
Eidesstaatliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

Graz, am.....

.....
(Unterschrift)

Statutory Declaration

I declare that I have authored this thesis independently, that I have not used other the declared sources / resources, and that I have explicitly marked all material which has been quoted either literally or by content form the used sources.

.....
date

.....
(signature)

Danksagung

An dieser Stelle möchte mich beim Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik insbesondere bei Herrn Univ.-Prof. Dr. Christof Sommitsch bedanken, der die Durchführung dieser Diplomarbeit ermöglicht hat.

Ebenso gilt mein Dank auch meinem Betreuer bei Herrn DI Alfred Krumphals der mich bei der Ausführung der Arbeit unterstützt und ausgezeichnet betreut hat.

Bedanken möchte ich mich bei Dr. Thomas Weinberger für das eingebrachte Know-How und die Unterstützung bei der Durchführung der Versuche.

Abschließend möchte ich mich bei meiner Mutter, meinen Geschwistern und meinen Freunden bedanken die mir während meines Studiums immer zur Seite standen und mich kompromisslos in jeder Art und Weise unterstützt haben.

Claudia Ramskogler

Inhaltsverzeichnis

Eidesstaatliche Erklärung	I
Danksagung	II
1 Einleitung	1
1.1 Aufgabenstellung	1
1.2 Kurzfassung /Abstract	2
2 Literaturrecherche und Grundlagen	3
2.1 Abkürzungsverzeichnis	3
2.2 Rührreibschweißen	4
2.2.1 Verfahrensprinzip	4
2.2.2 Struktur der Rührreibschweißverbindung	5
2.2.3 Prozessparameter bei FSW/FSP	6
2.3 Titan und Titanlegierungen	8
2.3.1 Unlegiertes / Niedriglegiertes Titan	11
2.3.2 Titanlegierungen	12
2.3.3 Ti-6Al-4V	15
2.3.4 Mikrostrukturen von Ti-6Al-4V	18
2.3.5 Schweißbeignung	22
2.3.6 Anwendung	24
3 Versuchsanlage, Vorrichtungen und Prüfaufbau	25
3.1 Schweißanlage	25
3.2 Versuchsaufbau	26
3.2.1 Schutzgasschienen	26
3.2.2 Versuchsplatten	26
3.2.3 Einspannsituation	27
3.3 Untersuchungen	29
3.3.1 Probenvorbereitung	29
3.3.2 Makroaufnahmen	29
3.3.3 Mikroaufnahmen, Lichtmikroskopie	30
4 Verfahrensentwicklung	31
4.1 Werkzeuge	31
4.2 Parametervorstudie	33
4.2.1 Ergebnisse der Parametervorstudie	33
5 Versuche	37

6	Mikrostrukturauswertung	38
6.1	Lamellendickenauswertung	38
6.2	Korngrößenbetrachtung	40
6.3	Primärer α -Anteil	41
7	Ergebnisse	42
7.1	Gefüge	42
7.2	Lamellendickenauswertung	44
7.2.1	Stirzone.....	44
7.2.2	Übergangsbereiche	46
7.2.3	Zusammenfassung	49
7.3	Primärer α -Anteil.....	51
7.3.1	Übergangsbereiche	51
7.3.2	Zusammenfassung der Übergangsbereiche	53
7.3.3	Wärmeeinflusszonen	55
7.3.4	Zusammenfassung Wärmeeinflusszonen	56
7.4	β -Korngrößenentwicklung.....	58
7.5	FSP von Ti-6Al-4V	63
7.5.1	S006, S007 und S008	63
7.5.2	S009 und S010	67
7.5.3	S011 und S013	70
8	Zusammenfassung und Ausblick	73
9	Literaturverzeichnis.....	75
10	Abbildungsverzeichnis	77
11	Tabellenverzeichnis.....	79
Anhang	81
11.1	S007	81
11.2	S008.....	83
11.3	S009	85
11.4	S010.....	87
11.5	S011	90
11.6	S013.....	92
11.7	Werkzeuggeometrie.....	95

1 Einleitung

1.1 Aufgabenstellung

Der Werkstoff Ti-6Al-4V wird von Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG vorwiegend als Werkstoff von Schmiedeteilen für die Luftfahrt verwendet. Die Einstellung einer geeigneten Mikrostruktur ist hierbei essentiell um eine gute Lebensdauer der gefertigten Bauteile zu erreichen.

Ziel dieser Arbeit ist die Einarbeitung in den Friction Stir Prozess (FSP) sowie geeignete Prozessparameter zum Bearbeiten von Ti-6Al-4V zu ermitteln. Ebenso soll ein geeignetes Werkzeug für die Bearbeitung designt und gefertigt werden.

Des Weiteren ist die Mikrostrukturentwicklung in den verschiedenen Schweißzonen bei unterschiedlichen Prozessparametern zu untersuchen.

Durchzuführende Aktivitäten:

- Literaturstudie über Friction Stir Welding/Friction Stir Processing von Ti-6Al-4V und Mikrostrukturentwicklung von Ti-6Al-4V
- Durchführung von Friction Stir Processing-Versuchen
- Metallographie
- Auswertung der unterschiedlichen Gefügebereiche
- Diskussion und Interpretation der Ergebnissen

1.2 Kurzfassung /Abstract

Gegenstand dieser Arbeit war es sich mit dem Friction Stir Prozess (FSP) vertraut zu machen, um damit geeignete Prozessparameter zum Bearbeiten von Ti-6Al-4V zu ermitteln. Des Weiteren wurde die Mikrostruktur bei verschiedenen Prozessparametern untersucht.

Erste Abschätzungen der Prozessparameter beziehungsweise der Werkzeuggeometrie basierten auf Daten aus der Literatur. Es gibt eine Vielzahl von Parametervariationen von Seiten der Prozessführung und des Werkzeuges für das FSP. Aus diesem Grund wurde in diesen Untersuchungen nur der Einfluss der die Spindeldrehzahl untersucht. Des Weiteren wurden erste Querschliffe angefertigt und daraus eine geeignete Probenpräparation eruiert. Um die Mikrostruktur von Ti-6Al-4V zu untersuchen wurden verschiedene Gefügebereiche mit geeigneten Auswertemethoden bestimmt und quantifiziert.

Basierend auf den Vorversuchen wurden die Parameter für die weiteren Versuche ermittelt.

Der Einfluss der Spindeldrehzahl auf die Mikrostrukturentwicklung wurde ermittelt. Die metallographische Untersuchung der angefertigten Querschliffe erfolgte mittels Lichtmikroskopie.

Um Aufschluss nicht nur über die einstellende Mikrostruktur zu bekommen sondern auch eine Aussage über die Prozessführung zu geben wurden aufgenommene Maschinendaten ebenfalls untersucht.

The main objective of this thesis was to get to know how FSP works, especially for processing the Ti-6Al-4V alloy.

The parameters are based on empirical values obtained from the literature as well as by preliminary tests. After the preliminary tests it was decided to determine only the effect of the the rotational speed of the spindle in both the microstructure and the process. Metallographic of the FSP samples was carried out and the appropriate sample preparation determined.

The different microstructures of the process zones and the evaluation methods were specified in order to find a tendency between the developed microstructure and the rotational speed of the spindle.

The result of the examination is a recommendation for the choice of the process parameters for FSP of Ti-6Al-4V.

The emerging microstructure can be predicted in the studied range.

2 Literaturrecherche und Grundlagen

2.1 Abkürzungsverzeichnis

FSW	Friction Stir Welding
FSP	Friction Stir Process
WEZ	Wärmeeinflusszone
GM	Grundmaterial
AS	Advancing Side
RS	Retreating Side
US	Unterseite
TMEZ	Thermomechanische Einflusszone
ÜZ	Übergangszzone (-bereich)

2.2 Rührreischweißen

2.2.1 Verfahrensprinzip

Das Rührreischweißverfahren gehört in die Gruppe des Reibschweißens. Die Besonderheit beim Rührreischweißen liegt darin, dass der zu verbindende Werkstoff nicht auf- oder angeschmolzen wird. [1]

Rührreischweißen (FSW Friction Stir Welding) wurde 1991 in Großbritannien am The Welding Institut (TWI) entwickelt. Das Grundkonzept ist sehr einfach (Abb 1). Das verschleißfeste Werkzeug besteht aus einem speziellem zylindrischem Pin (Rührreibfinger) und einer eigens designten Arbeitsschulter.

Das Werkzeug hat dabei zwei Funktionen. Dazu zählen das Erhitzen des Werkstoffes sowie das Verrühren des Materials um eine Schweißnaht zu produzieren. Die lokale Erwärmung des Werkstückes erfolgt durch Reibung und der plastischen Verformung des Werkstoffes zwischen dem rotierenden Werkzeug und dem Werkstück. Dadurch wird der Werkstoff um den Pin erweicht. Auf Grund der Kombination aus lokaler Erwärmung, rotierendem Werkzeug und der Möglichkeit des Werkstoffflusses, wird das Material von der Vorderseite des Pins auf die Rückseite des Pins transportiert. Die Fügestelle dieses Prozesses wird als „einheitlich“ gesehen. Während der Schweißung mittels FSW kann es in manchen Bereichen zu einer Änderung des Gefüges kommen.

Der Materialfluss während des Schweißvorganges ist sehr komplex. Dieser ist abhängig von der Werkzeuggeometrie (Form und Größe des Pins und der Werkzeugschulter), der Prozessparameter und dem zu verbindenden Material. Um eine optimale Schweißung zu gewährleisten ist das Verständnis über den Materialfluss sehr wichtig. [2]

Die Vorteile dieser neuen Technologie sind:

- Keine aufwendigen Oberflächen- und Kantenvorbereitungen. Die Oberfläche muss lediglich von Öl und Fetten gereinigt werden.
- Der Prozess ist einfach zu automatisieren und zu überwachen dies spiegelt sich in der Qualitätssicherung wieder
- Hohe, reproduzierbare Qualität
- Keine Raumentwicklung, keine Spritzer und keine Strahlung
- Umwelt- und arbeitsplatzfreundliches Verfahren

Jedoch birgt dieses Verfahren auch Nachteile:

- Am Ende der Naht verbleibendes Loch, dies ist eventuell durch die Verwendung eines speziellen Pins vermeidbar
- Hohe Kräfte erforderlich
- Die Handhabungssysteme erfordern eine ausreichende Steifigkeit
- Das Schmelzschweißverfahren besitzt eine höhere Flexibilität [3]

FSP (Friction Stir Processing) wurde von Mishra et al. [2] entwickelt um die Mikrostruktur eines Werkstoffes zu ändern. Das Verfahrensprinzip vom FSP ist vom Prinzip her an das vom FSW angelehnt. Das rotierende Werkzeug dringt in eine einheitliche Werkstückplatte ein um lokal die Mikrostruktur des Werkstoffes zu ändern.

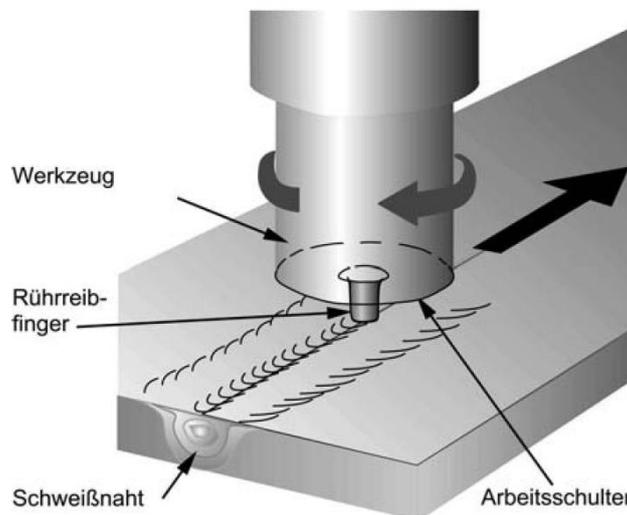


Abb 1: Verfahrensprinzip des Rührreibschweißens (Friction Stir Welding) [1]

2.2.2 Struktur der Rührreibschweißverbindung

Das Schweißprofil welches beim Rührreibschweißen entsteht, hat die Form eines umgekehrten Trapezes (Abb 2).

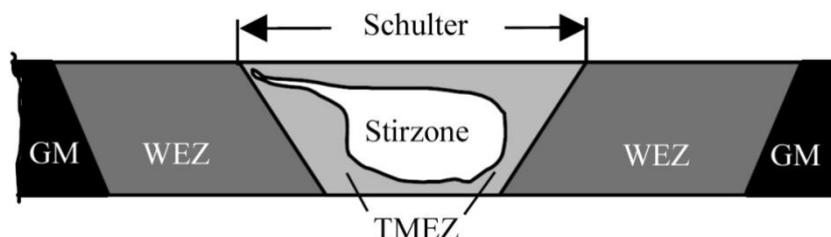


Abb 2: Darstellung der Schweißzonen beim FSW [4]

Die Schweißzonen können allgemein in vier Bereiche unterteilt werden:

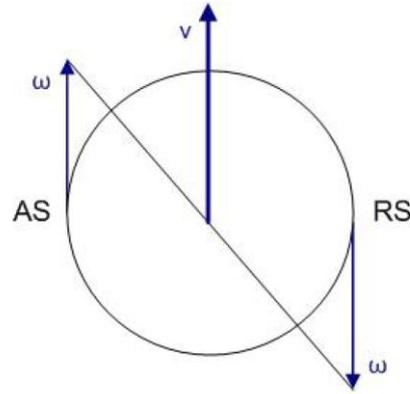
- Grundmaterial (GM)
- Wärmeeinflusszone (WEZ)
- Thermomechanische Einflusszone (TMEZ)
- Stirzone

Im ersten Bereich, dem Grundmaterial, kommt es zu keinen Eigenschaftsänderungen sowie zu keiner Änderung der Mikrostruktur. In der Wärmeeinflusszone erfährt der Grundwerkstoff keine plastische Verformung wird aber durch die Wärme welche beim Schweißen entsteht beeinflusst. Die thermomechanische Einflusszone ist bestimmt durch plastische Verformung und durch den thermischen Einfluss vom Schweißprozess eingeflossen. In der Mitte der Schweißung befindet sich die Stirzone in der es zu einer Gefügeänderung kommt. [4]

2.2.3 Prozessparameter bei FSW/FSP

Einflussgrößen auf den Prozess: [3]

- Eindringen
 - Eindringgeschwindigkeit
 - Eindringtiefe
 - Verweilzeit
- Schweißgeschwindigkeit/Vorschub
- Drehzahl
- Drehmoment
- Werkzeugwinkel
- Stiftlänge
- Kraft (Axial)
- Kraft (Vorschubrichtung)
- Kraft (quer zur Vorschubrichtung)
- Drehrichtung



**Abb 3: ω (Umfangsgeschwindigkeit) und v (Vorschubgeschwindigkeit)
am Werkzeug an der AS (Advancing Side) und RS (Retreating Side)**

Die Drehrichtung hat einen erheblichen Einfluss auf die Ausbildung der Schweißnaht. Wird die Drehrichtung umgekehrt, kehren sich auch die Advancing und Retreating Side um. Auf jener Seite wo sich die Umfangsgeschwindigkeit und Vorschubgeschwindigkeit vektoriell addieren (AS) ist die Wärmeeinbringung größer, es besteht eine größere Geschwindigkeitsdifferenz zum Grundmaterial (Abb 3). [5]

2.3 Titan und Titanlegierungen

Erst 1785 wurde Titan von dem Berliner Chemiker Klaproth entdeckt [6]. Nach den in der Erdkruste vorkommenden Elementen steht Titan an neunter Stelle. Nach den vorkommenden Metallen steht Titan nach Eisen, Aluminium und Magnesium sogar an vierter Stelle. In der Natur kommt Titan in zirka 140 Mineralien vor.

Es gibt jedoch nur zwei wirtschaftlich wichtige Erze zur Herstellung:

- Rutil (bis zu 98% TiO_2) direkte Weiterverarbeitung zu Titanschwamm
- Ilmenit (FeTiO_3 hat mit bis zu 65% TiO_2) dient zur Weiterverarbeitung zu synthetischem Rutil oder zu Titanschlacke

Es ist bisher nicht möglich das metallische Titan direkt zu reduzieren. Gründe dafür sind die hohen Bindungskräfte von dem Titanoxid (954,5 kJ/mol) und der großen Löslichkeit von Sauerstoff in Titan.

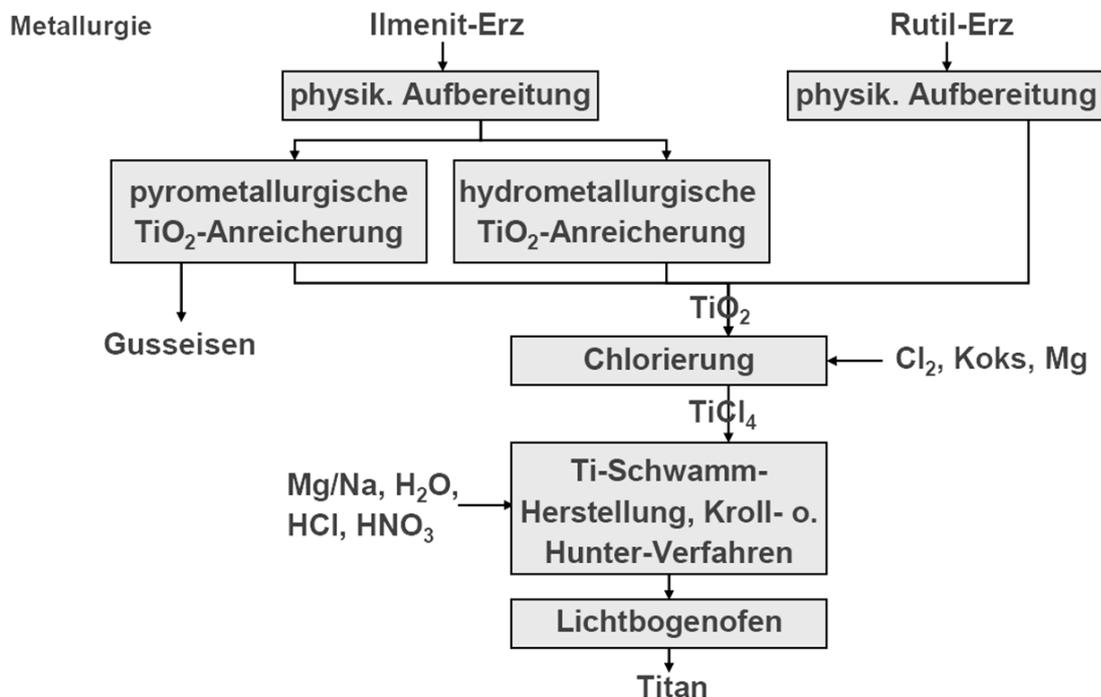


Abb 4: Herstellung von Titan [7]

Abb 4 zeigt den schematischen Ablauf der Titanherstellung. Wie bereits zuvor erwähnt sind die Mineralien Ilmenit und Rutil die zwei wirtschaftlich wichtigsten Erze für die Titanherstellung. Nach der physikalischen Aufbereitung erfolgt die pyrometallurgische oder hydrometallurgische TiO_2 -Anreicherung.

Unter der pyrometallurgischen TiO_2 -Anreicherung versteht man die Abtrennung des Eisenanteils durch die Reduktion mit Kohle bei zirka 1200–1600°C. Das Eisen wird dabei als

Gusseisen ausgetragen. Der TiO_2 -Anteil in der Schlacke beträgt dabei zirka 70-85%. Anschließend wird die Schlacke unter Luftabschluss gekühlt und gebrochen.

Bei der hydrometallurgischen TiO_2 -Anreicherung hingegen kann das Ziel der Abtrennung des Eisenanteils durch mehrere Varianten erfolgen. Generell wird das Eisen durch Chlorträger oder Schwefelsäure abgetrennt.

Die Chlorierung dient der Umwandlung von TiO_2 in TiCl_4 und dem Abtrennen der Verunreinigungen. Durch das Kroll- oder Hunter-Verfahren wird TiCl_4 mittels Mg/Na , H_2O , HCl und HNO_3 zu Titanschwamm reduziert.

Das Kroll-Verfahren ist das am häufigsten angewendete Verfahren. Bei genauerer Betrachtung kommt es bei diesem Verfahren zum Beschicken und Einschmelzen von Mg und dem Beschicken von TiCl_4 . Es entsteht flüssiges MgCl welches zum Reaktorboden sinkt und von dort kontinuierlich abgezogen wird. Der Titanschwamm legt sich an der Reaktorwand nieder. Das Mg und MgCl wird nach der Reduktion ausgesondert und im Chlorierungs- und Reduktionsreaktor wieder verwendet. [7]

Dieser Titanschwamm wird weiter verarbeitet, entweder zu Halbzeugfabrikaten auf Titanbasis oder findet auch Verwendung bei der Herstellung von titanstabilisierten Edstahlsorten. Da noch Reste von Verunreinigungen durch Mg und Chloride vorliegen können oder es auch noch zur Einstellung der Legierungszusammensetzungen kommen kann, wird noch ein Umschmelzverfahren angehängt (zum Teil auch mehrfaches Umschmelzen). Je nach verwendetem Schmelzverfahren kann das gewünschte Produkt als Guss-, Block-, und/oder Brammenform vorliegen. [6]

Im Periodensystem findet Titan seine Zugehörigkeit bei Nichteisen- und Leichtmetallen. Zum Vergleich, die geringste Dichte der Metalle weist Lithium mit $0,5 \text{ g/cm}^3$ auf. Die Elemente mit der größten Dichte sind Osmium und Iridium mit $22,5 \text{ g/cm}^3$. Die Grenze zwischen Leicht- und Schwermetall liegt bei etwa 5 g/cm^3 . Titan weist eine Dichte von $4,51 \text{ g/cm}^3$ auf und ist dadurch das schwerste Leichtmetall. Das spezifische Gewicht von Titan ist in etwa die Hälfte von Eisen oder Nickel, jedoch das Doppelte von Aluminium. [6]

Die Unterteilung zwischen Reintitan und seine Legierungen erfolgt nach der Zusammensetzung:

- Reintitan besteht aus $>99,2\%$ Titan mit den Begleitelementen Sauerstoff, Kohlenstoff und Eisen

- Titanlegierungen sind definiert durch 2% - 20% oder mehr Legierungselementen (Aluminium, Vanadium, Zinn, Chrom, Zirkonium). [8]

Der besondere Vorteil von Titanlegierungen liegt in:

- hohen spezifischen Festigkeit und Zähigkeitseigenschaften
- sehr geringe Dichte
- sehr gute Korrosionsbeständigkeit gegenüber vielen aggressiven Medien

Bei Temperaturen unter 300°C haben nur faserverstärkte Kunststoffe (FVK) eine höhere spezifische Festigkeit als Titanlegierungen. Die maximale Einsatztemperatur ist jedoch durch das beschleunigte Oxidationsverhalten eingeschränkt. Konventionelle warmfeste Titanlegierungen sind etwas über 500°C einsetzbar. Titanaluminide vom Typ TiAl überwinden den Nachteil des beschleunigten Oxidationsverhaltens, weisen aber eine eingeschränkte Duktilität auf, wodurch es zu einer Legierungsentwicklung in diesem Bereich gekommen ist. Ti-Al Legierungen stehen dadurch in Konkurrenz zu warmfesten Stählen und Superlegierungen. [6]

So wie Eisen ist auch Titan ein allotroper Werkstoff. In Abhängigkeit von der Temperatur können verschiedene Kristallgittermodifikationen auftreten. Bei Raumtemperatur ist die entstehende α -Phase hexagonal (dichteste Kugelpackung). Ab einer Temperatur von 882°C wandelt sich die hexagonale α -Phase in die kubisch raumzentrierte β -Phase um, siehe Abb 5. Diese Umwandlungstemperatur zwischen der α und β Phase wird β -Transustemperatur genannt. [9]

Bei einer Abkühlgeschwindigkeit von über 3000 K/s kann die β - α -Umwandlung auch diffusionslos (martensitisch) erfolgen. Der Reinheitsgrad des Titans beeinflusst dabei die Martensitstarttemperatur. Bei der Titanmartensitbildung kommt es zu keiner Zwangslösung von Elementen, wie es bei Stählen ist, dadurch kommt es auch zu keiner Verfestigung des Werkstoffes. [10]

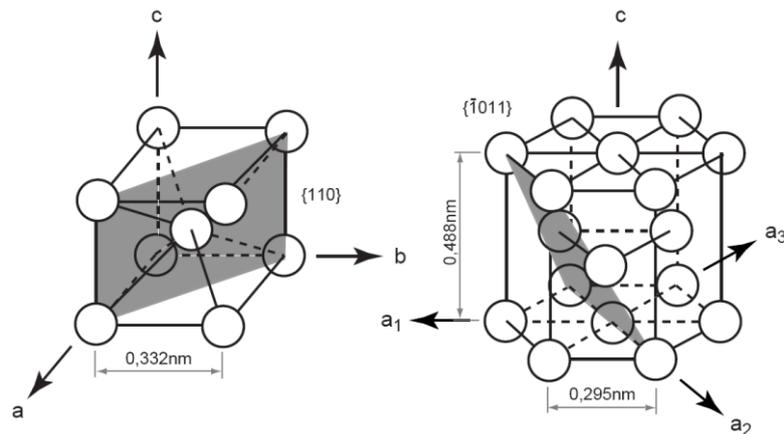


Abb 5: Mögliche Kristallstrukturen β -Titan, krz (links) α -Titan, hcp (rechts). Die jeweiligen Hauptgleitebenen sind eingezeichnet mit den zugehörigen Gitterkonstanten. [10]

2.3.1 Unlegiertes / Niedriglegiertes Titan

Das festigkeitssteigernde Element ist für die Werkstoffe der Sauerstoff. Durch die Bildung von Einlagerungsmischkristall sinkt die Bruchdehnung.

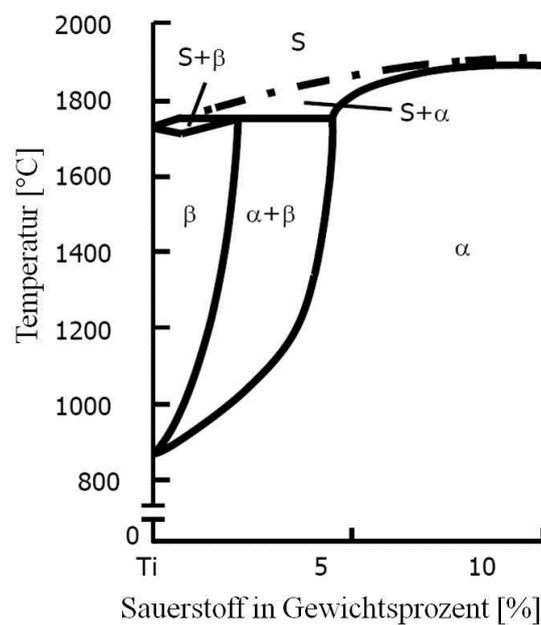


Abb 6: Ausschnitt des Zustandsdiagramms Titan-Sauerstoff

Durch gezielte Zugabe von Sauerstoff kann unlegiertes beziehungsweise niedriglegiertes Titan die Zugfestigkeit und Streckgrenze von unlegierten Stählen überschreiten.

In Tabelle 1 sind die vier genormten Sorten aufgelistet:

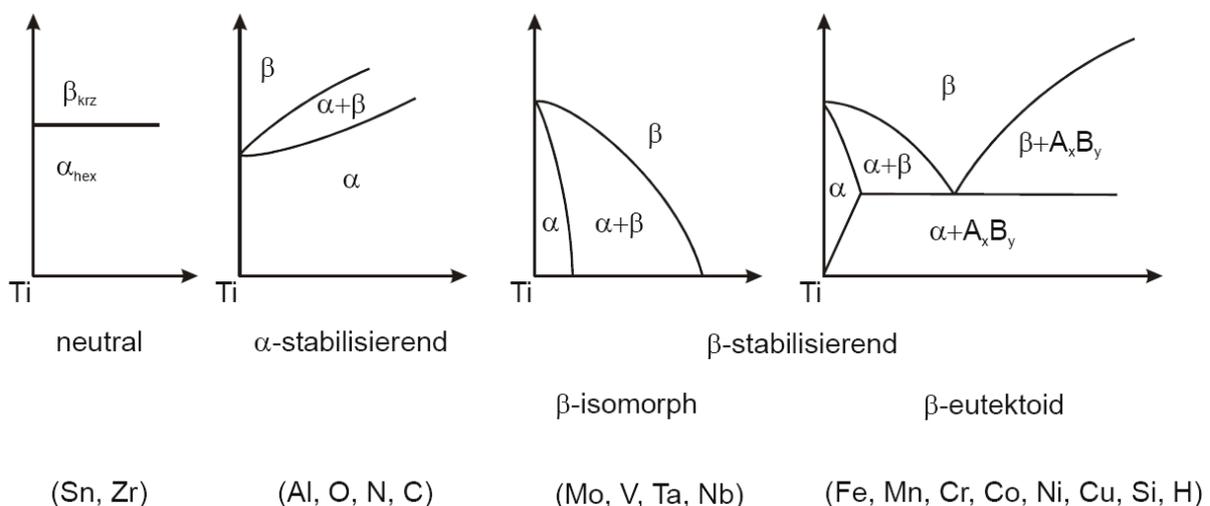
Sorte	O %	R_m MPa	$R_{p0.2}$	A %	HV30
Ti1	0,1	300...420	200	30	100
Ti2	0,2	400...550	250	22	120
Ti3	0,25	470...600	360	18	160
Ti4	0,3	550...750	420	16	180

Tabelle 1: Titan unlegiert, DIN 17850/90 [11]

Niedriglegiertes Titan wird sowie unlegiertes Titan in 4 Sorten unterteilt (Ti1Pd, Ti2Pd, Ti3Pd und Ti4Pd). Durch geringe Anteile von Palladium (Pd) beziehungsweise Nickel (Ni) oder Molybdän (Mo) weist niedriglegiertes Titan eine höhere Beständigkeit in reduzierten Säuren auf. Die Festigkeitseigenschaften sind ähnlich wie jene von unlegiertem Titan, siehe Tabelle 1.

2.3.2 Titanlegierungen

Je nach Einfluss auf die β -Transustemperatur werden die Legierungselemente des Titans in neutrale, α -stabilisierende und β -stabilisierende Elemente unterteilt. Durch die α -stabilisierenden Elemente lässt sich der Existenzbereich des α -Titans zu höheren Temperaturen hin erweitern, während die β -stabilisierenden Elemente den Existenzbereich des β -Titans zu tieferen Temperaturen hin verschieben. Neutrale Elemente haben nur einen geringen Einfluss auf die β -Transustemperatur. Neben den gezielt eingesetzten Legierungselementen liegen insbesondere die nichtmetallischen Elemente mit einem Gehalt von wenigen 100ppm als Verunreinigung vor, siehe Abb 7.

Abb 7: Einfluss der Legierungselemente auf die α/β -Phasenumwandlung [8]

Sn und Zr sind als neutrale Elemente anzusehen, da sie die α - β -Phasengrenze (fast) nicht verschieben. Diese Elemente ergeben eine Mischkristallverfestigung ohne Verschiebung der Übergangstemperatur. Die α -stabilisierenden Elemente erweitern das α -Phasengebiet hin zu höheren Temperaturen. Zusätzlich bildet sich ein zweiphasiges (α + β)-Gebiet aus. Zu den α -Stabilisatoren zählen Aluminium, das wohl wichtiges Legierungselement des Titans; ebenso die interstitiell gelösten Elemente Sauerstoff, Stickstoff und Kohlenstoff.

Die β -stabilisierenden Elemente setzen die Übergangstemperatur herab, sogar soweit dass die β -Phase bei Raumtemperatur existieren kann. Diese Elemente werden weiter in β -isomorphe und β -eutektoide Elemente unterteilt. Hierbei spielen die β -isomorphen Legierungselemente – wie Mo, V, Nb und Ta – aufgrund ihrer sehr hohen Löslichkeit in Titan die bei weitem bedeutendere Rolle. Im Gegensatz hierzu führen meist schon sehr geringe Volumenanteile an β -eutektoiden Elementen – wie Fe, Mn, Cr, Co, Ni, Cu, Si und H zur Bildung intermetallischer Verbindungen. Dies kann eine Zweiphasenstruktur bei Raumtemperatur zur Folge haben.

Durch das Verhältnis der Phasenanteile (α -Titan / β -Titan) im Gefüge können die Titanlegierungen in verschiedene Klassen unterteilt werden. In der Technik erfolgt die Einteilung der Titanlegierungen in drei Hauptgruppen:

- α - und near α -Legierungen
- β - und near β -Legierung
- α - β -Legierungen (Mischgefüge mit dem Anteil an β -Phase zwischen 5 bis 95%)

Die unterschiedlichen Legierungsgruppen weisen starke Abweichungen in ihren Eigenschaften auf. [10]

α - und near α -Legierungen

α -Titanlegierungen werden oft zu den vorher besprochenen Reintitansorten gezählt. Durch unterschiedlichen Gehalt des interstitiell gelösten Sauerstoffes wird die Festigkeit unter Einbuße der Duktilität erhöht. Um die gewünschten Festigkeitswerte zu erreichen wird Sauerstoff gezielt zulegiert. Die übrigen Elemente, wie zum Beispiel Eisen und Kohlenstoff sind durch das Herstellungsverfahren bedingte Verunreinigungen. Diese Legierungen finden in der Verfahrenstechnik wegen ihrer hohen Korrosionsbeständigkeit und Verformbarkeit ihre Anwendung.

Near α -Legierungen enthalten bereits geringe Anteile an β -stabilisierenden Elementen. Die Warmfestigkeit wird dadurch wesentlich verbessert. Die Einsatztemperaturen können bis 600°C hoch sein.

Zusammenfassend haben die α -Titanlegierungen die Eigenschaften von geringer bis mittlerer Festigkeit, befriedigender Bruchzähigkeit, guter Korrosionsbeständigkeit und Verformbarkeit. Die Schweißneigung von α -Legierungen ist meist ebenfalls gut. Auch die mechanischen Kennwerte bleiben bei tieferen Temperaturen erhalten. Die höher legierten near α -Legierungen haben meist eine gute Kriechbeständigkeit und sind bei höheren Temperaturen noch oxidationsbeständig.

β - und near β -Legierungen

Bei β - und near β -Legierungen bildet sich das Gefüge aus einer β -Phase und geringen Anteil α -Phase (diese <5%). Durch Wärmebehandlungen (Ausscheidungsverfestigung) und Mischkristallverfestigung wird eine hohe Festigkeit erreicht (höher als bei α -Legierungen). Eine gute Bearbeitbarkeit und gute Kaltumformbarkeit sind ebenfalls gegeben. Die Nachteile dieser Legierung sind die erhöhte Dichte (durch die zulegierten Elemente) und die mäßige Kriechbeständigkeit.

$\alpha+\beta$ -Legierungen

Ein oder mehrere α -Stabilisatoren und mindestens ein β -stabilisierendes Legierungselement sind in so einem System enthalten. Die Eigenschaften dieser Legierungen lassen sich durch die Anteile an α -Legierungen und β -Legierung gezielt kombinieren wodurch auch ein gutes Festigkeit zu Dichte Verhältnis erreicht werden kann. Die Festigkeit kann ebenfalls durch eine Wärmebehandlung erhöht werden. Das Verhalten bei hohen Temperaturen ist jedoch im Vergleich zur α -Legierung schlechter. [10; 8]

Die Abb 8 zeigt zusammenfassend einen Überblick über die auftretenden Gefügearten in Titanlegierungen und eine kurze Beschreibung der Eigenschaften.

Legierungs-Typ, Gitter	Eigenschaften	Max. Temp. °C
α -Typ: hdP	Kaltzäh, schweißbar mit mittleren Festigkeiten. Durch die hex. dichteste Packung sind sie unempfindlich für das Eindiffundieren von Nichtmetallatomen bei hohen Temperaturen.	ca. 550
β -Typ krz.	Die schweren LE erhöhen die Dichte bis zu 4,85 kg/dm ³ und ergeben höhere Festigkeiten. Das krz. Gitter lässt sich besser kaltumformen, ergibt aber Kaltsprödigkeit (Steilabfall).	ca. 320
$(\alpha+\beta)$ -Typ hdP+krz.	Anteile hängen vom Verhältnis der LE Al und V ab. Ihre Eigenschaften stellen Kompromisse aus Dichte, Kaltformbarkeit und Warmfestigkeit der reinen α - und β -Sorten dar.	ca. 430

Abb 8: Übersicht über die Gefügearten und Eigenschaften von Ti-Legierungen [11]

2.3.3 Ti-6Al-4V

Die für diese Arbeit verwendete $\alpha+\beta$ Titanlegierung (Ti-6Al-4V) ist die gebräuchlichste Legierung. Durch den unterschiedlichen Sauerstoffgehalt (meist zwischen 0,08% und 0,2%) und einer Wärmebehandlung kann Ti-6Al-4V unterschiedliche Anteile an α - und β -Phase im Gefüge aufweisen. Es kann auch zu verschiedenen Ausbildungen der Gefügestruktur kommen. Dies wird durch unterschiedliche Abkühlbedingungen erreicht. [10]

Das Phasendiagramm, siehe Abb 9, zeigt das Verhältnis der Legierungselemente zur auftretenden Gefügestruktur.

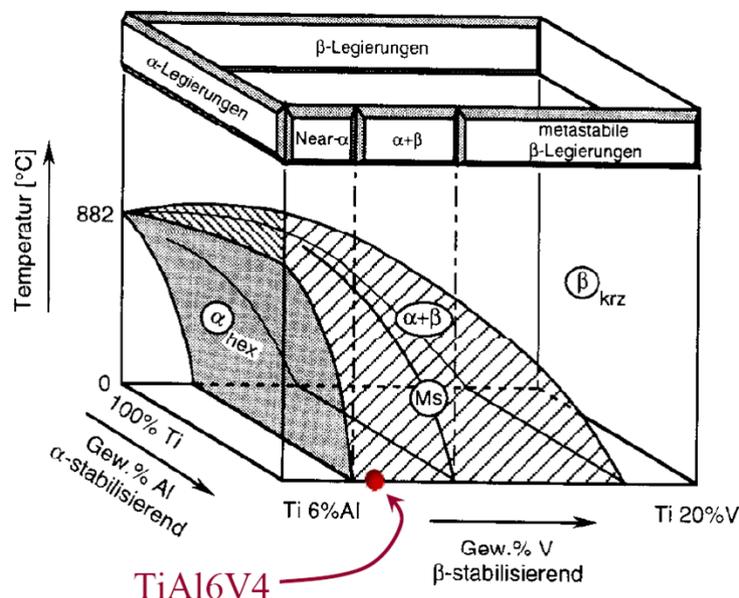


Abb 9: Phasendiagramm (Schnitt bei 6%Al) [12]

Die chemische Zusammensetzung, physikalischen Eigenschaften sowie sonstige Eigenschaften der Legierung sind in Tabelle 2 bis Tabelle 4 aufgelistet.

Werkstoff-										
	Nummer		Al	V	Fe	O	N	C	H	Ti
Ti-6Al-4V	3.7165	min	5,50	3,50	-	-	-	-	-	Rest
		max	6,75	4,50	0,30	0,20	0,05	0,08	0,015	

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung von der Titanlegierung Ti-6Al-4V, nach der Schmelzanalyse [13]

Werkstoff	Dichte	Wärmeleitfähigkeit bei 20°C	Mittlerer linearer Wärmeausdehnungskoeffizient zwischen 20 und 200°C	spezifischer elektrischer Widerstand	Elastizitätsmodul bei 20°C
	g/cm ³	W/m*K	10 ⁻⁶ °C ⁻¹	Ohm*mm ² /m	kN/mm ²
Ti -6Al-4V	4,43	7,12	9,3	1,71	110

Tabelle 3: Physikalische Eigenschaften von Ti-6Al-4V [14]

Werkstoff	Zugfestigkeit bei 20°C	0,2% Dehngrenze bei 20°C	Bruchdehnung A ₅ bei 20°C
	N/mm ²	N/mm ²	%
Ti-6Al-4V	930	865	13

Tabelle 4: Einige Eigenschaften von Ti-6Al-4V [14]

Beim Schmieden der Legierung Ti-6Al-4V kann prinzipiell zwischen 2 Arten unterschieden werden, siehe Abb 10:

- α/β - Schmieden
- β - Schmieden

Beim α/β Schmieden wird die β -Transustemperatur nicht überschritten. Bei diesem Schmiedevorgang wird der Werkstoff zwischen 30°C und 100°C unterhalb der β -Transustemperatur erwärmt. Um ein Überhitzen über die β -Transustemperatur zu vermeiden muss auch die durch den Umformvorgang entstandene Wärme berücksichtigt werden.

Durch das Erwärmen wird das Umformvermögen gesteigert. Die Umformung kann hierbei rissfrei erfolgen. Die richtige Wahl des Umformgrades und der Umformgeschwindigkeit

ermöglicht eine gewünschte Gefügeumwandlung. Das Abkühlen nach dem α/β Schmieden erfolgt meist an Luft.

Das β Schmieden erfolgt oberhalb der β -Transustemperatur. Der Umformvorgang muss vor Erreichen der α/β Umwandlung abgeschlossen sein. Um eine Kornvergrößerung und eine schädliche Wasserstoffaufnahme zu verhindern spielt die Haltezeit auf Umformtemperatur vor dem Schmieden eine erhebliche Rolle. Das Abkühlen nach dem β Schmieden kann bei umwandlungsträgen β Legierungen an der Luft erfolgen oder muss einer definierten Abkühlung unterzogen werden. [6]

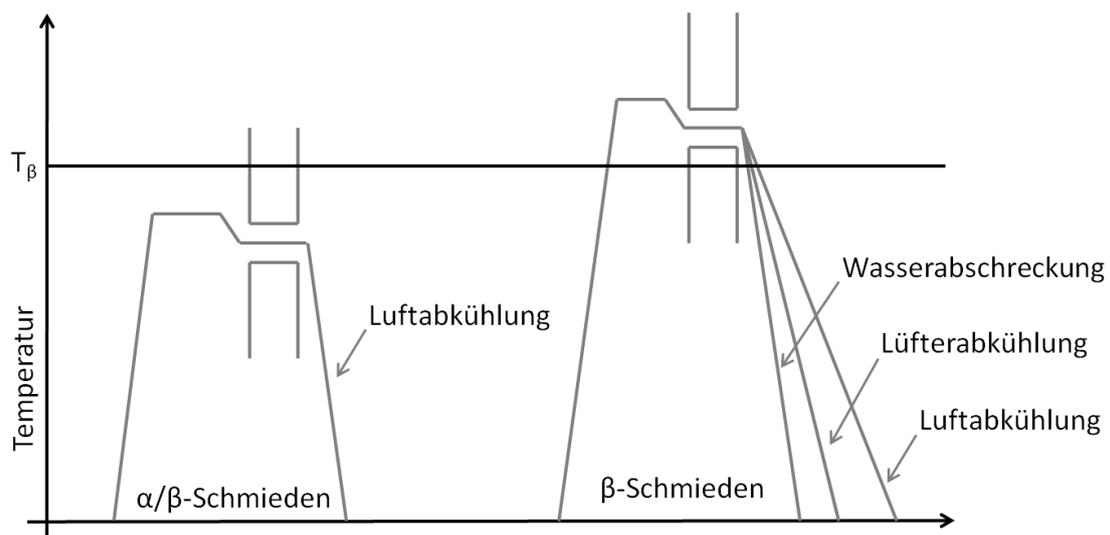


Abb 10: α/β -Schmieden und β -Schmieden von Titan

Der für die Versuchsreihen verwendete Werkstoff wurde mittels α/β -Schmieden bearbeitet. Dadurch verfügt das Grundmaterial über ein globulares Gefüge.

Durch verschiedene Abkühl- und Aufheizbedingungen kommt es zu einer unterschiedlichen Ausbildung der Mikrostruktur.

2.3.4 Mikrostrukturen von Ti-6Al-4V

Lamellares Gefüge

Die Ausbildung der Mikrostruktur in der β -Phase von Ti-6Al-4V hängt nach der thermomechanischen Wärmebehandlung stark von der Abkühlgeschwindigkeit aus dem β -Gebiet ab.

Die $\beta \rightarrow \alpha$ Phasenumwandlung ist großteils durch die Diffusion von Vanadium gesteuert. Dies hat zur Folge, dass um ein spezielles Gefüge einstellen zu können die Abkühlgeschwindigkeit und die Temperatur variiert wird. Auf Grund der diffusionsgesteuerten Phasenumwandlung kann es bei zu hoher Abkühlgeschwindigkeit zu einem martensitischen Gefüge kommen. Bei der martensitischen Gefügeausbildung von Titan ist es jedoch nicht so, dass es zu einer starken Gitterverspannung kommt. Der Härteeinfluss durch diese martensitische Umwandlung ist eher gering. Bei niedrigen Abkühlgeschwindigkeit wird Widmannstättengefüge eingestellt, wobei die Lamellen mit steigender Abkühlgeschwindigkeit feiner werden. Bei langsamerer Abkühlgeschwindigkeit werden die α -Nadeln dicker.

Die Abb 12 veranschaulicht den Abkühlvorgang aus dem β -Phasengebiet, also das Wachstum der α -Lamellen von der β -Korngrenze in das Korn.

Bei höherer Temperatur ist der Vanadium Gehalt in der β -Phase höher als in der α -Phase. Der Aluminiumgehalt ist bei unterschiedlichen Temperaturen jedoch in der α - und β -Phase ähnlich, siehe Abb 11.

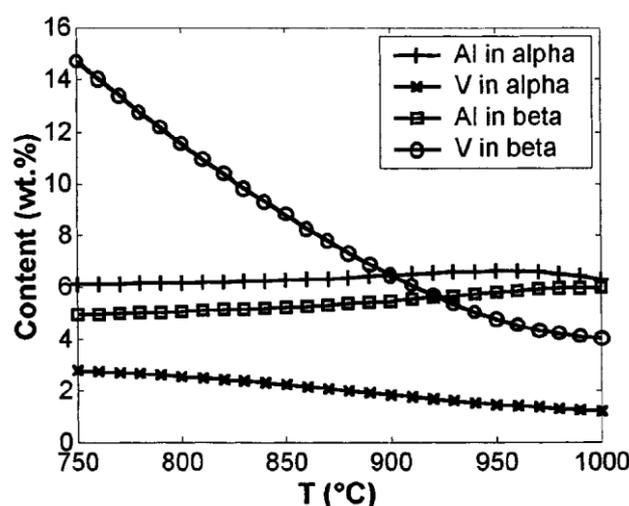


Abb 11: Gleichgewichtskonzentration von Aluminium und Vanadium in der α - und β -Phase [15]

Auf Grund des niedriger Diffusionskoeffizienten des Vanadiums in der β -Phase im Vergleich mit Aluminium oder Titan kommt es zu einer Anreicherung des Vanadiums an der α -Phasengrenze was eine β stabile Phase entlang der α -Phasengrenze zur Folge hat. Diese durch Vanadium angereicherte α -Phasengrenze verhindert das Wachstum aluminiumhaltigen α -Widmanstätten Lamellen. [6; 15]

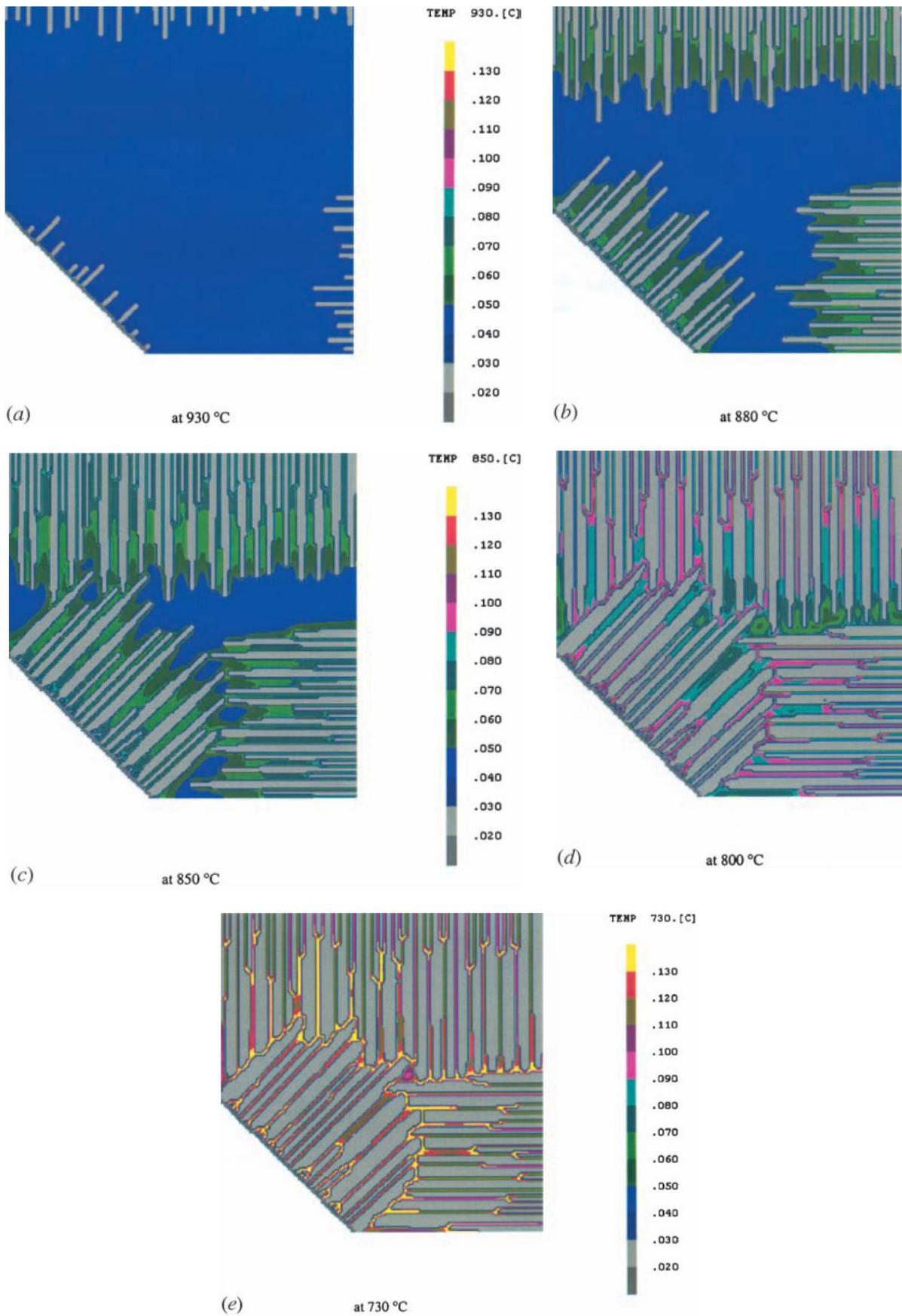


Abb 12: a) bis e) FME Simulation von der Mikrostrukturentwicklung von der $\beta \rightarrow \alpha$ Phasenumwandlung bei Ti-6Al-4V. Bei konstanter Abkühlgeschwindigkeit von 5°C/min. Die rechte Skala zeigt den Vanadiumgehalt. [15]

Globulares/Bimodales Gefüge

Damit sich ein globulares/bimodales Gefüge (siehe Abb 13) entsteht muss ein Rekristallisationsprozess stattfinden können. Um einen Rekristallisationsprozess starten zu können muss zunächst der Grundwerkstoff genügend hoch Kaltverformt werden, so dass nach dem Lösungsglühen im Zweiphasengebiet ein globulares (rekristallisiertes) Gefüge entsteht.

Falls der Vormaterialblock bereits nach einer Wärmebehandlung 100% lamellares Gefüge aufweist, kann man es durch genügend hohe Umformung im $\alpha+\beta$ Gebiet eintragen. Es besteht auch die Möglichkeit, dass sich lamellares Gefüge vergrößert oder in globulares Gefüge umwandelt. Diese Umwandlung kann durch Grenzflächenteilung, Lamellenauflösung und – wachstum erfolgen.

Bei geringeren Umformgraden muss jedoch eine Wärmebehandlung im $\alpha+\beta$ Gebiet angeschlossen werden.

Für das Einstellen von bimodalem Gefüge wird globulares Gefüge im $\alpha+\beta$ Gebiet erwärmt und dann abgekühlt. Der Anteil an globularer α -Phase ist wird durch die Temperatur gesteuert. Je höher die Temperatur desto kleiner ist der Anteil an primärer α -Phase.

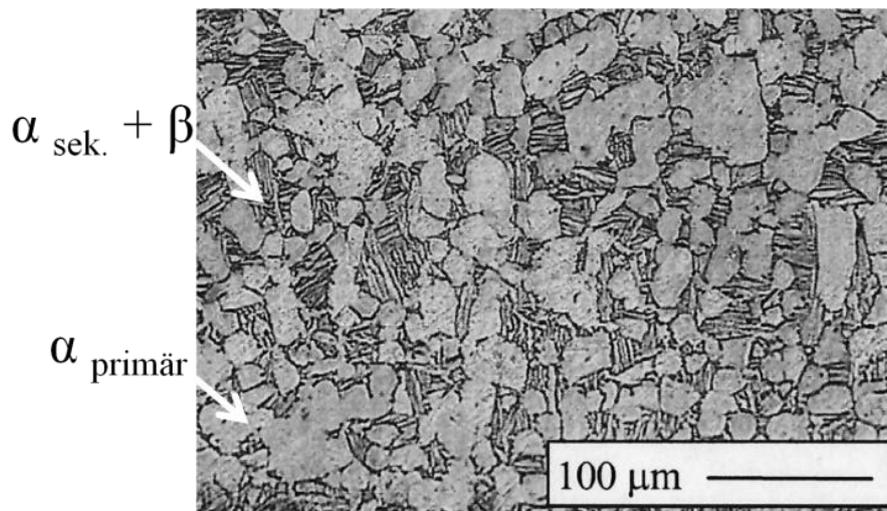


Abb 13: Bimodales Gefüge von Ti-6Al-4V [16]

Abb 14 zeigt die zwei Arten von Korngrenzen für die Lamellenauflösung. Die Korngrenze existiert bereits oder es handelt sich um eine Subkorngrenze. Die auftretenden Subkorngrenzen haben einen instabilen Raumwinkel. Unter diesem Winkel ist es leichter möglich dem Bestreben nach geringerer Oberflächenenergie nachzukommen. Es kommt dadurch zu einem Abrunden von scharfen Kanten beziehungsweise zu einer Einformung der lamellaren Alphaphase.

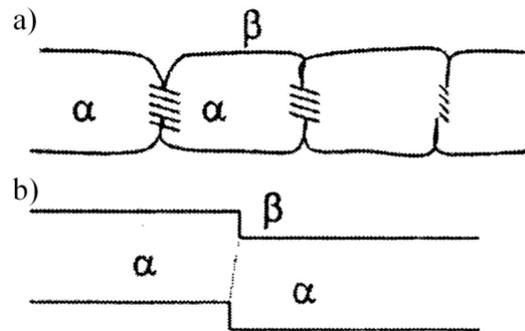


Abb 14: Entstehung von α/α Grenzflächen durch a) Grenzflächen Erholung und b) Abscherung der Alphalamellen [16]

Damit es zu einer Auflösung oder einem Wachstum von Lamellen kommt ist ein Massentransport von den gekrümmten Lamellenenden zu den flachen Oberflächen der Lamellen erforderlich, siehe Abb 15. Dieser Vorgang ist unter anderem von der Zeit und Temperatur abhängig. [6; 16]

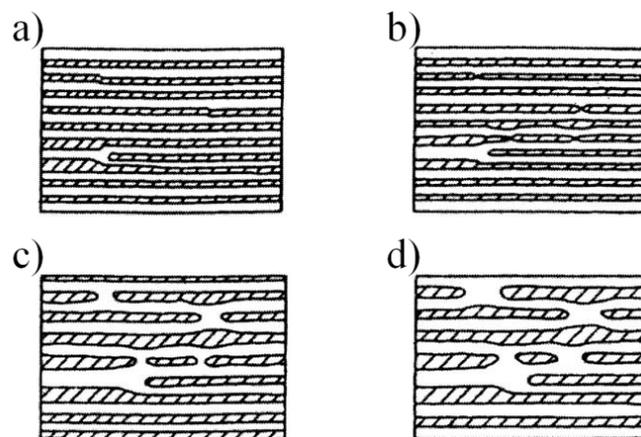


Abb 15: Lamellenauflösung und -wachstum schematisch von a) bis d) [16]

2.3.5 Schweißbeignung

Eine gute Schweißbeignung von Titan und Titanlegierungen ist im Allgemeinen unter Berücksichtigung von verschiedenen Faktoren möglich. Titan hat eine hohe Affinität zu Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff. Dies wird bereits ab einer Temperatur von 400°C kritisch. Das Lösungsvermögen von Titan spielt für die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften eine erhebliche Rolle. Die Zugfestigkeit und die Versprödung steigen mit Anteilen an gelösten Gasen, wobei die Zähigkeitseigenschaften wie Dehnung, Einschnürung und Kerbschlagzähigkeit sinken. Das Schweißen von Titan erfolgt deshalb unter Schutzgas. Als Schutzgas kann hochreines Argon, hochreines Helium oder eine

Mischung aus beiden Schutzgasen verwendet werden. Um eine gute Schweißung zu ermöglichen ist ebenso auf eine hohe Reinheit der Fügestelle zu achten.

In der Literatur wurde auf folgende Schweißverfahren verwiesen:

- WIG (Wolfram-Inertgas-Schweißen); Es kann mit einer selbstverzehrende Elektrode oder einer thorierten Wolfram-Elektrode mit oder auch ohne Schweißzusatz geschweißt werden.
- Plasma-Schweißen wird meist erst über eine Wanddicke von 2 bis 12mm verwendet.
- Elektronenstrahl-Schweißen kann im Vakuum durchgeführt werden.
- Reibschweißen; durch die kurze Prozessdauer ist die Gasaufnahme nur sehr gering. Es können verschiedene Werkstoffkombinationen verbunden werden (zum Beispiel: Titanwerkstoff mit austenitischen rostfreien Stählen oder auch mit Al-Legierungen).
- Unterpulverschweißen; mit natriumfluoridhaltigen und auch NaF-freien Pulvern. Die Schweißnaht ist durch die Pulverüberdeckung genügend von den atmosphärischen Gasen geschützt.
- Lichtbogenschweißverfahren mit Schutzgas (Argon, Helium oder Argon-Helium-Gemisch)

Des Weiteren wird darauf hingewiesen das Titan im Allgemeinen eine gute Schweißbeignung aufweist solange die Fügestelle rein ist und die Schweißung unter hochreinem Schutzgas erfolgt. [17; 18; 19]

2.3.6 Anwendung

Titan und Titanlegierungen finden ihre Anwendung in:

- Automobilbau (z.B. Abgasanlage, Pleuel, Ventile, Federn, Bremssysteme usw, siehe Abb 16)
- Flugzeugbau (z.B. Flügelführungen, Flügelstruktur, Landeklappen, Heckkonus, Schottwände usw, siehe Abb 16)
- Medizintechnik (z.B. Gelenkersatzteile, Fixiermaterial für Knochen, Zahnimplantate, chirurgische Instrumente usw)



Abb 16: Anwendungsmöglichkeiten [12]

3 Versuchsanlage, Vorrichtungen und Prüfaufbau

3.1 Schweißanlage

Im März 2006 wurde am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik eine hochmoderne FSW Anlage angeschafft. Diese Rührreißschweißmaschine, siehe Abb 17 a), von der Firma MTS Systems Corporation ist eine hydraulisch betriebene Portalanlage, die als 2D Produktions- und Forschungssystem angelegt wurde. Schweißungen sind je nach im Modus kraft- oder weggesteuert möglich.

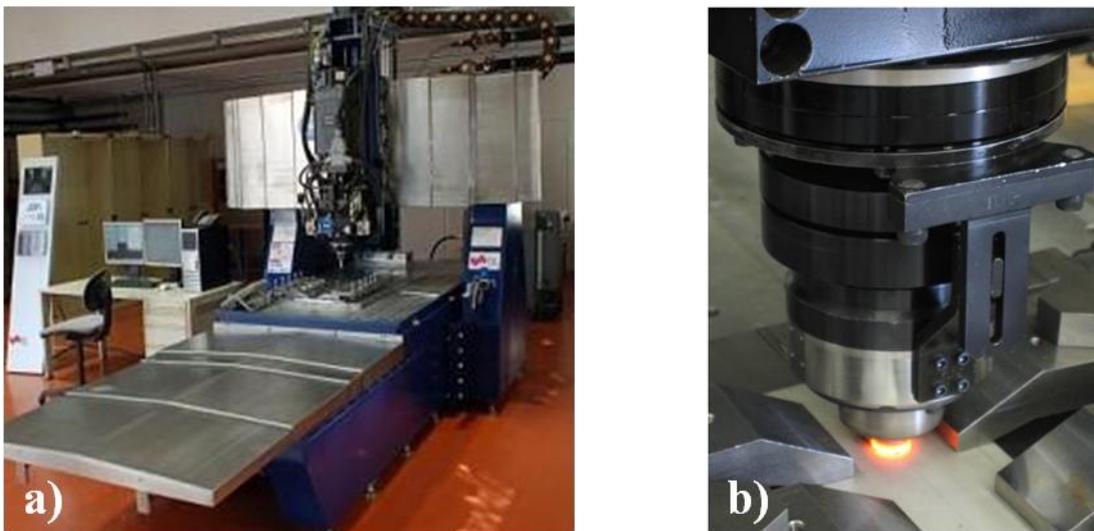


Abb 17: a) Rührreißschweißmaschine MTS ISTIR BR4, b) wassergekühlter Schweißkopf

Für die durchgeführten Versuche wurde ein wassergekühlter Kopf, siehe Abb 17 b), verwendet. Die Werkzeugaufnahme erfolgt mechanisch über eine Wurmsschraube.

Die Eckdaten der MTS ISTIR BR4 sind: [20]

- Arbeitsfläche in x-Richtung 2450 mm
- Arbeitsbereich in y-Richtung 1250 mm
- Arbeitsbereich in z-Richtung 400 mm
- Max. Schweißgeschwindigkeit 6350 mm/min
- Max. Drehzahl 3200 U/min
- Max. Anpresskraft in z-Richtung 35600 N
- Max. Pinkraft in z-Richtung 22200 N
- Max. Drehmoment 180 Nm

Die FSW Anlage besitzt mehrere Messeinrichtungen für die Erfassung von:

- Drehzahl
- Kräfte in allen Richtungen
- Position (x,y,z Koordinaten)
- Drehmomente
- Schweißgeschwindigkeit
- Eindringtiefe
- Temperaturen der Anlage (Hydraulik)
- Drücke der Hydraulikkomponenten

3.2 Versuchsaufbau

3.2.1 Schutzgasschienen

Für die unter 3.1 beschriebene Schweißanlage gibt es 2 Möglichkeiten um den Bearbeitungsprozess vor der Atmosphäre abzuschirmen und mit Schutzgas zu umströmen. Dies kann mittels Schutzgasschiene oder Schutzgasdüse erfolgen, siehe Abb 18.

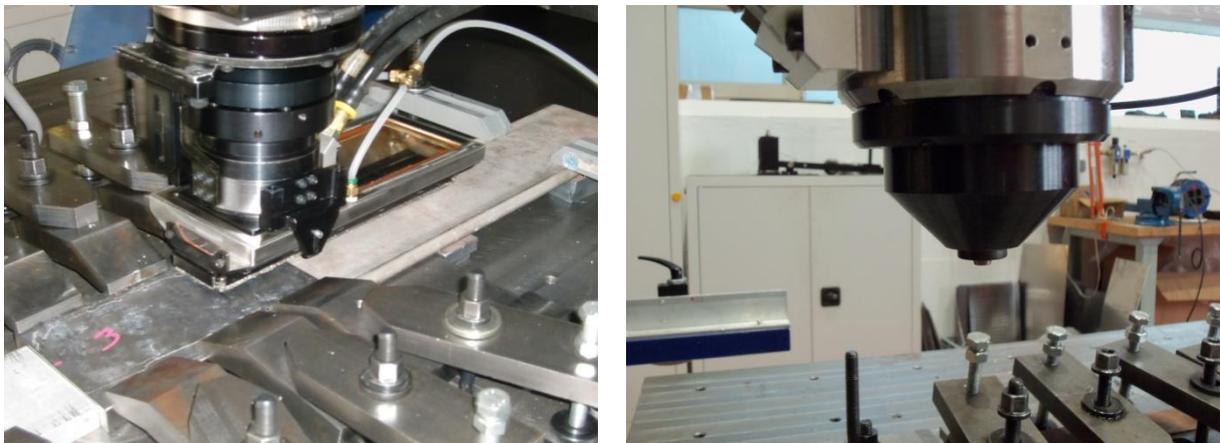


Abb 18: links: Schutzgasschiene rechts: Schutzgasdüse

3.2.2 Versuchsplatten

Die für das Friction Stir Processing verwendeten Versuchsplatten wurden von der Firma Böhler Schmiedetechnik zur Verfügung gestellt. Die Vormaterialstangen wurden durch Schmieden weiterverarbeitet. Die Gefügestruktur des Vormaterials ist bimodal mit einem primären α -Anteil von zirka 51%.

Die Abmessungen der Platten sind in Abb 19 dargestellt und in etwa:

- a...zirka 240 mm
- b...zirka 120 mm
- c...zirka 23 mm

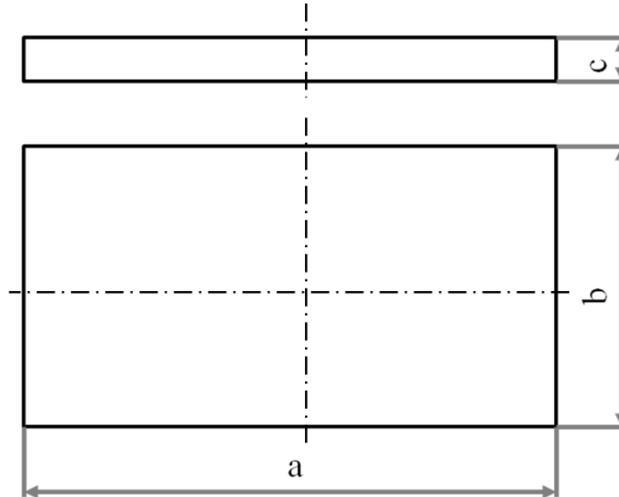


Abb 19: Abmessungen der Versuchsplatten

3.2.3 Einspannsituation

Die Platten wurden wie in Abb 20 dargestellt pneumatisch oder manuell auf das Maschinenbett aufgespannt. Die manuelle Spannvorrichtung besteht aus mehreren Spannpratzen die über Gewindestifte und Muttern fixiert werden. Da die mechanische Spannvorrichtung flexibler ist wurde diese Vorrichtung für den Großteil der Prozesse verwendet. Die pneumatische Spannung erfolgt über zwei Spannteile, die jeweils durch einen pneumatischen Zylinder bewegt werden.

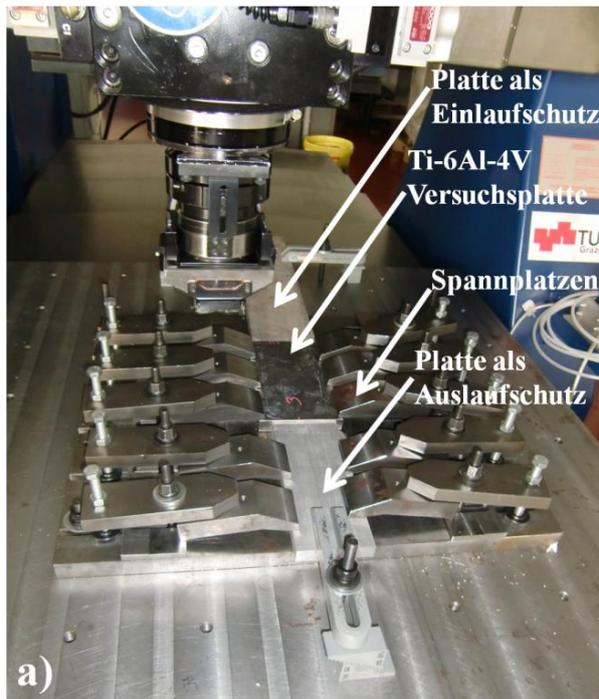


Abb 20: a) manuelle Einspannsituation b) pneumatische Spannvorrichtung

Die Darstellung der manuellen Einspannsituation in Abb 20 a) zeigt das zusätzliche Platten verwendet wurden um bei der Durchführung der Versuche den Prozess besser mit Schutzgas (Argon) zu schützen.

3.3 Untersuchungen

3.3.1 Probenvorbereitung

Die untersuchten Proben wurden zuerst aus der geschweißten Platte herausgeschnitten und anschließend warm eingebettet. Um die Gefügestruktur richtig zu ermitteln muss die Probenoberfläche von Unebenheiten und Kratzern befreit werden. Die Proben werden dafür geschliffen und poliert. Um die unterschiedlichen Gefügestrukturen und Korngrenzen mittels Lichtmikroskop zu analysieren wurden Ätzmitteln verwendet.

Für die Ermittlung des richtigen Ätzmittels wurden Versuche nach Petzow [21] und Struers [22] durchgeführt. Die alleinigen Ätzungen erzielten nicht die gewünschte Kontrastierung der Gefügestrukturen beziehungsweise der Korngrenzen. Durch ein chemisches Polieren nach Struers [22] vor dem Ätzen (Taufätzung) konnten die Gefügestrukturen beziehungsweise Korngrenzen ausreichend gut dargestellt werden.

Das Poliermittel für das chemische Polieren hat folgende Zusammensetzung (Tabelle 5:

100 ml OP-S
20 ml Wasserstoffperoxid 30%

Tabelle 5: Zusammensetzung des chemischen Poliermittels [22]

Das verwendete Ätzmittel setzt sich wie folgt zusammen aus (Tabelle 6:

100 ml destilliertes Wasser
50 ml Ethanol
2 g Ammoniumhydrogendifluorid

Tabelle 6: Zusammensetzung des Ätzmittels [21]

3.3.2 Makroaufnahmen

Nach der Probenvorbereitung wurden die Proben im polieren und geätzten Zustand fotografiert. Die Aufnahme erfolgte wurde mit einer Nikron-Spiegelreflexkamera durchgeführt.

3.3.3 Mikroaufnahmen, Lichtmikroskopie

Zum Zwecke der Gefügeanalyse wurden die verschiedenen Schweißzonen im Lichtmikroskop betrachtet. Die lichtmikroskopischen Untersuchungen sind mit einem relativ geringen Kostenaufwand verbunden und liefern ausreichend Ergebnisse über die Mikrostruktur (Korngröße, Korngrenzen und Phasenanteile).

Um jene für die Auswertung relevanten Gefügebereiche zu katalogisieren werden die Gefügaufnahmen mit einer hochauflösenden Digitalkamera fotografiert. Für diese Arbeit wurde das Lichtmikroskop Reichert MeF3 verwendet, siehe Abb 21.



Abb 21: Lichtmikroskop, Reichert MeF3

4 Verfahrensentwicklung

4.1 Werkzeuge

Um den FSP-Prozess optimal durchführen zu können wurde in der Literatur nach ähnlichen Versuchsreihen gesucht. Drei Veröffentlichungen, welche ebenfalls Versuche mit Ti-6Al-4V gemacht haben, lieferten hinsichtlich Werkzeuggeometrie und Prozessparameter gute Anhaltspunkte.

Prozessparameter	Literatur [23]	Literatur [24]	Literatur [25]
Plattendicke in mm	2	3	2
Werkstoff des Pin	W-Re pin	auf Mo-Basis	W-Re
Werkzeugschulter: a in mm	11	15	11
Pinlänge: b in mm	1,8	keine Angaben	1,8
Pinabmessungen: c in mm	4	3	4
d in mm	6	5,1	6
Eindringtiefe in mm	0,2	2	2
Vorschub in mm/min	50	60	75
Spindeldrehzahl rpm	400	400 und 500	400, 500 und 600

Tabelle 7: Prozessparameter und Werkzeuggeometrie [23; 24; 25]

Abb 22 zeigt eine Skizze der Werkzeuggeometrie

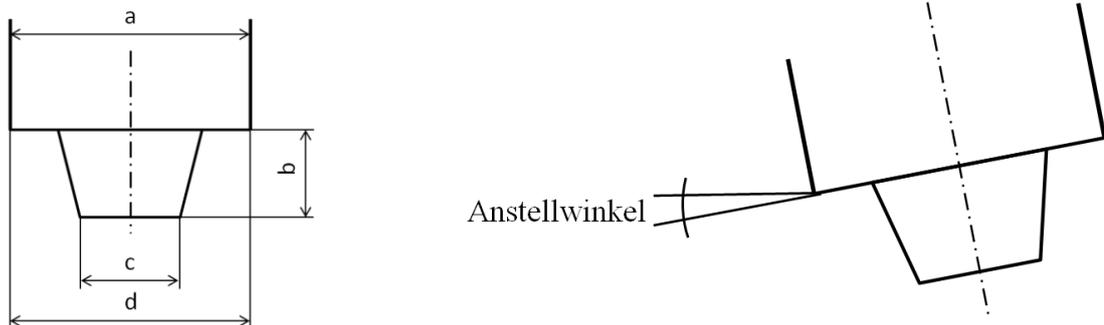


Abb 22: links: Schematische Darstellung des Werkzeugs rechts: Einspannsituation des Werkzeugs

Prozessparameter und Werkzeuggeometrie wurden mit den Erfahrungswerten und Angaben aus der Literatur abgestimmt. Das Werkzeug wurde laut Fertigungszeichnung (siehe Abb 60, Anhang) in der Zentralwerkstätte der TU Graz gefertigt. Als Werkstoff wurde Wolfram mit 1 Gewichtsprozent La_2O_3 gewählt.

4.2 Parametervorstudie

Für FSW/FSP sind einige Schweißparametervariationen möglich. Dazu gehören Drehzahl und Drehrichtung des Pins, Vorschub mit der sich das Werkzeug in Schweißnahtichtung vorwärts bewegt sowie die Eindringtiefe. Ein weiterer wichtiger Parameter ist der Anstellwinkel, siehe Abb 22. Dies ist jener Winkel der vom Werkzeug und der Werkstückoberfläche in Vorschubbewegung eingeschlossen wird. Es wird dadurch der Materialfluss von der Vorderseite des Pins auf die Rückseite des Pins verbessert.

Die verwendeten Parameter für die Vorstudie stammen aus der Literatur und von Erfahrungswerten. Einen Überblick über die in der Literatur gefundenen Parameter sind in der Tabelle 7 aufgelistet.

Des Weiteren wurde in der Parametervorstudie erstmals die metallographische Probenpräparation erprobt. Hierzu wurden verschiedene Ätzungen getestet. Das verwendete Polier- und Ätzmittel ist unter 3.3.1 Probenvorbereitung in Tabelle 5 und Tabelle 6 auf Seite 29 aufgelistet.

4.2.1 Ergebnisse der Parametervorstudie

Um eine Machbarkeit zu überprüfen wurden für die Vorstudie folgende Parameter gewählt:

- Prozessvorschub 80 mm/min
- Eindringtiefe 4,10 mm
- Anstellwinkel 2,5°
- Spindeldrehzahl wurde variiert, siehe Tabelle 8.

Versuch	Spindeldrehzahl in rpm		
S001	600		
S002	600		
S003	600		
S004	500		400
S005	500	350	300

Tabelle 8: Verschiedene Spindeldrehzahlen der Parametervorstudie

Die Abb 23 zeigt den Ablauf eines durchgeführten Prozesses aus den Vorversuchen (S004). Diese Darstellung zeigt die auftretende Kraft in Z-Richtung in Zusammenhang mit der Spindeldrehzahl. Die Parameter wurden wie oben beschrieben gewählt. Die Spindeldrehzahl

wurde zu Beginn des Prozesses auf 500 rpm eingestellt um genügend Energie im Material zu generieren. Anschließend wurde die Drehzahl auf 400 rpm reduziert.

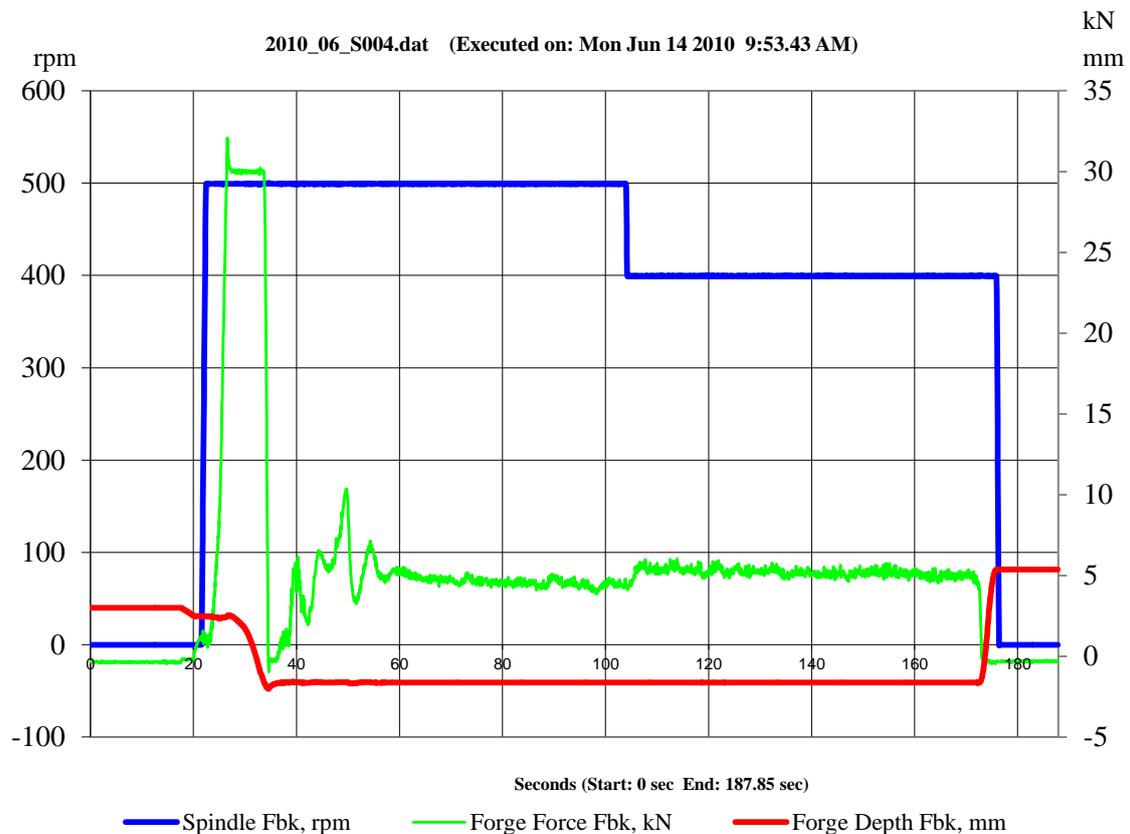


Abb 23: Darstellung des Prozesses S004

Da für die Vorversuchsreihe nur zur Überprüfung der Machbarkeit diente wurden die Schweißlinien näher aneinander geführt, siehe Abb 24. Hierbei kann es zu einer Überlappung der Wärmeeinflusszonen kommen weshalb diese Versuchsreihen nicht zur Qualifizierung der Mikrostruktur herangezogen wurden. Aus diesem Grund wurde auch auf die Verwendung der Schutzgasschiene verzichtet. Die Umspülung mit Argon erfolgte hierbei nur lokal im Bereich des Pins mittels einer Schutzgasdüse. Die verschiedenen Farben die an der Oberfläche entstehen, entsprechen verschiedenem Titanoxydschichtdicke.



Abb 24: Übersicht Vorversuchsplatte S001 bis S005

Aus der Vorversuchsplatte wurden mehrere Querschliffe angefertigt, wie unter 3.3.1 beschrieben um die Effektivität verschiedener Ätzmittel zu testen.

Die für die Beurteilung der Mikrostruktur relevanten Bereiche wurden wie folgt bestimmt:

- Stirzone
- Übergangszonen Stirzone-Thermomechanischen Einflusszone für die Bereiche Unterseite, Advancing Side und Retreating Side
- Unterseite
- Advancing Side
- Retreating Side

Die in Abb 25 im Querschliff eingezeichneten Bereiche kennzeichnen schematisch jene Zonen welche die für die Auswertungen herangezogen wurden.

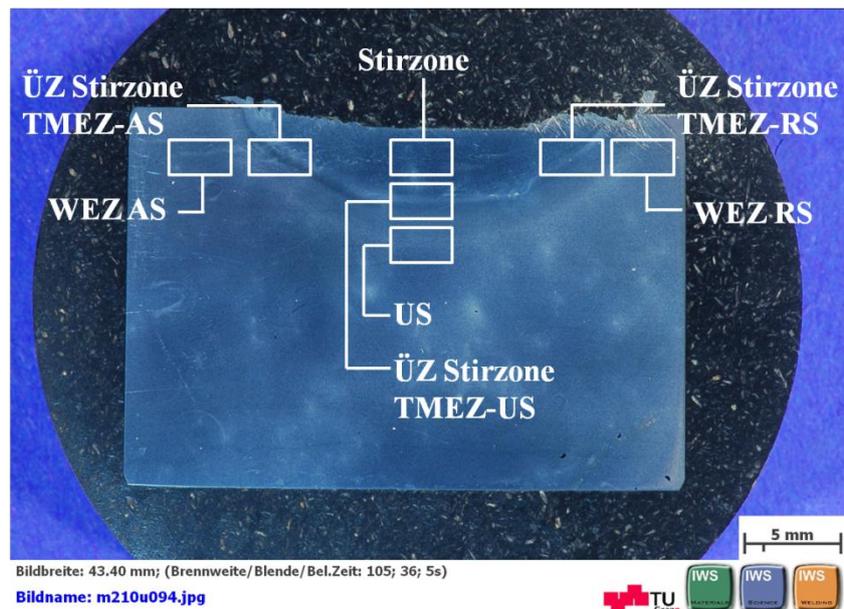


Abb 25: Übersicht ausgewertete Bereiche, Querschliff S007_2

Die Beurteilung wurde wie folgt durchgeführt:

- Die β -Korngröße in der Stirzone wurde durch mikroskopische Aufnahmen qualitativ ermittelt.
- Die Lamellendicke in der Stirzone und in den Übergangsbereichen (Übergangsbereiche Stirzone-TMEZ AS, -RS und -US) wurde qualitativ bestimmt.
- Quantifizierung des primären α -Anteils in den Übergangsbereichen (Übergangsbereiche Stirzone-TMEZ AS, -RS und -US) sowie in den Wärmeeinflusszonen (AS, RS und US).

5 Versuche

In Anlehnung an die Parametervorstudie wurden die Prozessparameter für die weiteren Versuche bestimmt. Die Auswahl der Spindeldrehzahlen erfolgte nach den vorangegangenen Versuchen.

Die Prozessparameter waren wie folgt:

- Prozessvorschub 80 mm/min
- Eindringtiefe 4,10 mm
- Anstellwinkel 2,5°
- Die Spindeldrehzahl wurde variiert, siehe Tabelle 9

Versuche	Spindeldrehzahl in rpm
S006	600
S007	350
S008	300
S009	600
S010	450
S011	650
S012	500
S013	500

Tabelle 9: Auflistung der verwendeten Parameter für die Versuche

Die Versuche S006 und S012 konnten nicht erfolgreich durchgeführt werden. Bei der Probe S006 wurde versucht der Versuch kraftgesteuert durchzuführen. Die bedeutet, dass sich die Eindringtiefe bei vorgegebener Kraft und konstanten Vorschub entsprechend einstellt. Jedoch ist diese Arte der Prozessführung bei den gewählten Prozessparametern nicht anwendbar.

Der Versuch S012 wurde wegen eines technischen Gebrechens der FSW-Anlage abgebrochen.

6 Mikrostrukturauswertung

6.1 Lamellendickenauswertung

Im Zuge der Lamellendickenmessung wurden aus den lamellaren Bereichen mehrere mikroskopische Aufnahmen erstellt. Aus diesen Aufnahmen wurden charakteristische Gefügebereiche ausgewählt. Die Auswertung der Lamellendicke wurde manuell mittels Mausclick mit dem Programm Axio Vision 3.1¹ durchgeführt.. Die aufgenommenen Werte wurden in das Microsoft Excel übertragen und statistisch ausgewertet.

Die Abb 26 zeigt eine Aufnahme der Probe S011_1 (Spindeldrehzahl 650 rpm) aus dem Bereich Stirzzone. Die eingezeichneten Bereiche in der Abb 26 wurden für die Lamellendickenauswertung herangezogen.

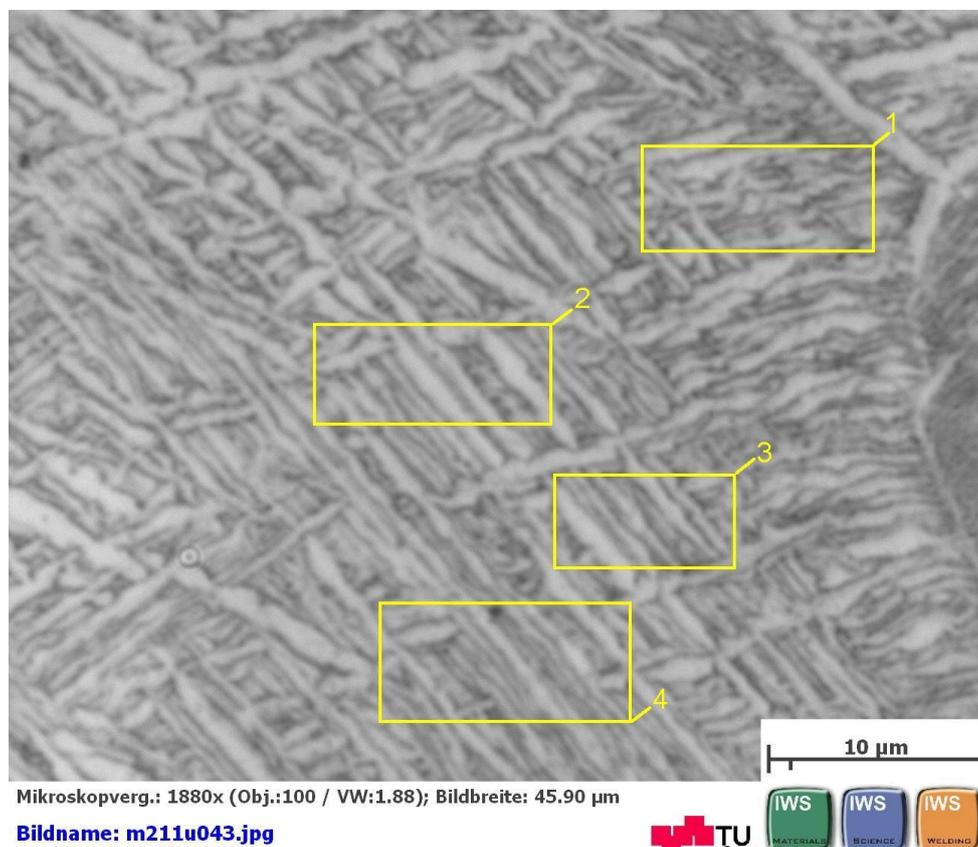


Abb 26: Übersichtsbild einer Mikroskopischenaufnahme aus der Stirzzone.

Die 4 gekennzeichneten charakteristischen Gefügebereichen wurden in Gelb gezeigt

¹ Copyright 1998-2002 Carl Zeiss Vision GmbH

In Abb 27 links wird der Gefügebereich 2 vergrößert dargestellt. Für einen besseren Kontrast wurde die Aufnahme Schwarz-Weiß abgeglichen, siehe Abb 27. Des Weiteren zeigt Abb 27 wie die Messungen der Lamellendicke durchgeführt wurde.

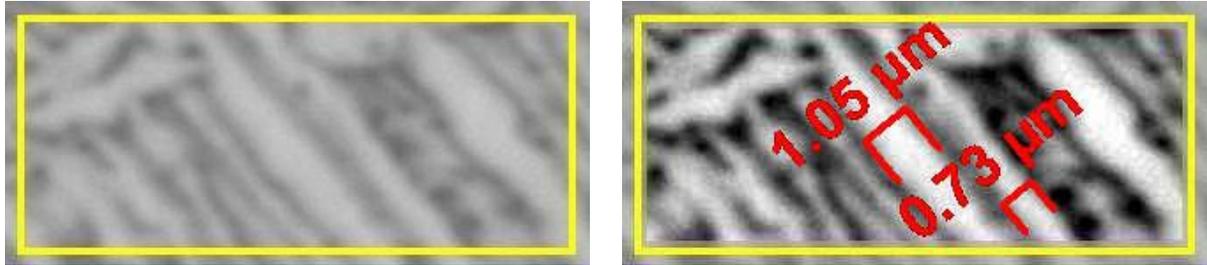


Abb 27: links: charakteristischer Gefügebereich 2 rechts: schwarz-weiß Abgleich und eingetragener manueller Vermessung der Lamellen des Bereiches 2

6.2 Korngrößenbetrachtung

Die β -Korngrößenbetrachtung in der Stirzzone wurde mit mikroskopischen Aufnahmen durchgeführt. Für die Darstellung wurden eine Aufnahmen mit Hellfeld und eine mit polarisiertem Licht erstellt. Durch das polarisierte Licht wird die Lage der Lamellen durch unterschiedliche Farbgebung dargestellt, siehe Abb 28. Die Aufnahmen wurden mit 500facher Vergrößerung und mit 200facher Vergrößerung gemacht, um einen größeren Bereich abdecken zu können.

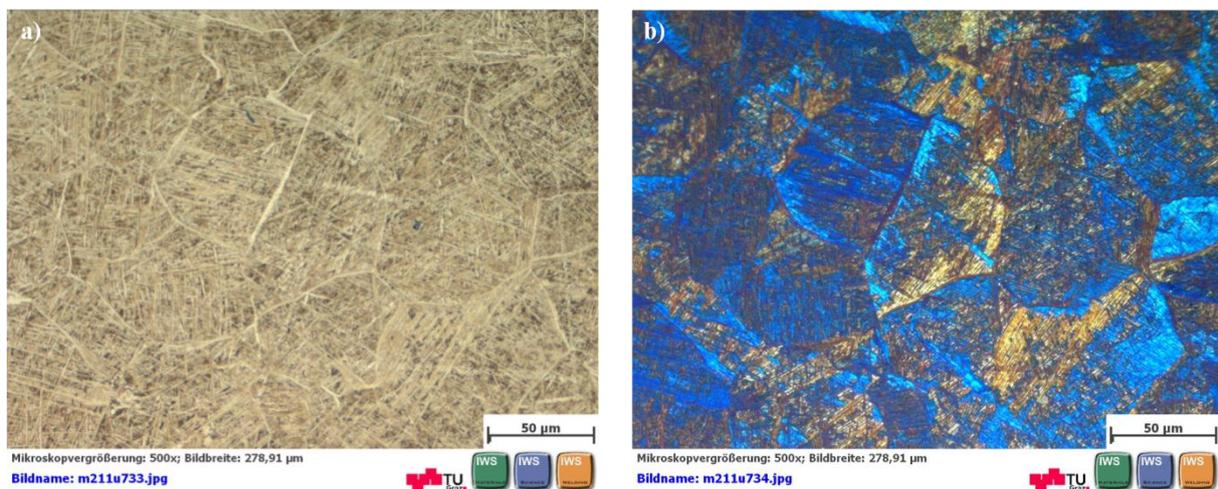


Abb 28: Korngrößenbetrachtung 500fache Vergrößerung a) Hellfeld S011 (650 rpm)
b) polarisiertes Licht S011(650 rpm)

6.3 Primärer α -Anteil

In allen auftretenden Gefügebereichen, mit Ausnahme der Stirzzone, sind primäre α -Körner vorhanden. Der prozentuelle Anteil wurde mit der im Mikroskop aufgenommenen Bilder bestimmt. Diese Untersuchungen wurden mit dem Bildbearbeitungsprogramm KS 400 Version 3.0² durchgeführt. Der Phasenanteil wurde manuell, mittels Mausklick, und der flächenmäßige Anteil mit einem speziellen Makro ermittelt.

Abb 29 veranschaulicht die Messung des primären α -Anteiles. Abb 29 links zeigt eine Aufnahme von der Probe S011_1 (Spindeldrehzahl 650 rpm) aus der Wärmeeinflusszone Bereich Unterseite. In Abb 29 rechts wurde während der Bestimmung des primären α -Anteiles ein Screenshot gemacht. Die pink gekennzeichneten Flächen kennzeichnen den primären α -Anteil. Nach Ermittlung der Messdaten wurden diese in Excel übertragen und ausgewertet.

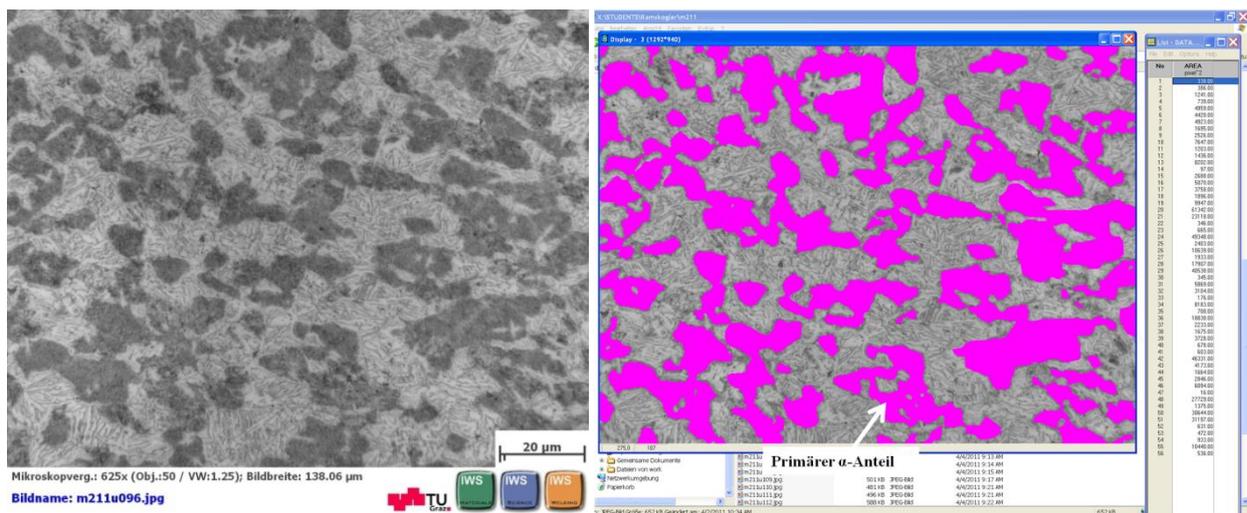


Abb 29 links: Probe S011_1 Aufnahme von der Unterseite rechts: Zeigt eine Screenshot, farblich gekennzeichnet ist der primäre α -Anteil der links gezeigten Aufnahme

² Copyright 1997 Carl Zeiss Vision GmbH

7 Ergebnisse

7.1 Gefüge

Die Abb 30 a) bis d) zeigen mikroskopische Aufnahmen über die ausgewerteten Bereiche.

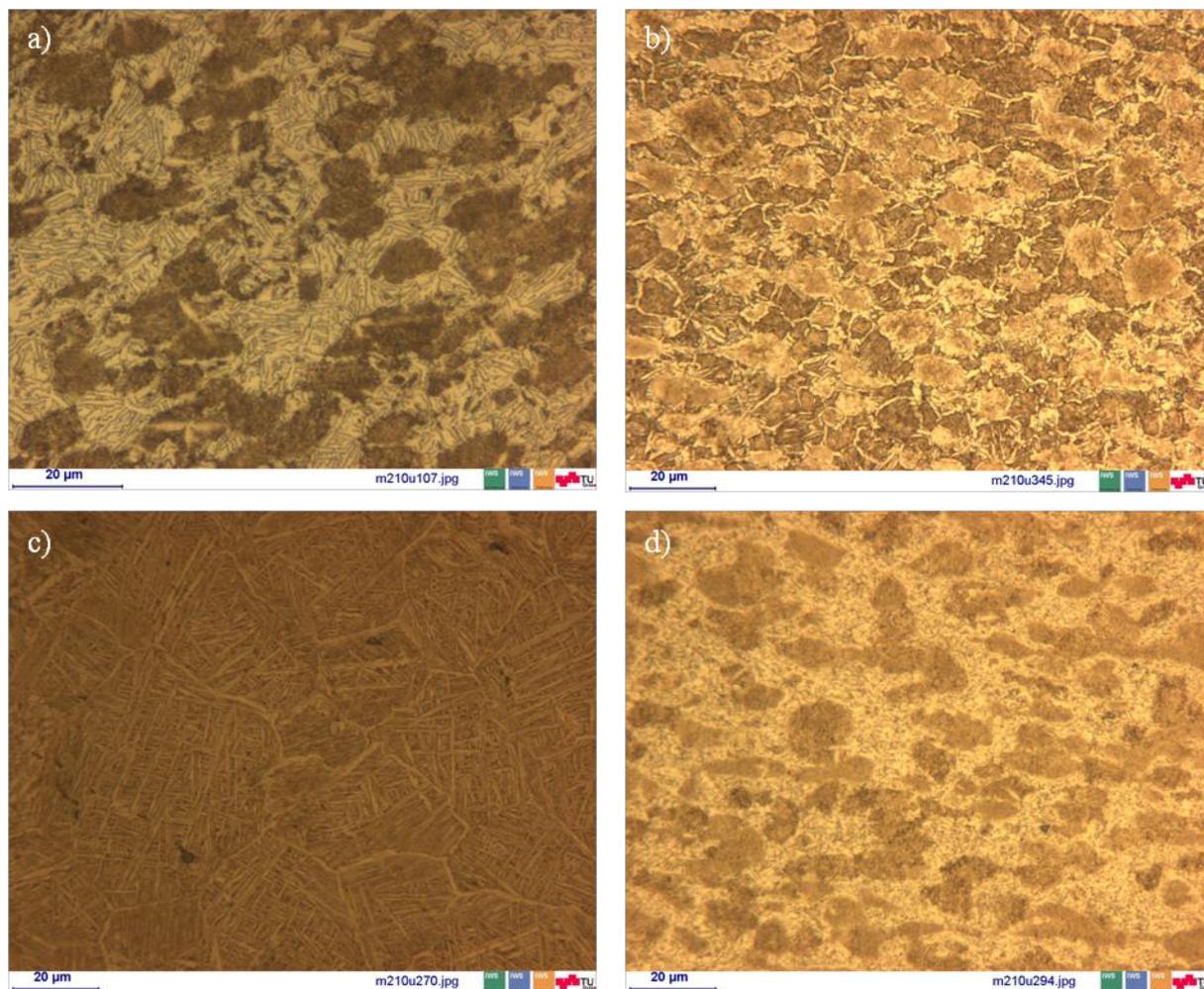


Abb 30: Mikrostrukturaufnahmen bei einer Spindeldrehzahl von 350 rpm a) Grundwerkstoff der 2ten Versuchsplatte (S006 bis S008) b) Übergangszone Stirzone-TMEZ US c) Stirzone d) AS

Abb 30 a) zeigt den Grundwerkstoff der zweiten Versuchsplatte. Beim Gefüge des Grundwerkstoffes handelt es sich um ein bimodales Gefüge.

Gefügecharakterisierung in den unterschiedlichen Schweißzonen:

- In den Übergangsbereichen von der Stirzone in die thermomechanischen Zonen (AS, RS und US) ist ein bimodales Gefüge (primäre globulare α -Körner sowie und $\alpha+\beta$ Lamellen), siehe Abb 30 b).
- In der Stirzone wurde ein beinahe rein lamellarer Bereich festgestellt. Dies lässt sich auf ein Überschreiten der β -Transustemperatur zurückführen, siehe Abb 30 c).
- Die Wärmeeinflußzonen zeigen ebenfalls ein bimodales Gefüge (primären α -Anteil und $\alpha+\beta$), siehe Abb 30 d).

Weitere siehe Anhang

7.2 Lamellendickenauswertung

Die Auswertung der Lamellen in der Stirzone und in den Übergangsbereichen wurde wie unter 6.1 Lamellendickenauswertung beschrieben durchgeführt. Die Dicke der Lamellen ist eine Funktion der Diffusionsgeschwindigkeit beziehungsweise der Diffusionszeit. Bei langsamen Abkühlraten bilden sich dicke Lamellen aus.

7.2.1 Stirzone

Bei allen Versuchen wurde in der Stirzone nur lamellares Gefüge gefunden. Dies lässt auf ein Überschreiten der β -Transustemperatur (β -Transustemperatur zirka 1000°C) rückschließen.

Die Tabelle 10 zeigt einen Überblick über die ermittelten Werte bei den verschiedenen Spindeldrehzahlen:

Versuche	Anzahl gemessener Lamellen	Spindeldrehzahl in rpm	Median in μm	Max in μm	Min in μm
S007	72	350	0,37	0,62	0,21
S008	252	300	0,3	0,92	0,11
S009	145	600	0,42	1,14	0,21
S010	175	450	0,39	1,07	0,18
S011	195	650	0,54	1,13	0,2
S013	195	500	0,5	0,96	0,21

Tabelle 10: Lamellendickenauswertung in der Stirzone

Die Diffusion bestimmt die Bildung der Lamellendicke. Je langsamer die Abkühlrate, desto dicker bilden sich die Lamellen aus. Je höher die Spindeldrehzahl, desto größer die Wärmeeinflusszone...(schon besprochen)

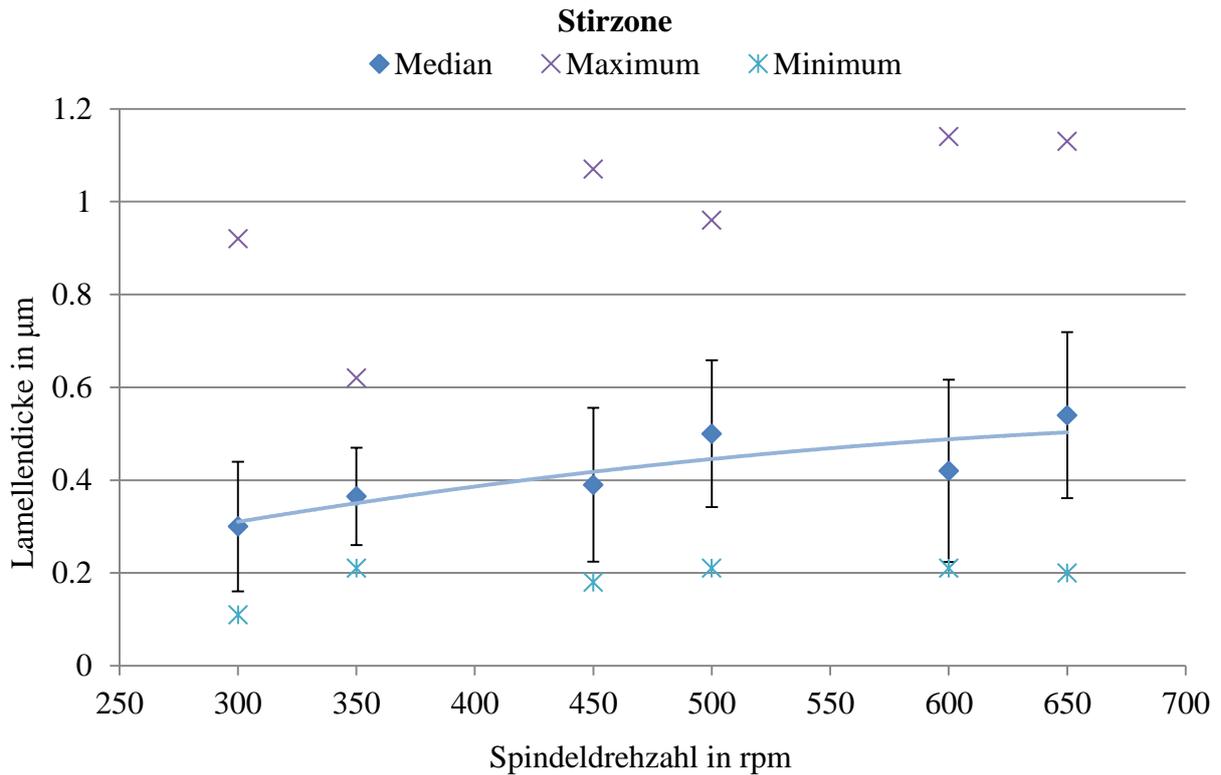


Abb 31: Lamellendicke in der Stirzone in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl

Bei höherer Spindeldrehzahl wird mehr Energie in den Prozess eingebracht. Damit steigt auch die Temperatur. In Abb 31 ist zu erkennen, dass die Lamellendicke bedingt durch die niedrige Abkühlrate mit steigender Spindeldrehzahl ansteigt.

7.2.2 Übergangsbereiche

In den Übergangsbereichen von der Stirzone in die thermomechanischen Übergangszonen AS, RS und US wurden ebenfalls die Lamellendicken bestimmt.

Tabelle 11 zeigt einen Überblick über die ermittelten Werte von der Übergangszone Stirzone-TMEZ AS:

Versuche	Anzahl gemessener Lamellen	Spindeldrehzahl in rpm	Median in μm	Max in μm	Min in μm
S007	58	350	0,28	0,68	0,19
S008	172	300	0,25	0,71	0,15
S009	133	600	0,29	0,63	0,18
S010	140	450	0,28	0,45	0,18
S011	144	650	0,35	0,67	0,18
S013	164	500	0,37	0,61	0,23

Tabelle 11: Lamellendickenauswertung in der Übergangszone Stirzone-TMEZ AS

Die Abb 32 zeigt graphisch die ermittelten Werte in der Übergangszone Stirzone-TMEZ AS über die Spindeldrehzahl. Es lässt sich aus diesem Diagramm kein Trend zwischen der Ausbildung der Lamellendicke und der Spindeldrehzahl erkennen.

Die Schwankung der Maximalwerte ist auf das Schneiden der Lamellenpakete unter unterschiedlichen Raumwinkeln zurückzuführen.

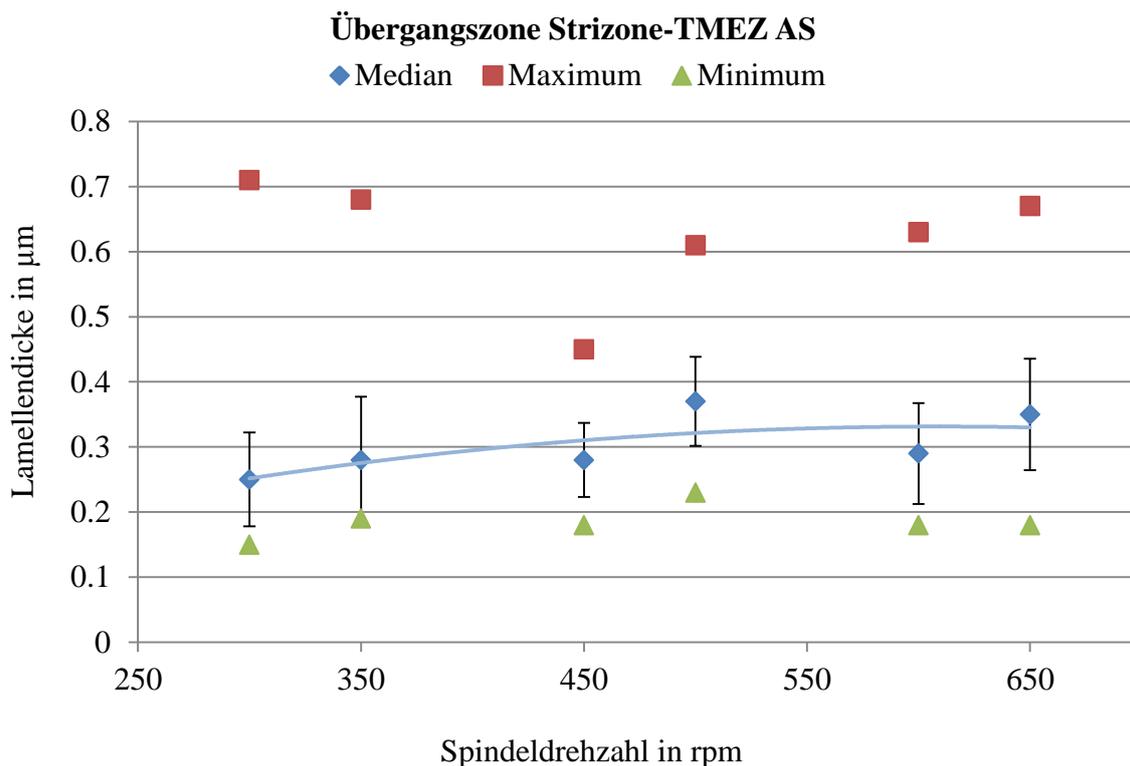


Abb 32: Lamellendicke in der Übergangszone Strizone-TMEZ AS in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl

Die Tabelle 12 zeigt einen Überblick über die gemessenen Werte in der Übergangszone Strizone-TMEZ RS:

Versuche	Anzahl gemessener Lamellen	Spindeldrehzahl in rpm	Median in µm	Max in µm	Min in µm
S007	66	350	0,28	0,55	0,18
S008	134	300	0,25	0,45	0,15
S009	153	600	0,3	0,78	0,2
S010	165	450	0,3	0,71	0,18
S011	155	650	0,31	0,52	0,18
S013	172	500	0,32	0,61	0,24

Tabelle 12: Lamellendickenauswertung in der Übergangszone Strizone-TMEZ RS

In der Abb 33 werden die ermittelten Werte von der Übergangszone Strizone-TMEZ RS über die Spindeldrehzahl dargestellt. Es lässt sich wie in der Übergangszone Strizone-TMEZ AS auch hier kein Trend zwischen der Ausbildung der Lamellendicke und der Spindeldrehzahl feststellen.

Die Schwankungen der Maximalwerte sind auch hier wiederum auf das Schneiden der Lamellenpakete unter verschiedenen Raumwinkeln zurückzuführen.

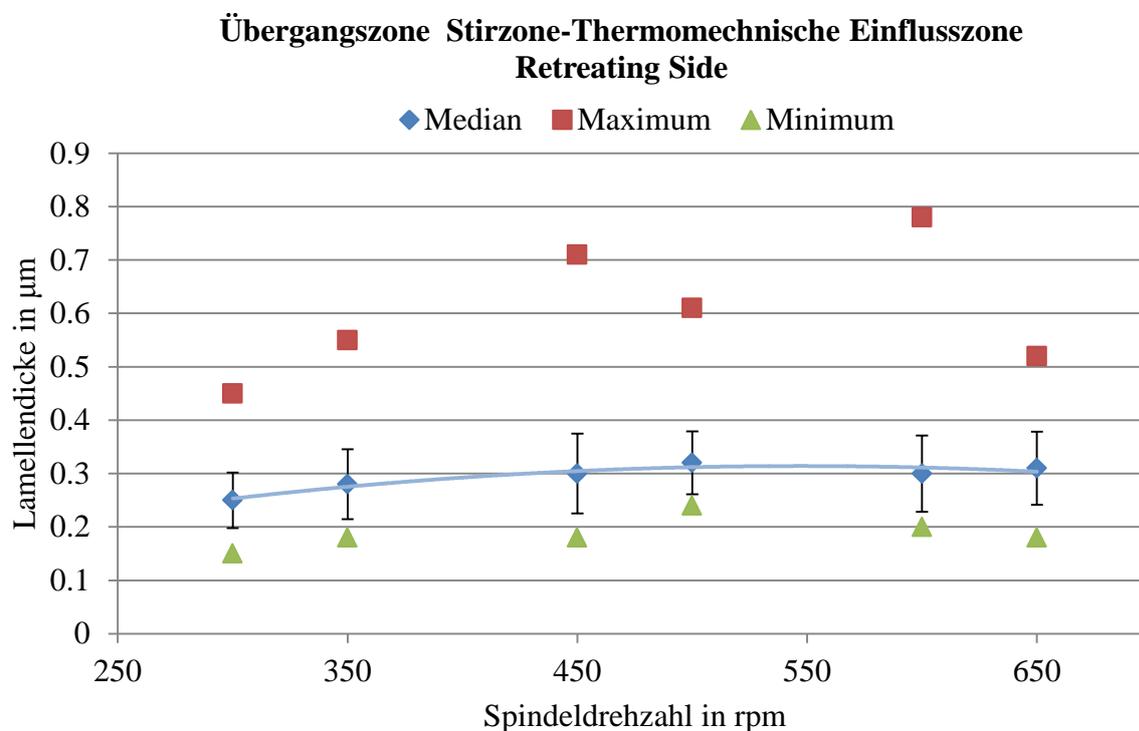


Abb 33: Lamellendick in der Übergangszone Stirzone-TMEZ RS in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl

Die Tabelle 13 zeigt einen Überblick über die aufgenommenen Werte aus der Übergangszone Stirzone-TMEZ US:

Versuche	Anzahl gemessener Lamellen	Spindeldrehzahl in rpm	Median in µm	Max in µm	Min in µm
S007	65	350	0,28	0,53	0,18
S008	183	300	0,28	0,98	0,14
S009	146	600	0,28	0,49	0,15
S010	146	450	0,3	0,52	0,18
S011	159	650	0,32	0,54	0,22
S013	211	500	0,35	0,57	0,19

Tabelle 13: Lamellendickenauswertung in der Übergangszone Stirzone-TMEZ US

In der Abb 34 sind die ermittelten Lamellendicken von der Übergangszone Stirzone-TMEZ US über die Spindeldrehzahl graphisch dargestellt. Das Diagramm zeigt wiederum, dass es keinen signifikanten Unterschied zwischen der Ausbildung der Lamellendicke und der

angewendeten Spindeldrehzahl gibt. Die Werte befinden sich somit in etwa im selben Bereich.

Die Schwankung der Maximalwerte ist auch hier wie in den Übergangsbereichen Stirzone-TMEZ AS und RS ähnlich.

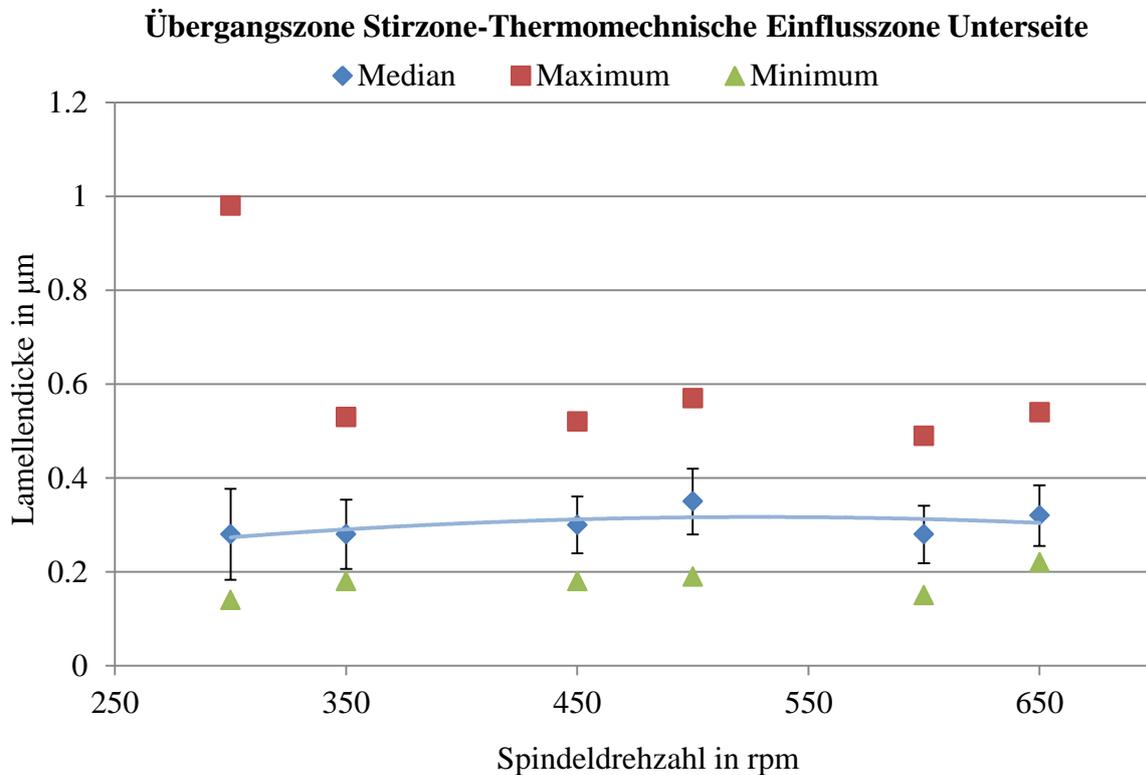


Abb 34: Lamellendicke in der Übergangszone Stirzone-TMEZ US in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl

7.2.3 Zusammenfassung

Die Ausbildung der Lamellendicke wird von der Diffusionsgeschwindigkeit bestimmt. In der Stirzone werden Temperaturen deutlich über der β -Transus erreicht.

Betrachtet man die Lamellendicke in den Übergangszonen so ist diese kleiner. Das Dickenwachstum ist somit in den Übergangszonen geringer als in der Stirzone.

Aus Abb 35 kann man erkennen, dass bei steigender Spindeldrehzahl in der Stirzone die auch die Lamellendicke zunimmt. In den Übergangsbereichen jedoch ist kein direkter Anstieg erkennbar.

Da lediglich eine Vorschubgeschwindigkeit von 80mm/min vorliegt ist der Temperaturunterschied zwischen der AS und RS nicht sehr groß. Es kann angenommen werden, dass sich die Temperatur im Werkstoff relativ gleichmäßig verteilt. Es kommt also in den Übergangsbereichen zu drehzahlunabhängigen Peaktemperaturen. Bei der Betrachtung

der Bereiche während der mikroskopischen Aufnahmen konnten unterschiedlichen Größen der Schweißzonen beobachtet werden. Außerdem konnte festgestellt werden, dass der Übergangsbereich der Stirzone zur TMEZ RS kleiner war wie jener Übergangsbereich der Stirzone zur TMEZ AS oder US.

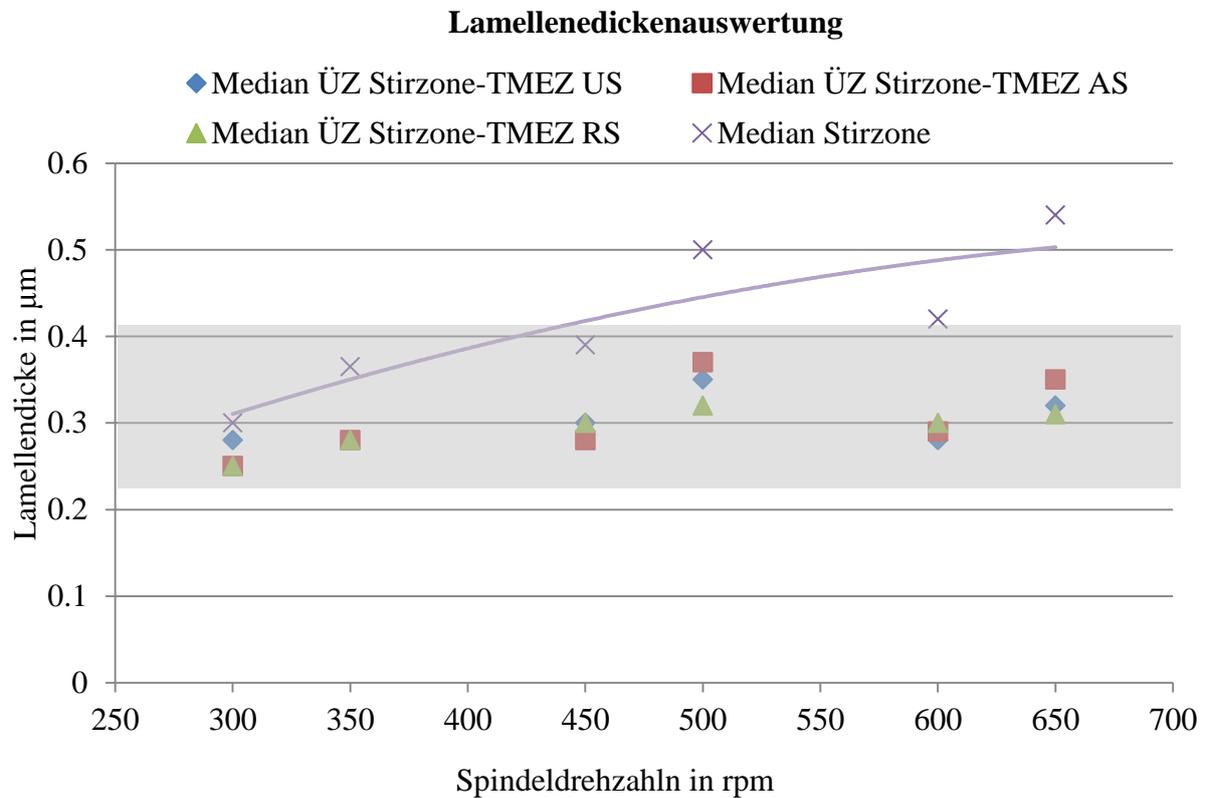


Abb 35: Zusammenfassung der Lamellendicke der einzelnen Bereiche in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl

7.3 Primärer α -Anteil

Der primäre α -Anteil wurde wie unter Punkt 6.3 in den Übergangsbereichen und Wärmeeinflusszonen ermittelt.

7.3.1 Übergangsbereiche

Die Tabelle 14 zeigt die Mediane der verschiedenen Bereiche mit den dazugehörigen Maximal- und Minimalwerten.

Versuche	Spindeldrehzahl in rpm	AS	Max	Min	RS	Max	Min	US	Max	Min
S007	350	43%	52%	28%	40%	61%	32%	47%	54%	29%
S008	300	38%	59%	21%	46%	60%	39%	38%	47%	25%
S009	600	43%	47%	32%	42%	50%	38%	40%	47%	33%
S010	450	44%	46%	33%	47%	53%	37%	40%	45%	34%
S011	650	44%	50%	36%	49%	50%	46%	40%	50%	34%
S013	500	50%	54%	40%	58%	62%	46%	44%	51%	37%

Tabelle 14: Ergebnisse prozentueller primärer α -Anteil in den Übergangsbereichen

In Abb 36 wird der prozentuelle primäre α -Anteil der ÜZ Stirzone-TMEZ AS über die Spindeldrehzahl dargestellt. Die eingezeichneten Punkte stellen die Mediane der ermittelten Werte dar. Es konnte keine Abhängigkeit zwischen den Phasenanteilen und der Spindeldrehzahl festgestellt werden. Die gemessenen Werte befinden sich unabhängig von der Drehzahl in ähnlichen Bereichen.

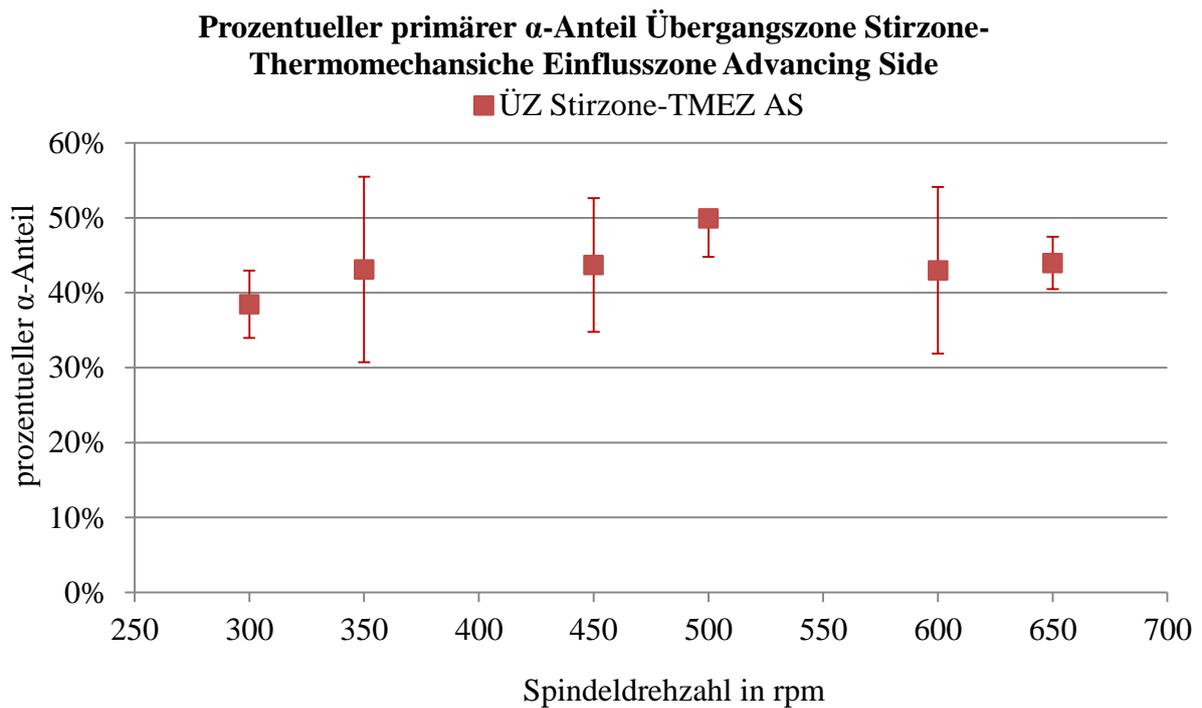


Abb 36: Prozentueller primärer α -Anteil in der ÜZ Stirzone-TMEZ AS in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl

Das Diagramm in Abb 37 zeigt den prozentuellen primären α -Anteil der Übergangszone Stirzone-TMEZ RS über die Spindeldrehzahl. Die eingezeichneten Punkte sind die Mediane mit der zugehörigen Standardabweichung. Auch hier gab es keinen Einfluss der Spindeldrehzahl auf die Phasenanteile.

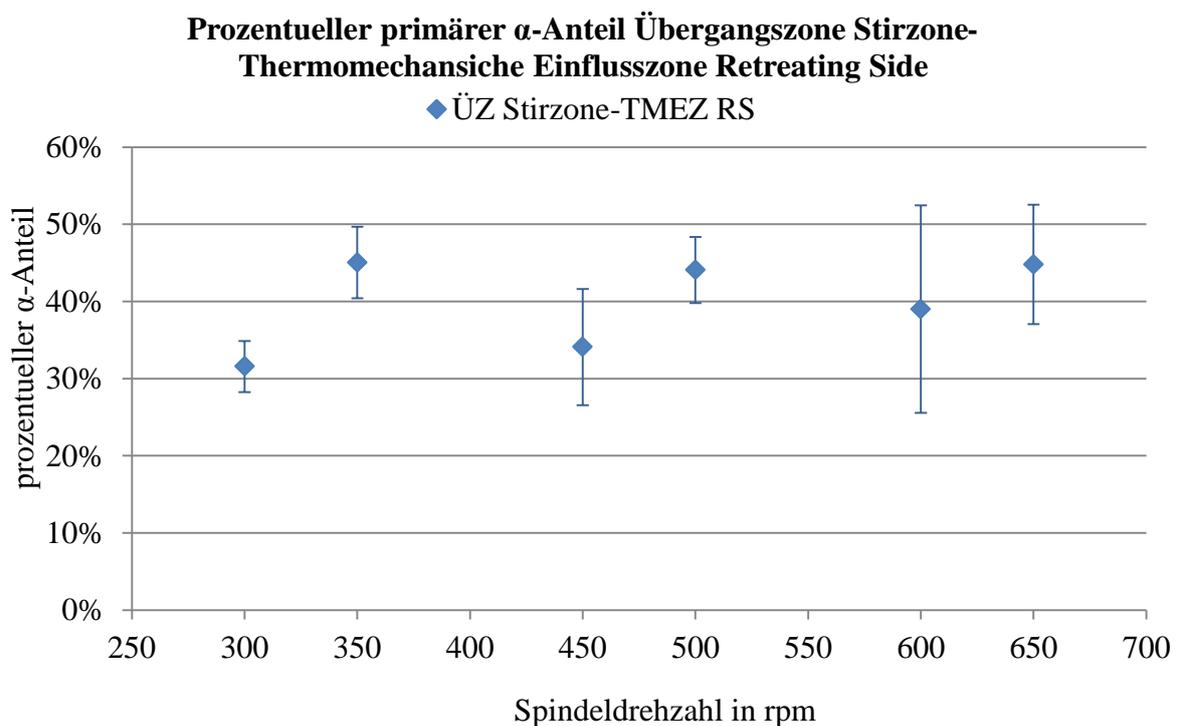


Abb 37: Prozentueller primärer α -Anteil in der ÜZ Stirzone-TMEZ RS in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl

Das Diagramm in Abb 38 stellt graphisch den prozentuellen primären α -Anteil für die Übergangszone Stirzone-TMEZ US über die Spindeldrehzahlen dar. Die eingezeichneten Punkte sind die Mediane mit der zugehörigen Standardabweichung. Wie in den Übergangszonen Stirzone-TMEZ AS und RS kann auch in der Übergangszone Stirzone-TMEZ US kein Einfluss der Spindeldrehzahl festgestellt werden.

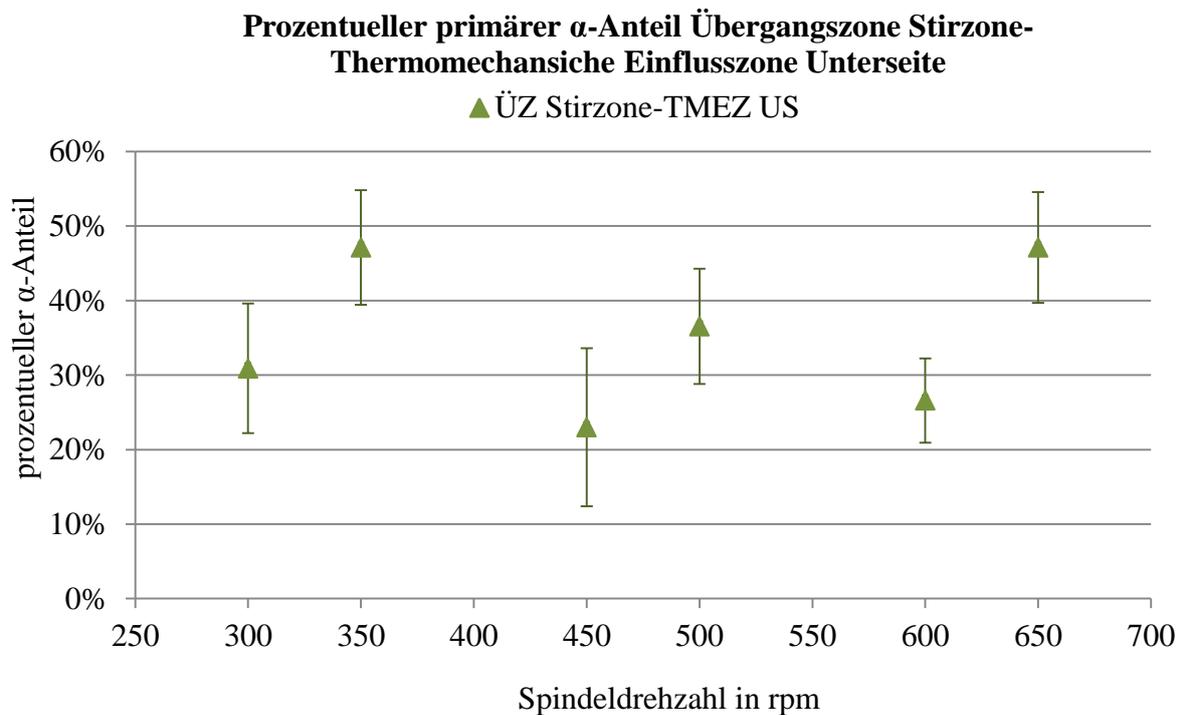


Abb 38: Prozentueller primärer α -Anteil in der ÜZ Stirzone-TMEZ US in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl

7.3.2 Zusammenfassung der Übergangsbereiche

Fasst man die ermittelten Werte der verschiedenen Bereiche zusammen so lässt sich kein signifikanter Unterschied zwischen den einzelnen Bereichen erkennen, siehe Abb 39. Ein Trend über die Spindeldrehzahlen lässt sich daher nicht ableiten. Bei den metallographischen Aufnahmen konnte dafür ein Ausweiten der Schweißzonen festgestellt werden. Dies bekräftigt die Aussage, dass es in den Übergangsbereichen zu drehzahlunabhängigen Peaktemperaturen kommt.

Betrachtet man den Bereich in denen sich die Messdaten bewegen, so ist lediglich eine große Streubreite erkennbar. Vergleicht man die erfassten Werte mit dem primären α -Anteil des Grundwerkstoffes (ca.51% primärer α -Anteil) so kommt es in den Übergangsbereichen zu einer Temperaturerhöhung die ein Umwandeln von primären α in α sekundär bewirkt.

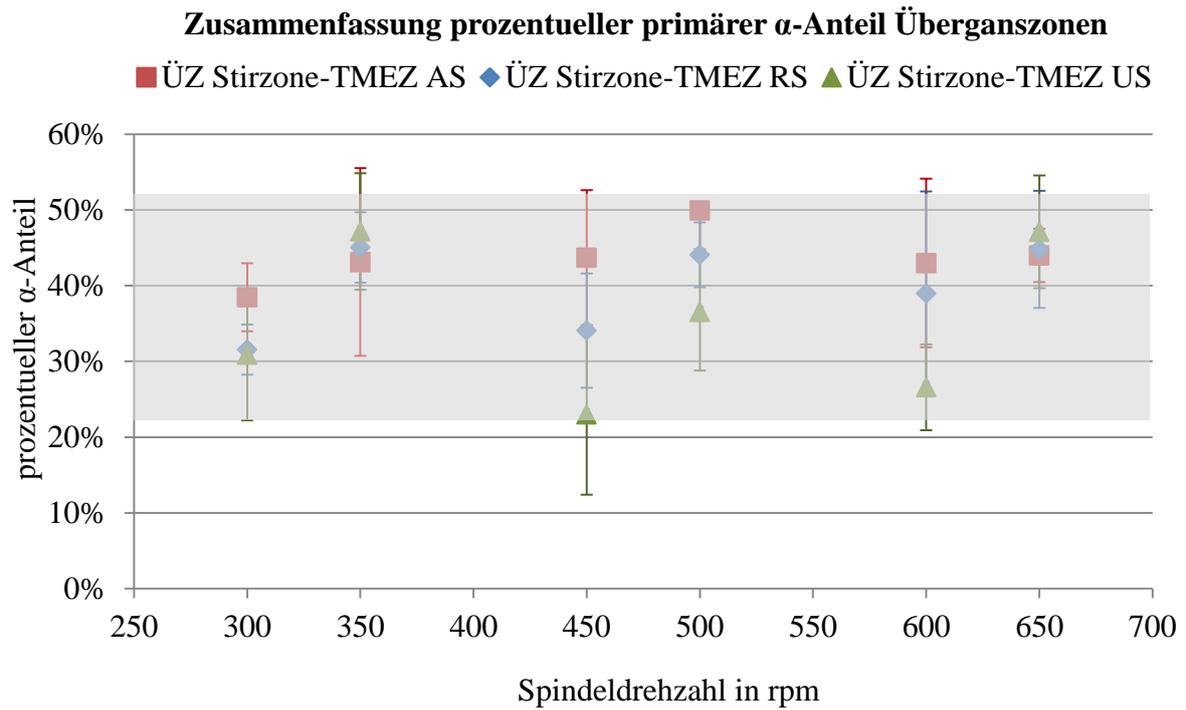


Abb 39: Zusammenfassung prozentueller primärer α -Anteil in den Übergangszonen in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl

7.3.3 Wärmeeinflusszonen

Die Tabelle 15 zeigt einen Überblick über jene Werte, welche bei der Auswertung für die Bestimmung des primären α -Anteiles in den Wärmeeinflusszonen ermittelt wurden:

Versuche	Spindeldrehzahl in rpm	AS	Max	Min	RS	Max	Min	US	Max	Min
S007	350	43%	52%	28%	40%	61%	32%	47%	54%	29%
S008	300	38%	59%	21%	46%	60%	39%	38%	47%	25%
S009	600	43%	47%	32%	42%	50%	38%	40%	47%	33%
S010	450	44%	46%	33%	47%	53%	37%	40%	45%	34%
S011	650	44%	50%	36%	49%	50%	46%	40%	50%	34%
S013	500	50%	54%	40%	58%	62%	46%	44%	51%	37%

Tabelle 15 Ergebnisse prozentueller primärer α -Anteil Wärmeeinflusszonen

Die nachfolgenden Diagramme, siehe Abb 40, Abb 41 und Abb 42, stellen die Mediane der jeweiligen Bereiche (AS, RS und US) über die Spindeldrehzahlen dar. Es lässt sich in diesen Bereichen kein Einfluss der Spindeldrehzahl ableiten. Wie in den Übergangsbereichen Stirzzone-TMEZ AS, RS und US können auch hier drehzahlunabhängige Peaktemperaturen angenommen werden.

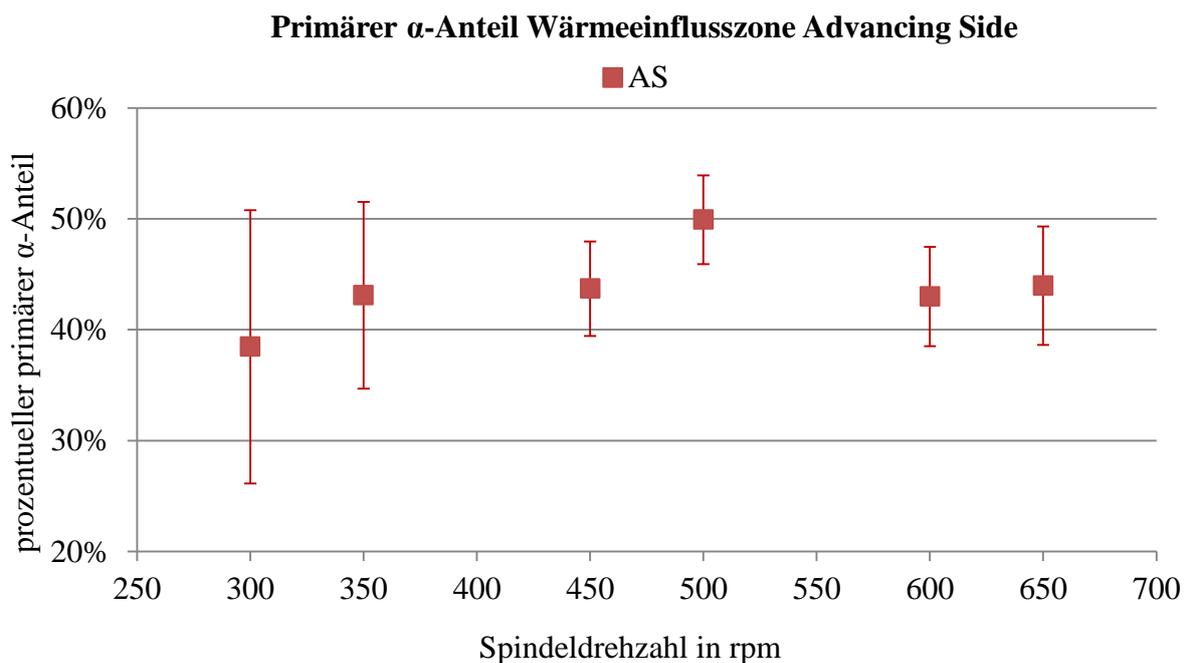
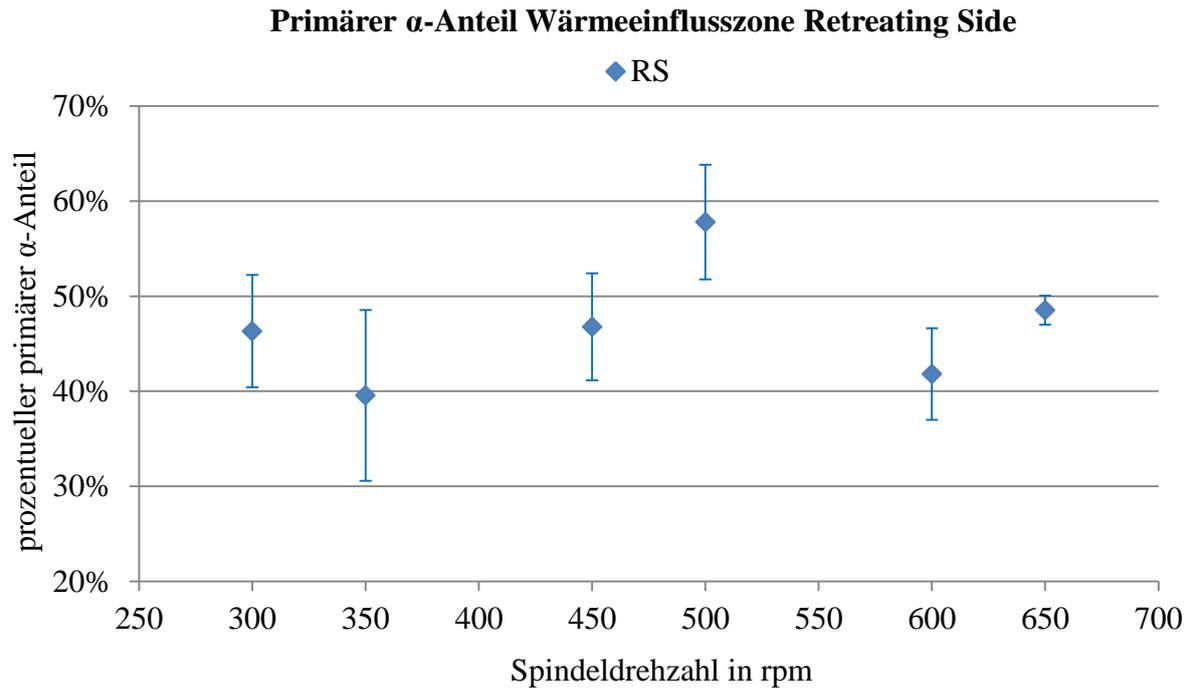
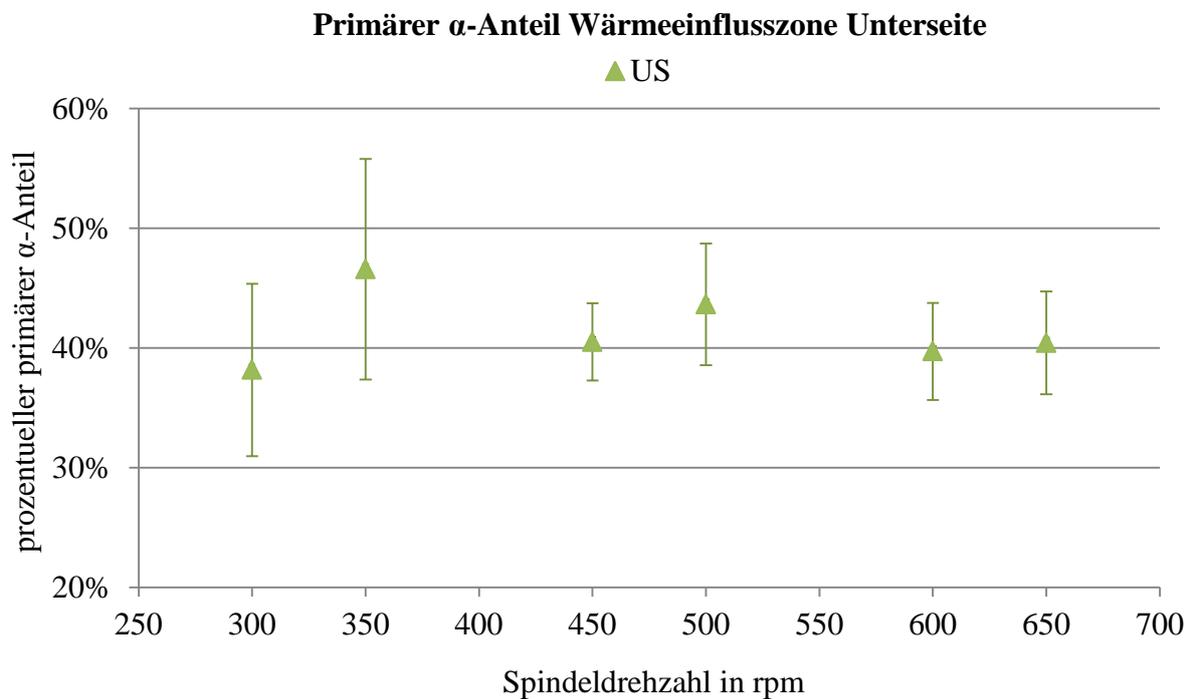


Abb 40: Primärer α -Anteil WEZ AS

Abb 41: Primärer α -Anteil WEZ RSAbb 42: Primärer α -Anteil WEZ US

7.3.4 Zusammenfassung Wärmeinflusszonen

Die primären α -Anteile in den Wärmeinflusszonen zeigen keine Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl. Jedoch führen höhere Spindeldrehzahlen zu einer Ausweitung der

Wärmeeinflusszonen. Die ermittelten Werte sind jedoch höher als jene aus den Übergangsbereichen. Die Temperatur ist geringer als in der Übergangszone. Vergleicht man die Bereiche AS und US mit dem Grundwerkstoff (zirka 51% primärer α -Anteil) lässt sich erkennen, dass es zu einer Umwandlung von primären α zu sekundären α kommt.

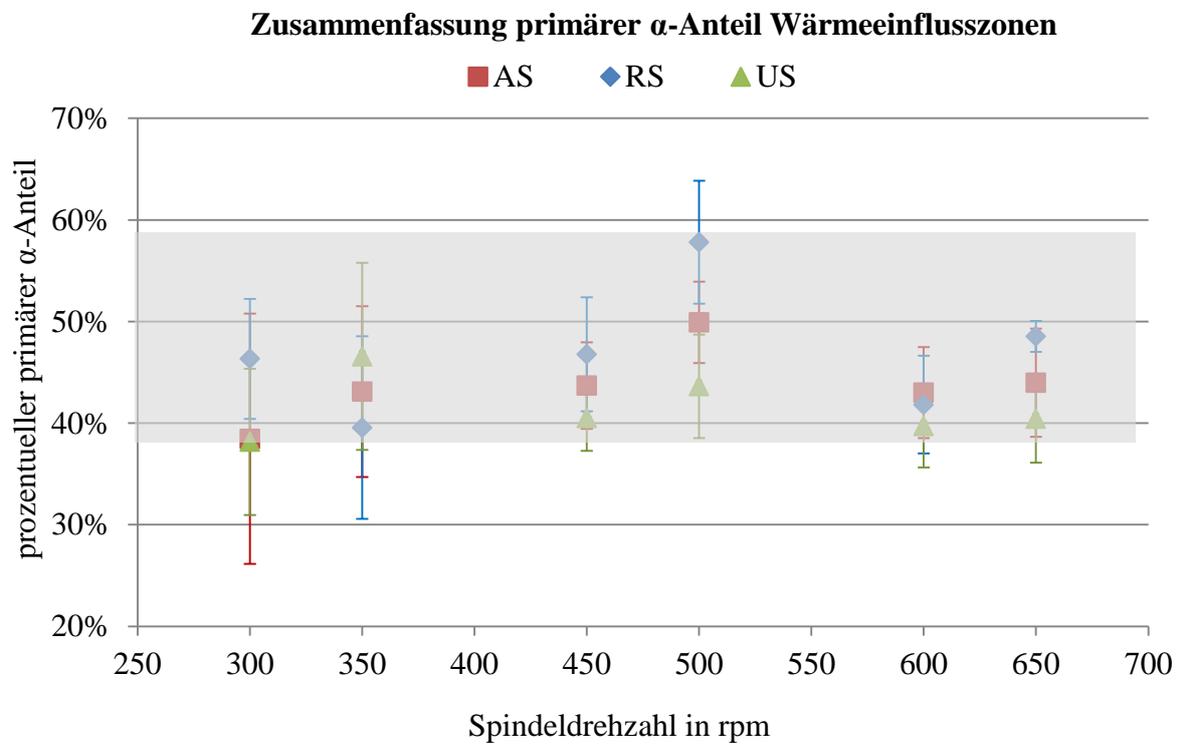


Abb 43: Prozentueller primärer α Anteil Wärmeeinflusszonen

7.4 β -Korngrößenentwicklung

Durch die erhöhte Temperatur (über β -Transus), die eingebrachte Verformung und die langsame Abkühlung kommt es in der Stirzone zu einer vollkommenen Kornneubildung. Um das Wachstum der Lamellen von der Korngrenze in das Korninnere mit der unterschiedlichen Lagen der Lamellenpakete besser darstellen zu können wurden die Aufnahmen mit polarisiertem Licht erstellt.

Abb 44 zeigt in aufsteigender Reihenfolge die Korngröße bei steigender Spindeldrehzahl. Mit höheren Drehzahlen steigt auch die eingebrachte Energie, das heißt, die Temperatur steigt mit der Drehzahl in die Stirzone. Die daraus resultierenden Temperaturen führen zu einem Anstieg der Korngröße.

Abb 44 und Abb 45 stellen die β -Korngrößenentwicklung mit 500facher Vergrößerung dar. Die alpha Phase wandelt zuerst an der Korngrenze um und damit kann man die ursprüngliche beta Korn anerkennen.

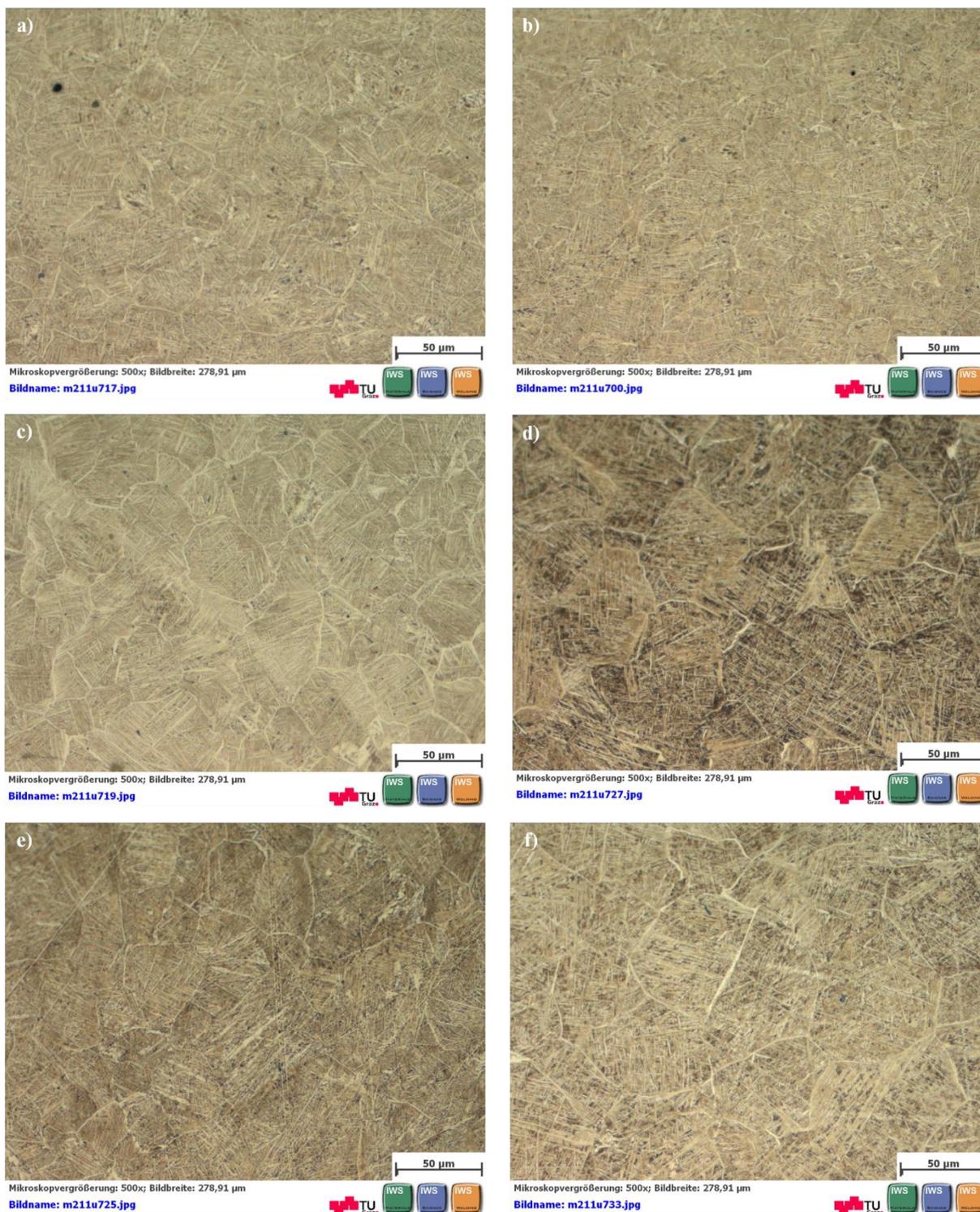


Abb 44: β -Korngrößenentwicklung 500fache Vergrößerung a) S008 (300 rpm) b) S007(350 rpm) c) S010(450 rpm) d) S013 (500 rpm) e) S009 (600 rpm) e) S009 (600 rpm) f) S011 (650 rpm)

Abb 45 zeigt die Korngrößenentwicklung mit steigender Spindeldrehzahl (mit polarisiertem Licht aufgenommen).

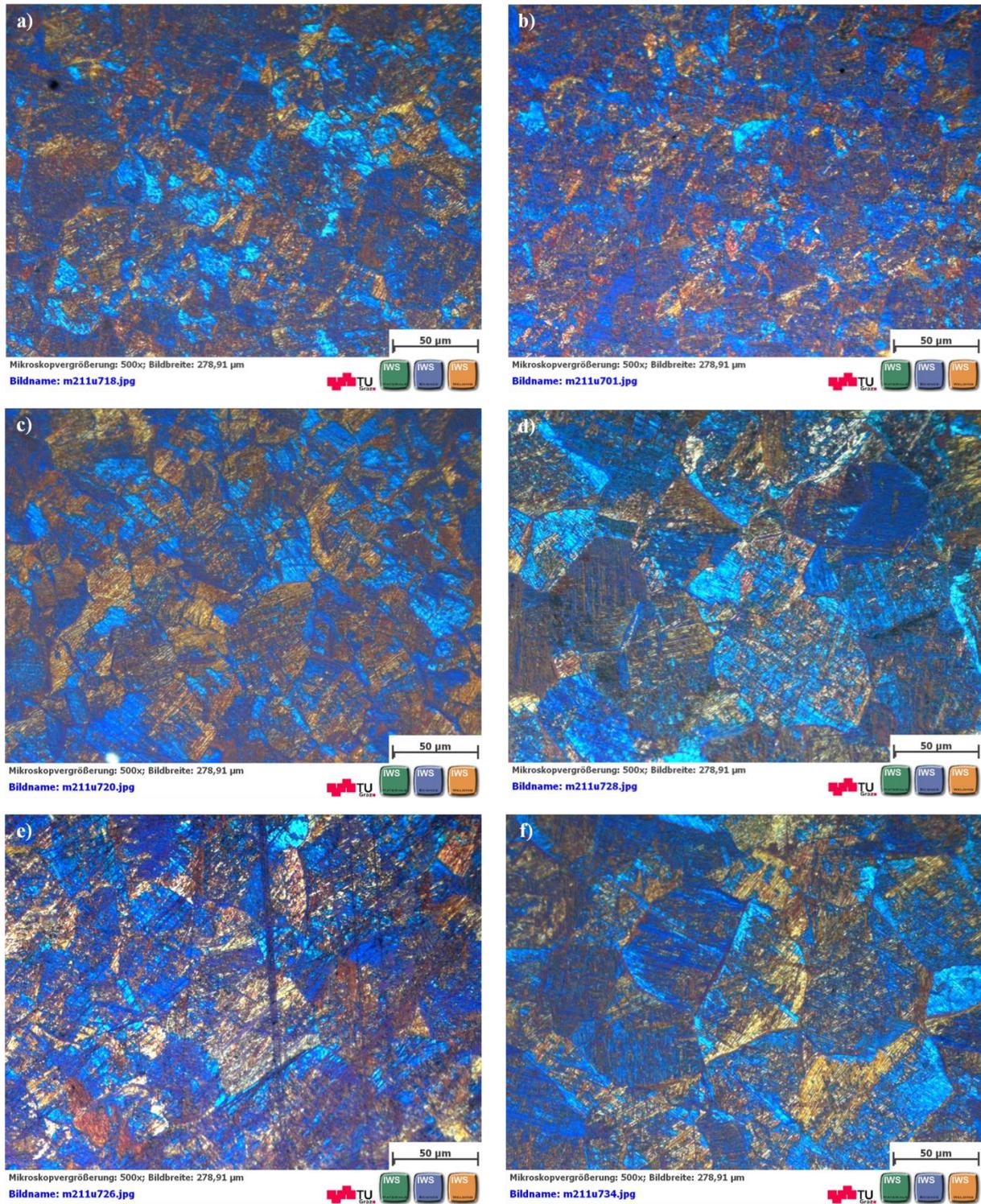


Abb 45: β -Korngrößenentwicklung 500fache Vergrößerung mit polarisiertem Licht a) S008 (300 rpm) b) S007(350 rpm)c) S010(450 rpm) d) S013 (500 rpm) e) S009 (600 rpm) e) S009 (600 rpm) f) S011 (650 rpm)

Einen weiteren Überblick über die β -Korngrößenentwicklung bei steigender Spindeldrehzahl zeigt Abb 46 und Abb 47. Diese Aufnahmen wurden mit einer 200fachen Vergrößerung gemacht.

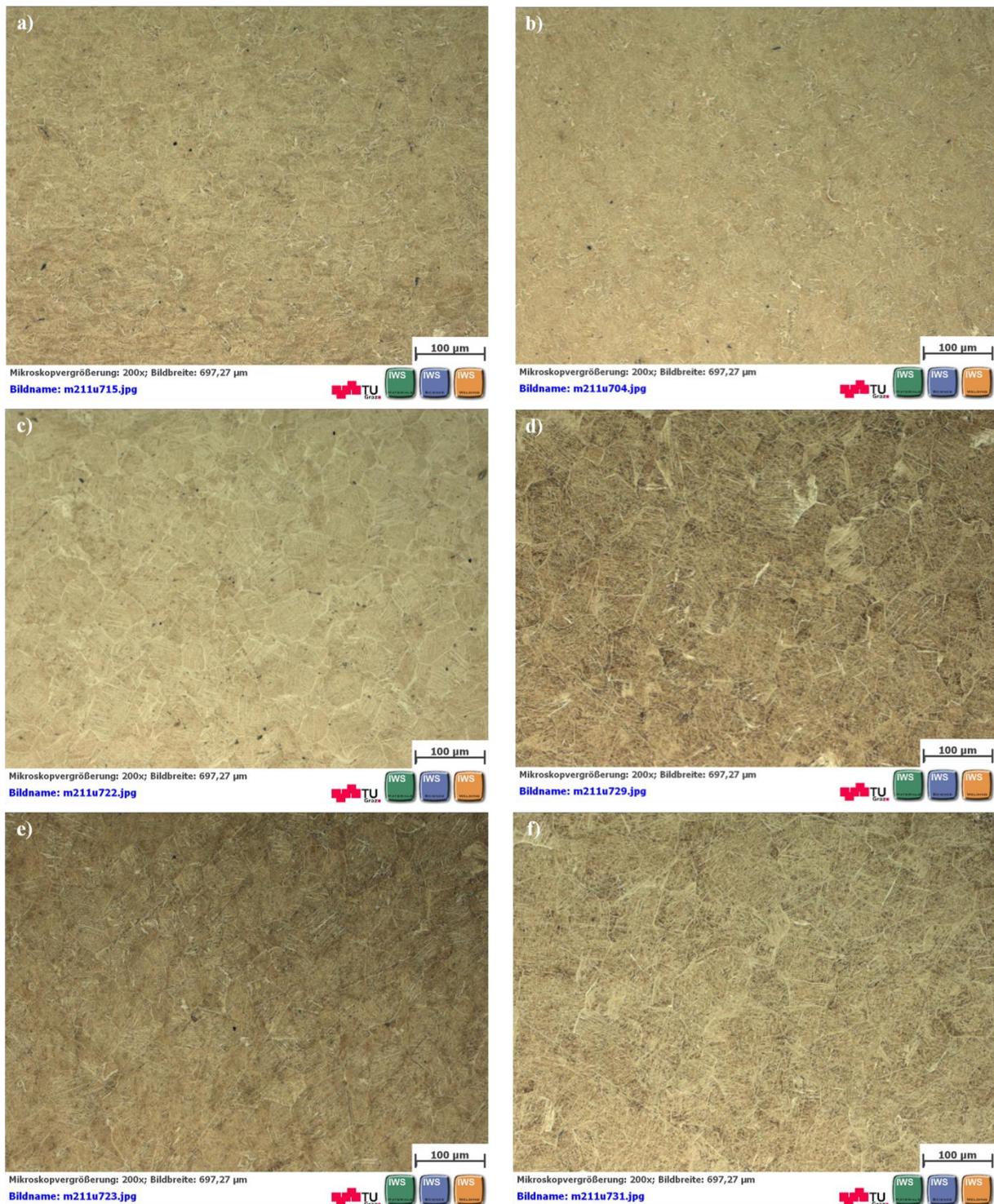


Abb 46: β -Korngrößenentwicklung 200fache Vergrößerung a) S008 (300 rpm) b) S007(350 rpm) c) S010(450 rpm) d) S013 (500 rpm) e) S009 (600 rpm) e) S009 (600 rpm) f) S011 (650 rpm)

Die Aufnahmen mit dem polarisierten Licht geben wieder Aufschluss über die Lage der Lamellen im Korn sowie über das Wachstum der Lamellen, siehe Abb 47.

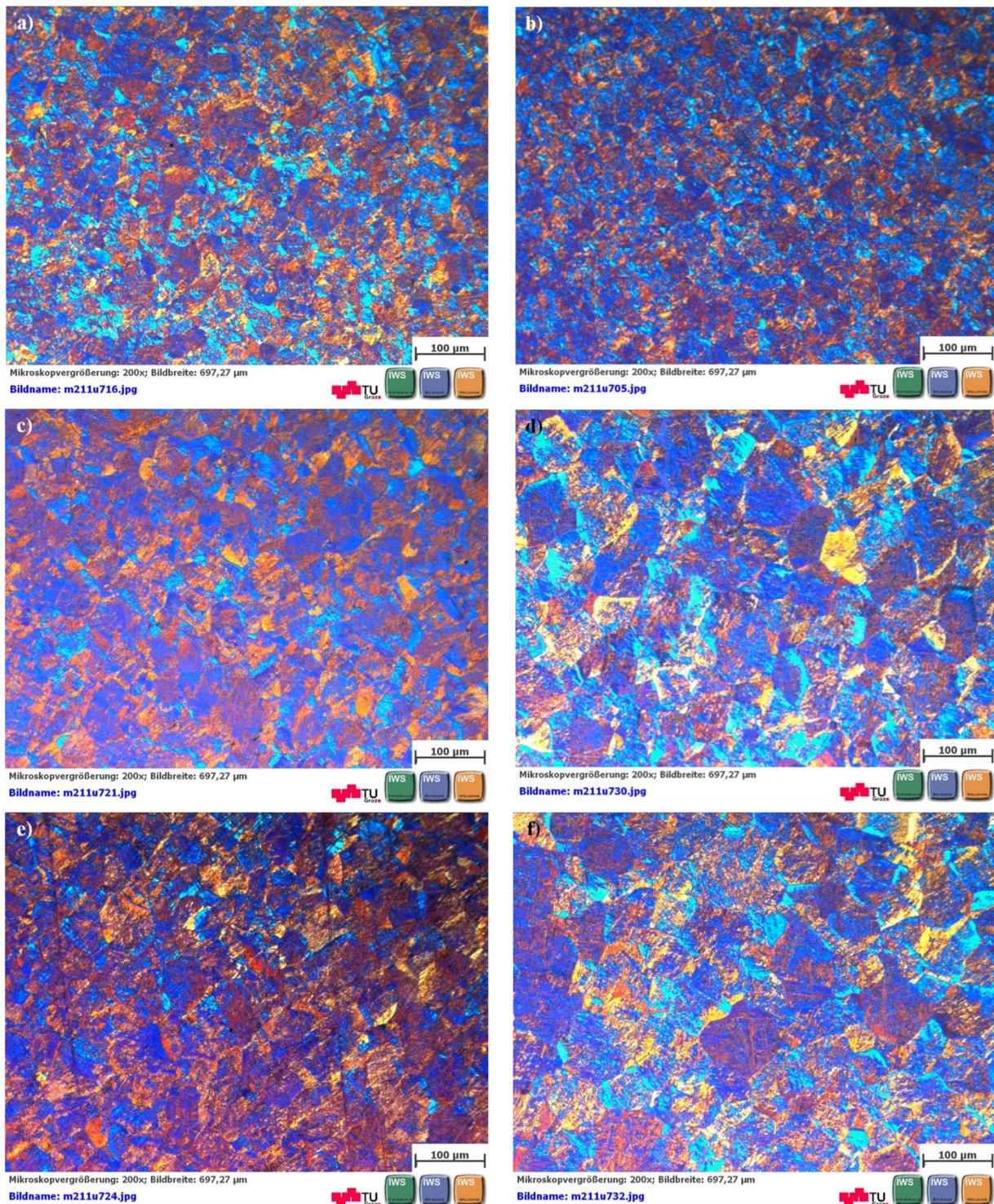


Abb 47: β -Korngrößenentwicklung 200fache Vergrößerung mit polarisiertem Licht a) S008 (300 rpm) b) S007(350 rpm) c) S010(450 rpm) d) S013 (500 rpm) e) S009 (600 rpm) e) S009 (600 rpm) f) S011 (650 rpm)

7.5 FSP von Ti-6Al-4V

7.5.1 S006, S007 und S008

Beim Versuch S006 wurde versucht die Prozessführung kraftgesteuert durchzuführen. Das heißt die aufzuwendende Kraft wird vorgegeben und die entsprechende Eindringtiefe ergibt sich daraus. Durch die Vorgabe der aufzuwendenden Kraft sollte der Prozess quasi stationär ablaufen um die entsprechende Eindringtiefe konstant zu halten. Es kann angenommen werden, dass bei der verwendeten Spindeldrehzahl 350 rpm zu wenig Energie generiert wird und dadurch der Prozess nicht quasi stationär ablaufen kann. Dadurch kommt es zu unterschiedlichen Kräften in der Prozessführung, die Eindringtiefe kann somit nicht konstant gehalten werden, siehe Abb 48.

Aus diesem Grund wurden die weiteren Prozesse weggesteuert durchgeführt.

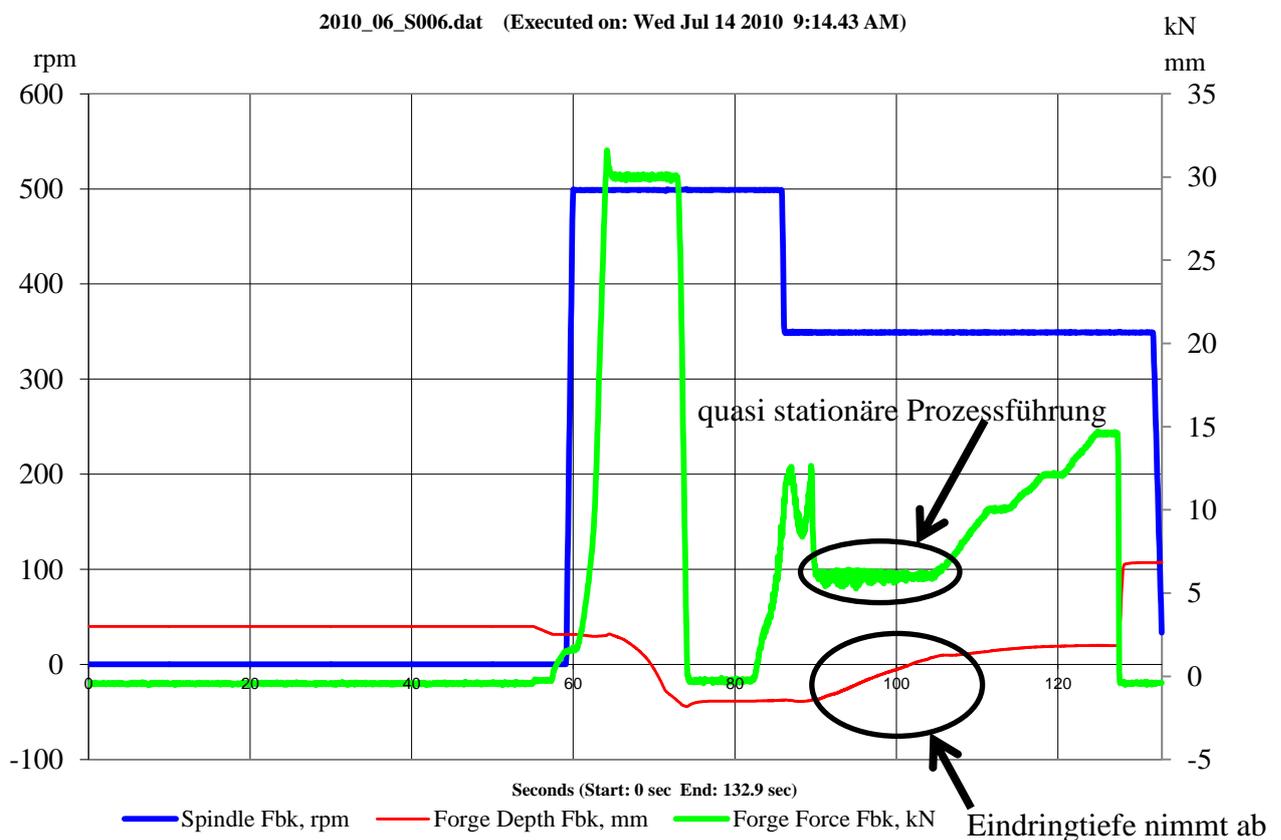


Abb 48: Prozessparameter S006 (Spindeldrehzahl 350 rpm)

Die Versuche S007 und S008 wurden mit relativ geringer Spindeldrehzahl ausgeführt. Um für die Prozessführung genügend Energie zu generieren wurden die Versuche zu Beginn (zirka 20 Sekunden lang) mit höherer Spindeldrehzahl betrieben. Durch das Erhöhen der Spindeldrehzahl wird die eingebrachte Energie erhöht und das Rühren erleichtert.

Wie in Abb 49 und Abb 50 zu erkennen ist, steigt die aufzuwendende Kraft bei Absenken der Spindeldrehzahl. Je niedriger die Spindeldrehzahl desto größer sind die Kraftschwankungen (Kraft normal zur Spindelachse), siehe Abb 50. Vergleicht man in Abb 49 und Abb 50 den Kraftausschlag mit der Eindringtiefe ist ein Zusammenhang zu erkennen. Dieser Zusammenhang lässt einen schlechten Materialtransport während des Rührprozesses vermuten. Die eingebrachte Energie ist für die Durchführung eines quasi stationären Prozesses zu gering.

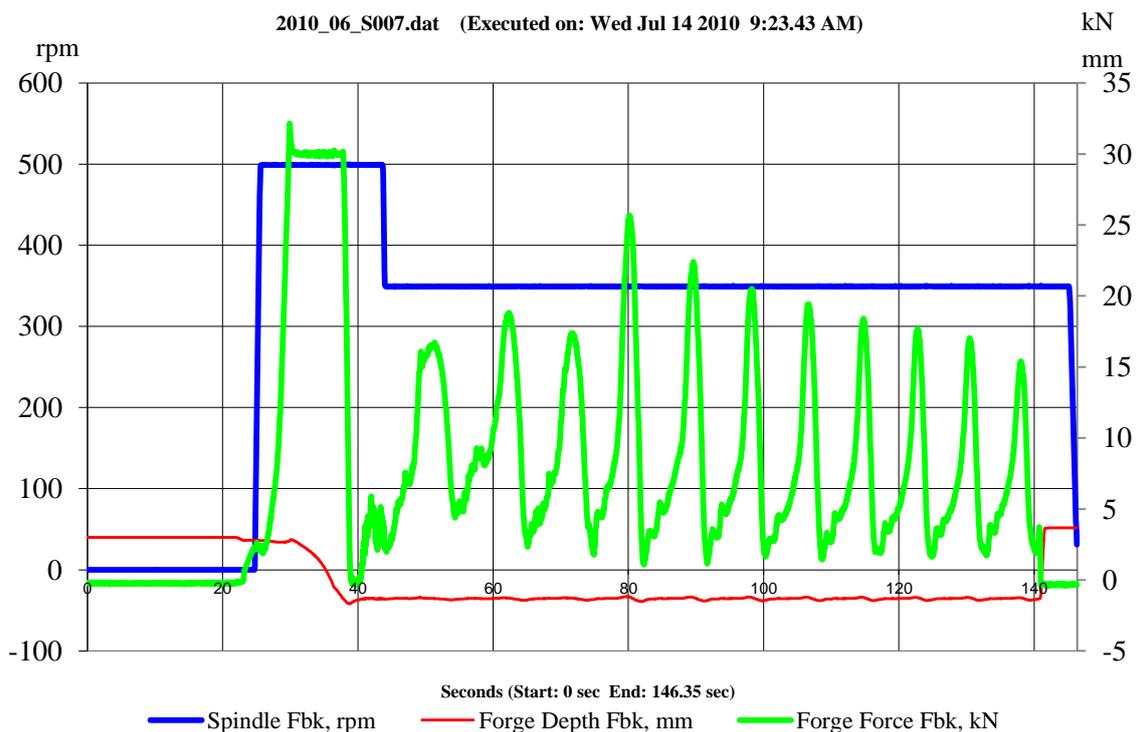


Abb 49: Prozessparameter S007 (Spindeldrehzahl 350rpm)

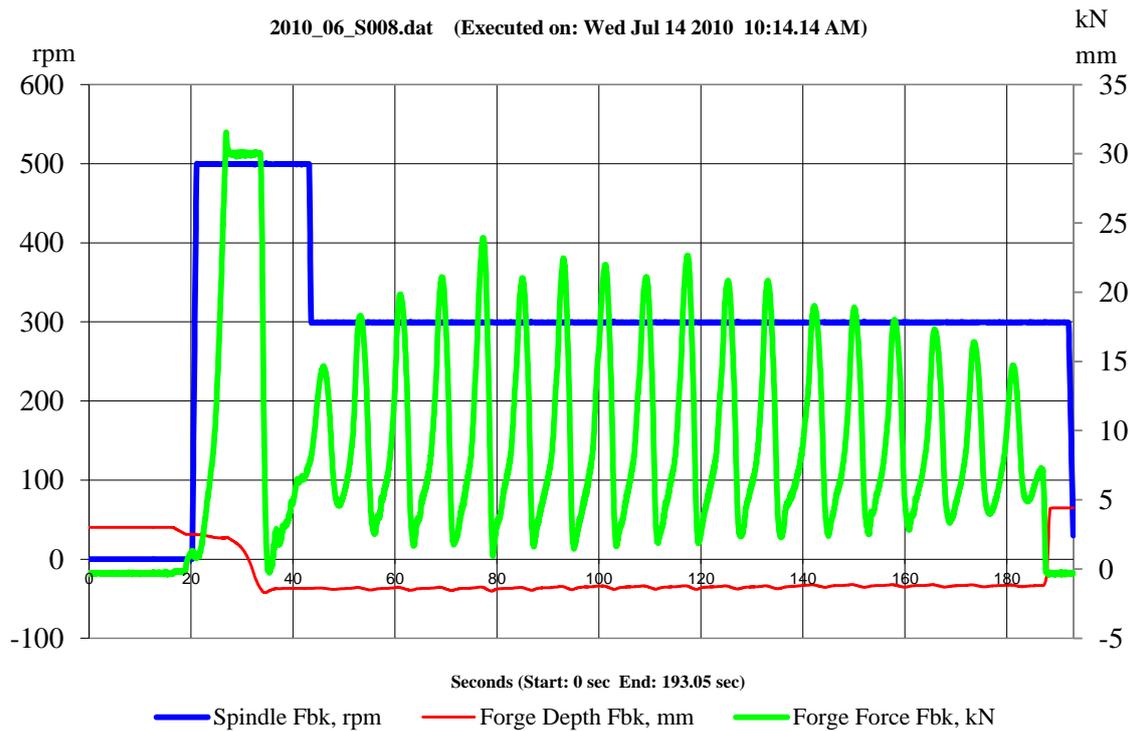


Abb 50: Prozessparameter S008 (Spindeldrehzahl 300 rpm)

Abb 51 zeigt einen Überblick über die Versuche S006, S007 und S008. Wie bereits zuvor beschrieben, wurde auf Grund der geringen Spindeldrehzahl zu wenig Energie eingebracht um den Prozess quasi stationär ablaufen zu lassen. Diese Prozessführung wird auch durch die schuppenartige Oberfläche bestätigt, siehe Abb 51.

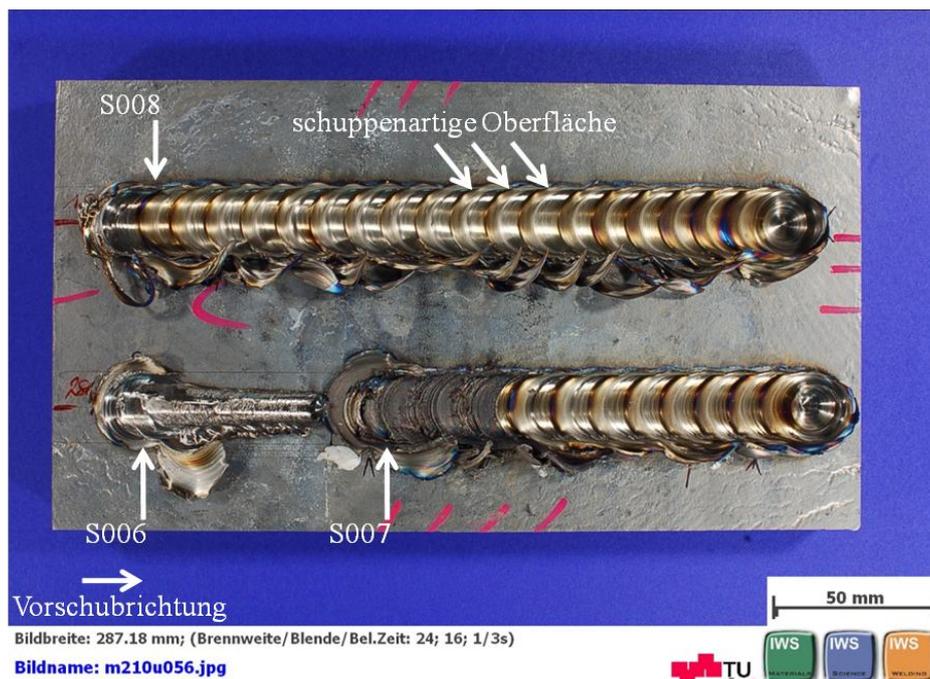


Abb 51: Übersicht Versuchsplatte 2 (S006, S007, S008)

Bei Betrachtung der Querschliffe wurden Schlauchporen festgestellt, siehe Abb 52. Auf Grund der schuppenartigen Oberfläche und der Schlauchporen kann ein schlechter Rührvorgang vermutet werden.

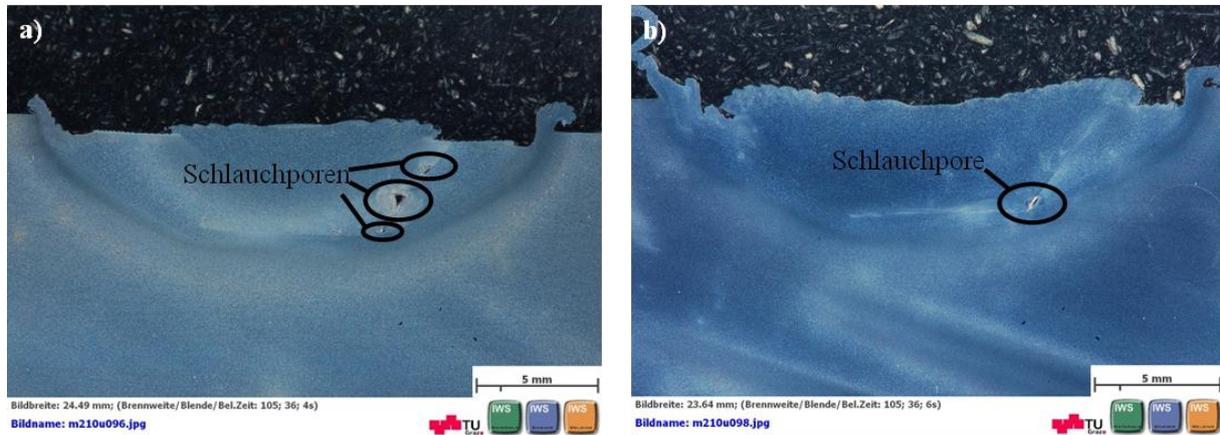


Abb 52: Schlauchporen a)Querschliff S008_2 Spindeldrehzahl 300rpm b)Querschliff S007_3 Spindeldrehzahl 350rpm

Für diese Versuche wurde der Grundwerkstoff während des Prozesses durch die Verwendung einer Schutzgasdüse (die den Prozess mit Argon umströmt) von den Atmosphäre geschützt.

Im Anhang, siehe 11.1 S007 Seite 81 und 11.2 S008 Seite 83, sind die für die Auswertung angefertigten Mikrostrukturaufnahmen tabellarisch aufgelistet.

7.5.2 S009 und S010

Die Prozessparameter für die dritte Versuchsplatte wurden in Anlehnung an die vorangegangenen Versuche ausgewählt. Es wurden die Drehzahlen 600 rpm und 450 rpm gewählt um ein weiteres Spektrum an Spindeldrehzahlen abzudecken.

Abb 53 zeigt die Prozessparameter des Versuches S009. Es ist zu erkennen, dass bei höherer Drehzahl die Kraft senkrecht zur Spindelachse weniger stark schwankt, also der Prozess nach zirka 80 Sekunden quasi stationär abläuft.

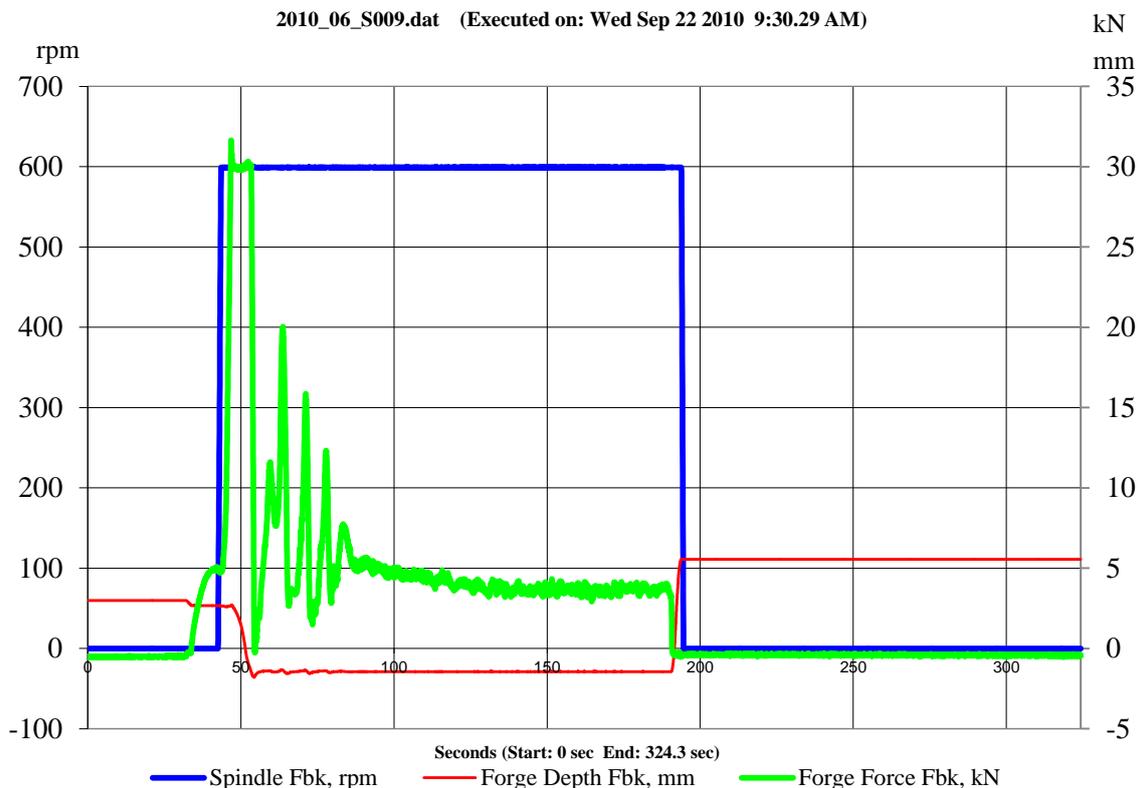


Abb 53: Prozessparameter S009 (Spindeldrehzahl 600rpm)

Der Versuch S010 wurde mit einer Spindeldrehzahl von 450 rpm durchgeführt. Um am Beginn des Prozesses genügend Energie einzubringen wurde der Versuch mit einer Spindeldrehzahl von 600 rpm (zirka 40 Sekunden lang) begonnen, siehe Abb 54. Vergleicht man in Abb 54 den Kraftauschlag mit der Eindringtiefe so ist ersichtlich, dass wie bei den Versuchen mit den Spindeldrehzahlen von 350rpm und 300rpm, die Prozessführung nicht quasi stationär abläuft. Dies bestätigt die Aussage, dass eine quasi instationäre Prozessführung auf eine zu geringen Energieeinbringung zurück zuführen ist.

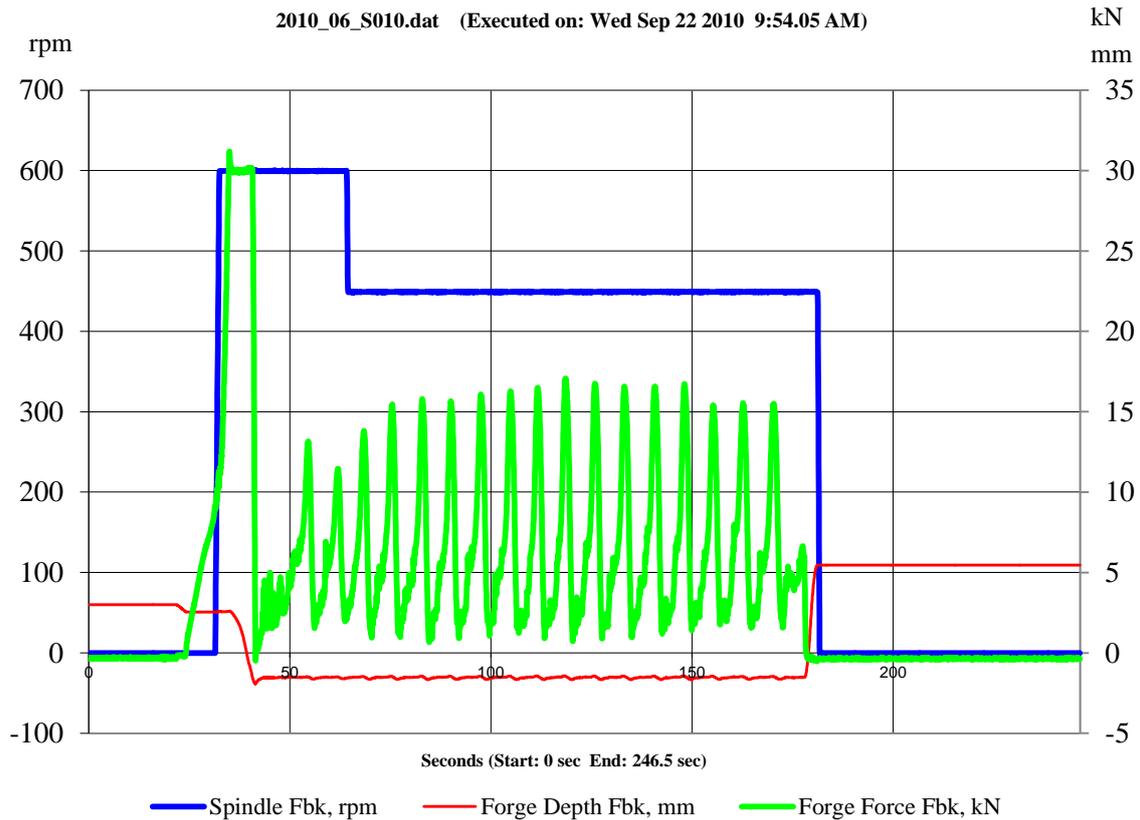


Abb 54: Prozessparameter S010 (Spindeldrehzahl 450rpm)

Die Abb 55 zeigt einen Überblick über die Versuche S009 und S010. Versuch S010 weist ebenfalls eine schuppenartige Oberfläche auf. Dies deutet erneut auf eine quasi instationäre Prozessführung bei einer Spindeldrehzahl von 450 rpm hin.



Abb 55: Übersicht Versuchsplatte 3 (S009, S010)

Für diese Versuche wurde der Grundwerkstoff während des Prozesses durch die Verwendung einer Schutzgasschiene welche die Schweißlinie über die gesamte Länge mit Argon umströmt.-Während des Versuches S009 konnte der Prozess auf Grund eines Fehlers in der Schutzgasvorrichtung nicht mehr mit Schutzgas geschützt werden, siehe dunkel gefärbte Oberfläche Abb 55.

Im Anhang, siehe 11.3 S009, Seite 85 und siehe 11.4 S010, Seite 87 sind die für die Auswertung angefertigten Mikrostrukturaufnahmen tabellarisch aufgelistet. Die Aufnahmen sind auf der beiliegenden CD.

7.5.3 S011 und S013

Als Prozessparameter für die vierte Versuchsplatte wurden die Spindeldrehzahlen 650 rpm und 500 rpm gewählt.

Wie aus der Abb 56 ersichtlich kann eine quasi stationäre Prozessführung angenommen werden. Die Kraftschwankung (Kraft parallel zur Spindelachse) ist relativ gering. Um nicht von Prozessbeginn an zu viel Wärmeenergie einzubringen wurde der Prozess mit 500 rpm (zirka 30 Sekunden lang) begonnen und anschließend auf eine Spindeldrehzahl von 650 rpm erhöht.

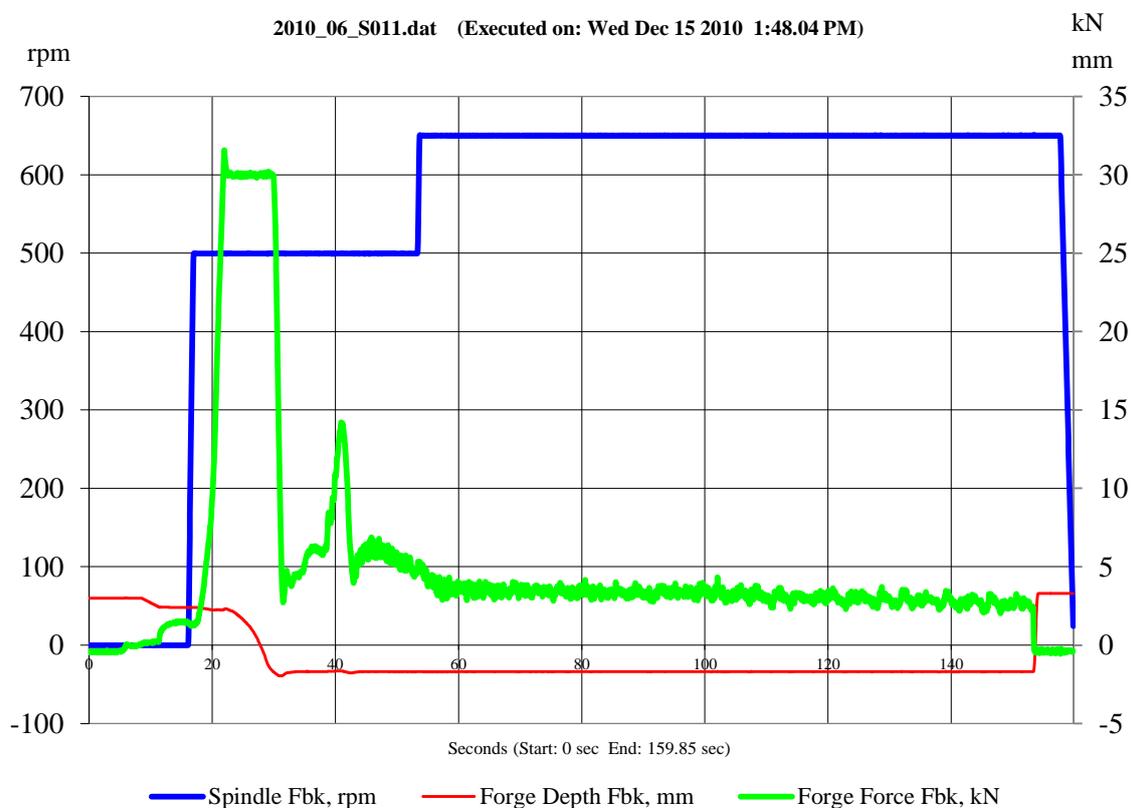


Abb 56: Prozessparameter S011 (Spindeldrehzahl 650 rpm)

Die Prozessparameter für den Versuch S011 sind unter Abb 56 dargestellt. Die verwendete Spindeldrehzahl 500rpm soll Aufschluss über einen Schwellwert zwischen quasi stationärer und nicht instationärer Prozessführung geben. Aus Abb 57 ist zu erkennen, dass die Kraftschwankung um einiges geringer ist als bei den Versuchen mit den Spindeldrehzahlen 300 rpm, 350 rpm und 450 rpm.

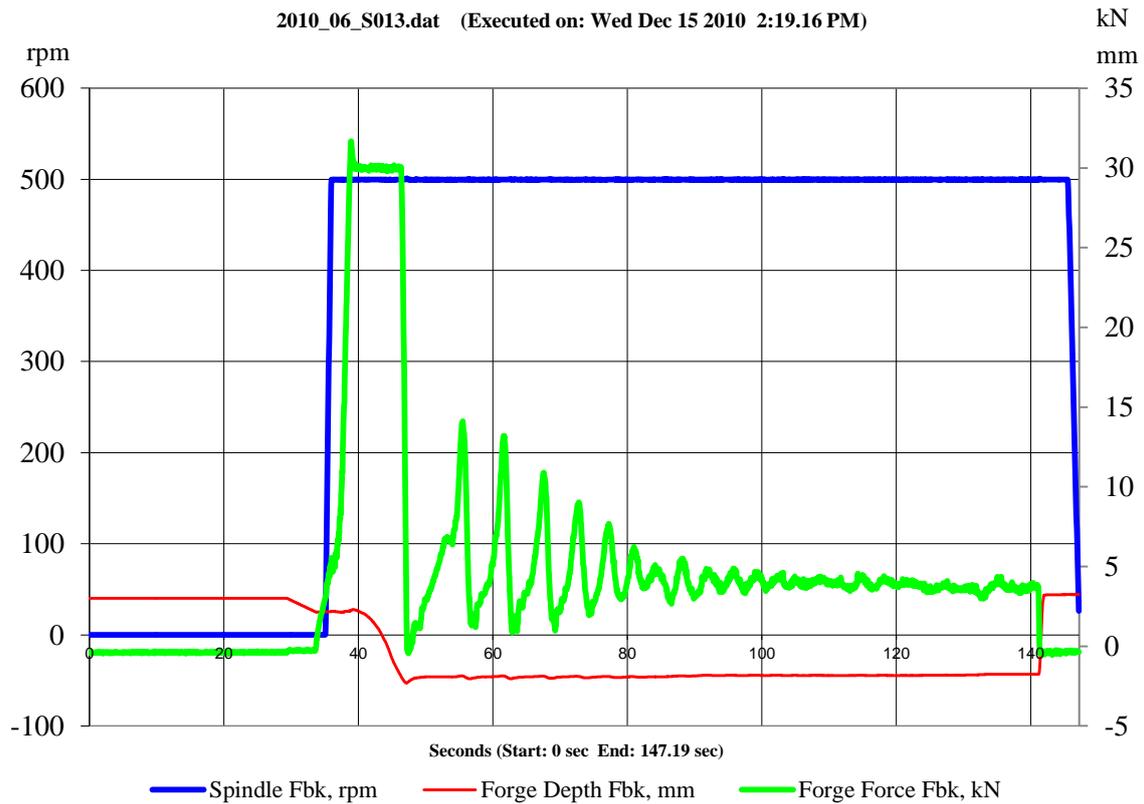


Abb 57: Prozessparameter S013 (Spindeldrehzahl 500rpm)

Abb 58 zeigt einen Überblick über die Versuche S011, S012 und S013. Auf Grund eines Gebrechens der Maschine musste der Versuch S012 abgebrochen werden. Betrachtet man die Oberfläche der durchgeführten Versuche so ist keine Schuppenbildung zu erkennen. Es kann demnach angenommen werden, dass es sich bei der Spindeldrehzahl 500 rpm um den unteren Schwellwert zwischen quasi stationärer und instationärer Prozessführung handelt.

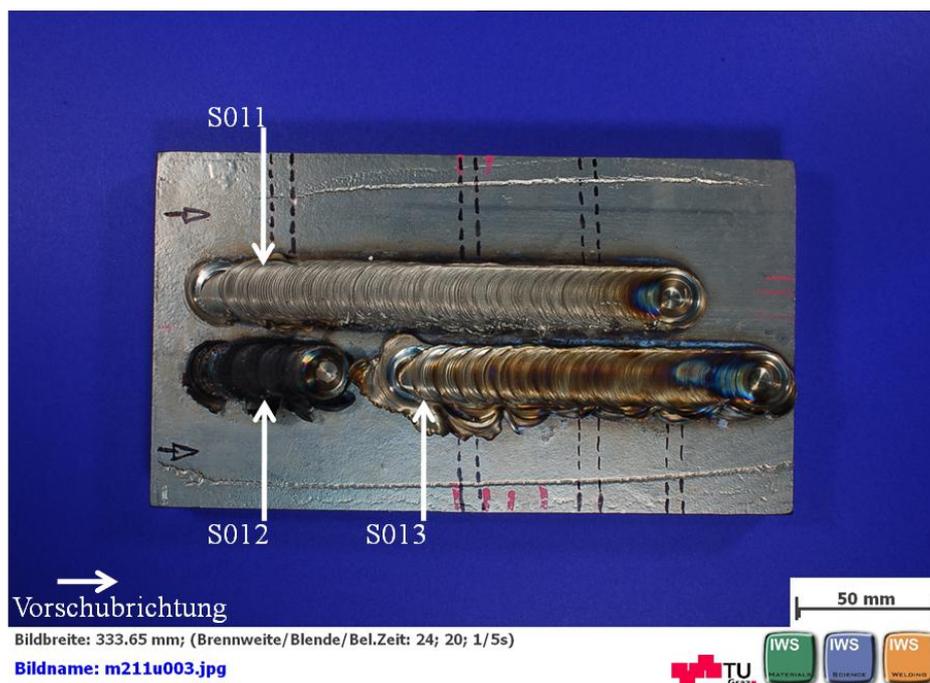


Abb 58: Übersicht Versuchsplatte 4 (S011, S012, S013)

Der Grundwerkstoff wurde auch hierbei während des Prozesses von der Atmosphäre mit einer Schutzgasschiene und Argon geschützt.

Im Anhang, siehe 11.5 S011, Seite 90 und siehe 11.6 S013, Seite 92 sind die für die Auswertung angefertigten Mikrostrukturaufnahmen tabellarisch aufgelistet.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen dieser Diplomarbeit wurde die Beurteilung der Mikrostrukturentwicklung von Ti-6Al-4V beim Friction Stir Processing durchgeführt. Die Wahl der geeigneten Prozessparameter und die daraus resultierende Mikrostruktur sind für eine gute Lebensdauer von gefertigten Bauteilen essentiell.

Die ersten Versuche wurden durchgeführt um eine Machbarkeit aufzuzeigen, geeignete Probenpräparation zu eruiieren und ein festlegen der zu untersuchenden Bereiche.

Diese Bereiche sind wie folgt definiert und die für die Bestimmung der Mikrostruktur auszuwertenden Charakteristika festgelegt:

- Stirzone,
- Übergangszone Stirzone-Thermomechanische Einflusszone Advancing Side, Retreating Side und Unterseite
- Wärmeeinflusszone Advancing Side, Retreating Side und Unterseite

Für die weiteren Versuche ergab sich aus den Literaturdaten und den ersten Versuchen ein Prozessfenster mit einer Spindeldrehzahl von 300rpm bis 650rpm. Um Aufschluss nicht nur über die einstellende Mikrostruktur zu bekommen sondern auch eine Aussage über die Prozessführung zu geben wurden aufgenommene Maschinendaten ebenfalls untersucht.

Bei der Beurteilung der Mikrostruktur und der Betrachtung der Prozessführung, kann folgendes zusammengefasst werden:

- Stirzone; In der Stirzone steigt die α -Lamellendicke und die β -Korngröße mit steigender Spindeldrehzahl an. Die Ausbildung der Lamellendicke steht in Abhängigkeit mit der Diffusion.
- Übergangszone-Thermomechanische Einflusszone Advancing Side, Retreating Side und Unterseite: Bei der Betrachtung diesen Bereichen wurde kein signifikanter Unterschied in der Mikrostruktur festgestellt. Vergleicht man die erfassten Werte mit jenen des Grundwerkstoffes so ist ersichtlich, dass es zu einem Temperaturanstieg in diesen Zonen kommt die eine Umwandlung von primären α in α sekundär+ β bewirken.
- Wärmeeinflusszone Advancing Side, Retreating Side und Unterseite: Vergleicht man diese Zonen mit dem Grundwerkstoff so ist für die Bereiche Advancing Side und Unterseite ein Unterschied im prozentuellen primären α -Anteil erkennbar. Es kommt zu einem Temperaturanstieg in diesen Bereichen.

Betrachtet man die Prozessführung der einzelnen Versuche so kann zwischen einer quasi stationären und instationären Prozessführung unterschieden werden. Bei den Versuchen mit den Spindeldrehzahlen zwischen 300rpm und 500rpm konnte auf Grund der starken

Kraftschwankungen nur eine quasi instationäre Prozessführung festgestellt werden. Ab einer Spindeldrehzahl von 500rpm wird in den Prozess genügend Energie eingebracht um den Prozess quasi stationär ablaufen zu lassen.

Ausblick:

Bei der Bearbeitung von Ti-6Al-4V mittels Friction Stir Processing kommt es bei steigender Spindeldrehzahl zu einem Ausweiten der Schweißzonen. Falls Anforderungen gestellt werden welche eine niedrigere Spindeldrehzahlen fordern sollten die Parameter (der Prozessführung und der Werkzeuggeometrie) überdacht werden.

Für die Wärmeeinbringung in das Friction Stir Processing/Friction Stir Welding ist die Werkzeugschulter von Bedeutung. Mit Vergrößerung der Werkzeugschulter kann mehr Energie in den Prozess eingebracht werden. Dadurch könnte mit niedrigerer Spindeldrehzahl gearbeitet werden.

9 Literaturverzeichnis

- [1]. **Ostermann, Friedrich.** *Anwendungstechnologie Aluminium: Ein Werkstoffhandbuch.* Meckenheim : Springer, 2007. ISBN 978-3-540-71196-4.
- [2]. **Mishra, R.S, Ma Z.Y.** Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering.* 2005, R 50.
- [3]. *Prinzipien / Grundlagen des Rührreißschweißverfahrens.* **Zettler, et al.** Geesthacht : s.n., 2005
- [4]. **Khaled, Terry.** *An Outsider Looks at Friction Stir Welding.* USA : s.n., 2005. ANM-112N-06.06.
- [5]. **Querin, Davis und Schneider.** Effect of processing parameters on microstructure of the FSW nugget. Friction Stir welding and Processing IV. *The Materials; Metals & Materials Society (TMS).* 2007.
- [6]. **Peters, Manfred und Leyens, Christoph.** *Titan und Titanlegierungen.* Köln : WILEY-VCH Verlag, 2002. ISBN 978-3-527-30539-1
- [7]. **Hort, Norbert.** GKSS. [Online] [Zitat vom: 21. 01 2011.] ftp://ftp.gkss.de/pub/hort/unisono/handouts/WK_11.pdf.
- [8]. **Ross, Eberhard und Karl, Meile.** *Werkstoffkunde für Ingenieure.* Berlin Heidelberg : Springer, 2008. ISBN 978-3-540-68398-8.
- [9]. **Beckert.** *Kompendium der Schweißtechnik.* Düsseldorf : Deutscher Verlang für Schweißtechnik, 1997. ISBN 3-87155-160-0.
- [10]. **Rösler, Joachim und Siemers, Carsten.** Titan und Titanlegierungen. *Institut für Werkstoffe Technische Universtität Braunschweig.* 2007.
- [11]. **Weißbach, Wolfgang.** *Werkstoffkunde.* Wiesbaden : viewegs Fachbücher der Technik, 2007. ISBN 978-3-8348-0295-8.
- [12]. **Glatzel, Uwe.** Metallische Werkstoffe. *Universtität Bayreuth.* 2010/.
- [13]. **851, DIN 17.** Titanlegierungen Chemische Zusammensetzung. 1990.
- [14]. **869, DIN 17.** Werkstoffeigenschaften von Titan und Titanlegierungen. 1992.
- [15]. **Katarov, Malinov, S. und Sha, W.** Finite Elemente Modeling of the Morphology of beta to alpha Phase Transformation in Ti-6Al-4V Alloy. *Metallurgical and Materials Transaction.* 2002, Bd. 33A.
- [16]. **Steffansson, A und Semiatin, S.L.** Mechanism of Globularization of Ti-6Al-4V during Static Heat Treatment. *Metallurgical and Materials Transactions.* 2003, Bd. 34A.
- [17]. **Bungardt, Karl und Rüdinger, Klaus.** Beitrag zur Frage des Schweißens von Titan und Titanlegierungen. *Mitteilung aus dem Forschungsinstitut der Deutsche Edelstahlwerke AG.* 1956, Bd. Bd 47, Heft 8.
- [18]. **Rüdiger, Karl.** Über das Verarbeiten von Titan und Titan-Legierungen. *Luftfahrttechnik.* 1959, Bd. 7, 5.
- [19]. **Brune, Eberhard.** Titan-Schweisstechnik (Schweisstechnische Verarbeitung von Titan-Werkstoffen). *PanGas-Sonderdruck.* 2005.
- [20]. Arge-Join. [Online] [Zitat vom: 01. 02 2011.] <http://cmsv2.drnet.at/sza/index.php?sid=a837f3b734bc0b3d0345f8132f9be8ac&item=982>.

- [21]. **Petzow, Günter.** *Ätzen.* Berlin-Stuttgart : Gebrüder Borntraeger Berlin - Stuttgart. ISBN 3-443-23014-8
- [22]. **Hoeg, Rene und Weidmann, Elisabeth.** *Die Auswahl der richtigen Schleif- und Polierverfahren.* Kopenhagen : Personal Metalog Struers, 1991.
- [23]. **Zhou, L, et al.** Effect of rotation speed on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welded joints. *Materials and Design.* 2009, 31.
- [24]. **Zhou, L, Liu, H.J. und Liu, Q.W.** The stir zone microstructure and its formation mechanism in Ti-6Al-4V. *Scripta Materialia.* 2009, 61.
- [25]. **Zhang, Yu, et al.** Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welds. *Materials Science & Engineering.* 2007, 485.

10 Abbildungsverzeichnis

Abb 1: Verfahrensprinzip des Rührreibschweißens (Friction Stir Welding) [1]	5
Abb 2: Darstellung der Schweißzonen beim FSW [4]	5
Abb 3: ω (Umfangsgeschwindigkeit) und v (Vorschubgeschwindigkeit)	7
Abb 4: Herstellung von Titan [7]	8
Abb 5: Mögliche Kristallstrukturen β -Titan, krz (links) α -Titan, hdp (rechts). Die jeweiligen Hauptgleitebenen sind eingezeichnet mit den zugehörigen Gitterkonstanten. [10].....	11
Abb 6: Ausschnitt des Zustandsdiagramms Titan-Sauerstoff	11
Abb 7: Einfluss der Legierungselemente auf die α/β -Phasenumwandlung [8].....	12
Abb 8: Übersicht über die Gefügearten und Eigenschaften von Ti-Legierungen [11]	15
Abb 9: Phasendiagramm (Schnitt bei 6%Al) [12]	15
Abb 10: α/β -Schmieden und β -Schmieden von Titan	17
Abb 11: Gleichgewichtskonzentration von Aluminium und Vanadium in der α - und β -Phase [15]	18
Abb 12: a) bis e) FME Simulation von der Mikrostrukturentwicklung von der $\beta \rightarrow \alpha$ Phasenumwandlung bei Ti-6Al-4V. Bei konstanter Abkühlgeschwindigkeit von 5°C/min. Die rechte Skala zeigt den Vanadiumgehalt. [15].....	20
Abb 13: Bimodales Gefüge von Ti-6Al-4V [16]	21
Abb 14: Entstehung von α/α Grenzflächen durch a) Grenzflächen Erholung und b) Abscherung der Alphaslamellen [16]	22
Abb 15: Lamellenauflösung und -wachstum schematisch von a) bis d) [16]	22
Abb 16: Anwendungsmöglichkeiten [12]	24
Abb 17: a) Rührreibschweißmaschine MTS ISTIR BR4, b) wassergekühlter Schweißkopf ..	25
Abb 18: links: Schutzgasschiene rechts: Schutzgasdüse.....	26
Abb 19: Abmessungen der Versuchsplatten	27
Abb 20: a)manuelle Einpannsituation b) pneumatische Spannvorrichtung	28
Abb 21: Lichtmikroskop, Reichert MeF3	30
Abb 22: links: Schematische Darstellung des Werkzeuges rechts: Einspannsituation des Werkzeuges	31
Abb 23: Darstellung des Prozesses S004	34
Abb 24: Übersicht Vorversuchsplatte S001 bis S005	35
Abb 25: Übersicht ausgewertete Bereiche, Querschliff S007_2.....	36
Abb 26: Übersichtsbild einer Mikroskopischenaufnahme aus der Stirzone.	38
Abb 27: links: charakteristischer Gefügebereich 2 rechts: schwarz-weiß Abgleich und eingetragener manueller Vermessung der Lamellen des Bereiches 2	39
Abb 28: Korngrößenbetrachtung 500fache Vergrößerung a) Hellfeld S011 (650 rpm)	40
Abb 29 links: Probe S011_1 Aufnahme von der Unterseite rechts: Zeigt eine Screenshot, farblich gekennzeichnet ist der primäre α -Anteil der links gezeigten Aufnahme.....	41
Abb 30: Mikrostrukturaufnahmen bei einer Spindeldrehzahl von 350 rpm a) Grundwerkstoff der 2ten Versuchsplatte (S006 bis S008) b) Übergangszone Stirzone-TMEZ US c) Stirzone d) AS.....	42
Abb 31: Lamellendicke in der Stirzone in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl.....	45

Abb 32: Lamellendicke in der Übergangszone Stirzone-TMEZ AS in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl.....	47
Abb 33: Lamellendick in der Übergangszone Stirzone-TMEZ RS in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl.....	48
Abb 34: Lamellendicke in der Übergangszone Stirzone-TMEZ US in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl.....	49
Abb 35: Zusammenfassung der Lamellendicke der einzelnen Bereiche in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl.....	50
Abb 36: Prozentueller primärer α -Anteil in der ÜZ Stirzone-TMEZ AS in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl.....	52
Abb 37: Prozentueller primärer α -Anteil in der ÜZ Stirzone-TMEZ RS in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl.....	52
Abb 38: Prozentueller primärer α -Anteil in der ÜZ Stirzone-TMEZ US in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl.....	53
Abb 39: Zusammenfassung prozentueller primärer α -Anteil in den Übergangszonen in Abhängigkeit zur Spindeldrehzahl.....	54
Abb 40: Primärer α -Anteil WEZ AS.....	55
Abb 41: Primärer α -Anteil WEZ RS.....	56
Abb 42: Primärer α -Anteil WEZ US.....	56
Abb 43: Prozentueller primärer α Anteil Wärmeinflusszonen.....	57
Abb 44: β -Korngrößenentwicklung 500fache Vergrößerung a) S008 (300 rpm) b) S007(350 rpm) c) S010(450 rpm) d) S013 (500 rpm) e) S009 (600 rpm) e) S009 (600 rpm) f) S011 (650 rpm).....	59
Abb 45: β -Korngrößenentwicklung 500fache Vergrößerung mit polarisiertem Licht a) S008 (300 rpm).....	60
Abb 46: β -Korngrößenentwicklung 200fache Vergrößerung a) S008 (300 rpm) b) S007(350 rpm) c) S010(450 rpm).....	61
Abb 47: β -Korngrößenentwicklung 200fache Vergrößerung mit polarisiertem Licht a) S008 (300 rpm).....	62
Abb 48: Prozessparameter S006 (Spindeldrehzahl 350 rpm).....	63
Abb 49: Prozessparameter S007 (Spindeldrehzahl 350rpm).....	64
Abb 50: Prozessparameter S008 (Spindeldrehzahl 300 rpm).....	65
Abb 51: Übersicht Versuchsplatte 2 (S006, S007, S008).....	65
Abb 52: Schlauchporen a)Querschliiff S008_2 Spindeldrehzahl 300rpm b)Querschliiff S007_3 Spindeldrehzahl 350rpm.....	66
Abb 53: Prozessparameter S009 (Spindeldrehzahl 600rpm).....	67
Abb 54: Prozessparameter S010 (Spindeldrehzahl 450rpm).....	68
Abb 55: Übersicht Versuchsplatte 3 (S009, S010).....	69
Abb 56: Prozessparameter S011 (Spindeldrehzahl 650 rpm).....	70
Abb 57: Prozessparameter S013 (Spindeldrehzahl 500rpm).....	71
Abb 58: Übersicht Versuchsplatte 4 (S011, S012, S013).....	72
Abb 59: Querschliiff für die schematische Darstellung der ausgewerteten Gefügebereiche....	81
Abb 60 Werkzeugabmessungen.....	95

11 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Titan unlegiert, DIN 17850/90 [11]	12
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung von der Titanlegierung Ti-6Al-4V, nach der Schmelzanalyse [13]	16
Tabelle 3: Physikalische Eigenschaften von Ti-6Al-4V [14]	16
Tabelle 4: Einige Eigenschaften von Ti-6Al-4V [14]	16
Tabelle 5: Zusammensetzung des chemischen Poliermittels [22].....	29
Tabelle 6: Zusammensetzung des Ätzmittels [21]	29
Tabelle 7: Prozessparameter und Werkzeuggeometrie [23; 24; 25]	31
Tabelle 8: Verschiedene Spindeldrehzahlen der Parametervorstudie	33
Tabelle 9: Auflistung der verwendeten Parameter für die Versuche	37
Tabelle 10: Lamellendickenauswertung in der Stirzone	44
Tabelle 11: Lamellendickenauswertung in der Übergangszone Stirzone-TMEZ AS	46
Tabelle 12: Lamellendickenauswertung in der Übergangszone Strizone-TMEZ RS	47
Tabelle 13: Lamellendickenauswertung in der Übergangszone Stirzone-TMEZ US	48
Tabelle 14: Ergebnisse prozentueller primärer α -Anteil in den Übergangsbereichen	51
Tabelle 15 Ergebnisse prozentueller primärer α -Anteil Wärmeeinflusszonen	55
Tabelle 16: Korngrößenbetrachtung S007	81
Tabelle 17: Primärer α -Anteil S007_2	81
Tabelle 18: Lamellendickenauswertung S007_2	82
Tabelle 19: Primärer α -Anteil S007_3	82
Tabelle 20: Lamellendickenauswertung S007_3	82
Tabelle 21: Korngrößenbetrachtung S008	83
Tabelle 22: Primärer α -Anteil S008_1	83
Tabelle 23: Lamellendickenauswertung S008_1	83
Tabelle 24: Primärer α -Anteil S008_2	84
Tabelle 25: Lamellendickenauswertung S008_2	84
Tabelle 26: Primärer α -Anteil S008_3	84
Tabelle 27: Lamellendickenauswertung S008_3	85
Tabelle 28: Korngrößenbetrachtung S009	85
Tabelle 29: Primärer α -Anteil S009_1	85
Tabelle 30: Lamellendickenauswertung S009_1	86
Tabelle 31: Primärer α -Anteil S009_2	86
Tabelle 32: Lamellendickenauswertung S009_2	86
Tabelle 33: Primärer α -Anteil S009_3	87
Tabelle 34: Lamellendickenauswertung S009_3	87
Tabelle 35: Korngrößenbetrachtung S010	87
Tabelle 36: Primärer α -Anteil S010_1	88
Tabelle 37: Lamellendickenauswertung S010_1	88
Tabelle 38: Primärer α -Anteil S010_2	88
Tabelle 39: Lamellendickenauswertung S010_2	89
Tabelle 40: Primärer α -Anteil S010_3	89

Tabelle 41: Lamellendickenauswertung S010_3	89
Tabelle 42: Korngrößenbewertung S011	90
Tabelle 43: Primärer α -Anteil S011_1	90
Tabelle 44: Lamellendickenauswertung S011_1	90
Tabelle 45: Primärer α -Anteil S011_2	91
Tabelle 46: Lamellendickenauswertung S011_2	91
Tabelle 47: Primärer α -Anteil S011_3	91
Tabelle 48: Lamellendickenauswertung S011_3	92
Tabelle 49: Korngrößenbewertung S013	92
Tabelle 50: Primärer α -Anteil S013_1	92
Tabelle 51: Lamellendickenauswertung S013_1	93
Tabelle 52: Primärer α -Anteil S013_2	93
Tabelle 53: Lamellendickenauswertung S013_2	93
Tabelle 54: Primärer α -Anteil S013_3	94
Tabelle 55: Lamellendickenauswertung S013_3	94

Anhang

Abb 59 dient zur schematischen Darstellung der ausgewerteten Gefügebereiche. Von 11.1 S007 bis 11.6 S013 sind die für die Auswertung verwendeten Aufnahmen tabellarisch aufgelistet. Die Bilddateien sind in der beigelegten CD.

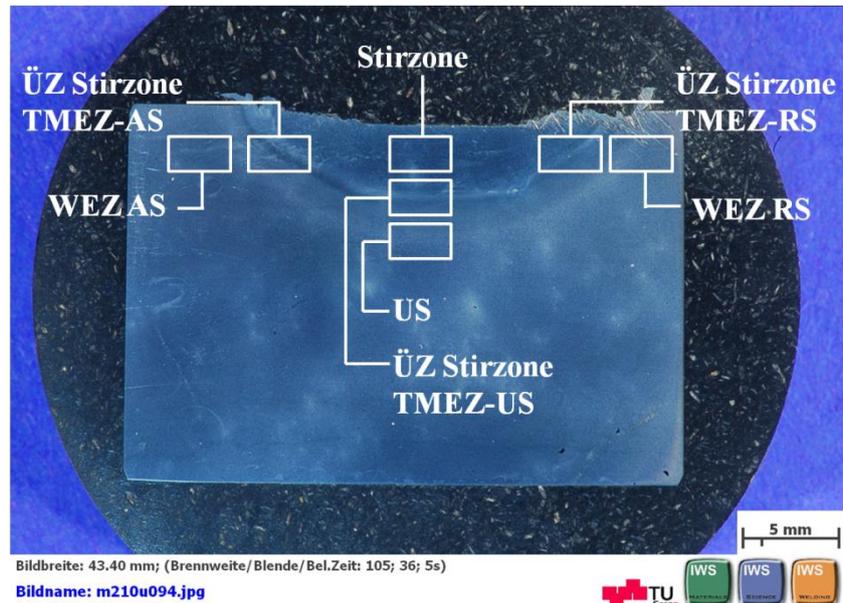


Abb 59: Querschliff für die schematische Darstellung der ausgewerteten Gefügebereiche

11.1 S007

Korngrößenbetrachtung

Stirzone	m211u700
	m211u701
	m211u704
	m211u705

Tabelle 16: Korngrößenbetrachtung S007

S007_2

Primärer α -Anteil

AS	m210u370	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u335
	m210u254		m210u336
	m210u255		m210u337
RS	m210u371	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u338
	m210u372		m210u339
	m210u373		m210u340
US	m210u241	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u341
	m210u242		m210u342
	m210u243		m210u343

Tabelle 17: Primärer α -Anteil S007_2

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u227
	m210u228
	m210u229
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u247
	m210u248
	m210u249
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u256
	m210u257
	m210u258
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u231
	m210u232
	m210u233

Tabelle 18: Lamellendickenauswertung S007_2

S007_3

Primärer α -Anteil

AS	m210u294	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u291
	m210u295		m210u292
	m210u296		m210u293
RS	m210u305	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u367
	m210u306		m210u368
	m210u307		m210u369
US	m210u283	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u344
	m210u284		m210u345
	m210u285		m210u347

Tabelle 19: Primärer α -Anteil S007_3

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u271
	m210u272
	m210u273
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u286
	m210u287
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u297
	m210u298
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u274
	m210u275
	m210u276

Tabelle 20: Lamellendickenauswertung S007_3

11.2 S008

Korngrößenbewertung

Stirzone	m211u715
	m211u716
	m211u717
	m211u718

Tabelle 21: Korngrößenbetrachtung S008

S008_1

Primärer α -Anteil

AS	m210u173	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u170
	m210u174		m210u171
	m210u175		m210u172
RS	m210u350	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u348
	m210u351		m210u349
	m210u352		
US	m210u317	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u320
	m210u318		m210u321
	m210u319		m210u322

Tabelle 22: Primärer α -Anteil S008_1

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u110
	m210u111
	m210u112
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u166
	m210u167
	m210u169
	m210u168
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u176
	m210u177
	m210u178
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u114
	m210u115
	m210u116

Tabelle 23: Lamellendickenauswertung S008_1

S008_2

Primärer α -Anteil

AS	m210u217	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u358
	m210u218		m210u359
	m210u219		m210u360
RS	m210u220	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u361
	m210u221		m210u362
	m210u222		m210u363
US	m210u314	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u364
	m210u315		m210u365
	m210u316		m210u366

Tabelle 24: Primärer α -Anteil S008_2

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u189
	m210u190
	m210u191
	m210u192
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u213
	m210u214
	m210u215
	m210u216
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u203
	m210u204
	m210u205
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u200
	m210u201
	m210u202

Tabelle 25: Lamellendickenauswertung S008_2

S008_3

Primärer α -Anteil

AS	m210u323	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u357
	m210u324		m210u160
	m210u325		m210u161
RS	m210u326	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u148
	m210u327		m210u149
	m210u328		
US	m210u332	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u128
	m210u333		m210u129
	m210u334		m210u130

Tabelle 26: Primärer α -Anteil S008_3

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u124
	m210u125
	m210u126
	m210u127
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u153
	m210u154
	m210u155
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u142
	m210u143
	m210u144
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u128
	m210u129
	m210u130

Tabelle 27: Lamellendickenauswertung S008_3

11.3 S009

Korngrößenbewertung

Stirzone	m211u723
	m211u724
	m211u725
	m211u726

Tabelle 28: Korngrößenbetrachtung S009

S009_1

Primärer α -Anteil

AS	m210u460	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u454
	m210u461		m210u455
	m210u462		m210u456
RS	m210u451	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u445
	m210u452		m210u446
	m210u453		m210u447
US	m210u469	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u463
	m210u470		m210u464
	m210u471		m210u465

Tabelle 29: Primärer α -Anteil S009_1

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u475
	m210u476
	m210u477
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u457
	m210u458
	m210u459
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u448
	m210u449
	m210u450
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u466
	m210u467
	m210u468

Tabelle 30: Lamellendickenauswertung S009_1

S009_2

Primärer α -Anteil

AS	m210u546	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u540
	m210u547		m210u541
	m210u548		m210u542
RS	m210u537	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u531
	m210u538		m210u532
	m210u539		m210u533
US	m210u528	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u522
	m210u529		m210u523
	m210u530		m210u524

Tabelle 31: Primärer α -Anteil S009_2

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u552
	m210u553
	m210u554
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u543
	m210u544
	m210u545
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u534
	m210u535
	m210u536
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u525
	m210u526
	m210u527

Tabelle 32: Lamellendickenauswertung S009_2

S009_3

Primärer α -Anteil

AS	m210u442	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u436
	m210u443		m210u437
	m210u444		m210u438
RS	m210u433	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u427
	m210u434		m210u428
	m210u435		m210u429
US	m210u424	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u418
	m210u425		m210u419
	m210u426		m210u420

Tabelle 33: Primärer α -Anteil S009_3

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u411
	m210u412
	m210u413
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u439
	m210u440
	m210u441
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u430
	m210u431
	m210u432
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u421
	m210u422
	m210u423

Tabelle 34: Lamellendickenauswertung S009_3

11.4 S010

Korngrößenbetrachtung

Stirzone	m211u719
	m211u720
	m211u721
	m211u722

Tabelle 35: Korngrößenbetrachtung S010

S010_1

Primärer α -Anteil

AS	m210u408	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u400
	m210u409		m210u402
	m210u410		m210u403
RS	m210u388	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u385
	m210u389		m210u386
	m210u390		m210u387
US	m210u394	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u391
	m210u395		m210u392
	m210u396		m210u393

Tabelle 36: Primärer α -Anteil S010_1

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u379
	m210u380
	m210u381
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u404
	m210u405
	m210u407
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u382
	m210u383
	m210u384
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u397
	m210u398
	m210u399

Tabelle 37: Lamellendickenauswertung S010_1

S010_2

Primärer α -Anteil

AS	m210u497	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u500
	m210u498		m210u501
	m210u499		m210u502
RS	m210u518	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u521
	m210u519		m210u491
	m210u520		m210u492
US	m210u515	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u478
	m210u516		m210u479
	m210u517		m210u480

Tabelle 38: Primärer α -Anteil S010_2

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u510
	m210u511
	m210u512
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u504
	m210u505
	m210u506
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u493
	m210u494
	m210u496
	m210u495
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u481
	m210u482
	m210u483

Tabelle 39: Lamellendickenauswertung S010_2

S010_3

Primärer α -Anteil

AS	m210u570	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u564
	m210u571		m210u565
	m210u572		m210u566
RS	m210u561	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u555
	m210u562		m210u556
	m210u563		m210u557
US	m210u579	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u573
	m210u580		m210u574
	m210u581		m210u575

Tabelle 40: Primärer α -Anteil S010_3

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m210u585
	m210u586
	m210u587
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m210u567
	m210u568
	m210u569
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m210u558
	m210u559
	m210u560
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m210u576
	m210u577
	m210u578

Tabelle 41: Lamellendickenauswertung S010_3

11.5 S011

Korngrößenbewertung

Stirzone	m211u731
	m211u732
	m211u733
	m211u734

Tabelle 42: Korngrößenbewertung S011

S011_1

Primärer α -Anteil

AS	m211u025	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u037
	m211u026		m211u038
	m211u027		m211u039
RS	m211u040	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u022
	m211u041		m211u023
	m211u042		m211u024
US	m211u094	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u028
	m211u095		m211u029
	m211u096		m211u030

Tabelle 43: Primärer α -Anteil S011_1

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m211u043
	m211u044
	m211u093
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u019
	m211u020
	m211u021
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u034
	m211u035
	m211u036
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u031
	m211u032
	m211u033

Tabelle 44: Lamellendickenauswertung S011_1

S011_2

Primärer α -Anteil

AS	m211u644	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u638
	m211u645		m211u639
	m211u646		m211u640
RS	m211u635	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u629
	m211u636		m211u630
	m211u637		m211u631
US	m211u653	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u647
	m211u654		m211u648
	m211u655		m211u649

Tabelle 45: Primärer α -Anteil S011_2

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m211u626
	m211u627
	m211u628
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u641
	m211u642
	m211u643
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u632
	m211u633
	m211u634
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u650
	m211u651
	m211u652

Tabelle 46: Lamellendickenauswertung S011_2

S011_3

Primärer α -Anteil

AS	m211u058	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u052
	m211u060		m211u053
	m211u061		m211u054
US	m211u071	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u065
	m211u072		m211u066
	m211u073		
		ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u068
			m211u069
			m211u070

Tabelle 47: Primärer α -Anteil S011_3

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m211u049
	m211u050
	m211u051
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u056
	m211u057
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u062
	m211u063
	m211u064
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u074
	m211u075
	m211u077

Tabelle 48: Lamellendickenauswertung S011_3

11.6 S013

Korngrößenbewertung

Stirzone	m211u727
	m211u728
	m211u729
	m211u730

Tabelle 49: Korngrößenbewertung S013

S013_1

Primärer α -Anteil

AS	m211u594	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u591
	m211u595		m211u592
	m211u596		m211u593
RS	m211u619	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u616
	m211u620		m211u614
	m211u621		m211u615
US	m211u610	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u604
	m211u611		m211u605
	m211u612		m211u606

Tabelle 50: Primärer α -Anteil S013_1

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m211u598
	m211u599
	m211u600
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u601
	m211u602
	m211u603
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u617
	m211u618
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u607
	m211u608
	m211u609

Tabelle 51: Lamellendickenauswertung S013_1

S013_2

Primärer α -Anteil

AS	m211u130	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u124
	m211u131		m211u125
	m211u132		m211u126
RS	m211u121	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u118
	m211u122		m211u119
	m211u123		m211u120
US	m211u112	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u105
	m211u113		m211u106
	m211u114		m211u107

Tabelle 52: Primärer α -Anteil S013_2

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m211u097
	m211u098
	m211u099
	m211u100
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u127
	m211u128
	m211u129
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u115
	m211u116
	m211u117
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u108
	m211u109
	m211u111
	m211u110

Tabelle 53: Lamellendickenauswertung S013_2

S013_3

Primärer α -Anteil

AS	m211u678	ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u672
	m211u679		m211u673
	m211u680		m211u674
RS	m211u669	ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u663
	m211u670		m211u664
	m211u671		m211u665
US	m211u687	ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u681
	m211u688		m211u682
	m211u689		m211u683

Tabelle 54: Primärer α -Anteil S013_3

Lamellendickenauswertung

Stirzone	m211u659
	m211u660
	m211u661
ÜZ Stirzone-TMEZ AS	m211u675
	m211u676
	m211u677
ÜZ Stirzone-TMEZ RS	m211u666
	m211u667
	m211u668
ÜZ Stirzone-TMEZ US	m211u684
	m211u685
	m211u686

Tabelle 55: Lamellendickenauswertung S013_3

11.7 Werkzeuggeometrie

Abb 60 zeigt die Werkzeugabmessungen nach denen das Werkzeug nachbearbeitet wurde.

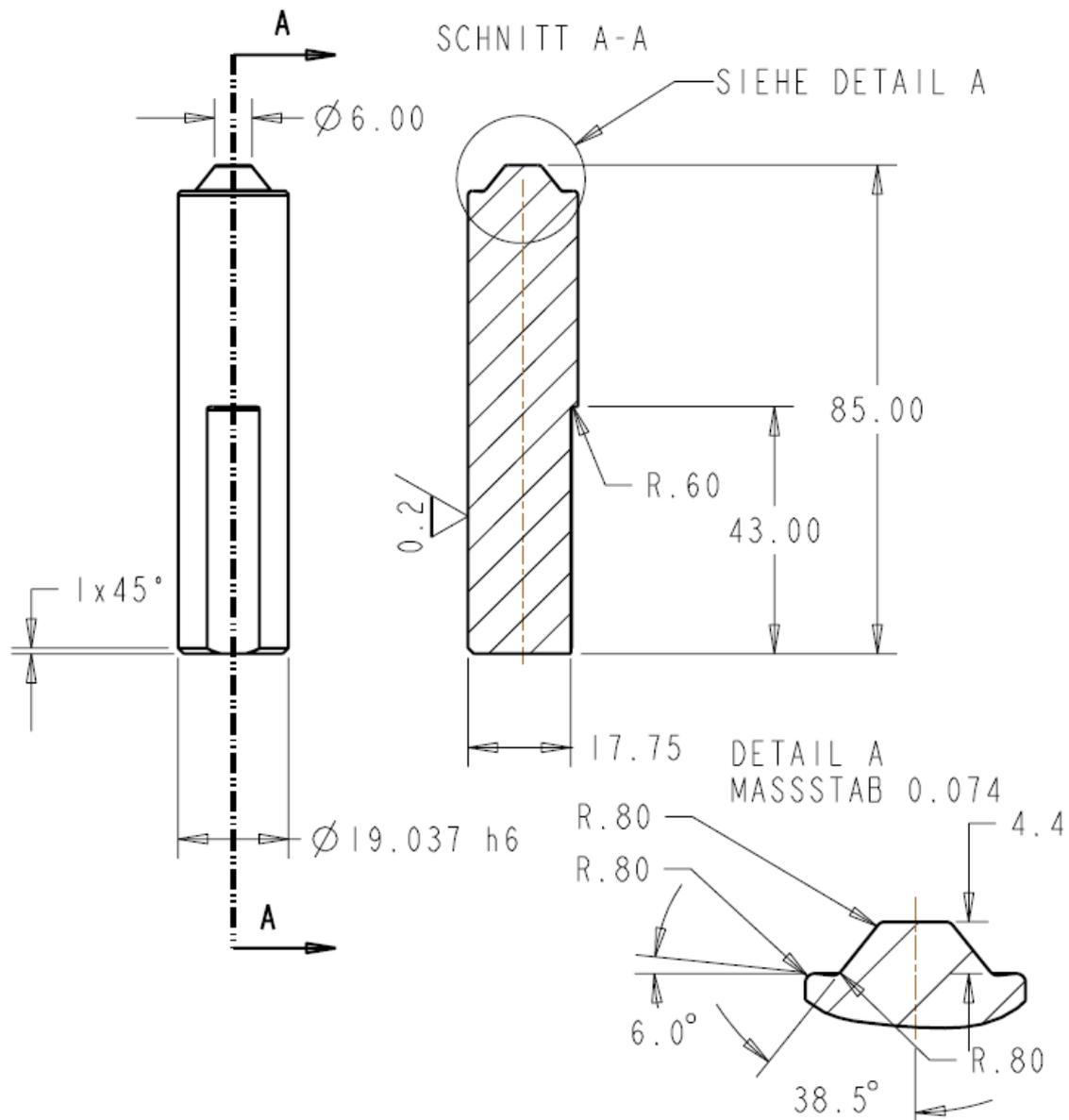


Abb 60 Werkzeugabmessungen