

# **Verfahrenstechnische Grundlagen für das Laserstrahl-Umschmelzen einkristalliner Nickelbasis-Superlegierungen**

Von der Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule  
Aachen zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften  
genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Bernd Burbaum

Berichter: Universitätsprofessor Dr. rer. nat. Reinhart Poprawe M.A.  
Universitätsprofessor Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek

Tag der mündlichen Prüfung: 20. Dezember 2010

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Hochschulbibliothek online verfügbar.

## Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand neben meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Lasertechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen und am Fraunhofer Institut für Lasertechnik in Aachen. Hiermit möchte ich mich bei allen bedanken, die zum Gelingen der Arbeit wesentlich beigetragen haben.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. Reinhart Poprawe M.A. danke ich für die Überlassung des Themas. Herrn Prof. Dr.-Ing. Andreas Bühlig-Polaczek danke ich für die Übernahme des Korreferates sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. Stefan Pischinger für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Bei allen Kolleginnen und Kollegen des Lehrstuhls für Lasertechnik und der Gruppe Auftragschweißen des Fraunhofer ILT bedanke ich mich für die gute Zusammenarbeit und die angenehme Arbeitsatmosphäre. Zudem bedanke ich mich bei meinen Studien- und Diplomarbeitern und studentischen Hilfskräften für ihre geleistete Arbeit.

Ganz besonders bedanke ich mich bei Herrn Dr. Konrad Wissenbach und Herrn Dr. Ingomar Kelbassa für Ihre Unterstützung, motivierenden Anregungen und die Durchsicht des Manuskriptes. Weiterhin möchte ich mich bei Herrn Dr. Norbert Pirch für die Unterstützung bei der Prozessmodellierung sowie die zahlreichen Diskussionen bedanken. Danken möchte ich auch Herrn Dr. Selim Mokadem für seine ständige Diskussionsbereitschaft und die Durchsicht dieser Arbeit.

Meiner Familie danke ich für die Ermöglichung des Studiums und somit meines beruflichen Werdegangs. Meiner Ehefrau Christina danke ich für ihr Verständnis und ihre Unterstützung.

Für meine Frau Christina und meine Kinder  
Jan Christian und Simon Bernd

## Abstract

The continued drive for increased efficiency, performance and reduced costs for industrial gas turbines demands extended use of high temperature materials, such as single crystal nickel-based superalloys. The cost for hot section components used in those applications is a primary factor creating a growing need for advanced blade repair procedures, a need which addresses the problem of repairing damaged parts. In the present work procedural fundamentals are developed for the laser remelting of single crystal turbine blades made from the nickel-base superalloy PWA 1483. Such a process aims to remove cracks in the surface layer by maintaining the single crystal structure. Single crystal repair using laser remelting requires controlled solidification conditions in order to prevent nucleation and growth of spurious grains ahead of the columnar dendritic front, i.e. to ensure epitaxial growth and to prevent the columnar to equiaxed transition. The development of the procedural fundamentals is subdivided into three steps.

A laser remelting process is first developed on flat sample geometries. A process window is determined by varying all relevant process parameters. By maintaining the single crystal structure, a remelted depth up to 1.2 mm is reached in the surface layer. The development of an overlapping strategy is used to remelt whole areas and to achieve a homogeneous remelted depth. In addition investigations are carried out to measure the emitted temperature radiation on the surface in the melt pool. In comparison to the experimental process development, heat conduction calculations based on the finite element method are carried out to determine the solidification conditions (temperature gradient, solidification velocity) and the temperature field within the melt pool. The experimental and calculated results are compared with results from previous literature. The first step is completed by remelting artificial cracks and maintaining the single crystal structure.

In the second step, the developed process is transferred to complex samples with changing material thickness and curved surfaces. The measurement of the emitted temperature radiation of the surface of the melt pool is used to implement a temperature control. By using this control a nearly constant remelted depth of  $z_m = 1 \text{ mm} \pm 0.1 \text{ mm}$  is achieved along the remelted track. This means that the deviation in remelted depth is decreased in comparison to laser remelting with a constant laser power. In the third step, the process is successfully applied to remelt different areas on turbine blades (platform, blade, fillet) without cracking.



# Inhalt

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Zielsetzung und Vorgehensweise</b>	<b>3</b>
2.1	Zielsetzung	3
2.2	Vorgehensweise	5
<b>3</b>	<b>Eingesetzte Werkstoffe</b>	<b>8</b>
3.1	Nickelbasis-Superlegierungen	8
3.1.1	Aufbau und Struktur	10
3.1.2	Wärmebehandlung	12
3.1.3	Schweißbeignung	12
<b>4</b>	<b>Physikalische Grundlagen</b>	<b>16</b>
4.1	Morphologie der Erstarrungsfront	16
4.2	Verfahrensprinzip Laserstrahl-Umschmelzen	18
<b>5</b>	<b>Stand der Technik</b>	<b>22</b>
5.1	Modelle zum CET-Übergang „Columnar to Equiaxed Transition“	22
5.2	Laserstrahl-Umschmelzen an Nickelbasis-Superlegierungen	30
5.3	Messung der emittierten Temperaturstrahlung	36
<b>6</b>	<b>Anlagen- und Systemtechnik</b>	<b>40</b>
6.1	Laserstrahlquelle und Optiken	40
6.2	Versuchsaufbau	40
6.3	Induktive Vorwärmung	42
6.4	Eingesetzte Messsysteme	43
6.4.1	Precitec-System	43
6.4.2	CPC-System	46
6.4.3	Quotientenpyrometer	47
6.4.4	Messfehler bei der Messung der Temperaturstrahlung	49
6.5	Aufbau der Temperaturregelung	53
6.6	Nachführung der Bearbeitungsoptik	54
6.7	CNC-Programmerstellung	55
<b>7</b>	<b>Verfahrensentwicklung</b>	<b>57</b>

7.1	Schritt 1: Grundlegende Untersuchungen an Flachproben	57
7.1.1	Ermittlung geeigneter Verfahrensparameter an Flachproben	58
7.1.2	Einfluss der Dendritenorientierung im Grundmaterial	76
7.1.3	Vermeidung von Heißrissen beim Ausschalten der Laserstrahlung	77
7.1.4	Überlappbearbeitung	80
7.1.5	Untersuchungen zur Messung der emittierten Temperaturstrahlung	81
7.1.6	Einfluss der Materialdicke auf die Umschmelztiefe	86
7.1.7	Verschließen von künstlichen Rissen	88
7.2	Schritt 2: Übertragung des Verfahrens auf komplexe Geometrien	95
7.2.1	M-Probe	96
7.2.2	U-Probe	105
7.2.3	L-Probe	106
7.3	Schritt 3: Übertragung des Verfahrens auf Turbinenschaufel	109
7.3.1	Untersuchung des Grundmaterials	110
7.3.2	Plattform	111
7.3.3	Schaufelblatt	112
7.3.4	Fillet	114
7.3.5	Untersuchungen zur Messung der emittierten Temperaturstrahlung	116
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>119</b>
<b>9</b>	<b>Quellen und weiterführende Literatur</b>	<b>122</b>
<b>10</b>	<b>Anhang</b>	<b>130</b>
10.1	Physikalische Grundlagen der Temperaturmessung	130
10.2	Leistungsmessungen und Strahldiagnosen des verwendeten Lasersystems	134

# 1 Einleitung

Um die geforderten Eigenschaften wie Hochtemperaturfestigkeit, Kriechfestigkeit, Ermüdungsfestigkeit, Zähigkeit, Schlagbeständigkeit und Widerstand gegen Heißgaskorrosion zu gewährleisten, werden in modernen stationären Industriegasturbinen Turbinenschaufeln aus Nickelbasis-Superlegierungen eingesetzt. Die Turbinenschaufeln werden im Betrieb großen Temperaturen und mechanischen Belastungen ausgesetzt. Die maximale Einsatztemperatur (Metalltemperatur) modernster Nickelbasis-Superlegierungen an der Oberfläche der Turbinenschaufeln liegt derzeit bei ungefähr 1000 °C. Mit aufwendigen Kühlsystemen wie Innen- oder Filmkühlung sowie keramischen Wärmedämmschichtsystemen an den Turbinenschaufeln sind derzeit Turbineneintrittstemperaturen über 1400 °C erreichbar [1]. In Bild 1 ist der Turbinenbereich einer stationären Industriegasturbine dargestellt. In den ersten beiden Stufen dieser Industriegasturbine werden einkristallin erstarrte Turbinenschaufeln eingesetzt, in den weiteren Stufen kommen aufgrund der kleineren mechanischen und thermischen Belastungen stengelkristallin und polykristallin erstarrte Turbinenschaufeln zum Einsatz.

Bild 1 :  
Brennkammer und  
Turbinenbereich  
einer  
Industriegasturbine  
des Typs  
SGT6-4000F  
[Quelle: Siemens PG]



Im Betrieb befindliche Turbinenschaufeln werden nach etwa 24.000 Betriebsstunden regelmäßig gewartet und gegebenenfalls ausgetauscht, wenn aufgrund betriebsbedingter Beanspruchung ein einwandfreies Funktionieren nicht mehr sicher gestellt werden kann. Neben starken Materialverlusten durch Korrosion sind Ermüdungsrisse die am häufigsten auftretenden Ursachen für

einen Austausch der Turbinenschaufeln. Insbesondere treten derartige Ermüdungsrisse quer zur Schaufellängsachse auf, die im Laufe der Zeit weiter wachsen. Aufgrund der hohen Material- und Herstellungskosten für Turbinenbauteile mit einer einkristallin erstarrten Gefügestruktur muss ein Kraftwerksbetreiber für die Instandhaltung einer Gasturbinenanlage (bspw. Austausch von Turbinenschaufeln) relativ hohe Kosten einkalkulieren. Vor dem Hintergrund eines steigenden Kostendruckes werden daher Instandsetzungsverfahren, welche die Betriebsfähigkeit einer beschädigten Turbinenschaufel wiederherstellt, zunehmend attraktiver [2]. Eine Möglichkeit zum Instandsetzen der beschädigten einkristallin erstarrten Turbinenschaufeln ist das Schweißen der Turbinenschaufeln durch die Zugabe von duktilen Schweißzusatzstoffen aus Nickelbasis-Superlegierungen (z.B. Inconel 718), die in einer polykristallinen Struktur erstarren. Allerdings weisen diese Schweißzusatzstoffe im Vergleich zum Grundwerkstoff eine kleinere Hochtemperaturfestigkeit auf [3].

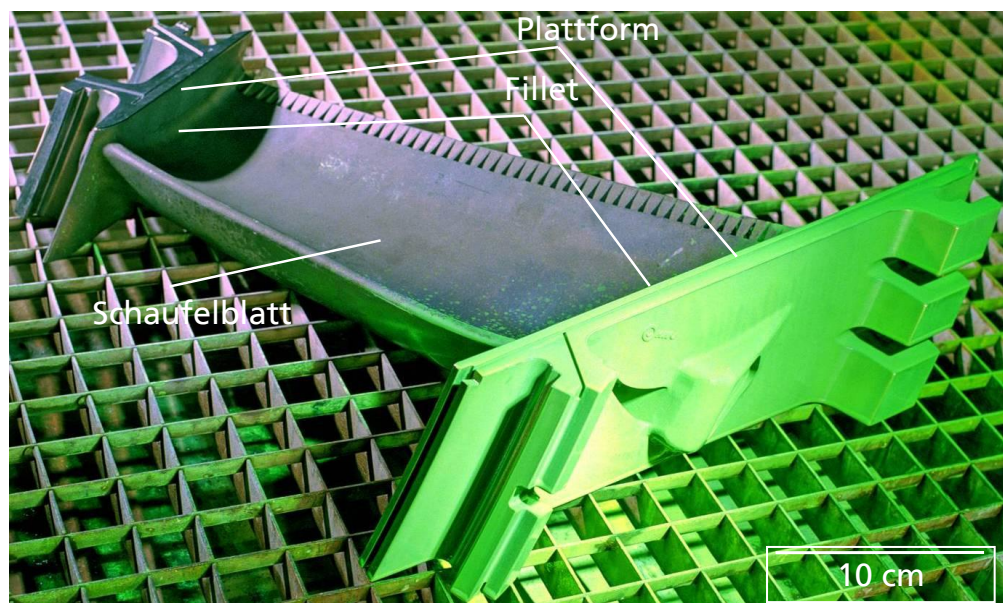
Durch das Umschmelzen der Risse in der Randschicht mit Laserstrahlung (Laserstrahl-Umschmelzen) kann die einkristallin erstarrte Struktur der Turbinenschaufeln erhalten und rekonstruiert werden. Bisher wird das Laserstrahl-Umschmelzen für die Instandsetzung einkristallin erstarrter Turbinenschaufeln nicht eingesetzt. Eine erfolgreiche Entwicklung, Umsetzung und Qualifizierung des Laserstrahl-Umschmelzens an einkristallin erstarrten Turbinenschaufeln aus Nickelbasis-Superlegierungen soll zu einer Verlängerung der Lebensdauer bei größerer Hochtemperaturfestigkeit im Vergleich zu konventionell geschweißten Turbinenschaufeln führen. Durch eine Erweiterung des Lebenszyklus jeder einzelnen Turbinenschaufel werden Material- und Herstellungskosten eingespart.

## 2 Zielsetzung und Vorgehensweise

### 2.1 Zielsetzung

Das Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung verfahrenstechnischer Grundlagen für das Verschließen von Rissen in einkristallin erstarrten Turbinenschaufeln aus der Nickelbasis-Superlegierung PWA 1483. Mit einem Laserstrahl werden bis zu 1 mm tiefe Risse in der Randschicht der Turbinenschaufel umgeschmolzen. Dabei soll die einkristallin erstarrte Struktur der Turbinenschaufel rekonstruiert werden. Die Risse befinden sich in der Plattform, dem Schaufelblatt und dem Fillet (Übergangsradius zwischen Plattform und Schaufelblatt) sowohl an der Druckseite als auch an der Saugseite der Turbinenschaufel. In Bild 2 ist eine Turbinenschaufel aus dem Turbinenbereich einer Industriegasturbine dargestellt.

Bild 2:  
Turbinenschaufel  
einer Industrie-  
gasturbine  
[Quelle: Siemens PG]



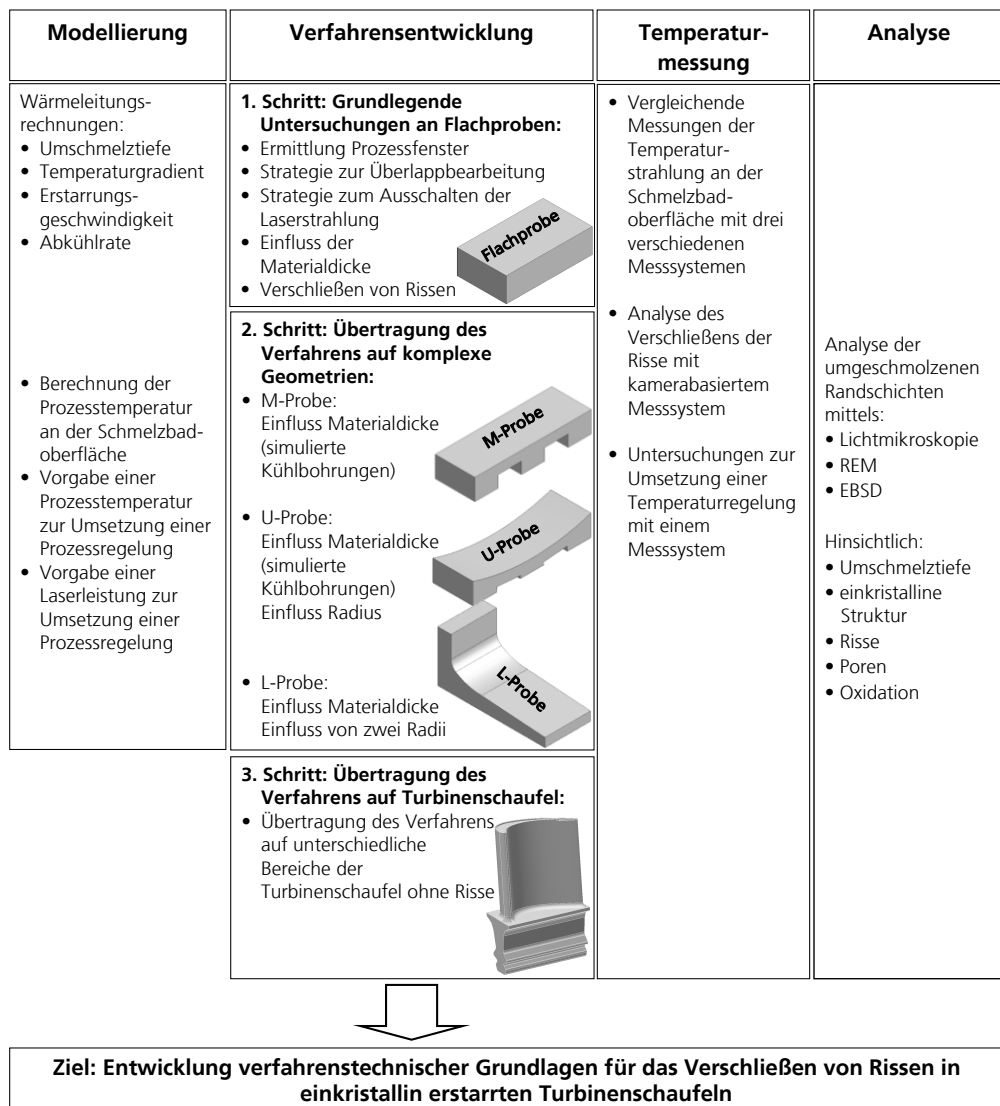
Beim Laserstrahl-Umschmelzen von Metallwerkstoffen kommt es aufgrund der lokal begrenzten Energieeinbringung und der kleinen Wechselwirkungszeiten zu großen Abkühlgeschwindigkeiten in der Schmelze. Die lokalen Erstarrungsbedingungen im Schmelzbad können durch die Verfahrensparameter beim Laserstrahl-Umschmelzen so eingestellt werden, dass die Schmelze epitaktisch am Grundmaterial anwächst und die Struktur des Materials gerichtet dendritisch erstarrt. Diese Struktur entspricht der

ursprünglichen Struktur der Turbinenschaufel, so dass nicht nur die gerissenen Bereiche der Turbinenschaufel verschlossen werden, sondern auch die einkristalline Struktur der Turbinenschaufel rekonstruiert wird. Durch die Vorwärmung des Materials wird die Rissneigung beim Laserstrahl-Umschmelzen an Nickelbasis-Superlegierungen verkleinert, da die thermischen Spannungen, die beim Laserstrahl-Umschmelzen in das Bauteil eingebracht werden, reduziert werden. Die Herausforderungen bei der Entwicklung verfahrenstechnischer Grundlagen liegen in der Erreichung einer maximalen Umschmelztiefe, in der Rekonstruktion der einkristallin erstarrten Struktur durch Epitaxie und gerichtet dendritisches Wachstum sowie in der Vermeidung von Rissen. Der technisch-wissenschaftlicher Ansatz besteht in der engeren Verknüpfung von experimenteller Verfahrensentwicklung, von Temperaturmessungen an der Schmelzbadoberfläche und von Wärmeleitungsrechnungen (Modellierungen) der Erstarrungsbedingungen und des Temperaturfeldes auf Basis der Finite-Elemente-Methode. Zudem werden die experimentell ermittelten und modellierten Ergebnisse in bereits in der Literatur vorliegende Ergebnisse eingeordnet.

## 2.2 Vorgehensweise

In Bild 3 ist ein Flussdiagramm der den Untersuchungen zu Grunde liegenden Zielsetzung und Vorgehensweise für die Entwicklung der verfahrenstechnischen Grundlagen dargestellt.

Bild 3 : Flussdiagramm der den Untersuchungen zu Grunde liegenden Zielsetzung und Vorgehensweise für die Entwicklung verfahrenstechnischer Grundlagen



Die Entwicklung verfahrenstechnischer Grundlagen erfolgt in drei Schritten. Das Verfahren wird an Flachproben entwickelt und über komplexe Proben mit unterschiedlicher Materialdicke und gekrümmten Oberflächen auf die unterschiedlichen Bereiche der Turbinenschaufeln übertragen. Die Komplexität der Bearbeitung nimmt vom ersten (Flachprobe) über den zweiten (L-Probe, M-

Probe, U-Probe) bis zum dritten Schritt (Turbinenschaufel) zu. Alle Proben und die Turbinenschaufeln sind aus der Nickelbasis-Superlegierung PWA 1483 gefertigt.

#### **zu Schritt 1:**

Im ersten Schritt werden grundlegende Untersuchungen an Flachproben durchgeführt. Diese Untersuchungen beinhalten folgende Arbeitsschritte:

- Ermittlung geeigneter Verfahrensparameter wie Laserleistung, Laserstrahldurchmesser, Verfahrensgeschwindigkeit und Vorwärmtemperatur für das Laserstrahl-Umschmelzen: Bestimmung eines Prozessfensters für eine maximale Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur
- Einfluss der Lage und Orientierung der Dendriten im Grundmaterial auf die erstarrte Struktur im Schmelzbad
- Bestimmung einer Strategie zur Überlappbearbeitung
- Vermeidung von Heißrissen (Erstarrungsrissen) beim Ausschalten der Laserstrahlung am Ende der Spur
- Untersuchungen zur Messung der emittierten Temperaturstrahlung
- Einfluss der Materialdicke auf die Umschmelztiefe
- Verschließen von 1 mm tiefen Rissen in Flachproben

#### **zu Schritt 2:**

In dem zweiten Schritt werden die verfahrenstechnischen Grundlagen auf komplexe Proben mit unterschiedlicher Materialdicke (M-Probe) und gekrümmten Oberflächen (U-Probe, L-Probe) übertragen. Die geometrischen Abmessungen der Proben (Wandstärkenänderungen, Radien) sind der Geometrie der Turbinenschaufel entnommen. Für das Laserstrahl-Umschmelzen dieser Proben ist die Verwendung einer 4-Achs-Bearbeitung erforderlich.

#### **zu Schritt 3:**

Das Ziel des dritten Schrittes ist die Übertragung der verfahrenstechnischen Grundlagen auf das Originalbauteil. Neben der Verwendung einer 4-Achs-Bearbeitung wird das Verfahren durch den Einsatz einer CAD/CAM/NC-Datenkette am Originalbauteil umgesetzt. Diese Untersuchungen beinhalten folgende Arbeitsschritte:

- Übertragung des Verfahrens auf die verschiedenen Bereiche der Turbinenschaufel (Plattform, Schaufelblatt, Übergangsradius) ohne Risse

Das Laserstrahl-Umschmelzen wird in mit einer Schutzgasatmosphäre gefüllten Prozesskammern durchgeführt, die die Oxidation der Schmelzbadoberfläche verhindert. Durch Sauerstoffanreicherungen der Schmelze können fehlorientierte Körner (Mehrkorngefüge) und Risse im umgeschmolzenen Bereich entstehen. Größere Bereiche mit Mehrkorngefüge sind bei



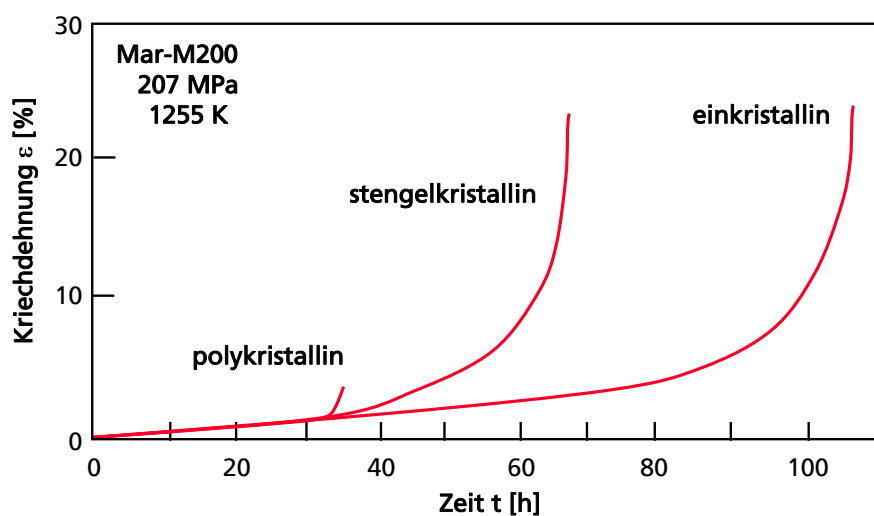
Einkristallwerkstoffen unbedingt zu vermeiden, weil diese keine korngrenzenwirksamen Elemente enthalten und deshalb rasches interkristallines Versagen auftreten würde [4] [5]. Da der verfahrenstechnische Aufwand und die Kosten für das Befüllen der Prozesskammern mit dem Schutzgas Argon möglichst gering gehalten werden sollen, werden für die Verfahrensentwicklung zwei unterschiedlich große Prozesskammern gebaut. Die ersten Untersuchungen (Schritt 1 - 2) werden in einer kleineren Prozesskammer 1 an den unterschiedlichen Proben durchgeführt. In der Prozesskammer 2 können alle relevanten Bereiche der Turbinenschaufel durch Laserstrahl-Umschmelzen bearbeitet werden. In beiden Prozesskammern können jeweils die Proben bzw. Turbinenschaufeln in einer Schutzgasatmosphäre bis auf  $T_V = 1000 \text{ °C}$  vorgewärmt werden. Parallel zur Verfahrensentwicklung werden Grundlagenuntersuchungen zur Messung der emittierten Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche durchgeführt. Durch diese Messungen wird untersucht, inwiefern die an der Schmelzbadoberfläche emittierte Temperaturstrahlung für den Aufbau einer Temperaturregelung (Regelung der Temperaturstrahlung) verwendet werden kann. Das Ziel der Temperaturregelung ist die Einhaltung einer nahezu konstanten Umschmelztiefe von etwa 1 mm. Wärmestaus, aufgrund von Änderungen der Materialdicke, sollen durch die Temperaturregelung erkannt und ausgeglichen werden. Für die Messung der Temperaturstrahlung werden unterschiedliche Messsysteme eingesetzt und miteinander verglichen. Zum Einsatz kommen zwei Quotientenpyrometer, eine Photodiode (Precitec-System) und eine CCD-Kamera (CPC-System). Unterstützend und vergleichend zur experimentellen Verfahrensentwicklung werden Wärmeleitungsrechnungen (Modellierungen) auf Basis der Finite-Elemente-Methode an den unterschiedlichen Proben und der Turbinenschaufel durchgeführt. Die Wärmeleitungsrechnungen sollen den experimentellen Arbeitsaufwand reduzieren. Berechnet werden verfahrensrelevante Größen wie Schmelzbadgeometrie, Umschmelztiefe, Abkühlrate, Temperaturgradient und Erstarrungsgeschwindigkeit auf der Erstarrungsfront. Zudem werden Berechnungen der Prozesstemperatur an der Schmelzbadoberfläche durchgeführt und mit den Messungen der drei eingesetzten Temperaturmesssysteme verglichen. In allen drei Verfahrensschritten wird nach dem Laserstrahl-Umschmelzen das Gefüge der umgeschmolzenen Spuren in Quer- und Längsschliffen metallurgisch auf einkristallin erstarrte Struktur, Umschmelztiefe, Risse und Poren untersucht. An ausgewählten Proben wird vergleichend zur metallurgischen Untersuchung der Anteil an einkristallin erstarrter Struktur im Rasterelektronenmikroskop (REM) durch die EBSD-Messtechnik (Electron Backscatter Diffraction) gemessen. Die EBSD-Messtechnik wird in Kapitel 5 näher vorgestellt.

## 3 Eingesetzte Werkstoffe

### 3.1 Nickelbasis-Superlegierungen

Als Superlegierungen werden Werkstoffe komplexer Zusammensetzung für Hochtemperaturanwendungen bezeichnet, dessen Einsatztemperaturen höher liegen als die martensitischer Stähle (d.h. 650 °C) [6]. Nickelbasis-Superlegierungen eignen sich aufgrund ihrer großen Festigkeiten und ihrer korrosiven Eigenschaften für den Einsatz als Leit- und Laufschaufeln in stationären Industriegasturbinen. Mit der Einführung des Vakuumfeingussverfahrens wurden die bis dahin eingesetzten Schmiedelegierungen durch Gusslegierungen ersetzt, die aufgrund ihres höheren Volumenanteils an härtender  $\gamma'$ -Phase (> 48 % [7] [8]) bei größeren Temperaturen (> 850 °C [9]) eingesetzt werden. Ein höherer Volumenanteil an  $\gamma'$ -Phase führt zu einer Verringerung der Kriechneigung<sup>1</sup>, jedoch auch zu einem Verlust an Duktilität und zu einer Versprödung des Werkstoffes [10]. Da durch senkrecht zur Belastungsrichtung liegende Korngrenzen, wie sie bei konventionell vergossenen oder polykristallinen Turbinenschaufeln auftreten, ein wesentlicher Anteil der Kriechschädigung hervorgerufen wird, konnte mit der Entwicklung der gerichtet erstarrten (directionally solidified) stengelkristallinen Bauteile die Ermüdungs- und Kriechbeständigkeit vergrößert werden. In Bild 4 ist ein Vergleich der Kriechdehnung der polykristallin, stengelkristallin und einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierung Mar-M200 in Abhängigkeit von der Zeit dargestellt.

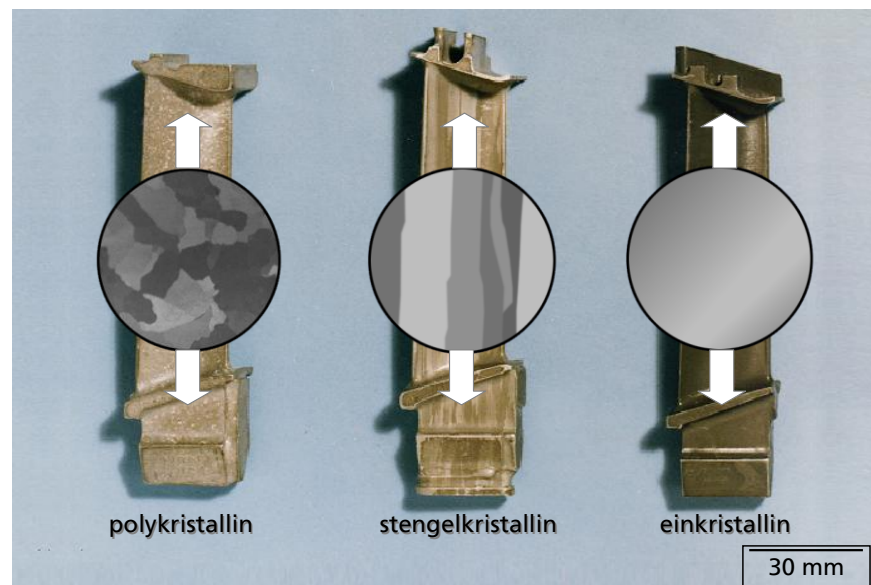
Bild 4 :  
Vergleich der Kriechdehnung der polykristallin, stengelkristallin und einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierung Mar-M200 in Abhängigkeit von der Zeit, nach [11]



<sup>1</sup> Ausgeschiedene  $\gamma'$ -Partikel behindern die Versetzungsbewegung in der  $\gamma$ -Matrix

Eine Weiterentwicklung der Gießtechnologie führte zur Herstellung von einkristallin erstarrten Bauteilen, bei denen aufgrund des vollständigen Fehlens von Korngrenzen auf korngrenzenverfestigende Legierungselemente, wie z.B. B, C, Hf und Zr verzichtet werden konnte [12]. Einkristallin erstarrt bedeutet Ein-Korn-Legierungen mit kohärenten Härtingsphasen, dendritischen Seigerungen, Resteutektika und Porosität [13] [8]. In Bild 5 ist ein Vergleich von Turbinenschaufeln mit polykristallin, stengelkristallin und einkristallin erstarrtem Gefüge schematisch dargestellt.

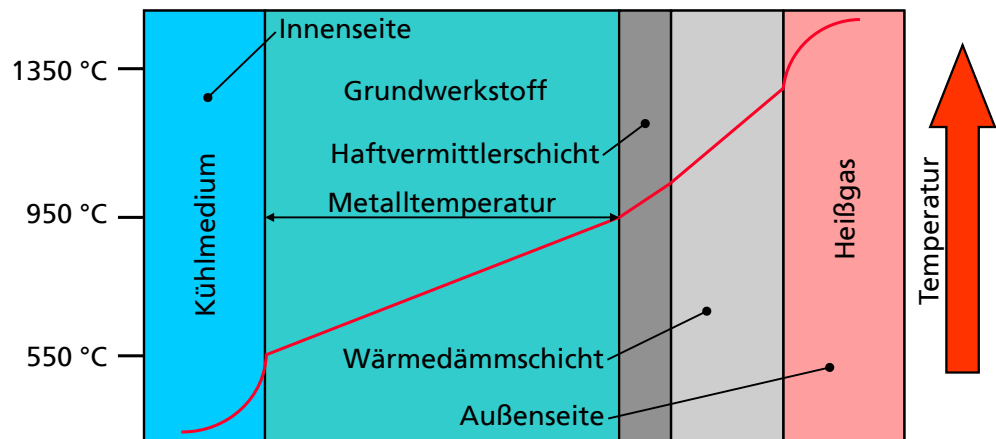
Bild 5 :  
Vergleich von  
Turbinenschaufeln  
mit polykristallin,  
stengelkristallin und  
einkristallin  
erstarrtem Gefüge  
(schematische  
Darstellung) [14]



Die maximale Einsatztemperatur modernster einkristallin erstarrter Nickelbasis-Superlegierungen an der Oberfläche der Turbinenschaufeln liegt derzeit bei ungefähr 1000 °C. Um durch Steigerung der Turbineneintrittstemperatur eine weitere Wirkungsgraderhöhung von Flugtriebwerken und stationären Industriegasturbinen zu erreichen, werden daher durch Luft innengekühlte Schaufeln mit Wärmedämmschichtsystemen aus  $Y_2O_3$ -stabilisiertem  $ZrO_2$  eingesetzt, die Oberflächentemperaturen über 1200 °C erlauben. In Verbindung mit einer Filmkühlung der Schaufeloberfläche sind derzeit Turbineneintrittstemperaturen über 1400 °C erreichbar [15] [16] [1]. In Bild 6 wird schematisch der Temperaturverlauf einer Turbinenschaufel mit Wärmedämmschicht dargestellt. Die typische Turbinenschaufel mit keramischer Wärmedämmschicht baut sich aus einem metallischen Substrat, einer Haftvermittlerschicht und einer keramischen Schicht auf. Die metallische Haftvermittlerschicht (Bondcoat) dient der Kompensation der unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften des Substrats und des Beschichtungswerkstoffs.

Als Bond Coatings werden in der Regel sog. MCrAlY-Schichten (M steht für Ni, Co oder beides) verwendet.

Bild 6 :  
Schematische  
Darstellung:  
Typischer  
Temperaturverlauf  
im Grundwerkstoff  
und Wärmedämm-  
schichtsystem,  
nach [12]



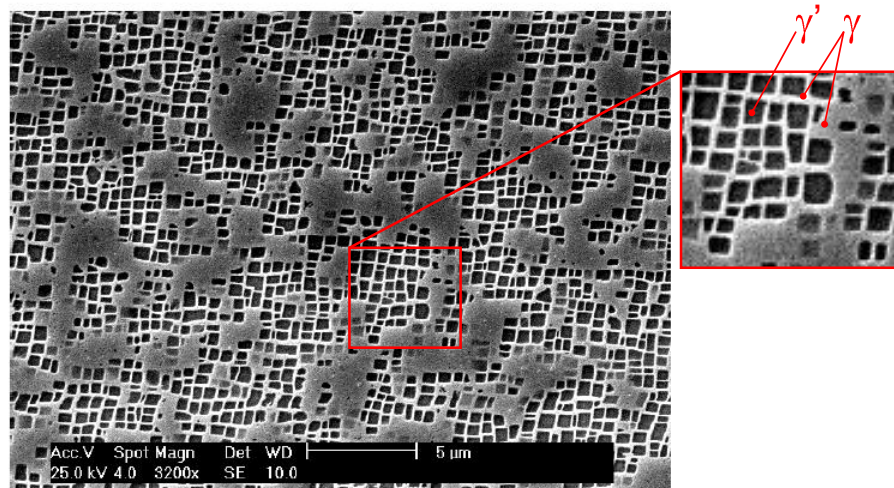
Diese bilden schützende Aluminiumoxidschichten an der Grenzfläche Haftvermittlerschicht/keramische Wärmedämmschicht aus. Das grundlegende Konzept der Oxidationsschicht ist die Bildung einer temperaturgeständigen, dichten Oxidschicht, die eine Sauerstoffdiffusion und damit die Oxidation des Substratsmaterials verhindert [16].

### 3.1.1 Aufbau und Struktur

Nickel kristallisiert in einer bis zum Schmelzpunkt stabilen kubisch flächenzentrierten Gitterstruktur ( $\gamma$ -Phase). Bei den Nickelbasis-Superlegierungen handelt es sich um zweiphasige Legierungen, die aus den beiden Phasen  $\gamma$  und  $\gamma'$  bestehen. Die  $\gamma$ -Phase ist eine mischkristallgehärtete, kubisch flächenzentrierte Phase, deren Hauptbestandteil Nickel ist [16]. Die  $\gamma$ -Phase kann durch Elemente wie Kobalt, Eisen, Chrom, Niob, Tantal und Wolfram gehärtet werden. Für die große Warmfestigkeit der Nickelbasis-Superlegierungen ist die  $\gamma'$ -Phase verantwortlich, die eine inverse Abhängigkeit der Fließspannung von der Temperatur bis ca. 800 °C zeigt (siehe Bild 11). In der  $\gamma'$ -Phase, die im binären Fall aus 75 Atomprozent Nickel und 25 Atomprozent Aluminium besteht, kann in Nickelbasis-Superlegierungen das Element Nickel durch Kobalt und Aluminium durch Titan, Tantal, Niob, Molybdän und Wolfram ersetzt werden [17] [4]. Die  $\gamma'$ -Phase weist ebenfalls ein kubisch flächenzentriertes Gitter mit einer  $L1_2$ -Überstruktur auf, d. h. die Ni-Atome besetzen die Flächenmitten und die Al-Atome die Ecken einer kubisch flächenzentrierten Elementarzelle [13]. Die Phasengrenzfläche zur  $\gamma$ -Phase ist aufgrund der geringen Fehlpassung kohärent (nahezu gleicher Gitterparameter  $a_{\gamma} \sim a_{\gamma'}$ ) [18]. In Bild 7 ist die Mikrostruktur ( $\gamma/\gamma'$ -Gefüge) einer vollständig wärmebehandelten einkristallinen Nickelbasis-Superlegierung

dargestellt. Die härtende  $\gamma'$ -Phase ist kubisch ausgeschieden und in der hier hell erscheinenden  $\gamma$ -Matrix eingebettet [17].

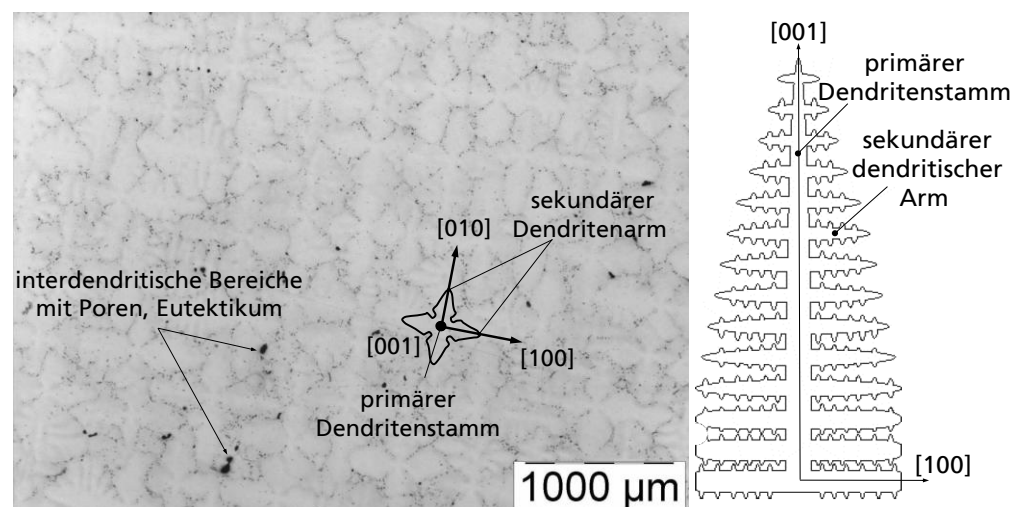
Bild 7 :  
 $\gamma/\gamma'$ -Mikrostruktur  
einer vollständig  
wärmebehandelten  
einkristallin  
erstarrten  
Nickelbasis-  
Superlegierung [17]



Bei der Herstellung von einkristallinen erstarrten Turbinenschaufeln werden beim Gießen die Abkühlbedingungen der Schmelze aus wirtschaftlichen und technischen Gründen so gewählt, dass die Struktur gerichtet dendritisch erstarrt [13].

In Bild 8 ist die Makrostruktur der einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierung PWA 1483 dargestellt. Gekennzeichnet sind die primären Dendritenstämme in [001] Richtung mit den in den Richtungen [100] und [010] orientierten sekundären Dendritenarmen.

Bild 8 .  
links: PWA 1483:  
Makrostruktur mit  
dendritisch  
erstarrtem Gefüge  
und Poren in den  
interdendritischen  
Bereichen  
rechts:  
Schemazeichnung  
eines Dendriten mit  
primären  
Dendritenstamm  
und sekundären  
Dendritenarmen  
[17]



In dieser Arbeit werden für die Entwicklung verfahrenstechnischer Grundlagen Turbinenschaufeln und Proben aus der einkristallin erstarrten Superlegierung PWA1483 verwendet. Diese von Pratt & Whitney Aircraft entwickelte Gusslegierung der ersten Generation scheidet im wärmebehandelten Zustand einen Volumenanteil an  $\gamma'$ -Phase von ca. 55 % aus [19]. Die Legierung wurde speziell für große Turbinenschaufeln in stationären Industriegasturbinen sowie für Schiffsturbinen entwickelt und weist einen großen Chrom-Anteil auf, der eine große Beständigkeit gegen Heißgaskorrosion sicherstellt. Eingesetzt wird diese Legierung unter anderem in Schaufeln der ersten und der zweiten Laufreihe der Turbinensektion einer von der Firma Siemens Power Generation produzierten Industriegasturbine [17]. In Tabelle 1 ist die chemische Zusammensetzung der einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierung PWA 1483 dargestellt.

Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Al	Ti
60,9	12,8	9	1,9	3,8	4	3,6	4

Tabelle 1 : Chemische Zusammensetzung der Nickelbasis-Superlegierung PWA 1483 in (Gew.-%) [19]

### 3.1.2 Wärmebehandlung

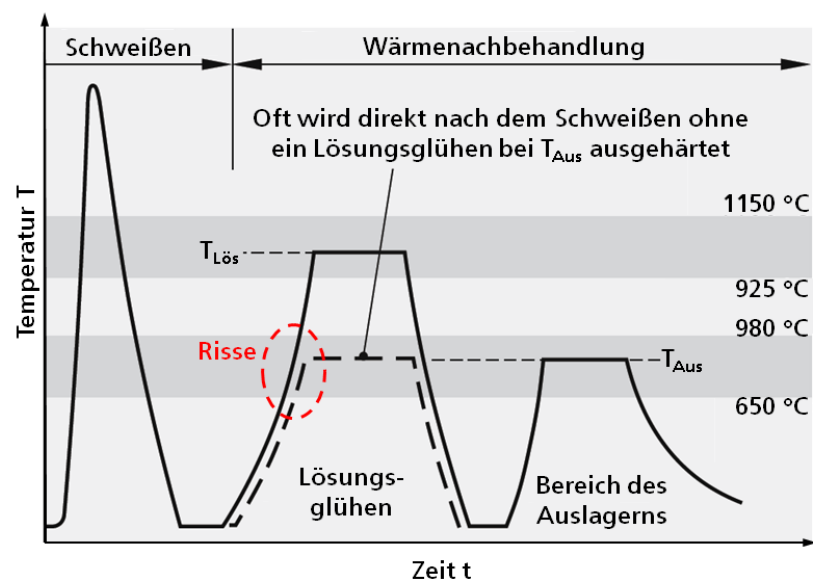
Im Abschluss an den gießtechnischen Herstellungsprozess wird generell eine Wärmebehandlung an den einkristallin erstarrten Turbinenschaufeln durchgeführt, um geeignete Werkstoffeigenschaften hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften einzustellen [20]. Durch die Elemente Titan, Aluminium und Niob wird eine Ausscheidungshärtung erzielt. Die genannten Elemente sind in diesen Legierungen nur in begrenztem Umfang löslich. Durch die Wärmebehandlung wird ein großer Volumenanteil an  $\gamma'$ -Phase mit geeigneter Größe, Form und Anordnung ausgeschieden. Bei Belastung des Bauteils erfolgen die Versetzungsbewegungen in der Matrix entweder durch Schneiden oder Umgehung der ausgeschiedenen  $\gamma'$ -Phase [21].

### 3.1.3 Schweißbeignung

In der Literatur gibt es verschiedene Theorien zur Schweißbeignung von Nickelbasis-Superlegierungen und zur Entstehung von Heißrissen, von denen die wichtigsten vorgestellt werden. Für die Heißrissbildung beim Schweißen gilt es als empirisch erwiesen, dass bestimmte Werkstoffgruppen, zu denen die Nickelbasis-Superlegierungen gehören, in der Regel eine ausgeprägte Neigung zur Bildung von Heißrissen (Erstarrungsrisse, Wiederaufschmelzrisse, Ductility Dip Cracks) aufweisen [22]. Zudem neigen Werkstoffe mit einem großen Erstarrungsintervall  $\Delta T$  zwischen Liquidus- und Solidustemperatur zu Heißrissen [23]. Heißrisse bilden sich während der Erstarrung in der sogenannten „mushy zone“ (engl. für „breiige Zone“). Die „mushy zone“ ist das Zweiphasengebiet zwischen vollkommen fest und vollkommen flüssig, in der sich bei der Erstarrung alle Strukturen und alle Defekte formen [21]. Die Ursache für die

Heißrisse sind sich bildende Mikroseigerungen (mikroskopische Entmischungen der Schmelze), die infolge von Erstarrungs- und Umwandlungsvorgängen im Temperaturbereich der Solidustemperatur entstehen. Die Mikroseigerungen führen zu Restschmelzfilmen zwischen den Dendriten. Die Restschmelzfilme können keine auftretenden Schrumpfbeanspruchungen während der Abkühlung übertragen und sind die Ursache der Risse. Nach dem (RDG)-Heißrisskriterium [25] bilden sich Erstarrungsrisse, wenn aufgrund eines unzureichenden Nachflusses von Schmelze in die interdendritischen Räume der Kavitationsdruck der Schmelze unterschritten wird. Das Verdampfen der Schmelze führt zum Druckausgleich und ein stabiles Hohlraum bzw. Risswachstum setzt ein [25]. Zudem kann der Schweißprozess selbst zum Generieren von Rissen im geschweißten Bereich während nachfolgender Wärmenachbehandlungen führen. Dabei werden Risse (engl.: strain age cracking) charakteristischerweise in der ersten Wärmebehandlung nach dem Schweißen durch  $\gamma/\gamma'$ -Ausscheidungsprozesse in der Wärmeeinflusszone und im Schweißgut erzeugt (Bild 9). Eine Wärmenachbehandlung wird zum Beseitigen der (Schweiß-) Eigenspannungen (etwa 100 °C über der Betriebstemperatur) und zum Erzielen der maximalen Festigkeitseigenschaften angewendet. Während des Lösungsglühens ( $T_{L\ddot{o}s} = 925 \text{ °C}$  bis etwa 1150 °C) durchlaufen die beim Schweißen während der Aufheizphase „lösungsgeglühten“ (d.h. weitgehend ausscheidungsfreien Bereiche) die Auslagerungstemperatur, die etwa zwischen 650 °C und 980 °C liegt [26].

Bild 9 :  
Schematische Darstellung der Vorgänge bei der Wärmenachbehandlung ausscheidungs-härtender Nickelbasis-Superlegierungen, nach [26]

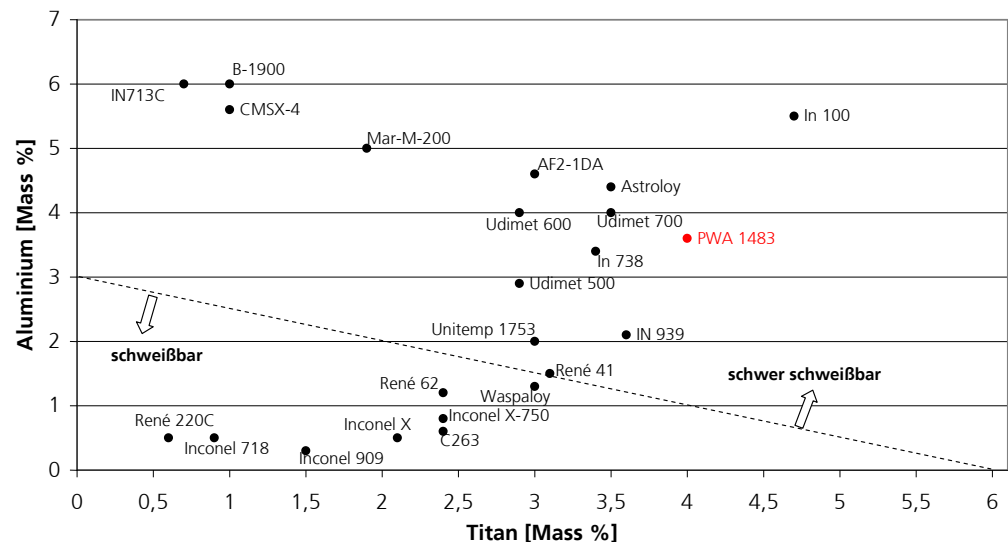


Die Ursache der Risse sind lokale Spannungen, die während des Ausscheidens der  $\gamma'$ -Phase infolge der Kontraktion der umliegenden Matrix entstehen [22]. Die Gitterkonstante der  $\gamma'$ -Phase ist bei Raumtemperatur im Allgemeinen kleiner als die der  $\gamma$ -Matrix. Durch die geringere Dichte der  $\gamma'$ -Phase werden



deshalb bei der Ausscheidung und nachfolgenden Abkühlung Zugeigenspannungen generiert, die eine Rissbildung initiieren können [24] [27]. Die Empfindlichkeit für diese Risse nimmt mit zunehmendem Anteil an  $\gamma'$ -bildenden Legierungsbestandteilen wie Titan und Aluminium zu, da dadurch auch der Anteil an  $\gamma'$ -Phase im Gefüge zunimmt [28]. Die generelle Schweißbeignung von Nickelbasis-Superlegierungen wird in der Literatur oft in Abhängigkeit von den Massenanteilen der Elemente Titan und Aluminium dargestellt. Prinzipiell gilt, dass je höher der Volumenanteil an  $\gamma'$ -Phase ist, desto schwieriger sind diese Legierungen zu schweißen [30]. In Bild 10 ist ein solches Diagramm zur Bewertung der Schweißbarkeit unterschiedlicher Nickelbasis-Superlegierungen dargestellt. Überschreiten die Anteile von Titan und Aluminium einen kritischen Wert (siehe gestrichelte Linie in Bild 10), wird die Legierung als nicht schweißbar angesehen [28].

Bild 10 :  
Diagramm zur  
Bewertung der  
Schweißbarkeit  
unterschiedlicher  
Nickelbasis-  
Superlegierungen  
[28] [29]



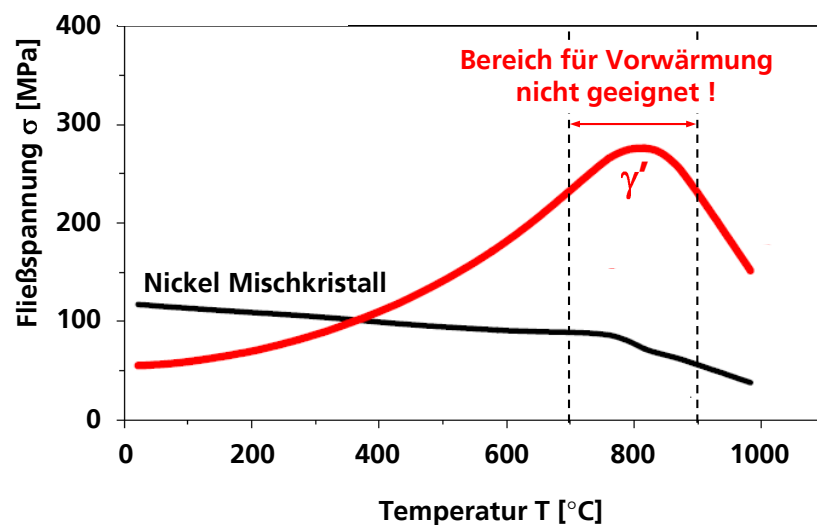
Ein Nachteil dieser Diagramme ist, dass Kriterien wie die Wärmebehandlung vor und nach dem Schweißen, das Schweißverfahren, die Körngröße (polykristallin, stengelkristallin, einkristallin erstarrt), das Erstarrungsintervall sowie die Körngrößenverteilung im Grundmaterial und im geschweißten Bereich nicht berücksichtigt werden [28].

Eine Möglichkeit zum Schweißen der Nickelbasis-Superlegierungen ist die Zugabe von duktilen Schweißzusatzstoffen ohne  $\gamma'$ -Phase (z.B. Inconel 718). Allerdings weisen diese duktilen Schweißzusatzstoffe im Vergleich zu den Nickelbasis-Superlegierungen mit  $\gamma'$ -Phase eine kleinere Hochtemperaturfestigkeit auf. Eine weitere Möglichkeit zur Vermeidung von Rissen beim Schweißen von Nickelbasis-Superlegierungen ist die Verringerung des Temperaturunterschiedes und damit des Spannungsgradienten zwischen Schweißstelle und dem Rest des Bauteils [31]. Nickelbasis-Superlegierungen weisen allgemein eine kleine Temperaturleitfähigkeit und einen relativ hohen



thermischen Ausdehnungskoeffizient auf. Die eingebrachte Schweißwärme wird vergleichsweise langsam abgeführt, was zu einer inhomogenen Erwärmung und zu großen thermischen Spannungen führt. Durch eine Vorwärmung des Bauteils während des Schweißens werden die thermischen Spannungen und mithin die verbleibenden Schweißeigenstressen verkleinert [32]. Für das Schweißen von Nickelbasis-Superlegierungen mit einem hohen  $\gamma'$ -Phasenanteil haben sich nur bestimmte Temperaturbereiche an Vorwärmtemperaturen als geeignet erwiesen (Bild 11).

Bild 11 :  
Abhängigkeit der  
Fließspannung von  
der Temperatur bei  
Nickel Mischkristall  
und  $\gamma'$ -Phase ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ),  
nach [33] [16]



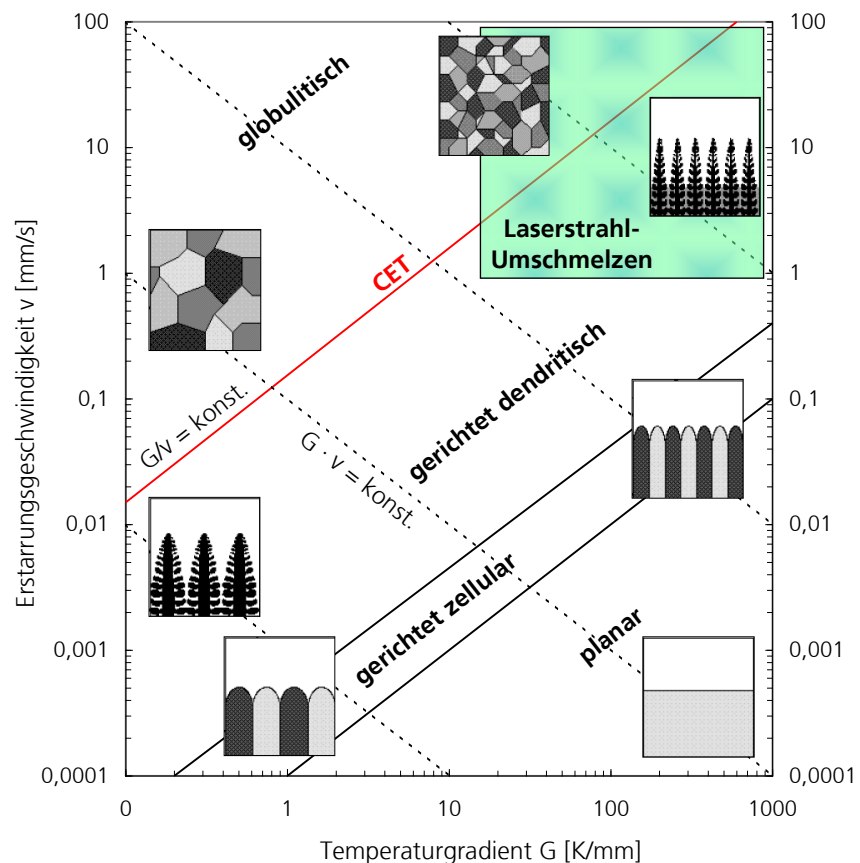
Die Schweißspannungen werden durch eine Versetzungsplastizität in der  $\gamma$ -Matrix abgebaut. Ist dieses Potential erschöpft, finden weitere plastische Verformungen über ein Schneiden der  $\gamma'$ -Partikel statt. Die Fließspannung der  $\gamma'$ -Phase ist temperaturabhängig und zeigt bei etwa 800 °C ein Maximum, d.h. mit zunehmender Vorwärmtemperatur bis 800 °C wird das Potential einer plastischen Verformung und damit Spannungsreduzierung über die  $\gamma'$ -Phase zunehmend reduziert und damit die Gefahr für eine Rissbildung erhöht.

## 4 Physikalische Grundlagen

### 4.1 Morphologie der Erstarrungsfront

Bei der Erstarrung von Legierungen wird die Morphologie der Erstarrungsfront bestimmt durch den Temperaturgradienten  $G$  und die Erstarrungsgeschwindigkeit der Phasenfront  $v$  [34]. Die Morphologie der Erstarrungsfront kann in vier unterschiedlichen Formen auftreten (Bild 12): Planar, gerichtet zellular, gerichtet dendritisch (engl.: columnar dendritic) und globulitisch (engl.: equiaxed).

Bild 12 : Schematische Darstellung der Abhängigkeit der Erstarrungsmorphologie von den Parametern Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  und Temperaturgradient  $G$  [34] [18] [35]



Dem Übergang von gerichtet dendritischer zu globulitischer Erstarrung (engl.: Columnar to Equiaxed Transition - CET) kommt bei der gießtechnischen Herstellung von Turbinenschaufeln eine besondere Bedeutung zu. Aus Gründen der Produktivität wird beim Gießen von einkristallin erstarrten

Turbinenschaufeln mit der größtmöglichen Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  gearbeitet, d.h. die Gießbedingungen werden so nah wie möglich am CET-Übergang gewählt. Solange die Wärme über den Festkörper abfließt erstarrt die Struktur gerichtet dendritisch. Wird die Wärme über die Schmelze abgeführt, erfolgt eine globulitische Erstarrung [34] [17]. In Bild 12 ist schematisch die Abhängigkeit der Erstarrungsmorphologie von den Parametern Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  und Temperaturgradient  $G$  dargestellt. Beim Laserstrahl-Umschmelzen ergeben sich aufgrund der Erstarrungsbedingungen im Schmelzbad Erstarrungsgeschwindigkeiten zwischen  $v = 10^{-3} - 10^{-1}$  m/s und Temperaturgradienten zwischen  $G = 10^5 - 10^7$  K/m [30]. Für die Charakterisierung der Erstarrungsbedingungen wird häufig die Abkühlgeschwindigkeit verwendet, welche sich als Produkt der Erstarrungsgeschwindigkeit und des Temperaturgradienten berechnen lässt:

$$4.1 \quad \frac{\partial T}{\partial t} = G \cdot v \quad [18]$$

Mit steigender Abkühlgeschwindigkeit  $G \cdot v$  wird jeweils feineres Gefüge ausgebildet [18]. Wird das Verhältnis  $G/v$  vergrößert, so ändert sich die Morphologie der Erstarrungsfront d.h. die Erscheinungsform der festen Phase. Aufgrund der Erstarrungsbedingungen beim Laserstrahl-Umschmelzen erstarrt die Struktur gerichtet dendritisch oder globulitisch. Die Struktur besteht aus einem primären Dendritenstamm und sekundären Dendritenarmen, die senkrecht zum Dendritenstamm wachsen. Der Abstand zwischen den primären Dendritenstämmen im erstarrten Bereich beträgt beim Laserstrahl-Umschmelzen etwa  $\lambda_1 = 20 \mu\text{m} - 40 \mu\text{m}$ , bei der gießtechnischen Herstellung der Turbinenschaufeln etwa  $\lambda_1 = 0,3 \text{ mm} - 0,5 \text{ mm}$ . Der Abstand von den primären Dendritenstämmen  $\lambda_1$  lässt sich nach Kurz [34] durch folgende Formel näherungsweise berechnen,

$$4.2 \quad \lambda_1 = K_1 G^{-\frac{1}{2}} v^{-\frac{1}{4}} \quad [34]$$

wobei  $K_1$  eine Konstante und materialabhängig ist.

$$4.3 \quad K_1 = \frac{4,3 \cdot (\Delta T_0 D \Gamma)^{\frac{1}{4}}}{k^{\frac{1}{4}}} \quad [34]$$

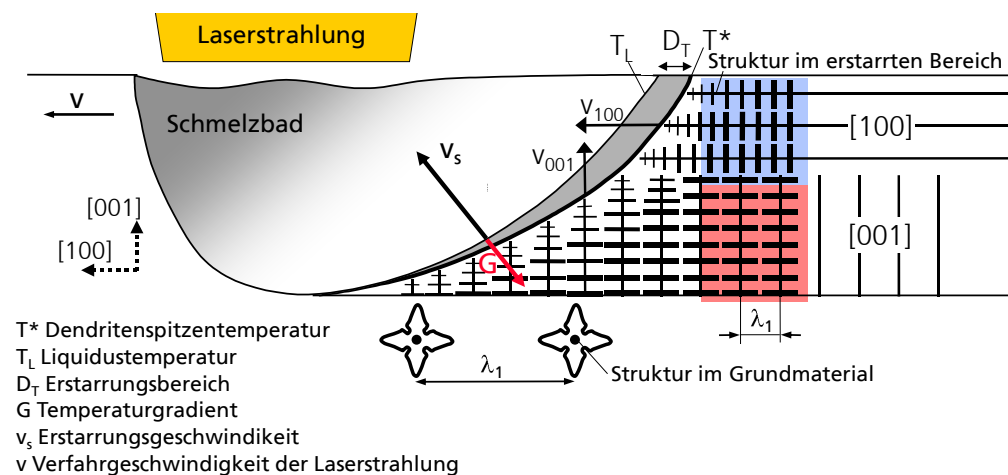
- $\lambda_1$ : Primärer Dendritenarmabstand oder Dendritenstammabstand
- $G$ : Temperaturgradient über der Erstarrungsfront
- $v$ : Erstarrungsgeschwindigkeit
- $\Delta T_0$ : Breite Erstarrungsintervall
- $D$ : Diffusionskoeffizient in der Schmelze
- $k$ : Verteilungskoeffizient
- $\Gamma$ : Gibbs-Thompson Koeffizient

## 4.2 Verfahrensprinzip Laserstrahl-Umschmelzen

Das wesentliche Merkmal beim Laserstrahl-Umschmelzen ist das kontinuierliche Aufschmelzen und die nachfolgende Erstarrung eines begrenzten Werkstoffvolumens. Das Laserstrahl-Umschmelzen zeichnet sich insbesondere durch große Abkühlgeschwindigkeiten (siehe Bild 12) aus. Mit anderen Wärmequellen wie Plasma, Lichtbogen oder Flamme können diese nicht erreicht werden. Vergleichbar ist das Laserstrahl-Umschmelzen nur mit dem Elektronenstrahlschmelzen. Hierbei muss der Prozess aber im Vakuum erfolgen, dadurch ist ein größerer apparativer Aufwand erforderlich [36].

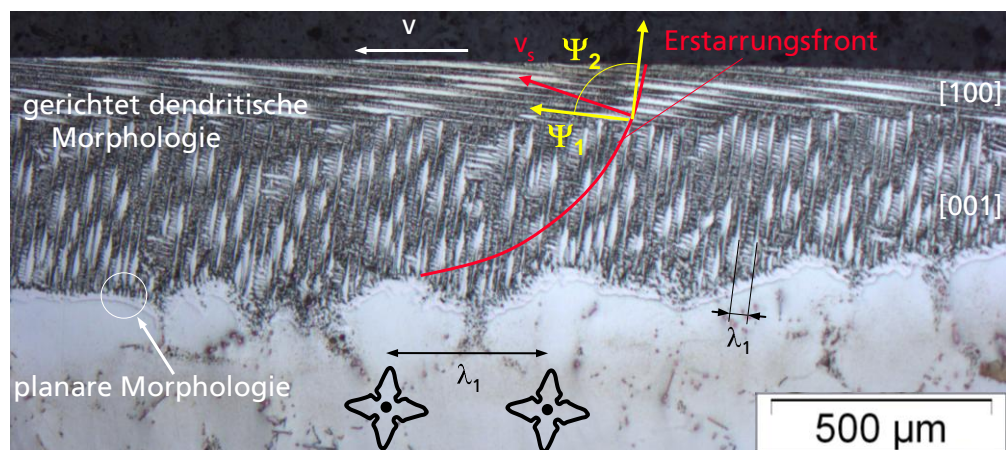
Da beim Laserstrahl-Umschmelzen die Schmelze von dem bereits erstarrten Werkstoff bzw. dem Grundwerkstoff räumlich eng begrenzt wird und in der Regel durch eine ausgeprägte Überhitzung kaum Kristallisationskeime aufweist, werden die Erstarrungsprozesse beim Laserstrahl-Umschmelzen vornehmlich durch eine vom Schmelzbadrand her begünstigte Keimbildung eingeleitet. Die Kristalle (Dendriten) im Schmelzbad wachsen epitaktisch an den Kristallen (Dendriten) des Grundwerkstoffs, d. h. sie übernehmen im Randbereich die Orientierung des Grundwerkstoffs. In Bild 13 ist schematisch das Schmelzbad beim Laserstrahl-Umschmelzen in einem einkristallin erstarrten Grundmaterial aus einer Nickelbasis-Superlegierung mit den zu Grunde liegenden physikalischen Größen dargestellt. Aufgrund der großen Abkühlgeschwindigkeit bildet sich beim Laserstrahl-Umschmelzen an einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen ein feineres, gerichtet dendritisches Gefüge aus. Der Abstand zwischen den primären Dendritenstämmen  $\lambda_1$  ist im umgeschmolzenen Bereich kleiner als im gießtechnisch hergestellten Grundmaterial. Mathematisch formuliert heißt das, dass sich diejenige Wachstumsrichtung lokal durchsetzt, die den geringsten Neigungswinkel zum Temperaturgradienten d.h. der Flächennormalen der Erstarrungsfront aufweist.

Bild 13 :  
Schemazeichnung  
für das Laserstrahl-  
Umschmelzen an  
einer einkristallin  
erstarrten  
Nickelbasis-  
Superlegierung,  
nach [30]



In Bild 14 ist ein Teil eines Längsschliffs einer mit Laserstrahlung umgeschmolzenen Spur in einer Nickelbasis-Superlegierung dargestellt. Die Erstarrungsfront ist schematisch im umgeschmolzenen Bereich eingezeichnet. Sobald eine erste dendritische Erstarrung der Schmelze im fest-flüssigen Übergangsbereich (mushy zone) einsetzt, übernimmt die erstarrende Struktur die Orientierung der Kristallstruktur vom Grundmaterial, d.h. die Struktur wächst epitaktisch an den teilweise angeschmolzenen Dendriten im Grundmaterial an. Für die Erstarrung von kubisch raumzentrierten (krz) bzw. kubisch flächenzentrierten (kfz) Mischkristallen stellen die [100] Richtungen die bevorzugten Wachstumsrichtungen (engl.: easy growth directions) dar, so dass für diese Legierungen für den Fall einer freien Erstarrung insgesamt sechs verschiedene, kristallographisch bevorzugte Wachstumsrichtungen auftreten können. Zu Beginn der Erstarrung ist am Grund des Schmelzbades die Erstarrungsgeschwindigkeit minimal. Daraus ergibt sich, dass zu Beginn der Erstarrung die Struktur planar erstarrt [37]. Während der Erstarrung nimmt der Temperaturgradient kontinuierlich zu bis zum Ende der Erstarrung an der Oberkante des Schmelzbades.

Bild 14 :  
Längsschliff einer umgeschmolzenen Spur aus PWA 1483, schematische Darstellung der Erstarrungsfront

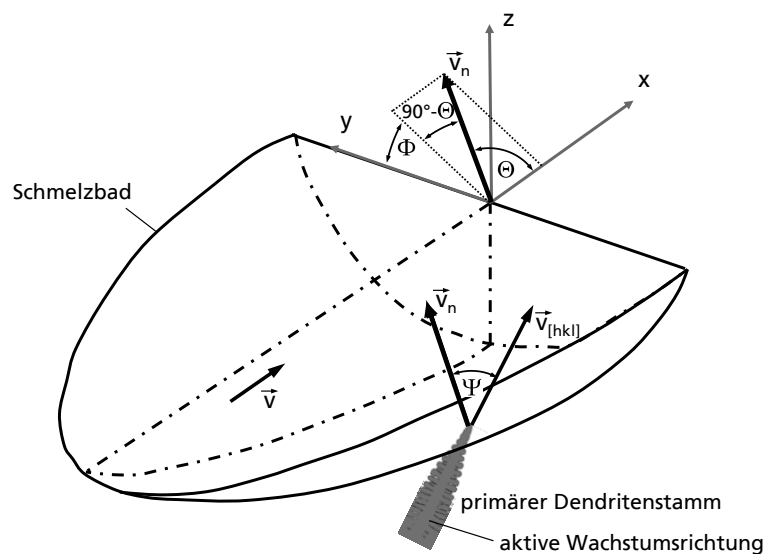


Die Erstarrungsbedingungen entlang der Erstarrungsfront ändern sich, so dass die Struktur mit unterschiedlichen Wachstumsrichtungen in Abhängigkeit der kristallographischen Orientierung der Struktur im Grundmaterial gerichtet dendritisch erstarrt. Die Wachstumsrichtung, die am nächsten zum lokalen Temperaturgradienten im Schmelzbad liegt, ist die bevorzugte Wachstumsrichtung ( $\Psi_1 < \Psi_2$ ) [38] [22]. Die Bedingungen für dieses gerichtete Wachstum sind am günstigsten, wenn eine der bevorzugten Wachstumsrichtungen mit dem Temperaturgradienten zusammenfällt. In dem Längsschliff im Bild 14 haben sich aufgrund der lokalen Erstarrungsbedingungen im Schmelzbad zwei Bereiche mit unterschiedlich orientierten Dendriten ([001], [100]) gebildet. Die einkristalline Struktur des Materials bleibt erhalten, wenn eine der sechs möglichen [100] Richtungen

aktiv ist und keine fehlorientierten Körner (Mehrkorngefüge) gebildet werden [39].

Basierend auf der Geometrie des Schmelzbades und der Orientierung der Dendriten im Grundmaterial bilden sich Bereiche mit unterschiedlich orientierten Dendriten aus. Für eine Einkristallerhaltung müssen die Dendriten entlang einer ihrer Wachstumsrichtungen [100] erstarren. Um die gerade aktive [100] Wachstumsrichtung an einem Ort im Schmelzbad rechnerisch zu bestimmen, wird in der Literatur ein geometrisch einfaches Berechnungsmodell verwendet [40]. In Bild 15 ist schematisch eine dreidimensionale Darstellung eines Schmelzbades für das Laserstrahl-Umschmelzen dargestellt. Für eine definierte Verfahrrichtung der Laserstrahlung und einer bekannten Lage und Orientierung der primären Dendritenstämme lassen sich die Bereiche mit unterschiedlicher Wachstumsrichtung der Dendriten berechnen [40]. Die Laserstrahlung wird in diesem Modell mit der Verfahrsgeschwindigkeit  $\vec{v}$  in positive x-Richtung verfahren.

Bild 15 :  
Schematische Darstellung des Schmelzbades der geometrischen Orientierung zwischen Oberflächen-normalenvektor und Wachstumsrichtung der Dendriten [40]



An jeder Stelle der Erstarrungsfront lässt sich die Normalengeschwindigkeit der Schmelzisoothermen eines Flächenelementes berechnen:

$$4.4 \quad |\vec{v}_{n1}| = \vec{v} \cdot \vec{n} = |\vec{v}| \cos \Theta \quad [40]$$

$\vec{v}_n$  ist der Geschwindigkeitsvektor in Richtung des Normalenvektors  $\vec{n}$ . Der Normalenvektor  $\vec{n}$  wird in Termen der beiden Winkel  $\Theta$  und  $\Phi$  definiert (siehe Bild 15). Ein weiterer Winkel  $\Psi$  ist definiert zwischen dem Normalenvektor  $\vec{n}$  und der Dendritenwachstumsgeschwindigkeit  $\vec{v}_{[hkl]}$ . Dann gilt:

$$4.5 \quad |\vec{v}_{n2}| = \vec{v}_{[hkl]} \cdot \vec{n} = |\vec{v}_{[hkl]}| \cos \Psi \quad [40]$$

Im stationären Fall muss gelten:

$$4.6 \quad |\vec{v}_{n1}| = |\vec{v}_{n2}|$$

und damit:

$$4.7 \quad |\vec{v}_{[hkl]}| = |\vec{v}| \frac{\cos \Theta}{\cos \Psi} \quad [40]$$

Aus dieser geometrischen Beziehung lassen sich die Bereiche mit unterschiedlicher Orientierung der Dendriten im Schmelzbad berechnen, wenn folgende Punkte bekannt sind:

- Form des Schmelzbades
- Erstarrungsbedingungen im Schmelzbad ( $G$ ,  $v$ )
- Orientierung der Dendriten im Grundmaterial

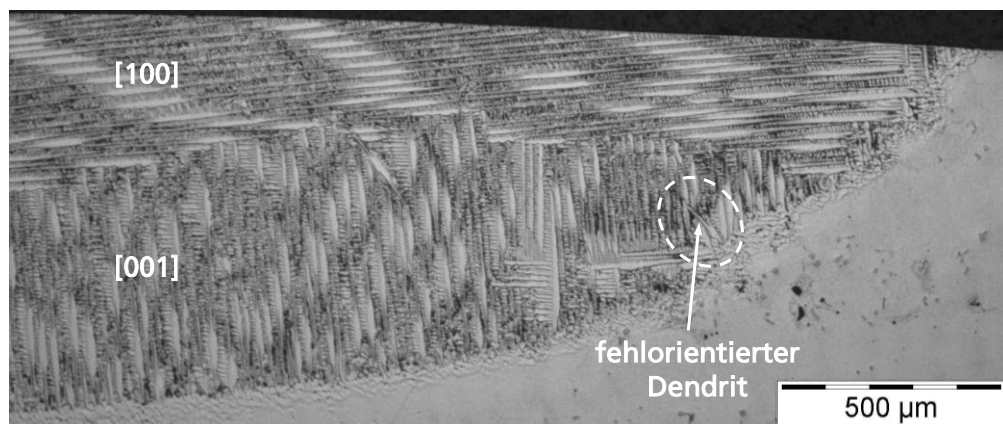
Das anisotrope Wachstumsverhalten der Dendriten muss bei der Entwicklung der verfahrenstechnischen Grundlagen an einkristallin erstarrten Bauteilen aus Nickelbasis-Superlegierungen berücksichtigt werden, da beim Laserstrahl-Umschmelzen an den verschiedenen Bereichen der Turbinenschaufeln (Plattform, Schaufelblatt, Fillet) die Orientierung der Dendriten im Grundmaterial bezogen auf die Verfahrrichtung der Laserstrahlung variiert.

## 5 Stand der Technik

### 5.1 Modelle zum CET-Übergang „Columnar to Equiaxed Transition“

Beim Laserstrahl-Umschmelzen von einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen können während der Erstarrung Fehler im Gefüge auftreten wie z.B. einzelne fehlorientierte Dendriten und fehlorientierte Körner (engl. stray grains). Diese Fehler im Gefüge können zu einer Rissbildung während des Laserstrahl-Umschmelzens oder während einer späteren mechanisch-thermischen Belastung führen. Bei der gießtechnischen Herstellung von Nickelbasis-Superlegierungen erstarrt in den Bereichen zwischen den Dendriten (interdendritischen Bereichen) das Eutektikum. Zudem bilden sich in diesen Bereichen Poren (siehe Bild 8). Im Vergleich zu den primären Dendritenstämmen und den sekundären Dendritenarmen können die Bereiche mit Eutektikum abweichend kristallographisch orientiert sein. Dadurch werden beim Laserstrahl-Umschmelzen bei der Erstarrung lokal unterschiedliche Wachstumsrichtungen vorgegeben. Das bedeutet, dass sich in den Bereichen mit Eutektikum während der Erstarrung fehlorientierte Dendriten bilden können. In Bild 16 ist ein Teil eines Längsschliffs einer umgeschmolzenen Spur aus PWA 1483 dargestellt. Ein einzelner fehlorientierter Dendrit ist gekennzeichnet, der aus dem Eutektikum im Grundmaterial heraus in den umgeschmolzenen Bereich gewachsen ist.

Bild 16 :  
Teil eines  
Längsschliffs einer  
umgeschmolzenen  
Spur aus PWA 1483



Neben der Bildung von einzelnen fehlorientierten Dendriten sind Nickelbasis-Superlegierungen anfällig für die Bildung von fehlorientierten Körnern. Beim Laserstrahl-Umschmelzen können sich einzelne fehlorientierte Körner während der Erstarrung bilden und zur Rissbildung führen. In Bild 17 ist ein Teil eines



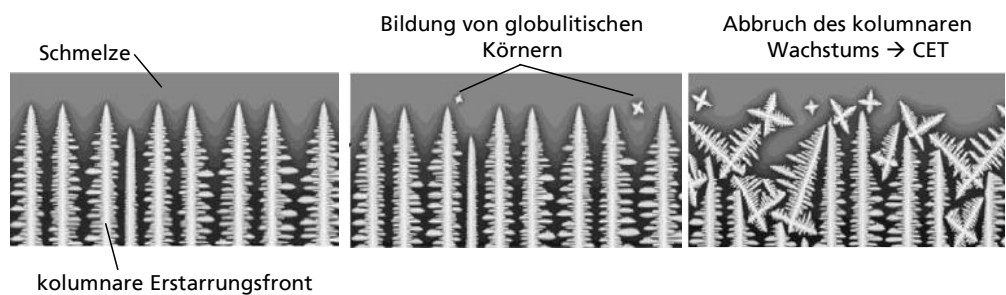
Querschliffs einer umgeschmolzenen Spur aus PWA 1483 dargestellt. Während der Erstarrung haben sich ein Korn und ein Riss gebildet.

Bild 17 :  
Teil eines  
Querschliffs einer  
umgeschmolzenen  
Spur aus PWA 1483



Die Bildung von einzelnen oder mehreren fehlorientierten Körnern muss während der Erstarrung vermieden werden, damit sich kein Mehrkorngefüge ausbildet und die einkristalline Struktur erhalten bleibt. Die Bildung von fehlorientierten Körnern die zum Abbruch der gerichtet dendritischen Erstarrung führt, wird in der Literatur als CET-Übergang bezeichnet. Zahlreiche experimentelle und theoretische Arbeiten werden u.a. in [30] [41] [42] [34] [43] vorgestellt, um den CET-Übergang oder ein gerichtet dendritisches Wachstum bei der gießtechnischen Herstellung oder beim Laserstrahl-Umschmelzen von einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen vorherzusagen. In Bild 18 ist das Ergebnis einer Modellrechnung eines CET-Übergangs bei der gießtechnischen Herstellung von einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen dargestellt. Die Erstarrungsbedingungen werden so eingestellt, dass die Dendriten parallel entlang einer gerichtet dendritischen Erstarrungsfront in die Schmelze hinein wachsen. Bilden sich vor der Erstarrungsfront globulitische Körner, so können diese Körner das Wachstum der gerichtet dendritischen Erstarrungsfront vollständig blockieren und zu einem CET-Übergang führen. Dies bedeutet, dass im weiteren Verlauf der Erstarrung das Gefüge polykristallin erstarrt.

Bild 18 :  
Ergebnis einer  
Modellrechnung  
eines CET-  
Übergangs, Ablauf  
schematisch  
dargestellt,  
nach [44]

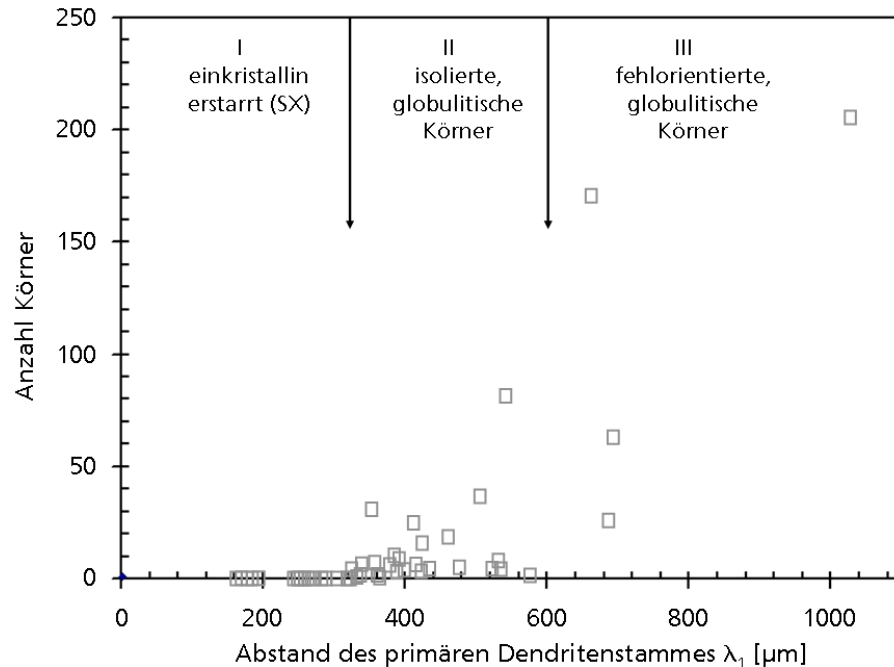


In der Literatur werden zwei Modelle für das Wachsen von fehlorientierten Körnern vor der gerichtet dendritischen Erstarrungsfront beschrieben, die zu einem CET-Übergang führen können. Diese beiden Modelle der Dendritenfragmentierung (engl. Dendrite Fragmentation) und der Konstitutionellen Unterkühlung (engl. Constitutional Supercooling) werden kurz vorgestellt. In [41] ist beschrieben, dass keines dieser Modelle vollständig kompatibel ist mit allen Beobachtungen beim Laserstrahl-Umschmelzen an einkristallin erstarrten Superlegierungen. Die konstitutionelle Unterkühlung beschreibt eine theoretische Erklärung für fehlorientierte Körner, die Dendritenfragmentierung beschreibt einen möglichen Mechanismus für das Entstehen von Keimen vor der Erstarrungsfront [41].

### **1. Dendritenfragmentierung (Dendrite Fragmentation)**

In [42] wird eine Untersuchung zur gießtechnischen Herstellung von einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen durchgeführt, um den Mechanismus für die Keimbildung und das Wachstum von fehlorientierten Körnern zu bestimmen. In den insgesamt 35 durchgeführten Experimenten wird der Einfluss der Parameter Temperaturgradient und Erstarrungsgeschwindigkeit auf die erstarrte Struktur untersucht. Als ein Ergebnis dieser Untersuchung wird beschrieben, dass Strömungen im Schmelzbad zum Abbrechen von in der Schmelze wachsenden Dendritenarmen führen. Die Dendritenarme werden durch die Strömung vor die gerichtet dendritische Erstarrungsfront befördert. Dort dienen die Dendritenarme als Keime für sich bildende fehlorientierte Körner, die das Wachstum der dendritischen Erstarrungsfront vollständig blockieren können und dadurch zu einem CET-Übergang führen. In den Untersuchungen wird dargestellt, dass die Bildung von fehlorientierten Körnern mit dem primären Dendritenabstand korreliert. Der Dendritenarmabstand ist nach Formel 4.2 von der Erstarrungsgeschwindigkeit, dem Temperaturgradienten und einer Konstanten abhängig. In Bild 19 ist die Anzahl der Körner, die in den ausgewerteten Querschliffen gemessen werden über den primären Dendritenarmabstand für jedes durchgeführte Experiment in einem Diagramm dargestellt [42].

Bild 19 :  
Anzahl der Körner  
über den primären  
Dendritenarm-  
abstand für alle  
durchgeführten  
Versuche [42]



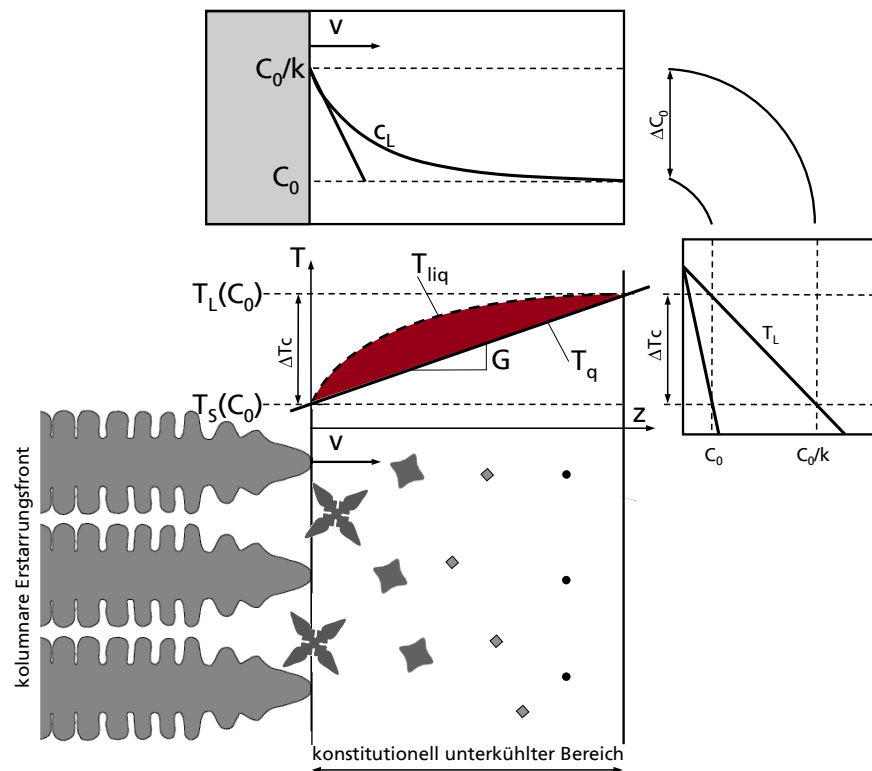
Ab einem kritischen Dendritenabstand größer als  $\lambda_1 = 280 \mu\text{m}$  nimmt die Anzahl sich bildender, fehlorientierter Körner zu. Insgesamt lassen sich drei Bereiche (I-III) mit einkristallin erstarrter Struktur, isolierten fehlorientierten (globulitischen) Körnern und fehlorientierten Körnern bestimmen. Beim Laserstrahl-Umschmelzen ergeben sich aufgrund der Erstarrungsbedingungen (Temperaturgradient, Erstarrungsgeschwindigkeit, siehe Bild 12) im Schmelzbad Abstände der primären Dendritenstämmen von etwa  $\lambda_1 = 20 \mu\text{m} - 40 \mu\text{m}$ . Dieser geringe Abstand der Dendritenstämmen verhindert eine größere Eindringtiefe der Schmelzbadströmung in den interdendritischen Bereich und macht ein Ausspülen von fragmentierten Dendritenarmen aus diesem Bereich hinaus vor die Erstarrungsfront unwahrscheinlich. Deswegen scheint das Modell der Dendritenfragmentierung zur Beschreibung der Erstarrung von fehlorientierten Körnern für das Laserstrahl-Umschmelzen weniger geeignet.

## 2. Konstitutionelle Unterkühlung (Constitutional Supercooling)

Das zweite Modell basiert auf konstitutioneller Unterkühlung (konzentrationsbedingter Unterkühlung), d.h. die Abhängigkeit der Liquidustemperatur  $T_{\text{liq}}$  von der lokalen chemischen Zusammensetzung der Schmelze. In Bild 20 ist eine schematische Darstellung des konstitutionell unterkühlten Bereiches vor der gerichtet dendritischen Erstarrungsfront dargestellt. Beim Abkühlen einer Schmelze treten an der fortschreitenden Erstarrungsfront mikroskopische Entmischungsvorgänge auf. Dadurch bildet sich vor der Erstarrungsfront ein stationäres Konzentrationsprofil  $c_L$  aus. In

diesem Konzentrationsprofil vergrößert sich die Liquidustemperatur  $T_{liq}$  verglichen mit der Liquidustemperatur der Legierung [46]. Der real auftretende Temperaturverlauf  $T_q$  wird jedoch durch die Abkühlbedingungen bzw. durch die Wärmeabfuhr über den erstarrenden Festkörper bestimmt. Liegt diese virtuelle Temperatur oberhalb der realen Temperatur, befindet sich die Schmelze vor der Erstarrungsfront in einem konstitutionell unterkühlten Zustand. Unter diesen Bedingungen können sich vor der Erstarrungsfront Keime spontan aus der Schmelze bilden. Der entsprechende Bereich ist in Bild 20 schraffiert dargestellt.

Bild 20 :  
Schematische  
Darstellung des CET-  
Übergangs vor der  
gerichtet  
dendritischen  
Erstarrungsfront,  
nach [41] [22]



Wenn in diesem konstitutionell unterkühlten Bereich die Keimbildungsunterkühlung erreicht wird, beginnen fehlorientierte Körner an Keimen zu wachsen. Diese zufällig orientierten Körner können in die Erstarrungsfront eingeschlossen werden. Erreichen die fehlorientierten Körner eine hinreichende Größe bzw. Volumenanteil, können sie die Erstarrungsfront blockieren und führen zu einem CET-Übergang (Bild 18) [30]. In der Literatur existieren einige mathematische Modelle, die das Wachsen von fehlorientierten Körnern in der konstitutionell unterkühlten Zone und den CET-Übergang beschreiben.

Eine vereinfachte Betrachtung des Modells der konstitutionellen Unterkühlung führt zu folgender Formel mit einem konstanten Verhältnis von  $G/v$  [34] [30].

$$5.1 \quad \frac{G}{v} > \frac{\Delta T}{D} [34]$$

mit:

- G - Temperaturgradient
- v - Erstarrungsgeschwindigkeit
- $\Delta T$  - Erstarrungstemperaturbereich der Legierung
- D - Diffusionskoeffizient in der Schmelze

Der CET-Übergang tritt ein, wenn das Verhältnis von  $G/v$  kleiner ist als ein kritischer Wert, der von Materialkonstanten abhängig ist [46] [34]. In der Arbeit von Gäumann [30] werden für das Laserstrahl-Umschmelzen an der einkristallinen erstarrten Nickelbasis-Superlegierung CMSX4 die Werte  $\Delta T_0 = 60 \text{ °C}$  und  $D = 3 \cdot 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$  ermittelt, um den CET-Übergang für dieses Verhältnis zu beschreiben. In dem ersten analytischen Modell, dem sogenannten „Modell von Hunt“ [43] wird der Volumenanteil an fehlorientierten Körnern berechnet, der in dem konstitutionell unterkühlten Bereich gebildet wird. In diesem Modell werden die fehlorientierten Körner als wachsende Kugeln vor der Erstarrungsfront berechnet. Für die Berechnung wird ein konstantes Konzentrationsprofil in dem konstitutionell unterkühlten Bereich angenommen, in dem sich eine feste Anzahl  $N_0$  (Keimdichte) an potentiellen Keimen spontan bei einer einzigen Keimbildungsunterkühlung bildet [43]. Hunt ermittelt in seinem Modell ein Kriterium (Gleichung 3.7), bei dem ein CET-Übergang stattfindet, wenn der Temperaturgradient  $G$  kleiner wird als eine kritische Grenze. An dieser Grenze bildet sich ein Volumenanteil an fehlorientierten Körnern, der das Wachstum der gerichtet dendritischen Erstarrungsfront blockiert und zu einem CET-Übergang führt.

$$5.2 \quad G < 0,617 \cdot \sqrt[3]{N_0} \cdot \left\{ 1 - \frac{\Delta T_n^3}{\Delta T_c^3} \right\} \cdot \Delta T_c [43]$$

mit:

- $\Delta T_n$  - kritische Keimbildungsunterkühlung, bei dieser Unterkühlung tritt die spontane Keimbildung auf
- $\Delta T_c$  - Unterkühlung an der Dendritenspitze (siehe Bild 20)

Gäumann ermittelt in seiner Arbeit folgende Werte für das Modell von Hunt, die den CET-Übergang für das Laserstrahl-Umschmelzen an der einkristallinen Nickelbasis-Superlegierung CMSX-4 charakterisieren:

- $N_0 = 2 \cdot 10^{15} \text{ m}^{-3}$
- $\Delta T_n = 2,5 \text{ K}$
- $\Delta T_c = (a \cdot v)^{1/n}$  mit  $n = 3,4$  und  $a = 1,25 \cdot 10^6$

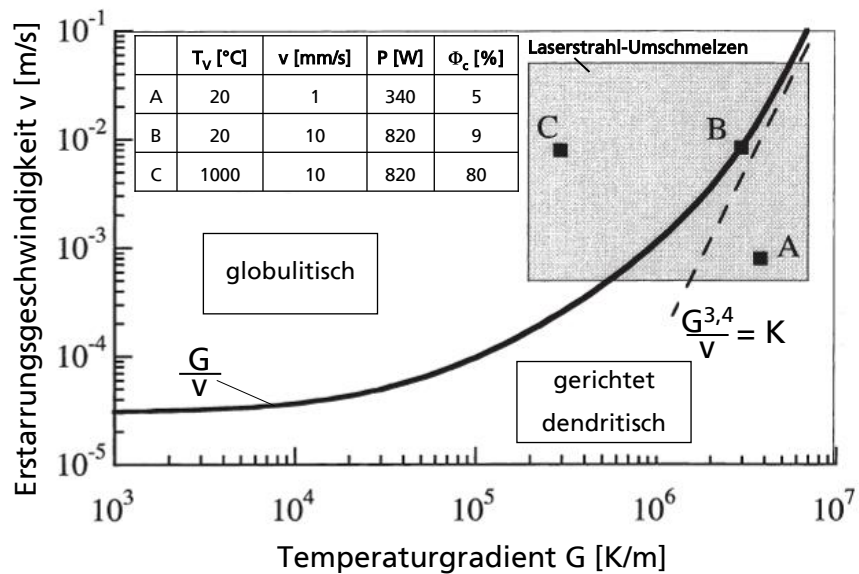
In den Arbeiten von Gäumann [30] und von Bezencon [35] wird das Modell von Hunt für das Laserstrahl-Umschmelzen bzw. das Laserstrahl-Auftragschweißen an einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen weiterentwickelt und angepasst. Gäumann verbessert Hunts Modell, indem er ein variables Konzentrationsprofil im konstitutionell unterkühlten Bereich einführt. Diese Modifikationen machen das Modell passend für eine große Breite an Erstarrungsgeschwindigkeiten und Temperaturgradienten, die für das Laserstrahl-Umschmelzen bzw. das Laserstrahl-Auftragschweißen charakteristisch sind. Gäumann leitet in seiner Arbeit ein Kriterium her, das einkristallines Wachstum voraussagt, wenn folgende Bedingung überall im Schmelzbad erfüllt ist:

$$5.3 \quad \frac{G^n}{v} > K = a \left\{ \sqrt[3]{\frac{-4\pi}{3 \cdot \ln \left[ 1 - \Phi_c \right]} \cdot \sqrt[3]{N_0}} \cdot \frac{1}{n+1} \right\}^n \quad [30]$$

$N_0$  ist die Keimdichte,  $a$  und  $n$  sind Materialkonstanten.  $\Phi_c$  ist der Volumenanteil an fehlorientierten Körnern. Ein Wert von  $\Phi_c < 0,66 \%$  führt zu einer vollständig einkristallinen Erstarrung [35].

Diese Formel wird in der Arbeit von Gäumann mit experimentellen Untersuchungen durch Laserstrahl-Umschmelzen der Nickelbasis-Superlegierung CMSX-4 abgeglichen. Für die Experimente wird ein CO<sub>2</sub>-Lasersystem mit einer maximalen Ausgangsleistung von 1,7 kW eingesetzt. In Bild 21 ist die erwartete Erstarrungsmorphologie (globulitisch / gerichtet dendritisch) in Abhängigkeit von den Parametern Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  und Temperaturgradient  $G$  dargestellt.

Bild 21 :  
Erstarrungs-  
morphologie für das  
Laserstrahl-  
Umschmelzen von  
der einkristallin  
erstarrten  
Nickelbasis-  
Superlegierung  
CMSX-4 ,  
nach [35]



Das Ergebnis der Untersuchung ist in dem Diagramm in Bild 21 veranschaulicht. Der CET-Übergang ist für die Verhältnisse  $G/v$  und  $G^{3,4}/v$  eingezeichnet. Die für das Laserstrahl-Umschmelzen erwartete Erstarrungsmorphologie ist in dem Diagramm als graues Rechteck gekennzeichnet. Für drei unterschiedliche Verfahrensparameter beim Laserstrahl-Umschmelzen A-C ist der Volumenanteil an fehlorientierten Körnern in metallurgisch präparierten Querschliffen ermittelt und im Diagramm eingezeichnet.

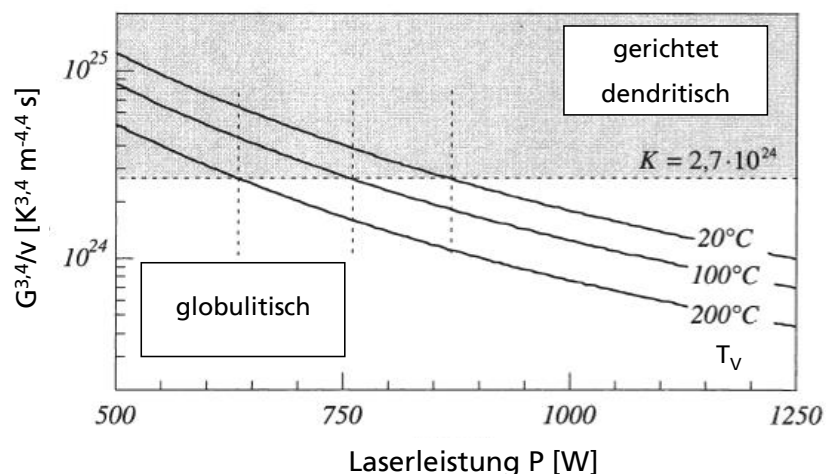
Durch den experimentellen Abgleich wird für das Laserstrahl-Umschmelzen an der einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierung CMSX-4 eine vollständige, einkristalline Erstarrung ermittelt, wenn folgende Bedingung überall im Schmelzbad erfüllt ist:

$$5.4 \quad \frac{G^{3,4}}{v} > 2,7 \cdot 10^{24} \text{ K}^{3,4}/\text{m}^{-4,4} \text{ s} [30]$$

mit  $\Phi_c = 0,66 \%$ ,  $N_0 = 2 \cdot 10^{15} \text{ m}^{-3}$ ,  $a = 1,25 \cdot 10^6$

Anhand der experimentellen und modelltheoretischen Ergebnisse sind Diagramme (Prozesskarten) erstellt worden, die die theoretischen Modelle mit den eigentlichen Verfahrensparametern beim Laserstrahl-Umschmelzen (wie Laserleistung, Verfahrgeschwindigkeit, Vorwärmtemperatur und Laserstrahldurchmesser) verbinden. Die Prozesskarten zeigen den Einfluss der Verfahrensparameter auf die resultierende Mikrostruktur. In Bild 22 ist ein Beispiel für eine entwickelte Prozesskarte dargestellt. In dem Diagramm sind der Einfluss der Verfahrensparameter Laserleistung  $P$  und die Vorwärmtemperatur  $T_V$  auf die Erstarrungsmorphologie dargestellt.

Bild 22:  
Beispiel eines entwickelten Diagramms (Prozesskarte) für die Nickelbasis-Superlegierung CMSX-4 Einfluss der Verfahrensparameter  $P$  und  $T_V$  auf die Erstarrungsmorphologie [35]



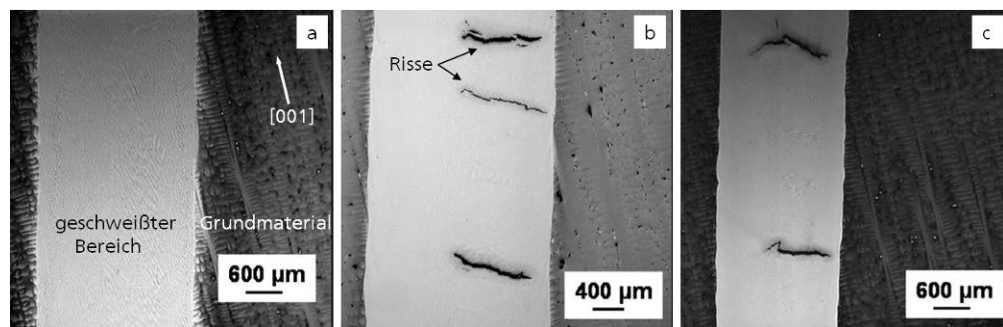
Der Wert  $G^{3,4}/v = 2,7 \cdot 10^{24} \text{ K}^{3,4}/\text{m}^{-4,4} \text{ s}$  ist als Grenze zwischen gerichtet dendritischem und globulitischem Gefüge eingezeichnet.

## 5.2 Laserstrahl-Umschmelzen an Nickelbasis-Superlegierungen

Experimentelle Untersuchungen zur Materialbearbeitung mit Laserstrahlung (Laserstrahl-Umschmelzen, Wärmeleitungsschweißen, Tiefschweißen) an unterschiedlichen einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen werden bereits in [30] [47] [41] [39] [46] [48] vorgestellt. In einigen Untersuchungen wird erfolgreich demonstriert, dass das Laserstrahl-Umschmelzen an einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen unter Erhaltung der einkristallinen Struktur möglich ist. Das verwendete Material wird in einigen dieser Arbeiten bis auf  $T_V = 1000\text{ °C}$  vorgewärmt. Lokal begrenzte Schutzgasatmosphären und Prozesskammern werden eingesetzt, um das Schmelzbad vor Oxidation zu schützen. In einigen Arbeiten werden Untersuchungen durchgeführt, um den Einfluss der Lage und Orientierung der Dendriten im Grundmaterial im Bezug zur Verfahrerrichtung der Laserstrahlung auf die erstarrte Struktur im Schmelzbad zu bestimmen. Zudem werden die experimentellen Ergebnisse mit den theoretischen Modellen zum Auftreten eines CET-Übergangs verglichen. Einige dieser Untersuchungen werden kurz vorgestellt.

In [39] werden an einkristallin erstarrten 0,8 mm dicken Blechen aus der Nickelbasis-Superlegierung Rene N5 Wärmeleitungsschweißungen mit Laserstrahlung durchgeführt. Durch die Untersuchung soll der Mechanismus für die Erstarrung von fehlorientierten Körnern ermittelt werden. Für die Schweißversuche wird ein 1,5 kW Nd:YAG Laser im cw-Betrieb eingesetzt. Um die Schweißnaht vor Oxidation zu schützen, wird während des Laserstrahl-Schweißens das Schutzgas Argon in die Wechselwirkungszone von Laserstrahlung und Werkstoff eingeblasen. Die Schweißversuche werden mit drei Verfahrgeschwindigkeiten bei angepasster Laserleistung durchgeführt. In Bild 23 sind drei Schweißnähte in der Draufsicht dargestellt, die mit unterschiedlichen Verfahrensparametern geschweißt werden. Die [001] Orientierung der primären Dendritenstämme ist im Grundmaterial eingezeichnet.

Bild 23 :  
Draufsicht auf drei  
Schweißungen,  
Verfahrens-  
parameter:  
a:  $v = 4,2\text{ mm/s}$ ,  
 $P = 420\text{ W}$   
b:  $v = 12,7\text{ mm/s}$ ,  
 $P = 804\text{ W}$   
c:  $v = 21,2\text{ mm/s}$ ,  
 $P = 840\text{ W}$  [39]

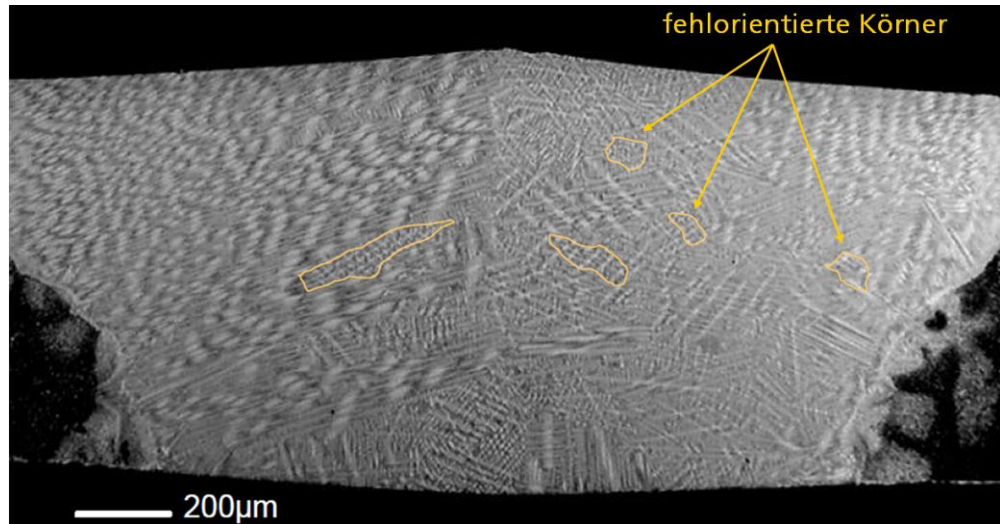


An der Oberfläche zweier Schweißungen sind deutlich Risse zu erkennen, eine Schweißung ist rissfrei. In anschließenden metallurgischen Untersuchungen



wird das Gefüge auf eine einkristalline Erstarrung hin untersucht. In Bild 24 ist ein Querschliff einer metallurgisch präparierten Schweißung im geätzten Zustand dargestellt. Im geschweißten Bereich sind mehrere fehlorientierte Körner erstarrt, einige dieser Körner sind gekennzeichnet.

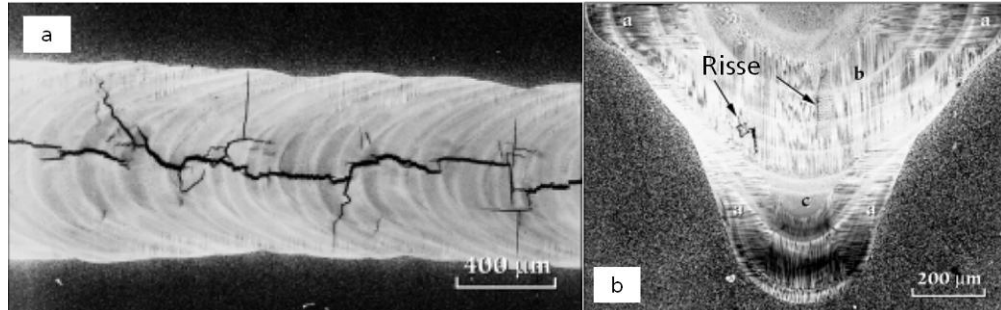
Bild 24 :  
Querschliff eines  
geschweißten  
Blechtes aus  
Rene N5,  
Verfahrens-  
parameter:  
 $v = 12,7 \text{ mm/s}$ ,  
 $P = 804 \text{ W}$  [39]



Als Ergebnis der Untersuchung wird zusammengefasst, dass unter Betrachtung der verwendeten Verfahrensparameter ( $P$ ,  $v$ ,  $d$ ) die Versuche mit dem kleinsten Anteil an fehlorientierten Körnern bei der kleinsten Verfahrensgeschwindigkeit ( $v = 4,2 \text{ mm/s}$ ) erzielt werden. Die Anzahl an fehlorientierten Körnern nimmt zwar mit einer Reduzierung der Geschwindigkeit ab, kann aber nicht vollständig verhindert werden. Die experimentellen Ergebnisse werden abschließend verglichen mit dem Mechanismus zur Bildung von fehlorientierten Körnern aufgrund von konstitutioneller Unterkühlung nach der Formel 5.3 von Gäumann [39]. Dabei wird die Theorie bestätigt, dass die die Formation fehlorientierter Körner zunimmt, wenn  $G^N/v$  ( $N = 3,4$ ) abnimmt.

In [46] werden Experimente zum Tiefschweißen mit Laserstrahlung und Elektronenstrahlung an der einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierung PWA 1480 durchgeführt. Für die Laserschweißungen wird ein gepulstes Nd:YAG-Lasersystem (Raytheon Model SS-500) mit einer durchschnittlichen Laserleistung von  $P = 400 \text{ W}$  verwendet. Die Pulslängen variieren in einem Bereich von  $1 \text{ ms}$  bis  $3 \text{ ms}$  und über einen Laserleistungsbereich von  $P = 90 \text{ W} - 240 \text{ W}$  bei einer Pulsrate wurde von  $20 \text{ s}^{-1}$  bis  $200 \text{ s}^{-1}$ . An  $3 \text{ mm}$  dickem Probenmaterial werden die Schweißungen entlang der kristallographischen Orientierung  $[100]$  durchgeführt. Die Schweißgeschwindigkeit variiert im Bereich von  $2,1 \text{ mm/s}$  bis  $25 \text{ mm/s}$ . Bei einigen Experimenten wird das Probenmaterial auf  $T_V = 500 \text{ °C}$  vorgewärmt. In Bild 25 ist ein metallurgisch präparierter Querschliff und eine Draufsicht einer Schweißung dargestellt.

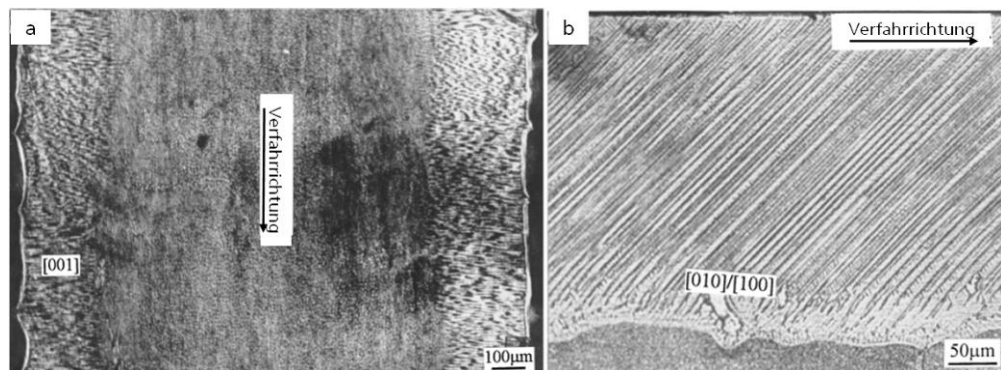
Bild 25 :  
Laserstrahl-  
schweißung von  
PWA 1480:  
a) Draufsicht  
b) Querschliff  
Parameter:  
 $v = 12,6 \text{ mm/s}$  [46]



An der Oberfläche der Schweißung sind deutlich Risse zu erkennen. Im Querschliff der Laserschweißung sind Bereiche des Gefüges einkristallin erstarrt, teilweise haben sich fehlorientierte Körner und Risse entlang der Korngrenzen gebildet. Durch die Vorwärmung des Materials bis auf  $T_V = 500 \text{ °C}$  werden Schweißungen ohne Risse erzielt, jedoch erstarrten fehlorientierte Körner in allen untersuchten Schweißungen.

In [47] werden Experimente zum Laserstrahl-Umschmelzen an Proben aus der einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierung DD2 durchgeführt. Durch die Experimente soll der Einfluss der kristallographischen Lage und Orientierung der Dendriten im Grundmaterial auf das erstarrte Gefüge untersucht werden. Als Materialproben werden Bleche mit den Abmessungen  $6 \times 6 \times 30 \text{ mm}^3$  verwendet. In den experimentellen Untersuchungen wird ein  $5 \text{ kW CO}_2$ -Lasersystem (Rofin-Sinar RS 850) im cw-Betrieb bei einer konstanten Laserleistung von  $P = 1200 \text{ W}$  eingesetzt. Um die Schweißnaht vor Oxidation zu schützen, werden während des Laserstrahl-Schweißens  $5 \text{ l/min}$  Helium in die Wechselwirkungszone von Laserstrahlung und Werkstoff eingeblasen. In Bild 26 ist eine Draufsicht und ein Längsschliff einer metallurgisch präparierten Spur im geätzten Zustand dargestellt.

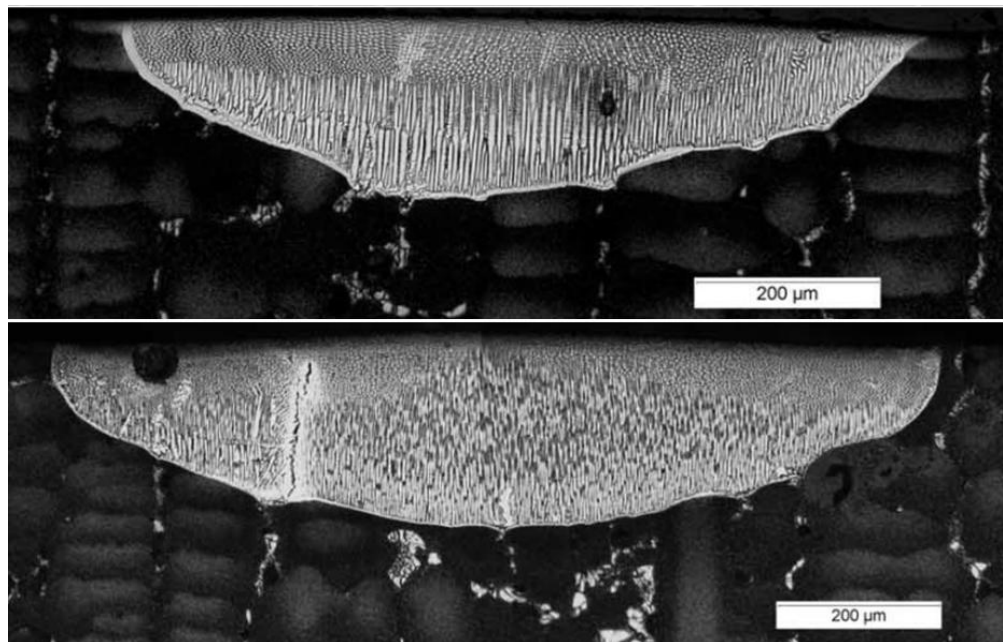
Bild 26 :  
Draufsicht (a) und  
Längsschliff (b) einer  
umgeschmolzenen  
Spur aus DD2,  
Verfahrens-  
parameter:  
 $v = 24 \text{ mm/s}$ ,  
 $P = 1200 \text{ W}$   
 $d = 0,3 \text{ mm}$



Das Gefüge ist einkristallin erstarrt, es befinden sich keine fehlorientierten Körner oder Risse im erstarrten Bereich.

In [49] wird in einer Studie zum Laserstrahl-Umschmelzen an der einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen CMSX4 in einer Prozesskammer (Sauerstoffgehalt in der Prozesskammer < 30 ppm) durchgeführt. Für die Experimente wird ein Nd:YAG-Lasersystem mit einer maximalen Laserleistung  $P_{\max} = 750 \text{ W}$  eingesetzt. Der Durchmesser der Laserstrahlung auf der Werkstückoberfläche beträgt 0,5 und 1 mm. Das Laserstrahl-Umschmelzen wird an Flachproben mit den Abmessungen  $9 \times 4,5 \times 20 \text{ mm}^3$  durchgeführt. In Bild 27 sind zwei Querschliffe von zwei umgeschmolzenen Spuren dargestellt.

Bild 27 :  
Querschliffe von  
umgeschmolzenen  
Spuren,  
Verfahrens-  
Parameter:  
oben:  
 $P = 200 \text{ W}$ ,  
 $v = 5 \text{ mm/s}$ ;  
unten:  
 $P = 475 \text{ W}$ ,  
 $v = 30 \text{ mm/s}$



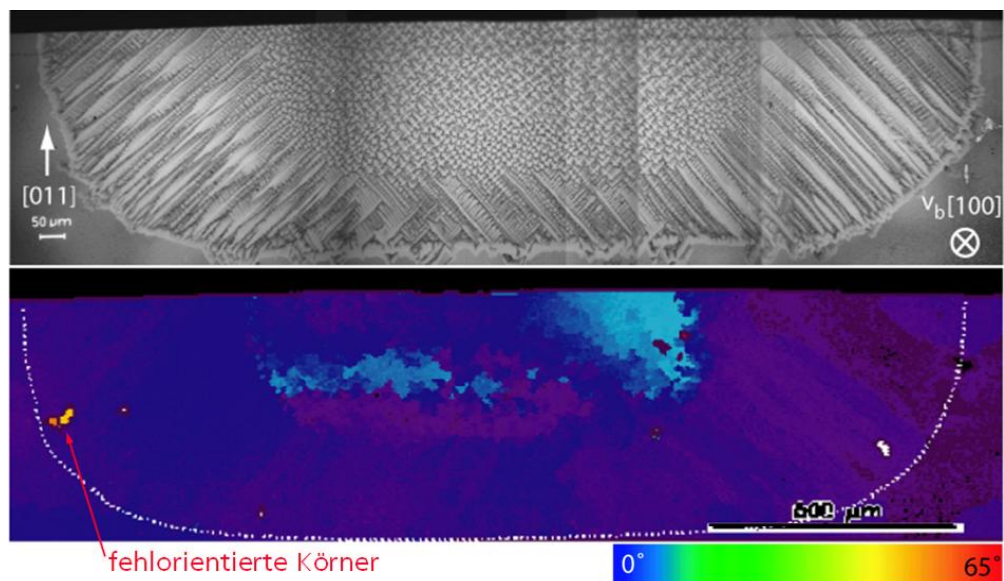
Die maximale Umschmelztiefe beträgt ca.  $250 \mu\text{m}$ . Im unteren Querschliff sind Risse sichtbar.

In [41] werden Untersuchungen zum Laserstrahl-Umschmelzen an den einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen CMSX4, CMSX2 und MC2 durchgeführt. Für die Experimente wird ein  $\text{CO}_2$ -Lasersystem mit einer maximalen Ausgangsleistung von ein  $P = 1,7 \text{ kW}$  eingesetzt. Das Material wird teilweise bis auf  $T_V = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$  vorgewärmt. In einer anschließenden metallurgischen Untersuchung wird das erstarrte Gefüge auf fehlorientierte Körner hin untersucht. Vergleichend zur metallurgischen Untersuchung, wird der Anteil an Fehlorientierungen im Rasterelektronenmikroskop (REM) durch die EBSD-Technik (Electron Backscatter Diffraction) gemessen. Die EBSD-Technik beruht auf der Auswertung eines an den Gitterebenen eines Kristalls gebeugten Elektronenstrahls. Dabei rastert der Elektronenstrahl den gewünschten Bereich auf der um typischerweise  $70^\circ$  gegenüber dem eintretenden Primärelektronenstrahl gekippten Probe mit einer festgelegten Schrittweite ab. Für jeden gerasterten Punkt wird das Beugungsbild, welches

bei der Wechselwirkung des Elektronenstrahls mit der Probe entsteht, aufgezeichnet und von einem rechnergestützten System automatisch indiziert, d.h. es wird dem jeweiligen Punkt die entsprechende Orientierung zugewiesen [50] [51]. Als Ergebnis einer Messung wird ein Gefügebild generiert, in welchem Korn- und Phasengrenzen unterschiedlich dargestellt werden. In Bild 28 sind ein metallurgisch präparierter Querschliff und vergleichend eine anschließende EBSD-Messung an einer umgeschmolzenen Spur an einer Probe aus CMSX-4 dargestellt. Die maximale Umschmelztiefe beträgt etwa  $z_m = 600 \mu\text{m}$ .

Bild 28 :  
Querschliff einer umgeschmolzenen Spur, Verfahrensparameter:  
 $P = 340 \text{ W}$   
 $v = 60 \text{ mm/min}$   
 $d = 0,76 \text{ mm}$   
 $T_V = 1000 \text{ °C}$

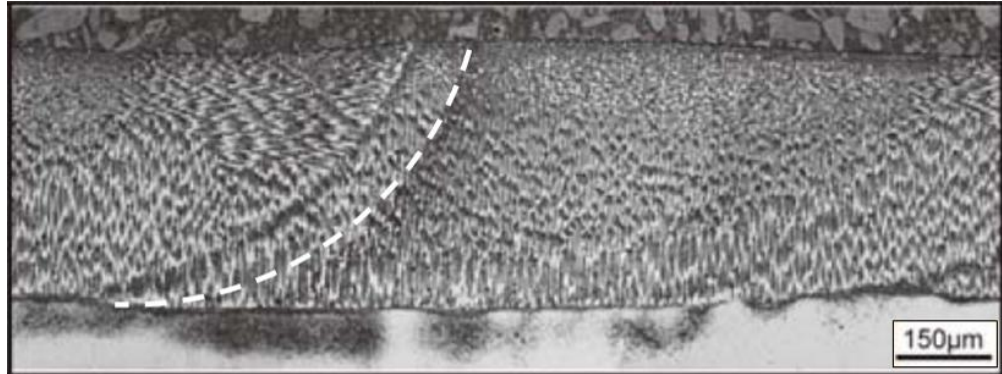
EBSD Messung  
Gefüge einkristallin erstarrt [41]



Im umgeschmolzenen Bereich sind die Dendriten mit drei zueinander senkrechten Orientierungen im Schmelzbad gewachsen. Durch die EBSD-Messung wird deutlich, dass im umgeschmolzenen Bereich wenige fehlorientierte Körner erstarrt sind. In der Mitte des umgeschmolzenen Bereiches betragen die Abweichungen in der Kristallorientierung im Vergleich zum Grundmaterial etwa  $10^\circ$ .

In [52] wird das Laserstrahl-Umschmelzen an der einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierung CMSX-4 untersucht. Für die Untersuchung wird ein Diodenlaser mit einer maximalen Ausgangsleistung von  $P = 2 \text{ kW}$  eingesetzt. Die Laserleistung und Verfahrensgeschwindigkeit werden in den unterschiedlichen Versuchen variiert während der Defokussierungsabstand und Schutzgasfluss in das Schmelzbad durch Argon konstant gehalten werden. In Bild 29 ist der umgeschmolzene Bereich zweier Spuren dargestellt, die mit einer Überlappstrategie umgeschmolzen werden. Der Überlappbereich ist schematisch durch die weiß gestrichelte Linie gekennzeichnet.

Bild 29 :  
 Querschliff zweier im  
 Überlapp  
 umgeschmolzener  
 Spuren [52]  
 Verfahrens-  
 parameter  
 $P = 900 \text{ W}$   
 $v = 10 \text{ mm/s}$



Bei einer Überlappbearbeitung wird eine bereits umgeschmolzene Spur erneut teilweise umgeschmolzen, so dass dadurch flächendeckend Bereiche umgeschmolzen werden können. In dem umgeschmolzenen Bereich ist die Struktur des Gefüges durchgängig einkristallin erstarrt und die Umschmelztiefe von etwa  $450 \mu\text{m}$  ist reproduziert. Das Ergebnis zeigt, dass durch eine Überlappbearbeitung flächendeckend Bereiche mit einkristallin erstarrter Struktur umgeschmolzen werden können.

Die aus der Literatur entnommenen und vorgestellten Ergebnisse zeigen, dass Untersuchungen zur Materialbearbeitung mit Laserstrahlung (Laserstrahl-Umschmelzen, Wärmeleitungsschweißen, Tiefschweißen) mit dem Ziel der Erhaltung der einkristallinen Struktur an unterschiedlichen Nickelbasis-Superlegierungen bereits durchgeführt wurden. An Einzelspuren beträgt die maximale Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur ca.  $z_m = 600 \mu\text{m}$ . Zudem sind flächige Bereiche von mehreren Millimetern Breite in einigen in einer Überlappstrategie mit einer einkristallin erstarrten Struktur umgeschmolzen worden. Folgende Untersuchungen sind bisher nicht an einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen durchgeführt worden:

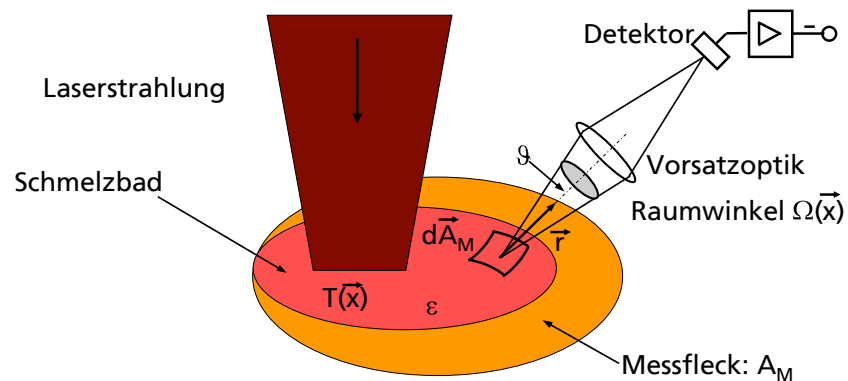
1. Verschließen von 1 mm tiefen Rissen unter Erhaltung der einkristallinen Struktur in Flachproben
2. Untersuchungen zum Laserstrahl-Umschmelzen an komplexen Probengeometrien mit gekrümmten Oberflächen und variierender Materialdicke
3. Untersuchungen zum Laserstrahl-Umschmelzen an unterschiedlichen Bereichen von Turbinenschaufeln (Plattform, Fillet, Schaufelblatt)
4. Vergleichende Untersuchungen zur Messung der an der Schmelzbadoberfläche emittierten Temperaturstrahlung mit verschiedenen Messsystemen



### 5.3 Messung der emittierten Temperaturstrahlung

Die Messung der emittierten Temperaturstrahlung durch optische Sensoren in der Wechselwirkungszone von Laserstrahlung und Werkstück wird bereits in zahlreichen Arbeiten wie [54] [53] [55] [56] [57] [58] durchgeführt. Das Ziel dieser Untersuchungen ist die Entwicklung einer Prozessüberwachung oder auch die Umsetzung einer Prozessregelung bei der Materialbearbeitung mit Laserstrahlung. Im Vergleich zur Prozessüberwachung wird bei einer Prozessregelung ein geschlossener Regelkreis verwendet, bei der die Ausgangsgröße über eine Rückführung Einfluss auf die Stellgröße nimmt. Die Umsetzung einer Temperaturregelung wird bereits u.a. beim Laserstrahl-Auftragschweißen in [54] und beim Umwandlungshärten mit Laserstrahlung in [53] eingesetzt. Beim Laserstrahl-Umschmelzen wird im Vergleich mit dem Umwandlungshärten die Temperaturstrahlung von einer schmelzflüssigen Phase emittiert. In Bild 30 ist schematisch die Messung der Temperaturstrahlung bei der Materialbearbeitung mit Laserstrahlung dargestellt. Eine Zusammenfassung über die physikalischen Grundlagen der Temperaturmessung befinden sich im Anhang 10.1 dieser Arbeit und in der Literatur [59].

Bild 30 :  
Schematische  
Darstellung der  
Emission und  
Messung der  
Temperaturstrahlung  
bei der  
Materialbearbeitung  
mit Laserstrahlung  
[54]



$T(\vec{x})$  : Temperaturverteilung     $\varepsilon$  : Emissionsgrad

$\vec{r}$  : Emissionsrichtung         $\vartheta$  : Emissionswinkel

Eine mögliche Unterteilung der Prozessüberwachung bei der Materialbearbeitung mit Laserstrahlung ist die vor- und nachlaufende Prozessüberwachung als auch die Prozessüberwachung am Bearbeitungsprozess (Wechselwirkungszone zwischen Laserstrahlung und Werkstück) [60]. Für die berührungslose Messung der emittierten Strahlung aus dem Bearbeitungsprozess (Plasmastrahlung, Temperaturstrahlung) stehen optische Sensoren zur Verfügung wie Strahlungsthermometer (Einfarbenpyrometer, Quotientenpyrometer, Photodioden) und Kameras (CCD, CMOS). Diese optischen Sensoren werden einzeln oder als Kombinationen in

Prozessüberwachungssysteme eingesetzt, um unterschiedliche Emissionen aus dem Bearbeitungsprozess gleichzeitig online zu messen [61]. Die Mehrzahl der in der Industrie zur Überwachung der Prozessstrahlung eingesetzten Messsysteme beruht auf integral messenden Photodioden [62]. Speziell für das Laserstrahlschweißen existieren bereits einige, kommerzielle Prozessüberwachungssysteme wie z.B.: Laser Welding Monitor LWM von Precitec, Welding monitor PD 2000 von Prometec, Weldwatcher von 4D. Die optischen Sensoren dieser Prozessüberwachungssysteme werden teilweise in den Strahlengang der Laserstrahlung integriert und messen koaxial, teilweise werden die Sensorsysteme seitlich neben der Optik angebracht und messen lateral.

In dieser Arbeit sollen Grundlagen erarbeitet werden inwiefern die an der Schmelzbadoberfläche emittierte Temperaturstrahlung für den Aufbau einer Temperaturregelung (Regelung der Temperaturstrahlung) verwendet werden kann. Das Ziel der Temperaturregelung ist die Einhaltung einer nahezu konstanten Umschmelztiefe von etwa 1 mm entlang der umgeschmolzenen Spur. Hierzu soll untersucht werden, welche optischen Sensoren (Pyrometer, Photodioden, Kameras) für eine Temperaturregelung geeignet sind. Aufgrund der Vielzahl der in der Literatur durchgeführten Untersuchungen, werden einige Ergebnisse kurz vorgestellt, die für die Aufgabenstellung dieser Arbeit relevant sind. In Arbeiten von Postma [63] und Sanders [55] wird beim Laserstrahlschweißen ein linearer Zusammenhang zwischen der Einschweißtiefe und einem koaxial gemessenen Temperatursignal an der Schmelzbadoberfläche ermittelt. In [63] werden von Postma Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen (Wärmeleitungsschweißen) mit Nd:YAG-Laserstrahlung von überlappenden, flachen Stahlblechen (Blechdicke 0,7 mm) durchgeführt. Das Ziel der Untersuchung ist die Umsetzung einer Prozessregelung (Temperaturregelung), durch die eine konstante Einschweißtiefe von etwa 1,125 mm erzielt wird. Als Messsysteme werden zwei koaxial zur Laserstrahlung messende Prozessüberwachungssysteme (Weldwatcher, Jurca Optoelektronik) eingesetzt, die die emittierte Strahlung aus dem Bearbeitungsprozess mit insgesamt vier Sensoren (technische Daten siehe Tabelle 2) messen.

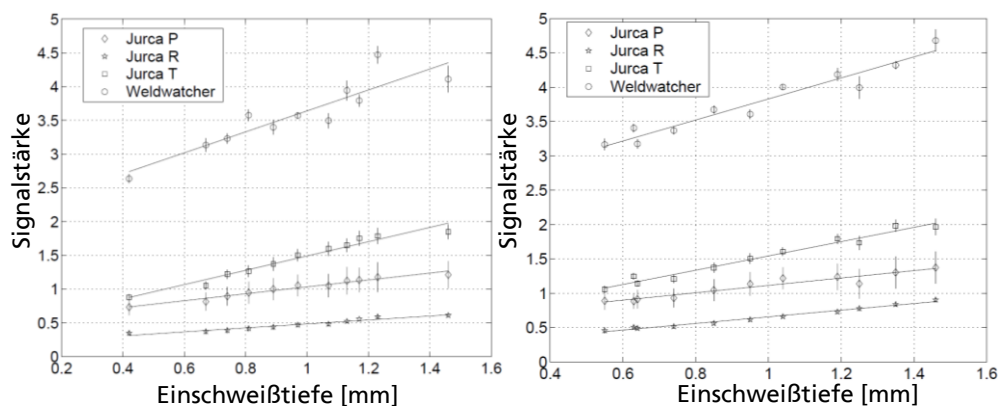
Technische Daten der Sensoren	Spektralbereich [Einheit]
Jurca P	$\lambda = 400 \text{ nm} - 800 \text{ nm}$
Jurca R (Nd:YAG)	$\lambda = 1064 \text{ nm}$
Jurca T	$\lambda = 1100 \text{ nm} - 1800 \text{ nm}$
Weldwatcher	$\lambda = 360 \text{ nm} \& 750 \text{ nm}$

Tabelle 2 : Spektralbereich der Sensoren (Photodioden) der beiden Messsysteme [63]

In einzelnen Schweißversuchen wird bei konstanter Verfahrensgeschwindigkeit die Laserleistung variiert und die Sensorsignale werden aufgezeichnet. In einer anschließenden metallurgischen Auswertung wird eine Korrelation zwischen

allen vier Sensorsignalen und der Einschweißtiefe ermittelt. Mit größer werdender Laserleistung nehmen die Einschweißtiefe und die gemessenen Sensorsignale der jeweiligen Sensoren linear zu. In Bild 31 sind die in Querschliffen ermittelten Einschweißiefen über den gemessenen Signalstärken der unterschiedlichen Sensoren dargestellt. Für die beiden untersuchten Verfahrensgeschwindigkeiten (50 mm/s, 100 mm/s) wird ein linearer Zusammenhang zwischen der Einschweißtiefe und der Signalstärke ermittelt.

Bild 31 :  
Korrelation zwischen den Sensorsignalen und der Einschmelztiefe bei Verfahrensgeschwindigkeiten von:  
links:  $v = 50 \text{ mm/s}$   
rechts:  $v = 100 \text{ mm/s}$   
[67]

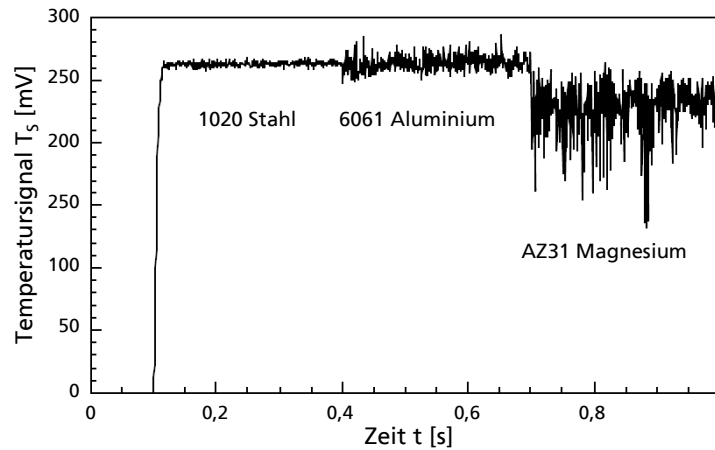


Abschließend wird durch einen geregelten Prozess eine nahezu konstante Einschmelztiefe von 1,125 mm eingehalten, die Laserleistung wird dabei als Stellgröße eingesetzt.

In [55] wird von Sanders die emittierte Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche beim Laserstrahlschweißen mit  $\text{CO}_2$ -Laserstrahlung (Rofin Sinar RS6000) an Blechen aus 1020 Stahl, 6061 Aluminium und AZ31 Magnesium untersucht. Die Temperaturstrahlung wird im infraroten Wellenlängenbereich von einem Detektor (Photodiode) gemessen und in ein Spannungssignal zwischen 100 – 1000 mV umgewandelt. In den einzelnen Schweißversuchen wird die Einschweißtiefe durch Variationen in der Verfahrensgeschwindigkeit (1020 Stahl) oder der Laserleistung (AZ31 Magnesium) beeinflusst. Als Ergebnis der Untersuchung wird eine fast lineare Korrelation zwischen dem Spannungssignal und der Einschweißtiefe beim Laserstrahlschweißen in Stahl und Magnesium ermittelt. In Bild 32 sind die gemessenen Temperatursignale beim Laserstrahlschweißen an den unterschiedlichen Materialien dargestellt. Diese Temperatursignale sind bei Einschweißiefen von ca. 1 mm gemessen. Die eingestellte Laserleistung beträgt bei 1020 Stahl und 6061 Aluminium 3,7 kW und bei AZ31 Magnesium 1,2 kW bei einer konstanten Verfahrensgeschwindigkeit von  $v = 13 \text{ cm/s}$ .



Bild 32 :  
 Unterschiede in der Signalmessung der drei Werkstoffe beim Schweißen mit CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung, die Einschmelztiefe beträgt 1 mm, v = 13 cm/s, P = 3700 W (1020 Stahl, 6061 Aluminium), P = 1200 W (AZ31 Magnesium) [55]



Neben den bereits vorgestellten Ergebnissen mit Photodioden werden von Bertrand [56] Pyrometer zur Prozessbeobachtung (Temperaturmessung) beim Laserstrahl-Schweißen mit Nd:YAG-Laserstrahlung eingesetzt. Eine kamerabasierte Prozessüberwachung für das Laserstrahlschweißen von Stahl und Aluminium mit Festkörperlasern wird in [57] durchgeführt. Die Vorgehensweise bei Auswertung der kamerabasierten Systeme wird in Kapitel 6.4.2 näher vorgestellt.

Die vorgestellten Ergebnisse an unterschiedlichen Materialien (Stahl, Aluminium, Magnesium) zeigen, dass durch die Messung der an der Schmelzbadoberfläche emittierten Temperaturstrahlung eine Korrelation zur Umschmelztiefe ermittelt wird. Diese Korrelation ist eine Voraussetzung für den Aufbau einer Temperaturregelung (Regelung der Temperaturstrahlung).

## 6 Anlagen- und Systemtechnik

### 6.1 Laserstrahlquelle und Optiken

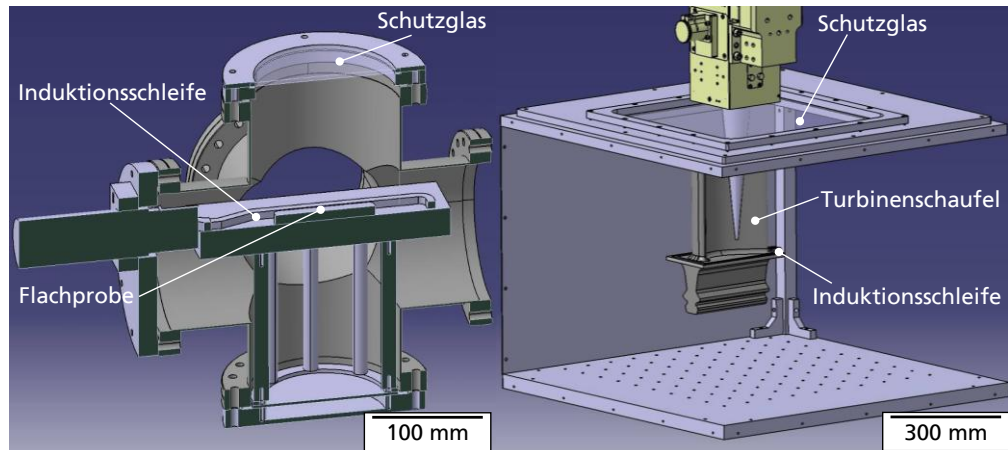
Für das Laserstrahl-Umschmelzen wird eine Nd:YAG-Laserstrahlquelle HL 3006D der Firma Trumpf mit einer maximalen Ausgangsleistung von 3 kW verwendet. Der Laserstrahl wird durch eine Lichtleitfaser mit einem Durchmesser  $d_{\text{Faser}} = 600 \mu\text{m}$  von der Laserstrahlquelle zum Bearbeitungsort geführt und dort mit einer Optik fokussiert. Für das Laserstrahl-Umschmelzen an den unterschiedlichen Proben (Flachprobe, M-Probe, U-Probe, L-Probe) wird eine Optik mit einer Brennweite von  $f = 200 \text{ mm}$  und für das Umschmelzen an den Turbinenschaufeln wird eine Optik mit einer Brennweite von  $f = 250 \text{ mm}$  eingesetzt.

### 6.2 Versuchsaufbau

Um den experimentellen Aufwand möglichst gering zu halten, wird der Umschmelzprozess in zwei Prozesskammern entwickelt. Beide Prozesskammern sind so ausgelegt, dass die Proben und die Turbinenschaufeln bis maximal  $T_V = 1000 \text{ °C}$  erwärmt werden können. Zudem muss eine Schutzgasatmosphäre in den Kammern geschaffen werden, die Oxidationen durch die Vorwärmung und das Laserstrahl-Umschmelzen an der Schmelzbadoberfläche verhindert. Die ersten Untersuchungen werden in einer kleineren Prozesskammer 1 an den unterschiedlichen Proben durchgeführt. Die Vorteile der Prozesskammer 1 liegen in einer schnelleren Befüllung der Kammer mit dem Schutzgas Argon, einer einfachen Handhabung bei der Bestückung mit Proben sowie geringeren Kosten für Verbrauchsmaterial wie z.B. Schutzgläser und Dichtungsringe. In der Prozesskammer 2 werden ganze Turbinenschaufeln eingespannt und bearbeitet. In Bild 33 sind die Prozesskammer 1 (links) und die Prozesskammer 2 (rechts) schematisch dargestellt. Beide Prozesskammern werden von unten mit dem Schutzgas Argon geflutet. Die Luft in den Prozesskammern wird durch das Argon verdrängt und durch Öffnungen neben den Schutzgläsern in die Umgebung gedrückt.

Bild 33:  
Schematische  
Darstellung, links:  
Prozesskammer 1 für  
die Proben  
(Flachprobe, M-  
Probe, U-Probe, L-  
Probe)

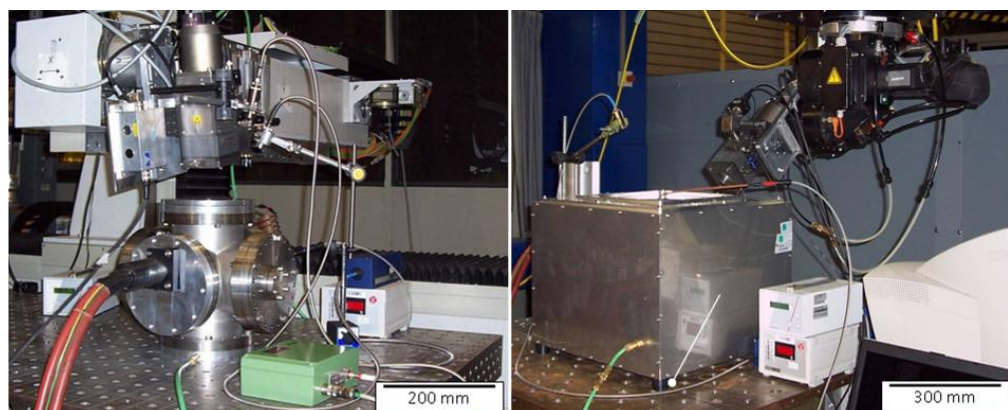
rechts:  
Prozesskammer 2 für  
Turbinenschaufeln



In Bild 34 sind beide Prozesskammern (links: Prozesskammer 1, rechts: Prozesskammer 2) mit aufgebautem Versuchsstand dargestellt. Die unterschiedlichen Proben werden in der Prozesskammer 1 auf einen Schamottstein gelegt. In der Prozesskammer 2 werden die Turbinenschaufeln in einen kippbaren Schraubstock fest eingespannt. Für eine Bearbeitung werden die Turbinenschaufeln in unterschiedliche Winkelpositionen vor dem Laserstrahl-Umschmelzen gedreht.

Bild 34 :  
links:  
Versuchsaufbau mit  
Prozesskammer 1

rechts:  
Versuchsaufbau mit  
Prozesskammer 2



Bei der Versuchsdurchführung wird die jeweils verwendete Prozesskammer vor der Bearbeitung mit dem Schutzgas Argon geflutet. Der Sauerstoffgehalt wird vor und während des gesamten Bearbeitungsprozesses gemessen, wobei während des Umschmelzprozesses ein Sauerstoffgehalt von  $O_2 < 20$  ppm in beiden Kammern eingehalten wird.

### 6.3 Induktive Vorwärmung

Die unterschiedlichen Proben und die Turbinenschaufeln werden in den jeweiligen Prozesskammern durch induktive Hochfrequenzerwärmung auf eine definierte Vorwärmtemperatur erwärmt. Als Induktor wird ein Induktionsgerät des Typs Minimac 7 der Firma ELVA Induktion mit einer maximalen Ausgangsleistung von 11 kW eingesetzt. Die Temperatur der Proben und der Turbinenschaufeln wird mit einem Einfarbenpyrometer der Firma Kleiber (Modell 270B) gemessen. Die technischen Daten des verwendeten Einfarbenpyrometers sind in Tabelle 3 aufgelistet.

Technische Daten	Einheit
Spektralbereich	$\lambda = 1580 \text{ nm} - 1800 \text{ nm}$
Temperaturmessbereich	$T = 300 \text{ °C} - 1400 \text{ °C}$
Emissionsgrad	$\varepsilon = 0,3^*$
Messfleckdurchmesser	$\varnothing = 4 \text{ mm}$

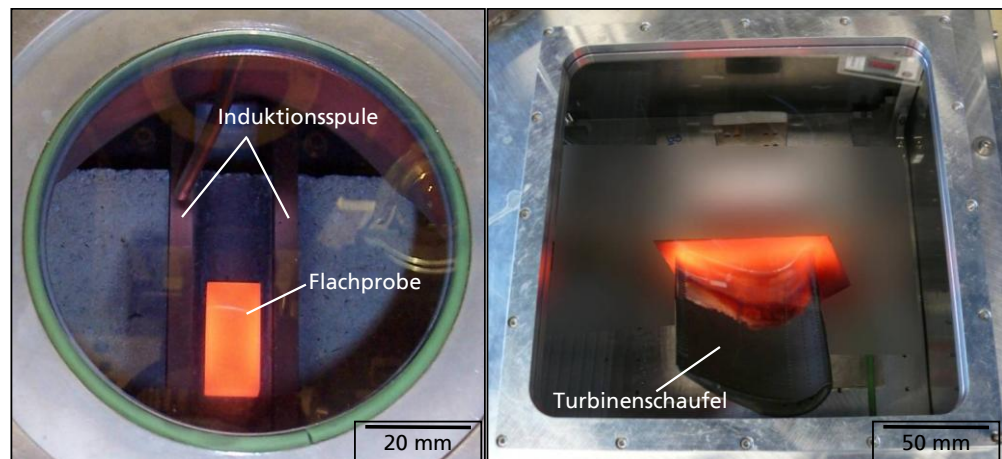
Tabelle 3 : Technische Daten des Einfarbenpyrometers der Firma Kleiber (Modell 270B)

\*Abgleich mit Thermofühler

In Bild 35 ist links eine induktiv erwärmte Flachprobe in der Prozesskammer 1 und rechts eine induktiv erwärmte Turbinenschaufel in der Prozesskammer 2 bei einer mit dem Einfarbenpyrometer gemessenen Vorwärmtemperatur von  $T_v = 1000 \text{ °C}$  dargestellt.

Bild 35 :  
links: Induktiv erwärmte Flachprobe in Prozesskammer 1  
rechts: Induktiv erwärmte Turbinenschaufel in Prozesskammer 2

Vorwärmtemperatur:  
 $T_v = 1000 \text{ °C}$



Beim Laserstrahl-Umschmelzen an den Proben und der Turbinenschaufel muss für die Bearbeitung eine Zugänglichkeit für die Laserstrahlung gewährleistet sein. Daher ist die Geometrie der Induktionsspule an den Proben und der Turbinenschaufel so ausgelegt, dass für die Bearbeitung keine Bereiche der Proben und der Turbinenschaufel durch die Induktionsspule verdeckt werden.

## 6.4 Eingesetzte Messsysteme

In dieser Arbeit sollen Grundlagen erarbeitet werden inwiefern die an der Schmelzbadoberfläche emittierte Temperaturstrahlung für den Aufbau einer Temperaturregelung (Regelung der Temperaturstrahlung) verwendet werden kann. Das Ziel der Temperaturregelung ist die Einhaltung einer nahezu konstanten Umschmelztiefe von etwa 1 mm entlang der umgeschmolzenen Spur. Wärmestaus, aufgrund von Änderungen der Materialdicke sowie Einflüsse von gekrümmten Oberflächen am Schaufelblatt und im Fillet der Turbinenschaufel sollen durch die Temperaturregelung erkannt und ausgegletzt werden. Die Temperaturregelung sollte so ausgelegt werden, dass eventuelle Störsignale, die beim Verschließen von Rissen in den Proben oder in der Turbinenschaufel gemessen werden, die Umschmelztiefe oder die einkristalline Struktur im umgeschmolzenen Bereich nicht beeinflussen. Zur Messung der von der Wechselwirkungszone emittierten Temperaturstrahlung und für den Aufbau einer Temperaturregelung kommen aufgrund des Umschmelzprozesses in den Prozesskammern nur optische Sensorsysteme in Frage, welche die an der Schmelzbadoberfläche emittierte Temperaturstrahlung berührungsfrei erfassen. Die kommerziell verfügbaren Sensorsysteme werden teilweise in den Strahlengang der Laserstrahlung integriert und messen koaxial, teilweise werden die Sensorsysteme seitlich neben der Optik angebracht und messen lateral. Für die Messungen werden zwei bei unterschiedlichen Wellenlängen messende Quotientenpyrometer, eine in einem Bearbeitungskopf integrierte Germanium-Photodiode und eine CMOS-Kamera eingesetzt. Die verwendeten Messsysteme zur Messung der Temperaturstrahlung werden kurz vorgestellt.

### 6.4.1 Precitec-System

Bei dem Precitec-System YC50 handelt es sich um einen für das Laserstrahl-Auftragschweißen entwickelten Beschichtungskopf mit integrierter Sensorik. In dem Precitec-System sind zur Überwachung der Komponenten des Beschichtungskopfes und des Bearbeitungsprozesses verschiedene Sensoren direkt integriert. Die von den Sensoren gemessenen Spannungssignale werden von der Auswertelektronik HM 140 linear verstärkt und online an einem industriellen PC aufgezeichnet. Der Verstärkungsfaktor der Auswertelektronik HM 140 kann in fünf Stufen zwischen 100 – 1.000.000 eingestellt werden. Zudem können mit einer an dem Precitec-System angeschlossenen CCD-Kamera Videos vom Bearbeitungsprozess aufgezeichnet werden. In Tabelle 4 sind die technischen Daten der Sensoren des Precitec-Systems und die Verstärkungsfaktoren aufgelistet, die für die Entwicklung der Temperaturregelung in dieser Arbeit verwendet werden.

Sensor	Messwellenlänge oder –bereich (nm)	Lineare Verstärkung	Signal
Photodiode (Germanium)	1300-1600	100.000 1.000.000	IR-Temperatursignal
Photodiode (Silizium)	450-550	100.000	Sichtbares Temperatursignal
Photodiode	1064	1.000	Reflexionssignal
Photodiode	1064	1.000	Laserleistungssignal

Tabelle 4 : Technische Daten der Sensoren [54]

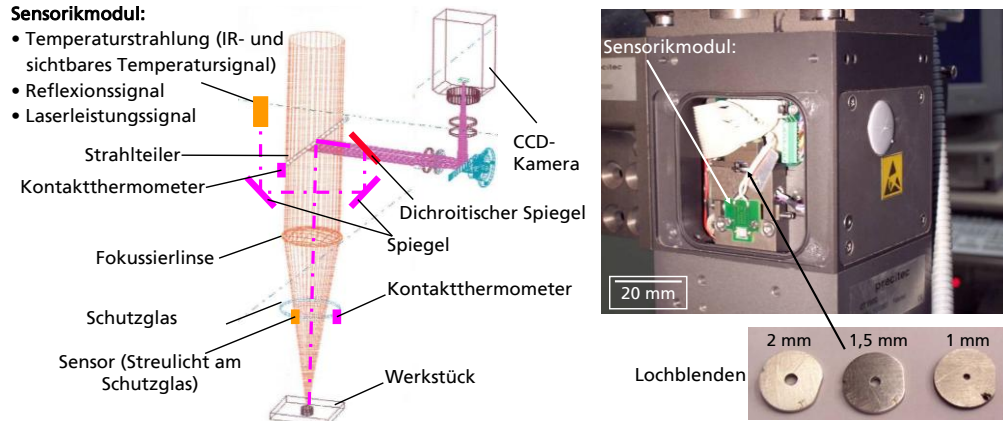
Innerhalb des Beschichtungskopfes befindet sich ein dielektrisch beschichteter Strahlteiler, der für Laserstrahlung unter einem Winkel von  $45^\circ$  einen Transmissionsgrad von ca. 98,8 % hat. Eine im Sensorikmodul angeordnete Photodiode für Nd:YAG-Laserstrahlung detektiert die vom Strahlteiler reflektierte Laserstrahlung. Das Signal der Photodiode ist proportional zur Laserleistung des Nd:YAG-Lasersystems [54]. Für die Messung der an der Schmelzbadoberfläche emittierten Temperaturstrahlung (IR-Temperaturssignal) wird die Germanium-Photodiode verwendet. Die Photodiode detektiert die spektrale Strahldichte in einem Wellenlängenbereich zwischen 1300 – 1600 nm. Direkt vor die Germanium-Photodiode können Lochblenden mit unterschiedlichen Durchmessern eingesetzt werden, die den Messfleckdurchmesser in der Bearbeitungszone eingrenzen. In Tabelle 5 sind die vom Hersteller des Precitec-Systems berechneten Messfleckdurchmesser in Abhängigkeit vom Durchmesser der Lochblende aufgelistet.

Durchmesser Lochblende	Messfleckdurchmesser
ohne Lochblende	7,8 mm
2 mm	6 mm
1 mm	4,2 mm
0,5 mm	3,4 mm

Tabelle 5 : Messfleckdurchmesser in Abhängigkeit vom Durchmesser der Lochblende [Quelle: Precitec]

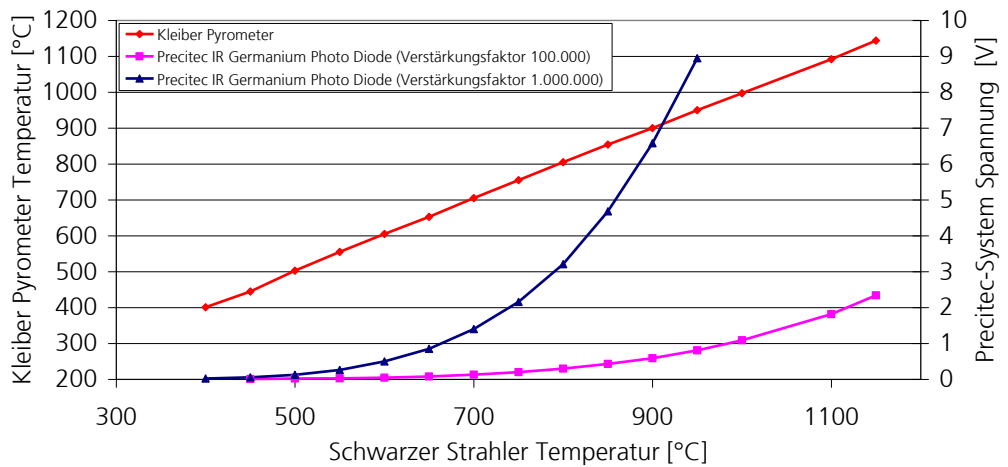
In Bild 36 ist eine schematische Darstellung des Strahlengangs sowie eine Seitenansicht des Precitec-Systems mit geöffnetem Seitendeckel dargestellt. Das Sensorikmodul, in dem die unterschiedlichen Photodioden integriert sind sowie der Schlitz für den Einschub der Lochblenden sind gekennzeichnet.

Bild 36 :  
Schematische Darstellung des Strahlengangs im Bearbeitungskopf, Seitenansicht von geöffnetem Precitec-System[54]



Vor der Verwendung des Precitec-Systems erfolgt eine einmalige Abgleichung der Germanium- Photodiode an einem Schwarzen Strahler. In Bild 37 ist das gemessene Spannungssignal der Germanium-Photodiode für zwei Verstärkungsfaktoren unter Verwendung der 1 mm Lochblende graphisch dargestellt.

Bild 37 :  
Abgleich  
Spannungssignal der Germanium Photo Diode an Schwarzem Strahler

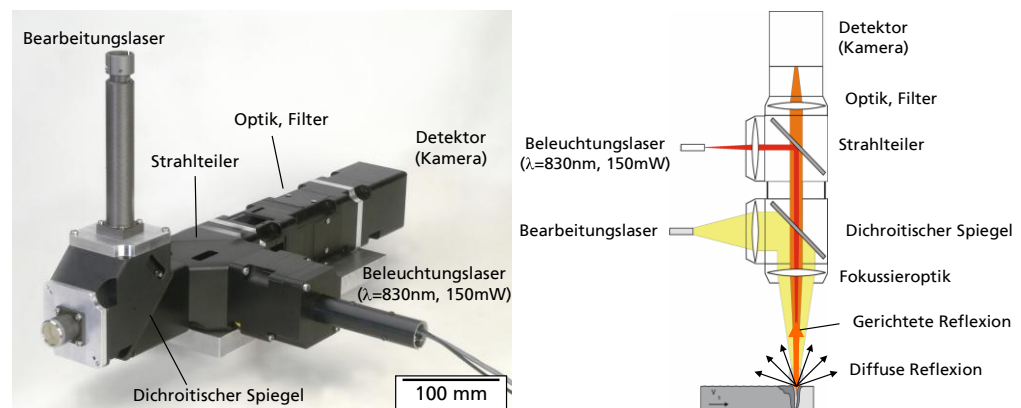


Zum Vergleich ist ein Abgleich eines Einfarbenpyrometers der Firma Kleiber (Modell 270B) bei einem Emissionsgrad von  $\epsilon = 1$  dargestellt. Beim Einfarbenpyrometer wird der gemessene Strahlungsfluss direkt in eine Temperatur umgerechnet, daher ergibt sich ein linearer Zusammenhang zwischen der eingestellten Temperatur am Schwarzen Strahler und der gemessenen Temperatur.

## 6.4.2 CPC-System

Ein weiteres System, das für die Messung der Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche eingesetzt wird, ist das vom Fraunhofer ILT entwickelte CPC-System (Coaxial Process Control). In Bild 38 sind eine Lichtbildaufnahme des CPC-Systems und eine schematische Darstellung des Strahlengangs im CPC-System dargestellt.

Bild 38 :  
links:  
Kamerabasiertes  
CPC-System,  
rechts:  
Schematische  
Darstellung des  
Strahlengangs im  
CPC-System [62]



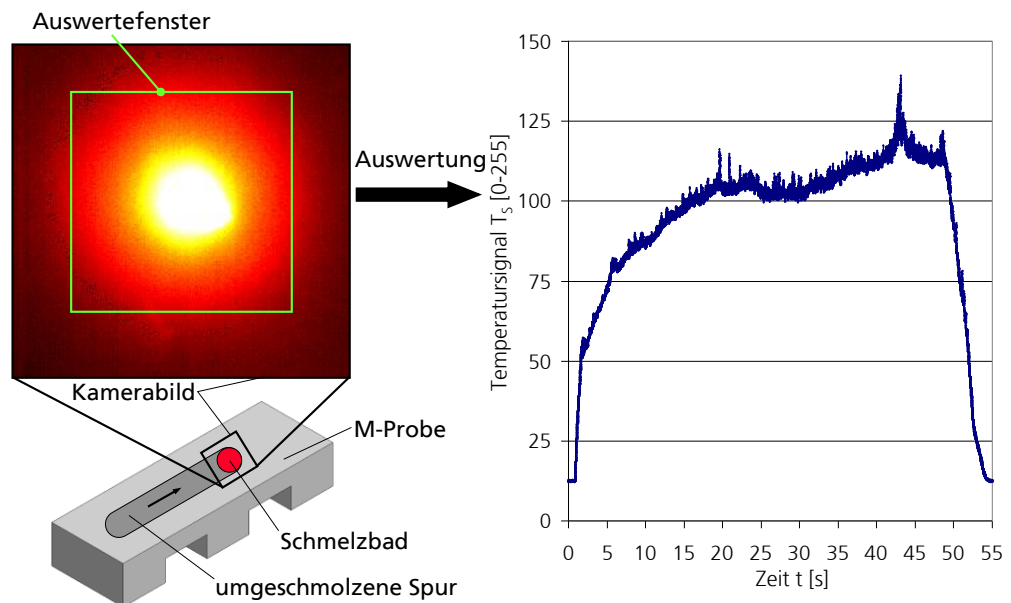
Das CPC-System besteht aus einer Hochgeschwindigkeitskamera, die direkt am Bearbeitungskopf angebracht wird und an einem industriellen PC für die Bildanalyse, der mit der Kamera (CMOS Area Scan Camera MV-D1024E) verbunden wird. Der optische Weg der Kamera verläuft koaxial mit dem Laserstrahlengang durch die Optik der Strahlfokussierung. Aufgrund der unterschiedlich großen Leuchtintensität des Schmelzbades bei der Materialbearbeitung kann bei Bedarf das Schmelzbad mit einem integrierten Beleuchtungslaser bestrahlt werden. Der von der Kamera aufgenommene Wellenlängenbereich wird durch optische Bandpassfilter der Wellenlänge des Beleuchtungslasers angepasst, der sich von der Wellenlänge des Prozesslasers unterscheidet [62]. Die von der beleuchteten Prozesszone reflektierte Strahlung ermöglicht so eine Vermessung des Schmelzbades.

In der für das Laserstrahl-Umschmelzen verwendeten Konfiguration werden von der Kamera 500 Bilder pro Sekunde bei einer Auflösung von 256 x 256 Pixel durch einen industriellen PC online aufgezeichnet und verarbeitet. In einer anschließenden, orts aufgelösten Auswertung wird ein Temperatursignal in einem Auswertefenster für den gesamten Umschmelzprozess berechnet und graphisch dargestellt. In Bild 39 sind das Kamerabild des CPC-Systems beim Laserstrahl-Umschmelzen an einer M-Probe mit skizziertem Auswertefenster sowie eine Auswertung des Temperatursignals dargestellt. Für die Berechnung des Temperatursignals aus dem Kamerabild wird in einem definierten Auswertefenster von jedem Pixel ein dimensionsloser Helligkeitswert zwischen 0 – 255 (Dynamikumfang eines 8-Bit-Bildes) ausgelesen. Alle Helligkeitswerte werden von jedem Pixel aufsummiert und anschließend wird der Mittelwert



berechnet. Diese Mittelwertberechnung wird für alle aufgezeichneten Kamerabilder des Umschmelzprozesses durchgeführt und graphisch dargestellt (Bild 39 rechts).

Bild 39 :  
links: Kamerabild des CPC-Systems beim Laserstrahl-Umschmelzen mit Auswertefenster  
rechts: Auswertung des Temperatursignals beim Laserstrahl-Umschmelzen an M-Probe



Der Vorteil der kamerabasierten Sensoren im Vergleich zu Photodioden ist, dass die emittierte Temperaturstrahlung zweidimensional ortsauflösend erfasst wird. Im Vergleich mit dem Precitec-System können mit dem CPC-System Teilbereiche des Schmelzbades im Kamerabild (z.B. Vorlauf oder im Nachlauf) ausgewertet werden. Bereiche des Kamerabildes, die Rauschen oder Störsignale zum Temperatursignal beitragen, werden somit in der Auswertung nicht berücksichtigt. Das CPC-System bietet die Möglichkeit, sowohl die vor- und nachlaufende Prozessüberwachung als auch die Prozessüberwachung am Bearbeitungsort in einem Sensorsystem zu integrieren, gleichzeitig mit einer Kamera zu erfassen und somit eine Mehrgrößensensorik in einem kompakten System aufzubauen [62].

### 6.4.3 Quotientenpyrometer

Um die Messungen des kamerabasierten CPC-Systems und der Germanium-Photodiode im Precitec-System mit Temperaturwerten in  $^{\circ}\text{C}$  zu vergleichen, werden bei einigen Versuchen Messungen mit zwei unterschiedlichen Strahlungsthermometern (Quotientenpyrometer) durchgeführt. Strahlungsthermometer messen das Integral der spektralen Strahlendichte über einen bestimmten Spektralbereich als Spannungssignal, das in eine Temperatur umgerechnet wird. Dieses Signal ist abhängig vom optischen Aufbau, dem Transmissionsverhalten aller Elemente im Strahlengang (Fenster, Linsen,

Lichtleiter) und der Detektorempfindlichkeit. Der Messbereich verfügbarer Strahlungsthermometer umfasst gegenwärtig etwa Temperaturmessbereiche zwischen  $-100\text{ °C}$  bis  $+3000\text{ °C}$ . Für die Auswahl eines optimalen Strahlungsthermometers und die Vermeidung großer Messfehler sind jedoch Kenntnisse über die Strahlungseigenschaften (Emissionsgrad) des Messobjektes erforderlich. Quotientenpyrometer messen den Strahlungsfluss bei zwei verschiedenen Wellenlängen, bilden aus den Signalen den Quotienten und errechnen daraus die Temperatur. Bei der Quotientenbildung kürzt sich der Emissionsgrad heraus, d.h. die Temperaturmessung wird unabhängig vom Emissionsgrad des Objektes. Wenn der Werkstoff für beide Wellenlängen Temperaturstrahlung mit gleichem Emissionsgrad emittiert, wird die exakte Temperatur gemessen. In Bild 40 sind die beiden in dieser Arbeit eingesetzten, fasergekoppelten Quotientenpyrometer „Infratec Pyrometer IGAR 12-LO“ und „Mergenthaler Pyrometer QP003“ dargestellt.

Bild 40 :  
Quotientenpyrometer IGAR 12-LO der Firma Infratec (links) und QP003 der Firma Mergenthaler (rechts)



In Tabelle 6 und Tabelle 7 sind die technischen Daten aufgelistet. Die Quotientenpyrometer messen jeweils bei zwei unterschiedlichen Wellenlängen oberhalb der für das Laserstrahl-Umschmelzen verwendeten Nd:YAG-Laserstrahlung (Wellenlänge  $\lambda = 1064\text{ nm}$ ).

Technische Daten	Einheit
Messbereich	$T = 500\text{ °C} - 2500\text{ °C}$
Spektralbereich	$\lambda_1 = 1280\text{ nm}, \lambda_2 = 1650\text{ nm}$
Messfleckdurchmesser	$\varnothing = 4\text{ mm}$

Tabelle 6 : Infratec QuotientenPyrometer IGAR 12-LO

Technische Daten	Einheit
Messbereich	$T = 600\text{ °C} - 2500\text{ °C}$
Spektralbereich	$\lambda_1 = 1700\text{ nm}, \lambda_2 = 1900\text{ nm}$
Messfleckdurchmesser	$\varnothing = 6\text{ mm}$

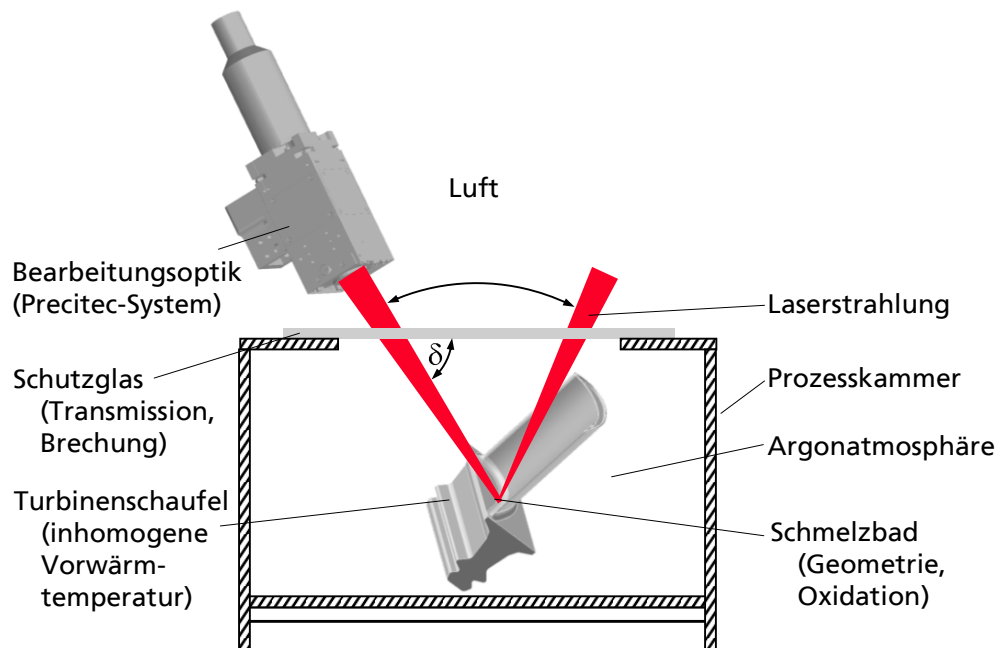
Tabelle 7 : Mergenthaler QuotientenPyrometer QP003

Die beiden Quotientenpyrometer werden jeweils seitlich an den Bearbeitungsoptiken befestigt, die Temperaturmessung an der Schmelzbadoberfläche erfolgt somit nicht koaxial durch die Optik des Bearbeitungskopfes. Die Messfleckdurchmesser werden mittig zur Laserstrahlung im Schmelzbad ausgerichtet.

#### 6.4.4 Messfehler bei der Messung der Temperaturstrahlung

Bei der Messung der Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche müssen Einflüsse und Störgrößen berücksichtigt werden, die zu Messfehlern führen können. Bei der Umsetzung einer Temperaturregelung führt beispielsweise ein zu niedrig gemessenes Temperatursignal (Messfehler) zu einer Zunahme an Laserleistung. Dadurch kommt es zu einer Änderung in der Umschmelztiefe die bei Überschreitung einer kritischen Umschmelztiefe zu Abweichungen der einkristallinen Struktur führt. In Bild 41 sind Einflussgrößen auf die Messung der Temperaturstrahlung für das Laserstrahl-Umschmelzen an einer Turbinenschaufel in einer Prozesskammer schematisch dargestellt.

Bild 41 :  
Schemabild:  
Einflussgrößen auf  
die Messung der  
Temperaturstrahlung  
beim Laserstrahl-  
Umschmelzen an  
Turbinenschaufeln



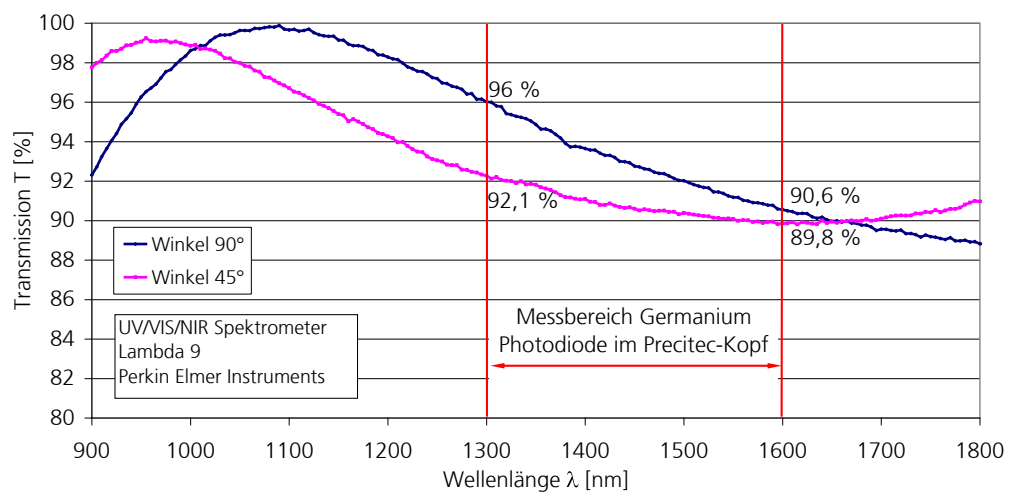
Die Turbinenschaufel wird vor dem Laserstrahl-Umschmelzen in einer mit dem Schutzgas Argon gefüllten Prozesskammer bis auf  $T_V = 1000 \text{ °C}$  vorgewärmt. Die Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche wird während des Laserstrahl-Umschmelzens durch ein Schutzglas gemessen. Das Schutzglas dichtet die Argonatmosphäre innerhalb der Prozesskammer zur Umgebungsluft ab. Für die Laserbearbeitung der Turbinenschaufel wird die Bearbeitungsoptik nachgeführt, so dass die Laserstrahlung konstant im gleichen Winkel zur

Oberfläche einfällt (siehe Kapitel 6.6). Daraus folgt, dass der Winkel  $\delta$  zwischen Laserstrahlung und dem Schutzglas in dem Bereich  $-45^\circ < \delta < +45^\circ$  variiert (Bild 41). Die Messsysteme für die Messung der Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche sind in der Bearbeitungsoptik (Precitec, CPC-System) integriert bzw. seitlich (Quotientenpyrometer) befestigt. Folgende Einflüsse müssen neben der Geometrie des Schmelzbades bei der Auslegung der Temperaturregelung berücksichtigt werden, die zu Abweichungen bei der Messung des Temperatursignals und daraus zu Änderungen der Umschmelztiefe führen können:

### Schutzglas der Prozesskammer

Das Schutzglas auf der Prozesskammer beeinflusst die Transmission der Temperaturstrahlung in Abhängigkeit vom Winkel zwischen Laserstrahlung und Schutzglas bei der Bearbeitung der Turbinenschaufel. In Bild 42 ist eine Messung des Transmissionsgrades über einen Wellenlängenbereich von 900  $\mu\text{m}$  bis 1800  $\mu\text{m}$  an einem Spektrometer des Typs „UV/VIS/NIR Spektrometer Lambda 9“ unter den Winkeln  $45^\circ$  und  $90^\circ$  zum Schutzglas durchgeführt.

Bild 42 :  
Transmissions-  
messung des  
Schutzglases am  
UV/VIS/NIR  
Spektrometer unter  
den Winkeln  $45^\circ$   
und  $90^\circ$



Bei dem Schutzglas wird bei der Wellenlänge  $\lambda = 1064 \text{ nm}$  (Nd:YAG-Laserstrahlung) bei einem Eintrittswinkel von  $90^\circ$  eine Transmission von nahezu 100 % gemessen. Der Messbereich der Germanium-Photodiode im Precitec-System ist eingezeichnet. In Abhängigkeit von Wellenlänge und vom Winkel ergeben sich Abweichungen in der Transmission von bis zu 3,9 %.

### Inhomogene Vorwärmtemperaturen

Beim Laserstrahl-Umschmelzen an der Turbinenschaufel muss für die Bearbeitung eine Zugänglichkeit für die Laserstrahlung gewährleistet sein. Daher wird die Geometrie der Induktionsspulen an der Turbinenschaufel so ausgelegt, dass für die Bearbeitung keine instand zu setzenden Bereiche durch die Induktionsspulen verdeckt werden. Verfahrensbedingt ist es daher nicht

möglich die Induktionsspulen so an die Turbinenschaufel anzupassen, dass diese vollständig homogen erwärmt wird. Somit sind Temperaturgradienten an der Oberfläche der Turbinenschaufel zu erwarten. Um eine möglichst homogene Erwärmung der Bauteile zu ermöglichen, werden die Oberflächentemperaturen an den erwärmten Bauteilen daher mit einer Thermokamera gemessen. Die technischen Daten der Thermokamera sind in Tabelle 8 aufgelistet.

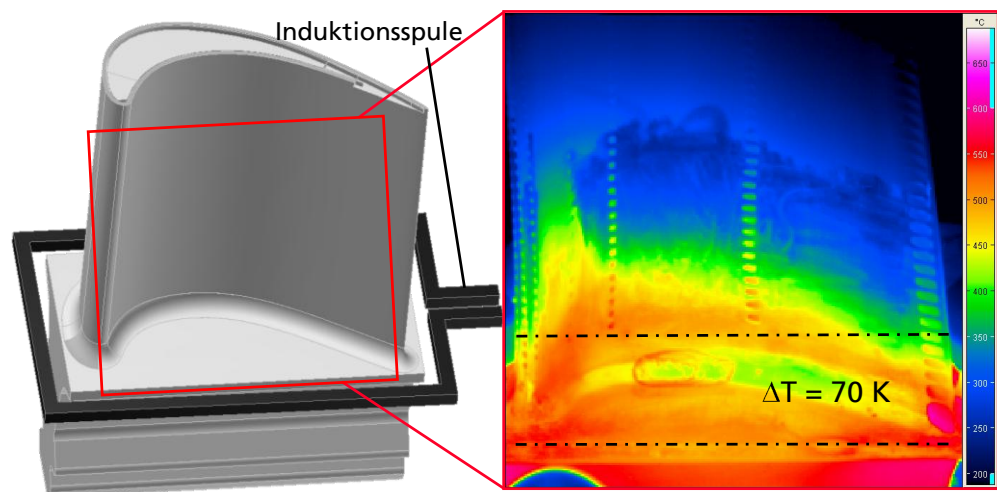
Technische Daten	Einheit
Spektralbereich	3,4 - 5 $\mu\text{m}$
Temperaturmessbereich	-25 - 2000 $^{\circ}\text{C}$
Messgenauigkeit	$\pm 2 \%$
Emissionsgrad	$\varepsilon = 0,35^*$

Tabelle 8 : Technische Daten der Thermokamera Vario ThermTM head (PtSi-FPA detector)

\*Abgleich mit Thermofühler

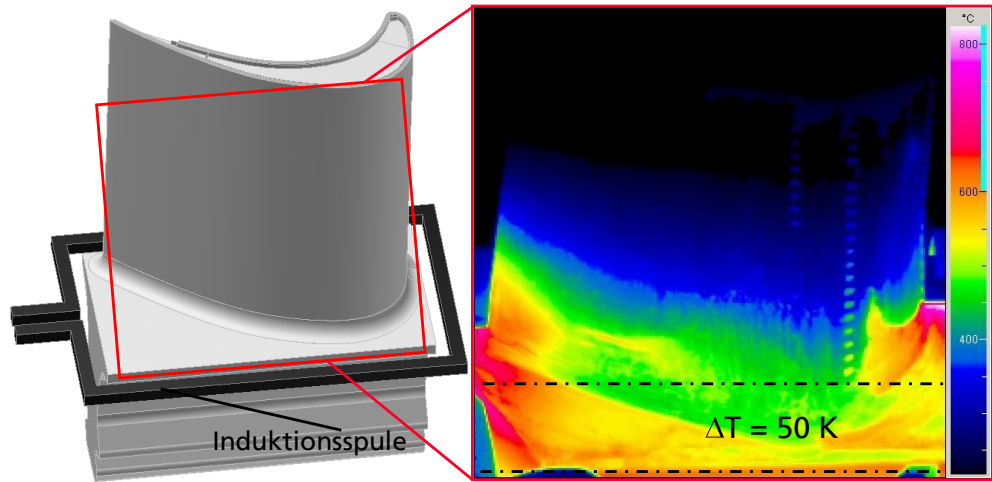
Die Anordnung der Induktionsspulen wird anschließend so angepasst, dass eine möglichst homogene Vorwärmung in den umzuschmelzenden Bereichen gemessen wird. In Bild 43 sind eine Lichtbildaufnahme mit der Anordnung der Induktionsspule an der Druckseite der Turbinenschaufel (links) und eine Thermographieaufnahme der erwärmten Turbinenschaufel (rechts) dargestellt.

Bild 43 :  
links:  
Schematische  
Darstellung:  
Anordnung der  
Induktionsspule an  
der Druckseite der  
Turbinenschaufel  
rechts:  
Thermographie-  
aufnahme im Fillet  
bei einer  
Vorwärmtemperatur  
 $T_v = 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$



In dem Fillet der Turbinenschaufel wird bei einer Vorwärmtemperatur von  $T_v = 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$  ein maximaler Temperaturgradient von  $\Delta T = 70 \text{ K}$  gemessen. Eine zweite Messung wird an der Saugseite der Turbinenschaufel mit der entsprechenden zweiten Induktionsspule durchgeführt (Bild 44).

Bild 44 :  
links:  
Schematische  
Darstellung:  
Anordnung der  
Induktionsspule an  
der Saugseite der  
Turbinenschaufel  
rechts:  
Thermographie-  
aufnahme im Fillet  
bei einer  
Vorwärmtemperatur  
 $T_V = 500 \text{ }^\circ\text{C}$

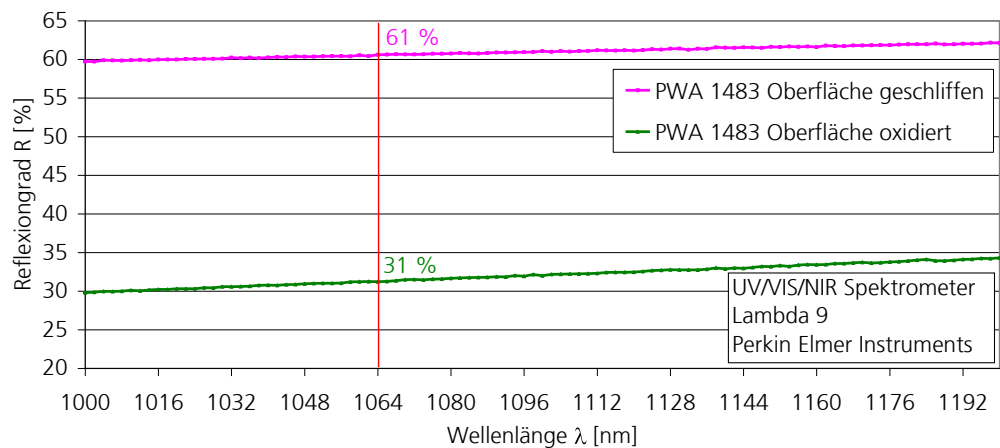


Im Fillet der Turbinenschaufel wird bei einer Vorwärmtemperatur von  $T_V = 500 \text{ }^\circ\text{C}$  ein maximaler Temperaturgradient von  $\Delta T = 50 \text{ K}$  gemessen.

### Oxidationen

Die Prozesskammern werden aus Kostengründen so ausgelegt, dass in der Argonatmosphäre ein minimaler Sauerstoffgehalt kleiner  $\text{O}_2 < 20 \text{ ppm}$  verbleibt. Beim Laserstrahl-Umschmelzen können sich durch Reaktionen des Schmelzbades mit Restsauerstoff Oxidationen bilden. Diese Oxidationen können an der Oberfläche der umgeschmolzenen Spur zu Änderungen der Absorption der Laserstrahlung und zu Änderungen der Emission der Temperaturstrahlung führen. In Bild 45 ist das Ergebnis einer Einzelmessung des Reflexionsgrades an einer Flachprobe aus PWA 1483 mit geschliffener und oxidiert Oberfläche dargestellt.

Bild 45 :  
Reflexionsmessung  
an Probenmaterial  
aus PWA 1483 am  
UV/VIS/NIR  
Spektrometer

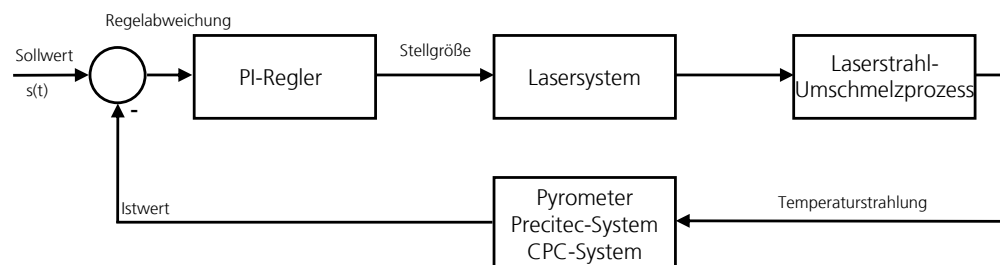


Im Vergleich mit einer geschliffenen Oberfläche verändert sich der Reflexionsgrad bei einer oxidierten Oberfläche von 61 % auf 31 % gemessen bei einer Wellenlänge von 1064 nm (Wellenlänge Nd:YAG-Laserstrahlung).

## 6.5 Aufbau der Temperaturregelung

Bei einer Temperaturregelung (Prozessregelung) wird ein geschlossener Regelkreis verwendet, bei der die Ausgangsgröße über eine Rückführung Einfluss auf die Stellgröße nimmt. Auftretende Störgrößen und Veränderungen werden bei einem optimal ausgelegten Prozess durch die Prozessregelung berücksichtigt und ausgeregelt. Als Regelgröße für die Temperaturregelung (Regelung der Temperaturstrahlung) wird die von der Schmelzbadoberfläche emittierte Temperaturstrahlung, als Stellgröße die Laserleistung festgelegt. Die Temperaturstrahlung wird mit den jeweiligen Detektoren in den eingesetzten Messsystemen (Precitec-System, CPC-System, Quotientenpyrometer) gemessen und in ein Spannungssignal umgewandelt, das von dem Regler verarbeitet wird. Dieser Istwert wird mit einem durch den Regler vorgegebenen Sollwert verglichen. Für die Umsetzung der Temperaturregelung wird ein PI-Regler zwischen den eingesetzten Messsystemen und dem Laser zwischengeschaltet. Dieser regelt die Laserleistung in Abhängigkeit vom Temperatursignal, so dass dieses auf einen vorgegebenen Wert konstant geregelt wird. In Bild 46 ist der schematische Aufbau des Regelkreises dargestellt.

Bild 46 :  
Schematische  
Darstellung des  
Regelkreises [54]

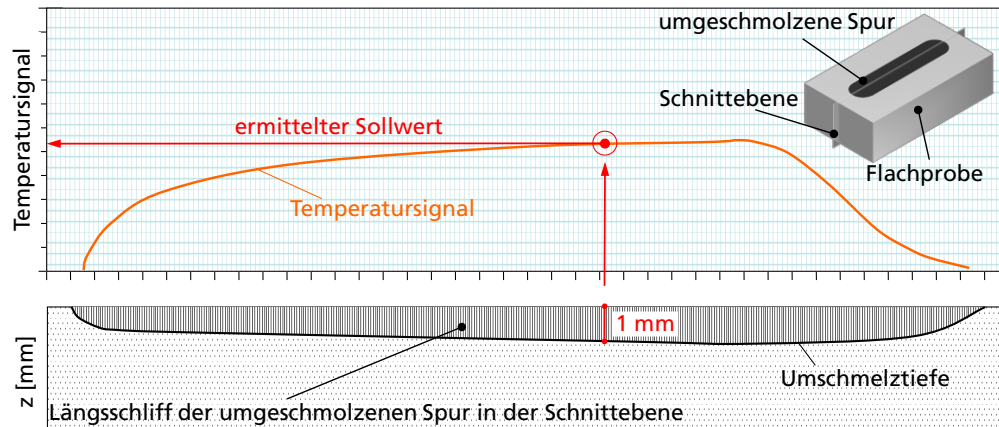


Der PI-Regler erzeugt aus der Reglerabweichung eine Stellgröße für den Laser, eine Spannungsvorgabe zwischen 0 V und 10 V, auf die die Laserleistung geregelt wird. Für die Temperaturregelung können sowohl ein konstanter Sollwert durch den Regler als auch ein wegabhängiger Sollwert extern durch die CNC vorgegeben werden.

Aus den Experimenten ohne Temperaturregelung wird der Sollwert für die Temperaturregelung beim Laserstrahl-Umschmelzen ermittelt. Der Verlauf der gemessenen Temperaturstrahlung wird mit der Umschmelztiefe über die umgeschmolzene Länge im metallurgisch präparierten Längsschliff verglichen. Das vom Messgerät angezeigte Temperatursignal bei  $z = 1$  mm Umschmelztiefe wird als Sollwert für das Umschmelzen mit Temperaturregelung bestimmt (siehe Bild 47).



Bild 47 :  
Schematische  
Darstellung der  
Ermittlung des  
Sollwerts für das  
Umschmelzen mit  
Temperaturregelung

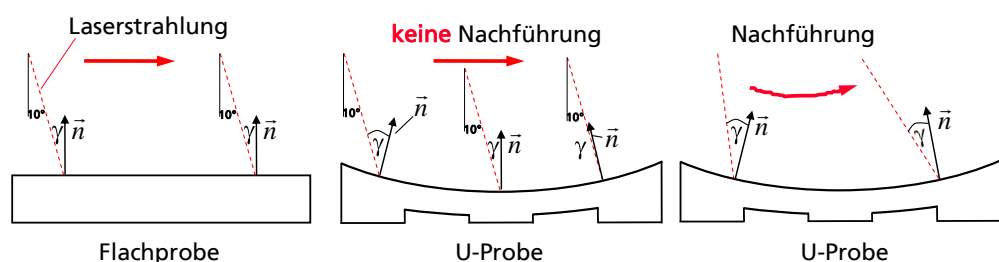


Anschließend erfolgen die Experimente mit Temperaturregelung mit den ermittelten Sollwerten. In einer weiteren metallurgischen Auswertung wird die Umschmelztiefe mit den geregelten Prozesssignalen abgeglichen. Für die Entwicklung einer Temperaturregelung auf Basis einer Temperaturmessung muss der Verlauf der Temperatur entlang der umgeschmolzenen Spur mit der Umschmelztiefe übereinstimmen.

## 6.6 Nachführung der Bearbeitungsoptik

Um die Bearbeitungsoptik beim Laserstrahl-Umschmelzen vor reflektierter Laserstrahlung und dadurch vor möglicher Beschädigung zu schützen, wird diese um  $10^\circ$  in Verfahrrichtung zur Oberfläche angestellt. Dadurch trifft die Laserstrahlung beim Laserstrahl-Umschmelzen an einer Flachprobe mit dem Winkel  $\gamma = 10^\circ$  zur Oberflächennormalen  $\vec{n}$  auf die Flachprobe (Bild 48 links).

Bild 48  
Schematische  
Darstellung der  
Anordnung von  
einfallender  
Laserstrahlung an  
der Oberfläche von  
Flachprobe und  
U-Probe



Um auf gekrümmten Oberflächen für die einfallende Laserstrahlung die gleichen Prozessbedingungen wie auf der Flachprobe zu gewährleisten, ist eine Nachführung der Bearbeitungsoptik erforderlich. In Bild 48 ist die Änderung des Winkels Gamma (Winkel zwischen einfallender Laserstrahlung und Oberflächennormalen) an der U-Probe dargestellt, wenn die Bearbeitungsoptik nicht nachgeführt wird. Während der Bearbeitung ändert sich kontinuierlich

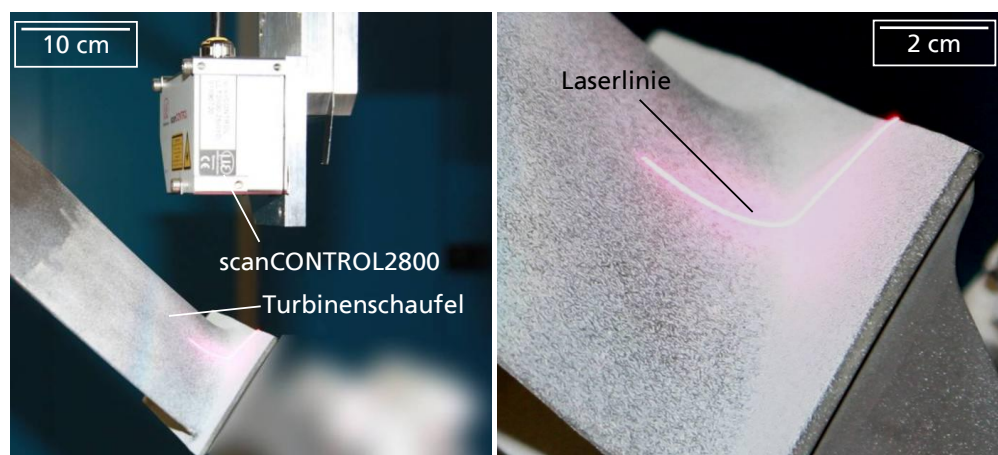


der Winkel  $\gamma$  von ca.  $27^\circ$  bis  $-6^\circ$ . Dadurch könnte die Bearbeitungsoptik durch reflektierte Laserstrahlung beschädigt werden. Beim Laserstrahl-Umschmelzen auf Flächen mit gekrümmten Oberflächen wird durch die Programmierung der Bahnbewegung im CNC-Programm der Winkel  $\gamma$  zwischen der Oberflächennormalen  $\vec{n}$  des Werkstücks und der einfallenden Laserstrahlung während des Laserstrahl-Umschmelzens kontinuierlich angepasst, so dass dieser  $10^\circ$  beträgt. Dadurch wird eine Beschädigung der Bearbeitungsoptik durch reflektierte Laserstrahlung ausgeschlossen. Zudem werden durch die Nachführung der Bearbeitungsoptik Messfehler bei der Messung der emittierten Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche durch unterschiedliche Winkel zwischen emittierender Fläche und Detektor minimiert.

## 6.7 CNC-Programmerstellung

Da die Turbinenschaufeln nach einer Betriebsperiode in der Turbine in der Regel nicht mehr die originale Geometrie aufweisen, können die Herstdaten der Turbinenschaufel je nach Beschädigungs- oder Verformungsgrad nicht für die Instandsetzung herangezogen werden. Daher werden die einzelnen Turbinenschaufeln vor dem Laserstrahl-Umschmelzen durch einen optischen Sensor vermessen und einem Reverse Engineering unterzogen. Für das Vermessen (Digitalisierung) der Turbinenschaufel wird der Sensor „scanCONTROL2800“ der Firma Micro-Epsilon verwendet, der nach dem Prinzip der optischen Triangulation (Lichtschnittverfahren) arbeitet. Der Sensor misst bei einer Messrate bis 256.000 Messpunkte/s mit einer Auflösung in der z-Achse von  $10\ \mu\text{m}$ . In Bild 49 ist der Digitalisierungsvorgang an einer Turbinenschaufel dargestellt.

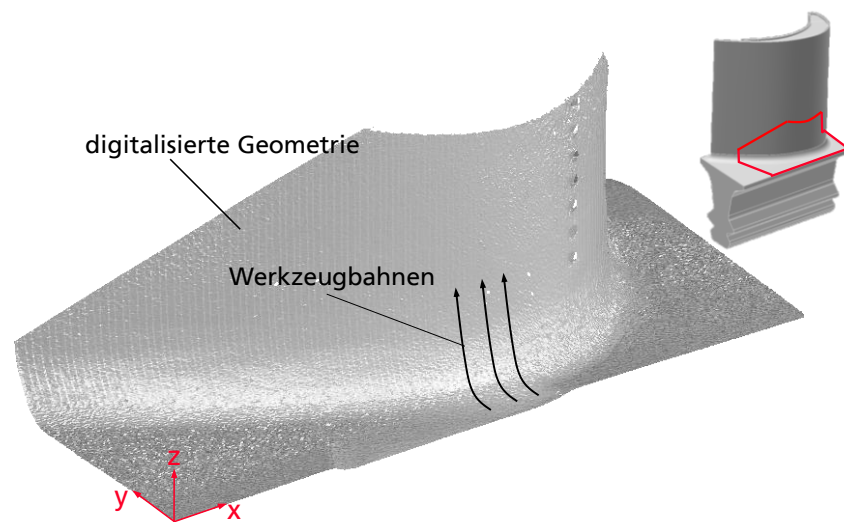
Bild 49 :  
Scanvorgang an  
einer  
Turbinenschaufel mit  
dem Messsystem  
scanCONTROL2800



Anhand der digitalisierten Daten werden für die CNC-Programmerstellung Werkzeugbahnen generiert. Das Erstellen des NC-Codes erzeugt aus den

Messdaten der Konturerfassung CNC-Werkzeugbahnen in einem Datenformat, welches von der CNC-Steuerung verarbeitet werden kann.

Bild 50 :  
Digitalisierte  
Geometrie an der  
Saugseite der  
Turbinenschaufel mit  
schematischer  
Darstellung der  
erstellten CNC-  
Werkzeugbahnen



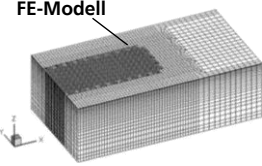
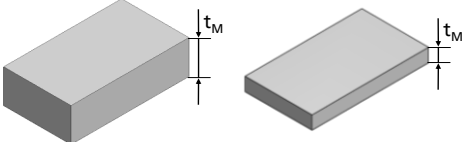
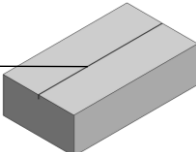
Die CNC-Werkzeugbahnen werden in das CNC-Programm zum Laserstrahl-Umschmelzen integriert. Zur CNC-Programmerstellung wird die CAD/CAM-Software DCAM 5 verwendet, deren Postprozessoren CNC-Programme für die verwendete Maschinensteuerung PA8000 erstellt.

## 7 Verfahrensentwicklung

### 7.1 Schritt 1: Grundlegende Untersuchungen an Flachproben

In Schritt 1 der Verfahrensentwicklung werden grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahl-Umschmelzen an Flachproben aus der Nickelbasis-Superlegierung PWA 1483 durchgeführt. In Bild 51 ist eine Übersicht der einzelnen Punkte im Schritt 1 der Verfahrensentwicklung dargestellt.

Bild 51 :  
Übersicht der  
einzelnen Punkte in  
Schritt 1 der  
Verfahrens-  
entwicklung

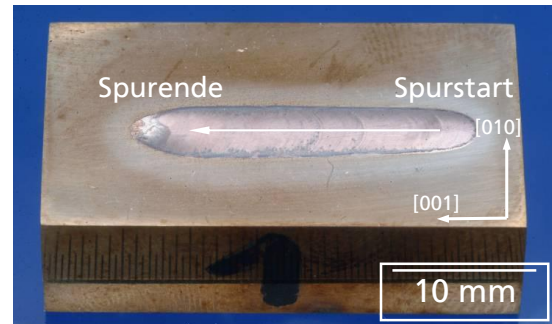
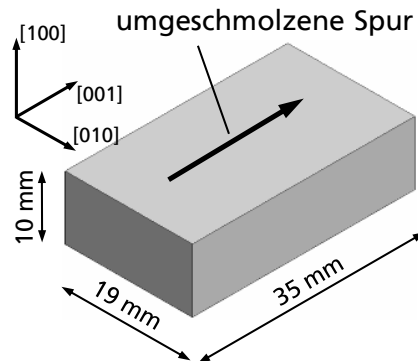
Modellierung	Experimentelle Untersuchung an Flachproben	Temperaturmessung
<p><b>Wärmeleitungsrechnungen:</b></p> <p><b>FE-Modell</b></p>  <p>Berechnung von:</p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Umschmelztiefe</li> <li>• Temperaturgradient</li> <li>• Erstarrungsgeschwindigkeit</li> <li>• Abkühlrate</li> </ul>	<p><b>1.1 Ermittlung geeigneter Verfahrensparameter zur Bestimmung eines Prozessfensters</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Anpassung der Verfahrensparameter: Laserleistung, Vorwärmtemperatur, Laserstrahldurchmesser, Verfahrensgeschwindigkeit</li> </ul> <p><b>1.2 Einfluss der Struktur im Grundmaterial auf die Struktur im umgeschmolzenen Bereich</b></p> <p><b>1.3 Strategie zum Ausschalten der Laserstrahlung</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Vermeidung von Rissen</li> </ul> <p><b>1.4 Strategie zur Überlappbearbeitung</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Bearbeitung von Flächen</li> </ul> <p><b>1.5 Untersuchungen zur Messung der emittierten Temperaturstrahlung</b></p> <p><b>1.6 Einfluss der Materialdicke auf die Umschmelztiefe</b></p>  <p><b>1.7 Verschließen von künstlichen Rissen</b></p> 	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Vergleichende Messungen der Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche mit drei verschiedenen Messsystemen</li> <li>• Untersuchungen zur Umsetzung einer Temperaturregulierung mit verschiedenen Messsystemen</li> <li>• Analyse des Verschließens der Risse mit kamerabasiertem Messsystem</li> </ul>

Das Ziel von Punkt 1.1 ist die Ermittlung eines Prozessfensters für das Umschmelzen mit einkristallin erstarrter Struktur. In den weiteren Punkten wird der Einfluss der Struktur im Grundmaterial auf die erstarrende Struktur im umgeschmolzenen Bereich untersucht. Zudem wird das Einlauf- und Auslaufverhalten des Umschmelzprozesses beim Ein- und Ausschalten der Laserstrahlung untersucht. Darauf basierend werden Strategien zur Vermeidung von Heißrissen beim Ausschalten der Laserstrahlung entwickelt. Die Entwicklung einer Überlappbearbeitung dient zur Bearbeitung von ganzen Flächen. Des Weiteren werden Untersuchungen zur Messung der emittierten Temperaturstrahlung durchgeführt sowie der Einfluss der Materialdicke auf die Umschmelztiefe wird untersucht. Abgeschlossen wird der erste Schritt durch das Verschließen von künstlichen Rissen in Flachproben. Parallel zur experimentellen Untersuchung werden Wärmeleitungsrechnungen auf Basis der Finite-Elemente-Methode und vergleichende Messungen der Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche mit verschiedenen Messsystemen durchgeführt.

### 7.1.1 Ermittlung geeigneter Verfahrensparameter an Flachproben

Für eine Erhaltung der einkristallinen Struktur werden die Bedingungen beim Laserstrahl-Umschmelzen so eingestellt, dass der Quotient gemäß Formel 5.3 möglichst groß ist. Die Bildung von Defekten während der Erstarrung wie fehlorientierte Körner wird maßgeblich durch die verfahrensrelevanten Größen Temperaturgradient  $G$  und Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  beeinflusst. Zudem müssen Heißrisse während des Umschmelzens vermieden werden. Zur Ermittlung eines Prozessfensters wird das Laserstrahl-Umschmelzen an Flachproben aus der Nickelbasis-Superlegierung PWA 1483 durchgeführt. Das Ziel der Untersuchungen ist das Erreichen einer maximal möglichen Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur. Die umgeschmolzenen Bereiche sollen möglichst frei sein von fehlorientierten Körnern, Poren und Rissen. In Bild 52 ist ein Schemabild einer Flachprobe für die experimentellen Untersuchungen mit den geometrischen Abmessungen sowie ein Bild einer Flachprobe mit einer umgeschmolzenen Spur dargestellt. In den Proben liegen die primären Dendritenstämme mit der  $[001]$  Orientierung parallel zur umgeschmolzenen Spur.

Bild 52 :  
links: schematische  
Darstellung einer  
Flachprobe mit  
umgeschmolzener  
Spur  
rechts:  
Flachprobe mit  
umgeschmolzener  
Spur

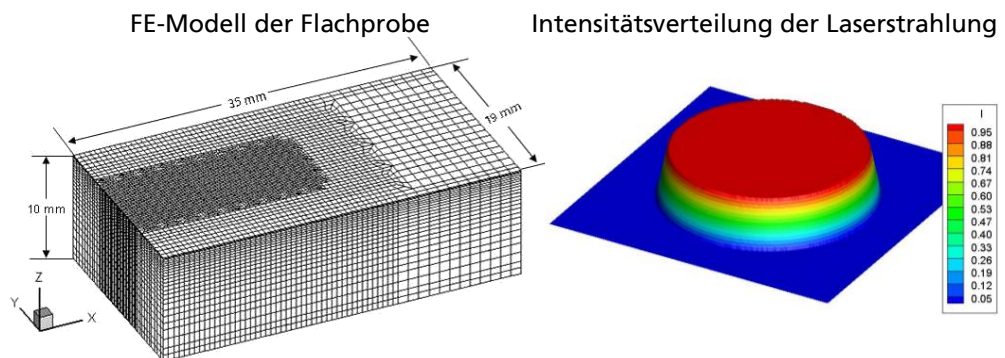


Nach dem Laserstrahl-Umschmelzen wird das Gefüge der umgeschmolzenen Spur in Quer- und Längsschliffen metallurgisch untersucht. Die geschliffenen und polierten Proben werden in einer Säure bestehend aus 7 ml  $H_2O$ , 500 ml HCl, 15 ml  $HNO_3$  und 100 g  $FeCl_3$  ca. 15 s geätzt und abschließend lichtmikroskopisch ausgewertet. An ausgewählten Proben werden Messungen zur Bestimmung des Anteils an einkristallin erstarrter Struktur im Rasterelektronenmikroskop (REM) durch die EBSD-Messtechnik (Electron Backscatter Diffraction) durchgeführt.

Vergleichend zu der experimentellen Ermittlung geeigneter Verfahrensparameter werden Wärmeleitungsrechnungen (Modellierungen) auf Basis der Finite-Elemente-Methode an Flachproben durchgeführt. Durch Lösung der Wärmeleitungsgleichung wird der Einfluss der Verfahrensparameter auf verfahrensrelevante Größen wie Schmelzbadgeometrie, Umschmelztiefe, Abkühlrate, Temperaturgradient und Erstarrungsgeschwindigkeit auf der Erstarrungsfront sowie die resultierende Mikrostruktur ermittelt. Bei der Abgleichung der aus den Experimenten ermittelten Umschmelztiefe mit den Modellierungen wird der Absorptionsgrad der Laserstrahlung in den einzelnen Modellrechnungen angepasst ( $A = 22 \% \pm 4 \%$ ), bis die errechnete Umschmelztiefe und metallurgisch ermittelte Umschmelztiefe übereinstimmen. Verschiedene Absorptionsgrade können durch Fehlerquellen wie z.B. inhomogene Vorwärmtemperatur der Flachprobe oder unterschiedliche Reflexionsgrade bei einer während der Prozessführung oxidierten Oberfläche erklärt werden (siehe Kapitel 6.4.4). Durch einen Abgleich der experimentellen Ergebnisse mit den Modellierungen wird der experimentelle Aufwand zur Ermittlung eines Prozessfensters reduziert. Die Modellierung wird mit einem am Fraunhofer Institut für Lasertechnik entwickelten FEM Programm durchgeführt, die für die Wärmeleitungsrechnung erforderlichen temperaturabhängigen Materialeigenschaften der Nickelbasis-Superlegierung PWA 1483 sind der Literatur [18] entnommen. In Bild 53 ist eine Flachprobe mit FEM-Vernetzung schematisch dargestellt, das Finite Elemente Modell besteht aus Hexaeder Elementen mit einer Kantenlänge von 30  $\mu m$ . Das Stefan Problem [64] für die fest/flüssige Phasengrenze wird mit der Wärmekapazitätsmethode integriert.

Dazu wird die Schmelzwärme mit einer Gaußkurve um die mittlere Schmelztemperatur ( $0.5 \cdot (T_{\text{solid}} + T_{\text{liquid}})$ ) mit einer mittleren Breite von 30 K verteilt und der Kurve für die temperaturabhängige Wärmekapazität überlagert. Die für die Modellierung verwendete Intensitätsverteilung (Tophat) ist schematisch dargestellt.

Bild 53 :  
FEM Vernetzung der  
Flachprobe  
Abmessungen  
Länge L = 35 mm  
Höhe H = 10 mm  
Breite B = 19 mm  
  
Schematische  
Darstellung der  
Intensitätsverteilung



Aus Temperaturgradient und Erstarrungsgeschwindigkeit berechnet sich der Quotient  $G^n/v$  ( $n = 3,4^2$  siehe Bild 22). Tendenziell gilt, dass je größer dieser Wert ist, desto wahrscheinlicher erstarrt das Gefüge mit einkristalliner Struktur. Durch einen Abgleich von Wärmeleitungsrechnungen und experimentellen Ergebnissen wird ein Grenzwert für die einkristalline Erstarrung beim Laserstrahl-Umschmelzen für PWA 1483 abgeschätzt.

Für die Ermittlung eines Prozessfensters wird eine systematische Priorisierung der relevanten Verfahrensparameter Laserleistung, Laserstrahldurchmesser, Verfahrensgeschwindigkeit, Vorwärmtemperatur und Materialdicke durchgeführt. Für jeden Verfahrensparameter wird der Einfluss auf die einkristalline Erstarrung (Temperaturgradient, Erstarrungsgeschwindigkeit), die Schmelzbadform (Umschmelztiefe, Schmelzbadbreite) sowie die Vermeidung von Heißrissen vorab bewertet.

### 1. Vorwärmtemperatur:

Die Vorwärmung des Materials verkleinert die Rissanfälligkeit des Werkstoffs beim Laserstrahl-Umschmelzen da mit Erhöhung der Vorwärmtemperatur die thermischen Spannungen (Schweißspannungen) verkleinert werden (siehe Kapitel 3.1.3). Hingegen werden bei einer kleineren Vorwärmtemperatur die Erstarrungsbedingungen an der Schmelzbadoberfläche günstiger, da die Temperaturgradienten größer werden. Für das Laserstrahl-Umschmelzen von PWA 1483 sind nur bestimmte Bereiche an Vorwärmtemperaturen geeignet. Aufgrund der temperaturabhängigen

<sup>2</sup> Dieser Wert wird in [30] für die Nickelbasis-Superlegierung CMSX-4 ermittelt, im Vergleich mit PWA 1483 ergeben sich Abweichungen aufgrund abweichender physikalischer Eigenschaften wie z.B. Breite Erstarrungsintervall  $\Delta T_0$

Fließspannung der  $\gamma'$ -Phase sollten Vorwärmtemperaturen zwischen etwa 700 °C und 900 °C vermieden werden, da die Legierungen mit Volumenanteil an  $\gamma'$ -Phase in Abhängigkeit vom Volumenanteil ein Maximum in der Fließspannung in diesem Temperaturbereich aufweisen (Bild 11). Für die Ermittlung eines Prozessfensters werden die beiden Vorwärmtemperaturen  $T_{V1}$  und  $T_{V2}$  außerhalb des kritischen Temperaturbereichs festgelegt, wobei  $T_{V1} > 900$  °C und  $T_{V2} < 700$  °C [65] ist.

## 2. **Laserstrahldurchmesser:**

Beim Laserstrahl-Umschmelzen an Nickelbasis-Superlegierungen entspricht die maximale mögliche Umschmelztiefe etwa dem Radius der Laserstrahlung (Top hat Intensitätsverteilung vorausgesetzt) [66]. Daher wird für eine Umschmelztiefe von mindestens 1 mm ein Laserstrahldurchmesser von  $d_{\min} = 2$  mm benötigt. Für die experimentelle Umsetzung werden die drei Laserstrahldurchmesser  $d_1$ ,  $d_2$  und  $d_3$  mit kreisförmiger Leistungsdichteverteilung festgelegt, wobei gilt:  $d_1 \geq d_{\min}$ ,  $d_1 = 1,5 \cdot d_2$ ,  $d_3 = 0,5 \cdot d_1$ . Mit zunehmendem Laserstrahldurchmesser wird die Intensitätsverteilung der verwendeten Laserstrahlung inhomogener (siehe Bild 122, Anhang 10.2), damit werden auch die Voraussetzungen für die einkristalline Erstarrung ungünstiger.

## 3. **Verfahrgeschwindigkeit:**

Bei kleineren Verfahrgeschwindigkeiten werden bei gleicher Umschmelztiefe größere Temperaturgradienten an der Phasenumwandlungsfront erzielt. Das findet seine Begründung darin, dass bei geringerer Verfahrgeschwindigkeit die Phasenumwandlungsfront dichter an die Laserstrahl-Stoff-Wechselwirkungszone heranrückt. Damit wird der Quotient (Formel 5.3) größer. Für die Ermittlung eines Prozessfensters werden die vier Verfahrgeschwindigkeiten  $v_1$ ,  $v_2$ ,  $v_3$  und  $v_4$  festgelegt, wobei gilt:  $v_2 = 0,5 \cdot v_1$ ,  $v_3 = 0,25 \cdot v_1$  und  $v_4 = 0,15 \cdot v_1$ .

## 4. **Laserleistung:**

Durch eine Erhöhung der Laserleistung wird eine Zunahme an Umschmelztiefe erreicht. In der experimentellen Umsetzung wird die Laserleistung kontinuierlich erhöht bis die maximale Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht wird.

Generell werden mit zunehmender Umschmelztiefe die Erstarrungsbedingungen für die einkristalline Erstarrung kontinuierlich ungünstiger, da mit zunehmender Umschmelztiefe die Temperaturgradienten kleiner werden.

### 5. **Materialdicke:**

Die Materialdicke beeinflusst die Wärmeleitung in den Grundwerkstoff und damit den Temperaturgradienten. Je kleiner die Materialdicke, desto ungünstiger werden die Bedingungen für die einkristalline Erstarrung. Zur Ermittlung eines Prozessfensters werden Flachproben mit einer Materialdicke von 10 mm verwendet. Der Einfluss der Materialdicke auf die einkristalline Erstarrung und die Umschmelztiefe wird im zweiten Schritt der Entwicklung der verfahrenstechnischen Grundlagen untersucht.

In Tabelle 9 sind die Auswirkungen auf die Umschmelztiefe und die einkristalline Erstarrung bei einer Erhöhung der einzelnen Verfahrensparameter zusammengefasst.

	Verfahrensparameter	Umschmelztiefe (nimmt zu $\uparrow$ )	Einkristalline Erstarrung $G^{3,4}/v$
1	Vorwärmtemperatur	$\uparrow$	$\downarrow$
2	Laserstrahldurchmesser	$\downarrow$	$\downarrow$
3	Verfahrgeschwindigkeit	$\downarrow$	$\downarrow$
4	Laserleistung	$\uparrow$	$\downarrow$
5	Materialdicke	$\downarrow$	$\uparrow$

Tabelle 9 : Einfluss der Verfahrensparameter auf die Umschmelztiefe und die einkristalline Erstarrung

### **Ergebnisse Vorwärmtemperatur $T_{v1}$**

- Laserstrahldurchmesser  $d_1$

In den Untersuchungen mit dem Laserstrahldurchmesser  $d_1$  wird die Verfahrgeschwindigkeit in dem gesamten Bereich von  $v_1$  bis  $v_4$  variiert. Durch eine Anpassung der Laserleistung wird für jede Verfahrgeschwindigkeit eine Umschmelztiefe von 1 mm erreicht. Mit kleiner werdender Geschwindigkeit nimmt der Anteil fehlorientierter Körner im umgeschmolzenen Bereich bei gleicher Umschmelztiefe ab. Ein geeignetes Prozessfenster wird bei der Verfahrgeschwindigkeit  $v_3$  ermittelt. Dabei wird eine Umschmelztiefe von über 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht. Eine weitere Verkleinerung der Verfahrgeschwindigkeit von  $v_3$  auf  $v_4$  führt nicht zu einer weiteren Zunahme der Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrtem Gefüge. Bei gleichem Absorptionsgrad sollte die weitere Reduzierung der Verfahrgeschwindigkeit zu höheren Oberflächentemperaturen führen. Dies kann eine mögliche Belegung der Schmelzbadoberfläche (z.B. Oxidschicht) auflösen und damit eine Marangoniströmung initiieren. Die Marangoniströmung verursacht Mikrosegierungen auf der Erstarrungsfront mit dem Resultat einer höheren konstitutionellen Unterkühlung und der damit verbunden Gefahr eines CET Übergangs. Die Verhältnisse können aber alternativ auch so liegen, dass die Prozesstemperaturen bei  $v_3$  bereits knapp unterhalb der



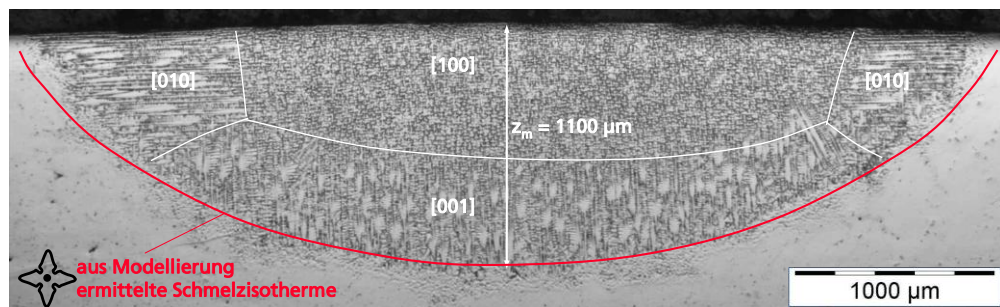
Verdampfungstemperatur sind, so dass eine weitere Reduzierung der Verfahrensgeschwindigkeit eine Verdampfung initiiert. Dann aber ist keine weitere Erhöhung der Schmelztiefe zu erwarten. Darüber hinaus wird der eingekoppelte Wärmestrom und damit der Temperaturgradient in der Schmelze insgesamt reduziert. Das müsste eine detaillierte Rechnung zeigen, ob sich dann insgesamt der Quotient (Formel 5.3) auf der Erstarrungsfront verkleinert. In Tabelle 10 ist eine Übersicht aller durchgeführten Versuche aufgelistet.

Verfahrensgeschwindigkeit $v$	Laserleistung $P$ [W]
$v_1$	250
$v_2$	200 – 700
$v_3$	50 – 350
$v_4$	140 – 250

Tabelle 10 : Übersicht über die durchgeführten Versuche mit dem Laserstrahldurchmesser  $d_3$

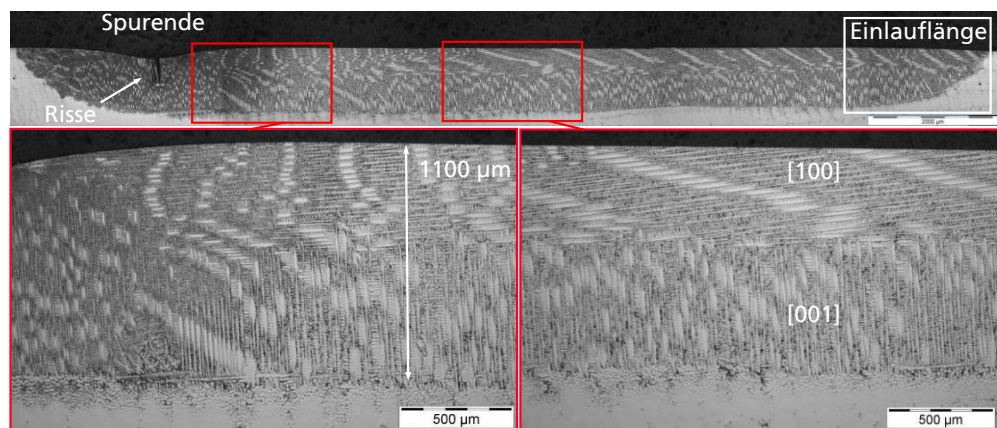
Exemplarisch werden einige der ausgewerteten Versuche anhand von Quer- und Längsschliffen zur Beurteilung der Umschmelztiefe und der einkristallinen Struktur vorgestellt. In Bild 54 ist ein Querschliff einer umgeschmolzenen Spur zusammen mit den Verfahrensparametern dargestellt. Die maximale Tiefe der Spur beträgt  $z_m = 1100 \mu\text{m}$ . Die [001] Orientierung der Dendriten im Grundmaterial ist schematisch dargestellt. Während des Laserstrahl-Umschmelzprozesses ist der geschmolzene Bereich in Kontakt mit dem Grundmaterial. Sobald eine erste Erstarrung der Schmelze im Übergangsbereich fest-flüssig einsetzt, übernimmt die erstarrende Struktur die Orientierung der Kristallstruktur im Grundmaterial, d.h. die Struktur wächst epitaktisch an den teilweise angeschmolzenen Dendriten im Grundmaterial. Im umgeschmolzenen Bereich sind die Dendriten mit drei zueinander senkrechten Orientierungen im Schmelzbad gewachsen. Die Wachstumsrichtung, die am nächsten zum lokalen Temperaturgradienten im Schmelzbad liegt, ist die bevorzugte Wachstumsrichtung (siehe auch Bild 13). Die erstarrte Mikrostruktur im umgeschmolzenen Bereich ist im Vergleich zum Grundmaterial feiner ausgebildet. Der Abstand der Dendriten  $\lambda_1$  beträgt im Grundmaterial 400 – 600  $\mu\text{m}$  und im umgeschmolzenen Bereich etwa 20 – 30  $\mu\text{m}$ .

Bild 54 :  
Querschliff einer umgeschmolzenen Spur:  
Verfahrensparameter:  
 $T_v = T_{v1}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 250 \text{ W}$   
 $z_m = 1100 \mu\text{m}$



Die in Bild 54 dargestellte Struktur ist einkristallin, da im umgeschmolzenen Bereich kaum fehlorientierte Körner erstarrt sind. In Bild 55 ist ein Längsschliff einer umgeschmolzenen Spur mit identischen Verfahrensparametern dargestellt. Die Länge der umgeschmolzenen Spur beträgt  $l = 25 \text{ mm}$ . Nach ca. 2 mm umgeschmolzener Länge (Einlauflänge) ist eine Umschmelztiefe von 1 mm erreicht. Die Umschmelztiefe verläuft entlang der umgeschmolzenen Spur nahezu konstant, die maximale Umschmelztiefe beträgt ca.  $1100 \mu\text{m}$  vor dem Ausschalten der Laserstrahlung.

Bild 55 :  
Längsschliff einer umgeschmolzenen Spur:  
Verfahrensparameter:  
 $T_V = T_{V1}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 250 \text{ W}$   
 $Z_m = 1100 \mu\text{m}$



Beim Ausschalten der Laserstrahlung bilden sich im erstarrten Schmelzbad Risse (Heißrisse). Auf die Ursache der Entstehung der Risse und eine Strategie zur Vermeidung dieser Risse wird im Kapitel 7.1.3 eingegangen. Vergleichend zu den experimentellen Ergebnissen werden Wärmeleitungsrechnungen mit identischen Verfahrensparametern durchgeführt. In Bild 56 ist die Temperaturverteilung im Schmelzbad beim Umschmelzen an einer Flachprobe in einer mittig geschnittenen Ansicht dargestellt.

Bild 56 :  
Ergebnis einer  
Modellierung

Absorptionsgrad:  
 $A = 26 \%$

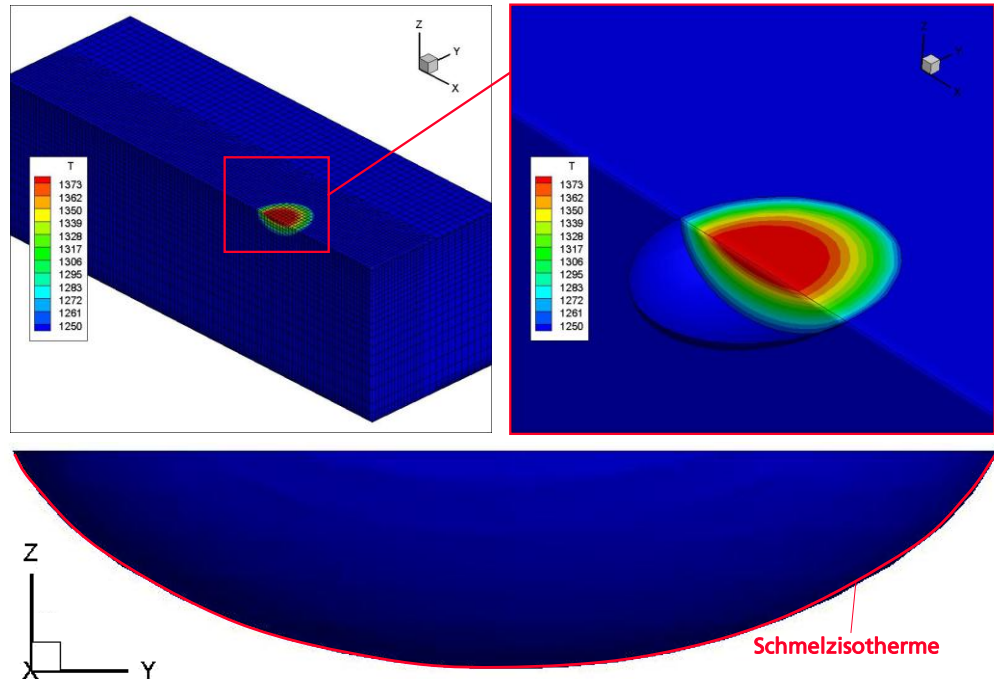
Verfahrens-  
parameter:

$$\bar{T}_V = T_{V1}$$

$$d = d_1$$

$$v = v_3$$

$$P = 250 \text{ W}$$

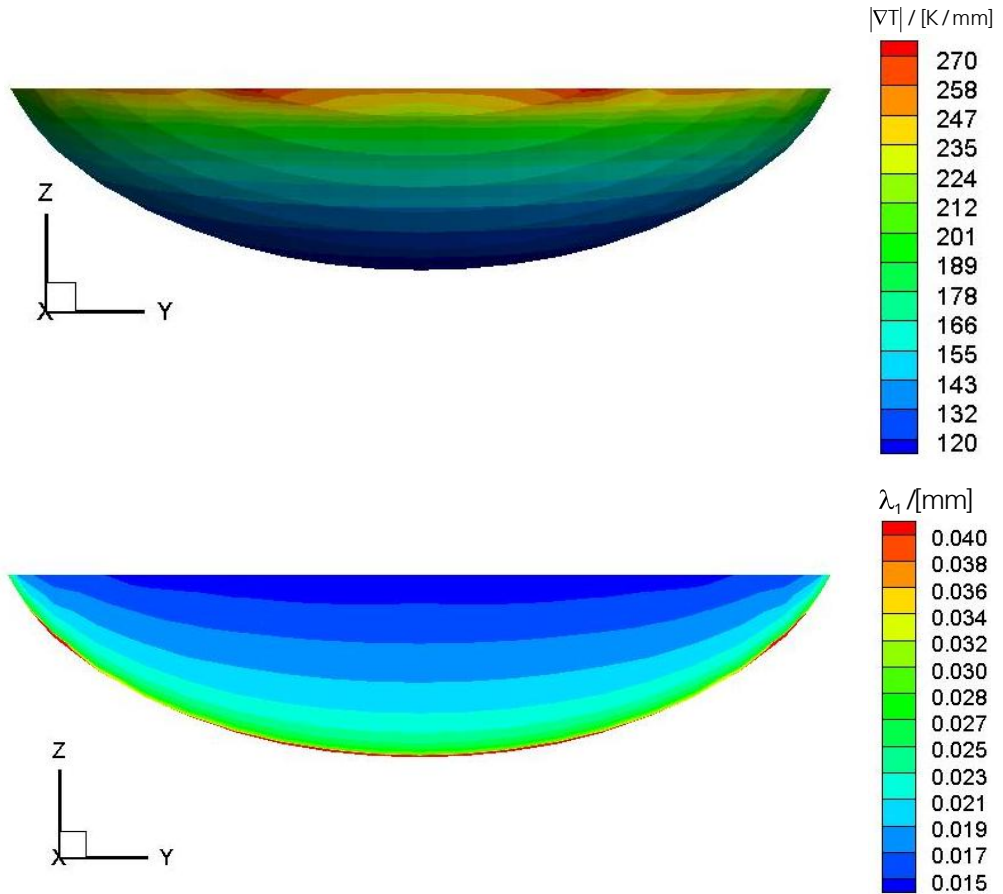


Die ermittelte Schmelzisotherme wird für einen Abgleich in den Querschliff der umgeschmolzenen Spur eingezeichnet (Bild 54). Die in dem Querschliff der umgeschmolzenen Spur ermittelte Umschmelztiefe und die rechnerisch ermittelte Umschmelztiefe stimmen überein. Die größten Temperaturgradienten liegen an der Schmelzbadoberfläche mit ca. 270 K/mm, der minimale Temperaturgradient beträgt ca 120°K/mm bei maximaler Umschmelztiefe (Bild 57).

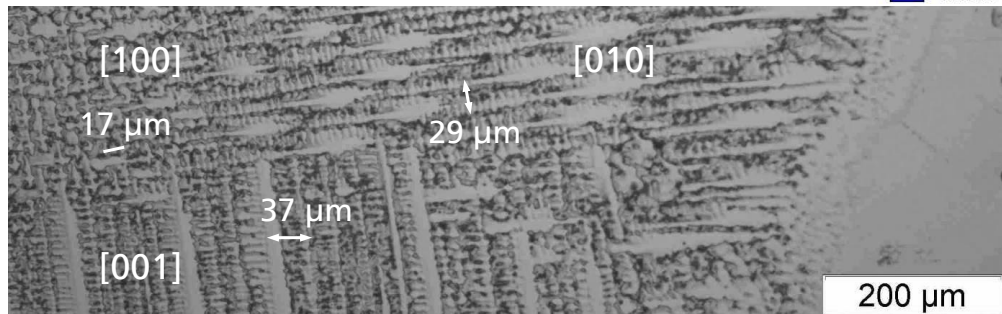
Bild 57 :  
 Ergebnis der  
 Modellierung,  
 oben:  
 Temperaturgradient  
 im Schmelzbad  
 unten:  
 Abstand der  
 primären  
 Dendritenstämm  
 im  
 Schmelzbad,

Absorptionsgrad:  
 $A = 26 \%$

Verfahrens-  
 parameter:  
 $T_v = T_{v1}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 250 \text{ W}$



Ausschnitt eines  
 Querschliffs einer  
 umgeschmolzenen  
 Spur, bemaßte  
 Dendritenabstände  
 in unterschiedlichen  
 Wachstums-  
 richtungen



Der Abstand der primären Dendritenstämm  $\lambda_1$  ist nach Formel 4.2 ( $K_1 = 1$ ) berechnet, der ermittelte Wert liegt zwischen  $15 \mu\text{m}$  und  $40 \mu\text{m}$  und entspricht den in den Querschliffen gemessenen Abständen (Bild 57). Eine weiteres Ergebnis der Wärmeleitungsrechnungen ist die Ermittlung des Quotienten  $G^{3,4}/v$  (Bild 58). Die maximalen Werte liegen am Rand des Schmelzbades zu Beginn der Erstarrung, während die minimalen Werte im Zentrum des Schmelzbades liegen. Aus dem berechneten Ergebnis lässt sich eine obere Schranke bei

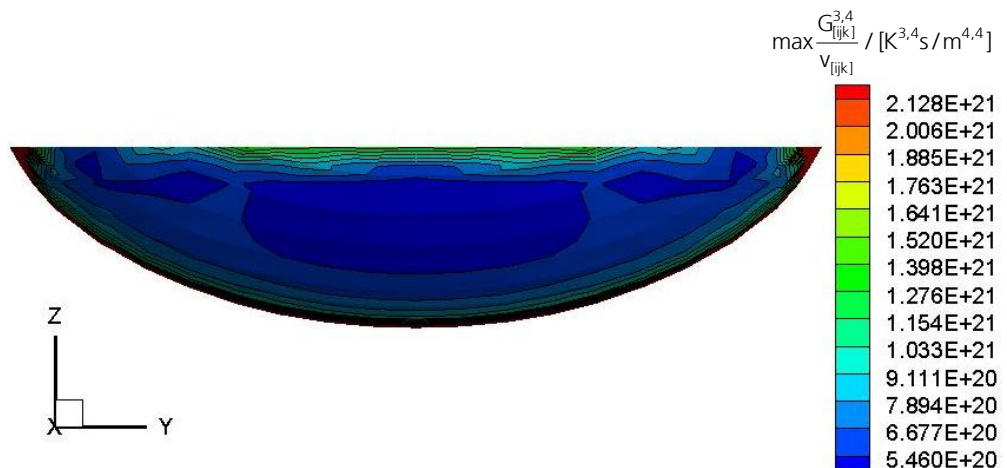


$5.04\text{E}+20 \text{ K}^{3.4}/\text{m}^{4.4}$  für die einkristalline Erstarrung ermitteln, dies ist der kleinste Wert innerhalb der berechneten Schmelzbadgeometrie in Bild 58.

Bild 58 :  
Ergebnis der  
Modellierung,  
 $G^{3.4}/v$

Absorptionsgrad:  
 $A = 26 \%$

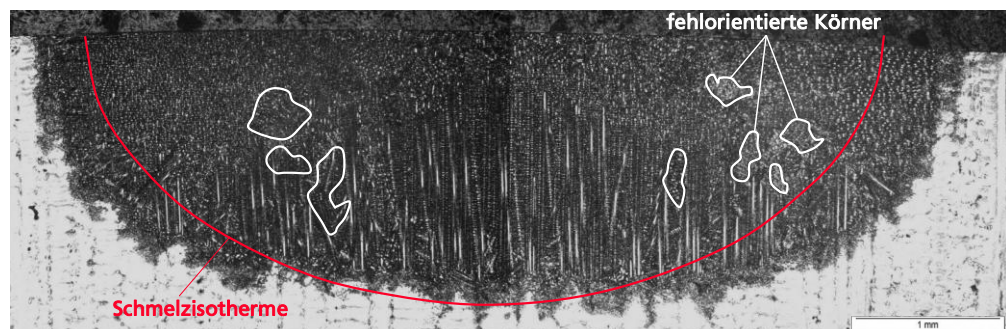
Verfahrens-  
parameter:  
 $T_v = T_{v1}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 250 \text{ W}$



Der berechnete Wert ist um drei Größenordnungen kleiner als der von Gäumann ermittelte Wert beim Laserstrahl-Umschmelzen an der Nickelbasis-Superlegierung CMSX 4 ( $G^{3.4}/v = 2,7 \cdot 10^{24} \text{ K}^{3.4}/\text{m}^{4.4}$ ). Zu beachten ist, dass in den Arbeiten von Gäumann für die Berechnung der Werte die Lösung der Wärmeleitungsgleichung nach Rosenthal [68] mit einer Punktquelle verwendet wird. Diese Lösung geht von temperaturunabhängigen Materialeigenschaften aus, vermutlich sind dadurch die Temperaturgradienten erheblich unterschätzt worden.

Bei den Experimenten mit Verfahrensgeschwindigkeiten in den Bereichen von  $v_1$  bis  $v_2$  werden keine Umschmelztiefen von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht. Exemplarisch wird ein Querschliff einer umgeschmolzenen Spur bei der Verfahrensgeschwindigkeit  $v_2$  vorgestellt (Bild 59). Das Gefüge ist polykristallin, da im umgeschmolzenen Bereich zahlreiche fehlorientierte Körner erstarrt sind, einige dieser Körner sind in Bild 59 gekennzeichnet. Die Bereiche mit den unterschiedlichen Wachstumsrichtungen sind nicht ausgebildet, die maximale Umschmelztiefe in der Mitte der Spur beträgt  $z_m = 1800 \mu\text{m}$ .

Bild 59 :  
Querschliff einer  
umgeschmolzenen  
Spur:  
Verfahrens-  
parameter:  
 $T_v = T_{v1}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_2$   
 $P = 700 \text{ W}$

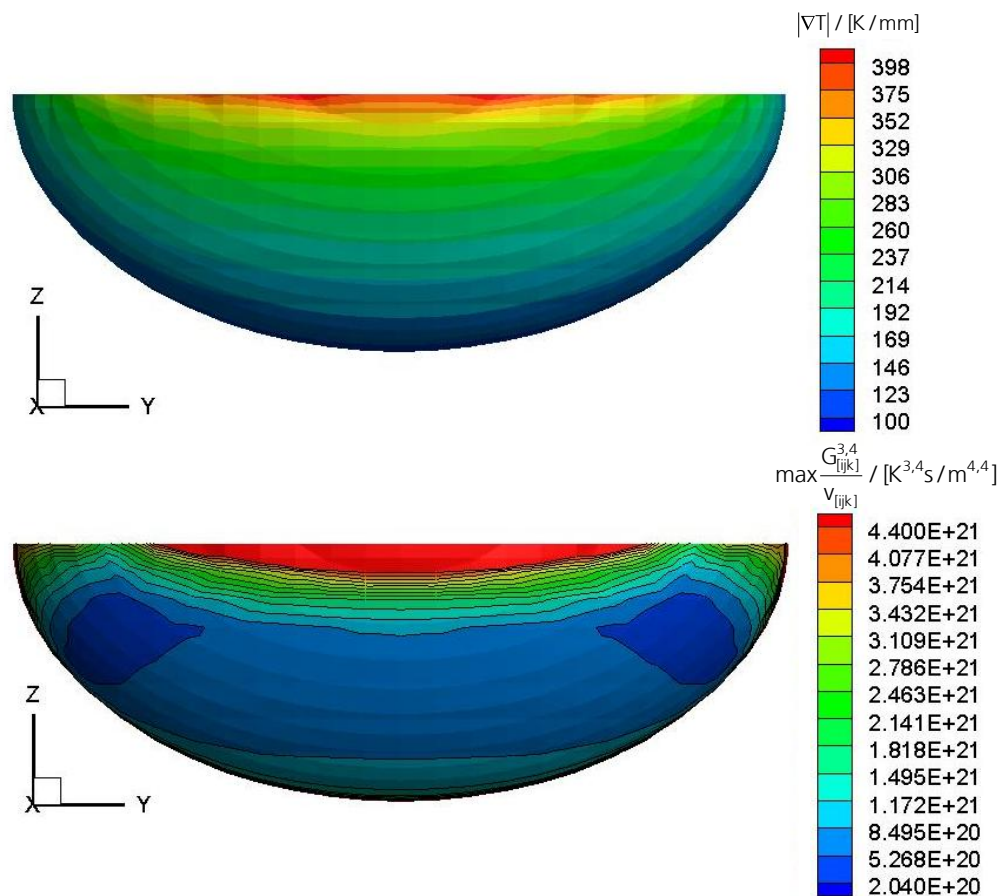


Vergleichend zu dem experimentellen Ergebnis sind in Bild 60 durch Wärmeleitungsrechnung ermittelte Temperaturgradienten in der Schmelzbadform dargestellt.

Bild 60 :  
Ergebnis der Modellierung,  
oben:  
Temperaturgradient  
unten:  
 $G^{3,4}/\nu$

Absorptionsgrad:  
 $A = 18 \%$

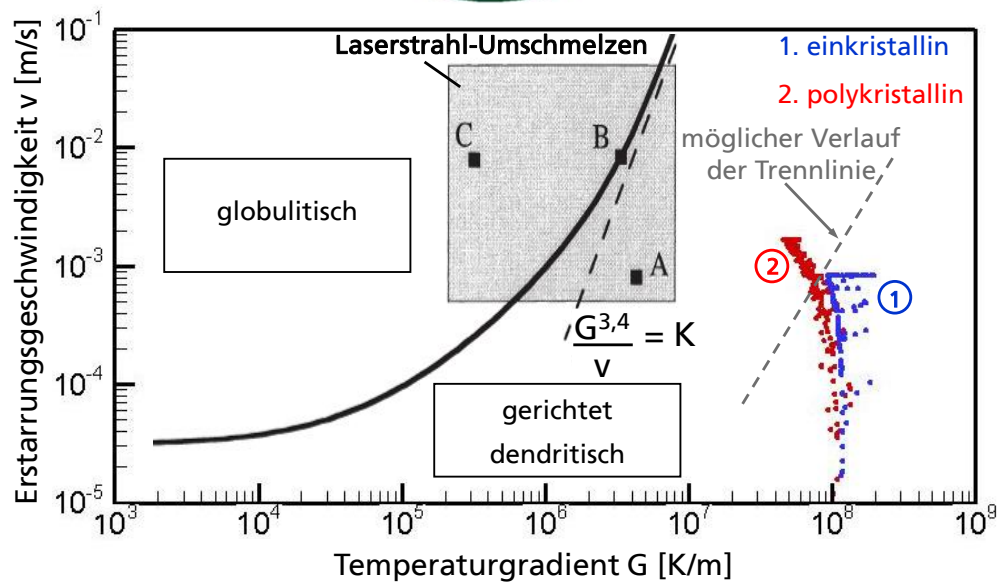
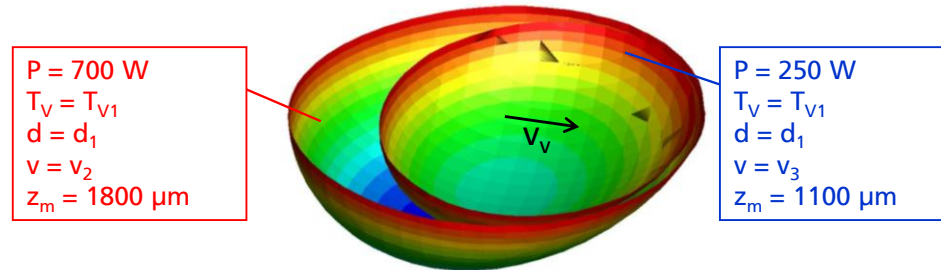
Verfahrensparameter:  
 $T_v = T_{v1}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_2$   
 $P = 700 \text{ W}$



Die größten Temperaturgradienten liegen an der Schmelzbadoberfläche mit ca. 400 K/mm, der minimale Temperaturgradient beträgt ca. 100°K/mm bei maximaler Umschmelztiefe.

Aus dem Quotienten  $G^{3,4}/\nu$  wird eine untere Schranke für die einkristalline Erstarrung ermittelt, die demnach bei  $G^{3,4}/\nu = 3.91E+20 \text{ K}^{3,4}/\text{m}^{4,4}$  (minimaler Wert in berechneter Schmelzbadgeometrie in Bild 60 unten) liegt. Weitere Berechnungen für eine exaktere Bestimmung eines Grenzwertes für die einkristalline Erstarrung werden nicht durchgeführt. Die in den Modellrechnungen für Temperaturgradient  $G$  und Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  ermittelten Werte (Bild 58, Bild 60) werden abschließend in ein Diagramm nach Gäumann (Bild 21) eingetragen.

Bild 61 :  
Erstarrungs-  
morphologie für das  
Laserstrahl-  
Umschmelzen, nach  
[30]

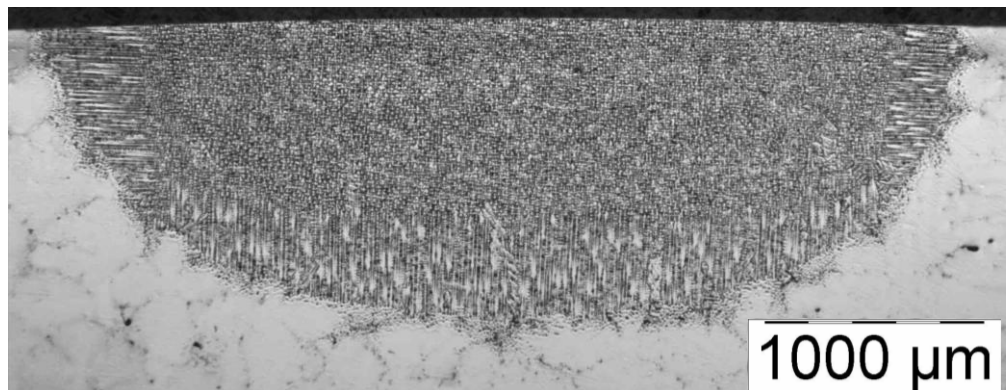


Die ermittelten Werte liegen nicht in dem für das Laserstrahl-Umschmelzen angegebenen Prozessfenster. Die Punkte zeigen auch nicht eine ausgeprägte Trennschärfe zueinander auf. Zu beachten gilt wieder, dass in den Arbeiten von Gäumann für die Berechnung der Werte die Lösung der Wärmeleitungsgleichung nach Rosenthal [68] mit einer Punktquelle verwendet wird.

- Laserstrahldurchmesser  $d_2$

In den Untersuchungen mit dem Laserstrahldurchmesser  $d_2$  wird die Verfahrensgeschwindigkeit auf  $v_3$  festgelegt. Die Laserleistung wird in dem Bereich von  $P = 50 \text{ W}$  bis  $P = 320 \text{ W}$  variiert. Die maximale Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur beträgt ca.  $1000 \mu\text{m}$  bei einer Laserleistung von  $P = 220 \text{ W}$  (Bild 62).

Bild 62 :  
Querschliff einer  
umgeschmolzenen  
Spur, Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V1}$   
 $d = d_2$   
 $v = v_3$   
 $P = 220 \text{ W}$

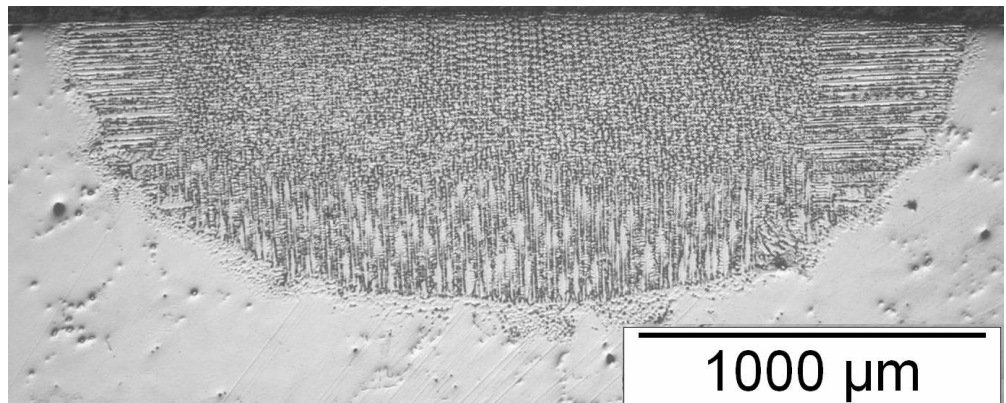


Durch eine Erhöhung der Laserleistung bis auf  $P = 320 \text{ W}$  werden Umschmelztiefen bis zu  $1300 \mu\text{m}$  erzielt, jedoch nimmt die Anzahl an fehlorientierten Körnern ab einer Umschmelztiefe von  $1000 \mu\text{m}$  stetig zu.

- Laserstrahldurchmesser  $d_3$

In den Untersuchungen mit dem Laserstrahldurchmesser  $d_3$  wird die Verfahrensgeschwindigkeit auf  $v_3$  festgelegt. Die Laserleistung wird in dem Bereich von  $P = 50 \text{ W}$  bis  $P = 320 \text{ W}$  variiert. Die maximale Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur beträgt ca.  $800 \mu\text{m}$  bei einer Laserleistung von  $P = 220 \text{ W}$  (Bild 63).

Bild 63 :  
Querschliff einer  
umgeschmolzenen  
Spur, Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V1}$   
 $d = d_3$   
 $v = v_3$   
 $P = 220 \text{ W}$

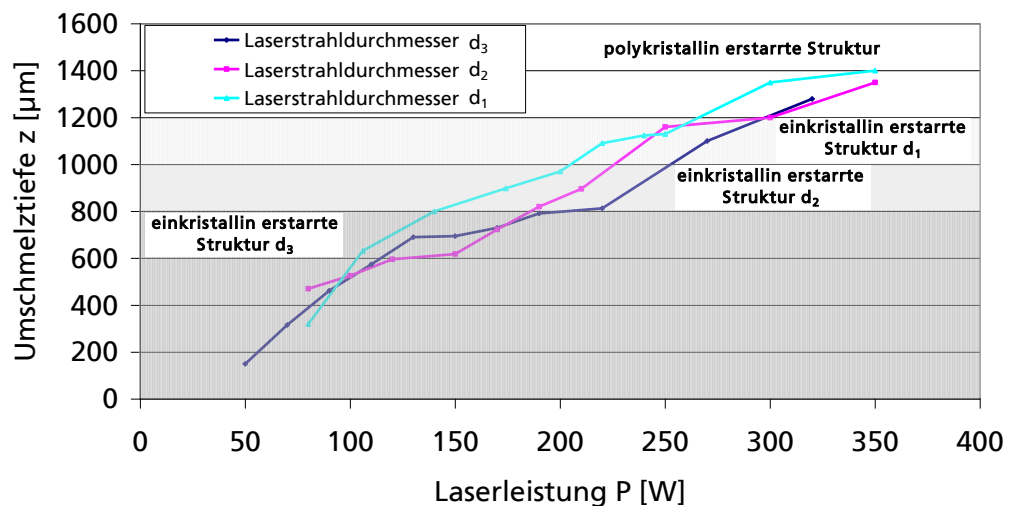




Darüber hinaus werden Umschmelztiefen von bis 1300  $\mu\text{m}$  mit fehlorientierten Körnern erreicht bei einer Laserleistung von  $P = 320\text{ W}$ .

Insgesamt werden für zwei Laserstrahldurchmesser bei einer Verfahrensgeschwindigkeit von  $v_3$  Umschmelztiefen von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht. Eine maximale Umschmelztiefe mit einkristalliner Struktur wird mit dem Laserstrahldurchmesser  $d_1$  erreicht, ab einer Umschmelztiefe von ca. 1200  $\mu\text{m}$  nimmt die Anzahl an fehlorientierten Körnern im umgeschmolzenen Bereich rapide zu. In Bild 64 ist die erreichte Umschmelztiefe über der Laserleistung der drei Laserstrahldurchmesser für alle durchgeführten Versuche dargestellt.

Bild 64 :  
Erreichbare  
Umschmelztiefe bei  
einer  
Vorwärmtemperatur  
von  $T_{v1}$  und einer  
Verfahr-  
geschwindigkeit von  
 $v_3$

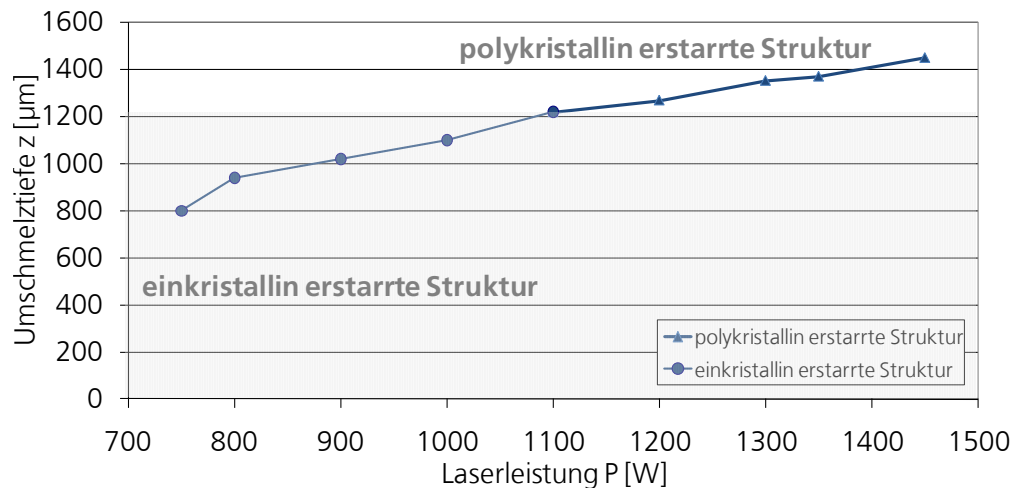


In dem Diagramm wird eine approximativ lineare Zunahme der Schmelztiefe als Funktion der Laserleistung dargestellt. Bei dem Strahldurchmesser von 2 mm werden wahrscheinlich schon bei einer Schmelztiefe von 0.8 mm Prozesstemperaturen knapp unterhalb der Verdampfungstemperatur erzielt. Die Verdampfungen führen insgesamt zu einer Verkleinerung der Temperaturgradienten in der Schmelze, damit wird die Bildung von fehlorientierten Körnern (CET-Übergang) wahrscheinlicher. Bei größeren Strahldurchmessern tritt ein CET-Übergang wegen der längeren Wechselwirkungszeiten und kleineren Leistungsdichteverteilungen bei größeren Laserleistungen ein.

### Ergebnisse Vorwärmtemperatur $T_{v2}$

In den Untersuchungen zum Laserstrahl-Umschmelzen bei der Vorwärmtemperatur  $T_{v2}$  mit dem Laserstrahldurchmesser  $d_1$  wird die Verfahrensgeschwindigkeit auf  $v_3$  festgelegt. Die Laserleistung wird in 50 W – 100 W Schritten von 750 W bis 1300 W variiert, um die maximale Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur zu ermitteln. In Bild 65 ist die erzielte Umschmelztiefe über die Laserleistung dargestellt. Die Bereiche, in denen das Gefüge mit einkristallin oder polykristallin erstarrter Struktur erstarrt, sind gekennzeichnet.

Bild 65 :  
Erreichbare  
Umschmelztiefe über  
Laserleistung mit  
einkristallin und  
polykristallin  
erstarrter Struktur

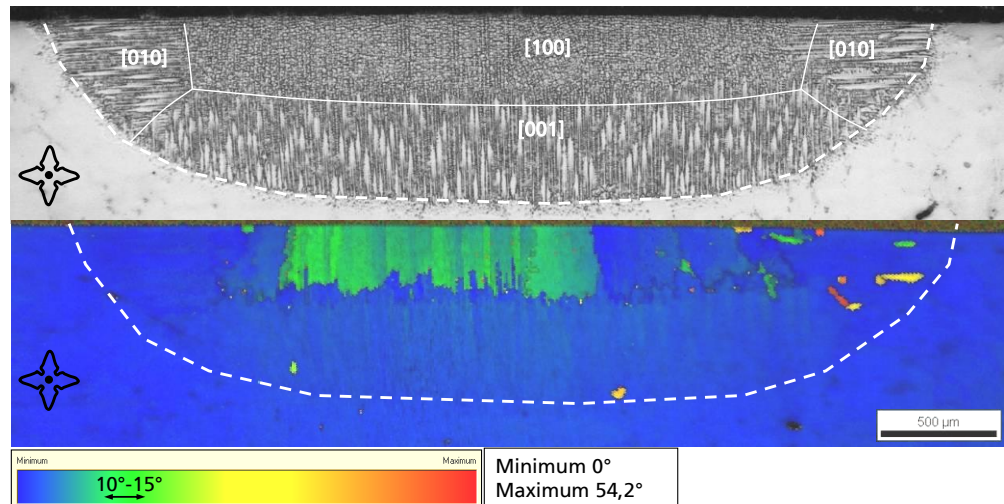


Mit zunehmender Laserleistung werden größere Umschmelztiefen erzielt. Die größten Umschmelztiefen mit einkristallin erstarrter Struktur liegen bei ca. 1200 µm. Ab einer Umschmelztiefe von 1200 µm nimmt die Anzahl an fehlorientierten Körnern rapide zu. Exemplarisch werden einige der ausgewerteten Versuche anhand von Querschliffen zur Beurteilung der Umschmelztiefe und der einkristallinen Struktur vorgestellt.

Die maximale Umschmelztiefe bei einer Laserleistung von  $P = 750$  W beträgt etwa  $z_m = 800$  µm (Bild 66). In der umgeschmolzenen Zone sind drei Bereiche mit unterschiedlich zueinander senkrechten Orientierungen erstarrt (vergleiche Bild 54). Der Abstand der Dendriten  $\lambda_1$  beträgt im Grundmaterial 400 – 600 µm und im umgeschmolzenen Bereich etwa 20 – 30 µm. Zur Beurteilung der einkristallinen Struktur ist vergleichend zum Querschliff die Auswertung einer EBSD-Messung dargestellt. In dem Ergebnis der EBSD-Messung dient die weiß gestrichelte Linie als Orientierungshilfe zur Kennzeichnung des erstarrten Schmelzbad.

Bild 66 :  
Querschliff einer  
umgeschmolzenen  
Spur:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 750 \text{ W}$

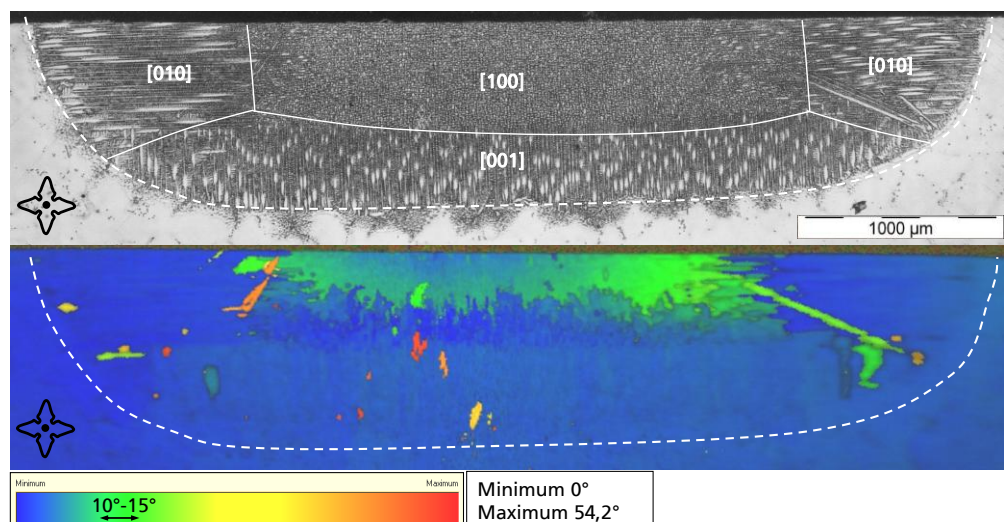
Ergebnis der EBSD-  
Messung



Große Bereiche der umgeschmolzenen Zone sind in gleicher Orientierung mit dem Grundmaterial erstarrt. Im oberen Randbereich weicht die Orientierung der Dendriten um etwa  $10^\circ$ - $15^\circ$  im Vergleich zum Grundmaterial ab. Diese Abweichungen werden nach [69] als Kleinwinkelkorngrenzen bezeichnet und sind für eine industrielle Anwendung tolerierbar. In einem weiteren Experiment wird die Laserleistung von  $P = 750 \text{ W}$  auf  $P = 900 \text{ W}$  erhöht. Dadurch vergrößert sich die maximale Umschmelztiefe von  $z_m = 800 \mu\text{m}$  auf  $z_m = 1000 \mu\text{m}$  (Bild 67).

Bild 67 :  
Querschliff einer  
umgeschmolzenen  
Spur:  $z_m = 1000 \mu\text{m}$ ,  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$

Ergebnis der EBSD-  
Messung

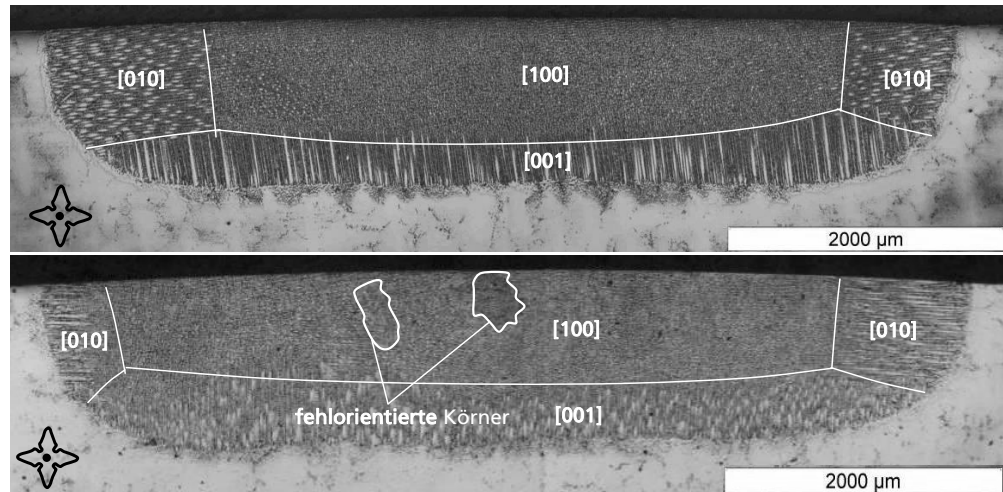


Zur Beurteilung der einkristallinen Struktur ist vergleichend zum Querschliff die Auswertung einer EBSD-Messung dargestellt. Große Bereiche des umgeschmolzenen Bereichs sind in gleicher Orientierung mit dem

Grundmaterial erstarrt. Im oberen Randbereich weicht die Orientierung der Dendriten um etwa  $10^\circ$ - $15^\circ$  im Vergleich zum Grundmaterial ab. Eine weitere Erhöhung der Laserleistung bei sonst gleichen Verfahrensparametern führt zu einer weiteren Erhöhung der maximalen Umschmelztiefe, aber auch zu einer Zunahme an fehlorientierten Körnern im umgeschmolzenen Bereich. In Bild 68 sind zwei Querschliffe dargestellt, die mit dem gleichen Verfahrensparameter an zwei unterschiedlichen Flachproben durchgeführt werden. Die maximale Umschmelztiefe beträgt in beiden Querschliffen ca.  $z_m = 1200 \mu\text{m}$ . In dem unteren Querschliff sind zwei fehlorientierte Körner im umgeschmolzenen Bereich markiert. Generell erhöht sich die Anzahl an fehlorientierten Körnern bei einer Zunahme der Umschmelztiefe größer  $1200 \mu\text{m}$ .

Bild 68 :  
Querschliff von zwei  
umgeschmolzenen  
Spuren,  
Verfahrens-  
parameter:

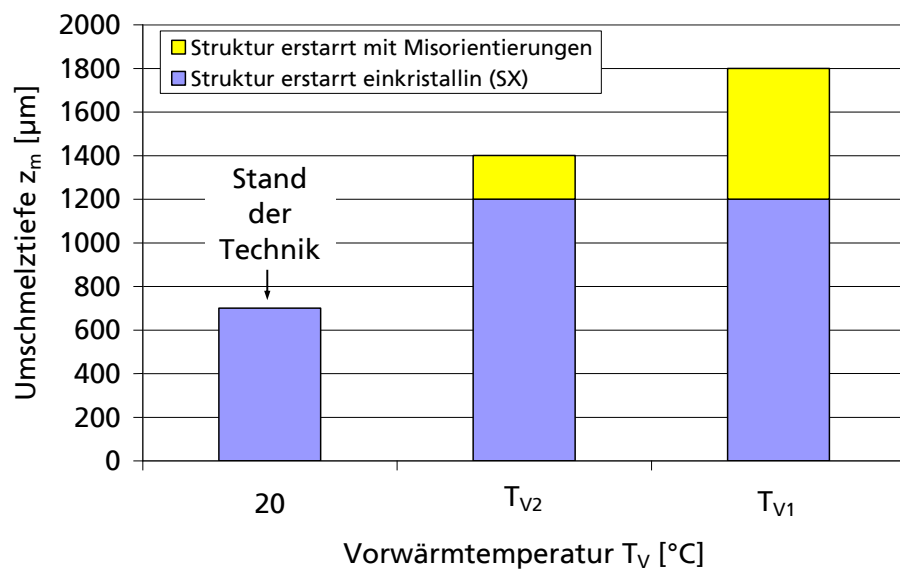
$T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 1300 \text{ W}$



Die Umschmelzergebnisse zeigen, dass durch eine Erhöhung der Laserleistung zwar die Einschmelztiefe bis auf  $1200 \mu\text{m}$  vergrößert werden kann, jedoch nimmt auch die Anzahl an fehlorientierten Körnern im umgeschmolzenen Bereich zu.

Die Ergebnisse in Punkt 1.1 zeigen, dass durch Laserstrahl-Umschmelzen an Flachproben eine Umschmelztiefe von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht wird. In Bild 69 ist die erreichbare Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen dargestellt. Untersuchungen bei Raumtemperatur werden nicht durchgeführt, aus der Literatur ist bekannt, dass bei Raumtemperatur eine maximale Umschmelztiefe von ca. 600  $\mu\text{m}$  - 700  $\mu\text{m}$  mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht wird (Kapitel 5).

Bild 69 :  
Erreichbare  
Umschmelztiefe mit  
einkristallin erstarrter  
Struktur bei  
unterschiedlichen  
Vorwärm-  
temperaturen



In Tabelle 11 sind die ermittelten Verfahrensparameter für beide Vorwärmtemperaturen  $T_{V1}$  und  $T_{V2}$  dargestellt. Bei diesen Verfahrensparametern wird an Flachproben mit einer Materialdicke von 10 mm eine Umschmelztiefe von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht.

Verfahrensparameter	Größe [Einheit]	
Vorwärmtemperatur	$T_V = T_{V2}$	$T_V = T_{V1}$
Verfahrgeschwindigkeit	$v = v_3$	$v = v_3$
Laserleistung	$P = 900 \text{ W}$	$P = 250 \text{ W}$
Laserstrahldurchmesser	$d = d_1$	$d = d_1$

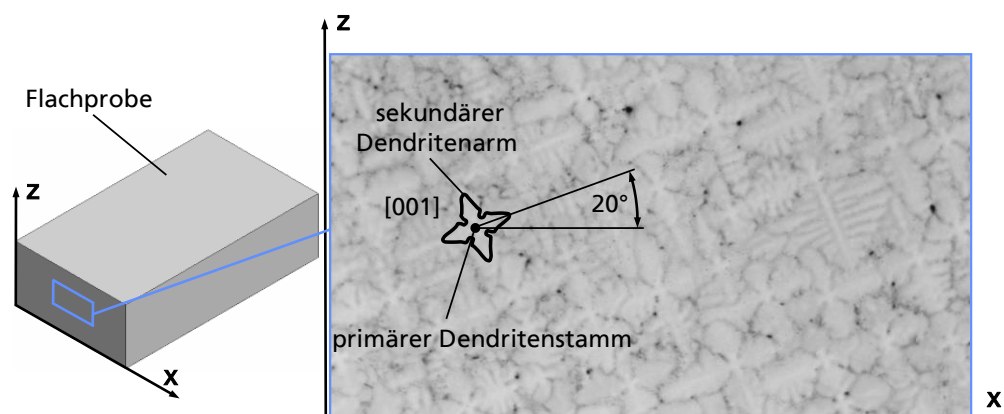
Tabelle 11 : Ermittelte Verfahrensparameter für Flachproben mit einer Materialdicke von 10 mm

Aufgrund der großen Belastung der Anlagentechnik (thermische Belastung der Prozesskammern, Verschmutzung bzw. Versagen der Schutzgläser) wird für die weitere Verfahrensentwicklung an dem Probenmaterial und der Turbinenschaufel die Vorwärmtemperatur  $T_{V2}$  verwendet.

### 7.1.2 Einfluss der Dendritenorientierung im Grundmaterial

Für die Entwicklung verfahrenstechnischer Grundlagen für das Verschließen von Rissen in einkristallin erstarrten Turbinenschaufeln wird eine Übertragung der Verfahrensparameter von den Flachproben auf die unterschiedlichen Bereiche der Turbinenschaufel durchgeführt. Da die Risse in den unterschiedlichen Bereichen der Turbinenschaufel Plattform, Schaufelblatt und Fillet verschlossen werden, variiert die Lage und Orientierung der Dendriten in dem Grundmaterial in Bezug zur Oberfläche der Turbinenschaufel und damit zur umgeschmolzenen Spur. Aus der Literatur [47] ist bekannt, dass die Lage und Orientierung der Dendriten im Grundmaterial die einkristallin erstarrte Struktur im Schmelzbad beeinflussen (siehe Kapitel 5.2). An einem Beispiel wird der in Punkt 1.1 entwickelte Verfahrensparameter an einer Flachprobe angewendet, in der die sekundären Dendritenarme nicht parallel zu den Kanten der Flachprobe ausgerichtet sind. In Bild 70 ist die Lage und Orientierung der Dendriten in der Flachprobe schematisch dargestellt. Die Ausrichtung der sekundären Dendritenarme zur Kante der Flachprobe (x-Achse) weicht um ca.  $20^\circ$  ab, bei den bisher eingesetzten Proben beträgt diese Abweichung  $< 5^\circ$ .

Bild 70 :  
Schematische  
Darstellung der Lage  
und Orientierung der  
Dendriten in der  
Flachprobe



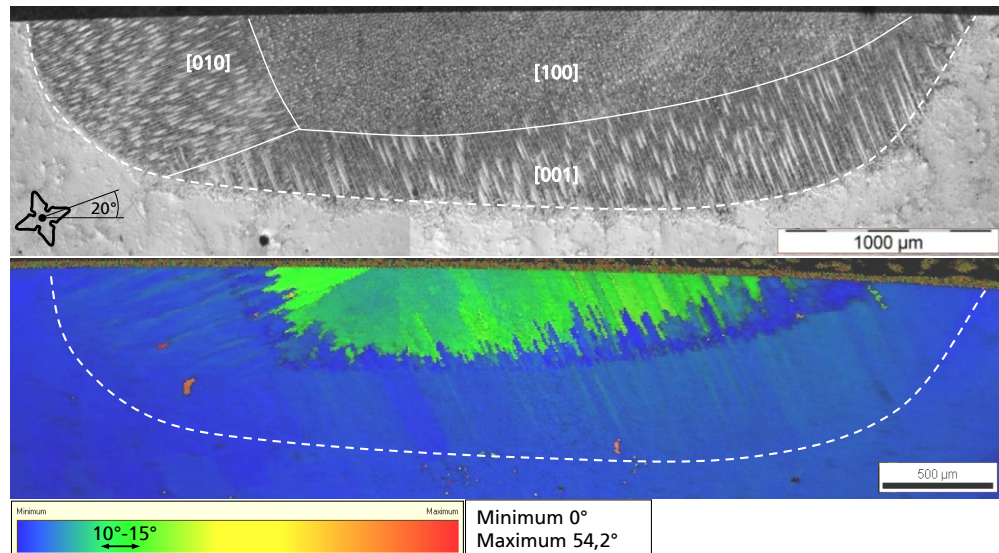
In Bild 71 sind ein metallurgisch präparierter Querschliff und das Ergebnis einer EBSD-Messung an einer mit dem Standardparameter umgeschmolzenen Spur dargestellt. Die maximale Umschmelztiefe der Spur beträgt  $z_m = 1000 \mu\text{m}$ . Aufgrund der Erstarrungsbedingungen im Schmelzbad haben sich drei Bereiche mit unterschiedlich orientierten Dendriten gebildet.



Bild 71 :  
Querschliff einer  
umgeschmolzenen  
Spur:  $z_m = 1000 \mu\text{m}$

$T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$

Ergebnis der EBSD-  
Messung



In dem Ergebnis der EBSD-Messung dient die weiß gestrichelte Linie als Orientierungshilfe zur Kennzeichnung des erstarrten Schmelzbades. Große Bereiche des umgeschmolzenen Bereichs sind in gleicher Orientierung mit dem Grundmaterial erstarrt. Im oberen Randbereich weicht die Orientierung der Dendriten um etwa  $10^\circ$ - $15^\circ$  im Vergleich zum Grundmaterial ab.

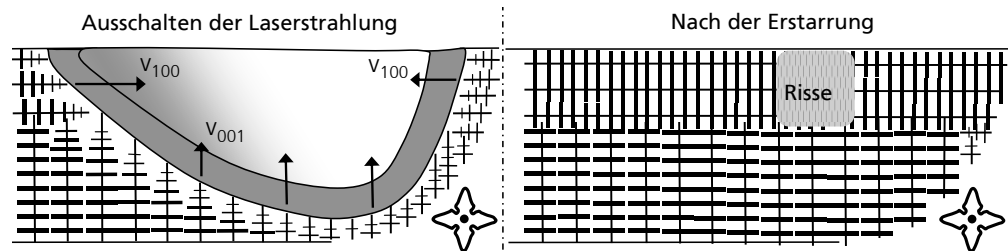
Das Umschmelzergebnis an dieser Flachprobe zeigt: Wenn sich die Lage und die Orientierung der Dendriten im Grundwerkstoff ändert, ändern sich auch die Bereiche mit unterschiedlicher Kristallorientierung im umgeschmolzenen Bereich (vergleiche Bild 67). Trotzdem wird eine Umschmelztiefe von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht. Bei ungünstiger Orientierung der primären Dendritenstämme im Grundmaterial zur umgeschmolzenen Spur vergrößert sich die Wahrscheinlichkeit, dass sich fehlorientierte Körner im umgeschmolzenen Bereich bilden.

### 7.1.3 Vermeidung von Heißrissen beim Ausschalten der Laserstrahlung

Wie bereits in Bild 55 dargestellt ist, erstarrt das Schmelzbad beim Ausschalten der Laserstrahlung mit der Ausbildung von Heißrissen (Erstarrungsrissen). Die Ursache der Risse beim Ausschalten der Laserstrahlung ist schematisch in Bild 72 links dargestellt. Nach dem Ausschalten der Laserstrahlung findet die Erstarrung der Schmelze auf der gesamten fest/flüssigen Phasengrenze statt. Die Erstarrungsfront propagiert vom Randbereich hin zur Mitte des Schmelzbades. Da in der Mitte keine Schmelze nach fließt, bilden sich aufgrund von auftretender Schrumpfbeanspruchung des erstarrenden Materials Zugspannungen und schließlich Heißrisse aus (vergleiche Kapitel 3.1.3). In der Mitte des Schmelzbades bildet sich eine Art „Krater“ (Bild 74 oben). In Bild

72 rechts ist vergleichend das Schmelzbad nach der Erstarrung dargestellt, in der Mitte ist das Schmelzbad mit Rissen erstarrt.

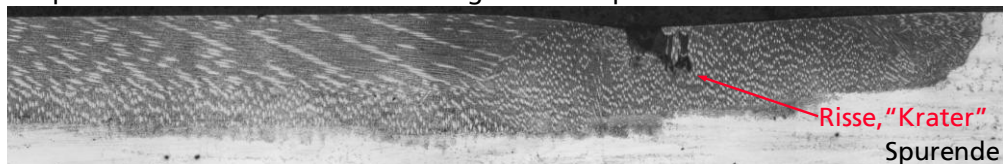
Bild 72 :  
Schematische Darstellung der Erstarrungsfront beim Ausschalten der Laserstrahlung (links) und nach der Erstarrung des Schmelzbades (rechts)



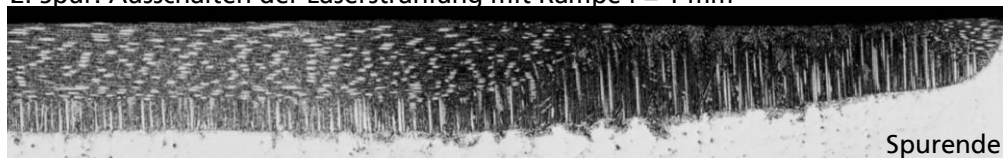
Aus Untersuchungen zum artgleichen Laserstrahl-Auftragschweißen von einkristallin erstarrtem PWA 1483 ist bekannt, dass durch eine wegabhängige Rampe der Laserleistung Risse beim Ausschalten der Laserstrahlung verhindert werden [70]. Darauf basierend werden in einer Studie Untersuchungen mit unterschiedlichen Rampenlängen von  $l = 1 \text{ mm}$  bis  $l = 5 \text{ mm}$  zum Ausschalten der Laserstrahlung am Ende der Spur durchgeführt. In Bild 73 sind vergleichend Längsschliffe von vier Spuren dargestellt, bei denen die Rampenlänge zum Ausschalten der Laserstrahlung variiert wird.

Bild 73 :  
Längsschliff von vier umgeschmolzenen Spuren, Variation der wegabhängigen Rampe, Verfahrensparameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$

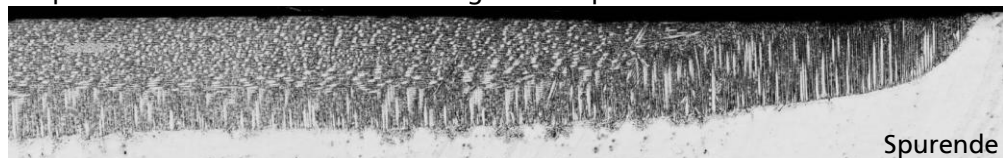
1. Spur: Ausschalten der Laserstrahlung ohne Rampe  $l = 0 \text{ mm}$



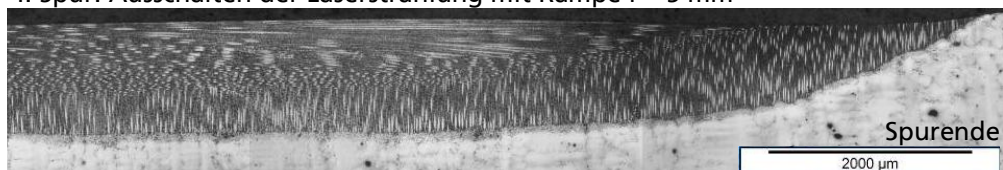
2. Spur: Ausschalten der Laserstrahlung mit Rampe  $l = 1 \text{ mm}$



3. Spur: Ausschalten der Laserstrahlung mit Rampe  $l = 3 \text{ mm}$



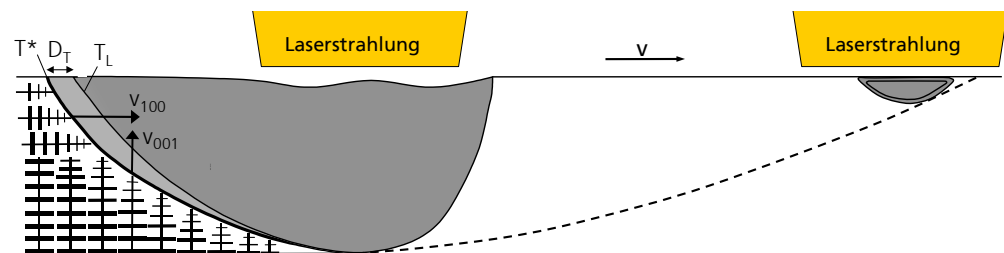
4. Spur: Ausschalten der Laserstrahlung mit Rampe  $l = 5 \text{ mm}$





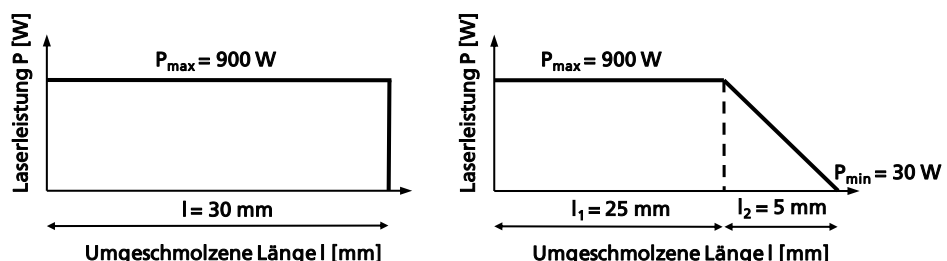
Beim Laserstrahl-Umschmelzen der ersten Spur wird die Laserstrahlung am Ende der Spur ohne Rampe ( $l = 0$  mm) ausgeschaltet. Das Gefüge erstarrt beim Ausschalten der Laserstrahlung mit Rissen. Mit größer werdender Rampenlänge werden die Bereiche mit Rissen und Fehlorientierungen kleiner. Beim Laserstrahl-Umschmelzen der vierten Spur wird die Laserstrahlung durch eine wegabhängige Rampe auf einer Strecke von  $l = 5$  mm ausgeschaltet. Im Längsschliff der umgeschmolzenen Spur sind keine Risse und keine fehlorientierten Körner erstarrt. Die umgeschmolzene Spur weist somit über die gesamte Länge ein gleichmäßig einkristallin erstarrtes Dendritenwachstum auf. In Bild 74 ist schematisch der Verlauf des Schmelzbades dargestellt, wenn die Laserleistung durch eine wegabhängige Rampe linear bis auf eine minimale Laserleistung verkleinert und anschließend ausgeschaltet wird. Durch die Verkleinerung der Laserleistung wird das Schmelzbad kontinuierlich unter Beibehaltung einer Erstarrungs- und Schmelzfront auf eine für die Rissbildung unkritische Größe verkleinert, so dass das Schmelzbad ohne Risse erstarrt.

Bild 74 :  
Schematische Darstellung des Schmelzbades beim Ausschalten der Laserstrahlung durch eine Rampe der Laserleistung



Die Laserstrahlung wird dabei von der Laserleistung des Standardparameters ( $P = 900$  W) auf die minimal möglich emittierte Laserleistung  $P_{\min} = 30$  W linear verkleinert. Diese minimale Laserleistung entspricht bei dem verwendeten Nd:YAG-Lasersystem HL 3006D ein Prozent der maximalen Laserleistung von  $P_{\max} = 3000$  W. In Bild 75 ist vergleichend der Verlauf der Laserleistung entlang der umgeschmolzenen Länge für beide Spuren dargestellt.

Bild 75 :  
Verlauf der Laserleistung entlang der umgeschmolzenen Länge mit und ohne Rampe beim Ausschalten der Laserstrahlung



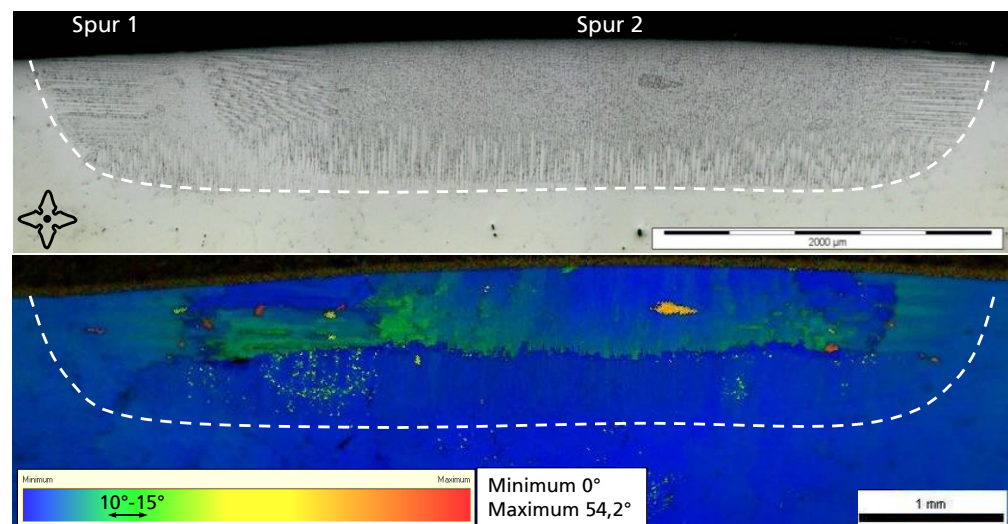
Durch eine wegabhängige Rampe werden Risse und fehlorientierte Körner beim Ausschalten der Laserstrahlung vermieden [71].

### 7.1.4 Überlappbearbeitung

Damit flächendeckend Bereiche an Turbinenschaufeln instand gesetzt werden, die mit Rissen durchsetzt sind, wird eine Strategie für eine Überlappbearbeitung entwickelt. Bei einer Überlappbearbeitung wird eine bereits umgeschmolzene Spur durch eine zweite parallel angeordnete Spur teilweise wieder umgeschmolzen. Dabei muss das Gefüge durchgängig einkristallin erstarrt bleiben und eine durchgängig konstante Umschmelztiefe von 1 mm aufweisen. Durch Verfahren mehrerer Spuren in einer Überlappbearbeitung werden somit flächendeckend Bereiche an Proben und Turbinenschaufeln umgeschmolzen. In Bild 76 ist ein Querschliff von zwei umgeschmolzenen Spuren dargestellt, die mit einem Überlappungsgrad von 80 % zu einander verfahren sind. Das bedeutet, dass 80 % der ersten Spur von der zweiten Spur erneut umgeschmolzen werden.

Bild 76 :  
Querschliff von zwei  
Spuren mit Überlapp  
(80 %)  
 $T_v = T_{v2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$

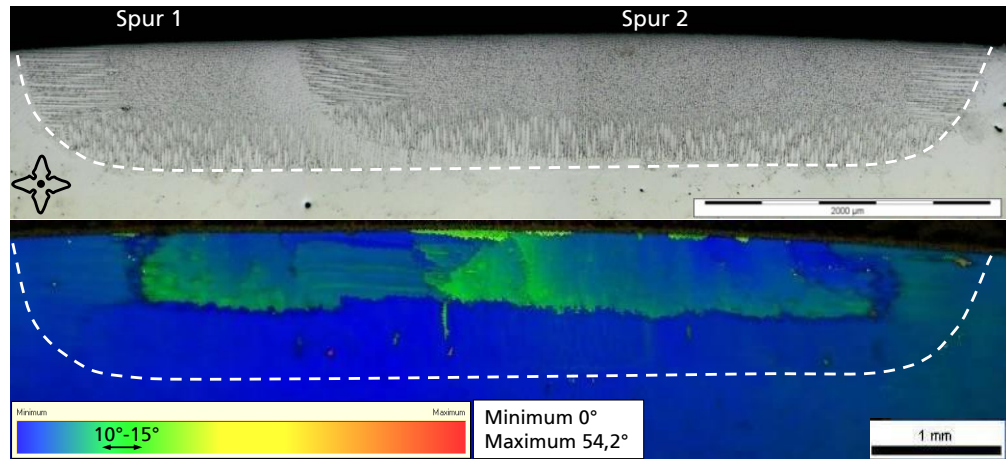
Ergebnis der EBSD-  
Messung



Durch die überlappende Bearbeitung ist eine durchgängige Umschmelztiefe von etwa 1 mm erreicht. Zur Beurteilung der einkristallinen Struktur ist vergleichend zum Querschliff die Auswertung einer EBSD-Messung dargestellt. In dem überlappenden Bereich weicht die Orientierung der Dendriten um etwa  $10^\circ$ - $15^\circ$  im Vergleich zum Grundmaterial ab. Durch eine Vergrößerung des Überlappungsgrades auf 50 % wird eine Erhöhung der Wirtschaftlichkeit erzielt (Bild 77).

Bild 77 :  
 Querschliff von zwei  
 Spuren mit Überlapp  
 (50 %)  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$

Ergebnis der EBSD-  
 Messung



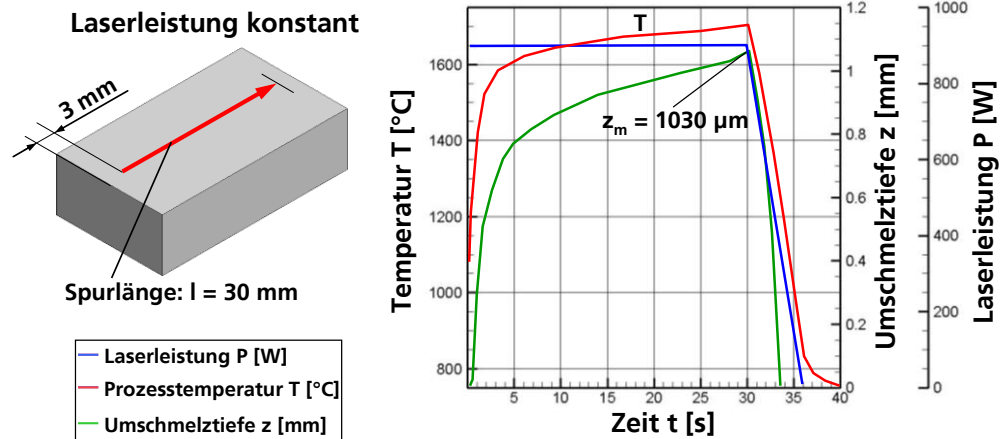
Beide Spuren sind mit dem Standardparameter umgeschmolzen, die maximal erreichte Umschmelztiefe liegt bei beiden Spuren etwa 1000 µm. Auch hier weicht die Orientierung der Dendriten im überlappenden Bereich um etwa 10°-15° im Vergleich zum Grundmaterial ab. Eine weitere Verkleinerung der Überlappstrategie (< 50 %) führt zu keiner durchgängigen Umschmelztiefe von 1 mm. Das Ergebnis zeigt, dass durch eine Überlappbearbeitung flächendeckend Bereiche mit einkristallin erstarrter Struktur umgeschmolzen werden können [72].

### 7.1.5 Untersuchungen zur Messung der emittierten Temperaturstrahlung

In den Experimenten zur Messung der emittierten Temperaturstrahlung wird untersucht, inwiefern die an der Schmelzbadoberfläche emittierte Temperaturstrahlung für den Aufbau einer Temperaturregelung (Regelung der Temperaturstrahlung) verwendet werden kann. Für die Umsetzung der Temperaturregelung wird als Stellgröße mit der Laserleistung ein Verfahrensparameter festgelegt, das Ziel der Temperaturregelung ist die Einhaltung einer konstanten Umschmelztiefe von  $z_m = 1 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$  entlang der umgeschmolzenen Spur. Zur Messung der Temperaturstrahlung und für den Aufbau einer Temperaturregelung kommen aufgrund des Umschmelzprozesses in den Prozesskammern nur optische Sensorsysteme in Frage, welche die an der Schmelzbadoberfläche emittierte Temperaturstrahlung berührungsfrei erfassen. Die Voraussetzung für eine funktionierende Temperaturregelung ist eine Korrelation zwischen der emittierten Temperaturstrahlung und der Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur. Anhand von Wärmeleitungsrechnungen auf Basis der Finite-Elemente-Methode werden die Verläufe der Prozesstemperatur und der Umschmelztiefe beim Umschmelzen mit konstanter Laserleistung modelliert. In Bild 78 ist das Ergebnis einer Wärmeleitungsrechnung an einer Flachprobe aus PWA 1483 graphisch dargestellt. Modelliert sind der Verlauf von

Umschmelztiefe und Prozesstemperatur beim Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung von  $P = 900 \text{ W}$  über eine Gesamtlänge von  $l = 30 \text{ mm}$ . Am Ende der Spur wird die Laserstrahlung durch eine wegabhängige Rampe auf einer Strecke von  $l = 5 \text{ mm}$  ausgeschaltet.

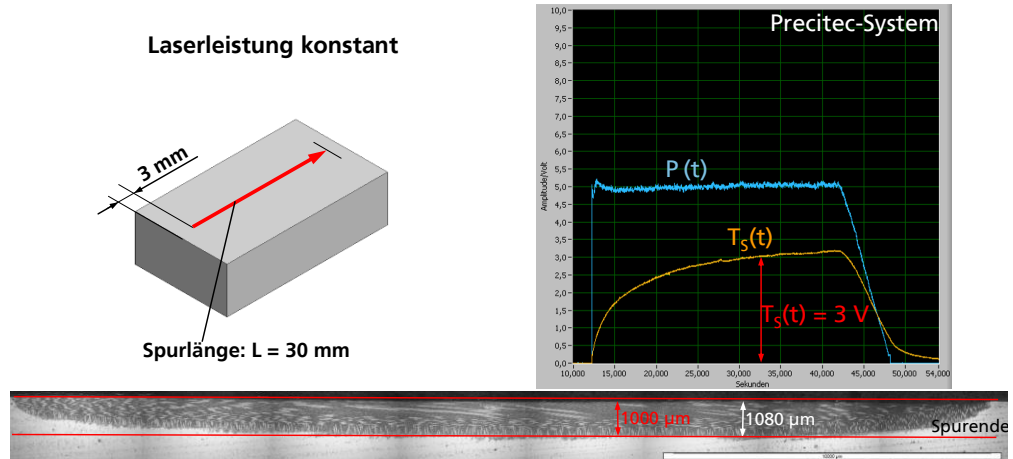
Bild 78 :  
Ergebnis einer Modellierung beim Laserstrahl-Umschmelzen an Flachprobe  
Verfahrensparameter:  
 $T_v = T_{v2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$



Anhand des Ergebnisses der Wärmeleitungsrechnung zeigt sich, dass beim Laserstrahl-Umschmelzen an der Flachprobe kein stationärer Zustand erreicht wird. Während des gesamten Umschmelzprozesses steigt die maximale Prozesstemperatur an der Schmelzbadoberfläche bis auf einen maximalen Wert von ca.  $1700 \text{ °C}$ . Der maximale Wert der Umschmelztiefe beträgt  $z_m = 1030 \mu\text{m}$  bei maximaler Prozesstemperatur.

Bei der Messung der Temperaturstrahlung können Messfehler aufgrund von verschiedenen Einflüssen wie Schutzgläsern, Oxidation an der Schmelzbadoberfläche oder inhomogenen Vorwärmtemperaturen gemessen werden (siehe Kapitel 6.4.4). In einer ersten Untersuchung werden Messungen der emittierten Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche mit dem Precitec-System durchgeführt. Dabei werden die Prozesssignale Laserleistungssignal  $P(t)$  und Temperatursignal  $T_s(t)$  für das Umschmelzen mit konstanter Laserleistung von dem Precitec-System aufgezeichnet. In Bild 79 sind die Prozesssignale für das Umschmelzen mit konstanter Laserleistung zusammen mit dem Längsschliff dargestellt. Die gesamte umgeschmolzene Länge beträgt  $l = 30 \text{ mm}$ , am Ende der Spur wird die Laserstrahlung durch eine wegabhängige Rampe auf einer Strecke von  $l = 5 \text{ mm}$  ausgeschaltet. Die Linien in den Längsschliffen dienen als Hilfslinien zur Beurteilung der Umschmelztiefe.

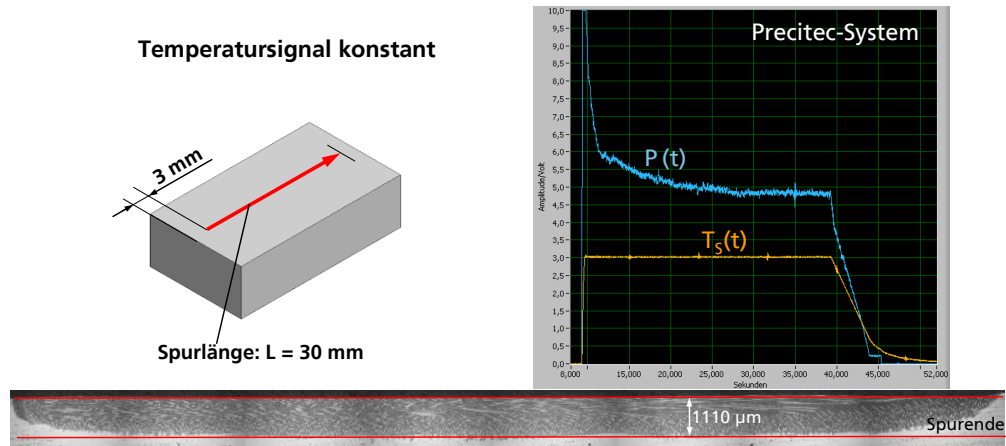
Bild 79 :  
 Laserstrahl-  
 Umschmelzen mit  
 konstanter  
 Laserleistung,  
 aufgezeichnete  
 Prozesssignale vom  
 Precitec-System,  
 Längsschliff der  
 umgeschmolzenen  
 Spur, Verfahrens-  
 parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$



Beim Umschmelzen mit konstanter Laserleistung verläuft das Laserleistungssignal auf einen konstanten Wert von  $P(t) = 5 \text{ V}$ , dies entspricht einer Laserleistung von  $P = 900 \text{ W}$ . Während des gesamten Umschmelzprozesses nimmt die Umschmelztiefe bis auf einen maximalen Wert von  $z_m = 1080 \mu\text{m}$  zu. Im Vergleich mit dem Ergebnis der Wärmeleitungsrechnung ergibt sich eine Abweichung in der maximalen Umschmelztiefe von  $\Delta z_m = 50 \mu\text{m}$ . Das Temperatursignal steigt ebenfalls kontinuierlich während des Prozesses bis auf einen maximalen Wert  $T_s(t) = 3,2 \text{ V}$  an. Ein Abgleich des Temperatursignals mit Temperaturwerten in  $^\circ\text{C}$  ist in Bild 37 dargestellt. Der Verlauf des Temperatursignals entspricht dem Verlauf der modellierten Prozess Temperatur (Bild 78) und korreliert mit der Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur. Diese Korrelation zwischen gemessenem Temperatursignal und der Umschmelztiefe ist bereits in der Literatur für verschiedene Werkstoffe (Stahl, Aluminium, Magnesium) beim Laserstrahl-Schweißen ermittelt worden (vergleiche Kapitel 5.3, Bild 31, Bild 32).

Für das Laserstrahl-Umschmelzen mit Temperaturregelung wird der Sollwert  $T_s(t) = 3 \text{ V}$  festgelegt, dieser Wert entspricht einer Umschmelztiefe von ca. 1 mm (siehe auch Bild 47). In Bild 80 sind die aufgezeichneten Prozesssignale für das Umschmelzen mit konstantem Temperatursignal zusammen mit dem Längsschliff dargestellt.

Bild 80 :  
Laserstrahl-  
Umschmelzen mit  
konstantem  
Temperatursignal,  
aufgezeichnete  
Prozesssignale vom  
Precitec-System,  
Längsschliff der  
umgeschmolzenen  
Spur:

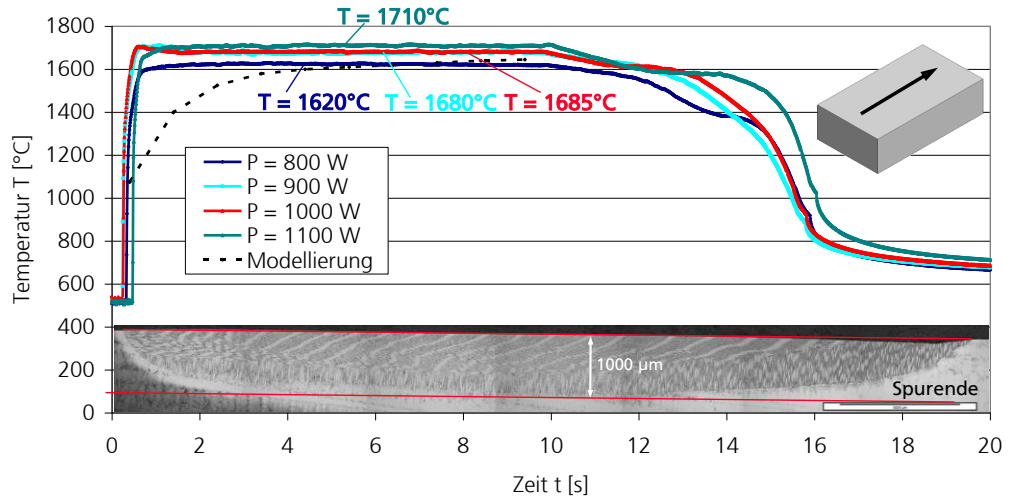


Durch die Temperaturregelung wird das Temperatursignal während des Prozesses auf einen konstanten Wert von  $T_5(t) = 3 \text{ V}$  geregelt. Der Verlauf der Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur beträgt nahezu konstant  $1100 \mu\text{m}$ , er korreliert mit dem Temperatursignal. Damit wird das Ziel erreicht, durch eine Temperaturregelung eine nahezu konstante Umschmelztiefe von  $z_m = 1 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$  entlang der umgeschmolzenen Spur einzuhalten. Entlang der umgeschmolzenen Spur ist die Struktur einkristallin erstarrt, somit wird durch die Temperaturregelung die gerichtet dendritische Erstarrung nicht beeinflusst. Insgesamt zeigen die Ergebnisse an der Flachprobe, dass sich aus einem Umschmelzprozess mit konstanter Laserleistung ein Wert für eine Temperaturregelung bei gleicher Umschmelztiefe bestimmen lässt. Zudem ist der Unterschied beim Umschmelzen mit und ohne Temperaturregelung minimal, eine Temperaturregelung bringt an der Flachprobengeometrie keine Vorteile im Vergleich zum Umschmelzen mit konstanter Laserleistung. Um die Messungen des Precitec-Systems mit Temperaturwerten in  $^{\circ}\text{C}$  zu vergleichen, werden Untersuchungen mit zwei unterschiedlichen Strahlungsthermometern (Quotientenpyrometer) durchgeführt. Quotientenpyrometer messen die exakte Temperatur unabhängig vom Emissionsgrad des Objektes, wenn der Werkstoff für beide Wellenlängen Temperaturstrahlung mit gleichem Emissionsgrad emittiert und die Transmission der Temperaturstrahlung von der strahlenden Fläche zum Detektor gleich ist. Eine erste Versuchsreihe wird mit dem Infratec Quotientenpyrometer IGAR 12-LO durchgeführt. Das Quotientenpyrometer wird seitlich neben dem Bearbeitungskopf angebracht und der Messfleck mittig zum Schmelzbad ausgerichtet. Insgesamt werden vier Experimente mit vier unterschiedlichen Laserleistungen von  $P = 900 \text{ W} - 1000 \text{ W}$  durchgeführt. Die gesamte umgeschmolzene Länge beträgt  $l = 13 \text{ mm}$  inklusive der wegabhängigen Rampe von  $l = 5 \text{ mm}$  beim Ausschalten der Laserstrahlung. In Bild 81 sind die gemessenen Temperaturverläufe beim Laserstrahl-Umschmelzen an Flachproben aus PWA 1483 dargestellt, zudem ist ein Teil der Wärmeleitungsrechnung (Modellierung) aus Bild 78 mit eingezeichnet.



Bild 81 :  
Aufgezeichnete  
Temperaturverläufe  
mit Infratec  
Pyrometer IGAR 12-  
LO

Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$

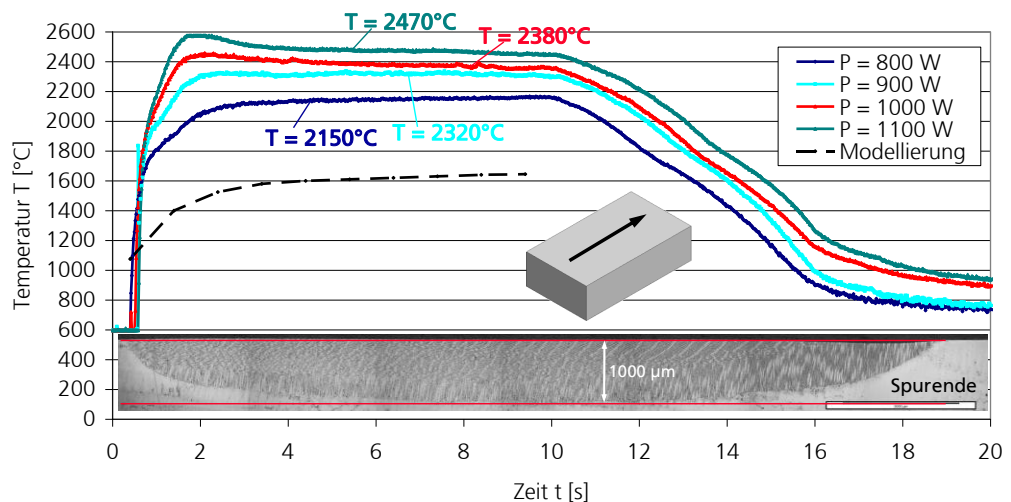


Vergleichend zu den Temperaturverläufen ist ein Längsschliff in Bild 81 dargestellt, der mit der Laserleistung von  $P = 900 \text{ W}$  umgeschmolzen ist. Bei einer Zunahme der Laserleistung um  $\Delta P = 100 \text{ W}$  wird von dem Quotientenpyrometer jeweils eine größere Temperatur an der Schmelzbadoberfläche gemessen. Die maximal gemessene Temperatur erhöht sich dabei um  $\Delta T = 5 \text{ °C} - 60 \text{ °C}$ . Die Verläufe der Temperatur entlang der umgeschmolzenen Spur sind nahezu konstant, sie entsprechen nicht dem Verlauf der Modellierung und korrelieren nicht mit der Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur.

In einer zweiten Versuchsreihe wird mit dem Quotientenpyrometer QP003 der Firma Mergenthaler an der Schmelzbadoberfläche die Temperatur gemessen und aufgezeichnet. In Bild 82 sind die gemessenen Temperaturverläufe für vier unterschiedliche Laserleistungen dargestellt.

Bild 82 :  
Aufgezeichnete  
Temperaturverläufe  
mit Mergenthaler  
Pyrometer QP003

Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$



Die gemessenen Temperaturverläufe sind den Messungen mit dem Infratec Quotientenpyrometer ähnlich. Bei einer Zunahme der Laserleistung um  $\Delta P = 100 \text{ W}$  wird eine größere Temperatur an der Schmelzbadoberfläche gemessen. Die Temperatur nimmt dabei um jeweils um ( $\Delta T = 60 \text{ °C} - 170 \text{ °C}$ ) zu. Die mit dem Quotientenpyrometer gemessenen Temperaturverläufe sind nahezu konstant entlang der umgeschmolzenen Spur und korrelieren nicht mit der Umschmelztiefe entlang der Spur. Auffällig ist der Unterschied in den Messungen der beiden Quotientenpyrometern. Bei gleichen Verfahrensparametern ergeben sich Abweichungen in den maximalen Temperaturen zwischen  $\Delta T = 500 \text{ °C} - 700 \text{ °C}$ . Für die Entwicklung einer Temperaturregelung auf Basis einer Temperaturmessung muss der Verlauf der Temperatur entlang der umgeschmolzenen Spur mit der Umschmelztiefe korrelieren.

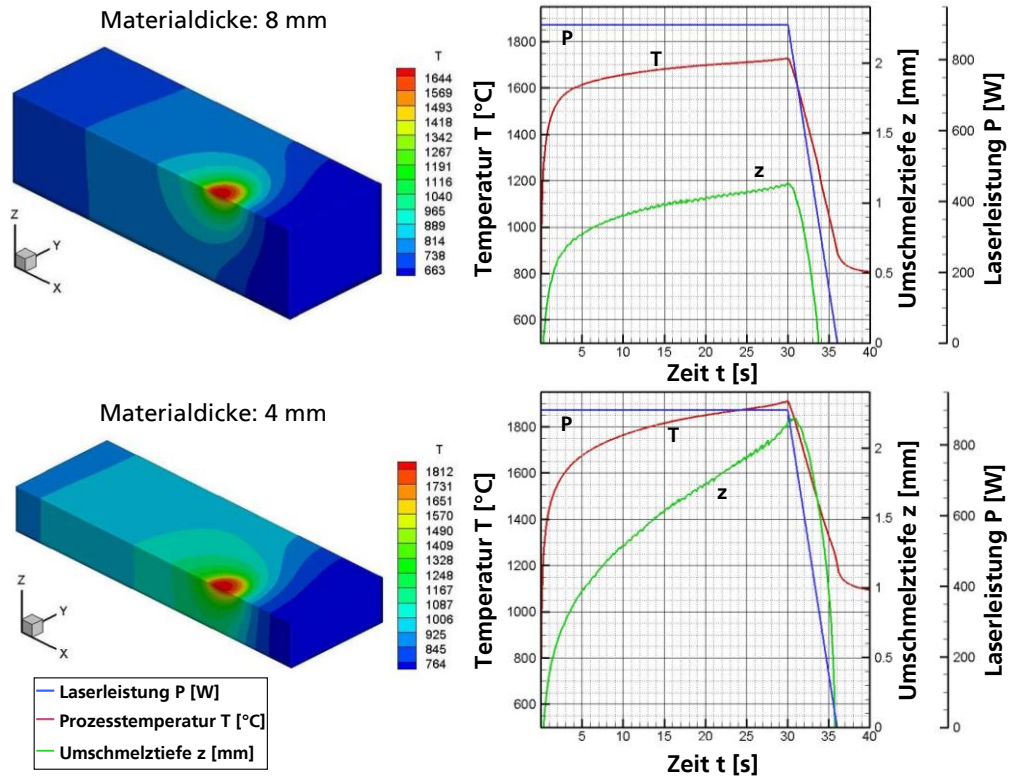
Die Ergebnisse zeigen, dass die von den Quotientenpyrometern gemessenen Temperaturverläufe nicht mit dem Verlauf der modellierten Prozesstemperatur und Umschmelztiefe übereinstimmen. Zur Qualifizierung der Geräte für eine Temperaturregelung sind intensivere Untersuchungen und Analysen zur Messdatenerfassung und Messdatenaufbereitung mit den Herstellern erforderlich. Mit beiden Quotientenpyrometern werden keine weiteren Untersuchungen durchgeführt.

### 7.1.6 Einfluss der Materialdicke auf die Umschmelztiefe

Um den Einfluss der Materialdicke auf die Umschmelztiefe zu ermitteln, werden Wärmeleitungsrechnungen an Flachproben mit verkleinerter Materialdicke durchgeführt. In Bild 83 sind vergleichend die Ergebnisse der Wärmeleitungsrechnung dargestellt, wenn bei gleichen Verfahrensparametern die Materialdicke von 10 mm (Bild 78) auf 8 mm bzw. 4 mm verkleinert wird.

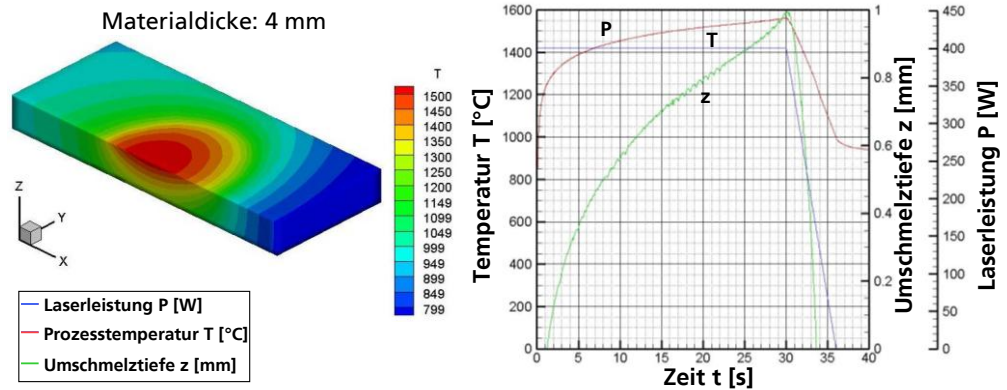


Bild 83 :  
Ergebnis einer  
Modellierung an  
einer Flachprobe,  
Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$



Durch eine Verkleinerung der Materialdicke von 10 mm auf 8 mm vergrößert sich die maximale Umschmelztiefe von 1030  $\mu\text{m}$  auf 1200  $\mu\text{m}$  (vergleiche Bild 78). Eine weitere Verkleinerung der Materialdicke auf 4 mm vergrößert die Umschmelztiefe auf über 1800  $\mu\text{m}$ . Dementsprechend vergrößern sich die maximalen Temperaturen an der Schmelzbadoberfläche von 1650  $^{\circ}\text{C}$  (Materialdicke 10 mm) über 1700  $^{\circ}\text{C}$  (Materialdicke 8 mm) auf 1900  $^{\circ}\text{C}$  (Materialdicke 4 mm). Um bei einer verkleinerten Materialdicke eine maximale Umschmelztiefe von  $z_m = 1 \text{ mm}$  zu erreichen, wird eine Anpassung der Laserleistung durchgeführt. Durch eine Verkleinerung der Laserleistung von  $P = 900 \text{ W}$  (Materialdicke 10 mm) auf  $P = 400 \text{ W}$  (Materialdicke 4 mm) wird eine maximale Umschmelztiefe von  $z_m = 1 \text{ mm}$  erreicht (Bild 84).

Bild 84 :  
Ergebnis einer  
Modellierung an  
einer Flachprobe,  
Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 400 \text{ W}$



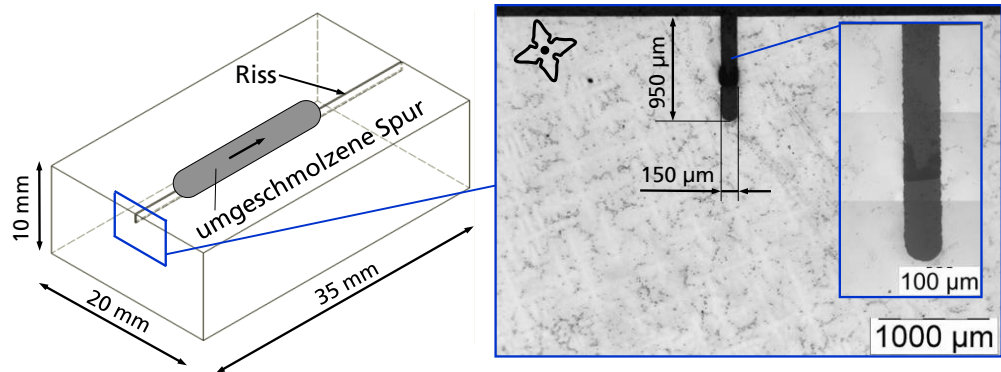
Dementsprechend verkleinert sich die maximale Temperatur an der Schmelzbadoberfläche von  $1900 \text{ °C}$  ( $P = 900 \text{ W}$ ) auf  $1560 \text{ °C}$  ( $P = 400 \text{ W}$ ).

Die Ergebnisse mit konstanten Verfahrensparametern zeigen, dass die Umschmelztiefe durch eine Änderung der Materialdicke beeinflusst wird. Eine verkleinerte Materialdicke führt aufgrund eines zunehmenden Wärmestaus zu einer Zunahme an Umschmelztiefe. Durch die Anpassung eines Verfahrensparameters, der Laserleistung, wird der Einfluss der Materialdicke auf die Umschmelztiefe ausgeglichen und eine definierte Umschmelztiefe wird erreicht.

### 7.1.7 Verschließen von künstlichen Rissen

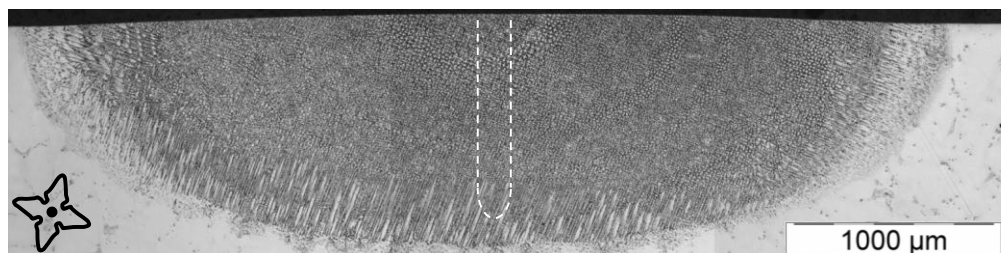
Der erste Schritt der Entwicklung der verfahrenstechnischen Grundlagen wird abgeschlossen durch das Verschließen von künstlichen Rissen in Flachproben. Die künstlichen Risse sind durch Drahtrodieren über die gesamte Länge in die Flachprobe gefertigt und simulieren die in den Turbinenschaufeln real auftretenden Risse. In Bild 85 ist schematisch eine Flachprobe mit Rissen sowie ein metallurgisch präparierter Querschliff der Flachprobe dargestellt. Die Risse sind maximal  $950 \mu\text{m}$  tief und ca.  $150 \mu\text{m}$  breit. Die Laserstrahlung wird für den Umschmelzprozess mittig zum Riss ausgerichtet und der Riss wird in Rissrichtung umgeschmolzen (Bild 85).

Bild 85 :  
links: Schematische  
Darstellung einer  
Flachprobe mit Riss  
rechts:  
Querschliff der  
Flachprobe mit Riss



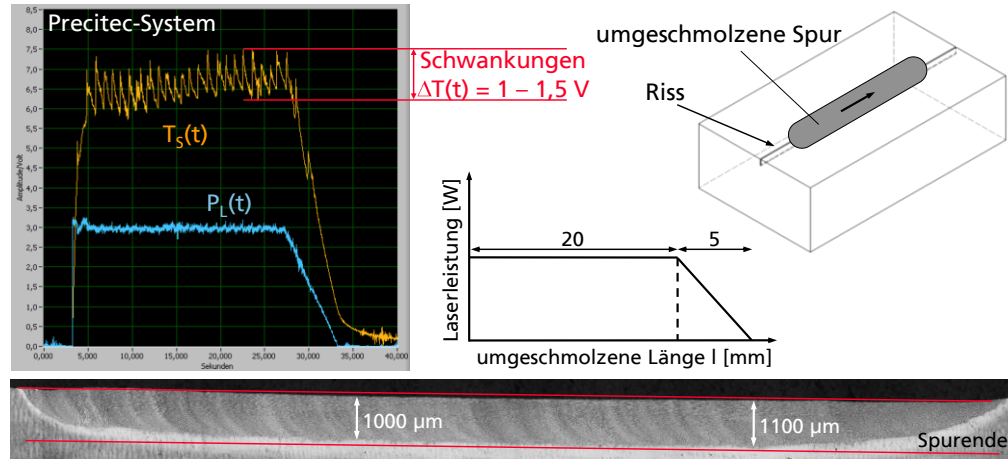
In Bild 86 ist ein Querschliff einer umgeschmolzenen Spur an einer Flachprobe mit einem Riss dargestellt. Im umgeschmolzenen Bereich ist der ursprüngliche Riss schematisch eingezeichnet. Der Bereich mit dem künstlichen Riss ist vollständig umgeschmolzen und verschlossen, die maximale Umschmelztiefe beträgt  $z_m = 1100 \mu\text{m}$ .

Bild 86 :  
Querschliff einer  
umgeschmolzenen  
Spur an einer  
Flachprobe mit Riss,  
 $T_v = T_{v2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$



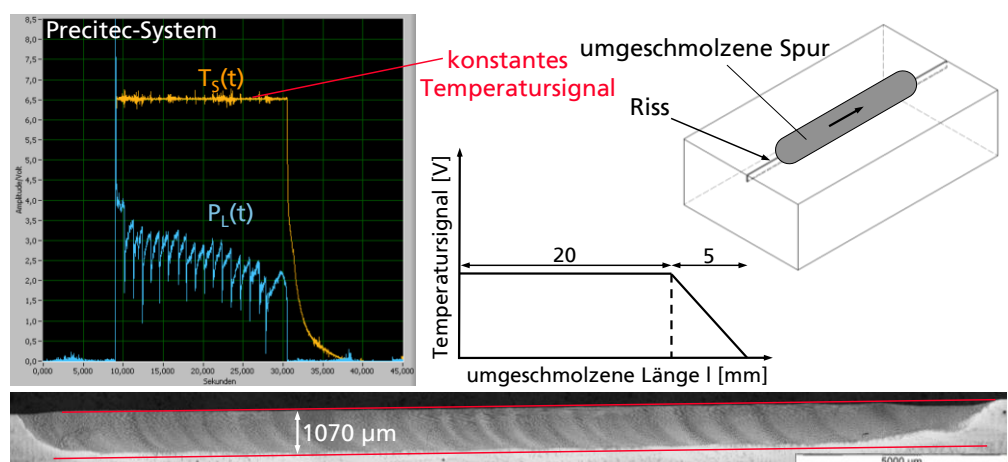
Das Gefüge ist einkristallin erstarrt, da keine fehlorientierten Körner im umgeschmolzenen Bereich kristallisiert sind. An diesem Ergebnis wird nachgewiesen, dass das Verschließen von Rissen mit einkristallin erstarrtem Gefüge durch Laserstrahl-Umschmelzen möglich ist. In weiteren Experimenten wird der Einfluss der Risse auf die emittierte Temperaturstrahlung und die Umschmelztiefe untersucht. In Bild 87 sind die aufgezeichneten Prozesssignale des Precitec-Systems beim Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung zusammen mit dem Längsschliff dargestellt. Das Laserstrahl-Umschmelzen wird mit einer Laserleistung von  $P = 900 \text{ W}$  an der Flachprobe durchgeführt. Die gesamte umgeschmolzene Länge beträgt  $l = 25 \text{ mm}$ . Am Ende der Spur wird die Laserstrahlung durch eine wegabhängige Rampe auf einer Strecke von  $l = 5 \text{ mm}$  ausgeschaltet.

Bild 87 :  
Aufgezeichnete  
Prozesssignale von  
Precitec-System beim  
Umschmelzen mit  
konstanter  
Laserleistung  
 $P = 900 \text{ W}$ ,  
Längsschliff der  
umgeschmolzenen  
Flachprobe mit Riss



Die Umschmelztiefe nimmt entlang der umgeschmolzenen Spur bis auf einen maximalen Wert  $z_m = 1100 \mu\text{m}$  zu. Während des Laserstrahl-Umschmelzens werden Schwankungen im Temperatursignal gemessen, die etwa  $\Delta T_s(t) = 1 - 1,5 \text{ V}$  während des gesamten Umschmelzprozesses betragen. Der Mittelwert des Temperatursignals steigt während des Umschmelzprozesses über die gesamte umgeschmolzene Spur bis auf einen maximalen Mittelwert von  $T_s(t) = 6,8 \text{ V}$  an. In einem weiteren Experiment wird die Umsetzung einer Temperaturregelung auf die Umschmelztiefe untersucht. Für das Umschmelzen mit konstantem Temperatursignal wird ein Mittelwert von  $T_s(t) = 6,5 \text{ V}$  bestimmt, der einer Umschmelztiefe von ca. 1 mm entspricht (Bild 87). In Bild 88 sind die aufgezeichneten Prozesssignale beim Laserstrahl-Umschmelzen mit Temperaturregelung zusammen mit dem Längsschliff dargestellt.

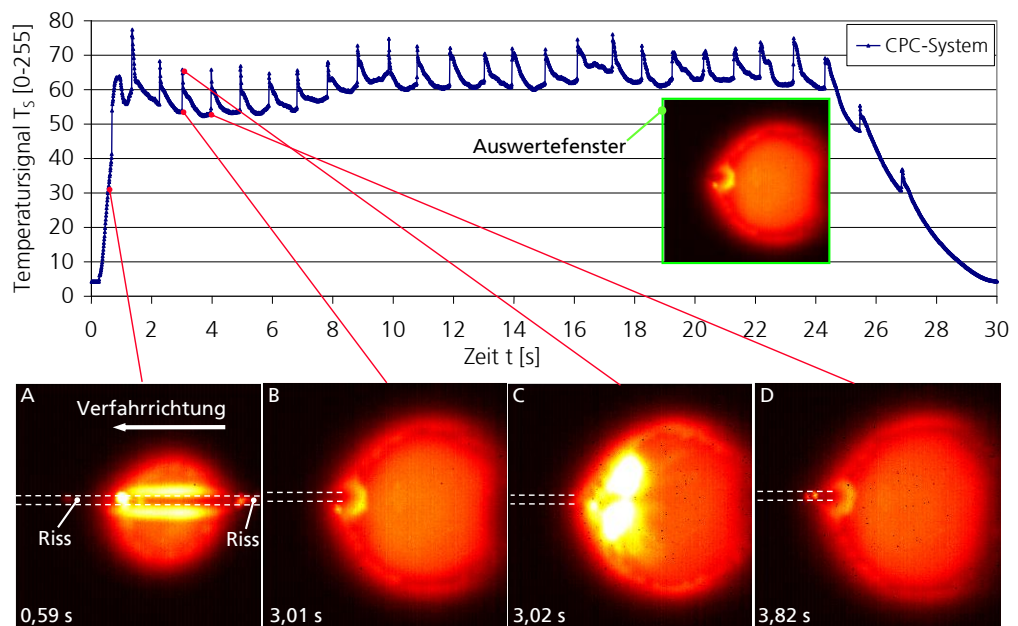
Bild 88 :  
Aufgezeichnete  
Prozesssignale von  
Precitec-System bei  
Temperaturregelung,  
Längsschliff der  
umgeschmolzenen  
Spur an Flachprobe  
mit Riss



Beim Umschmelzen entlang der künstlichen Risse mit geregelterm Temperatursignal wird eine nahezu konstante Umschmelztiefe entlang der

umgeschmolzenen Spur erreicht. Im Vergleich sind die Unterschiede in der Umschmelztiefe beim Umschmelzen mit und ohne Temperaturregelung minimal ( $< 150 \mu\text{m}$ ), so dass ein Prozess mit konstantem Temperatursignal beim Umschmelzen an den Flachproben mit Riss keine Vorteile bringt. Um die Ursache der Schwankungen im Temperatursignal beim Umschmelzen entlang der Risse mit dem Precitec-System zu ermitteln, wird das Schmelzbad während des Prozesses mit dem kamerabasierten CPC-System aufgezeichnet. In einer anschließenden orts aufgelösten Auswertung der Temperaturstrahlung lassen sich die Bereiche an der Schmelzbadoberfläche im Kamerabild ermitteln, die zu den Schwankungen im Temperatursignal beitragen (siehe Kapitel 6.4.2). Das Laserstrahl-Umschmelzen wird mit einer Laserleistung von  $P = 900 \text{ W}$  an der Flachprobe mit Riss über eine gesamte umgeschmolzene Länge von  $l = 25 \text{ mm}$  durchgeführt. In Bild 89 sind ausgewertete Verlauf des Temperatursignals beim Laserstrahl-Umschmelzen an einer Flachprobe mit Riss sowie vier Kamerabilder des CPC-Systems zu unterschiedlichen Zeitpunkten dargestellt.

Bild 89 :  
oben:  
Auswertung des  
Temperatursignals  
beim Laserstrahl-  
Umschmelzen an  
Flachprobe mit Riss,  
unten:  
Kamerabilder des  
CPC-Systems beim  
Laserstrahl-  
Umschmelzen zu  
unterschiedlichen  
Zeitpunkten

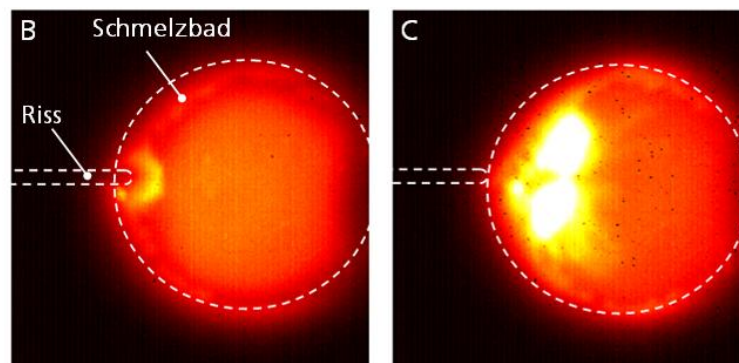


Das von dem CPC-System gemessene und im gesamten Kamerabild ausgewertete Temperatursignal zeigt ähnliche Schwankungen verglichen mit den Messungen des Precitec-Systems. Die einzelnen Perioden der Peaks sind zwischen  $0,9 \text{ s}$  und  $1,1 \text{ s}$  lang. In Kamerabild A ist der Umschmelzprozess  $0,59 \text{ s}$  nach dem Einschalten der Laserstrahlung dargestellt. Das Schmelzbad ist zu diesem Zeitpunkt noch nicht vollständig ausgebildet. Der Riss in der Flachprobe ist links und rechts vom gerade entstehenden Schmelzbad durchgängig noch erhalten. Anhand der Kamerabilder B und C werden die



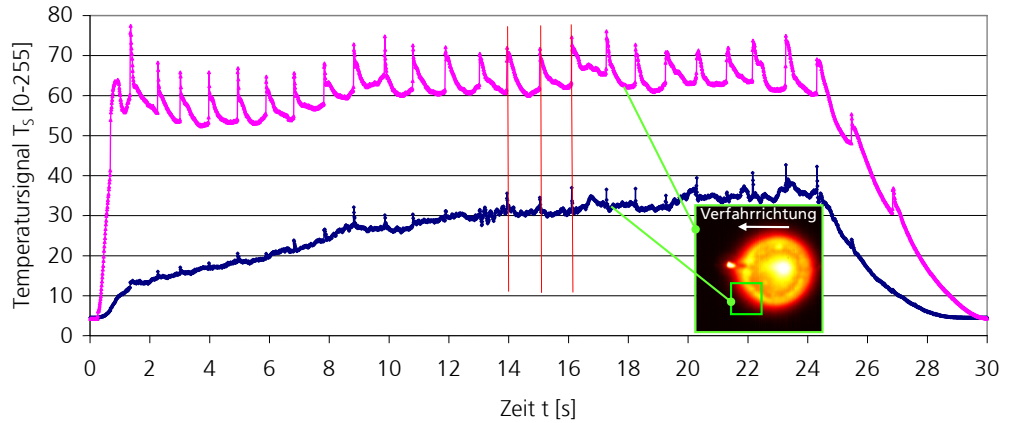
Schwankungen im Temperatursignal an einem Vorgang verdeutlicht. In Bild B ist das Schmelzbad während des Umschmelzprozesses vollständig ausgebildet. Die Oberfläche des Risses ist herstellungsbedingt durch das Drahtrodieren mit höher schmelzenden Oxiden belegt. Dadurch bleibt der Riss als solches im Randbereich der Schmelze zunächst erhalten. Durch die Bewegung des Laserstrahls kommt der Riss in Bereiche höherer Temperatur und die Oxide lösen sich auf, so dass der Riss schubweise innerhalb von 0,01 Sekunden mit Schmelze aufgefüllt wird (Bild 90 B-C). Warum der Zufluss von Schmelze in den Riss nicht kontinuierlich verläuft, sondern periodischen Schwankungen unterworfen ist, ist unbekannt.

Bild 90 :  
Kamerabilder des  
CPC-Systems beim  
Laserstrahl-  
Umschmelzen,  
Risschließung  
schematisch skizziert



Dieser Vorgang an der Schmelzbadoberfläche stimmt mit dem Peak im Temperatursignal überein und wiederholt sich während des gesamten Umschmelzprozesses. Jeder Peak wird so dem Auffüllen des Risses mit Schmelze zugeordnet. In Bild D ist der Umschmelzprozess 0,2 s vor der Entstehung des nächsten Peaks dargestellt. Die Ursache der Schwankungen im Temperatursignal ist also das periodische Füllen des Risses mit Schmelze. Für eine spätere Umsetzung eines Reparaturverfahrens zum Verschließen von Rissen in Turbinenschaufeln werden keine Schwankungen im Temperatursignal erwartet, da die Risse in den Turbinenschaufeln nur wenige Mikrometer ( $< 10 \mu\text{m}$ ) im Vergleich zu den künstlichen Rissen in den Flachproben ( $150 \mu\text{m}$ ) breit sind. Somit wird das Volumen, das durch den Riss mit Schmelze aufgefüllt wird, kleiner. In Bild 91 ist eine vergleichende Auswertung des Temperatursignals in zwei verschiedenen Auswertefenstern graphisch dargestellt. Neben einer Auswertung im gesamten Kamerabild wird eine Auswertung des Temperatursignals im vorderen Randbereich des Schmelzbades durchgeführt.

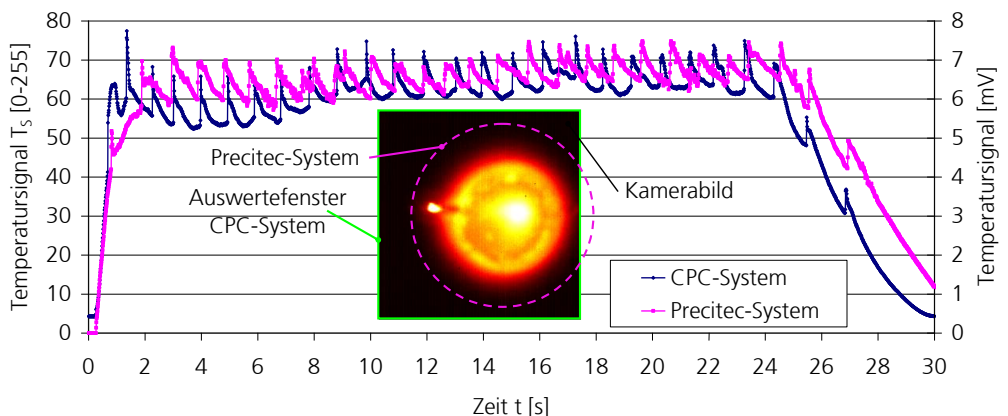
Bild 91 :  
Vergleich der  
Auswertung des  
Temperatursignals in  
zwei  
Auswertefenstern  
beim Laserstrahl-  
Umschmelzen an  
Flachprobe mit Riss



Durch die Auswertung des Temperatursignals im vorderen Randbereich des Schmelzbades werden die Schwankungen des Temperatursignals verkleinert. Ein Vergleich der beiden Auswertungen zeigt, dass durch die Größe und Positionierung des Prozessfensters die Periodenlängen der Schwankungen nicht beeinflusst werden. Durch eine Anpassung des Auswertefensters werden die Schwankungen im Temperatursignal verkleinert, die durch das Umschmelzen an den Rissen verursacht werden. Eine Untersuchung, ob die Größe des ermittelten Prozessfensters für die Umsetzung einer Prozessregelung ausreichend ist, wird nicht durchgeführt, da eine Signalausgabe des CPC-Systems zurzeit noch nicht zur Verfügung steht, die für die Umsetzung einer Prozessregelung erforderlich ist.

In Bild 92 sind vergleichend die aufgezeichneten Temperatursignale vom Precitec-System und vom CPC-System beim Laserstrahl-Umschmelzen an einer Flachprobe mit Riss dargestellt. Die Auswertung des Temperatursignals im Auswertefenster erfolgt über das gesamte Kamerabild des CPC-Systems, der Messfleckdurchmesser des Precitec-Systems beträgt etwa 6 mm und ist schematisch in dem Kamerabild des CPC-Systems eingezeichnet.

Bild 92 :  
Vergleich der  
aufgezeichneten  
Prozesssignale von  
Precitec-System und  
CPC-System an einer  
Flachprobe mit Riss



Beim Laserstrahl-Umschmelzen an einer Flachprobe mit Riss wird bei gleichen Verfahrensparametern die gleiche Anzahl an Peaks mit gleichen Periodenlängen von beiden Messsystemen gemessen. Von beiden Messsystemen wird ein ähnlicher Verlauf des Temperatursignals entlang der umgeschmolzenen Spur gemessen.

Im ersten Schritt der Verfahrensentwicklung wird durch eine systematische Variation der relevanten Verfahrensparameter ein Prozessfenster für das Laserstrahl-Umschmelzen ermittelt. Unter Erhaltung der einkristallin erstarrten Struktur werden Umschmelztiefen bis zu 1,2 mm reproduzierbar in der Randschicht von Flachproben erreicht. Vergleichend zu der experimentellen Ermittlung geeigneter Verfahrensparameter werden Wärmeleitungsrechnungen (Modellierungen) auf Basis der Finite-Elemente-Methode an Flachproben durchgeführt. Durch Lösung der Wärmeleitungsgleichung wird der Einfluss der Verfahrensparameter auf verfahrensrelevante Größen wie Schmelzbadgeometrie, Umschmelztiefe, Abkühlrate, Temperaturgradient und Erstarrungsgeschwindigkeit auf der Erstarrungsfront sowie die resultierende Mikrostruktur ermittelt. Aus den berechneten und den experimentell ermittelten Ergebnissen lässt sich vergleichend zur Literatur (siehe Bild 22) eine obere Schranke bei  $G^{3,4}/v = 5.04E+20 \text{ K}^{3,4}/\text{m}^{4,4}$  für die einkristalline Erstarrung ermitteln. Der Einfluss der Lage und Orientierung der Dendriten im Grundmaterial auf die erstarrte Struktur im Schmelzbad wird anhand eines Beispiels deutlich gemacht. An einer Flachprobe, bei der die sekundären Dendritenarme nicht parallel zu den Kanten der Flachprobe ausgerichtet sind, sondern um ca.  $20^\circ$  zur Kante der Flachprobe (x-Achse) abweichen, wird eine Umschmelztiefe von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht. Durch sich überlappende Spuren wird demonstriert, dass flächendeckend Bereiche einkristallin erstarrt umgeschmolzen werden können. Eine wegabhängige Rampe beim Ausschalten der Laserstrahlung verhindert Risse und fehlorientierte Körner am Ende der umgeschmolzenen Spur. In den Untersuchungen zur Messung der emittierten Temperaturstrahlung wird demonstriert, dass die an der Schmelzbadoberfläche emittierte Temperaturstrahlung für den Aufbau einer Temperaturregelung (Regelung der Temperaturstrahlung) geeignet ist. Aus einem Umschmelzprozess mit konstanter Laserleistung lässt sich ein Wert für eine Temperaturregelung bei gleicher Umschmelztiefe ermitteln. Insgesamt zeigen die Ergebnisse an der Flachprobe, dass der Unterschied in der Umschmelztiefe beim Umschmelzen mit und ohne Temperaturregelung minimal ist. Eine Temperaturregelung bringt an der Flachprobengeometrie keine Vorteile im Vergleich zum Umschmelzen mit konstanter Laserleistung. Um den Einfluss der Materialdicke auf die Umschmelztiefe zu ermitteln, werden Wärmeleitungsrechnungen an Flachproben mit verkleinerter Materialdicke durchgeführt. Durch eine Verkleinerung der Laserleistung bei verkleinerter Materialdicke wird eine maximale Umschmelztiefe von  $z_m = 1 \text{ mm}$  erreicht. Abschließend wird gezeigt, dass „künstliche“, 1 mm tiefe Risse in Flachproben unter Erhaltung der einkristallin erstarrten Struktur verschlossen werden können.



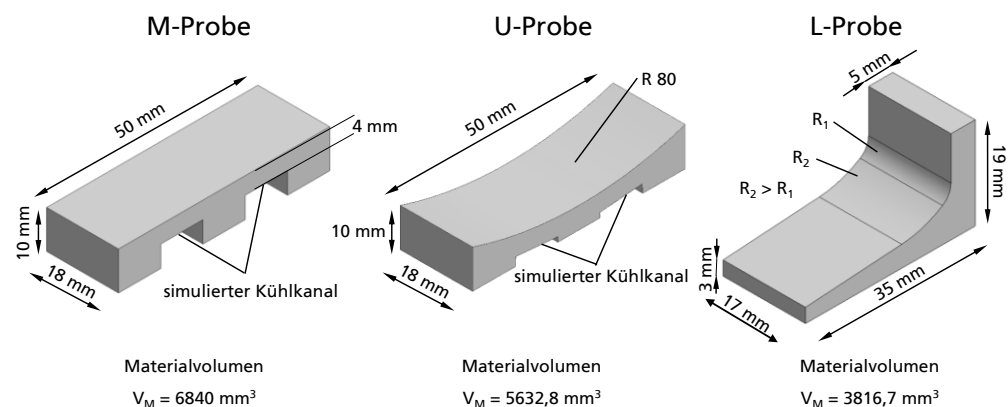
## 7.2 Schritt 2: Übertragung des Verfahrens auf komplexe Geometrien

In dem zweiten Schritt der Entwicklung verfahrenstechnischer Grundlagen werden die in Schritt 1 an den Flachproben entwickelten Verfahrensparameter auf die geometrisch komplexeren M-Proben, U-Proben und L-Proben übertragen. Das Ziel dieser Untersuchungen ist die Bestimmung von:

- Einfluss von Änderungen in der Materialdicke auf die Umschmelztiefe und die Struktur im umgeschmolzenen Bereich
- Einfluss von gekrümmten Oberflächen auf die Umschmelztiefe und die Struktur im umgeschmolzenen Bereich

Zudem werden Messungen der emittierten Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche und ein Abgleich des Verlaufs von aufgezeichneter Temperaturstrahlung mit der Umschmelztiefe für die Umsetzung einer Temperaturregelung durchgeführt. Das Ziel der Temperaturregelung ist die Einhaltung einer konstanten Umschmelztiefe von  $z_m = 1 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$  entlang der umgeschmolzenen Spur. Im Vergleich zur komplexen Turbinenschaufel lassen sich an den verschiedenen Proben einfacher Messungen der emittierten Temperaturstrahlung und Wärmeleitungsrechnungen umsetzen. Für die Entwicklung verfahrenstechnischer Grundlagen an den komplexen Probengeometrien steht aus Kostengründen nur eine begrenzte Anzahl an Proben (jeweils 10 M-Proben, U-Proben, L-Proben) zur Verfügung, so dass keine statistisch abgesicherten Aussagen möglich sind. In Bild 93 sind die unterschiedlichen Proben mit den geometrischen Abmessungen schematisch dargestellt, an denen in den jeweiligen Untersuchungen Einzelspuren umgeschmolzen werden.

Bild 93 :  
Darstellung mit den geometrischen Abmessungen von M-Probe, U-Probe und L-Probe sowie Angabe des berechneten Materialvolumens



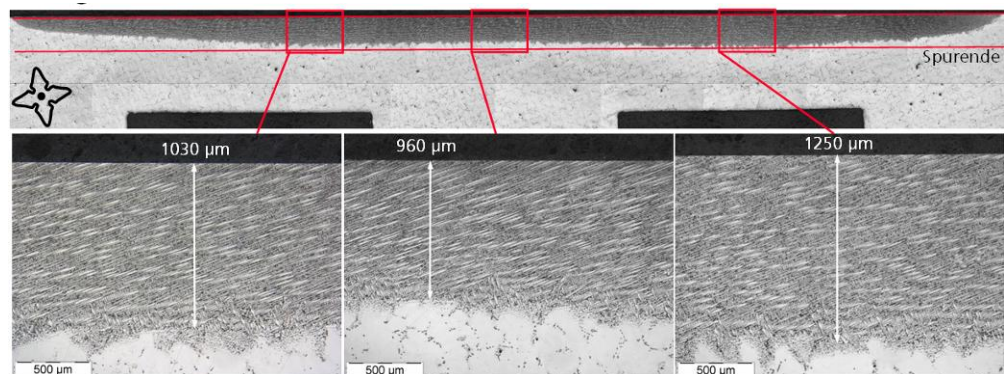
Bei den symmetrischen M-Proben und U-Proben sind jeweils zwei Kühlkanäle in die Probe gefertigt, die die realen Kühlkanäle in der Schaufel simulieren. Der Radius in der U-Probe ist der Geometrie der Turbinenschaufel im Schaufelblatt

entnommen, die minimale Materialdicke in beiden Proben entspricht 4 mm. Die L-Probe hat die Form eines Winkelstücks bestehend aus zwei ebenen Flächen und zwei Zylinderflächen mit zwei unterschiedlichen Radien. Die beiden Radien sind der Geometrie der Turbinenschaufel im Bereich des Fillet entnommen.

### 7.2.1 M-Probe

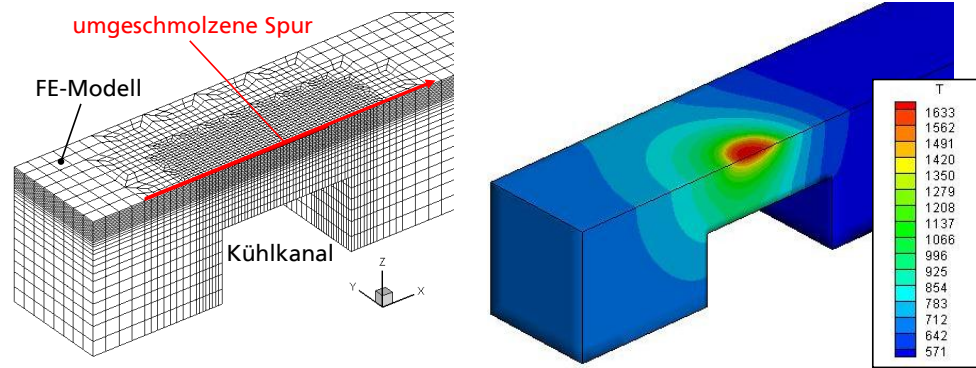
In einer ersten Untersuchung wird mit einer konstanten Laserleistung die komplette Länge der M-Probe über beide Kühlkanäle umgeschmolzen. In Bild 94 ist ein Längsschliff einer umgeschmolzenen Spur an einer M-Probe dargestellt. Bei einer Laserleistung von  $P = 700 \text{ W}$  wird über dem ersten Kühlkanal eine maximale Umschmelztiefe von ca.  $1030 \mu\text{m}$  erreicht. Über die gesamte umgeschmolzene Länge ist das Gefüge einkristallin erstarrt. Die maximale Umschmelztiefe beträgt über dem zweiten Kühlkanal etwa  $z_m = 1250 \mu\text{m}$ , die maximale Differenz in der Umschmelztiefe beträgt etwa  $\Delta z = 290 \mu\text{m}$  zwischen dem Vollmaterial in der Probenmitte und der Umschmelztiefe über dem zweiten Kühlkanal. Durch ein Laserstrahl-Umschmelzen an der M-Probe mit einer konstanten Laserleistung wird keine konstante Umschmelztiefe von 1 mm entlang der umgeschmolzenen Spur erreicht.

Bild 94 :  
Längsschliff einer umgeschmolzenen Spur an M-Probe, Verfahrensparameter:  
 $T_v = T_{v2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 700 \text{ W}$



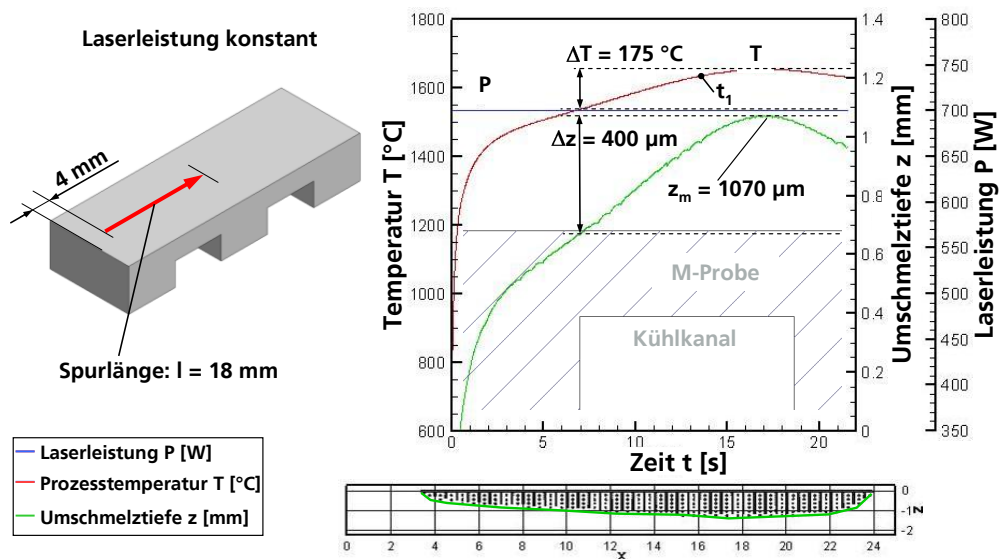
Um eine konstante Umschmelztiefe beim Laserstrahl-Umschmelzen an der M-Probe zu ermitteln, werden Wärmeleitungsrechnungen an der M-Probe durchgeführt. Die Wärmeleitungsrechnungen beschränken sich auf das Laserstrahl-Umschmelzen über den ersten Kühlkanal bis zur Mitte der M-Probe, um den Rechenaufwand zu reduzieren. In Bild 96 ist schematisch ein Teil einer M-Probe mit einem vernetzten Finite-Elemente-Modell in einer mittig geschnittenen Ansicht sowie die Temperaturverteilung beim Laserstrahl-Umschmelzen über den ersten Kühlkanal zu einem Zeitpunkt  $t_1$  (siehe Bild 96) dargestellt.

Bild 95 :  
M-Probe mit vernetztem Finite-Elemente-Modell, Verfahrensparameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 700 \text{ W}$



In Bild 96 sind der berechnete Verlauf von Umschmelztiefe, Laserleistung und Prozesstemperatur beim Laserstrahl-Umschmelzen über den ersten Kühlkanal mit konstanter Laserleistung von  $P = 700 \text{ W}$  graphisch dargestellt. Bereits aus den Wärmeleitungsrechnungen an den Flachproben ist bekannt (siehe Bild 83), dass eine Verkleinerung der Materialdicke zu einer Erhöhung Umschmelztiefe bei konstanter Laserleistung führt.

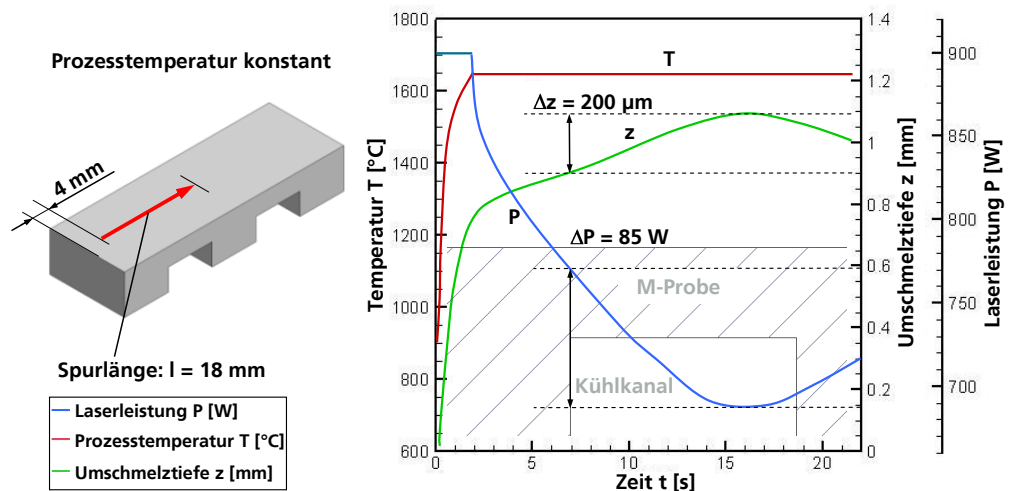
Bild 96 :  
Ergebnis einer Modellierung, Darstellung von berechneter Prozesstemperatur  $T$ , Umschmelztiefe  $z$  und Laserleistung  $P$  beim Umschmelzen mit konstanter Laserleistung an M-Probe, Parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 700 \text{ W}$



Beim Laserstrahl-Umschmelzen wird mit konstanter Laserleistung von  $P = 700 \text{ W}$  eine maximale Umschmelztiefe von  $z_m = 1070 \mu\text{m}$  am Ende des ersten Kühlkanals erreicht. Im Vergleich mit der experimentellen Untersuchung (Bild 94) ergibt sich eine Differenz von  $\Delta z_m = 40 \mu\text{m}$  in der maximalen Umschmelztiefe über dem ersten Kühlkanal. Die maximalen Unterschiede in der berechneten Umschmelztiefe über dem Kühlkanal betragen ca.  $\Delta z = 400 \mu\text{m}$  (siehe Bild 96). Die Prozesstemperatur erreicht am Ende des Kühlkanals bei der

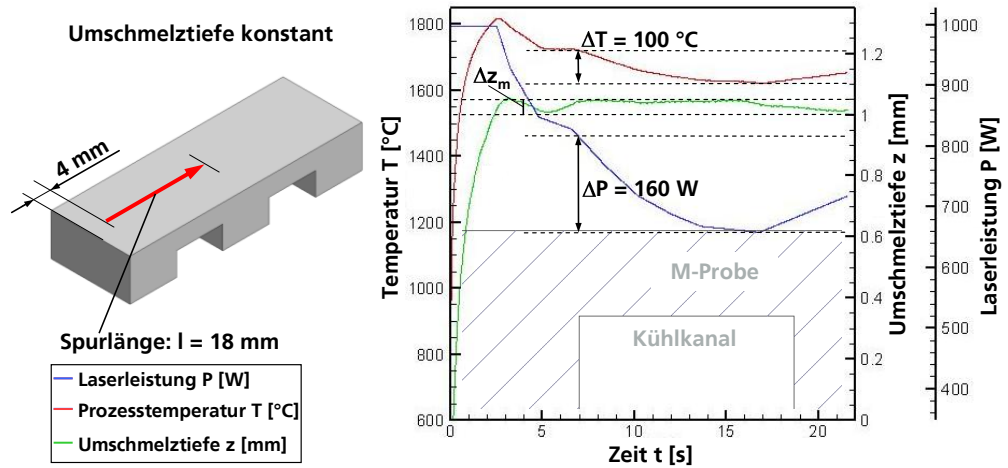
größten Umschmelztiefe einen Maximalwert von etwa  $T_{\max} = 1650 \text{ °C}$ . Diese Prozesstemperatur wird für eine Wärmeleitungsrechnung verwendet, bei der die Prozesstemperatur an der Schmelzbadoberfläche für das Laserstrahl-Umschmelzen über den ersten Kühlkanal als konstant modelliert wird. In Bild 97 sind die berechneten Größen Umschmelztiefe  $z$  und Laserleistung  $P$  beim Umschmelzen mit konstanter Prozesstemperatur von  $T = 1650 \text{ °C}$  graphisch dargestellt.

Bild 97 :  
Ergebnis einer Modellierung, Darstellung von berechneter Prozesstemperatur  $T$ , Umschmelztiefe  $z$  und Laserleistung  $P$  beim Umschmelzen mit konstanter Prozesstemperatur an M-Probe,  
 $T_v = T_{v2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$



Bei einer konstanten Prozesstemperatur an der Schmelzbadoberfläche variiert die Laserleistung beim Umschmelzen über dem ersten Kühlkanal zwischen  $P = 770 \text{ W}$  und  $P = 685 \text{ W}$ . Eine konstante Umschmelztiefe über den ersten Kühlkanal wird nicht erreicht, die maximale Umschmelztiefe beträgt  $1100 \text{ μm}$  am Ende des Kühlkanals. Im Vergleich mit dem Umschmelzen mit konstanter Laserleistung werden jedoch die Abweichungen in der Umschmelztiefe über dem Kühlkanal von  $\Delta z_m = 400 \text{ μm}$  auf  $\Delta z_m = 200 \text{ μm}$  verkleinert. Für die Umsetzung einer konstanten Umschmelztiefe muss die Laserleistung entlang der umgeschmolzenen Spur rechnerisch angepasst werden. In Bild 98 sind in einer Wärmeleitungsrechnung der ermittelte Verlauf von Prozesstemperatur und Laserleistung dargestellt, die zu einer nahezu konstanten Umschmelztiefe von  $1 \text{ mm}$  (Abweichung  $\Delta z_m = 50 \text{ μm}$ ) führen.

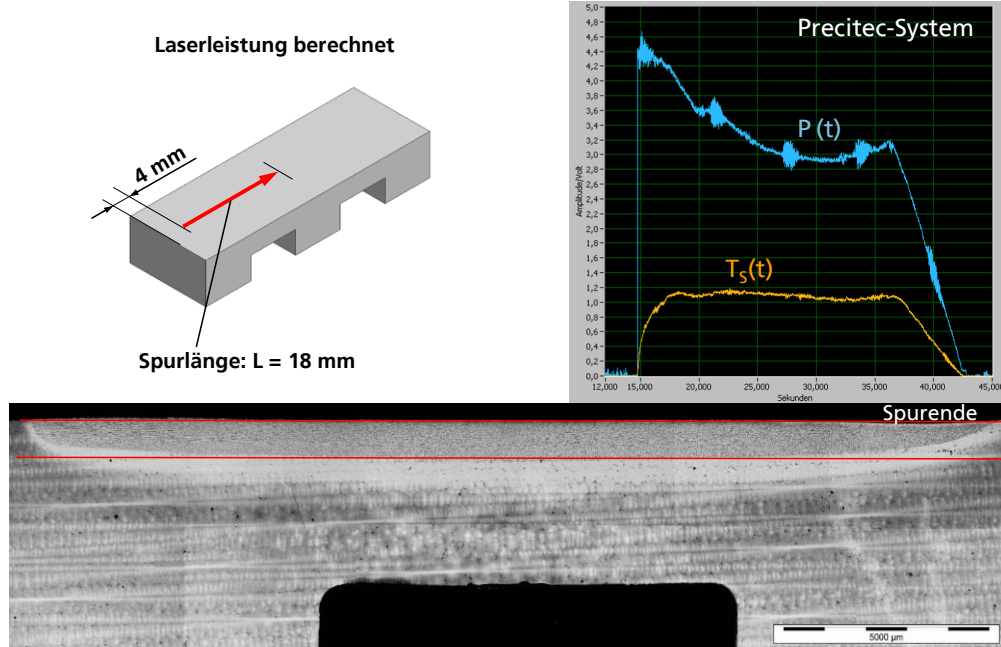
Bild 98 :  
Ergebnis einer  
Modellierung,  
Darstellung von  
berechneter  
Prozesstemperatur  $T$ ,  
Umschmelztiefe  $z$   
und Laserleistung  $P_L$   
beim Umschmelzen  
mit vorgegebener  
Laserleistung an M-  
Probe



Über dem ersten Kühlkanal variieren die Laserleistung um  $\Delta P = 160 \text{ W}$  und die Prozesstemperatur um  $\Delta T = 100 \text{ °C}$ . Dieses Ergebnis der Wärmeleitungsrechnung wird in einer experimentellen Untersuchung an der M-Probe verifiziert. Anhand des Verlaufs der Laserleistung wird ein CNC-Programm für ein Experiment geschrieben, die dem Verlauf der Laserleistung im Experiment entsprechend der berechneten Laserleistung in Bild 98 angepasst wird.

In Bild 99 sind die Prozesssignale  $P(t)$  und  $T_s(t)$  des Precitec-Systems sowie der Längsschliff der umgeschmolzenen Spur über den ersten Kühlkanal der M-Probe bei einem Umschmelzen mit berechneter Laserleistung dargestellt. Nach einem Einlaufbereich von etwa 3 mm beträgt die Umschmelztiefe über den gesamten ersten Kühlkanal konstant etwa 1 mm. Das gemessene Temperatursignal des Precitec-Systems schwankt um ca.  $\Delta T_s(t) = 0,2 \text{ V}$  während des Umschmelzprozesses über den ersten Kühlkanal.

Bild 99 :  
 Aufgezeichnete  
 Prozesssignale vom  
 Precitec-System,  
 Längsschliff einer  
 umgeschmolzenen  
 Spur an M-Probe,  
 Verfahrens-  
 parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 P aus der  
 Modellierung  
 vorgegeben



Die Ergebnisse der Wärmeleitungsrechnungen zeigen, dass eine konstante Umschmelztiefe von 1 mm über den ersten Kühlkanal nur durch eine Vorgabe der Laserleistung entlang der umgeschmolzenen Spur erreicht wird. Im Vergleich zum Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung, werden jedoch die Abweichungen bei einer Umschmelztiefe von etwa 1 mm durch eine konstante Prozesstemperatur an der Schmelzbadoberfläche (Temperaturregelung) von  $\Delta z_m = 400 \mu\text{m}$  auf  $\Delta z_m = 200 \mu\text{m}$  verkleinert. In Tabelle 12 ist ein Vergleich der Abweichungen in Laserleistung, Prozesstemperatur und Umschmelztiefe beim Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung, konstanter Prozesstemperatur und konstanter Umschmelztiefe (Abweichung  $\Delta z_m = 50 \mu\text{m}$ ) über dem ersten Kühlkanal dargestellt.

	Laserleistung konstant	Prozesstemperatur konstant	Umschmelztiefe konstant
Laserleistung	P = 900 W (konstant)	$\Delta P = 85 \text{ W}$	$\Delta P = 160 \text{ W}$
Prozesstemperatur	$\Delta T = 175 \text{ }^\circ\text{C}$	T = 1650 °C (konstant)	$\Delta T = 100 \text{ }^\circ\text{C}$
Umschmelztiefe	$\Delta z_m = 400 \mu\text{m}$	$\Delta z_m = 200 \mu\text{m}$	$\Delta z_m = 50 \mu\text{m}$ („konstant“)

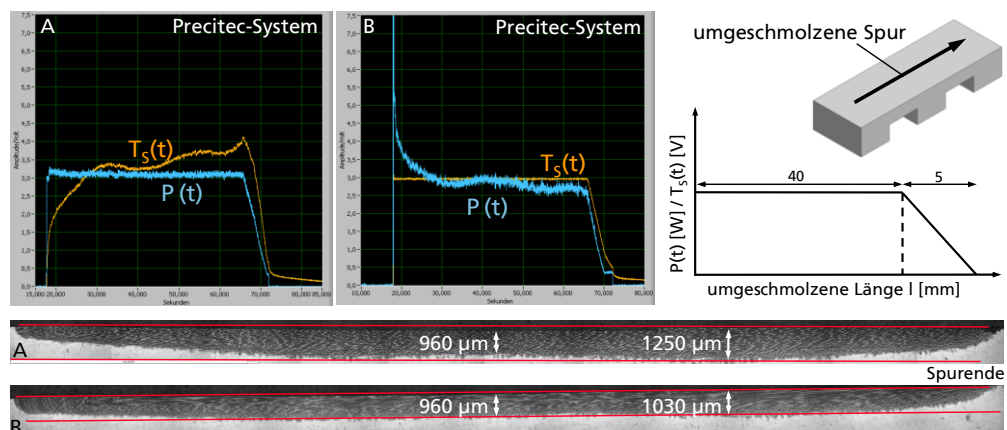
Tabelle 12 : Vergleich der Abweichungen in Laserleistung, Prozesstemperatur und Umschmelztiefe beim Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung, Prozesstemperatur und Umschmelztiefe über dem ersten Kühlkanal



Die bisher durchgeführten Untersuchungen an der M-Probe zeigen, dass durch das Umschmelzen mit konstanter Prozesstemperatur an der Schmelzbadoberfläche die Abweichungen in der Umschmelztiefe im Vergleich zum Umschmelzen mit konstanter Laserleistung um etwa 50 % verkleinert werden. Grundsätzlich hilft eine Temperaturregelung, den Einfluss von Wärmestaus auf die Umschmelztiefe aufgrund von reduzierten lokalen Abschreckvolumen zu kompensieren. Überschreitet das Ausmaß des Wärmestaus einen gewissen Grad wird eine weitere Verkleinerung der Abweichungen in der Umschmelztiefe nur durch eine im Voraus berechnete wegabhängige Laserleistung erreicht.

In einer weiteren Untersuchung werden Experimente zur Messung und Regelung der emittierten Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche mit dem Precitec-System durchgeführt. In Bild 100 sind die aufgezeichneten Prozesssignale für das Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung von  $P = 700 \text{ W}$  und mit Temperaturregelung zusammen mit den Längsschliffen dargestellt. Die gesamte umgeschmolzene Länge über beide Kühlkanäle beträgt  $l = 45 \text{ mm}$ .

Bild 100 :  
Aufgezeichnete  
Prozesssignale von  
Precitec-System,  
Längsschliffe der  
umgeschmolzenen  
Spuren:  
A :  $P = 700 \text{ W}$   
B :  $T_s(t) = 3,0 \text{ V}$



Beim Umschmelzen mit konstanter Laserleistung steigt das Temperatursignal während des Umschmelzprozesses über beide Kühlkanäle bis auf einen maximalen Wert von  $T_s(t) = 3,7 \text{ V}$  an. Der Verlauf des Temperatursignals korreliert mit der Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur. Die maximale Umschmelztiefe von  $z_m = 1250 \mu\text{m}$  wird über dem zweiten Kühlkanal erreicht. Zwischen den beiden Kühlkanälen beträgt die Umschmelztiefe  $z = 960 \mu\text{m}$ , daraus ergibt sich eine maximale Abweichung in der Umschmelztiefe von  $\Delta z = 290 \mu\text{m}$ . Für das Laserstrahl-Umschmelzen mit Temperaturregelung wird ein Sollwert von  $3,0 \text{ V}$  bestimmt, der einer Umschmelztiefe von ca.  $1 \text{ mm}$  zwischen den beiden Kühlkanälen entspricht. Beim anschließenden Umschmelzen mit Temperaturregelung wird das Temperatursignal auf einen konstanten Wert von  $T_s(t) = 3,0 \text{ V}$  geregelt. Der

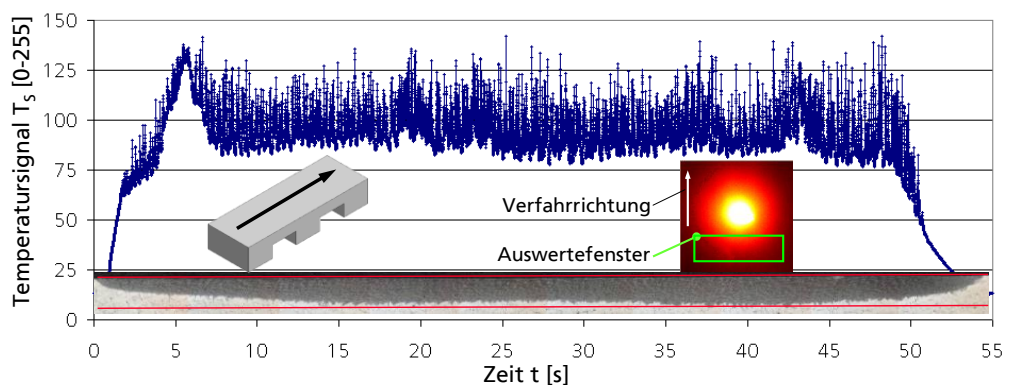


Verlauf der Umschmelztiefe zwischen den beiden Kühlkanälen variiert um  $\Delta z = 70 \mu\text{m}$ .

Insgesamt zeigen die Ergebnisse an der M-Probe, dass durch eine Temperaturregelung die Abweichungen in der Umschmelztiefe im Vergleich zum Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung verkleinert werden. Vergleichend zu den Untersuchungen mit dem Precitec-System werden Messungen der Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche mit dem kamerabasierten CPC-System durchgeführt. Das Ziel dieser Untersuchungen ist die Ermittlung des Potentials einer orts aufgelösten Auswertung der Temperaturstrahlung, um die Abweichungen in der Umschmelztiefe weiter zu verkleinern. Im Vergleich mit dem Precitec-System können mit dem CPC-System Teilbereiche des Schmelzbades im Kamerabild (z.B. Vorlauf oder im Nachlauf) ausgewertet werden. Bereiche des Kamerabildes, die Rauschen oder Störsignale zum Temperatursignal beitragen, werden somit in der Auswertung nicht berücksichtigt (siehe Kapitel 6.4.2).

Bei diesen Untersuchungen wird mit einer konstanten Laserleistung von  $P = 700 \text{ W}$  über die gesamte Länge der M-Probe umgeschmolzen. Bei der anschließenden Auswertung der mit dem CPC-System aufgezeichneten Bilder werden im Kamerabild unterschiedliche Auswertefenster definiert, um unterschiedliche Bereiche im Vorlauf und im Nachlauf des Schmelzbades zu untersuchen. Anhand des Längsschliffs der umgeschmolzenen Spur werden die Umschmelztiefe entlang der Spur und die ausgewerteten Temperatursignale miteinander verglichen. In der Auswertung werden verschiedene Auswertefenster definiert und der Verlauf des Temperatursignals wird mit dem Verlauf der Umschmelztiefe abgeglichen. Einige dieser Auswertungen werden exemplarisch vorgestellt. In Bild 101 ist das ausgewertete Temperatursignal in einem Auswertefenster im Nachlauf des Schmelzbades dargestellt.

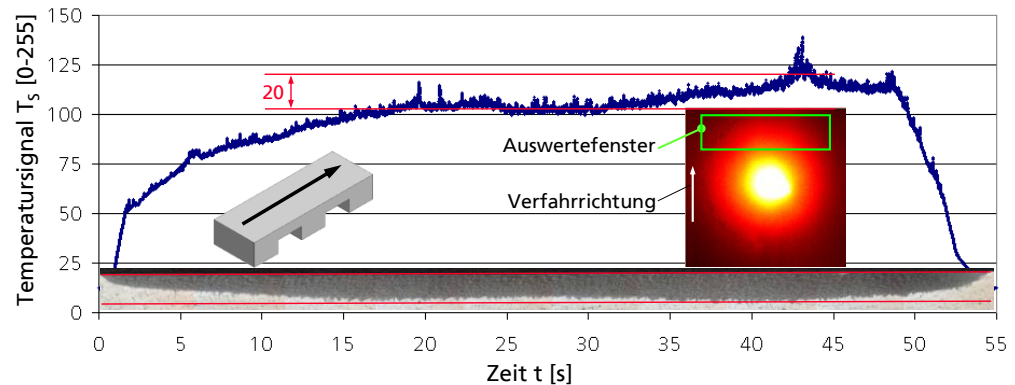
Bild 101 :  
Auswertung des  
Temperatursignals  
im Nachlauf des  
Schmelzbades  
Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 700 \text{ W}$



In diesem Auswertefenster wird ein schwankendes Temperatursignal mit einem Mittelwert von etwa  $T_s(t) = 100$  berechnet, dessen Verlauf nicht mit der Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur übereinstimmt. Die

Auswertung in Bild 101 zeigt, dass eine Auswertung des Temperatursignals im Nachlauf des Schmelzbades für eine Temperaturregelung an der M-Probe nicht geeignet ist. In einer weiteren Auswertung wird das Temperatursignal in einem Auswertefenster im Vorlauf des Schmelzbades berechnet (Bild 102).

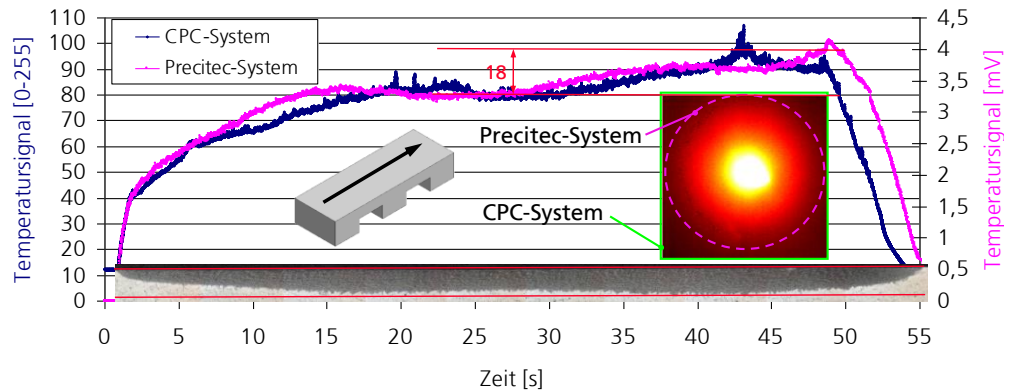
Bild 102 :  
Auswertung des  
Temperatursignals  
im Vorlauf des  
Schmelzbades



Im Vergleich zur Auswertung des Temperatursignals im Nachlauf (Bild 101) werden deutlich kleinere Schwankungen im Temperatursignal gemessen. Das Temperatursignal steigt während des Umschmelzprozesses über beide Kühlkanäle bis auf einen maximalen Wert von  $T_s(t) = 120$  an. Der maximale Unterschied im Temperatursignal zwischen dem Vollmaterial in der Probenmitte und dem zweiten Kühlkanal beträgt  $\Delta T_s(t) = 20$ . Der Verlauf des Temperatursignals korreliert mit dem Verlauf der Umschmelztiefe entlang der Spur. In diesem definierten Auswertefenster ist die Korrelation zwischen Temperatursignal und Umschmelztiefe maximal. Die Auswertung zeigt, dass eine Positionierung des Auswertefensters im Vorlauf des Schmelzbades für die Umsetzung einer Prozessregelung geeignet ist.

In Bild 103 sind vergleichend die aufgezeichneten Temperatursignale vom Precitec-System und CPC-System beim Laserstrahl-Umschmelzen an einer M-Probe dargestellt. Bei dieser Auswertung wird das Auswertefenster des CPC-Systems an den Messfleck des Precitec-Systems so angepasst, dass die Auswertung der Temperatursignale von beiden Messsystemen vergleichbar ist. Der Durchmesser des Messflecks des Precitec-Systems beträgt etwa 6 mm und ist schematisch in dem Kamerabild des CPC-Systems eingezeichnet. Beide Systeme messen prinzipiell einen ähnlichen Verlauf des Temperatursignals entlang der umgeschmolzenen Spur. Im Vergleich zur Auswertung in Bild 102 wird im CPC-System eine Differenz in dem Temperatursignal von  $\Delta T_s(t) \approx 18$  gemessen, der Signalpegel ist bei dieser Auswertung kleiner verglichen mit der Auswertung in Bild 102.

Bild 103 :  
Vergleich der  
aufgezeichneten  
Temperatursignale  
von Precitec-System  
und CPC-System



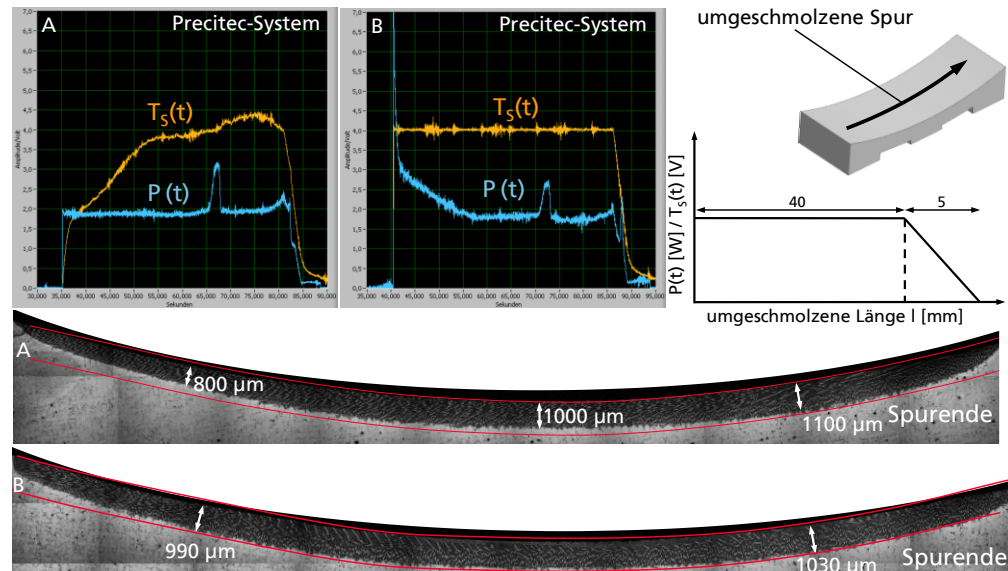
In dem CPC-System können durch eine Anpassung des Auswertefensters die Unterschiede in der Auswertung des Temperatursignals im Bezug zur Umschmelztiefe deutlicher aufgelöst bzw. dargestellt werden (vergleiche Bild 102 / Bild 103).

Die Ergebnisse zur Messung der Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche mit dem kamerabasierten CPC-System demonstrieren, dass je nach Definition des Prozessfensters im Kamerabild die Auswertung des Temperatursignals für die Umsetzung einer Temperaturregelung geeignet ist. Da eine Signalausgabe des CPC-Systems zurzeit noch nicht zur Verfügung steht, die für die Umsetzung einer Prozessregelung erforderlich ist, werden weitere Untersuchungen zur Messung der Temperaturstrahlung und zur Temperaturregelung mit dem CPC-System nicht durchgeführt.

## 7.2.2 U-Probe

Untersuchungen zur Messung der Temperatur an der Schmelzbadoberfläche werden beim Laserstrahl-Umschmelzen an den U-Proben nur mit dem Precitec-System durchgeführt. Im Vergleich zum Laserstrahl-Umschmelzen an der M-Probe wird beim Laserstrahl-Umschmelzen an der U-Probe mit einer 4-Achs-Bearbeitung gearbeitet (vergleiche Kapitel 6.6). Im Vergleich zur M-Probe weist die U-Probe ein um 18 % kleineres Materialvolumen auf (vergleiche Bild 93). In Vorversuchen wird eine Laserleistung von  $P = 600 \text{ W}$  ermittelt, bei der eine Umschmelztiefe von etwa 1 mm erreicht wird. In Bild 104 sind die aufgezeichneten Prozesssignale zusammen mit den Längsschliffen dargestellt. Das Gefüge ist über die gesamte Länge einkristallin erstarrt.

Bild 104 :  
Längsschliffe der umgeschmolzenen Spuren, aufgezeichnete Prozesssignale von Precitec-System:  
Verfahrensparameter:  
A :  $P = 600 \text{ W}$   
B :  $T_S(t) = 4 \text{ V}$   
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$



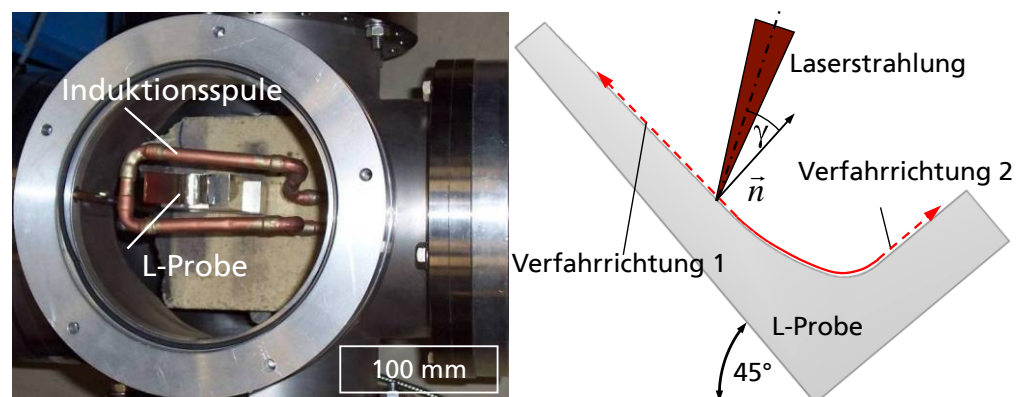
In dem Laserleistungssignal  $P(t)$  wird bei beiden Aufzeichnungen jeweils ein Peak gemessen, der das Temperatursignal nicht beeinflusst und somit für Änderungen in der Umschmelztiefe unkritisch ist. Die Ursache dieses Peaks ist vermutlich eine Reflexion der Laserstrahlung, die vom Schutzglas oder dem Schmelzbad ausgeht. Beim Umschmelzen mit konstanter Laserleistung von  $P = 600 \text{ W}$  steigt das Temperatursignal während des Umschmelzprozesses über beide Kühlkanäle bis auf einen maximalen Wert von  $T_S(t) = 4,4 \text{ V}$  an. Der Verlauf des Temperatursignals korreliert mit der Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur. Die maximale Umschmelztiefe von  $z_m = 1100 \mu\text{m}$  wird über dem zweiten Kühlkanal gemessen. Über dem ersten Kühlkanal beträgt die maximale Umschmelztiefe  $z = 800 \mu\text{m}$ , daraus ergibt sich eine Differenz in der Umschmelztiefe von  $\Delta z = 300 \mu\text{m}$ . Für das Laserstrahl-Umschmelzen mit Temperaturregelung an der Schmelzbadoberfläche wird ein Temperatursignal von  $T_S(t) = 4,0 \text{ V}$  bestimmt, das etwa einer Umschmelztiefe von 1 mm zwischen

den beiden Kühlkanälen entspricht. Beim anschließenden Umschmelzen mit Prozessregelung wird das Temperatursignal auf einen konstanten Wert von  $T_s(t) = 4,0 \text{ V}$  konstant geregelt. Der Verlauf der Umschmelztiefe variiert um  $\Delta z = 40 \text{ }\mu\text{m}$ . Die Ergebnisse an der U-Probe zeigen, dass eine Temperaturregelung an der Schmelzbadoberfläche die Abweichungen in der Umschmelztiefe im Vergleich zum Umschmelzen mit konstanter Laserleistung bei gleicher Umschmelztiefe verkleinert. Im Vergleich zur M-Probe werden für das Laserstrahl-Umschmelzen mit Temperaturregelung ähnliche Unterschiede in der Umschmelztiefe erzielt (M-Probe:  $\Delta z = 70 \text{ }\mu\text{m}$ ), jedoch wird ein größerer Temperaturwert benötigt, um eine Umschmelztiefe von 1 mm zu erreichen. Die Ursache für diese Abweichungen liegen vermutlich in dem um 18 % kleineren Materialvolumen der U-Probe im Vergleich zur M-Probe und den damit verbundenen Unterschieden in der Wärmeleitung bzw. Änderung der Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche.

### 7.2.3 L-Probe

Das Laserstrahl-Umschmelzen an der L-Probe wird in einer 4-Achs-Bearbeitung durchgeführt. Der Winkel zwischen der Oberfläche der L-Probe und der einfallenden Laserstrahlung beträgt während des Laserstrahl-Umschmelzens kontinuierlich  $\gamma = 10^\circ$ . In Bild 105 sind eine Lichtbildaufnahme der L-Probe in der Prozesskammer 1 und eine Anordnung der L-Probe während des Laserstrahl-Umschmelzens dargestellt. Da der Aufbau der L-Probe in Verfahrrichtung nicht symmetrisch ist, wird das Laserstrahl-Umschmelzen entlang der Geometrie der L-Probe für zwei Verfahrrichtungen durchgeführt (Bild 105 rechts).

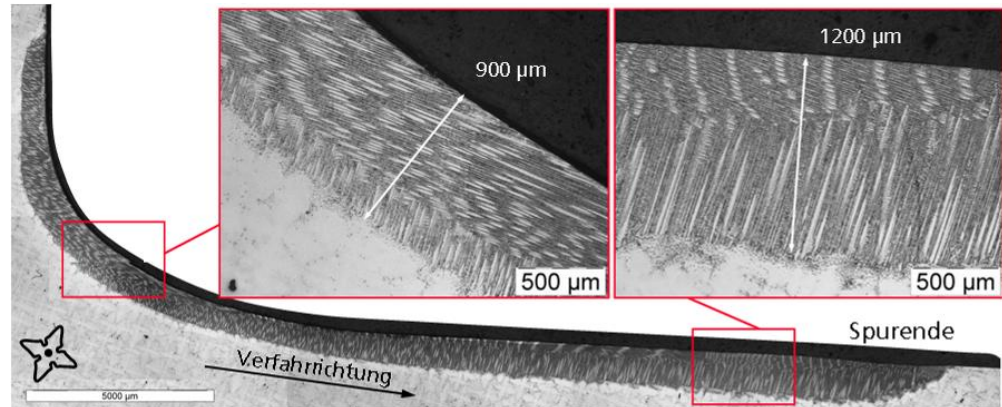
Bild 105 :  
links:  
Lichtbildaufnahme  
der L-Probe in der  
Prozesskammer,  
rechts:  
Schematische  
Darstellung der  
L-Probe  
beim Laserstrahl-  
Umschmelzen



In Bild 106 ist ein Längsschliff einer umgeschmolzenen Spur an einer L-Probe dargestellt. Die Spur wird entsprechend der schematischen Darstellung in Bild 105 in Verfahrrichtung 1 umgeschmolzen. Die gesamte umgeschmolzene Länge beträgt  $l = 33 \text{ mm}$  inklusive einer  $l = 5 \text{ mm}$  langen Rampe, um Risse beim Ausschalten der Laserstrahlung zu vermeiden.

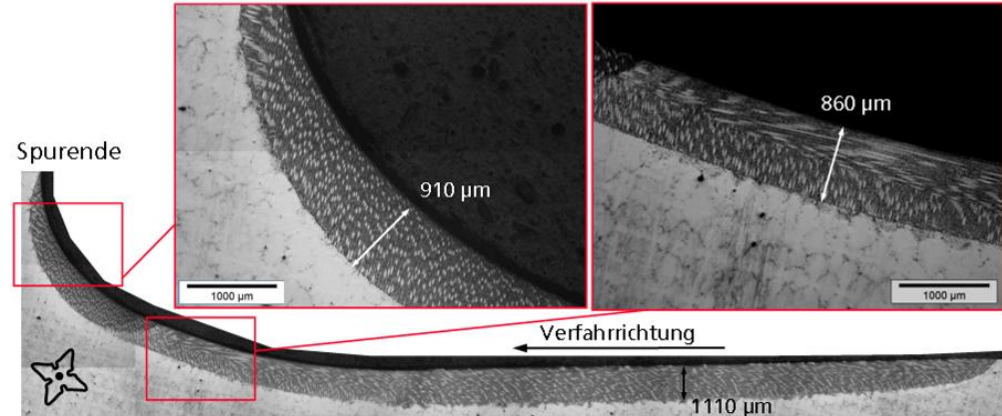


Bild 106 :  
Längsschliff an L-  
Probe,  
Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 700 \text{ W}$



Die Struktur ist entlang der umgeschmolzenen Spur in beiden Radien einkristallin erstarrt. Die Umschmelztiefe im Radius beträgt  $900 \mu\text{m}$ , die maximale Umschmelztiefe beträgt  $1200 \mu\text{m}$  kurz vor dem Ausschalten der Laserstrahlung. In Bild 107 ist ein weiterer Längsschliff einer umgeschmolzenen Spur für ein Experiment in Verfahrriichtung 2 dargestellt. Bei diesem Experiment beträgt die maximale Umschmelztiefe etwa  $1110 \mu\text{m}$ .

Bild 107 :  
Längsschliff an L-  
Probe,  
Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 700 \text{ W}$



Die Struktur ist ebenfalls über die gesamte umgeschmolzene Länge einkristallin erstarrt. Die Umschmelzergebnisse an der L-Probe zeigen, dass gekrümmte Geometrien mit einer 4-Achs-Bearbeitung unter Erhaltung der einkristallinen Struktur für beide Verfahrriichtungen bei gleichen Verfahrensparametern umgeschmolzen werden können. Die unterschiedlichen maximalen Umschmelztiefen resultieren aus unterschiedlichen Materialdicken (siehe Bild 93) der L-Probe und die damit verbundenen Unterschiede in der Wärmeleitung.

In dem zweiten Schritt der Entwicklung der verfahrenstechnischen Grundlagen sind die in Schritt 1 an den Flachproben entwickelten Verfahrensparameter durch Einzelspuren auf die geometrisch komplexeren M-Proben, U-Proben und L-Proben übertragen worden. Die Untersuchungen an unterschiedlichen Proben zeigen, dass trotz Änderungen der Materialdicke sowie Einflüsse von gekrümmten Oberflächen (Zylinderflächen) eine Umschmelztiefe von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht wird.

Anhand von Wärmeleitungsrechnungen an der M-Probe wird gezeigt, dass eine konstante Umschmelztiefe von 1 mm über den ersten Kühlkanal nur durch eine Vorgabe der Laserleistung entlang der umgeschmolzenen Spur erreicht wird. Im Vergleich zum Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung, werden jedoch die Abweichungen bei einer Umschmelztiefe von etwa 1 mm durch eine konstante Prozesstemperatur an der Schmelzbadoberfläche (Temperaturregelung) von  $\Delta z_m = 400 \mu\text{m}$  auf  $\Delta z_m = 200 \mu\text{m}$  verkleinert. Bei der Verwendung des Precitec-Systems wird beim Umschmelzen an der M-Probe die maximale Abweichung in der Umschmelztiefe von  $\Delta z = 290 \mu\text{m}$  auf  $\Delta z = 70 \mu\text{m}$  bei einem Prozess mit Temperaturregelung verkleinert. Damit wird das Ziel erreicht, durch eine Temperaturregelung eine nahezu konstante Umschmelztiefe von  $z_m = 1 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$  entlang der umgeschmolzenen Spur einzuhalten.

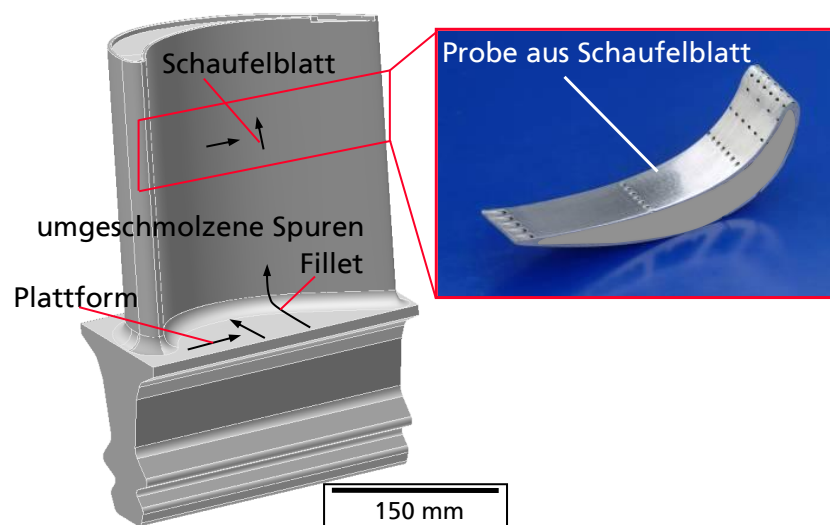
- Die ausgewerteten Temperatursignale des kamerabasierten CPC-Systems demonstrieren, dass je nach Definition des Prozessfensters im Kamerabild die Auswertung des Temperatursignals für die Umsetzung einer Temperaturregelung geeignet ist. Die Begründung liegt darin, dass Bereiche des Kamerabildes, die Rauschen oder Störsignale zum Temperatursignal beitragen, ausgeblendet werden können und somit nicht in der Auswertung berücksichtigt werden.
- Die Ergebnisse zur Messung der Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche mit dem CPC-System zeigen, dass im Vergleich mit dem Precitec-System die Unterschiede in der Auswertung des Temperatursignals im Bezug zur Umschmelztiefe deutlicher aufgelöst bzw. dargestellt werden (vergleiche Bild 102 / Bild 103). Dadurch könnten für einen geregelten Prozess die Abweichungen in der Umschmelztiefe im Vergleich zum Precitec-System weiter verkleinert werden.
- Da eine Signalausgabe des CPC-Systems zurzeit noch nicht zur Verfügung steht, die für die Umsetzung einer Prozessregelung erforderlich ist, werden keine weiteren Untersuchungen mit dem CPC-System durchgeführt.



### 7.3 Schritt 3: Übertragung des Verfahrens auf Turbinenschaufel

In dem dritten Schritt werden die in Schritt 1 an den Flachproben und die in Schritt 2 an M-Proben, U-Proben und L-Proben entwickelten Verfahrensparameter auf die drei verschiedenen Bereiche der Turbinenschaufel Plattform, Schaufelblatt und Übergangsradius (Fillet) übertragen. Um eine generelle Übertragbarkeit der Verfahrensparameter von den Proben auf die Turbinenschaufel zu untersuchen, werden die ersten Versuche zum Laserstrahl-Umschmelzen an Bereichen ohne Risse durchgeführt. Das Laserstrahl-Umschmelzen am Schaufelblatt wird an aus dem Schaufelblatt heraus geschnittenen Proben in der Prozesskammer 1 durchgeführt. Die Versuche an der Plattform und dem Fillet werden in der Prozesskammer 2 an ganzen Turbinenschaufeln in einer 4-Achs-Bearbeitung durchgeführt, bei der der Winkel zwischen der Turbinenschaufel und der einfallenden Laserstrahlung während des Laserstrahl-Umschmelzens kontinuierlich  $\gamma = 10^\circ$  (siehe Kapitel 6.6) beträgt. In Bild 108 ist eine schematische Darstellung der Turbinenschaufel mit umgeschmolzenen Spuren an Plattform, Fillet und Schaufelblatt dargestellt.

Bild 108 :  
Schematische  
Darstellung einer  
Turbinenschaufel mit  
Kennzeichnung von  
umgeschmolzenen  
Spuren an Plattform,  
Fillet und  
Schaufelblatt

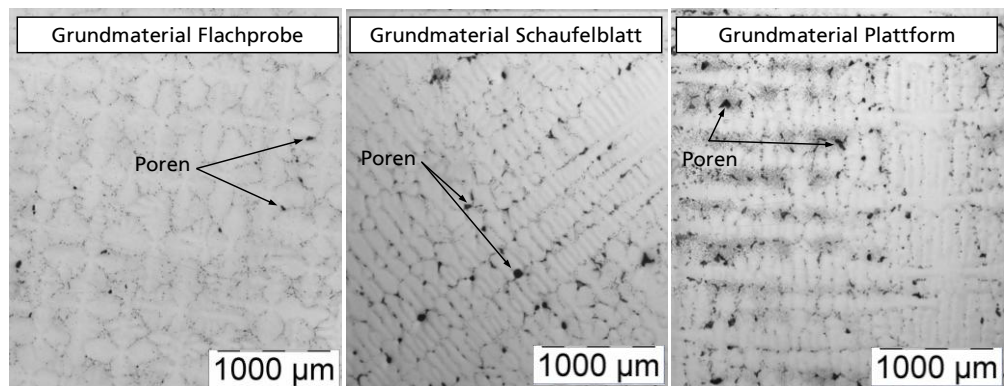


Bei den verwendeten Turbinenschaufeln handelt es sich um aus dem Betrieb aussortierte Schrottschaufeln. Damit die Absorption der Laserstrahlung möglichst gleich der an den Flachproben und an den komplexen Probengeometrien ist, wird die von der Wärmedämmschicht befreite Oberfläche der Turbinenschaufeln vor dem Umschmelzen geschliffen. Exemplarisch werden einige Untersuchungen zum Laserstrahl-Umschmelzen an den verschiedenen Bereichen der Turbinenschaufel vorgestellt.

### 7.3.1 Untersuchung des Grundmaterials

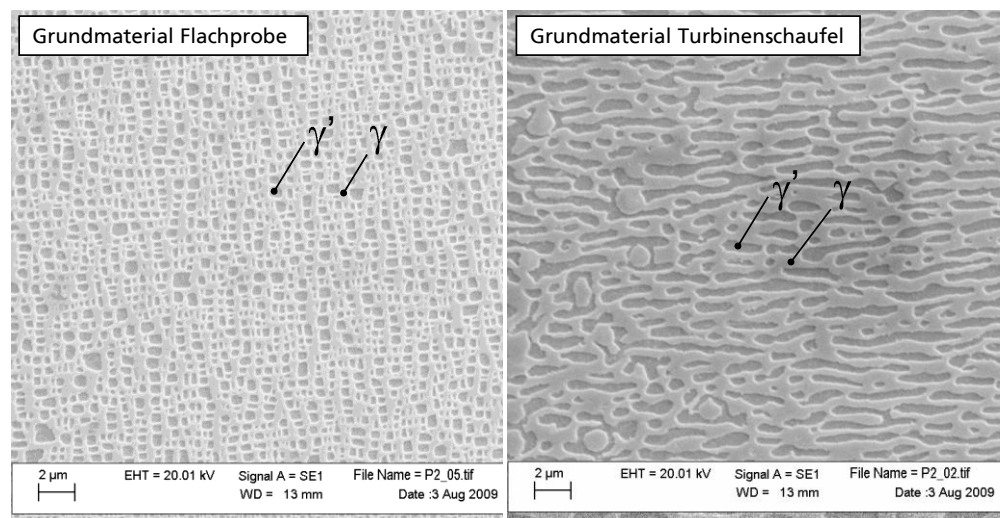
In einer Voruntersuchung wird das Grundmaterial an einer Turbinenschaufel anhand von metallurgisch präparierten Querschliffen untersucht und mit dem Grundmaterial einer Flachprobe verglichen. In Bild 109 ist das Grundmaterial einer Flachprobe (links) und von zwei unterschiedlichen Turbinenschaufeln im Schaufelblatt (mitte) und im Fillet (rechts) dargestellt.

Bild 109 :  
Vergleich von Grundmaterial Proben (links) und Turbinenschaufel im Schaufelblatt (mitte) und in der Plattform (rechts)



Im Grundmaterial der Turbinenschaufel sind teilweise deutlich mehr und größere Poren in den interdendritischen Bereichen sichtbar. Da sich während der Erstarrung fehlorientierte Körner aufgrund von Poren in den interdendritischen Bereichen bilden können, wird von mehr fehlorientierten Körnern beim Umschmelzen in der Turbinenschaufel im Vergleich zu den Ergebnissen an Flachproben ausgegangen. Ein weiterer Unterschied zeigt sich in einer vergleichenden Untersuchung der  $\gamma/\gamma'$ -Mikrostruktur (Bild 110).

Bild 110 :  
Vergleichende Darstellung der  $\gamma/\gamma'$ -Struktur im Grundmaterial einer Flachprobe und einer Turbinenschaufel durch Rasterelektronenmikroskopie

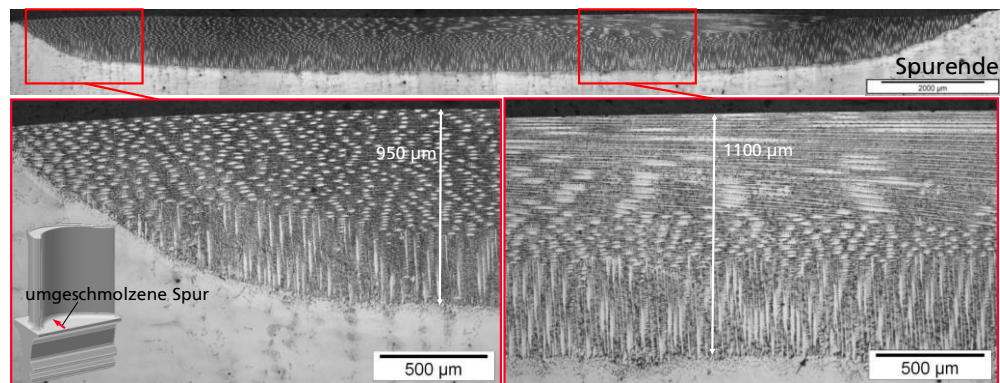


An einigen Stellen nahe der Oberfläche zeigt sich eine floßartige Struktur der  $\gamma'$ -Phase (engl. rafting), die  $\gamma$ -Matrixkanäle sind breiter im Vergleich zur Flachprobe.

### 7.3.2 Plattform

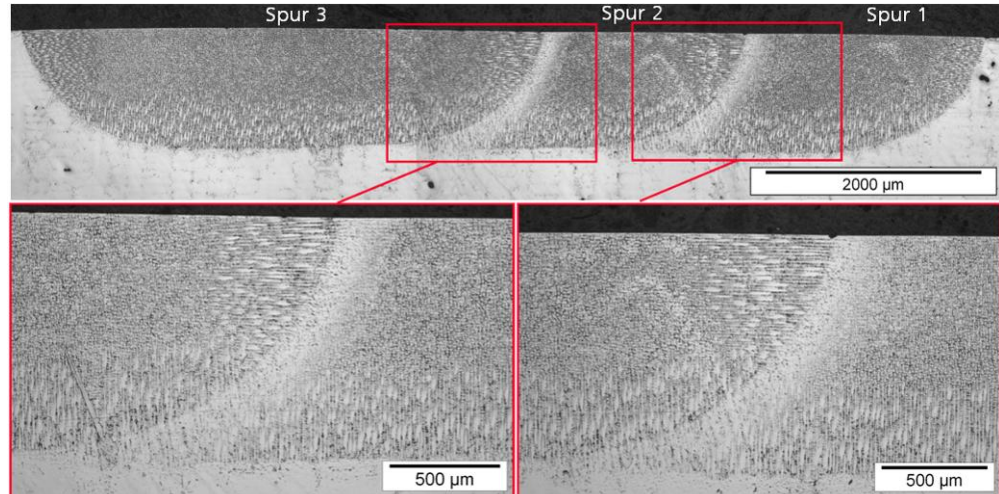
In einer ersten Untersuchung wird der an den Flachproben entwickelte Standardparameter ( $P = 900 \text{ W}$ ) für das Laserstrahl-Umschmelzen an der Plattform angewendet. Die minimale Materialdicke der Plattform beträgt ca. 10 mm und entspricht der Materialdicke der Flachproben. In Bild 111 ist ein Längsschliff einer umgeschmolzenen Spur dargestellt. Die gesamte umgeschmolzene Länge beträgt  $l = 25 \text{ mm}$  inklusive einer wegabhängigen Rampe von  $l = 5 \text{ mm}$  für das Ausschalten der Laserstrahlung. Die Umschmelztiefe nimmt entlang der umgeschmolzenen Spur bis auf eine maximale Umschmelztiefe von ca.  $1100 \mu\text{m}$  zu.

Bild 111 :  
Längsschliff einer umgeschmolzenen Spur,  
Verfahrensparameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$



Durch die wegabhängige Rampe werden Risse und fehlorientierte Körner beim Ausschalten der Laserstrahlung vermieden. Im Vergleich mit den Umschmelzergebnissen an den Flachproben werden bei identischen Verfahrensparametern gleiche maximale Umschmelztiefen (Abweichung  $20 \mu\text{m}$ ) und Verläufe der Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur erreicht (vergleiche Bild 79). In Bild 112 ist der Querschliff einer flächigen Bearbeitung mit insgesamt drei umgeschmolzenen Spuren an der Plattform dargestellt, alle Spuren sind mit einem Überlappungsgrad von 50 % zueinander verfahren.

Bild 112 :  
 Querschliff von drei  
 umgeschmolzenen  
 Spuren,  
 Verfahrens-  
 parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 900 \text{ W}$



Die Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur ist bei allen Spuren gleich und beträgt durchgängig maximal  $1100 \mu\text{m}$ . Die Ergebnisse zeigen, dass durch eine Übertragung der an den Flachproben entwickelten Verfahrensparameter Bereiche an der Plattform mit einkristallin erstarrtem Gefüge umgeschmolzen werden können. Durch das wegabhängige Ausschalten der Laserstrahlung werden Risse am Ende der Spur vermieden. Ebenfalls können flächige Bereiche durch sich überlappende Spuren mit einkristallin erstarrter Struktur umgeschmolzen werden.

### 7.3.3 Schaufelblatt

Im Vergleich zur massiven Plattform weist das Schaufelblatt eine kleinere Materialdicke auf, die an einigen Stellen kleiner  $2 \text{ mm}$  beträgt. Eine Übertragung des entwickelten Standardparameters von der Flachprobe auf das Schaufelblatt führt zu einem vollständigen Durchschmelzen und zu einer nicht einkristallinen Erstarrung im Schaufelblatt. Durch eine Verkleinerung der Laserleistung von  $P = 900 \text{ W}$  auf  $P = 750 \text{ W}$  wird eine maximale Umschmelztiefe im Schaufelblatt von  $1800 \mu\text{m}$  erreicht. In Bild 113 ist ein Querschliff zweier umgeschmolzener Spuren dargestellt, die in einem Überlapp von  $50 \%$  zu einander verfahren sind.

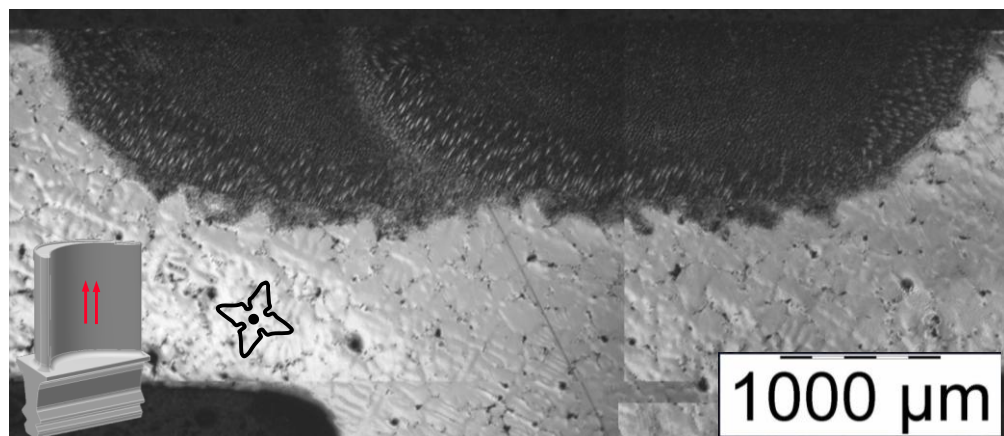


Bild 113 :  
 Querschliff von zwei  
 umgeschmolzenen  
 Spuren, maximale  
 Umschmelztiefe:  
 $z_m = 2100 \mu\text{m}$   
 maximale  
 Wandstärke der  
 Turbinenschaufel  
 $2100 \mu\text{m}$ ,  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 750 \text{ W}$



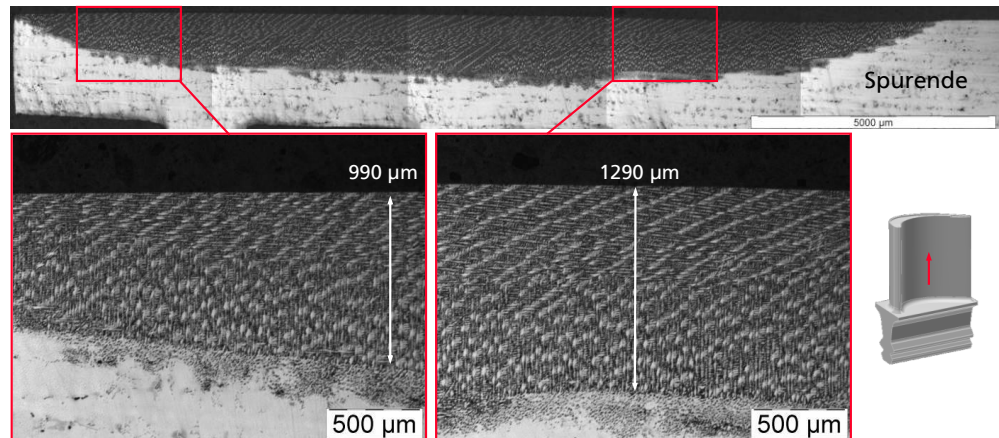
Die minimale Wandstärke der Turbinenschaufel beträgt an dieser Stelle ca.  $1800 \mu\text{m}$ . Im umgeschmolzenen Bereich sind zahlreiche fehlorientierte Körner erstarrt. In einer weiteren Untersuchung wird die Laserleistung auf  $P = 500 \text{ W}$  verkleinert, dadurch wird eine maximale Umschmelztiefe von ca.  $1 \text{ mm}$  erreicht. In Bild 114 ist der Querschliff von zwei umgeschmolzenen Spuren im Schaufelblatt der Turbinenschaufel dargestellt.

Bild 114 :  
 Querschliff von zwei  
 umgeschmolzenen  
 Spuren, maximale  
 Umschmelztiefe  
 $1040 \mu\text{m}$ , maximale  
 Wandstärke der  
 Turbinenschaufel  
 $2140 \mu\text{m}$ ,  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 500 \text{ W}$



Die maximale Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur beträgt  $1040 \mu\text{m}$ . Die minimale Wandstärke der Turbinenschaufel beträgt an dieser Stelle ca.  $2100 \mu\text{m}$ . In Bild 115 ist ein Längsschliff einer umgeschmolzenen Spur im Schaufelblatt dargestellt. Die umgeschmolzene Länge beträgt  $l = 15 \text{ mm}$ , die minimale Materialdicke im Schaufelblatt ist etwa  $2,2 \text{ mm}$ . Die Umschmelztiefe vergrößert sich entlang der umgeschmolzenen Spur bis auf einen maximalen Wert von  $1290 \mu\text{m}$ . Die Abweichungen in der Umschmelztiefe sind somit qualitativ größer verglichen mit dem Laserstrahl-Umschmelzen an der Plattform.

Bild 115 :  
Längsschliff einer  
umgeschmolzenen  
Spur im  
Schaufelblatt,  
minimale  
Materialdicke:  
2,2 mm,  
 $T_v = T_{v2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 500 \text{ W}$

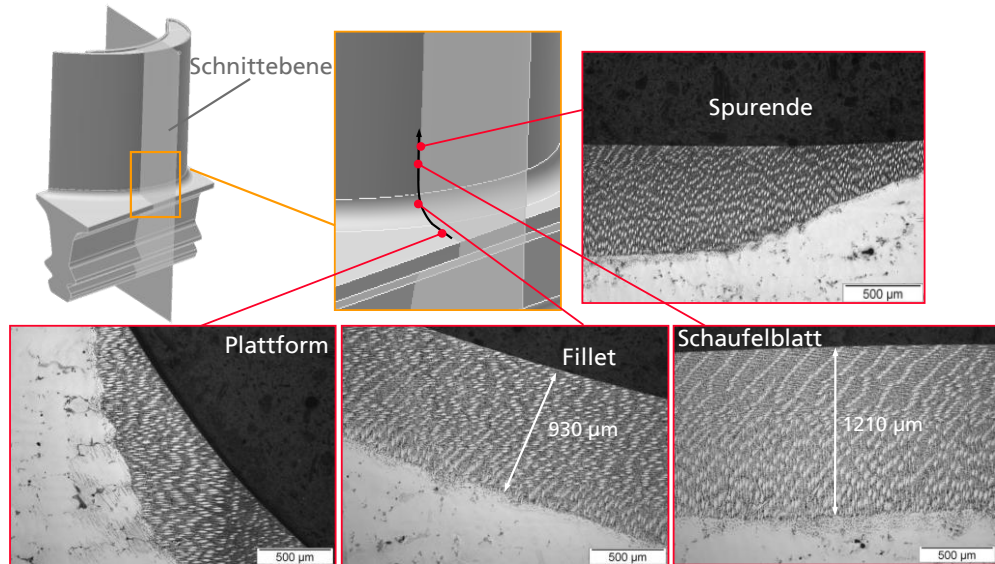


Die Ergebnisse am Schaufelblatt zeigen, dass durch Anpassung der Verfahrensparameter, d.h. eine Reduzierung der Laserleistung, eine Umschmelztiefe von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht werden kann. Ebenfalls ist ein flächiges Umschmelzen durch Anwendung der Überlappstrategie möglich. Die wegabhängige Rampe beim Ausschalten der Laserleistung verhindert die Bildung von Rissen am Ende der Spur.

### 7.3.4 Fillet

In einem abschließenden Schritt werden die an den Flachproben und an den komplexen Probengeometrien (L-Probe) ermittelten Verfahrensparameter auf den Fillet der Turbinenschaufel übertragen. Aufgrund der reduzierten Materialdicke im Fillet von etwa 4,3 mm – 8,8 mm wird die Laserleistung auf  $P = 800 \text{ W}$  verkleinert (siehe Kapitel 7.1.6). In Bild 116 sind Ausschnitte eines Längsschliffs einer umgeschmolzenen Spur an der Saugseite der Turbinenschaufel dargestellt. Die Spur verläuft vom Übergangsradius in das Schaufelblatt der Turbinenschaufel. Am Ende der Spur wird die Laserleistung durch die wegabhängige Rampe ausgeschaltet. Die Umschmelzergebnisse an dem Fillet der Turbinenschaufel zeigen, dass gekrümmte Geometrien mit einer 4-Achs-Bearbeitung unter Erhaltung der einkristallinen Struktur umgeschmolzen werden können. In dem Längsschliff ist das Gefüge über die gesamte umgeschmolzene Länge gleichmäßig einkristallin ohne fehlorientierten Körner erstarrt. Die Umschmelztiefe vergrößert sich über die gesamte umgeschmolzene Länge bis auf einen Maximalwert von 1210 µm. Im Vergleich mit der L-Probe werden ähnliche Umschmelztiefen mit einkristallin erstarrter Struktur erzielt (siehe Bild 107), die Laserleistung muss der jeweiligen Materialdicke im Fillet der Turbinenschaufel angepasst werden, da sich mit veränderter Materialdicke Unterschiede in der Wärmeleitung ergeben.

Bild 116 :  
Längsschliff einer  
umgeschmolzenen  
Spur im Fillet,  
minimale Material-  
dicke: 4,3 mm  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 800 \text{ W}$



Die Ergebnisse zeigen, dass die ermittelten Verfahrensparameter auf alle Bereiche der Turbinenschaufel übertragen werden können, wenn die Laserleistung an die unterschiedlichen Materialdicken der Turbinenschaufel angepasst wird (siehe Bild 84). In Tabelle 13 ist für einige Versuche die maximale Umschmelztiefe in Abhängigkeit von der Laserleistung und der Materialdicke angegeben.

Laserleistung [W]	Maximale Umschmelztiefe [µm]	Minimale Materialdicke [mm]
600	860	4,3
800	1210	4,3
800	1143	4,5
900	1230	8,8
800	1250	3,9

Tabelle 13 : Maximale Umschmelztiefe in Abhängigkeit von Laserleistung und minimaler Blechdicke

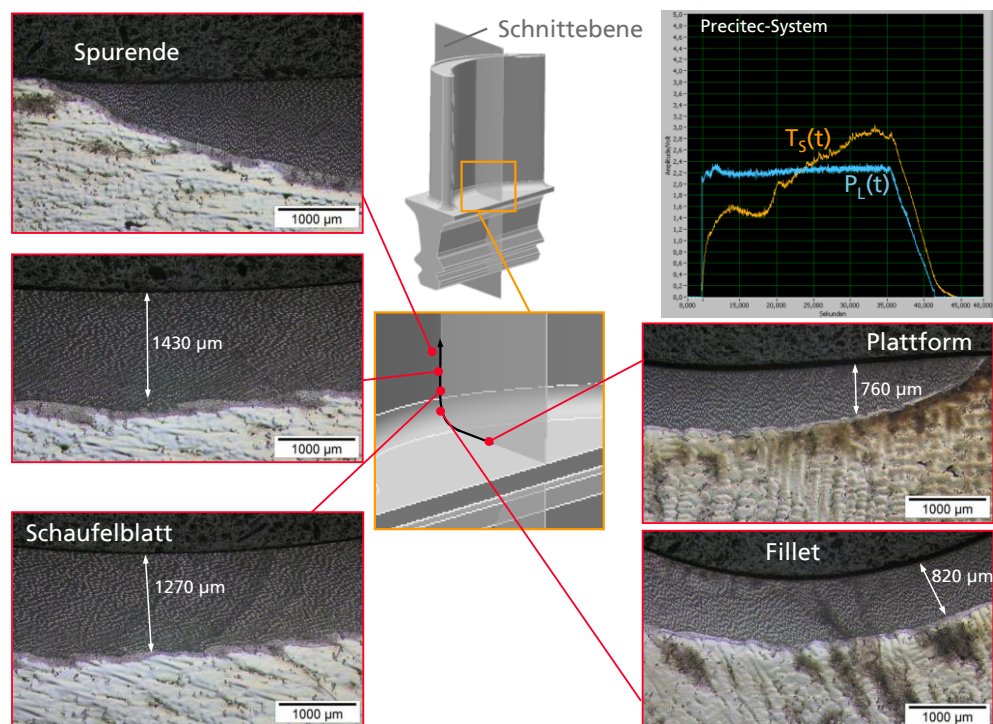
In dem dritten Schritt der Entwicklung der verfahrenstechnischen Grundlagen ist die generelle Übertragbarkeit der Verfahrensparameter von den Proben auf die unterschiedlichen Bereiche der Turbinenschaufel demonstriert worden. Durch eine Anpassung der Laserleistung an die Materialdicke und die Umsetzung einer 4-Achs-Bearbeitung wird in allen Bereichen der Turbinenschaufel eine Umschmelztiefe von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht.



### 7.3.5 Untersuchungen zur Messung der emittierten Temperaturstrahlung

Um eine gleichmäßige Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur zu erzielen, werden Untersuchungen zur Messung der von der Schmelzbadoberfläche emittierten Temperaturstrahlung durchgeführt. Die Ergebnisse zum Laserstrahl-Umschmelzen mit Temperaturregelung an der M-Probe zeigen, dass durch eine Temperaturregelung die Abweichungen in der Umschmelztiefe im Vergleich zum Umschmelzen mit konstanter Laserleistung verkleinert werden. Die Untersuchungen zur Temperaturregelung werden mit dem Precitec-System durchgeführt, der Umschmelzprozess beginnt auf der Plattform, verläuft durch das Fillet und endet im Schaufelblatt der Turbinenschaufel. Die gesamte umgeschmolzene Länge beträgt  $l = 30$  mm. In Bild 117 sind die aufgezeichneten Prozesssignale  $T_S(t)$  und  $P(t)$  sowie Ausschnitte des Längsschliffs beim Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung dargestellt.

Bild 117 :  
Aufgezeichnete  
Prozesssignale von  
Precitec-System mit  
konstanter  
Laserleistung,  
Längsschliff einer  
umgeschmolzenen  
Spur im Filletbereich  
Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$   
 $P = 630$  W

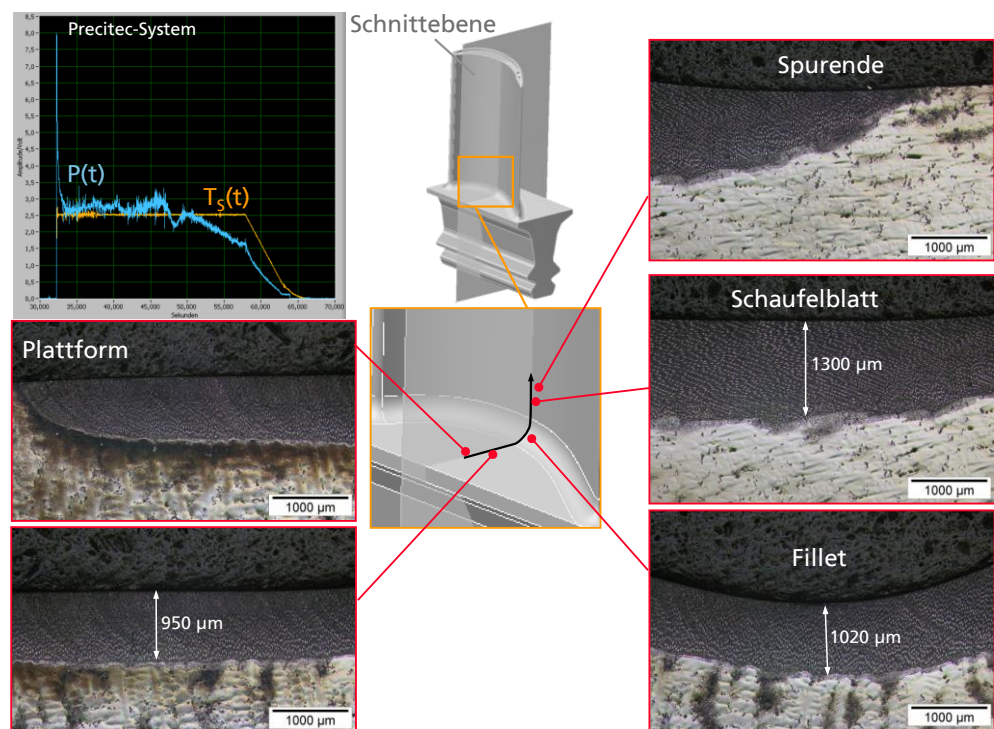


Beim Umschmelzen mit konstanter Laserleistung verläuft das Laserleistungssignal auf einen konstanten Wert von  $P(t) = 2,2$  V, dies entspricht einer Laserleistung von  $P = 630$  W. Während des gesamten Umschmelzprozesses nimmt die Umschmelztiefe bis auf einen maximalen Wert von  $z_m = 1430$   $\mu\text{m}$  zu, an dieser Stelle beträgt die Materialdicke im Fillet minimal etwa 2,9 mm. Das Temperatursignal steigt ebenfalls kontinuierlich

während des Prozesses bis auf einen maximalen Wert  $T_s(t) = 3,0$  V an. Der Verlauf des Temperatursignals korreliert mit der Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur.

Für das Laserstrahl-Umschmelzen mit Temperaturregelung wird der Sollwert  $T_s(t) = 2,5$  V festgelegt, dieser Wert entspricht einer Umschmelztiefe von ca. 1 mm. In Bild 118 sind Ausschnitte des Längsschliffs einer umgeschmolzenen Spur mit Temperaturregelung zusammen mit den aufgezeichneten Signalen vom Precitec-System dargestellt.

Bild 118 :  
Aufgezeichnete  
Prozesssignale von  
Precitec-System mit  
Temperaturregelung,  
Längsschliff einer  
umgeschmolzenen  
Verfahrens-  
parameter:  
 $T_V = T_{V2}$   
 $d = d_1$   
 $v = v_3$



Der Temperatursollwert wird während des gesamten Umschmelzprozesses auf einen konstanten Wert geregelt, die Umschmelztiefe nimmt jedoch entlang der Spur stetig zu. Daher wird das Ziel nicht erreicht, durch eine Temperaturregelung eine nahezu konstante Umschmelztiefe von  $z_m = 1 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$  entlang der umgeschmolzenen Spur einzuhalten. Werden die Umschmelztiefen zu Beginn und zum Ende der umgeschmolzenen Spur verglichen, ergibt sich eine Differenz von etwa  $\Delta z_m = 350 \text{ µm}$ . Werden die Messungen der Umschmelztiefen an den gleichen Stellen ohne Temperaturregelung durchgeführt, ergibt sich eine Differenz von  $\Delta z_m = 610 \text{ µm}$  (siehe Bild 117).

Die Messungen der emittierten Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche und die Umsetzung einer Temperaturregelung zeigen, dass die Abweichungen in der Umschmelztiefe im Vergleich zum Laserstrahl-

Umschmelzen mit konstanter Laserleistung von  $\Delta z_m = 610 \mu\text{m}$  auf  $\Delta z_m = 350 \mu\text{m}$  verkleinert werden. Eine konstante Umschmelztiefe wird jedoch nicht erreicht, es verbleibt eine maximale Abweichung in der Umschmelztiefe von  $\Delta z_m = 350 \mu\text{m}$ .

Weitere Untersuchungen mit anderen Messsystemen zur Minimierung der Abweichungen werden nicht durchgeführt. Eine nahe konstante Umschmelztiefe von 1 mm wird nur durch eine im voraus berechnete wegabhängige Prozesstemperatur bzw. Laserleistung entlang der umgeschmolzenen Spur erreicht (siehe Kapitel 7.2.1).

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit werden verfahrenstechnische Grundlagen für das Umschmelzen einkristallin erstarrter Turbinenschaufeln aus der Nickelbasis-Superlegierung PWA 1483 entwickelt. Der technisch-wissenschaftlicher Ansatz besteht in der engeren Verknüpfung von experimenteller Verfahrensentwicklung, von Temperaturmessungen an der Schmelzbadoberfläche und von Wärmeleitungsrechnungen (Modellierungen) der Erstarrungsbedingungen und des Temperaturfeldes auf Basis der Finite-Elemente-Methode. Die verfahrenstechnischen Grundlagen werden an Flachproben entwickelt und über komplexe Proben mit unterschiedlicher Materialdicke und gekrümmten Oberflächen auf die unterschiedlichen Bereiche der Turbinenschaufeln übertragen. Durch eine systematische Variation der relevanten Verfahrensparameter wird im ersten Schritt ein Prozessfenster für das Laserstrahl-Umschmelzen ermittelt. Unter Erhaltung der einkristallin erstarrten Struktur werden Umschmelztiefen bis zu 1,2 mm reproduzierbar in der Randschicht von Flachproben erreicht. Parallel zu der experimentellen Ermittlung geeigneter Verfahrensparameter werden Wärmeleitungsrechnungen auf Basis der Finite-Elemente-Methode zur Berechnung der Erstarrungsbedingungen (Temperaturgradient, Erstarrungsgeschwindigkeit auf der Erstarrungsfront) durchgeführt. Aus den berechneten und den experimentell ermittelten Ergebnissen lässt sich vergleichend zur Literatur (siehe Bild 22) eine obere Schranke bei  $G^{3,4}v = 5.04E+20 \text{ K}^{3,4}/\text{m}^{4,4}$  für die einkristalline Erstarrung ermitteln. Der Einfluss der Lage und Orientierung der Dendriten im Grundmaterial auf die erstarrte Struktur im Schmelzbad wird anhand eines Beispiels deutlich gemacht: An einer Flachprobe, bei der die sekundären Dendritenarme nicht parallel zu den Kanten der Flachprobe ausgerichtet sind, wird eine Umschmelztiefe von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht. Durch sich überlappende Spuren wird gezeigt, dass flächendeckend Bereiche einkristallin erstarrt umgeschmolzen werden können. Eine wegabhängige Rampe beim Ausschalten der Laserstrahlung verhindert Risse und fehlorientierte Körner am Ende der umgeschmolzenen Spur. Abgeschlossen wird der erste Schritt der Verfahrensentwicklung durch das Verschließen von „künstlichen“, 1 mm tiefen Rissen in Flachproben unter Erhaltung der einkristallin erstarrten Struktur.

In dem zweiten Schritt der Entwicklung verfahrenstechnischer Grundlagen werden die in Schritt 1 an den Flachproben entwickelten Verfahrensparameter durch Einzelspuren auf die geometrisch komplexeren M-Proben, U-Proben und L-Proben übertragen. Die Untersuchungen an unterschiedlichen Proben zeigen, dass trotz Änderungen der Materialdicke sowie Einflüsse von gekrümmten Oberflächen (Zylinderflächen) eine Umschmelztiefe von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erreicht wird. Zudem werden Messungen der emittierten

Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche und ein Abgleich des Verlaufs von aufgezeichneter Temperaturstrahlung mit der Umschmelztiefe durchgeführt. Vorab wird anhand von Wärmeleitungsrechnungen an der M-Probe demonstriert, dass durch eine Temperaturregelung an der Schmelzbadoberfläche keine konstante Umschmelztiefe erreicht wird. Für die Umsetzung einer konstanten Umschmelztiefe entlang der umgeschmolzenen Spur ist eine wegabhängige Vorgabe der Laserleistung unter Berücksichtigung der Materialdicke erforderlich. Die Messungen der emittierten Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche und die Umsetzung einer Temperaturregelung zeigen, dass die Abweichungen in der Umschmelztiefe im Vergleich zum Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung verkleinert werden. Bei der Verwendung des Precitec-Systems wird beim Umschmelzen an der M-Probe die maximale Abweichung in der Umschmelztiefe von  $\Delta z = 290 \mu\text{m}$  auf  $\Delta z = 70 \mu\text{m}$  bei einem Prozess mit Temperaturregelung verkleinert. Damit wird das Ziel erreicht, durch einer Temperaturregelung eine nahezu konstante Umschmelztiefe von  $z_m = 1 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$  entlang der umgeschmolzenen Spur einzuhalten. Anhand von Untersuchungen zum Laserstrahl-Umschmelzen mit dem kamerabasierten CPC-System wird gezeigt, dass je nach Definition des Prozessfensters im Kamerabild die Auswertung des Temperatursignals für die Umsetzung einer Temperaturregelung geeignet ist. Die Ergebnisse zur Messung der Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche mit dem CPC-System zeigen, dass im Vergleich mit dem Precitec-System die Unterschiede in der Auswertung des Temperatursignals im Bezug zur Umschmelztiefe deutlicher aufgelöst bzw. dargestellt werden. Dadurch würden für einen geregelten Prozess die Abweichungen in der Umschmelztiefe im Vergleich zum Precitec-System weiter verkleinert werden. Da eine Signalausgabe des CPC-Systems zurzeit noch nicht zur Verfügung steht, die für die Umsetzung einer Prozessregelung erforderlich ist, konnten keine weiteren Untersuchungen mit dem CPC-System durchgeführt werden.

In dem dritten Schritt werden die in Schritt 1 und in Schritt 2 entwickelten Verfahrensparameter auf die drei verschiedenen Bereiche der Turbinenschaufel Plattform, Schaufelblatt und Übergangsradius (Fillet) übertragen. Aufgrund von verschiedenen Materialdicken wird durch eine Anpassung der Laserleistung in allen Bereichen der Turbinenschaufel eine Umschmelztiefe von 1 mm mit einkristallin erstarrter Struktur erzielt. Die Messungen der emittierten Temperaturstrahlung an der Schmelzbadoberfläche und die Umsetzung einer Temperaturregelung zeigen, dass die Abweichungen in der Umschmelztiefe im Vergleich zum Laserstrahl-Umschmelzen mit konstanter Laserleistung verkleinert werden. Eine konstante Umschmelztiefe wird durch die Temperaturregelung jedoch nicht erreicht, es verbleibt eine maximale Abweichung in der Umschmelztiefe von  $\Delta z_m = 350 \mu\text{m}$ .

Im Vergleich zum Stand der Technik wird das Laserstrahl-Umschmelzen an einkristallin erstarrten Nickelbasis-Superlegierungen (exemplarisch: PWA 1483) in fünf verfahrenstechnischen Kernpunkten weiterentwickelt.

1. Durch Ermittlung geeigneter Verfahrensparameter wie Laserstrahldurchmesser, Verfahrensgeschwindigkeit, Laserleistung und Vorwärmung wird die maximale Umschmelztiefe mit einkristallin erstarrter Struktur von ca. 600  $\mu\text{m}$  (Stand der Technik) auf maximal 1200  $\mu\text{m}$  vergrößert.
2. Unter Erhaltung der einkristallinen Struktur wird das Verschließen von 1 mm tiefen, künstlich mit Drahterodieren hergestellten Rissen in Flachproben erstmalig demonstriert.
3. Zur Vermeidung von Heißrissen beim Ausschalten der Laserstrahlung wird ein Verfahren vorgestellt, bei dem die Laserstrahlung durch eine wegabhängige Rampe ausgeschaltet wird.
4. An Proben mit gekrümmter Oberfläche (U-Probe, L-Probe) wird das Laserstrahl-Umschmelzen mit einkristallin erstarrtem Gefüge in einer 4-Achs Bearbeitung erstmalig durchgeführt.
5. Eine Temperaturregelung (Regelung der Temperaturstrahlung) an der Schmelzbadoberfläche wird an Proben mit unterschiedlichen Materialdicken (M-Probe) und an Proben mit gekrümmter Oberfläche (U-Probe) umgesetzt. Dadurch wird eine nahezu konstante Umschmelztiefe von etwa 1 mm  $\pm$  0,1 mm entlang der umgeschmolzenen Spur erzielt.

Zukünftige Entwicklungsschwerpunkte stellen die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften in Materialtests an Proben mit umgeschmolzenen Spuren dar. Des Weiteren sollte eine weitere Minimierung der Abweichungen in der Umschmelztiefe beim Laserstrahl-Umschmelzen an Bereichen mit variierender Materialdicke angestrebt werden. Ein Lösungsansatz besteht in der Vorgabe der Laserleistung entlang der umgeschmolzenen Spur anhand von Wärmeleitungsrechnungen. Für eine erfolgreiche Umsetzung einer Rissschließung in Turbinenschaufeln sind messtechnische Untersuchungen über Risstiefe, Rissbreite und Verlauf der Risse in den Turbinenschaufeln erforderlich. Neben der Rissschließung eignet sich ein entwickeltes Verfahren zum Beseitigen von Porosität und fehlorientierten Körnern in Oberflächennähe von gegossenen Neubauteilen.

## 9 Quellen und weiterführende Literatur

- [1] S. Heckmann: „Ermittlung des Verformungs- und Schädigungsverhaltens von Wärmedämmschichtsystemen“, Dissertation, RWTH Aachen, 2003
- [2] Europäische Patentanmeldung EP 1 790 745 A1: „Verfahren zum Reparieren von Rissen in Bauteilen und Lotmaterial zum Lötten von Bauteilen“, 2005
- [3] R. K. Sidhu, N. L. Richards, M. C. Chaturvedi: „Effect of filler alloy composition on post-weld heat treatment cracking in GTA welded cast Inconel 738LC superalloy“, Materials Science and Technology, Vol 24, 2008
- [4] R. Bürgel: „Handbuch Hochtemperaturwerkstofftechnik“, Braunschweig/Wiesbaden, Friedr. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH, 1998
- [5] R. Bürgel, W. Esser, M. Ott, D.-Y.F. Roan: „Method for restoring the microstructure of a textured article and for refurbishing a gas turbine blade or vane“, US Patent No. US 6,719,853 B2, 2004
- [6] M. Durand-Charre: „The microstructure of superalloys“, Institut National Polytechnique de Grenoble, France, 1999
- [7] G. Fleury, F. Schubert: „Anisotrope Stoffgesetze für das viskoplastische Verformungsverhalten der einkristallinen Superlegierung CMSX-4“, ISSN: 09442952, 1997
- [8] K. Wintrich: „Schädigungsverhalten der einkristallinen Superlegierung CMSX-4 bei Hochtemperaturbelastung“, Dissertation, Universität Darmstadt, 2004
- [9] T. Seliga: „Untersuchungen der Strukturstabilität von Ni-(Fe)-Basislegierungen für Rotorwellen in Dampfturbinen mit Arbeitstemperaturen über 700 °C“, Dissertation, RWTH Aachen, 2005



- [10] H. Biermann: „Ursachen und Auswirkungen der gerichteten Vergrößerung (Floßbildung) in einkristallinen Nickelbasis-Superlegierungen“, Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 5, Nr. 550, VDI Verlag, Düsseldorf, 1999
- [11] J.M. Vitek, S.A. David, S.S. Babu: „Welding and repair of single crystal gas turbine alloys“, Oak Ridge National Laboratory, 2003
- [12] J. Klabbers-Heimann: „Anwendungsgrenzen von modernen Nickelbasis-Superlegierungen in effusionsgekühlten Bauteilen zukünftiger Gasturbinen“, Dissertation, RWTH Aachen, 2003
- [13] D. Goldschmidt: „Einkristalline Gasturbinenschaufeln aus Nickel-Basislegierungen. Teil I: Herstellung und Mikrogefüge“, Mat.-Wiss. u. Werkstofftech. 25, 1994, S.311/329
- [14] M. Cervenka: „The Rolls-Royce Trent Engine“, Internetseite: <http://www.msm.cam.ac.uk/phasetrans/mphil/Trent1/index.htm>
- [15] F. Grube: „Zum Einfluß platinmodifizierter Aluminidschichten auf das thermo-mechanische Ermüdungsverhalten einer einkristallinen Nickelbasis-Superlegierung“, Dissertation, Universität Erlangen – Nürnberg, 2003
- [16] T. Steinhaus: „Validierung des nichtlinearen Verformungsverhaltens von großen Einkristall-Gasturbinenschaufeln aus CMSX-4“, Dissertation, RWTH Aachen, 2002
- [17] M. Lamm: „Einfluss der Erstarrungsbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften von einkristallinen Superlegierungen bei großen Wandstärken“, Dissertation, Universität Erlangen – Nürnberg, 2007
- [18] A. Lohmüller: „Gerichtete Erstarrung mittels Flüssigmetallkühlung – Verfahrensoptimierung und Parametereinflüsse“, Dissertation, Universität Erlangen – Nürnberg, 2002
- [19] M. Nazmy, J. Denk, R. Baumann, A. Künzler: „Environmental effects on tensile and low cycle fatigue behavior of single crystal nickel base superalloys“, Scripta Materialia, 48, (2003), S. 519-524

- [20] S. Humm: „Untersuchungen zur Entwicklung eines Reparaturlötverfahrens für einkristalline und gerichtet erstarrte Turbinenkomponenten aus Nickelbasissuperlegierungen“ , Dissertation, RWTH Aachen, 2003
- [21] A. Hübner: „ Untersuchungen über den Einfluss und die Wirkungen von Stickstoffzusätzen im Schutzgas auf das Heißrissverhalten ausgewählter heißrissempfindlicher Nickel-Basiswerkstoffe“, Dissertation, Universität Magdeburg, 2005
- [22] M. Wolf: „Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren“, Dissertation, BAM-Dissertationsreihe Band 19, 2006
- [23] J.C. Borland: „Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings).“ British Welding Journal, S. 508 – 512, 1960
- [24] R. Vökl: „Bestimmung der Fehlpassungen und der Kohärenzspannungen in einkristallinen Nickelbasissuperlegierungen mit Hilfe der konvergenten Elektronenbeugung und Finite-Elemente-Rechnungen“, Dissertation Technische Universität Berlin, 1997
- [25] M. Rappaz, J.-M. Drezet, M. Gremaud: „A new hot tearing criterion“, Met. Trans. Vol. 30A, pp-449-455, Feb. 1999.
- [26] G. Schulze: „Die Metallurgie des Schweißens Eisenwerkstoffe – Nichteisenmetallische Werkstoffe“, Springer Heidelberg Dordrecht London New York, 2010
- [27] M. D. Rowe: „Ranking the Resistance of Wrought Superalloys to Strain-Age Cracking“, Supplement to the Welding Journal, 2006
- [28] M.B. Henderson: „Nickel-Based Superalloy Welding Practices for Industrial Gas Turbine Applications“, ALSTOM Power Technology Centre, Whetstone, UK, 2002
- [29] G. Cam, M. Kocak: „Progress in Joining of Advanced Materials.“, International Materials Reviews, 43, No. 1, 1998
- [30] M. Gäumann: „Epitaxial Laser Metal Forming of a Single Crystal Superalloy“, Dissertation (PhD-Thesis No. 1907), EPFL, Lausanne, 1999

- [31] J. Vitek: „The effect of welding conditions on stray grain formation in single crystal welds – theoretical analysis “,Metals and Ceramics Division, Oak Ridge National Laboratory, 2004
- [32] S. S. Babu, S. A. David, J. W. Park, and J. M. Vitek: „ Joining of nickel-base superalloy single crystals “,Metals and Ceramics Division, Oak Ridge, TN 37831-6096, USA, 2003
- [33] U. Glatzel: „Single crystal nickel based superalloys for high temperature applications microstructure, properties, anisotropy“, Microscopy of Tomorrow's Industrial Materials, Berlin, 2005
- [34] W. Kurz, D. J. Fisher: „Fundamentals of Solidification“, Trans Tech Publications, Aedermannsdorf - Switzerland, 1986
- [35] M. Gäumann, C. Bezencon, P. Canalis, W. Kurz: „Single-crystal laser deposition of superalloys: processing-microstructure maps“, Acta mater. 49 (2001) 1051–1062
- [36] R. Poprawe: „Lasertechnik II - Teil 1: Grundlagen der Materialbearbeitung“ Vorlesungsskript Lehrstuhl für Lasertechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2003
- [37] M. Vilpas: „Prediction of microsegregation and pitting corrosion resistance of austenitic steel welds by modelling“, Dissertation, Technical Research Center of Finland, 1999
- [38] S.A. David, S.S. Babu, J.M. Vitek: „Welding: Solidification and Microstructure“, JOM, S. 13 – 20, 2003
- [39] J.M. Vitek, S.S. Babu, J-W. Park, S.A. David: „Welding of single crystal nickel-based superalloys“, Oak Ridge National Laboratory, 2003
- [40] M. Rappaz, S. A. David, J. M. Vitek, L. A. Boatner: „Development of microstructures in Fe - 15 Ni - 15 Cr single-crystal electron beam welds“ Met. Trans. 20A, 1125-38, 1989
- [41] S. Mokadem: „Epitaxial laser treatment of single crystal nickel-base superalloys“ , Dissertation, EPFL, Lausanne, 2004

- [42] T.M. Pollock, W.H. Murphy: „The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel base alloys“, Metallurgical and Materials Transactions, S 1081-1096, 1996
- [43] J. D. Hunt: „Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic“, Materials Science and Engineering, 65, S 75-83, 1984
- [44] H. B. Dong, X. L. Yang, P. D. Lee : „Simulation of equiaxed growth ahead of an advancing columnar front in directionally solidified Ni-based superalloys“, Journal of Materials Science 39, S 7207 – 7212, 2004
- [45] P.R. Sahm, I. Egry, T. Volkmann: „Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen“, Vieweg-Verlag, Braunschweig, 1999
- [46] J.M. Vitek, S.S. Babu, S.A. David: „Process optimization for welding single-crystal nickel-based superalloys“, Oak Ridge National Laboratory, 2001
- [47] S. Yang: „Effects of crystal orientation on microstructure of molten pool in laser rapidly solidified DD2 single crystal“, Journal of materials science letters 21, 2002
- [48] O.A. Ojo, R.G. Ding, M.C. Chaturvedi: „Laser beam weld microstructures in directionally solidified alloy IC 6“, Intermetallics 16, S 188-197, 2008
- [49] W. Liu: „Effects of substrate crystallographic orientations on crystal growth and microstructure development in laser surface-melted superalloy single crystals. Mathematical modeling of single-crystal growth in a melt pool (Part II)“, Acta Materialia 53, S 1545 – 1558, 2005
- [50] O. Düber, H. Dressel, U. Krupp, H. Christ: „Gefügecharakterisierung mehrphasiger Werkstoffe mittels EBSD“, Institut für Werkstofftechnik, Universität Siegen
- [51] V. Randle: „Applications of electron backscatter diffraction to materials science: status in 2009“, J Mater Sci 44 S. 4211–4218, 2009
- [52] F. Yoshihiro, S. Kazuyoshi, N. Kazutoshi, F. Toshiaki: „Analysis of microstructure in surface-melted region of Ni-base single crystal superalloy – Crystalline controlled repairing of single crystal superalloy turbine blades -“, 2008

- [53] A. Drenker: „Adaptive Messung und Regelung der Temperatur beim Umwandlungshärten mit CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung“, Dissertation RWTH Aachen, Verlag der Augustinus Buchhandlung, 1997
- [54] G. Bi: „Identifizierung und Qualifizierung von prozessrelevanten Kenngrößen zur Überwachung und Regelung beim Laserstrahlaufragschweißen“, Dissertation, RWTH Aachen, 2004
- [55] P. G. Sanders, J. S. Keske, G. Kornecki, and K. H. Leong: „Real-time Monitoring of Laser Beam Welding using Infrared Weld Emissions“, Technology Development Division Argonne National Laboratory Argonne, IL 60439 USA, 1998
- [56] Ph. Bertrand, I. Smurov, D. Grevey: „Application of near infrared pyrometry for continuous Nd:YAG laser welding of stainless steel“, Applied Surface Science 168, S. 182 – 185, 2000
- [57] J. Müller-Borhanian: „Kamerabasierte In-Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen“, Dissertation der Universität Stuttgart, 2009
- [58] M. G. Müller: „Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen durch Auswertung der reflektierten Leistung“, Dissertation der Universität Stuttgart, 2002
- [59] F. Bernhard: „Technische Temperaturmessung“, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2004
- [60] P. Norman: „Process monitoring and analysis of laser welding and of milling“, Dissertation Luleå University of Technology, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering Division of Manufacturing Systems Engineering, 2008
- [61] F. Bardin, A. Cobo, J. M. Lopez-Higuera, O. Collin, P. Aubry, T. Dubois, M. Höglström, P. Nylén, P. Jonsson, J. D. C. Jones, D. P. Hand: „Optical techniques for real-time penetration monitoring for laser welding“, Applied Optics Vol. 44, No. 19, 2005
- [62] A. Bollig, S. Mann, R. Beck, S. Kaielerle: „Einsatz optischer Technologien zur Regelung des Laserstrahlschweißprozesses“, Automatisierungstechnik: AT 53 (2005), Nr. 10, S. 513-521

- [63] S. Postma: „Weld Pool Control in Nd:YAG Laser Welding“, Dissertation University of Twente, 2003
  
- [64] A. M. Meirmanov: „The Stefan Problem“, De Gruyter Expositions in Mathematics, 3, Berlin-New York, ISBN 3-11-011479-8, 1992
  
- [65] Internationale Patentanmeldung PCT/EP2008/058058: „Preheating temperature during remelting“, 2008
  
- [66] N. Pirch: Private Mitteilung
  
- [67] S. Postma, R.G.K.M. Aartsy and A.J.F.M. Hesemansy: „Penetration feedback control in overlap laser welding of sheet metal“, Proc. of WESIC 2001, University of Twente, 2001
  
- [68] D. Rosenthal: „Mathematical Theory of Heat Distribution during Cutting and Welding“ Weld J, Vol. 20(5), Seiten 220 – 234, 1941
  
- [69] D.A. Porter, K.E. Easterling: „Phase transformations in metals and alloys“, Chapman & Hall, London, 1992
  
- [70] T. Jambor: „Laser cladding of the single crystal solidified material PWA 1483 for gas turbine components - Part 2 experimental results“, ILT Projektabschlussbericht, 2005
  
- [71] Internationale Patentanmeldung PCT/EP2009/053511: „Bauteil mit Schweißnaht und Verfahren zur Herstellung einer Schweißnaht“, 2009
  
- [72] Internationale Patentanmeldung PCT/EP2009/053444: „Bauteil mit sich überlappenden Schweißnähten und ein Verfahren zur Herstellung“, 2009
  
- [73] PCT Patent-Anmeldung W0003/0404/9 A1: „Verfahren zur Entwicklung einer Nickel-Basis-Superlegierung“, 2003

- [74] T. Hüpf: „Mehrwellenlängenpyrometrie an flüssigem Eisen, Molybdän und Vanadium“, Diplomarbeit am Institut für Experimentalphysik der TU Graz, 2005
- [75] F. Güntert: „Bestimmung des Einflusses der Oxidation auf den Emissionsgrad von Metallen am Beispiel von Stählen und Titan“, Dissertation an der Universität Stuttgart, 1990
- [76] A. McGehee, D. Gandy: „ Evaluation of RECAST™ Repair Methodology for IN738 Buckets“, EPRI, Palo Alto, CA: 2003



## 10 Anhang

### 10.1 Physikalische Grundlagen der Temperaturmessung

Als Temperatur- oder Wärmestrahlung wird die von der Oberfläche eines Körpers ausgehende elektromagnetische Strahlung bezeichnet, deren Eigenschaften nur von der Temperatur und der chemisch-physikalischen Beschaffenheit der strahlenden Oberfläche des Körpers abhängen. Messgeräte, die aus dieser Wärmestrahlung die Temperatur des Strahlers bestimmen können, werden als Strahlungsthermometer oder Pyrometer bezeichnet. Die emittierte Temperaturstrahlung vom Messobjekt zum Detektor ist abhängig von:

- der Anordnung des Detektors relativ zum Messobjekt
- der Geometrie der Oberfläche des Messobjektes
- der Fläche des Messflecks
- dem Raumwinkel
- der Temperaturverteilung im Bereich des Messflecks
- und dem spektralen Emissionsgrad im Bereich des Messflecks [53]

Der von einer Oberfläche abgestrahlte Strahlungsfluss  $\Phi$  wird definiert als auf die Zeiteinheit bezogene Strahlungsenergie  $Q$  [59]:

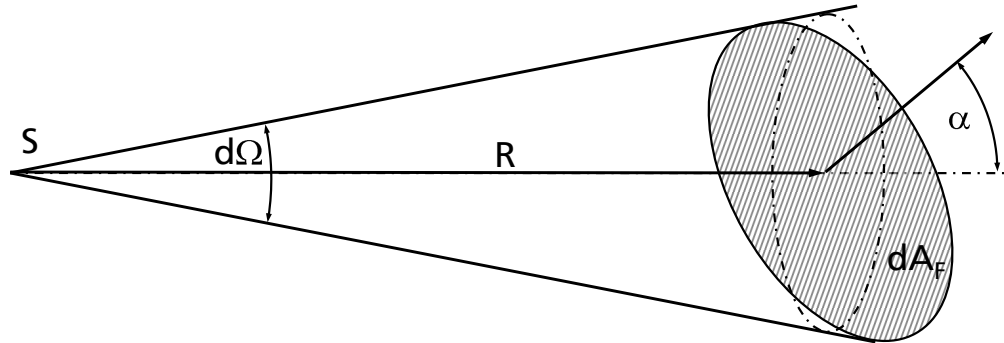
$$10.1 \quad \Phi = \frac{dQ}{dt} \text{ [W]}$$

$Q$  : Strahlungsenergie

$t$  : Zeiteinheit

Mit der Definition der Raumwinkelgrößen erfolgt die Berücksichtigung der geometrischen Verhältnisse zwischen dem Temperaturstrahler und dem Empfänger. Der Raumwinkel  $\Omega$  ist eine geometrische Größe des dreidimensionalen Raumes und kennzeichnet eine Strahlenschar, die von einem Mittelpunkt ausgeht und in der Entfernung  $r$  die Fläche  $A$  einschließt. Er wird definiert als Teilfläche  $S$  einer Kugel, dividiert durch das Quadrat des Radius  $r$  der Kugel. In Bild 119 ist die Definition des Raumwinkelelementes  $d\Omega$  dargestellt, unter dem ein Flächenelement  $dA_F$  in der Entfernung  $R$  vom Punkt  $S$  erscheint, wenn die Flächennormale um den Winkel  $\alpha$  gegen die Strahlrichtung geneigt ist [59].

Bild 119 :  
Definition des  
Raumwinkels [59]



Wird ein Raumwinkelelement  $d\Omega$  betrachtet, das von einem im Abstand  $R$  befindlichen Flächenelement  $dA_F$  begrenzt wird, so wird definiert:

$$10.2 \quad d\Omega = \frac{dA_F \cdot \cos\alpha}{R^2} \cdot \Omega_0 \text{ mit } \Omega_0 = 1 \text{ sr}$$

Bei Betrachtung der Einheitskugel ( $r = 1$ ) entspricht eine Teilfläche also unmittelbar dem zugehörigen Raumwinkel. Der volle Raumwinkel entspricht der Oberfläche der Einheitskugel ( $4\pi$ ). Obwohl der Raumwinkel eine dimensionslose Größe ist, wird er zur Verdeutlichung in der Einheit Steradian angegeben. Dies entspricht dem Bogenmaß mit der Einheit Radiant beim ebenen Winkel [59].

Die von einer Oberfläche emittierte Temperaturstrahlung wird beschrieben durch ihre Strahldichte  $L$ , die angibt, wie viel Energie je Zeiteinheit, Raumwinkel und Flächeneinheit in Ausstrahlungsrichtung ausgesandt wird. Die Temperaturmessung durch Pyrometer erfolgt durch die Erfassung der spektralen Strahldichte. Pyrometer messen das Integral der spektralen Strahldichte  $L_\lambda(\lambda, T)$  über einen bestimmten Spektralbereich  $[\lambda_1, \lambda_2]$ , das in eine Temperatur umgerechnet wird. Zur Beschreibung der Strahlungscharakteristik von realen Oberflächen ist die Einführung des Konzeptes des Schwarzen Körpers erforderlich. Als Schwarzen Körper wird eine idealisierte Oberfläche bezeichnet, die die gesamte auf sie auftreffende Strahlung unabhängig von der Wellenlänge und von der Einstrahlungsrichtung absorbiert. Die emittierte Strahlung ist bei einem Schwarzen Körper von der Abstrahlungsrichtung unabhängig. Ebenso stellt die von einem Schwarzen Strahler emittierte Strahlung ein Maximum dar, das von keiner realen Oberfläche bei gleicher Temperatur und Wellenlänge erreicht werden kann. Die Strahldichte eines schwarzen Strahlers  $L_{\lambda, s}(\lambda, T)$  ist gegeben durch die Plancksche Formel [54]:

$$10.3 \quad L_{\lambda,s}(\lambda, T) = \frac{c_1}{\lambda^5} \cdot \frac{1}{\exp\left(\frac{c_2}{\lambda T}\right) - 1}$$

Mit den Strahlungskonstanten  $c_1 = 119.1 \mu\text{W } \mu\text{m}^2\text{sr}^{-1}$ ,  $c_2 = 14388 \mu\text{m K}$  sowie  $\lambda$ : Wellenlänge  $\mu\text{m}$ ,  $T$ : Temperatur K

Reale Strahler emittieren bei gleicher Temperatur stets weniger als schwarze Körper. Die spektrale Strahlendichte eines nicht schwarzen Körpers ergibt sich aus der eines schwarzen Strahlers gleicher Temperatur durch Multiplikation mit dem spektralen Emissionsgrad  $\varepsilon(\lambda, T)$  des betreffenden Körpers. Die spektrale Strahlendichte  $L_\lambda(\lambda, T)$  eines beliebigen Körpers lässt sich mit der spektralen Strahlendichte  $L_{s,\lambda}(\lambda, T)$  eines schwarzen Körpers mit dem spektralen Emissionsgrad  $\varepsilon(\lambda, T)$  wie folgt in Beziehung setzen:

$$10.4 \quad \frac{L_\lambda(\lambda, T)}{L_{s,\lambda}(\lambda, T)} = \varepsilon(\lambda, T) = a(\lambda, T)$$

Weiterhin ist nach Kirchhoff für alle Körper der Emissionsgrad gleich dem Absorptionsgrad. Ein Schwarzer Körper absorbiert alle auf ihn fallende Strahlung und besitzt daher den Absorptionsgrad 1 [74].

Bei einem Temperaturstrahler ist der spektrale Emissionsgrad zahlenmäßig gleich dem spektralen Absorptionsgrad. Die berührungslose Messung von Oberflächentemperaturen durch Pyrometer erfordert die genaue Kenntnis des Emissionsfaktors.

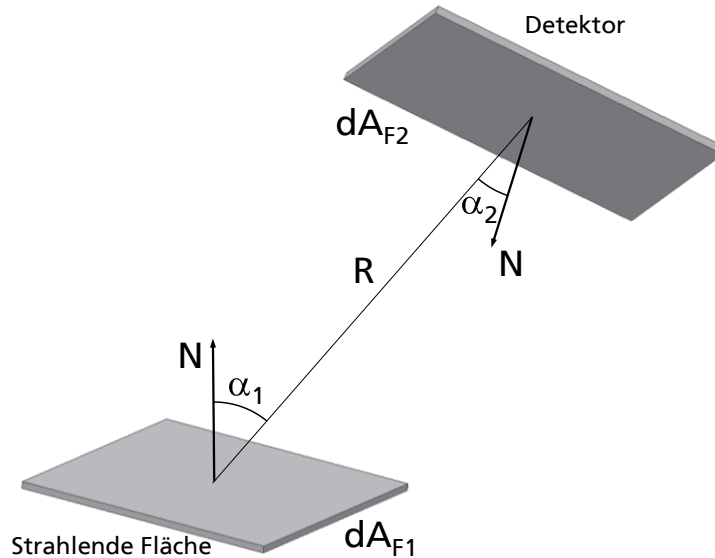
Hinsichtlich der Strahlungscharakteristik ist bei Metallen zu beachten, dass der Emissionsgrad in Abhängigkeit von der Wellenlänge mit zunehmendem Emissionswinkel zunimmt [53]. Darüber hinaus ist bei der Temperaturbestimmung zu beachten, dass die Oberflächenrauheit den Emissionsgrad bis um den Faktor 4 gegenüber einer glatten Oberfläche erhöhen kann [75]. Oxidschichten können den Emissionsgrad signifikant erhöhen. Quotientenpyrometrie führt in der Regel zu größeren Temperaturfehlern als monochromatische Pyrometrie [75].

Für die Ausbreitung jeglicher Art von Strahlung gilt das photometrische Grundgesetz. Das Grundgesetz beschreibt den differentiellen Strahlungsfluss, der ein differentielles Flächenelement  $dA_{F1}$  abstrahlt und der von einem differentiellem Flächenelement  $dA_{F2}$  im Abstand  $R$  aufgenommen wird (Bild 120) [54].

$$10.5 \quad d^2\Phi = \varepsilon(\lambda, T) \cdot L_\lambda(\lambda, T) \cdot \frac{\cos\alpha_1 \cdot \cos\alpha_2}{R^2} \cdot dA_{F1} \cdot dA_{F2}$$

Die Projektionen  $d_{A1} \cdot \cos \alpha$  und  $d_{A2} \cdot \cos \alpha$  stehen dabei senkrecht zur Strahlungsrichtung. Die Winkel  $\alpha_1$  und  $\alpha_2$  geben die Abweichung zur Flächennormalen an.

Bild 120 :  
Schemabild:  
Strahlungsübertrag  
zwischen zwei  
differentiellen  
Flächenelementen,  
nach [54]



Aus den Gleichungen 10.3, 10.4 und 10.5 lässt sich unter Berücksichtigung der Verluste im optischen Strahlengang der Strahlungsfluss in das Strahlungsthermometer für den Wellenlängenbereich  $[\lambda_1, \lambda_2]$  herleiten:

$$10.6 \quad \Phi = \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} \tau(\lambda) \int_{A_{\text{Subst}}} \int_{A_{\text{Detektor}}} \frac{\varepsilon(\lambda, T)}{\lambda^5} \cdot \frac{2 \cdot c_1}{\exp \frac{c_2}{\lambda \cdot T} - 1} \cdot \frac{\cos \alpha_1 \cdot \cos \alpha_2}{R^2} \cdot dA_{F1} \cdot dA_{F2} \cdot d\lambda \quad [54]$$

$A_{\text{Subst}}$ : Substratoberfläche bzw. der Messfleck auf der Substratoberfläche

$A_{\text{Detektor}}$ : Detektoreintrittsfläche

$\tau(\lambda)$ : Spektraler Transmissionsgrad der Vorsatzoptik

Bei dem Quotientenpyrometer kann die Temperatur gemessen werden, ohne dass der Emissionsgrad  $\varepsilon(\lambda, T)$  vorher bestimmt worden ist. Bei einem Quotientenpyrometer wird bei zwei Wellenlängen die spektrale Strahlendichte  $L_\lambda(\lambda, T)$  gemessen. Aus dem Verhältnis der in den zwei Wellenlängenbereichen ausgestrahlten Energiemenge lässt sich die Temperatur berechnen [74].

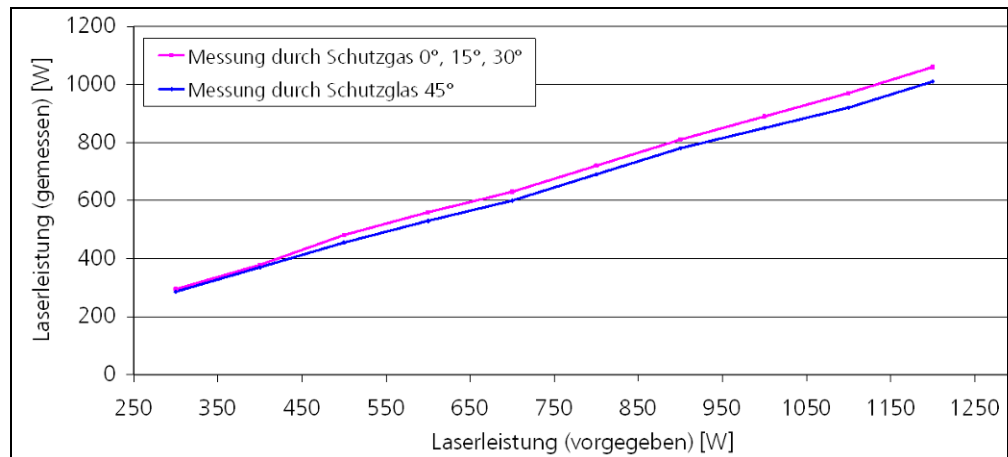
$$10.7 \quad q = \frac{L_\lambda(\lambda_1, T)}{L_\lambda(\lambda_2, T)}$$

Das Quotientenpyrometer ermöglicht so eine genaue und reproduzierbare Temperaturmessung, wenn der Emissionsgrad  $\varepsilon(\lambda, T)$  für beide gemessenen Wellenlängen gleich ist [74].

## 10.2 Leistungsmessungen und Strahldiagnosen des verwendeten Lasersystems

Laserleistungsmessung durch das Schutzgas für unterschiedliche Winkel

Bild 121 :  
Laserleistungs-  
messung durch das  
Schutzgas für  
unterschiedliche  
Winkel



Kaustik der Nd:YAG-Laserstrahlquelle HL 3006D der Firma Trumpf mit einer maximalen Ausgangsleistung von 3 kW

Bild 122 :  
Kaustik und  
Intensitätsverteilung  
der Laserstrahlung  
bei unterschiedlichen  
Laserstrahl-  
durchmessern

