

**Analyse und Modellierung der Einflüsse  
auf das Arbeitsergebnis der elektrochemischen Bearbeitung  
hochtemperaturfester Werkstoffe für Turbinenstrahltriebwerke**

**Dissertation**

zur Erlangung des Grades  
des Doktors der Ingenieurwissenschaften  
der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät  
der Universität des Saarlandes

von

Alexander Ernst

Saarbrücken 2020

Tag des Kolloquiums:	22.01.2021
Dekan:	Prof. Dr. rer. nat. Jörn Walter
Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Dirk Bähre Prof. Dr. Ing. Andreas Schubert
Vorsitz:	Prof. Dr.-Ing. Stefan Seelecke
Akad. Mitarbeiter:	Dr.-Ing. Wolfgang Ripplinger

## **Kurzzusammenfassung**

Die vorliegende Dissertationsschrift befasst sich mit der Entwicklung geeigneter Herangehensweisen für eine zielgerechte sowie effiziente Prozess- und Werkzeugauslegung zur elektrochemischen Fertigung von Bauteilen aus den hochtemperaturfesten Werkstoffen Inconel 718 und Ti-6Al-4V. Dazu werden die grundsätzlichen Einflüsse und Wirkzusammenhänge der Geometrie, der Einstellparameter und des Werkstoffs auf das Arbeitsergebnis analysiert und modelliert. Die entwickelten Modelle werden anhand der konkreten Anwendungsfälle der Geometrieübertragung von Mikrostrukturen sowie der Fertigung einer Triebwerkschaufel experimentell validiert. Die Validierungsergebnisse bestätigen das Potential der vorgestellten Vorgehensweisen, durch eine Verringerung der Iterationsschleifen, Zeit- und Ressourcen in der Prozess- und Werkzeugauslegung einzusparen.

## **Abstract**

This thesis deals with the development of appropriate procedures for a target-oriented and efficient process and tool design for the electrochemical machining of components made of the high-temperature resistant materials Inconel 718 and Ti-6Al-4V. For this purpose, the basic influences and interactions of the geometry, the process parameters and the material on the results are analyzed and modelled. The developed models are experimentally validated using the specific use cases of geometry transfer of microstructures and manufacturing of a turbine jet engine blade. The results of the validation experiments confirm the potential of the presented procedures to save time and resources in process and tool design by reducing the number of iteration loops.

## Vorwort

Diese Dissertation entstand während meiner Tätigkeit am Lehrstuhl für Fertigungstechnik der Universität des Saarlandes. Während dieser Zeit kam ich mit vielen Personen in Kontakt, die mich in verschiedenster Weise unterstützt haben. Ihnen möchte ich an dieser Stelle meinen besonderen Dank aussprechen.

Meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Dirk Bähre, Leiter des Lehrstuhls für Fertigungstechnik der Universität des Saarlandes, danke ich vielmals, dass er mir die Möglichkeit der Promotion geboten hat. Der gemeinsame kritische wissenschaftliche Austausch und die stete Unterstützung schafften die Voraussetzung für die erfolgreiche Umsetzung dieser Arbeit. Überaus dankbar bin ich für die vertrauensvolle und von hohem Freiheitsgrad geprägte Betreuung, die mir neben der fachlichen Entwicklung auch eine persönliche Entwicklung erlaubte.

Prof. Dr.-Ing. Andreas Schubert, Leiter der Professur Mikrofertigungstechnik der Technischen Universität Chemnitz, danke ich für die freundliche Übernahme des Zweitgutachtens.

Herrn Georg Schmidt, Leiter Arbeitsplanung Leistriz Turbinentechnik Nürnberg GmbH, danke ich vielmals für die angenehme und fruchtbare Zusammenarbeit im Projekt „Simulation Kathodendesign“. Die fachlichen Diskussionen sowie wertvollen Erläuterungen und Hinweise in zahlreichen gemeinsamen Telefonaten ermöglichten mir einen tiefen Einblick in das Umfeld der Turbinentechnik und trugen somit zur erfolgreichen Ausgestaltung dieser Arbeit bei.

Ein ganz besonderer Dank gilt meinem Bürokollegen Herrn Thomas Hall, der mir in vielen gemeinsamen Diskussionen wertvolle Hinweise und Ratschläge fachlicher Natur gegeben hat, die maßgebliche Stützen für die erfolgreiche Gestaltung dieser Arbeit darstellten. Über den fachlichen Rahmen hinaus entstand eine Freundschaft, die es mir erleichterte, die Herausforderungen einer Promotion zu bewältigen. Dank dieser Freundschaft werde ich immer mit Freude auf die Zeit am Lehrstuhl zurückblicken.

Ebenso danke ich in besonderer Weise meinem Kollegen Herrn Sven Klein, der mich auf dem Weg der Promotion begleitet hat und dessen Ratschläge und Hinweise mir stets als wichtige Hilfestellungen dienten.

Ein besonderes Dankeschön möchte ich allen ehemaligen und aktuellen wissenschaftlichen Hilfskräften aussprechen, die durch ihre engagierte Arbeit einen großen Beitrag zur Realisierung dieser Dissertation beigetragen haben.

Den technischen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Fertigungstechnik, Herrn Bernd Schmitt und Herrn Stefan Wilhelm danke ich vielmals für die messtechnische Unterstützung sowie die Hilfestellung in Fragen der technischen Umsetzung von Experimenten. Für ihre stete Hilfsbereitschaft sowie den offenen und persönlich geprägten Austausch bin ich überaus dankbar.

Allen ehemaligen und aktuellen Kollegen und Kolleginnen am Lehrstuhl für Fertigungstechnik danke ich für die gute Zusammenarbeit und das angenehme Arbeitsklima.

Den technischen Mitarbeitern der Zentralwerkstatt der Fachrichtung Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, stellvertretend Herrn Carlo Müller und Herrn Sascha Schneider, sowie dem technischen Mitarbeiter des Lehrstuhls für Experimentelle Methodik der Werkstoffwissenschaften, Herrn Peter Limbach, danke ich in besonderer Weise für die Fertigung von Probenkörpern und experimentellen Vorrichtungen.

Herrn Ralf-Kilian Zäh, Gruppenleiter Fertigungsverfahren und -automatisierung am Zentrum für Mechatronik und Automatisierungstechnik gGmbH, danke ich vielmals für die administrative Unterstützung in der Projektarbeit sowie in Fragen der Nutzung der elektrochemischen Fertigungsanlage.

Prof. Dr. phil. habil. Thomas Schmidt danke ich ganz besonders für das rasche und sorgfältige redaktionelle Gegenlesen dieser Arbeit.

Zu guter Letzt möchte ich mich von ganzem Herzen bei meiner Familie bedanken. Meinen Eltern und meinem Bruder danke ich, dass Sie mir durch ihre stete Unterstützung mein Studium ermöglicht haben. Sie haben damit den Grundstein für diese Arbeit gelegt und dienen nicht zuletzt durch ihre Arbeitsmoral und ihren Fleiß stets als Vorbilder für mich. Sie sind ein gewichtiger Grund, warum ich diese Dissertation bewältigen konnte.

Die größte Dankbarkeit empfinde ich für die Unterstützung meiner Frau, die mir während der Promotion mit Rat und Tat zur Seite stand. Trotz eines turbulenten Lebensabschnitts hat sie ihre eigenen Bedürfnisse stets hintan gestellt und mir insbesondere während der schriftlichen Ausarbeitung den Rücken frei gehalten. Nur durch ihre Unterstützung war es mir möglich, die Arbeit in dieser Form fertig zu stellen.

Aus tiefer Dankbarkeit möchte ich diese Arbeit meiner Familie widmen.

## Veröffentlichungen

Teile dieser Arbeit wurden bereits vorab veröffentlicht:

Steuer, P.; Rebschläger, A.; Ernst, A.; Bähre, D.: Process design in Pulse Electrochemical Machining based on material specific data - 1.4301 and electrolytic copper as an example. In: Key Engineering Materials Vols. 651-653, 2015, S. 732-737

Baehre, D.; Ernst, A.; Weißhaar, K.; Natter, H.; Stolpe, M.; Busch, R.: Electrochemical Dissolution Behavior of Titanium and Titanium-based Alloys in Different Electrolytes. In: Procedia CIRP. 42. Jg., 2016, S. 137-142

Ernst, A.; Heib, T.; Bähre, D.: Experimental Study on Fundamental PECM Characteristic of Gamma Titanium Aluminide with Sodium Chloride Electrolyte. In: Proceedings of the 12th International Symposium on Electrochemical Machining Technology, 2016, S. 85-91

Ernst, A.; Heib, T.; Hall, T.; Schmidt, G.; Bähre, D.: Simulation-based tool development for the electrochemical machining of jet engine vanes. In: Proceedings of the 13th International Symposium on Electrochemical Machining Technology, 2017, S. 23-30

Ernst, A.; Heib, T.; Hall, T.; Schmidt, G.; Bähre, D.: Simulation of the Tool Shape Design for the Electrochemical Machining of Jet Engine Vanes. In: Procedia CIRP. 68. Jg., 2018, S. 762-767

Ernst, A.; Hall, T.; Daneshi, A.; Azarhoushang, B.; Bähre, D.: Effects of Electrochemical Postprocessing on Ground Ti-6Al-4V Parts. In: Proceedings of the 14th International Symposium on Electrochemical Machining Technology, 2018, S. 3-10

Hall, T.; Ernst, A.; Jene, T.; Zäh, R.-K.; Bähre, D.: Implementation of a PECM application for the processing of functional surfaces. In: Proceedings of the 14th International Symposium on Electrochemical Machining Technology, 2018, S. 213-219

Bähre, D.; Ernst, A. (Editors): Proceedings of the 15th International Symposium on Electrochemical Machining Technology, 2019

Ernst, A.; Klein, S.; Hall, T.; Avila, L.; Bähre, D.: Electrochemical dressing of hard tools for abrasive precision machining. In: Proceedings of the 15th International Symposium on Electrochemical Machining Technology, 2019, S. 96-103

Ernst, A.; Hall, T.; Frank, A.; Derouach, H.; Bähre, D.: Microstructuring of Inconel 718 via Pulse Electrochemical Machining. In: Proceedings of the 15th International Symposium on Electrochemical Machining Technology, 2019, S. 116-123

Fang, S.; Ernst, A.; Llanes, L.; Bähre, D.: Laser Surface Texturing of PECM Tools and its Validation. Zur Veröffentlichung angenommen in: 20th CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Machining, 2021

# INHALTSVERZEICHNIS

<b>ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS</b> .....	<b>X</b>
<b>SYMBOLVERZEICHNIS</b> .....	<b>XII</b>
<b>ABBILDUNGSVERZEICHNIS</b> .....	<b>XVI</b>
<b>TABELLENVERZEICHNIS</b> .....	<b>XXII</b>
<b>1 EINLEITUNG</b> .....	<b>1</b>
1.1 PROBLEMSTELLUNG.....	1
1.2 ZIELSETZUNG .....	2
<b>2 STAND DER FORSCHUNG UND TECHNIK</b> .....	<b>7</b>
2.1 HOCHTEMPERATURFESTE WERKSTOFFE FÜR TURBINENSTRAHLTRIEBWERKE.....	7
2.1.1 Inconel 718.....	10
2.1.2 Ti-6Al-4V.....	15
2.2 ELEKTROCHEMISCHE BEARBEITUNG .....	19
2.2.1 Anodische Metallauflösung .....	21
2.2.2 Quantitative Beschreibung der Vorgänge an der Anode .....	28
2.2.3 Verfahrensvarianten .....	30
2.3 EINFLUSSGRÖßEN AUF DAS ARBEITSERGEBNIS DER ELEKTROCHEMISCHEN BEARBEITUNG .....	37
2.3.1 Merkmale des Arbeitsergebnisses .....	38
2.3.2 Einflussgröße Geometrie.....	40
2.3.3 Einflussgröße Einstellparameter .....	40
2.3.4 Einflussgröße Werkstoff .....	42
2.4 UNTERSUCHUNGEN ZUR ELEKTROCHEMISCHEN BEARBEITUNG VON INCONEL 718 UND Ti-6Al-4V.....	48
2.4.1 Untersuchungen zu Inconel 718.....	48
2.4.2 Untersuchungen zu Ti-6Al-4V .....	50
2.4.3 Identifikation der Wissenslücken .....	53
<b>3 WERKSTOFFANALYSE</b> .....	<b>55</b>
<b>4 GEOMETRIEÜBERTRAGUNG VON MIKROSTRUKTUREN MITTELS GEPULSTER ELEKTROCHEMISCHER BEARBEITUNG</b> .....	<b>63</b>
4.1 MOTIVATION .....	63
4.2 MODELLBILDUNG MITHILFE VON MATERIALKENNLINIEN .....	64
4.2.1 Untersuchungsbedingungen .....	64
4.2.2 Identifizierung der Prozessrandbedingungen.....	67
4.2.3 Aufnahme der Materialkennlinien .....	76
4.3 EXPERIMENTELLE VALIDIERUNG.....	99
4.3.1 Untersuchungsbedingungen .....	99
4.3.2 Geometrieübertragung der Mikrostrukturen .....	100
4.4 FAZIT ZUR GEOMETRIEÜBERTRAGUNG VON MIKROSTRUKTUREN MITTELS GEPULSTER ELEKTROCHEMISCHER BEARBEITUNG.....	123



---

<b>5</b>	<b>KATHODENAUSLEGUNG FÜR DIE ELEKTROCHEMISCHE SENKBEARBEITUNG EINER TRIEBWERKSCHAUFEL .....</b>	<b>127</b>
5.1	MOTIVATION .....	127
5.2	VORGEHENSWEISE .....	129
5.3	MODELLBILDUNG MITHILFE VON BERECHNUNGsalGORITHMEN.....	132
5.3.1	Theoretischer Hintergrund des Simulationsprogramms.....	132
5.3.2	Ermittlung materialspezifischer Daten.....	137
5.3.3	Simulation.....	139
5.4	EXPERIMENTELLE VALIDIERUNG.....	143
5.4.1	„2D“-Validierung .....	143
5.4.2	„3D“-Validierung .....	147
5.5	FAZIT ZUR KATHODENAUSLEGUNG FÜR DIE ELEKTROCHEMISCHE SENKBEARBEITUNG EINER TRIEBWERKSCHAUFEL .....	153
<b>6</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK .....</b>	<b>155</b>
6.1	ZUSAMMENFASSUNG.....	155
6.2	AUSBLICK.....	158
	<b>LITERATURVERZEICHNIS .....</b>	<b>160</b>
<b>ANHANG A</b>	<b>GERÄTELISTE .....</b>	<b>173</b>
<b>ANHANG B</b>	<b>ERGEBNISSE KAPITEL 4.2.2: IDENTIFIZIERUNG DER PROZESSRANDBEDINGUNGEN.....</b>	<b>175</b>
<b>ANHANG C</b>	<b>ERGEBNISSE KAPITEL 4.2.3: AUFNAHME DER MATERIALKENNLINIEN .....</b>	<b>183</b>
<b>ANHANG D</b>	<b>TECHNISCHE ZEICHNUNGEN DER LASERSTRUKTURIERTEN WERKZEUGE .....</b>	<b>189</b>
<b>ANHANG E</b>	<b>ERGEBNISSE KAPITEL 4.3.2: GEOMETRIEÜBERTRAGUNG DER MIKROSTRUKTUREN.....</b>	<b>190</b>
<b>ANHANG F</b>	<b>ERGEBNISSE KAPITEL 5.3.2: ERMITTLUNG MATERIALSPEZIFISCHER DATEN .....</b>	<b>204</b>

## ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS

Abs Abw	Absolute Abweichung
ACARE	Rat für Luft- und Raumfahrtforschung in Europa (engl.: Advisory Council for Aeronautics Research in Europe)
BE	Begleitelement
CAD	Computer Aided Design
AMS	Aerospace Materials Specifications
CFD	Numerische Strömungsmechanik (engl.: Computational Fluid Dynamics)
DC-ECM	Gleichstrom-ECM
DIN	Deutsches Institut für Normung
EBSD	Elektronenrückstreubeugung (engl.: Electron Backscatter Diffraction)
EC	Elektrochemisch
ECM	Elektrochemische Bearbeitung (engl.: Electrochemical Machining)
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie (engl.: Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy)
E-Feld	Elektrisches Feld
EN	Europäische Norm
Fa.	Firma
gew	Gewicht
hdp	Hexagonal dichteste Kugelpackung
i.A.	Im Allgemeinen
i.d.R.	In der Regel
ISO	International Organization for Standardization
Jet-ECM	Jet-Electrochemical Machining
kfz	Kubisch flächenzentriert
KG	Korngrenze
KMG	Koordinatenmessgerät
krz	Kubisch raumzentriert
LSM	Laserscanning Mikroskop
LSV	Linear Sweep Voltammetry
Max.	Maximum
Min.	Minimum
MRR	Materialabtragsrate (engl.: Material Removal Rate)
MW	Mittelwert

---

Nr.	Nummer
PECM	Gepulste elektrochemische Bearbeitung (engl.: Pulse Electrochemical Machining)
PMMA	Polymethylmethacrylat
ps-Laser	Picosecond-Laser
RE	Rückstreuelektronen
Rel Abw	Relative Abweichung
REM	Rasterelektronenmikroskop
SE	Sekundärelektronen
SMR	Spezifische Massenabtragsrate (engl.: Specific Mass Removal)
Stabw	Standardabweichung
u.a.	Unter anderem
UPECM	Ultrashort Pulse Electrochemical Machining
UT	Unterer Totpunkt
WS	Werkstück
WZ	Werkzeug

## SYMBOLVERZEICHNIS

A	Anodenquerschnitt	mm <sup>2</sup>
A <sub>b</sub>	Bruchdehnung	%
a <sub>i</sub>	Punkt i auf der Anodenoberfläche	
a <sub>i,ist</sub>	Berechnete Position des Punkts i auf der Anodenoberfläche	
a <sub>i,soll</sub>	Zielposition des Punkts i auf der Anodenoberfläche	
Al	Aluminium	
B	Bor	
C	Kohlenstoff	
Cl	Chlor	
Co	Cobalt	
CO <sub>2</sub>	Kohlenstoffdioxid	
Cr	Chrom	
Cu	Kupfer	
d	Lateraler Abstand zwischen den Mittelpunkten der Einzelstrukturen der laserstrukturierten Werkzeuge	µm
d <sub>A</sub>	Atomabstand	
E	E-Modul	Gpa
e <sup>-</sup>	Elektron	
E <sub>0</sub>	Normalpotential	V
F	Faraday Konstante (=96.485,3365)	As/mol
f	Frequenz	Hz
Fe	Eisen	
f <sub>elektr</sub>	Elektrische Frequenz	Hz
f <sub>mechan</sub>	Mechanische Frequenz	Hz
Geometriemerkm <sub>al</sub> ist	Messwert des Geometriemerkmals	µm
Geometriemerkm <sub>al</sub> soll	Soll-Wert des Geometriemerkmals	µm
Geometriemerkm <sub>al</sub> WS	Gemessene Dimension des Geometriemerkmals auf dem Werkstück	µm
Geometriemerkm <sub>al</sub> WZ	Gemessene Dimension des Geometriemerkmals auf dem Werkzeug	µm
H	Wasserstoff	
h	Strukturhöhe/-tiefe	µm

HCl	Salzsäure	
H <sup>+</sup>	Proton	
$\vec{h}_{a_i}$	Betrag der Verschiebung des Punktes a <sub>i</sub> auf der Anodenoberfläche	mm
H <sub>2</sub> ↑	Gasförmiger Wasserstoff	
H <sub>2</sub> O	Wassermolekül	
I	Stromstärke	A
J	Stromdichte	A/cm <sup>2</sup>
J <sub>Korr</sub>	Korrosionsstromdichte	A/cm <sup>2</sup>
J <sub>lokal,ai</sub>	Lokale Stromdichte am Punkt a <sub>i</sub> auf der Anodenoberfläche	A/cm <sup>2</sup>
J <sub>min</sub>	Mindeststromdichte	A/cm <sup>2</sup>
k <sub>i</sub>	Punkt i auf der Kathodenoberfläche	
k <sub>i,korr</sub>	Korrigierte Position des Punkts i auf der Kathodenoberfläche	
M	Molare Masse	g/mol
Me	Metallatom	
Me(OH) <sub>n,↓</sub>	Schwer lösliche Metallhydroxidverbindung	
Me <sub>ad</sub>	Ad-Atom	
Me <sub>Gitter</sub>	Gitter-Atom	
Me <sup>n+</sup>	N-fach positiv geladenes Metallkation	
M <sub>i</sub>	Molare Masse des Elements i	g/mol
Mn	Mangan	
Mo	Molybdän	
m <sub>theo</sub>	Theoretischer Massenabtrag	g
N	Stickstoff	
n	Anzahl der abgegebenen Elektronen	
$\vec{n}_{a_i}$	Normalvektor zu Anodenoberfläche am Punkt a <sub>i</sub>	
Na	Natrium	
NaCl	Natriumchlorid	
NaNO <sub>3</sub>	Natriumnitrat	
Nb	Niob	
Ni	Nickel	
NO <sub>2</sub> <sup>-</sup>	Nitritanion	
NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	Nitratanion	
NO <sub>x</sub>	Stickstoffoxid	

O	Sauerstoff	
O <sub>2</sub> ↑	Gasförmiger Sauerstoff	
OH <sup>-</sup>	Hydroxidation	
P	Phase	%
P	Phosphor	
p <sub>el</sub>	Elektrolytdruck	bar
p <sub>i</sub>	Gewichtsprozentanteil des Elements i	%
R	Elektrischer Widerstand	Ω
r	Kugelradius	μm
R <sup>2</sup>	Bestimmtheitsmaß	
R <sub>a</sub>	Arithmetischer Mittenrauwert	μm
R <sub>m</sub>	Zugfestigkeit	MPa
R <sub>max</sub>	Maximale Einzelrautiefe	μm
R <sub>p0,2</sub>	Streckgrenze	MPa
R <sub>p0,2/500°C</sub>	Streckgrenze bei 500 °C	MPa
R <sub>z</sub>	Gemittelte Rautiefe	μm
S	Schwefel	
s	Arbeitsspalt	mm
Si	Silizium	
S <sub>lokal,ai</sub>	Lokaler Arbeitsspalt am Punkt a <sub>i</sub> auf der Anodenoberfläche	mm
SMR <sub>prakt</sub>	Praktische spezifische Massenabtragsrate	mg/C
SMR <sub>theo</sub>	Theoretische spezifische Massenabtragsrate	mg/C
t	Bearbeitungsdauer	s
Ta	Tantal	
T <sub>el</sub>	Elektrolyttemperatur	°C
Ti	Titan	
TiAl	Titanaluminid	
T <sub>m</sub>	Schmelztemperatur	°C
t <sub>off</sub>	Pulspause	ms
t <sub>on</sub>	Pulsbreite	ms
t <sub>PECM</sub>	PECM-Bearbeitungszeit	s
U	Bearbeitungsspannung	V
U <sub>el</sub>	Spannungsabfall im Elektrolyt	V
U <sub>pol</sub>	Polarisationsspannung	V
U <sub>pol,A</sub>	Spannungsabfall an der Anode	V

$U_{\text{pol,K}}$	Spannungsabfall an der Kathode	V
V	Vanadium	
$V_a$	Abtragungsgeschwindigkeit	mm/min
$V_f$	Vorschubgeschwindigkeit	mm/min
$V_{f,\text{Kathode}}$	Vorschubgeschwindigkeit der Kathode	mm/min
$V_{f,\text{Werkstück}}$	Vorschubgeschwindigkeit des Werkstücks	mm/min
$V_{\text{theo}}$	Theoretischer Volumenabtrag	mm <sup>3</sup>
w	Strukturbreite	μm
$W_{\text{ws10}}$	Rillenbreite auf dem Werkstück bei 10 % der Rillengesamthöhe	μm
$W_{\text{ws50}}$	Rillenbreite auf dem Werkstück bei 50 % der Rillengesamthöhe	μm
$W_{\text{ws90}}$	Rillenbreite auf dem Werkstück bei 90 % der Rillengesamthöhe	μm
Z	Auflösungsvaleanz	
$Z_v$	Vibratorposition	μm
$Z_K$	Kathodenposition	mm
$Z_i$	Wertigkeitsänderung des Elements i	
$\alpha$	Raumwinkel zwischen dem Fehlervektor und der Vorschubrichtung der Kathode	°
$\overrightarrow{\Delta a_{i,\text{soll-ist}}}$	Fehlervektor des Punkts i auf der Anoden- oberfläche	mm
$\Delta m_{\text{prakt}}$	Praktischer Massenverlust	mg
$\Delta_{\text{rel}}$	relative Abweichung	%
$\Delta W_{\text{ws,max}}$	maximaler Unterschied in den Messwerten der lokalen Rillenbreiten auf dem Werkstück	μm
$\varepsilon$	Anodenpotential	V
$\varepsilon_{\text{Flade}}$	Fladepotential	V
$\eta$	Wirkungsgrad	%
$\rho$	Dichte	g/cm <sup>3</sup>
$\rho_{\text{leg}}$	Dichte der Legierung	g/cm <sup>3</sup>
$\sigma_{\text{el}}$	spezifische Elektrolytleitfähigkeit	mS/cm

# ABBILDUNGSVERZEICHNIS

Abbildung 1-1: Untersuchungskonzept bei der Geometrieübertragung von Mikrostrukturen mittels gepulster elektrochemischer Bearbeitung in Kapitel 4 .....	5
Abbildung 1-2: Untersuchungskonzept bei der Kathodenauslegung für die elektrochemische Senkbearbeitung einer Triebwerkschaufel in Kapitel 5 .....	6
Abbildung 2-1: Spezifische Festigkeit als Funktion der Temperatur ausgewählter Strukturmaterialien, ähnlich zu [LePe05] .....	8
Abbildung 2-2: Schematische Darstellung des grundlegenden Aufbaus und Werkstoffeinsatzes in einem typischen Turbinenstrahltriebwerk für Zivilflugzeuge, ähnlich zu [Reed06] .....	9
Abbildung 2-3: (a) Kfz-Kristallstruktur der $\gamma$ -Phase. (b) $L1_2$ -Kristallstruktur der intermetallischen $\gamma'$ -Phase. (c) $D0_{22}$ -Kristallstruktur der intermetallischen $\gamma''$ -Phase. (d) $D0_a$ -Kristallstruktur der intermetallischen $\delta$ -Phase .....	12
Abbildung 2-4: Relative Positionen wichtiger Legierungselemente von Inconel 718 im Periodensystem, ähnlich zu [Reed06]. Atomradienwerte entnommen aus [Bind99] .....	12
Abbildung 2-5: Beispielhafte Lichtmikroskopaufnahme von Inconel 718 [Turk12].....	13
Abbildung 2-6: (a) Hcp-Kristallstruktur der $\alpha$ -Phase. (b) Krz-Kristallstruktur der $\beta$ -Phase .....	16
Abbildung 2-7: Einfluss des $\alpha$ - und $\beta$ -Phasenanteils auf die mechanischen Eigenschaften von Ti-6Al-4V, in Anlehnung an [Froe15].....	17
Abbildung 2-8: Gefügetypen in $\alpha + \beta$ Ti-Legierung. (a) Lamellares Gefüge [LePe05]. (b) Globulares Gefüge [LüWi07]. (c) Duplexgefüge [LüWi07].....	18
Abbildung 2-9: Einordnung des ECM-Verfahrens gemäß der Einteilungssystematik der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 und DIN 8590, ähnlich zu [DIN03a; DIN03b] .....	21
Abbildung 2-10: Prinzip der anodischen Metallauflösung .....	22
Abbildung 2-11: Vereinfachte schematische Darstellung des Auflösungsvorgangs an der Anode, ähnlich zu [Kaes11] .....	23
Abbildung 2-12: Schematischer Verlauf der Stromdichte-Potentialkennlinie, ähnlich zu [KIKö07].....	25
Abbildung 2-13: Qualitativer Verlauf der Wirkungsgradkurven für NaCl und NaNO <sub>3</sub> für die Bearbeitung von Fe oder Ni, ähnlich zu [Steu16] .....	27
Abbildung 2-14: Lochfraßerscheinungen bei der Bearbeitung von Ti-6Al-4V mit NaCl.....	28
Abbildung 2-15: Randzonenvergleich geschliffener und ECM-bearbeiteter Ti-6Al-4V Werkstücke. (a) Martensitisches Umwandlungsgefüge in der Randzone infolge der thermischen und mechanischen Belastungen bei der Schleifbearbeitung. (b) Keine Gefügeumwandlung durch die ECM-Bearbeitung [EHDA18].....	31
Abbildung 2-16: Schematische Darstellung des Abbldevorgangs beim ECM.....	32
Abbildung 2-17: Prinzip des Prozessverlaufs beim ECM, in Anlehnung an [Rebs16] .....	32
Abbildung 2-18: Stirn- und Seitenspaltausbildung beim ECM, in Anlehnung an [Rebs16].....	33



Abbildung 2-19: Schematische Darstellung des Spannungsabfalls im Arbeitsspalt, in Anlehnung an [Rebs16] .....	34
Abbildung 2-20: Prinzip des Prozessverlaufs beim PECM, ähnlich zu [Rebs16].....	35
Abbildung 2-21: Einflussgrößen auf das Arbeitsergebnis beim (P)ECM, in Anlehnung an [KIKö07]....	38
Abbildung 2-22: Pulsbreite und Phase beim PECM.....	42
Abbildung 2-23: Einflüsse des Werkstückwerkstoffs auf Stromdichte, Abtragsleistung, Abbildegengenauigkeit und Oberflächengüte .....	43
Abbildung 2-24: Einfluss der Kristallorientierung auf den elektrochemischen Abtrag, ähnlich zu [Lind77].....	44
Abbildung 2-25: Einfluss der elektrochemischen Löslichkeit der Phasen auf den elektrochemischen Abtrag, ähnlich zu [Lind77].....	46
Abbildung 2-26: Unterschiedliche Oberflächenausbildungen in Abhängigkeit der elektrochemischen Natur der Korngrenzenausscheidungen: (a) Grabenbildung bei edlen Ausscheidungen, (b) Terrassenbildung bei weniger edlen Ausscheidungen, ähnlich zu [Lind77] .....	47
Abbildung 3-1: REM-Aufnahmen der untersuchten Inconel 718-Legierung. SE-Bilder mit 500-facher (a) und 5.000-facher Vergrößerung (b) .....	57
Abbildung 3-2: EDX-Analyse der untersuchten Inconel 718-Legierung.....	58
Abbildung 3-3: EBSD-Phasenanalyse des Inconel 718-Probenmaterials (a) Darstellung des Messbereichs als SE-Bild (b) Phasenzuordnung durch Falschfarbendarstellung. Rot: $\gamma$ -Phase, blau: $\delta$ -Phase .....	59
Abbildung 3-4: REM-Aufnahmen der untersuchten Ti-6Al-4V-Legierung. RE Bilder mit 2.000-facher (a) und 10.000-facher Vergrößerung (b) .....	60
Abbildung 3-5: EDX-Analyse der untersuchten Ti-6Al-4V-Legierung .....	61
Abbildung 4-1: PECM-Senkanlage <i>PEMCenter 8000</i> [NN11].....	64
Abbildung 4-2: Versuchsaufbau der PECM-Stirrspaltversuche.....	65
Abbildung 4-3: Versuchsplan zur Identifizierung der Prozessrandbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien.....	69
Abbildung 4-4: Ergebnisse der Experimente zur Identifizierung der Prozessrandbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien von Inconel 718. (a) Variation der Pulsbreite, (b) Variation der Frequenz, (c) Variation der Phase und (d) Variation des Spüldrucks .....	71
Abbildung 4-5: Ergebnisse der Experimente zur Identifizierung der Prozessrandbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien von Ti-6Al-4V. (a) Variation der Pulsbreite, (b) Variation der Frequenz, (c) Variation der Phase und (d) Variation des Spüldrucks .....	72
Abbildung 4-6: $v_f$ -J-Materialkennlinien als Ergebnisse der Stirrspaltversuche. (a) $v_f$ -J-Materialkennlinie von Inconel 718, (b) $v_f$ -J-Materialkennlinie von Ti-6Al-4V .....	78
Abbildung 4-7: $SMR_{\text{prakt-J}}$ -Materialkennlinien als Ergebnisse der Stirrspaltversuche. (a) $SMR_{\text{prakt-J}}$ -Materialkennlinie von Inconel 718, (b) $SMR_{\text{prakt-J}}$ -Materialkennlinie von Ti-6Al-4V .....	80

Abbildung 4-8: s-J-Materialkennlinien als Ergebnisse der Stirnspaltversuche. (a) s-J-Materialkennlinie von Inconel 718, (b) s-J-Materialkennlinie von Ti-6Al-4V .....	82
Abbildung 4-9: R <sub>z</sub> -J-Materialkennlinien als Ergebnisse der Stirnspaltversuche. (a) R <sub>z</sub> -J-Materialkennlinie von Inconel 718, (b) R <sub>z</sub> -J-Materialkennlinie von Ti-6Al-4V .....	83
Abbildung 4-10: REM-Aufnahmen der Inconel 718-Probenoberflächen nach der Bearbeitung mit unterschiedlichen Stromdichten. 500-fach vergrößerte SE-Bilder als Draufsicht. (a) J = 5 A/cm <sup>2</sup> , (b) J = 43 A/cm <sup>2</sup> , (c) J = 60 A/cm <sup>2</sup> , (d) J = 87 A/cm <sup>2</sup> .....	84
Abbildung 4-11: Im Randbereich auftretende Phänomene einer Inconel 718-Probe, die mit J = 6 A/cm <sup>2</sup> bearbeitet wurde. (a) 5.000-fach vergrößertes SE-Bild als Übersicht. (b) - (d) 5.000-fach vergrößerte RE-Bilder.....	87
Abbildung 4-12: Einfluss der δ-Phasenverteilung auf die Spaltvermessung, ähnlich zu [Webe16].....	88
Abbildung 4-13: REM-Aufnahmen der Randzonen der Inconel 718-Proben nach der Bearbeitung mit unterschiedlichen Stromdichten. 5.000-fach vergrößerte SE-Bilder der Querschliffe. (a) J = 6 A/cm <sup>2</sup> , (b) J = 42 A/cm <sup>2</sup> , (c) J = 62 A/cm <sup>2</sup> , (d) J = 86 A/cm <sup>2</sup> .....	88
Abbildung 4-14: Qualitatives Modell zur Beschreibung des Auflösungsprozesses von Inconel 718 bei der gepulsten elektrochemischen Bearbeitung in NaNO <sub>3</sub> , in Anlehnung an [WZWZ15] .....	90
Abbildung 4-15: REM-Aufnahmen der Ti-6Al-4V-Probenoberfläche nach der Bearbeitung mit der geringsten Stromdichte von J = 14 A/cm <sup>2</sup> . (a) 38-fach vergrößertes SE-Bild als Draufsicht, (b) 300-fach vergrößertes SE-Bild als Draufsicht .....	91
Abbildung 4-16: REM-Aufnahmen der Randzonen der Ti-6Al-4V-Proben nach der Bearbeitung mit unterschiedlichen Stromdichten. 10.000-fach vergrößerte SE- und RE-Bilder als Draufsicht. (a) J = 14 A/cm <sup>2</sup> , (b) J = 89 A/cm <sup>2</sup> , (c) J = 147 A/cm <sup>2</sup> , (d) J = 210 A/cm <sup>2</sup> .....	95
Abbildung 4-17: Qualitatives Modell zur Beschreibung des Auflösungsprozesses von Ti-6Al-4V bei der gepulsten elektrochemischen Bearbeitung in NaNO <sub>3</sub> .....	96
Abbildung 4-18: Direkter Vergleich der Materialkennlinien von Inconel 718 und Ti-6Al-4V. (a) v <sub>f</sub> -J-Materialkennlinie, (b) SMR <sub>prakt</sub> -J-Materialkennlinie, (c) s-J-Materialkennlinie, (d) R <sub>z</sub> -J-Materialkennlinie .....	97
Abbildung 4-19: Vorgehensweise zur graphischen Bestimmung der Vorschubgeschwindigkeiten aus den Materialkennlinien von Inconel 718 (a) und Ti-6Al-4V (b).....	101
Abbildung 4-20: Definition der am Werkzeug (WZ) und Werkstück (WS) zu vermessenden Geometriemerkmale der Halbkugel- (a) und Rillenstruktur (b). h: Strukturhöhe bzw.-tiefe, w: Strukturbreite, d: lateraler Abstand zwischen den Mittelpunkten der Einzelstrukturen, r: Kugelradius, in Anlehnung an [EHFD19].....	102
Abbildung 4-21: Definition der Messbereiche auf dem halbkugelstrukturierten Werkstück (a) und dem rillenstrukturierten Werkstück (b), in Anlehnung an [Fran20] .....	103
Abbildung 4-22: (a) Charakteristische Ausbildung von Spülriefen auf einer Inconel 718-Probenoberfläche, die in den Stirnspaltversuchen im Rahmen der Aufnahme der Materialkennlinien aufgetreten sind. Mithilfe der eingezeichneten Pfeile wird die Spülrichtung sowie der Verlauf der Riefen verdeutlicht, ähnlich zu [Fran20]. (b) Bestimmung der Rillenbreite durch Vermessung der lokalen Breiten auf 10 % (w <sub>ws10</sub> ), 50 % (w <sub>ws50</sub> ) und 90 % (w <sub>ws90</sub> ) der Rillengesamthöhe, in Anlehnung an [Fran20] .....	103

Abbildung 4-23: Exemplarische Ergebnisse der Validierungsexperimente. (a) Halbkugelstrukturierte Inconel 718-Probe, (b) rillenstrukturierte Inconel 718-Probe, (c) halbkugelstrukturierte Ti-6Al-4V-Probe, (d) rillenstrukturierte Ti-6Al-4V-Probe ..... 104

Abbildung 4-24: Darstellung des Strömungseinflusses auf die Messwerte und relativen Abweichungen der Geometriemerkmale  $h$  (a),  $r$  (b) und  $d$  (c) am Beispiel von Inconel 718-Proben, die mit dem halbkugelstrukturierten Werkzeug und einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden ..... 106

Abbildung 4-25: Beispielhafte Aufnahme einer bearbeiteten Probenoberfläche. Die Höheninformationen der erzeugten Halbkugelstrukturen werden in Form von Falschfarben vermittelt, wobei die Tiefen in Form von Blautönen und die Höhen in Orangetönen angezeigt werden. Die Auflösung der Kugelzwischenräume und die dadurch verursachte Überlagerung benachbarter Strukturen werden durch die gelb-grüne Farbgebung gekennzeichnet..... 107

Abbildung 4-26: Die durch die Seitenspaltbearbeitung verursachte Auflösung der Kugelzwischenräume sorgt dafür, dass die gemessenen Ist-Werte der Kugeltiefen  $h_{ist}$  geringer ausfallen als es aufgrund der Soll-Werte  $h_{soll}$  auf dem Werkzeug zu erwarten wäre..... 107

Abbildung 4-27: Schematische Darstellung der Verhältnisse im Arbeitsspalt als Dreiviertelschnitt-Ansicht, ähnlich zu [Fran20] ..... 108

Abbildung 4-28: Ergebnis der CFD-Simulation zur Darstellung des Strömungsverhaltens im Arbeitsspalt unter Verwendung des halbkugelstrukturierten Werkzeugs, in Anlehnung an [Fran20] 109

Abbildung 4-29: LSM-Aufnahmen an verschiedenen Messstellen der Inconel 718-Probenoberflächen, die mit dem halbkugelstrukturierten Werkzeug und einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden. (a) Messstelle A1, (b) Messstelle A2, (c) Messstelle B1, (d) Messstelle B2, (e) Messstelle B3, (f) Messstelle C1, (g) Messstelle C2 ..... 111

Abbildung 4-30: Darstellung des Strömungseinflusses auf die Messwerte und relativen Abweichungen der vermessenen Geometriemerkmale  $h$  (a) und  $w$  (b) am Beispiel von Inconel 718-Proben, die mit dem rillenstrukturierten Werkzeug und einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden ..... 113

Abbildung 4-31: Ergebnis der CFD-Simulation zur Darstellung des Strömungsverhaltens im Arbeitsspalt unter Verwendung des rillenstrukturierten Werkzeugs, in Anlehnung an [Fran20]..... 113

Abbildung 4-32: (a) Die geringeren Abweichungen zwischen den lokalen Breitenmessungen führen bei flachen Rillen zu einem höheren Gesamtmesswert der Rillenbreite und damit zu einer geringeren Abweichung zum Soll-Wert. (b) Mit zunehmender Rillenhöhe nehmen die Abweichungen der lokalen Breitenmessungen zu und das resultierende Messergebnis weicht stärker vom Soll-Wert ab ..... 114

Abbildung 4-33: Während die bei großen Spaltweiten eingebrachte Rille breiter als die Referenzgeometrie ausfällt (a), fällt die bei kleinen Spaltweiten eingebrachte Rille schmaler aus als die Referenzgeometrie (b)..... 114

Abbildung 4-34: LSM-Aufnahmen an verschiedenen Messstellen der Inconel 718-Probenoberflächen, die mit dem rillenstrukturierten Werkzeug und einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden. (a) Messstelle A1, (b) Messstelle A2, (c) Messstelle B1, (d) Messstelle B2, (e) Messstelle B3, (f) Messstelle C1, (g) Messstelle C2 ..... 116

Abbildung 4-35: Darstellung des Morphologieeinflusses auf die relativen Abweichungen der Geometriemerkmale  $h$  (a) und  $w$  bzw.  $r$  (b) am Beispiel von Inconel 718-Proben, die mit einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden ..... 118

Abbildung 4-36: Darstellung des Einstellparametereinflusses auf die relativen Abweichungen der Geometriemerkmale am Beispiel von Inconel 718-Proben, die mit den kugel- und rillenstrukturierten Werkzeugen bearbeitet und im Messbereich B3 vermessen wurden .....	119
Abbildung 4-37: LSM-Aufnahmen an Messstelle B3: Inconel 718-Probenoberflächen, die bei verschiedenen Spaltweiten mit dem kugel- und rillenstrukturierten Werkzeug bearbeitet wurden. (a) und (b) $s = 0,010$ mm, (c) und (d) $s = 0,050$ mm, (e) und (f) $s = 0,100$ mm.....	120
Abbildung 4-38: Darstellung des Werkstoffeinflusses auf die Replikationsgüte durch die Gegenüberstellung der relativen Abweichungen der Geometriemerkmale von Inconel 718- und Ti-6Al-4V-Proben, die mit dem kugel- und rillenstrukturierten Werkzeug mit einem Arbeitsspalt von $s = 0,010$ mm bearbeitet und im Messbereich B3 vermessen wurden .....	121
Abbildung 4-39: LSM-Aufnahmen an Messstelle B3: Inconel 718 und Ti-6Al-4V-Probenoberflächen, die bei $s = 0,010$ mm mit dem kugel- und rillenstrukturierten Werkzeug bearbeitet wurden. (a) Inconel 718 Kugelstruktur, (b) Ti-6Al-4V Kugelstruktur, (c) Inconel 718 Rillenstruktur, (d) Ti-6Al-4V Rillenstruktur.....	122
Abbildung 5-1: Schnittansicht des <i>PW1100G</i> -Turbinenstrahltriebwerks [WWW6] sowie Detailansicht der im Rahmen der Untersuchungen betrachteten Verdichterleitschaufel .....	128
Abbildung 5-2: Vorgehensweise im Rahmen der Kathodenauslegung für die elektrochemische Senkbearbeitung der Verdichterschaufel. Quelle Abbildung Experimentelle Validierung: [NN1] .....	130
Abbildung 5-3: Einteilung der untersuchten Verdichterschaufel in 17 ebene Schnitte, ähnlich zu [EHHS17].....	131
Abbildung 5-4: Schematische Darstellung der einzelnen Berechnungsschritte der Vorwärtssimulation der anodischen Metallauflösung, ähnlich zu [Rebs16].....	133
Abbildung 5-5: Korrektur der Kathodengeometrie durch Verschieben der einzelnen Kathodenpunkte $k_i$ um den Betrag $\Delta a_{i,ist-soll}$ und in Richtung des berechneten Fehlervektors $\Delta a_{i,ist-soll}$ .....	135
Abbildung 5-6: Schematische Darstellung der einzelnen Berechnungsschritte des kompletten Berechnungsalgorithmus der Kathodensimulation. Innere Schleife: Vorwärtssimulation der anodischen Ausflösung mit vorgegebener Kathodengeometrie. Äußere Schleife: Inverse Korrektur der Kathodengeometrie zur Fertigung der vorgegebenen Anodengeometrie, ähnlich zu [Rebs16].....	136
Abbildung 5-7: Aus den Stirnspaltversuchen resultierendes Materialmodell in Form einer $SMR_{\text{prakt-J}}$ -Fitkurve.....	139
Abbildung 5-8: Begriffserläuterungen am Querschnitt einer typischen Triebwerkschaufel, ähnlich zu [EHHS17].....	139
Abbildung 5-9: Startanordnung der Simulation, ähnlich zu [EHHS18].....	140
Abbildung 5-10: Finales Simulationsergebnis, ähnlich zu [EHHS18].....	142
Abbildung 5-11: Finales Simulationsergebnis mit eingefügtem Toleranzband, ähnlich zu [EHHS18].....	143
Abbildung 5-12: Experimenteller Aufbau der „2D“-Validierungsexperimente, ähnlich zu [EHHS17] ..	144
Abbildung 5-13: Beispielhafte Ausschnitte der Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen des „2D“-Validierungsexperiments inklusive Überlagerung der Simulationsergebnisse, wobei die Zielgeometrie in Schwarz, die berechnete Kathodengeometrie in Blau und die simulierte anodische Auflösung in Rot gekennzeichnet sind, ähnlich zu [EHHS17] .....	146

---

Abbildung 5-14: Messergebnis des bearbeiteten Schaufelblechs, ähnlich zu [EHHS17] .....	147
Abbildung 5-15: DC-ECM-Senkanlage <i>EC2010</i> [NN2] .....	148
Abbildung 5-16: Versuchsaufbau und Kinematik der DC-ECM-Schaufelbearbeitung .....	149
Abbildung 5-17: Gefertigte Schaufel als Ergebnis des „3D“-Validierungsexperiments [EHHS18].....	149
Abbildung 5-18: Messergebnis des Schnitts 10 der gefertigten Schaufel. (a) Vergleich zwischen gemessener Anodengeometrie und Zielgeometrie der Anode. (b) Abgleich der gemessenen Anodengeometrie mit der Fertigungstoleranz. (c) separate Einpassungen der Ein- und Austrittskante, ähnlich zu [EHHS18] .....	150
Abbildung 5-19: Kathodenkorrektur mit fester Basis der Fehlervektoren normal zur berechneten Anodenoberfläche: Fehlinterpretation der Abweichungen zwischen der berechneten Anodenoberfläche und der Ziel-Anodenoberfläche bei Raumwinkeln größer $45^\circ$ im Kantenbereich.	152

# TABELLENVERZEICHNIS

Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung von Inconel 718 nach DIN 1744 [DIN02].....	11
Tabelle 2-2: Richtwerte ausgewählter mechanischer Eigenschaften von Inconel 718 nach [KZKV13a] und DIN EN 10302 [DIN08] .....	14
Tabelle 2-3: Ausgewählte physikalische und (elektro-)chemische Eigenschaften der Hauptlegierungsbestandteile von Inconel 718. Die am häufigsten auftretenden Auflösungsvalenzen sind fett gedruckt [Bind99] .....	14
Tabelle 2-4: Chemische Zusammensetzung von Ti-6Al-4V nach DIN 17851 [DIN90] .....	15
Tabelle 2-5: Richtwerte ausgewählter mechanischer Eigenschaften für Ti-6Al-4V nach [KZKV13a], DIN 17862 und DIN 17869 [DIN92; DIN93]. Zum Vergleich sind die Eigenschaften von Inconel 718 nach [KZKV13a] und DIN EN 10302 beigefügt [DIN08]. .....	19
Tabelle 2-6: Ausgewählte physikalische und (elektro-)chemische Eigenschaften der Hauptlegierungsbestandteile von Ti-6Al-4V. Die am häufigsten auftretenden Auflösungsvalenzen sind fett gedruckt [Bind99].....	19
Tabelle 2-7: Ausgewählte Prozessparameter und -kenngrößen für die ECM- und PECM-Technologie nach [Zeis15] .....	37
Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung des verwendeten Probenmaterials .....	56
Tabelle 3-2: EDX-Analyseergebnisse der in Abbildung 3-2 markierten Bereiche.....	58
Tabelle 3-3: EDX-Analyseergebnisse der in Abbildung 3-5 markierten Bereiche.....	61
Tabelle 4-1: Ermittelte Randbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien.....	75
Tabelle 4-2: Prozessparameter und Ausgangsgrößen für die Aufnahme der Materialkennlinien von Inconel 718 und Ti-6Al-4V .....	77
Tabelle 4-3: Modellparameter und Bestimmtheitsmaße der mathematischen $v_f$ -J-Beschreibungsmodelle von Inconel 718 und Ti-6Al-4V .....	79
Tabelle 4-4: Modellparameter und Bestimmtheitsmaße der mathematischen $SMR_{\text{prakt-J}}$ -Beschreibungsmodelle von Inconel 718 und Ti-6Al-4V .....	81
Tabelle 4-5: Modellparameter und Bestimmtheitsmaße der mathematischen $s$ -J-Beschreibungsmodelle von Inconel 718 und Ti-6Al-4V .....	82
Tabelle 4-6: Ergebnisse der EDX-Flächenscans der in Abbildung 4-10 gezeigten Oberflächenbereiche der Inconel 718-Proben .....	85
Tabelle 4-7: Ergebnisse der EDX-Flächenscans der in Abbildung 4-15 gezeigten Oberflächenbereiche der Ti-6Al-4V-Proben.....	93
Tabelle 4-8: Vermessungsergebnisse der strukturierten Werkzeuge .....	105
Tabelle 5-1: Prozessparameter für die Ermittlung materialpepezifischer Daten in Stirnspaltversuchen	138

# 1 Einleitung

## 1.1 Problemstellung

Aufgrund der steigenden Mobilitätsansprüche und des zunehmenden Energiebedarfs einer weltweit wachsenden Bevölkerung wird die Nachfrage nach Turbomaschinensystemen wie Flugzeugtriebwerken, stationären Gas- und Dampfturbinen oder Turboladern auch in Zukunft weiter steigen [KKVA14]. So sagen beispielsweise aktuelle Prognosen ein jährliches Wachstum des zivilen Flugverkehrs von rund fünf Prozent pro Jahr vorher [WWW1]. Konsequenterweise nehmen die Umweltbelastungen in Form von CO<sub>2</sub>-, NO<sub>x</sub>- und Lärmemissionen durch den Flugverkehr zu [KKVA14]. Um der Umweltproblematik entgegenzusteuern, werden weltweit diverse Programme auf politischer und wissenschaftlicher Ebene durchgeführt [CIMA11]. So hat beispielsweise der Rat für Luft- und Raumfahrtforschung in Europa (ACARE) in seiner strategischen Forschungsagenda ehrgeizige Ziele vorgegeben. Bis zum Jahr 2050 sollen der CO<sub>2</sub>- bzw. NO<sub>x</sub>-Ausstoß um 75 % bzw. 90 % und die Lärmemission um 65 % reduziert werden. Als Bezugsgrößen werden die Emissionswerte aus dem Jahr 2000 angenommen. Einfach gesprochen bedeutet dies: Die Flugzeuge und Antriebe müssen in naher Zukunft noch sparsamer, sauberer und leiser werden. Den Großteil der geforderten Verbesserungen muss dabei das Triebwerk liefern [Jans15].

Der Fortschritt des Triebwerkbaus beruht im Wesentlichen auf der Erhöhung des thermischen Wirkungsgrads und der Gewichtsreduktion [Jans15]. Zur Realisierung dieser Zielsetzung ist der Einsatz hochleistungsfähiger Werkstoffe unerlässlich. Ein hoher thermischer Wirkungsgrad wird durch hohe Gastemperaturen im Turbinenbereich erzielt. Dies bedingt den Einsatz von Werkstoffen, die bei Temperaturen von bis zu 1200°C eine ausreichende Zug- und Kriechfestigkeit aufweisen. Eine Werkstoffklasse, die diese Voraussetzungen erfüllt, ist die Klasse der Nickelbasis-Superlegierungen. Als vielversprechende Werkstoffe zur Realisierung der Gewichtseinsparung gelten titanbasierte Legierungen. Neben einem hohen Schmelzpunkt besitzt Titan eine geringe Dichte. Diese Kombination sorgt für eine hohe spezifische (Kriech-)Festigkeit bzw. Steifigkeit bei hohen Temperaturen, was das Potential dieses Werkstoffs für den Einsatz in Turbinenstrahltriebwerken unterstreicht [CIMA11].

Die genannten Werkstoffe eröffnen auf der einen Seite die Möglichkeit, die gesteckten ökologischen Ziele zu erreichen, auf der anderen Seite sorgen sie auch für Schwierigkeiten in Bezug auf ihre Fertigung [Smar02]. Die Vorzüge der thermischen und mechanischen Eigenschaften, die diese Werkstoffe für den Anwendungsbereich attraktiv erscheinen lassen, sorgen für große Herausforderungen im Bereich der Herstellungs- und Verarbeitungsprozesse. Die hohe Festigkeit und Härte dieser Materialien, in Verbindung mit einer niedrigen thermischen Leitfähigkeit, machen eine ökonomische Bearbeitung mit konventionellen Umform- und Trennverfahren nahezu unmöglich [Dimi99; KHZH16; KKVA14]. Speziell für die Bearbeitung von präzisen Strukturen mit engen Maß- und Formtoleranzen, wie es z.B. für die Endbearbeitung von Schaufeln für Turbinenstrahltriebwerke erforderlich ist, sind Techniken wie Drehen und Fräsen

ineffizient im Hinblick auf den Werkzeugverschleiß und Zeitverbrauch [AsDe05; KHZK15; MaAs01].

Die elektrochemische Bearbeitung (engl.: Electrochemical Machining, kurz: ECM) stellt eine vielversprechende Alternative dar, um diese Werkstoffe wirtschaftlich in präzise Formen zu bringen. Basierend auf der kontaktlosen anodischen Metallauflösung, erlaubt dieses abbildende Fertigungsverfahren, Materialien unabhängig von ihrer mechanischen Festigkeit und Härte zu bearbeiten. Dabei ist es möglich, hervorragende Oberflächengüten nahezu ohne Werkzeugverschleiß zu erzielen [WSML07]. Das gepulste elektrochemische Abtragen (engl.: Pulse Electrochemical Machining, kurz: PECM), als Weiterentwicklung des konventionellen ECM-Verfahrens, ermöglicht eine verbesserte Oberflächengüte sowie eine signifikant höhere Abbildegenauigkeit der bearbeiteten Bauteile, was gerade im Hinblick auf die Fertigung von Triebwerkschaufeln als wichtiges Kriterium gilt [Dimi99; MaAs01; UDFN01].

Wesentliche Anwendungsbarriere dieser nichtkonventionellen Fertigungsverfahren ist insbesondere die große Anzahl an Einflussfaktoren, die in komplexer Wechselwirkung auf den Prozessablauf und somit auf das Arbeitsergebnis einwirken. Als Voraussetzung für eine wirtschaftliche Fertigung und zum Erzielen eines kontrollierten Arbeitsergebnisses ist eine genaue Kenntnis der elektrochemischen Prozesszusammenhänge notwendig, um daraus Herangehensweisen zur Prozessführung ableiten zu können. Darüber hinaus sorgt die abbildende Prozesscharakteristik für große Herausforderungen bei der Werkzeugauslegung. Insbesondere wenn komplexe Schaufelgeometrien gefertigt werden sollen, ist es sehr schwierig, eine passende Werkzeuggeometrie vorherzusagen, mit der das Bauteil innerhalb der geforderten Toleranzen gefertigt werden kann. Im industriellen Umfeld wird größtenteils ein wissensbasierter Werkzeugauslegungsprozess durchgeführt. Basierend auf dem Trial-and-Error-Prinzip durchläuft die Werkzeugauslegung oftmals viele Iterationsschritte [KKVA14; KIKö07; KZKV13a; KZKV13b; Zeis15]. Daher muss vom Anwender der (P)ECM-Technologie sowohl für die Prozess- als auch für die Werkzeugauslegung immer noch eine Vielzahl empirischer Versuchsreihen durchgeführt werden, was die Prozess- und Werkzeugentwicklung sehr zeit- und kostenintensiv gestaltet und diese Fertigungstechnologie insgesamt ökonomisch unattraktiv erscheinen lässt.

## 1.2 Zielsetzung

Mithilfe dieser Arbeit soll ein Beitrag zum Abbau der Barrieren der industriellen Anwendung der (P)ECM-Technologie zur präzisen Fertigung der hochtemperaturfesten Werkstoffe Inconel 718 und Ti-6Al-4V geleistet werden. Dazu werden die zwei zentralen Problemfelder der (P)ECM-Technologie, namentlich die Prozess- und Werkzeugauslegung, betrachtet. Dabei steht die Zielsetzung der Erarbeitung geeigneter Herangehensweisen für eine zielgerechte und effiziente Prozess- und Werkzeugauslegung zur Fertigung anwendungsnaher Bauteile im Fokus der Untersuchungen. Dies soll durch eine Analyse und Modellierung der Einflüsse auf das Arbeitsergebnis bei der Geometrieübertragung von Mikrostrukturen sowie bei der Fertigung einer Triebwerksschaufel realisiert werden.



Eine umfassende Literaturrevision offenbarte, dass das Hauptaugenmerk bisheriger Studien zur elektrochemischen Bearbeitung von Inconel 718 und Ti-6Al-4V auf den Einflüssen lag, die die Einstellparameter auf das Arbeitsergebnis nehmen. Daneben bestimmen aber auch die Geometrie und vor allem der Werkstückwerkstoff das erzielbare Arbeitsergebnis. Die Analyse dieser Einflüsse findet allerdings in den bisherigen Untersuchungen kaum Berücksichtigung. Auf diesen Gebieten besteht ein Erkenntnisrückstand und demnach ein Bedarf an einer fundierten wissenschaftlichen Aufarbeitung der Einflüsse und Wirkzusammenhänge auf das Arbeitsergebnis bei der elektrochemischen Bearbeitung von Inconel 718 und Ti-6Al-4V. Mit der vorliegenden Dissertationsschrift soll dieser Bedarf bedient werden. Dabei versteht sie sich als anwendungsorientierte Arbeit, in der sich die durchgeführten Untersuchungen von Grundlagenuntersuchungen über anwendungsnahe Bearbeitungsaufgaben bis hin zur industriellen Fertigung eines konkreten Anwendungsbeispiels erstrecken.

Nach der Aufarbeitung des Stands der Forschung und Technik sowie der theoretischen Grundlagen beginnt der experimentelle Teil der Arbeit mit einer umfangreichen analytischen und metallographischen Analyse der verwendeten Werkstoffe, bevor in der weiteren Fortsetzung zwei getrennte Bearbeitungsaufgaben durchgeführt werden. In Kapitel 4 werden die Einflüsse der Werkstückwerkstoffe Ti-6Al-4V und Inconel 718, der Einstellparameter und der Geometrie auf das Arbeitsergebnis analysiert sowie modelliert und die entwickelten Modelle anhand der Geometrieübertragung von Mikrostrukturen experimentell validiert. In Vorversuchen werden zunächst auf Basis einfacher Stirnspaltversuche die Prozessparameter für die Aufnahme der Materialkennlinien identifiziert. Dabei werden die Einstellungen der Pulsbreite  $t_{on}$ , der Frequenz  $f$ , des Elektrolytdrucks  $p_{el}$  und der Phase  $P$  bei festen Randbedingungen hinsichtlich des verwendeten Elektrolytsystems, der Geometrie und der Bearbeitungsmaschine ermittelt. Durch gezielte Variation der Vorschubgeschwindigkeit werden anschließend die resultierenden Größen Stromdichte, Abtragsleistung, Abbildegengenauigkeit und Oberflächengüte ermittelt und in Form von Materialkennlinien quantitativ modelliert. Zur Beschreibung der Oberflächenausbildung werden zusätzlich qualitative Modelle entwickelt. Die aufgestellten Modelle werden anschließend für beide Werkstoffe durch den Einsatz laserstrukturierter Werkzeuge anhand der Einbringung einfacher geometrischer Strukturen mit Abmessungen im Mikrometerbereich experimentell validiert. Das Validierungsergebnis wird bezüglich der erzielten Abbildegengenauigkeit der Werkzeugstruktur auf dem Werkstück bewertet.

In Kapitel 5 wird anhand der Bearbeitung einer Triebwerkschaufel aus Inconel 718 die Herausforderung einer präzisen Auslegung der Werkzeuggeometrie zur Fertigung einer komplexen Werkstückgeometrie dargestellt. Die Vorgehensweise zur Aufstellung des quantitativen Materialmodells ist prinzipiell identisch zu dem Vorgehen in Kapitel 4. Die dazu durchgeführten Untersuchungen konzentrieren sich allerdings hauptsächlich auf die Analyse des Einflusses der Vorschubgeschwindigkeit  $v_f$  auf die resultierende Stromdichte  $J$  und die spezifische Massenabtragsrate SMR. Die Prozessrandbedingungen sind dabei vorgegeben und richten sich nach den Fertigungsparametern der Schaufel in der betrieblichen Praxis. Nach der Erfassung der Materialkennlinien

dient das Materialmodell als Eingangsgröße für die Simulation der Werkzeuggeometrie bei vorgegebener Zielgeometrie der zu fertigenden Triebwerkschaufel. Das Simulationsergebnis wird anschließend auf zwei Stufen experimentell validiert. Das Validierungsergebnis wird hinsichtlich der Abbildegenauigkeit beurteilt, indem die erzielte Form- und Maßtreue der gefertigten Schaufel zur Zielgeometrie bewertet wird.

Durch das Zusammenführen von Grundlagenuntersuchungen und einfachen empirischen Modellen sollen im Rahmen beider Untersuchungen geeignete Herangehensweisen erarbeitet werden, die dank einer Verringerung der Iterationsschleifen eine Zeit- und Ressourcenersparnis in der Prozess- und Werkzeugauslegung erlauben. Die Untersuchungskonzepte in Kapitel 4 und 5 werden in Abbildung 1-1 und Abbildung 1-2 graphisch dargestellt.

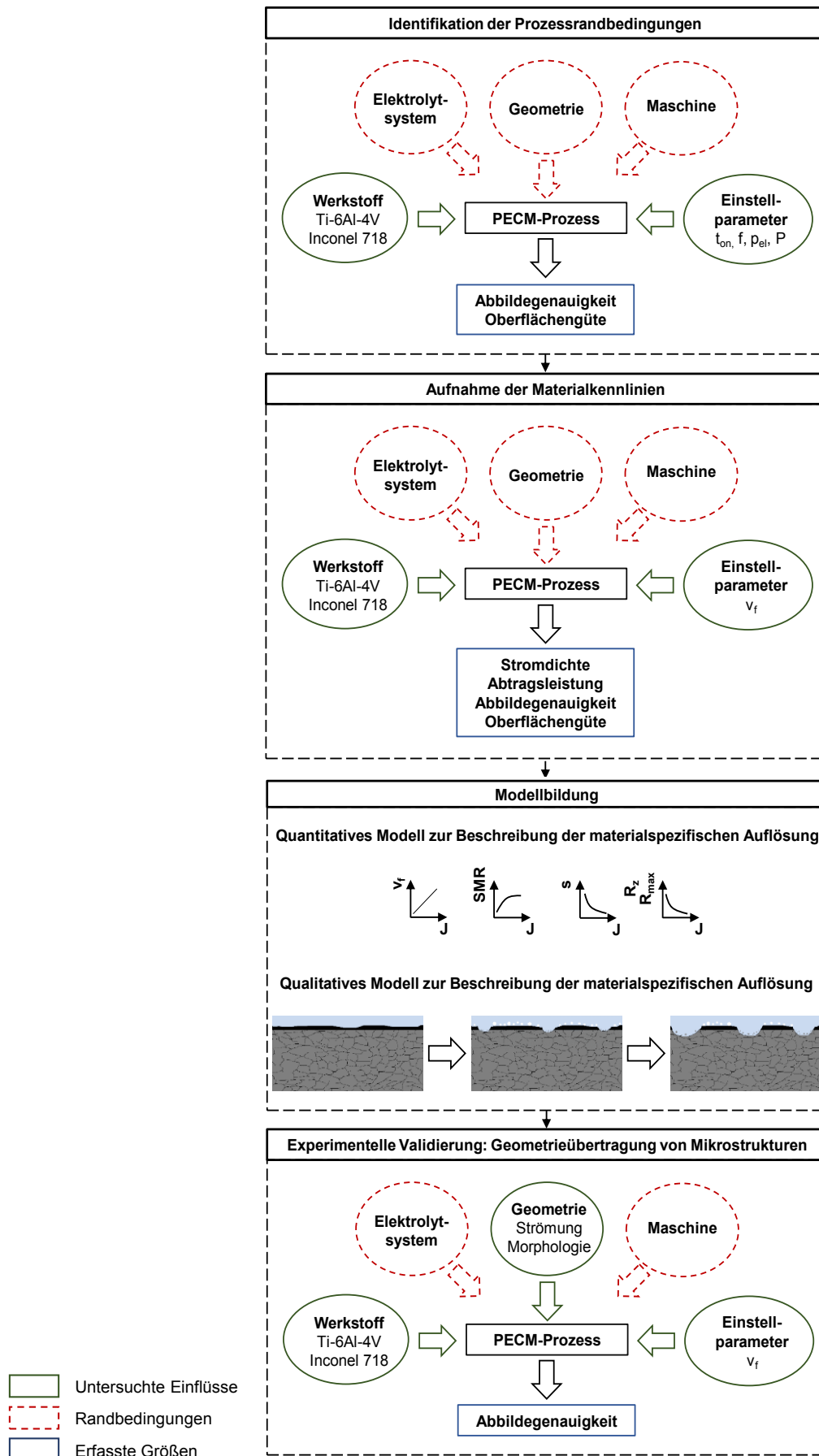


Abbildung 1-1: Untersuchungskonzept bei der Geometrieübertragung von Mikrostrukturen mittels gepulster elektrochemischer Bearbeitung in Kapitel 4

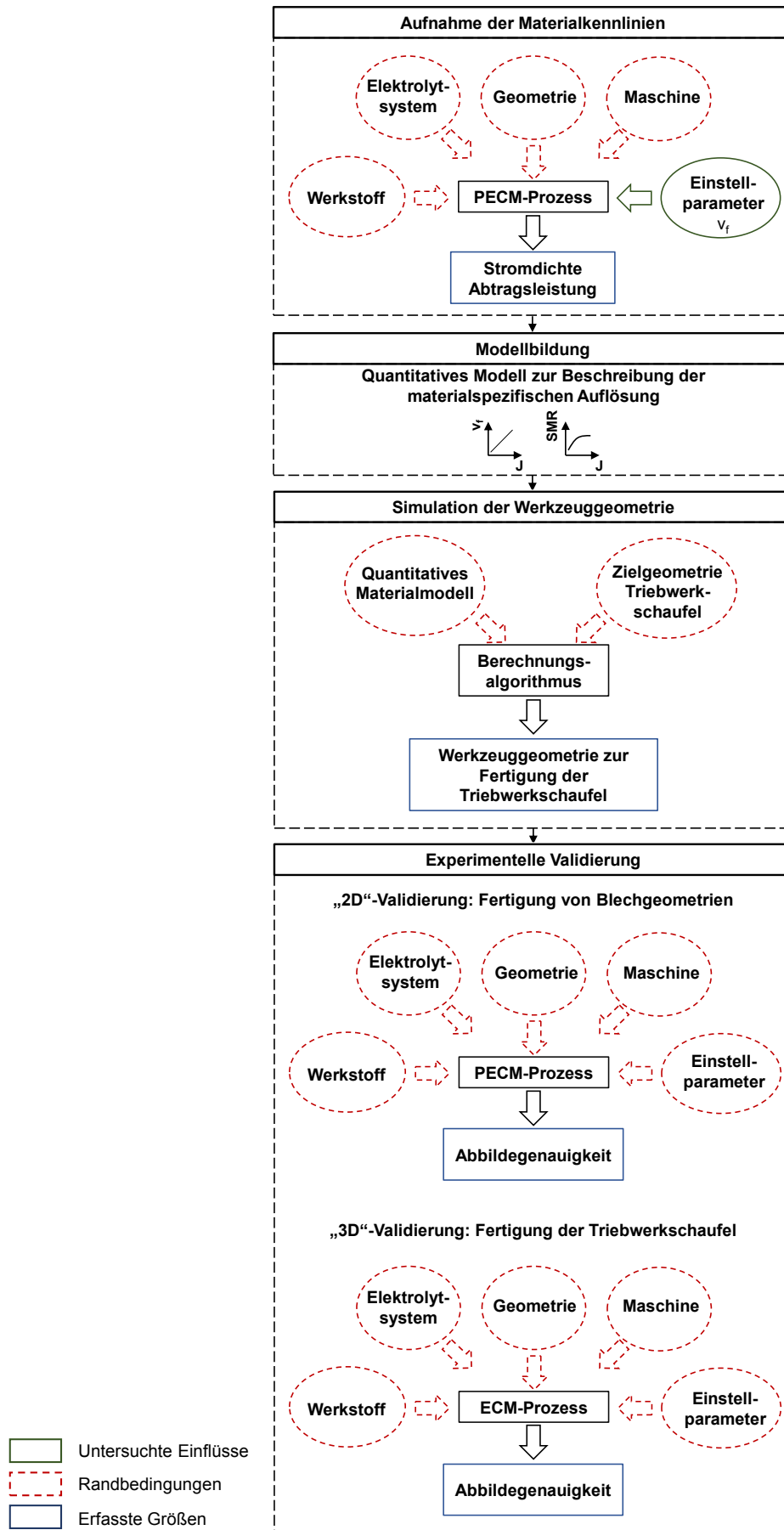


Abbildung 1-2: Untersuchungskonzept bei der Kathodenauslegung für die elektrochemische Senkbearbeitung einer Triebwerkschaufel in Kapitel 5

## 2 Stand der Forschung und Technik

### 2.1 Hochtemperaturfeste Werkstoffe für Turbinenstrahltriebwerke

In der Werkstofftechnik existiert eine Materialklasse, die die bemerkenswerte Fähigkeit besitzt, ihre Eigenschaften auch bei sehr hohen Temperaturen aufrechtzuerhalten. Die Rede ist hierbei von den hochtemperaturfesten Werkstoffen [Reed06]. Der Begriff der hochtemperaturfesten Werkstoffe umfasst i. A. Metalle, Keramiken und Verbundwerkstoffe. Während die Keramiken die Metalle in einigen Gesichtspunkten, wie beispielsweise der maximalen Einsatztemperatur und dem Oxidationswiderstand, überragen, sorgen ihre starken kovalenten und ionischen Bindungen für eine schlechte Zähigkeit und eine problematische Herstell- bzw. Bearbeitbarkeit. Verbundwerkstoffe bieten aufgrund ihrer hohen dichtebezogenen Festigkeit und Steifigkeit zwar gewisse Vorzüge, haben aber aufgrund ihrer sehr hohen Herstellkosten einen entscheidenden Nachteil gegenüber den Metallen [BüMN11]. Aufgrund dessen beschränken sich die Ausführungen in der Folge ausschließlich auf hochtemperaturfeste metallische Werkstoffe.

Um der Materialklasse hochtemperaturfester Werkstoffe anzugehören, müssen die Metalle oberhalb einer Temperatur von 500 °C drei zentralen Anforderungen gerecht werden:

- Stabilität der mechanischen Eigenschaften bei einer Betriebstemperatur nahe ihres Schmelzpunktes,
- Widerstandsfähigkeit gegen thermisch aktivierte plastische Verformung unter Krafteinwirkung (Kriechbeständigkeit) und
- Toleranz gegenüber rauen Betriebsbedingungen (Korrosionsbeständigkeit) [Reed06].

Um bei hohen Temperaturen eine ausreichende strukturelle Stabilität zu ermöglichen, müssen die Basismetalle hochtemperaturfester Legierungen eine Schmelztemperatur von mindestens 1400 °C aufweisen. Als weitere Anforderungen dürfen im Anwendungsbereich keine Gitterumwandlungen stattfinden, was durch entsprechendes Legieren umgangen werden kann.

Zwei Metalle, die die aufgeführten Anforderungen erfüllen, sind die Metalle Nickel (Ni) und Titan (Ti). Liegt das Augenmerk auf einer Gewichtseinsparung, werden Ti-Legierungen verwendet. Wie in Abbildung 2-1 gezeigt wird, sorgen ihre niedrigen Dichten für hohe spezifische Festigkeitswerte. Nur faserverstärkte Kunststoffe weisen bei Temperaturen unterhalb von 300 °C diesbezüglich bessere Werte auf. Die Anwendung der Ti-Legierungen bleibt allerdings aufgrund ihrer eingeschränkten Oxidationsbeständigkeit auf Temperaturen unter etwa 600 °C begrenzt. Wird eine signifikante Beständigkeit gegen Belastungen unter statischen Ermüdungs- und Kriechbedingungen bei Betriebstemperatur oberhalb von 800 °C gefordert, so gelten die sogenannten Superlegierungen auf Ni-Basis als Werkstoffe der Wahl [BaSc18; BüMN11; LePe05; PaSc01; Reed06; Wats11; ZhYa13].

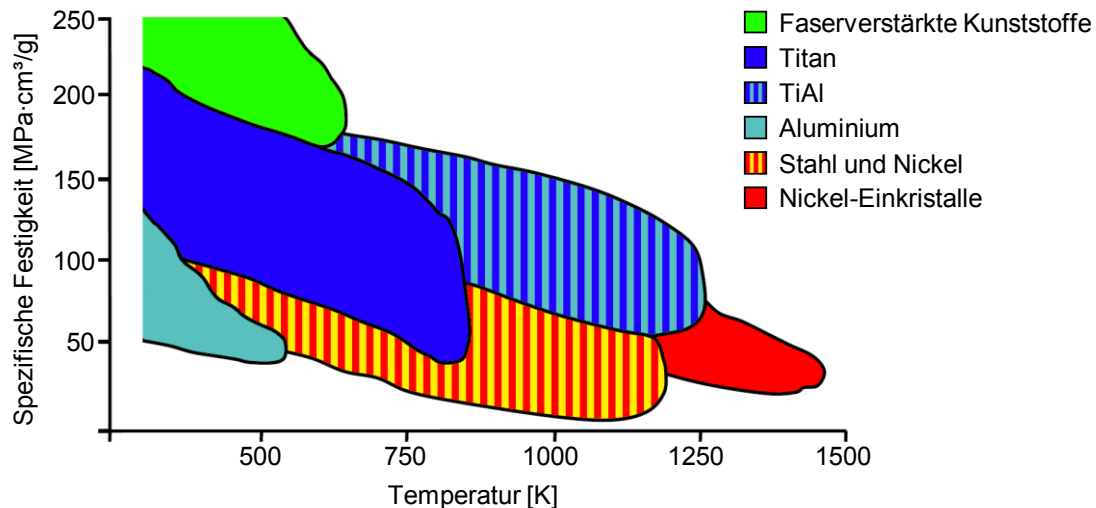


Abbildung 2-1: Spezifische Festigkeit als Funktion der Temperatur ausgewählter Strukturmaterialien, ähnlich zu [LePe05]

Einsatz erfahren die hochtemperaturfesten Werkstoffe u.a. in den Bereichen Energietechnik (Gasturbinen- und Ofenbau), chemische Industrie (Hochtemperaturverfahren zur Herstellung chemischer Produkte), Hüttentechnik (Metallurgieprozesse) und Antriebstechnik (Motoren- und Flugtriebwerksbau). Unter den diversen Industriezweigen gilt insbesondere die Luftfahrtindustrie als Triebfeder für die Entwicklung hochtemperaturfester Werkstoffe. So ist die Entwicklung dieser Werkstoffe untrennbar mit der Entwicklung des Turbinenstrahltriebwerks verbunden [PaSc01; Reed06].

Der Wirkungsgrad der Triebwerke hängt entscheidend von der Temperaturdifferenz zwischen Verbrennungsraum und Abgas ab. Deshalb wurde systematisch das Ziel verfolgt, dieses Temperaturgefälle zu erhöhen. Dieses Ziel kann praktisch durch eine Erhöhung der Verbrennungstemperatur unter Verwendung temperaturbeständigerer Werkstoffe erreicht werden [BaSc18]. Mit der Erhöhung der Verbrennungstemperatur ging daher auch die Entwicklung der hochtemperaturfesten Werkstoffe einher.

Da die technologische Entwicklung der hochtemperaturfesten Werkstoffe eng mit der Entwicklung des Turbinenstrahltriebwerks verbunden ist, ist es aufschlussreich, die Funktionsweisen der verschiedenen Triebwerkskomponenten zu betrachten [Reed06]. Der grundlegende Aufbau eines für Zivilflugzeuge typischen Triebwerks ist in Abbildung 2-2 graphisch dargestellt. Der Aufbau lässt sich anhand der vier Baugruppen Fan, Verdichter, Brennkammer und Turbine beschreiben, wobei Verdichter und Turbine weiter in Nieder- und Hochdruckverdichter bzw. Nieder- und Hochdruckturbine unterteilt werden können. Die Aufgabe des Fans besteht darin, Luft anzusaugen und dem Niederdruckverdichter zuzuführen. Nieder- und Hochdruckverdichter bestehen aus mehreren Stufen an Leit- und Laufschaufelkränzen, die jeweils die Luft immer weiter komprimieren. Mit dem Gasdruck steigt auch die Temperatur immer weiter an. Am Ende des Niederdruckverdichters werden Temperaturen von rund 450 °C erreicht, am Ende des Hochdruckverdichters sind es bereits 650 °C. In der Brennkammer angelangt, wird die Luft mit Kerosin vermischt. Dieses Aerosol dehnt sich nach der Zündung explosionsartig aus und verlässt die Brennkammer in Richtung Hochdruckturbine. Der

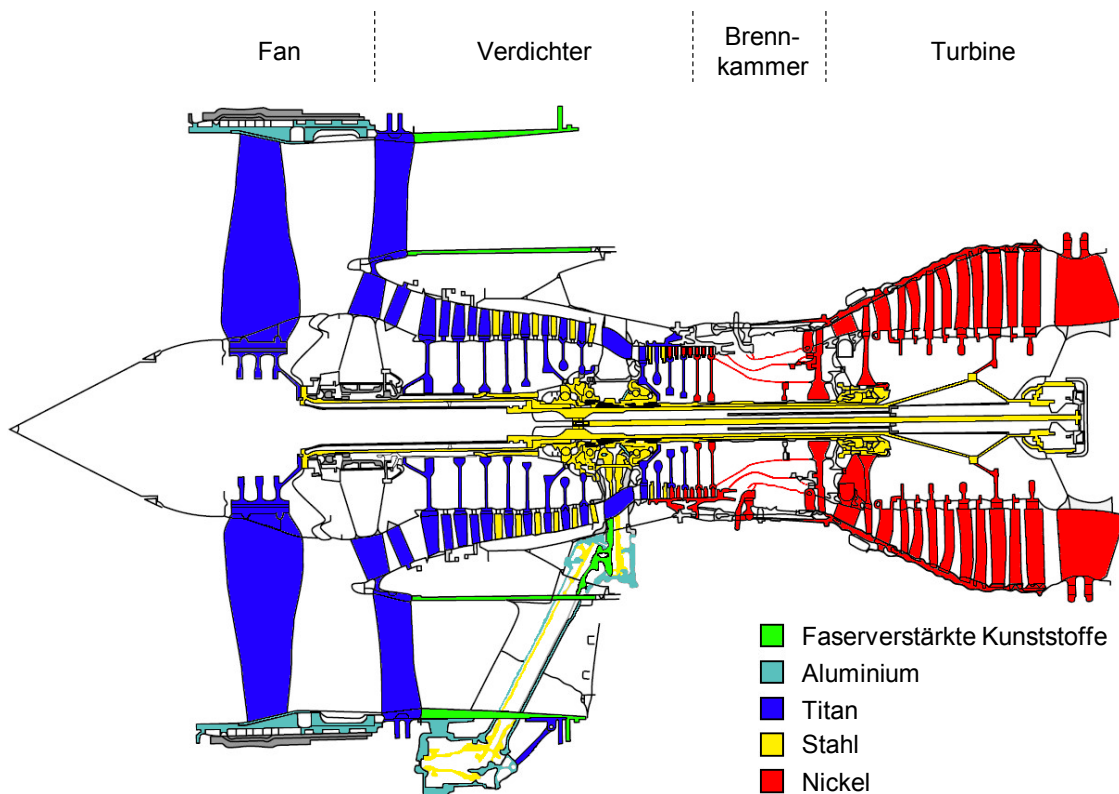


Abbildung 2-2: Schematische Darstellung des grundlegenden Aufbaus und Werkstoffeinsatzes in einem typischen Turbinenstrahltriebwerk für Zivilflugzeuge, ähnlich zu [Reed06]

Gasdruck liegt hier im Bereich von 50 bar, bei Spitzentemperaturen von bis zu 1500 °C, wobei die Bauteiltemperaturen durch entsprechende Kühlsysteme und Beschichtungen auf ca. 1050 °C limitiert werden. Von der Hochdruckturbine gelangt die Luft mit einer Temperatur von ca. 800 °C in die Niederdruckturbine. Nach dem Passieren der Niederdruckturbine wird die Luft bei einer Temperatur von rund 600°C über die Schubdüse ausgestoßen [Hein14; WWW2].

Aus dieser Beschreibung geht hervor, dass unterschiedlich stark ausgeprägte thermische Belastungen sowie Gasdruckbelastungen auf die einzelnen Baugruppen einwirken. Um den notwendigen Lasten standzuhalten, müssen die eingesetzten Werkstoffe entsprechend gewählt werden. Im Fan- und Niederdruckverdichterbereich werden i.d.R. Ti-Legierungen aufgrund ihrer geringen Dichte, guten spezifischen Festigkeit und Ermüdungsbeständigkeit eingesetzt. Im Bereich des Hochdruckverdichters, der Brennkammer und der Turbine werden aufgrund der hohen Gastemperaturen und -drücke Ni-Basis-Superlegierungen verbaut, wobei zu erwähnen ist, dass in der Niederdruckturbine heute bereits vereinzelt intermetallische Titanaluminide Einzug finden [Hein14; Reed06; SiPK17].

Als zwei häufig in Triebwerken verbaute Werkstoffe können die Ni-Basis-Superlegierung *Inconel 718* (u.a. Einsatz im Hochdruckverdichter) und die Ti-basierte Legierung *Ti-6Al-4V* (u.a. Einsatz im Fan) angesehen werden. Die folgenden beiden Kapitel widmen sich den mikrostrukturellen und technologischen Eigenschaften beider Legierungen.

### 2.1.1 Inconel 718

*Inconel* ist ein Markenname der Firma Special Metals Corporation für eine Reihe von Ni-Basis-Superlegierungen [Renh07]. Mit dem Begriff „Superlegierung“ soll die Überlegenheit ihrer mechanischen Eigenschaften gegenüber anderen Werkstoffen ausgedrückt werden [II Si10]. Diese Bezeichnung ist durchaus berechtigt, stellen sie doch von sämtlichen heute bekannten Legierungen die mechanisch, thermisch und korrosiv am weitesten entwickelten Werkstoffe dar [Weiß07]. Ihr Langzeiteinsatz ist bis zu homologen Temperaturen (Quotient aus Betriebs- und Schmelzpunkt) von ca. 0,85 möglich. Neben einigen Edelmetalllegierungen erreichen sie damit den höchsten Wert unter allen Werkstoffen bei gleichzeitiger mechanischer und korrosiver Beanspruchung [BüMN11].

Das Basiselement Ni weist eine Vielzahl an Merkmalen auf, die für die ausgezeichneten Eigenschaften der Superlegierungen sorgen:

- bis zum Schmelzpunkt durchgehende kubisch flächenzentrierte (kfz) Gitterstruktur,
- hervorragende Kriechbeständigkeit dank niedrigem Diffusionskoeffizienten durch dichte kfz-Kugelpackung,
- sehr gute Korrosionsbeständigkeit bis zu hohen Temperaturen dank gutem Lösungsvermögen für Chrom und Aluminium,
- sehr hohe Festigkeitssteigerung im Hochtemperaturbereich durch Legierungsmaßnahmen sowie
- E-Modul mit etwa 205 GPa bei Raumtemperatur im Bereich von Stahl [BüMN11].

Eine besonders bekannte Ni-Basis-Superlegierung ist die in den 1950er Jahren von H. L. Eiselstein entwickelte Legierung Inconel 718 [KeBr76]. Hinter diesem Markennamen steckt der Werkstoff NiCr19Fe19Nb5Mo3 (Werkstoffnr. 2.4668), der nach DIN 1744 der Gruppe der Nickel-Knetlegierungen mit Molybdän und Chrom zugeordnet wird [DIN02]. Inconel 718 ist die am häufigsten verwendete Nickelbasislegierung im Triebwerksbau und macht den Großteil der weltweit produzierten und eingesetzten Superlegierungen aus [KZKV13a; Wats11]. In den folgenden Abschnitten werden die chemische Zusammensetzung sowie deren Wirkung auf Gefüge und Eigenschaften dieser Legierung beschrieben.

#### Chemische Zusammensetzung

Als Ausdruck der intensiven Werkstoffentwicklung weist Inconel 718 ein breites Spektrum an Legierungselementen auf. Tabelle 2-1 zeigt die chemische Zusammensetzung von Inconel 718 unter Berücksichtigung der Hauptlegierungsbestandteile gemäß DIN 1744.



Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung von Inconel 718 nach DIN 1744 [DIN02]

	Ni	Cr	Nb + Ta	Mo	Ti	Co	Al	BE*	Fe
Min. [gew-%]	50,0	17,0	4,7	2,8	0,6		0,3		Rest
Max. [gew-%]	55,0	21,0	5,5	3,3	1,2	1,0	0,7	1,2	

\* Begleitelemente: C, Si, Mn, P, S, Cu, B

Durch den gezielten Einsatz der Legierungselemente werden verschiedene Verfestigungsmechanismen im Werkstoff hervorgerufen, die anhand des Gefüges beschrieben werden können.

### Gefüge

Das Gefüge der Legierung Inconel 718 kann, in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung, die folgenden sechs Phasen enthalten:

- $\gamma$ -Phase,
- $\gamma'$ -Phase,
- $\gamma''$ -Phase,
- $\delta$ -Phase,
- Carbide und
- Boride [Renh07].

#### $\gamma$ -Phase

Die  $\gamma$ -Phase bildet die Werkstoffmatrix, in der sich alle übrigen Phasen ausscheiden. Hauptbestandteil der  $\gamma$ -Matrix ist das Element Ni. Dementsprechend kristallisiert diese Phase in einer kfz-Gitterstruktur, vgl. Abbildung 2-3 (a). Aus Abbildung 2-4 kann entnommen werden, dass die Wirkungen der einzelnen Legierungselemente auf das Gefüge stark von den Atomradien der Legierungselemente und damit von den Positionen der Elemente im Periodensystem abhängen [Reed06]. Demnach werden die Ni-Atome in der  $\gamma$ -Phase durch die Elemente Cr, Fe, Co und Mo substituiert. Die genannten Elemente tragen zur Stabilisierung der  $\gamma$ -Phase bei und werden daher zur Gruppe der  $\gamma$ -Bildner gezählt. Da sich die Cr- und Mo-Atomradien von den genannten Elementen am meisten vom Ni-Atomradius unterscheiden, sorgen diese Elemente durch Verzerrung des Kristallgitters für eine Mischkristallverfestigung. Dahingegen sind die Atomradien der Elemente Fe und Co dem Ni-Atomradius sehr ähnlich. Sie tragen durch Herabsetzen der Stapelfehlerenergie zu einer Behinderung des Quergleitens von Versetzungen und damit zur Festigkeitssteigerung der  $\gamma$ -Phase bei [BeDS68; BeFr68; GeLH10; Helm17; Reed06; Renh07; Turk12; Volk70].

#### $\gamma'$ -Phase

Die Atomradien der Legierungselemente Nb, Ti, und Al zeigen größere Abweichungen zum Ni-Atomradius im Vergleich zu den oben genannten Elementen und rufen daher Ausscheidungen in der  $\gamma$ -Matrix hervor. Als wichtige Ausscheidungsphase ist die inter-

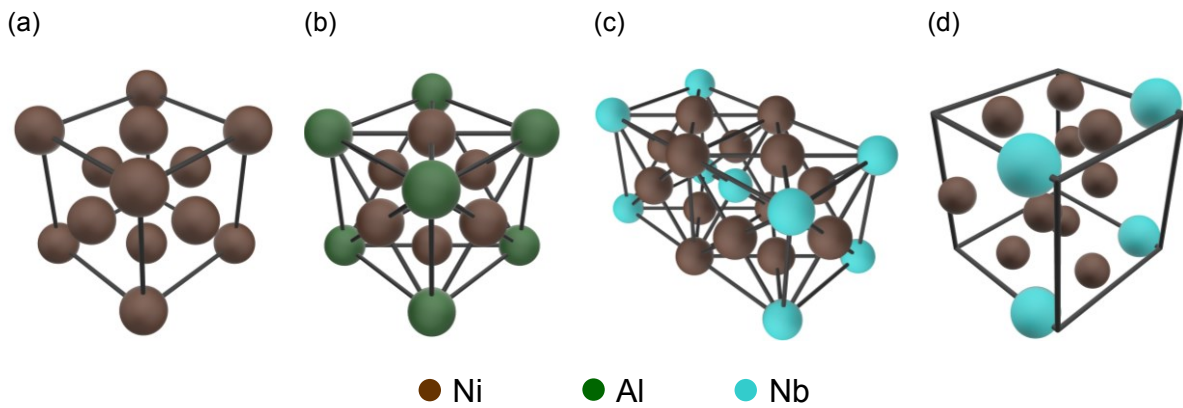


Abbildung 2-3: (a) Kfz-Kristallstruktur der  $\gamma$ -Phase. (b)  $L1_2$ -Kristallstruktur der intermetallischen  $\gamma'$ -Phase. (c)  $D0_{22}$ -Kristallstruktur der intermetallischen  $\gamma''$ -Phase. (d)  $D0_a$ -Kristallstruktur der intermetallischen  $\delta$ -Phase

metallische  $\gamma'$ -Phase  $Ni_3(Ti, Al)$  zu nennen. Sie trägt über eine Ausscheidungsverfestigung zur (Kriech-)Festigkeitssteigerung bei. Als intermetallische Ordnungsphase besitzt sie die kubische Kristallstruktur  $L1_2$ , siehe Abbildung 2-3 (b) [CzHe08; GeLH10; Reed06; Turk12; Wats11; Rada89; Dura98; XJGW05].

### $\gamma''$ -Phase

In Nb-reichen Ni-Basis-Superlegierungen, wie der Legierung Inconel 718, ist der Gehalt der  $\gamma'$ -Phase bildenden Elemente Al und Ti zugunsten von Nb verringert. Dies führt dazu, dass sich ein größerer Anteil an der metastabilen  $\gamma''$ -Phase  $Ni_3Nb$  in der Matrix ausscheidet. Die Ausscheidungsverfestigung in Inconel 718 geht daher zum Großteil auf diese Phase zurück. Abbildung 2-3 (c) zeigt die  $D0_{22}$ -Kristallstruktur dieser intermetallischen Ordnungsphase [Rada89; Turk12].

Hauptgruppen		Nebengruppen						
III A	IV A	IV B	V B	VI B	VII B	VII B		
-36,2 <b>B</b>	-38,0 <b>C</b>			+2,7 <b>Cr</b>		+1,1 <b>Fe</b>	+0,6 <b>Co</b>	$\pm 0$ <b>Ni</b>
+14,9 <b>Al</b>		+16,2 <b>Ti</b>		+11,6 <b>Mo</b>				
			+17,2 <b>Nb</b>					
KG-Pin		$\gamma'$ -Bildner		$\gamma''$ -Bildner		$\gamma$ -Bildner		

← Prozentuale Atomradiendifferenz zu Ni

Abbildung 2-4: Relative Positionen wichtiger Legierungselemente von Inconel 718 im Periodensystem, ähnlich zu [Reed06]. Atomradienwerte entnommen aus [Bind99]

### δ-Phase

Die δ-Phase  $Ni_3Nb$  ist die stabile Variante der  $\gamma''$ -Phase. Wie Abbildung 2-3 (d) zeigt, zeichnet sie sich durch eine  $D0_a$ -Kristallstruktur aus. Die δ-Phase kann sich direkt aus der Schmelze (primäre δ-Phase) oder nach mehreren tausend Stunden Einsatzzeit oberhalb von 650 °C aus der  $\gamma''$ -Phase bilden. Die primären δ-Teilchen scheiden sich bevorzugt an Korngrenzen aus und hemmen das Kornwachstum während des Schmiedens. Die Ausscheidung der primären δ-Phase ist daher erwünscht, da sie sich positiv auf die Festigkeit und Duktilität des Werkstoffes auswirkt. Unerwünscht sind dagegen die im Einsatz gebildeten Teilchen, da sie sich überwiegend im Korninneren formieren und dort zu einer Abnahme der Duktilität führen [BKMP91; GrRa91; HBMT91; Renh07].

### Carbide und Boride

Carbide und Boride scheiden sich bevorzugt an den  $\gamma$ -Korngrenzen aus. Durch Behinderung des Korngrenzengleitens (Korngrenzen-Pin, kurz: KG-Pin) tragen sie so zur Verbesserung der Hochtemperatur-Kriecheigenschaften bei. Boride lassen sich anhand der Formel  $M_3B_2$ , Primärcarbide anhand der Formeln  $MC$  und  $M_6C$  beschreiben, wobei sich hinter M die Legierungselemente Nb, Mo, Ti und Cr verbergen. Neben der Verbesserung der Kriecheigenschaften können sie allerdings auch zur Verschlechterung der Korrosionseigenschaften führen. Bei längerer Einwirkung hoher Temperaturen neigen  $MC$ - und  $M_6C$ -Carbide zur Umwandlung in  $M_{23}C_6$ -Carbide. Dies führt zu einer Cr-Verarmung der umgebenden Matrix und reduziert so die Korrosionsbeständigkeit des Korngrenzenbereichs. [GeLH10; Reed06; Turk12].

Abbildung 2-5 zeigt beispielhaft das Gefüge von Inconel 718 nach einer Lösungsglühung und einer doppelten Auslagerung. Details zur Wärmebehandlung finden sich in [Turk12]. Gut erkennbar sind die Körner der  $\gamma$ -Matrix sowie Anteile der δ-Phase und Carbide, die sich vorwiegend an den Korngrenzen ausgeschieden haben.  $\gamma'$  und  $\gamma''$  scheiden sich kohärent in der Matrix aus und lassen sich am Lichtmikroskop sowie am Rasterelektronenmikroskop i.d.R. nicht darstellen [BüSi11].

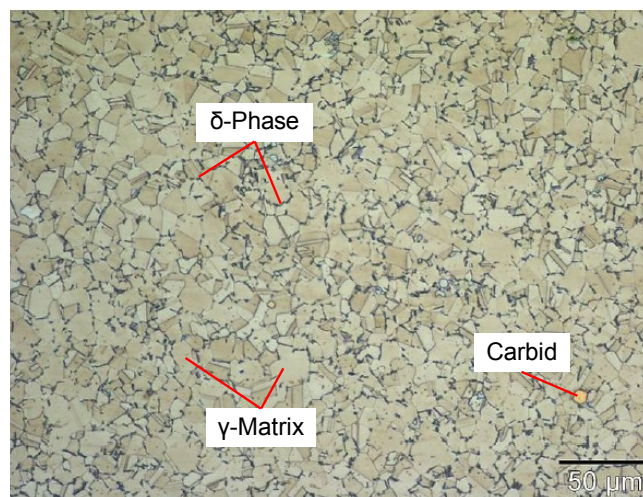


Abbildung 2-5: Beispielhafte Lichtmikroskopaufnahme von Inconel 718 [Turk12]

## Eigenschaften

Das spezielle Gefüge von Inconel 718 sorgt für die Kombination attraktiver Eigenschaften, die diesen Werkstoff auszeichnet. So weist der Werkstoff eine sehr hohe Warmfestigkeit bei gleichzeitig sehr guten Duktilitätseigenschaften auf. Die Duktilitätskennwerte liegen im Bereich der Werte typischer Metalle, was vor dem Hintergrund der hohen Festigkeit eine bemerkenswerte Eigenschaft darstellt. Die gute Korrosionsbeständigkeit von Inconel 718 geht auf die Bildung einer passivierenden Oxidschicht auf der Metalloberfläche zurück. Die Legierungselemente Cr und Al sorgen durch  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - und  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -Deckschichtbildung für einen hervorragenden Hochtemperaturkorrosionswiderstand. Positiv wirkt sich auch die gute Schweißbarkeit auf die Einsetzbarkeit des Werkstoffs Inconel 718 aus. Als limitierende Einsatzfaktoren sind der hohe Preis und die hohe Dichte anzusehen [BüSi11; IISi10]. In Tabelle 2-2 werden Richtwerte ausgewählter mechanischer Eigenschaften der Legierung Inconel 718 nach DIN EN 10302 gezeigt, während in Tabelle 2-3 ausgewählte physikalische und (elektro-)chemische Eigenschaften der Hauptlegierungsbestandteile aufgeführt werden.

Tabelle 2-2: Richtwerte ausgewählter mechanischer Eigenschaften von Inconel 718 nach [KZKV13a] und DIN EN 10302 [DIN08]

Werkstoff	Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	E-Modul E [GPa]	Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Streckgrenze bei 500 °C $R_{p0,2/500^\circ\text{C}}$ [MPa]	Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	Bruchdehnung $A_b$ [%]
Inconel 718	8,19	205	1030	860	1230	12

Tabelle 2-3: Ausgewählte physikalische und (elektro-)chemische Eigenschaften der Hauptlegierungsbestandteile von Inconel 718. Die am häufigsten auftretenden Auflösungsvalenzen sind fett gedruckt [Bind99]

	Schmelzpunkt $T_m$ [°C]	Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	Molare Masse M [g/mol]	Auflösungsvalenz z	Normalpotential $E_0$ [V]
Ni	1453	8,90	58,69	<b>2, 3, 4, 6</b>	- 0,257
Cr	1890	7,19	52,00	<b>2, 3, 4, 5, 6</b>	- 0,744
Nb	2468	8,58	92,91	<b>3, 5</b>	- 1,099
Ta	2996	16,65	180,95	<b>5</b>	- 0,812
Mo	2617	10,28	95,94	<b>3, 4, 5, 6</b>	- 0,200
Ti	1668	4,54	47,88	<b>2, 3, 4</b>	- 1,632
Co	1495	8,89	58,93	<b>2, 3, 4</b>	- 0,277
Al	660	2,70	26,98	<b>3</b>	- 1,676
Fe	1535	7,87	55,85	<b>2, 3, 6</b>	- 0,440

### 2.1.2 Ti-6Al-4V

Ti ist mit einem Anteil von ca. 0,6 % nach Al, Fe und Mg das vierthäufigste Strukturmetall, das in der Erdkruste vorhanden ist [LüWi07]. Die Benennung nach den Titanen, den mächtigen Söhnen der Erde in der griechischen Mythologie, bringt die Kombination an hervorragenden physikalischen, chemischen und mechanischen Eigenschaften dieses Metalls zum Ausdruck [Froe15; LüWi07]. Ti verbindet die Festigkeit von Stahl mit der geringen Dichte von Aluminium [N.N.07]. Das Zulegieren verschiedener Elemente erlaubt eine gezielte Einstellung der Eigenschaften, wie beispielsweise der Hochtemperatur-, Kriech- und Verformungseigenschaften. Aufgrund der hervorragenden spezifischen Festigkeiten gelten Ti-Legierungen für eigengewicht- und fliehkraftbelastete Komponenten, die u.a. in Turbinenstrahltriebwerken vorzufinden sind, als Werkstoffe der Wahl. Dies drückt sich in einem Gewichtsanteil der Ti-Legierungen von rund 25 % in einem typischen Turbinenstrahltriebwerk aus. Die hohe Reaktivität des Ti mit Sauerstoff begrenzt die maximale Einsatztemperatur der Ti-Legierungen allerdings auf ca. 600°C. Ab dieser Temperatur wird die Diffusion von Sauerstoff durch die Oxidschicht zu schnell, was zu starkem Wachstum der Oxidschicht und zur Versprödung der Ti-Legierung führt. Aus diesem Grund werden Ti-Legierungen in Turbinenstrahltriebwerken hauptsächlich für Scheiben und Schaufeln im Fan- und Verdichterbereich verwendet [BüMN11; LüWi07; N.N.07; Zwic74; Pede02; LePe05; LuGZ14; Froe15].

Heutzutage werden über einhundert Ti-Legierungen gezählt, von denen allerdings lediglich rund ein Drittel einen kommerziellen Status erreicht hat. Eine gute Übersicht über den Einsatz der Ti-Legierungen in verschiedenen Industriezweigen wird in [ZhYa13] gegeben. Als die mit Abstand gebräuchlichste Legierung gilt Ti-6Al-4V, häufig auch Ti Grade 5 genannt (Werkstoffnr. 3.7165), auf die über 50 % des weltweiten Anteils an kommerziellen Ti-Legierungen entfallen. Die Eigenschaften dieser Legierung werden durch ihre chemische Zusammensetzung und ihr Gefüge bestimmt. [LePe05; Froe15].

#### Chemische Zusammensetzung

Im Gegensatz zu Inconel 718 weist Ti-6Al-4V ein deutlich kleineres Spektrum an Legierungselementen auf. Um Ti-6Al-4V von den Reintitansorten (Ti Grade 1 - 4) abzugrenzen, wird dieser Werkstoff nach DIN 17851 dennoch zur Gruppe der hochlegierten Ti-Legierungen gezählt [DIN90]. Als Hauptlegierungselemente gelten Al und V, die auch in der Bezeichnung dieser Legierung enthalten sind. Tabelle 2-4 zeigt die chemische Zusammensetzung von Ti-6Al-4V nach DIN 17851 [DIN90].

Tabelle 2-4: Chemische Zusammensetzung von Ti-6Al-4V nach DIN 17851 [DIN90]

	Al	V	Fe	O	C	N	H	Ti
Min. [gew-%]	5,50	3,50						Rest
Max. [gew-%]	6,75	4,50	0,30	0,20	0,08	0,05	0,015	

## Gefüge

Reintitan weist bei rund 882 °C ( $\beta$ -Transustemperatur) eine allotrope Umwandlung von der hexagonalen (hdp) Tieftemperaturmodifikation  $\alpha$ -Ti zu der kubisch-raumzentrierten (krz) Hochtemperaturmodifikation  $\beta$ -Ti auf [Zwic74]. Die Kristallstrukturen beider Phasen sind in Abbildung 2-6 dargestellt. Das Gefüge der Legierung Ti-6Al-4V setzt sich hauptsächlich aus diesen beiden Phasen zusammen, weshalb Ti-6Al-4V als  $\alpha + \beta$  Ti-Legierung bezeichnet wird. Die in Ti-6Al-4V enthaltenen Legierungselemente können in  $\alpha$ - oder  $\beta$ -stabilisierende Elemente eingeteilt werden, je nachdem, ob sie die  $\beta$ -Transustemperatur erhöhen oder verringern. Zu den  $\alpha$ -stabilisierenden Elementen zählen Al sowie die Begleitelemente O, C und N. Sie bewirken ein Erweitern des  $\alpha$ -Gebiets hin zu größeren Temperaturen.  $\beta$ -stabilisierende Elemente senken die allotrope Umwandlungstemperatur z.T. bis unterhalb der Raumtemperatur. Von den Legierungselementen des Werkstoffs Ti-6Al-4V gelten V, Fe und H als  $\beta$ -stabilisierende Elemente [LePe05; LüWi07; Pede02; RoMa05].

Die chemische Zusammensetzung bestimmt in erster Linie den Volumenanteil der  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phase und damit die Eigenschaften der Legierung. Der Phaseneinfluss auf ausgewählte Eigenschaften von Ti-6Al-4V wird in Abbildung 2-7 graphisch dargestellt. Aufgrund der begrenzten Verformbarkeit der hdp-Kristallstruktur ist die  $\alpha$ -Phase im Vergleich zur  $\beta$ -Phase weniger duktil. Dagegen ist der Diffusionskoeffizient in  $\alpha$  deutlich niedriger als in  $\beta$ . Die Kriech- und Oxidationsbeständigkeit nimmt somit mit steigendem Al-Gehalt zu, während sich gleichzeitig die Duktilität und die Verformungsfähigkeit verschlechtern. Die Verschlechterung der Duktilität und Verformungseigenschaften wird darüber hinaus noch dadurch verstärkt, dass mit höheren Al-Gehalten die Ausscheidung der spröden intermetallischen Phase  $Ti_3Al$  gefördert wird. Aus diesem Grund ist der Al-Gehalt in Ti-6Al-4V auf 6,75 % begrenzt [LePe05]. Die Ausscheidung der intermetallischen Phase  $Ti_3Al$  wird dadurch unterdrückt. Auf diese Phase wird deshalb im Folgenden nicht näher eingegangen.

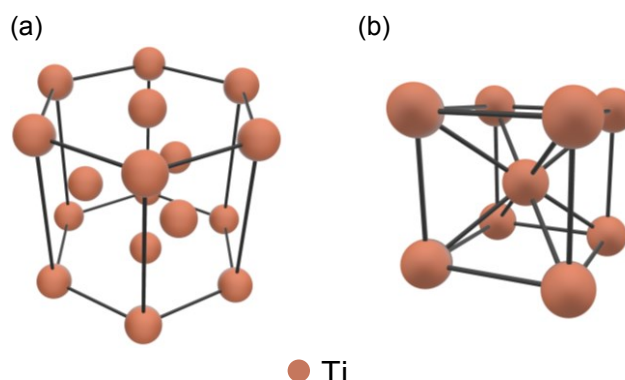


Abbildung 2-6: (a) Hdp-Kristallstruktur der  $\alpha$ -Phase. (b) Krz-Kristallstruktur der  $\beta$ -Phase

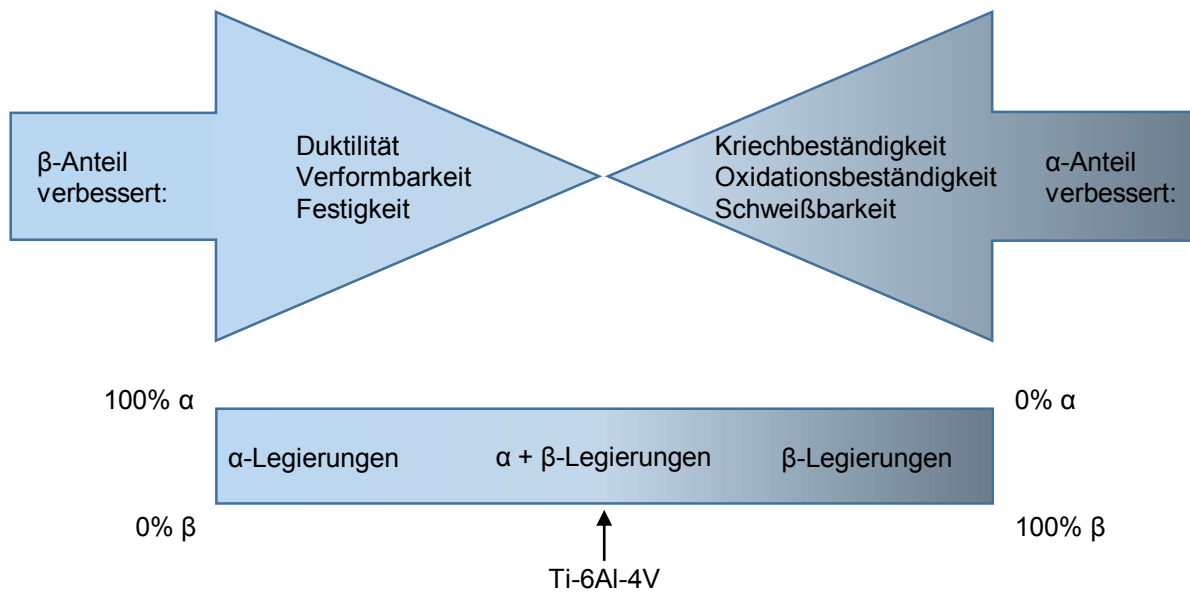


Abbildung 2-7: Einfluss des  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phasenanteils auf die mechanischen Eigenschaften von Ti-6Al-4V, in Anlehnung an [Froe15]

### $\alpha$ -Phase

Die mechanischen Eigenschaften der  $\alpha$ -Phase lassen sich vornehmlich durch eine Mischkristallverfestigung aufgrund der Einlagerung der Elemente O, C, N und Al beeinflussen. Die Atome O, C und N haben einen deutlich geringeren Atomradius als die Ti-Atome und werden deshalb interstitiell auf Zwischengitterplätzen eingelagert. Für den Hauptanteil der Festigkeitssteigerung sind die O-Atome verantwortlich. Dies wird deutlich, wenn man die Streckgrenzen der Reintitangrade vergleicht. Dabei steigert sich die Streckgrenze  $R_{p0,2}$  von 170 MPa bei Ti Grade 1 (0,18 % O-Gehalt) auf 480 MPa bei Ti Grade 4 (0,40 % O-Gehalt). Zu beachten ist allerdings, dass mit der Erhöhung des O-, C- und N-Gehaltes eine Verschlechterung der Duktilität und Bruchzähigkeit einhergeht. Ihre Anteile in Ti-6Al-4V bleiben daher auf geringe Maße begrenzt, vgl. Tabelle 2-4. Aufgrund der Atomradienähnlichkeit zu Ti substituiert Al die Ti-Atome in der  $\alpha$ -Phase und sorgt entsprechend über eine Substitutionsmischkristallverfestigung für eine Festigkeitssteigerung der  $\alpha$ -Phase [Broo82; Froe15; LüWi07; Zwic74].

### $\beta$ -Phase

Eine genaue Analyse der Verfestigungsmechanismen der  $\beta$ -Phase erweist sich als äußerst kompliziert, da die Effekte der Mischkristall- und Ausscheidungsverfestigung nur schwer voneinander getrennt werden können. Es bleibt allerdings festzuhalten, dass die  $\beta$ -Phase sowohl über eine Einlagerung von V-Atomen (Substitutionsmischkristallverfestigung) als auch über eine Ausscheidung sekundärer  $\alpha$ -Plättchen aus dem  $\beta$ -Mischkristall, provoziert durch das Legierungselement Fe, verfestigt werden kann. Die  $\beta$ -Phase weist eine ausgesprochen gute Löslichkeit für H-Atome auf. Zur Vermeidung des Effekts der Wasserstoffversprödung bleibt der H-Gehalt in Ti-6Al-4V auf max. 0,015 % begrenzt [Froe15; LüWi07; Zwic74].

Je nach Wärmebehandlung können in  $\alpha + \beta$  Ti-Legierungen drei unterschiedliche Gefügetypen hervorgerufen werden. Es handelt sich dabei um die Typen lamellares Gefüge, globulares Gefüge und Duplexgefüge. Ein lamellares Gefüge, dargestellt in Abbildung 2-8 (a), wird durch eine Glühbehandlung oberhalb der  $\beta$ -Transustemperatur ( $\beta$ -Rekristallisation) erzeugt. Aufgrund der lamellaren Kornstruktur besitzt dieser Gefügetyp eine gute Kriech- und Oxidationsbeständigkeit sowie eine hohe Bruchzähigkeit. Im Gegensatz dazu führt ein globulares Gefüge, vgl. Abbildung 2-8 (b), zu verbesserten Duktilitäts- und Festigkeitseigenschaften. Globulare Gefüge lassen sich durch eine Rekristallisationsglühung bei vergleichsweise niedrigen Temperaturen (ca. 800 - 850 °C) erzeugen. Mithilfe eines Duplexgefüges können die positiven Eigenschaften des lamellaren und globularen Gefüges kombiniert werden. Duplexgefüge lassen sich durch eine Glühbehandlung knapp unterhalb der  $\beta$ -Transustemperatur erzeugen [Froe15; LüWi07; Zovo11]. Eine typische lichtmikroskopische Aufnahme eines Duplexgefüges ist in Abbildung 2-8 (c) zu sehen.

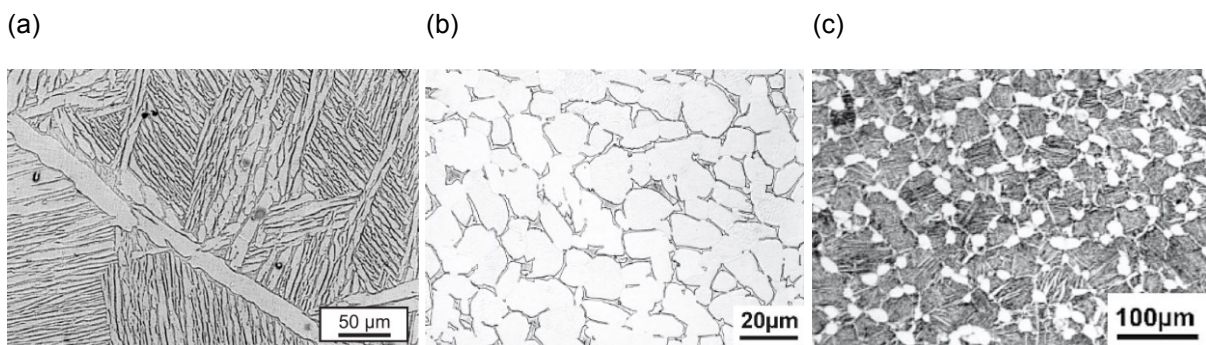


Abbildung 2-8: Gefügetypen in  $\alpha + \beta$  Ti-Legierung. (a) Lamellares Gefüge [LePe05]. (b) Globulares Gefüge [LüWi07]. (c) Duplexgefüge [LüWi07]

## Eigenschaften

Ti-6Al-4V weist eine außerordentlich gute Ausgewogenheit an Festigkeit, Duktilität, Ermüdung und Bruchverhalten auf. Obwohl Ti im Vergleich zu anderen metallischen Strukturwerkstoffen wie z.B. Fe, Ni und Al das mit Abstand höchste Festigkeit/Dichte-Verhältnis aufweist, wird es aufgrund seines hohen Preises nur für bestimmte Nischenanwendungen eingesetzt. Der hohe Preis ist v.a. durch die hohe Reaktivität von Ti mit Sauerstoff und dem damit verbundenen Aufwand bei der Ti-Gewinnung und -erzeugung begründet. Andererseits führt diese hohe Reaktivität unter Lufteinwirkung zur sofortigen Bildung einer stabilen und festhaftenden  $\text{TiO}_2$ -Oberflächenschicht, was sich in der hervorragenden Korrosionsbeständigkeit des Ti in verschiedenen Arten aggressiver Atmosphären niederschlägt. Diese Oxidschicht zeigt einen hohen elektrischen Widerstand und sorgt für eine Behinderung des elektrochemischen Auflösungsprozesses von Titan [BEWN16; ErHB16]. Durch den Einbau von Oxiden der Legierungselemente, z.B.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , in die  $\text{TiO}_2$ -Oberflächenschicht entstehen Mischoxide, die eine geringere passivierende Wirkung haben als die  $\text{TiO}_2$ -Schicht [DKKK79; DaKV17]. Die deutlich höhere Schmelztemperatur des Ti im Vergleich zu Al, dem Hauptkonkurrenten bei Leichtbaustrukturmaterialien, verleiht Ti-Legierungen einen entscheidenden Vorteil



bei Anwendungen in höheren Temperaturbereichen [Broo82; BüMN11; FörS04; LüWi07; ZhYa13].

Tabelle 2-5 listet Richtwerte ausgewählter mechanischer Eigenschaften der Legierung Ti-6Al-4V nach DIN 17862 und DIN 17869 auf, während in Tabelle 2-6 ausgewählte physikalische und (elektro-)chemische Eigenschaften der Hauptlegierungsbestandteile aufgeführt werden.

Tabelle 2-5: Richtwerte ausgewählter mechanischer Eigenschaften für Ti-6Al-4V nach [KZKV13a], DIN 17862 und DIN 17869 [DIN92; DIN93]. Zum Vergleich sind die Eigenschaften von Inconel 718 nach [KZKV13a] und DIN EN 10302 beigefügt [DIN08].

Werkstoff	Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	E-Modul E [GPa]	Streckgrenze R <sub>p0,2</sub> [MPa]	Streckgrenze bei 500 °C R <sub>p0,2/500°C</sub> [MPa]	Zugfestigkeit R <sub>m</sub> [MPa]	Bruchdehnung A <sub>b</sub> [%]
Ti-6Al-4V	4,43	110	830	390	900	10
Inconel 718	8,19	205	1030	860	1230	12

Tabelle 2-6: Ausgewählte physikalische und (elektro-)chemische Eigenschaften der Hauptlegierungsbestandteile von Ti-6Al-4V. Die am häufigsten auftretenden Auflösungsvalenzen sind fett gedruckt [Bind99]

	Schmelzpunkt T <sub>m</sub> [°C]	Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	Molare Masse M [g/mol]	Auflösungsvalenz z	Normalpotential E <sub>0</sub> [V]
Al	660	2,70	26,98	3	- 1,676
V	1890	6,11	50,94	<b>2, 3, 4, 5</b>	- 0,876
Ti	1668	4,54	47,88	<b>2, 3, 4</b>	- 1,632

## 2.2 Elektrochemische Bearbeitung

Aus den Analysen in [KSZH15; KZKV12; KZKV13b; SDMC15] geht hervor, dass die spanende Bearbeitung von Inconel 718 und Ti-6Al-4V aufgrund der thermischen und mechanischen Eigenschaften dieser Materialien an ihre technologischen und ökonomischen Grenzen gelangt. Die schlechte thermische Leitfähigkeit von Ti-6Al-4V führt bei der spanabhebenden Bearbeitung zu einem Wärmestau und damit zu sehr hohen Temperaturen in der Scherzone. Das intensive Reaktionsverhalten des Titans bei erhöhten Temperaturen mit Sauerstoff und Stickstoff, und auch mit Elementen des Werkzeugs, resultiert in einer Aufhärtung der Werkstückrandzone und somit in einem erhöhten Werkzeugverschleiß [SDMC15]. Die mechanischen Eigenschaften von Inconel 718 sorgen für hohe Werkzeugkosten aufgrund des, im Vergleich zur Ti-6Al-4V-Bearbeitung, nochmals deutlich höheren Werkzeugverschleißes. Darüber hinaus ist die bei der spanenden Bearbeitung zu erreichende Oberflächengüte sehr stark von der Schnittkinematik und vom Verschleiß der Werkzeugschneiden abhängig. Um dem hohen Werkzeugverschleiß entgegenzuwirken, werden für die Schlichtbearbeitung

sehr lange Bearbeitungszeiten veranschlagt, die sich über die Maschinenstundensätze und Lohnkosten des Maschinenbedieners in der Gesamtkostenbilanz niederschlagen. Das unkonventionelle Fertigungsverfahren der elektrochemischen Bearbeitung stellt vor diesem Hintergrund eine gute Alternative zur Bearbeitung dieser in der Literatur gerne als „hard to machine alloys“ bezeichneten Werkstoffe dar. Insbesondere bei hohen Losgrößen gilt ECM als kosteneffiziente Alternative zu den spanabhebenden Fertigungsverfahren. Die Tatsache, dass mittels ECM selbst bei einer Schruppbearbeitung hervorragende Oberflächengüten erzeugt werden, bringt den Vorteil mit sich, dass auf nachgelagerte kostenintensive Endbearbeitungs- oder Polierprozesse verzichtet werden kann [KSZH15; KZKV12; KZKV13a; KZKV13b].

Die elektrochemische Bearbeitung wird nach DIN 8590 als Fertigungsverfahren beschrieben, bei dem ein metallischer Werkstoff unter Wirkung eines elektrischen Stromes und einer Elektrolytlösung anodisch aufgelöst wird [DIN03b]. Als Fertigungsverfahren wird es nach DIN 8580 der Hauptgruppe 3 *Trennen* zugeordnet [DIN03a]. In der weiteren Unterteilung gehört es der Gruppe 3.4 *Abtragen* [DIN03a] an und kann innerhalb dieser Gruppe weiter der Untergruppe 3.4.3 *Elektrochemisches Abtragen* [DIN03b] zugeteilt werden. Seinen finalen Platz findet ECM in der Untergruppe 3.4.3.1 *Elektrochemisches Formabtragen (EC-Formabtragen)* und wird dort als „*abbildendes elektrochemisches Abtragen unter Verwendung einer äußeren Stromquelle bei hoher Wirkstromdichte, hervorgerufen durch kleinen Abstand der formgebenden Werkzeugelektrode vom Werkstück und hohe Strömungsgeschwindigkeit der Elektrolytlösung*“ beschrieben [DIN03b]. Die Einordnung des ECM-Verfahrens gemäß der Einteilungssystematik der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 und DIN 8590 wird in Abbildung 2-9 graphisch dargestellt.

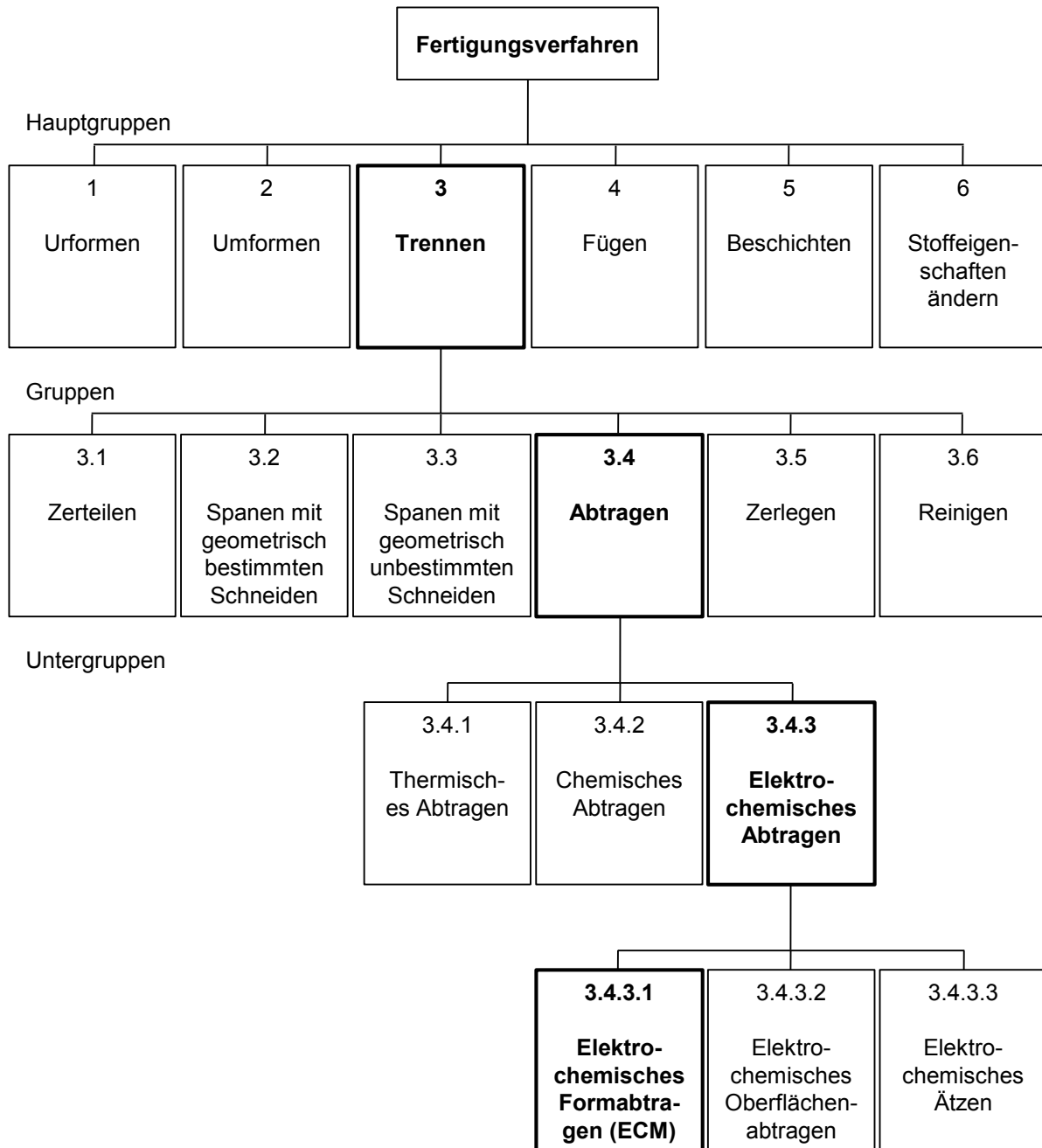


Abbildung 2-9: Einordnung des ECM-Verfahrens gemäß der Einteilungssystematik der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 und DIN 8590, ähnlich zu [DIN03a; DIN03b]

### 2.2.1 Anodische Metallauflösung

Beim ECM werden zwei Metalle, die Elektroden, in eine elektrisch leitfähige Flüssigkeit, den sogenannten Elektrolyten, getaucht und mit einer äußeren Spannungsquelle verbunden. Der positive Pol der Spannungsquelle wird mit der abzutragenden Elektrode verbunden. Die positiv gepolte Elektrode, auch Anode genannt, repräsentiert bei der elektrochemischen Bearbeitung somit das Werkstück. Als Werkzeug dient die negativ gepolte Kathode. Abbildung 2-10 zeigt die elektrochemischen Vorgänge, die durch diesen Aufbau an beiden Elektroden in Gang gebracht werden [KIKö07].

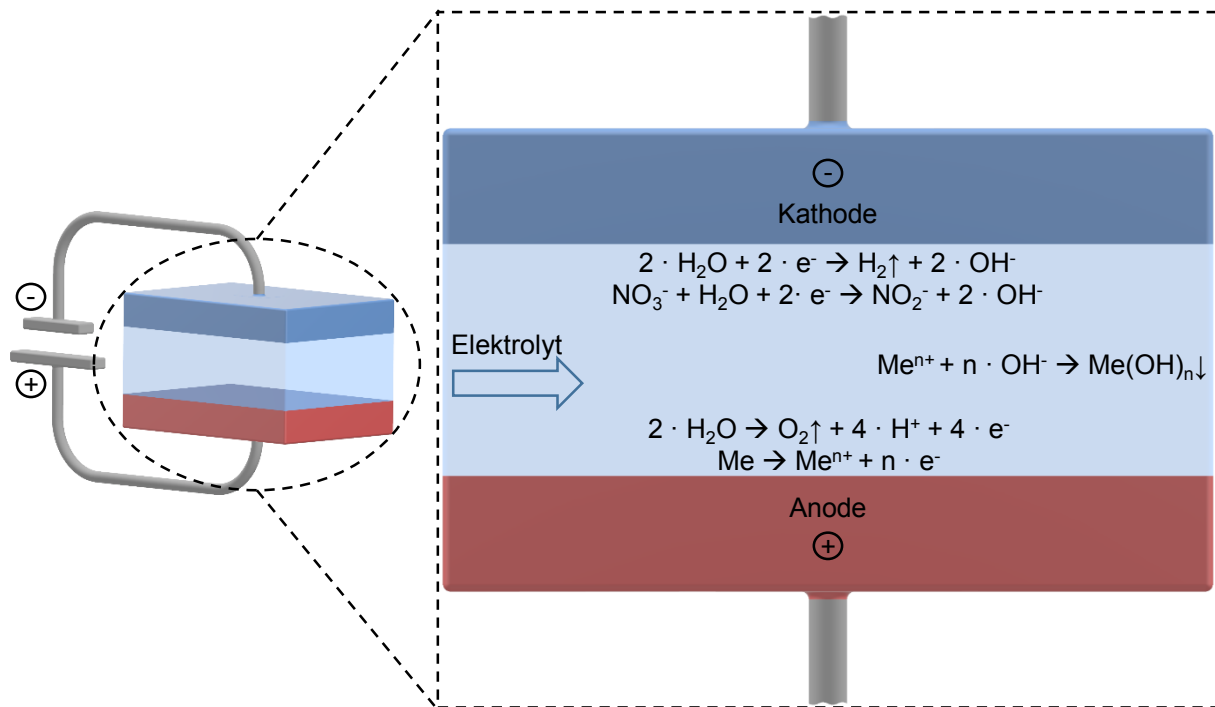


Abbildung 2-10: Prinzip der anodischen Metallauflösung

An der Anode geht das Metall unter Elektronenabgabe als Metallkationen in die Elektrolytlösung über. Die Metallauflösung an der Anode wird i.A. mit der folgenden vereinfachten Reaktionsgleichung ausgedrückt:



*Me*: Metallatom

$Me^{n+}$ : n-fach positiv geladenes Metallkation

*n*: Anzahl der abgegebenen Elektronen

$e^{-}$ : Elektron

(2.1)

Tatsächlich ist dieser Prozess komplizierter und verläuft über mehrere Zwischenstufen. Unter Vernachlässigung der Gefügeeigenschaften an der Metalloberfläche und den dort vorliegenden Bindungsverhältnissen kann der Auflösungsprozess vereinfacht anhand Abbildung 2-11 erklärt werden.

Im ersten Schritt kommt es zum Gitterabbau. Dabei wandelt sich das Metallatom, das zuvor auf einem festen Gitterplatz saß, zu einem ad-Atom, das sich nun auf der Metalloberfläche in Halbkristalllage befindet. Das bedeutet, dass das ad-Atom teilweise noch ans Metallgitter angebunden und teilweise schon hydratisiert ist. Im zweiten Schritt erfolgt der Ladungsübergang durch den Übergang der ad-Atome als Kationen in die Elektrolytlösung. Dabei muss die elektrische Doppelschicht, die sich durch die Ausrichtung der Wasserdipole der Elektrolytlösung an der Phasengrenze Metall/Elektrolyt bildet, durchdrungen werden. Im finalen Schritt findet die Solvatation statt, während der die hydratisierten Kationen ins Innere der Elektrolytlösung diffundieren. Dort können sie gelöst bleiben oder durch Hydrolysereaktionen zu schwerlöslichem Metallhydroxid reagieren und ausfallen, siehe Gleichung (2.2). Die für die beschriebenen

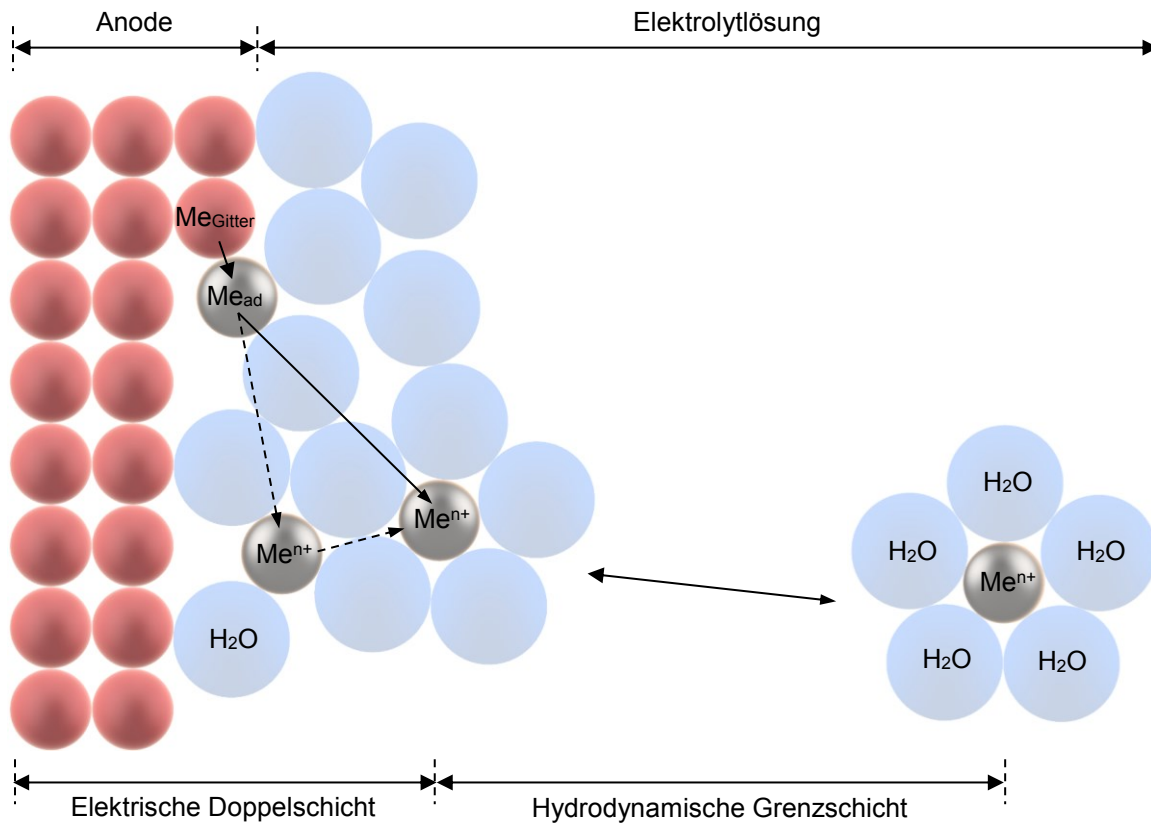
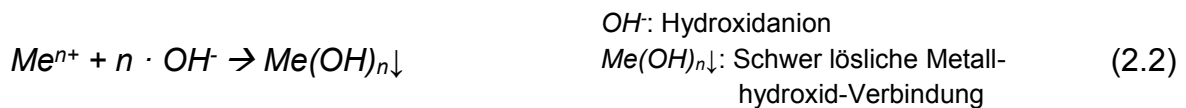
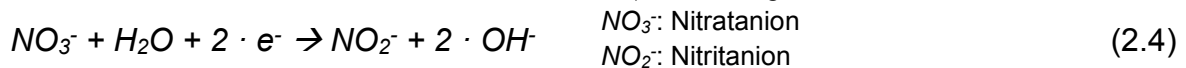
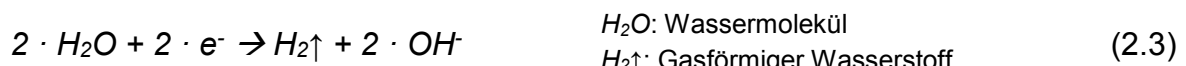


Abbildung 2-11: Vereinfachte schematische Darstellung des Auflösungsprozesses an der Anode, ähnlich zu [Kaes11]

Schritte benötigte Energie zum Gitterabbau, zur Überwindung des Potentialgefälles der elektrischen Doppelschicht und zur Solvation wird durch die äußere Spannungsquelle zu Verfügung gestellt [Kaes11; Lind77; Münn12].



An der Kathode finden Vorgänge statt, bei denen Bestandteile der Elektrolytlösung reduziert werden:

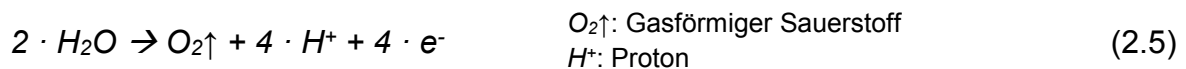


Hier tritt kein Materialabtrag und daher theoretisch auch kein Werkzeugverschleiß auf. Eine mögliche Abscheidung des anodisch aufgelösten Materials auf der Kathodenoberfläche wird durch die hohen Strömungsgeschwindigkeiten des Elektrolyts beim ECM vermieden [Münn12].

Die Elektrolytlösung schafft durch Bereitstellung einer bestimmten Leitfähigkeit zwischen Anode und Kathode die Voraussetzungen für die beschriebenen elektrochemischen Prozesse. Weitere Aufgaben der Elektrolytlösung sind der Abtransport der Abtragspartikel und Prozessgase aus dem Arbeitsspalt sowie die Abführung der erzeugten Arbeitswärme. Als prozessrelevante Kenngrößen der Elektrolytlösung sind die spezifische elektrische Leitfähigkeit, die Konzentration, die Temperatur, der pH-Wert und der Spüldruck zu nennen. Um kontrollierte und reproduzierbare Bearbeitungsbedingungen schaffen zu können, müssen diese Kenngrößen überwacht und nachgeregelt werden. Moderne Bearbeitungsmaschinen verfügen daher i.d.R. über autonome Elektrolytversorgungseinheiten, die durch Filtrieren und Zudosieren von Chemikalien dafür sorgen, dass das Elektrolytssystem im definierten Zustand verbleibt [Förs04], [KIKö07].

Aus diesen Ausführungen wird die Notwendigkeit ersichtlich, das Elektrolytssystem auf das zu bearbeitende Material und die Bearbeitungsaufgabe abzustimmen. Aufgrund umwelttechnischer und wirtschaftlicher Randbedingungen werden in der Praxis überwiegend wässrige Lösungen auf Neutralsalzbasis wie  $\text{NaNO}_3$  oder  $\text{NaCl}$  als Elektrolyte verwendet. Eine detaillierte Beschreibung der Aufgaben, Eigenschaften und Kenngrößen verschiedener Elektrolytlösungen findet sich in [DeOl68; Förs04].

Neben der beschriebenen Materialauflösung laufen an der Anode, abhängig vom dort herrschenden Anodenpotential, auch abtragsunwirksame Nebenreaktionen ab, wie beispielsweise die Bildung von gasförmigem Sauerstoff nach Gleichung (2.5) oder, abhängig vom vorherrschenden Potential, die Bildung oxidischer Deckschichten. Diese Deckschicht behindert die Materialauflösung, das Metall „passiviert“ [Rose05; Vett61]. Die Passivierung hängt neben dem herrschenden Potential und dem verwendeten Elektrolyten auch von den Elektrolysebedingungen und dem Anodenwerkstoff ab. Die zur Passivierung führenden abtragsunwirksamen Nebenreaktionen verringern den Wirkungsgrad der elektrochemischen Bearbeitung. Die messtechnische Beschreibung der Passivierung ist durch die Aufnahme einer Stromdichte-Potentialkennlinie möglich. Abbildung 2-12 veranschaulicht den schematischen Verlauf der Stromdichte-Potentialkennlinie.



Dieser schematische Verlauf lässt sich in drei Bereiche untergliedern. Im Bereich der aktiven Auflösung steigt die Stromdichte zunächst mit steigendem Anodenpotential exponentiell an. Die Auflösung findet in diesem Bereich ohne Behinderung durch auftretende Passivschichten statt und wird rein durch die elektrochemischen und energetischen Eigenschaften der Metalloberfläche bestimmt. Die Stromdichte steigt bis zum Erreichen der Potentialschwelle, die nach ihrem Entdecker Flade-Potential  $\epsilon_{\text{Flade}}$  genannt wird, an. Beim Erreichen des Flade-Potentials sorgt der Aufbau der Passivschicht für einen Abfall der Stromdichte auf die Korrosionsstromdichte  $J_{\text{Korr}}$ . Als Voraus-

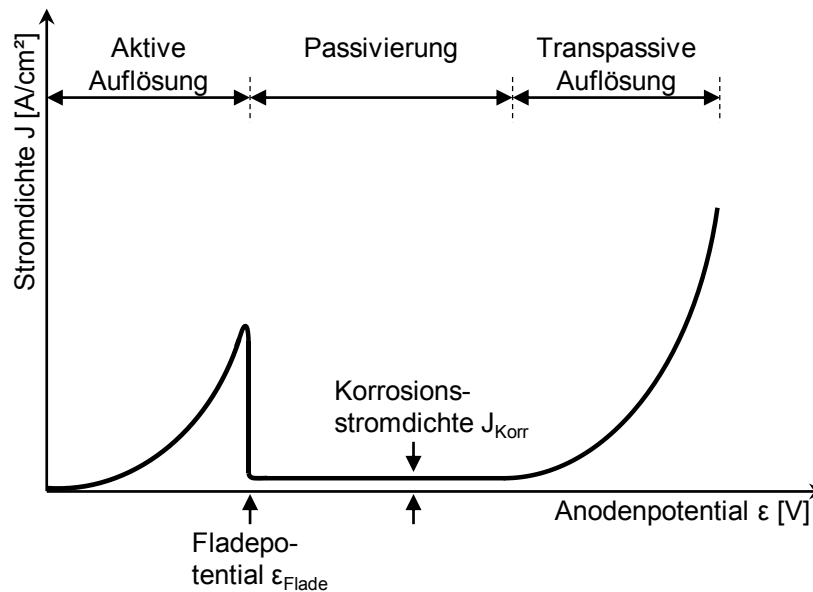


Abbildung 2-12: Schematischer Verlauf der Stromdichte-Potentialkennlinie, ähnlich zu [KIKö07]

setzung für die Bildung der Passivschicht ist es zwingend notwendig, dass ausreichend Sauerstoff zu Verfügung steht. Dieser ist in Form von Wassermolekülen und Hydroxidionen in der Elektrolytlösung enthalten [Alte00; Dege72; Lind77].

Im passiven Auflösungsbereich wird der Abtragsprozess durch die elektrochemischen Eigenschaften der Passivschicht bestimmt. Dabei lassen sich die elektrochemischen Eigenschaften anhand der Struktur, Porosität und Elektronen- bzw. Ionenleitfähigkeit der Passivschicht charakterisieren. Ein Abtrag ist im passiven Bereich nur möglich, wenn Ladungsträger durch die Deckschicht transportiert werden können oder die Passivschicht im Elektrolyten löslich ist. Im Falle des Titans findet bei porenfreier Deckschicht ohne Ionenleitfähigkeit kein Abtrag im passiven Bereich statt. Im Gegensatz dazu ist die Passivschicht, die sich auf Nickeloberflächen bildet, i.d.R. gut löslich. Das bedeutet, der Abtrag findet hier auch im Passivbereich statt, wobei die Abtragsgeschwindigkeit von der Auflösungsgeschwindigkeit der Deckschicht im Elektrolyten bestimmt wird. Im Gleichgewichtsfall halten sich Abbau und Neubildung der Passivschicht die Waage, d.h. die Passivschicht wird mit der gleichen Geschwindigkeit nachgebildet, mit der sie sich im Elektrolyten löst. Die Stromdichte ist dann potentialunabhängig, wobei der verhältnismäßig geringe Stromfluss zur Neubildung der Passivschicht verbraucht wird [Lind77].

Im transpassiven Bereich wird die nun wieder exponentiell ansteigende Stromdichte einer transpassiven Metallauflösung zugeschrieben. In der Literatur wird davon ausgegangen, dass der Materialabtrag, der in diesem Bereich stattfindet, durch einen Lochfraßmechanismus ermöglicht wird [Alte00; Lind77; Münn12]. McGeough vermutet, dass die Gasbildung in diesem Potentialbereich zu einem Aufbrechen der Passivschicht führt. So entstehen an der Anodenoberfläche kleine, räumlich begrenzte Bereiche, in denen ein transpassiver Abtrag stattfinden kann [McGe74]. Die schnelle, gezielte Metallauflösung bei der elektrochemischen Bearbeitung findet immer im transpassiven Bereich statt [Dege72].

Die Passivschichten, die sich auf den Metallen ausbilden, lassen sich je nach Leitfähigkeit in elektronenleitende und ionenleitende Passivschichten einteilen. Elektronenleitende Passivschichten werden u.a. von den Metallen Ni, Cr, Co und Mo gebildet. Aufgrund der Tatsache, dass bei diesen Metallen Elektronen durch die Passivschicht transportiert werden, können bei hohen Anodenpotentialen OH<sup>-</sup>-Ionen zu gasförmigem O<sub>2</sub> entladen werden. Ionenleitende Passivschichten werden dagegen u.a. von Al und Ti gebildet. Durch die geringe Elektronenleitfähigkeit ihrer Oxide werden Metallionen durch die Passivschicht transportiert. Auf der Lösungsseite angelangt, wächst die Passivschicht durch Hydrolyse der Ionen. Hierbei kommt es bis zum Erreichen der Durchschlagspannung nicht zu einem Anstieg der Stromdichte. Die elektrochemische Auflösung dieser Metalle erfordert dementsprechend eine hohe Überspannung. Sowohl bei ionen- als auch elektronenleitenden Deckschichten können bei hohen Anodenpotentialen Ionen, die zunächst mit niedrigerer Wertigkeit in Lösung gegangen sind, höherwertig aufgelöst werden [Alte00; För04; Lind77; Münn12; Rata13].

Ob sich eine oxidische Deckschicht auf der Metalloberfläche bildet, hängt neben dem Material auch vom Passivierungsverhalten des verwendeten Elektrolyten ab. In der Literatur werden die Elektrolyte i.d.R. in passivierende (z.B. NaNO<sub>3</sub>) und nicht passivierende Elektrolyte (z.B. NaCl) eingeteilt. Diese Einteilung ist allerdings nicht ganz korrekt, da die Metallauflösung bei der elektrochemischen Bearbeitung immer im transpassiven Bereich stattfindet und daher auch immer eine Passivierung der Metalloberfläche vonstattengeht. D.h. jede Elektrolytlösung sorgt für eine Passivierung der Metalloberfläche, lediglich die Stärke der Passivierung kann unterschiedlich [Dege72] sein.

Unterschiede im Passivierungsverhalten der Elektrolyte NaCl und NaNO<sub>3</sub> und den daraus resultierenden Wirkungsradien werden beispielsweise bei der elektrochemischen Bearbeitung von Fe und Ni sichtbar. Hier nimmt die Wahl des Elektrolyten einen direkten Einfluss auf den Wirkungsgrad der elektrochemischen Bearbeitung, vgl. Abbildung 2-13. Bei anderen Metallen, wie z.B. Ti und Al, zeigen NaCl und NaNO<sub>3</sub> dagegen in beiden Elektrolyten das gleiche Polarisationsverhalten [För04].

Charakteristisch für NaCl ist die Fähigkeit, bestehende oxidische Passivschichten leicht aufzubrechen. Neben den Wasserdipolen und negativen Hydroxidionen wandern auch die negativen Cl<sup>-</sup>-Ionen zur Anode. Da sie aufgrund ihrer kleinen Ionenradien ein höheres Adsorptionspotential als die H<sub>2</sub>O-Dipole und OH<sup>-</sup>-Ionen besitzen, können sie diese auf der Metalloberfläche verdrängen und in der Folge direkt mit den Metallionen reagieren. Unter Verwendung von NaCl kann daher schon bei sehr geringen Stromdichten eine nahezu hundertprozentige Stromausbeute erzielt werden. Allerdings können auch beim Einsatz von NaCl Deckschichten gebildet werden. Diese Art der Deckschichten entsteht im Gegensatz zu den oxidischen Deckschichten bei hohen Stromdichten durch Ausfällung der Abtragsprodukte in Form von Metallsalzen. Im Unterschied zu den Oxidschichten haften diese Deckschichten nur lose auf der Metalloberfläche und können durch ausreichend hohe Strömungsgeschwindigkeiten abgelöst werden [Lind77].



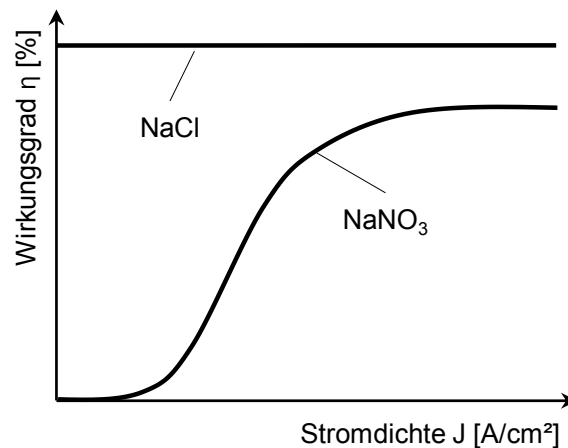


Abbildung 2-13: Qualitativer Verlauf der Wirkungsgradkurven für NaCl und NaNO<sub>3</sub> für die Bearbeitung von Fe oder Ni, ähnlich zu [Steu16]

Dagegen steigen der Materialabtrag und damit der Wirkungsgrad bei der Verwendung von NaNO<sub>3</sub> erst bei höheren Stromdichten an. Der Grund hierfür ist die Formierung festhaftender Passivschichten auf der Metalloberfläche, die durch eine erhöhte Sauerstoffbildung gefördert wird. Bei niedrigen Stromdichten wird der Strom daher überwiegend für die abtragsunwirksame Sauerstoffbildung verbraucht. Erst nach Überschreiten einer Mindeststromdichte beginnt sich das Material aufzulösen. Um einen für die Bearbeitung benötigten merklichen Materialabtrag zu erreichen, sind hier also deutlich höhere Stromdichten aufzuwenden. Dennoch bietet der Einsatz von NaNO<sub>3</sub> gegenüber NaCl entscheidende Vorteile, können mit diesem Elektrolyten doch deutlich höhere Abbildegenauigkeiten und Oberflächengüten erzielt werden [Förs04; Lind77].

Hoare et al. erklären die erhöhte Abbildegenauigkeit bei NaNO<sub>3</sub> durch die Natur der Deckschichten. Aufgrund der festen Haftung der Passivschicht kann das Metall nur an Stellen, an denen hohe Stromdichten vorherrschen, transpassiv aufgelöst werden. Wirkt dagegen eine geringe Stromdichte, beispielsweise im Streubereich des elektrischen Feldes (kurz: E-Feld), behindert dort die Passivschicht den Materialabtrag [HoMa73; HoWi75]. Diese Art der Auflösungskontrolle ist bei NaCl durch die leicht wegzuspülenden Deckschichten nicht gegeben. Landolt et al. erklären die erhöhte Präzision bei Verwendung von NaNO<sub>3</sub> dagegen durch eine bevorzugte Sauerstoffbildung bei niedrigen Stromdichten, und somit einen geringen Materialabtrag im Streubereich des E-Feldes [Land72], [Land73].

Verglichen mit dem aggressiveren NaCl, das, wie Abbildung 2-14 zeigt, zu Lochfraß neigt, lassen sich mit NaNO<sub>3</sub> neben der höheren Präzision auch deutlich bessere Oberflächengüten erzeugen. Das Modell des übersättigten, viskosen Films [MaML94, LKRB03, Walt08] gilt heute als das Modell, das das Zustandekommen sehr guter Oberflächengüten beim ECM in NaNO<sub>3</sub> am besten erklären kann. Bei hohen Stromdichten übersteigt die Abtragungsgeschwindigkeit des Metalls die Geschwindigkeit des Abdiffundierens der Abtragsprodukte deutlich. Die daraus resultierende hohe Konzentration der Abtragsprodukte an der Anodenoberfläche sorgt folglich für die Bildung eines übersättigten Films, in dem ein starker Wassermangel herrscht. Dieser Mangel

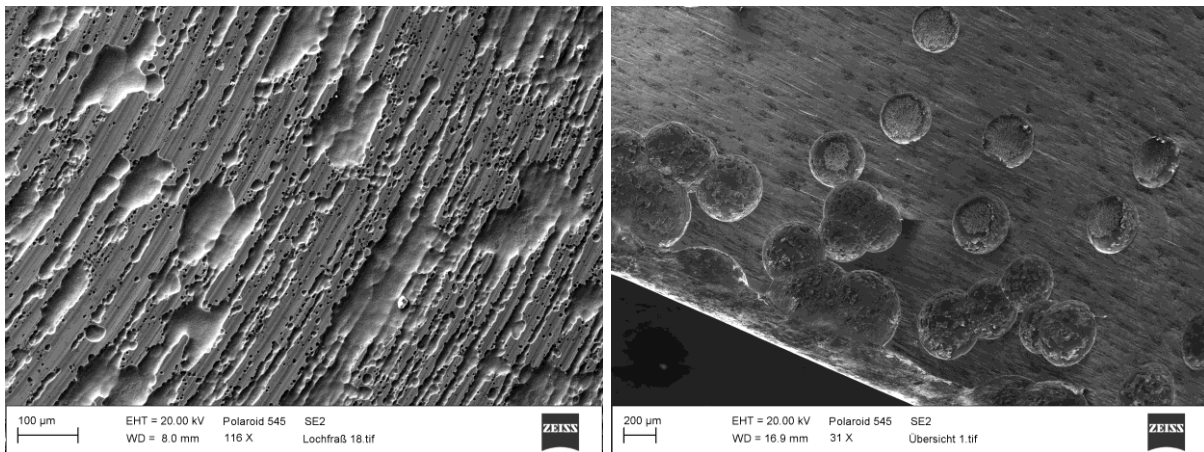


Abbildung 2-14: Lochfraßerscheinungen bei der Bearbeitung von Ti-6Al-4V mit NaCl

sorgt für eine Erhöhung der Viskosität des Deckfilms, was eine gewisse Trägheit in der Beweglichkeit der Reaktionsprodukte und Ladungsträger vor der Anodenoberfläche erklärt. Die Diffusion der Metallionen durch diese Schicht wird über die Schichtdicke gesteuert. Aufgrund der topografisch bedingten, verschieden langen Diffusionswege innerhalb der viskosen Schicht geht der Ionendurchtritt an Oberflächenspitzen schneller vonstatten als in Oberflächentälern. Die Spitzen werden daher bevorzugt abgetragen, und es kommt zu einem Einebnungseffekt. Die Deckschicht sorgt weiterhin dafür, dass die energetischen Unterschiede, hervorgerufen durch unterschiedliche Kristallorientierungen oder Gitterdefekte, ausgeglichen werden und ein gleichmäßiger Abtrag erfolgt [Münn12], [Rata13], [Rose05].

## 2.2.2 Quantitative Beschreibung der Vorgänge an der Anode

Die Vorgänge an der Anode können anhand fundamentaler Theorie quantitativ beschrieben werden. Der theoretische Massenabtrag während des ECM-Prozesses kann mithilfe des Faraday'schen Gesetzes berechnet werden. Michael Faraday fand bereits 1833 in empirischen Untersuchungen einen Zusammenhang zwischen der abgetragenen Stoffmenge und der dazu notwendigen Elektrizitätsmenge [HaVi05]. Für ein Reinelement ergibt sich der Zusammenhang zwischen anodenseitig abgetragener Masse und der während des Prozesses geflossenen Ladung wie folgt:

$$m_{theo} = \frac{M}{z \cdot F} \cdot I \cdot t$$

$m_{theo}$ : Theoretischer Massenabtrag [g]  
 $M$ : Molare Masse [g/mol]  
 $z$ : Auflösungsvalenz  
 $F$ : Faraday Konstante (= 96.485,3365) [As/mol] (2.6)  
 $I$ : Stromstärke [A]  
 $t$ : Bearbeitungsdauer [s]

Unter Einbeziehung der Materialdichte ergibt sich das abgetragene Volumen entsprechend zu:

$$V_{theo} = \frac{M}{\rho \cdot z \cdot F} \cdot I \cdot t \quad \begin{array}{l} V_{theo}: \text{Theoretischer Volumenabtrag [mm}^3\text{]} \\ \rho: \text{Dichte [g/mm}^3\text{]} \end{array} \quad (2.7)$$

Für die Bearbeitung einer Legierung mit n Elementen ergibt sich analog:

$$V_{theo} = \left( \frac{1}{100 \cdot \rho_{leg} \cdot F} \cdot \sum_{i=1}^n \frac{\rho_i \cdot M_i}{z_i} \right) \cdot I \cdot t \quad \begin{array}{l} \rho_{leg}: \text{Dichte der Legierung [g/mm}^3\text{]} \\ \rho_i: \text{Gewichtsprozentanteil des Elements} \\ \quad i \text{ [%]} \\ M_i: \text{Molare Masse des Elements } i \text{ [g/mo]} \\ z_i: \text{Wertigkeitsänderung des Elements } i \end{array} \quad (2.8)$$

Der materialabhängige Term in Formel (2.6) wird als theoretische spezifische Massenabtragsrate (engl.: Specific Mass Removal, kurz: SMR) bezeichnet. Dieser Kennwert stellt für eine bekannte Reaktion eine Materialkonstante dar, sofern die elektrochemische Wertigkeitsänderung konstant bleibt:

$$SMR_{theo} = \frac{M}{z \cdot F} \quad \begin{array}{l} SMR_{theo}: \text{Theoretische spezifische Massen} \\ \text{abtragsrate [mg/C]} \end{array} \quad (2.9)$$

Aus den Formeln (2.6) - (2.9) geht hervor, dass die Auflösungsvalenz einen großen Effekt auf den Abtragsprozess hat. Da viele Metalle mit mehreren Wertigkeiten in Lösung gehen können, vgl. Tabelle 2-3, ist die Bestimmung der Auflösungsvalenzen für eine gegebene Legierung allerdings praktisch unmöglich, und es können nur Anhaltswerte berechnet werden [Dege72; För04]. Um diese Problematik zu umgehen, wird in dieser Arbeit die praktische spezifische Massenabtragsrate  $SMR_{prakt}$  zur Charakterisierung des elektrochemischen Auflösungsvermögens verwendet:

$$SMR_{prakt} = \frac{\Delta m_{prakt}}{I \cdot t} \quad \begin{array}{l} SMR_{prakt}: \text{Praktische spezifische Massen-} \\ \text{abtragsrate [g/C]} \\ \Delta m_{prakt}: \text{Praktischer Massenverlust [mg]} \end{array} \quad (2.10)$$

Die theoretischen Beziehungen in den Formeln (2.6) - (2.9) sind nur dann gültig, wenn der gesamte Strom, der während der Bearbeitung fließt, für die Materialauflösung verbraucht wird. Dies ist allerdings aufgrund ablaufender Nebenreaktionen nicht der Fall. Aus diesem Grund können die Formeln mithilfe eines Wirkungsgrads erweitert werden:

$$\eta = \frac{SMR_{prakt}}{SMR_{theo}} \quad \eta: \text{Wirkungsgrad [%]} \quad (2.11)$$

Mithilfe des Wirkungsgrads lässt sich das Verhältnis zwischen dem realen und dem gemäß den Berechnungen nach Faraday theoretisch erwartbaren Materialabtrag beschreiben [McGe74].

Mit der Einführung der Stromdichte als:

$$J = \frac{I}{A} \quad \begin{array}{l} J: \text{Stromdichte [A/mm}^2\text{]} \\ A: \text{Anodenquerschnitt [mm}^2\text{]} \end{array} \quad (2.12)$$

sowie der Umformulierung des theoretischen Volumenabtrags zu:

$$V_{theo} = s \cdot A \quad s: \text{Arbeitsspalt [mm]} \quad (2.13)$$

und der Definition der Abtraggeschwindigkeit als:

$$v_a = \frac{s}{t} \quad \begin{array}{l} v_a: \text{Abtragsgeschwindigkeit [mm/min]} \\ t: \text{Bearbeitungsdauer [s]} \end{array} \quad (2.14)$$

erhält man unter Berücksichtigung, dass bei stationären Bedingungen gilt:

$$v_a = v_f \quad v_f: \text{Vorschubgeschwindigkeit [mm/min]} \quad (2.15)$$

für die Stromdichte:

$$J = v_f \cdot \frac{z \cdot F \cdot \rho}{M} \quad (2.16)$$

### 2.2.3 Verfahrensvarianten

Neben der klassischen ECM-Bearbeitung, oft in der Literatur auch als Gleichstrom-ECM (kurz: DC-ECM) bezeichnet, wurden aufgrund gesteigerter Anforderungen hinsichtlich der erzielbaren Präzision, Abtragsraten oder Oberflächengüten weitere Verfahrensvarianten entwickelt. Als Beispiele sind hier u.a. die gepulste elektrochemische Bearbeitung (engl.: Pulse Electrochemical Machining, kurz: PECM), Jet-Electrochemical Machining (kurz: Jet-ECM) oder Ultrashort Pulse Electrochemical Machining (kurz: UPECM) zu nennen. Im experimentellen Teil dieser Arbeit werden die beiden Verfahrensvarianten ECM und PECM genutzt. Im Folgenden werden die beiden Verfahren beschrieben und erklärt sowie wichtige Kenngrößen beider Varianten hergeleitet.

#### ECM

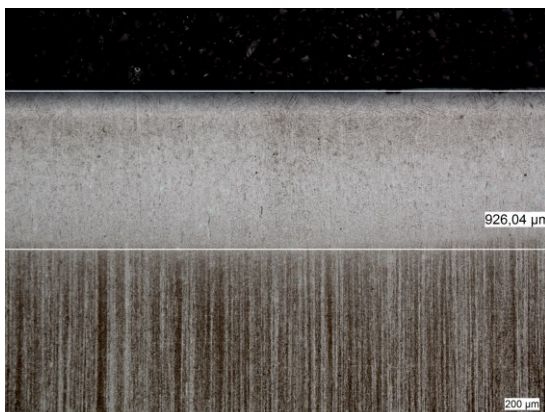
ECM ist ein nicht-konventionelles, abbildendes Fertigungsverfahren, dem das in Kapitel 2.2.1 beschriebene Prinzip der anodischen Metallauflösung zugrunde liegt. Ursprünglich aus dem Prozess des elektrolytischen Polierens abgeleitet, wurde der Grundstein zur Entwicklung dieser Technologie zu einem praxisreifen formgebenden Fertigungsverfahren 1929 von den russischen Ingenieuren V. N. Gusev und L. Rozhkov gelegt. Ihr Beitrag zur Weiterentwicklung des Verfahrens bestand insbesondere in dem Ansatz, die Elektrolytspülung gezielt durch den Arbeitsspalt zu führen sowie die Vorschubgeschwindigkeit des Werkzeugs mit der Auflösungs geschwindigkeit des Werkstücks zu synchronisieren. Dies erlaubte ihnen, mit deutlich geringeren

Arbeitsspalten und dadurch höheren Stromdichten zu arbeiten. Durch diese Anpassungen, die zu einer verbesserten Oberflächengüte, Abbildegenauigkeit und Abtragsleistung führten, entwickelten sie diesen Prozess zu jenem Verfahren weiter, wie es heute bekannt ist und angewendet wird [DeOl68; RZMK99; Wils71; WWW3; WWW4].

Für die weitere Entwicklung der ECM-Technologie zeichnete in der Folge v.a. die Luftfahrtindustrie verantwortlich. Durch den zunehmenden Bedarf an hochfesten und hochtemperaturbeständigen Werkstoffen wurden konventionelle Fertigungsverfahren aufgrund des enormen Werkzeugverschleißes immer unwirtschaftlicher. Aufgrund der berührungslosen Prozesscharakteristik konnte man sich von der Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften des zu bearbeitenden Werkstoffes lösen und selbst hochfeste Materialien nahezu verschleißfrei bearbeiten [Förs04].

ECM wird als kaltes Bearbeitungsverfahren bezeichnet, da die anfallende Prozesswärme durch die Elektrolytströmung abtransportiert wird. Die Elektrolytlösung wird dabei stets unterhalb ihrer Siedetemperatur gehalten, mit der Folge, dass keine Gefügeveränderungen im Werkstück aufgrund thermischer Einflüsse auftreten [Zeis15]. Durch die berührungslose Bearbeitungscharakteristik werden darüber hinaus auch keine mechanischen Eigenspannungen ins Werkstück eingebracht. Diese Tatsache kann in Abbildung 2-15 anhand des Vergleichs der Randzonen geschliffener (a) und elektrochemisch bearbeiteter (b) Werkstücke aus Ti-6Al-4V belegt werden. Während die hohe Temperatur- und Kraftereinwirkung beim Schleifen zu einer martensitischen Gefügeumwandlung in der Randzone geführt hat, tritt infolge der ECM-Bearbeitung keine Gefügeumwandlung auf [EHDA18]. Als weitere Verfahrensvorteile sind die erzielbaren hohen Abbildegenauigkeiten und Oberflächengüten zu nennen [RZMK99]. Aufgrund der Charakteristik des E-Feldes, das sich an Vorsprüngen, Spitzen und Kanten konzentriert, entstehen keine Grate, was den Einsatz des ECM-Verfahrens für die Entgratung prädestiniert.

(a)



(b)



Abbildung 2-15: Randzonenvergleich geschliffener und ECM-bearbeiteter Ti-6Al-4V Werkstücke.  
(a) Martensitisches Umwandlungsgefüge in der Randzone infolge der thermischen und mechanischen Belastungen bei der Schleifbearbeitung. (b) Keine Gefügeumwandlung durch die ECM-Bearbeitung [EHDA18]

Voraussetzung für ein gutes Arbeitsergebnis beim ECM ist das Erzielen einer möglichst hohen Stromdichte. Dies ist nur möglich, wenn das Werkzeug, wie in Abbildung 2-16 schematisch dargestellt wird, über eine Vorschubeinheit progressiv in das Werkstück eingesenkt wird. Dadurch wird der Abstand zwischen dem Werkzeug und dem Werkstück möglichst gering gehalten, sodass eine gute Abbildung des Werkzeugs im Werkstück realisiert werden kann. Werkzeug und Werkstück werden dabei so in Position gebracht, dass zwischen ihnen ein Bearbeitungsspalt verbleibt, durch den die Elektrolytlösung gepumpt werden kann. Dieser Spaltabstand ist der Grund dafür, dass keine Eins-zu-eins-Abbildung möglich ist [Rebs16]. Das Prinzip des Prozessverlaufs bei der ECM-Bearbeitung wird in Abbildung 2-17 dargestellt. Während das Werkzeug progressiv in Richtung des Werkstücks zugeführt wird,  $z_K(t)$ , fließt ein zeitlich konstanter Strom  $I(t)$ .

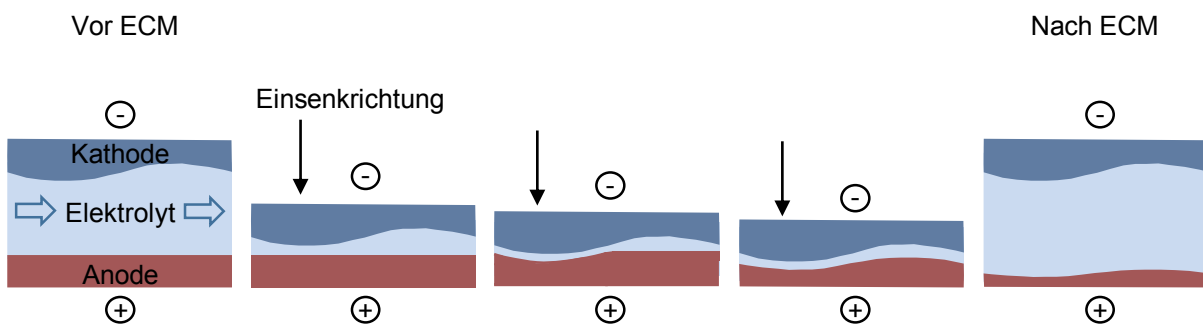


Abbildung 2-16: Schematische Darstellung des Abbildevorgangs beim ECM

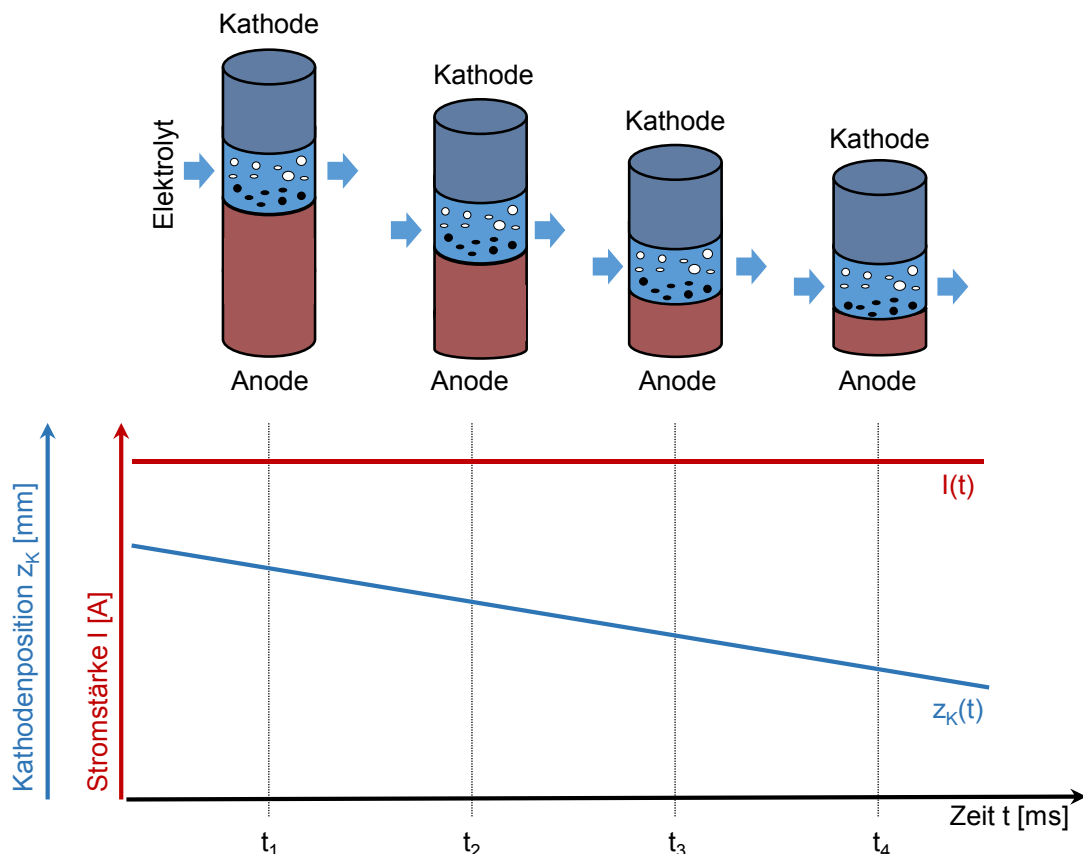


Abbildung 2-17: Prinzip des Prozessverlaufs beim ECM, in Anlehnung an [Rebs16]

Da sich die Werkstückgeometrie zumindest um das Spaltmaß vom Werkzeug unterscheidet, gilt der Arbeitsspalt als Indikator für die Abbildegenauigkeit. Beim Einsenken des Werkzeugs in das Werkstück fließt der Prozessstrom nicht nur über die Stirnfläche, sondern auch über die Seitenflächen des Werkzeugs. Aus diesem Grund bildet sich beim ECM neben dem Stirnspalt auch ein Seitenspalt aus [Rebs16; Webe16]. Dieser Sachverhalt wird in Abbildung 2-18 graphisch dargestellt. Der unerwünschten Seitenspaltaufweitung kann durch die Wahl des Elektrolyten oder durch Isolierung der Werkzeugseitenflächen entgegengewirkt werden.

Zur Herleitung des Arbeitsspalts ist es notwendig, neben den in Kapitel 2.2.2 eingeführten Kenngrößen weitere für das Prozessverständnis wichtige Größen einzuführen. Ausgehend vom Ohm'schen Gesetz:

$$U = R \cdot I \quad \begin{array}{l} U: \text{Bearbeitungsspannung [V]} \\ R: \text{elektrischer Widerstand [\Omega]} \end{array} \quad (2.17)$$

lässt sich unter Einbeziehung der spezifischen Elektrolytleitfähigkeit und des Verhältnisses von Spaltweite zu Anodenquerschnitt:

$$R = \frac{1}{\sigma_{el}} \cdot \frac{s}{A} \quad \sigma_{el}: \text{spezifische Elektrolytleitfähigkeit [mS/cm]} \quad (2.18)$$

die Spaltweite in Abhängigkeit von der Stromdichte beschreiben:

$$s = \frac{\sigma_{el} \cdot U_{el}}{J} \quad U_{el}: \text{Spannungsabfall über dem Elektrolyten [V]} \quad (2.19)$$

Diese Beziehung gilt nur unter Idealbedingungen. Wie bereits erwähnt, treten allerdings auch abtragsunwirksame Nebenreaktionen auf, die bei einer fest vorgegebenen Spannung zu einer Differenz zwischen dem während der Bearbeitung gemessenen Strom und dem laut dem Ohm'schen Gesetz erwartbaren Strom führen. Diese

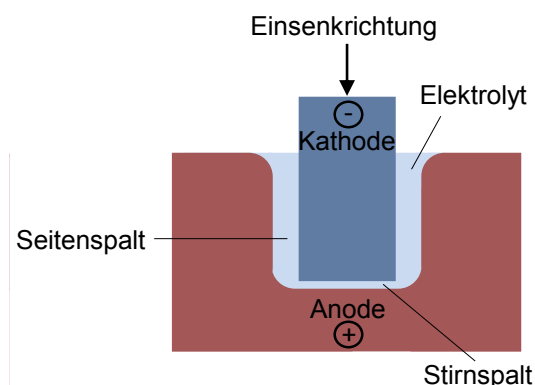


Abbildung 2-18: Stirn- und Seitenspaltbildung beim ECM, in Anlehnung an [Rebs16]

Differenz ist in der Literatur als Polarisationsspannung bekannt. Als Ursache für die Polarisationsspannung werden Grenzschichten angesehen, die sich sowohl an der Anode als auch an der Kathode bilden und dort für einen zusätzlichen elektrischen Widerstand sorgen [Rebs16; Webe16]. Die Polarisationsspannung kann folglich in einen Anoden- und einen Kathodenanteil unterteilt werden, vgl. Abbildung 2-19. Berücksichtigt man zusätzlich den Spannungsabfall über der Elektrolytlösung, so kann Formel (2.19) erweitert werden zu:

$$s = \frac{\sigma_{el} \cdot (U - U_{pol})}{J} \quad U_{pol}: \text{Polarisationsspannung [V]} \quad (2.20)$$

mit:

$$U = U_{el} + U_{pol} \quad (2.21)$$

und:

$$U_{pol} = U_{pol,K} + U_{pol,A} \quad \begin{array}{l} U_{pol,K}: \text{Spannungsabfall an der Kathode [V]} \\ U_{pol,A}: \text{Spannungsabfall an der Anode [V]} \end{array} \quad (2.22)$$

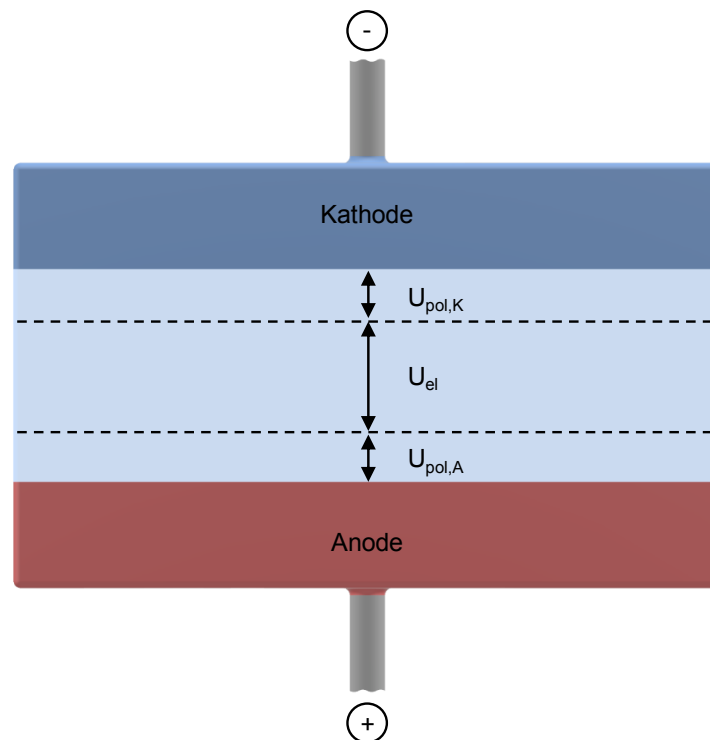


Abbildung 2-19: Schematische Darstellung des Spannungsabfalls im Arbeitsspalt, in Anlehnung an [Rebs16]



## PECM

Als Weiterentwicklung des klassischen ECM entstand die PECM-Technologie im Zeitraum 1998 - 2011 als Antwort auf die stetig steigenden Anforderungen an die Präzision und erzielbaren Oberflächengüten bei der Bearbeitung hochfester Werkstoffe. Pionierarbeit für die Weiterentwicklung der PECM-Technologie zu einem serienreifen Verfahren für die industrielle Fertigung leisteten dabei insbesondere die Firmen Philips N. V. (Amsterdam, Niederlande) und PEMTec SNC (Forbach, Frankreich). Neben der Luft- und Raumfahrtindustrie, die nach wie vor als gewichtiges Einsatzgebiet gilt, wird das Verfahren heute v.a. in den Bereichen Automotive, Medizintechnik, Werkzeug- und Maschinenbau und zur Fertigung von Konsumgütern eingesetzt, wie beispielsweise die Fertigung von Scherkappen für Rasierapparate zeigt [Brus11; WWW4; WWW5].

Der prinzipielle Prozessverlauf beim PECM ist in Abbildung 2-20 schematisch dargestellt. Die axiale Zustellbewegung der Kathode  $z_K(t)$  wird mit einer mechanischen Oszillation überlagert. Die Stromzufuhr  $I(t)$  erfolgt in Form eines Pulses (roter Rechteckpuls) im unteren Totpunkt der mechanischen Oszillation. Dort ist der Abstand der Kathode zur Anode am geringsten und der elektrochemische Abtrag am effizientesten. Nach dem Strompuls wird der Spaltabstand wieder vergrößert und durch Herausspülen von Prozessgasen, Verunreinigungen und Abtragsprodukten sowie Wärmeabfuhr eine Erneuerung des Elektrolyts im Bearbeitungsbereich ermöglicht. Auf diese Weise können auch bei kleineren Spaltweiten Kurzschlüsse oder Funkenüberschläge

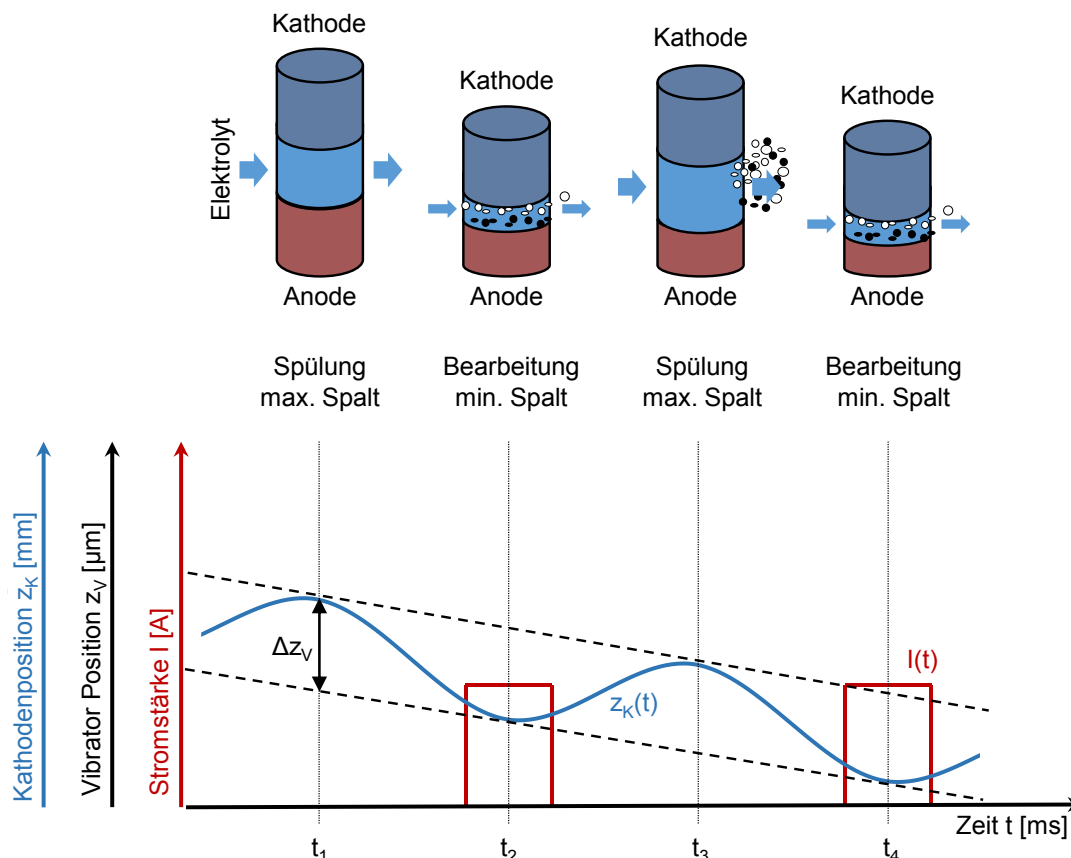


Abbildung 2-20: Prinzip des Prozessverlaufs beim PECM, ähnlich zu [Rebs16]

verhindert und somit ein stabiler Prozessverlauf gewährleistet werden [KIKö07; RZMK99; SiAM00].

Die grundsätzlichen Vorgänge an der Anode können weiterhin mithilfe der in Kapitel 2.2.1 eingeführten Gesetzmäßigkeiten beschrieben werden, jedoch bedingt die Einführung des gepulsten Stroms eine Erweiterung der Formeln um einen Faktor, der sowohl die Frequenz als auch die Pulsbreite mit einbezieht. Die PECM-Bearbeitungszeit kann unter Berücksichtigung beider Kenngrößen wie folgt definiert werden:

$$t_{PECM} = t \cdot f \cdot \frac{t_{on}}{1000} \quad \begin{array}{l} t_{PECM}: \text{PECM-Bearbeitungszeit [s]} \\ t_{on}: \text{Pulsbreite [ms]} \\ f: \text{Frequenz [Hz]} \end{array} \quad (2.23)$$

Durch Einsetzen in Formel (2.16) ergibt sich unter Berücksichtigung der Formeln (2.9), (2.14) und (2.15) schließlich:

$$J = \frac{v_f}{f \cdot t_{on}} \cdot \frac{\rho}{SMR_{theo}} \quad (2.24)$$

Die Kenngröße  $SMR_{prakt}$  berechnet sich unter Berücksichtigung der Formeln (2.10) und (2.23) entsprechend:

$$SMR_{prakt} = \frac{\Delta m_{prakt} \cdot 1000}{l \cdot t \cdot f \cdot t_{on}} \quad (2.25)$$

Die PECM-Technologie erlaubt eine Bearbeitung bei signifikant kleinerem Arbeitsspalt. Die damit einhergehende verbesserte Präzision im Vergleich zum ECM ermöglicht erzielbare Abbildegenaugigkeiten im niedrigen Mikrometerbereich. Durch die Bearbeitung bei kleinen Spaltweiten wird darüber hinaus die Ausbildung von Streufeldern deutlich reduziert. Dies führt zu einer Verringerung des Lochfraßangriffs in unmittelbarer Umgebung der Bearbeitungsstelle und damit zu einer besseren Abbildegenaugigkeit und Oberflächengüte. Die Spaltöffnung bedingt den weiteren Vorteil, dass mit geringeren Elektrolytdrücken gespült werden kann. Dies wirkt sich ebenfalls positiv auf die gefertigte Oberfläche aus, die beim PECM im Bereich von bis zu  $R_a = 0,02 \mu\text{m}$  liegt. Als Nachteile der PECM-Technologie sind v.a. die niedrigere Abtragsrate sowie höhere Generator- und Maschinenkosten aufgrund der komplexeren Vorschubregelung zu nennen [KIKö07; KoRM04; NN13; Steu16; WeBr05; WWW5]. Der Übersicht halber sind in Tabelle 2-7 verschiedene Prozessparameter und -kenngrößen der ECM- und PECM-Technologie als Vergleich aufgelistet.

Trotz allen in diesem Kapitel aufgeführten Vorteilen blieb der Verbreitungsgrad der (P)ECM-Technologie in der industriellen Fertigung bis heute hinter den ursprünglichen Prognosen zurück [Förs04]. Dies ist zu einem großen Teil auf die Schwierigkeit zurückzuführen, die Werkzeuggeometrie vorherzusagen, die zur Herstellung eines bestimmten Werkstückprofils erforderlich ist [MCHS03]. Gemäß der abbildenden Natur

Tabelle 2-7: Ausgewählte Prozessparameter und -kenngößen für die ECM- und PECM-Technologie nach [Zeis15]

	ECM	PECM
Bearbeitungsspannung $U$ [V]	5 - 40	5 - 25
Vorschub $v_f$ [mm/min]	0,1 - 10	0,02 - 0,5
Elektrolytdruck $p_{el}$ [bar]	1 - 50	1 - 20
Stromdichte $J$ [A/cm <sup>2</sup> ]	1 - 400	2 - 500
Bearbeitungsspalt $s$ [mm]	bis 0,100	bis 0,010
Oberflächenrauheit $R_a$ [μm]	bis 0,2	bis 0,02

des (P)ECM-Verfahrens wird die spätere Außenform des Werkstücks durch die Werkzeugkontur vorgegeben. Da die über die Spüllänge veränderlichen Eigenschaften des Elektrolyts zur Ausbildung eines nicht äquidistanten Arbeitsspalts führen, ist es schwierig, im Voraus eine Werkzeugkontur vorherzusagen, mit der eine Zielkontur im Werkstück hergestellt werden kann [Zeis15]. Darüber hinaus wird das Arbeitsergebnis beim (P)ECM von einer Vielzahl an Einflussgrößen bestimmt, die sich in komplexer Verknüpfung auf den Prozess auswirken. Neben den maschinenbedingten Einflüssen sind in diesem Zusammenhang vor allem die Einflüsse der Einstellparameter sowie die des Werkstoffs, der Geometrie und der Elektrolytlösung zu nennen. Um eine wirtschaftliche und präzise Bearbeitung zu ermöglichen, sind somit detaillierte Kenntnisse der elektrochemischen Prozesszusammenhänge notwendig. Aufgrund der Vielzahl an Einflussparametern ist der Anwender der (P)ECM-Technologie heute immer noch dazu gezwungen, die optimalen Prozessparameter für ein gewünschtes Arbeitsergebnis in umfangreichen Vorversuchen empirisch zu ermitteln. Als weitere Nachteile des Verfahrens sind physiologische (Arbeitssicherheit für den Anwender) und ökologische Gesichtspunkte (Elektrolytentsorgung, Abwasserbelastung) anzuführen [Dege72; Förs04; KIKö07; Lind77; RZMK99]. Im folgenden Kapitel werden die verschiedenen Prozesseinflüsse und deren Effekte auf das Arbeitsergebnis beim (P)ECM näher beleuchtet.

### 2.3 Einflussgrößen auf das Arbeitsergebnis der elektrochemischen Bearbeitung

In der Literatur ist von fünf Einflussgrößen die Rede, die auf den (P)ECM-Prozess und somit auf das Arbeitsergebnis einwirken. Zu diesen Einflussgrößen zählen die Geometrie – darunter kann sowohl die Werkzeug- als auch die Werkstückgeometrie verstanden werden –, die Einstellparameter, der Werkstückwerkstoff, der Elektrolyt und die Bearbeitungsmaschine [KIKö07; Lind77]. Durch das Zusammenwirken dieser fünf Größen stellt sich während der Bearbeitung eine bestimmte Stromdichte ein. Aus der Stromdichte resultiert wiederum die prozessbezogene Ausgangsgröße der

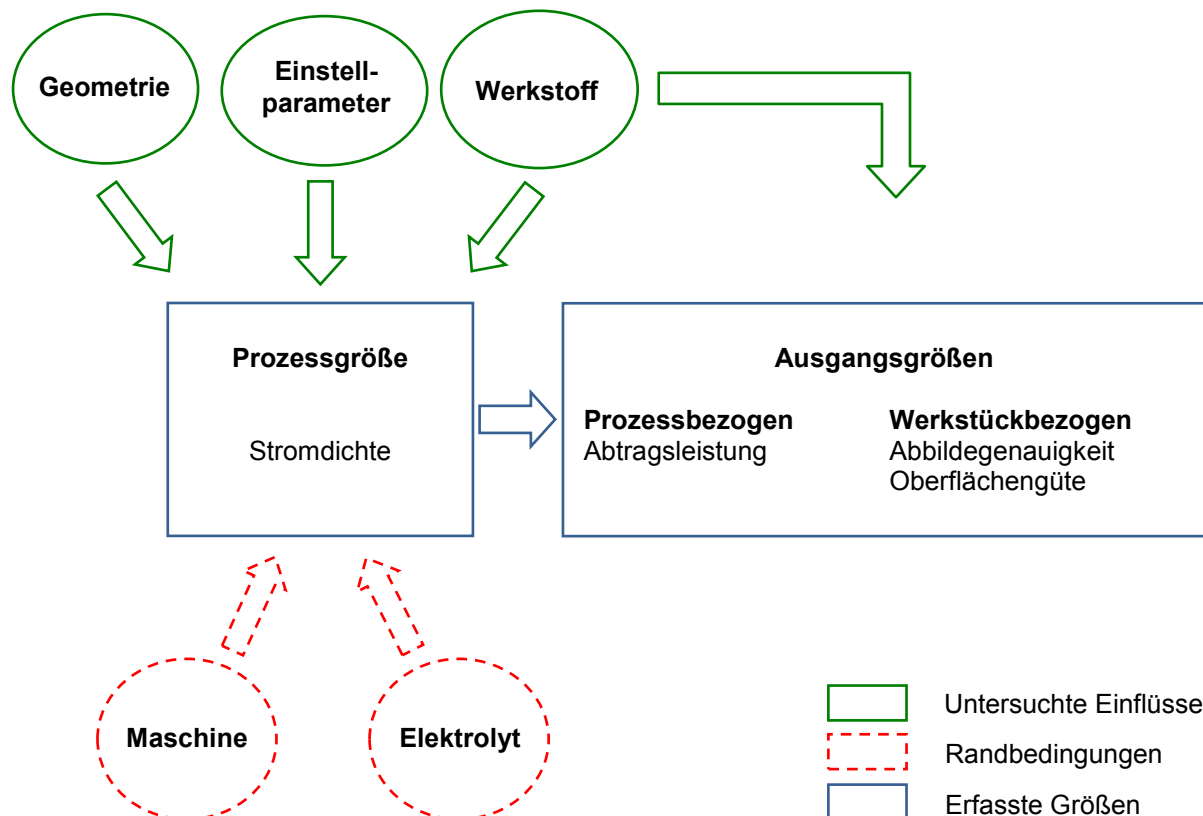


Abbildung 2-21: Einflussgrößen auf das Arbeitsergebnis beim (P)ECM, in Anlehnung an [KIKö07]

Abtragsleistung sowie die Abbildegenauigkeit und Oberflächengüte, die anhand des gefertigten Werkstücks beurteilt werden und gemeinhin das Arbeitsergebnis beim (P)ECM charakterisieren. Unter den fünf Einflussgrößen nimmt der Werkstoff eine Sonderrolle ein, da er nicht nur die Stromdichte, sondern in direkter Weise auch die Abtragsleistung sowie Oberflächengüte und Abbildegenauigkeit beeinflusst. Die genannten Zusammenhänge werden in Abbildung 2-21 graphisch dargestellt.

### 2.3.1 Merkmale des Arbeitsergebnisses

In diesem Abschnitt werden die Merkmale des Arbeitsergebnisses beim PECM aufgeführt. Darüber hinaus werden die zu ihrer Charakterisierung notwendigen Kenngrößen beschrieben.

#### Abbildegenauigkeit:

Zur Beurteilung der Abbildegenauigkeit ist in der Literatur kein einheitliches Qualitätskriterium zu finden [MeVe84]. Bei der Übertragung von Mikrostrukturen auf die Werkstückoberfläche, wie sie im Rahmen dieser Arbeit in Kapitel 4 realisiert wird, kann die Abbildegenauigkeit anhand der Replikationsgüte der Werkzeugstruktur in der Werkstückoberfläche definiert werden. Eine exakt spiegelbildliche Kopie der Struktur auf der Werkstückoberfläche zu erzeugen, ist aufgrund der beschriebenen Prozesscharakteristik nicht möglich. Die Dimensionen der Werkstückstruktur unterscheiden sich dabei mindestens um das Arbeitsspaltmaß von denen des Werkzeugs. Um präzise abbilden zu können, sollte der Prozess so eingestellt werden, dass er sich bei einem möglichst kleinen Arbeitsspalt einregelt. Anhand des Arbeitsspalts können also erste

Prognosen hinsichtlich der Abbildegenauigkeit gemacht werden. Dabei gilt: je kleiner der Spalt, desto höher die Abbildegenauigkeit. Bei der Fertigung komplexer Raumformen, wie es in Kapitel 5 am Beispiel einer Triebwerkschaufel dargelegt wird, lässt sich die Abbildegenauigkeit anhand des Grads der Übereinstimmung der gefertigten Werkstückgeometrie mit der vorgegebenen Zielgeometrie charakterisieren.

### **Oberflächengüte:**

Die Oberflächengüte wird anhand der Oberflächenrauheit beurteilt, wobei die Oberflächengüte umso hochwertiger ist, je geringer die Oberflächenrauheit ausfällt. Die Oberflächenrauheit kann messtechnisch mit Tastschnittgeräten gemessen werden, die durch integrierte Wellenfilter die erfassten Welligkeiten von den Oberflächen eliminieren und so sicherstellen können, dass lediglich die Rautiefen ins Messergebnis eingehen. Zur quantitativen Beurteilung der Oberfläche werden i.d.R. die Rauheitsmessgrößen arithmetischer Mittenrauwert  $R_a$ , gemittelte Rautiefe  $R_z$  und maximale Einzelrautiefe  $R_{max}$  ausgewertet [HaBo14; NN99]. Eine reine Beurteilung der Oberflächengüte anhand dieser Messgrößen ist jedoch nur begrenzt aussagekräftig, da nur ein sehr kleiner Teil der tatsächlichen Oberfläche erfasst wird. Neben der Betrachtung des aufgenommenen Rauheitsprofils ist es daher notwendig, auch optische Untersuchungen der Werkstückoberfläche in die Bewertung einfließen zu lassen.

### **Abtragsleistung:**

Die Abtragsleistung wird anhand der in Kapitel 2.2.2 eingeführten praktischen spezifischen Massenabtragsrate  $SMR_{prakt}$  erfasst. Der  $SMR_{prakt}$ -Wert lässt sich aus dem Verhältnis des Massenverlustes des bearbeiteten Werkstücks und der während der Bearbeitung geflossenen Ladung berechnen. Der  $SMR_{prakt}$ -Wert kann als wichtige Bewertungsgröße für die Wirtschaftlichkeit des Prozesses angesehen werden. Dabei gilt: je höher der  $SMR_{prakt}$ -Wert, desto höher die Effizienz der Bearbeitung.

### **Stromdichte:**

Die Wirkung der in dieser Untersuchung variierten Einstellparameter auf das Arbeitsergebnis lassen sich anhand einer zentralen Kenngröße der elektrochemischen Bearbeitung zusammenfassen. Die Stromdichte gilt als *die* bestimmende Kenngröße für die Auslegung des PECM Prozesses und nimmt somit einen entscheidenden Einfluss auf Abbildegenauigkeit, Oberflächengüte und Abtragsleistung. Da sie sich aus den in Abbildung 2-21 gezeigten fünf Einflusskomplexen während des Prozesses einregelt, wird sie neben der Spaltweite, Oberflächenrauheit und spezifischen Massenabtragsrate als Prozessgröße erfasst. Aus Formel (2.12) in Kapitel 2.2.1 geht hervor, dass sich die Stromdichte aus dem Quotienten des geflossenen Prozessstroms und der bearbeiteten Werkstückoberfläche berechnen lässt. Die Normierung mit der Fläche erlaubt die Übertragung der ermittelten Daten geometrieunabhängig auf allgemeine Bearbeitungsaufgaben.

Nachdem nun die im Rahmen dieser Arbeit erfassten Merkmale des Arbeitsergebnisses beim (P)ECM eingeführt sind, werden im Folgenden die Einflussgrößen auf die

einzelnen Merkmale näher beleuchtet. Da eine Untersuchung aller Einflussgrößen den Rahmen dieser Arbeit sprengen würde, werden nur die Einflüsse beschrieben, auf die sich die experimentellen Untersuchungen konzentrieren. Dies sind die Einflüsse der Geometrie, die Einflüsse der Einstellparameter und die Einflüsse des Werkstoffs.

### 2.3.2 Einflussgröße Geometrie

Die Werkzeug- bzw. Werkstückgeometrie bestimmt durch die Erhöhung des E-Felds an Ecken und Kanten die Stromdichteverteilung auf der Werkstückoberfläche. Dies hat wiederum direkte Auswirkungen auf die Oberflächengüte und Abtragsleistung sowie über die Beeinflussung der lokalen Spaltausbildung auch auf die erzielbare Abbildegenauigkeit. Daneben wirkt sich auch der aus der Werkzeug- und Werkstückgeometrie resultierende Strömungsverlauf über die Elektrolytverteilung im Arbeitsspalt und über lokale Unterschiede der Elektrolytleitfähigkeit auf die Stromdichte aus [KIKö07; Lind77]. Gerade bei komplizierten Raumformen, wie sie eine Triebwerkschaufel aufweist, nehmen diese Aspekte einen starken Einfluss auf das Arbeitsergebnis.

Der Einfluss der Werkzeug- und Werkstückgeometrie auf das Arbeitsergebnis wird im Rahmen dieser Arbeit in Kapitel 4 anhand der Geometrieübertragung von Mikrostrukturen und in Kapitel 5 anhand der Fertigung einer Triebwerkschaufel untersucht.

### 2.3.3 Einflussgröße Einstellparameter

Aus den theoretischen Betrachtungen in Kapitel 2.2 geht hervor, dass es eine Vielzahl an Einstellparametern gibt, die das Arbeitsergebnis beeinflussen:

- Bearbeitungsspannung  $U$ ,
- Vorschubgeschwindigkeit  $v_f$ ,
- Frequenz  $f$  und
- Pulsbreite  $t_{on}$ .

Daneben gibt es noch weitere Parameter, die an der Anlage eingestellt werden können und einen Einfluss auf das Arbeitsergebnis nehmen, wie z.B.:

- Phase  $P$  und
- Spüldruck des Elektrolyten  $p_{el}$ .

Im Folgenden werden die aufgeführten Einstellparameter definiert und deren Wirkung auf die Stromdichte beschrieben und erklärt.

#### Bearbeitungsspannung $U$ :

Als Bearbeitungsspannung wird die Spannung bezeichnet, die dem Prozess von außen zugeführt wird. Durch Einsetzen von Formel (2.12) in Formel (2.17), wird klar, dass die Bearbeitungsspannung in direkter Proportionalität zur Stromdichte steht. Dabei

führt eine Erhöhung der Bearbeitungsspannung zu einer höheren Stromdichte und damit zu einer höheren Abtragsleistung, einer u.U. höheren Abbildegengenauigkeit und einer höheren Oberflächengüte.

#### Vorschubgeschwindigkeit $v_f$ :

Die Vorschubgeschwindigkeit, definiert als die Geschwindigkeit, mit der das Werkzeug in Vorschubrichtung in das Werkstück eingesenkt wird, nimmt direkten Einfluss auf die Stromdichte. Aus Formel (2.24) wird ersichtlich, dass eine Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit zu einer Erhöhung der Stromdichte führt. Dies kann phänomenologisch dadurch erklärt werden, dass sich mit steigender Vorschubgeschwindigkeit der Arbeitsspalt und damit der elektrische Widerstand verringert. Eine Erhöhung von  $v_f$  führt neben der Erhöhung der Stromdichte zu einer höheren Abbildegengenauigkeit, einer höheren Abtragsleistung und einer geringeren Oberflächenrauheit.

#### Frequenz $f$ :

Mithilfe der Frequenz lässt sich die Anzahl der Spannungspulse pro Zeiteinheit definieren. Durch Verringerung von  $f$  werden pro Zeiteinheit weniger Spannungspulse ausgelöst, was zu einem geringeren Materialabtrag und somit zu einer Verringerung des Arbeitsspalts und einer Erhöhung der Stromdichte führt. Die Verringerung von  $f$  kann auch über verbesserte Spülbedingungen zu einer höheren Stromdichte und besseren Oberflächengüte führen. Durch eine langsame Auf- und Abwärtsbewegung der Kathode wird der Arbeitsspalt besser durchspült und Abtragsprodukte sowie Prozesswärme können besser entfernt werden [NN12].

#### Pulsbreite $t_{on}$ :

Als Pulsbreite wird die Zeitspanne der Schwingungsperiode bezeichnet, während der die Bearbeitungsspannung zugeführt wird, siehe Abbildung 2-22. Durch Verringerung von  $t_{on}$  kann weniger Material pro Schwingungsperiode aufgelöst werden, was zu einer Verringerung des Arbeitsspalts und so zur Erhöhung der Stromdichte beiträgt. Eine Verringerung von  $t_{on}$  führt auch aufgrund eines besseren Elektrolytaustauschs zu einer höheren Stromdichte, denn aufgrund der längeren Pulspause steht mehr Zeit für den Elektrolytaustausch zur Verfügung.

Eine Verringerung von  $t_{on}$  und  $f$  führt zu einer Erhöhung der Stromdichte und der Abbildegengenauigkeit, ggf. zu einer besseren Oberflächengüte allerdings auch zu einer Verringerung der Abtragsleistung. Durch die längeren Bearbeitungspausen steht mehr Zeit zur Bildung von Passivschichten zu Verfügung, die zu Beginn der Bearbeitung erst wieder aufgebrochen werden müssen.

#### Phase:

Mithilfe der Phase kann die zeitliche Auslösung des Spannungspulses relativ zur Position des Oszillators während der mechanischen Schwingung beschrieben werden, vgl. Abbildung 2-22. Dabei bedeutet eine Phase von 0 %, dass der Spannungspuls im

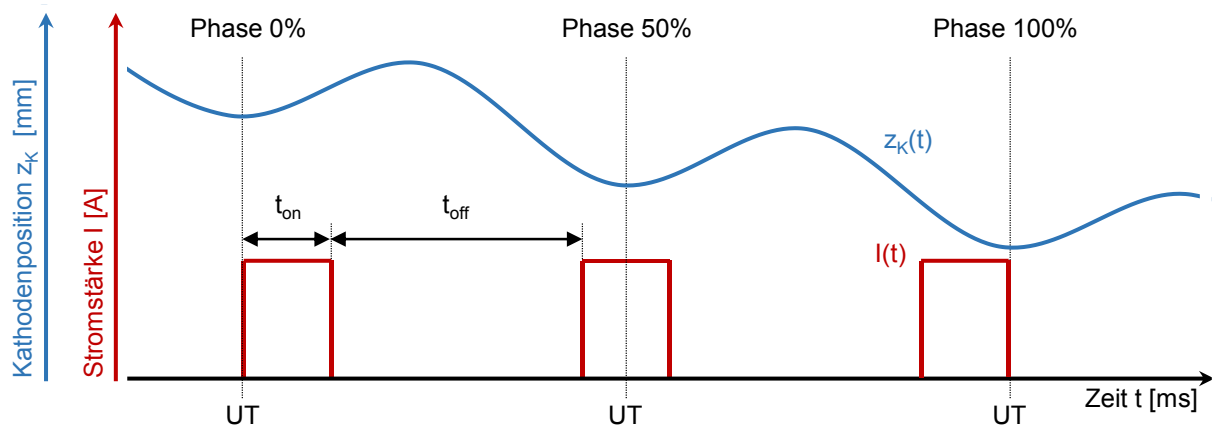


Abbildung 2-22: Pulsbreite und Phase beim PECM

unteren Totpunkt der Schwingung gestartet wird und eine Phase von 100 %, dass der Spannungspuls im unteren Totpunkt endet. Bei einer Phase von 50 % liegt der Mittelpunkt des Spannungspulses genau im unteren Totpunkt. Die Effizienz der Bearbeitung ist also bei einer Phase von 50 % am höchsten. Es kann dennoch sinnvoll sein, den Spannungspuls früher zu starten, d.h. die Phase zu höheren Werten zu verschieben. Durch die Abwärtsbewegung der Kathode werden die entstehenden Prozessgase komprimiert, was sich positiv auf die erzielbare Oberflächengüte auswirkt. Dagegen sollte die Phase keine signifikanten Effekte auf die erzielbare Stromdichte, Abtragsleistung und Abbildegenauigkeit haben [Steu16].

#### Spüldruck:

Mithilfe des Spüldrucks wird der Volumenstrom des Elektrolyten gesteuert. Mit höherem Spüldruck findet ein besserer Elektrolytaustausch im Arbeitsspalt statt. Der frische Elektrolyt sorgt für eine Erhöhung der Leitfähigkeit. Dadurch steigt die Stromdichte und somit auch die Abtragsleistung und i.d.R. auch die Oberflächengüte [Förs04]. Die erhöhte Abtragsleistung führt allerdings auch zu einem größeren Arbeitsspalt und daher zu einer schlechteren Abbildegenauigkeit [Rebs16]. Ein zu hoher Druck kann durch das Provozieren von Spülriefen zudem in eine Verschlechterung der Oberflächengüte münden. Spülriefen entstehen durch örtliche Beeinflussung der Passivschichtdicke, die zu einem bevorzugten Abtrag an weniger dicken Stellen und damit zur Abbildung der Strömung in der Oberfläche führen [Lind77].

Der Einfluss der Einstellparameter auf das Arbeitsergebnis wird im Rahmen dieser Arbeit in Kapitel 4 untersucht.

### **2.3.4 Einflussgröße Werkstoff**

Der Werkstückwerkstoff nimmt eine Sonderrolle unter den Einflussgrößen ein, da er in seinen Eigenschaften nicht nur die Art, Struktur und Stabilität der gebildeten Passivschicht und damit die sich einstellende Stromdichte bestimmt, sondern darüber hinaus auch die Abtragsleistung, Abbildegenauigkeit und Oberflächengüte beeinflusst. Wie Abbildung 2-23 zeigt, nimmt der Werkstückwerkstoff sowohl über seine chemische



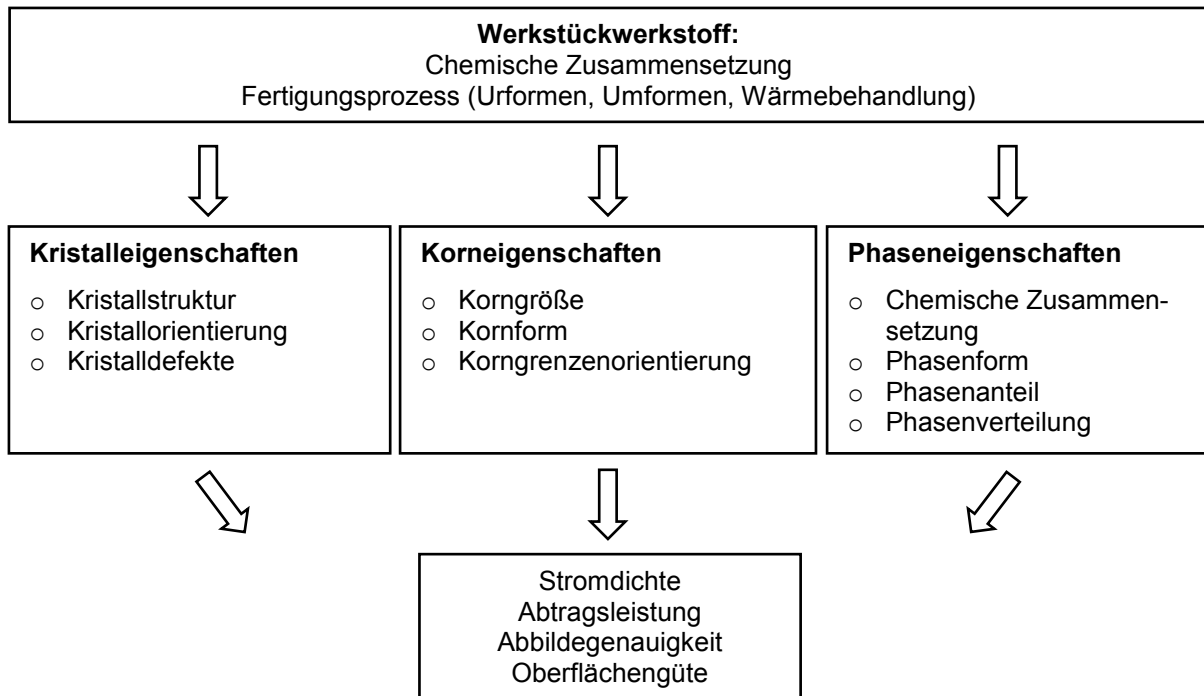


Abbildung 2-23: Einflüsse des Werkstückwerkstoffs auf Stromdichte, Abtragsleistung, Abblendegeauigkeit und Oberflächengüte

Zusammensetzung als auch über seine Fertigungshistorie Einfluss auf die Merkmale des Arbeitsergebnisses [KIKö07].

Der Effekt der chemischen Zusammensetzung macht sich neben der Beeinflussung der Phaseneigenschaften insbesondere durch die Wirkung der Dichten, der Auflösungsvalenzen und der molaren Massen der im Werkstoff enthaltenen Elemente bemerkbar. Nach Formel (2.16) steigt die Stromdichte mit steigender Auflösungsvalenz und Materialdichte und sinkender molarer Masse an. Insbesondere im Bereich der aktiven Auflösung wird das Arbeitsergebnis neben der chemischen Zusammensetzung des Werkstückwerkstoffs auch von den Gefügeeigenschaften des Werkstoffs bestimmt. Damit nimmt der Fertigungsprozess des Werkstücks, charakterisiert durch das jeweilige Ur- und Umformverfahren sowie eine etwaige Wärmebehandlung, einen direkten Einfluss auf das Arbeitsergebnis. Die Einflüsse des Gefüges können in die drei Bereiche Kristall, Korn und Phase gegliedert werden.

### **Kristalleigenschaften:**

#### Kristallstruktur:

Jedes Atom verfolgt durch Aufnahme oder Abgabe von Elektronen das Ziel, seine äußere Elektronenschale aus energetischen Gründen in einen Edelgaszustand zu versetzen. Metallatome erreichen diesen Edelgaszustand durch Abgabe von Elektronen, weshalb sie als positiv geladene Atomrümpfe (in der Folge der Einfachheit halber „Atome“ genannt) im Gitter vorliegen. Da Metalle keine Atome besitzen, die Elektronen aufnehmen können, gehen die abgegebenen Elektronen in ein Elektronengas über.

Zwischen den positiv geladenen Atomen und den negativen Elektronen bestehen anziehende elektrostatische Kräfte. Zwischen den Atomen untereinander herrschen dagegen abstoßende Kräfte. Beide Kräfte werden umso stärker, je mehr sich die jeweiligen Spezies annähern. Diese elektrostatischen Kräfte definieren einen Gleichgewichtsabstand der Atome, woraus der periodische, kristallartige Aufbau der Metalle resultiert. Zur Beschreibung der Kristallgitter werden Elementarzellen herangezogen, die sich in Atomabständen, Achsenwinkeln und Packungsdichten unterscheiden [BaSc18]. Metalle kristallisieren zum überwiegenden Teil in den drei Gittertypen krz, kfz und hdp. Die Art der Kristallisation wird dabei vorwiegend durch die Bindungskräfte und Größenverhältnisse der beteiligten Atome vorgegeben [IISi10]. Neben den mechanischen hängen auch die elektrochemischen Eigenschaften von ebendiesen Kristallstrukturen ab [Gott14].

Die kfz- und hdp-Gitter zeichnen sich durch eine Packungsdichte von 74 % aus. Da jedes Atom von zwölf nächsten Nachbaratomen umgeben wird, handelt es sich hierbei um die dichtest möglichen Packungen für Atome mit gleicher Größe. Im krz-Gitter ist jedes Atom nur von acht nächsten Nachbaratomen umgeben, die Packungsdichte beträgt 68 % [HoWa06]. Daraus lässt sich schließen, dass die atomaren Bausteine in einem idealen kfz- oder hdp-Gitter stärker miteinander in Wechselwirkung stehen als im krz-Gitter. Es muss also ein höherer Energiebetrag aufgebracht werden, um ein Atom aus einem idealen kfz- oder hdp-Gitter elektrochemisch herauszulösen als aus einem idealen krz-Gitter.

#### Kristallorientierung:

Aus den Ausführungen zur Kristallstruktur wird ersichtlich, dass auch die Orientierung der Kristalle an der Werkstückoberfläche Auswirkungen auf die elektrochemische Auflösung nehmen, siehe Abbildung 2-24. Die unterschiedliche Kristallorientierung führt zu unterschiedlichen Abständen der Atome an der Werkstückoberfläche. Da die Bindungsenergie mit steigendem Atomabstand sinkt, ist der Energiebedarf zum elektrochemischen Herauslösen der Atome im Bereich B geringer als im Bereich A. Die E-Feldlinien konzentrieren sich auf den Bereich B, sodass sich in der Folge eine Stromdichteverteilung an der Werkstückoberfläche einstellt, die dazu führt, dass dieser Bereich bevorzugt abgetragen wird [Lind77].

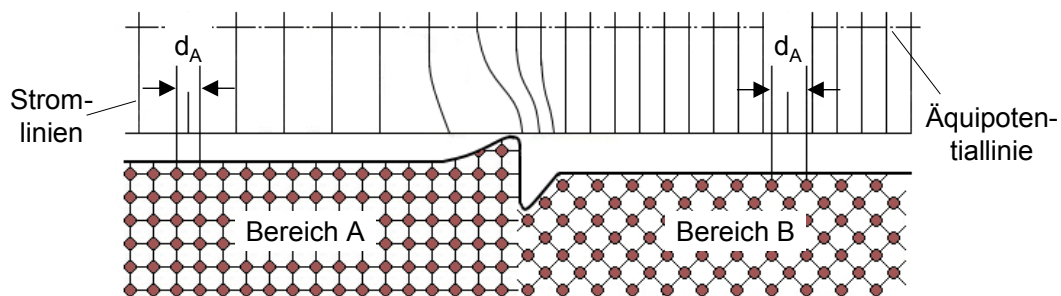


Abbildung 2-24: Einfluss der Kristallorientierung auf den elektrochemischen Abtrag, ähnlich zu [Lind77]

### Kristalldefekte:

In der Realität ist die Beschreibung der Metallkristalle als Anordnung von Atomen in einem idealen Raumgitter nur näherungsweise korrekt, da Abweichungen von der regelmäßigen Besetzung der Gitterpunkte auftreten, die in der Literatur als Kristalldefekte bezeichnet werden. Zu diesen Defekten können Fehlstellen, Stapelfehler und Versetzungen, aber auch Korn- und Phasengrenzen gezählt werden. Als Folge der Defekte treten örtliche Energieunterschiede im Kristallgitter auf, die zu einer Schwächung der Bindungskräfte führen. Auf diesem Phänomen gründet sich der bevorzugte elektrochemische Angriff an Kristalldefekten [HoWa06; Rose05].

Die beschriebenen Kristalleigenschaften beeinflussen sowohl die lokale Stromdichte und Abtragsleistung als auch die Abbildegengenauigkeit und Oberflächengüte.

### **Korneigenschaften:**

Das Metallgefüge lässt sich als Verband aus Körnern begreifen. Körner bestehen ihrerseits wiederum aus einer Vielzahl an Kristallen. Dabei besitzen die Kristalle innerhalb der Grenzen eines Kornes gleiche Struktur und gleiche Orientierung. Die Korngrenze hingegen trennt Bereiche mit gleicher Kristallstruktur aber unterschiedlichen Orientierungen [Gott14].

### Korngröße:

Die Korngröße bestimmt über die effektive Korngrenzenlänge den elektrochemischen Materialabtrag. Je feinkörniger das Gefüge vorliegt, desto mehr Korngrenzen befinden sich an der Werkstückoberfläche. Da Korngrenzen als Gitterdefekte angesehen werden, die eine Schwächung der interatomaren Bindungskräfte bewirken, lässt sich ein feinkörniger Werkstoff besser und gleichmäßiger auflösen als ein gröber gekörnter [Förs04]. Mit anderen Worten führt eine Verkleinerung der Korngröße zu einer Erhöhung der Abtragsleistung, Abbildegengenauigkeit und Oberflächengüte beim (P)ECM.

### Kornform:

Die Form der Körner beeinflusst die Ausbildung der E-Feldlinien. Dabei konzentrieren sich die E-Feldlinien an den Spitzen lamellenförmiger Körner. Globulare Körner zeichnen sich dagegen durch eine gleichmäßige Feldverteilung entlang ihrer Korngrenzen aus. Liegen globulare und lamellenförmige Körner nebeneinander an der Werkstückoberfläche, ist die Stromdichte an den Kanten der Lamellen lokal erhöht, und es kommt zum bevorzugten Abtrag an diesen Stellen.

### Korngrenzenorientierung:

An den Korngrenzen treten Verschiebungen der E-Feldlinien auf. Dabei werden die E-Feldlinien auf die Körner abgelenkt, die Kristalle mit höheren Atomabständen beinhalten und in denen dadurch geringere Bindungskräfte zwischen den Atomen bestehen. Die Konzentration der Feldlinien führt zu einem verstärkten Abtrag an der Grenze zwischen den Körnern, vgl. Abbildung 2-24 [DrMe57], [KoSu58], [Lind77].

Wie aus den Ausführungen hervorgeht, beeinflussen die Korneigenschaften die sich einstellende Stromdichte, Abtragsleistung, Abbildegenauigkeit und Oberflächengüte über verschiedene Wege.

### Phaseneigenschaften:

Die Phasengrenze trennt benachbarte Bereiche mit unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen und u.U. unterschiedlichen Kristallstrukturen und Bindungsarten [HoWa06].

### Chemische Zusammensetzung:

Die chemische Zusammensetzung steuert über die in der Phase enthaltenen Elemente die Eigenschaft der sich auf der Werkstückoberfläche ausbildenden Doppelschicht und damit die Höhe des Potentialgefälles, das beim Ladungsübergang überwunden werden muss. Dabei gilt: je positiver das elektrochemische Potential, also je edler das Element, desto mehr Energie muss zur Überwindung des Potentialgefälles aufgebracht werden. Aus diesem Grund konzentrieren sich die E-Feldlinien auf den unedleren Oberflächenbereichen und führen dort zu einem vermehrten Materialabtrag. Über die Art der in der Phase enthaltenen Elemente wird auch die Art und Struktur der sich ausbildenden Passivschicht und damit die lokale Stromdichte auf der Werkstückoberfläche bestimmt. Darüber hinaus nehmen auch nicht- oder schlechtlösliche Phasen einen direkten Einfluss auf die lokale Stromdichteverteilung. Keramische Verbindungen, die sich in Form von Carbiden/Nitriden/Carbonitriden im Werkstück ausscheiden können, charakterisieren Phasen, die sich nicht elektrochemisch auflösen lassen. Befindet sich eine solche Phase an der Werkstückoberfläche, so kommt es an der Phasengrenze zu einer lokalen Erhöhung der Stromdichte, vgl. Abbildung 2-25. Diese Verteilung sorgt für einen verstärkten Abtrag der löslichen Phase an der Phasengrenze, infolge dessen die nicht lösliche Phase freigelegt und im weiteren Verlauf durch den Elektrolyten herausgespült wird. In diesem Fall wird die Oberflächengüte neben dem Auflösungsverhalten der löslichen Phase auch von den noch nicht herausgespülten Ausscheidungen bestimmt [Lind77].

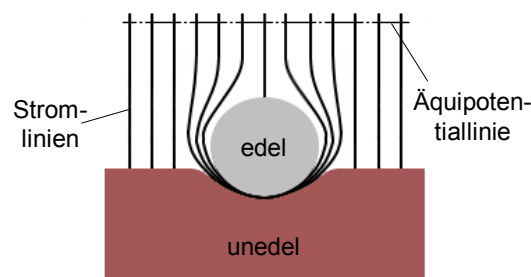


Abbildung 2-25: Einfluss der elektrochemischen Löslichkeit der Phasen auf den elektrochemischen Abtrag, ähnlich zu [Lind77]

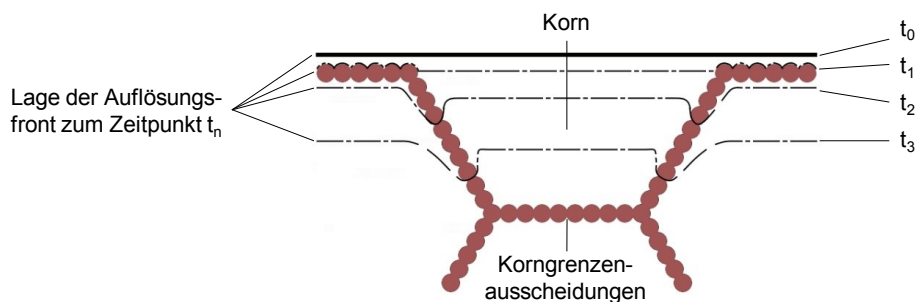
Phasenform:

Die Formen der im Werkstück vorliegenden Phasen haben, analog zur Kornform, direkte Auswirkungen auf die Stromdichteverteilung, Abtragsleistung, Abbildegenauigkeit und Oberflächengüte.

Phasenanteil und Phasenverteilung:

Aus den Beschreibungen zur chemischen Zusammensetzung der im Werkstück vorliegenden Phasen wird klar, dass sowohl der Phasenanteil als auch die Phasenverteilung im Werkstück einen großen Einfluss auf das Arbeitsergebnis beim (P)ECM nehmen. Sind die nicht- oder schlechtlöslichen Phasen nicht gleichmäßig im Werkstoff verteilt, sondern überwiegend an Korngrenzen zu finden, kann es je nach elektrochemischer Eigenschaft der Korngrenzenausscheidungen zu einer Grabenbildung (edle Korngrenzenausscheidungen) oder zu einer Terrassenbildung (weniger edle Korngrenzenausscheidungen) an der Werkstückoberfläche kommen. Wie Abbildung 2-26 (a) zeigt, werden edle Korngrenzenausscheidungen bei der Grabenbildung durch den elektrochemischen Angriff bevorzugt ausgegraben und ausgewaschen. Befinden sich weniger edle Phasen an der Korngrenze, sorgen diese dafür, dass das Korn länger vor dem elektrochemischen Angriff geschützt bleibt, bevor es durch Ausgraben und Auswaschen der Ausscheidungen freigelegt wird. In diesem Fall bewegen sich die Auflösungsfronten der verschiedenen Körner mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten, was sich in einer terrassenförmigen Oberflächenstruktur widerspiegelt, siehe Abbildung 2-26 (b) [Lind77].

(a)



(b)

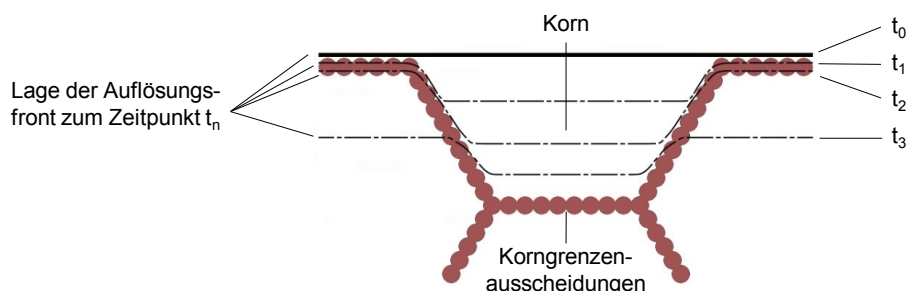


Abbildung 2-26: Unterschiedliche Oberflächenausbildungen in Abhängigkeit der elektrochemischen Natur der Korngrenzenausscheidungen: (a) Grabenbildung bei edlen Ausscheidungen, (b) Terrassenbildung bei weniger edlen Ausscheidungen, ähnlich zu [Lind77]

Grundsätzlich bleibt festzuhalten, dass nebeneinanderliegende Bereiche an der Werkstückoberfläche mit unterschiedlichen elektrochemischen Eigenschaften die Stromdichteverteilung und damit auch den lokalen Materialabtrag beeinflussen. Ein ungleichmäßiger Materialabtrag führt zu schlechten Oberflächengütern und schlechten Abbildegenauigkeiten [Förs04; Lind77; McGe74; Neub84].

Im Rahmen dieser Arbeit wird der Werkstoffeinfluss auf das Arbeitsergebnis in Kapitel 4 untersucht.

## **2.4 Untersuchungen zur elektrochemischen Bearbeitung von Inconel 718 und Ti-6Al-4V**

Das grundlegende elektrochemische Auflösungsverhalten der Reinelemente Nickel und Titan war bereits Gegenstand vieler wissenschaftlicher Untersuchungen. Stellvertretend ist für die Untersuchung des Nickels die Arbeitsgruppe um Datta und Landolt zu nennen [Datt75; DaLa77; DaML79; DaLa80a; DaLa80b; DaLa82]. Auch die Arbeit von Lindenlauf soll in diesem Zusammenhang genannt werden [Lind77]. Im Fall des Titans leisteten allen voran Bannard [Bann74; Bann76; Bann77; BaTB77] und Beck [Beck73a; Beck73b] Pionierarbeit.

Die in diesem Kapitel gegebene Übersicht zu den bisherigen wissenschaftlichen Untersuchungen im Bereich der elektrochemischen Bearbeitung von Inconel 718 und Ti-6Al-4V soll dazu dienen, bestehende Wissenslücken auf diesem Feld zu identifizieren. Insgesamt wurden 54 Studien ausgewertet, in denen das elektrochemische Auflösungsverhalten der beiden Werkstoffe in  $\text{NaNO}_3$  untersucht wurde. Im Folgenden werden die für diese Arbeit wichtigsten Studien aufgeführt. Detaillierte Informationen sind in den angegebenen Quellen zu finden.

### **2.4.1 Untersuchungen zu Inconel 718**

Wang et al. betrachteten das elektrochemische Auflösungsverhalten von Inconel 718 bei niedrigen Stromdichten mithilfe einer Durchflusszelle unter DC-ECM nahen Bedingungen. Dazu nahmen sie Wirkungsgradkurven in einer 10%igen  $\text{NaNO}_3$ -Lösung bei 30 °C Elektrolyttemperatur auf. Sie erkannten, dass der Wirkungsgrad mit steigender Stromdichte von 85 % bei 3 A/cm<sup>2</sup> auf 66 % bei 30 A/cm<sup>2</sup> sinkt. Der bemerkenswert hohe Wirkungsgrad bei niedrigen Stromdichten geht ihrer Erklärung nach auf nicht auflösbare Gefügebestandteile zurück. Diese werden vom Elektrolyten ausgewaschen und gehen in die Wirkungsgradbilanz mit ein, ohne dass dafür Strom verbraucht wird. Durch Aufnahme einer Polarisationskurve konnten sie darüber hinaus das typische transpassive Auflösungsverhalten von Inconel 718 zeigen. Bis 1,1 V verhielt sich das Werkstück passiv, geschützt durch eine oxidische Oberflächenschicht. Danach stieg die Stromdichte aufgrund der Metallauflösung und Gasbildung an. Dabei waren deutliche Lochfraßerscheinungen und die Bildung eines schwarzen, locker haftenden Oberflächenfilms erkennbar. Mittels EDX-Analyse identifizierten sie die Bestandteile des schwarzen Oberflächenfilms als Oxide und Carbide, überwiegend gebildet von den Elementen Ni, Nb, Fe, Cr und Ti. Abschließend stellten sie ein qualitatives Modell

zur Beschreibung des Auflösungsprozesses von Inconel 718 in  $\text{NaNO}_3$  bei kleinen Stromdichten auf [WZWZ15].

Zhu et al. untersuchten in ihrer Studie die Auswirkungen des Werkstoffzustands auf das elektrochemische Auflösungsverhalten, im Speziellen auf die resultierende Oberflächenrauheit von Inconel 718 unter DC-ECM nahen Bedingungen. Die Experimente wurden in 20%iger  $\text{NaNO}_3$ -Lösung bei 30 °C Elektrolyttemperatur und 20 V gepulster Gleichspannung in einer Durchflusszelle durchgeführt. Als Werkstücke wurden geschmiedete Inconel 718-Proben in zwei verschiedenen Wärmebehandlungszuständen verwendet. Die Ergebnisse verdeutlichen, dass die  $R_a$ -Werte der Proben, die eine dreistufige Wärmebehandlung, bestehend aus einem Lösungsglüh- und Abschreckvorgang sowie anschließender Auslagerung, erfahren haben, um einen Faktor sieben niedriger sind als die  $R_a$ -Werte der Proben, die lediglich lösungsgeglüht wurden. Dieses Ergebnis erklärten sie dadurch, dass durch die dreistufige Wärmebehandlung ein feinkörnigeres Gefüge erzeugt wurde, in dem die Körner und Phasen gleichmäßiger verteilt vorliegen. Daher verläuft auch die elektrochemische Auflösung gleichmäßiger, was entsprechend zu einer besseren Oberfläche führt. Im Gegensatz dazu führt die lokale Anreicherung an Nb zu einer Verschlechterung der Oberflächengüte der lösungsgeglühten Proben. Anhand eines qualitativen Modells beschreiben sie das elektrochemische Auflösungsverhalten von Inconel 718 in  $\text{NaNO}_3$  als zweistufigen Prozess. Dabei wird zunächst das Matrixmaterial aufgelöst, was zu einer schrittweisen Exposition der unlöslichen Partikel (Carbide +  $\delta$ -Phase) führt. Mit fortschreitender Bearbeitungsdauer wird immer mehr Material um die unlöslichen Partikel herum aufgelöst, bis es schließlich zum Herausspülen der Partikel kommt. Daher sind einige Unebenheiten auf der bearbeiteten Oberfläche und signifikante Mengen an elementarem Kohlenstoff in den Unebenheiten zu erkennen [ZhYZ18].

Karges et al. untersuchten in ihrer Studie die Eignung des in einfachen Stirnspaltversuchen ermittelten effektiven Abtragsvolumens als Eingangsgröße für die Simulation der elektrochemischen Bearbeitung komplexer Raumformen. Dazu führten sie zunächst Stirnspaltversuche an Inconel 718 mittels DC-ECM in  $\text{NaNO}_3$  mit einer Elektrolytleitfähigkeit von 105 mS/cm bei 25 °C und einer Bearbeitungsspannung von 26 V durch. Das darin ermittelte effektive Abtragsvolumen ging anschließend als Eingangsparameter in eine FEM-Simulation zur Berechnung der anodischen Auflösung ein. Für die Simulation wählten sie eine Kathode mit abgerundeten Kanten, um neben der Auflösung im Stirnspaltbereich auch eine Auflösung im lateralen Bereich hervorzurufen. Zur Validierung der Simulationsergebnisse wurden Einsenkversuche mit dieser Kathodengeometrie durchgeführt. Die Ergebnisse zeigten eine gute Übereinstimmung zwischen den simulierten und den im Stirnspaltversuch gemessenen Spaltweiten, woraus die Eignung des im Stirnspaltversuch ermittelten Materialauflösungsverhaltens auch für komplexere Raumformen geschlossen wurde [KZHF18].

Zeis verfolgte mit seinen Studien das Ziel, ein Modell aufzubauen, in dem alle signifikanten physikalischen Phänomene berücksichtigt und miteinander gekoppelt werden, um dadurch eine genaue Simulation des elektrochemischen Abtragprozesses von

Triebwerkschaufeln aus Inconel 718 zu ermöglichen. In seinem Modell koppelte er das elektrische Feld über die Elektrolytleitfähigkeit an die lokale Abtraggeschwindigkeit der Anode und berücksichtigte dabei fluidmechanische Effekte, Gasentstehungs- und -transportprozesse sowie Wärmetransfervorgänge. Um den iterativen Anpassungsprozess bei der Kathodenauslegung vermeiden zu können, wurde das Modell in eine inverse Kathodenberechnung auf Basis mathematischer Definitionen eingebettet. Die Modellvalidierung erfolgte per DC-ECM auf verschiedenen Abstraktionsniveaus, von der experimentellen Validierung an einer ebenen Rechteckgeometrie bis hin zur simulationsbasierten Validierung an einer Verdichterleitschaufel. Anhand der Validierung konnte gezeigt werden, dass das Modell eine präzise Berechnung des elektrochemischen Abtragsverhaltens zulässt. Allerdings konnte die Praxistauglichkeit der entwickelten Simulation in Bezug auf die Kathodenvorhersage aufgrund der fehlenden experimentellen Validierung nicht abschließend belegt werden. Da die hier aufgeführten Untersuchungen von Zeis für die vorliegende Arbeit sehr bedeutsam sind, werden sie in Kapitel 5.1 nochmals ausführlicher diskutiert [KZHH13; KZHK13; KZHH14b; KZHH14a; KIZK15; Zeis15].

In [NWMW14; WWBM14] wurde eine Prozesskette, bestehend aus Photolithographie und galvanischer Abscheidung, zur präzisen und reproduzierbaren Herstellung von Kathoden für die PECM-Bearbeitung komplexer Mikrostrukturen entwickelt. Die mittels Photolithographie und galvanischer Abscheidung hergestellten Kathoden wurden in einer industriellen PECM-Anlage zur Bearbeitung von Inconel 718 mit  $\text{NaNO}_3$  und einer Leitfähigkeit von  $70 \text{ mS/cm}$  bei  $21 \text{ }^\circ\text{C}$  sowie einer Bearbeitungsspannung von  $11 \text{ V}$  eingesetzt. Während sich die Prozesskette zur Herstellung komplexer, filigraner Werkzeuggeometrien in der Validierung der Strukturgrößen bewährt hatte, zeigte die Übertragung der Strukturen auf das Werkstück per PECM deutliche Abweichungen zwischen den Werkstück- und Werkzeuggeometrien, wobei es zu Kantenabrundungen und Vergrößerungen des Neigungswinkels der Stegwände der eingebrachten Rillen- und Rosettenstrukturen kam.

#### **2.4.2 Untersuchungen zu Ti-6Al-4V**

Zaytsev et al. führten in ihrer Untersuchung Messungen des Anodenpotentials als Funktion der Polarisationsdauer bei der elektrisch gepulsten DC-ECM-Bearbeitung von Ti-6Al-4V in 8%iger NaCl- und 15%iger  $\text{NaNO}_3$ -Elektrolytlösung durch. Basierend auf den erzielten Ergebnissen, entwickelten sie ein phänomenologisches Modell für die DC-ECM-Bearbeitung von Ti-6Al-4V mit Mikrosekundenpulsen. Ihrem Modell zufolge bildet sich bei Ti-6Al-4V immer ein passivierender Oxidfilm auf der Oberfläche aus, sofern es sich in einer Elektrolytlösung befindet. Unter Wirkung eines Strompulses, beginnt dieser Film zunächst zu wachsen. Bei ausreichend hohen Stromdichten kommt es dann im weiteren Verlauf zum Aufbrechen des Films in Form von Lochfraß, und zwar zunächst an den Stellen, an denen der Film weniger stark ausgeprägt ist. Die Löcher beginnen in der Folge zu wachsen, bis sie sich vereinen und die Auflösung über die gesamte Oberfläche hinweg stattfindet. Es gibt aber auch Bedingungen, bei denen der Film nicht aufgebrochen werden kann. So ist der Passivfilm an Stellen, die weiter von der Werkzeugelektrode entfernt sind, stärker ausgeprägt und kann aufgrund



der dort herrschenden geringen Stromdichte während des Pulses nicht aufgebrochen werden [ZZIG04].

He et al. befassten sich mit dem elektrochemischen Auflösungsverhalten von Ti-6Al-4V in 11%iger NaCl-Lösung, 11%iger NaNO<sub>3</sub>-Lösung und in einer Mischung aus 23%iger NaCl- und 11%iger NaNO<sub>3</sub>-Lösung. Sie führten die Untersuchungen sowohl bei niedrigen Stromdichten mittels Linear Sweep Voltammetry (LSV) als auch bei hohen Stromdichten im Stirnspaltversuch mittels DC-ECM durch. Anhand der Polarisationskurven zeigten sie, dass der Strom bei der Verwendung von NaCl mit steigender Spannung kontinuierlich ansteigt, während bei NaNO<sub>3</sub> stationäre Bereiche auftraten, die auf eine Passivierung hindeuteten. Die Polarisationskurve, die mit der Elektrolytmischung aufgenommen wurde, stellte einen ähnlichen Verlauf wie bei NaCl dar, allerdings verlief der Stromanstieg langsamer. Die mittels LSV bearbeiteten Proben zeigten eine sehr raue Oberfläche für NaNO<sub>3</sub> und eine glattere für NaCl, während die Oberfläche, die mit dem Mischelektrolyt erzeugt wurde, eine Mittelstellung zwischen diesen beiden Oberflächen einnahm. Die im Stirnspaltversuch bearbeiteten Proben offenbarten ausgeprägte Lochfraßerscheinungen. Beim Einsatz von NaNO<sub>3</sub> kam es darüber hinaus zu einer sehr inhomogenen Auflösung, was zu einer rauen Oberfläche führte. Sie erklärten dies anhand der unterschiedlichen Auflösungspotentiale der Legierungselemente, wobei sie vermuteten, dass Elemente mit niedrigen Auflösungspotentialen elektrochemisch aufgelöst werden und Elemente mit höheren Potentialen ausgewaschen werden. Die besten Oberflächen erzielten sie mit dem Mischelektrolyten. Dabei wurden sowohl der Lochfraßangriff als auch die selektive Auflösung und somit die Oberflächenrauheit deutlich reduziert [HXGY18].

Degenhardt untersuchte das elektrochemische Auflösungsverhalten verschiedener Stähle, Nickel-, Kobalt- und Titanlegierungen, darunter auch Ti-6Al-4V, bei der DC-ECM-Bearbeitung in 12%igen NaCl- und 20%igen NaNO<sub>3</sub>-Lösungen. Seine Untersuchungen führte er mit einer Bearbeitungsspannung von 17,5 V bei einer Elektrolyttemperatur von 30 °C durch. Die Definition eines Normversuchs, der heute auch unter dem Begriff Stirnspaltversuch bekannt ist, ermöglichte es ihm, die elektrochemische Bearbeitbarkeit der verschiedenen Werkstoffe in einer anwendungsorientierten Versuchsmethode zu ermitteln. Aufgrund des speziellen Versuchsaufbaus konnte er den elektrochemischen Abtrag auf eine ebene Fläche begrenzen, sodass die ermittelten Daten geometrieunabhängig auf allgemeine Bearbeitungsaufgaben übertragen werden konnten. Anhand der mithilfe dieser Versuchsvorrichtung ermittelten quantitativen Angaben zur Abtragsleistung, Spaltausbildung und Oberflächengüte gelangte er zu der Aussage, dass bei der DC-ECM-Bearbeitung von Ti-6Al-4V kein Unterschied im Abtragsverhalten beim Einsatz einer NaCl- oder NaNO<sub>3</sub>-Elektrolytlösung besteht [Dege72].

Qu et al. prüften die Auswirkungen einer gepulsten Elektrolytzuführung mit einem Elektrolytgemisch aus 10%igem NaCl und 10%igem NaNO<sub>3</sub> bei 35 °C Elektrolyttemperatur auf die Oberflächengüte DC-ECM- und PECM-bearbeiteter Ti-6Al-4V-Proben. Die Experimente wurden bei einer Bearbeitungsspannung von 22 V durchgeführt.

Durch vergleichende Experimente mit kontinuierlicher und gepulster Elektrolytzuführung konnten sie darlegen, dass sich die gepulste Elektrolytzuführung positiv auf die erzielbare Oberflächengüte auswirkt. In weiteren Experimenten analysierten sie den Einfluss der Elektrolytpulsfrequenz und Elektrolytpulsamplitude auf die Oberflächenrauheit  $R_a$  und die Materialabtragsrate (engl.: Material Removal Rate, kurz: MRR). Sowohl beim DC-ECM als auch beim PECM wirkte sich die gepulste Elektrolytzuführung positiv auf die erzielbaren  $R_a$ -Werte und die Materialabtragsrate MRR aus, wenn die Pulsfrequenz und Pulsamplitude entsprechend aufeinander abgestimmt wurden. Sie erklärten dies aufgrund der turbulenten Strömung, die durch die gepulste Elektrolytzuführung hervorgerufen wird. Die turbulente Strömung führt zu einer besseren Durchmischung des Elektrolyten und damit zu einer homogeneren Wärme- und Prozessgasverteilung im Elektrolyten. Dadurch wird die Differenz der Elektrolytleitfähigkeit im Bearbeitungsspalt verringert. Der geringere Unterschied in der Leitfähigkeit sorgt für eine höhere Massenabtragsrate und zugleich für ein homogeneres und glatteres Oberflächenprofil [QFZZ13].

Wei et al. optimierten die Parameter für die PECM-Bearbeitung von Ti-6Al-4V in 15%igen NaCl- und NaNO<sub>3</sub>-Elektrolytlösungen, indem sie die Pulsbreite und Pulspause von 0,5 ms bis 5 ms bei verschiedenen Bearbeitungsspannungen von 20 V bis 25 V und einer Elektrolytdurchflussrate von 15 m/s variierten. Die Optimierung der Parameter orientierte sich an der Oberflächengüte, wobei die Vermeidung von Lochfraßerscheinungen als wichtigstes Kriterium angesehen wurde. Aus den ermittelten Ergebnissen folgerten sie, dass zur Vermeidung eines Lochfraßangriffs die Pulsbreite unter den gegebenen Prozessbedingungen weniger als 2 ms und die Pulspause mehr als 2 ms betragen sollte [Wei94; WeKR94].

Förster untersuchte in seiner Arbeit grundlegende Aspekte des Einsatzes des PECM-Verfahrens für Strukturierungsaufgaben in der Mikrosystemtechnik. Dabei analysierte er den Einfluss der Pulsbreite, Arbeitsspannung und Elektrolytkonzentration auf die Oberflächenrauheit, Abbildegenauigkeit und die Abtragsrate bei der PECM-Bearbeitung verschiedener Stähle und Titanlegierungen an einer industriellen PECM-Senkanlage. Bei der Bearbeitung von Ti-6Al-4V konnten in Voruntersuchungen lediglich bei der mit dieser PECM-Anlage maximal möglichen Bearbeitungsspannung von 15 V messbare Abtragsraten erzielt werden. Weiterhin empfiehlt er für die Bearbeitung von Ti-6Al-4V folgende Prozessparameter:

- Elektrolytart: 8%ige NaNO<sub>3</sub>-Lösung,
- Elektrolyttemperatur: 21 °C,
- pH-Wert: 7 und
- Elektrolytspüldruck: 2 bar.

Bei den gewählten Prozessparametern stellte er fest, dass die Abtragsrate mit zunehmender Pulsbreite ansteigt. Die erreichbaren Oberflächenrauheiten lagen im Stirnspaltbereich bei  $R_a = 2,3 \mu\text{m}$  und  $R_z = 11,11 \mu\text{m}$  [Förs04].

Darüber hinaus gibt es Studien, in denen sowohl das elektrochemische Auflösungsverhalten von Inconel 718 als auch das von Ti-6Al-4V untersucht wurden. So analysierten Klocke et al. in einer Reihe von Studien die technologischen und wirtschaftlichen Möglichkeiten der DC-ECM-Bearbeitung von Titan- und Nickelbasislegierungen. Um das elektrochemische Bearbeitungsverhalten von Ti-6Al-4V und Inconel 718 zu untersuchen, führten sie Stirnspaltversuche mit 12%iger NaCl-Lösung bei einer Elektrolyttemperatur von 30 °C und einer Bearbeitungsspannung von 17,5 V durch. Während die Stirnspalt-Stromdichtekurven für beide Legierungen nahezu identisch verliefen, ließen sich für Ti-6Al-4V höhere Abtragsraten erzielen. Die aufgenommenen  $R_a$ -Stromdichtekurven brachten für Ti-6Al-4V die aus der Literatur bekannte typische hyperbolische Abnahme der Oberflächenrauheit mit steigender Stromdichte zum Vorschein. Im Gegensatz dazu sanken die  $R_a$ -Werte bei Inconel 718 nur leicht mit steigender Stromdichte und blieben insgesamt auf einem deutlich höheren Niveau als bei Ti-6Al-4V. Das bedeutet, dass Ti-6Al-4V unter den gegebenen Prozessbedingungen schneller bearbeitet werden kann und dabei bessere Oberflächengüten erreicht werden. Durch den Vergleich der erzielten Abtragsraten mit den beim Fräsen oder EDM erzielbaren Abtragsraten führten sie eine Kostenanalyse anhand der Berechnung theoretischer Bearbeitungszeiten für die Fertigung einer vereinfachten Verdichterschaukelgeometrie durch. Während sich beim Ti-6Al-4V die ECM-Bearbeitungszeit in etwa mit der Fräsbearbeitung deckte, fiel die ECM-Bearbeitungszeit im Fall des Inconel 718 deutlich geringer aus als die Fräsbearbeitungszeit. Die Tatsache, dass mittels ECM selbst bei einer Schruppbearbeitung hervorragende Oberflächengüten erzeugt werden, bringt im Vergleich zum EDM oder Fräsen den weiteren Vorteil mit sich, dass auf nachgelagerte kostenintensive Schlicht- oder Polierprozesse verzichtet werden kann. Da nicht nur die reine Bearbeitungszeit, sondern auch die Werkzeugkosten eine wichtige Rolle in der ökonomischen Betrachtung spielen, folgerten sie aus ihren Ergebnissen, dass die ECM-Bearbeitung aufgrund des geringen Werkzeugverschleißes eine sinnvolle Alternative zur Fräsbearbeitung von Turbomaschinenkomponenten aus Inconel 718 und Ti-6Al-4V darstellt [KIZK12; KZKV12; KZKV13a; KZKV13b; KKVA14; KSZH15].

### 2.4.3 Identifikation der Wissenslücken

Aus der Literatur ist bekannt, dass das Arbeitsergebnis stark von der gewählten ECM-Variante abhängt. In der überwältigenden Mehrheit der 54 geprüften Studien wurde DC-ECM zur Bearbeitung von Inconel 718 oder Ti-6Al-4V eingesetzt. Der kontinuierliche Gleichstrombetrieb beim DC-ECM erleichtert die Bearbeitung dieser reaktiven Werkstoffe, denn sobald die Passivschicht einmal aufgebrochen wurde, läuft die elektrochemische Auflösung recht effizient ab. Die gepulste Verfahrensvariante stellt dagegen eine besondere Herausforderung dar. Dies gründet auf der Tatsache, dass die Werkstückoberfläche in der Pulspause repassiviert. Diese Passivierung behindert den Auflösungsprozess und wirkt sich über eine Verschlechterung der Abtragsleistung, Oberflächengüte und Abbildegenuauigkeit negativ auf das Arbeitsergebnis aus. Um das gewünschte Arbeitsergebnis dennoch erzielen zu können, müssen entsprechend passende Prozessparameter gewählt und aufeinander abgestimmt werden.

Lediglich drei Studien befassen sich mit der PECM-Bearbeitung von Inconel 718 und vier mit der PECM-Bearbeitung von Ti-6Al-4V. Die in diesen Untersuchungen gewonnenen Erkenntnisse lassen sich nicht ohne weiteres auf die in dieser Arbeit untersuchten Aufgabenstellungen übertragen, da sie mit anderen Zielsetzungen und unter speziellen Randbedingungen gewonnen wurden und entsprechend nur unter diesen Konditionen gültig sind. So wurden die Untersuchungen u.a. mit anderen Bearbeitungsmaschinen, anderen Elektrolytbedingungen und in anderen Stromdichtebereichen durchgeführt. Darüber hinaus konzentrieren sich diese Studien überwiegend auf Einflüsse, die die Einstellparameter auf das Arbeitsergebnis nehmen. Daneben bestimmen aber auch die Geometrie und vor allem der Werkstoff das erzielbare Arbeitsergebnis. Die Analyse dieser Einflüsse findet allerdings in den bisher durchgeführten Studien kaum Berücksichtigung.

Aus den genannten Gründen wird deutlich, dass auf diesem Gebiet ein Bedarf an einer fundierten wissenschaftlichen Aufarbeitung der Einflüsse der Einstellparameter, der Geometrie und des Werkstoffs auf das Arbeitsergebnis bei der elektrochemischen Bearbeitung von Inconel 718 und Ti-6Al-4V besteht. Mit der vorliegenden Dissertationsschrift soll dieser Bedarf bedient werden. Die im Rahmen dieser Arbeit realisierten Untersuchungen erstrecken sich von Grundlagenuntersuchungen über anwendungsnahe Bearbeitungsaufgaben bis hin zur industriellen Fertigung eines konkreten Anwendungsbeispiels. Die genaue Vorgehensweise in den Untersuchungen und die darin verfolgte Zielsetzung werden in den Kapiteln 4 und 5 dargelegt.

### 3 Werkstoffanalyse

Um die auftretenden Phänomene während der elektrochemischen Bearbeitung identifizieren zu können, ist die genaue Kenntnis des Probenauszustandes hinsichtlich der Fertigungshistorie, der chemischen Zusammensetzung und des Gefüges eine notwendige Voraussetzung. Daher wurden die Proben analytischen und metallographischen Untersuchungen unterzogen. Die daraus resultierenden Ergebnisse werden in den folgenden Kapiteln beschrieben.

Zur Fertigung der Inconel 718 Proben wurde Rundmaterial von der Fa. *Carpenter Technology Europe SA* (Mont-Saint-Guibert, Belgien) bezogen. Die Herstellungsrouten des Rundmaterials umfasste laut Abnahmeprüfzeugnis des Herstellers folgende Schritte:

- Gießen: Vakuum-Induktionsschmelzen mit anschließendem Vakuum-Lichtbo-genschmelzen,
- Wärmebehandlung nach AMS 5663/DIN EN 10302:
  - Lösungsglühung: 980°C/1h mit anschließender Luftabkühlung,
  - Ausscheidungshärtung: 720°C/8h mit anschließender kontrollierter Ofenabkühlung mit einer Abkühlrate von 56°C pro h auf 620°C,
  - Auslagern: 620°C/8h mit anschließender Luftabkühlung,
- Endbearbeitung: Außenrundscheißen.

Das Ti-6Al-4V Probenmaterial stammt von der Fa. *Titanium Consulting and Trading S.r.l* (Florenz, Italien). Laut Abnahmeprüfzeugnis wurde das Material nach dem Abgießen umgeschmiedet, gewalzt und gerichtet. Anschließend wurde es einer Wärmebehandlung bei 720°C/1h und anschließender Luftabkühlung unterzogen.

Beide Werkstoffe wurden im Anlieferungszustand untersucht. Der Außendurchmesser betrug jeweils 10 mm. Alle Proben wurden auf 50 mm abgelängt und an beiden Stirnflächen plan gedreht. Die Oberflächenrauheiten wurden mittels Tastschnittverfahren an einem Perthometer vom Typ *MarSurf XR/XT20* der *Mahr GmbH* (Göttingen, Deutschland) bestimmt. Die stichprobenartigen Messungen an jeweils 50 Proben pro Werkstoff ergaben für beide Materialien  $R_a$ -Werte  $< 0,4 \mu\text{m}$  und  $R_z$ -Werte  $< 2,0 \mu\text{m}$ . Um die vom Hersteller angegebene chemische Zusammensetzung der Proben zu überprüfen, wurden EDX-Flächenscans an dem REM *Sigma VP* der Fa. *Zeiss Microscopy GmbH* (Oberkochen, Deutschland) durchgeführt. Pro Material wurden drei Scans an verschiedenen Proben jeweils über eine Fläche von  $400 \mu\text{m} \times 300 \mu\text{m}$  aufgenommen. In Tabelle 3-1 sind die Ergebnisse in Form der Mittelwerte und der zugehörigen Standardabweichungen der drei Messungen zusammen mit den Normvorgaben und Herstellerangaben aufgeführt. Die wichtigsten technischen Daten der verwendeten Messgeräte sind in der Geräteliste in ANHANG A aufgeführt.

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung des verwendeten Probenmaterials

<b>Inconel 718</b>								
	Ni	Cr	Nb + Ta	Mo	Ti	Co	Al	Fe
DIN 1744 [gew-%]	50,00 - 55,00	17,00 - 21,00	4,70 - 5,50	2,80 - 3,30	0,60 - 1,20	Max. 1,00	0,30 - 0,70	Rest
Zeugnis [gew-%]	52,51	18,38	5,35	2,88	0,99	0,30	0,60	18,71
EDX-Flächenscan [gew-%]	51,59 ± 0,47	19,02 ± 0,28	4,51 ± 0,34	3,16 ± 0,36	1,07 ± 0,10	0,45 ± 0,19	0,92 ± 0,12	19,28 ± 0,31
<b>Ti-6Al-4V</b>								
	Al	V	Fe	O	C	N	H	Ti
DIN 17851 [gew-%]	5,50 - 6,75	3,50 - 4,50	Max. 0,30	Max. 0,20	Max. 0,08	Max. 0,05	Max. 0,02	Rest
Zeugnis [gew-%]	6,11	4,12	0,13	0,15	0,01	0,01	0,002	Rest
EDX-Flächenscan [gew-%]	5.94 ± 0,19	4,16 ± 0,32	0,11 ± 0,08	0,12 ± 0,07	-	-	-	89.67 ± 0,35

Während bei Ti-6Al-4V die Messergebnisse für jedes Element innerhalb der Normvorgaben und nahe an den Herstellerangaben liegen, weichen bei Inconel 718 die Messwerte von Nb + Ta und Al von den Vorgaben ab. Während sich die Abweichungen im Fall von Nb + Ta innerhalb der Messunsicherheit bewegen, liegt das Messergebnis von Al etwas oberhalb der Normvorgaben. Unter Berücksichtigung der Standardabweichung fällt dieser Unterschied allerdings nicht stark ins Gewicht und sollte daher keine großen Auswirkungen auf die Gefüge- und Bearbeitungseigenschaften nehmen. Die Gehalte an C, N und H lagen bei Ti-6Al-4V unterhalb der Detektionsgrenze des REM.

Zur Beurteilung des infolge der chemischen Zusammensetzung und des Herstellungsprozesses entstandenen Gefüges wurden Mikroschliffe angefertigt und unter dem REM analysiert. In Abbildung 3-1 werden REM-Aufnahmen eines Inconel 718-Mikroschliffs als Sekundärelektronen-Bilder (kurz: SE-Bilder) in 500-facher (a) und 5.000-facher Vergrößerung (b) gezeigt. In Teilbild (a) sind großflächig zusammenhängende Bereiche in dunkelgrauer Farbe zu erkennen, die die Werkstoffmatrix darstellen. Die Matrix weist eine ungefähre Korngröße von 20  $\mu\text{m}$  auf. In der vergrößerten Darstellung in Teilbild (b) sind die hellen strichförmigen Korngrenzen der Matrix erkennbar. An diesen Korngrenzen haben sich lamellenförmige Partikel mit einer Breite von ca. 1  $\mu\text{m}$  und einer Länge von bis zu ca. 5  $\mu\text{m}$  ausgeschieden, die im SE-Bild hellgrau erscheinen. Daneben sind gröbere, blockartige Ausscheidungen zu erkennen. Um die einzelnen Gefügebestandteile identifizieren zu können, wurden EDX-Punktanalysen an den in Abbildung 3-2 gekennzeichneten charakteristischen Gefügemerkmalen durchgeführt. Die Ergebnisse der EDX-Analysen werden in Tabelle 3-2 unter Angabe der Messunsicherheit aufgeführt.

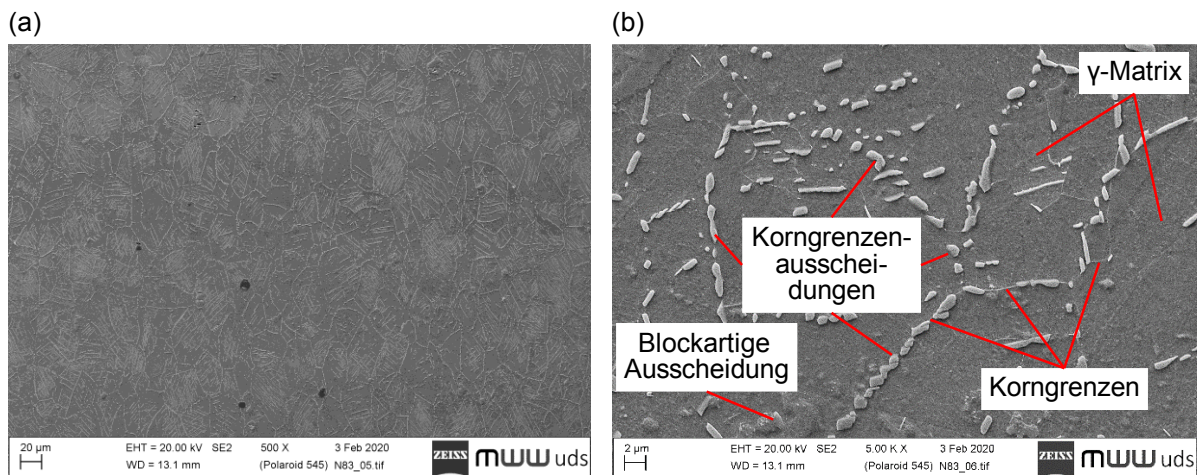


Abbildung 3-1: REM-Aufnahmen der untersuchten Inconel 718-Legierung. SE-Bilder mit 500-facher (a) und 5.000-facher Vergrößerung (b)

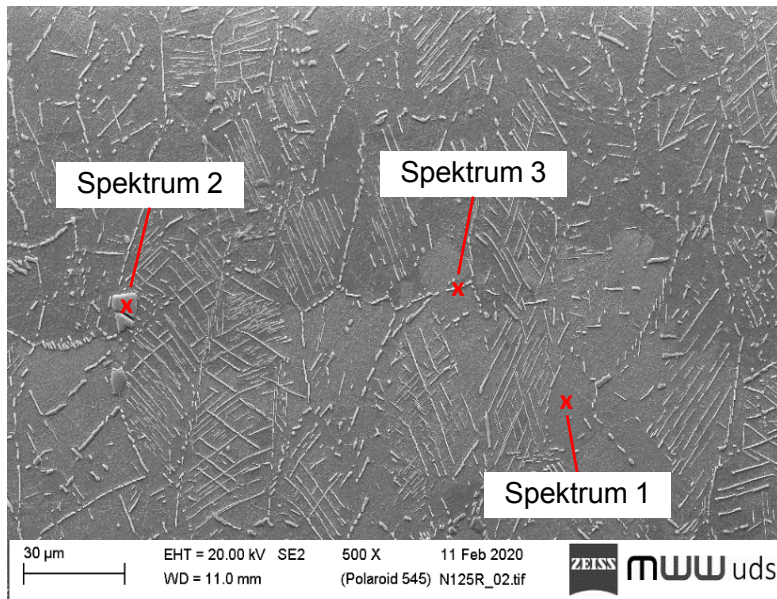


Abbildung 3-2: EDX-Analyse der untersuchten Inconel 718-Legierung

Tabelle 3-2: EDX-Analyseergebnisse der in Abbildung 3-2 markierten Bereiche

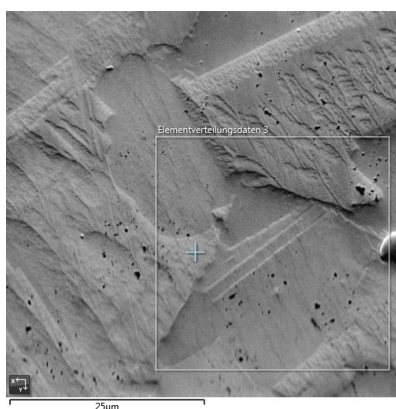
	Spektrum 1	Spektrum 2	Spektrum 3	Referenzspektrum (EDX-Flächenscan Grundgefüge)
Ni-Gehalt [gew-%]	50,58 ± 0,31	4,08 ± 0,15	52,44 ± 0,39	51,59 ± 0,47
Cr-Gehalt [gew-%]	19,92 ± 0,26	-	10,15 ± 0,18	19,02 ± 0,28
Nb-Gehalt [gew-%]	4,69 ± 0,32	71,05 ± 1,14	24,19 ± 0,51	4,51 ± 0,34
Ta-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-
Mo-Gehalt [gew-%]	3,05 ± 0,37	-	-	3,16 ± 0,36
Ti-Gehalt [gew-%]	1,14 ± 0,11	6,53 ± 0,22	1,02 ± 0,11	1,07 ± 0,10
Co-Gehalt [gew-%]	0,46 ± 0,13	-	-	0,45 ± 0,19
Al-Gehalt [gew-%]	0,84 ± 0,10	-	0,47 ± 0,12	0,92 ± 0,12
Fe-Gehalt [gew-%]	19,32 ± 0,35	1,43 ± 0,12	11,73 ± 0,23	19,28 ± 0,31
O-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-
C-Gehalt [gew-%]	-	16,91 ± 1,30	-	-
B-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-



Durch den Vergleich der aufgenommenen Spektren mit dem Referenzspektrum des Grundgefüges aus Tabelle 3-1 können die einzelnen Gefügemerkmale den entsprechenden Phasen zugeordnet werden. Da die Gehalte der einzelnen Legierungselemente in Spektrum 1 sehr gut mit den Referenzwerten übereinstimmen, handelt es sich bei der dunkelgrauen Matrix um die  $\gamma$ -Phase. Dagegen treten in Spektrum 2 deutliche Unterschiede zur Referenzmessung auf. So befinden sich die Hauptlegierungselemente Ni, Cr und Fe weit unterhalb der Referenzwerte. Im Unterschied dazu liegen die Nb- und Ti-Gehalte um ein Vielfaches über den Referenzangaben. Da zusätzlich ein hoher C-Gehalt detektiert wurde, ist davon auszugehen, dass es sich bei den blockartigen Gefügebestandteilen um Nb- und Ti-Carbide handelt. In Spektrum 3 liegen die Gehalte der Hauptlegierungselemente Cr und Fe deutlich unterhalb der entsprechenden Werte, die im Grundgefüge gemessen wurden. Im Gegensatz dazu liegt der gemessene Nb-Gehalt stark über dem Referenzgehalt. Dies kommt dadurch zustande, dass Nb während der Lösungsglühung an die Korngrenzen der  $\gamma$ -Matrix diffundiert. Dies führt in der Folge zur Ausscheidung der metastabilen Nb-reichen Phase  $\gamma''$ , die sich im weiteren Verlauf in die  $\delta$ -Phase umwandeln kann [Renh07; Turk12]. Da sich die  $\gamma''$ - und  $\delta$ -Phasen nicht anhand ihrer chemischen Zusammensetzung unterscheiden lassen, ist eine genaue Identifizierung der vorliegenden Phase mithilfe der EDX-Analyse nicht möglich. Aus diesem Grund werden zusätzliche EBSD-Messungen mit der Zielsetzung durchgeführt, die Phasen anhand ihrer Kristallstrukturen zuzuordnen zu können.

Abbildung 3-3 veranschaulicht die Ergebnisse der EBSD-Messungen. Während in Teilbild (a) der Analysebereich zu sehen ist, werden die identifizierten Phasen in Teilbild (b) in Form einer Falschfarbendarstellung gekennzeichnet. Dabei kann anhand der deutlichen Unterschiede zwischen den einzelnen Gitterparametern der  $\gamma''$ - und  $\delta$ -Phase [NPCH15] eine eindeutige Unterscheidung vorgenommen werden. Demnach muss es sich bei den Korngrenzenausscheidungen um die  $\delta$ -Phase handeln, kenntlich gemacht durch die blaue Farbgebung. Die  $\gamma$ -Matrix wird in Rot dargestellt.

(a)



(b)

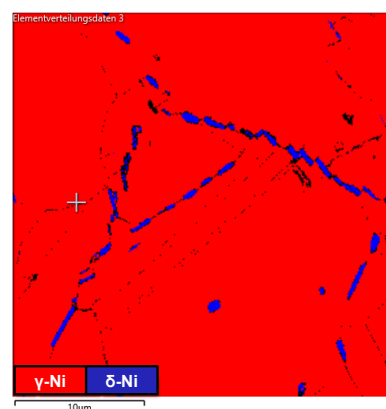


Abbildung 3-3: EBSD-Phasenanalyse des Inconel 718-Probenmaterials

(a) Darstellung des Messbereichs als SE-Bild

(b) Phasenzuordnung durch Falschfarbendarstellung. Rot:  $\gamma$ -Phase, blau:  $\delta$ -Phase

Die REM-Aufnahmen der untersuchten Ti-6Al-4V-Legierung werden in Abbildung 3-4 in Form von Rückstreuelektronen-Bildern (kurz: RE-Bildern) in 2.000-facher (a) und 10.000-facher Vergrößerung (b) gezeigt. Darin wird ein globulares Gefüge sichtbar, in dem sich hellere und dunklere Körner klar voneinander unterscheiden lassen und das mit einer Korngröße  $< 3 \mu\text{m}$  sehr feinkörnig erscheint. Auch hier wurden EDX-Analysen durchgeführt, um die darin befindlichen Phasen zu identifizieren. Dazu wurden an den in Abbildung 3-5 kenntlich gemachten Positionen Punktanalysen durchgeführt, deren Ergebnisse in Tabelle 3-3 aufgelistet werden. Dabei zeigt sich in den Spektren 4 und 5 ein gegenüber dem Grundgefüge deutlich erhöhter Anteil an dem  $\alpha$ -Ti-stabilisierenden Element Al. Dies deutet darauf hin, dass es sich bei den dunklen Gefügebestandteilen um  $\alpha$ -Ti handelt. Spektrum 6 offenbart stark erhöhte Werte an V. Der V-Gehalt weist dabei rund doppelt so hohe Werte auf wie das Grundgefüge. Da  $\beta$ -Ti ein deutlich höheres Lösungsvermögen für V aufweist als  $\alpha$ -Ti, ist davon auszugehen, dass es sich bei den hellen Körnern um  $\beta$ -Ti handelt. Darüber hinaus ist dies das einzige Spektrum, in dem Anteile des  $\beta$ -Ti-stabilisierenden Elements Fe detektiert wurden. Die hellen Gefügebestandteile stellen demnach die Phase  $\beta$ -Ti dar.

Zum Abschluss der Erfassung des Probenausgangszustandes bleibt festzuhalten, dass das feinkörnige globulare Gefüge und die homogene Phasenverteilung in den Ti-6Al-4V-Probenkörpern ein homogenes elektrochemisches Auflösungsverhalten erwarten lassen, das ein gutes Arbeitsergebnis hinsichtlich der Oberflächengüte und der Abbildegenauigkeit zu erzielen verspricht. Im Gegensatz dazu ist davon auszugehen, dass sich die inhomogene Verteilung der  $\delta$ -Partikel an den Matrixkorn Grenzen und das gröber gekörnte Gefüge der Inconel 718-Proben nachteilig auf das Arbeitsergebnis auswirken. Die Gültigkeit dieser Vermutungen sollen anhand der experimentellen Untersuchungen im nachfolgenden Kapitel überprüft werden

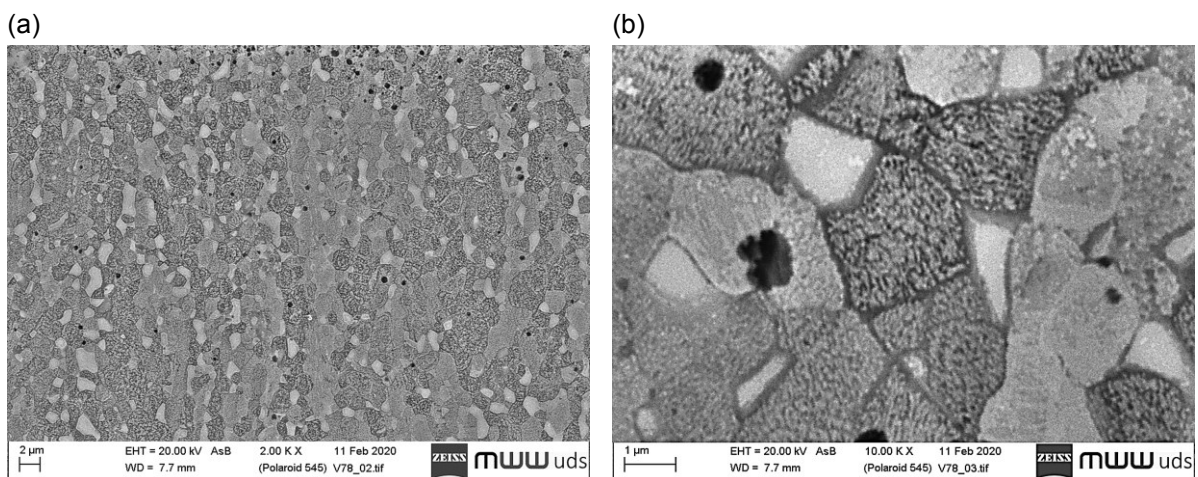


Abbildung 3-4: REM-Aufnahmen der untersuchten Ti-6Al-4V-Legierung. RE Bilder mit 2.000-facher (a) und 10.000-facher Vergrößerung (b)

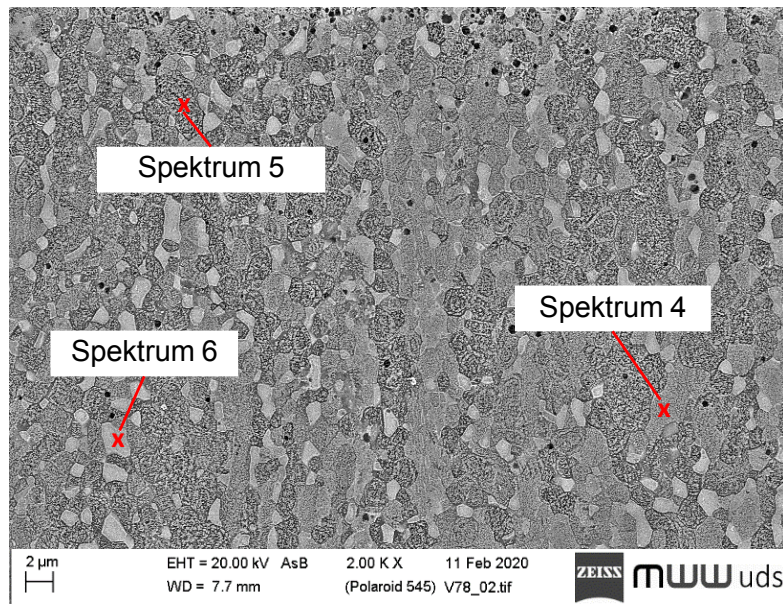


Abbildung 3-5: EDX-Analyse der untersuchten Ti-6Al-4V-Legierung

Tabelle 3-3: EDX-Analyseergebnisse der in Abbildung 3-5 markierten Bereiche

	Spektrum 4	Spektrum 5	Spektrum 6	Referenzspektrum (EDX-Flächenscan Grundgefüge)
Al-Gehalt [gew-%]	7,52 ± 0,19	7,96 ± 0,18	4,58 ± 0,09	5,94 ± 0,19
V-Gehalt [gew-%]	3,10 ± 0,15	2,75 ± 0,15	9,61 ± 0,16	4,16 ± 0,32
Fe-Gehalt [gew-%]	-	-	0,77 ± 0,09	0,11 ± 0,08
O-Gehalt [gew-%]	-	-	-	0,12 ± 0,07
C-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-
N-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-
H-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-
Ti-Gehalt [gew-%]	89,38 ± 0,18	89,29 ± 0,18	85,04 ± 0,19	89,67 ± 0,35



## 4 Geometrieübertragung von Mikrostrukturen mittels gepulster elektrochemischer Bearbeitung

### 4.1 Motivation

Der Aspekt der Oberflächenfunktionalisierung rückt in diversen Industriezweigen immer stärker in den Fokus der Forschungs- und Entwicklungsarbeiten. In diesem Kontext ist ein Trend zu maßgeschneiderten Oberflächen zu beobachten, die eine Erweiterung der physikalischen Belastungs- und Funktionsgrenzen verschiedener Anwendungen erlauben. In der Entwicklung moderner Turbinenstrahltriebwerke nehmen oberflächennahe turbulente Strömungen an den Schaufeln einen großen Einfluss auf den Gesamtwirkungsgrad des Triebwerks. Dabei wird die Effizienz des Triebwerks durch der Schaufelbewegung entgegen gerichtete Impulse reduziert. Eine Verbesserung der Strömungseigenschaften könnte sich durch eine gezielte Mikrostrukturierung der Schaufeloberflächen ergeben, was in [SiKK09] bereits anhand von Riblet-Strukturen nachgewiesen werden konnte [BeOP13]. In Anlehnung an dieses Forschungsthema steht im vorliegenden Kapitel das Einbringen präziser Mikrostrukturen in die typischen Triebwerksmaterialien Inconel 718 und Ti-6Al-4V im Fokus der Untersuchungen.

Wie aus den Ausführungen aus Kapitel 2.2 hervorgeht, sorgen die besonderen thermomechanischen Eigenschaften von Inconel 718 und Ti-6Al-4V für Schwierigkeiten im Fertigungsprozess, insbesondere wenn präzise Oberflächenstrukturen im Mikrometerbereich erzeugt werden sollen. Zur effizienten Bearbeitung dieser Werkstoffe gilt die elektrochemische Bearbeitung als sinnvolle Alternative. Gerade für das Einbringen filigraner Mikrostrukturen in komplex geformten Freiformflächen gilt PECM als vielversprechendes Fertigungsverfahren. Gleichwohl steht der Anwender der PECM-Technologie großen Herausforderungen bei der Prozessauslegung gegenüber. Aufgrund der vielen Einflussfaktoren, die in komplexer Wechselwirkung auf den Prozessablauf und somit auf das Arbeitsergebnis einwirken, muss eine zeit- und kostenaufwendige Prozesseinstellung mit einer Vielzahl an experimentellen Versuchsreihen durchgeführt werden. Im Fall der betrachteten Werkstoffe wird die Prozessauslegung darüber hinaus durch den elektrochemisch unedlen Charakter der Hauptlegierungselemente Nickel und Titan erschwert. Dies führt dazu, dass die Werkstückoberfläche i.d.R. in der Pulspause repassiviert. Diese Passivierung behindert den Auflösungsprozess und wirkt sich über eine Verschlechterung der Abtragsleistung, Oberflächengüte und Abbildegenauigkeit negativ auf das Arbeitsergebnis aus.

Aus diesem Grund zielen die Untersuchungen in diesem Kapitel darauf ab, ein standardisiertes Vorgehen zur Ableitung passender Prozessparameter zu erarbeiten, die eine präzise Übertragung von Mikrostrukturen in Werkstücke aus Inconel 718 und Ti-6Al-4V mittels PECM erlauben. Dazu werden zunächst in Vorversuchen die Prozessrandbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien identifiziert. Durch gezielte Variation der Vorschubgeschwindigkeit werden anschließend die resultierenden Größen der Stromdichte, der spezifischen Massenabtragsrate, des Gleichgewichtsspalts

und der Oberflächenrauheit aufgenommen. Ausgehend von den aufgenommenen Daten wird das elektrochemische Auflösungsverhalten der untersuchten Materialien in Form von Kennlinien quantitativ modelliert. Zusätzlich werden qualitative Modelle zur Beschreibung der Oberflächenausbildung entwickelt. Auf Basis der erarbeiteten Modelle werden in der Folge passende Prozessparameter abgeleitet, mit denen eine präzise Übertragung der Mikrostrukturen möglich ist. Abschließend werden die Modelle anhand der Übertragung von Mikrostrukturen experimentell validiert. Das Validierungsergebnis wird bezüglich der Replikationsgüte der Werkzeugstruktur auf der Werkstückoberfläche beurteilt.

## 4.2 Modellbildung mithilfe von Materialkennlinien

Sämtliche in diesem Kapitel aufgeführten experimentellen Untersuchungen wurden an einer industriellen PECM-Senkanlage durchgeführt. Die dabei vorliegenden Untersuchungsbedingungen werden in der Folge beschrieben.

### 4.2.1 Untersuchungsbedingungen

#### Anlagentechnik

Die Experimente wurden an der PECM-Anlage *PEMCenter 8000* der Fa. *PEM Tec SNC* (Forbach, Frankreich) am *ZeMA – Zentrum für Mechatronik und Automatisierungstechnik gGmbH* (Saarbrücken, Deutschland) durchgeführt. Wie in Abbildung 4-1 zu sehen ist, besteht die Anlage aus den vier Teilkomponenten Elektrolytversorgung, Bearbeitungsraum, Steuerung und Prozessenergiequelle. Die wichtigsten technischen Daten der Anlage sind in der Geräteliste in ANHANG A aufgeführt. Um eine gewisse Flexibilität bei der Anpassung der Elektrolytbedingungen gewährleisten zu können, wurde die originale Elektrolytversorgungseinheit (Elektrolytvolumen: 2.000 l) überbrückt und durch eine eigens entwickelte Versuchseinheit mit einem Elektrolytvolumen von 200 l ersetzt.

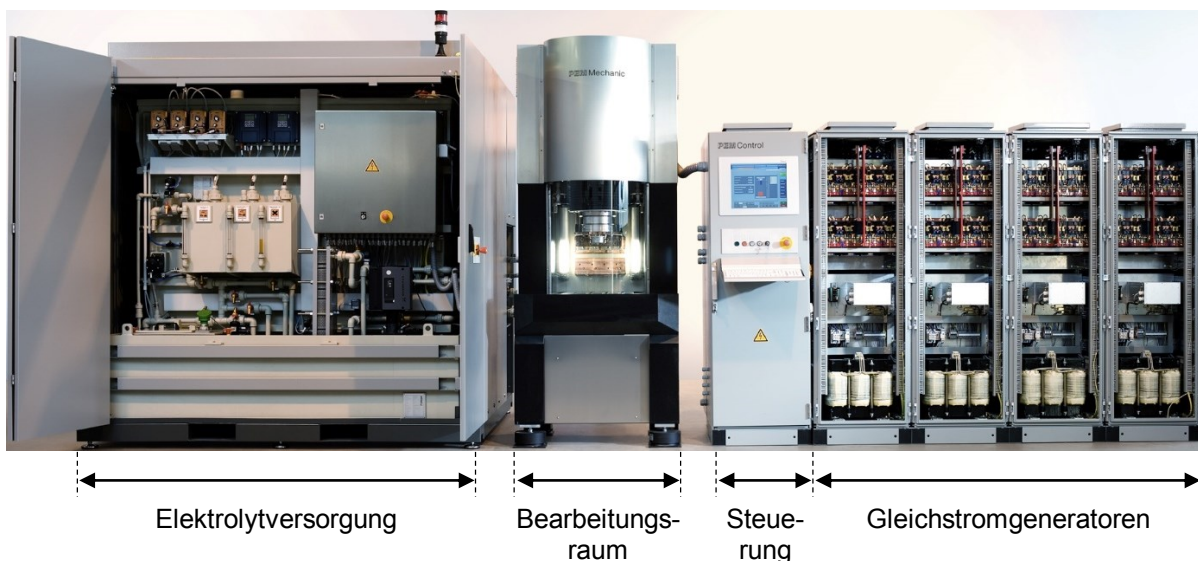


Abbildung 4-1: PECM-Senkanlage *PEMCenter 8000* [NN11]

## Experimenteller Aufbau

Die Identifizierung der Prozessrandbedingungen sowie die Aufnahme der Materialkennlinien erfolgen anhand sogenannter Stirnspaltversuche. Dabei wird die Kathode mit einer konstanten Vorschubgeschwindigkeit in axialer Richtung in die Anode eingesenkt. Der Versuchsaufbau, der auf die Grundidee des Normversuchs von Degenhardt zurückgeht [Dege72], wird in Abbildung 4-2 veranschaulicht. Beim Stirnspaltversuch werden Kathode und Anode konzentrisch zueinander positioniert. Als Kathode wird ein einfacher Rundstab aus dem Edelstahl 1.4301 verwendet, als Anode Rundstäbe aus Inconel 718 bzw. Ti-6Al-4V. Die Kathode weist einen Durchmesser von 12 mm auf und besitzt an den Stirnflächen eine Rauheit von  $R_a < 0,03 \mu\text{m}$  bzw.  $R_z < 0,2 \mu\text{m}$ . Die Eigenschaften der als Anode geschalteten Probenkörper wurden bereits ausführlich in Kapitel 3 beschrieben. Aufgrund der Tatsache, dass die Kathode im Durchmesser 2 mm größer ist als die Anode, kann sich während des Prozesses kein Seitenspalt ausbilden. Dadurch findet der Materialabtrag ausschließlich auf der Stirnfläche der Anode statt und der abtragwirksame Strom kann eindeutig einer Fläche zugeordnet werden. Die Bearbeitungsstelle wird durch eine laterale Spülung mit der Elektrolytlösung versorgt. Aufgrund der in Kapitel 2.2.1 beschriebenen Vorteile in Bezug auf die erzielbare Abbildegengenauigkeit und Oberflächengüte wird bei allen Bearbeitungsaufgaben ausschließlich eine wasserbasierte  $\text{NaNO}_3$ -Elektrolytlösung verwendet. Um während des kompletten Einsenkprozesses gleiche Spülbedingungen zu ermöglichen, wird eine Spülkammer verwendet, die an der Kathode fixiert wird. Die Spülkammer wurde additiv aus dem transparenten Kunstharz *VeroClear* gefertigt. Der Strömungskanal besitzt an der Bearbeitungsstelle eine Breite von 12 mm und eine Höhe von 0,7 mm.

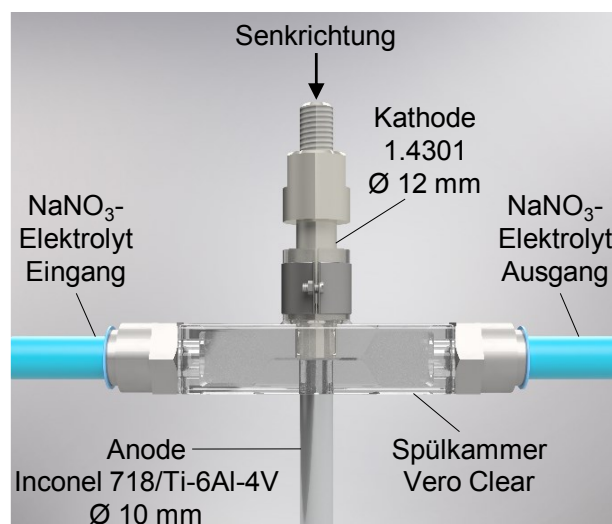


Abbildung 4-2: Versuchsaufbau der PECM-Stirnspaltversuche

## Mess- und Analysetechnik

### Analyse der Stromdichte

Die Stromdichte berechnet sich gemäß Formel (2.12) als Quotient aus dem elektrischen Strom und dem Anodenquerschnitt. Der während des Prozesses fließende Strom wird von einer maschinenintegrierten Messeinheit aufgezeichnet und als mittlerer Strom pro Bearbeitungspuls ausgegeben. Zur Berechnung der Stromdichte werden der über die Bearbeitungszeit gemittelte Prozessstrom und der Probenquerschnitt herangezogen.

### Analyse der Abtragsleistung

Die Abtragsleistung wird in dieser Arbeit anhand des in Formel (2.25) eingeführten Kennwerts  $SMR_{\text{prakt}}$  beurteilt. Zur Bestimmung der  $SMR_{\text{prakt}}$ -Werte wird die während der Bearbeitung abgetragene Masse der Proben durch Verwiegen auf einer Präzisionswaage *MSE2203S* der *Sartorius AG* (Göttingen, Deutschland) vor und nach der Bearbeitung bestimmt. Da die Messunsicherheit der Waage 0,001 g beträgt, wird darauf geachtet, dass bei jeder Bearbeitung eine Mindestmasse von 0,1 g abgetragen wird. Dadurch bleibt der Messfehler auf maximal 1 % beschränkt. Die geflossene Ladung wird anhand der ausgelesenen Maschinendaten berechnet. Dabei werden der während der Bearbeitung geflossene mittlere Strom sowie die Bearbeitungsdauer unter Berücksichtigung der Frequenz und Pulsbreite herangezogen.

### Analyse der Abbildegengenauigkeit

Die Abbildegengenauigkeit wird bei der Geometrieübertragung der Mikrostrukturen anhand der Replikationsgüte der Werkzeugstruktur auf der Werkstückoberfläche definiert. Da der Arbeitsspalt als Indikator für die Replikationsgüte gilt, wird er bei den Experimenten, die im Rahmen der Modellbildung durchgeführt werden, als zentrale Kenngröße erfasst. Der Arbeitsspalt wird maschinenseitig nach Beenden der Bearbeitung mithilfe eines Antastvorgangs der Kathode bestimmt, wobei die Wegstrecke von der Position des letzten Bearbeitungspulses bis zum Kontakt mit dem Werkstück gemessen wird.

### Analyse der Oberflächengüte

Die Oberflächenrauheit wird an dem in Kapitel 3 eingeführten Perthometer *MarSurf XR/XT20* bestimmt. Zur quantitativen Beurteilung der Oberflächenrauheit stehen verschiedene Kenngrößen zur Verfügung. Zu den geläufigsten Rauheitskenngrößen gehören der arithmetische Mittenrauwert  $R_a$ , die gemittelte Rautiefe  $R_z$  und die maximale Einzelrautiefe  $R_{\text{max}}$ . In der vorliegenden Arbeit wird ausschließlich der  $R_z$ -Wert zur quantitativen Beurteilung der Oberflächenrauheit herangezogen, da er unter den genannten Größen die tatsächlichen Rauheitsverhältnisse an der Bauteiloberfläche am besten widerspiegelt. Dies gründet darauf, dass er eine Mittelstellung einnimmt zwischen dem  $R_a$ -Wert, der durch eine starke Mittelung des Rauheitsprofils gebildet wird, und dem  $R_{\text{max}}$ -Wert, der nur den Extremwert des Rauheitsprofils wiedergibt. Um einen



aussagekräftigen  $R_z$ -Wert ermitteln zu können, sollte ein möglichst großer Teil des Probendurchmessers von der gewählten Taststrecke erfasst werden. Gemäß DIN EN ISO 4288 ist bei einem Probendurchmesser von 10 mm eine maximale Taststrecke von 5,6 mm möglich [DIN98]. Mit dieser Taststrecke wird jede Probe zweimal vermessen, wobei das Rauheitsprofil einmal parallel zur Elektrolytspülrichtung und einmal um  $90^\circ$  gedreht zur Spülrichtung aufgenommen wird, um auch den Einfluss etwaiger Spülriefen zu berücksichtigen. Der Rauheitswert ergibt sich schließlich aus dem Mittelwert der beiden Messergebnisse.

Die Oberflächengüte lässt sich anhand der Rauheitskennwerte allerdings nicht vollständig beschreiben. So ist es beispielweise möglich, dass die Messnadel des Perthometers zufällig an nicht aufgelösten Werkstoffbestandteilen wie z.B. Carbiden vorbeiläuft und diese im Messprofil nicht erfasst werden. Zur Vermeidung einer falschen Beurteilung der Oberflächengüte ist es daher sinnvoll, die Probenoberfläche auch optisch zu analysieren und somit eine zusätzliche qualitative Evaluation der Oberflächengüte vorzunehmen. Die optischen Untersuchungen der Probenoberflächen werden an dem ebenfalls in Kapitel 3 eingeführten REM *Sigma VP* durchgeführt.

#### 4.2.2 Identifizierung der Prozessrandbedingungen

In diesem Kapitel werden die Randbedingungen für die Modellbildung des material-spezifischen Auflösungsverhaltens mithilfe von Materialkennlinien identifiziert. Dabei werden für beide untersuchten Werkstoffe die jeweiligen Einstellungen der Prozessparameter *Pulsbreite*  $t_{on}$ , *Frequenz*  $f$ , *Phase*  $P$  und *Spüldruck*  $p_{el}$  ermittelt, die bei den Experimenten zur Aufnahme der Materialkennlinien konstant gehalten werden.

##### Vorgehensweise

Zur Identifizierung der Randbedingungen werden die Einstellparameter  $t_{on}$ ,  $f$ ,  $P$  und  $p_{el}$  über einen breiten Einstellbereich mit der Zielsetzung variiert, die Einstellungen festlegen zu können, die zu einer möglichst günstigen Kombination aus kleiner Spaltweite  $s$  und niedriger gemittelter Rautiefe  $R_z$  führen. Da die sich im Prozess einstellende Stromdichte in direkter Weise auf die Prozessausgangsgrößen einwirkt, werden alle Versuche bei konstanten Stromdichten durchgeführt.

Unter den variierten Prozessparametern nehmen  $t_{on}$  und  $f$  einen signifikanten Einfluss auf die Stromdichte. Im Fall dieser Parameter wird die Stromdichte über eine individuelle Anpassung der Vorschubgeschwindigkeit auf einem konstanten Wert gehalten. Dabei werden die zum Erreichen der gewünschten Stromdichte einzustellenden Vorschubgeschwindigkeiten nach Formel (2.24) berechnet. Da die spezifische Massenabtragsrate eines Materials bei einer festen Stromdichte konstant ist, wird sie nicht zur Bewertung der Effekte der Einstellparameter auf das Arbeitsergebnis herangezogen.

Die Bearbeitungsspannung wird im Rahmen dieser Untersuchungen nicht variiert. Die Einstellungen werden in Anlehnung an die Erkenntnisse aus dem Literaturstudium vorgenommen. Wie aus den Beschreibungen in Kapitel 2.2.1 hervorgeht, findet bei Ti-

Legierungen mit porenfreier Deckschicht ohne Ionenleitfähigkeit kein Abtrag im passiven Bereich statt. Hierbei kommt es bis zum Erreichen der Durchschlagsspannung nicht zu einem Anstieg der Stromdichte. Die elektrochemische Auflösung dieser Legierungen erfordert dementsprechend hohe Überspannungen. Im Fall von Ti-6Al-4V ist daher eine Bearbeitung mit einer möglichst hohen Stromdichte empfehlenswert, da dies einen stabilen Prozessverlauf in einem breiten Variationsbereich der Einstellparameter erlaubt. Weil die Stromdichte in direkter Weise proportional zur Bearbeitungsspannung ist, vgl. Formeln (2.12) und (2.17), wird die Spannung zur Bearbeitung der Ti-6Al-4V-Probenkörper auf den Maximalwert der verwendeten PECM-Anlage von 18,7 V eingestellt. Im Gegensatz dazu ist die Passivschicht, die sich auf Nickeloberflächen bildet, i.d.R. gut löslich. Die Prozessstabilität bei der Bearbeitung von Inconel 718 ist dementsprechend auch bei geringeren Stromdichten gegeben. Aus diesem Grund wird hier eine mittlere Einstellung von 9 V vorgenommen.

Trotz der in Kapitel 2.2.1 beschriebenen Auswirkungen des Elektrolytsystems auf das Arbeitsergebnis ist dieser Einflusskomplex aufgrund der notwendigen Begrenzung dieser Arbeit nicht Gegenstand der Untersuchungen. Die Einstellung der Elektrolytkennwerte Leitfähigkeit, Temperatur und pH-Wert werden für die untersuchten Werkstoffe erfahrungsbasiert bzw. in Anlehnung an gängige Einstellungen in der Praxis vorgenommen. Die Elektrolytkennwerte werden während der Experimente ständig überwacht und konstant gehalten. Auch die Einflüsse der Bearbeitungsmaschine und der Geometrie auf das Arbeitsergebnis werden im Rahmen der Experimente zur Modellbildung als gegeben angenommen und nicht weiter untersucht.

Obwohl die statistische Versuchsplanung prädestiniert ist, die Wirkung mehrerer Parameter auf eine Zielgröße effizient zu identifizieren, ist ihre Anwendbarkeit im Bereich der elektrochemischen Bearbeitung kritisch zu sehen, da die starke wechselseitige Beeinflussung der Parameter untereinander eine eindeutige Zuweisung der Effekte zu den Einzelparametern unmöglich macht. Um die Effekte der einzelnen Parameter auf die Ausgangsgrößen identifizieren zu können, wird daher pro Versuchsdurchgang nur ein Parameter variiert. Dabei wird zuerst die Pulsbreite variiert (Schritt 1). Mit Ausnahme der Vorschubgeschwindigkeit, die aus den zuvor beschriebenen Gründen im Fall der Pulsbreite und Frequenz individuell angepasst wird, werden alle übrigen Parameter auf ihren mittleren Einstellungen konstant gehalten. Im nächsten Schritt wird die Frequenz variiert (Schritt 2). Nun werden die Pulsbreite auf der in Schritt 1 ermittelten Einstellung und alle übrigen Parameter auf ihren mittleren Einstellungen konstant gehalten. Nach diesem Schema werden im weiteren Verlauf schließlich auch die Einstellungen der Phase (Schritt 3) und des Spüldrucks (Schritt 4) identifiziert. Der sich daraus ergebende Versuchsplan zur Identifizierung der Prozessrandbedingungen wird in Abbildung 4-3 veranschaulicht. Darin wird jeder untersuchte Parameter auf jeweils fünf Stufen variiert. Um eine gewisse statistische Sicherheit bei der Auswertung der Ergebnisse zu gewährleisten, wird jede Stufe drei Mal durchgeführt. Daraus ergeben sich 15 Versuchsdurchgänge pro Parameter und insgesamt 60 Versuchsdurchgänge für jeden Werkstoff.

Schritt 1: Identifikation $t_{on}$						
$t_{on}$ [ms]:		1	2	3	4	5
$v_f$ [mm/min]:	Inconel 718	0,06	0,12	0,18	0,24	0,30
	Ti-6Al-4V	0,15	0,30	0,45	0,60	0,75
$f$ [Hz]:				75		
$P$ [%]:				50		
$p_{el}$ [bar]:				3		

Schritt 2: Identifikation $f$						
$f$ [Hz]:		25	50	75	100	125
$v_f$ [mm/min]:	Inconel 718	0,10	0,20	0,30	0,40	0,50
	Ti-6Al-4V	0,05	0,10	0,15	0,20	0,25
$t_{on}$ [ms]:		In Schritt 1 ermittelte Einstellung				
$P$ [%]:				50		
$p_{el}$ [bar]:				3		

Schritt 3: Identifikation $P$						
$P$ [%]:		0	25	50	75	100
$v_f$ [mm/min]:	Inconel 718			0,20		
	Ti-6Al-4V			0,15		
$t_{on}$ [ms]:		In Schritt 1 ermittelte Einstellung				
$f$ [Hz]:		In Schritt 2 ermittelte Einstellung				
$p_{el}$ [bar]:				3		

Schritt 4: Identifikation $p_{el}$						
$p_{el}$ [bar]:		1	2	3	4	5
$v_f$ [mm/min]:	Inconel 718			0,20		
	Ti-6Al-4V			0,15		
$t_{on}$ [ms]:		In Schritt 1 ermittelte Einstellung				
$f$ [Hz]:		In Schritt 2 ermittelte Einstellung				
$P$ [%]:		In Schritt 3 ermittelte Einstellung				

Randbedingungen		
	Inconel 718	Ti-6Al-4V
$U$ [V]:	9	18,7
Elektrolytart:	NaNO <sub>3</sub>	
pH [-]:	8	
$\sigma_{el}$ [mS/cm]:	155	125
$T_{el}$ [°C]:	31	23
$J$ [A/cm <sup>2</sup> ]:	60	130

**Zielstellung**  
Möglichst günstige Kombination aus niedrigem  $s$  und  $R_z$

Abbildung 4-3: Versuchsplan zur Identifizierung der Prozessrandbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien

## Ergebnisse und Diskussion

Anhand der theoretischen Betrachtung der Einflüsse der Einstellparameter auf das Arbeitsergebnis in Kapitel 2.3.3 können für die hier betrachteten Parameter folgende Hypothesen bezüglich ihrer Effekte auf die Ausgangsgrößen Arbeitsspalt und Oberflächenrauheit formuliert werden:

1. *Eine Verringerung der Pulsbreite führt zu einer Reduzierung des Arbeitsspalts.*
2. *Eine Verringerung der Pulsbreite führt zu einer Reduzierung der Oberflächenrauheit.*
3. *Eine Verringerung der Frequenz führt zu einer Reduzierung des Arbeitsspalts.*
4. *Eine Verringerung der Frequenz führt zu einer Reduzierung der Oberflächenrauheit.*
5. *Die Phaseneinstellung nimmt keinen signifikanten Einfluss auf den Arbeitsspalt.*
6. *Eine Erhöhung der Phase führt zu einer Reduzierung der Oberflächenrauheit.*
7. *Eine Verringerung des Spüldrucks führt zu einer Reduzierung des Arbeitsspalts.*
8. *Eine Erhöhung des Spüldrucks führt zunächst zu einer Reduzierung der Oberflächenrauheit. Nach Überschreiten eines Grenzdrucks erhöht sich die Oberflächenrauheit mit steigendem Spüldruck infolge einer Spülriefenbildung.*

Anhand der Messergebnisse sollen diese Hypothesen nun geprüft und die Prozessrandbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien festgelegt werden. Die vollständigen Ergebnisse aller Versuchsdurchgänge werden in ANHANG B tabellarisch aufgelistet. Zur besseren Veranschaulichung der Ergebnisse werden die resultierenden Spaltweiten  $s$  als blaue Datenpunkte und die resultierenden gemittelten Rautiefen  $R_z$  als rote Datenpunkte in Abbildung 4-4 (Ergebnisse Inconel 718) und Abbildung 4-5 (Ergebnisse Ti-6Al-4V) über den variierten Prozessparametern aufgetragen. Darin repräsentiert jeder Datenpunkt die aus den Parameterstufen resultierenden Mittelwerte der Messergebnisse bei stationären Prozessbedingungen, d.h. bei Übereinstimmung von anodischer Auflösungsgeschwindigkeit und eingestellter Vorschubgeschwindigkeit. Die Streuung der Messwerte wird anhand der Standardabweichung charakterisiert und in Form von Fehlerbalken im Diagramm dargestellt. In der Folge werden die Ergebnisse für jeden einzelnen Parameter separat diskutiert.

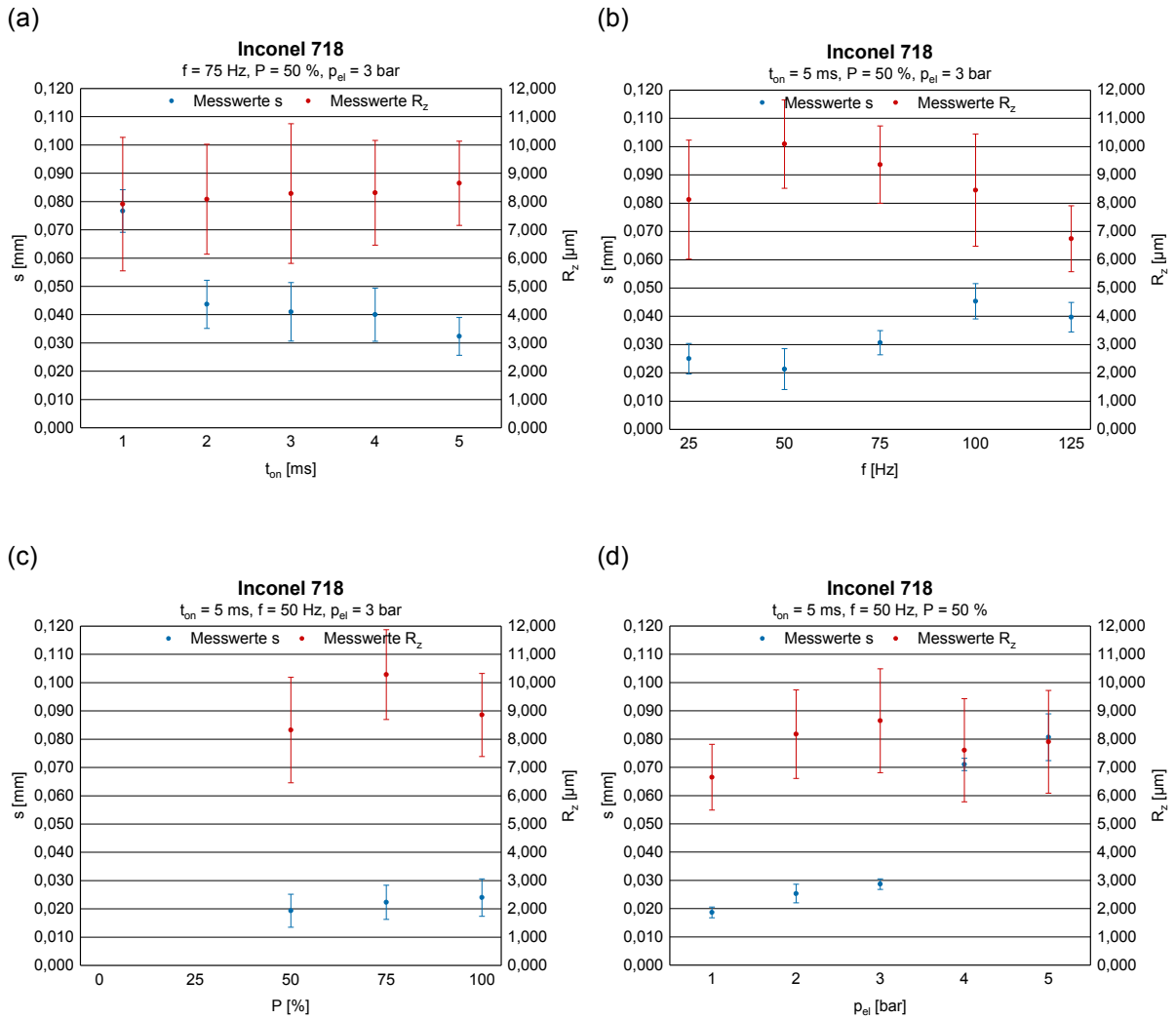


Abbildung 4-4: Ergebnisse der Experimente zur Identifizierung der Prozessrandbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien von Inconel 718. (a) Variation der Pulsbreite, (b) Variation der Frequenz, (c) Variation der Phase und (d) Variation des Spüldrucks

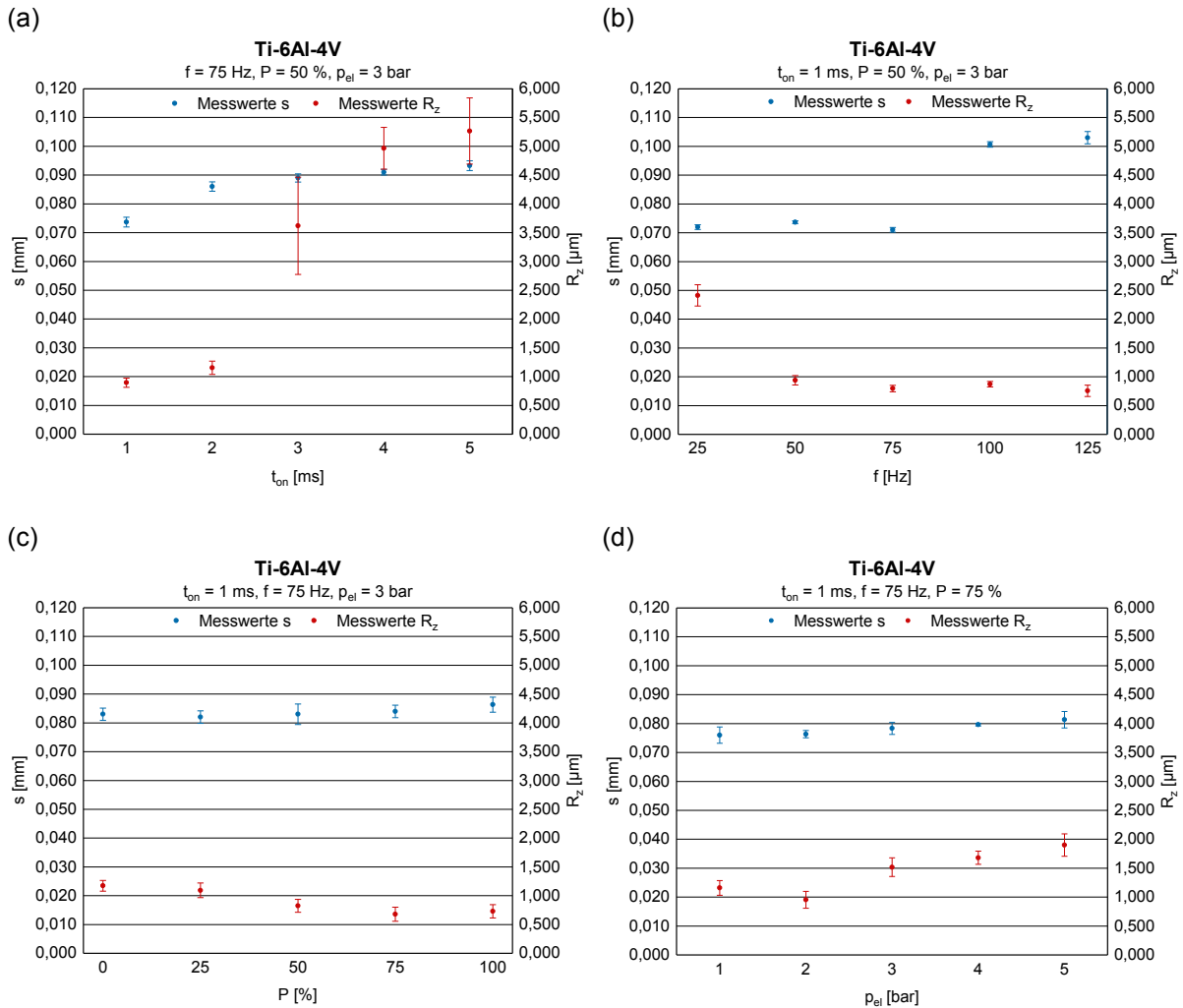


Abbildung 4-5: Ergebnisse der Experimente zur Identifizierung der Prozessrandbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien von Ti-6Al-4V. (a) Variation der Pulsbreite, (b) Variation der Frequenz, (c) Variation der Phase und (d) Variation des Spüldrucks

### Pulsbreite $t_{\text{on}}$

#### *Inconel 718:*

Hypothese 1 kann anhand der Ergebnisse in Abbildung 4-4 (a) nicht bestätigt werden, da der Arbeitsspalt mit Erhöhung der Pulsbreite sinkt. Auch Hypothese 2 kann mit den gemessenen  $R_z$ -Werten nicht belegt werden. Zwar sinken die Werte bei kleineren Pulsbreiten, aber unter Berücksichtigung der Messunsicherheit kann hier keinesfalls von einem signifikanten Effekt gesprochen werden. Daraus lässt sich die Vermutung ableiten, dass die Werkstoffeigenschaften von Inconel 718, insbesondere das Auflösungsverhalten der darin enthaltenen Phasen, den entscheidenden Einfluss auf die Spalt- und Oberflächenausbildung nehmen. Die Gültigkeit dieser Vermutung soll im nachfolgenden Kapitel durch eine gezielte mikroskopische Analyse des elektrochemischen Auflösungsverhaltens der Inconel 718-Proben in der Randzone überprüft werden. Da sich die Rauheitswerte allesamt auf einem ähnlichen Niveau befinden, richtet

sich die Wahl der Pulsbreite nach dem niedrigsten Arbeitsspalt, der bei der Bearbeitung mit  $t_{on} = 5$  ms erreicht wird.

#### *Ti-6Al-4V:*

Im Gegensatz dazu zeigen die Ergebnisse in Abbildung 4-5 (a), dass sich die in Ti-6Al-4V enthaltenen Gefügebestandteile homogen aufzulösen scheinen, denn die Pulsbreiteneinstellung wirkt auf die in den Hypothesen 1 und 2 vorhergesagte Weise auf die resultierenden Spaltweiten und Oberflächenrauheiten ein. Im Fall des Arbeitsspalts wird der niedrigste Wert bei der geringsten Pulsbreite erzielt, wodurch Hypothese 1 belegt werden kann. Durch die Verringerung der Pulsbreite kann weniger Material pro Schwingungsperiode aufgelöst werden, was konsequenterweise zu einer Verringerung des Arbeitsspalts führt. Anhand der Rauheitsergebnisse kann auch Hypothese 2 bestätigt werden. Die beobachtete Reduzierung der Oberflächenrauheit mit abnehmender Pulsbreite bestätigt die Untersuchungsergebnisse von Wei [Wei94; WeKR94] und lässt sich durch einen besseren Elektrolytaustausch erklären. Mit abnehmender Pulsbreite nimmt die Pulspause zu, wodurch mehr Zeit für den Elektrolytaustausch zur Verfügung steht. Ein verbesserter Elektrolytaustausch wirkt sich positiv auf die resultierende Oberflächenrauheit aus. Die Pulsbreite wird gemäß der besten Ergebnisse auf  $t_{on} = 1$  ms festgelegt.

#### Frequenz f

##### *Inconel 718:*

Hypothese 3 kann bestätigt werden, da sich ein globaler Trend hinsichtlich eines sinkenden Arbeitsspalts bei niedrigeren Frequenzen in Abbildung 4-4 (b) beobachten lässt. Dennoch scheint sich auch hier die oben aufgestellte Vermutung zu bestätigen, dass sich das werkstoffbedingte Auflösungsverhalten auf die Spaltausbildung auswirkt, da die geringste Spaltweite nicht bei der niedrigsten Frequenz erzielt wird. Im Fall der Oberflächenrauheit zeigt sich, dass das werkstoffspezifische Auflösungsverhalten einen größeren Effekt auf die Oberflächenausbildung hat als die Frequenzeinstellung. Hier kann kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Frequenz und der Oberflächenrauheit beobachtet werden. Hypothese 4 kann daher nicht bestätigt werden. Die Wahl der Frequenz richtet sich schließlich wieder nach dem niedrigsten Arbeitsspalt, der bei  $f = 50$  Hz erzielt wird.

##### *Ti-6Al-4V:*

Anhand Abbildung 4-5 (b) kann auch hier die Hypothese 3 belegt werden. Durch Verringerung der Frequenz werden pro Zeiteinheit weniger Spannungspulse ausgelöst, was zu einem geringeren Materialabtrag und somit zu einer Verringerung des Arbeitsspalts führt. Dagegen lässt sich Hypothese 4 anhand der Messergebnisse nicht belegen. Bis auf einen Ausreißer bei  $f = 25$  Hz befinden sich alle Rauheitswerte auf demselben Niveau. Dadurch wird kein signifikanter Effekt der Frequenzeinstellung auf die

Oberflächenrauheit deutlich. Die günstigste Kombination aus niedriger Spaltweite und niedriger Rauheit ergibt sich bei  $f = 75$  Hz.

### Phase P

#### *Inconel 718:*

Die Ergebnisse in Abbildung 4-4 (c) zeigen einen leichten Rückgang der Spaltweite mit sinkender Phaseneinstellung. Unter Berücksichtigung der Messunsicherheit kann dieser Effekt allerdings nicht als signifikant bewertet werden. Hypothese 5 wird dadurch bestätigt. Mit sinkender Phase nimmt die Kurzschlussgefahr zu, da der Spannungspuls zu einem späteren Zeitpunkt ausgelöst wird, d.h. die Kathode erreicht den unteren Totpunkt ihrer Oszillation zu einem Zeitpunkt, zu dem der Materialabtrag je nach Phaseneinstellung noch nicht oder nur in geringem Maße stattgefunden hat. Aus diesem Grund traten bei allen Versuchsdurchgängen mit Phaseneinstellungen  $P = 0$  % und  $P = 25$  % Kurzschlüsse auf. Im Gegensatz dazu lässt sich kein Trend hinsichtlich eines Effekts der Phaseneinstellung auf die Oberflächenrauheit erkennen, weshalb Hypothese 6 nicht bestätigt werden kann. Hier scheint sich der Werkstoff aufgrund des Auflösungsverhaltens der darin enthaltenen Phasen stärker auf die Oberflächenausbildung auszuwirken als die Phaseneinstellung. Aus diesem Grund orientiert sich die Wahl der Phaseneinstellung am niedrigsten Spaltwert, der bei  $P = 50$  % erzielt wurde.

#### *Ti-6Al-4V:*

In Abbildung 4-5 (c) ist unter Berücksichtigung der Messfehler kein signifikanter Effekt der Phaseneinstellung auf die Spaltausbildung erkennbar. Hypothese 5 kann daher belegt werden. Im Fall der Oberflächenrauheit ist ein leichter Trend hinsichtlich einer Verringerung der Rauheit bei höheren Phasen erkennbar. Dadurch, dass die Bearbeitung bereits zum Großteil oder sogar vollständig vor Erreichen des unteren Totpunkts der Kathodenschwingung stattgefunden hat, werden die entstehenden Prozessgase bei der Abwärtsbewegung komprimiert und die resultierende Oberflächenrauheit sinkt. Hypothese 6 kann daher anhand der Messergebnisse belegt werden. Da die Spaltausbildung unabhängig von der Phaseneinstellung ist, richtet sich die Wahl der Phaseneinstellung nach dem niedrigsten  $R_z$ -Wert, der in dieser Versuchsreihe bei  $P = 75$  % erzielt wird.

### Spüldruck $p_{el}$

#### *Inconel 718:*

Da in Abbildung 4-4 (d) kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Spüldruckeinstellung und der resultierenden Oberflächenrauheit zu erkennen ist, scheint sich auch hier das materialspezifische Auflösungsverhalten stärker auf die Oberflächenrauheit auszuwirken als die Einstellung des Spüldrucks. Hypothese 8 kann aus diesem Grund nicht bestätigt werden. Dagegen lässt sich Hypothese 7 anhand der gemessenen Spaltweiten belegen. Diese sinken mit abnehmenden Drücken, wobei das Minimum



bei 1 bar erreicht wird. Dennoch wird die Druckeinstellung im Hinblick auf die Sicherstellung einer gewissen Prozessstabilität bei den späteren Experimenten zur Geometrieübertragung der Mikrostrukturen auf  $p_{el} = 2$  bar festgelegt. Da die Mikrostrukturen bei möglichst kleinen Arbeitsspalten übertragen werden, kann bei einer Spüllänge von 10 mm kein vollständiges Freispülen der Bearbeitungsstelle mit einem Spüldruck von 1 bar gewährleistet werden. In der Folge käme es dadurch zu Kurzschlüssen und dementsprechend zu Schäden an den laserstrukturierten Kathoden. Um dies zu vermeiden, wird die nächst höhere Druckeinstellung gewählt.

*Ti-6Al-4V:*

Sowohl Hypothese 7 als auch Hypothese 8 können anhand der Ergebnisse in Abbildung 4-5 (d) bestätigt werden. Zwischen 2 bar und 3 bar kommt es zur Ausbildung von Spülriefen auf der Probenoberfläche, was zu einer Erhöhung der Rauheitswerte bei hohen Spüldrücken führt. Da die Spaltausbildung eine weniger stark ausgeprägte Abhängigkeit vom Spüldruck offenbart, richtet sich die Wahl der Spüldruckeinstellung nach der geringsten Oberflächenrauheit, die mit  $p_{el} = 2$  bar erzielt wird.

Die anhand der Auswertung der Versuchsergebnisse definierten Parametereinstellungen werden nachfolgend in Tabelle 4-1 zusammengefasst.

Tabelle 4-1: Ermittelte Randbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien

Prozessparameter	Einstellungen	
	Inconel 718	Ti-6Al-4V
$t_{on}$ [ms]	5	1
f [Hz]	50	75
P [%]	50	75
$p_{el}$ [bar]	2	2

Zum Abschluss dieser Untersuchungen bleibt festzuhalten, dass, aufgrund der verschiedenen Stromdichtebereiche, in denen die Experimente durchgeführt wurden, zwar kein direkter Vergleich der Messergebnisse von Inconel 718 und Ti-6Al-4V möglich ist. Dennoch kann an dieser Stelle das Fazit gezogen werden, dass das Arbeitsergebnis im Fall von Inconel 718 vorwiegend vom Werkstoff beeinflusst wird. Dabei scheint das spezifische Auflösungsverhalten der im Gefüge vorliegenden Phasen die Effekte der Einstellparameter zu überdecken. Bei der Ti-6Al-4V-Bearbeitung entspricht die Abhängigkeit des Arbeitsergebnisses von den Einstellparametern dagegen zum Großteil den aus der Theorie bekannten Beziehungen. Eine detaillierte Beschreibung

des werkstoffbedingten Auflösungsverhaltens von Inconel 718 und Ti-6Al-4V erfolgt im nächsten Kapitel.

### **4.2.3 Aufnahme der Materialkennlinien**

#### **Vorgehensweise**

Nachdem die Prozessrandbedingungen nun definiert sind, wird das materialspezifische Auflösungsverhalten durch eine definierte Variation der Vorschubgeschwindigkeit im Stirnspaltversuch ermittelt. Mithilfe der Variation der Vorschubgeschwindigkeit lassen sich quantitative Angaben der resultierenden Stromdichte und Abtragsleistung sowie der Arbeitsspalt- und Oberflächenausbildung bestimmen. Diese Daten werden im Anschluss in Form von Kennlinien aufbereitet, mit denen das Materialverhalten quantitativ modelliert werden kann.

Um einen großen Stromdichtebereich bei der Aufnahme der Materialkennlinien abdecken zu können, sollte die Vorschubgeschwindigkeit über einen möglichst breiten Bereich variiert werden. Die Variationsbreite orientiert sich dabei an der Prozessstabilität, wobei die Obergrenze der einstellbaren Vorschubgeschwindigkeit durch eine erhöhte Kurzschlussgefahr infolge eines zu geringen Arbeitsspalts definiert wird. In dieser Arbeit wird eine resultierende Spaltweite von 0,010 mm als Grenzwert festgelegt. Nach unten wird die Vorschubgeschwindigkeit durch die zu erreichende Mindeststromdichte zum Aufbrechen der Passivschichten auf den untersuchten Werkstoffen begrenzt.

In [Rebs16; Webe16] konnte gezeigt werden, dass die Wahl des Startspaltes große Auswirkungen auf den Stromverlauf im PECM-Prozess und damit auf die ermittelte Stromdichte hat, wobei ein zu klein gewählter Startspalt im weiteren Bearbeitungsverlauf zu einer Spaltvergrößerung und damit zu einer Stromabnahme führt, während ein zu groß gewählter Startspalt zu einer Spaltverkleinerung und somit zu einem Stromanstieg führt. Um reproduzierbare und vergleichbare Ergebnisse erzielen zu können, wird der Startspalt in der vorliegenden Arbeit so eingestellt, dass er dem Gleichgewichtsspalt unter den gegebenen Prozessbedingungen entspricht. Aus diesem Grund wurden die zu den jeweiligen Vorschubstufen gehörenden Startspalte in Vorversuchen ermittelt.

Zur Aufnahme der Materialkennlinien von Inconel 718 und Ti-6Al-4V wird die Vorschubgeschwindigkeit auf jeweils 15 Stufen variiert, um genügend Stützstellen zur Modellierung des materialspezifischen Auflösungsverhaltens zu erhalten. Zur statistischen Absicherung der Messergebnisse wird jede Vorschubstufe dreimal durchgeführt. Die Prozessparameter und die zu ermittelnden Ausgangsgrößen zur Aufnahme der Materialkennlinien werden in Tabelle 4-2 aufgelistet.

Tabelle 4-2: Prozessparameter und Ausgangsgrößen für die Aufnahme der Materialkennlinien von Inconel 718 und Ti-6Al-4V

Prozessparameter	Einstellungen	
	Inconel 718	Ti-6Al-4V
$v_f$ [mm/min]	0,005 - 0,010 - 0,030 - 0,050 - 0,060 - 0,080 - 0,090 - 0,100 - 0,120 - 0,140 - 0,170 - 0,200 - 0,230 - 0,260 - 0,300	0,005 - 0,006 - 0,007 - 0,008 - 0,009 - 0,010 - 0,020 - 0,030 - 0,050 - 0,070 - 0,100 - 0,130 - 0,170 - 0,210 - 0,250
U [V]	9	18,7
$t_{on}$ [ms]	5	1
f [Hz]	50	75
P [%]	50	75
$p_{el}$ [bar]	2	2
Elektrolytart	NaNO <sub>3</sub>	
pH [-]	8	
$\sigma_{el}$ [mS/cm]	155	125
$T_{el}$ [°C]	31	23
<b>Ausgangsgrößen</b>		
J [A/cm <sup>2</sup> ]		
SMR <sub>prakt</sub> [mg/C]		
s [mm]		
R <sub>z</sub> [µm]		

## Ergebnisse und Diskussion

Die Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Ermittlung des materialspezifischen Auflösungsverhaltens werden in ANHANG C in tabellarischer Form aufgeführt. Der Anschaulichkeit halber werden die Ergebnisse für Inconel 718 und Ti-6Al-4V in Abbildung 4-6 bis Abbildung 4-9 in Form von Diagrammen graphisch dargestellt. Darin repräsentiert jeder Datenpunkt die aus den einzelnen Vorschubstufen resultierenden Mittelwerte der Messergebnisse bei stationären Prozessbedingungen. Die Streuung der Messwerte wird anhand der Standardabweichung angegeben und in Form von Fehlerbalken in den jeweiligen Diagrammen dargestellt. Obwohl sich die Stromdichte in Abhängigkeit der eingestellten Vorschubgeschwindigkeit einstellt, wird sie aus Gründen der besseren Vergleichbarkeit der Ergebnisse in allen Diagrammen als unabhängige Variable auf der x-Achse aufgetragen.

### $v_f$ -J-Materialkennlinien

Die Ergebnisse in Abbildung 4-6 bestätigen die in Kapitel 2.3.3 beschriebene Wechselwirkung zwischen der eingestellten Vorschubgeschwindigkeit und der daraus resultierenden Stromdichte. Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit sinken der Abstand zwischen Kathode und Anode und damit auch der elektrische Widerstand. Dies führt folglich zu dem beobachteten Anstieg der Stromdichte.

Da die anodische Auflösungsgeschwindigkeit bei stationären Prozessbedingungen der Vorschubgeschwindigkeit entspricht, können die  $v_f$ -J-Materialkennlinien von Inconel 718 und Ti-6Al-4V in Abbildung 4-6 gemäß der Klassifizierung nach Lindenlauf dem Kennlinienverlauf Typ „D“ zugewiesen werden [Lind77]. Dieser Kennlinientyp beschreibt ein transpassives Auflösungsverhalten, das erst nach Überschreiten einer Mindeststromdichte  $J_{\min}$  eintritt. Unterhalb von  $J_{\min}$  wird die zugeführte elektrische

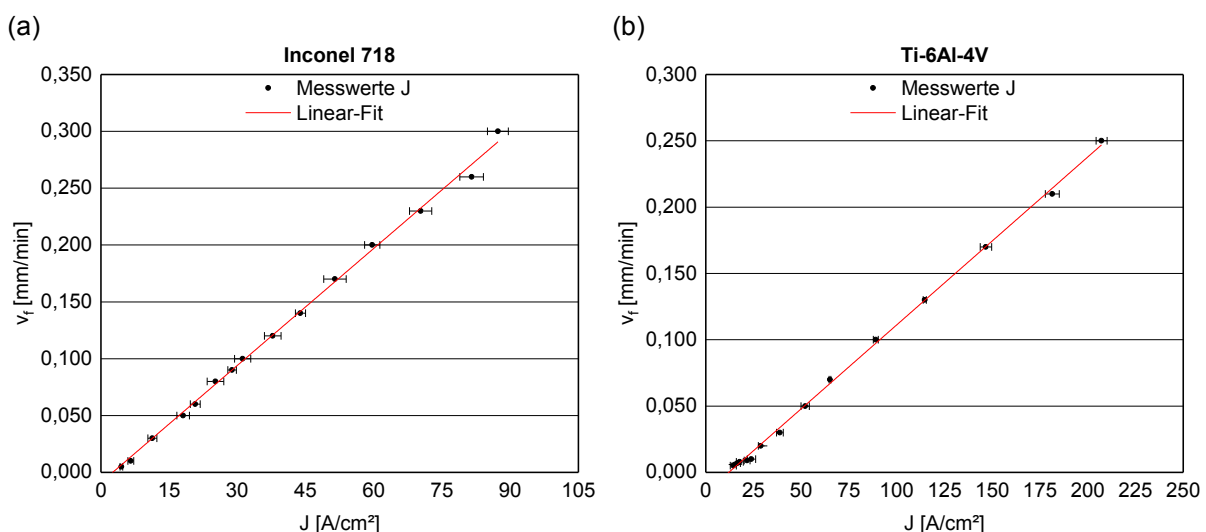


Abbildung 4-6:  $v_f$ -J-Materialkennlinien als Ergebnisse der Stirnspaltversuche.  
(a)  $v_f$ -J-Materialkennlinie von Inconel 718, (b)  $v_f$ -J-Materialkennlinie von Ti-6Al-4V

Energie überwiegend für abtragsunwirksame Nebenreaktionen verbraucht. Der lineare Zuwachs der Auflösungsgeschwindigkeit mit der Stromdichte indiziert einen konstanten Reaktionsmechanismus mit festen Auflösungsvalenzen der einzelnen Legierungselemente. Diese lineare Abhängigkeit der Auflösungsgeschwindigkeit von der Stromdichte lässt sich mithilfe der Formel (2.24) in Kapitel 2.2.3 darstellen. Durch Erweiterung der Formel um den Term  $J_{min}$  ergibt sich der theoretische Zusammenhang nach Formel (4.1) wie folgt:

$$v_f = \frac{M \cdot f \cdot t_{on}}{z \cdot F \cdot \rho} \cdot (J - J_{min}) \quad (4.1)$$

Zur quantitativen Modellierung der  $v_f$ -J-Beziehung werden die Messdaten mithilfe des Datenanalyseprogramms *Origin Pro 2017G* der *OriginLab Corporation* (Northampton, USA) gefittet. Die Datenpunktverteilungen lassen sich am besten mit einem linearen Fit beschreiben. Das dafür genutzte mathematische Beschreibungsmodell wird in Formel (4.2), die zugehörigen Modellparameter und Bestimmtheitsmaße in Tabelle 4-3 aufgeführt.

$$v_f = a \cdot (J + b) \quad \begin{array}{l} a: \text{Geradensteigung} \\ b: \text{Verschiebung der Geraden in x-Richtung} \end{array} \quad (4.2)$$

Tabelle 4-3: Modellparameter und Bestimmtheitsmaße der mathematischen  $v_f$ -J-Beschreibungsmodelle von Inconel 718 und Ti-6Al-4V

	<b>Inconel 718</b>	<b>Ti-6Al-4V</b>
a	0,00343	0,00127
b	-2,57866	-12,04877
R <sup>2</sup>	0,99859	0,99744

Mit Bestimmtheitsmaßen > 0,99 geben beide Modelle den Verlauf der Datenpunkte sehr gut wieder. Das negative Vorzeichen der Konstante b indiziert eine Verschiebung der Geraden um den Betrag von b in positive x-Richtung. Der Betrag von b entspricht dabei der Mindeststromdichte  $J_{min}$ . Daraus wird ersichtlich, dass zur Bearbeitung von Inconel 718 eine um den Faktor fünf geringere Mindeststromdichte aufgebracht werden muss als zur Bearbeitung von Ti-6Al-4V. Weiterhin ist die Steigung der  $v_f$ -J-Kennlinie von Inconel 718 um den Faktor drei größer als die Steigung der Ti-6Al-4V-Kennlinie. Das bedeutet, dass die transpassive Auflösung der Inconel 718-Proben nach dem Überwinden der Mindeststromdichte dreimal so schnell vonstattengeht als die Auflösung der Ti-6Al-4V-Proben. Um diese Unterschiede im Auslöungsverhalten der beiden Materialien verstehen zu können, folgen im späteren Verlauf dieses Kapitels mikroskopische Analysen der bearbeiteten Probenoberflächen.

SMR<sub>prakt</sub>-J-Materialkennlinien

Durch Umstellen der Formel (4.1) lässt sich die Abhängigkeit der spezifischen Mas- senabtragsrate von der Stromdichte theoretisch wie folgt beschreiben:

$$SMR_{theo} = \frac{\rho \cdot v_f}{f \cdot t_{on}} \cdot \frac{1}{J - J_{min}} \quad (4.3)$$

Die umgekehrt proportionale Beziehung zwischen SMR<sub>theo</sub> und J lässt eine Abnahme der Abtragsleistung mit steigender Stromdichte vermuten. Dass dies in der Praxis al- lerdings nicht so ist, lässt sich bereits aus den Ergebnissen in Abbildung 4-6 ableiten, aus denen ein Zuwachs der Auflösungsgeschwindigkeit und damit der Abtragsleistung mit zunehmender Stromdichte hervorgeht. Dieses Verhalten wird dementsprechend auch in den SMR<sub>prakt</sub>-J-Materialkennlinien in Abbildung 4-7 ersichtlich. Nach Über- schreiten der Mindeststromdichte steigt die Abtragsleistung an, da der Anteil an ab- tragsunwirksamen Nebenreaktionen zurückgeht, die im unteren Stromdichtebereich noch für den Großteil des Stromverbrauchs verantwortlich sind.

Die Messdaten lassen sich durch eine hyperbolische Tangens-Funktion modellieren. Zum ersten Mal in [DeAM00] zur Modellierung der Stromdichte-Wirkungsgrad-Bezie- hung vorgeschlagen, beschreibt diese Funktion die Verteilung der Messwerte am bes- ten, da die SMR<sub>prakt</sub>-Werte mit zunehmender Stromdichte hyperbolisch ansteigen und sich asymptotisch ihrem Maximalwert annähern. Das verwendete Beschreibungs- modell wird in Formel (4.4), die zugehörigen Modellparameter und Bestimmtheitsmaße in Tabelle 4-4 aufgeführt.

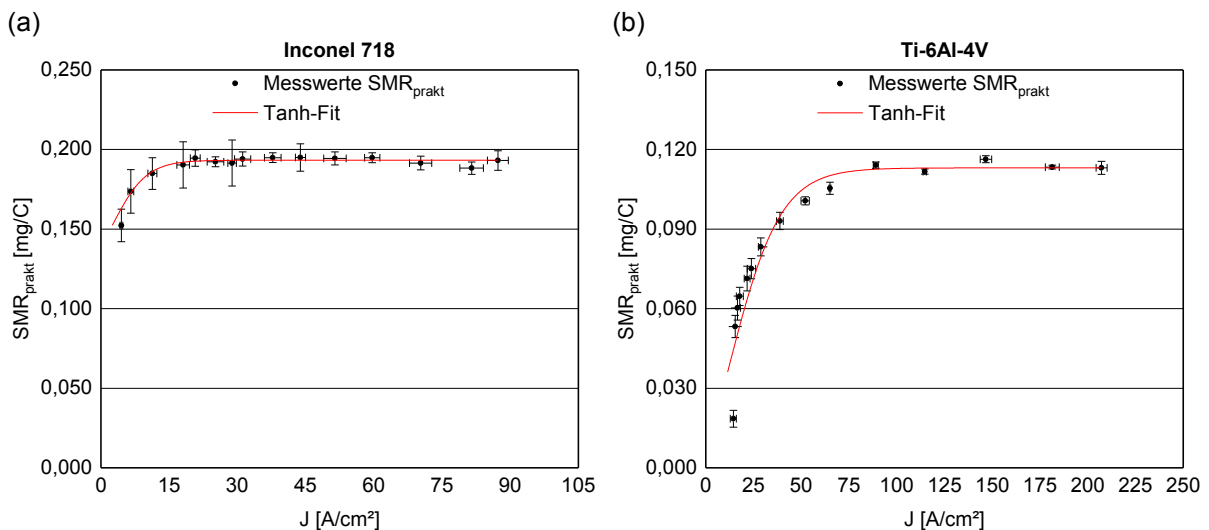


Abbildung 4-7: SMR<sub>prakt</sub>-J-Materialkennlinien als Ergebnisse der Stirnspaltversuche. (a) SMR<sub>prakt</sub>-J-Materialkennlinie von Inconel 718, (b) SMR<sub>prakt</sub>-J-Materialkennlinie von Ti-6Al-4V

$$SMR_{prakt} = a \cdot \tanh(b \cdot (J+c)) + d \quad (4.4)$$

*a*: Skalierungsfaktor der y-Achse  
*b*: Skalierungsfaktor der x-Achse  
*c*: Verschiebung der Hyperbel in x-Richtung  
*d*: Verschiebung der Hyperbel in y-Richtung

Tabelle 4-4: Modellparameter und Bestimmtheitsmaße der mathematischen SMR<sub>prakt</sub>-J-Beschreibungsmodelle von Inconel 718 und Ti-6Al-4V

	<b>Inconel 718</b>	<b>Ti-6Al-4V</b>
a	0,04113	0,07525
b	0,13325	0,03705
c	-2,46938	-12,1051
d	0,15219	0,03783
R <sup>2</sup>	0,95003	0,90554

Mit Bestimmtheitsmaßen > 0,90 entsprechen beide Modelle sehr gut den Datenpunktverteilungen. Da die Skalierungsfaktoren a und b Werte kleiner eins annehmen, sind beide Funktionsgraphen in y- und x-Richtung gestaucht. Der Modellparameter c indiziert wiederum die Mindeststromdichte und stimmt gut mit den Werten in Tabelle 4-3 überein. Das positive Vorzeichen des Parameters d ergibt eine Verschiebung der Graphen um den Betrag von d in positive y-Richtung.

### s-J-Materialkennlinien

Der theoretische Zusammenhang zwischen dem Arbeitsspalt und der Stromdichte kann, abgeleitet aus Formel (2.20), wie folgt beschrieben werden:

$$s = \sigma_{el} \cdot (U - U_{pol}) \cdot \frac{1}{J} \quad (4.5)$$

Die umgekehrt proportionale Beziehung zwischen s und J wird durch den typischen hyperbolischen Abfall der Spaltweite mit steigender Stromdichte in Abbildung 4-8 gezeigt. Der Einfluss der durch abtragsunwirksame Nebenreaktionen gebildeten Deckschichten auf die Spaltentwicklung geht über die Polarisationsspannung in die Formel ein. Phänomenologisch lässt sich die Abnahme der Spaltweite mit zunehmender Stromdichte dadurch erklären, dass die Stromdichte in den Stirnspaltversuchen mithilfe der Vorschubgeschwindigkeit gesteuert wird. Dabei werden hohe Stromdichten durch hohe Vorschubeinstellungen hervorgerufen. Konsequenterweise sinkt die Spaltweite unter konstanten Randbedingungen mit steigender Vorschubgeschwindigkeit.

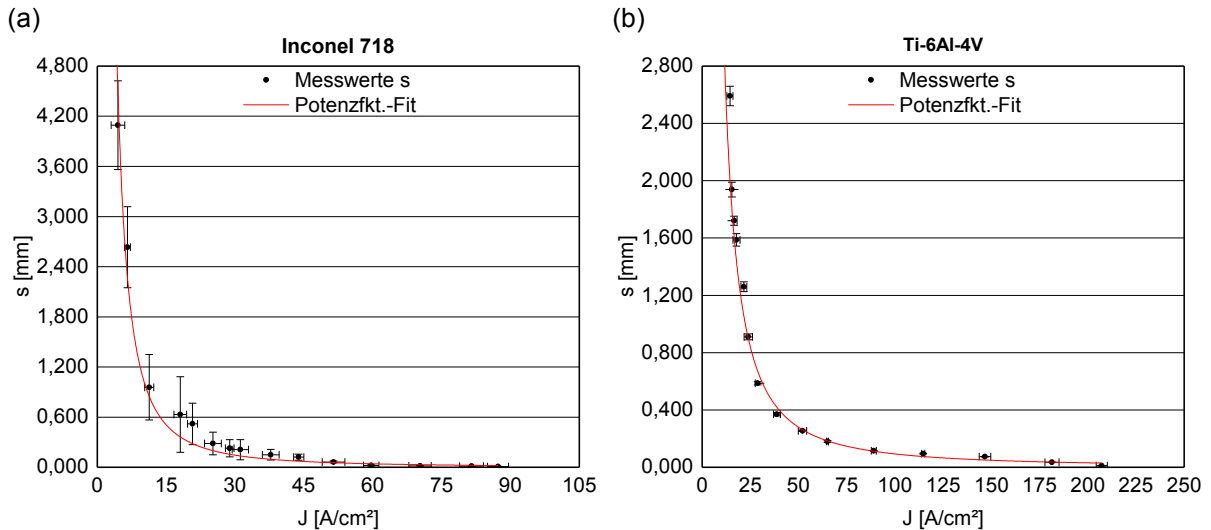


Abbildung 4-8: s-J-Materialkennlinien als Ergebnisse der Stirnspaltversuche. (a) s-J-Materialkennlinie von Inconel 718, (b) s-J-Materialkennlinie von Ti-6Al-4V

Die in Abbildung 4-8 dargestellten Messpunkte lassen sich mithilfe einer Potenzfunktion der Form:

$$s = a \cdot J^b \quad \begin{array}{l} a: \text{Skalierungsfaktor} \\ b: \text{Dämpfungsterm} \end{array} \quad (4.6)$$

beschreiben. Die Parameter und Bestimmtheitsmaße der Beschreibungsmodelle werden in Tabelle 4-5 aufgeführt.

Tabelle 4-5: Modellparameter und Bestimmtheitsmaße der mathematischen s-J-Beschreibungsmodelle von Inconel 718 und Ti-6Al-4V

	Inconel 718	Ti-6Al-4V
a	68,76231	138,24291
b	-1,81223	-1,58585
R <sup>2</sup>	0,86947	0,97115

Mit Bestimmtheitsmaßen  $> 0,86$  geben beide Modelle den Verlauf der Datenpunkte gut wieder. Da der Skalierungsfaktor  $a$  Werte größer eins annimmt, sind die Funktionsgraphen gestreckt. Aus Formel (4.5) geht hervor, dass der Dämpfungsterm negativ sein muss. Das negative Vorzeichen von  $b$  sorgt dafür, dass die Funktionsgraphen hyperbolisch fallen und sich asymptotisch der x-Achse nähern. Anhand dieses Funktionsverlaufs wird deutlich, dass die Kurzschlussgefahr mit steigender Stromdichte zunimmt.



### R<sub>z</sub>-J-Materialkennlinien

Die Ergebnisse der Rauheitsvermessungen werden in Abbildung 4-9 über den zugehörigen Stromdichten dargestellt. Es ist deutlich erkennbar, dass bei beiden Werkstoffen die gemittelte Rautiefe mit steigender Stromdichte hyperbolisch sinkt. Da die Oberflächenausbildung beim ECM stark vom spezifischen Auflösungsverhalten des Werkstoffs bestimmt wird, folgt die Verteilung der R<sub>z</sub>-J-Datenpunkte keiner theoretischen Beziehung. Aus diesem Grund wird hier auf eine mathematische Anpassung der Daten verzichtet.

An dieser Stelle muss bedacht werden, dass bei der taktilen Messung der Oberflächenrauheit nur ein sehr begrenzter Teil der Probenoberfläche erfasst wird. Zur Vermeidung einer falschen Beurteilung der Oberflächengüte wird die Oberflächenausbildung daher in der Folge zusätzlich anhand optischer Untersuchungen der bearbeiteten Probenoberflächen in Form von REM-Aufnahmen und EDX-Messungen analysiert und qualitativ modelliert.

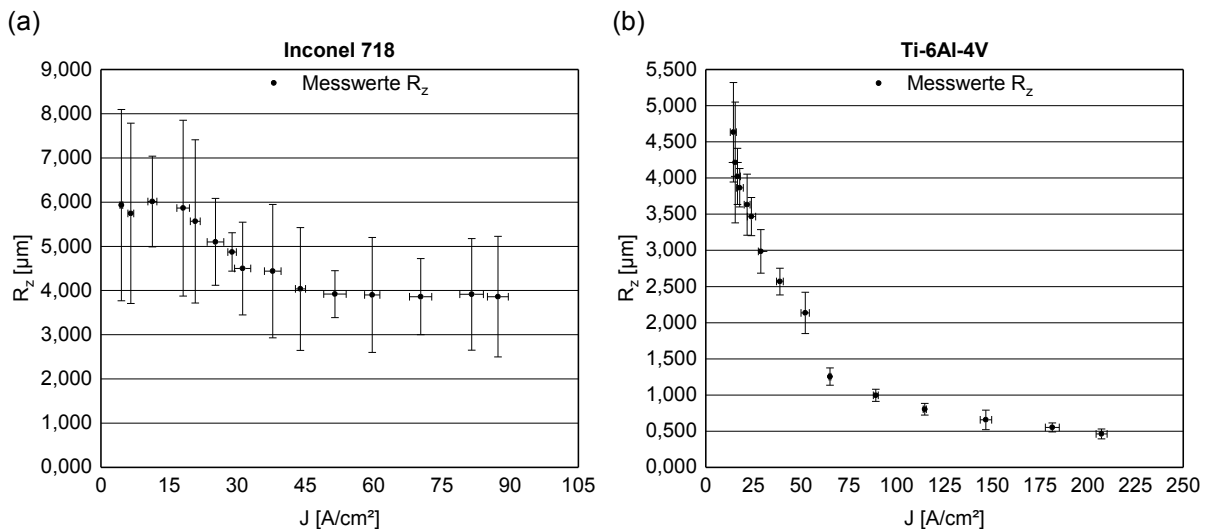


Abbildung 4-9: R<sub>z</sub>-J-Materialkennlinien als Ergebnisse der Stirnspaltversuche.  
 (a) R<sub>z</sub>-J-Materialkennlinie von Inconel 718, (b) R<sub>z</sub>-J-Materialkennlinie von Ti-6Al-4V

### *Inconel 718*

In Abbildung 4-10 werden REM-Aufnahmen der Oberflächen von Inconel-718-Proben gezeigt, die mit verschiedenen Stromdichten bearbeitet wurden. Die Ergebnisse der EDX-Flächenscans der zugehörigen Bildbereiche (Analysefläche ca. 600  $\mu\text{m}$  x 400  $\mu\text{m}$ ) werden in Tabelle 4-6 aufgelistet.

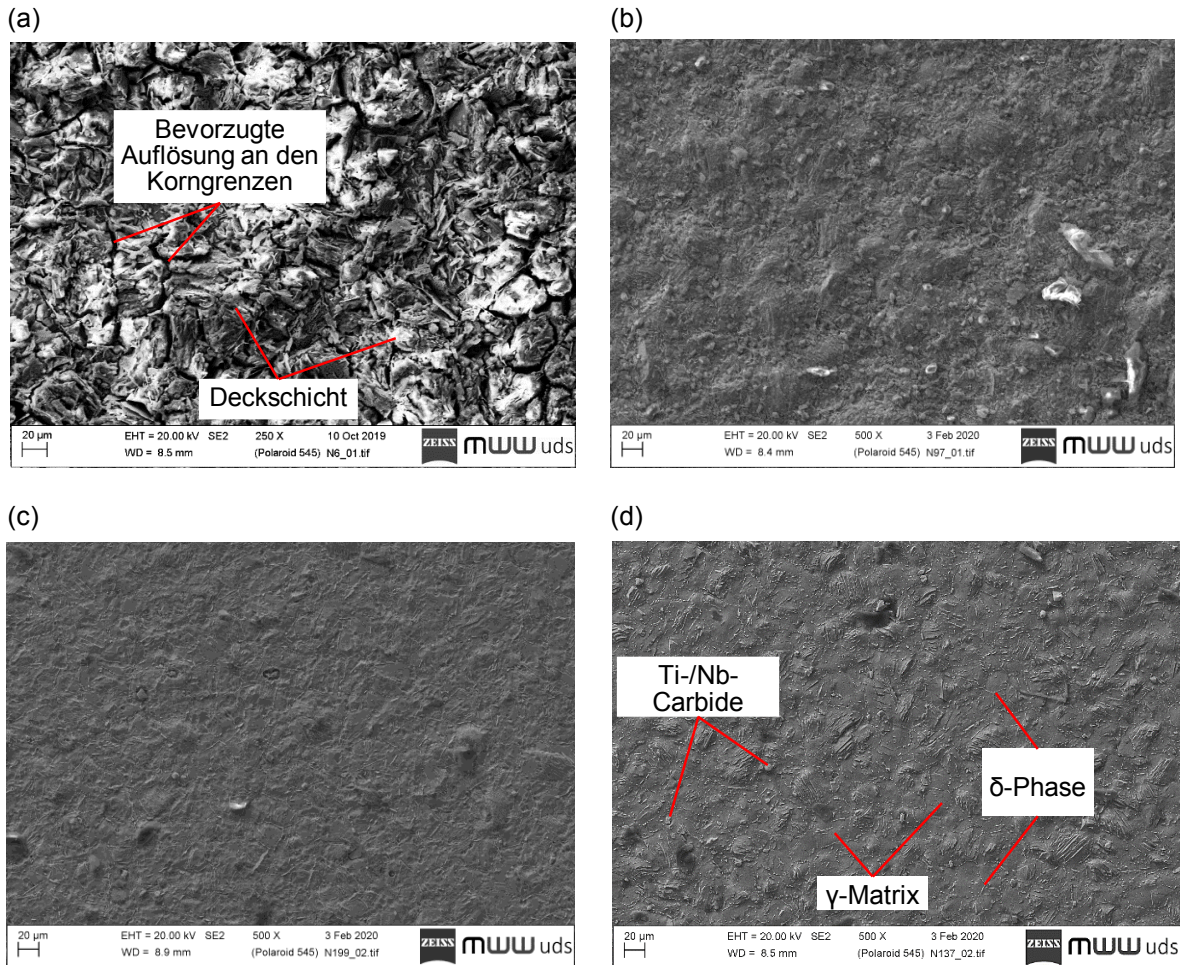


Abbildung 4-10: REM-Aufnahmen der Inconel 718-Probenoberflächen nach der Bearbeitung mit unterschiedlichen Stromdichten. 500-fach vergrößerte SE-Bilder als Draufsicht.

(a)  $J = 5 \text{ A/cm}^2$ , (b)  $J = 43 \text{ A/cm}^2$ , (c)  $J = 60 \text{ A/cm}^2$ , (d)  $J = 87 \text{ A/cm}^2$

Nach der Bearbeitung mit einer Stromdichte von  $5 \text{ A/cm}^2$  ist auf der Probenoberfläche eine dicke, schwarze Deckschicht zu erkennen, vgl. Teilbild (a). Diese ist allerdings nur schwach an das Grundmaterial angebunden und kann leicht mithilfe eines weichen Tuchs entfernt werden. Das zugehörige EDX-Spektrum in Tabelle 4-6 zeigt, dass die Gehalte der Elemente Nb, Ti, O und C auf der Probenoberfläche deutlich höher sind, als im Referenzspektrum des Grundgefüges aus Kapitel 3. Die schwarze Deckschicht besteht demnach größtenteils aus Ti-/Nb-Oxiden und Ti-/Nb-Carbiden. Die Ergebnisse stehen damit in Einklang mit den Untersuchungsergebnissen von [WZWZ15], die in Kapitel 2.4.1 beschrieben wurden. Darüber hinaus ist in Teilbild (a) erkennbar, dass der elektrochemische Angriff bevorzugt an den Korngrenzen einsetzt.

Anhand der REM-Bilder wird deutlich, dass die Deckschicht mit steigender Stromdichte zunehmend entfernt und das Grundgefüge freigelegt wird. Dadurch werden die lamellenförmige  $\delta$ -Phase sowie die blockartigen Ti-/Nb-Carbide ersichtlich, die sich an

Tabelle 4-6: Ergebnisse der EDX-Flächenscans der in Abbildung 4-10 gezeigten Oberflächenbereiche der Inconel 718-Proben

	Bild (a) J = 5 A/cm <sup>2</sup>	Bild (b) J = 43 A/cm <sup>2</sup>	Bild (c) J = 60 A/cm <sup>2</sup>	Bild (d) J = 87 A/cm <sup>2</sup>	Referenzspektrum (EDX-Flächenscan Grundgefüge)
Ni-Gehalt [gew-%]	41,83 ± 0,67	47,10 ± 0,63	49,54 ± 0,66	51,08 ± 0,39	51,59 ± 0,47
Cr-Gehalt [gew-%]	5,33 ± 0,25	10,04 ± 0,26	17,18 ± 0,36	18,46 ± 0,36	19,02 ± 0,28
Nb-Gehalt [gew-%]	13,00 ± 0,66	12,42 ± 0,64	6,25 ± 0,42	4,34 ± 0,49	4,51 ± 0,34
Ta-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-	-
Mo-Gehalt [gew-%]	2,51 ± 0,57	2,38 ± 0,55	2,56 ± 0,51	2,73 ± 0,51	3,16 ± 0,36
Ti-Gehalt [gew-%]	2,72 ± 0,17	2,36 ± 0,16	1,10 ± 0,14	1,05 ± 0,12	1,07 ± 0,10
Co-Gehalt [gew-%]	-	-	0,3 ± 0,19	0,44 ± 0,22	0,45 ± 0,19
Al-Gehalt [gew-%]	1,22 ± 0,13	0,86 ± 0,12	0,46 ± 0,10	0,57 ± 0,12	0,92 ± 0,12
Fe-Gehalt [gew-%]	4,62 ± 0,25	5,51 ± 0,27	16,62 ± 0,38	17,07 ± 0,39	19,28 ± 0,31
O-Gehalt [gew-%]	19,84 ± 0,54	12,61 ± 0,66	3,91 ± 0,33	2,82 ± 0,36	-
C-Gehalt [gew-%]	8,93 ± 0,65	6,72 ± 0,77	2,08 ± 0,73	1,44 ± 0,70	-
B-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-	-

den Korngrenzen der  $\gamma$ -Matrix ausgeschieden haben. Trotz allem bleibt die Probenoberfläche auch nach der Bearbeitung mit der höchsten Stromdichte matt dunkel verfärbt, was darauf schließen lässt, dass eine dünne Deckschicht auf der Probe verbleibt.

In den EDX-Spektren zeigt sich diese Beobachtung in einer Annäherung der chemischen Zusammensetzung der Probenoberfläche an die Grundzusammensetzung. Dabei steigen die Gehalte der Hauptlegierungselemente Ni, Cr und Fe erheblich an, während die Gehalte an Nb, Ti, O und C deutlich sinken. Nichtsdestoweniger ist auch hier im Spektrum des Teilbilds (d) ein Rest an O zu erkennen, sodass die Vermutung gestützt werden kann, dass selbst bei hohen Stromdichten eine dünne Oxidschicht auf der Probenoberfläche verbleibt.

Anhand von Querschliffbildern soll in der Folge das elektrochemische Auflösungsverhalten von Inconel 718 in der Randzone untersucht werden. In Abbildung 4-11 wird das Auflösungsverhalten einer Probe, die mit  $J = 6 \text{ A/cm}^2$  bearbeitet wurde, veranschaulicht. In Teilbild (a) sind analog zu Abbildung 4-10 (d) neben der  $\gamma$ -Phase lamellenförmige  $\delta$ -Phasen sowie blockartige Ti-/Nb-Carbide zu erkennen, die sich an den Korngrenzen der Matrix ausgeschieden haben.

In Abbildung 4-11 (b) wird ersichtlich, dass die  $\gamma$ -Matrix bevorzugt aufgelöst wird, wohingegen die  $\delta$ -Phase nicht angegriffen wird und dadurch aus der Probenoberfläche herausragt. Während der Bearbeitung findet ein progressives Zurücksetzen der Matrix statt, bis ein Punkt erreicht wird, an dem die Anbindungskraft der  $\delta$ -Partikel an die Matrix nicht mehr ausreicht, um der mechanischen Einwirkung des Spüldrucks entgegenzuwirken. In der Folge werden die  $\delta$ -Partikel herausgespült und hinterlassen Gräben in der Probenoberfläche. Im Zusammenspiel mit den herausragenden  $\delta$ -Partikeln sorgen diese Gräben für die gemessenen hohen Oberflächenrauheitswerte. Wie in den Teilbildern (c) und (d) gezeigt wird, lassen sich diese Phänomene an vielen weiteren Stellen an der Probenoberfläche wahrnehmen. Diese Beobachtungen bestätigen die Untersuchungsergebnisse in [ZhYZ18].

Der Grund für das inhomogene Auflösungsverhalten ist vermutlich in den unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen der Phasen zu sehen, die die Art und Struktur der auf den einzelnen Phasen gebildeten Deckschichten und damit die lokale Stromdichteverteilung auf der Oberfläche bestimmen. Wie die EDX-Analysen gezeigt haben, ist die  $\delta$ -Phase reich an Nb. Nb ist als sehr korrosionsbeständiges Metall bekannt. Diese bemerkenswerte Korrosionsbeständigkeit ist auf das Vorhandensein von festhaftenden, dichten Oxidschichten auf der Nb-Oberfläche zurückzuführen, die nahezu über den gesamten Potential- und pH-Bereich thermodynamisch stabil sind [Lyon09]. Daraus lässt sich die Hypothese ableiten, dass sich auf der  $\delta$ -Phase eine dichte, festhaftende Oxidschicht bildet, die die elektrochemische Auflösung behindert, während sich auf der  $\gamma$ -Matrix eine poröse, locker haftende Oxidschicht ausbildet, die leicht aufgebrochen werden kann. Die unterschiedliche Natur der gebildeten Deckschichten ruft eine lokale Erhöhung der Stromdichte an der  $\gamma/\delta$ -Phasengrenze hervor,

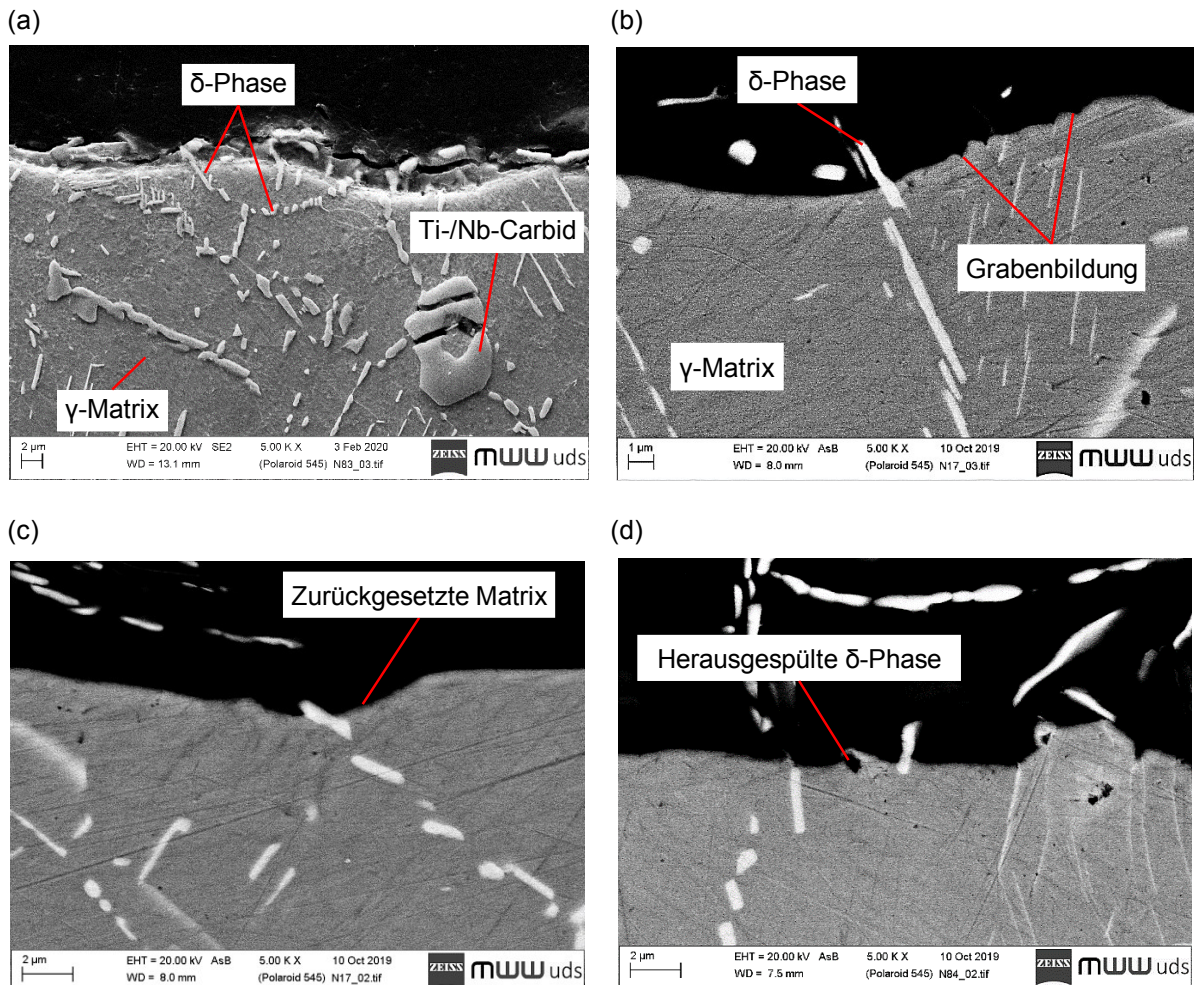


Abbildung 4-11: Im Randbereich auftretende Phänomene einer Inconel 718-Probe, die mit  $J = 6 \text{ A/cm}^2$  bearbeitet wurde. (a) 5.000-fach vergrößertes SE-Bild als Übersicht. (b) - (d) 5.000-fach vergrößerte RE-Bilder

wie sie in Abbildung 2-25 schematisch gezeigt wurde. Diese inhomogene Stromdichteverteilung sorgt für einen verstärkten Abtrag der  $\gamma$ -Phase an der Phasengrenze. Da die  $\delta$ -Partikel überwiegend an den Korngrenzen der  $\gamma$ -Matrix ausgeschieden sind, erklärt dies, warum die elektrochemische Auflösung bevorzugt an den Korngrenzen beginnt, vgl. Abbildung 4-10 (a). Mit fortschreitender Bearbeitungsdauer werden die  $\delta$ -Partikel immer weiter freigelegt, bis sie schließlich durch den Elektrolyten herausgespült werden. Diese Ergebnisse bekräftigen auch die in Kapitel 4.2.2 formulierte Vermutung, dass das inhomogene Auflösungsverhalten der in Inconel 718 enthaltenen Phasen neben dem Einfluss auf die Oberflächengüte auch einen entscheidenden Einfluss auf die Ergebnisse der Spaltvermessung nehmen. Wie in Abbildung 4-12 schematisch dargestellt wird, hängt das Ergebnis der Spaltvermessung von den lokalen Verhältnissen an der Probenoberfläche ab. Da der Arbeitsspalt mithilfe eines Antastvorgangs der Kathode vermessen wird, können, je nach Verteilung der  $\delta$ -Partikeln an der Probenoberfläche, trotz gleicher Prozessbedingungen unterschiedliche Spaltweiten gemessen werden.

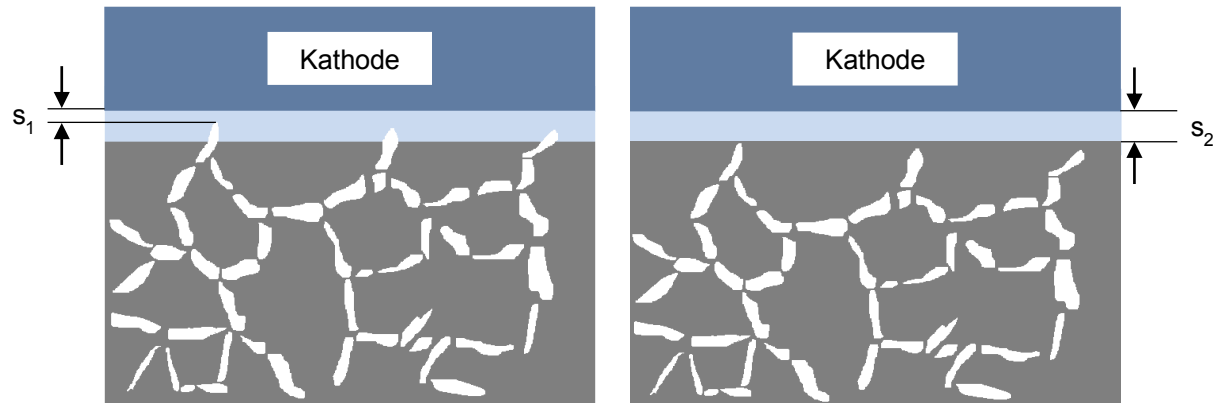


Abbildung 4-12: Einfluss der  $\delta$ -Phasenverteilung auf die Spaltvermessung, ähnlich zu [Webe16]

In Abbildung 4-13 werden Randzonen von Inconel 718-Proben aufgeführt, die mit unterschiedlichen Stromdichten bearbeitet wurden. Hierbei wird in den Teilbildern (b) - (d) ersichtlich, dass bei hohen Stromdichten die Zahl der aus der Probenoberfläche herausstehenden  $\delta$ -Partikel stark abnimmt. Diese Beobachtung legt die Vermutung nahe, dass die dichte Oxidschicht, die sich auf den  $\delta$ -Partikeln bildet, bei hohen

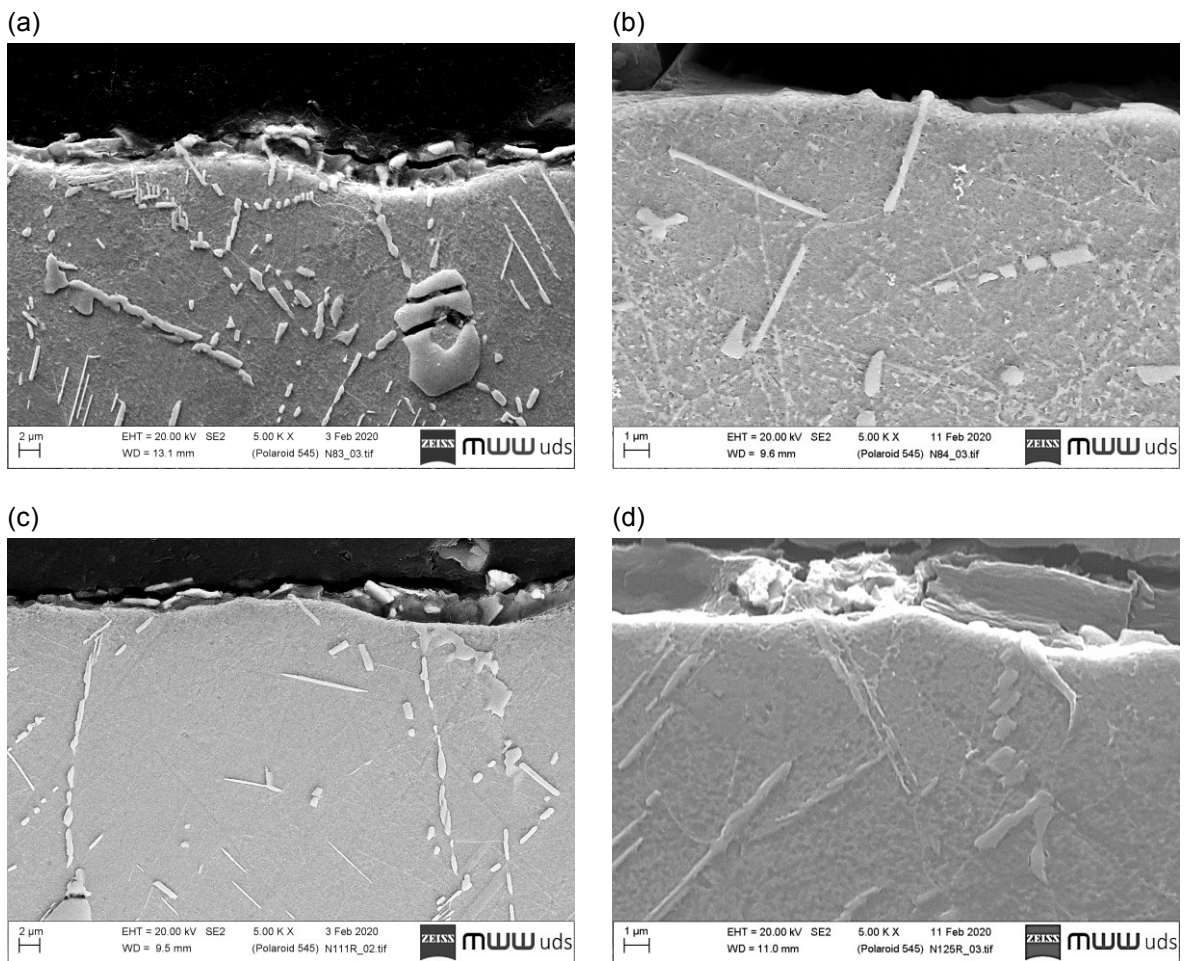


Abbildung 4-13: REM-Aufnahmen der Randzonen der Inconel 718-Proben nach der Bearbeitung mit unterschiedlichen Stromdichten. 5.000-fach vergrößerte SE-Bilder der Querschliffe.  
 (a)  $J = 6 \text{ A/cm}^2$ , (b)  $J = 42 \text{ A/cm}^2$ , (c)  $J = 62 \text{ A/cm}^2$ , (d)  $J = 86 \text{ A/cm}^2$

Stromdichten aufgebrochen und die  $\delta$ -Phase infolge dessen elektrochemisch aufgelöst werden kann. Diese Vermutung lässt sich auch durch den sinkenden Verlauf der  $R_z$ -Werte mit steigender Stromdichte in Abbildung 4-9 (a) stützen. Das vergleichsweise schwache Absinken der Werte in Abhängigkeit der Stromdichte und insbesondere die dabei auftretenden hohe Messstreuung lässt dennoch darauf schließen, dass das Auflösungsverhalten von Inconel 718 auch bei hohen Stromdichten inhomogen bleibt. Die  $\gamma$ -Matrix wird weiterhin bevorzugt aufgelöst, da der dafür notwendige Energiebedarf aufgrund der porösen Natur der darauf gebildeten Deckschicht, deutlich geringer ist.

Ausgehend von den Ergebnissen der mikroskopischen Untersuchungen wird in Abbildung 4-14 ein qualitatives Modell des Auflösungsprozesses und damit der Oberflächenausbildung von Inconel 718 bei der gepulsten elektrochemischen Bearbeitung in  $\text{NaNO}_3$  erstellt.

Vor dem Beginn der elektrochemischen Bearbeitung befindet sich eine oxidische Deckschicht auf der Inconel 718-Probenoberfläche. Aufgrund der Tatsache, dass die Metallauflösung bereits bei sehr geringen Stromdichten mit vergleichsweise hoher Abtragsrate beginnt, kann man sich diese Deckschicht modellhaft als poröse Schicht vorstellen (a). Die Metallauflösung der  $\gamma$ -Matrix setzt in der Folge durch die Poren der Deckschicht ein, und die selektive Metallauflösung beginnt (b). Parallel zur einsetzenden Metallauflösung wird gasförmiger Sauerstoff auf der Probenoberfläche gebildet. Mit steigender Stromdichte überwiegt die Metallauflösung deutlich gegenüber der Sauerstoffbildung, und es bilden sich nach und nach immer mehr Abtragsprodukte auf der Oberfläche. Sobald die  $\delta$ -Partikel an der Probenoberfläche freigelegt sind und mit der Elektrolytlösung in Kontakt kommen, bildet sich eine dichte, festhaftende Deckschicht auf der Oberfläche der  $\delta$ -Partikel (c). Diese Deckschicht schützt die  $\delta$ -Partikel vor der elektrochemischen Auflösung. Die  $\delta$ -Partikel erscheinen dadurch elektrochemisch edler als die umliegende  $\gamma$ -Matrix, und die elektrischen Feldlinien werden auf die  $\gamma$ -Matrix abgelenkt, was zu einer lokalen Erhöhung der Stromdichte an den  $\gamma/\delta$ -Phasengrenzen führt. Mit fortschreitender Bearbeitungsdauer weiten sich die selektiven Auflösungsbereiche aus, wobei die Metallauflösung aufgrund der inhomogenen Stromdichteverteilung an den  $\gamma/\delta$ -Phasengrenzen schneller vonstattengeht (d). Die  $\gamma$ -Matrix wird mit fortschreitender Bearbeitungsdauer progressiv zurückgesetzt (e), bis ein Punkt erreicht wird, an dem die Anbindungskraft der  $\delta$ -Körner an die Matrix nicht mehr ausreicht, um der mechanischen Einwirkung des Spüldrucks entgegenzuwirken. In der Folge werden die  $\delta$ -Körner herausgespült und hinterlassen Gräben in der Probenoberfläche (f).

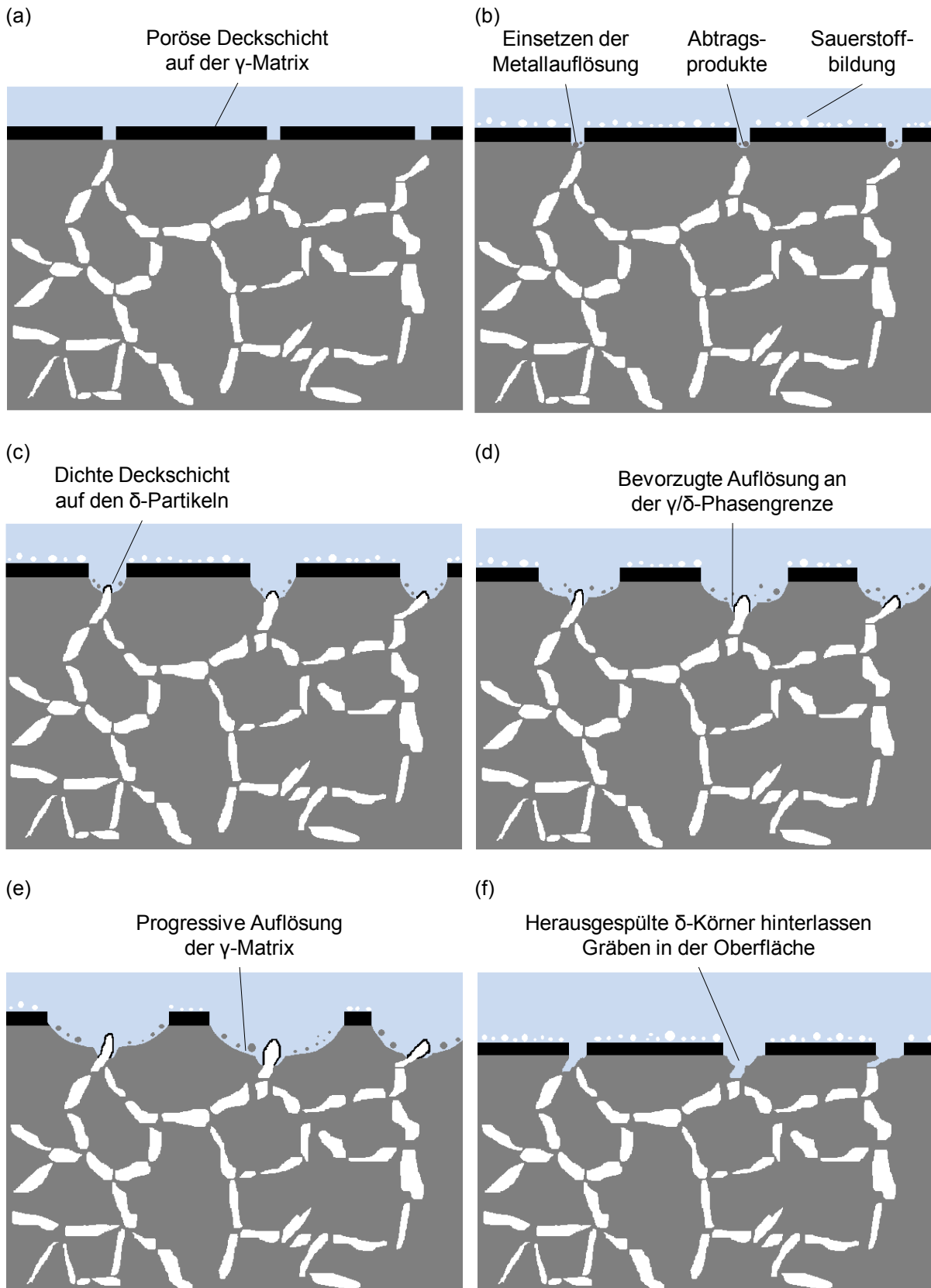


Abbildung 4-14: Qualitatives Modell zur Beschreibung des Auflösungsprozesses von Inconel 718 bei der gepulsten elektrochemischen Bearbeitung in  $\text{NaNO}_3$ , in Anlehnung an [WZWZ15]



In den Pulspausen findet eine Repassivierung der Oberfläche statt [ZTSG97]. Es ist allerdings anzunehmen, dass die neu gebildete Deckschicht nicht so stark ausgeprägt ist wie die ursprüngliche, sodass sie mit dem Einsetzen des nächsten Pulses leicht aufgebrochen werden kann. Mit zunehmender Stromdichte steht mehr Energie zum Überwinden der dichten Oxidschicht auf den  $\delta$ -Partikeln zur Verfügung. Dadurch kann diese Oxidschicht bei hohen Stromdichten aufgebrochen und die  $\delta$ -Partikel können elektrochemisch aufgelöst werden. Nichtsdestoweniger bleibt das globale Auflösungsverhalten von Inconel 718 auch bei hohen Stromdichten inhomogen. Die  $\gamma$ -Matrix wird weiterhin bevorzugt aufgelöst, da der dafür notwendige Energiebedarf aufgrund der porösen Natur der darauf gebildeten Deckschicht deutlich geringer ist.

*Ti-6Al-4V:*

Analog zum Vorgehen bei den Inconel 718-Proben werden REM-Aufnahmen und EDX-Messungen an Ti-6Al-4V-Proben durchgeführt, die in vier unterschiedlichen Stromdichtebereichen bearbeitet wurden. Bei der Bearbeitung der Ti-6Al-4V-Proben verblieb lediglich nach der Bearbeitung mit der geringsten Stromdichte von  $14 \text{ A/cm}^2$  eine ausgeprägte Deckschicht auf der Probenoberfläche, vgl. Abbildung 4-15 (a). Alle übrigen Proben zeigten nach der Bearbeitung eine metallisch glänzende, polierähnliche Oberfläche. Da die Proben für die EDX-Analyse der chemischen Zusammensetzung der bearbeiteten Oberflächen nicht geätzt werden dürfen und in diesem Fall die Gefügestruktur nicht ohne eine Ätzbehandlung sichtbar wurde, zeigen die REM-Bilder lediglich eine matt-graue Oberfläche. Aus diesem Grund werden die REM-Aufnahmen der mit hohen Stromdichten bearbeiteten Proben hier nicht gezeigt. In Tabelle 4-7 werden die Ergebnisse der EDX-Scans, die auf einer Analysefläche von ca.  $3 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$  aufgenommen wurden, aufgelistet.

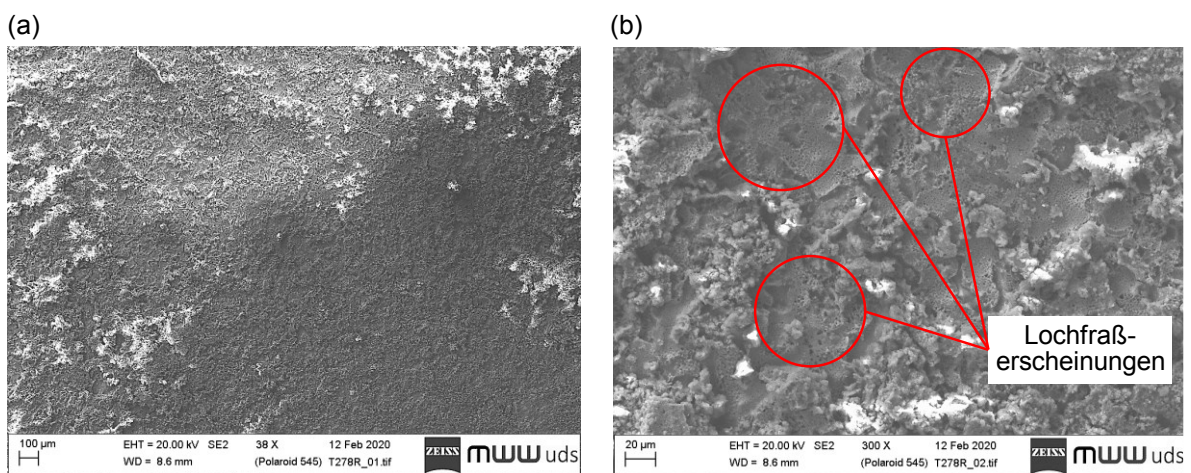


Abbildung 4-15: REM-Aufnahmen der Ti-6Al-4V-Probenoberfläche nach der Bearbeitung mit der geringsten Stromdichte von  $J = 14 \text{ A/cm}^2$ . (a) 38-fach vergrößertes SE-Bild als Draufsicht, (b) 300-fach vergrößertes SE-Bild als Draufsicht

Die Deckschicht, die sich bei der Bearbeitung mit einer Stromdichte von  $14 \text{ A/cm}^2$  gebildet hat, führt zu einer matt-schwarzen Verfärbung der Probenoberfläche. Das zugehörige EDX-Spektrum offenbart, dass der Sauerstoffgehalt an der Probenoberfläche auf Kosten der Gehalte der Hauptlegierungselemente gegenüber dem in Kapitel 3 aufgenommenen Referenzspektrum deutlich erhöht ist. Die Deckschicht setzt sich demnach überwiegend aus Ti-Oxiden zusammen. Diese Deckschicht haftet fest auf der Probenoberfläche und lässt sich weder durch ein mechanisches Abwischen noch durch eine chemische Behandlung mit verdünnter Salzsäure entfernen. Aus der ermittelten  $v_f$ -J-Materialkennlinie in Abbildung 4-6 (b) geht hervor, dass eine hohe Mindeststromdichte von ca.  $12 \text{ V}$  aufgebracht werden muss, um diese Oxidschicht aufzubrechen. Daraus lässt sich folgern, dass es sich hier um eine kompakte, dichte Deckschicht handelt. Bei genauerer Betrachtung der Deckschicht in Abbildung 4-15 (b) finden sich an mehreren Stellen auf der Probenoberfläche kleine Löcher in der Deckschicht, die an manchen Stellen bereits zu größeren Löchern angewachsen sind. Diese Beobachtung bestätigt die Untersuchungen von He und Zaytsev [HXGY18; ZZIG04] und gibt einen Hinweis auf den Auflösungsmechanismus der Ti-6Al-4V-Proben in  $\text{NaNO}_3$ , der in Form eines Lochfraß-ähnlichen Prozesses zu beginnen scheint. Diese Vermutung wird durch die Untersuchungsergebnisse von He et al. gestützt, die bei der DC-ECM-Bearbeitung von Ti-6Al-4V in  $\text{NaNO}_3$  einen Lochfraß-basierten Auflösungsmechanismus erkannten [HXGY18]. Mit steigender Stromdichte sinkt der Sauerstoffgehalt stark ab, und die chemische Zusammensetzung der Probenoberfläche nähert sich zunehmend der Referenzzusammensetzung.

Tabelle 4-7: Ergebnisse der EDX-Flächenscans der in Abbildung 4-15 gezeigten Oberflächenbereiche der Ti-6Al-4V-Proben

	J = 14 A/cm <sup>2</sup>	J = 90 A/cm <sup>2</sup>	J = 150 A/cm <sup>2</sup>	J = 203 A/cm <sup>2</sup>	Referenzspektrum (EDX-Flächenscan Grundgefüge)
Al-Gehalt [gew-%]	1,25 ± 0,05	4,86 ± 0,08	4,83 ± 0,08	4,79 ± 0,09	5,94 ± 0,19
V-Gehalt [gew-%]	3,14 ± 0,13	3,63 ± 0,14	3,74 ± 0,13	3,38 ± 0,14	4,16 ± 0,32
Fe-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-	0,11 ± 0,08
O-Gehalt [gew-%]	28,69 ± 0,55	0,75 ± 0,66	0,54 ± 0,65	0,38 ± 0,67	0,12 ± 0,07
C-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-	-
N-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-	-
H-Gehalt [gew-%]	-	-	-	-	-
Ti-Gehalt [gew-%]	66,92 ± 0,45	90,76 ± 0,62	90,86 ± 0,61	91,45 ± 0,62	89,67 ± 0,35

In der Folge wird das elektrochemische Auflösungsverhalten von Ti-6Al-4V unter den gegebenen Prozessbedingungen in der Randzone untersucht. In Abbildung 4-16 werden REM-Aufnahmen der Querschliffe von Proben gezeigt, die in verschiedenen Stromdichtebereichen bearbeitet wurden. An dieser Stelle bleibt zu erwähnen, dass die hohe Zähigkeit der Ti-6Al-4V-Proben zu Schwierigkeiten bei der metallographischen Präparation führte. Diese Schwierigkeiten wirkten sich in Form von Kantenverrundungen auf die Mikroschliffe aus. Dadurch erscheinen die Probenkanten in Abbildung 4-16 etwas verschwommen. Trotz allem ist eine Beurteilung der Kantenbereiche anhand der gemachten REM-Aufnahmen möglich.

Aufgrund der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung der beiden Phasen ist eine bevorzugte Auflösung des  $\alpha$ -Titans zu erwarten.  $\alpha$ -Titan enthält signifikant höhere Anteile an Al als  $\beta$ -Titan. Unter den Hauptlegierungselementen des Werkstoffs Ti-6Al-4V weist Al das negativste Normalpotential auf und sollte demnach dafür sorgen, dass der Energiebedarf zur Auflösung der  $\alpha$ -Phase geringer ausfällt als der Energiebedarf zur Auflösung der  $\beta$ -Phase. Die bevorzugte Auflösung der  $\alpha$ -Phase konnte bspw. in [KKVA14] nachgewiesen werden, wobei die Autoren keine genaueren Angaben zu den Prozessbedingungen machen. In der vorliegenden Untersuchung kann dagegen keine bevorzugte Auflösung der  $\alpha$ -Phase detektiert werden. Wie aus Abbildung 4-16 hervorgeht, ist in allen Stromdichtebereichen ein homogenes Auflösungsverhalten im Randbereich zu beobachten.

Dieses homogene Auflösungsverhalten kann mehrere Gründe haben. Zunächst einmal können die unterschiedlichen Kristallstrukturen der Phasen der bevorzugten Auflösung des  $\alpha$ -Titans entgegenwirken. Die Packungsdichte der krz-kristallisierenden  $\beta$ -Phase ist mit 68 % geringer als die 74 %ige Packungsdichte des hdp-Gitters der  $\alpha$ -Phase. Die Einzelatome stehen also in der  $\beta$ -Phase weniger stark in Wechselwirkung und lassen sich deshalb mit einem geringeren Energieaufwand aus dem Kristallgitter herauslösen. Darüber hinaus werden die Einflüsse der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen und der verschiedenen Kristallstrukturen durch die Feinkörnigkeit des Werkstoffs sowie die Kornform und Phasenverteilung im Gefüge nivelliert. Das globulare Gefüge der Ti-6Al-4V-Proben zeichnet sich durch eine gleichmäßige Verteilung des elektrischen Feldes entlang der Korngrenzen aus. Im Zusammenspiel mit einer homogenen Phasenverteilung trägt dies zu einem einheitlichen elektrochemischen Abtrag bei. Schließlich sorgt die ausgesprochen hohe Feinkörnigkeit des Ti-6Al-4V-Gefüges dafür, dass die Unterschiede im Auflösungsverhalten der beiden Phasen nicht mehr detektiert werden können. Denn wie aus den theoretischen Ausführungen in Kapitel 2.3.4 hervorgeht, steht ein gleichmäßiges Auflösungsverhalten in direkter Beziehung zur Korngröße. Dabei gilt: Je feinkörniger das Gefüge vorliegt, desto mehr Korngrenzen befinden sich an der Werkstückoberfläche. Da Korngrenzen als Gitterdefekte angesehen werden, die eine Schwächung der interatomaren Bindungskräfte bewirken, lässt sich ein feinkörniger Werkstoff demnach gleichmäßiger auflösen als ein gröber gekörnter [Förs04].

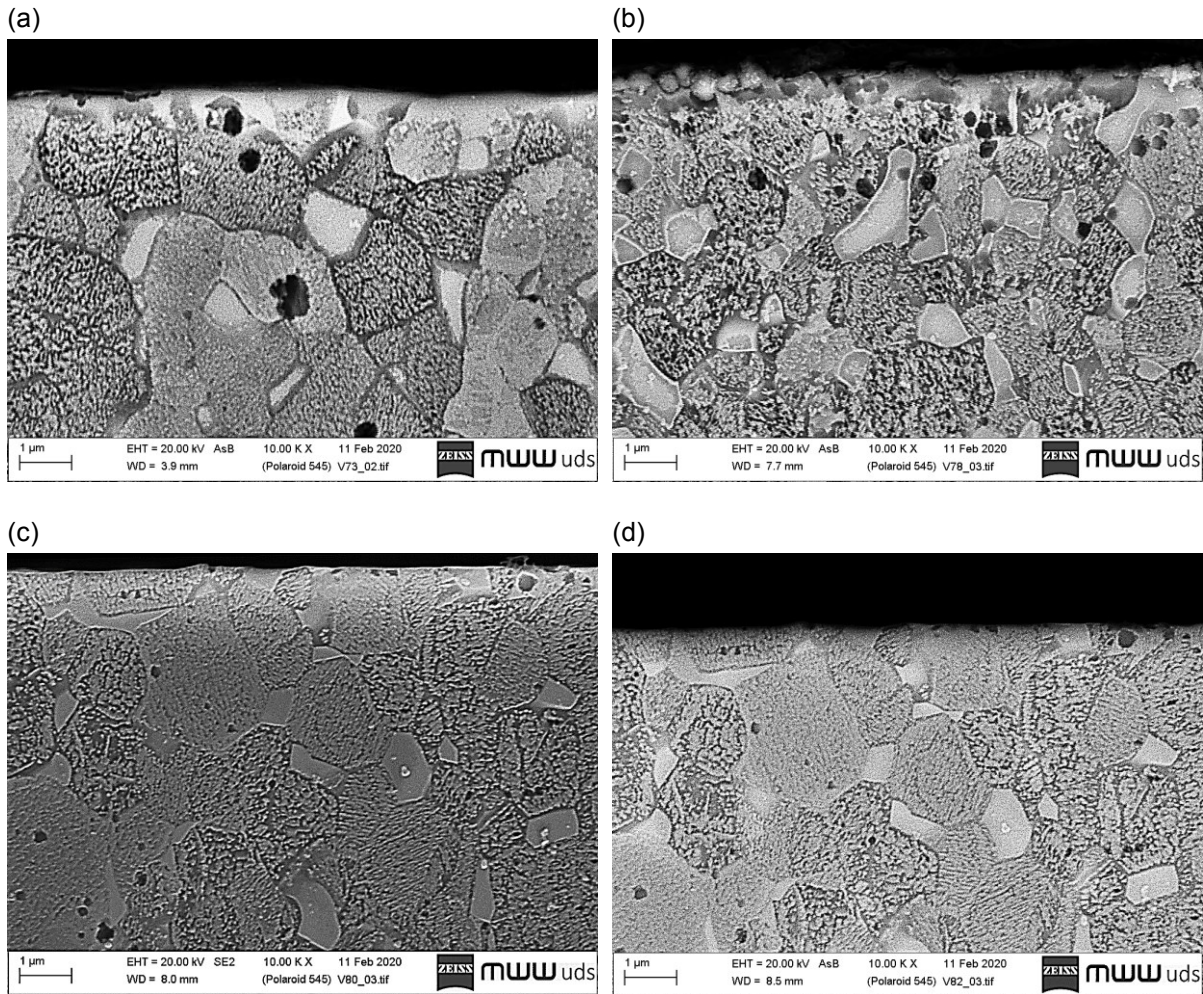


Abbildung 4-16: REM-Aufnahmen der Randzonen der Ti-6Al-4V-Proben nach der Bearbeitung mit unterschiedlichen Stromdichten. 10.000-fach vergrößerte SE- und RE-Bilder als Draufsicht.

(a)  $J = 14 \text{ A/cm}^2$ , (b)  $J = 89 \text{ A/cm}^2$ , (c)  $J = 147 \text{ A/cm}^2$ , (d)  $J = 210 \text{ A/cm}^2$

Ausgehend von den Ergebnissen der mikroskopischen Untersuchungen wird in Abbildung 4-17 ein qualitatives Modell des Auflösungsprozesses von Ti-6Al-4V bei der gepulsten elektrochemischen Bearbeitung in  $\text{NaNO}_3$  erstellt.

Vor dem Beginn der elektrochemischen Bearbeitung befindet sich eine oxidische Deckschicht auf der Oberfläche der Ti-6Al-4V-Proben (a). Da eine vergleichsweise hohe Stromdichte aufgebracht werden muss, bis die Metallauflösung merklich einsetzt, ist davon auszugehen, dass es sich hier um eine kompakte, dichte Deckschicht handelt. Bei weiterer Stromdichteerhöhung beginnt die Metallauflösung an Stellen, an denen die Oxidschicht weniger stark ausgebildet ist (b). Dadurch wird ein Lochfraß-ähnlicher Auflösungsprozess hervorgerufen. Parallel dazu wird gasförmiger Sauerstoff gebildet. Mit fortschreitender Bearbeitungsdauer kommt es zu einem progressiven Wachstum der Löcher (c und d). Dies führt dazu, dass sich die Löcher zu einem gewissen Zeitpunkt vereinen und die Metallauflösung in der Folge über der gesamten Probenoberfläche stattfindet (e). Mit fortschreitender Dauer werden die unterschiedlichen Auflösungsfortschritte nivelliert, und die weitere Auflösung verläuft über eine einheitliche Auflösungsfront (f). In den Pulspausen repassiviert die Oberfläche. Aus den

Untersuchungen in [ZZIG04] geht allerdings hervor, dass die neugebildete Deckschicht nicht so stark ausgeprägt ist wie die ursprüngliche und daher mit Einsetzen des nächsten Pulses leicht überwunden werden kann.

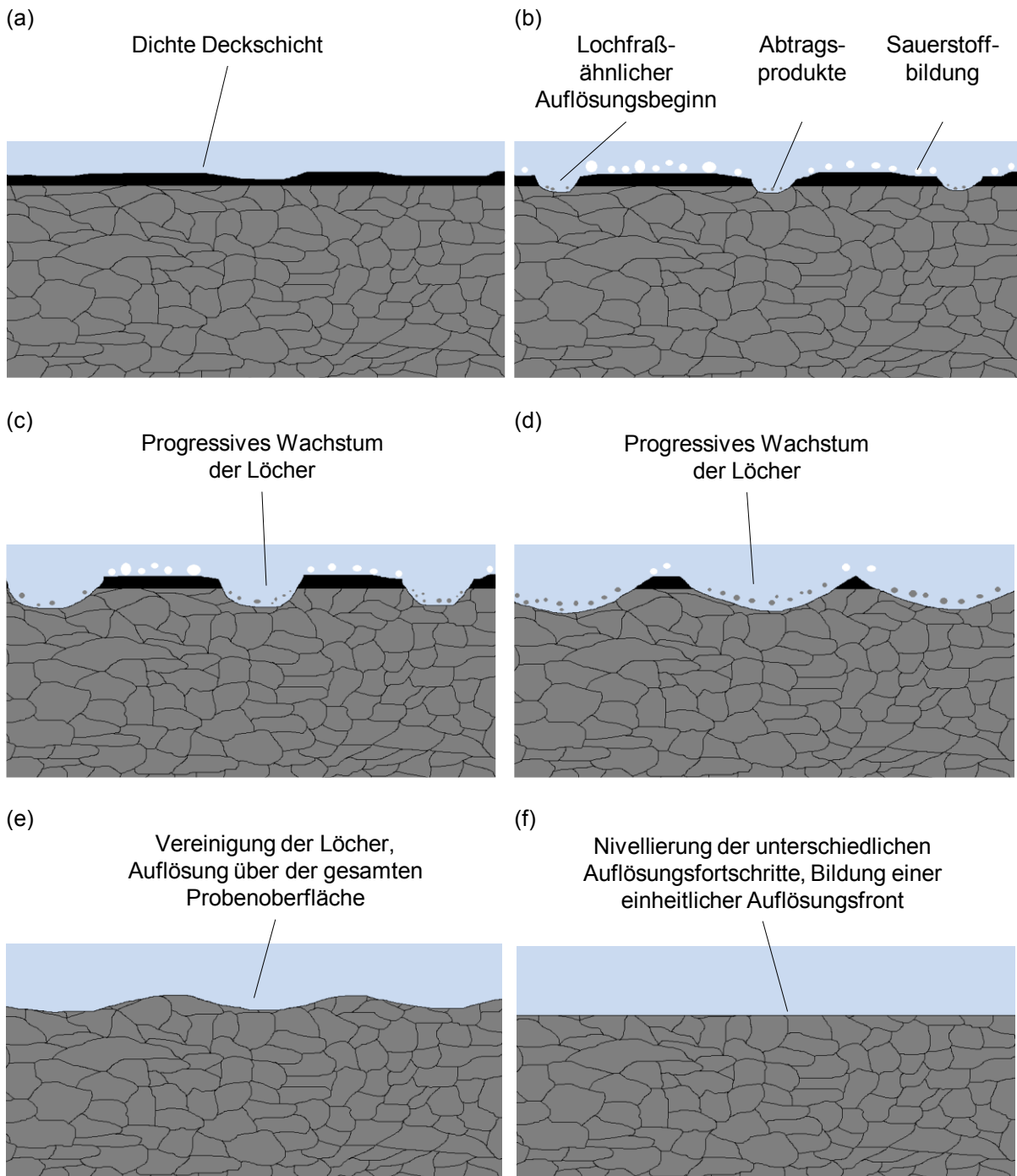


Abbildung 4-17: Qualitatives Modell zur Beschreibung des Auflösungsprozesses von Ti-6Al-4V bei der gepulsten elektrochemischen Bearbeitung in  $\text{NaNO}_3$

Anhand der mikroskopischen Untersuchungen der Auflösungsphänomene der Inconel 718- und Ti-6Al-4V-Proben ist es nun möglich, die beobachteten Unterschiede in den Materialkennlinien beider Werkstoffe phänomenologisch zu erklären. Zwar werden die beobachteten Unterschiede z.T. auch durch die unterschiedlichen Einstellparameter hervorgerufen, allerdings ist aufgrund der gravierenden Unterschiede im materialspezifischen Auflösungsverhalten davon auszugehen, dass der Werkstoff hier als entscheidende Einflussgröße angesehen werden muss. Um die unterschiedlichen Verläufe der Materialkennlinien nochmals deutlich herauszustellen, werden in Abbildung 4-18 die Kennlinien von Inconel 718 in Rot und die Kennlinien von Ti-6Al-4V in Blau direkt gegenüber gestellt.

Aus Abbildung 4-18 (a) gehen die Unterschiede in den Mindeststromdichten und den Auflösungsgeschwindigkeiten erneut deutlich hervor. Dabei lassen sich die unterschiedlichen Mindeststromdichten, die zur Auflösung der Inconel 718- und Ti-6Al-4V-Proben aufgebracht werden müssen, anhand der unterschiedlichen Natur der Deckschichten erklären, die sich unterhalb von  $J_{\min}$  auf den Probenoberflächen beider Werkstoffe bilden. Während sich auf den Inconel 718-Probenkörpern eine poröse, lo-

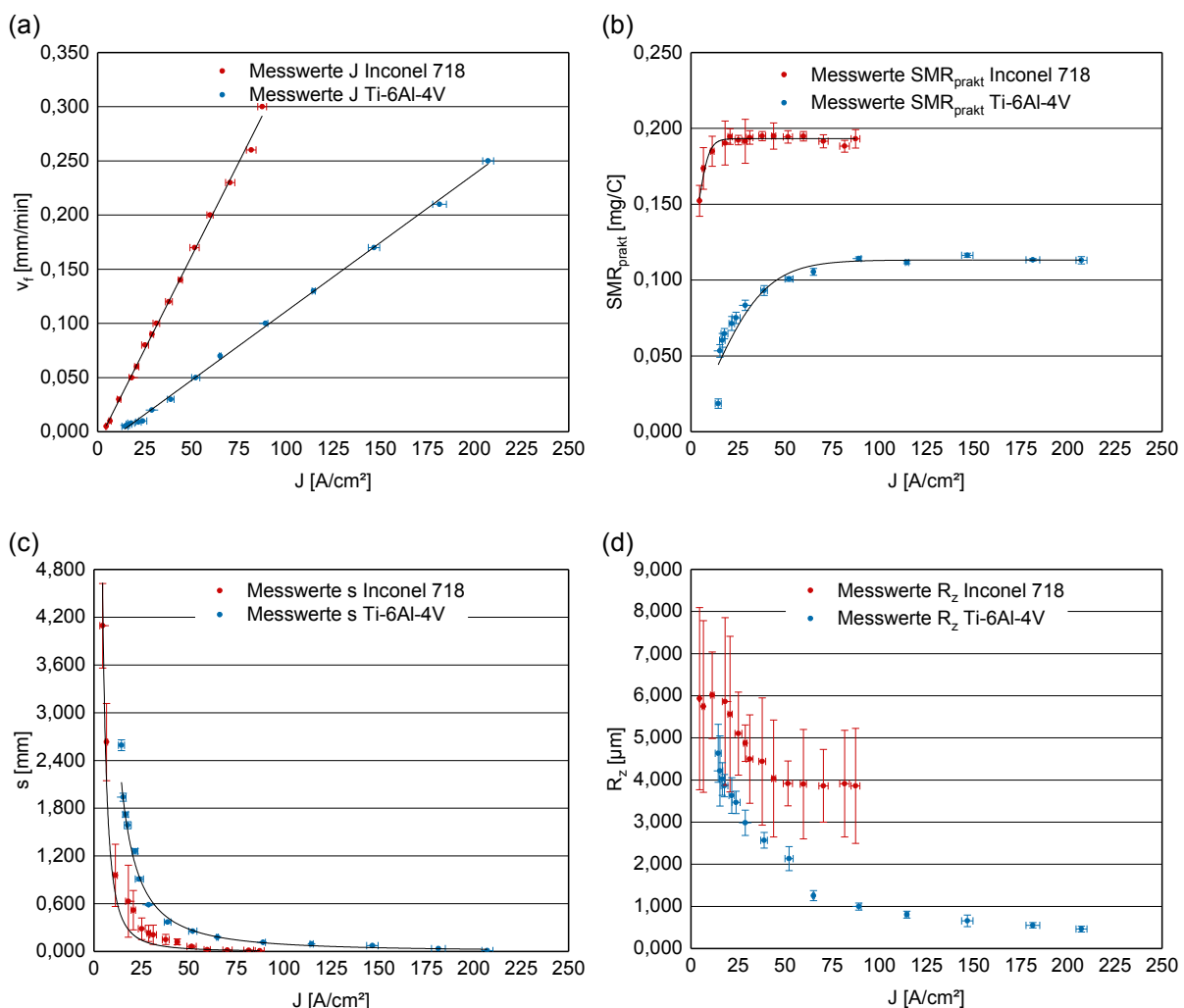


Abbildung 4-18: Direkter Vergleich der Materialkennlinien von Inconel 718 und Ti-6Al-4V. (a)  $v_t$ -J-Materialkennlinie, (b)  $SMR_{\text{prakt}}$ -J-Materialkennlinie, (c)  $s$ -J-Materialkennlinie, (d)  $R_z$ -J-Materialkennlinie

cker anhaftende Oxidschicht gebildet hat, die sich nach der Bearbeitung sehr leicht mithilfe eines weichen Tuchs beseitigen ließ, haftet die Deckschicht auf den Ti-6Al-4V-Proben derart stark, dass sie weder mechanisch noch durch eine verdünnte HCl-Lösung entfernt werden konnte. Die Bildung einer dichten, fest anhaftenden Deckschicht auf Ti-6Al-4V sorgt dafür, dass eine deutlich höhere elektrische Energie notwendig ist, um diese Deckschicht aufzubrechen und die transpassive Auslösung zu initiieren. Im Gegensatz dazu kann die poröse Deckschicht auf Inconel 718 bereits bei geringen Stromdichten effektiv aufgebrochen werden. Nach dem Überwinden der Mindeststromdichte geht die transpassive Auflösung von Inconel 718 um den Faktor drei schneller vorstatten als die Auflösung von Ti-6Al-4V. Diese Beobachtung lässt sich neben dem Einfluss der höheren Pulsbreite insbesondere durch das Herausspülen nicht aufgelöster Gefügebestandteile aus den Inconel 718-Proben erklären. Zum Abtrag dieser Partikel wird kein Strom verbraucht. Dementsprechend muss zum Erreichen einer bestimmten Auflösungsgeschwindigkeit bei der Inconel 718-Bearbeitung eine deutlich geringere Stromdichte aufgebracht werden als bei der Bearbeitung der Ti-6Al-4V-Proben, die sich im Gegensatz dazu homogen auflösen.

Der direkte Vergleich der  $SMR_{\text{prakt}}-J$ -Materialkennlinien in Abbildung 4-18 (b) bestätigt die Erkenntnisse aus dem Vergleich der  $v_f$ - $J$ -Kennlinien. Der gegenüber Ti-6Al-4V deutlich steilere Anstieg der Auflösungsgeschwindigkeit bei Inconel 718 spiegelt sich auch in deutlich höheren  $SMR_{\text{prakt}}$ -Werten wider. Des Weiteren fallen die Werte mit abnehmender Stromdichte weniger stark ab und befinden sich unmittelbar nach Überschreiten der Mindeststromdichte auf einem hohen Niveau. Auch dies lässt sich durch das Herausspülen nicht aufgelöster Partikel aus den Inconel 718-Probenkörpern erklären. Diese gehen in die Massebilanz der Proben mit ein, ohne dass sie zu einem zusätzlichen Stromverbrauch beitragen. Gemäß Formel (2.25) nimmt dadurch der  $SMR_{\text{prakt}}$ -Wert erheblich zu. Im Gegensatz dazu lösen sich die in Ti-6Al-4V enthaltenen Gefügebestandteile homogen auf. Nach dem Überschreiten der Mindeststromdichte steigt die Massenabtragsrate kontinuierlich an. Der Zuwachs der Abtragsleistung resultiert dabei zum Einen aus der Zunahme der Gesamtstromdichte und zum Anderen aus dem Teil der Stromdichte, der unterhalb von  $J_{\text{min}}$  für abtragsunwirksame Nebenreaktionen verbraucht wurde. Mit zunehmender Stromdichte verringert sich dieser Anteil, und die  $SMR_{\text{prakt}}$ -Werte nähern sich ihrem Maximalwert an [Lind77].

Aus dem Vergleich der  $s$ - $J$ -Materialkennlinien in Abbildung 4-18 (c) geht hervor, dass nach einer Bearbeitung mit gleicher Stromdichte im Fall von Inconel 718 deutlich kleinere Spaltweiten gemessen werden als bei Ti-6Al-4V. Als Grund für diese Beobachtung kann der Einfluss der nicht-löslichen Gefügebestandteile in Inconel 718 auf die Spaltvermessung angesehen werden, wie er in Abbildung 4-12 graphisch dargestellt wurde. Aufgrund der homogenen Auflösung der Ti-6Al-4V-Legierung sinken die Spaltweiten langsamer und erreichen erst bei deutlich höheren Stromdichten vergleichbar kleine Werte.

Abbildung 4-18 (d) offenbart, dass die bei Inconel 718 erreichten  $R_z$ -Werte insgesamt auf einem signifikant höheren Niveau liegen und mit steigender Stromdichte deutlich



schwächer abfallen, als dies bei Ti-6Al-4V der Fall ist. Neben den höheren Absolutwerten ist auch die Messwertstreuung bei Inconel 718 deutlich ausgeprägter. Diese Beobachtungen können wiederum allesamt durch die nicht auflösbaren Gefügebestandteile begründet werden, die aus der Randzone der bearbeiteten Inconel 718-Proben herausragen und damit zu hohen  $R_z$ -Werten beitragen. Die hohe Streuung der Messwerte kann dadurch erklärt werden, dass bei der taktilen Rauheitsmessung aufgrund des sehr kleinen Spitzenradius des Messtasters von  $2\ \mu\text{m}$  nur ein sehr begrenzter Teil der Probenoberfläche erfasst wird. Dadurch ist es möglich, dass die Messnadel des Perthometers zufällig an nicht-aufgelösten Werkstoffbestandteilen vorbeiläuft und diese nicht ins Messergebnis mit einfließen. Die sehr niedrigen  $R_z$ -Werte, die bei Ti-6Al-4V unter der Wirkung hoher Stromdichten erreicht werden können, gehen neben der homogenen Auflösung der im Werkstoff enthaltenen Phasen auch auf die Feinkörnigkeit des Gefüges zurück. Wie aus den Ausführungen in Kapitel 2.3.4 hervorgeht, wird das elektrochemische Auflösungsverhalten u.a. von der effektiven Korngrenzlänge bestimmt. Dabei gilt: Je feinkörniger das Gefüge ausgeprägt ist, desto mehr Korngrenzen befinden sich an der Oberfläche. Da Korngrenzen als Gitterdefekte angesehen werden, die die interatomaren Bindungskräfte schwächen, lässt sich ein feinkörniger Werkstoff besser und gleichmäßiger auflösen als ein gröber gekörnter, was sich wiederum in niedrigeren Rauheitswerten niederschlägt [Förs04].

### 4.3 Experimentelle Validierung

Die im vorangegangenen Kapitel aufgestellten Materialmodelle sollen nun anhand der Übertragung einfacher dreidimensionaler Grundformen mit Abmessungen im Mikrometerbereich auf Probenkörper aus Inconel 718 und Ti-6Al-4V experimentell validiert werden. Der Fokus der Validierungsexperimente liegt dabei auf der Erzielung einer möglichst hohen Replikationsgüte der Werkzeugstruktur auf der Werkstückoberfläche. Die dafür notwendigen Einstellparameter werden aus den Materialmodellen in Kapitel 4.2.3 abgeleitet.

#### 4.3.1 Untersuchungsbedingungen

Sämtliche Validierungsexperimente wurden am *PEMCenter 8000* in Form einer Stirnspaltbearbeitung durchgeführt. Die dazu verwendete Anlagentechnik sowie der genutzte Versuchsaufbau stimmen dementsprechend mit den in Kapitel 4.2.1 beschriebenen Untersuchungsbedingungen überein. Lediglich die verwendeten Werkzeuge unterscheiden sich von den Werkzeugen, die in den Experimenten im Rahmen der Modellbildung eingesetzt wurden. Anstatt einer planen Stirnfläche enthalten diese nun die entsprechenden dreidimensionalen Grundformen auf den Stirnflächen.

Bei den dreidimensionalen Grundformen handelt es sich um Rillen- und Halbkugelstrukturen, die mithilfe eines Picosecond-Lasers (kurz: ps-Laser) *HYPER RAPID 25* der Firma *Coherent Kaiserslautern GmbH* (Kaiserslautern, Deutschland) am *Photonik-Zentrum Kaiserslautern e.V.* (Kaiserslautern, Deutschland) auf dem Werkzeug erzeugt

wurden. Die technischen Zeichnungen der auf den Werkzeugen eingebrachten Strukturen sind in ANHANG D einzusehen.

Zur Beurteilung der Replikationsgüte werden die Dimensionen der in die Werkstückoberflächen eingebrachten Strukturen anhand optischer Messungen an einem Laserscanning Mikroskop (kurz: LSM) *Lext OLS 3100* der Firma *Olympus Corporation* (Tokio, Japan) erfasst und mit den Zieldimensionen auf dem Werkzeug verglichen. Um darüber hinaus den Einfluss des aus der Werkzeug- und Werkstückgeometrie resultierenden Strömungsverlaufs auf das Arbeitsergebnis nachbilden zu können, werden die fluiddynamischen Vorgänge im Arbeitsspalt mit der numerischen Strömungsmechanik (engl.: Computational Fluid Dynamics, kurz: CFD)-Methode simuliert. Für die CFD-Simulation wurde die Software *Autodesk CFD 2019* von *Autodesk Inc.* (San Rafael, USA) verwendet.

### 4.3.2 Geometrieübertragung der Mikrostrukturen

#### Vorgehensweise

Das Arbeitsergebnis wird im Rahmen der Validierungsexperimente anhand der Replikationsgüte beurteilt. Mit der Zielsetzung, eine möglichst hohe Replikationsgüte der Werkzeugstruktur auf der Werkstückoberfläche zu erzielen und unter Berücksichtigung der Tatsache, dass die Strukturabmessungen im Mikrometerbereich liegen, sollten die Prozessparameter so gewählt werden, dass sich im Prozess ein möglichst kleiner Arbeitsspalt einstellt. Als Zielgröße wird hier ein Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm definiert. Dies ist der kleinste Arbeitsspalt, der bei der Aufnahme der Materialkennlinien aufgrund der Gewährleistung einer gewissen Prozessstabilität realisiert werden konnte.

Dank der in Kapitel 4.2.3 entwickelten Materialmodelle ist das materialspezifische Auflösungsverhalten unter den gegebenen Randbedingungen bekannt, sodass die Prozessparameter aus den entsprechenden Materialkennlinien abgeleitet werden können. Zur Festlegung der Prozessparameter wird zunächst die  $s$ - $J$ -Materialkennlinie herangezogen, um den Stromdichtebereich zu definieren, der die Einstellung eines Arbeitsspalts von  $s = 0,010$  mm erlaubt. Da die Stromdichte nicht direkt an der Maschine eingestellt werden kann, wird im zweiten Schritt mithilfe der  $v_f$ - $J$ -Materialkennlinie die entsprechende Vorschubgeschwindigkeit bestimmt, mit der die gewünschte Stromdichte und damit der definierte Arbeitsspalt erzielt werden kann. Die beschriebene Vorgehensweise wird in Abbildung 4-19 anhand der maßgeblichen Ausschnitte der entsprechenden Kennlinien graphisch veranschaulicht. Demnach werden die Inconel 718-Proben in den Validierungsexperimenten mit  $v_f = 0,3$  mm/min im Bereich von  $J = 87$  A/cm<sup>2</sup> und die Ti-6Al-4V-Proben mit  $v_f = 0,25$  mm/min im Bereich von  $J = 207$  A/cm<sup>2</sup> bearbeitet. Die einzustellenden Vorschubgeschwindigkeiten können, wie in Abbildung 4-19 demonstriert wird, graphisch oder mithilfe der in Kapitel 4.2.3 erstellten Modellgleichungen rechnerisch bestimmt werden. Alle übrigen Prozessparameter stimmen mit den Angaben in Tabelle 4-2 überein.

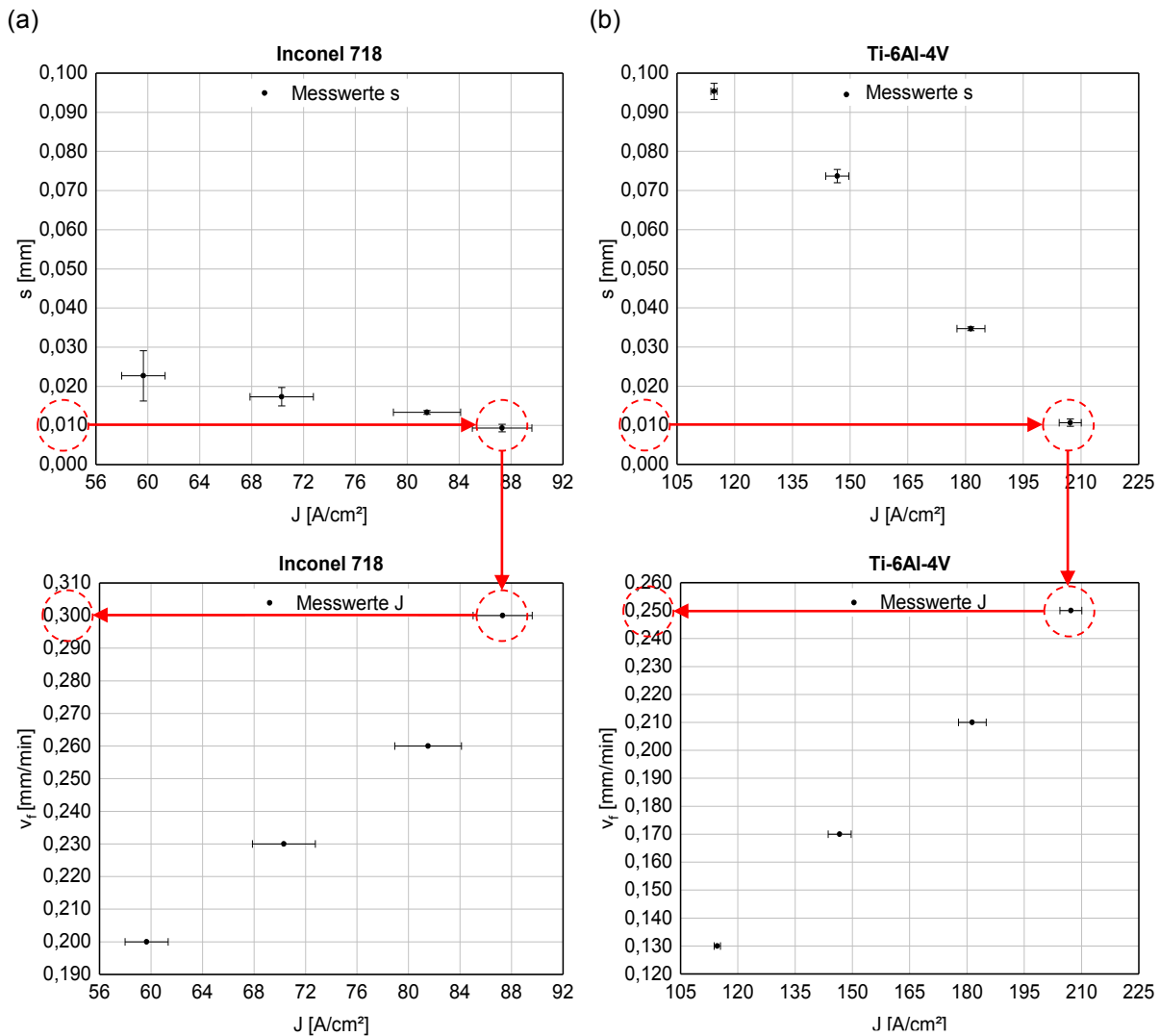


Abbildung 4-19: Vorgehensweise zur graphischen Bestimmung der Vorschubgeschwindigkeiten aus den Materialkennlinien von Inconel 718 (a) und Ti-6Al-4V (b)

Pro Material und Struktur werden jeweils zehn Proben mit einem Arbeitsspalt von 0,010 mm bearbeitet. Um den Einfluss der Einstellparameter auf das Arbeitsergebnis zeigen zu können werden pro Material und Struktur jeweils fünf Versuche mit zwei weiteren Arbeitsspalten bei  $s = 0,050$  mm und  $s = 0,100$  mm durchgeführt, die durch eine Anpassung der Vorschubgeschwindigkeiten eingestellt werden. Daraus ergeben sich für die Validierungsexperimente in Summe 80 Durchgänge. In sämtlichen Versuchsdurchgängen wird eine Einsenktiefe von 1 mm vorgegeben. Das rillenstrukturierte Werkzeug wird so ausgerichtet, dass die Rillen parallel zur Spülrichtung verlaufen. Nach Bearbeitungsende werden die Werkstücke mithilfe einer verdünnten HCl-Lösung gereinigt, um eine Beeinflussung der Messergebnisse durch evtl. vorhandene Deckschichten zu minimieren.

Die Replikationsgüte wird nach Formel (4.7) anhand der relativen Abweichung  $\Delta_{rel}$  der Dimensionen der auf der Werkstückoberfläche erzeugten Struktur zur initialen Werk-

zeugstruktur berechnet. Dazu werden in Abbildung 4-20 für die Rillen- und Halbkugelstruktur charakteristische Geometriemerkmale definiert, die jeweils auf dem Werkzeug *WZ* und dem bearbeiteten Werkstück *WS* vermessen werden. Dabei handelt es sich um die Strukturhöhe bzw. -tiefe *h*, die Strukturbreite *w*, den lateralen Abstand zwischen den Mittelpunkten der Einzelstrukturen *d* und den Kugelradius *r*.

$$\Delta_{rel} = \left( \frac{\text{Geometriemerkmale}_{WS} - \text{Geometriemerkmale}_{WZ}}{\text{Geometriemerkmale}_{WZ}} \right) \cdot 100 [\%] \quad (4.7)$$

Um dem Einfluss der Elektrolytspülung Rechnung zu tragen, werden die Geometriemerkmale an sieben verschiedenen Positionen auf der Werkstückoberfläche vermessen, vgl. Abbildung 4-21. Dabei werden in Messbereich B der Einfluss der Spüllänge und in Messbereich A und C der Einfluss des radialen Abdriftens des Elektrolyts berücksichtigt. Das Phänomen des radialen Abdriftens des Elektrolyts ist in den Stirnspaltversuchen in Kapitel 4.2 aufgetreten und hat sich durch eine charakteristische Ausbildung der Spülriefen auf der Probenoberfläche gezeigt, vgl. Abbildung 4-22 (a).

In jedem Messbereich werden die Geometriemerkmale an drei verschiedenen Rillen bzw. Kugeln vermessen. Die resultierenden Messwerte in den einzelnen Messbereichen ergeben sich aus dem Mittelwert der drei Messungen. Da sich die Rillenstruktur aufgrund der prozessimmanenten Konzentration der elektrischen Feldlinien an Ecken und Kanten nicht scharfkantig übertragen lässt, ist es schwierig, die auf dem Werk-

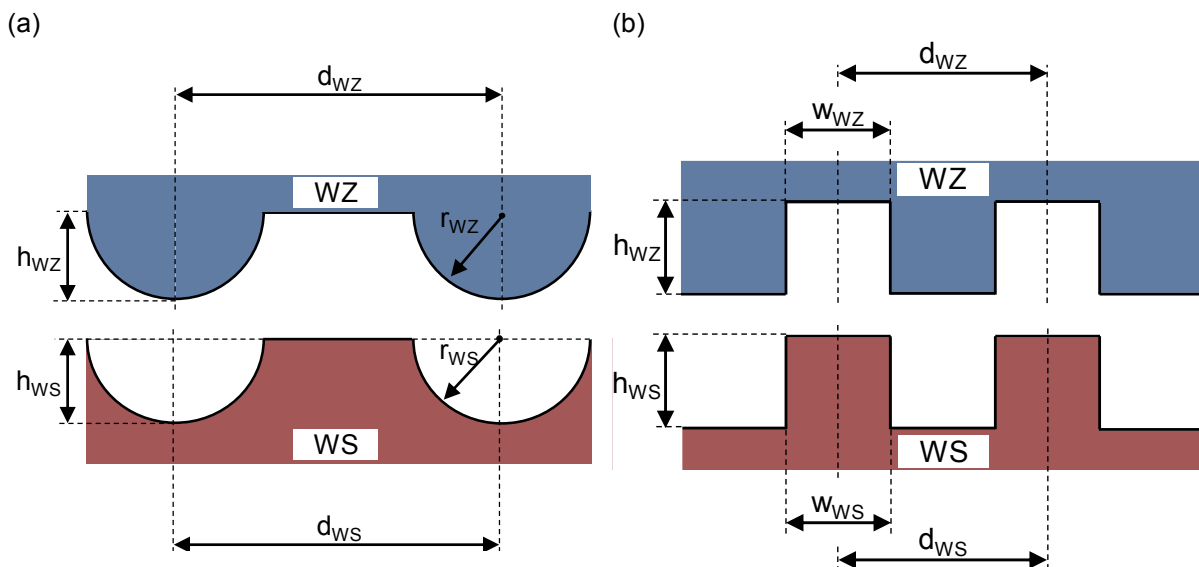


Abbildung 4-20: Definition der am Werkzeug (WZ) und Werkstück (WS) zu vermessenden Geometriemerkmale der Halbkugel- (a) und Rillenstruktur (b). *h*: Strukturhöhe bzw. -tiefe, *w*: Strukturbreite, *d*: lateraler Abstand zwischen den Mittelpunkten der Einzelstrukturen, *r*: Kugelradius, in Anlehnung an [EHFD19]

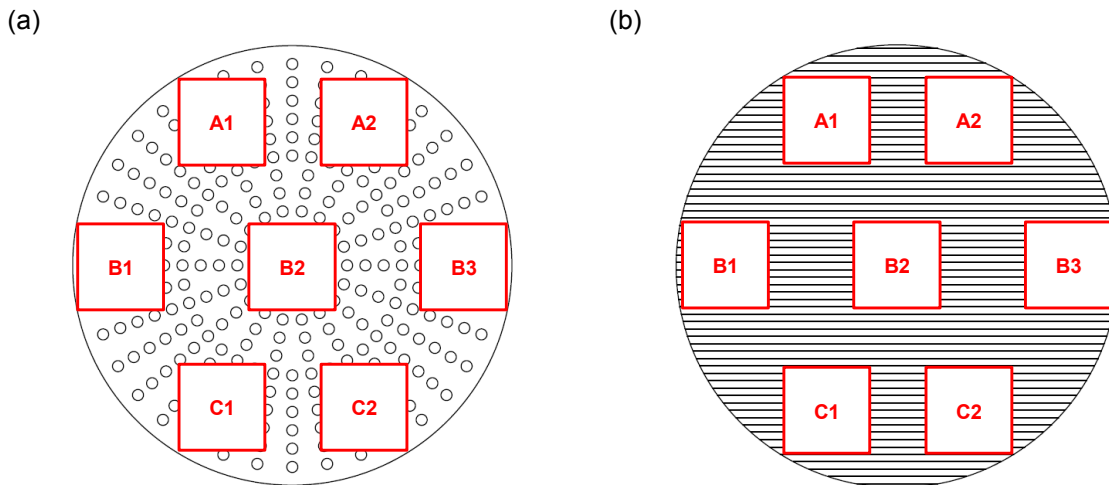


Abbildung 4-21: Definition der Messbereiche auf dem halbkugelstrukturierten Werkstück (a) und dem rillenstrukturierten Werkstück (b), in Anlehnung an [Fran20]

stück erzeugte Rillenbreite anhand *einer* Messgröße korrekt zu erfassen. Aus diesem Grund wird die Rillenbreite auf dem Werkstück auf drei verschiedenen Höhen vermessen, nämlich bei 10 % ( $w_{ws10}$ ), 50 % ( $w_{ws50}$ ) und 90 % ( $w_{ws90}$ ) der Gesamthöhe der Rille. Die Rillenbreite ergibt sich schließlich durch Mittelung der drei Messwerte. Wie in Abbildung 4-22 (b) dargestellt, wird durch diese Vorgehensweise der realen Formausbildung der Rillenstruktur im Werkstück Rechnung getragen. Die Vermessung des Kugelradius erfolgt mithilfe von drei Messpunkten, die auf dem Halbkugelprofil verteilt werden und durch die ein Kreis mit passendem Radius gefittet wird.

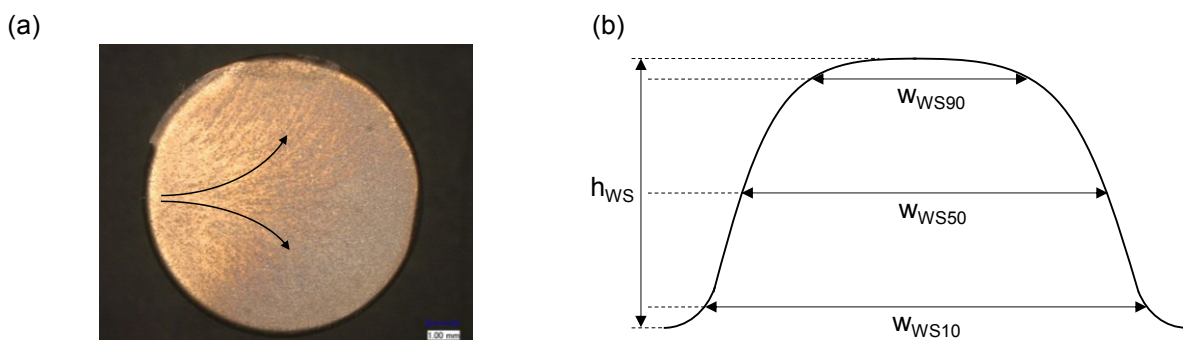


Abbildung 4-22: (a) Charakteristische Ausbildung von Spülriefen auf einer Inconel 718-Probenoberfläche, die in den Stirnspaltversuchen im Rahmen der Aufnahme der Materialkennlinien aufgetreten sind. Mithilfe der eingezeichneten Pfeile wird die Spülrichtung sowie der Verlauf der Riefen verdeutlicht, ähnlich zu [Fran20]. (b) Bestimmung der Rillenbreite durch Vermessung der lokalen Breiten auf 10 % ( $w_{ws10}$ ), 50 % ( $w_{ws50}$ ) und 90 % ( $w_{ws90}$ ) der Rillengesamthöhe, in Anlehnung an [Fran20]

## Ergebnisse und Diskussion

In Abbildung 4-23 werden die Ergebnisse der Validierungsexperimente beispielhaft an Probenoberflächen gezeigt, die mit  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden. Die Teilbilder (a) und (b) zeigen Inconel 718-Proben. Darin werden die dunkel verfärbten Probenoberflächen sichtbar, die auf die gebildeten Deckschichten zurückgehen. Im Gegensatz dazu zeigen die Ti-6Al-4V-Proben in den Teilbildern (c) und (d) metallisch glänzende Oberflächen.

Um die Replikationsgüte evaluieren zu können werden zunächst die strukturierten Werkzeuge analog zur Messstrategie der Werkstücke vermessen. Die Messergebnisse werden in Tabelle 4-8 für jedes Geometriemerkmal als Gesamtmittelwerte (MW) über alle Messbereiche inklusive der zugehörigen Standardabweichungen (Stabw) aufgeführt. Die Vermessungsergebnisse der bearbeiteten Werkstücke werden in ANHANG E tabellarisch aufgelistet. Der Anschaulichkeit halber werden die Messergebnisse in der Folge graphisch in Form von Diagrammen dargestellt. In den Diagrammen repräsentiert jeder Datenpunkt die in den einzelnen Messbereichen gemittelten Messergebnisse. Die Streuung der Messwerte wird anhand der Standardabweichung charakterisiert und in Form von Fehlerbalken dargestellt. Die Ergebnisse werden für die verschiedenen Einflussgrößen Geometrie, Einstellparameter und Werkstoff getrennt dargestellt und analysiert. Auf diese Weise ist eine eindeutige Rückführung der auftretenden Effekte auf die einzelnen Einflussgrößen möglich.

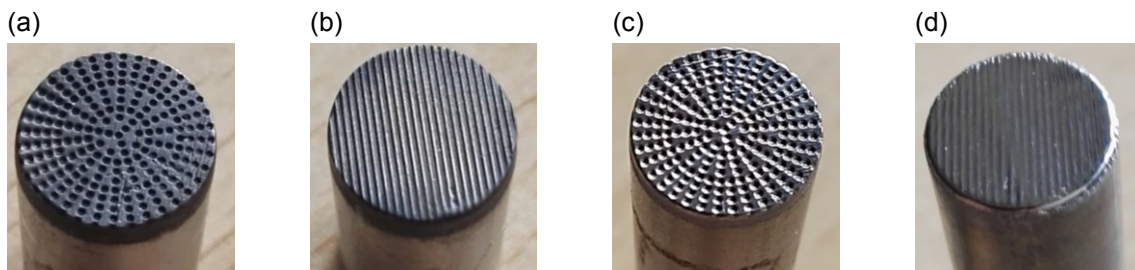


Abbildung 4-23: Exemplarische Ergebnisse der Validierungsexperimente.  
(a) Halbkugelstrukturierte Inconel 718-Probe, (b) rillenstrukturierte Inconel 718-Probe,  
(c) halbkugelstrukturierte Ti-6Al-4V-Probe, (d) rillenstrukturierte Ti-6Al-4V-Probe

Tabelle 4-8: Vermessungsergebnisse der strukturierten Werkzeuge

Geometriemerkmal	Werkzeug	
	Rillenstruktur	Halbkugelstruktur
	MW ± Stabw	MW ± Stabw
h [µm]	106,5 ± 8,5	159,2 ± 3,8
w [µm]	209,8 ± 2,2	-
d [µm]	421,0 ± 6,9	506,1 ± 6,3
r [µm]	-	155,6 ± 1,4

### Einflussgröße Geometrie

Wie in Kapitel 2.3.2 beschrieben, werden die lokale Stromdichteverteilung auf der Werkstückoberfläche und damit das Arbeitsergebnis zum einen über die Erhöhung des elektrischen Feldes an Ecken und Kanten und zum anderen über den Strömungsverlauf der Elektrolytlösung von der Werkzeug- bzw. Werkstückgeometrie beeinflusst. Aus diesem Grund werden in diesem Abschnitt die Vermessungsergebnisse im Hinblick auf Einflüsse sowohl der Strömung als auch der Morphologie ausgewertet und am Beispiel der Bearbeitung von Inconel 718-Proben mit  $s = 0,010$  mm diskutiert. Die Bearbeitungsergebnisse mit  $s = 0,050$  mm und  $s = 0,100$  mm sowie sämtliche Bearbeitungsergebnisse der Ti-6Al-4V-Proben zeigen grundsätzlich die gleichen Abhängigkeiten von der Geometrie. Sie werden daher an dieser Stelle nicht diskutiert, sondern lediglich im ANHANG E aufgeführt.

### *Strömungseinfluss*

Um den Strömungseinfluss zu verdeutlichen, werden in Abbildung 4-24 die Messwerte sowie die relativen Abweichungen der Geometriemerkmale  $h$ ,  $r$  und  $d$  der vermessenen Kugelstrukturen über den einzelnen Messbereichen aufgetragen. Dabei werden die gemessenen Ist-Werte der Geometriemerkmale in Rot und die zugehörigen relativen Abweichungen  $\Delta_{rel}$  in Blau dargestellt. Zusätzlich werden die den Dimensionen der Werkzeugstruktur entsprechenden Soll-Werte in Form von horizontalen Linien angezeigt.

Abbildung 4-24 (a) zeigt, dass die erzeugten Kugeltiefen  $h_{ist}$  durchweg kleiner sind als der Soll-Wert  $h_{soll} = 159,2$  µm. Diese Beobachtung widerspricht auf den ersten Blick dem erwarteten Ergebnis, da eine eingebrachte konkave Struktur laut Theorie mindestens um den Frontalarbeitsspalt tiefer sein sollte als die Referenzstruktur auf dem Werkzeug. Dass diese scheinbare Anomalie dennoch phänomenologisch erklärt

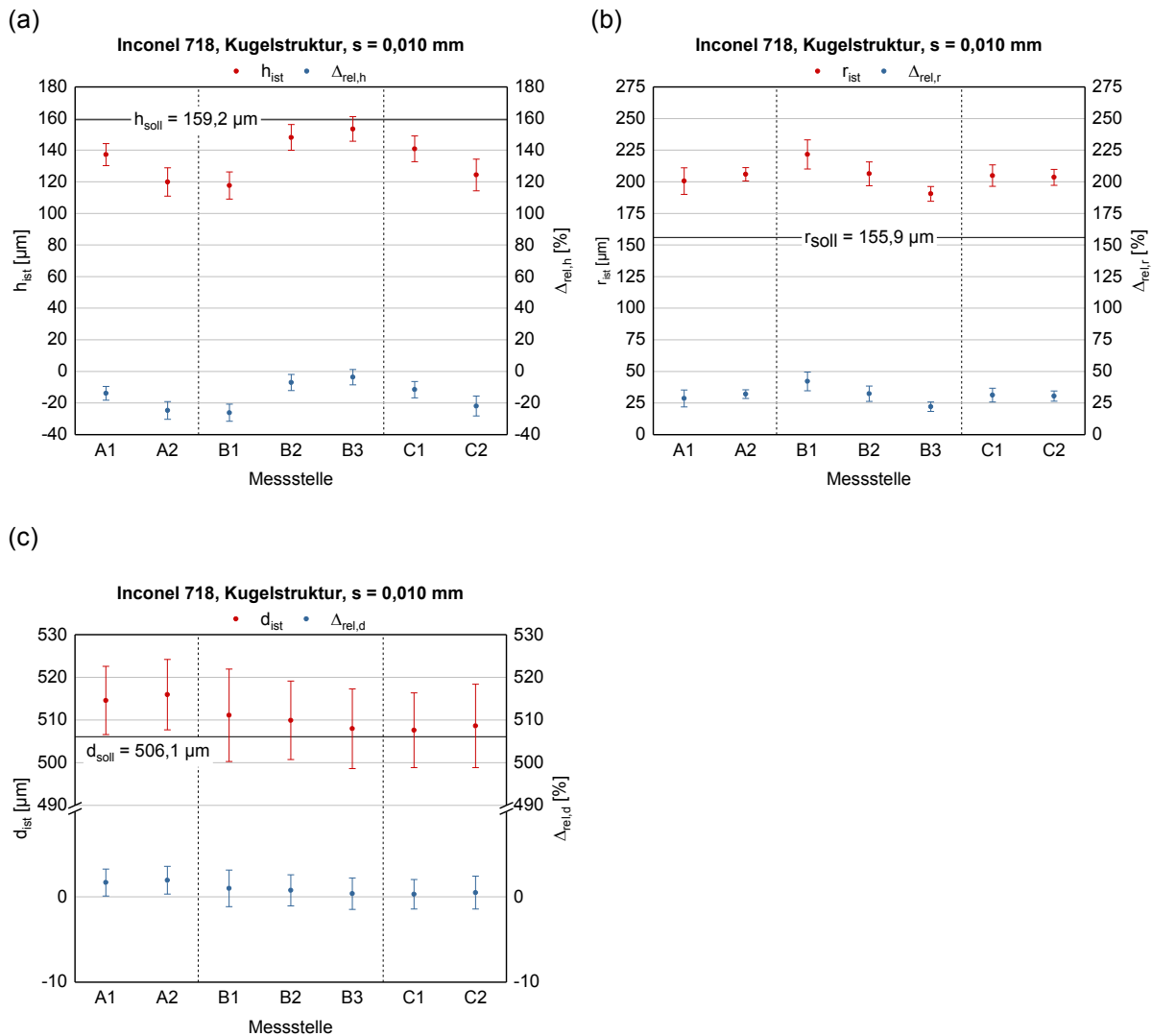


Abbildung 4-24: Darstellung des Strömungseinflusses auf die Messwerte und relativen Abweichungen der Geometriemerkmale  $h$  (a),  $r$  (b) und  $d$  (c) am Beispiel von Inconel 718-Proben, die mit dem halbkugelstrukturierten Werkzeug und einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden

werden kann, veranschaulicht Abbildung 4-25, in der eine LSM-Aufnahme einer bearbeiteten Probenoberfläche dargestellt wird. Darin werden die Konturinformationen der eingebrachten Kugelstrukturen mittels Falschfarben zum Ausdruck gebracht, wobei die Tiefen durch Blautöne und die Höhen durch Orangetöne angezeigt werden. Durch diese Darstellung ist erkennbar, dass sich die auf der Probenoberfläche erzeugten Kugeln leicht überlagern, sodass die Konturen miteinander „verschmelzen“. Da der elektrische Strom immer den Weg des geringsten Widerstands bevorzugt, richten sich die Feldlinien nicht nur im Frontal-, sondern auch im Seitenspalt aus, siehe dazu die Prinzipskizze in Abbildung 4-26. Dadurch beeinflusst jede Kugelstruktur auch die Formausbildung der Nachbarkugel. Im weiteren Verlauf der Bearbeitung kommt es so zu einer Auflösung der Kugelzwischenräume. Der Referenzpunkt für die Vermessung der Kugelhöhe  $h_{ist,1}$  liegt daher tiefer, sodass das Messergebnis geringer ausfällt als es aufgrund der Kugelhöhe  $h_{soll}$  auf dem Werkzeug zu erwarten wäre.



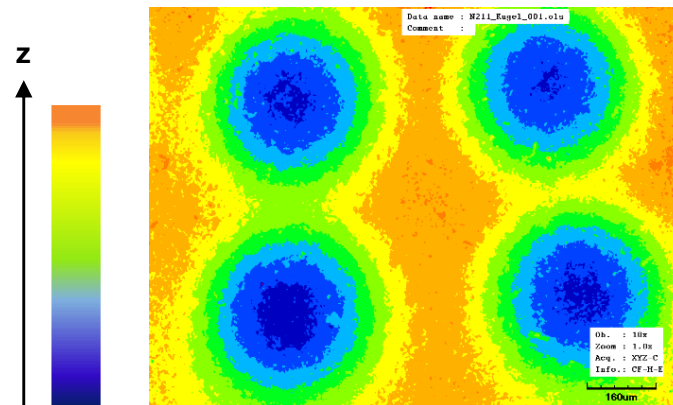


Abbildung 4-25: Beispielfarbige Aufnahme einer bearbeiteten Probenoberfläche. Die Höheninformationen der erzeugten Halbkugelstrukturen werden in Form von Falschfarben vermittelt, wobei die Tiefen in Blautönen und die Höhen in Orangetönen angezeigt werden. Die Auflösung der Kugelzwischenräume und die dadurch verursachte Überlagerung benachbarter Strukturen werden durch die gelb-grüne Farbgebung gekennzeichnet

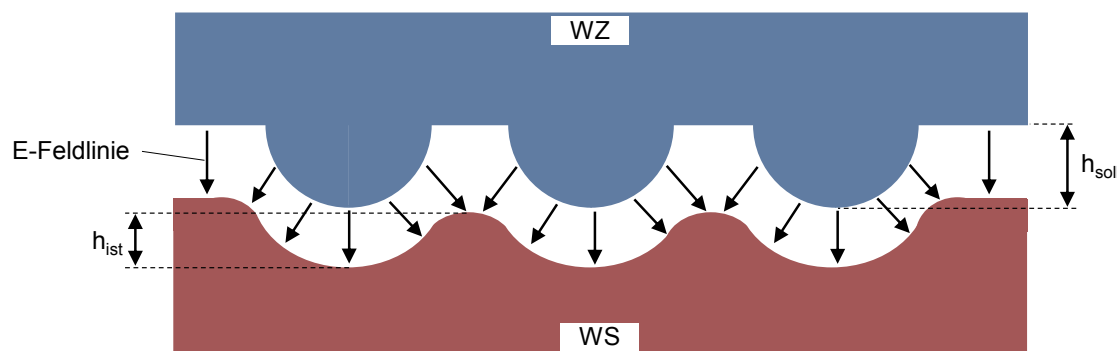


Abbildung 4-26: Die durch die Seitenspaltbearbeitung verursachte Auflösung der Kugelzwischenräume sorgt dafür, dass die gemessenen Ist-Werte der Kugeltiefen  $h_{ist}$  geringer ausfallen als es aufgrund der Soll-Werte  $h_{soll}$  auf dem Werkzeug zu erwarten wäre

Darüber hinaus offenbaren die Messwerte eine signifikante Abhängigkeit von der Messposition und damit von der Spüllänge. Die Spannweite der relativen Abweichungen  $\Delta_{rel,h}$  erstreckt sich in Messzone B von - 26,1 % an Messstelle B1 bis - 3,7 % an Messstelle B3. Die Messwerte nähern sich in dieser Messzone also mit zunehmender Spüllänge dem Soll-Wert an. Dies kann durch einen verstärkten Abtrag an der Spüleintrittskante begründet werden, der auf lokale Unterschiede in der Elektrolytleitfähigkeit zurückzuführen ist. Am Spüleingang tritt der frische Elektrolyt in den Arbeitsspalt ein. Mit zunehmendem Strömungsverlauf im Arbeitsspalt reichert er sich immer mehr mit Abtragspartikeln und Prozessgasen an, wodurch seine Leitfähigkeit vom Spüleingang zum -ausgang kontinuierlich sinkt. Die hohe Leitfähigkeit am Spüleingang sorgt für eine verstärkte Materialauflösung. Daraus ergibt sich ein höherer lokaler Arbeitsspalt, was sich wiederum in Form einer schlechteren Replikationsgüte auswirkt [Fran20].

Die verstärkte Auflösung wird am Spüleingang zusätzlich dadurch begünstigt, dass sich dort aufgrund der Gegebenheiten des Versuchsaufbaus Turbulenzen in der Strömung ausbilden [Fran20]. Wie aus Abbildung 4-27 hervorgeht, weist der Spülkanal im Arbeitsspalt eine Höhe von 0,700 mm auf. Das Werkzeug wird in den Versuchen stets

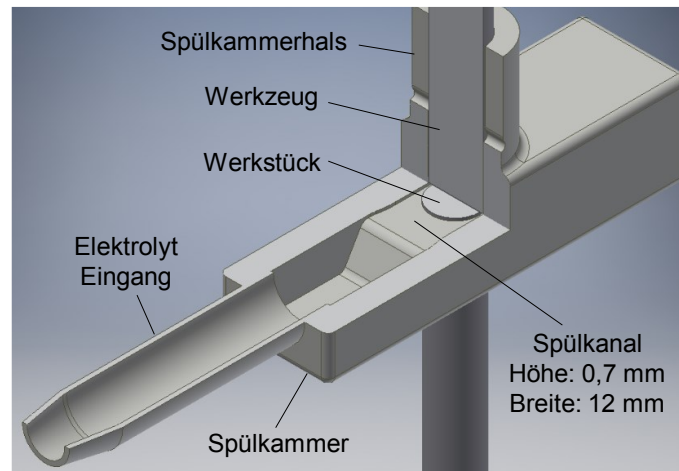


Abbildung 4-27: Schematische Darstellung der Verhältnisse im Arbeitsspalt als Dreiviertelschnitt-Ansicht, ähnlich zu [Fran20]

so ausgerichtet, dass es mit der Oberkante des Spülkanals plan abschließt. Das bedeutet, dass die Werkstücke bei der Bearbeitung mit  $s = 0,010$  mm folglich  $0,690$  mm in den Spülkanal hinein ragen. Die in Folge des Auftreffens der Elektrolytlösung auf der Werkstückeintrittskante hervorgerufenen Turbulenzen führen zu einer besseren Durchmischung des Elektrolyten. Daraus folgt eine homogenere Wärme- und Prozessgasverteilung im Elektrolyten, wodurch lokale Unterschiede in der Elektrolytleitfähigkeit besser ausgeglichen werden. Die geringeren Leitfähigkeitsunterschiede tragen zu einem verstärkten Abtrag [QFZZ13] und damit zu den stärkeren Maßabweichungen am Spüleingang bei. Wie in Abbildung 4-22 (a) anhand des erhöhten metallischen Glanzes der Probenoberfläche am Spüleingang ersichtlich wird, begünstigen Turbulenzen in der Strömung vermutlich auch die Beseitigung der Deckschicht auf der Probenoberfläche. Dadurch wird die hemmende Wirkung der Deckschicht auf die Seitenspaltaufweitung aufgehoben, was sich wiederum negativ auf die Replikationsgüte auswirkt.

Das radiale Abdriften der Elektrolytlösung sorgt für eine Verschlechterung der Replikationsgüte. So sind die relativen Abweichungen in den Messbereichen A2 und C2 mit  $-24,7\%$  und  $-21,9\%$  nahezu gleich groß wie im Bereich B1 ( $\Delta_{\text{rel}} = -26,1\%$ ). Entgegen der in der Messzone B beobachteten Verschlechterung der Replikationsgüte mit abnehmender Spüllänge werden hier in den Messbereichen A1 und C1 deutlich bessere Ergebnisse erzielt. Hier haben sich die relativen Abweichungen mit  $\Delta_{\text{rel}} = -13,9\%$  in A1 und  $\Delta_{\text{rel}} = -11,5\%$  in C1 im Vergleich zu den Messstellen A2 und C2 nahezu halbiert. Um dieses Verhalten erklären sowie die Ursache des radialen Abdriftens ergründen zu können, werden die hydrodynamischen Strömungsverhältnisse im Arbeitsspalt mithilfe einer CFD-Simulation untersucht.

In Abbildung 4-28 wird die Strömungsbildung im Arbeitsspalt als CFD-Simulationsergebnis unter Verwendung des halbkugelstrukturierten Werkzeugs und Vorgabe eines Überdrucks von 2 bar am Spülkammereingang sowie 0 bar am Spülkammerausgang gezeigt. Die Darstellung zeigt eine Draufsicht auf die Werkstückoberfläche aus der Perspektive des Werkzeugs. Der Werkstückumfang wird durch den inneren roten

Kreis dargestellt. Der nächst größere Kreis stellt den Werkzeugumfang dar. Die beiden äußeren roten Kreise zeigen die Kontur des Spülkammerhalses. Ebenfalls in roter Farbe werden die Grenzen des Spülkanals gekennzeichnet. Die Veranschaulichung der Geschwindigkeitsverteilung der Elektrolytströmung erfolgt in Form einer Falschfarbendarstellung, wobei niedrige Geschwindigkeiten in Blautönen und hohe Geschwindigkeiten in Gelb bis Orange dargestellt werden. Die lokalen Fließrichtungen werden mithilfe von Vektoren verdeutlicht. Der Elektrolytstrom verläuft, wie von den Vektoren indiziert, von links nach rechts. Anhand der Ergebnisse der CFD-Simulationen ist das radiale Abdriften deutlich sichtbar. Die Tatsache, dass das Abdriften erst ab ungefähr der Mitte der Werkstückoberfläche signifikant einsetzt, kann als Ursache für die Verschlechterung der Replikationsgüte in den Messbereichen A2 und C2 angesehen werden. Da die Messbereiche A1/A2 sowie C1/C2 relativ nahe beieinander liegen und die Elektrolytlösung im Randbereich der Probe eine deutlich kleinere Strecke auf der Probenoberfläche überstreicht als in der Probenmitte, wirkt sich die lokale Leitfähigkeitsänderung in diesen Bereichen nicht so stark auf die Replikationsgüte aus wie in Messzone B.

Als Hauptursache für das Auftreten des radialen Abdriftens kann die seitliche Umströmung des Werkstücks angesehen werden. Aufgrund der Tatsache, dass der Spülkanal mit 12 mm breiter ist als die Werkstücke mit Durchmesser 10 mm, steht dem Elektrolyten im Seitenbereich deutlich mehr Volumen zur Verfügung als in dem 0,010 mm hohen Arbeitsspalt. Folglich fließt ein großer Teil der Elektrolytlösung nicht über die Werkstückoberfläche, sondern um das Werkstück herum. Dies führt zu einer starken Beschleunigung der Strömung in den Randbereichen des Spülkanals, wie es die gelb-

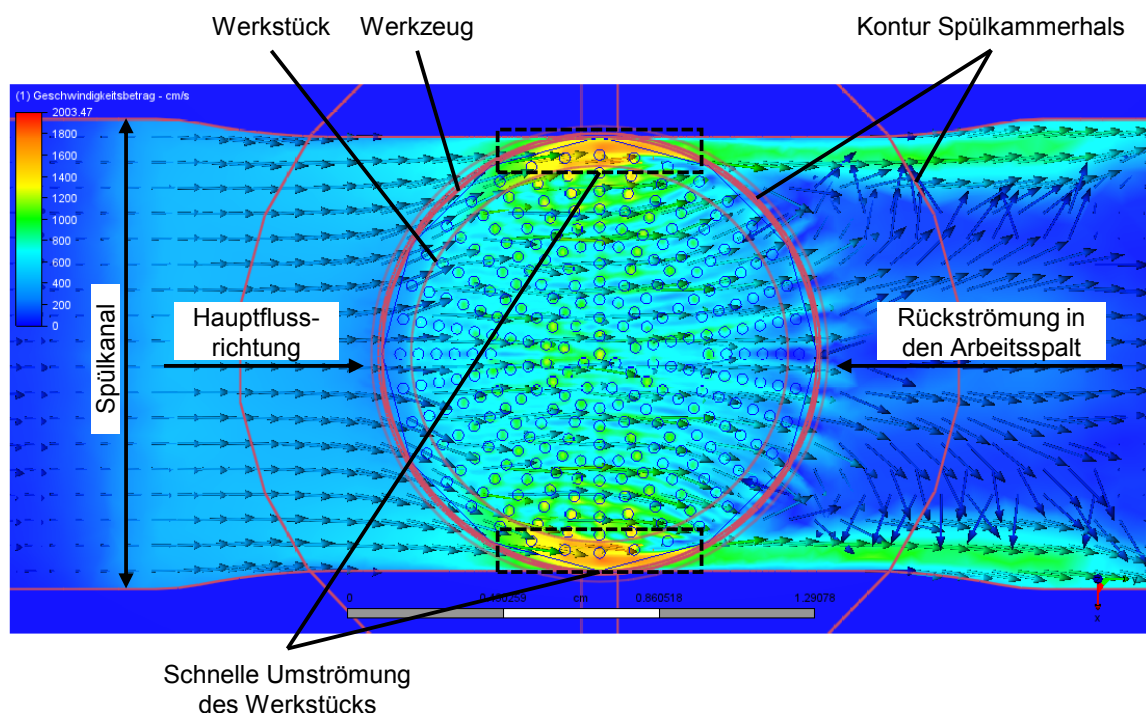


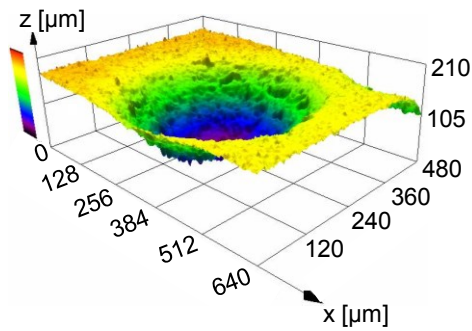
Abbildung 4-28: Ergebnis der CFD-Simulation zur Darstellung des Strömungsverhaltens im Arbeitsspalt unter Verwendung des halb-kugelstrukturierten Werkzeugs, in Anlehnung an [Fran20]

orangene Färbung in Abbildung 4-28 signalisiert. Die schnelle Elektrolytströmung löst eine Sogwirkung aus, die den langsamer fließenden Elektrolytanteil im Arbeitsspalt vom geradlinigen Fließverhalten in radiale Richtung ablenkt [Fran20]. Zusätzlich trägt auch der Gegendruck, der sich am Spülkammerausgang aufbaut, zu diesem Strömungsverhalten bei. Aufgrund der dortigen Querschnittsminderung trifft die Elektrolytlösung teilweise auf die Innenwand der Spülkammer. Dadurch gelangt ein Teil des Elektrolyts wieder zurück in den Arbeitsspalt, was anhand der der Hauptfließrichtung entgegengesetzt ausgerichteten Vektoren am Ende des Arbeitsspalts verdeutlicht wird. Diese entgegengesetzte Strömung sorgt dafür, dass die Hauptströmung radial nach außen gedrängt wird.

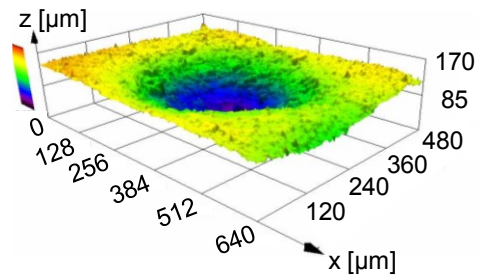
In Abbildung 4-29 werden für jeden der sieben Messbereiche beispielhafte LSM-Aufnahmen der mit dem halbkugelstrukturierten Werkzeug bearbeiteten Probenoberflächen dargestellt. Die Höheninformationen der erzeugten Strukturen werden mithilfe von Falschfarben vermittelt. Auch hier werden die Tiefen in Form von Blautönen und die Höhen in Orange- bis Rottönen angezeigt. Anhand dieser Bilder kann der Strömungseinfluss auf die erzielte Replikationsgüte auch qualitativ gezeigt werden. Zunächst einmal ist zu erkennen, dass das radiale Abdriften dazu führt, dass in den Messzonen A und C die Kugeltiefe mit steigender Spüllänge abnimmt. In der Messzone B spiegelt sich dagegen die oben beschriebene Verbesserung des Arbeitsergebnisses mit zunehmender Spüllänge wider, denn die Kugeltiefe nimmt von Messstelle B1 über B2 bis B3 kontinuierlich zu. Darüber hinaus ist an Messstelle B1 zu erkennen, dass der vergleichsweise hohe Arbeitsspalt die Ausbildung von elektrischen Streufeldern begünstigt hat. Dadurch tritt am rechten Bildrand eine leichte Überlagerung der Kugelstruktur mit der Nachbarkugel auf, was im Bild noch ansatzweise durch die gelbe bis grüne Farbgebung angedeutet wird.

Der oben beschriebene Effekt der Seitenspaltbearbeitung schlägt sich auch in den Ergebnissen der Kugelradien in Abbildung 4-24 (b) nieder. Die Replikation der Kugelstrukturen auf der Werkstückoberfläche wird aufgrund der relativ langen Bearbeitungsdauer von 3 min und 20 s von einer Strukturverbreiterung begleitet. Dementsprechend liegen sämtliche Messwerte  $r_{\text{ist}}$  über dem Soll-Wert von  $r_{\text{soll}} = 155,9 \mu\text{m}$ . Auch im Fall der Kugelradien zeigen die Ergebnisse eine ausgeprägte Abhängigkeit von der Spüllänge. So wird in Messzone B eine starke Verbesserung der Messergebnisse mit zunehmender Spüllänge offensichtlich. Die größten relativen Abweichungen  $\Delta_{\text{rel},r}$  treten aufgrund des verstärkten Materialabtrags mit 42,1 % am Spüleingang im Messbereich B1 auf. Bis zum Spülausgang reduziert sich die Abweichung dagegen um rund die Hälfte und schlägt an Messstelle B3 mit 22,1 % zu Buche. Verglichen mit den relativen Abweichungen der Kugelhöhen sind die Abweichungen der Kugelradien um ein Vielfaches größer. Dieser Umstand lässt sich dadurch erklären, dass die Kugelbreite stark in die Bestimmung des Kugelradius einfließt und diese durch die Seitenspaltaufweitung deutlich vergrößert wird.

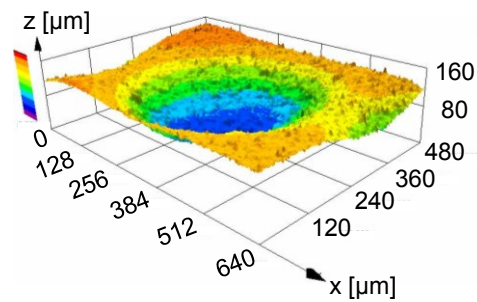
(a) Messbereich A1



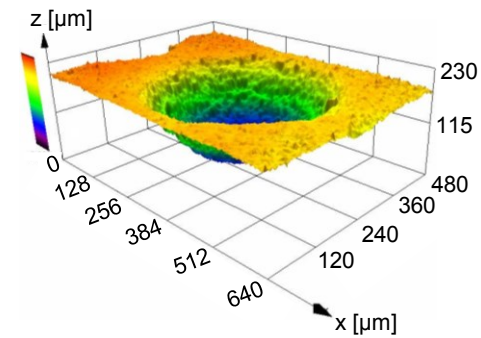
(b) Messbereich A2



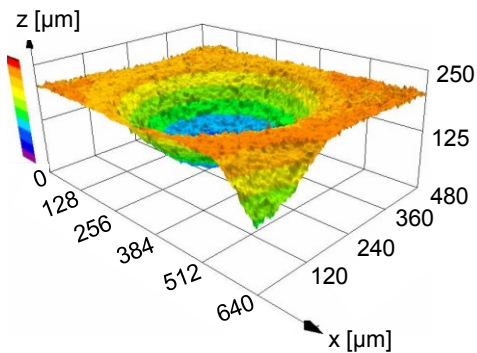
(c) Messbereich B1



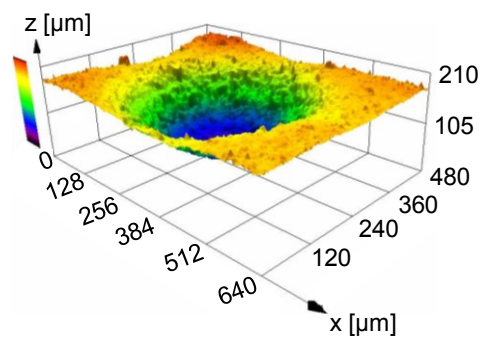
(d) Messbereich B2



(e) Messbereich B3



(f) Messbereich C1



(g) Messbereich C2

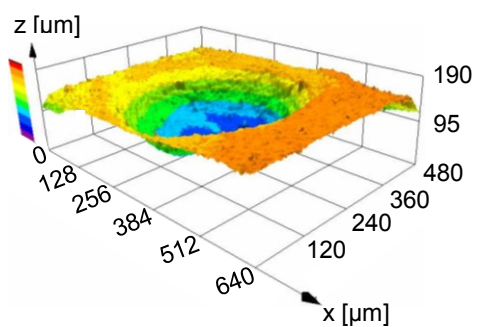


Abbildung 4-29: LSM-Aufnahmen an verschiedenen Messstellen der Inconel 718-Probenoberflächen, die mit dem halbkugelstrukturierten Werkzeug und einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden. (a) Messstelle A1, (b) Messstelle A2, (c) Messstelle B1, (d) Messstelle B2, (e) Messstelle B3, (f) Messstelle C1, (g) Messstelle C2

Auch das radiale Abdriften der Elektrolytlösung schlägt sich in den Messergebnissen der Kugelradien nieder. So liegen auch hier die relativen Abweichungen in den Messzonen A und C deutlich über dem besten Ergebnis, das in Messbereich B3 erzielt werden konnte. Entgegen der Beobachtungen bei den Kugelhöhen liegt hier in den Zonen A und C keine starke Abhängigkeit der Messwerte von der Spüllänge vor. Lediglich in Messzone A kann eine leichte Verbesserung der Replikationsgüte bei kleineren Spüllängen erkannt werden. In Messzone C liegen die Ergebnisse dagegen auf einem Niveau.

Im Fall der lateralen Abstände zwischen den Mittelpunkten der Einzelstrukturen zeigen die Messergebnisse in Abbildung 4-24 (c) keine Abhängigkeit von der Spüllänge. Die Messwerte  $d_{\text{ist}}$  liegen über sämtliche Messbereiche hinweg auf einem Niveau, und die relativen Abweichungen  $\Delta_{\text{rel,d}}$  liegen durchweg unter 2 % und somit innerhalb der Messunsicherheit. Damit wird die erwartete Lagetreue bei der Strukturreplikation bestätigt. Dieses Ergebnis spiegelt sich in sämtlichen Experimenten wider, sowohl bei der Bearbeitung mit verschiedenen Spaltweiten und verschiedenen Werkzeugen als auch bei der Bearbeitung der Ti-6Al-4V-Proben. Die Messergebnisse der lateralen Strukturabstände werden daher in der Folge nicht weiter betrachtet.

Die Replikationsergebnisse der Rillenstrukturen werden in Abbildung 4-30 analog zu den Ergebnissen der Halbkugelstrukturen über den einzelnen Messbereichen aufgetragen. Die Messergebnisse der Rillenhöhen werden in Teilbild (a) gezeigt. Auch hier ist erkennbar, dass die Höhenwerte analog zu den vermessenen Kugelhöhen durchweg unter dem Soll-Wert liegen, was beim Einbringen einer konvexen Struktur in die Werkstücke zu erwarten war. Ebenfalls wird deutlich, dass die Abhängigkeit der Messergebnisse von der Spüllänge, ähnlich zu den Ergebnissen der Halbkugelstrukturen, in Messzone B am stärksten ausgeprägt ist. Die relativen Abweichungen reduzieren sich hier von - 51,6 % in Messbereich B1 auf - 5,5 % in Messbereich B3. In den Messzonen A und C ist dagegen kaum eine Abhängigkeit ersichtlich. Durch Betrachtung des Ergebnisses der CFD-Simulation unter Verwendung des rillenstrukturierten Werkzeugs in Abbildung 4-31 wird der Grund für dieses Ergebnis deutlich. Im Gegensatz zu den Halbkugelstrukturen sind die Rillenstrukturen aufgrund ihrer parallelen Ausrichtung zur Elektrolytflussrichtung in der Lage, die Elektrolytströmung geradlinig in Flussrichtung zu führen und damit das radiale Abdriften einzudämmen. Dennoch kann das Abdriften nicht gänzlich vermieden werden. Die Strömungsgeschwindigkeiten verteilen sich ähnlich im Spülkanal wie bei der Verwendung des halbkugelstrukturierten Werkzeugs. Hier sind keine signifikanten Abweichungen zu Abbildung 4-28 erkennbar.

Die Ergebnisse der vermessenen Rillenbreiten in Abbildung 4-30 (b) zeigen eine konträre Abhängigkeit von der Spüllänge. Hier verschlechtert sich die Replikationsgüte in allen Messzonen mit steigender Spüllänge. Auch hier ist die stärkste Abhängigkeit in Messzone B erkennbar. In den Messzonen A und C ist die Abhängigkeit aufgrund des geringen Abdriftens der Elektrolytströmung und der geringen Wegstrecken, die der Elektrolyt in diesem Bereich über der Probenoberfläche zurücklegt, nur schwach aus-

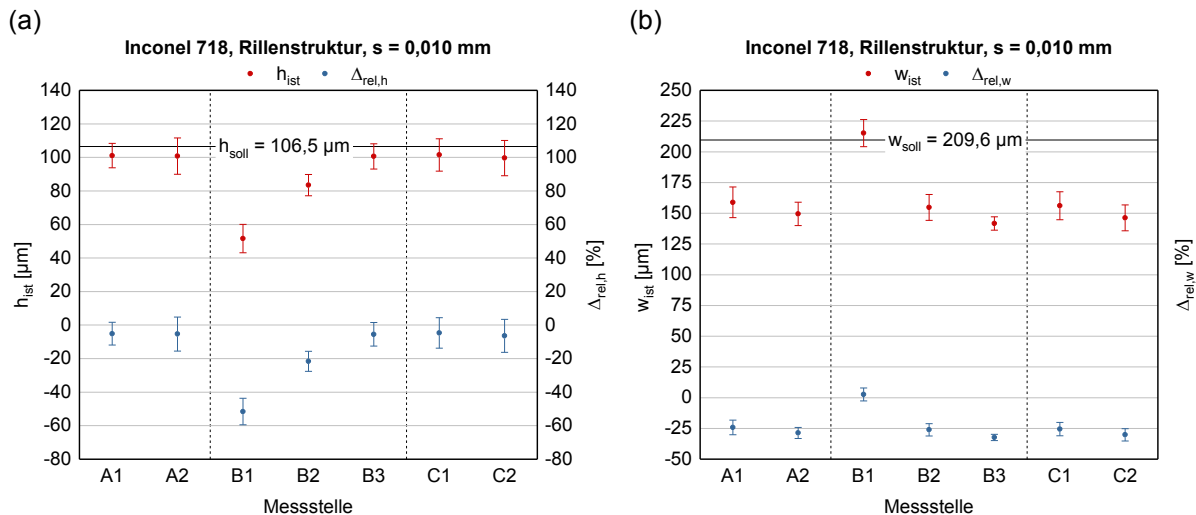


Abbildung 4-30: Darstellung des Strömungseinflusses auf die Messwerte und relativen Abweichungen der vermessenen Geometriemerkmale  $h$  (a) und  $w$  (b) am Beispiel von Inconel 718-Proben, die mit dem rillenstrukturierten Werkzeug und einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden

geprägt. Die Verschlechterung der Replikationsgüte der Rillenbreite mit zunehmender Spüllänge kommt durch die in Abbildung 4-22 (b) dargestellte Messmethode zustande, bei der das Messergebnis aus dem Mittelwert der drei lokalen Rillenbreiten gebildet wird. Aufgrund der Tatsache, dass die Rillen am Spüleingang deutlich flacher sind als am Spülausgang, führt diese Messmethode zu einer scheinbaren Verbesserung der Replikationsgüte am Spüleingang.

In Abbildung 4-32 (a) und (b) wird dieser Sachverhalt schematisch veranschaulicht. Die Messwerte  $w_{ws10}$  sind für die hohe und flache Rille nahezu identisch, da sie nahe dem Rillenboden erfasst werden. Bei einer flachen Rille weichen die Messwerte  $w_{ws50}$

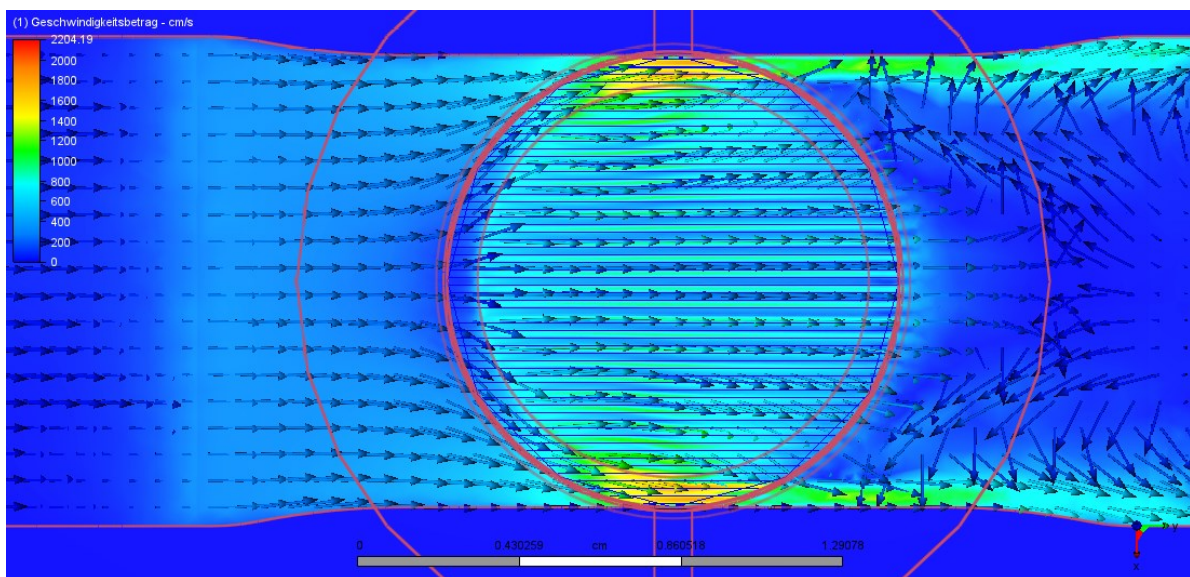


Abbildung 4-31: Ergebnis der CFD-Simulation zur Darstellung des Strömungsverhaltens im Arbeitsspalt unter Verwendung des rillenstrukturierten Werkzeugs, in Anlehnung an [Fran20]

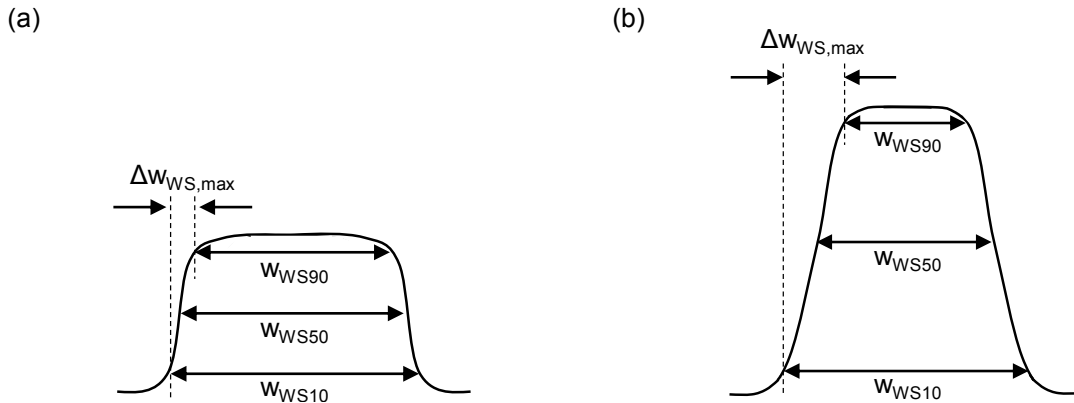


Abbildung 4-32: (a) Die geringeren Abweichungen zwischen den lokalen Breitenmessungen führen bei flachen Rillen zu einem höheren Gesamtmesswert der Rillenbreite und damit zu einer geringeren Abweichung zum Soll-Wert. (b) Mit zunehmender Rillenhöhe nehmen die Abweichungen der lokalen Breitenmessungen zu und das resultierende Messergebnis weicht stärker vom Soll-Wert ab

und  $w_{ws90}$  nur geringfügig vom Messwert  $w_{ws10}$  ab (a). Als Konsequenz ergibt sich ein hoher Gesamtwert der Rillenbreite bei flachen Strukturen. Im Gegensatz dazu werden die Unterschiede in den Messwerten  $w_{ws10}$ ,  $w_{ws50}$  und  $w_{ws90}$  mit zunehmender Rillenhöhe größer (b) und das resultierende Messergebnis weicht stärker vom Soll-Wert ab. Die Messergebnisse zeigen, dass die an Messstelle B1 erzeugte Rillenbreite sogar leicht über dem Soll-Wert liegt. Wie in Abbildung 4-33 (a) und (b) verdeutlicht wird, führt die Bearbeitung bei hohen Spaltweiten zu einer stark verzerrten Replikation der Rillenstrukturen. Aufgrund des zunehmenden Einflusses elektrischer Streufelder auf die Strukturausbildung kommt es zu einer Vergrößerung der Rillenbreiten.

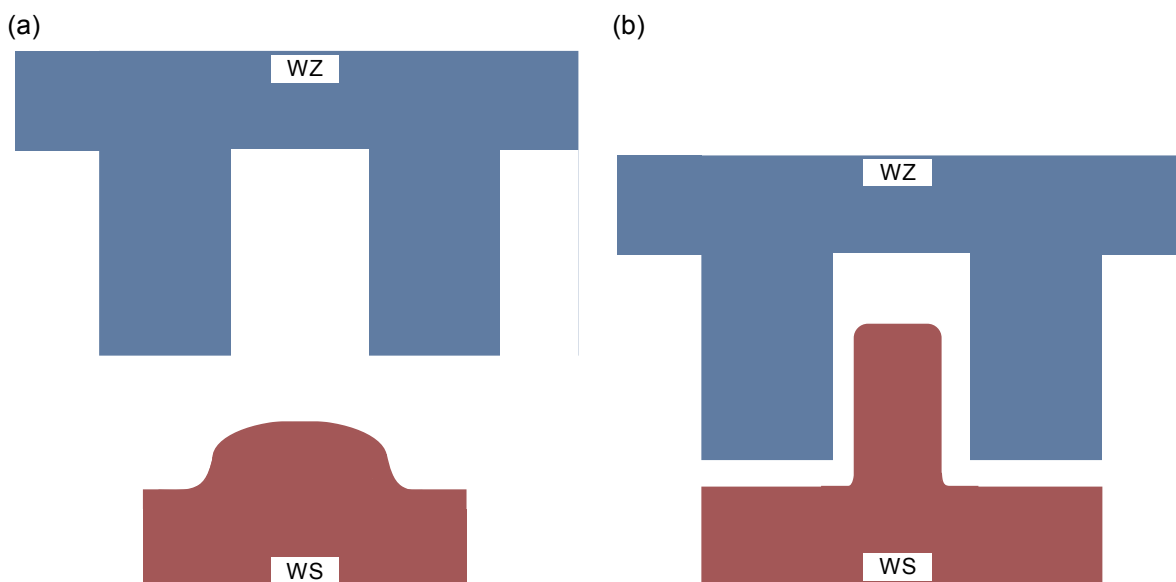
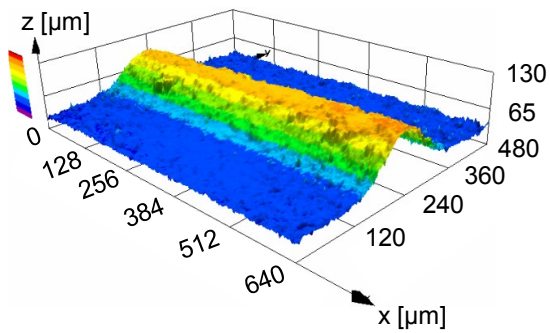


Abbildung 4-33: Während die bei großen Spaltweiten eingebrachte Rille breiter als die Referenzgeometrie ausfällt (a), fällt die bei kleinen Spaltweiten eingebrachte Rille schmaler aus als die Referenzgeometrie (b)

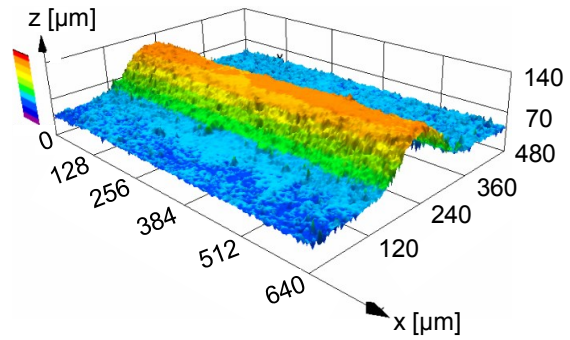


Dass die Messergebnisse der Rillenbreite die tatsächlichen Verhältnisse der Replikationsgüte nicht korrekt wiedergeben, lässt sich anhand der LSM-Aufnahmen der Probenoberflächen an den sieben verschiedenen Messstellen in Abbildung 4-34 zeigen. Hierin wird sichtbar, dass die Replikationsgüte in sämtlichen Messbereichen mit zunehmender Spüllänge zunimmt, wobei die verbesserte Strukturausbildung besonders in Messzone B zum Vorschein kommt. Es ist deutlich erkennbar, dass die Rillenhöhe von Bereich B1 über B2 bis B3 signifikant zunimmt. Auch die in [NWMW14; WWBM14] beschriebene Kantenverrundung ist in den Bildern deutlich erkennbar, wobei insbesondere in Messzone B Unterschiede hinsichtlich der Ausprägung dieser Verrundung erkennbar sind. Während in Messbereich B1 das Rillenprofil stark verrundet erscheint, kann in Messbereich B2 eine Kante im Bereich des oberen Rillenenendes erkannt werden. Diese Kante ist im Messbereich B3 nochmals stärker ausgeprägt. Es kommt zur Ausbildung eines Plateaus am oberen Rillenenende, sodass die qualitative Erscheinung der erzeugten Rillenstruktur in diesem Messbereich am nächsten an die Zielgeometrie heranreicht. In den Messzonen A und C sind die Unterschiede dagegen deutlich schwächer ausgeprägt.

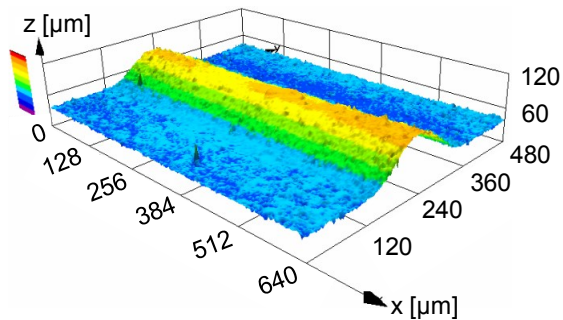
(a) Messbereich A1



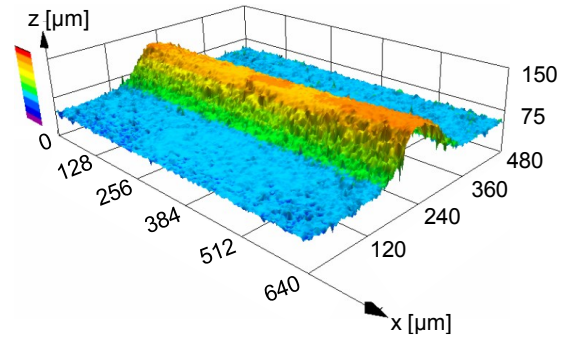
(b) Messbereich A2



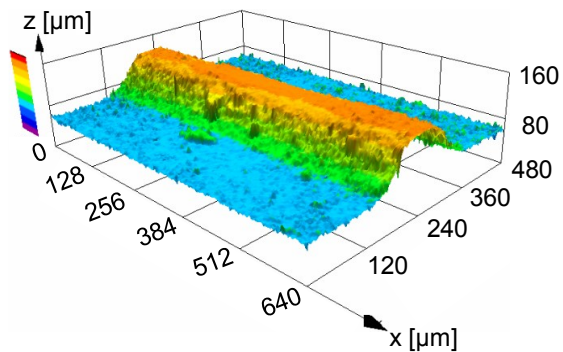
(c) Messbereich B1



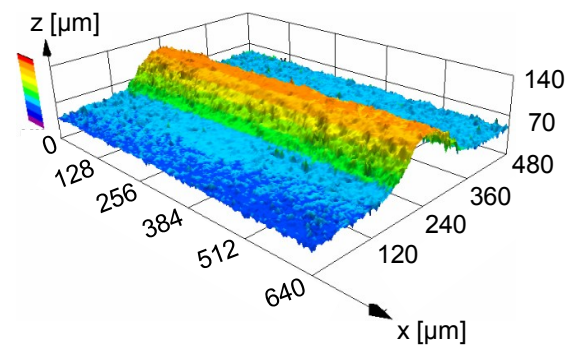
(d) Messbereich B2



(e) Messbereich B3



(f) Messbereich C1



(g) Messbereich C2

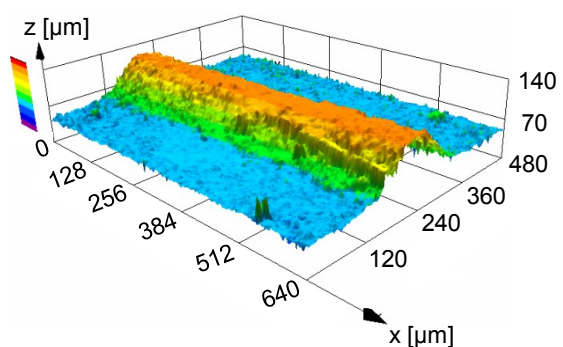


Abbildung 4-34: LSM-Aufnahmen an verschiedenen Messstellen der Inconel 718-Probenoberflächen, die mit dem rillenstrukturierten Werkzeug und einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden. (a) Messstelle A1, (b) Messstelle A2, (c) Messstelle B1, (d) Messstelle B2, (e) Messstelle B3, (f) Messstelle C1, (g) Messstelle C2

### *Morphologieeinfluss*

Der Morphologieeinfluss wird in Abbildung 4-35 anhand der Gegenüberstellung der Messergebnisse der Rillen- und Kugelstrukturen in den sieben verschiedenen Messbereichen verdeutlicht. Dabei werden die relativen Abweichungen der Kugelhöhe  $\Delta_{rel,h}$  und des Kugelradius  $\Delta_{rel,r}$  in Blau sowie die relativen Abweichungen der Rillenhöhe  $\Delta_{rel,h}$  und Rillenbreite  $\Delta_{rel,w}$  in Rot dargestellt.

Das radiale Abdriften der Elektrolytlösung wirkt sich, wie im vorangegangenen Abschnitt gezeigt wurde, besonders auf die Replikationsgüte der Halbkugelstruktur aus. Dementsprechend liegen die relativen Abweichungen der Kugelhöhen in Abbildung 4-35 (a) in den Messzonen A und C betragsmäßig über den Abweichungen der Rillenhöhen. Da das radiale Abdriften nicht in gleich starker Ausprägung auf die Replikationsgüte beider Strukturen einwirkt, zeigt sich der wahre Effekt der Morphologie auf die Replikationsgüte in Messzone B. Die relativen Abweichungen der Rillenhöhen sind in den Messbereichen B1 und B3 um den Faktor zwei und im Messbereich B2 um den Faktor drei größer als die Kugeltiefen in den entsprechenden Messbereichen.

Der Vergleich zwischen den Rillenbreiten  $w$  und Kugelradien  $r$  wird in Abbildung 4-35 (b) dargestellt. Dieser Vergleich offenbart in den Messzonen A und C betragsmäßig nahezu identische Abweichungen von  $w$  und  $r$ . Hier bleibt lediglich festzuhalten, dass durch die Seitenspaltbearbeitung die auf den Werkstückoberflächen erzeugten konkaven Kugelstrukturen breiter und die konvexen Rillenstrukturen schmaler reproduziert werden, als von den Referenzstrukturen auf den jeweiligen Werkzeugen vorgegeben. Folgerichtig ergeben sich im Fall der Kugelradien positive und im Fall der Rillenbreiten negative Abweichungen.

In Messzone B treten teilweise sehr starke Unterschiede in den betragsmäßigen relativen Abweichungen der beiden Strukturen auf. Diese werden insbesondere in den Messbereichen B1 und B3 deutlich. Aufgrund der unterschiedlichen Vermessungsmethoden dieser Geometriemerkmale fällt ein direkter Vergleich der Messergebnissen an dieser Stelle schwer. Auch anhand der Betrachtung der LSM-Aufnahmen der Probenoberflächen in Abbildung 4-29 und Abbildung 4-34 erweist sich ein qualitativer Vergleich der Kugelradien und Rillenbreiten als schwierig.

Alles in allem kann allerdings aus den Messergebnissen der Strukturhöhen eine bessere Replikation der Halbkugeln erkannt werden. Die um den Faktor zwei bis drei höheren Abweichungen der Rillenhöhen betonen dabei die prozessimmanenten Schwierigkeiten, die beim PECM bei der Replikation scharfkantiger Strukturen auftreten. Aufgrund der Konzentration der elektrischen Feldlinien an Ecken und Kanten findet an diesen Stellen ein übermäßig starker Abtrag statt. Dementsprechend werden scharfe Kanten durch die PECM-Bearbeitung abgerundet. Im Gegensatz dazu können weiche Kanten besser reproduziert werden, da sie die Ausbildung eines isotropen elektrischen Feldes erlauben [EHFD19].

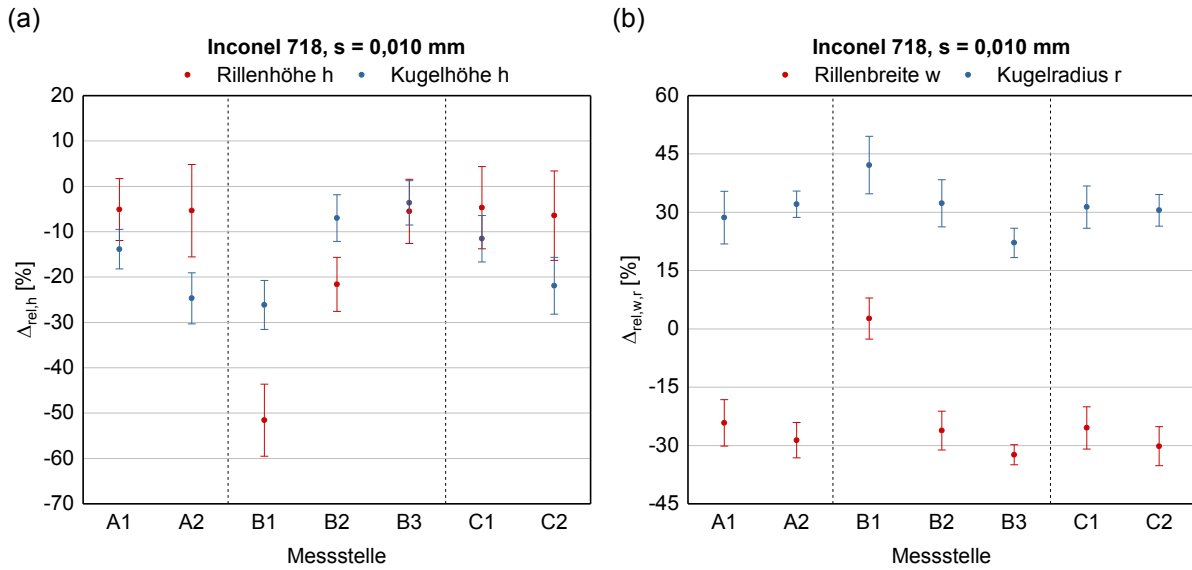


Abbildung 4-35: Darstellung des Morphologieeinflusses auf die relativen Abweichungen der Geometriemerkmale h (a) und w bzw. r (b) am Beispiel von Inconel 718-Proben, die mit einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden

### Einflussgröße Einstellparameter

Um den Einfluss der Einstellparameter auf die Replikationsgüte zu untersuchen, werden in Abbildung 4-36 die Messergebnisse verschiedener Geometriemerkmale aufgeführt, die nach der Bearbeitung mit den kugel- und rillenstrukturierten Werkzeugen bei unterschiedlichen Arbeitsspalten im Messbereich B3 erfasst wurden. Dabei werden die Ergebnisse der relativen Abweichungen, die mit einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm erzielt wurden, in Rot dargestellt, die Ergebnisse mit  $s = 0,050$  mm in Blau sowie die Ergebnisse mit  $s = 0,100$  mm in Orange. Die Ergebnisse zeigen erwartungsgemäß, dass die Wahl passender Einstellparameter als Grundvoraussetzung für das Erreichen eines guten Arbeitsergebnisses gilt. So kann in sämtlichen Ergebnissen eine deutliche Verschlechterung der Replikationsgüte bei größeren Spaltweiten gezeigt werden.

Dies schlägt sich ebenfalls in den LSM-Aufnahmen der Probenoberflächen nieder, die in Abbildung 4-37 gezeigt werden. Hierin ist zu erkennen, dass die Qualität der replizierten Strukturen mit steigendem Arbeitsspalt deutlich sinkt. Während die Strukturen bei  $s = 0,010$  mm klare und homogene Konturen aufweisen, sind sie bei  $s = 0,100$  mm nur noch schemenhaft dank der Farbgebung erkennbar. Dieser Effekt der Spaltweite auf die Replikationsgüte lässt sich dadurch erklären, dass sich der Einfluss elektrischer Streufelder auf das Arbeitsergebnis mit zunehmender Spaltweite vergrößert. Die Streufelder sorgen dafür, dass die laterale Materialauflösung zunimmt, wodurch die gemessenen Geometriemerkmale stärker von den Soll-Werten abweichen. Bei genauerer Analyse der Ergebnisse in Abbildung 4-36 fällt auf, dass keine Proportionalität zwischen der eingestellten Spaltweite und der erzielten Replikationsgüte herrscht, denn die Unterschiede der relativen Abweichungen zwischen den Messergebnissen  $s = 0,050$  mm und  $s = 0,100$  mm fallen in sämtlichen Messbereichen deutlich geringer aus als die Unterschiede zwischen  $s = 0,010$  mm und  $s = 0,050$  mm. Das bedeutet,

dass sich die Unterschiede in den Einstellparametern mit zunehmendem Streufeld einfluss nicht mehr so stark auf die erzielbaren Replikationsgüten auswirken.

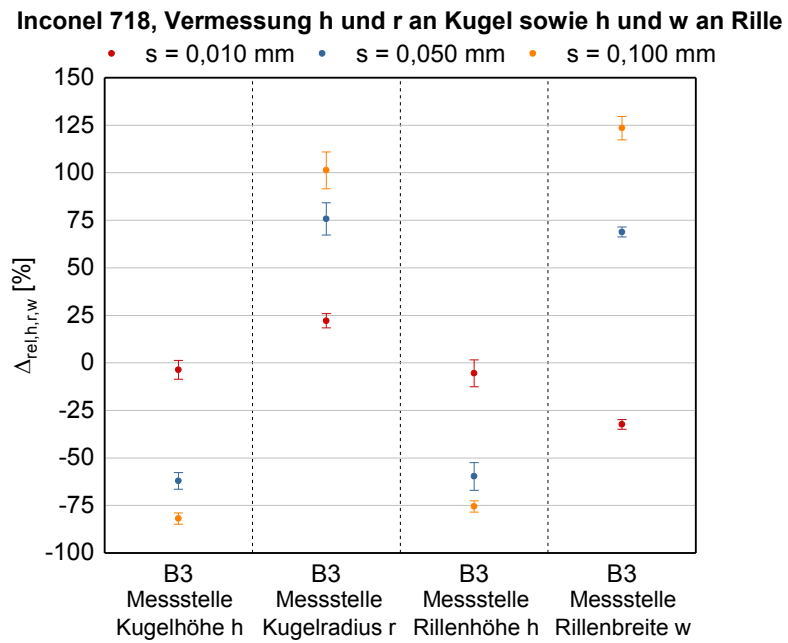


Abbildung 4-36: Darstellung des Einstellparametereinflusses auf die relativen Abweichungen der Geometriemerkmale am Beispiel von Inconel 718-Proben, die mit den kugel- und rillenstrukturierten Werkzeugen bearbeitet und im Messbereich B3 vermessen wurden

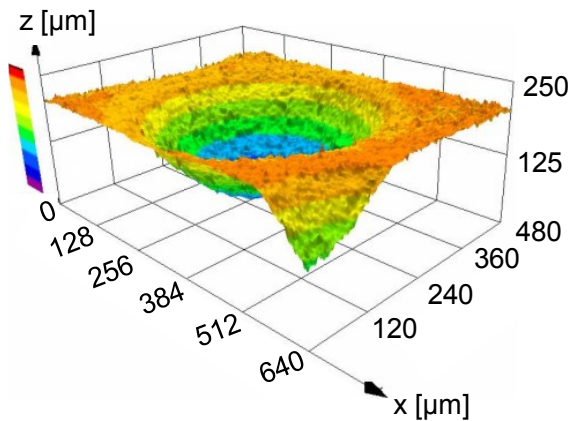
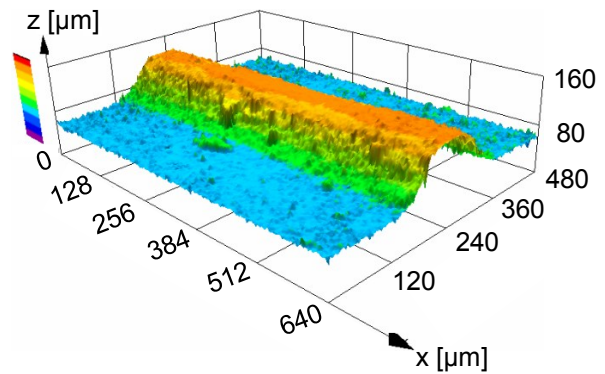
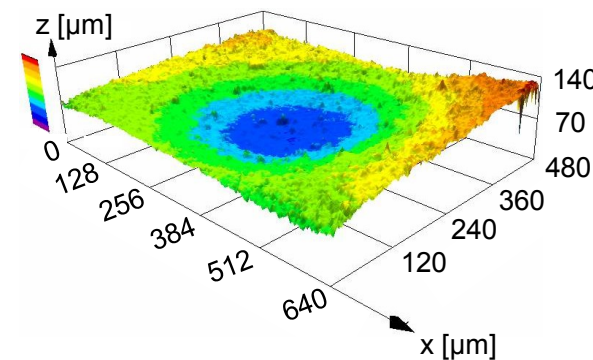
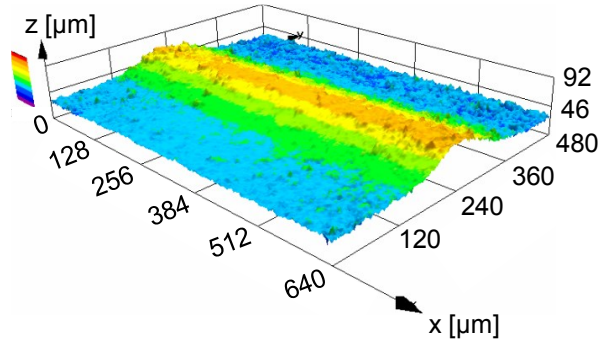
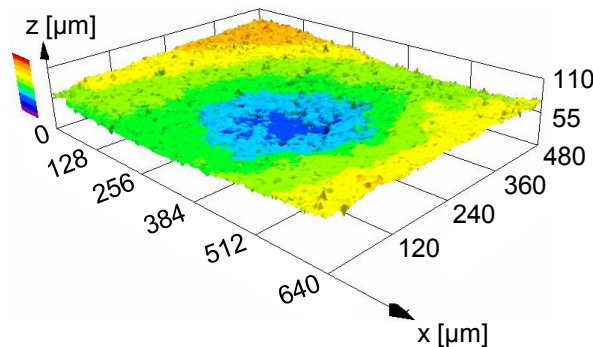
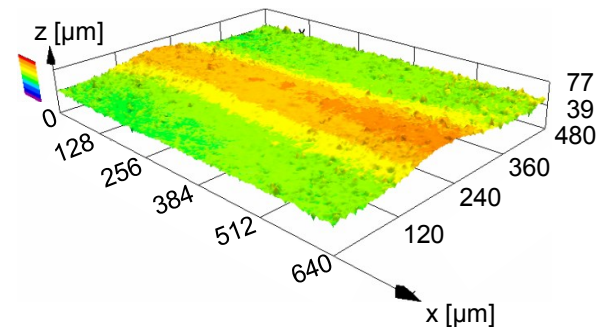
(a)  $s = 0,010$  mm(b)  $s = 0,010$  mm(c)  $s = 0,050$  mm(d)  $s = 0,050$  mm(e)  $s = 0,100$  mm(f)  $s = 0,100$  mm

Abbildung 4-37: LSM-Aufnahmen an Messstelle B3: Inconel 718-Probensoberflächen, die bei verschiedenen Spaltweiten mit dem kugel- und rillenstrukturierten Werkzeug bearbeitet wurden. (a) und (b)  $s = 0,010$  mm, (c) und (d)  $s = 0,050$  mm, (e) und (f)  $s = 0,100$  mm

### Einflussgröße Werkstoff

In Abbildung 4-38 wird ein Vergleich zwischen den erzielten Replikationsgütern auf den Inconel 718- und Ti-6Al-4V-Probensoberflächen gezeigt. Darin werden die Messergebnisse der an Messstelle B3 an Kugel- und Rillenstruktur gemessenen Geometriemerkmale veranschaulicht, wobei die Ergebnisse der Inconel 718-Strukturen in Rot und die Ergebnisse der Ti-6Al-4V-Strukturen in Blau dargestellt werden.

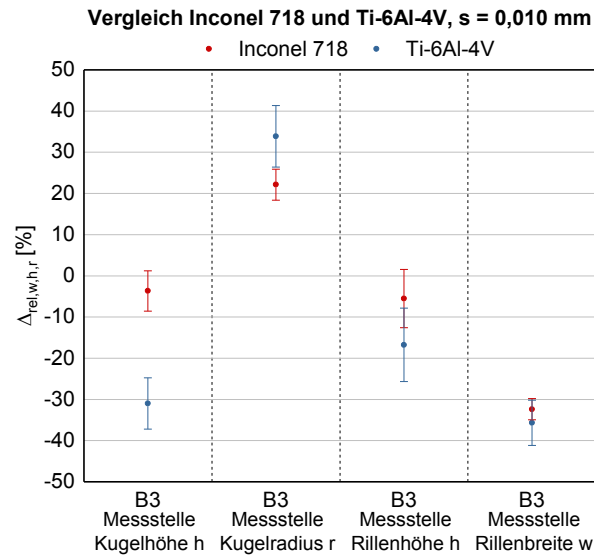


Abbildung 4-38: Darstellung des Werkstoffeinflusses auf die Replikationsgüte durch die Gegenüberstellung der relativen Abweichungen der Geometriemerkmale von Inconel 718- und Ti-6Al-4V-Proben, die mit dem kugel- und rillenstrukturierten Werkzeug mit einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet und im Messbereich B3 vermessen wurden

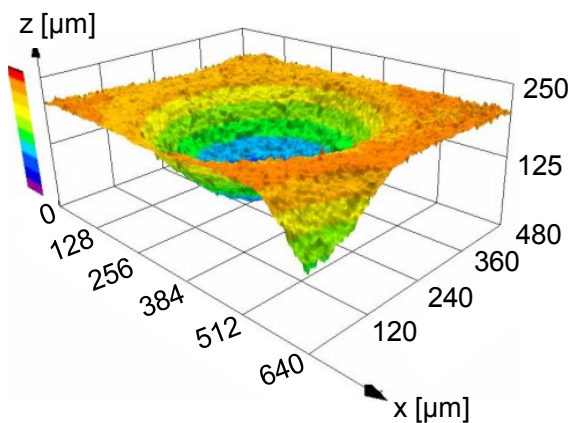
Aus den Ergebnissen geht hervor, dass die relativen Abweichungen sämtlicher Geometriemerkmale auf den Inconel 718-Proben betragsmäßig geringer ausfallen als auf den Ti-6Al-4V-Proben. Dieses Ergebnis überrascht auf den ersten Blick, lässt das gröber gekörnte Gefüge und das in Kapitel 4.2.3 beschriebene inhomogene Auflösungsverhalten der in Inconel 718 enthaltenen Phasen doch gegensätzliche Verhältnisse erwarten. Dass bei der Bearbeitung der Inconel 718-Proben trotz allem bessere Replikationsgüten erzielt werden können, liegt daran, dass die auf der Probenoberfläche gebildete Deckschicht zur einer effektiven Reduzierung des Streufeldangriffs sowie einer Begrenzung der Seitenspaltaufweitung beiträgt und auf diese Weise die nachteiligen Effekte des Auflösungsverhaltens und des grobkörnigen Gefüges auszugleichen vermag. Wie die EDX-Analysen in Kapitel 4.2.3 gezeigt haben, ist diese Deckschicht selbst bei hohen Stromdichten stabil. Diese Tatsache wird auch bei Betrachtung der Abbildung 4-23 offensichtlich, in der die Deckschicht auf den bearbeiteten Inconel 718-Probenoberflächen deutlich anhand der schwarzen Verfärbung zu erkennen ist. Die bearbeiteten Ti-6Al-4V-Probenoberflächen weisen dagegen blanke Oberflächen auf, was darauf hinweist, dass sich keine Deckschicht auf der Probenoberfläche befindet. Diese Vermutung kann ebenfalls durch die Ergebnisse der EDX-Analysen in Kapitel 4.2.3 bestätigt werden. Während die Sauerstoffanteile auf der Ti-6Al-4V-Oberfläche bei niedrigen Stromdichten stark erhöht sind, geht der Sauerstoffgehalt bei hohen Stromdichten auf einen Wert  $< 0,4$  % zurück.

Die positiven Auswirkungen der Deckschicht auf die Begrenzung des Streufeldangriffs spiegeln sich v.a. in den Ergebnissen der Kugeltiefen wider. Durch die Reduzierung der Streufelder werden die Kugelzwischenräume schwächer aufgelöst, sodass die resultierenden Kugeltiefen deutlich größer ausfallen als bei den Ti-6Al-4V-Proben. Die Reduzierung der Seitenspaltaufweitung zeigt sich im Vergleich der Ergebnisse des

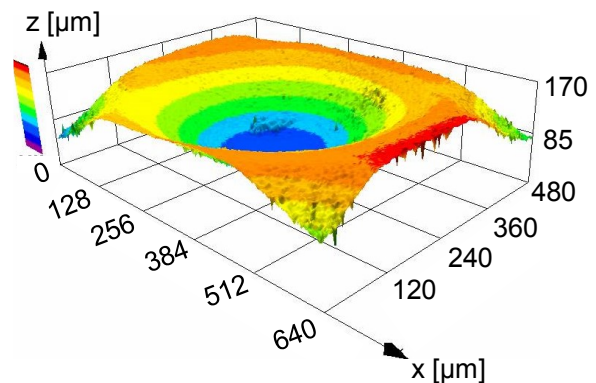
Kugelradius und der Rillenbreite. Auch hier liegen die Abweichungen bei den Inconel 718-Proben unter denen der Ti-6Al-4V-Proben. Dass die Unterschiede hier im Vergleich zur Kugeltiefe allerdings nicht so stark ausgeprägt sind, liegt an den verwendeten Messmethoden. Im Fall der Rillenbreiten werden drei Messungen herangezogen, die zur finalen Bestimmung der Rillenbreite gemittelt werden. Diese Mittelwertbildung führt naturgemäß zu einer Dämpfung vorhandener Schwankungen in den Messergebnissen. Auch das Fitten der Kugelradien durch drei Profilpunkte führt zu diesem Phänomen.

Die LSM-Aufnahmen in Abbildung 4-39 bestätigen diese Ergebnisse. Hierin wird sichtbar, dass die positiven Effekte der Eingrenzung des Streufeldangriffs und der Materialauflösung im Seitenspalt dazu führen, dass die auf den Inconel 718-Probenoberflächen erzeugten Kugeln auch optisch schmaler und die Rillen breiter erscheinen und damit besser den Zielgeometrien entsprechen als die Strukturen auf den Ti-6Al-4V-Oberflächen. Dagegen weisen die Ti-6Al-4V-Strukturen eine bessere Oberflächenqualität auf als die Inconel 718-Strukturen, wodurch die Rauheitsergebnisse aus den Stirnspaltversuchen in Kapitel 4.2.3 bestätigt werden können.

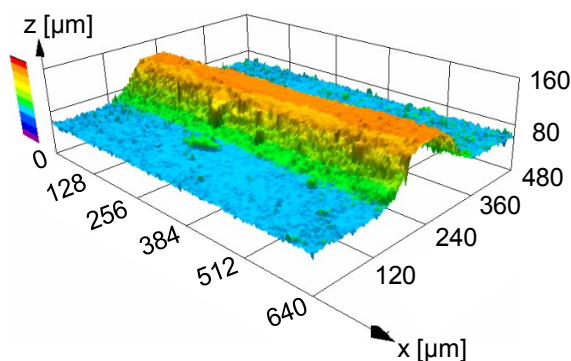
(a) Inconel 718



(b) Ti-6Al-4V



(c) Inconel 718



(d) Ti-6Al-4V

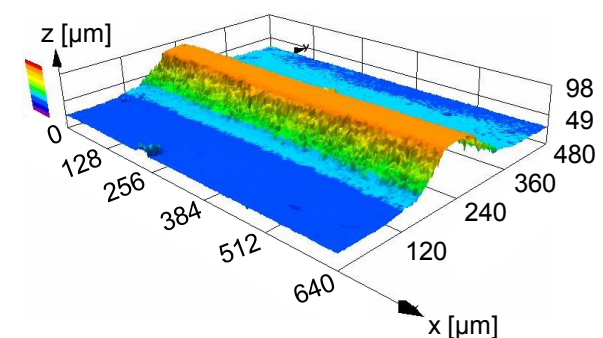


Abbildung 4-39: LSM-Aufnahmen an Messstelle B3: Inconel 718 und Ti-6Al-4V-Probenoberflächen, die bei  $s = 0,010$  mm mit dem kugel- und rillenstrukturierten Werkzeug bearbeitet wurden.

(a) Inconel 718 Kugelstruktur, (b) Ti-6Al-4V Kugelstruktur, (c) Inconel 718 Rillenstruktur, (d) Ti-6Al-4V Rillenstruktur



#### **4.4 Fazit zur Geometrieübertragung von Mikrostrukturen mittels gepulster elektrochemischer Bearbeitung**

In Orientierung an den Forschungsschwerpunkt der Oberflächenfunktionalisierung, stand in diesem Kapitel das Einbringen präziser Mikrostrukturen in die typischen Triebwerksmaterialien Inconel 718 und Ti-6Al-4V im Fokus der Untersuchungen. Um den Zeit- und Kostenaufwand bei der Auslegung des PECM-Prozesses für eine form- und maßtreue Abbildung der Mikrostrukturen zu reduzieren, wurde eine Methode vorgestellt, die sich einfacher Grundlagenexperimente sowie quantitativer und qualitativer Materialmodelle bedient. Dadurch konnte ein standardisiertes Vorgehen zur Ableitung passender Prozessparameter erarbeitet werden, das eine präzise Übertragung von Mikrostrukturen mittels PECM erlaubt.

Zentraler Baustein der entwickelten Vorgehensweise ist die Modellbildung mithilfe von Materialkennlinien. Dabei flossen sowohl die Einflüsse der Einstellparameter als auch die des Werkstoffs in die Modelle ein. Zur Realisierung der Modellbildung wurden die Prozessrandbedingungen für die Aufnahme der Materialkennlinien zunächst in Vorversuchen identifiziert. Dazu wurden die Einstellparameter Pulsbreite, Frequenz, Phase und Spüldruck über einen breiten Einstellbereich mit dem Ziel variiert, die Einstellungen festlegen zu können, die zu einer möglichst günstigen Kombination aus kleiner Spaltweite und niedriger gemittelter Rautiefe führen. Da die Untersuchungen von Inconel 718 und Ti-6Al-4V in unterschiedlichen Stromdichtebereichen stattfanden, konnte kein direkter Vergleich zwischen den erzielten Ergebnissen beider Werkstoffe gezogen werden. Dennoch zeigte sich bereits in diesen Versuchsreihen, dass das Arbeitsergebnis im Fall von Inconel 718 vorwiegend vom Werkstoff beeinflusst wird, während bei der Ti-6Al-4V-Bearbeitung die Abhängigkeit des Arbeitsergebnisses von den Einstellparametern zum Großteil den aus der Theorie bekannten Beziehungen folgt.

Nach der Definition der Prozessrandbedingungen wurde das materialspezifische Auflösungsverhalten durch eine gezielte Variation der Vorschubgeschwindigkeit in Stirnspaltversuchen ermittelt. Mithilfe dieser Experimente konnten quantitative Angaben der resultierenden Größen der Stromdichte, der spezifischen Massenabtragsrate, des Gleichgewichtsspalts und der Oberflächenrauheit bestimmt werden. Ausgehend von den aufgenommenen Daten wurde das elektrochemische Auflösungsverhalten der untersuchten Materialien in Form von Kennlinien quantitativ modelliert. Die dargestellten Verläufe der Materialkennlinien entsprachen dabei den aus der Literatur bekannten Verläufen und spiegelten die aus der Theorie bekannten Abhängigkeiten der Abtragsleistung, Spaltausbildung und Oberflächengüte von der Stromdichte wider. Nichtsdestoweniger waren signifikante Unterschiede in den Kennlinienverläufen von Inconel 718 und Ti-6Al-4V augenfällig.

Anhand einer mikroskopischen Analyse der Auflösungsphänomene im Randbereich bearbeiteter Proben konnten die beobachteten Abweichungen in den Materialkennlinien phänomenologisch erklärt werden. Obwohl diese teilweise auch von den unterschiedlichen Einstellparametern hervorgerufen wurden, ist aufgrund der gravierenden Unterschiede im materialspezifischen Auflösungsverhalten davon auszugehen, dass

der Werkstoff hier als entscheidende Einflussgröße angesehen werden kann. So setzt sich das Gefüge der Ti-6Al-4V-Proben aus den beiden Phasen  $\alpha$ - und  $\beta$ -Titan zusammen, die beide homogen im Gefüge verteilt vorliegen. Die einzelnen Körner zeigen eine globulare Gestalt und weisen eine sehr geringe Korngröße  $< 3 \mu\text{m}$  auf. Im gemeinsamen Zusammenspiel sorgen diese Eigenschaften dafür, dass sich die Ti-6Al-4V-Probenkörper homogen auflösen. Dadurch lässt sich das Arbeitsergebnis primär über die Einstellparameter steuern. Die Werkstoffeigenschaften ermöglichen unter der Wirkung einer hohen Stromdichte insbesondere die Realisierung einer sehr niedrigen Oberflächenrauheit. Mit  $R_z$ -Werten  $< 0,5 \mu\text{m}$  lagen die in dieser Versuchsreihe erzeugten Oberflächen daher im Bereich polierter Oberflächen. Im Gegensatz dazu wird das Arbeitsergebnis bei der PECM-Bearbeitung der Inconel 718-Proben hauptsächlich vom Werkstoff bestimmt. Das schlechte Auflösungsverhalten der  $\delta$ -Phase, die sich vorwiegend an den Korngrenzen der  $\gamma$ -Matrix ausscheidet, nimmt bei diesem Werkstoff einen starken Einfluss auf die Abtragsleistung, Spaltausbildung sowie im besonderen Maß auf die erzielbare Oberflächengüte. Durch das Herausspülen nicht aufgelöster  $\delta$ -Partikel ließen sich auf der einen Seite bereits bei niedrigen Stromdichten hohe Abtragsraten erzielen. Auf der anderen Seite sorgten die Gräben, die die herausgespülten Partikel in der Probenoberfläche hinterließen, im Zusammenspiel mit den aus der Probenoberfläche herausragenden  $\delta$ -Partikeln für eine sehr schlechte Oberflächengüte. Der niedrigste in den Experimenten erzielte  $R_z$ -Wert lag hier bei rund  $3,9 \mu\text{m}$  und damit bei gleicher Stromdichte knapp viermal so hoch wie bei den Ti-6Al-4V-Proben. Die dank der mikroskopischen Untersuchungen gewonnenen Erkenntnisse flossen abschließend in Materialmodelle ein, mithilfe derer sich die Auflösungsmechanismen und damit die Oberflächenausbildungen von Ti-6Al-4V und Inconel 718 bei der gepulsten elektrochemischen Bearbeitung unter den gegebenen Prozessbedingungen qualitativ beschreiben lassen.

Auf Basis der Materialkennlinien wurden im Anschluss passende Prozessparameter abgeleitet, mit denen eine präzise Übertragung der Mikrostrukturen umgesetzt und die entwickelten Modelle experimentell validiert werden sollten. Zur experimentellen Validierung wurden einfache dreidimensionale Grundformen mit Abmessungen im Mikrometerbereich in die Oberflächen von Inconel 718- und Ti-6Al-4V-Werkstücken eingebracht, wobei das Arbeitsergebnis anhand der erzielten Replikationsgüten der erzeugten Werkstückstrukturen bewertet wurde.

Insgesamt bleibt zu konstatieren, dass mit den als optimal definierten Prozessparametern bei der Bearbeitung beider Werkstoffe eine sehr präzise Übertragung der Strukturen realisiert werden konnte. Gleichwohl zeigte sich in den Ergebnissen, dass die Replikationsgüte nicht nur von der Wahl passender Prozessparameter, sondern auch stark von der Werkzeuggeometrie beeinflusst wird. Während das beste Arbeitsergebnis bei der Halbkugelstruktur bis auf  $5,8 \mu\text{m}$  ( $\Delta_{\text{rel,h}} = -3,7 \%$ ) an die Soll-Tiefe und  $34,5 \mu\text{m}$  ( $\Delta_{\text{rel,r}} = 22,1 \%$ ) an den Soll-Radius heranreichte, verschlechterten sich die relativen Abweichungen bei der Rillenhöhen auf um Faktor zwei bis drei höhere Werte. Auch die vermessenen Rillenbreiten wiesen in ihren Abweichungen zum Soll-Wert teilweise sehr starke Unterschiede zu den Abweichungen der Kugelradien auf. Aufgrund

der unterschiedlichen Vermessungsmethoden dieser Geometriemerkmale war allerdings kein direkter Vergleich der Messergebnisse möglich. Alles in allem konnte jedoch auch mithilfe einer qualitativen Beurteilung der LSM-Aufnahmen der bearbeiteten Probenoberflächen eine höhere Replikationsgüte bei der Übertragung der Halbkugelstrukturen im Vergleich zu den Rillenstrukturen beobachtet werden. Die deutlich höheren Abweichungen der Rillenstrukturen verdeutlichten dabei die prozessimmanenten Schwierigkeiten bei der Replikation scharfkantiger Strukturen.

Darüber hinaus konnte ein ebenso signifikanter Effekt des von der Werkstückgeometrie bedingten Strömungsverlaufs der Elektrolytlösung beobachtet werden. So näherten sich die Messwerte mit zunehmender Spüllänge den Soll-Werten an. Die gemessenen Unterschiede fielen dabei beträchtlich aus und erstreckten sich im Fall der Halbkugeltiefe von  $-5,8 \mu\text{m}$  ( $\Delta_{\text{rel,h}} = -3,7 \%$ ) am Spülausgang bis  $-41,6 \mu\text{m}$  ( $\Delta_{\text{rel,h}} = -26,1 \%$ ) am Spüleingang und bei der Rillenhöhe sogar von  $-5,9 \mu\text{m}$  ( $\Delta_{\text{rel,h}} = -5,5 \%$ ) am Spülausgang bis  $-54,9 \mu\text{m}$  ( $\Delta_{\text{rel,h}} = -51,6 \%$ ) am Spüleingang. Dies kann durch einen verstärkten Abtrag an der Spüleintrittskante begründet werden, der auf turbulente Strömungsverhältnisse sowie lokale Unterschiede in der Elektrolytleitfähigkeit zurückzuführen ist. Daraus resultiert ein höherer lokaler Arbeitsspalt, was sich wiederum in Form einer schlechteren Replikationsgüte auswirkt.

Der direkte Vergleich der auf den Inconel 718- und Ti-6Al-4V-Probenoberflächen erzielten Replikationsgüten offenbarte, dass das Arbeitsergebnis auch stark vom Werkstückwerkstoff beeinflusst wird. So fielen die relativen Abweichungen sämtlicher Geometriemerkmale auf den Inconel 718-Proben betragsmäßig geringer aus als auf den Ti-6Al-4V-Proben. Dabei vermag die auf der Oberfläche der Inconel 718-Proben gebildete Deckschicht durch eine Reduzierung des Streufeldangriffs sowie durch eine Begrenzung der Seitenspaltaufweitung die nachteiligen Effekte des inhomogenen Auflösungsverhaltens der im Werkstoff enthaltenen Phasen und des grobkörnigen Gefüges auszugleichen. Trotz allem werden auch bei der Bearbeitung der Ti-6Al-4V-Probenkörper hohe Replikationsgüten erzielt. Darüber hinaus offenbaren die LSM-Bilder der bearbeiteten Werkstücke deutlich glattere Strukturoberflächen im Vergleich zu Inconel 718.

Zur Bewertung der Einflüsse der Einstellparameter auf das Arbeitsergebnis wurden weitere Experimente durchgeführt, in denen die Einstellparameter so angepasst wurden, dass sich die Gleichgewichtsspalte im Prozess auf  $0,050 \text{ mm}$  und  $0,100 \text{ mm}$  einregelten. Der Vergleich der erzielten Replikationsgüten mit den Ergebnissen bei der Bearbeitung mit  $s = 0,010 \text{ mm}$  bestätigte die Erkenntnisse aus der Theorie, wonach die Abbildegenauigkeit mit steigendem Arbeitsspalt sinkt. So konnte in allen Geometriemerkmale eine deutliche Verschlechterung der Replikationsgüten mit zunehmenden Spaltweiten gezeigt werden, was mit einer Verstärkung des Effekts elektrischer Streufelder auf die Replikationsgüte mit zunehmenden Spaltweiten begründet wird. Zudem war zu erkennen, dass keine Proportionalität zwischen der eingestellten Spaltweite und der erzielten Replikationsgüte herrscht. So fielen die Unterschiede der relativen Abweichungen zwischen den Messergebnissen  $s = 0,050 \text{ mm}$  und  $s = 0,100 \text{ mm}$

in sämtlichen Messbereichen deutlich geringer aus als die Unterschiede zwischen  $s = 0,010$  mm und  $s = 0,050$  mm, woraus geschlossen wird, dass sich die Unterschiede in den Einstellparametern mit zunehmendem Streufeldeinfluss nicht mehr so stark auf die erzielbaren Replikationsgüten auswirken. Die Abhängigkeiten der Replikationsgüten von den gewählten Einstellparametern spiegelten sich auch in den LSM-Aufnahmen der Probenoberflächen wieder, wobei die Strukturen bei  $s = 0,010$  mm klare und homogene Konturen aufwiesen, während die Konturen bei  $s = 0,100$  mm nur noch schemenhaft dank der Farbgebung erkennbar waren.

Abschließend bleibt festzuhalten, dass das Arbeitsergebnis sehr stark von den Einflussgrößen Geometrie, Einstellparameter und Werkstoff abhängt und sich die PECM-Prozessauslegung daher immer nach den vorliegenden Verhältnissen richten sollte. So ist es beispielsweise zur Erzielung einer hohen Replikationsgüte unerlässlich, die Einstellparameter sowie die Werkzeug- und Spülauslegung individuell auf den zu bearbeitenden Werkstoff sowie die gewünschte Struktur abzustimmen. Durch die vorgestellte Methodik ist es gelungen, die für die präzise PECM-Einbringung von Halbkugel- und Rillenstrukturen im Mikrometerbereich benötigten Prozessparameter effizient abzuleiten.

## 5 Kathodenauslegung für die elektrochemische Senkbearbeitung einer Triebwerkschaufel

### 5.1 Motivation

In diesem Kapitel werden die Einflüsse der Werkzeug- und Werkstückgeometrie auf das Arbeitsergebnis hinsichtlich der erzielten Abbildegenauigkeit bei der Fertigung einer Verdichterschaufel analysiert und modelliert. Dadurch soll eine ökonomische Herangehensweise für die Kathodenauslegung erarbeitet werden, mithilfe derer die betrachtete Schaufel präzise innerhalb der geforderten Toleranzen gefertigt werden kann. Als Gegenstand der Untersuchungen dient eine Leitschaufel, die im achtstufigen Hochdruckverdichter des Turbinenstrahltriebwerks *PW1100G* der Fa. *Pratt & Whitney* (East Hartford, USA) verbaut wird. Das Triebwerk sowie die betreffende Leitschaufel werden in Abbildung 5-1 in Form von CAD-Modellen veranschaulicht. Als zurzeit effizientestes Triebwerk für Passagierflugzeuge in Bezug auf den Kraftstoffverbrauch sowie die CO<sub>2</sub>- und Lärmemission wird das *PW1100G*-Triebwerk u.a. im *A320neo* von *Airbus SE* (Leiden, Niederlande) eingesetzt. Aufgrund der im Hochdruckverdichter herrschenden Gastemperaturen von bis zu 650 °C und der auf 600 °C begrenzten Oxidationsbeständigkeit der Ti-Legierungen werden diese Leitschaufeln aus Inconel 718 gefertigt. Für die folgenden Untersuchungen wird daher ausschließlich Inconel 718 als Werkstückwerkstoff in Betracht gezogen. Das in der Folge beschriebene grundsätzliche Vorgehen kann allerdings auch auf Ti-6Al-4V oder andere Werkstoffe übertragen werden.

Wie in Kapitel 2.2 beschrieben wurde, stellt die elektrochemische Bearbeitung für die Fertigung von Bauteilen aus Inconel 718 eine gute Alternative zu konventionellen Fertigungsverfahren dar. Dies trifft umso mehr zu, wenn sicherheitsrelevante Bauteile bearbeitet werden sollen, bei denen erhöhte Anforderungen im Hinblick auf ihre Oberflächenintegrität bestehen. Aufgrund des kontaktlosen Verfahrensprinzips ist die elektrochemische Bearbeitung in der Lage diese Anforderungen zu erfüllen, und darüber hinaus keine Eigenspannungen oder Mikrorisse in das gefertigte Bauteil einzubringen. Firmen, wie beispielsweise die *Leitritz Turbinentechnik Nürnberg GmbH* (Nürnberg, Deutschland) oder die *MTU Aero Engines AG* (München, Deutschland) nutzen die ECM-Technologie daher, um Schaufeln für Turbinenstrahltriebwerke zu fertigen.

Nichtsdestoweniger stellen die anspruchsvollen Schaufelgeometrien eine große Herausforderung für die Kathodenauslegung dar. Die sich entlang des Spül- und Senkwegs kontinuierlich ändernden Elektrolyteigenschaften sorgen dafür, dass sich über der Bauteillänge ein ungleichmäßiger Arbeitsspalt ausbildet. Dadurch ist es sehr schwierig, eine passende Kathodengeometrie vorherzusagen, mit der sich eine komplex geformte Triebwerkschaufel innerhalb der geforderten Toleranzen fertigen lässt [Zeis15]. Speziell an den Kanten ist die Kathodenauslegung aufgrund der dort vorherrschenden Krümmung des Schaufelprofils sehr schwierig.

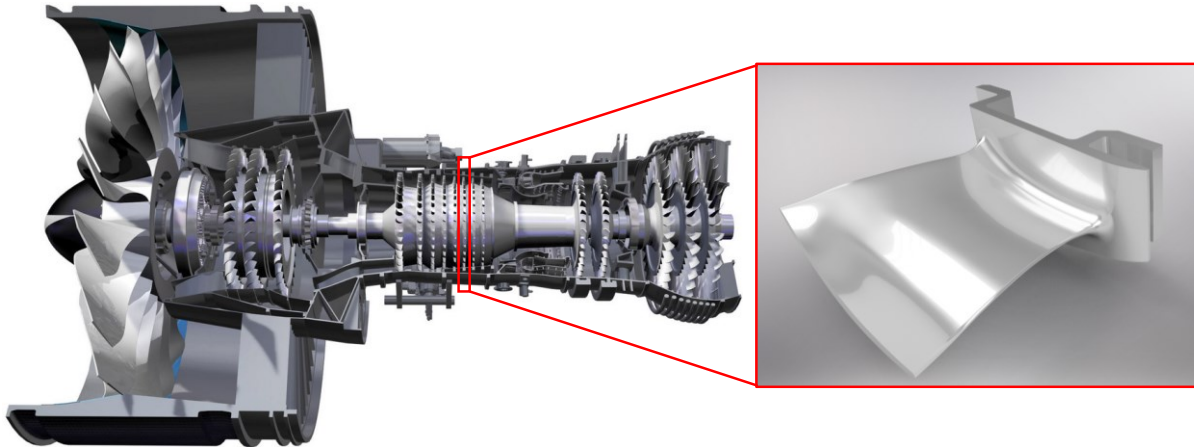


Abbildung 5-1: Schnittansicht des *PW1100G*-Turbinenstrahltriebwerks [WWW6] sowie Detailansicht der im Rahmen der Untersuchungen betrachteten Verdichterleitschaufel

Im industriellen Umfeld wird heutzutage größtenteils ein wissenschaftlicher Kathodenauslegungsprozess durchgeführt. Basierend auf dem Trial-and-Error-Prinzip durchläuft die Kathodenauslegung oftmals viele Iterationsschritte, was die Werkzeugentwicklung insgesamt sehr zeit- und kostenintensiv gestaltet [KKVA14; KZKV13b; KZKV13a; Zeis15]. Eine Verkürzung des Kathodenauslegungsprozesses durch Reduktion der Iterationszyklen würde zu einem ökonomischen Nutzen der fertigen Firmen beitragen. Aus diesem Grund wurde bereits vielfach versucht, über verschiedene Modellierungsansätze die Kathodengeometrie vorherzusagen. Eine gute Übersicht verschiedener Ansätze wird in [Zeis15] präsentiert. Bislang war es allerdings noch nicht gelungen, eine geeignete Methode zu entwickeln, mit der die Kathodenvorhersage zu ausreichend genauen Arbeitsergebnissen führt. Wie in Kapitel 2.4.1 kurz ausgeführt wurde, versuchte Zeis dieses Defizit durch seine Untersuchungen zu beheben. Aufgrund dessen verdient seine Arbeit an dieser Stelle eine besondere Würdigung.

Zeis verfolgte in seinen Untersuchungen das Ziel, ein Modell aufzubauen, in dem alle signifikanten physikalischen Phänomene berücksichtigt und miteinander gekoppelt werden, um dadurch eine präzise Simulation des elektrochemischen Abtragprozesses einer Verdichterleitschaufel zu ermöglichen. In seinem Modell koppelte er das elektrische Feld über die Elektrolytleitfähigkeit an die lokale Abtraggeschwindigkeit der Anode und berücksichtigte dabei fluidmechanische Effekte, Gasentstehungs- und -transportprozesse sowie Wärmetransfervorgänge. Die Validierung der Vorwärtssimulation der elektrochemischen Auflösung erfolgte anhand des Vergleiches eines Profilschnittes einer simulierten Schaufel mit dem einer industriell gefertigten Schaufel. Mit einer maximalen Abweichung von 0,025 mm zur industriell gefertigten Schaufel konnte er mit diesem Modell eine präzise Berechnung des elektrochemischen Abtragverhaltens realisieren. Um eine Kathodenvorhersage für die Fertigung der Leitschaufel zu ermöglichen, wurde das Modell in eine inverse Berechnung auf Basis mathematischer Definitionen eingebettet. Die auf diese Weise berechneten Kathodengeometrien wurden anschließend durch einen Vergleich der Sollgeometrie und des Ergebnisses der

Vorwärtssimulation validiert. Das Ergebnis des ersten Iterationsschrittes zeigte im Bereich der Strömungsflächen eine gute Übereinstimmung mit der Zielgeometrie. An den Kanten kam es allerdings zu Formabweichungen und zu deutlich höheren Maßabweichungen. Mit rund 0,046 mm trat die größte Abweichung an der Eintrittskante auf. Weitere Iterationsschritte sowie eine experimentelle Validierung der berechneten Kathoden konnten nicht realisiert werden [KZHH13; KZHK13; KZHH14b; KZHH14a; KIZK15; Zeis15].

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass es Zeis gelungen ist, ein Modell aufzubauen, das eine präzise Vorwärtssimulation der elektrochemischen Auflösung der betrachteten Verdichterschaufel erlaubt. Dennoch kann die Praxistauglichkeit der entwickelten Simulation für die Kathodenvorhersage aufgrund der fehlenden experimentellen Validierung der Kathodenberechnung nicht abschließend belegt werden. Weiterhin bleibt zu erwähnen, dass hier eine Leitschaufel aus dem Mitteldruckverdichterbereich eines Triebwerks als Anwendungsbeispiel diente. Diese weist ein relativ flaches Profil auf, das nur schwach über der Blattlänge gekrümmt ist. Im Gegensatz dazu wird die Schaufel, die im Rahmen der vorliegenden Arbeit bearbeitet wird, im Hochdruckverdichter verbaut. Sie weist eine deutlich komplexere Geometrie auf, da sie nicht nur an den Kanten, sondern auch über der Blattlänge stark gekrümmt ist. Insbesondere durch das Abknicken des Schaufelprofils im Bereich des Schaufelkopfs, vgl. die vergrößerte Schaufeldarstellung in Abbildung 5-1, kommt es zu einer starken Änderung der Schaufelhöhe entlang der Blattlänge, was die elektrochemische Fertigung deutlich erschwert. Darüber hinaus werden die zu fertigenden Schaufeln im Hochdruckverdichterbereich enger toleriert als im Mitteldruckverdichterbereich. Nicht unerwähnt bleiben soll auch die Tatsache, dass durch die Berücksichtigung und Kopplung multiphysikalischer Phänomene ein sehr komplexes Simulationsprogramm entsteht, was die Handhabung in der Praxis erschwert. Im industriellen Umfeld besteht aber demgegenüber ein Bedarf an robusten Berechnungsprogrammen, die eine ausreichend genaue Vorhersage der Kathodengeometrie ermöglichen und darüber hinaus vom Anwender einfach beherrscht werden können.

An diesem Punkt knüpft die in der vorliegenden Arbeit eingesetzte Simulationsmethodik an. Diese basiert weniger auf detaillierten theoretischen Untersuchungen physikalisch gekoppelter Effekte, als vielmehr auf einer einfachen Methode, die sich experimentell erfasster materialspezifischer Daten bedient. Ursprünglich von Rebschläger für die Vorhersage der Kathodenform zum Einbringen einer einfachen Rechteckgeometrie entwickelt [Rebs16], wurde das Simulationsprogramm gezielt für die Berechnung der komplexen Schaufelgeometrie weiterentwickelt und die Simulationsergebnisse in zwei Stufen experimentell validiert.

## 5.2 Vorgehensweise

In Abbildung 5-2 wird die Vorgehensweise bei der Kathodenauslegung für die elektrochemische Senkbearbeitung der Verdichterschaufel veranschaulicht. Die in dieser Studie verwendete Simulation basiert auf einer Kombination aus allgemein an-

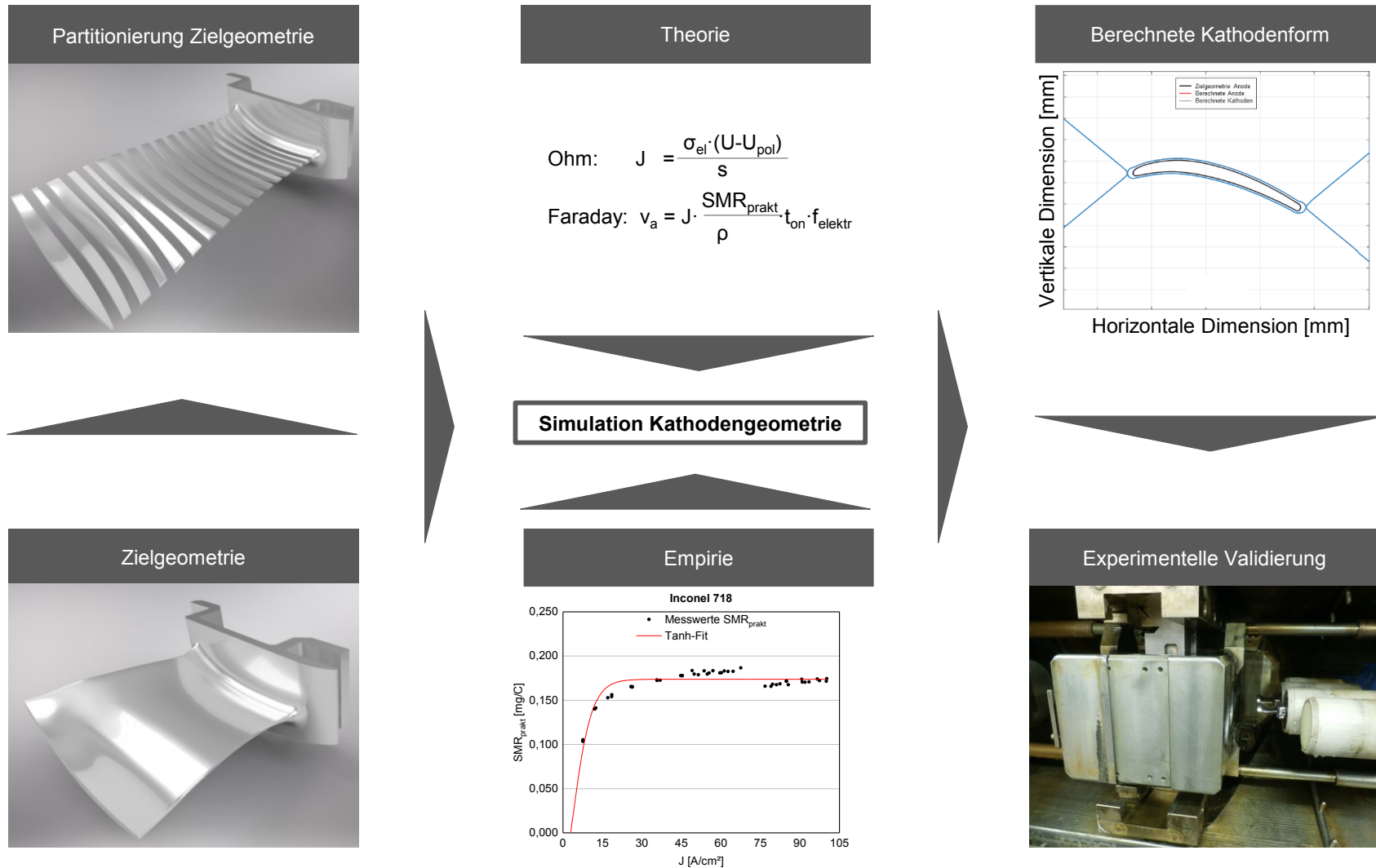


Abbildung 5-2: Vorgehensweise im Rahmen der Kathodenauslegung für die elektrochemische Senkbearbeitung der Verdichterschaufel. Quelle Abbildung Experimentelle Validierung: [NN1]



erkannter Theorie und spezifischer Empirie. Der in die numerische Berechnungssoftware *Matlab R2017a* der Fa. *MathWorks Inc.* (Natick, USA) implementierte Algorithmus erlaubt eine 2D-Simulation ohne Berücksichtigung der Spülbedingungen im Arbeitsspalt. Daher wird die Zielgeometrie zunächst in 17 ebene Schaufelschnitte zerlegt, beginnend mit Schnitt 1 am Schaufelkopf und endend mit Schnitt 17 am Deckband, siehe Abbildung 5-3. Im Anschluss wird für jeden einzelnen Schnitt die optimale Kathodenform berechnet, mit der die Schaufel innerhalb der geforderten Toleranzen gefertigt werden kann. Dabei fließen neben dem mithilfe empirisch gewonnener Daten erstellten Materialmodell auch allgemeingültige Gesetzmäßigkeiten nach Faraday und Ohm in die Simulation ein [EHHS17; EHHS18]. Die Simulationsergebnisse werden abschließend auf zwei verschiedenen Stufen experimentell validiert.

Die betrachtete Schaufel wird in der betrieblichen Praxis mittels DC-ECM gefertigt. Für die fertigenden Firmen bietet diese Verfahrensvariante aufgrund der im Vergleich zum PECM erzielbaren höheren Abtragsraten Vorteile hinsichtlich der Realisierbarkeit des geforderten Produktionsumfangs. Die finale experimentelle Validierung wird daher an einer DC-ECM-Schauflensenkanlage eines Industriepartners durchgeführt. Um allerdings die Simulationsergebnisse bereits vorab bewerten und ggf. notwendige Anpassungen in der Simulation vornehmen zu können, bevor das Werkzeug für die finale Validierung gefertigt wird, erfolgt im vorangehenden Schritt eine „2D“-Validierung an einer industriellen PECM-Senkanlage.

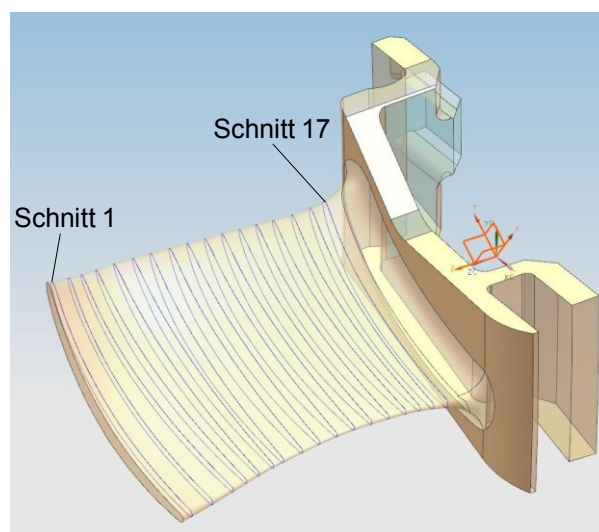


Abbildung 5-3: Einteilung der untersuchten Verdichterschaufel in 17 ebene Schnitte, ähnlich zu [EHHS17]

### 5.3 Modellbildung mithilfe von Berechnungsalgorithmen

#### 5.3.1 Theoretischer Hintergrund des Simulationsprogramms

Herzstück der Simulation ist die Vorwärtsberechnung der anodischen Metallauflösung. Hierbei wird der elektrochemische Auflösungsprozess auf Basis grundlegender Gesetzmäßigkeiten und empirisch ermittelter SMR-Daten modelliert. Der Zusammenhang zwischen dem Arbeitsspalt und der Stromdichte wird nach dem Ohm'schen Gesetz durch Umstellen von Formel (2.20) beschrieben [EHHS17]:

$$J = \frac{\sigma_{el} \cdot (U - U_{pol})}{s} \quad (5.1)$$

Abgeleitet aus dem Faraday'schen Gesetz, dargestellt in Formel (2.24), wird der Zusammenhang zwischen der Geschwindigkeit der elektrochemischen Auflösung  $v_a$  und der Stromdichte ausgedrückt [EHHS17]:

$$v_a = J \cdot \frac{SMR_{prakt}}{\rho} \cdot f \cdot t_{on} \quad (5.2)$$

Abbildung 5-4 zeigt die einzelnen Berechnungsschritte der Vorwärtssimulation in Form einer schematischen Darstellung für einen einzelnen Strompuls. Zur Definition der Randbedingungen der Vorwärtssimulation wird zunächst die Anzahl der Strompulse bestimmt, die zum Erreichen des gewünschten Gesamtverfahrwegs benötigt wird. Mithilfe der vorgegebenen Vorschubgeschwindigkeit lässt sich daraus der Vorschub der Kathode pro Strompuls berechnen. Anschließend werden die Kathoden- und Anodenoberflächen in Punktwolken transformiert. Ausgehend davon werden an jedem Punkt auf der Anodenoberfläche die entsprechenden Normalvektoren  $\vec{n}_{a_i}$  berechnet (Schritt 1). Danach wird zu jedem Anodenpunkt der kürzest entfernte Punkt auf der Kathodenoberfläche gesucht und zugewiesen, um auf diese Weise die lokalen Arbeitsspalte  $s_{lokal,a_i}$  zu errechnen (Schritt 2). Mit der Kenntnis der einzelnen Arbeitsspalte und der gegebenen Arbeitsspannung, Polarisationsspannung und Elektrolytleitfähigkeit können die lokalen Stromdichten  $J_{lokal,a_i}$  in der Folge gemäß Formel (5.1) berechnet und den jeweiligen Punkten auf der Anodenoberfläche zugewiesen werden (Schritt 3). Anschließend wird die lokale Auflösungsgeschwindigkeit  $v_{a_i}$  nach Formel (5.2) mit Hilfe der berechneten lokalen Stromdichten und der experimentell ermittelten SMR-Werte bestimmt (Schritt 4). Auf dieser Basis kann die zeitliche Änderung der Positionen der Anodenpunkte mit Hilfe der Differentialgleichung in Formel (5.3) beschrieben werden. Demnach wird jeder einzelne Punkt  $a_i$  auf der Anodenoberfläche entlang seines Normalvektors  $\vec{n}_{a_i}$  in Anodenrichtung verschoben, wobei der Betrag der Verschiebung  $\vec{h}_{a_i}$  vom betrachteten Zeitschritt  $t$  abhängt (Schritt 5). Danach wird die Kathode gemäß des berechneten Vorschubs pro Strompuls in Senkrichtung verschoben und der Algorithmus startet für den nächsten Strompuls bei Schritt 1 von Neuem, bis die gewünschte Senktiefe erreicht ist. Der betrachtete Zeitschritt wird i.d.R. analog zur Pulsbreite gewählt [EHHS17; EHHS18; Rebs16].

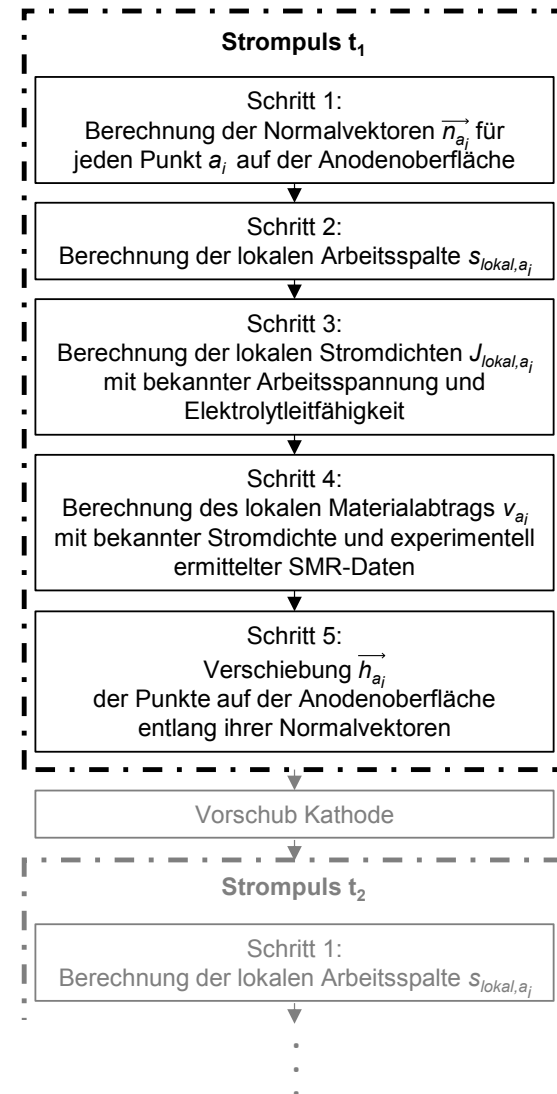
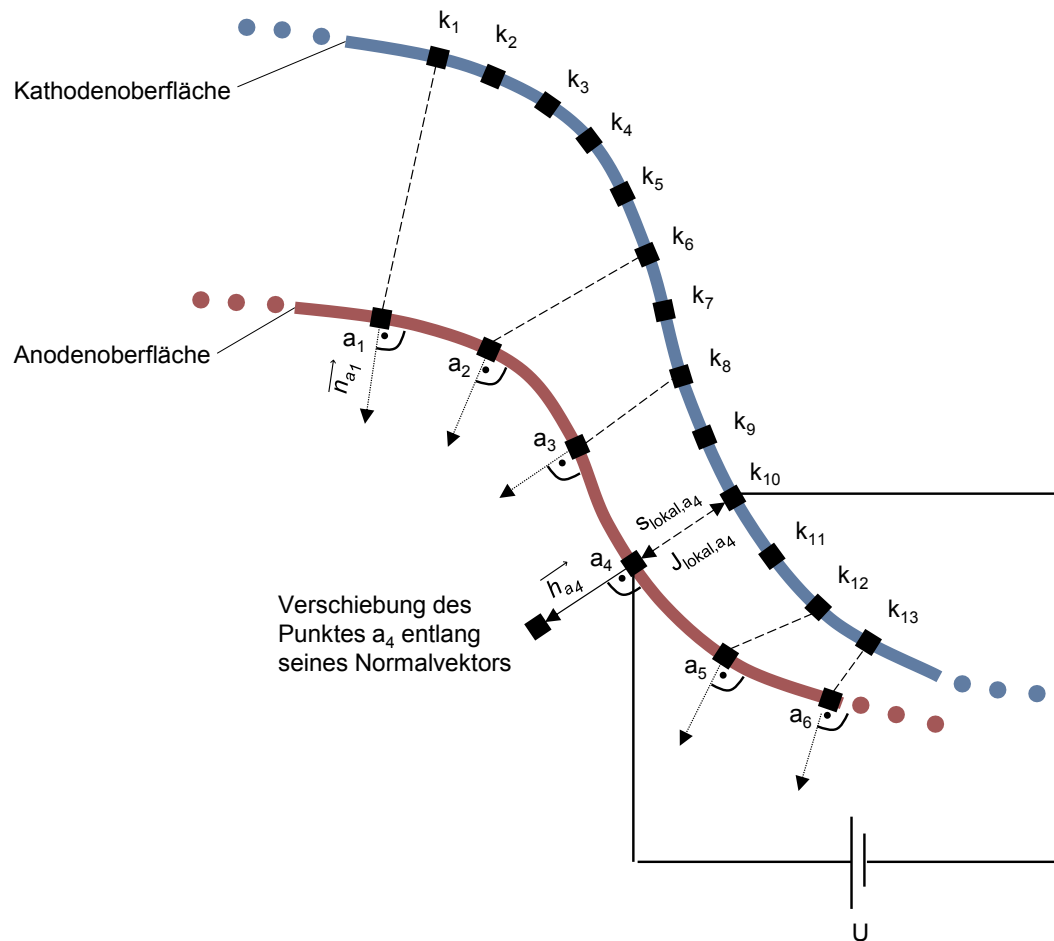


Abbildung 5-4: Schematische Darstellung der einzelnen Berechnungsschritte der Vorwärtssimulation der anodischen Metallauflösung, ähnlich zu [Rebs16]

$$\frac{d\vec{h}_{a_i}}{dt} = J_{\text{lokal},a_i} \cdot \frac{SMR_{\text{prakt}}}{\rho} \cdot f \cdot t_{\text{on}} \cdot \vec{n}_{a_i} \quad (5.3)$$

$\vec{h}_{a_i}$ : Verschiebung des Anodenpunkts  $a_i$

$t$ : betrachteter Zeitraum

$J_{\text{lokal},a_i}$ : jedem Anodenpunkt  $a_i$  zugewiesene lokale Stromdichte

$\vec{n}_{a_i}$ : Normalvektor zur Anodenoberfläche am Punkt  $a_i$

Aufbauend auf der Vorwärtssimulation wird die Kathodengeometrie durch Hinzufügen einer äußeren Schleife invers berechnet, vgl. Abbildung 5-5. Nach Erreichen der gewählten Senktiefe werden die berechnete Anodengeometrie mit der Zielgeometrie verglichen und die ggf. vorhandenen Maßabweichungen als Korrekturfaktoren für die Kathode berücksichtigt. Dazu werden zunächst an jedem Punkt auf der berechneten Anodenoberfläche  $a_{i,\text{ist}}$  die entsprechenden Normalvektoren berechnet (Schritt 1). Anschließend werden für alle Punkte  $a_{i,\text{ist}}$  die Abstände zur Zielgeometrie  $a_{i,\text{soll}}$  entlang der Normalvektoren berechnet (Schritt 2). Auf diese Weise ergibt sich an jedem Anodenpunkt ein entsprechender Fehlervektor  $\vec{\Delta a}_{i,\text{soll-ist}}$ , der die Höhe und Richtung der Abweichung zur Zielgeometrie vorgibt. Dieser Fehlervektor wird anschließend für die Korrektur der Kathode genutzt, indem die Punkte auf der Kathodenoberfläche  $k_i$  um den Betrag und in Richtung von  $\vec{\Delta a}_{i,\text{soll-ist}}$  verschoben werden (Schritt 3). Durch Interpolation der verschobenen Kathodenpunkte  $k_{i,\text{korr}}$  wird schließlich die korrigierte Kathodenoberfläche erzeugt [EHHS17; EHHS18; Rebs16].

Im Anschluss beginnt die Vorwärtssimulation mit der auf diese Weise korrigierten Kathode von Neuem und die Schleife wird solange wiederholt, bis die berechnete anodische Form bis zu einem gewissen Grad der Zielgeometrie entspricht oder ein vordefiniertes Abbruchkriterium erreicht wird. Abbildung 5-6 zeigt den kompletten Berechnungsalgorithmus zur Kathodensimulation. Darin ist die Vorwärtssimulation der anodischen Auflösung als innere Schleife und die inverse Simulation der Kathodengeometrie als äußere Schleife integriert [EHHS17; EHHS18; Rebs16].

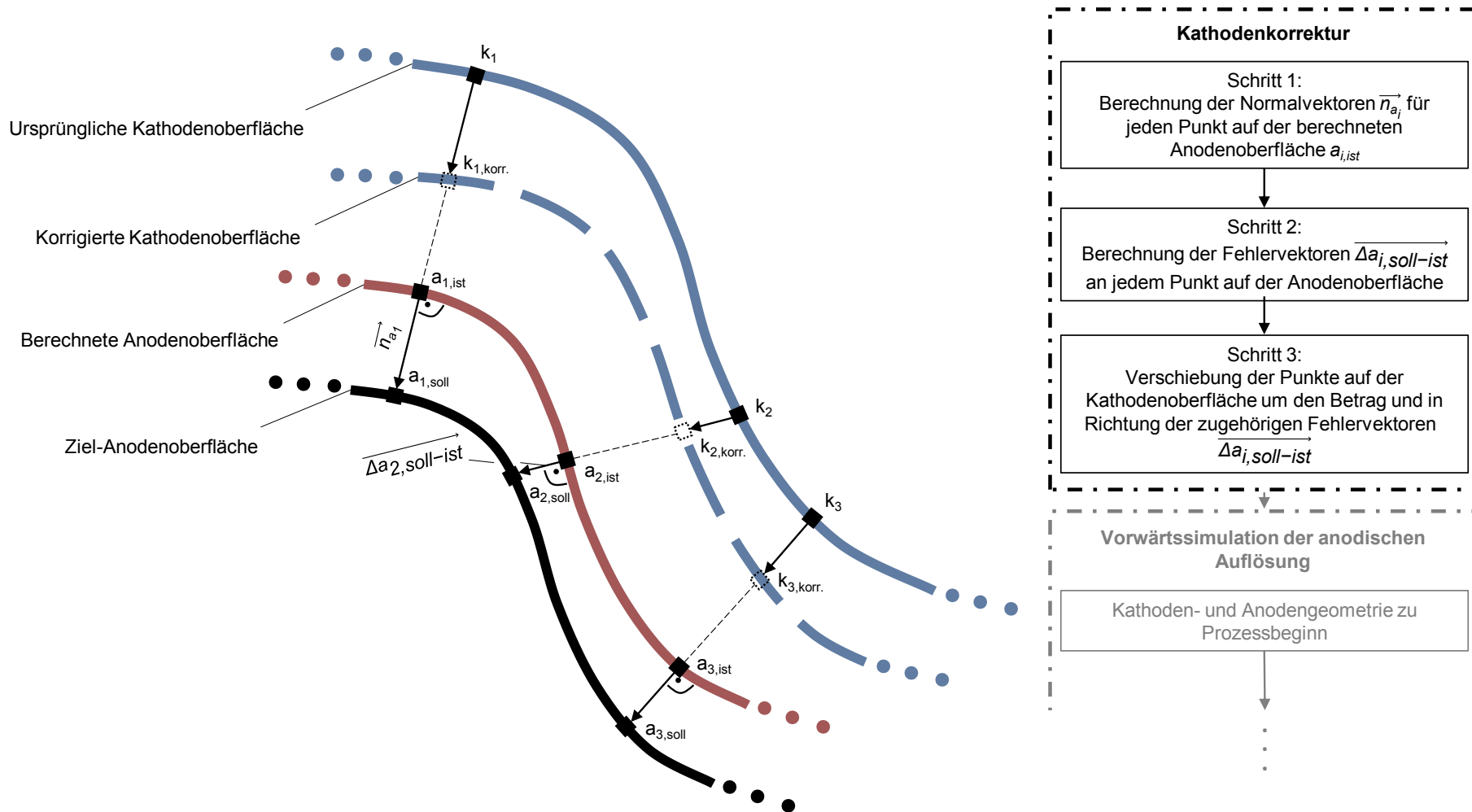


Abbildung 5-5: Korrektur der Kathodengeometrie durch Verschieben der einzelnen Kathodenpunkte  $k_i$  um den Betrag und in Richtung des berechneten Fehlervektors  $\Delta a_{i,ist-soll}$

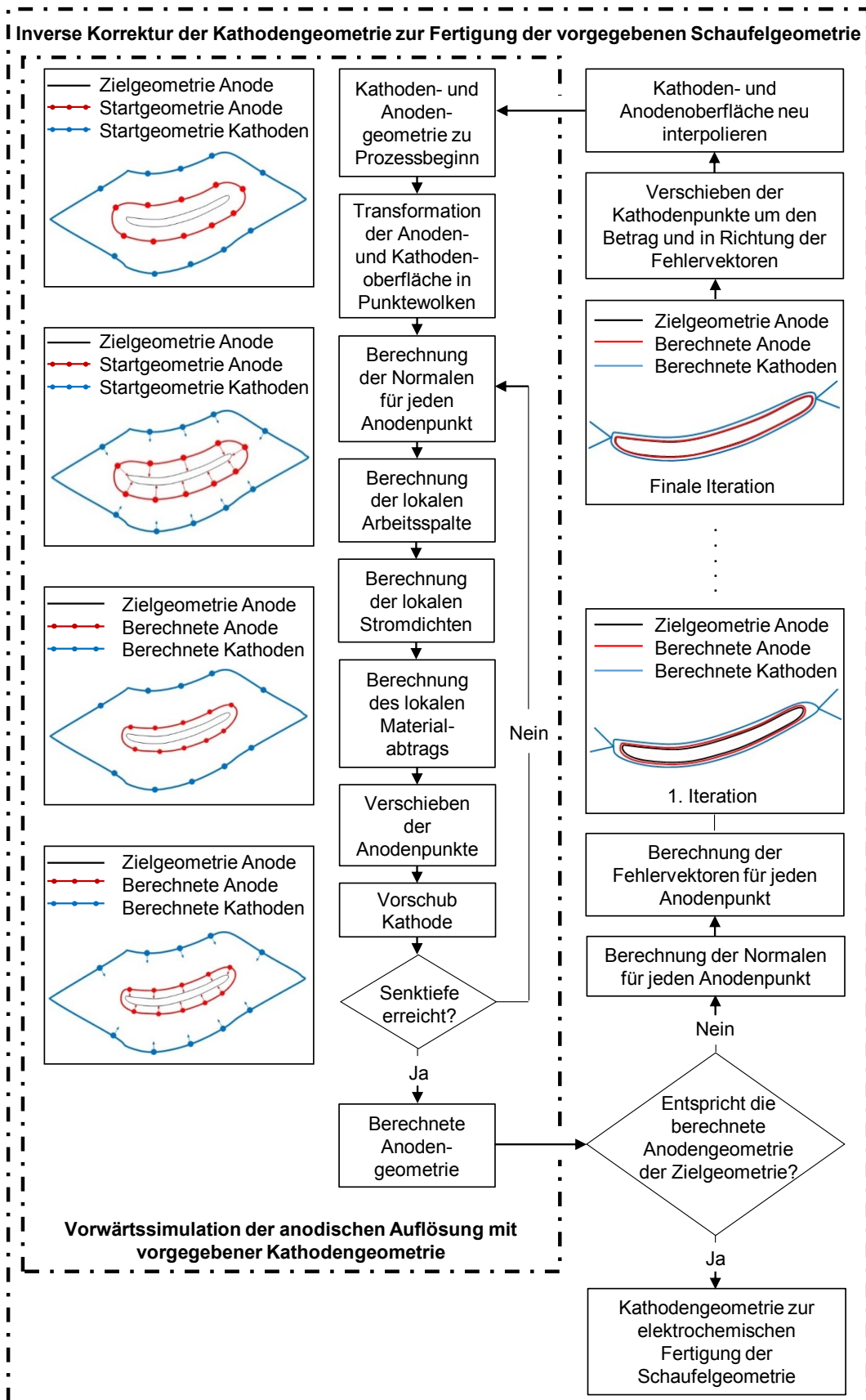


Abbildung 5-6: Schematische Darstellung der einzelnen Berechnungsschritte des kompletten Berechnungsalgorithmus der Kathodensimulation. Innere Schleife: Vorwärtssimulation der anodischen Auflösung mit vorgegebener Kathodengeometrie. Äußere Schleife: Inverse Korrektur der Kathodengeometrie zur Fertigung der vorgegebenen Anodengeometrie, ähnlich zu [Rebs16]

### 5.3.2 Ermittlung materialspezifischer Daten

Zur Realisierung der Vorwärtssimulation der anodischen Auflösung ist das Wissen um das materialspezifische Auflösungsverhalten unter den gegebenen Prozessbedingungen erforderlich. Die dazu durchgeführten Untersuchungen konzentrieren sich hauptsächlich auf die Analyse des Einflusses der Vorschubgeschwindigkeit  $v_f$  auf die resultierende Stromdichte  $J$  und die praktische spezifische Massenabtragsrate  $SMR_{\text{prakt}}$ . Durch die Aufbereitung der Daten in Form einer charakteristischen  $SMR_{\text{prakt}}-J$ -Kurve wird ein quantitatives Materialmodell erstellt, das schließlich in das Simulationsprogramm einfließt.

Die Eignung des im Stirnspaltversuch ermittelten Materialauflösungsverhaltens als Eingangsgröße für die Simulation der elektrochemischen Bearbeitung komplexer Raumformen konnte bereits in den Untersuchungen von Karges et al. bestätigt werden [KZHF18]. Dementsprechend erfolgt auch in der vorliegenden Untersuchung die Ermittlung der materialspezifischen Daten anhand von Stirnspaltversuchen. Alle Experimente werden an der in Kapitel 4.2.1 vorgestellten PECM-Senkanlage *PEMCenter 8000* und mit dem ebenfalls in Kapitel 4.2.1 beschriebenen Versuchsaufbau durchgeführt. Da die Schaufel in der Praxis an einer DC-Senkanlage gefertigt wird, wurde ohne mechanische Oszillation sowie mit der an der Anlage maximal realisierbaren elektrischen Frequenz von 500 Hz gearbeitet, um auf diese Weise möglichst DC-ECM-nahe Bearbeitungsbedingungen zu schaffen. Bei der gewählten elektrischen Frequenz kann die Pulsbreite maximal auf 1,5 ms eingestellt werden. Die Arbeitsspannung von 12 V sowie die Elektrolyteigenschaften richten sich nach den Fertigungsbedingungen in der betrieblichen Praxis und werden in Tabelle 5-1 aufgelistet. Um einen möglichst großen Stromdichtebereich erfassen zu können, wurde die Vorschubgeschwindigkeit auf 16 Stufen variiert wobei jede Vorschubstufe dreimal durchgeführt wurde. Die Ausgangsgrößen wurden nach der in Kapitel 4.2.1 beschriebenen Vorgehensweise ausgewertet.

Als Ergebnis der Stirnspaltversuche ergibt sich die in Abbildung 5-7 dargestellte Materialkurve. Darin repräsentiert jeder Datenpunkt die aus den einzelnen Vorschubstufen resultierenden Werte der Stromdichte und spezifischen Massenabtragsrate bei stationären Prozessbedingungen. Die entsprechenden Datenpunkte sind in ANHANG F aufgelistet. Um das elektrochemische Auflösungsverhalten zu modellieren, werden die Datenpunkte, analog zu Kapitel 4.2.3 mit einer tanh-Funktion gefittet. Das verwendete Beschreibungsmodell sowie die zugehörigen Modellparameter und Bestimmtheitsmaße werden in Formel (5.4) aufgeführt. Mit einem Bestimmtheitsmaß von  $R^2 = 0,80768$  bildet das Modell den Verlauf der Messwerte gut ab. Durch das Extrapolieren der Fit-Kurve bis  $J_{\text{min}}$  wird gewährleistet, dass ein kontinuierlicher Datensatz für die Simulation zur Verfügung steht.

Tabelle 5-1: Prozessparameter für die Ermittlung materialpezifischer Daten in Stirnspaltversuchen

<b>Prozessparameter</b>	<b>Einstellungen</b>
$v_f$ [mm/min]	0,01 - 0,05 - 0,10 - 0,20 - 0,30 - 0,40 - 0,45 - 0,50 - 0,55 - 0,60 - 0,65 - 0,70 - 0,75 - 0,80 - 0,85 - 0,90
U [V]	12
$t_{on}$ [ms]	1,5
$f_{elektr.}$ [Hz]	500
$f_{mechan.}$ [Hz]	0
$p_{el}$ [bar]	2
Elektrolytart	NaNO <sub>3</sub>
pH [-]	8
$\sigma_{el}$ [mS/cm]	160
$T_{el}$ [°C]	36
<b>Ausgangsgrößen</b>	
J [A/cm <sup>2</sup> ]	
SMR <sub>prakt</sub> [mg/C]	



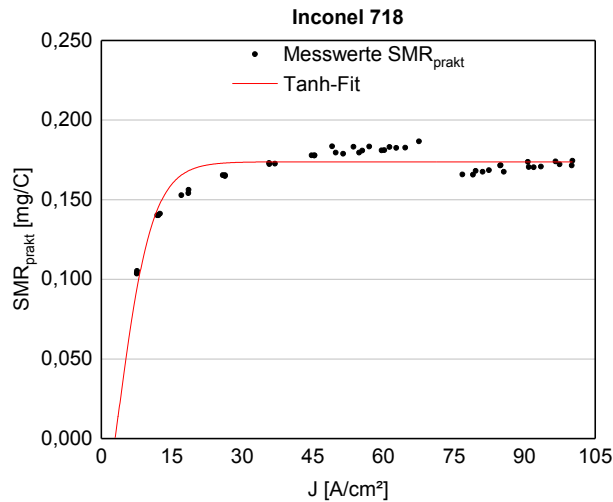


Abbildung 5-7: Aus den Stirnspaltversuchen resultierendes Materialmodell in Form einer  $SMR_{\text{prakt}}-J$ -Fitkurve

$$SMR_{\text{prakt}} = a \cdot \tanh(b \cdot (J+c)) + d \quad (5.4)$$

$a = 0,17380$   
 $b = 0,13174$   
 $c = -2,96758$   
 $d = 0$   
 $R^2 = 0,80768$

### 5.3.3 Simulation

Die Diskussion der Simulationsergebnisse wird exemplarisch am Beispiel des Schau-felschnitts 10 durchgeführt. Um die Simulationsergebnisse besser diskutieren zu können, ist es sinnvoll, vorab einen Blick auf das Profil einer Triebwerkschaufel zu werfen und die Begrifflichkeiten eindeutig zu definieren. Aus diesem Grund wird in Abbildung 5-8 ein Schnitt durch eine typische Schaufelgeometrie dargestellt.

Das Profil der Schaufel ist i.d.R. leicht gekrümmt. Die konvex gekrümmte Seite der Schaufel wird als Saugseite, die konkav gekrümmte Seite als Druckseite bezeichnet. Saug- und Druckseite laufen an den beiden Schaufelkanten zusammen. Der angesaugte Luftstrom gelangt dabei über die Eintrittskante auf die Strömungsfläche, bevor er die Schaufel an der Austrittskante wieder verlässt.

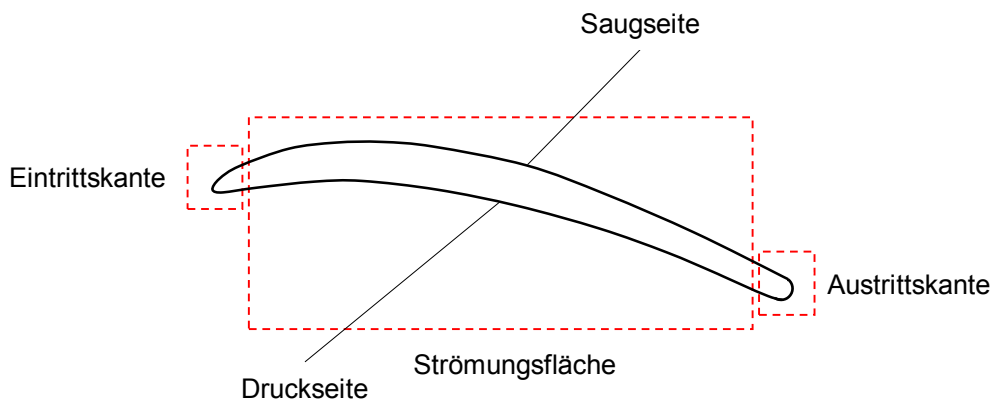


Abbildung 5-8: Begriffserläuterungen am Querschnitt einer typischen Triebwerkschaufel, ähnlich zu [EHHS17]

Abbildung 5-9 zeigt exemplarisch den Startaufbau der Simulation. Im Zentrum des Aufbaus ist die Zielgeometrie der Anode als idealer Schaufelschnitt in schwarzer Farbe dargestellt. Die Ausgangsgeometrie der Anode ist in Rot dargestellt. Sie ergibt sich durch Hinzufügen eines praxisüblichen Aufmaßes von 2 - 3,5 mm zur Zielgeometrie und repräsentiert sozusagen den Schaufelrohling. Die blau eingefärbten Kathoden zur Bearbeitung der Druck- und Saugseite werden, wie in der ECM-Schaufelfertigung üblich, auf einer Achse gegeneinander zugeführt, um die Zielgeometrie aus der Ausgangsgeometrie der Anode herauszuarbeiten. Dabei ist eine gute Abstimmung der beiden Kathoden, insbesondere zur formgenauen Abbildung der Schaufelkanten, unerlässlich. Hier überlagern sich die E-Felder beider Kathoden, und die exakte Kantenform wird aufgrund der dort herrschenden lokalen Elektrolysebedingungen erzeugt. Die Ausgänge der Kathoden werden rein aus Simulationszwecken gekreuzt, um eine Nasenbildung an den Kanten und damit einen Abbruch der Simulation durch einen virtuellen Kurzschluss zu verhindern. Nach Erreichen der vorgegebenen Senktiefen werden beide Kathoden während jeder Iteration nach der in Kapitel 5.3.1 beschriebenen Vorgehensweise korrigiert, um der Abformung der idealen Anodengeometrie Schritt für Schritt näher zu kommen [EHHS18].

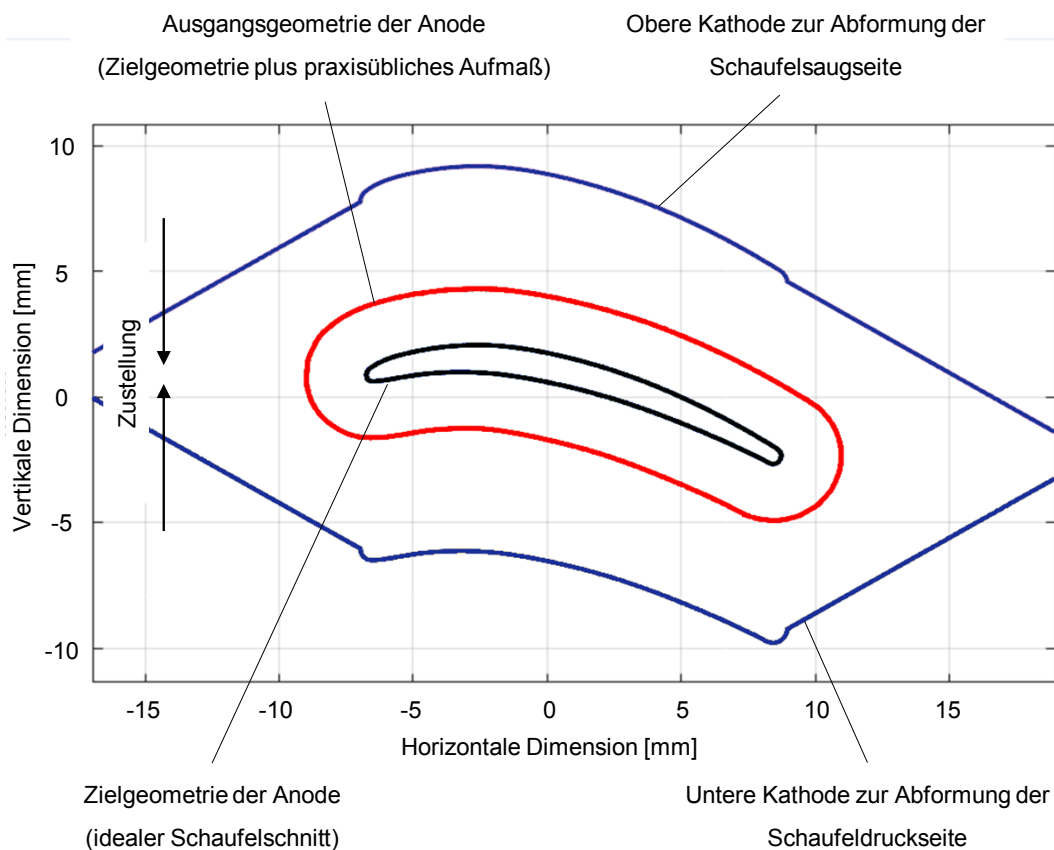


Abbildung 5-9: Startanordnung der Simulation, ähnlich zu [EHHS18]

Die finalen Simulationsergebnisse werden in Abbildung 5-10 dargestellt. Mit den berechneten Kathoden kann eine Anode abgebildet werden, die eine nahezu exakte Kopie der Zielgeometrie im Bereich der Strömungsflächen darstellt. Lediglich an den Schaufelkanten sind Abweichungen von der Zielgeometrie zu erkennen, was in den lokalen Vergrößerungen der Ein- und Austrittskante deutlich wird. Durch Berücksichtigung eines blau markierten Toleranzbandes von  $\pm 0,060$  mm in Abbildung 5-11 wird allerdings ersichtlich, dass die Abweichungen an den Kanten deutlich innerhalb der Toleranz liegen, die bei der Schaufelfertigung eingehalten werden muss. Die Bestimmung der Abweichung nach der Nearest-Neighbor-Methode zwischen der berechneten Anode und der Zielgeometrie offenbart maximale Abweichungen von 0,017 mm an der Eintrittskante sowie 0,023 mm an der Austrittskante und 0,002 mm im Bereich der Strömungsflächen [EHHS18].

Neben der reinen Bewertung der Maßgenauigkeit sollte das Simulationsergebnis an den Kanten auch hinsichtlich der Formtreue zur Zielgeometrie beurteilt werden. Hier bleibt festzuhalten, dass an der Eintrittskante durchweg ein leicht zu hoher Materialabtrag simuliert wird. Dennoch stimmt die Form hier sehr gut mit der Zielgeometrie überein. An der Austrittskante ist die Formabweichung zur Zielgeometrie dagegen etwas stärker ausgeprägt. Hier erscheint der simulierte Materialabtrag im Kantenverlauf ungleichmäßig. Während auf der Druckseite ein minimal zu geringer Materialabtrag simuliert wird, schlägt dieser in Richtung der Saugseite in einen zu hohen Materialabtrag um.

Trotz allem kann aus den Ergebnissen geschlossen werden, dass mit der entwickelten Simulationsmethodik eine einfache, aber sehr genaue Berechnung des Schaufelschnitts möglich ist. Die iterative Korrektur der Kathodengeometrie ermöglicht in Kombination mit einer präzisen Vorwärtssimulation der anodischen Metallauflösung, dass die berechnete Anodengeometrie sowohl hinsichtlich der Maß- als auch der Formgenauigkeit nah an die Zielgeometrie heranreicht und die Fertigungstoleranz dadurch deutlich eingehalten wird.

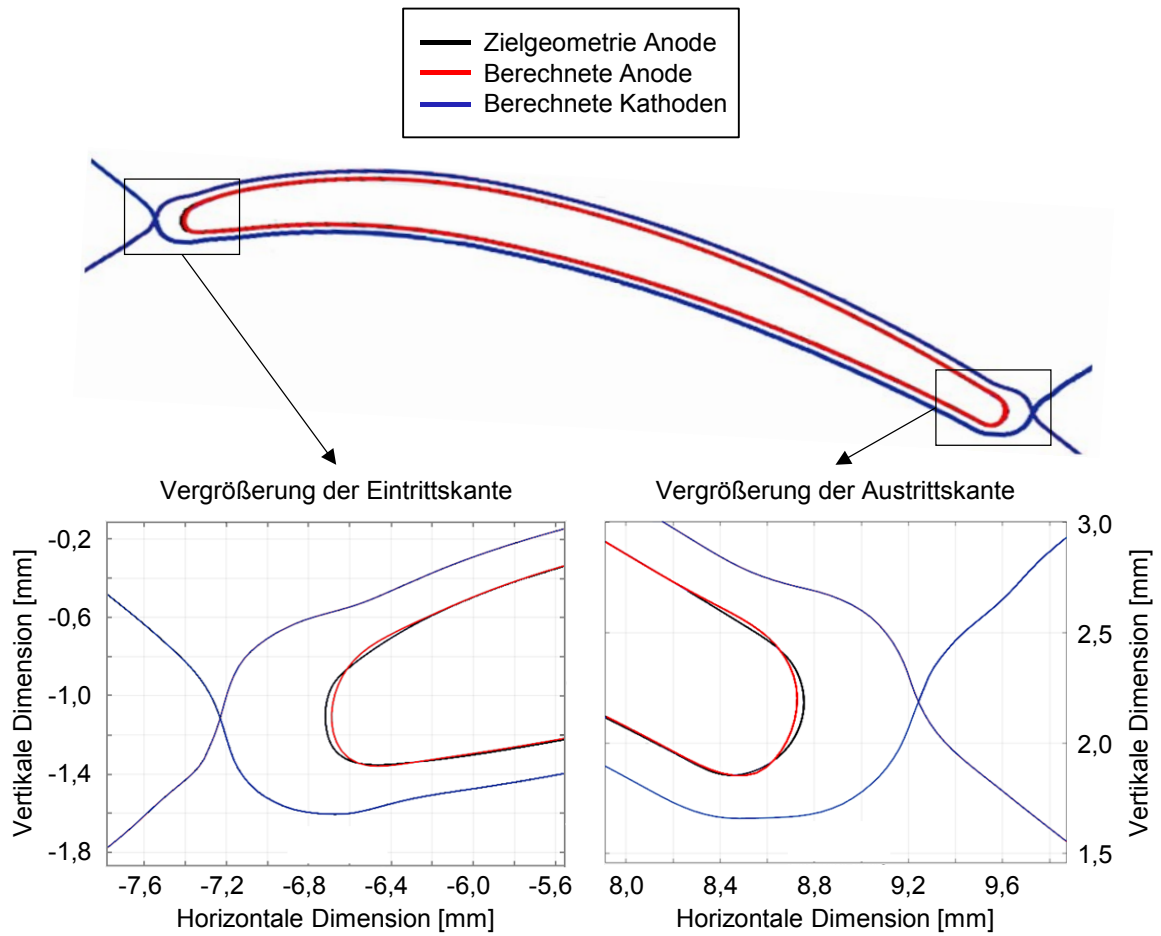


Abbildung 5-10: Finales Simulationsergebnis, ähnlich zu [EHHS18]

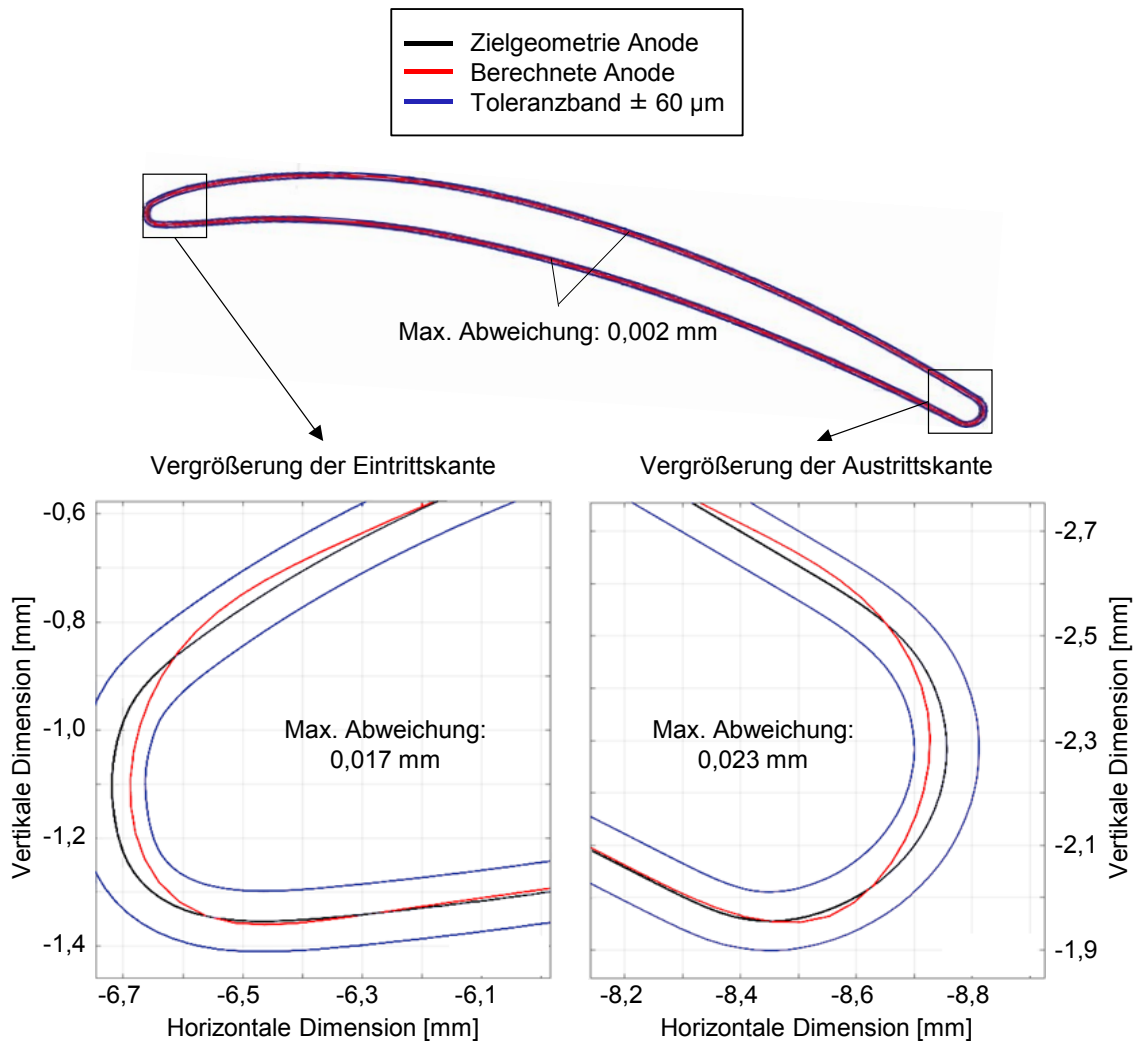


Abbildung 5-11: Finales Simulationsergebnis mit eingefügtem Toleranzband, ähnlich zu [EHHS18]

## 5.4 Experimentelle Validierung

### 5.4.1 „2D“-Validierung

Die Überprüfung der Praxistauglichkeit der Simulation findet im ersten Schritt anhand einer „2D“-Validierung durch Einsenken von Blechgeometrien am *PEMCenter 8000* statt. Begleitend werden Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen zur Visualisierung des Auflösungsprozesses an der Anode durchgeführt. Aufgrund kinematischer Restriktionen der Anlage ist lediglich eine einseitige Bearbeitung der Werkstücke möglich. Damit dennoch eine erste Aussage bezüglich der Validität der Simulation getroffen werden kann, werden Kathodenbleche zur Abformung der Schaufeldruckseite eingesenkt. Um den kinematischen Restriktionen der Validierungsexperimente Rechnung zu tragen und einen Vergleich zwischen Simulation und Realität zu ermöglichen, werden die Simulationsrechnungen in diesem Fall auch nur mit einer Kathode zur Abformung der Druckseite durchgeführt. Die Ergebnisse werden wiederum exemplarisch für Schaufelschnitt 10 gezeigt und diskutiert.

## Untersuchungsbedingungen

### Experimenteller Aufbau

Der experimentelle Aufbau ist in Abbildung 5-12 zu sehen. In Anlehnung an [ReKB14] besteht er aus einer Hochgeschwindigkeitskamera vom Typ *Olympus i-Speed TR* der Fa. *Olympus K.K.* (Tokio, Japan) und einer speziell konstruierten Spülkammer mit zwei transparenten PMMA-Fenstern. Die Anode, dargestellt in Rot, und die Kathode, dargestellt in Blau, weisen jeweils eine Blechdicke von 1 mm auf. Die Kathode wurde entsprechend der aus den Simulationsergebnissen abgeleiteten Konturinformationen mittels Drahterosion zugeschnitten. Als Kathodenmaterial wird der Edelstahl 1.4301 gewählt, als Anodenmaterial entsprechend Inconel 718. Die Prozessparameter richten sich nach den Angaben in Tabelle 5-1, wobei die Vorschubgeschwindigkeit auf 0,4 mm/min eingestellt wird. Mit dieser Vorschubgeschwindigkeit wird eine Bearbeitung mit dem in der Praxis üblichen Arbeitsspalt gewährleistet. Die Elektrolytspülung erfolgt lateral, wobei sich der Spüleingang an der Austrittskante und der Spülausgang an der Eintrittskante befinden. Hinsichtlich der Kameraeinstellungen werden eine Bildrate von 1 fps und eine Belichtungszeit von 500  $\mu$ s gewählt [EHHS17].

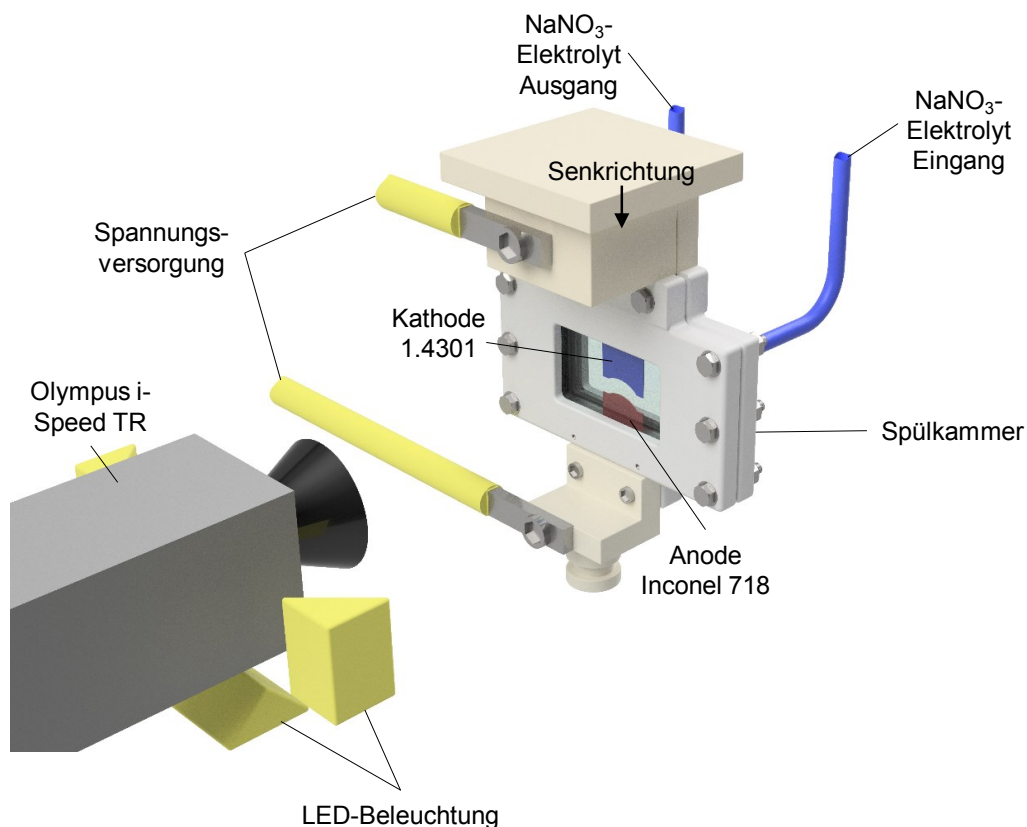


Abbildung 5-12: Experimenteller Aufbau der „2D“-Validierungsexperimente, ähnlich zu [EHHS17]

## Mess- und Analysetechnik

Zur Analyse der Abbildegenauigkeit wird die Geometrie des gefertigten Schaufelblechs mit der Zielgeometrie verglichen. Dabei werden die Geometriedaten taktil an einem 3D-Koordinatenmessgerät (KMG) *GLOBAL Performance* der Fa. *Hexagon Manufacturing Intelligence Inc.* (Wetzlar, Germany) bei der *Leistritz Turbinentechnik Nürnberg GmbH* aufgenommen.

## Ergebnisse und Diskussion

Die Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen ermöglichen die Beobachtung der anodischen Auflösung im Arbeitsspalt und erlauben so einen qualitativen Vergleich zwischen Simulation und realem Abtragsprozess. Abbildung 5-13 zeigt ausgewählte Aufnahmen des Validierungsexperiments zu unterschiedlichen Zeitpunkten. Darin werden die Kamerabilder mit der Simulation überlagert, wobei die Zielgeometrie der Anode in Schwarz, die berechnete Kathodengeometrie in Blau und die berechnete anodische Auflösung in Rot dargestellt werden. In dieser Bilderfolge ist erkennbar, dass die rote Linie zu jedem betrachteten Zeitpunkt des Senkvorgangs deckungsgleich auf der realen Auflösungsfront der Anode liegt. Daraus lässt sich schließen, dass die Vorwärtssimulation der anodischen Metallauflösung sehr präzise dem realen Auflösungsverhalten des Werkstücks entspricht [EHHS17].

Darüber hinaus erlaubt die Simulation im Bereich der Strömungsfläche der Schaufel eine sehr exakte Vorhersage der Kathodengeometrie. Dies wird bei der Betrachtung der letzten Videosequenz bei 16:27 min deutlich. Dieses Bild zeigt das Bearbeitungsergebnis nach Erreichen der finalen Senktiefe. Darin wird sichtbar, dass sich die bearbeitete Blechgeometrie und die Zielgeometrie im Bereich der Strömungsfläche sehr genau entsprechen. Eine Bewertung der Simulation hinsichtlich einer korrekten Vorhersage der Kathodengeometrie an den Schaufelkanten erlaubt die „2D“-Validierung nicht, da das Werkstück in diesen Experimenten aufgrund der beschriebenen kinematischen Einschränkungen des Versuchsaufbaus lediglich mit einer Kathode bearbeitet wird. Gerade an den Kanten wirkt sich das Fehlen der zweiten Kathode zur Abformung der Schaufeldruckseite sehr stark aus. Aus diesem Grund kommt es in diesen Bereichen zu den beobachteten Formabweichungen. Dennoch kann nach Auswertung der Videoaufnahmen von einer guten Übereinstimmung zwischen Simulation und Abtragsprozess gesprochen und die Simulation als valide hinsichtlich der Abbildung der Realität befunden werden.

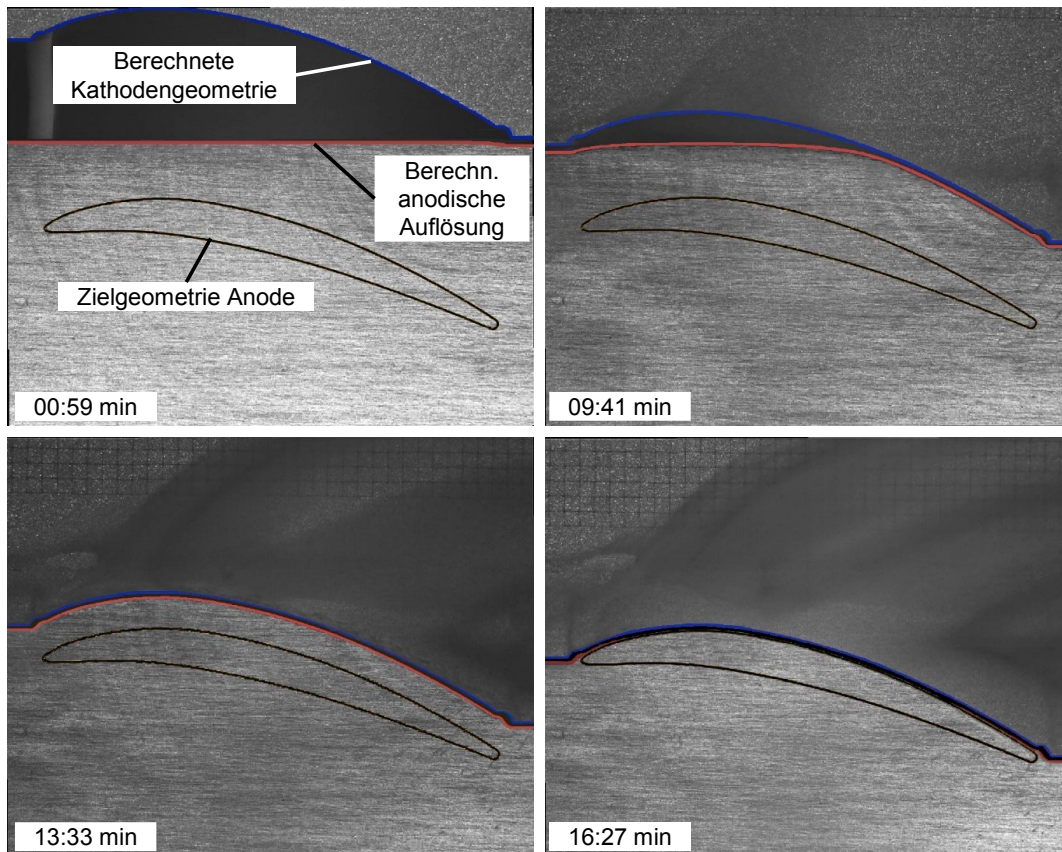


Abbildung 5-13: Beispielhafte Ausschnitte der Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen des „2D“-Validierungsexperiments inklusive Überlagerung der Simulationsergebnisse, wobei die Zielgeometrie in Schwarz, die berechnete Kathodengeometrie in Blau und die simulierte anodische Auflösung in Rot gekennzeichnet sind, ähnlich zu [EHHS17]

Neben dieser qualitativen Bewertung werden die Ergebnisse der „2D“-Validierungsexperimente auch quantitativ bewertet. Das Ergebnis der KMG-Vermessung wird in Abbildung 5-14 dargestellt. Hierin wird die gemessene Anodengeometrie in Rot der Anodenzielgeometrie in Schwarz gegenübergestellt. Die Maßabweichungen zwischen der gefertigten Geometrie und der Zielgeometrie werden anhand von lotrechten Säulen angegeben. Dabei wird die Höhe der Abweichung durch die Säulengröße und die Richtung der Abweichung durch die Säulenrichtung angegeben. Säulen, die in Richtung der Zielgeometrie nach unten zeigen, repräsentieren einen zu hohen Materialabtrag, während Säulen, die von der Zielgeometrie weg nach oben zeigen, einen zu geringen Materialabtrag repräsentieren. Die berechnete Kathodengeometrie ist abermals in Blau dargestellt.

Die Messergebnisse bestätigen die Beobachtungen der Videokameraaufnahmen. Demnach liegen die Abweichungen im Bereich der Strömungsfläche mit max. 0,028 mm deutlich innerhalb der Fertigungstoleranz. Erst im Bereich der Kanten nehmen die Abweichungen zu. Wie allerdings schon im Zusammenhang mit den Videoaufnahmen beschrieben wurde, erlaubt die „2D“-Validierung keine Bewertung der Simulation hinsichtlich der Ausbildung der Kantenbereiche. Aus diesem Grund soll hier auf eine genauere Analyse der Kantenbereiche verzichtet werden. Vielmehr lohnt es



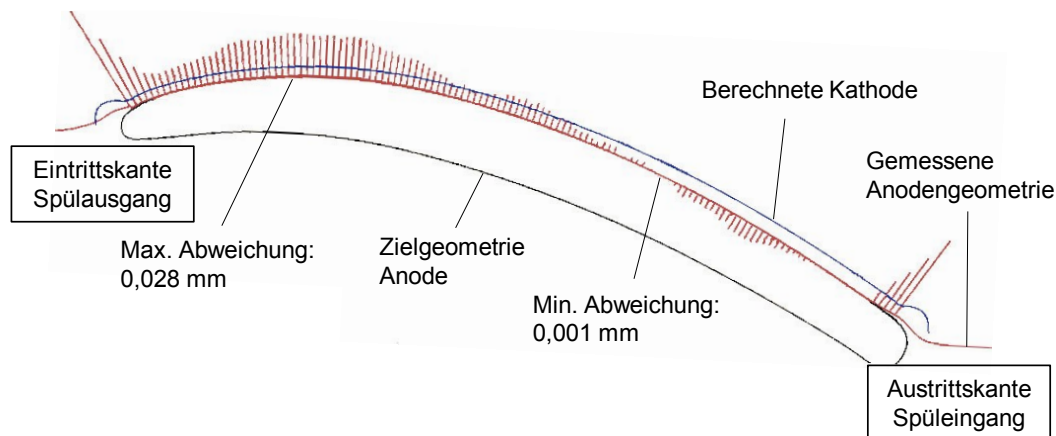


Abbildung 5-14: Messergebnis des bearbeiteten Schaufelblechs, ähnlich zu [EHHS17]

sich an dieser Stelle die Abweichungen im Bereich der Strömungsfläche genauer zu betrachten. Dabei fällt auf, dass sich nicht nur die Richtung, sondern auch die Höhe der Abweichungen mit der Elektrolytspüllänge verändert. Diese Beobachtung lässt sich durch lokale Unterschiede in den Spülbedingungen und daher durch veränderliche Elektrolyteigenschaften erklären. An der Austrittskante, an der der Elektrolyt eingeleitet wird, wird zu viel Material abgetragen, da diese Stelle immer wieder neu mit frischem Elektrolyt versorgt wird und demnach dort die höchste Elektrolytleitfähigkeit vorherrscht. Im weiteren Strömungsverlauf reichert sich die Elektrolytlösung immer mehr mit Abtragspartikeln und Prozessgasen an, wodurch ihre Leitfähigkeit sinkt. Dies hat zur Folge, dass in Richtung des Spülausgangs an der Eintrittskante immer weniger Material abgetragen wird und die Maßabweichungen verglichen zum Spüleingang größer werden. Aufgrund der fehlenden Implementierung der Spülbedingungen kann die Simulation diese auftretenden Effekte nicht durch eine entsprechend der lokalen Elektrolytleitfähigkeit angepasste Korrektur der Kathodengeometrie ausgleichen.

Die Ergebnisse der „2D“-Validierung haben gezeigt, dass die Simulation trotz ihres vergleichsweise einfachen Funktionsprinzips in der Lage ist, die Realität sehr präzise abzubilden und die Kathodengeometrie ausreichend genau vorherzusagen. Zwar ist im Verlauf des Spülwegs eine zunehmende Maßabweichung des gefertigten Schaufelschnitts zur Zielgeometrie erkennbar. Diese liegt aber mit max. 0,028 mm deutlich innerhalb der Fertigungstoleranz. Die an den Schaufelkanten größer werdenden Abweichungen lassen sich durch die Einschränkungen des Versuchsaufbaus der Validierungsexperimente erklären und sollten durch Hinzunahme einer zweiten Kathode in der nachfolgenden „3D“-Validierung verringert werden. Eine Anpassung der Simulation ist an dieser Stelle nicht notwendig, sodass die Simulationsergebnisse im nächsten Schritt zur Kathodenauslegung für die Fertigung einer realen Schaufel genutzt werden können.

#### 5.4.2 „3D“-Validierung

Zur Realisierung der „3D“-Validierung werden die Simulationsergebnisse der 17 Kathodenschnitte interpoliert, sodass eine Kathode gemäß dieser Geometriedaten gefe-

tigt werden kann. Anschließend wird die Kathode in einem „3D“-Validierungsexperiment zur Fertigung der realen Verdichterschaufel eingesetzt. Sowohl die Kathode als auch die Verdichterschaufel werden von der *Leistritz Turbinentechnik Nürnberg GmbH* gefertigt.

## Untersuchungsbedingungen

### Anlagentechnik

Die Fertigung der Verdichterschaufel wird an der DC-ECM-Anlage *EC2010* (Eigenbau der *Leistritz Turbinentechnik Nürnberg GmbH*) durchgeführt. Die verwendete Anlage ist in Abbildung 5-15 zu sehen. Sie besteht, ähnlich zu der in Kapitel 4.2.1 eingeführten PECM-Anlage, aus den Grundkomponenten Elektrolytversorgung, Bearbeitungsraum, Steuerung und Prozessenergiequelle.



Abbildung 5-15: DC-ECM-Senkanlage *EC2010* [NN2]

### Experimenteller Aufbau

Der Versuchsaufbau der „3D“-Validierung sowie die kinematischen Bedingungen werden in Abbildung 5-16 dargestellt. Wie aus der Abbildung hervorgeht, wird der vorge schmiedete Schaufelrohling, dargestellt in Rot, mithilfe eines Kathodenpaares simultan von beiden Seiten bearbeitet. Das in blauer Farbe dargestellte Kathodenpaar besteht dabei aus einer oberen Kathode, die eine spezielle Innenkontur zur Abbildung der Schaufelsaugseite aufweist, und einer unteren Kathode, die die Innenkontur zur Abbildung der Schaufeldruckseite aufweist. Wichtig zu erwähnen ist an dieser Stelle, dass nur die Kathode zur Abformung der Schaufelsaugseite nach den simulierten Geometriedaten gefertigt wurde. Zur Abformung der Druckseite wird eine Kathode verwendet, die vom Industriepartner erfolgreich in der Serienfertigung eingesetzt wird. Beide Kathoden werden während der Bearbeitung mit einer definierten Vorschubbewegung in gegensinniger z-Richtung auf das Werkstück zugeführt, während das Werkstück selbst in x-Richtung zugeführt wird. Diese spezielle Relativbewegung macht es möglich, dass

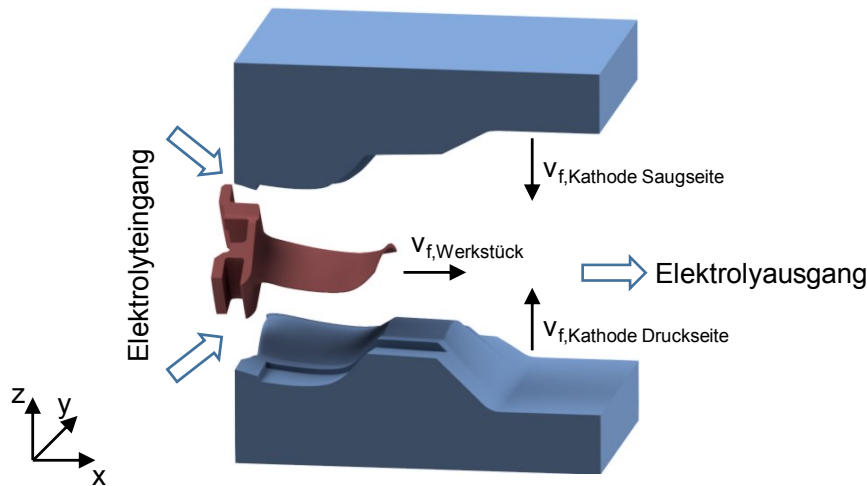


Abbildung 5-16: Versuchsaufbau und Kinematik der DC-ECM-Schaufelbearbeitung

bei der Bearbeitung sowohl das Schaufelblatt als auch die Fußplatte abgebildet werden [EHHS18]. Die Elektrolytspülung erfolgt längs zur Schaufel, wobei der Elektrolyt an der Fußplatte eingeleitet und am Schaufelkopf ausgeleitet wird. Die Elektrolytströmung wird von den Innenkonturen der Kathodenhälften geführt. Die Prozessparameter richten sich nach den Fertigungsparametern in der betrieblichen Praxis.

### Ergebnisse und Diskussion

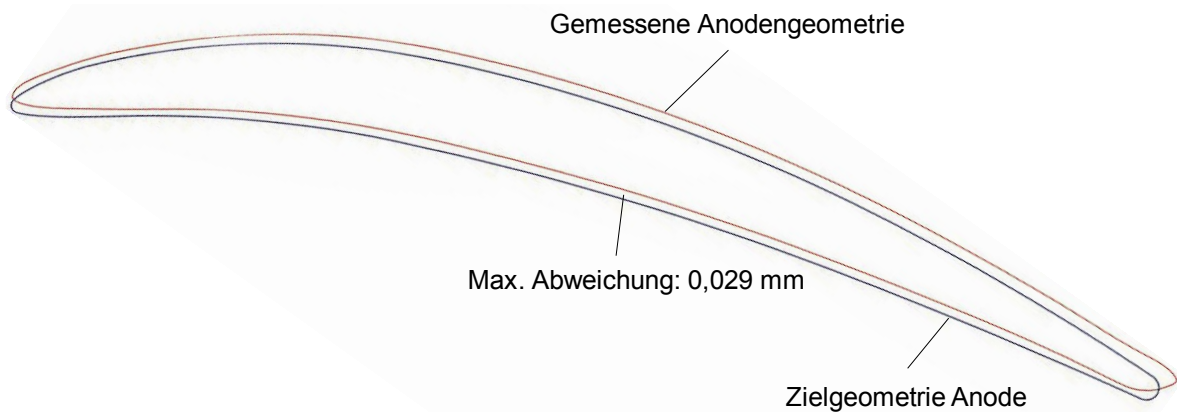
In Abbildung 5-17 ist die gefertigte Schaufel als Ergebnis des „3D“-Validierungsexperiments dargestellt. Zur Bewertung der Simulationsergebnisse wird die Schaufel taktil am KMG *GLOBAL Performance* vermessen. Um eine Vergleichbarkeit mit den Simulationsergebnissen zu gewährleisten, werden die Messungen an den Positionen durchgeführt, an denen sich die 17 ebenen Schaufelschnitte befinden, vgl. Abbildung 5-3. Die Ergebnisse werden auch in diesem Abschnitt exemplarisch für Schaufelschnitt 10 gezeigt und diskutiert.

Abbildung 5-18 zeigt beispielhaft die Messergebnisse des Schnitts 10 der gefertigten Schaufel. In Teilbild (a) wird die gemessene Anodengeometrie (rote Linie) der Zielgeometrie (schwarze Linie) gegenübergestellt. Als Ergebnis einer fehlerhaften Aus-

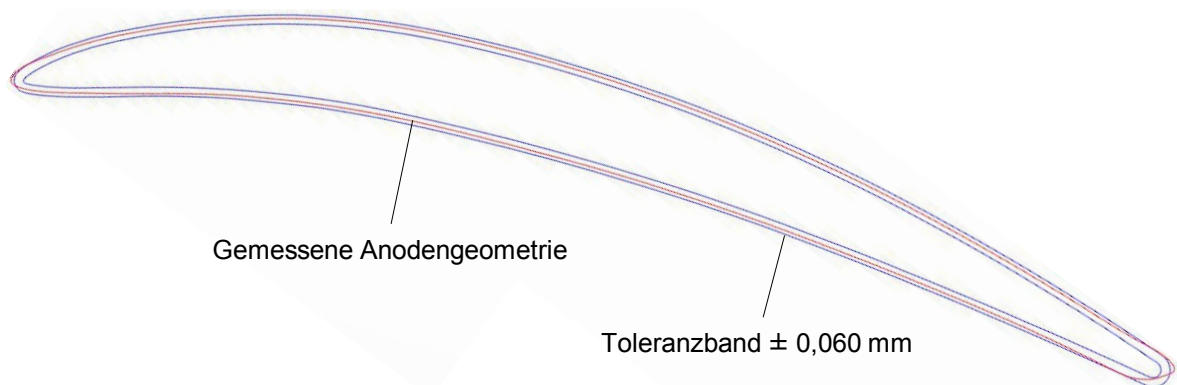


Abbildung 5-17: Gefertigte Schaufel als Ergebnis des „3D“-Validierungsexperiments [EHHS18]

(a)



(b)



(c)

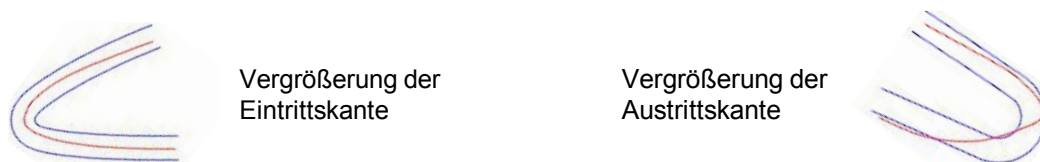


Abbildung 5-18: Messergebnis des Schnitts 10 der gefertigten Schaufel. (a) Vergleich zwischen gemessener Anodengeometrie und Zielgeometrie der Anode. (b) Abgleich der gemessenen Anodengeometrie mit der Fertigungstoleranz. (c) separate Einpassungen der Ein- und Austrittskante, ähnlich zu [EHHS18]

richtung des Versuchsaufbaus, der auf die Verwendung zweier nicht aufeinander abgestimmter Kathoden zurückzuführen ist, ist das gemessene Profil leicht zur Saugseite hin verschoben. Nichtsdestoweniger hat diese Lageabweichung keinen Einfluss auf die Form der gefertigten Schaufel. Die Form des vermessenen Schnitts entspricht im Bereich der Strömungsflächen der Schaufel nahezu exakt der Zielgeometrie. Die maximale Abweichung auf der Druckseite beläuft sich auf 0,029 mm. Auch an der Eintrittskante scheint die geforderte Zielform erreicht zu werden. Lediglich an der Austrittskante ist eine deutliche Abweichung sichtbar. Dabei wird auf der Druckseite zu viel

Material und auf der Saugseite zu wenig Material abgetragen. Als Konsequenz weist das Profil auf der Druckseite eine Abflachung auf. Zusätzlich verjüngt sich das Profil und läuft an der Kante elliptisch zu. Dadurch weicht es deutlich von der geforderten Halbkreisform ab [EHHS18].

In Abbildung 5-18 (b) wird das gemessene Profil (rote Linie) mit der Fertigungstoleranz von  $\pm 0,060$  mm (blaue Linien) abgeglichen. Es ist offensichtlich, dass das gemessene Profil im Bereich der Strömungsfläche vollständig innerhalb der Toleranz liegt [EHHS18]. Da die Kantenbereiche bei der Schaufelfertigung größer toleriert werden als die Strömungsflächen, wird an den Kanten eine separate Einpassung vorgenommen, siehe Abbildung 5-18 (c). Hiernach wird deutlich, dass die Eintrittskante innerhalb der Fertigungstoleranz liegt und somit die Abnahmeanforderungen erfüllt. Überdies wird in der vergrößerten Darstellung in Detail (c) sichtbar, dass die gefertigte Form recht genau den in Abbildung 5-10 gezeigten Simulationsergebnissen an der Eintrittskante entspricht. Dagegen liegt die Austrittskante auch nach der Einpassung leicht außerhalb der Toleranz. Schwerer wiegt an dieser Stelle allerdings die deutlich erkennbare Formabweichung an der Austrittskante. Diese kann durch die Tatsache hervorgerufen werden, dass im Validierungsexperiment zwei nicht aufeinander abgestimmte Kathoden verwendet wurden. Speziell an den Kanten ist eine gute Abstimmung der beiden Kathoden für eine formgenaue Abbildung unerlässlich. Hier treffen die Kathoden aufeinander, und die exakte Kantenform wird aufgrund der dort herrschenden lokalen Elektrolysebedingungen herausgearbeitet [EHHS18]. Auch die Vorwärtssimulation der anodischen Auflösung, bei der ausschließlich die kürzesten Abstände zwischen Anode und Kathode in die Ermittlung der lokalen Stromdichte einfließen, kann zu einer falschen Berechnung der Anodengeometrie und infolgedessen zu einer fehlerhaften Kathodenauslegung beitragen. Aufgrund der starken Krümmung des Schaufelprofils an den Kanten wird gerade hier die Auflösung auch von weiter entfernten Punkten beeinflusst. Weiterhin könnte die in der Simulation verwendete Korrekturvorschrift der Kathoden, bei der die Fehlervektoren mit einer festen Basis normal zur Anodenoberfläche stehen, zu den beobachteten Abweichungen führen. Dabei kann es infolge der Profilkrümmung an den Kanten zu Fehlinterpretationen der Abweichungen zwischen der berechneten Anode und der Zielgeometrie der Anode kommen. Wie in Abbildung 5-19 veranschaulicht wird, treten diese Fehlinterpretationen insbesondere dann auf, wenn die Abweichungen zwischen der berechneten Anodenoberfläche und der Ziel-Anodenoberfläche groß sind und der Raumwinkel  $\alpha$  zwischen dem Fehlervektor und der Vorschubrichtung der Kathode einen Wert von  $45^\circ$  übersteigt. In diesem Fall treffen die Fehlervektoren nicht mehr auf die Zielgeometrie, wodurch die Fehlersituation falsch interpretiert und die Kathode an diesen Stellen nicht korrigiert wird [Gmel20]. Die korrigierte Kathode weist in der Folge eine Auswölbung an den Kanten auf, wie es auch in den finalen Simulationsergebnissen in Abbildung 5-10 in den vergrößerten Kantenbereichen ersichtlich ist.

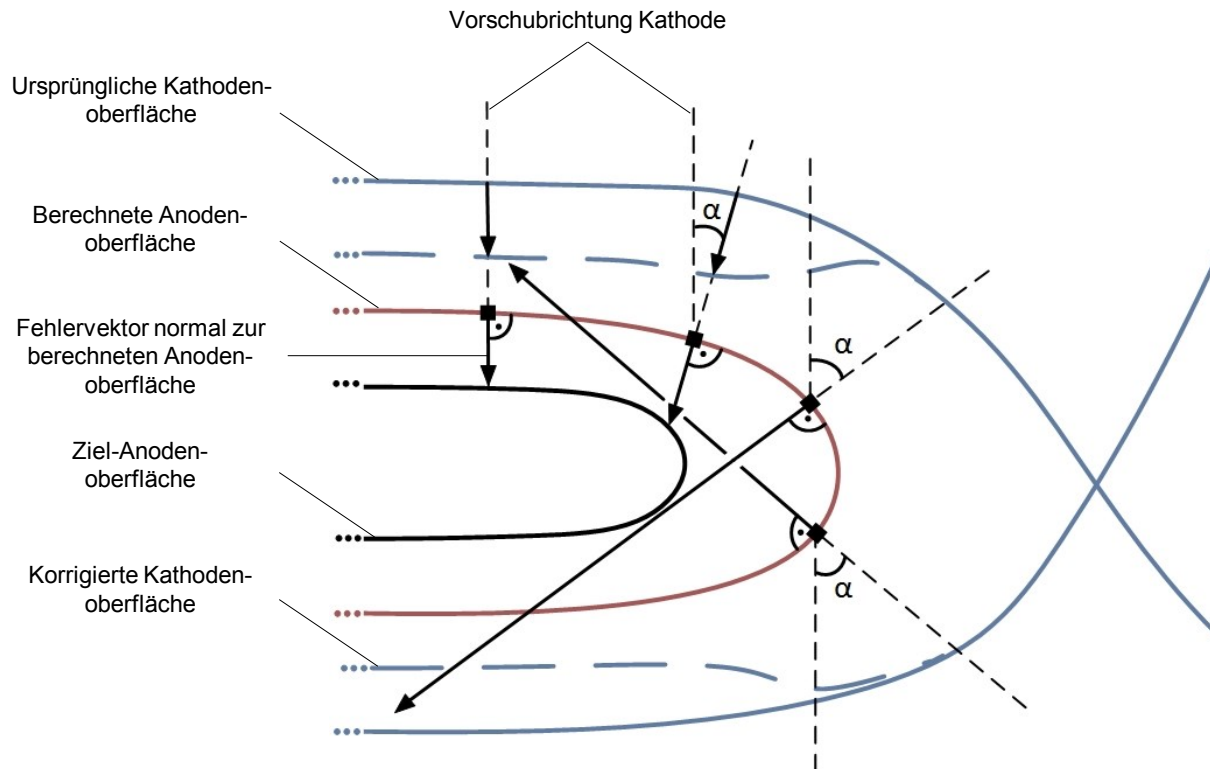


Abbildung 5-19: Kathodenkorrektur mit fester Basis der Fehlervektoren normal zur berechneten Anodenoberfläche: Fehlinterpretation der Abweichungen zwischen der berechneten Anodenoberfläche und der Ziel-Anodenoberfläche bei Raumwinkeln größer  $45^\circ$  im Kantenbereich

Der Grund für die stärkere Auswirkung dieser Effekte an der Austrittskante, verglichen zur Eintrittskante, kann hier nicht in der fehlenden Implementierung der Spülbedingungen in der Simulation gesehen werden. Da die Schaufel längs gespült wird, sind der zurückgelegte Spülweg und damit die Leitfähigkeit des Elektrolyten an beiden Kanten ähnlich. Vielmehr scheint sich hier die Kantenform per se auszuwirken. Dabei ist die Halbkreisform der Austrittskante deutlich schwieriger mit einem Kathodenpaar abzubilden als die Ellipsenform der Eintrittskante.

Alles in allem zeigt die „3D“-Validierung, dass die Simulation fähig ist, eine gute Vorhersage der Kathodengeometrie zu treffen. Speziell die Strömungsfläche zeigt eine hervorragende Form- und Maßtreue zur Zielgeometrie. Darüber hinaus ist es in der „3D“-Validierung durch die zweiseitige Bearbeitung gelungen, auch die Eintrittskante präzise und innerhalb der Toleranz abzubilden. Daraus ergibt sich die im Vergleich zur „2D“-Validierung erhoffte Verbesserung. Die Erkenntnis, dass die gefertigte Strömungsfläche und insbesondere die gefertigte Eintrittskante sehr genau mit den Simulationsergebnissen übereinstimmen, zeigt, dass die Simulation in der Lage ist, die Realität präzise abzubilden. Dagegen bleibt festzuhalten, dass an der Austrittskante keine korrekte Formgebung realisiert werden kann. Aus der Praxis als kritischste Stelle der ECM-Schaufelbearbeitung bekannt, weicht die gefertigte Form deutlich von der Zielform ab, sodass die Toleranzanforderungen hier nicht erfüllt werden können.

## **5.5 Fazit zur Kathodenauslegung für die elektrochemische Senkbearbeitung einer Triebwerkschaufel**

In diesem Kapitel wurden die Einflüsse der Werkzeug- und Werkstückgeometrie auf das Arbeitsergebnis am Beispiel der Fertigung einer Verdichterschaufel analysiert und modelliert. Dazu wurde eine Simulationsmethodik entwickelt, die eine Vorhersage der Kathodengeometrie zur präzisen Fertigung der Schaufel ermöglicht.

In der konkreten Umsetzung wurde anfangs das materialspezifische Auflösungsverhalten unter den gegebenen Prozessbedingungen mithilfe von Stirnspaltversuchen ermittelt. Mithilfe dieser empirisch gewonnenen Daten wurde ein Materialmodell erstellt, das neben einfachen elektrochemischen Gesetzmäßigkeiten als zentrale Größe in die Simulation eingeht.

Ähnlich zur betrieblichen Praxis, in der die Kathoden anhand diskreter Schaufelschnitte ausgelegt werden, wurde die Zielgeometrie für die anschließende Simulation in 17 Schaufelschnitte zerlegt. Daraufhin wurde für jeden einzelnen Schnitt die optimale Kathodenform berechnet. Anhand der Simulationsergebnisse konnte gezeigt werden, dass die Simulation erlaubt, eine Schaufelgeometrie zu berechnen, die sowohl hinsichtlich der Maß- als auch der Formgenauigkeit sehr nah an die Zielgeometrie heranreicht.

Die Simulationsergebnisse wurden im Anschluss in zwei Stufen experimentell validiert. Dazu wurde im ersten Schritt eine „2D“-Validierung an Blechgeometrien durchgeführt. Begleitende Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen ermöglichten die Visualisierung des anodischen Auflösungsvorgangs im Arbeitsspalt. Sowohl die Videoaufnahmen als auch die Vermessungsergebnisse des gefertigten Schaufelblechs bestätigten die Praxistauglichkeit der Simulation. Dabei konnte gezeigt werden, dass die Vorwärtssimulation der anodischen Metallauflösung sehr präzise dem realen Auflösungsverhalten des Werkstücks entspricht. Darüber hinaus war es gelungen, die Kathodengeometrie zumindest im Bereich der Strömungsfläche der Schaufel ausreichend genau vorherzusagen, sodass das gefertigte Schaufelblech in diesem Bereich deutlich innerhalb der geforderten Toleranz lag. Die zunehmenden Maßabweichungen im Verlauf des Spülwegs konnten der fehlenden Implementierung der Spüleigenschaften im Berechnungsalgorithmus zugeschrieben werden. Eine Bewertung der Simulation hinsichtlich der erzeugten Abbildegengenauigkeiten an den Schaufelkanten war aufgrund kinematischer Einschränkungen des Versuchsaufbaus nicht möglich.

Im nächsten Schritt wurde gemäß den Simulationsergebnissen der einzelnen Schnitte eine Kathode gefertigt, die anschließend in einem „3D“-Validierungsexperiment zur Fertigung der realen Triebwerkschaufel eingesetzt wurde. Anhand der Vermessung der gefertigten Schaufel wurde ersichtlich, dass die Simulation fähig ist, die Realität präzise abzubilden und eine gute Vorhersage der Kathodengeometrie zu treffen. Insbesondere die Strömungsfläche zeigte eine hervorragende Form- und Maßtreue zur Zielgeometrie. Zusätzlich war es gelungen, die Eintrittskante innerhalb der Toleranz abzubilden. Dagegen konnten die Anforderungen an der Austrittskante nicht erfüllt

werden. Aufgrund der dort zu erzeugenden Halbkreisform wirkten sich die Verwendung zweier nicht aufeinander abgestimmter Kathoden und die Einschränkungen bei der Kathodenkorrektur im Kantenbereich deutlich stärker aus als an der Eintrittskante.

Gleichwohl kann die entwickelte Simulation anhand der erzielten Validierungsergebnisse als fähiges Hilfsmittel für die Vorhersage der Kathodengeometrie zur Fertigung der betrachteten Verdichterschaufel befunden werden. Dabei erlaubt sie, durch Verringerung der Iterationsschleifen Zeit und Ressourcen im Kathodenauslegungsprozess einzusparen und darüber hinaus eine einfache und anwenderunabhängige Handhabung.



## 6 Zusammenfassung und Ausblick

### 6.1 Zusammenfassung

Mithilfe dieser Arbeit soll ein Beitrag zum Abbau der Barrieren für die industrielle Anwendung der (P)ECM-Technologie zur präzisen Fertigung der hochtemperaturfesten Werkstoffe Inconel 718 und Ti-6Al-4V geleistet werden. Dies wird dann möglich, wenn dem Anwender dieser Fertigungstechnologie die Prozess- und Werkzeugauslegung durch Erarbeitung eines besseren Prozessverständnisses sowie einer standardisierten Vorgehensweise erleichtert wird. Um dieses Ziel zu erreichen, wurden die grundsätzlichen Einflüsse und Wirkzusammenhänge der Geometrie, der Einstellparameter und des Werkstoffs auf das Arbeitsergebnis der elektrochemischen Bearbeitung von Inconel 718 und Ti-6Al-4V analysiert und modelliert.

Nach der Erläuterung des theoretischen Hintergrunds begann der experimentelle Teil der Arbeit mit einer umfangreichen Erfassung des Probenauszustands, um die während der elektrochemischen Bearbeitung auftretenden Phänomene korrekt bewerten zu können. Dabei offenbarte das Inconel 718-Probenmaterial eine vergleichsweise grobkörnige Matrix, an deren Korngrenzen feinlamellare Ausscheidungsphasen vorzufinden waren. Im Gegensatz dazu kam in den Mikroschliffen der Ti-6Al-4V-Proben ein feinkörniges globulares Gefüge mit einer homogenen Phasenverteilung zum Vorschein. Mithilfe von EDX- und EBSD-Analysen war es möglich, die in beiden Materialien vorliegenden Phasen zu identifizieren.

Durch das Zusammenführen von Grundlagenuntersuchungen und einfachen empirischen Modellen wurden im weiteren Verlauf die Effekte auf das Arbeitsergebnis am Beispiel zweier konkreter Anwendungsfälle dargestellt. Im ersten Anwendungsfall stand der Aspekt der Oberflächenfunktionalisierung im Fokus der Untersuchungen. Dabei wurden die Einflüsse der Werkstückwerkstoffe Ti-6Al-4V und Inconel 718, der Einstellparameter und der Geometrie auf das Arbeitsergebnis analysiert sowie modelliert und die entwickelten Modelle anhand der Geometrieübertragung von Mikrostrukturen experimentell validiert. In Vorversuchen wurden zunächst die Prozessparameter für die Aufnahme materialspezifischer Kennlinien identifiziert. Im Rahmen dieser Untersuchungen wurden die Einstellparameter Pulsbreite, Frequenz, Phase und Spül- druck über einen breiten Einstellbereich mit der Zielsetzung variiert, die Einstellungen festlegen zu können, die zu einer möglichst günstigen Kombination aus kleiner Spaltweite und niedriger gemittelter Rautiefe führen. Bereits in diesen Versuchsreihen zeichnete sich ab, dass das Arbeitsergebnis im Fall von Inconel 718 vorwiegend vom Werkstoff beeinflusst wird, während sich das Arbeitsergebnis bei der Ti-6Al-4V-Bearbeitung hauptsächlich über die Einstellparameter steuern lässt.

Im Anschluss wurde das materialspezifische Auflösungsverhalten durch eine gezielte Variation der Vorschubgeschwindigkeit in Stirnspaltversuchen ermittelt. Mithilfe dieser Experimente konnten quantitative Angaben der resultierenden Größen der Stromdichte, der spezifischen Massenabtragsrate, des Gleichgewichtsspalts und der Oberflächenrauheit bestimmt werden. Ausgehend von den aufgenommenen Daten wurde

das elektrochemische Auflösungsverhalten der untersuchten Materialien in Form von Kennlinien quantitativ modelliert. Dabei traten signifikante Unterschiede in den Kennlinienverläufen von Inconel 718 und Ti-6Al-4V auf. Während sich bei der Bearbeitung der Inconel 718-Proben höhere Auflösungsgeschwindigkeiten und folglich höhere Abtragsraten erzielen ließen, konnten bei der Bearbeitung von Ti-6Al-4V deutlich bessere Oberflächengüten erreicht werden.

Anhand mikroskopischer Analysen konnten die beobachteten Unterschiede in den Materialkennlinien im Anschluss phänomenologisch erklärt werden. Dabei stellte sich heraus, dass hier der Werkstoff den entscheidenden Effekt auf das Auflösungsverhalten hat. So sorgte die homogene Phasenverteilung in Kombination mit dem feinkörnigen globularen Gefüge für ein homogenes Auflösungsverhalten der Ti-6Al-4V-Probenkörper, das sich unter der Wirkung einer hohen Stromdichte in einer polierten Oberfläche niederschlug. Im Gegensatz dazu nahm das schlechte Auflösungsverhalten der Korngrenzenausscheidungen einen starken Einfluss auf die Abtragsleistung, Spaltausbildung sowie im besonderen Maß auf die erzielbare Oberflächengüte der Inconel 718-Werkstücke. Durch das Herausspülen dieser schlecht löslichen Gefügepartikel ließen sich auf der einen Seite bereits bei niedrigen Stromdichten hohe Abtragsraten erzielen. Auf der anderen Seite sorgten die Gräben, die die herausgespülten Partikel in der Probenoberfläche hinterließen, im Zusammenspiel mit den aus der Probenoberfläche herausragenden Partikel für eine sehr schlechte Oberflächengüte. Aufbauend auf den in den mikroskopischen Untersuchungen gewonnenen Erkenntnissen wurden im Anschluss qualitative Materialmodelle zur Beschreibung des elektrochemischen Auflösungsverhaltens von Ti-6Al-4V und Inconel 718 bei der gepulsten elektrochemischen Bearbeitung unter den gegebenen Prozessbedingungen erstellt.

Die experimentelle Validierung der Materialmodelle erfolgte anhand der Übertragung von Halbkugel- und Rillenstrukturen mit Abmessungen im Mikrometerbereich, wobei das Arbeitsergebnis anhand der erzielten Replikationsgüten der Werkzeugstrukturen auf den Werkstückoberflächen bewertet wurde. Anhand der Validierungsergebnisse konnte belegt werden, dass mithilfe der aus den Materialmodellen abgeleiteten Prozessparameter eine sehr präzise Replikation der Strukturen realisiert werden kann. Nichtsdestoweniger zeigte sich in den Ergebnissen, dass die Replikationsgüte nicht nur von der Wahl passender Prozessparameter, sondern auch stark von der Werkzeug- und Werkstückgeometrie sowie vom Werkstückwerkstoff beeinflusst wird. So fielen die relativen Abweichungen sämtlicher Geometriemerkmale auf den Inconel 718-Proben betragsmäßig geringer aus als auf den Ti-6Al-4V-Proben. Dabei vermag die auf der Oberfläche der Inconel 718-Proben gebildete Deckschicht durch eine Reduzierung des Streufeldangriffs sowie durch eine Begrenzung der Seitenspaltaufweitung die nachteiligen Effekte des inhomogenen Auflösungsverhaltens der im Werkstoff enthaltenen Phasen und des grobkörnigen Gefüges auszugleichen.

Der zweite Anwendungsfall befasste sich mit der Fertigung einer Leitschaufel, die im Hochdruckverdichter eines Turbinenstrahltriebwerks verbaut wird. Dabei wurden die Einflüsse der Werkzeug- und Werkstückgeometrie auf das Arbeitsergebnis mit dem

Ziel analysiert und modelliert, eine Simulationsmethodik zu entwickeln, die eine Vorhersage der Kathodengeometrie zur präzisen Fertigung der betrachteten Schaufel gestattet.

In der konkreten Umsetzung wurde anfangs das materialspezifische Auflösungsverhalten unter den gegebenen Prozessbedingungen mithilfe von Stirrspaltversuchen ermittelt. Mithilfe dieser empirisch gewonnenen Daten wurde ein Materialmodell erstellt, das neben einfachen elektrochemischen Gesetzmäßigkeiten als zentrale Größe in die Simulation einging. Anhand der Simulationsergebnisse konnte gezeigt werden, dass die Simulation fähig ist, eine Schaufelgeometrie zu berechnen, die sowohl hinsichtlich der Maß- als auch der Formgenauigkeit sehr nah an die Zielgeometrie heranreicht.

Die Simulationsergebnisse wurden im Anschluss in zwei Stufen experimentell validiert. Dazu wurde im ersten Schritt eine „2D“-Validierung an Blechgeometrien durchgeführt. Begleitende Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen erlaubten die Visualisierung des Abbildungsvorgangs des Schaufelblechs im Arbeitsspalt. Sowohl die Videoaufnahmen als auch die Vermessungsergebnisse des gefertigten Schaufelblechs bestätigten die Praxistauglichkeit der Simulation. Dabei konnte bestätigt werden, dass die Vorwärtssimulation der anodischen Metallauflösung sehr präzise dem realen Auflösungsverhalten des Werkstücks entspricht. Im Bereich der Strömungsfläche der Schaufel war es darüber hinaus möglich, die Kathodengeometrie ausreichend genau vorherzusagen, sodass das gefertigte Schaufelblech in diesem Bereich deutlich innerhalb der geforderten Toleranz lag. Aufgrund kinematischer Einschränkungen des Versuchsaufbaus war eine Bewertung der Simulation in Bezug auf die erzeugten Abbildegenauigkeiten an den Schaufelkanten nicht möglich.

Im nächsten Schritt wurde gemäß den Simulationsergebnissen eine Kathode gefertigt, die anschließend in einem „3D“-Validierungsexperiment zur Fertigung der realen Triebwerkschaufel eingesetzt wurde. Die Vermessungsergebnisse der gefertigten Schaufel zeigten insbesondere im Bereich der Strömungsflächen eine hervorragende Form- und Maßtreue zur Zielgeometrie. Zusätzlich war es gelungen, die Eintrittskante innerhalb der Toleranz abzubilden. Dagegen konnten die Toleranzanforderungen an der Austrittskante nicht erfüllt werden. Aufgrund der an der Austrittskante zu erzeugenden Halbkreisform wirkten sich hier die Verwendung zweier nicht aufeinander abgestimmter Kathoden und die Einschränkungen der Kathodenkorrektur im Kantenbereich deutlich stärker aus als an der Eintrittskante. Trotz allem wurde anhand der Validierungsergebnisse ersichtlich, dass die Simulation trotz ihres vergleichsweise simplen Funktionsprinzips in der Lage ist, die Realität präzise abzubilden und die Kathodengeometrie ausreichend genau vorherzusagen. Dabei erlaubt sie durch Verringerung der Iterationsschleifen Zeit und Ressourcen im Werkzeugauslegungsprozess einzusparen und darüber hinaus eine einfache und anwenderunabhängige Handhabung sowie eine einfache Anpassung auf andere Geometrien und Aufgabenstellungen.

Abschließend bleibt festzuhalten, dass das Arbeitsergebnis sehr stark von den Einflussgrößen Geometrie, Einstellparameter und Werkstoff abhängt. Die Prozess- und

Werkzeugauslegung muss daher für jede Aufgabenstellung individuell an die vorliegenden Verhältnisse angepasst werden. Die im Rahmen dieser Arbeit vorgestellte Vorgehensweise kann dabei als Standard dienen, die Anzahl empirischer Versuchsreihen bei der Werkzeugauslegung und der Prozesseinstellung zu reduzieren. Durch das daraus hervorgehende Einsparpotential hinsichtlich des Zeit- und Ressourcenaufwands kann ein Beitrag zum Abbau der Anwendungsbarrieren der P(ECM)-Technologie für die industrielle Fertigung der hochtemperaturfesten Werkstoffe Inconel 718 und Ti-6Al-4V und damit auch ein kleiner Beitrag zum Erreichen der ökologischen Ziele im Bereich des zivilen Luftverkehrs geleistet werden.

## 6.2 Ausblick

In weiterführenden Forschungsarbeiten im Bereich der Oberflächenfunktionalisierung sollten im ersten Schritt die lateralen Abstände zwischen den Einzelstrukturen auf den Werkzeugen erhöht werden, um eine Strukturüberlagerung auf den gefertigten Werkstücken zu vermeiden. Darüber hinaus wäre zu überprüfen, wie sich verschiedene Strukturgrößen auf das Arbeitsergebnis auswirken und welche Replikationsgrenzen diesbezüglich bestehen. Ausgehend von den geometrischen Grundformen könnten in Zukunft weitere Strukturformen getestet werden. Denkbar wären z.B. Riblet-Strukturen nach dem Vorbild der Haifischhaut, die in Laborstudien bereits ihre positive Wirkung auf die Verringerung des Strömungswiderstands von Turbinenschaufeln unter Beweis stellen konnten. Auch die Bearbeitung weiterer hochtemperaturfester Materialien wäre in diesem Zusammenhang interessant. Hier bieten sich die intermetallischen Titanaluminide als Material der Wahl an. Als vergleichsweise junge Werkstoffklasse verbinden sie außergewöhnliche Eigenschaften, wie beispielsweise geringe Dichte, hohe spezifische (Kriech-)Festigkeit bzw. Steifigkeit sowie eine gegenüber konventionellen Titanlegierungen verbesserte Oxidationsbeständigkeit. Sie gelten daher als Hochtemperaturleichtbauwerkstoff der Zukunft und vielversprechendes Material, um die Fortschritte im Triebwerksbau entscheidend zu befördern.

Im Zusammenhang mit der Kathodenauslegung konnten im Rahmen dieser Arbeit keine weiteren „3D“-Validierungsexperimente mit aufeinander abgestimmten Kathoden durchgeführt werden. Daher sollte im Vorfeld weiterführender Untersuchungen zunächst ein Validierungsexperiment mit einem Kathodenpaar durchgeführt werden, bei dem beide Kathoden auf Basis der Simulationsdaten ausgelegt wurden. Anhand dieser Ergebnisse wäre eine Überprüfung möglich, in welchem Ausmaß die Abweichungen an den Kanten auf fehlerhafte Berechnungen der Simulation zurückzuführen sind. Eine Modifikation des Berechnungsalgorithmus bezüglich der Korrekturvorschrift der Kathodengeometrie könnte dazu beitragen, die noch auftretenden Abweichungen an den Kanten zu beheben. Die jetzige Vorschrift, bei der die Fehlervektoren mit einer festen Basis normal zur Anodenoberfläche stehen, kann zu Fehlinterpretationen der Abweichungen zwischen der berechneten Anodengeometrie und der Zielgeometrie führen. Diese Fehlinterpretationen treten insbesondere an den Kanten auf, wo der Raumwinkel zwischen dem Fehlervektor und der Vorschubrichtung der Kathode einen Wert von  $45^\circ$  übersteigt, vgl. Abbildung 5-19. Das Schaffen einer flexiblen Basis, bei

der die Fehlervektoren immer normal zur innenliegenden Kontur errichtet werden, wie sie in [Gmel20] vorgeschlagen wird, könnte zu der gewünschten Verbesserung beitragen. Darüber hinaus ist eine Weiterentwicklung der Simulation anzustreben, die es möglich macht, den Verhältnissen des Schaufelfertigungsprozesses näher zu kommen. Dabei könnte die spezielle Relativbewegung zwischen Kathodenpaar und Schaufelrohling über die Berechnung des resultierenden Senkwinkels und eine entsprechende Anpassung der Senkrichtung des Kathodenpaars in der Simulation berücksichtigt werden. Um dem Spüleinfluss Rechnung zu tragen, könnte die Veränderung der Elektrolyteigenschaften entlang des Spülwegs über eine lokale Anpassung der Elektrolytleitfähigkeit in der Simulation implementiert werden. Dadurch wäre eine präzisere Vorhersage der Kathodengeometrie und damit die Einhaltung der geforderten Form- und Maßtoleranzen an den Schaufelkanten wahrscheinlich. Auch eine Erweiterung der Simulation in den dreidimensionalen Raum, bei der die ebenen Vektoren zur Berechnung der anodischen Metallauflösung und der Kathodenkorrektur durch räumliche Vektoren ersetzt werden, ist in Zukunft denkbar.

## LITERATURVERZEICHNIS

- [Alte00] Altena, H. S.: Precision ECM by Process Characteristic Modelling. Dissertation, Glasgow Caledonian University, 2000
- [AsDe05] Aspinwall, D. K.; Dewes, R. C.; Mantle, A. L.: The Machining of  $\gamma$ -TiAl Intermetallic Alloys. In: CIRP Annals. 54. Jg., 2005, Nr. 1, S. 99-104
- [Bann74] Bannard, J.: Effect of surface finish obtained by electrochemical machining on the fatigue life of some titanium alloys. In: Journal of Applied Electrochemistry. 4. Jg., 1974, Nr. 3, S. 229-234
- [Bann76] Bannard, J.: On the electrochemical machining of some titanium alloys in bromide electrolytes. In: Journal of Applied Electrochemistry. 6. Jg., 1976, Nr. 6, S. 477-483
- [Bann77] Bannard, J.: Electrochemical machining. In: Journal of Applied Electrochemistry. 7. Jg., 1977, Nr. 1, S. 1-29
- [BaSc18] Bargel, H.-J.; Schulze, G. (Hrsg.): Werkstoffkunde (Reihe: Springer-Lehrbuch). 12., bearbeitete Auflage, korrigierter Nachdruck. Berlin: Springer Vieweg, 2018
- [BaTB77] Bannard, J. E.; Treble, J. R.; Brook, P. A.: The electrochemical machining of titanium in non-aqueous electrolytes. In: Proceedings of the International Symposium for Electro-Machining (ISEM V), 1977, S. 39-42
- [Beck73a] Beck, T. R.: Pitting of Titanium II. One-Dimensional Pit Experiments. In: Journal of The Electrochemical Society. 120. Jg., 1973, Nr. 10, S. 1317-1324
- [Beck73b] Beck, T. R.: Pitting of Titanium I. Titanium-Foil Experiments. In: Journal of The Electrochemical Society. 120. Jg., 1973, Nr. 10, S. 1310-1316
- [BeDS68] Beeston, B. E. P.; Dillamore, I. L.; Smallman, R. E.: The Stacking-Fault Energy of Some Nickel-Cobalt Alloys. In: Metal Science Journal. 2. Jg., 1968, Nr. 1, S. 12-14
- [BeFr68] Beeston, B. E. P.; France, L. K.: The stacking fault energies of some binary nickel alloys fundamental to the Nimonic series. In: J. Inst. Metals. 96. Jg., 1968
- [BeOP13] Beyer, E.; Ostendorf, A.; Poprawe, R.: Tailored Surface. In: WLT-White Paper, Wissenschaftliche Gesellschaft Lasertechnik e.V., Herbert Utz Verlag GmbH. München, 2013

- [BEWN16] Baehre, D.; Ernst, A.; Weißhaar, K.; Natter, H.; Stolpe, M.; Busch, R.: Electrochemical Dissolution Behavior of Titanium and Titanium-based Alloys in Different Electrolytes. In: *Procedia CIRP*. 42. Jg., 2016, S. 137-142
- [Bind99] Binder, H. H.: *Lexikon der chemischen Elemente. Das Periodensystem in Fakten, Zahlen und Daten; mit vielen tabellarischen Zusammenstellungen*. Stuttgart, Leipzig: Hirzel, 1999
- [BKMP91] Banik, T.; Keefe, P. W.; Maurer, G. E.; Petzold, L.: Ultrafine grain/ultralow carbon 718. In: *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives*, 1991, S. 913-924
- [Broo82] Brooks, C. R.: *Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys*. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1982
- [Brus11] Brussee, M.: PECM History and Outlook. In: *International Symposium on Electrochemical Machining Technology INSECT2011*, 2011, S. 8-9
- [BüMN11] Bürgel, R.; Maier, H. J.; Niendorf, T.: *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik. Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen; mit 66 Tab. 4., überarbeitete Auflage*. Wiesbaden: Vieweg und Teubner Verlag/Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH Wiesbaden, 2011
- [BüSi11] Bürgel, H.; Sierak, P. In: *Metallographie an Nickel- und Titanlegierungen aus Flugtriebwerksanwendungen*, 21.11.2011
- [CIMA11] Clemens, H.; Mayer, S.: Intermetallische  $\gamma$ -Titanaluminid-Basislegierungen aus metallographischer Sicht – eine Fortsetzung. In: *Practical Metallography*. 48. Jg., 2011, S. 64-100
- [CzHe08] Czichos, H.; Hennecke, M.: *Hütte. Das Ingenieurwissen. Jubiläumsausgabe 150 Jahre Hütte*. 33., aktualisierte Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008
- [DaKV17] Davydov, A. D.; Kabanova, T. B.; Volgin, V. M.: Electrochemical machining of titanium. Review. In: *Russian Journal of Electrochemistry*. 53. Jg., 2017, Nr. 9, S. 941-965
- [DaLa77] Datta, M.; Landolt, D.: On the influence of electrolyte concentration, pH and temperature on surface brightening of nickel under ECM conditions. In: *Journal of Applied Electrochemistry*. 7. Jg., 1977, Nr. 3, S. 247-252
- [DaLa80a] Datta, M.; Landolt, D.: On the role of mass transport in high rate dissolution of iron and nickel in ECM electrolytes – II. Chlorate and nitrate solutions. In: *Electrochimica Acta*. 25. Jg., 1980, Nr. 10, S. 1263-1271

- [DaLa80b] Datta, M.; Landolt, D.: On the role of mass transport in high rate dissolution of iron and nickel in ECM electrolytes – I. Chloride solutions. In: *Electrochimica Acta*. 25. Jg., 1980, Nr. 10, S. 1255-1262
- [DaLa82] Datta, M.; Landolt, D.: High rate transpassive dissolution of nickel with pulsating current. In: *Electrochimica Acta*. 27. Jg., 1982, Nr. 3, S. 385-390
- [DaML79] Datta, M.; Mathieu, H. J.; Landolt, D.: Anodic film studies on nickel under high rate transpassive dissolution conditions. In: *Electrochimica Acta*. 24. Jg., 1979, Nr. 8, S. 843-850
- [Datt75] Datta, M.: Transpassive dissolution of nickel in nitrate electrolytes under ECM conditions. Lausanne: EPFL (Lausanne), 1975
- [DeAM00] De Silva, A. K. M.; Altena, H. S. J.; McGeourgh, J. A.: Precision ECM by Process Characteristic Modelling. In: *Annals of CIRP*, 2000, 49/1, S. 151-155
- [Dege72] Degenhardt, H.: Elektrochemische Senkbarkeit metallischer Werkstoffe. Dissertation, RWTH Aachen, 1972
- [DeOl68] DeBarr, A. E.; Oliver, D.: *Electrochemical Machining*. MacDonald & Co. Ltd., 1968
- [Dimi99] Dimiduk, D. M.: Gamma titanium aluminide alloys – an assessment within the competition of aerospace structural materials. In: *Materials Science and Engineering: A*. 263. Jg., 1999, Nr. 2, S. 281-288
- [DIN02] DIN 1744. Nickel-Knetlegierungen mit Molybdän und Chrom – Zusammensetzung, 2002
- [DIN03a] DIN 8580. Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung, 2003
- [DIN03b] DIN 8590. Fertigungsverfahren Abtragen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe, 2003
- [DIN08] DIN EN 10302. Warmfeste Stähle, Nickel- und Cobaltlegierungen, 2008
- [DIN90] DIN 17851. Titanlegierungen – Chemische Zusammensetzung, 1990
- [DIN92] DIN 17869. Werkstoffeigenschaften von Titan und Titanlegierungen - Zusätzliche Angaben, 1992
- [DIN93] DIN 17862. Stangen aus Titan und Titanlegierungen – Technische Lieferbedingungen, 1993
- [DIN98] DIN EN ISO 4288. Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Regeln und Verfahren für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit, 1998



- [DKKK79] Davydov, A. D.; Kiriya, E. N.; Kashcheev, V. D.; Kabanov, B. N.: Study of anodic dissolution of titanium alloys in salt solutions. In: *Elektron. Obrab. Mater.*, 1979, Nr. 6, S. 12
- [DrMe57] Drossbach P., M. R.: Zur Kenntnis der Stromdichte- und Potentialverteilung bei Elektroden mit inhomogener Oberfläche. In: *Zeitschrift für Elektrochemie*, 1957, 61/3, S. 415-423
- [Dura98] Durand-Charre, M.: *The Microstructure of Superalloys*. 1st ed. London: CRC Press, 1998
- [EHDA18] Ernst, A.; Hall, T.; Daneshi, A.; Azarhoushang, B.; Bähre, D.: Effects of Electrochemical Postprocessing on Ground Ti-6Al-4V Parts. In: *Proceedings of the 14th International Symposium on Electrochemical Machining Technology*, 2018, S. 3-10
- [EHFD19] Ernst, A.; Hall, T.; Frank, A.; Derouach, H.; Bähre, D.: Microstructuring of Inconel 718 via Pulse Electrochemical Machining. In: *Proceedings of the 15th International Symposium on Electrochemical Machining Technology*, 2019, S. 116-123
- [EHHS17] Ernst, A.; Heib, T.; Hall, T.; Schmidt, G.; Bähre, D.: Simulation-based tool development for the electrochemical machining of jet engine vanes. In: *Proceedings of the 13th International Symposium on Electrochemical Machining Technology*, 2017, S. 23-30
- [EHHS18] Ernst, A.; Heib, T.; Hall, T.; Schmidt, G.; Bähre, D.: Simulation of the Tool Shape Design for the Electrochemical Machining of Jet Engine Vanes. In: *Procedia CIRP*. 68. Jg., 2018, S. 762-767
- [ErHB16] Ernst, A.; Heib, T.; Bähre, D.: Experimental Study On Fundamental PECM Characteristic Of Gamma Titanium Aluminide With Sodium Chloride Electrolyte. In: *Proceedings of the 12th International Symposium on Electrochemical Machining Technology*, 2016, S. 85-91
- [Förs04] Förster, R.: *Untersuchung des Potentials elektrochemischer Senkbearbeitung mit oszillierender Werkzeugelektrode für Strukturierungsaufgaben der Mikrosystemtechnik*. Dissertation, Albert-Ludwigs-Universität Freiburg im Breisgau, 2004
- [Fran20] Frank, A.: *Einsatz laserstrukturierter Kathoden zur Geometrieübertragung von Mikrostrukturen mittels gepulster elektrochemischer Bearbeitung*. Bachelorarbeit, Universität des Saarlandes, 2020
- [Froe15] Froes, F. H. (Hrsg.): *Titanium. Physical metallurgy, processing and applications*. 1. print. Materials Park, Ohio: ASM Internat, 2015

- [GeLH10] Geddes, B.; Leon, H.; Huang, X.: Superalloys. Alloying and performance. Materials Park, Ohio: ASM International, 2010
- [Gmel20] Gmelin, W. T.: Verfahren zur Soll-Ist Auswertung eines Bauteils gegen CAD-Daten. Patentschrift, DE 10 2017 002 158 B4, Deutsches Patent- und Markenamt, 2020
- [Gott14] Gottstein, G.: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. Physikalische Grundlagen. 4., neu bearb. Aufl. 2014. Berlin: Springer Vieweg, 2014
- [GrRa91] Groh, J.; Radavich, J.: Effects of iron, nickel and cobalt on precipitation hardening of alloy 718. In: Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, 1991, S. 351-361
- [HaBo14] Haberhauer, H.; Bodenstein, F.: Maschinenelemente. Gestaltung, Berechnung, Anwendung. 17., bearb. Aufl. Berlin: Springer Vieweg, 2014
- [HaVi05] Hamann, C. H.; Vielstich, W.: Elektrochemie. 4., vollständig überarbeitete und aktualisierte Auflage. Weinheim: Wiley-VCH-Verlag GmbH & Co. KGaA, 2005
- [HBMT91] Hwang, I. S.; Ballinger, R. G.; Morra, M. M.; Tao, B.; Mathew, S.: Improved mechanical properties of alloy 718 by anneal and direct aging process for nuclear fusion applications. In: Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, 1991, S. 621-633
- [Hein14] Heine, B.: Nickelbasis-Superlegierungen für Flugzeugantriebe aus metallkundlicher Sicht. In: WoMag, 2014, Nr. 1
- [Helm17] Helmer, H.: Additive Fertigung durch Selektives Elektronenstrahlschmelzen der Nickelbasis Superlegierung IN718: Prozessfenster, Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften. Erlangen-Nürnberg, 2017
- [HoMa73] Hoare, J. P.; Mao, K. W.: Anion Effects on the Dissolution of Steel in ECM Binary Electrolyt Systems. In: Journal of the Electrochemical Society, 1973, Nr. 120, S. 1452-1456
- [HoWa06] Hornbogen, E.; Warlimont, H.: Metalle. Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen. 5., neu bearb. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer, 2006
- [HoWi75] Hoare, J. P.; Wiese, C. R.: Current Efficiency During the Electrochemical Machining of Iron and Nickel. In: Corrosion Science, 1975, Nr. 15, S. 435-440
- [HXGY18] He, Y.; Xiao, H.; Gan, W.; Yu, Q.; Yin, F.: The Electrochemical Dissolution Behavior Research of Titanium Alloy under Different Electrolyte. In: Procedia CIRP. 68. Jg., 2018, S. 751-756

- [IISi10] Ilschner, B.; Singer, R. F.: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik. Eigenschaften, Vorgänge, Technologien. 5., neu bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2010
- [Jans15] Janschek, P.: Wrought TiAl Blades. In: Materials Today. Proceedings. 2. Jg., 2015, S. 92-97
- [Kaes11] Kaesche, H.: Die Korrosion der Metalle. Physikalisch-chemische Prinzipien und aktuelle Probleme. 3., Neubearb. und erw. Aufl., Nachdr. 2011 in veränd. Ausstattung. Heidelberg: Springer, 2011
- [KeBr76] Keiser D. D.; Brown H. L.: A review of the physical metallurgy of alloy 718. Idaho National Engineering Laboratory, 1976
- [KHZH16] Klocke, F.; Herrig, T.; Zeis, M.; Holsten, M.; Klink, A.: Results of Surface Integrity and Fatigue Study of PECM and PEO Processed  $\gamma$ -TiAl for Turbine Applications. In: Procedia CIRP. 42. Jg., 2016, S. 131-136
- [KHZK15] Klocke, F.; Herrig, T.; Zeis, M.; Klink, A.: Experimental Research on the Electrochemical Machinability of selected  $\gamma$ -TiAl alloys for the Manufacture of Future Aero Engine Components. In: Procedia CIRP. 35. Jg., 2015, S. 50-54
- [KKVA14] Klocke, F.; Klink, A.; Veselovac, D.; Aspinwall, D. K.; Soo, S. L.; Schmidt, M.; Schilp, J.; Levy, G.; Kruth, J.-P.: Turbomachinery component manufacture by application of electrochemical, electro-physical and photonic processes. In: CIRP Annals. 63. Jg., 2014, Nr. 2, S. 703-726
- [KIKö07] Klocke, F.; König, W.: Fertigungsverfahren 3. Abtragen, Generieren Lasermaterialbearbeitung. 4., neu bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2007
- [KIZK12] Klocke, F.; Zeis, M.; Klink, A.: Technological and Economical Capabilities of Manufacturing Titanium- and Nickel-Based Alloys via Electrochemical Machining (ECM). In: Key Engineering Materials. 504-506, 2012, S. 1237-1242
- [KIZK15] Klocke, F.; Zeis, M.; Klink, A.: Interdisciplinary modelling of the electrochemical machining process for engine blades. In: CIRP Annals. 64. Jg., 2015, Nr. 1, S. 217-220
- [KoRM04] Kozak, J.; Rajurkar, K. P.; Makkar, Y.: Selected problems of microelectrochemical machining. In: Journal of Materials Processing Technology, 2004, Nr. 149, S. 426-431

- [KoSu58] Koch W.; Sundermann, H.: Elektrochemische Grundlagen der Isolierung von Gefügebestandteilen in metallischen Werkstoffen. In: Forschungsbericht des Wirtschafts- und Verkehrsministeriums Nordrhein-Westfalen, 1958, Nr. 599
- [KSZH15] Klocke, F.; Schmitt, R.; Zeis, M.; Heidemanns, L.; Kerkhoff, J.; Heinen, D.; Klink, A.: Technological and Economical Assessment of Alternative Process Chains for Blisk Manufacture. In: Procedia CIRP. 35. Jg., 2015, S. 67-72
- [KZHF18] Karges, F.; Zeis, M.; Hoffmeister, F.; Feiling, N.; Niegl, M.: Analysis of the suitability of frontal gap experiments as a basis for the simulation of complex shaped parts in ECM. In: International Symposium on Electrochemical Machining Technology INSECT2018, 2018, S. 139-144
- [KZHH13] Klocke, F.; Zeis, M.; Harst, S.; Herrig, T.; Klink, A.: Analysis of the Simulation Accuracy of Electrochemical Machining Process Based on the Integration Level of Different Physical Effects. In: Proceedings of the International Symposium on Electrochemical Machining Technology INSECT, 2013, S. 165-170
- [KZHH14a] Klocke, F.; Zeis, M.; Herrig, T.; Harst, S.; Klink, A.: Optical in Situ Measurements and Interdisciplinary Modeling of the Electrochemical Sinking Process of Inconel 718. In: Procedia CIRP. 24. Jg., 2014, S. 114-119
- [KZHH14b] Klocke, F.; Zeis, M.; Herrig, T.; Harst, S.; Klink, A.: Experimental and numerical Analysis of Gas Evolution and Transport during Electrochemical Machining and their Effect on material Removal. In: Proceedings of the International Symposium on Electrochemical Machining Technology INSECT, 2014, S. 219-226
- [KZHK13] Klocke, F.; Zeis, M.; Harst, S.; Klink, A.; Veselovac, D.; Baumgärtner, M.: Modeling and Simulation of the Electrochemical Machining (ECM) Material Removal Process for the Manufacture of Aero Engine Components. In: Procedia CIRP. 8. Jg., 2013, S. 265-270
- [KZKV12] Klocke, F.; Zeis, M.; Klink, A.; Veselovac, D.: Technological and economical comparison of roughing strategies via milling, EDM and ECM for titanium- and nickel-based blisks. In: Procedia CIRP. 2. Jg., 2012, S. 98-101
- [KZKV13a] Klocke, F.; Zeis, M.; Klink, A.; Veselovac, D.: Experimental Research on the Electrochemical Machining of Modern Titanium- and Nickel-based Alloys for Aero Engine Components. In: Procedia CIRP. 6. Jg., 2013, S. 368-372
- [KZKV13b] Klocke, F.; Zeis, M.; Klink, A.; Veselovac, D.: Technological and economical comparison of roughing strategies via milling, sinking-EDM, wire-

- EDM and ECM for titanium- and nickel-based blisks. In: CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. 6. Jg., 2013, Nr. 3, S. 198-203
- [Land72] Landolt, D.: Throwing Power Measurements during High Rate Nickel Dissolution under Active and Transpassive Conditions. In: Journal of the Electrochemical Society, 1972, Nr. 119, S. 708-712
- [Land73] Landolt, D.: Mechanistische Gesichtspunkte der elektrochemischen Metallbearbeitung. In: Chemie-Ingenieur-Technik, 1973, Nr. 45, S. 188-194
- [LePe05] Leyens, C.; Peters, M.: In: Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications. 1. ed., 2. reprint. Weinheim: Wiley-VCH, 2005
- [Lind77] Lindenlauf, H.-P.: Werkstoff- und elektrolytspezifische Einflüsse auf die Elektrochemische Senkbarkeit ausgewählter Stähle und Nickellegierungen. Dissertation, RWTH Aachen, 1977
- [LuGZ14] Lu, J.; Ge, P.; Zhao, Y.: Recent Development of Effect Mechanism of Alloying Elements in Titanium Alloy Design. In: Rare Metal Materials and Engineering. 43. Jg., 2014, Nr. 4, S. 775-779
- [LüWi07] Lütjering, G.; Williams, J. C.: Titanium. 2. Aufl. Springer-Verlag, 2007
- [Lyon09] Lyon, S. B.: Corrosion of Tantalum and Niobium and their Alloys. In: Richardson, T. J.A.; Cottis, B. R. A.; Lindsay, R.; Lyon, S.; Scantlebury, D. J. D.; Stott, H.; Graham, M. (Hrsg.): Shreir's Corrosion. Burlington: Elsevier, 2009, S. 2135-2150
- [MaAs01] Mantle, A.; Aspinwall, D.K.: Surface integrity of a high speed milled gamma titanium aluminide. In: Journal of Materials Processing Technology. 118. Jg., 2001, S. 143-150
- [McGe74] McGeourgh, J. A.: Principles of Electrochemical Machining. In: Chapman and Hall London, 1974
- [MCHS03] Mount, A. R.; Clifton, D.; Howarth, P.; Sherlock, A.: An integrated strategy for materials characterisation and process simulation in electrochemical machining. In: Journal of Materials Processing Technology. 138. Jg., 2003, 1-3, S. 449-454
- [MeVe84] Meijer, J.; Veringa, J. C. M.: Characteristic numbers to describe the detail transfer quality of electro-chemical machining. In: Precision Engineering, 1984, 6/2, S. 79-82
- [Münn12] Münnhoff, T. R.: Mechanismen der anodischen Auflösung von Metallen und Legierungen bei extrem hohen Stromdichten. Dissertation, Heinrich-Heine-Universität Düsseldorf, 2012

- [Neub84] Neubauer, J.: Untersuchung deckschichtbestimmender Reaktionsmechanismen und ihrer Auswirkungen auf die ECM. Dissertation, RWTH Aachen, 1984
- [NN1] N. N.: Bild der ECM-Schaufelisenkbearbeitung bei der Leistriz Turbinentechnik Nürnberg GmbH
- [NN2] N. N.: Bild der DC-ECM-Senkanlage *EC2010* der Leistriz Turbinentechnik Nürnberg GmbH
- [NN99] N. N.: Perthometer Surface Texture Parameters New Standards. MAHR GMBH Germany, 1999
- [NN07] N. N.: Titan und Titanlegierungen. 2007
- [NN11] N. N.: Betriebsanleitung *PEMCenter 8000*. PEMTec SNC, 2011
- [NN12] N. N.: Schulung zur PEM Technologie. PEMTec SNC, 2012
- [NN13] N. N.: Maschine + Werkzeug. Heinrich Publikation GmbH Gilching, 2013
- [NPCH15] Nunes, R.; Pereira, D.; Clarke, T.; Hirsch, T.: Delta Phase Characterization in Inconel 718 Alloys Through X-ray Diffraction. In: ISIJ International. 55. Jg., 2015
- [NWMW14] Natter, H.; Weinmann, M.; Munief, W.-M.; Weber, O.; Bähre, D.; Saumer, M.: PhoGaTool: A new Process Chain for Manufacturing of ECM Tools. In: International Symposium on Electrochemical Machining Technology INSECT2014, 2014, S. 147-154
- [PaSc01] Paulonis, D. F.; Schirra, J. J.: Alloy 718 at Pratt & Whitney – Historical perspective and future challenges. In: Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, 2001, S. 13-23
- [Pede02] Pederson, R.: Microstructure and phase transformation of Ti-6Al-4V. Thesis zur Erlangung des Lizenziat-Grades Lulea University of Technology, 2002
- [QFZZ13] Qu, N. S.; Fang, X. L.; Zhang, Y. D.; Zhu, D.: Enhancement of surface roughness in electrochemical machining of Ti6Al4V by pulsating electrolyte. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 69. Jg., 2013, 9-12, S. 2703-2709
- [Rada89] Radavich, J. F.: The physical metallurgy of cast and wrought alloy 718. In: Superalloys 718 - Metallurgy and Application, 1989, S. 229-240
- [Rata13] Rataj, K. P.: Elektrochemische Charakterisierung technisch relevanter anodischer Oxidschichten bei niedrigen und höchsten Stromdichten. Dissertation, Heinrich-Heine-Universität Düsseldorf, 2013

- [Rebs16] Rebschläger, A.: Recording, processing and use of material-specific data in pulse electrochemical machining. Dissertation, Universität des Saarlandes, Saarbrücken, 2016
- [Reed06] Reed, R. C.: The superalloys. Fundamentals and applications. Cambridge, UK, New York: Cambridge University Press, 2006
- [ReKB14] Rebschläger, A.; Kollmannsperger, R.; Bähre, D.: Video based Process Observations of the Pulse Electrochemical Machining Process at High Current Densities and Small Gaps. In: Procedia CIRP. 14. Jg., 2014, S. 418-423
- [Renh07] Renhof Lars: Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften der Nickellegierung IN 718. Dissertation, Technische Universität München, 2007
- [RoMa05] Roos, E.; Maile, K.: Werkstoffkunde für Ingenieure. Grundlagen, Anwendung, Prüfung ; mit 50 Tabellen. 2., neu bearb. Aufl. Berlin: Springer, 2005
- [Rose05] Rosenkranz, C.: Elektrochemische Prozesse an Eisenoberflächen bei extremen anodischen Stromdichten. Dissertation, Heinrich-Heine-Universität Düsseldorf, 2005
- [RZMK99] Rajurkar, K. P.; Zhu, D.; McGeourgh, J. A.; Kozak, J.; Silva, A. de: New Developments in Electro-Chemical Machining, 1999, 48/2, S. 567-579
- [SDMC15] Sedlák, J.; Drábek, T.; Muralová, K.; Chladil, J.; Kouřil, K.: Machining Issues of Titanium Alloys. In: International Journal of Metalcasting. 9. Jg., 2015, Nr. 2, S. 41-50
- [SiAM00] Silva, A. K. M. de; Altena, H. S. J.; McGeough, J. A.: Precision ECM by Process Characteristic Modelling. In: CIRP Annals. 49. Jg., 2000, Nr. 1, S. 151-155
- [SiKK09] Siegel, F.; Klug, U.; Kling, R.: Extensive Micro-Structuring of Metals using Picosecond Pulses – Ablation Behavior and Industrial Relevance. In: Journal of Laser Micro/Nanoengineering. 4. Jg., 2009, Nr. 2, S. 104-110
- [SiPK17] Singh, P.; Pungotra, H.; Kalsi, N. S.: On the characteristics of titanium alloys for the aircraft applications. In: Materials Today: Proceedings. 4. Jg., 2017, Nr. 8, S. 8971-8982
- [Smar02] Smarsly, W.: Triebwerkswerkstoffe – Quo Vadis? In: MTU-Technikberichte, 2002
- [Steu16] Steuer, P.: Gepulste elektrochemische Bearbeitung von Kupferelektroden und deren Einsatz zur funkenerosiven Strukturierung von Hartmetall. Dissertation, Universität des Saarlandes, Saarbrücken, 2016

- [Turk12] Turk, C.: Ausscheidungsverhalten der Ni-Basis-Superlegierung 718. Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2012
- [UDFN01] Uhlmann, E.; Doll, U.; Förster, R.; Nase, R.; Schikofsky, R.: High precision manufacturing using PEM. In: Proceedings of the 13th International Symposium for Electromachining, ISEM XIII, 2001, S. 261-268
- [Vett61] Vetter, K. J.: Elektrochemische Kinetik. Berlin, Heidelberg, Springer Berlin Heidelberg, 1961
- [Volk70] Volk, K. E.: Nickel und Nickellegierungen. Eigenschaften und Verhalten. Berlin, Heidelberg: Springer, 1970
- [Wats11] Watson, J. E.: Superalloys: production, properties and applications. New York: Nova Science Publishers, 2011
- [Webe16] Weber, O.: Gepulste elektrochemische Auflösung und Oberflächenausbildung von Gusseisenwerkstoffen in  $\text{NaNO}_3$ -Elektrolyten: Charakterisierung und Prozessauslegung. Dissertation, Universität des Saarlandes, Saarbrücken, 2016
- [WeBr05] Weck, M.; Brecher, C.: Werkzeugmaschinen 1. Maschinenarten und Anwendungsbereiche. 6., neu bearb. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2005
- [Wei94] Wei, B.: Pulse Electrochemical Machining (PECM) of Ti-6Al-4V Alloy. In: Transactions of NAMRI/SME, 1994, Nr. 22, S. 141-147
- [Weiß07] Weißbach, W.: Werkstoffkunde. Strukturen, Eigenschaften, Prüfung. 16., überarbeitete Auflage. Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn Verlag | GWV Fachverlage GmbH Wiesbaden, 2007
- [WeKR94] Wei, B.; Kozak, J.; Rajurkar, K. P.: Study of pulse electrochemical machining of titanium alloy. In: Proceedings of the International Electromachining Conference (EM) 1994
- [Wils71] Wilson, J. F.: Practice and Theory of Electrochemical Machining. In: Wiley&Sons Inc., 1971
- [WSML07] Walther, B.; Schilm, J.; Michaelis, A.; Lohrengel, M. M.: Electrochemical dissolution of hard metal alloys. In: Electrochimica Acta. 52. Jg., 2007, Nr. 27, S. 7732-7737
- [WWBM14] Weinmann, M.; Weber, O.; Bähre, D.; Munief, W.-M.; Saumer, M.; Natter, H.: Photolithography - Electroforming - Pulse Electrochemical Machining: An Innovative Process Chain for the High Precision and Reproducible Manufacturing of Complex Microstructures. In: International Journal of Electrochemical Science. 9. Jg., 2014



- [WWW1] Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz und nukleare Sicherheit: Luftverkehr. URL: <https://www.bmu.de/themen/luft-laerm-verkehr/verkehr/flugverkehr/> [Stand: 04.04.2020]
- [WWW2] Antworten aus dem Cockpit - Wie funktioniert ein Flugzeugtriebwerk? URL: <http://www.airliners.de/so-funktioniert-ein-flugzeugtriebwerk-due-sentriebwerk-strahltriebwerk-triebwerk/36239> [Stand: 04.04.2020]
- [WWW3] ECM LLC: Short history of electrochemical machining (ECM) development. URL: [http://www.indec-ecm.com/en/technologists/brief\\_history/](http://www.indec-ecm.com/en/technologists/brief_history/) [Stand: 04.04.2020]
- [WWW4] ECM Technologies. URL: <http://electrochemicalmachining.com/technology/process-history> [Stand: 04.04.2020]
- [WWW5] PEMTec SNC. URL: <https://www.pemtec.de/ueber-uns/technologie> [Stand: 04.04.2020]
- [WWW6] Pratt and Whitney PW1100G Geared Turbofan Engine. URL: <http://theflyingengineer.com/flightdeck/pw1100g-gtf/> [Stand: 04.04.2020]
- [WZWZ15] Wang, D.; Zhu, Z.; Wang, N.; Di Zhu; Wang, H.: Investigation of the electrochemical dissolution behavior of Inconel 718 and 304 stainless steel at low current density in NaNO<sub>3</sub> solution. In: *Electrochimica Acta*. 156. Jg., 2015, S. 301-307
- [XJGW05] Xishan, X.; Jianxin, D.; Gailian, W.; Wei, Y.: The effect of Nb, Ti, Al on precipitation and strengthening behavior of 718 superalloys. In: *Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, 2005*, S. 287-298
- [Zeis15] Zeis, M.: Modellierung des Abtragprozesses der elektrochemischen Senkbearbeitung von Triebwerksschaufeln. Dissertation, RWTH Aachen, 2015
- [ZhYa13] Zhang, L.-C.; Yang, C.: *Titanium alloys: formation, characteristics and industrial applications*. New York: Nova Science Publishers, Inc., 2013
- [ZhYZ18] Zhu, D.; Yu, L.; Zhang, R.: Dissolution Effects with Different Microstructures of Inconel 718 on Surface Integrity in Electrochemical Machining. In: *Journal of The Electrochemical Society*. 165. Jg., 2018, Nr. 16, E872-E878
- [ZoHe11] Zoch, H.-W.; Hehl, A. von: *Vorlesung Werkstoffe des Leichtbaus II*. Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien IWT Bremen, 2011
- [ZTSG97] Zhou, C. D.; Taylor, E.; Sun, J. J.; Gebhart, L.; Stortz, E. C.; Renz, R. P.: *Electrochemical machining for hard passive alloys with pulse reverse current*, 1997

- [Zwic74] Zwicker, U.: Titan und Titanlegierungen. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1974
- [ZZIG04] Zaytsev, A. N.; Zhitnikov, V. P.; Idrisov, T. R.; Gimaev, N. Z.: About Some Problems of the Surface Accuracy and Quality Increase of Ti-6Al-4V Alloys at Pulse ECM. In: Manufacturing engineering and materials handling 2004. Presented at the 2004 ASME International Mechanical Engineering Congress, November 13 - 19, 2004, Anaheim, California, USA. New York, NY: ASME, 2004, S. 181-187

## **ANHANG A   Geräteliste**

Gerätename:	<b>PEMCenter 8000</b>
Gerätetyp:	Gepulste elektrochemische Senkanlage
Hersteller:	PEMTec SNC
Strom:	1 - 8.000 A (gepulst)
Spannung:	5 - 18,7 V
Vorschubgeschwindigkeit:	0,001 - 2 mm/min
Pulsbreite:	0,1 - 5 ms
Frequenz (mechan.):	0 - 60 Hz
Frequenz (elektr.):	1 - 500 Hz
Spüldruck:	1 - 10 bar
Vibratoramplitude:	183,5 µm
Maximaler Verfahrensweg:	170 mm

Gerätename:	<b>Sigma VP</b>
Gerätetyp:	Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop
Hersteller:	Zeiss Microscopy GmbH
Beschleunigungsspannung:	0,2 - 30 kV
Vergrößerung:	10-fach - 1.000.000-fach
Auflösung:	1 nm

Gerätename:	<b>Lext OLS 3100</b>
Gerätetyp:	Konfokales Laserscanning Mikroskop
Hersteller:	Olympus Corporation
Objektive:	5-fach - 100-fach
Auflösung:	120 nm (horizontal)/10 nm (vertikal)

Gerätename: **MarSurf XR/XT 20**  
Gerätetyp: Perthometer  
Hersteller: Mahr GmbH  
Messprinzip: Tastschnittverfahren  
Messbereich:  $\pm 250 \mu\text{m}$   
Auflösung: 7 nm

Gerätename: **MSE2203S**  
Gerätetyp: Präzisionswaage  
Hersteller: Sartorius AG  
Wägebereich: bis 2000 g  
Auflösung: 0,001 g

Gerätename: **i-Speed TR**  
Gerätetyp: Hochgeschwindigkeitskamera  
Hersteller: Olympus K. K.  
Bildrate: 1 - 10.000 fps  
Auflösung: 1.280 x 1.024 pixel

## ANHANG B Ergebnisse Kapitel 4.2.2: Identifizierung der Prozessrandbedingungen

### Inconel 718

#### Schritt 1: Identifikation $t_{on}$

Tabelle D-1: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Identifikation der Pulsbreite  $t_{on}$  bei der Inconel 718-Bearbeitung

$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	s [mm]	$R_z$ [ $\mu$ m]
0,06	9	1	75	50	3	0,066	8,32
0,12	9	2	75	50	3	0,041	8,48
0,18	9	3	75	50	3	0,042	8,51
0,24	9	4	75	50	3	0,039	7,61
0,30	9	5	75	50	3	0,033	7,96
0,06	9	1	75	50	3	0,082	7,98
0,12	9	2	75	50	3	0,047	8,12
0,18	9	3	75	50	3	0,040	8,71
0,24	9	4	75	50	3	0,042	8,96
0,30	9	5	75	50	3	0,034	9,01
0,06	9	1	75	50	3	0,082	7,44
0,12	9	2	75	50	3	0,043	7,64
0,18	9	3	75	50	3	0,041	7,63
0,24	9	4	75	50	3	0,039	8,35
0,30	9	5	75	50	3	0,030	8,98

## Schritt 2: Identifikation f

Tabelle D-2: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Identifikation der Frequenz f bei der Inconel 718-Bearbeitung

$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	s [mm]	$R_z$ [ $\mu$ m]
0,10	9	5	25	50	3	0,023	7,48
0,20	9	5	50	50	3	0,020	9,96
0,30	9	5	75	50	3	0,032	9,12
0,40	9	5	100	50	3	0,045	8,43
0,50	9	5	125	50	3	0,048	5,88
0,10	9	5	25	50	3	0,026	8,85
0,20	9	5	50	50	3	0,023	11,45
0,30	9	5	75	50	3	0,029	9,45
0,40	9	5	100	50	3	0,044	8,80
0,50	9	5	125	50	3	0,033	7,11
0,10	9	5	25	50	3	0,026	8,05
0,20	9	5	50	50	3	0,021	8,86
0,30	9	5	75	50	3	0,031	9,52
0,40	9	5	100	50	3	0,047	8,15
0,50	9	5	125	50	3	0,038	7,23

Schritt 3: Identifikation P

Tabelle D-3: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Identifikation der Phase P bei der Inconel 718-Bearbeitung

$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	s [mm]	$R_z$ [ $\mu$ m]
0,20	9	5	50	0	3	-	-
0,20	9	5	50	25	3	-	-
0,20	9	5	50	50	3	0,025	9,35
0,20	9	5	50	75	3	0,019	9,15
0,20	9	5	50	100	3	0,016	7,10
0,20	9	5	50	0	3	-	-
0,20	9	5	50	25	3	-	-
0,20	9	5	50	50	3	0,020	8,18
0,20	9	5	50	75	3	0,030	11,31
0,20	9	5	50	100	3	0,028	9,86
0,20	9	5	50	0	3	-	-
0,20	9	5	50	25	3	-	-
0,20	9	5	50	50	3	0,013	7,44
0,20	9	5	50	75	3	0,018	10,39
0,20	9	5	50	100	3	0,028	9,61

Schritt 4: Identifikation  $p_{el}$ Tabelle D-4: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Identifikation des Elektrolytdrucks  $p_{el}$  bei der Inconel 718-Bearbeitung

$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	s [mm]	$R_z$ [ $\mu$ m]
0,20	9	5	50	50	1	0,020	1,00
0,20	9	5	50	50	2	0,026	1,15
0,20	9	5	50	50	3	0,030	1,41
0,20	9	5	50	50	4	0,070	1,28
0,20	9	5	50	50	5	0,087	1,27
0,20	9	5	50	50	1	0,020	1,00
0,20	9	5	50	50	2	0,029	1,01
0,20	9	5	50	50	3	0,030	0,95
0,20	9	5	50	50	4	0,069	0,81
0,20	9	5	50	50	5	0,086	0,91
0,20	9	5	50	50	1	0,016	1,04
0,20	9	5	50	50	2	0,021	1,32
0,20	9	5	50	50	3	0,026	1,11
0,20	9	5	50	50	4	0,074	0,95
0,20	9	5	50	50	5	0,069	0,72



**Ti-6Al-4V**

Schritt 1: Identifikation  $t_{on}$

Tabelle D-5: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Identifikation der Pulsbreite  $t_{on}$  bei der Ti-6Al-4V-Bearbeitung

$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	s [mm]	$R_z$ [ $\mu$ m]
0,15	18,7	1	75	50	3	0,076	0,80
0,30	18,7	2	75	50	3	0,088	1,32
0,45	18,7	3	75	50	3	0,088	3,40
0,60	18,7	4	75	50	3	0,092	6,17
0,75	18,7	5	75	50	3	0,094	6,96
0,15	18,7	1	75	50	3	0,073	0,89
0,30	18,7	2	75	50	3	0,084	1,09
0,45	18,7	3	75	50	3	0,091	3,84
0,60	18,7	4	75	50	3	0,090	6,79
0,75	18,7	5	75	50	3	0,095	6,88
0,15	18,7	1	75	50	3	0,072	0,99
0,30	18,7	2	75	50	3	0,086	1,05
0,45	18,7	3	75	50	3	0,088	6,48
0,60	18,7	4	75	50	3	0,091	5,98
0,75	18,7	5	75	50	3	0,091	6,54

## Schritt 2: Identifikation f

Tabelle D-6: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Identifikation der Frequenz f bei der Ti-6Al-4V-Bearbeitung

$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	s [mm]	$R_z$ [ $\mu$ m]
0,05	18,7	1	25	50	3	0,073	2,18
0,10	18,7	1	50	50	3	0,074	0,83
0,15	18,7	1	75	50	3	0,071	0,72
0,20	18,7	1	100	50	3	0,100	0,81
0,25	18,7	1	125	50	3	0,104	0,76
0,05	18,7	1	25	50	3	0,071	2,63
0,10	18,7	1	50	50	3	0,073	0,96
0,15	18,7	1	75	50	3	0,072	0,83
0,20	18,7	1	100	50	3	0,100	0,93
0,25	18,7	1	125	50	3	0,105	0,87
0,05	18,7	1	25	50	3	0,072	2,43
0,10	18,7	1	50	50	3	0,074	1,03
0,15	18,7	1	75	50	3	0,070	0,84
0,20	18,7	1	100	50	3	0,102	0,88
0,25	18,7	1	125	50	3	0,100	0,63

## Schritt 3: Identifikation P

Tabelle D-7: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Identifikation der Phase P bei der Ti-6Al-4V-Bearbeitung

$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	s [mm]	$R_z$ [ $\mu$ m]
0,15	18,7	1	75	0	3	0,080	1,1270
0,15	18,7	1	75	25	3	0,079	1,2230
0,15	18,7	1	75	50	3	0,086	0,9578
0,15	18,7	1	75	75	3	0,086	0,6063
0,15	18,7	1	75	100	3	0,084	0,6710
0,15	18,7	1	75	0	3	0,085	1,0890
0,15	18,7	1	75	25	3	0,083	1,1380
0,15	18,7	1	75	50	3	0,085	0,8330
0,15	18,7	1	75	75	3	0,085	0,8497
0,15	18,7	1	75	100	3	0,085	0,8919
0,15	18,7	1	75	0	3	0,084	1,3010
0,15	18,7	1	75	25	3	0,084	0,9190
0,15	18,7	1	75	50	3	0,078	0,6834
0,15	18,7	1	75	75	3	0,081	0,5793
0,15	18,7	1	75	100	3	0,090	0,6270

Schritt 4: Identifikation  $p_{el}$ Tabelle D-8: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Identifikation des Elektrolytdrucks  $p_{el}$  bei der Ti-6Al-4V-Bearbeitung

$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	s [mm]	$R_z$ [ $\mu$ m]
0,15	18,7	1	75	75	1	0,074	1,1260
0,15	18,7	1	75	75	2	0,075	0,8613
0,15	18,7	1	75	75	3	0,078	1,4560
0,15	18,7	1	75	75	4	0,079	1,6324
0,15	18,7	1	75	75	5	0,078	1,6981
0,15	18,7	1	75	75	1	0,080	1,0236
0,15	18,7	1	75	75	2	0,076	0,8412
0,15	18,7	1	75	75	3	0,081	1,3569
0,15	18,7	1	75	75	4	0,080	1,5698
0,15	18,7	1	75	75	5	0,081	1,8360
0,15	18,7	1	75	75	1	0,074	1,3290
0,15	18,7	1	75	75	2	0,078	1,1593
0,15	18,7	1	75	75	3	0,076	1,7366
0,15	18,7	1	75	75	4	0,080	1,8360
0,15	18,7	1	75	75	5	0,085	2,1600

## ANHANG C Ergebnisse Kapitel 4.2.3: Aufnahme der Materialkennlinien

### Inconel 718

Tabelle D-9: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Aufnahme der Materialkennlinien von Inconel 718

Versuchsdurchgang 1									
$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	J [A/cm <sup>2</sup> ]	SMR <sub>prakt</sub> [mg/C]	s [mm]	R <sub>z</sub> [μm]
0,005	9	5	50	50	2	5	0,163	3,547	4,92
0,01	9	5	50	50	2	5	0,182	3,210	5,10
0,03	9	5	50	50	2	15	0,194	0,616	6,45
0,05	9	5	50	50	2	22	0,175	0,654	8,14
0,06	9	5	50	50	2	21	0,201	0,4021	5,11
0,08	9	5	50	50	2	24	0,188	0,280	3,81
0,09	9	5	50	50	2	29	0,185	0,215	5,51
0,10	9	5	50	50	2	32	0,188	0,210	5,09
0,12	9	5	50	50	2	38	0,191	0,136	6,30
0,14	9	5	50	50	2	45	0,192	0,124	5,70
0,17	9	5	50	50	2	52	0,193	0,074	4,62
0,20	9	5	50	50	2	59	0,192	0,024	3,91
0,23	9	5	50	50	2	69	0,192	0,019	3,01
0,26	9	5	50	50	2	81	0,193	0,013	3,65
0,30	9	5	50	50	2	89	0,193	0,010	5,41

Versuchsdurchgang 2									
$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	J [A/cm <sup>2</sup> ]	SMR <sub>prakt</sub> [mg/C]	s [mm]	R <sub>z</sub> [μm]
0,005	9	5	50	50	2	6	0,150	4,671	4,05
0,01	9	5	50	50	2	7	0,159	2,164	3,81
0,03	9	5	50	50	2	9	0,176	1,341	7,48
0,05	9	5	50	50	2	13	0,191	0,961	4,56
0,06	9	5	50	50	2	23	0,188	0,783	3,17
0,08	9	5	50	50	2	25	0,195	0,286	5,60
0,09	9	5	50	50	2	29	0,194	0,233	4,31
0,10	9	5	50	50	2	31	0,196	0,209	3,04
0,12	9	5	50	50	2	38	0,195	0,156	2,84
0,14	9	5	50	50	2	43	0,195	0,119	2,26
0,17	9	5	50	50	2	53	0,195	0,054	3,01
0,20	9	5	50	50	2	60	0,195	0,024	2,46
0,23	9	5	50	50	2	70	0,194	0,019	3,41
0,26	9	5	50	50	2	80	0,188	0,013	5,31
0,30	9	5	50	50	2	87	0,193	0,010	2,77

Versuchsdurchgang 3									
$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	J [A/cm <sup>2</sup> ]	SMR <sub>prakt</sub> [mg/C]	s [mm]	R <sub>z</sub> [μm]
0,005	9	5	50	50	2	5	0,144	4,061	8,84
0,01	9	5	50	50	2	9	0,180	2,549	8,31
0,03	9	5	50	50	2	10	0,186	0,913	4,11
0,05	9	5	50	50	2	19	0,203	0,284	4,81
0,06	9	5	50	50	2	19	0,196	0,345	8,40
0,08	9	5	50	50	2	26	0,194	0,289	5,93
0,09	9	5	50	50	2	29	0,195	0,235	4,91
0,10	9	5	50	50	2	31	0,198	0,212	4,48
0,12	9	5	50	50	2	37	0,199	0,159	4,15
0,14	9	5	50	50	2	44	0,198	0,119	4,13
0,17	9	5	50	50	2	49	0,196	0,061	4,15
0,20	9	5	50	50	2	61	0,197	0,020	5,34
0,23	9	5	50	50	2	72	0,190	0,014	5,14
0,26	9	5	50	50	2	84	0,184	0,014	2,81
0,30	9	5	50	50	2	86	0,193	0,008	3,41

**Ti-6Al-4V**

Tabelle D-10: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Aufnahme der Materialkennlinien von Ti-6Al-4V

Versuchsdurchgang 1									
$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	J [A/cm <sup>2</sup> ]	SMR <sub>prakt</sub> [mg/C]	s [mm]	R <sub>z</sub> [μm]
0,005	18,7	1	75	75	2	15	0,019	2,652	5,68
0,006	18,7	1	75	75	2	15	0,050	1,989	3,24
0,007	18,7	1	75	75	2	18	0,064	1,781	4,01
0,008	18,7	1	75	75	2	18	0,065	1,586	3,21
0,009	18,7	1	75	75	2	23	0,068	1,241	3,01
0,010	18,7	1	75	75	2	27	0,0790	0,916	3,16
0,020	18,7	1	75	75	2	31	0,084	0,576	2,54
0,030	18,7	1	75	75	2	41	0,097	0,356	2,63
0,050	18,7	1	75	75	2	55	0,0990	0,260	1,84
0,070	18,7	1	75	75	2	64	0,108	0,189	1,23
0,100	18,7	1	75	75	2	89	0,113	0,112	1,01
0,130	18,7	1	75	75	2	114	0,125	0,095	0,73
0,170	18,7	1	75	75	2	147	0,130	0,073	0,79
0,210	18,7	1	75	75	2	193	0,114	0,034	0,62
0,250	18,7	1	75	75	2	210	0,116	0,011	0,37



Versuchsdurchgang 2									
$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	J [A/cm <sup>2</sup> ]	SMR <sub>prakt</sub> [mg/C]	s [mm]	R <sub>z</sub> [μm]
0,005	18,7	1	75	75	2	12	0,020	2,613	4,42
0,006	18,7	1	75	75	2	15	0,049	1,953	4,21
0,007	18,7	1	75	75	2	15	0,055	1,672	3,61
0,008	18,7	1	75	75	2	20	0,061	1,543	3,76
0,009	18,7	1	75	75	2	19	0,072	1,246	3,56
0,010	18,7	1	75	75	2	23	0,075	0,882	3,87
0,020	18,7	1	75	75	2	29	0,083	0,602	3,45
0,030	18,7	1	75	75	2	38	0,093	0,370	2,34
0,050	18,7	1	75	75	2	50	0,100	0,249	2,53
0,070	18,7	1	75	75	2	65	0,102	0,173	1,06
0,100	18,7	1	75	75	2	88	0,115	0,117	1,09
0,130	18,7	1	75	75	2	114	0,110	0,098	0,87
0,170	18,7	1	75	75	2	150	0,115	0,076	0,68
0,210	18,7	1	75	75	2	171	0,112	0,035	0,47
0,250	18,7	1	75	75	2	203	0,110	0,010	0,47

Versuchsdurchgang 3									
$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	f [Hz]	P [%]	$p_{el}$ [bar]	J [A/cm <sup>2</sup> ]	SMR <sub>prakt</sub> [mg/C]	s [mm]	R <sub>z</sub> [μm]
0,005	18,7	1	75	75	2	16	0,016	2,501	3,80
0,006	18,7	1	75	75	2	17	0,061	1,868	5,22
0,007	18,7	1	75	75	2	16	0,062	1,710	4,42
0,008	18,7	1	75	75	2	16	0,068	1,658	3,61
0,009	18,7	1	75	75	2	22	0,075	1,334	4,30
0,010	18,7	1	75	75	2	22	0,071	0,932	3,40
0,020	18,7	1	75	75	2	27	0,083	0,582	2,94
0,030	18,7	1	75	75	2	37	0,089	0,385	2,77
0,050	18,7	1	75	75	2	52	0,103	0,254	2,11
0,070	18,7	1	75	75	2	66	0,106	0,178	1,48
0,100	18,7	1	75	75	2	91	0,115	0,115	0,90
0,130	18,7	1	75	75	2	116	0,113	0,093	0,80
0,170	18,7	1	75	75	2	143	0,113	0,072	0,52
0,210	18,7	1	75	75	2	180	0,114	0,035	0,57
0,250	18,7	1	75	75	2	209	0,113	0,011	0,53

# ANHANG D Technische Zeichnungen der laserstrukturierten Werkzeuge

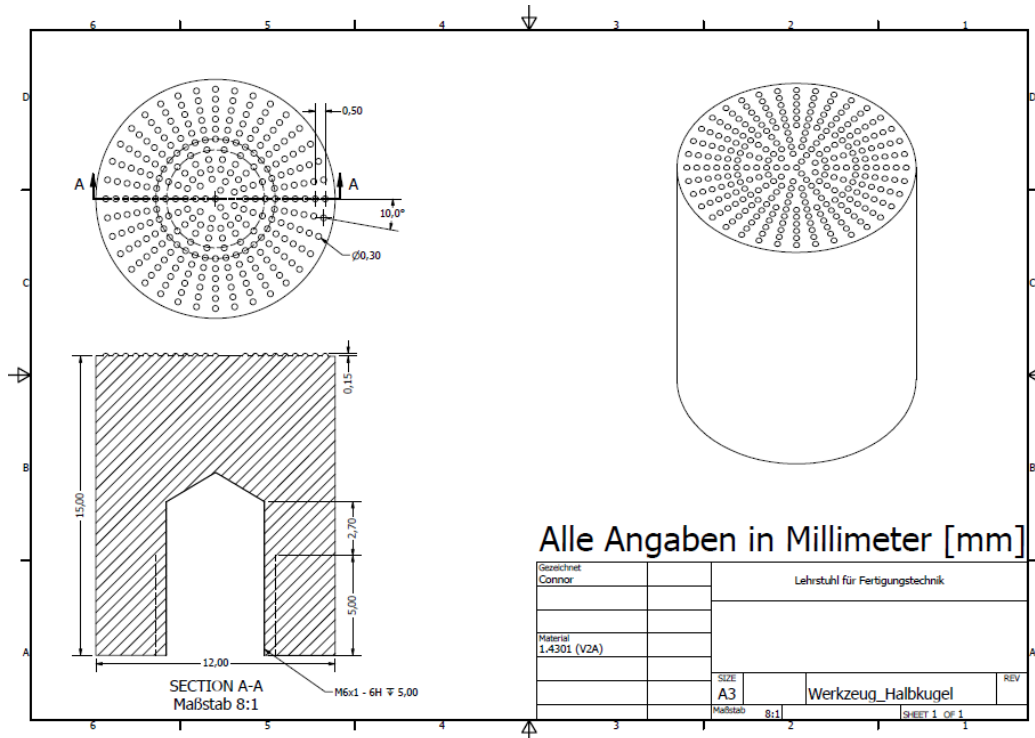


Abbildung D-1: Technische Zeichnung des halbkugelstrukturierten Werkzeugs

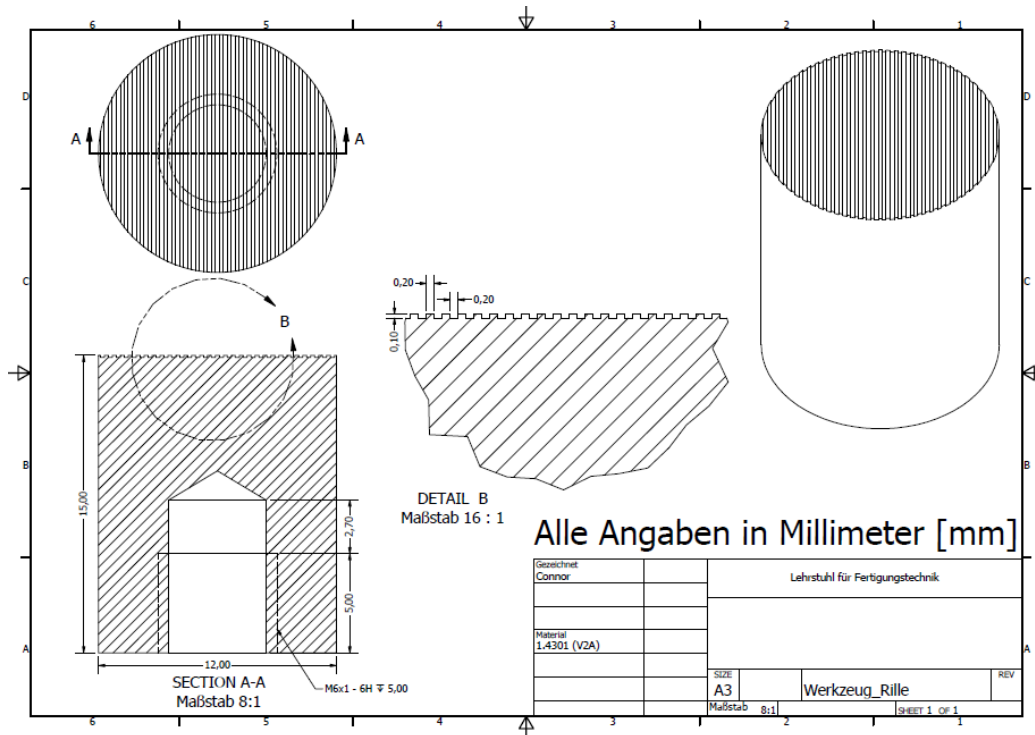


Abbildung D-2: Technische Zeichnung des rillenstrukturierten Werkzeugs

## ANHANG E Ergebnisse Kapitel 4.3.2: Geometrieübertragung der Mikrostrukturen

### Inconel 718

Tabelle D-11: Vermessungsergebnis der Kugelhöhe h der mikrostrukturierten Inconel 718-Proben

Geometriemerkmal h	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	137,1	7,0	119,9	9,0	117,6	8,6	148,1	8,2	153,4	7,8	140,8	8,2	124,3	10,0
s = 0,050 mm	50,7	9,4	58,4	7,9	38,6	6,1	56,9	13,6	60,3	7,0	57,5	6,3	59,1	9,2
s = 0,100 mm	24,8	4,4	31,1	7,4	23,5	3,4	30,1	5,1	28,9	4,7	27,4	4,2	28,9	5,7
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	-22,0	7,0	-39,3	9,0	-41,6	8,6	-11,1	8,2	-5,8	7,8	-18,4	8,2	-34,9	10,0
s = 0,050 mm	-108,5	9,4	-100,8	7,9	-120,6	6,1	-102,3	13,6	-98,9	7,0	-101,7	6,3	-100,1	9,2
s = 0,100 mm	-134,4	4,4	-128,1	7,4	-135,7	3,4	-129,0	5,1	-130,3	4,7	-131,8	4,2	-130,3	5,7
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	-13,9	4,4	-24,7	5,6	-26,1	5,4	-7,0	5,1	-3,7	4,9	-11,5	5,1	-21,9	6,3
s = 0,050 mm	-68,1	5,9	-63,3	5,0	-75,8	3,8	-64,3	8,5	-62,1	4,4	-63,9	3,9	-62,9	5,8
s = 0,100 mm	-84,4	2,8	-80,5	4,6	-85,2	2,1	-81,1	3,2	-81,8	3,0	-82,8	2,6	-81,9	3,6

Tabelle D-12: Vermessungsergebnis des Kugelradius r der mikrostrukturierten Inconel 718-Proben

Geometriemerkmal r	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	200,6	10,5	205,9	5,3	221,6	11,5	206,3	9,5	190,5	5,9	204,8	8,5	203,5	6,4
s = 0,050 mm	312,0	17,5	328,8	18,7	333,2	8,1	298,2	9,7	274,0	13,3	313,9	15,1	320,0	14,4
s = 0,100 mm	346,8	13,0	359,4	10,2	372,3	8,4	357,3	11,1	342,5	10,5	347,5	12,0	358,1	10,5
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	44,6	10,5	50,0	5,3	65,7	11,5	50,4	9,5	34,5	5,9	48,9	8,5	47,6	6,4
s = 0,050 mm	156,0	17,5	172,8	18,7	177,3	8,1	142,3	9,7	118,1	13,3	158,0	15,1	164,0	14,4
s = 0,100 mm	190,8	13,0	203,5	10,2	216,4	8,4	201,3	11,1	186,5	10,5	191,5	12,0	202,1	10,5
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	28,6	6,8	32,1	3,4	42,1	7,4	32,3	6,1	22,1	3,8	31,4	5,4	30,5	4,1
s = 0,050 mm	100,1	11,2	110,8	12,0	113,7	5,2	91,2	6,2	75,7	8,5	101,3	9,7	105,2	9,2
s = 0,100 mm	122,4	8,3	130,5	6,5	138,8	5,4	129,1	7,1	119,6	6,7	122,8	7,7	129,6	6,7

Tabelle D-13: Vermessungsergebnis des lateralen Abstands d zwischen den Einzelkugeln der mikrostrukturierten Inconel 718-Proben

Geometriemerkmal d	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	514,6	8,0	515,9	8,2	511,1	10,8	509,9	9,2	508,0	9,3	507,6	8,7	508,6	9,8
s = 0,050 mm	515,3	8,1	512,6	13,8	516,2	7,9	515,2	13,3	507,4	11,6	513,4	7,1	511,2	12,4
s = 0,100 mm	518,0	5,4	510,5	7,9	511,6	12,2	513,4	14,6	507,8	12,8	511,6	12,9	508,8	12,5
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	8,5	8,0	9,8	8,2	5,0	10,8	3,8	9,2	1,8	9,3	1,5	8,7	2,5	9,8
s = 0,050 mm	9,2	8,1	6,5	13,8	10,0	7,9	9,0	13,3	1,2	11,6	7,3	7,1	5,1	12,4
s = 0,100 mm	11,8	5,4	4,4	7,9	5,5	12,2	7,2	14,6	1,7	12,8	5,5	12,9	2,7	12,5
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	1,7	1,6	1,9	1,6	1,0	2,1	0,8	1,8	0,4	1,8	0,3	1,7	0,5	1,9
s = 0,050 mm	1,8	1,6	1,3	2,7	2,0	1,6	1,8	2,6	0,2	2,3	1,4	1,4	1,0	2,5
s = 0,100 mm	2,3	1,1	0,9	1,6	1,1	2,4	1,4	2,9	0,3	2,5	1,1	2,5	0,5	2,5

Tabelle D-14: Vermessungsergebnis der Rillenhöhe h der mikrostrukturierten Inconel 718-Proben

Geometriemerkmal h	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	101,1	7,3	100,8	10,8	51,6	8,4	83,5	6,3	100,6	7,5	101,5	9,7	99,6	10,5
s = 0,050 mm	42,5	7,2	45,1	10,1	30,2	3,3	38,0	17,7	42,9	7,8	40,3	4,9	39,9	6,5
s = 0,100 mm	23,2	2,0	23,1	2,2	16,2	4,7	21,0	2,5	26,1	3,2	24,5	4,1	23,1	3,9
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	-5,4	7,3	-5,7	10,8	-54,9	8,4	-23,0	6,3	-5,9	7,5	-5,0	9,7	-6,9	10,5
s = 0,050 mm	-64,0	7,2	-61,5	10,1	-76,3	3,3	-68,5	17,7	-63,6	7,8	-66,2	4,9	-66,6	6,5
s = 0,100 mm	-83,3	2,0	-83,4	2,2	-90,3	4,7	-85,5	2,5	-80,4	3,2	-82,0	4,1	-83,4	3,9
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	-5,1	6,8	-5,4	10,2	-51,6	7,9	-21,6	6,0	-5,5	7,1	-4,7	9,1	-6,4	9,9
s = 0,050 mm	-60,1	6,8	-57,7	9,5	-71,6	3,1	-64,3	16,6	-59,7	7,3	-62,2	4,6	-62,5	6,1
s = 0,100 mm	-78,2	1,9	-78,3	2,1	-84,8	4,5	-80,3	2,4	-75,5	3,0	-77,0	3,8	-78,3	3,7

Tabelle D-15: Vermessungsergebnis der Rillenbreite  $w$  der mikrostrukturierten Inconel 718-Proben

Geometriemerkmal $w$	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
$s = 0,010 \text{ mm}$	158,9	12,5	149,5	9,5	215,1	11,1	154,8	10,5	141,7	5,4	156,2	11,4	146,3	10,5
$s = 0,050 \text{ mm}$	382,3	10,0	347,1	7,1	448,6	13,1	385,2	12,6	353,8	5,4	386,1	15,6	338,1	10,6
$s = 0,100 \text{ mm}$	472,7	13,7	443,9	10,3	505,2	13,0	470,7	18,5	468,3	12,9	472,7	12,5	440,4	12,0
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
$s = 0,010 \text{ mm}$	-50,7	12,5	-60,0	9,5	5,6	11,1	-54,8	10,5	-67,9	5,4	-53,4	11,4	-63,3	10,5
$s = 0,050 \text{ mm}$	172,7	10,0	137,6	7,1	239,1	13,1	175,6	12,6	144,3	5,4	176,6	15,6	128,6	10,6
$s = 0,100 \text{ mm}$	263,1	13,7	234,3	10,3	295,7	13,0	261,2	18,5	258,8	12,9	263,2	12,5	230,9	12,0
Rel Abw [%]														
$s = 0,010 \text{ mm}$	-24,2	6,0	-28,6	4,5	2,7	5,3	-26,1	5,0	-32,4	2,6	-25,5	5,4	-30,2	5,0
$s = 0,050 \text{ mm}$	82,4	4,8	65,6	3,4	114,1	6,2	83,8	6,0	68,8	2,6	84,3	7,5	61,4	5,0
$s = 0,100 \text{ mm}$	125,6	6,5	111,8	4,9	141,1	6,2	124,6	8,8	123,5	6,1	125,6	6,0	110,2	5,7



Tabelle D-16: Vermessungsergebnis des lateralen Abstands d zwischen den Einzerillen der mikrostrukturierten Inconel 718-Proben

Geometriemerkmal d	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	414,0	7,6	416,0	6,6	416,1	7,9	415,7	6,4	415,9	6,1	416,2	7,0	415,3	8,1
s = 0,050 mm	415,4	6,5	416,2	6,6	414,6	9,8	415,4	6,0	415,1	6,0	416,3	9,9	416,7	7,7
s = 0,100 mm	416,2	5,1	415,0	7,6	416,3	7,1	417,1	4,0	415,9	7,2	417,4	6,9	419,4	4,6
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	8,5	7,6	1,9	6,6	1,9	7,9	5,7	6,4	9,8	6,1	8,5	7,0	19,3	8,1
s = 0,050 mm	14,5	6,5	6,5	6,6	11,6	9,8	0,7	6,0	4,5	6,0	10,5	9,9	11,5	7,7
s = 0,100 mm	2,1	5,1	11,7	7,6	2,3	7,1	1,5	4,0	15,9	7,2	0,7	6,9	2,1	4,6
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	0,9	1,8	1,0	1,6	0,6	1,9	0,7	1,5	1,1	1,4	0,6	1,7	1,0	1,9
s = 0,050 mm	1,0	1,5	0,9	1,6	1,0	2,3	1,1	1,4	1,4	1,4	1,1	2,4	1,1	1,8
s = 0,100 mm	0,9	1,2	0,9	1,8	1,1	1,7	1,0	0,9	1,4	1,7	1,8	1,6	1,2	1,1

**Ti-6Al-4V**

Tabelle D-17: Vermessungsergebnis der Kugelhöhe h der mikrostrukturierten Ti-6Al-4V-Proben

Geometriemerkmal h	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	110,3	9,4	103,5	9,6	79,5	9,7	96,9	7,4	109,9	9,9	117,2	8,7	101,3	7,1
s = 0,050 mm	41,8	8,3	32,7	5,6	23,1	3,6	36,1	6,0	58,1	8,5	46,2	11,6	38,6	9,4
s = 0,100 mm	23,3	2,5	20,1	3,9	16,7	3,3	21,2	2,9	25,4	3,2	23,3	3,7	20,5	4,3
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	-48,9	9,4	-55,7	9,6	-79,7	9,7	-62,3	7,4	-49,3	9,9	-42,0	8,7	-57,9	7,1
s = 0,050 mm	-117,4	8,3	-126,5	5,6	-136,1	3,6	-123,1	6,0	-101,1	8,5	-113,0	11,6	-120,6	9,4
s = 0,100 mm	-135,9	2,5	-139,1	3,9	-142,5	3,3	-138,0	2,9	-133,7	3,2	-135,9	3,7	-138,7	4,3
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	-30,7	5,9	-35,0	6,0	-50,0	6,1	-39,1	4,7	-31,0	6,2	-26,4	5,5	-36,4	4,4
s = 0,050 mm	-73,7	5,2	-79,4	3,5	-85,5	2,3	-77,3	3,8	-63,5	5,3	-71,0	7,3	-75,8	5,9
s = 0,100 mm	-85,4	1,6	-87,4	2,5	-89,5	2,1	-86,7	1,8	-84,0	2,0	-85,4	2,3	-87,1	2,7

Tabelle D-18: Vermessungsergebnis des Kugelradius r der mikrostrukturierten Ti-6Al-4V-Proben

Geometriemerkmal r	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	212,9	6,8	232,3	6,7	275,6	6,8	218,6	8,7	208,8	11,7	208,9	7,2	231,8	8,5
s = 0,050 mm	368,9	9,8	373,8	8,0	397,3	6,0	365,9	7,3	343,7	13,1	356,4	5,1	383,1	9,6
s = 0,100 mm	409,6	9,1	421,2	7,7	444,5	7,1	413,3	7,1	394,0	6,0	417,4	4,2	423,9	8,1
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	56,9	6,8	76,3	6,7	119,7	6,8	62,7	8,7	52,8	11,7	52,9	7,2	75,9	8,5
s = 0,050 mm	213,0	9,8	217,8	8,0	241,3	6,0	210,0	7,3	187,8	13,1	200,5	5,1	227,2	9,6
s = 0,100 mm	253,7	9,1	265,3	7,7	288,6	7,1	257,3	7,1	238,1	6,0	261,5	4,2	268,0	8,1
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	36,5	4,3	49,0	4,3	76,7	4,3	40,2	5,6	33,9	7,5	33,9	4,6	48,7	5,5
s = 0,050 mm	136,6	6,3	139,7	5,1	154,8	3,9	134,7	4,7	120,4	8,4	128,6	3,3	145,7	6,2
s = 0,100 mm	162,7	5,8	170,1	4,9	185,1	4,6	165,0	4,6	152,7	3,9	167,7	2,7	171,9	5,2

Tabelle D-19: Vermessungsergebnis des lateralen Abstands d zwischen den Einzelkugeln der mikrostrukturierten Ti-6Al-4V-Proben

Geometriemerkmal d	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	514,2	9,5	511,9	9,4	514,1	9,3	514,3	7,0	511,4	8,7	514,4	6,7	513,3	9,4
s = 0,050 mm	516,1	8,2	514,1	8,6	515,1	11,8	511,4	9,2	511,1	8,3	513,3	5,0	513,4	8,9
s = 0,100 mm	512,9	10,1	515,5	7,2	513,7	10,2	510,8	4,2	512,4	11,1	513,1	9,2	513,8	5,4
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	8,1	9,5	5,8	9,4	8,0	9,3	8,1	7,0	5,3	8,7	8,3	6,7	7,2	9,4
s = 0,050 mm	9,9	8,2	8,0	8,6	8,9	11,8	5,3	9,2	5,0	8,3	7,2	5,0	7,3	8,9
s = 0,100 mm	6,8	10,1	9,3	7,2	7,5	10,2	4,7	4,2	6,3	11,1	6,9	9,2	7,7	5,4
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	1,6	1,9	1,1	1,9	1,6	1,8	1,6	1,4	1,0	1,7	1,6	1,3	1,4	1,9
s = 0,050 mm	2,0	1,6	1,6	1,7	1,8	2,3	1,0	1,8	1,0	1,6	1,4	1,0	1,4	1,7
s = 0,100 mm	1,3	2,0	1,8	1,4	1,5	2,0	0,9	0,8	1,2	2,2	1,4	1,8	1,5	1,1

Tabelle D-20: Vermessungsergebnis der Rillenhöhe h der mikrostrukturierten Ti-6Al-4V-Proben

Geometriemerkmal h	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	51,9	7,4	47,4	7,7	29,9	5,5	86,8	11,5	88,7	9,5	54,4	7,4	43,7	7,1
s = 0,050 mm	23,7	5,2	23,9	6,1	17,9	3,9	41,9	5,0	42,2	3,8	23,9	4,4	22,8	5,1
s = 0,100 mm	17,7	4,4	18,9	5,6	14,0	3,1	29,9	5,0	34,0	3,5	16,2	3,7	18,9	3,0
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	-54,6	7,4	-59,1	7,7	-76,6	5,5	-19,7	11,5	-17,9	9,5	-52,2	7,4	-62,8	7,1
s = 0,050 mm	-82,8	5,2	-82,6	6,1	-88,6	3,9	-64,6	5,0	-64,3	3,8	-82,6	4,4	-83,7	5,1
s = 0,100 mm	-88,8	4,4	-87,6	5,6	-92,5	3,1	-76,6	5,0	-72,5	3,5	-90,3	3,7	-87,7	3,0
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	-51,3	7,0	-55,5	7,2	-71,9	5,2	-18,5	10,8	-16,8	8,9	-49,0	6,9	-59,0	6,7
s = 0,050 mm	-77,7	4,9	-77,5	5,7	-83,2	3,7	-60,7	4,7	-60,3	3,6	-77,6	4,1	-78,6	4,8
s = 0,100 mm	-83,4	4,2	-82,3	5,2	-86,8	2,9	-71,9	4,7	-68,0	3,3	-84,8	3,5	-82,3	2,8

Tabelle D21: Vermessungsergebnis der Rillenbreite w der mikrostrukturierten Ti-6Al-4V-Proben

Geometriemerkmal w	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	141,6	8,2	135,8	8,7	172,4	19,0	125,4	10,1	134,8	11,5	145,8	11,9	135,2	10,7
s = 0,050 mm	330,2	8,2	320,8	11,2	357,6	12,6	325,2	13,8	322,0	15,2	339,8	15,2	335,0	15,9
s = 0,100 mm	412,3	8,8	412,5	15,8	418,8	19,0	402,0	11,1	418,1	10,2	414,8	15,5	416,5	12,7
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	-67,9	8,2	-73,7	8,7	-37,2	19,0	-84,2	10,1	-74,8	11,5	-63,8	11,9	-74,3	10,7
s = 0,050 mm	120,6	8,2	111,3	11,2	148,1	12,6	115,6	13,8	112,5	15,2	130,3	15,2	125,5	15,9
s = 0,100 mm	202,8	8,8	203,0	15,8	209,2	19,0	192,5	11,1	208,6	10,2	205,3	15,5	207,0	12,7
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	-32,4	3,9	-35,2	4,1	-17,7	9,1	-40,2	4,8	-35,7	5,5	-30,4	5,7	-35,5	5,1
s = 0,050 mm	57,6	3,9	53,1	5,3	70,7	6,0	55,2	6,6	53,7	7,2	62,2	7,2	59,9	7,6
s = 0,100 mm	96,8	4,2	96,9	7,5	99,9	9,1	91,9	5,3	99,5	4,9	98,0	7,4	98,8	6,1

Tabelle D-22: Vermessungsergebnis des lateralen Abstands d zwischen den Einzelrillen der mikrostrukturierten Ti-6Al-4V-Proben

Geometriemerkmal d	Messstelle A1		Messstelle A2		Messstelle B1		Messstelle B2		Messstelle B3		Messstelle C1		Messstelle C2	
	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw	MW	Stabw
Messwert [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	419,2	4,8	421,2	5,5	420,2	4,1	420,2	4,2	418,7	5,2	420,0	3,9	421,5	4,9
s = 0,050 mm	419,0	5,4	418,4	6,8	418,5	6,6	419,1	5,5	422,1	6,5	420,7	5,8	420,2	6,6
s = 0,100 mm	419,7	5,2	419,7	5,2	419,7	6,7	417,6	4,9	420,3	5,1	413,7	5,2	421,8	6,0
Abs Abw [ $\mu\text{m}$ ]														
s = 0,010 mm	3,0	4,8	1,3	5,5	1,6	4,1	2,3	4,2	6,5	5,2	11,3	3,9	2,1	4,9
s = 0,050 mm	2,6	5,4	0,4	6,8	1,8	6,6	10,5	5,5	4,0	6,5	5,9	5,8	7,4	6,6
s = 0,100 mm	1,3	5,2	0,7	5,2	6,1	6,7	1,2	4,9	8,8	5,1	13,6	5,2	0,6	6,0
Rel Abw [%]														
s = 0,010 mm	0,9	1,1	1,0	1,3	0,6	1,0	0,7	1,0	1,1	1,2	0,6	0,9	1,0	1,2
s = 0,050 mm	1,0	1,3	0,9	1,6	1,0	1,6	1,1	1,3	1,4	1,6	1,1	1,4	1,1	1,6
s = 0,100 mm	0,9	1,2	0,9	1,2	1,1	1,6	1,0	1,2	1,4	1,2	1,8	1,2	1,2	1,4

**Diagramme Ti-6Al-4V**

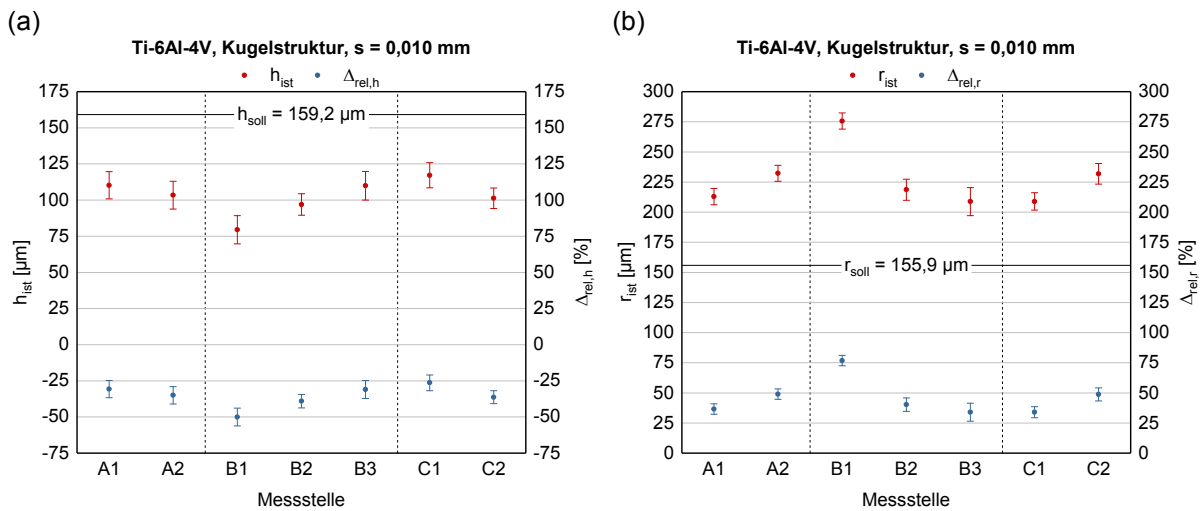


Abbildung D-3: Darstellung des Strömungseinflusses auf die Messwerte und relativen Abweichungen der vermessenen Geometriemerkmale h (a) und r (b) am Beispiel von Ti-6Al-4V-Proben, die mit dem halbkugelstrukturierten Werkzeug und einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden

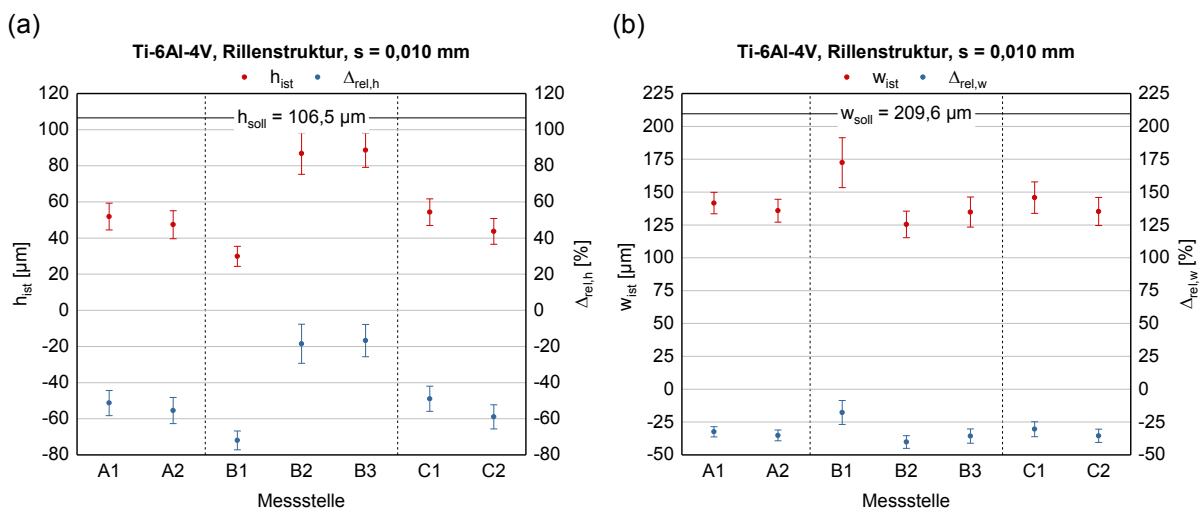


Abbildung D-4: Darstellung des Strömungseinflusses auf die Messwerte und relativen Abweichungen der vermessenen Geometriemerkmale h (a) und w (b) am Beispiel von Ti-6Al-4V-Proben, die mit dem rillenstrukturierten Werkzeug und einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden



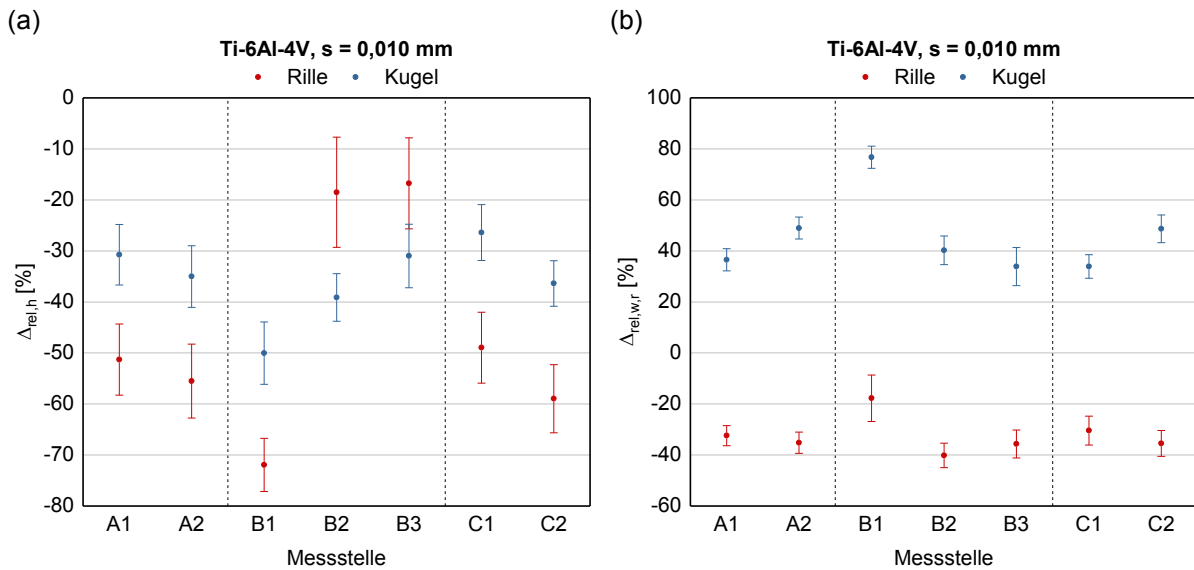


Abbildung D-5: Darstellung des Morphologieeinflusses auf die relativen Abweichungen der Geometriemerkmale h (a) und w bzw. r (b) am Beispiel von Ti-6Al-4V-Proben, die mit einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet wurden

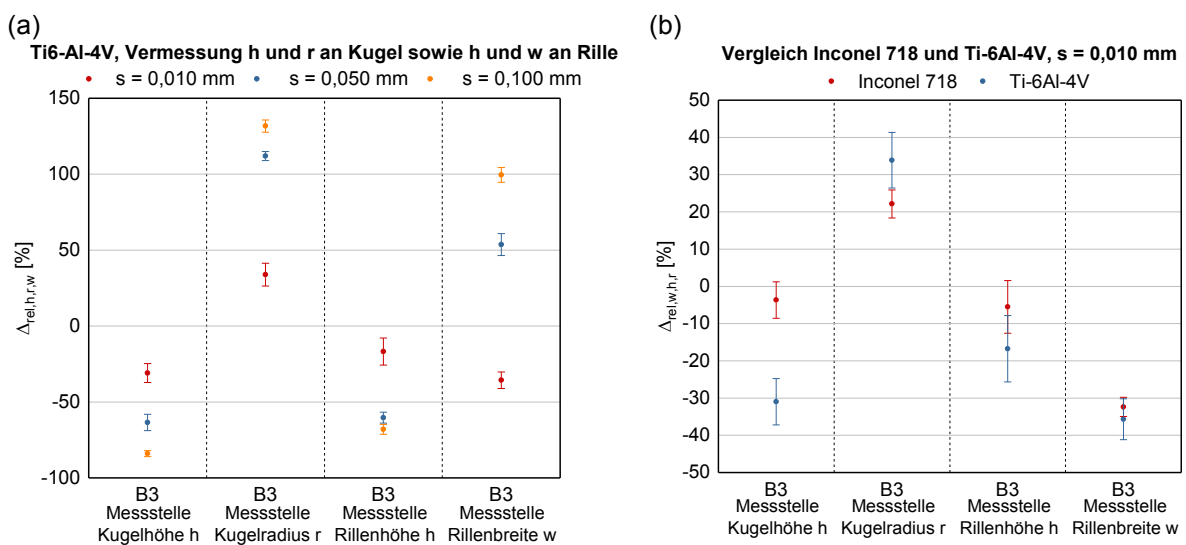


Abbildung D-6: (a) Darstellung des Einstellparametereinflusses auf die relativen Abweichungen der Geometriemerkmale am Beispiel von Inconel 718-Proben, die mit den kugel- und rillenstrukturierten Werkzeugen bearbeitet und im Messbereich B3 vermessen wurden. (b) Darstellung des Werkstoffeinflusses durch die Gegenüberstellung der relativen Abweichungen der Geometriemerkmale von Inconel 718- und Ti-6Al-4V-Proben, die mit dem kugel- und rillenstrukturierten Werkzeug, mit einem Arbeitsspalt von  $s = 0,010$  mm bearbeitet und im Messbereich B3 vermessen wurden

## ANHANG F Ergebnisse Kapitel 5.3.2: Ermittlung materialspezifischer Daten

Tabelle D-23: Ergebnisse der Stirnspaltversuche zur Ermittlung materialspezifischer Daten für die Simulation der Kathodengeometrie

$v_f$ [mm/min]	U [V]	$t_{on}$ [ms]	$f_{mechan}$ [Hz]	$f_{elektr}$ [%]	$p_{el}$ [bar]	J [A/cm <sup>2</sup> ]	SMR <sub>prakt</sub> [mg/C]
0,05	12	1,5	0	500	2	12	0,140
0,10	12	1,5	0	500	2	17	0,152
0,20	12	1,5	0	500	2	26	0,165
0,30	12	1,5	0	500	2	36	0,172
0,40	12	1,5	0	500	2	45	0,177
0,45	12	1,5	0	500	2	49	0,183
0,50	12	1,5	0	500	2	54	0,183
0,55	12	1,5	0	500	2	57	0,183
0,60	12	1,5	0	500	2	61	0,183
0,65	12	1,5	0	500	2	68	0,186
0,70	12	1,5	0	500	2	82	0,168
0,75	12	1,5	0	500	2	85	0,171
0,80	12	1,5	0	500	2	91	0,170
0,85	12	1,5	0	500	2	97	0,174
0,90	12	1,5	0	500	2	100	0,174
0,05	12	1,5	0	500	2	12	0,141
0,10	12	1,5	0	500	2	19	0,154
0,20	12	1,5	0	500	2	26	0,164
0,30	12	1,5	0	500	2	37	0,172
0,40	12	1,5	0	500	2	45	0,177
0,45	12	1,5	0	500	2	51	0,178
0,50	12	1,5	0	500	2	55	0,179
0,55	12	1,5	0	500	2	60	0,180
0,60	12	1,5	0	500	2	65	0,182
0,65	12	1,5	0	500	2	79	0,165
0,70	12	1,5	0	500	2	80	0,168
0,75	12	1,5	0	500	2	85	0,171
0,80	12	1,5	0	500	2	91	0,173
0,85	12	1,5	0	500	2	93	0,170
0,90	12	1,5	0	500	2	97	0,172

---

<b>v<sub>f</sub></b> <b>[mm/min]</b>	<b>U</b> <b>[V]</b>	<b>t<sub>on</sub></b> <b>[ms]</b>	<b>f<sub>mechan</sub></b> <b>[Hz]</b>	<b>f<sub>elektr</sub></b> <b>[%]</b>	<b>p<sub>el</sub></b> <b>[bar]</b>	<b>J</b> <b>[A/cm<sup>2</sup>]</b>	<b>SMR<sub>prakt</sub></b> <b>[mg/C]</b>
0,05	12	1,5	0	500	2	13	0,140
0,10	12	1,5	0	500	2	19	0,156
0,20	12	1,5	0	500	2	26	0,165
0,30	12	1,5	0	500	2	36	0,173
0,40	12	1,5	0	500	2	45	0,177
0,45	12	1,5	0	500	2	50	0,179
0,50	12	1,5	0	500	2	56	0,180
0,55	12	1,5	0	500	2	60	0,181
0,60	12	1,5	0	500	2	63	0,182
0,65	12	1,5	0	500	2	77	0,165
0,70	12	1,5	0	500	2	81	0,167
0,75	12	1,5	0	500	2	86	0,167
0,80	12	1,5	0	500	2	92	0,170
0,85	12	1,5	0	500	2	100	0,171
0,90	12	1,5	0	500	2	100	0,174