



Hochschule für Angewandte Wissenschaften Hamburg
Hamburg University of Applied Sciences

Diplomarbeit

Department Maschinenbau und Produktion

**Kornfeinung von Titanschweißnähten durch
mechanisch-thermische Behandlung**

Vincent Handke

**Erstprüfer: Prof. Dr.-Ing. Gerhard Biallas
Zweitprüfer: Dr.-Ing. Stefan Oliver Czerner**

31.01.2012

Hochschule für Angewandte Wissenschaften Hamburg
Fakultät Technik und Informatik
Studiendepartment Maschinenbau und Produktion
Berliner Tor 21
20099 Hamburg
Deutschland

In Zusammenarbeit mit:
Lufthansa Technik AG
Propulsion Systems Engineering
New Technologies, Approvals and Technical Document Services
HAM WT3/A
Weg beim Jäger 193
22335 Hamburg
Deutschland

Verfasser: Vincent Handke
Abgabedatum: 31. Januar 2012

1. Prüfer: Prof. Dr.-Ing. Gerhard Biallas
2. Prüfer: Dr.-Ing. Stefan Oliver Czerner

Industrieller Betreuer: Dr.-Ing. Stefan Oliver Czerner

Aufgabenstellung

Moderne Verkehrsflugzeuge wie der A320 setzen Mantelstromtriebwerke (engl. Turbo Fan Engine) ein. Etwa 80% der Schubkraft bei dem Triebwerk Typ CFM56-5A wird durch die Beschaukelung des Mantelstroms (engl. Fan) erzeugt. Die Beschaukelung des so genannten Fans ist relativ hochpreisig in der Neubeschaffung.

Durch Erosion verschleißten die Fanschaufeln. Nach zu fortgeschrittener Erosion der Bauteile müssen diese ausgetauscht oder repariert werden. Als Reparaturverfahren werden Schweißtechniken eingesetzt. Diese erzeugen in der Regel Verzug und ein Schweißgefüge mit relativ großen Bereichen einheitlicher Erstarrungsmorphologie.

Ziel dieser Arbeit ist, durch mechanisch-thermische Behandlung des Schweißguts eine Verbesserung des Ti-6Al-4V-Gefüges zu erreichen. Hierbei soll innerhalb der Diplomarbeit die reine Machbarkeit überprüft werden. Metallographische Auswertungen sollen eingesetzt werden, um den theoretisch möglichen Einfluss der mechanisch-thermischen Behandlung auf die Titangefügestruktur zu ermitteln. Auf Basis der Arbeit sollen weiterführende Arbeiten aufgesetzt werden können.

Inhaltsverzeichnis

Aufgabenstellung	III
Inhaltsverzeichnis	IV
Abkürzungsverzeichnis	VI
Formelzeichen und Symbole	VIII
Abbildungsverzeichnis	X
Tabellenverzeichnis	XIV
1 Einleitung	1
2 Stand von Wissenschaft und Technik	2
2.1 Triebwerk CFM56-5A	2
2.2 Fan Blades	4
2.2.1 Gestalt und Funktion	4
2.2.2 Schaden und Verschleiß an Profilvorderkanten	5
2.2.3 Werkstoffe	7
2.3 Titanlegierung Ti-6Al-4V	8
2.3.1 Physikalische Eigenschaften und Kristallstruktur	8
2.3.2 Gefügestrukturen	11
2.3.2.1 Lamellare Gefügestrukturen	12
2.3.2.2 Globulare Gefügestrukturen	14
2.3.3 Plastische Verformbarkeit und Rekristallisation	15
2.4 Laserstrahlschweißen von Titanlegierungen	22
2.5 Werkstoffprüfung von Schweißnähten	24
2.5.1 Metallographie	24
2.5.2 Härteprüfung nach Vickers	24
3 Vorgehensweise und Lösungskonzept	27
4 Prozesstechnik	29
4.1 Prozesstechnik zur Verformung der Schweißnaht	29
4.1.1 Hämmern	29
4.1.2 Stauchen	29
4.2 Prozesstechnik der thermischen Behandlung	30
4.3 Probenpräparation von Ti-6Al-4V	34

5	Methoden zur technologischen Eigenschaftsbewertung	36
5.1	Makroskopische Naht- und metallographische Gefügebeurteilung	36
5.2	Nahtgeometrie und Härteverläufe.....	37
5.3	Verformungsgrad und Korngrößenanalyse	39
6	Ergebnisse und Diskussion	41
6.1	Schweißnähte ohne mechanisch-thermische Behandlung.....	41
6.1.1	Makroskopie, Metallographie und Härteprüfung.....	41
6.1.2	Diskussion	46
6.2	Schweißnähte mit mechanischer Behandlung	50
6.2.1	Makroskopie, Metallographie und Härteprüfung.....	50
6.2.2	Diskussion	54
6.3	Nahtbehandlung unter Verwendung von Ofenfahrten	57
6.3.1	Hämmern.....	57
6.3.2	Stauchen	66
6.3.3	Diskussion	69
6.4	Nahtbehandlung unter Verwendung von Schweißwärme	74
6.4.1	Makroskopie, Metallographie und Härteprüfung.....	74
6.4.2	Diskussion	80
6.5	Bewertung der Ergebnisse	83
7	Zusammenfassung	84
8	Ausblick	86
	Literatur- und Quellenverzeichnis	87
	Anhang	92
A.1	Energiedispersive Röntgenspektroskopie Analyse	92
A.2	Feinheit der Strukturen nach unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten oberhalb ϑ_{β} [DON00]	93
A.3	Phasenanteile nach Temperatur des Abschreckens nach [BOY94].....	94
A.4	Härteverlauf einer WIG Schweißnaht Ti-6Al-4V [LUF11]	95
A.5	Zugversuche von Grundwerkstoff [SCHR10]	96
A.6	Schematische Entstehung der Widmanstätten-Struktur in Ti-6Al-4V [DON00]	97
	Selbstständigkeitserklärung	98

Abkürzungsverzeichnis

α	alpha-Phase
β	beta-Phase
<i>Al</i>	Aluminium
<i>AMS</i>	Aerospace Material Specification
<i>C</i>	Kohlenstoff
<i>Co</i>	Cobalt
<i>Cr</i>	Chrom
<i>Cu</i>	Kupfer
<i>ESM</i>	Engine Shop Manuel
<i>Fe</i>	Eisen
<i>FOD</i>	Foreign Object Damage
<i>G</i>	Korngrößenkennwert
<i>GW</i>	unbeeinflusster Grundwerkstoff
<i>H</i>	Wasserstoff
<i>hdp</i>	hexagonal dichteste Packung
<i>krz</i>	kubisch raumzentriert
<i>LM</i>	Lichtmikroskop
<i>Mn</i>	Mangan
<i>Mo</i>	Molybdän
<i>M_S</i>	Martensitstarttemperatur
<i>N</i>	Stickstoff
<i>Nb</i>	Niob
<i>Ni</i>	Nickel
<i>O</i>	Sauerstoff
<i>OF</i>	Ofenfahrt
<i>OGV</i>	Outlet Guide Vane
<i>SG</i>	Schweißgut
<i>Si</i>	Silicium
<i>SiC</i>	Siliciumkarbid
<i>Sn</i>	Zinn
<i>Ta</i>	Tantal
<i>TEM</i>	Transmissionselektronenmikroskop

<i>Ti</i>	Titan
<i>TiO₂</i>	Titanoxid
<i>V</i>	Vanadium
<i>WEZ</i>	Wärmeeinflusszone im Grundwerkstoff
<i>WEZ_{SG}</i>	Wärmeeinflusszone im Schweißgut
<i>Zr</i>	Zirconium

Formelzeichen und Symbole

A_5	%	Bruchdehnung
b_{Spitze}	mm	Breite der Spitze im SG (lamellare Struktur)
b_{WEZ}	mm	Breite der Wärmeeinflusszone im Grundwerkstoff
b_{WEZSG}	mm	Breite der Wärmeeinflusszone im Schweißgut
d_1	mm	Diagonallänge 1
d_2	mm	Diagonallänge 2
d_{HV}	mm	arithmetischer Mittelwert der beiden Diagonalenlängen
d_{Fan}	m	Fandurchmesser
dt	mm	differenziell kleine Dickenänderung
E	GPa	Elastizitätsmodul
F	kN	Stauchkraft
F_{HV}	N	Vickers-Prüfkraft
h_{SL}	mm	Höhe einer Schweißlage
HV	–	Vickershärte
R_e	MPa	Streckgrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 % Dehngrenze
t	mm	Dicke
t_0	mm	Ausgangsdicke Schweißgut
t_1	mm	Dicke Schweißgut nach Verformung
t_B	mm	Dicke des Blechs
$t_{Glüh}$	min	Glühzeit
Δt	mm	Dickenänderung Schweißgut
$\dot{\epsilon}$	m/s	Dehngeschwindigkeit
ϑ_β	°C	β -Transustemperatur
ϑ_R	°C	Rekristallisationstemperatur
ϑ_{Rk}	°C	werkstoffabhängige Mindesttemperatur für Rekristallisation
ϑ_S	°C	Schmelztemperatur
τ_1	N/mm ²	geringe Schubspannung
τ_2	N/mm ²	hohe Schubspannung

φ	–	Verformungsgrad
φ_m	–	mittlerer Verformungsgrad
φ_{krit}	–	kritischer Verformungsgrad (Mindestumformgrad)

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1:	Darstellung des CFM56-5A Triebwerks [CFM11b]	2
Abbildung 2.2:	Vereinfachte Darstellung des Arbeitsprozesses als Joule-Prozess in PV- und PT-Diagramm [BRÄ09]	3
Abbildung 2.3:	Arbeitsablauf der grundlegenden Zustandsänderung am Beispiel eines Turbojettriebwerks [BRÄ09]	4
Abbildung 2.4:	CAD Modell eines Schaufelprofils des Triebwerks CFM56-5A [FAB09]	5
Abbildung 2.5:	Schadensbilder durch Erosion und FOD an Fan Blades [DOR10]	6
Abbildung 2.6:	Profilsehnenabweichung einer Fan-Blade-Überholung [FAB09]	7
Abbildung 2.7:	Zustandsdiagramm Titan-Aluminium und Titan-Vanadium [BAR08]	9
Abbildung 2.8:	Dreidimensionales Zustandsschaubild zur Klassifizierung der Ti-Legierungen (schematisch) [PET02]	10
Abbildung 2.9:	Thermomechanische Behandlungen von Titanlegierungen [PET02]	12
Abbildung 2.10:	Abkühlung aus dem β -Gebiet bei der Legierung Ti-6Al-4V (Hochtemperatur-Lichtmikroskopie) [PET02]	12
Abbildung 2.11:	Schnitt durch das ternäre System Ti-Al-V für 6 Gew.-% Al, schematisch; LM-Gefügebilder der Legierung Ti-6Al-4V nach langsamer Ofenabkühlung (50 °C/h) und Wasserabschreckung [PET02]	13
Abbildung 2.12:	Globulare Gefüge entstehen durch Rekristallisation (Ti-6Al-4V) a) fein globular; b) grob globular [PET02]	14
Abbildung 2.13:	Globulare Gefüge entstehen durch Rekristallisation (Ti-6Al-4V) c, d) bimodal [PET02]	15
Abbildung 2.14:	Gleitbewegung auf Ebenen verschiedener Packungsdichte [BAR08] a) hohe Packungsdichte, geringe Schubspannung (τ_1) b) geringe Packungsdichte, hohe Schubspannung (τ_2)	16
Abbildung 2.15:	Gitterstrukturen der hexagonal dichtest gepackten α - und der kubisch raumzentrierten β -Phase [LÜT07]	17
Abbildung 2.16:	Änderung der Eigenschaften durch plastische Verformung und anschließendes Rekristallisationsglühen bei Stahl [BLO08]	18

Abbildung 2.17: Abhängigkeit der Korngröße vom Umformgrad nach dem Rekristallisationsglühen bei Stahl [REI90].....	20
Abbildung 2.18: Schematische Darstellung wichtiger Abhängigkeiten bei der Rekristallisation [BLO08].....	20
Abbildung 2.19: Veränderung der Korngrößen beim Rekristallisationsprozess [BLO08].....	21
Abbildung 2.20: Laserstrahlschweißen an einem Fan Blade [SCHR10].....	22
Abbildung 2.21: Prinzip der Härteprüfung nach Vickers [DIN06].....	25
Abbildung 2.22: Beispiel für die Bezeichnung einer Vickershärte [DIN06].....	26
Abbildung 3.1: Konzept zur Kornfeinung von Titanschweißnähten	28
Abbildung 4.1: Prinzipskizze des Stauchens.....	30
Abbildung 4.2: Stauchvorgang an der Prüfmaschine	30
Abbildung 4.3: Schematischer Vergleich des Temperatur-Zeit-Verlaufs beim Ofenglühen und bei der Wärmebehandlung durch Schweißwärme nach [BLO08].....	31
Abbildung 4.4: Rekristallisation durch Schweißwärme	31
Abbildung 4.5: Muffelofen mit Steinisolierung	32
Abbildung 4.6: Vergleich von Temperaturverläufen zur Wärmebehandlung verwendeter Ofenfahrten	33
Abbildung 4.7: Ätzrezept Ti-m4 nach 5 Sekunden (links) und 10 Sekunden (rechts)	35
Abbildung 4.8: Ätzrezept Ti-m4 nach 15 Sekunden (links) und 20 Sekunden (rechts)	35
Abbildung 5.1: Skizze der gemessenen Geometrieparameter	38
Abbildung 5.2: Skizze der gemessenen Geometrieparameter nach der Verformung (Hämmern)	38
Abbildung 5.3: Skizze der gemessenen Geometrieparameter nach der Verformung (Stauhen).....	38
Abbildung 5.4: Skizze zur Vorgehensweise bei der Härteprüfung.....	39
Abbildung 5.5: Bereich der Korngrößenanalyse.....	40
Abbildung 6.1: Makroskopische Nahtoberfläche (Vorderseite) und Detailansicht.....	41
Abbildung 6.2: Detailansicht Nahtoberfläche (Vorderseite).....	42
Abbildung 6.3: Makroskopische Nahtoberfläche (Hinter- und Stirnseite).....	42
Abbildung 6.4: Laserschweißnaht.....	43
Abbildung 6.5: Grundwerkstoff (Detail 1)	43
Abbildung 6.6: Wärmeeinflusszone	44
Abbildung 6.7: Schweißgut der letzten Lage (Detail 4)	44

Abbildung 6.8:	Schweißgut in mittigen Lagen der Naht (Detail 2)	45
Abbildung 6.9:	Schweißgut in mittigen Lagen der Naht (Detail 3)	45
Abbildung 6.10:	Härteverlauf der Schweißprobe.....	46
Abbildung 6.11:	Ti-6Al-4V bei 1065 °C gegläht und in Wasser abgeschreckt [DON00].....	47
Abbildung 6.12:	Einfluss durch mehrlagiges Schweißen.....	48
Abbildung 6.13:	Ti-6Al-4V oberhalb ϑ_{β} gegläht und an Luft abgekühlt, 200x [BOY94].....	48
Abbildung 6.14:	mechanisch verformte Naht (beidseitiges Hämmern)	50
Abbildung 6.15:	mechanisch verformte Naht im Querschliff (Hämmern)	50
Abbildung 6.16:	mechanisch verformte Naht im Detail (Hämmern)	51
Abbildung 6.17:	mechanisch verformte Naht (Stauchen)	51
Abbildung 6.18:	mechanisch verformte Naht im Querschliff (Stauchen).....	52
Abbildung 6.19:	mechanisch verformte Naht im Detail (Stauchen)	52
Abbildung 6.20:	Verformungsgrad über Stauchkraft	53
Abbildung 6.21:	Härteverlauf nach Verformung	53
Abbildung 6.22:	Ausweichrichtungen des Materials durch Verformung.....	54
Abbildung 6.23:	Schematische Darstellung des Einflusses von Temperatur und Dehngeschwindigkeit auf die Spannung für Gleitung und Zwillingsbildung [KRÜ01]	55
Abbildung 6.24:	Umformbereiche für sehr gut bis schlecht kaltumformbare Werkstoffe [EBE08].....	56
Abbildung 6.25:	Naht nach WB im Ofen (960°C / 1h)	57
Abbildung 6.26:	SG nach WB im Ofen (960°C / 1h) (Detail 1)	58
Abbildung 6.27:	Bereich zwischen WEZ und Bereich globularer Körner (960°C / 1h) (Detail 2)	58
Abbildung 6.28:	Spitze SG nach WB im Ofen (960°C / 1h) (Detail 3).....	59
Abbildung 6.29:	Naht nach WB im Ofen (880°C / 1h)	59
Abbildung 6.30:	SG nach WB im Ofen (880°C / 1h) (Detail 4)	60
Abbildung 6.31:	SG nach WB im Ofen (820°C / 1h).....	60
Abbildung 6.32:	Naht ohne mechanische Behandlung nach WB im Ofen (960°C / 1h)	61
Abbildung 6.33:	(960°C / 1h) (Detail 5)	61
Abbildung 6.34:	Naht nach WB im Ofen (980°C / 1h)	62
Abbildung 6.35:	SG nach WB im Ofen (980°C / 1h) (Detail 6)	62
Abbildung 6.36:	SG nach WB im Ofen (980°C / 1h) (Detail 7)	62
Abbildung 6.37:	Korngröße im SG und GW in Abhängigkeit von der Temperatur	64

Abbildung 6.38: Härteverlauf nach WB (860°C bis 920°C)	65
Abbildung 6.39: Härteverlauf nach WB (940°C bis 1000°C).....	65
Abbildung 6.40: Naht nach WB im Ofen (960°C / 1h) $\varphi = 19\%$	66
Abbildung 6.41: verformter Bereich nach WB (960°C / 1h) (Detail 1).....	66
Abbildung 6.42: unverformter Bereich nach WB (960°C / 1h) (Detail 2).....	67
Abbildung 6.43: Naht nach WB im Ofen (960°C / 1h) $\varphi = 40\%$	67
Abbildung 6.44: Korngröße im SG in Abhängigkeit von dem Verformungsgrad	68
Abbildung 6.45: Vergleich Härte nach WB (960°C / 1h und 900°C / 1h)	68
Abbildung 6.46: feinkörnige Mikrostruktur von Ti-6Al-4V (rekristallisiert bei 800°C): a) LM, b) TEM [LÜT07]	69
Abbildung 6.47: Ti-6Al-4V oberhalb ϑ_{β} gegläht und langsam abgekühlt, 500x [DON00].....	70
Abbildung 6.48: Ti-6Al-4V oberhalb ϑ_{β} gegläht und langsam abgekühlt (Ofenabkühlung), 200x [BOY94]	71
Abbildung 6.49: Spitze Schweißgut	72
Abbildung 6.50: Abschleifen der verformten Schweißnaht	74
Abbildung 6.51: Auftragsschweißung nach Verformung	75
Abbildung 6.52: Naht nach WB mittels Schweißwärme (eine neue Schweißlage)	75
Abbildung 6.53: WEZ_{SG} (eine neue Schweißlage).....	76
Abbildung 6.54: WEZ_{SG} (Detail 1)	76
Abbildung 6.55: neue Schweißlage (Detail 2)	77
Abbildung 6.56: Naht nach WB mittels Schweißwärme (mehrere neue Schweißlagen)	77
Abbildung 6.57: WEZ_{SG} (mehrere neue Schweißlagen)	78
Abbildung 6.58: WEZ_{SG} (Detail 3)	78
Abbildung 6.59: Korngröße in WEZ_{SG}	79
Abbildung 6.60: Härte in der WEZ_{SG}	79
Abbildung 6.61: Ti-6Al-4V oberhalb ϑ_{β} gegläht und in Wasser abgeschreckt, 200x [BOY94].....	80
Abbildung 6.62: Prozess für lamellare Mikrostruktur von $\alpha+\beta$ Titanlegierungen nach [LÜT07]	82

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1:	Einteilung der Legierungselemente [BLO08].....	9
Tabelle 2.2:	Gefügeeinfluss auf einige Eigenschaften von Ti-Legierungen [PET02].....	11
Tabelle 4.1:	Ofenfahrten nach Hämmern.....	33
Tabelle 4.2:	Ofenfahrten nach Stauchen	33
Tabelle 4.3:	Ablauf von Schleifen und Polieren der Schweißproben [SCHR10] ...	34
Tabelle 4.4:	Präparations- und Ätzrezepte [PET94].....	34
Tabelle 5.1:	Korngrößenklassen nach ASTM [AST96].....	37
Tabelle 6.1:	Breite Lamellen und heller Saum zwischen den lamellaren Bereichen im SG.....	63

1 Einleitung

Unternehmen, wie die Lufthansa Technik (LHT), müssen sich dem globalen Wettbewerb stellen. In Folge der globalen technischen Weiterentwicklung sind sie zur stetigen Verbesserung ihrer Prozesse und Produkte gezwungen, um im Wettbewerb bestehen zu können. Hier bietet die Optimierung werkstofftechnischer Lösungen ein weites Arbeitsgebiet. Vor allem durch hohe spezifische Festigkeit sowie außerordentlich gute Korrosionsbeständigkeit zeichnen sich Werkstoffe auf Titanbasis aus. Titanwerkstoffe werden aufgrund ihrer hervorragenden Eigenschaftskombination insbesondere im Luft- und Raumfahrzeugbau eingesetzt.

Nachteilig an Titanbasisbauteilen sind die relativ hohen Werkstoff- bzw. Herstellungskosten. Aus diesem Grund ist es von Bedeutung, die Herstellungszahl möglichst gering zu halten. Fast ausnahmslos ist dies über Optimierung von Reparaturverfahren möglich. Einen festen Platz in industriellen Fertigungssystemen haben moderne Bearbeitungsverfahren mit Lasern. Sie entsprechen dem Anforderungsprofil flexibler und automatisierbarer Prozesse gut.

Die Fanschaufeln von Triebwerken verschleifen durch Regen, Hagel, Sand, Staub und größere Fremdkörper im Flugbetrieb. Dadurch verkleinert sich die sogenannte Sehnenlänge, welche die Breite von Vorder- bis Hinterkante der Schaufel bestimmt. Im Flugbetrieb ist eine zu geringe Sehnenlänge der Schaufel nicht zugelassen. Die Schaufeln müssen ausgetauscht oder repariert werden. Zur Reparatur wird unter anderem das Laserstrahlschweißen eingesetzt. Schweißen im Allgemeinen erzeugt Verzug der Schaufeln und nachteilige Gefügestrukturen in der Naht. Diese sind durch einfache Wärmebehandlungen nicht rückgängig zu machen. Als Folge bringen die Schweißverfahren eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften mit sich. Diese Effekte werden bei Laserverfahren im Vergleich zu konventionellen Verfahren reduziert, bleiben aber prinzipiell bestehen.

Ziel dieser Arbeit ist durch eine Kombination aus mechanisch-thermischer Behandlung die Mikrostruktur der Schweißnaht zu ändern und damit die mechanischen Eigenschaften zu verbessern.

2 Stand von Wissenschaft und Technik

2.1 Triebwerk CFM56-5A

Der Triebwerkshersteller CFM International ist ein Joint Venture, das zu gleichen Teilen von den beiden Triebwerksherstellern Snecma und General Electric gegründet wurde. 1988 entwickelte CFM International das Triebwerk CFM56-5A. Heute existieren weltweit mehr als 1.100 dieser Triebwerke mit über 40 Millionen absolvierten Flugstunden. Es wird in über 500 Flugzeugen des Typs Airbus A319 und A320 eingesetzt [CFM11a]. In Abbildung 2.1 ist das CFM56-5A Triebwerk dargestellt.

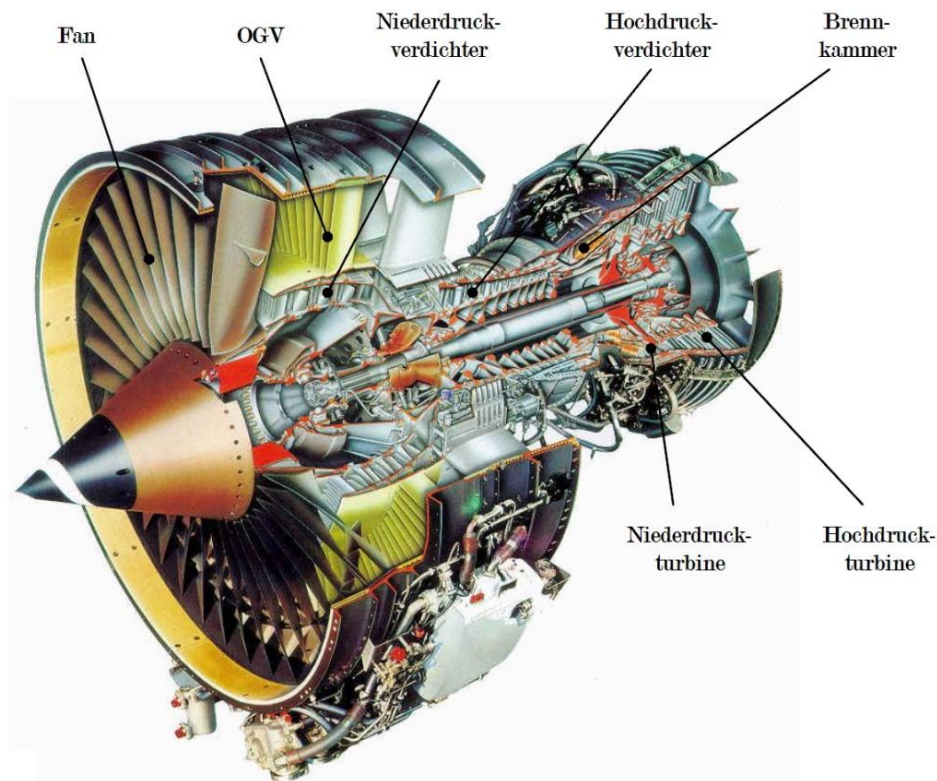


Abbildung 2.1: Darstellung des CFM56-5A Triebwerks [CFM11b]

Es ist ein Zweistromtriebwerk. Zweistromtriebwerke werden auch als Bypass-, Bläser-, Zweikreis- oder Turbofantriebwerke bezeichnet. Ein vorgelagerter, ummantelter Fan saugt Luft über den Triebwerkseinlauf an und verdichtet diese vor. Dies zeichnet Zweistromtriebwerke aus. Der Fan leistet den Hauptanteil am Schub des Triebwerks. Bis zu 25000 Pfund (111 kN) beträgt der Schub beim Start eines CFM56-5A1 [CFM11b].

Der Luftstrom wird hinter dem Fan in Primär- und Sekundärluftstrom geteilt. In das Kerntriebwerk wird der Primärluftstrom geführt. Dieser wird vorerst in dem vierstufigen Niederdruckverdichter und nachstehendem neunstufigen Hochdruckverdichter komprimiert. Brennstoff bzw. Kerosin wird in der nachfolgenden Brennkammer zugemischt. Das Brennstoff-Luft-Gemisch wird dort anschließend verbrannt und dehnt sich aus. Infolge der Verbrennung wird Energie frei, die durch die offene Brennkammer eine Volumenvergrößerung erzeugt. Um das vier- bis fünffache seines ursprünglichen Volumens dehnt sich das Fluidvolumen infolge der Verbrennung aus. Die anschließende Hochdruckturbine und vierstufige Niederdruckturbine wandeln die Energie des Fluides durch Entspannung in Wellenleistung um. Mit dieser Wellenleistung werden der Fan und die Schaufeln des Verdichters angetrieben. Die restliche Energie des Primärluftstroms wird in Schub umgewandelt.

Ein sogenannter vereinfachter Vergleichsprozess ist in Abbildung 2.2 als Joule-Prozess dargestellt. Abbildung 2.3 verdeutlicht diesen Arbeitsablauf der grundlegenden Zustandsänderung am Beispiel eines Turbojettriebwerks.

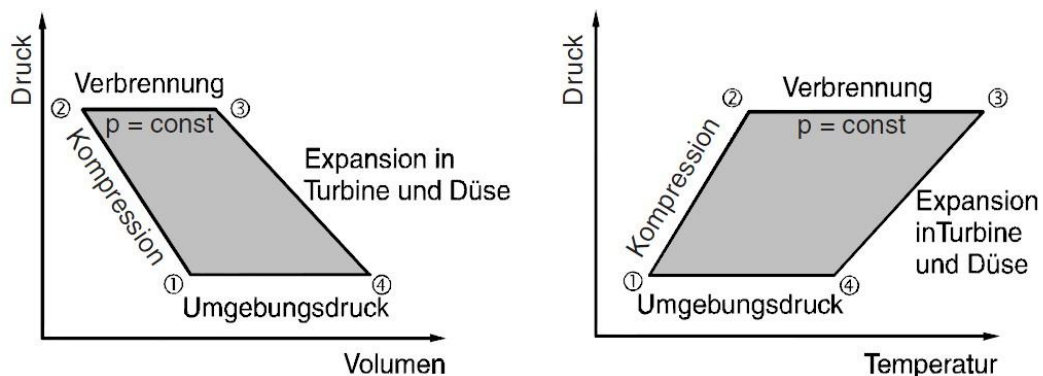


Abbildung 2.2: Vereinfachte Darstellung des Arbeitsprozesses als Joule-Prozess in PV- und PT-Diagramm [BRÄ09]

Eine wichtige Größe für die nutzbare Leistung ist die Temperatur am Turbineneintritt. Nur bedingt nutzbar ist eine erhöhte Verbrennungstemperatur. Denn sowohl die maximale Turbineneintrittstemperatur als auch die Brennkammertemperatur sind durch Materialeigenschaften begrenzt. Bei maximal 1700 K liegen übliche Turbineneintrittstemperaturen. Die Verbrennungstemperaturen (ca. 2300 K) liegen deutlich über den zulässigen Temperaturen. Darum werden die erste Stufe der Hochdruckturbine und die Brennkammer mit der Luft des Sekundärstroms gekühlt.

Am Kerntriebwerk wird der Sekundärluftstrom vorbei geführt. Nachgelagerte Statoren (engl. Outlet Guide Vane (OGV)) sorgen dafür, dass der Luftstrom axial ausgerichtet

wird. Im Anschluss verlässt dieser (auch als Mantelluftstrom bezeichnet) durch eine Austrittsdüse das Triebwerk [BRÄ09].

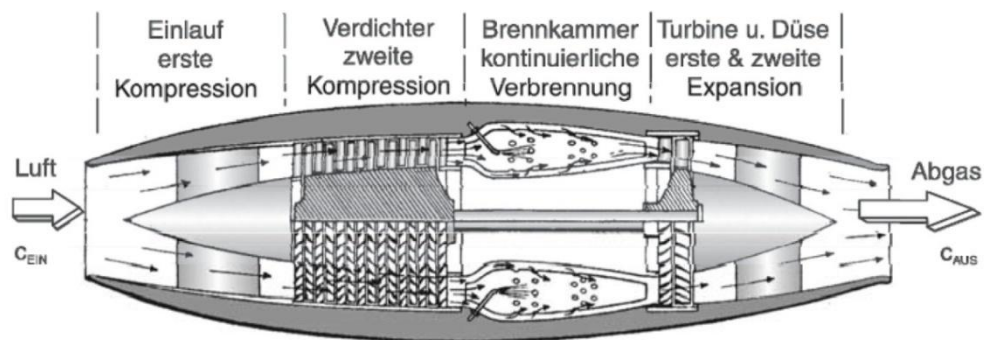


Abbildung 2.3: Arbeitsablauf der grundlegenden Zustandsänderung am Beispiel eines Turbojettriebwerks [BRÄ09]

Es handelt sich um ein klassisches Zwei-Wellentriebwerk. Sowohl Fan als auch Niederdruckverdichter werden von der Niederdruckturbine angetrieben. Die Hochdruckturbine treibt den Hochdruckverdichter an. Durch Wellen sind diese Baugruppen miteinander verbunden. Der Vorteil an dem Zweiwellenkonzept liegt in der möglichen Absenkung der Fandrehgeschwindigkeit im Vergleich zum Hochdruckteil.

Ausschließlich der Fan und dessen Fan Blades sind für die Betrachtung in dieser Diplomarbeit von Bedeutung.

2.2 Fan Blades

2.2.1 Gestalt und Funktion

Aus 36 einzelnen Laufschaufeln bzw. Fan Blades und einer Fandisk besteht der Fan des CFM56-5A Triebwerks. In einer Schwalbenschwanzfassung (auch Schalbenschwanzfuß genannt) sind die Fan Blades in der Fandisk mit geringem Spiel eingefasst.

Bei den Fan Blades des CFM56-5A handelt es sich um transsonische Verdichterschaufeln. Bei transsonischen Verdichtern ist die Zuströmung zur Beschauflung im Nabenbereich im Unterschall. Im Gehäusebereich liegt die Zuströmung zur Beschauflung im Überschall. Maßgebend ist bei transsonischen Verdichtern das Strömungsfeld in der Schaufelzuströmung zwischen Nabe und Gehäuse [BRÄ09].

Das Fan Blade des CFM56-5A ist ein sogenanntes „High Aspect Ratio Blade“. Das bedeutet, dass das Verhältnis von Schaufelhöhe zur Sehnenlänge sehr groß ist [ROL96]. In Abbildung 2.4 ist das CAD Modell eines Schaufelprofils dargestellt. Es sind Mehrseitenansichten abgebildet.



Abbildung 2.4: CAD Modell eines Schaufelprofils des Triebwerks CFM56-5A [FAB09]

2.2.2 Schaden und Verschleiß an Profilvorderkanten

Die Laufschaufeln des Fan sind keine lebensdauerbegrenzten Bauteile. Das besagt, dass es keinen vorgegebenen Zeitrahmen gibt, den das Fan Blade maximal eingesetzt werden darf. In jeder Sekunde werden 397 Kilogramm Luft durch den Fan bei vollem Schub befördert [SCHR10]. Das Triebwerk saugt durch den hohen Luftmassenstrom je nach Wetterlage und Entfernung zum Boden unterschiedlich viele in der Luft befindlichen Partikel und Schwebeteilchen wie zum Beispiel Wassertropfen, Hagelkörner, Sand, Schmutz und Staub an. In der Nähe des Bodens ist die Luft kontaminiert. Durch den Triebwerkseinlaufwirbel werden verstärkt Schmutzteilchen und Fremdkörper angesaugt. Ein großer Teil der Objekte niedriger Masse passiert problemlos den Strömungskanal zwischen den Schaufeln. Die verbleibenden Objekte prallen trotz ihrer geringen Masse mit relativ hoher Energie auf die Schaufeloberfläche. Dies verursacht keine unmittelbar kritische Schädigung des Bauteils. Insbesondere an der Profileintrittskante bzw. Eintrittskante führt dies zu einem unerwünschten Materialabtrag abrasiver Wirkung. Dies wird als Erosion (Verschleiß) bezeichnet.

„Verschleiß ist der fortschreitende Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers (Grundkörper), hervorgerufen durch mechanische Ursachen, d.h. Kontakt- und Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers.“ [GRO07]

Aber auch an den Schaufelflanken und der Profilhinterkante bzw. Austrittskante entsteht Erosion. Die Intensität des Verschleißes hängt von Aufprallgeschwindigkeit und Härte sowie dem Aufprallwinkel der Partikel ab [SUL11]. Die Erosion beeinträchtigt mit zunehmendem Schädigungsgrad die Aerodynamik des Schaufelprofils und damit die Leistung des Fan. Kontinuierlich reduziert sich die Sehnenlänge (engl. Chord Length) des Schaufelprofils. Die Partikel werden beim Ansaugen durch Zentrifugalkräfte nach außen getragen. Folge ist, dass der Materialabtrag mit zunehmendem Radius deutlich zunimmt. In Abbildung 2.5 ist das Abstumpfen bzw. die stetig ansteigende Oberflächenrauigkeit im Bereich der Profilvorderkante dargestellt.

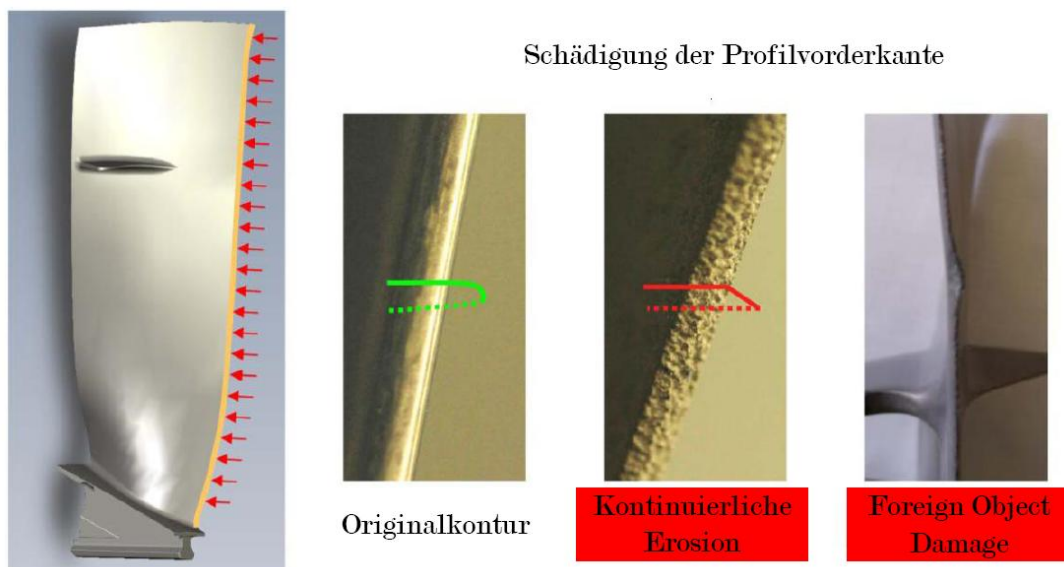


Abbildung 2.5: Schadensbilder durch Erosion und FOD an Fan Blades [DOR10]

Insbesondere im Bereich Start- und Landebahn besteht das Risiko einer Ansaugung von Fremdkörpern mit relativ großem Volumen und/oder einer relativ großen Masse. Steine, Werkzeuge, Wartungstools oder auch abgefallene Teile von zuvor gestarteten oder gelandeten Flugzeugen zählen dazu. Aufgrund ihrer Abmaße können diese Objekte das Schaufelgitter oft nicht passieren und treffen mit großer Energie auf die Beschauflung. Zu den häufigsten Ursachen für Fremdkörperschäden bzw. FOD (Foreign Object Damage) zählt der Vogelschlag. Durch den Aufprall werden Bauteilbelastungen verursacht, die die Streckgrenze oder sogar die Zugfestigkeit des Bauteilwerkstoffs überschreiten. Dies führt zu einer plastischen Verformung (Abbildung 2.5) oder einem

Totalversagen des Bauteils. Auch Schaden durch FOD ist überwiegend durch die Zentrifugalkräfte im äußeren Bereich der Fan Blades zu finden.

Im Rahmen der Re-Konturierung (Fan-Blade-Überholung) der Profileintrittskante der Fan-Beschaufelung des Motormusters CFM56-5A ist gemäß ESM (Engine Shop Manuel) eine Überprüfung der Profelsehnenlänge durchgeführt worden. In Abbildung 2.6 sind neun Höhengschnitte durch das Fan Blade eingezeichnet. Das reale Abnutzungsbild der Profileintrittskante der Fan Blades ist dargestellt. Vermessen wurden dabei 1303 Fan Blades. Die rote Kurve stellt die durchschnittliche Abweichung der Profelsehnenlängen vom Neuteil aller vermessenen Schaufeln dar. Die durchschnittliche Abweichung je Höhengschnitt, wobei nur Fan Blades mit Abweichungen außerhalb des Limits (Maßunterschreitung) betrachtet wurden, ist durch die grüne Kurve dargestellt. Die Profelsehnenlängenverkürzung verläuft näherungsweise linear. Eine minimale Verkürzung wird in der Nähe der Nabe, die maximale Verkürzung an der Spitze des Blattes erreicht.

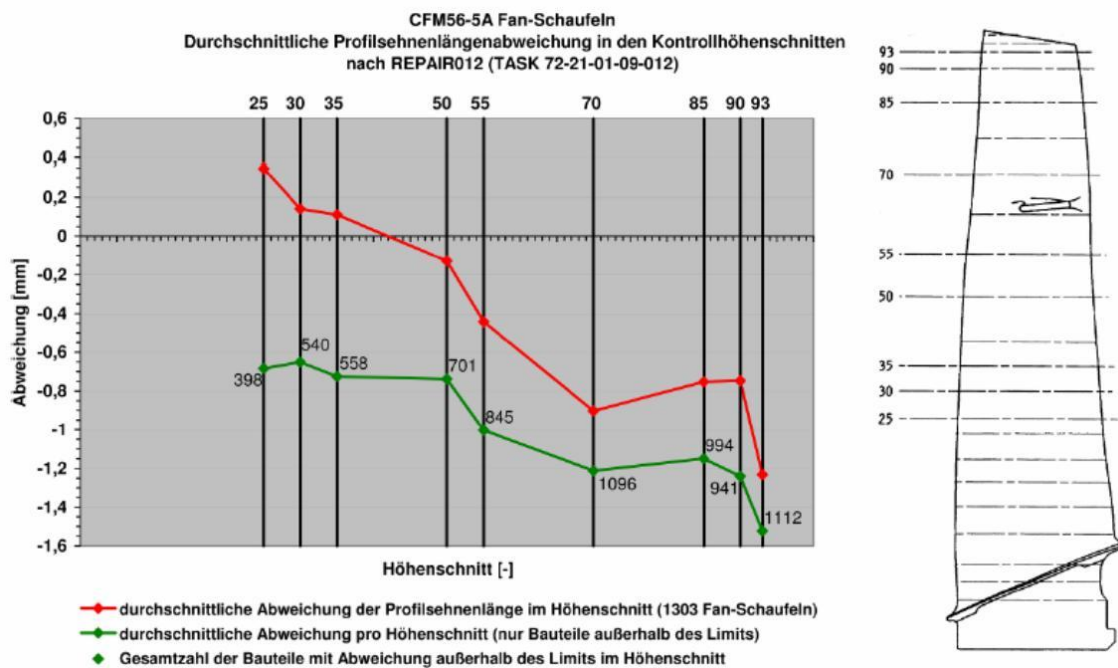


Abbildung 2.6: Profelsehnenabweichung einer Fan-Blade-Überholung [FAB09]

2.2.3 Werkstoffe

Fan Blades werden im Allgemeinen aus metallischen Legierungen geschmiedet. Das oberste Kriterium für den Fan-Blade-Werkstoff ist eine hohe spezifische Festigkeit. Außerdem soll der Werkstoff ein ausreichendes Elastizitätsverhalten aufweisen. Materialwissenschaftlich noch weiter entwickelt wurden die neuen Triebwerke. Ziel war es,

größere Fandurchmesser modellieren zu können. Ein Konstruktionskriterium ist auch der Wegfall der Midspan-Shrouds, weil in diesem Bereich die höchsten Druckverluste auftreten. Um stabile und hohe Fan Blades ohne Midspan-Shrouds zu modellieren, ist es notwendig, die Schaufelsehnenlänge zu vergrößern. Die sogenannten Wide-Chord-Fan-Blades bewirken weniger Strömungsverluste und eine relative Lärmabnahme. Des Weiteren verfügen diese über eine bessere Vogelschlagtoleranz.

Ein klassisches Modell des 20ten Jahrhunderts ist das Fan Blade vom Triebwerk CFM56-5A. Es besteht vollständig aus Titan. Titanlegierungen gelten als ein noch sehr junger Werkstoff. Die ersten Legierungen wurden Ende der 1940er Jahre entwickelt. Hierzu gehört auch die klassische Titanlegierung Ti-6Al-4V. Heute deckt sie einen Großteil der Anwendungen in der Luftfahrttechnik ab [BRÄ09]. Auch das Fan Blade vom CFM56-5A ist komplett aus dieser Titanlegierung.

2.3 Titanlegierung Ti-6Al-4V

2.3.1 Physikalische Eigenschaften und Kristallstruktur

Titan (Ti) ist ein unedles Metall und befindet sich als Element der 4. Nebengruppe des Periodensystems der Elemente an der 22. Position (Übergangselement). Es zählt mit einer Dichte von $4,51 \text{ g/cm}^3$ noch zu den Leichtmetallen. Titan ist nicht magnetisierbar. Es zeigt im Vergleich mit anderen Leichtmetallen nur eine geringe Wärmeausdehnung. Außerdem weist es eine relativ hohe Schmelztemperatur von 1660 °C auf. Aufgrund der hohen Affinität zu Sauerstoff entsteht bereits bei geringen Konzentrationen von umgebenden Medien eine dichte Oxidschicht (TiO_2). Gegenüber aggressiven Medien verleiht diese Oxidschicht Titanwerkstoffen eine außergewöhnlich hohe Korrosionsbeständigkeit. Eine Neubildung erfolgt bei Verletzungen der passivierenden Schicht unter oxidierenden Bedingungen. Des Weiteren tritt bei erhöhter Temperatur verstärkte Sauerstoffaufnahme ein.

Titan ist ein polymorphes Metall und hat zwei allotrope Gittermodifikationen. Jede Modifikation ist nur innerhalb eines bestimmten Temperaturintervalls stabil. Bei Raumtemperatur liegt es in hexagonaler Atomstruktur und ist in dichtester Kugelpackung angeordnet (hcp bzw. hexagonal dichteste Packung), das sogenannte α -Titan. Oberhalb von 882 °C kommt es zu einer allotropen Umwandlung. Die Hochtemperaturphase kristallisiert in ein kubisch raumzentriertes Gitter (krz) und wird β -Titan genannt. Die Umwandlungstemperatur wird β -Transustemperatur ϑ_β genannt [BLO08, PET02, SCHW05].

Das Werkzeug wird bei spanender Bearbeitung von Titan thermisch hoch belastet. Durch die hohe Dichte, die geringe Wärmeleitfähigkeit und die geringe Wärmekapazität ist eine Kühlmittelzufuhr erforderlich. Fördernd für die Haltbarkeit des Werkzeugs sind im Allgemeinen eine geringe Schnittgeschwindigkeit sowie große Vorschübe. Die Oberfläche von Titan wird beim Schleifen aufgrund erhöhter Reibung erhitzt. Dadurch kann die Oberfläche verbrennen oder verschmieren. Es kann bei zu hohem Temperatureintrag zu Mikrorissen im Material führen und die Dauerfestigkeit verringern.

Titanlegierungen zeichnen sich primär durch zwei Eigenschaften aus: hohe spezifische Festigkeit und sehr gute Korrosionsbeständigkeit. Die Raumstruktur bestimmen die Legierungselemente. Diese lassen sich in neutral, α -stabilisierend und β -stabilisierend einteilen. Der Zusatz von Aluminium oder Sauerstoff begünstigen eine hexagonale Kristallstruktur (α -Gefüge). Vanadium fördert die kubisch raumzentrierte Kristallstruktur (β -Gefüge). Anhand der Zustandsdiagramme, die in Abbildung 2.7 dargestellt sind, wird dies verdeutlicht. Weitere Legierungselemente sind in Tabelle 2.1 dargestellt.

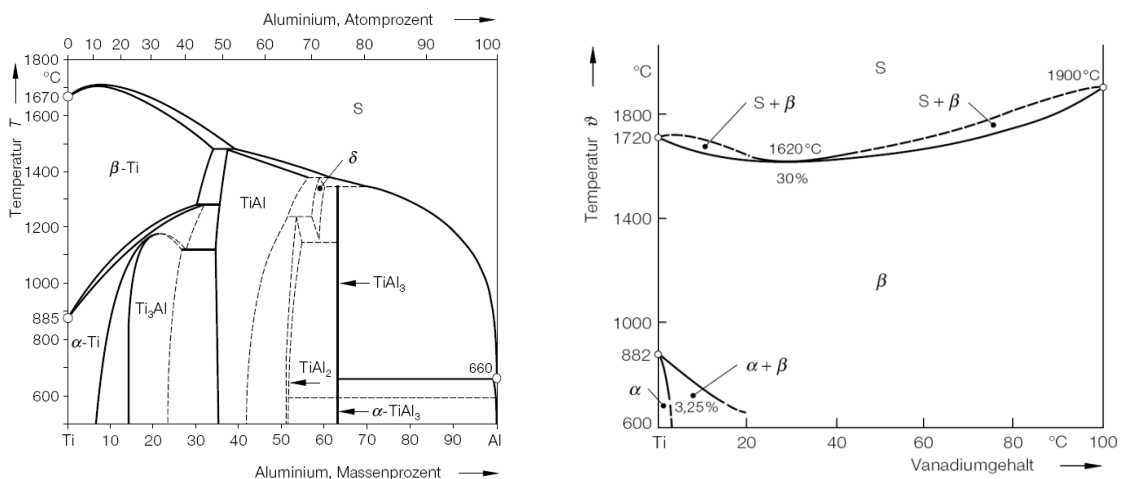


Abbildung 2.7: Zustandsdiagramm Titan-Aluminium und Titan-Vanadium [BAR08]

Tabelle 2.1: Einteilung der Legierungselemente [BLO08]

Neutral	α -stabilisierend	β -stabilisierend
Sn, Zr	Al, O, N, C	MO, V, Ta, Nb, H, Fe, Mn, Cr, Co, Ni, Cu, Si

Durch den Zusatz von einem Drittel Aluminium wird die Phasengrenze für α -Titan von 882 °C auf 1240 °C angehoben. Die α -Phase wird somit stabilisiert. Der Zusatz von einem Drittel Vanadium bewirkt, dass die β -Phase auch bei Raumtemperatur stabil ist [SCHR10]. Im Bereich von 3,25 % bis 20 % Vanadium bildet sich ein $\alpha + \beta$ Gefüge

aus. Die Einteilung der Titanlegierungen erfolgt im Allgemeinen in α -, β - und $\alpha + \beta$ Legierungen. Die α -Legierungen sind leichtgewichtig. Die β -Legierungen haben schwerere Legierungselemente, dadurch können sie höhere Festigkeiten haben. Die $\alpha + \beta$ Legierungen nutzen die Eigenschaften beider Legierungen aus und weisen ein sehr ausgewogenes mechanisches Eigenschaftsprofil auf. Weiterhin können die Near- α - und metastabilen β -Legierungen genannt werden. In Abbildung 2.8 ist schematisch ein dreidimensionales Zustandsschaubild dargestellt, welches die Kombination zweier Zustandsdiagramme mit jeweils einem α - und einem β -stabilisierendem Element (Al bzw. V).

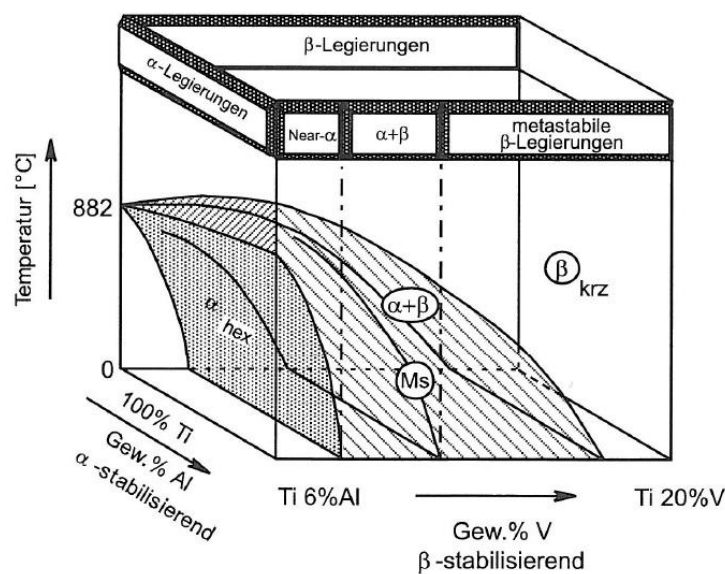


Abbildung 2.8: Dreidimensionales Zustandsschaubild zur Klassifizierung der Ti-Legierungen (schematisch) [PET02]

Bei diesem Zustandsdiagramm zählen zu den α -Legierungen sowohl Reintitan als auch Legierungen, die ausschließlich α -stabilisierende und/oder neutrale Elemente enthalten. Von Near- α -Legierungen spricht man, wenn geringe Mengen an β -stabilisierenden Elementen hinzu legiert. Anschließend folgen die $\alpha + \beta$ Legierungen, die bei Raumtemperatur einen Volumenanteil von circa 5-40 % aufweisen. Wird der Volumenanteil an β -stabilisierenden Elementen weiter erhöht, befindet man sich noch im Zweiphasengebiet. Wenn allerdings sich die β -Phase nicht mehr durch Abschrecken martensitisch umwandeln kann, handelt es sich um metastabile β -Legierungen. Die einphasigen β -Legierungen bilden die letzte Gruppe [BLO08, PET02, SCHW05].

Die β -Transustemperatur von der Titanlegierung Ti-6Al-4V liegt bei $(1000 \pm 20)^\circ\text{C}$. Ti-6Al-4V lösungsgeglüht hat eine Streckgrenze $R_{p0,2}$ von 830 MPA, eine Zugfestigkeit

R_m von 900 MPa, eine Bruchdehnung A_5 von 10 % und ein Elastizitätsmodul E von 110 GPa [DON00, VAL11].

2.3.2 Gefügestrukturen

Die Gefügestruktur übt einen nachhaltigen Einfluss auf die Eigenschaften von Titanlegierungen aus. Man versteht unter dem Gefüge in diesem Zusammenhang bei den fast immer zweiphasig vorliegenden Titanlegierungen primär die Größe und Anordnung der beiden Phasen α und β . Es gibt zwei extreme Formen der Phasenordnung: das lamellare und das globulare Gefüge. Das lamellare Gefüge entsteht durch einfache Abkühlung aus dem β -Gebiet. Das globulare Gefüge entsteht als Resultat eines Rekristallisationsprozesses. Sowohl feiner als auch in grober Verteilung können beide Gefügetypen vorliegen. Der Einfluss der Gefügetypen auf das mechanische Verhalten von Titanlegierungen ist als Zusammenfassung allgemeingültiger Aussagen verschiedener Versuche in Tabelle 2.2 dargestellt. Die Tabelle bildet qualitativ zum einen die Phasengröße (feine und grobe Gefüge) im Vergleich einige ausgewählte mechanische Eigenschaften beeinflussen ab. Zum anderen ist die Phasenordnung (lamellare und globulare Gefüge) im Vergleich dargestellt. Feine Gefüge erhöhen Festigkeit und Duktilität. Sie verzögern Rissbildung und sind Voraussetzung für superplastisches Verhalten. Grobe Gefüge sind beständiger gegen Kriechen und Rissausbreitung. Globulare Gefüge beweisen häufig höhere (Dauer-)Festigkeiten und Bruchdehnungen und werden bei superplastischer Verformung bevorzugt. Lamellare Strukturen haben höhere Widerstände gegen Kriechen und Ermüdungsrissausbreitung. Das bimodale Gefüge stellt eine Kombination aus lamellarem und globularem Gefüge. Es hat ein sehr ausgewogenes mechanisches Verhalten [PET02, SCHW05].

Tabelle 2.2: Gefügeeinfluss auf einige Eigenschaften von Ti-Legierungen [PET02]

fein	grob	Eigenschaft	lamellar	globular
O	O	Elastizitätsmodul	O	+/- (Textur)
+	-	Festigkeit	-	+
+	-	Duktilität	-	+
-	+	Bruchzähigkeit	+	-
+	-	Rissbildung	-	+
-	+	Rissausbreitung	+	-
-	+	Zeitstandfestigkeit	+	-
+	-	Superplastizität	-	+
+	-	Oxidationsverhalten	+	-

+ Verbesserung; - Verschlechterung; O ohne Einfluss

Unterschiedliche Gefüge werden grundsätzlich durch thermomechanische Behandlungen eingestellt: Lösungsglüh-, Verformungs-, Rekristallisations-, Auslagerungs- und Spannungsfreiglühbehandlung. In Abbildung 2.9 sind diese thermomechanischen Behandlungen schematisch skizziert [PET02, SCHW05].

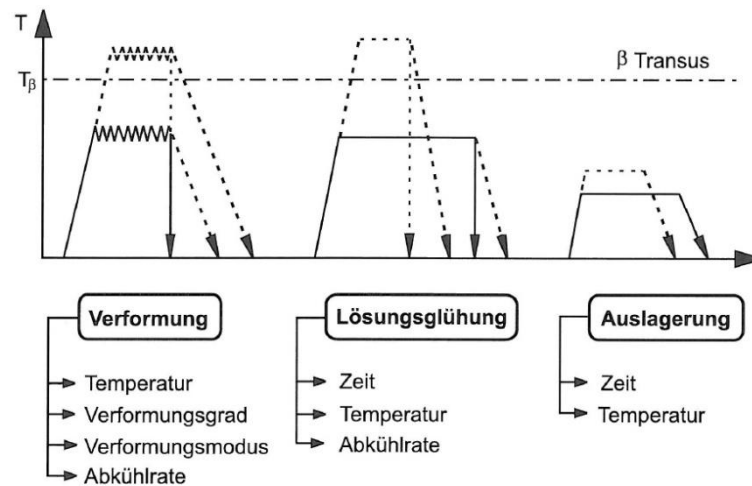


Abbildung 2.9: Thermomechanische Behandlungen von Titanlegierungen [PET02]

2.3.2.1 Lamellare Gefügestrukturen

Die β -Transustemperatur ist ein zentraler Punkt der thermomechanischen Behandlung. Diese trennt das einphasige β -Gebiet von dem zweiphasigen ($\alpha + \beta$)-Gebiet. Ein lamellares Gefüge entsteht durch langsames Abkühlen oberhalb des β -Transus. Beim Unterschreiten der Transustemperatur bilden sich die α -Lamellen zunächst an den β -Korngrenzen. Sie wachsen radial in das β -Korn.

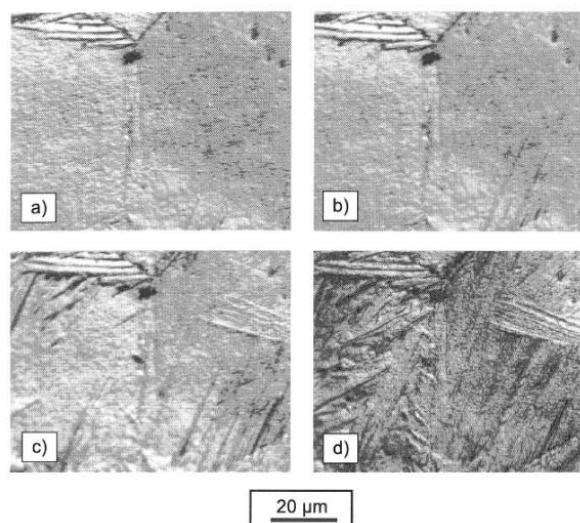


Abbildung 2.10: Abkühlung aus dem β -Gebiet bei der Legierung Ti-6Al-4V (Hochtemperatur-Lichtmikroskopie) [PET02]

In Abbildung 2.10 ist dies am Beispiel der Legierung Ti-6Al-4V in einer hochtemperaturmikroskopischen Bildfolge dargestellt. Die Lamellen sind abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit fein oder grob angeordnet.

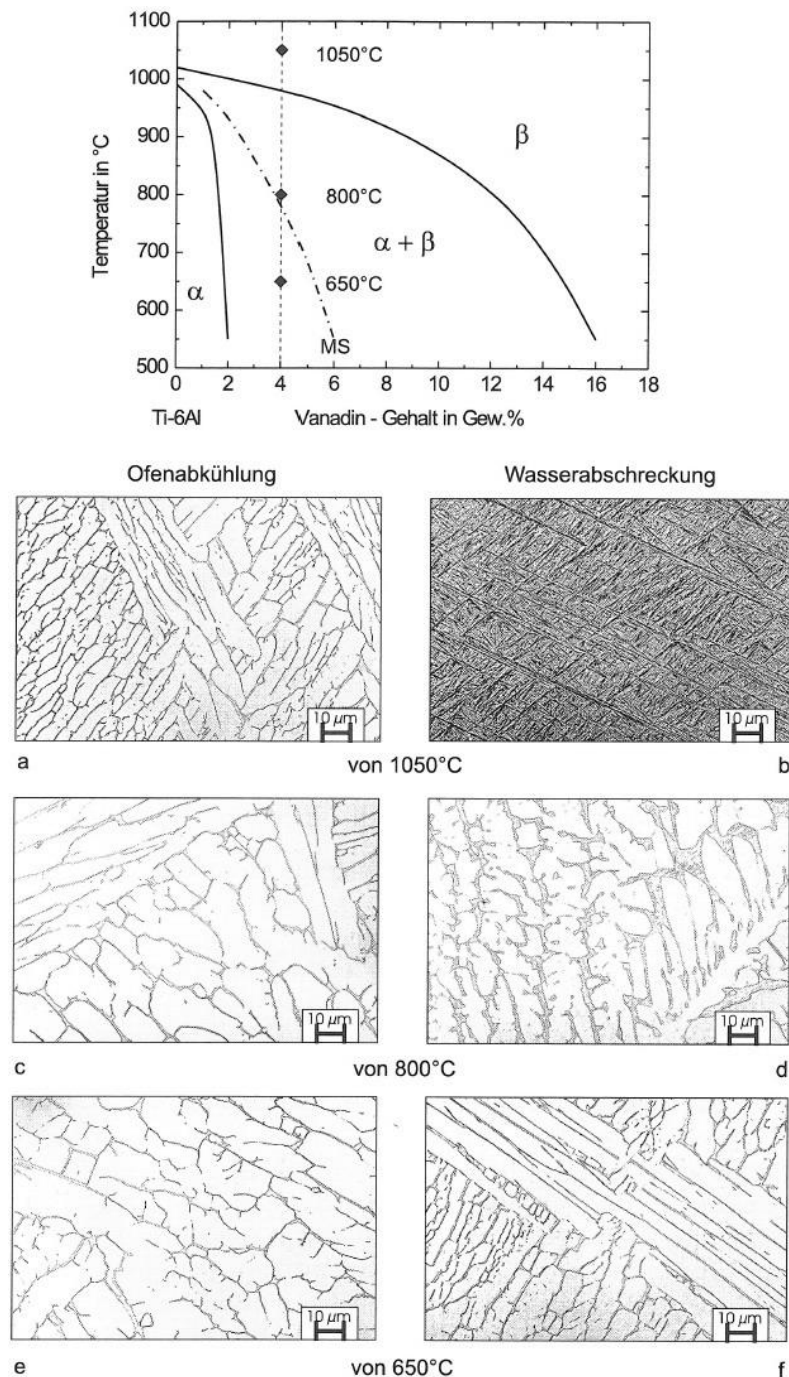


Abbildung 2.11: Schnitt durch das ternäre System Ti-Al-V für 6 Gew.-% Al, schematisch; LM-Gefügebilder der Legierung Ti-6Al-4V nach langsamer Ofenabkühlung (50 °C/h) und Wasserabschreckung [PET02]

Bei langsamer Abkühlung entstehen rein lamellare Gefüge mit großem Lamellenabstand (Abbildung 2.11a). Bei Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit wird dieser Abstand

kleiner. Durch schnelles Abschrecken findet eine martensitische Umwandlung der β -Phase statt. Dabei entsteht ein feinnadeliges bzw. feinspießiges Gefüge (Abbildung 2.11b). Im Vergleich zur martensitischen Umwandlung bei Stählen kommt es hierbei jedoch nicht zu Gitterverspannungen. Es findet keine Werkstoffversprödung statt und der Härteeinfluss ist eher gering (geringe Festigkeitssteigerung). Im Zweiphasengebiet ändert sich unter Gleichgewichtsbedingungen (d.h. bei vollständigem Diffusionsausgleich) die chemische Zusammensetzung der α - und β -Phase mit abnehmender Temperatur. An der β -Phase reichert sich das Vanadium an und stabilisiert die sie auch bis hin zu niedrigeren Temperaturen. Gleichzeitig hat sich das Aluminium an der α -Phase angereichert. Die Gefügeausbildung ist abhängig von der Höhe der Abkühlgeschwindigkeit. In den Abbildung 2.11a, c, e ist die Gefügeentwicklung mit langsamer Abkühlgeschwindigkeit (Ofenkühlung circa 50 °C/h) von verschiedenen Starttemperaturen dargestellt. Die β -Phase lagert sich als schmaler Saum um die breiten und hell erscheinenden α -Lamellen an. Sind die Abkühlgeschwindigkeiten aus dem Zweiphasengebiet von Temperaturen oberhalb der Martensitstarttemperatur M_S hoch, wandelt sich die β -Phase martensitisch um (Abbildung 2.11d). Bei Temperaturen unterhalb M_S nimmt der Anteil der β -Phase zu Gunsten der α -Phase weiter ab und wandelt nicht mehr martensitisch um (Abbildung 2.11 f) [PET02, SCHW05].

2.3.2.2 Globulare Gefügestrukturen

Im Gegensatz zu den lamellaren Gefügen entstehen die globularen Gefüge durch Rekristallisation. Deshalb muss der Werkstoff zunächst im ($\alpha + \beta$)-Gebiet ausreichend hoch verformt werden. Ziel ist es genügend Kaltverformung einzubringen, um bei anschließender Lösungsglühung ebenfalls im Zweiphasengebiet ein rekristallisiertes, globulares Gefüge zu realisieren (Abbildung 2.12a).

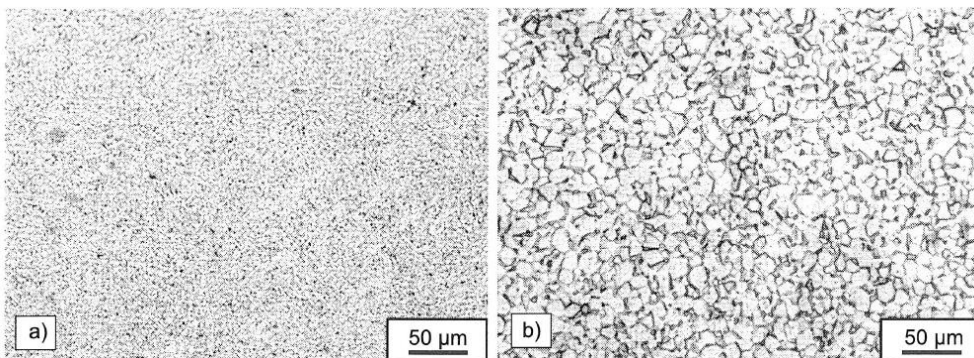


Abbildung 2.12: Globulare Gefüge entstehen durch Rekristallisation (Ti-6Al-4V)

a) fein globular; b) grob globular [PET02]

In Abbildung 2.12b ist dargestellt, wie sich das globulare Gefüge mit zunehmender Glühzeit vergrößert. Durch die Lösungsglüh-temperatur wird der Volumenanteil an der primären α -Phase bestimmt.

Bei Lösungsglüh-temperaturen dicht unterhalb der β -Transustemperatur entstehen bi-modale Gefüge. Dabei sind in der Matrix aus lamellar angeordneter α - und β -Phase Bereiche mit globularer α -Phase angeordnet (Abbildung 2.13c, d). Bimodale Gefüge sind bekannt für ein recht ausgewogenes Profil an Gebrauchseigenschaften.

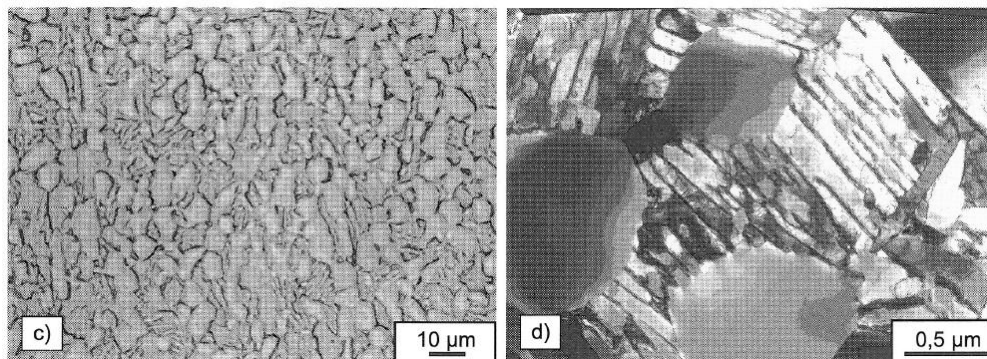


Abbildung 2.13: Globulare Gefüge entstehen durch Rekristallisation (Ti-6Al-4V)
c, d) bimodal [PET02]

2.3.3 Plastische Verformbarkeit und Rekristallisation

Die Größe der Körner hat nach der Hall-Petch-Beziehung (Gleichung 2.1) einen Einfluss auf die Streckgrenze polykristalliner metallischer Werkstoffe. Durch die Einstellung möglichst feiner Korngrößen kann bei niedrigen Temperaturen eine Festigkeitssteigerung erzielt werden [BÜR05, HOR11].

$$R_e(d_k) = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d_k}} \quad (2.1)$$

mit:

R_e Streckgrenze

σ_0 Startspannung für die Versetzungsbewegung

k Strukturfaktor der Korngrenzen (werkstoffspezifischer Koeffizient)

d_k mittlerer Korndurchmesser

Daraus folgt: Je kleiner der mittlere Durchmesser der Körner d_k , desto größer wird die Streckgrenze R_e .

Vom hdp- zum krz-Gitter nimmt die plastische Verformbarkeit zu. Dies erklärt die eingeschränkte plastische Verformbarkeit der α -Phase im Gegensatz der β -Phase.

Das hdp-Gitter besitzt 3 Gleitsysteme (= Gleitmöglichkeiten) auf der Basalebene (0001), das krz-Gitter besitzt dagegen 12 Gleitsysteme auf den (110)-Ebenen. Aus der Anzahl der Gleitebenen multipliziert mit der Anzahl der Gleitrichtungen ergeben sich die Gleitsysteme. Die energetisch günstigsten Ebenen und Richtungen für die plastische Verformung sind die mit den dichtesten Atombelegungen. In Abbildung 2.14 ist veranschaulicht, dass eine höhere Belegungsichte der Gleitebenen die Abgleitung der Atome gegeneinander erleichtert. Es ist eine geringere Schubspannung zum Abgleiten erforderlich. Somit ist die Gleitebene im hdp-Gitter mit 91% Belegungsichte gegenüber der im krz-Gitter mit 83% bevorzugt. Allerdings ist der Energiebedarf der plastischen Verformung aber auch direkt abhängig von der Länge des minimalen Gleitweges. Dieser ist im krz-Gitter kürzer und begünstigt wiederum die plastische Verformung.

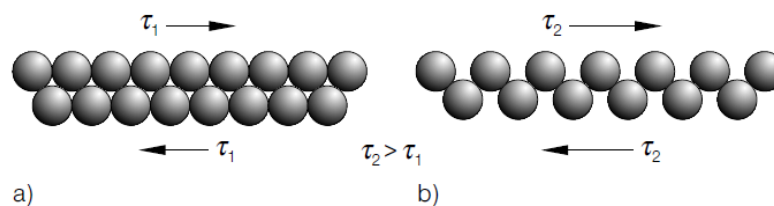


Abbildung 2.14: Gleitbewegung auf Ebenen verschiedener Packungsdichte [BAR08]

- a) hohe Packungsdichte, geringe Schubspannung (τ_1)
- b) geringe Packungsdichte, hohe Schubspannung (τ_2)

Im Vergleich zum ideal dichtest gepackten hexagonalen Gitter hat das α -Titan ein kleineres Achsenverhältnis c/a . Der Abstand zwischen den Prismenebenen ($10\bar{1}0$) wird somit größer. Außerdem nimmt die Belegungsichte der Prismenebene relativ zur Basalebene zu. Dadurch wird die Gleitung der Prismenebenen relativ zur Basalebene begünstigt. Über je drei Gleitsysteme verfügen Basal- und Prismenebene, allerdings sind von denen nur zwei voneinander unabhängig. Insgesamt sind es daher nur vier unabhängige Gleitsysteme. Die Gleitung auf den Pyramidalebene ($\bar{1}011$) setzt sich aus Prismen- und Basalanteil zusammen und kann darum nicht als unabhängiges Gleitsystem angesehen werden. Mindestens fünf voneinander unabhängige Gleitsysteme sind nach dem von-Mises-Kriterium für eine homogene plastische Verformbarkeit erforderlich [PET02]. In Abbildung 2.15 sind die drei im α -Titan aktivierbaren Gleitebenen dargestellt.

Die Verformbarkeit der Titanlegierung Ti-6Al-4V bei Raumtemperatur ist tatsächlich aufgrund der α -Phase erschwert.

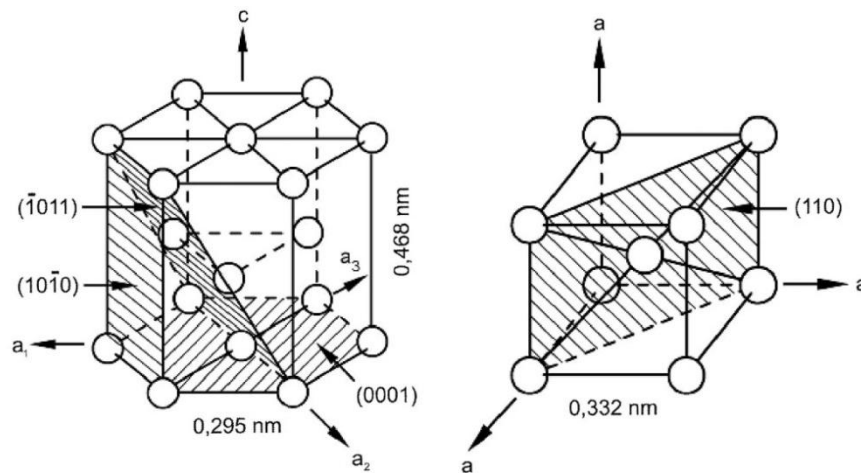


Abbildung 2.15: Gitterstrukturen der hexagonal dichtest gepackten α - und der kubisch raumzentrierten β -Phase [LÜT07]

Die zusätzliche Verformungsmöglichkeit liegt an der mechanischen Zwillingsbildung. Dabei wird ein Kristallbereich in eine zur Ausgangslage spiegelsymmetrische Lage überführt. Die gemeinsame Ebene der beiden Bereiche wird als ZwillingsEbene bezeichnet. Wesentlich ist, dass die Zwillingsbildung eine einsinnige Verformung darstellt. Gerade infolge der geringen Anzahl an Gleitsystemen und deren nicht symmetrischen Anordnung im hdp-Gitter muss auch die Verformung durch Zwillinge betrachtet werden. Titan besitzt eine Vielzahl an Zwillingsystemen, welche in unterschiedlichen Spannungsbereichen aktiv werden. Zwillingsbildung erfordert aufgrund der damit verbundenen Gitterverzerrungen im Regelfall höhere Spannungen als Gleitung. Zwillingsbildung kann bei tiefen Temperaturen dennoch gegenüber Gleitung bevorzugt sein. Für das Gleiten sind wichtige thermisch aktive Prozesse wie das Überwinden von Spannungsfeldern der Fremdatome eingeschränkt. Durch Zwillinge kann die Orientierungsänderung groß sein [BRE06]. Während der Umformung steigt die Zahl der Zwillingsgrenzen und behindert die Versetzungsbewegung und führt somit zur Verfestigung.

Mit zunehmender plastischer Verformung wird die Gitterfehlerdichte und somit die innere Energie des Werkstoffs erhöht. Dadurch wächst die damit verbundene Instabilität des Gefügestandes. Es muss bei einer Kaltumformung immer mit einem komplexen Eigenspannungszustand gerechnet werden. Folgt auf eine Kaltverfestigung eine Glühbehandlung, wird die Rückführung der thermischen Instabilität des Werkstoffs in einen stabileren Zustand ermöglicht. In Abbildung 2.16B ist dieser Vorgang, der in drei Stufen

abläuft, dargestellt. Die Stufen werden als Kristallerholung, Rekristallisation und Kornvergrößerung bezeichnet.

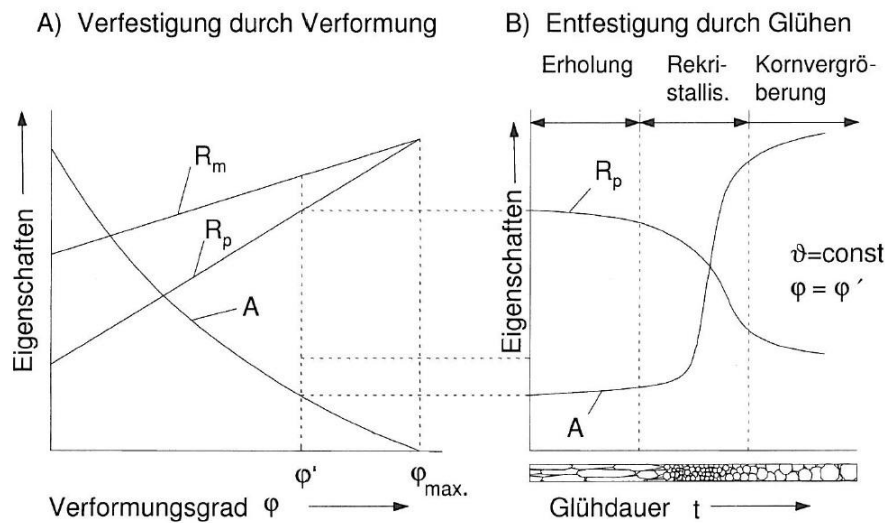


Abbildung 2.16: Änderung der Eigenschaften durch plastische Verformung und anschließendes Rekristallisationsglühen bei Stahl [BLO08]

Die Vorgänge der Kristallerholung lassen sich im Wesentlichen auf zwei Vorgänge reduzieren. Versetzungen werden während der Polygonisation durch Klettern und Gleiten umgeordnet. Es bilden sich dabei Kleinwinkelkorngrenzen, die eine energetisch günstigere Anordnung annehmen. Gleichzeitig werden bei der Kaltverformung gebildete Gitterleerstellen mit Atomen aufgefüllt. Mit der Beseitigung der Versetzungsaufstauung ist eine Gitterentspannung verbunden, die einen deutlich Rückgang der Streckgrenze und demzufolge ein duktileres Werkstoffverhalten zur Folge hat. Härte und Zugfestigkeit dagegen erleiden nur einen kleinen Rückgang, da sich die Versetzungsdichte nur geringfügig ändert [BLO08, SCHA96].

Anschließend folgt die Rekristallisation, bei der das bei einer Kaltumformung deformierte Gefüge wieder in seinen Ursprungszustand gebracht wird. Die Verfestigung wird beseitigt und die plastische Verformbarkeit wieder hergestellt. Durch die Vorgänge Bildung und das Wandern von Großwinkelkorngrenzen bildet sich ein neues, entspanntes Gefüge. Dieses Gefüge entsteht mit einer neuen Kornform, einem neuen Korndurchmesser sowie einer neuen Kornanordnung. Der Prozess der Rekristallisation ist diffusionsgesteuert. Dieser führt daher über die Stadien der Keimbildung und des Kornwachstums bzw. Kornvergrößerung bis zur gegenseitigen Berührung der Körner durch. Der Prozess ist abgeschlossen, sobald sich das gesamte verformte Gefüge aufgezehrt hat. Die treibende Kraft ist die Verringerung der latenten Verformungsenergie durch Reduzierung der Versetzungsdichte. Dadurch entsteht eine starke bis vollständige Rückbil-

derung der durch Kaltverformung herbeigeführten Eigenschaftsveränderungen. In Abbildung 2.16 ist dargestellt, wie sich die bei der Kaltverformung und anschließenden Entfestigung auftretenden Eigenschaften ändern.

Bevorzugt in Gitterbereichen mit hohem Verformungsgradienten findet die Keimbildung statt. Die entstehenden Körner besitzen keine durch die Verformung gestreckte Form mehr, sondern sind gleichachsig (äquiaxial). Für eine Kornneubildung müssen zwei wichtige Voraussetzungen erfüllt sein: Zum einen ist eine Erwärmung auf eine bestimmte werkstoffabhängige Mindesttemperatur ϑ_{Rk} erforderlich und zum anderen ein Mindestumformgrad, der kritische Verformungsgrad φ_{krit} .

Die Mindestrekristallisationstemperatur ϑ_{Rk} ist kein fester Wert, sondern von folgenden Faktoren abhängig: Verformungsgrad, Temperatur, Glühzeit und Korngröße des verformten Gefüges.

Damit die Rekristallisation beginnen kann, muss der Verformungsgrad φ einen vom Werkstoff abhängigen Mindestwert φ_{krit} überschreiten. Erst dann ist die erforderliche Triebkraft für die Kornneubildung ausreichend. Im Falle $\varphi \approx \varphi_{krit}$, hat ein Rekristallisationsglühen im Allgemeinen ein ausgeprägt grobes Gefüge zur Folge. Ist die Energiezufuhr (Temperatur) höher, setzt die Rekristallisation schon bei geringeren Verformungsgraden ein. Mit Hilfe der Tamman-Bocvar-Regel kann man für hohe Verformungsgrade und einer Glühzeit von einer Stunde die Rekristallisationstemperatur abschätzen. Dabei beträgt die untere Rekristallisationsschwelle in Abhängigkeit der Schmelztemperatur ϑ_S etwa:

$$\vartheta_{Rk} = a \cdot \vartheta_S [K] \quad (2.2)$$

Für hochreine Metalle beträgt $a \approx 0,2$, für technisch reine Metalle $a \approx 0,4$ und für Mischkristalle $a \approx 0,5 \dots 0,6$. Häufig ist für Eisen, Stahl, Aluminium und Titan der kritische Mindestverformungsgrad $\varphi_{krit} = (2 \dots 15) \%$ [BLO08].

Der kritische Verformungsgrad sinkt mit abnehmender Ausgangskorngröße. Umso größer die Verformung eines Werkstoffs oberhalb des kritischen Verformungsgrades verformt wurde, desto mehr Keime entstehen bei der Glühung. In Abbildung 2.17 ist diese Abhängigkeit, die zu einem Rekristallisationsgefüge führt, dargestellt.

Ist der Ausgangszustand des Gefüges grob und die Erwärmungsgeschwindigkeit gering, führt das zu einer geringen Anzahl an Keimen und damit zu grober Kornbildung. Ist der Ausgangszustand des Gefüges fein und die Erwärmungsgeschwindigkeit hoch, führt das zu einer hohen Anzahl an Keimen und damit zu feiner Kornbildung.

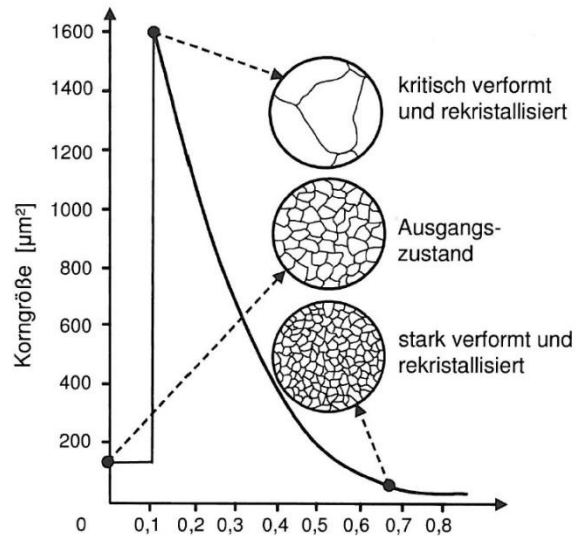


Abbildung 2.17: Abhängigkeit der Korngröße vom Umformgrad nach dem Rekristallisationsglühen bei Stahl [REI90]

Die Korngröße des rekristallisierten Gefüges bestimmt weitgehend die mechanischen Gütewerte. Daher müssen die Glühbedingungen so gewählt werden, dass ein möglichst feinkörniges Gefüge entsteht. Schematische sind wichtige Abhängigkeiten in Abbildung 2.18 dargestellt. Bei einem hohen Verformungsgrad wird auch mit geringerer Temperatur ein feines Gefüge erzeugt. Die technische Anwendbarkeit von Rekristallisationsschaubildern ist im Allgemeinen begrenzt, da geringe Änderungen der Zusammensetzung und Begleitelemente der Werkstoffe zu erheblichen Abweichungen führen. Es müssen bei der Rekristallisation daher Glüh Temperatur und –zeit sowie der Verformungsgrad sehr genau aufeinander abgestimmt sein. Ansonsten kann sich ein ungünstiges Gefüge bilden. Eine Kaltumformung ist anzustreben, die deutlich über dem kritischen Verformungsgrad liegt, um ein möglichst feines Korn zu erzielen.

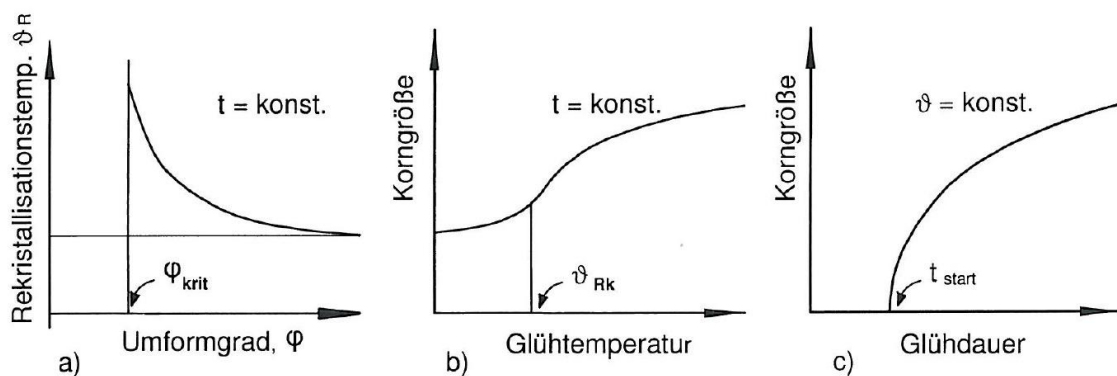


Abbildung 2.18: Schematische Darstellung wichtiger Abhängigkeiten bei der Rekristallisation [BLO08]

Sind die Parameter nicht optimal, besteht die Gefahr der Bildung eines groben Gefüges. Durch zu hohe Glüh Temperatur oder -dauer entsteht häufig Grobkornbildung. Dabei werden, nachdem die Primärrekristallisation abgeschlossen ist, einige Körner von ihren Nachbarn aufgezehrt. Die Korngrenzenergie ist die treibende Kraft für die Grobkornbildung. Der Werkstoff strebt danach den Zustand mit möglichst niedriger freier Energie einzunehmen. Folge ist das Bestreben die Gesamtfläche der Korngrenzen im Volumen zu vermindern. Primärrekristallisation (Abbildung 2.19b) und Kornwachstum (Abbildung 2.19c) zu trennen, ist nicht einfach, da sich beide Vorgänge überlagern können. Ein regelmäßiges aber grobkörniges Gefüge ist das Ergebnis.

verformte Körner

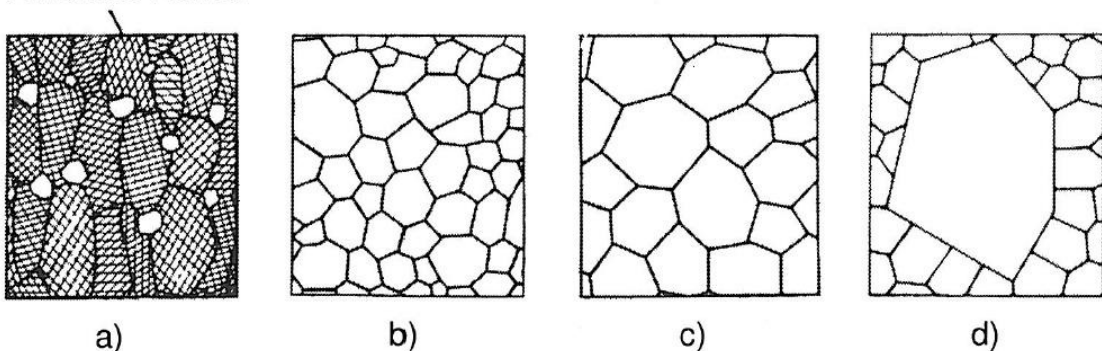


Abbildung 2.19: Veränderung der Korngrößen beim Rekristallisationsprozess [BLO08]

Anschließend kann es zur Sekundärrekristallisation kommen. Auslöser können eine überhöhte Glüh Temperatur und lange Glühzeiten sein. Einzelne Kristalle wachsen auf Kosten ihrer Nachbarn um das Vielfache (Abbildung 2.19d). Diesen Prozess beschreiben Schatt und Worch [SCHA96] genauer. Das Ergebnis ist ein unregelmäßiges Gefüge mit einigen sehr großen Kristallen neben Bereichen mit der ursprünglichen Korngröße. Dieser Effekt ist fast ausnahmslos wegen seiner negativen Auswirkungen auf die technologischen Eigenschaften des Werkstoffs unerwünscht [BLO08].

Lütjering und Williams [LÜT07] schlagen für das Rekristallisationsglühen von Ti-6Al-4V eine Temperatur von 800 °C vor, um ein „fine grained, fully equiaxed microstructure“ [LÜT07] (dt. feinkörniges, globulares) Gefüge zu erhalten. „Bi-modal microstructure“ [LÜT07] (dt. bimodales) Gefüge werden bei 950 °C erzeugt. Wilhelm [WIL75] berichtet zu der gleichen Legierung: „Das Rekristallisationsglühen soll bei 970 bis 1070 K mit anschließender langsamer Abkühlung erfolgen.“ Donachie [DON00] schlägt 925 °C bei einer Glühzeit von 4 Stunden oder 30 Minuten bei 980 °C vor. Diese Temperaturen und Glühzeiten stellen nur eine grobe Annäherung dar, da der Verformungsgrad und die Korngröße einen Einfluss auf das Erholungs- und Rekristallisationsverhalten ausüben.

2.4 Laserstrahlschweißen von Titanlegierungen

Ursache für die Bildung einer gütevermindernden Oxidhaut, die bereits bei Raumtemperatur entsteht, ist die extrem große Affinität des Titans zu Sauerstoff. Bei Temperaturen über 500 °C nimmt der Oxidationswiderstand des Titans im höchsten Maße ab. Die Folge ist eine Versprödung durch die nun mögliche interstitielle Aufnahme von Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff aus der Atmosphäre. Daher ist der Schweißprozess vollständig unter einer Schutzgasatmosphäre oder unter Vakuum durchzuführen [SCHU10]. Der Schutz ist auch während der Abkühlung bis ca. unter 100 °C aufrechtzuerhalten. Autogenes Schweißen ist aufgrund des Brennstoff-Sauerstoff-Gemisches nicht möglich. Als Schmelzschweißverfahren werden in erster Linie Schweißverfahren unter Edelgasatmosphäre (WIG- und MIG-Verfahren) angewendet. Weitere mögliche Verfahren unter Berücksichtigung der werkstoffspezifischen Belange sind das Plasma-, Widerstands-, Elektronenstrahl-, Ultraschall-, Diffusions-, Laser-, Reib-, und Sprengschweißen. Das Laserstrahlschweißen hat eine hohe Schweißqualität und geringere Wärmeeinflüsse. Daher wird es bei der Vorderkantenreparatur der Fan Blades eingesetzt.



Abbildung 2.20: Laserstrahlschweißen an einem Fan Blade [SCHR10]

In Abbildung 2.20 ist das Laserstrahlschweißen an einem Fan Blade dargestellt. Bei dem Laserstrahlschweißen erzeugt ein Festkörper oder Gaslaser einen Laserstrahl, der auf das zu schmelzende Material trifft. Der Prozess läuft unter inerter Gasatmos-

phäre ab. Der Zusatzwerkstoff kann in Form von Draht oder Pulver vorliegen, welcher stechend sowie schleppend erfolgen kann. Der Zusatzwerkstoff liegt im Fokus des Lasers, dabei wird das Schweißgut erzeugt.

Zur Erzielung qualitativ guter Schweißverbindungen ist eine sorgfältige Schweißnahtvorbereitung unerlässlich. Zweckmäßigerweise wird unmittelbar vor dem Schweißen durch Schmirgeln, Bürsten oder durch Entfetten und anschließendes Beizen in wässrigen Flusssäure-Salpetersäure-Lösungen der Schweißbereich von sämtlichen Oberflächenverunreinigungen befreit, um Schweißnahtfehler, wie z. B. Poren, Einschlüsse oder örtliche Aufhärtungen zu vermeiden.

Die Vorzüge des Laserschweißens sind die hohe Schweißgeschwindigkeit, eine enge Schweißnaht und ein niedriger Temperaturbereich, wodurch das Laserstrahlschweißen ein ideales Verfahren für Arbeiten darstellt, bei denen eine geringe thermische Belastung gefordert ist. Das Laserstahlschweißen ist präzise. Es ermöglicht enge Schweißnähte und verursacht minimale Veränderungen an den geschweißten Gegenständen (Verzug).

Es können beim Abkühlen Eigenspannungen im geschweißten Werkstück entstehen. Diese beeinflussen die Materialeigenschaften von Schweißgut, Wärmeeinflusszone und Grundwerkstoff. Im Schweißbereich können sich die Zähigkeit und Festigkeit verändern. Mögliche Folgen des Schweißens sind eine zunehmende Härte und Tendenz zu verfrühter Rissbildung. Titanlegierungen gelten als bedingt schweißgeeignet. Reintitanwerkstoffe sind einfacher beherrschbar. $\alpha + \beta$ Legierungen sind aufwendiger zu schweißen als β -Legierungen [PET02]. Schweißproben reißen normalerweise bei Zugbelastung an den Schweißnähten. Durch Spannungsarmglühen unterhalb der Gefügeumwandlungstemperatur können Eigenspannungen im Material vermieden werden. Außerdem kann damit die Sprödigkeit, welche beim Schweißen entsteht, verringert werden [NEU09].

In dieser Diplomarbeit wird das Erzeugnis (die Schweißnaht) im Detail studiert, während der außerordentlich komplexe Prozess des Laserstrahlschweißens kein explizierter Bestandteil ist.

2.5 Werkstoffprüfung von Schweißnähten

2.5.1 Metallographie

Viele Eigenschaften der metallischen Werkstoffe, wie zum Beispiel die Zugfestigkeit, Dehnung und Streckgrenze hängen maßgeblich vom Gefüge ab. Folglich hat die Kenntnis der Zusammenhänge zwischen Gefüge und Eigenschaften eine große Bedeutung bei der Kontrolle und Entwicklung metallischer Werkstoffe [PET94].

Die Untersuchung des Gefüges ist die Metallographie. Die Erlangung von Kenntnissen über den makro- und mikroskopischen Gefügebau ist die Aufgabe der metallographischen Untersuchungen. Abschätzungen über die Eigenschaften sowie das Verhalten von Materialien unter Belastung werden durch Metallographiefunde ermöglicht. Sie ist daher ein wichtiges Prüfverfahren in der laufenden Produktion und eine sehr aussagekräftige Methode bei der Ermittlung von Verarbeitungsfehlern und Schadensursachen. Zweifellos dominieren dabei zahlenmäßig die Untersuchungen im Auflicht. Diese zielen je nach Fragestellung auf unterschiedliche Gefügemerkmale. In jedem Falle ist dafür ein zuverlässig präparierter Anschliff Voraussetzung. Notwendig zur Betrachtung des Materials ist das Einbetten der Probe in eine Einbettmasse. Voraussetzung für die Betrachtung der Probe ist aufgrund der geringen Tiefenschärfe von Lichtmikroskopen eine ebene und geschliffene Oberfläche. Die Gefügebestandteile werden durch chemisches Ätzen der Schlitze unterschiedlich angegriffen. Diese Unterschiede werden unter dem Lichtmikroskop sichtbar. Dabei können Verarbeitungsfehler, Poren, Korngrößen, Phasenanteile und Verunreinigungen bis zu einer 1000fachen Auflösung bestimmt werden [PET94].

Werkstoffeigenschaften hängen vom Gefüge der metallischen Werkstoffe ab. Daher hat sich insbesondere für die Untersuchungen von Schweißnähten die metallographische Untersuchung bewiesen.

2.5.2 Härteprüfung nach Vickers

Allgemein ist es üblich den wirksamen Werkstoffwiderstand gegen das Eindringen eines Fremdkörpers beim Ritzen, Furchen, Schneiden, Schlagen, Aufprallen oder Pressen in den oberflächennahen Werkstoffbereich als Härte anzusprechen. In der Werkstoffkunde wird die Härte eines Werkstoffs als der Widerstand gegen das Eindringen eines härteren Festkörpers unter Einwirkung einer ruhenden Kraft definiert. Bei allen technischen Härteprüfverfahren lässt man dementsprechend hinreichend harte Eindringkörper mit vorgegebener geometrischer Form während einer festgelegten Zeit mit

einer bestimmten Kraft auf das Werkstück einwirken. Der Eindringkörper darf sich dabei selbst nur elastisch verformen. Er ruft im zu untersuchenden Werkstoff lokal eine hohe Flächenpressung hervor. Das Härtemaß ist entweder die auf die Oberfläche des entstandenen Eindrucks bezogene Prüfkraft (Brinellhärte, Vickershärte) oder die vom Eindringkörper hinterlassene Eindringtiefe (Rockwellhärte).

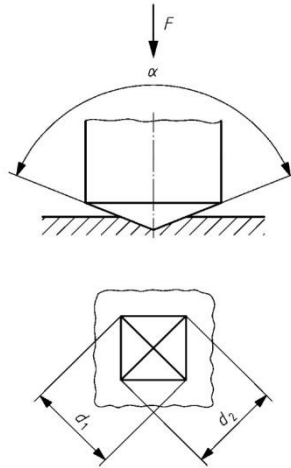


Abbildung 2.21: Prinzip der Härteprüfung nach Vickers [DIN06]

In dieser Diplomarbeit wird das Härteprüfverfahren nach Vickers angewendet. Bei diesem Prüfverfahren wird als Eindringkörper eine regelmäßig vierseitige Diamantpyramide mit einem Öffnungswinkel von 136° benutzt. Der Eindringkörper wird mit einer Kraft F_{HV} in das zu prüfende Werkstück eingedrückt. Der Härteeindruck bei blanken und ebenen Werkstoffoberflächen hat im Idealfall die in Abbildung 2.21 skizzierte quadratische Begrenzung. Aus den gemessenen Diagonallängen d_1 und d_2 ergibt sich der arithmetische Mittelwert d_{HV} . Bei der Vickershärteprüfung wird die Prüflast stoß- und schwingungsfrei aufgebracht. Bei der Ermittlung der Vickershärte HV wird das Verhältnis der Prüfkraft zur Oberfläche des Eindrucks gebildet und mit der Konstante 0,1891 multipliziert (Gleichung 2.3) [DIN06].

$$\begin{aligned}
 HV &= \text{Konstante} \cdot \frac{\text{Prüfkraft}}{\text{Oberfläche des Eindrucks}} = \\
 &= 0,102 \frac{2 F_{HV} \sin \frac{136^\circ}{2}}{d_{HV}^2} = 0,1891 \frac{F_{HV}}{d_{HV}^2} \quad (2.3)^1
 \end{aligned}$$

¹ Konstante = $0,102 = \frac{1}{9,80665}$, wobei 9,80665 der Umrechnungsfaktor von kg in Newton ist.

In Abbildung 2.22 ist ein Beispiel für die Bezeichnung einer Vickershärte dargestellt. In dem Beispiel ist 640 der numerische Vickers-Härtewert. 30 ist die Prüfkraft in kg und 20 die Einwirkdauer in Sekunden.

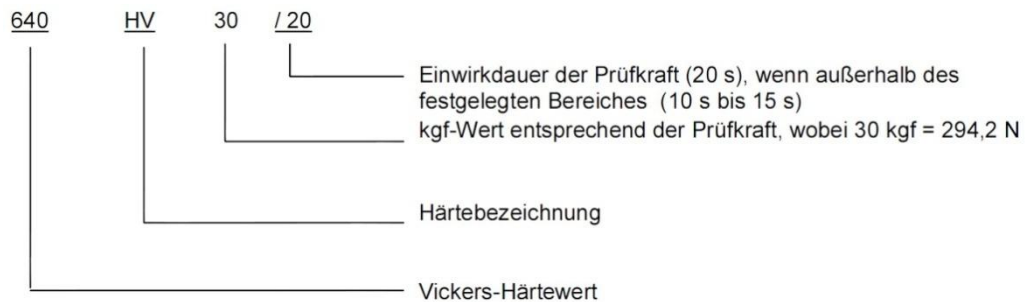


Abbildung 2.22: Beispiel für die Bezeichnung einer Vickershärte [DIN06]

Für die Härtemessung auf Metallen ist eine möglichst ebene Oberfläche erforderlich. Es bestehen bei Metallen angenäherte Beziehungen zwischen Härte- und Festigkeitswerten. Höhere Härtewerte sind allgemein ein Indikator für höhere Festigkeiten, bessere Dauerfestigkeitseigenschaften sowie eine geringere Bruchdehnung. Einzelne Gefügebestandteile können durch die Anwendung von geringen Prüfkraften $F_{HV} < 3 \text{ N}$ untersucht werden. Dies wird Mikrohärtprüfung genannt.

Bei Titanlegierungen ist der Härteeinfluss durch martensitische Umwandlung im Allgemeinen geringer als bei klassischen Stählen, da die Gitterverspannungen weniger stark ausfallen [PET02].

3 Vorgehensweise und Lösungskonzept

Das im Folgenden dargestellte Lösungskonzept dient als Leitfaden für die Durchführung der experimentellen Untersuchungen.

Die einzelnen Schritte des Lösungskonzepts sind in Abbildung 3.1 dargestellt.

Zuerst werden die Randbedingungen wie zum Beispiel Blechdicke festgelegt. Auf Basis der im Stand von Wissenschaft und Technik beschriebenen Grundlagen erfolgen Untersuchungen zur reinen Machbarkeit einer Kornfeinung durch einen Verformungsprozess mit einem anschließenden Rekristallisationsglühen.

In der Machbarkeitsuntersuchung wird ein grundlegendes Parameterfenster ermittelt. Dies dient als Grundlage, um in der darauf folgenden Prozesstechnik, das Parameterfenster weiter zu optimieren. Im Anschluss an die Machbarkeitsuntersuchung erfolgt die Auswahl eines mechanischen Verfahrens, mit dem durch Verformung gezielt Versetzungen im Bereich der Schweißnaht erzeugt werden können.

Bei den Untersuchungen besteht der wesentliche Schwerpunkt darin, einen geeigneten Wärmebehandlungsprozess für die anschließende Rekristallisationsglühung zu definieren.

Abschließend wird der Einsatz von Schweißwärme für eine Rekristallisationsglühung überprüft.

Das Ziel ist die Untersuchung einzelner Parameter zur Optimierung der Prozesskette. Dabei werden die Prozesse anhand ihrer Auswirkung auf Gefügestruktur und Härteverlauf analysiert.

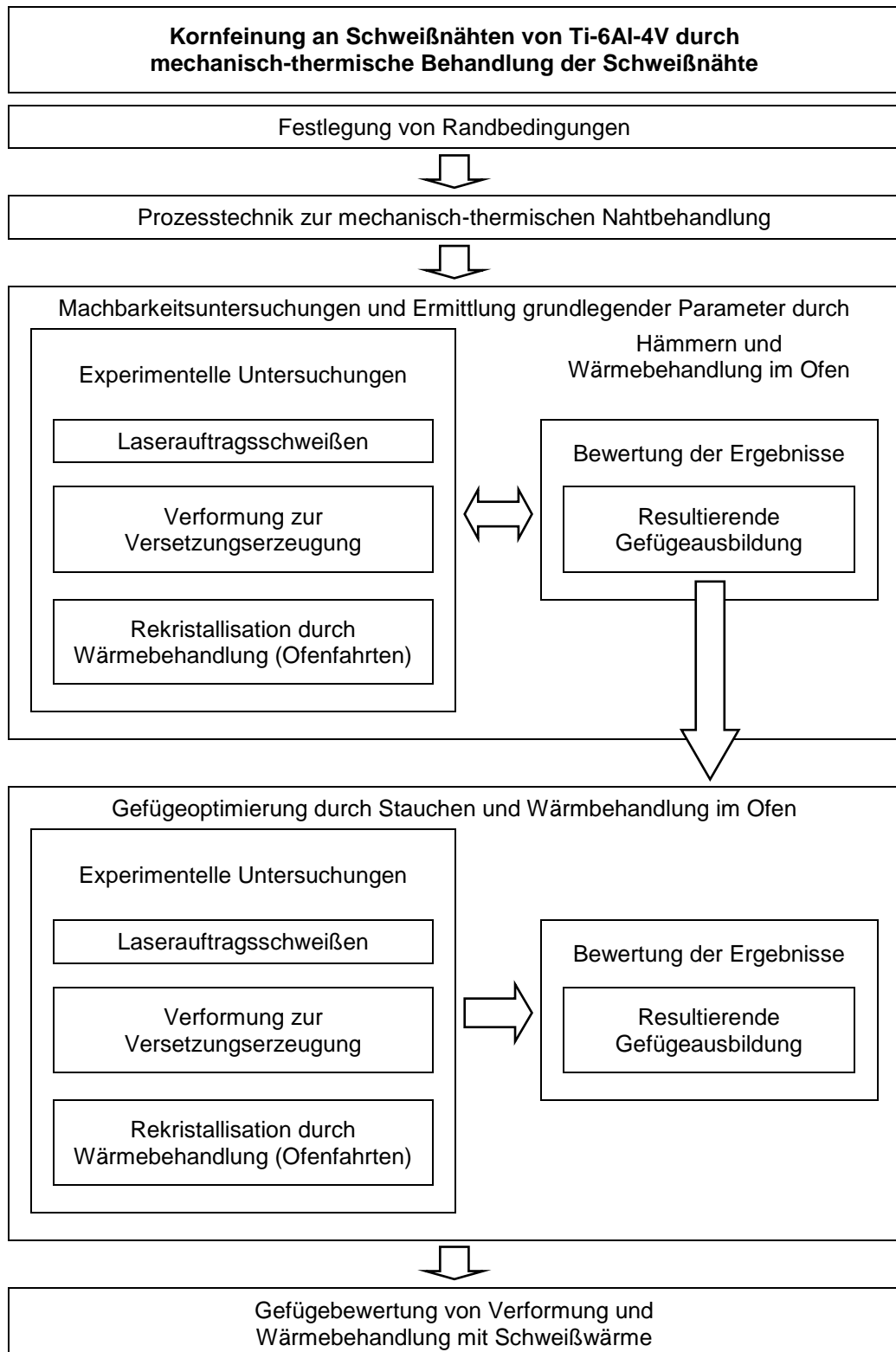


Abbildung 3.1: Konzept zur Kornfeinung von Titanschweißnähten

4 Prozesstechnik

4.1 Prozesstechnik zur Verformung der Schweißnaht

Die auftragsgeschweißten Nähte sollen verformt werden, um definiert in der Schweißnaht Versetzungen zu erzeugen. Beim anschließenden Rekristallisationsglühen wirken diese als Keime für das neu zu bildende Gefüge. Deshalb muss für die Untersuchungen eine Technologie entwickelt werden, mit der gezielt die Schweißnaht verformt werden kann.

Zwischen zwei Arten der Verformung kann grundsätzlich unterschieden werden: einem kontinuierlichen und einem diskontinuierlichen Verfahren. Bei einem kontinuierlichen Verfahren wird die gesamte Naht in einem ständigen, gleichmäßigen Prozess, wie zum Beispiel dem Walzen, verformt. Dabei steht das Werkstück in ständigem Kontakt mit dem Umformwerkzeug. Ein diskontinuierliches Verfahren ist durch eine zeitliche Unterbrechung des Kontakts zwischen Werkstück und Werkzeug wie zum Beispiel beim Hämmern gekennzeichnet [BLO08].

Prinzipiell ist von einer Übertragung der Ergebnisse zwischen kontinuierlichen und diskontinuierlichen Umformverfahren auszugehen [BLO08]. In dieser Diplomarbeit werden beide Umformverfahren durchgeführt.

4.1.1 Hämmern

Das diskontinuierliche Umformverfahren Hämmern wird für die Überprüfung der reinen Machbarkeit eingesetzt. Dazu werden die Schweißnähte beidseitig manuell gehämmert.

4.1.2 Stauchen

Bei dem kontinuierlichen Umformverfahren Stauchen werden die Schweißnähte einseitig gestaucht. Die Verformung wird mit einer Universalprüfmaschine der Firma Losenhäuser durchgeführt. Eine Kraft von maximal 350 kN kann dabei übertragen werden. Mit Hilfe eines Handsteuerventils kann die Verformungsgeschwindigkeit geregelt werden. Die Kraft kann über eine Software aufgenommen werden. Die Umformarbeit wird durch einen Stempel aus gehärtetem C45 auf die Schweißprobe übertragen. Das Versetzen der Probe und des Stempels erfolgt manuell. Die Abmessungen der Stempel­fläche sind 10 mm x 10 mm. Der Stempel wird zur Hälfte auf der Schweißnaht und zur

Hälfte auf dem Blech platziert, siehe Prinzipskizze in Abbildung 4.1. In Abbildung 4.2 ist die experimentelle Realisierung des Stauchens an der Prüfmaschine dargestellt. Die Prüfmaschine drückt den Stempel in vertikaler Richtung auf die Schweißprobe.

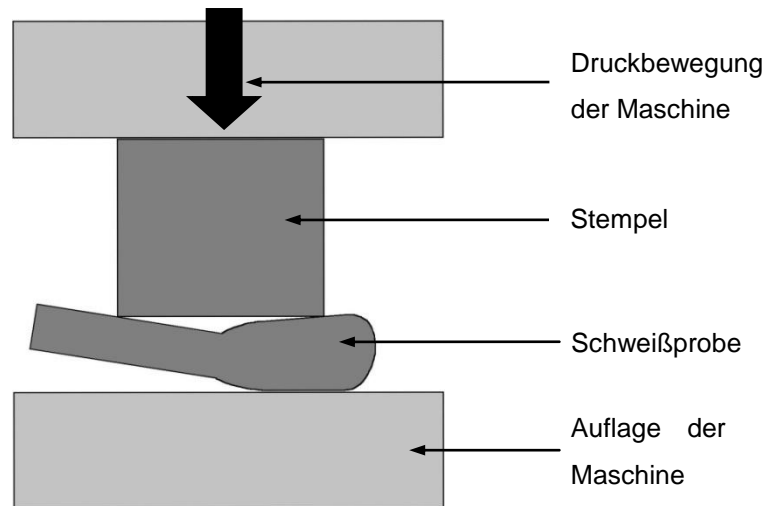


Abbildung 4.1: Prinzipskizze des Stauchens

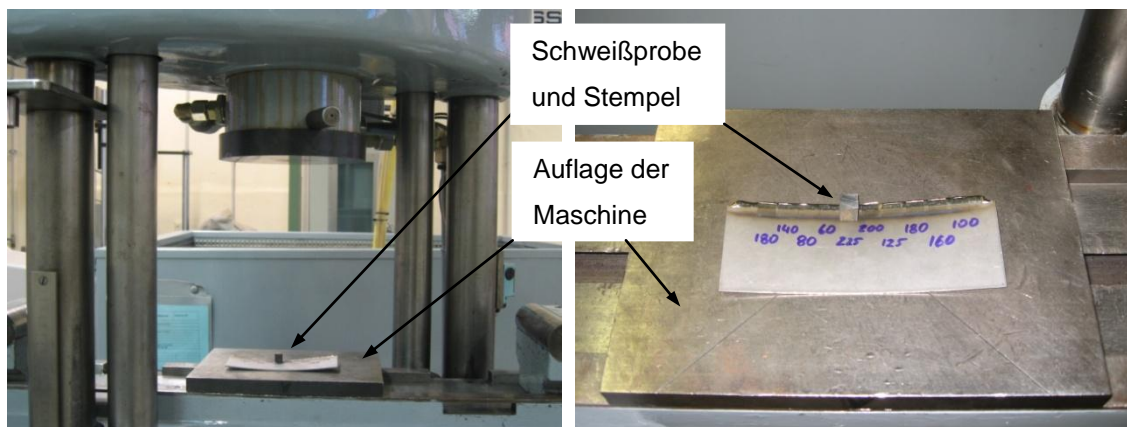


Abbildung 4.2: Stauchvorgang an der Prüfmaschine

4.2 Prozesstechnik der thermischen Behandlung

Die Glühung im Ofen ist das am weitesten verbreitete Verfahren zur Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe. Bei der Ofenglühung wird die gesamte Bauteilstruktur gleichmäßig auf die gewünschte Temperatur erwärmt. Der Glühprozess lässt sich aufteilen in Hoch- und Durchwärm-, Halte- und Abkühlphase. Der Zeitbedarf für die einzelnen Wärmebehandlungsphasen ist abhängig von den erforderlichen Glühtemperaturen, den Bauteildimensionen und den physikalischen Eigenschaften des Werkstoffs [BLO08].

Beim Ofenglühen besteht ein großer Nachteil darin, dass die Bauteilgeometrie durch die Größe des Ofens begrenzt ist. Außerdem wird neben der Schweißnaht die gesamte übrige Struktur des Bauteils einer unnötigen Wärmebelastung ausgesetzt. Des Weiteren kann die Wärmebehandlung in Abhängigkeit der Verarbeitungshistorie des Werkstoffs und durch oftmals konstruktionsbedingten Materialdickenunterschiede nicht kalkulierbare Verzüge der Bauteilgeometrie und eine Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften durch Kornwachstum hervorrufen [BLO08].

Diese Nachteile lassen sich durch eine lokale Erwärmung des Bauteils vermeiden. Bei der Rekristallisation durch die eingebrachte Wärme beim Aufbringen einer neuen Schweißlage erfolgt die einseitige Erwärmung eines lokal begrenzten Werkstückbereichs. Im Gegensatz zum Ofenglühen findet die Rekristallisation nicht bei konstanter Temperatur (isotherm) über mehrere Minuten bis Stunden statt, sondern anisotherm innerhalb weniger Sekunden. Es entstehen hohe Aufheiz- und Abkühlraten (circa 10^3 K/s). Diese führen zu einer Variation der Temperatur-Zeit-Verläufe abhängig von der Werkstücktiefe, siehe Abbildung 4.3 und Abbildung 4.4 [BLO08]. In Abbildung 4.4 ist die Position $x = 0$ die Kantenspitze vor der nochmaligen Auftragsschweißung. Zunehmende Werte x kennzeichnen einen zunehmenden Abstand von dieser Spitze in Richtung des ursprünglichen Fans.

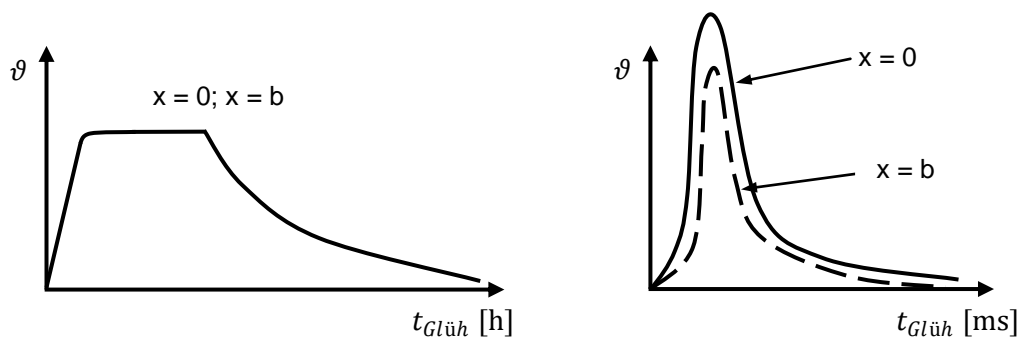


Abbildung 4.3: Schematischer Vergleich des Temperatur-Zeit-Verlaufs beim Ofenglühen und bei der Wärmebehandlung durch Schweißwärme nach [BLO08]

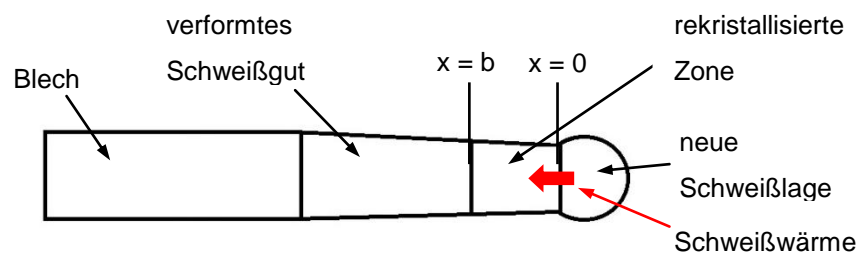


Abbildung 4.4: Rekristallisation durch Schweißwärme

Die Wärmebehandlung von Titanwerkstoffen erfolgt im Allgemeinen fast ausschließlich in Schutzgasöfen mit Inertgasspülung oder in Vakuümöfen, um eine unerwünschte Eindiffusion atmosphärische Gase auszuschließen. Aus wirtschaftlichen Gründen wird in dieser Diplomarbeit auf den Einsatz von Schutzgasöfen mit Inertgasspülung oder Vakuümöfen verzichtet, da nur die reine Machbarkeit der Verbesserung des Ti-6Al-4V-Gefüges überprüft werden soll. Versprödete Randschichten werden nicht weiter betrachtet.

Für die Ofenfahren wird ein Muffelofen mit Steinisolation der Firma Nabertherm verwendet. Der Glühofen ist in Abbildung 4.5 dargestellt.

Der Glühofen wird beim Abkühlen nicht zwangsgekühlt. Die Heizelemente schalten nach der Haltezeit ab. Die Abkühlrate ist somit auch von der gewählten Temperatur abhängig.



Abbildung 4.5: Muffelofen mit Steinisolation

In Tabelle 4.1 bzw. Tabelle 4.2 sind die Parameter der durchgeführten Wärmebehandlungen durch Ofenfahrten für die beiden Verformungsvarianten Hämmern bzw. Stauchen aufgeführt. Zwei verwendete Temperaturverläufe aus Tabelle 4.1 sind in Abbildung 4.6 exemplarisch dargestellt.

Tabelle 4.1: Ofenfahrten nach Hämmern

Ofenfahrt	Wärmebehandlungs- temperatur [°C]	Haltezeit [min]	Aufheizzeit [min]	Abkühlzeit auf 400 °C [min]
OF 1	820	60	59	206
OF 2	840	60	62	213
OF 3	860	60	66	222
OF 4	880	60	70	230
OF 5	900	60	76	237
OF 6	920	60	81	244
OF 7	940	60	84	253
OF 8	960	60	88	262
OF 9	980	60	93	271
OF 10	1000	60	100	280

Tabelle 4.2: Ofenfahrten nach Stauchen

Ofenfahrt	Wärmebehandlungs- temperatur [°C]	Haltezeit [min]	Aufheizzeit [min]	Abkühlzeit auf 400 °C [min]
OF 11	900	60	76	237
OF 12	960	60 </td <td>88</td> <td>262</td>	88	262

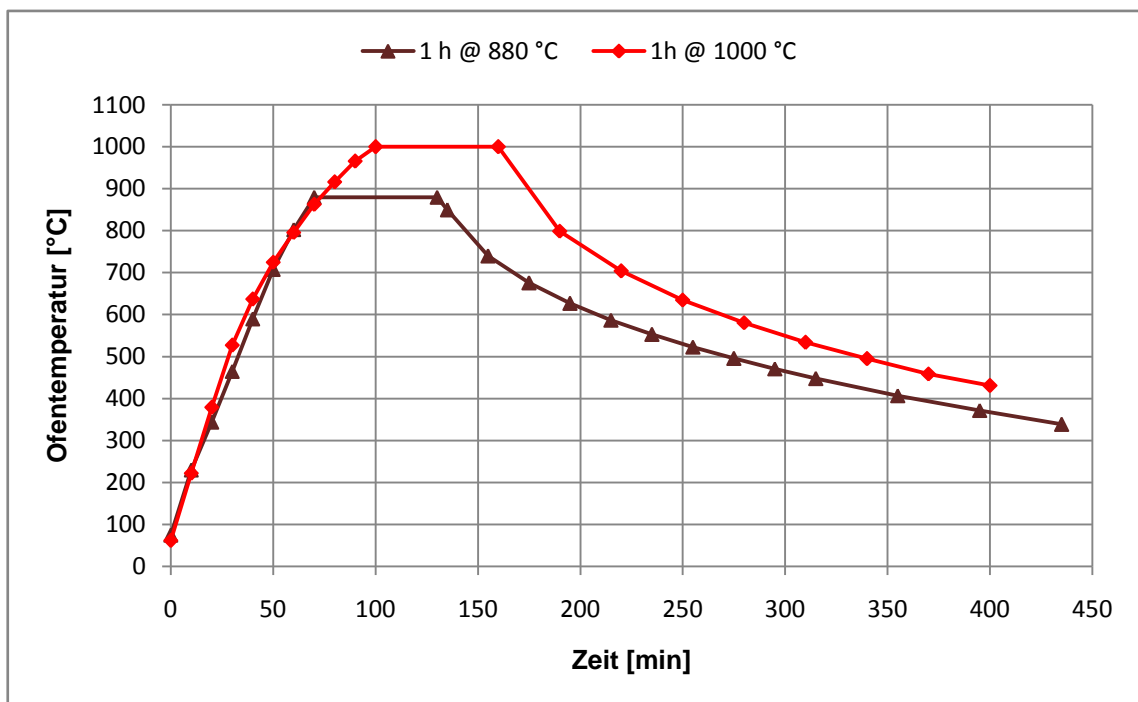


Abbildung 4.6: Vergleich von Temperaturverläufen zur Wärmebehandlung verwendeter Ofenfahrten

4.3 Probenpräparation von Ti-6Al-4V

Die Ti-6Al-4V Schweißproben werden nach dem Trennen eingebettet und nach dem in Tabelle 4.3 dargestellten Ablauf geschliffen und poliert.

Tabelle 4.3: Ablauf von Schleifen und Polieren der Schweißproben [SCHR10]

Nr.	Durchgänge	Schleifmittel	Körnung	Mittlere Teilchengröße	Dauer in Minuten
1	1	SiC	80	196	60
2	1	SiC	220	65	70
3	1	SiC	320	46	60
4	1	SiC	500	31	60
5	1	SiC	1000	18	60
6	2	SiC	2400	10	60
7	2	SiC	4000	5	60
8	1	M D/DP-Dac	Kunstfaser	1	60
9	2	M D/Chem-OP-S	Kunstfaser		215

Petzow [PET94] gibt für die Mikroätzung in Tabelle 4.4 Präparations- und Ätzrezepte an. Diese verschiedenen Ätzrezepte wurden untersucht.

Tabelle 4.4: Präparations- und Ätzrezepte [PET94]

Nr.	Werkstoff	Ätzmittel	Bedingungen
Ti m4	Für die meisten Ti-Sorten und Ti-Leg. Ti-Mn- und Ti-V-Cr-Al-Leg.	85(96) ml dest. Wasser 10 (2) ml Flußsäure 40%ig 5 (2) ml Salpetersäure 65%ig (Konzentration variabel)	3 bis 20 s !!! s. Kap. 4.4
Ti m5	Ti-Al-Ni-, Ti-Al-Sn- und Ti-Si-Leg. Hydride.	20 ml dest. Wasser 45 ml Glycerin 87%ig 25 ml Salpetersäure 65%ig 1 ml Flußsäure 40%ig	3 bis 20 s Wischätzen. Bei Ti-Si-Leg. anstelle von Wasser 3 ml Salzsäure 32%ig. !!! s. Kap. 4.4 ! Explosiv !
Ti m6	Hydride in Ti. Alpha-Beta-Leg.	30 ml Milchsäure 90%ig 30 ml Salpetersäure 65%ig 1 ml Flußsäure 40%ig (Konzentration variabel)	5 bis 30 s Nicht aufbewahren! !!! s. Kap. 4.4
Ti m7	Für viele Ti-Werkstoffe, besonders für Ti-Al-V(-Sn)-Leg.	100 ml dest. Wasser 2-6 ml Salpetersäure 65%ig 1-3 ml Flußsäure 40%ig (nach Kroll)	10 bis 30 s 3 bis 10 s Wischätzen. !!! s. Kap. 4.4

Die Ätzparameter sind in der Literatur angegeben. Im Einzelfall sind diese Parameter genauer zu bestimmen. Ätzdauer sowie Temperatur des Ätzrezepts sind relevant. In

diversen Ätzversuchen lieferte die Wischätzung mit der Nr. Ti-m4 die besten Ergebnisse für die Titanproben.

In Abbildung 4.7 und Abbildung 4.8 ist dargestellt, dass eine genaue Einhaltung der Ätzparameter erforderlich ist. Die optimale Ätzdauer ist 10 Sekunden. Längere Ätzzeiten führen zu einem zu starken Angriff der Schliifffläche und schlechteren Gefügebildern. Eine sichere Grundlage für metallographische Untersuchungen sowie die Zuordnung von Härteeindrücken zum umgebenden Gefüge ist damit geschaffen.

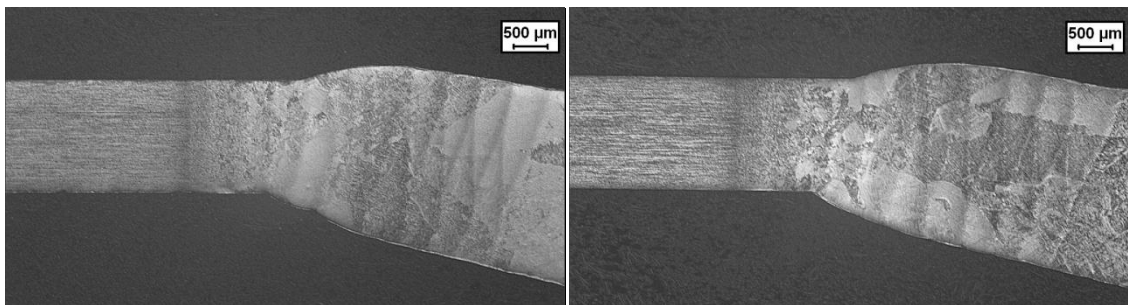


Abbildung 4.7: Ätzrezept Ti-m4 nach 5 Sekunden (links) und 10 Sekunden (rechts)

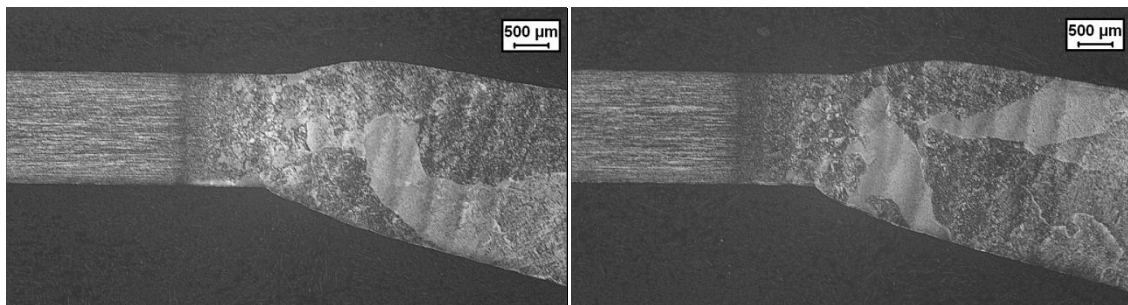


Abbildung 4.8: Ätzrezept Ti-m4 nach 15 Sekunden (links) und 20 Sekunden (rechts)

5 Methoden zur technologischen Eigenschaftsbewertung

Die Charakterisierung der Schweißnahteigenschaften erfolgt durch äußere Schweißnahtprüfung, metallographische Gefügeanalyse und Härtemessungen.

5.1 Makroskopische Naht- und metallographische Gefügebeurteilung

Makroskopische Nahtbeurteilung

Der erste Schritt beinhaltet die Beurteilung der Schweißnähte durch eine Bewertung der äußeren Merkmale. Es erfolgt eine Identifizierung und Charakterisierung der Anlauffarben an der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone. Mit Hilfe eines Stereomikroskops erfolgt die Bewertung der Oberfläche hinsichtlich Gleichmäßigkeit, Schuppung sowie Riss- und Oberflächenporenfreiheit.

Metallographische Gefügebeurteilung

Bei dem Laserauftragsschweißprozess werden Gefügeveränderungen hervorgerufen. Das sind zum Beispiel Phasenumwandlungen und Kornvergrößerung. Mittels lichtmikroskopischer Untersuchungen werden diese Gefügeveränderungen an geätzten Schweißproben untersucht. Mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops wird eine EDX-Analyse (Energiedispersive Röntgenspektroskopie) durchgeführt.

In den metallographischen Schliffbildern wird die durchschnittliche Korngröße durch eine Software bestimmt. Die Leica Korngrößenanalyse berechnet den Korngrößenkennwert G gemäß der in der gebräuchlichen ASTM Norm E 112 [AST96] definierten Korngrößenrichtreihe.

In Tabelle 5.1 ist die für die Bewertung eines Werkstoffs nach seiner Korngröße genutzte Einteilung nach ASTM zusammengefasst

Die ASTM-Korngröße 1 gibt an, dass die Anzahl der Kristallkörner in einem Quadratmillimeter 16 beträgt und das Gefüge sehr grobkörnig ist.

Im Allgemeinen gelten im technischen Bereich Gefügestrukturen mit mittleren ASTM-Korngrößen kleiner oder gleich 5 als grobkörnig und größer als 5 als feinkörnig [BLO08].

An den Querschliffen erfolgt ebenfalls die Analyse der Schweißnahtausprägung, bei der die Breite der WEZ (Wärmeinflusszone), sowie Dicke und Höhe der Schweißnaht betrachtet werden.

Tabelle 5.1: Korngrößenklassen nach ASTM [AST96]

Korngröße nach ASTM		Anzahl der Kristallkörner je Quadratmillimeter
Typ	Klasse	
Grobkorn	1	16
	2	32
	3	64
	4	128
	5	256
Feinkorn	6	512
	7	1 024
	8	2 048
	9	4 096
	10	8 192
	11	16 384
	12	32 768
	13	65 536
	14	131 072
	15	262 144

5.2 Nahtgeometrie und Härteverläufe

Nahtgeometrie

Die Nahtgeometrien werden an metallographischen Schliffen vermessen. Mittels einer CAD-Software werden die Schweißnähte vor und nach der Verformung vermessen. Die Zuordnung der entsprechenden Geometrieparameter vor der Verformung ist in Abbildung 5.1 dargestellt.

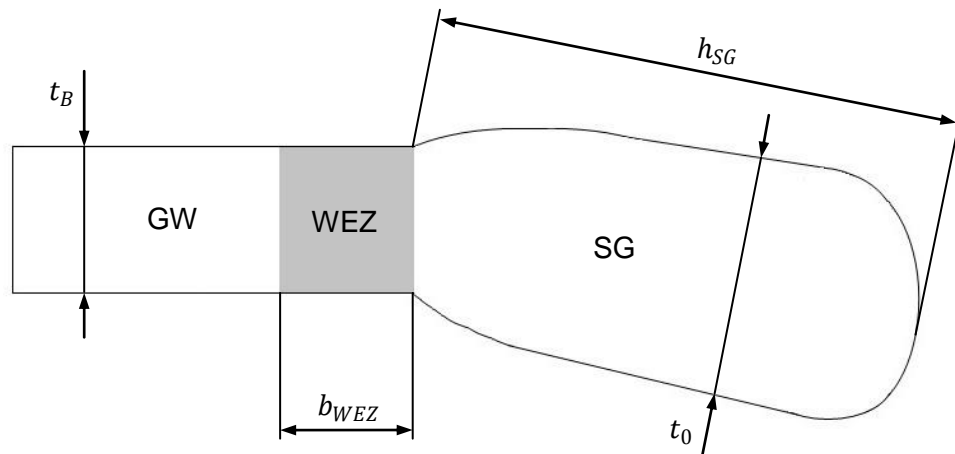


Abbildung 5.1: Skizze der gemessenen Geometrieparameter

Die Zuordnung der entsprechenden Geometrieparameter nach der Verformung durch Hämmern bzw. Stauchen ist in Abbildung 5.2 bzw. Abbildung 5.3 dargestellt.

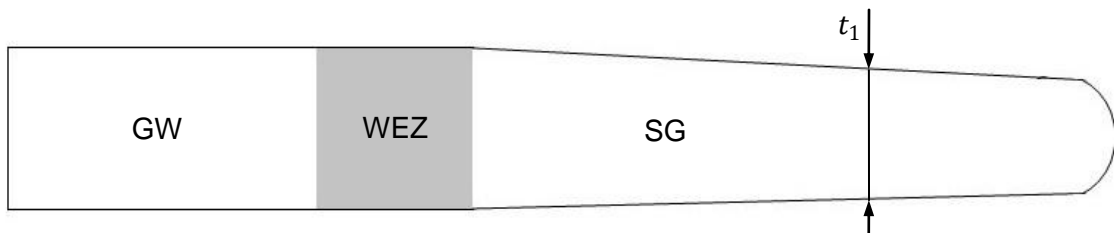


Abbildung 5.2: Skizze der gemessenen Geometrieparameter nach der Verformung (Hämmern)

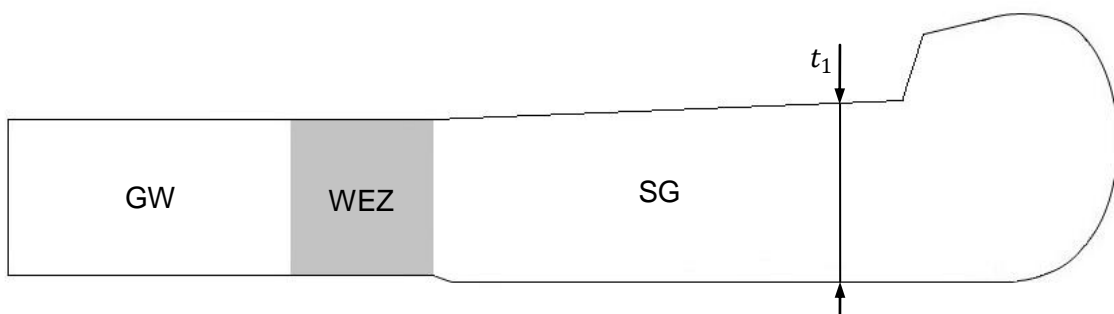


Abbildung 5.3: Skizze der gemessenen Geometrieparameter nach der Verformung (Stauchen)

Härteverläufe

An polierten Querschliffen erfolgt die Härtemessung nach Vickers gemäß DIN EN ISO 6507 [DIN06]. Die Vickers-Härtewerte werden mit einer Prüfkraft von 300 g und 15 Sekunden Einwirkdauer der Prüfkraft ermittelt. Ein Härteeindruck hat im arithmeti-

schen Mittel eine Diagonale von 70 μm . In Abbildung 5.4 ist die Vorgehensweise bei der Härteprüfung am Beispiel einer unbehandelten Schweißnaht dargestellt. Die Aufnahme der Härtewerte erfolgt beginnend vom unbeeinflussten Grundwerkstoff über die WEZ und das Schweißgut bis in die letzte Schweißlage. Dabei werden die Härteeindrücke mit einer Abweichung von $\pm 100 \mu\text{m}$ in der Blech- bzw. Schweißnahtmitte platziert.

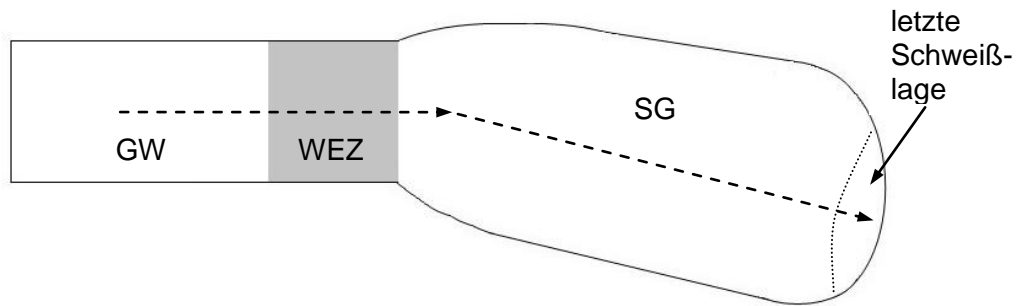


Abbildung 5.4: Skizze zur Vorgehensweise bei der Härteprüfung

5.3 Verformungsgrad und Korngrößenanalyse

Der Verformungsgrad φ kann definiert werden als mittlerer Verformungsgrad φ_m , bei dem die Dickenänderung Δt auf die Ausgangsdicke t_0 bezogen wird. Die Angabe erfolgt in Prozent [BAR08]:

$$\varphi_m = \frac{\Delta t}{t_0} \cdot 100 \% = \frac{t_1 - t_0}{t_0} \cdot 100 \% \quad (5.1)$$

Wird die jeweilige, differenziell kleine Dickenänderung dt auf die momentan vorliegende Dicke t bezogen, so entsteht bei Aufsummierung der wahre Verformungsgrad φ [BAR08]:

$$\varphi = \int_{t_0}^{t_1} \frac{dt}{t} = \ln \frac{t_1}{t_0} \quad (5.2)$$

Bei der Verformung der Schweißnaht entsteht eine Dickenabnahme und hätte negative Werte zur Folge. Deshalb wird der Verformungsgrad φ bei den Untersuchungen in dieser Diplomarbeit als Betrag definiert:

$$\varphi = \left| \ln \frac{t_1}{t_0} \right| \quad (5.3)$$

Die Korngrößenanalyse erfolgt in Blechmitte. Im Schweißgut wird die Korngrößenanalyse in der Schweißnahtmitte im Bereich der Dickenmessung nach der Verformung durchgeführt, siehe Abbildung 5.5. Die metallographischen Bilder werden ebenfalls in diesem Bereich aufgenommen.

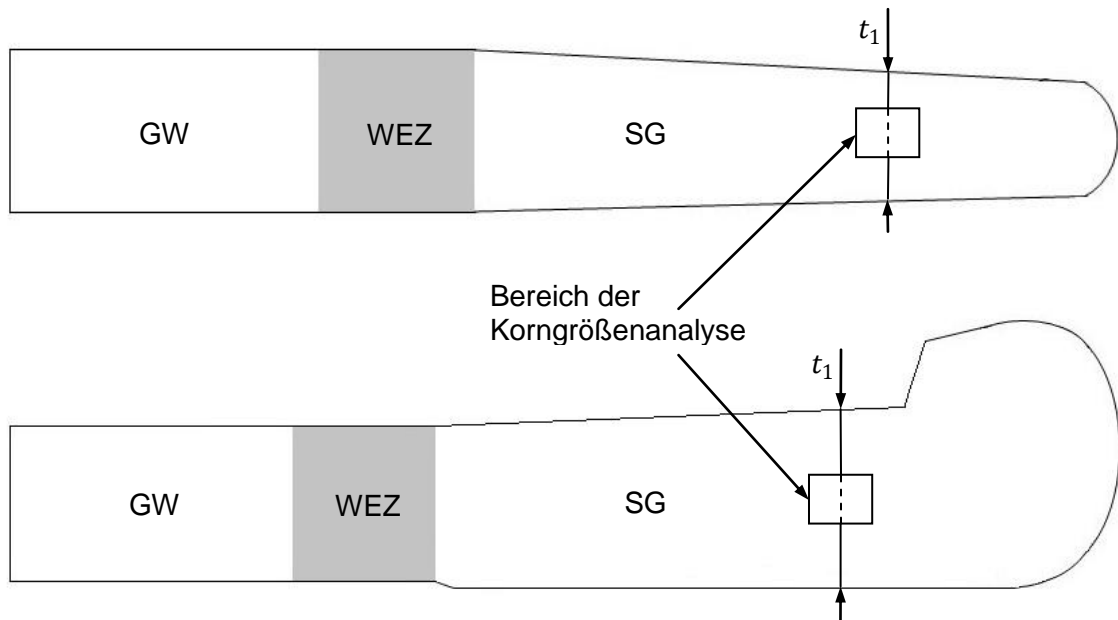


Abbildung 5.5: Bereich der Korngrößenanalyse

6 Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel erfolgt die Darstellung und Diskussion der Ergebnisse der Laserschweißungen und deren mechanischer sowie mechanisch-thermischer Behandlung. Die Schwerpunkte sind dabei der Zusammenhang zwischen lokalem Verformungsgrad und notwendiger Wärmebehandlung sowie die daraus entstehenden Gefügestrukturen.

6.1 Schweißnähte ohne mechanisch-thermische Behandlung

Im ersten Schritt werden Referenzuntersuchungen an Schweißnähten durchgeführt und deren Eigenschaften bewertet. Im Folgenden sind die Ergebnisse zusammengefasst.

6.1.1 Makroskopie, Metallographie und Härteprüfung

Im Anschluss an den Schweißprozess werden die Schweißnahtoberflächen visuell überprüft. Das angewandte Laserauftragsschweißen erzeugt metallisch blankes und glattes Schweißgut. Die Schweißnähte weisen eine sehr geringe Schuppung auf. Trotz Schutzgasabschirmung entstehen Anlauffarben in Form eines circa 3 mm breiten blau-violetten Strichs in circa 5 mm Entfernung vom Schweißgut auf beiden Seiten des Blechs. Am Schweißgut und an der Wärmeinflusszone sind Anlauffarben nicht vorhanden. In Abbildung 6.1 und Abbildung 6.3 sind beispielhaft Aufnahmen von Vorder-, Rück- und Stirnseite einer mehrlagigen Naht dargestellt. Die dazugehörige Detailansicht der Nahtoberfläche ist in Abbildung 6.2 dargestellt. In der Detailansicht sind senkrecht zur Blechkante, auf der die Schweißnaht sitzt, parallele Strukturen erkennbar, die bis in die Spitze der Naht laufen.

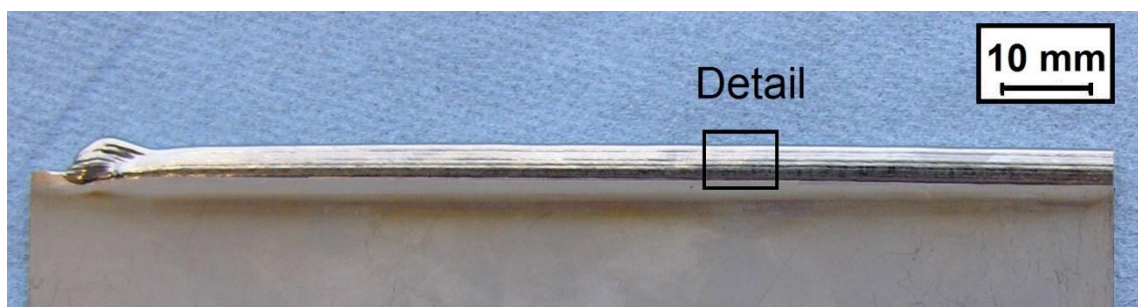


Abbildung 6.1: Makroskopische Nahtoberfläche (Vorderseite) und Detailansicht

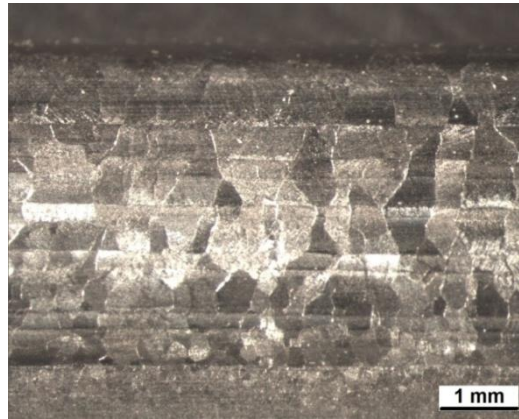


Abbildung 6.2: Detailansicht Nahtoberfläche (Vorderseite)

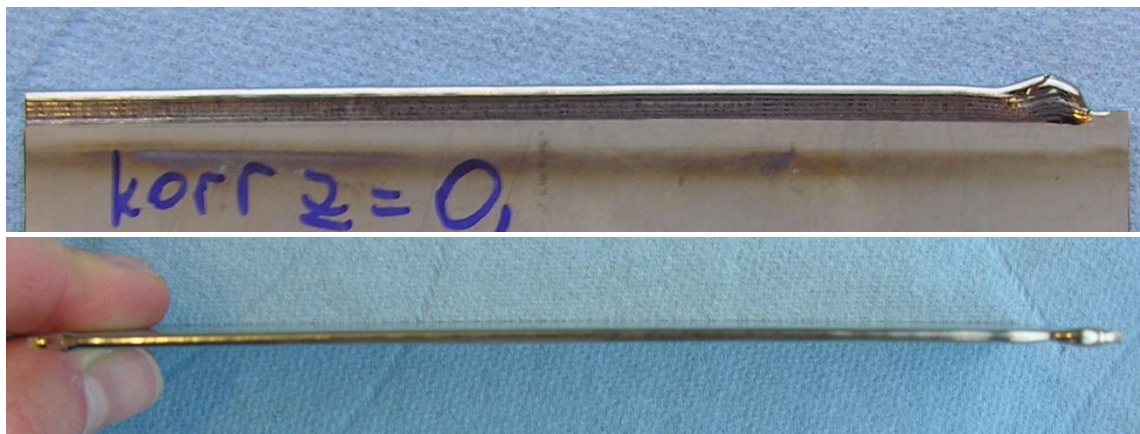


Abbildung 6.3: Makroskopische Nahtoberfläche (Hinter- und Stirnseite)

Das Produkt des Laserauftragsschweißprozesses wird in Grundwerkstoff (GW), Wärmeinflusszone (WEZ) und Schweißgut (SG) eingeteilt. In den metallographischen Bildern ist diese Reihenfolge von links nach rechts dargestellt. Anhand dieser Bilder lassen sich qualitative Aussagen zum Schweißnahtgefüge und der Größe der WEZ machen. Die Prozessfolge zur Herstellung der Schlitze wird nach Abschnitt 4.3 durchgeführt.

In Abbildung 6.4 ist ein Querschliff einer Schweißprobe der untersuchten Titanlegierung Ti-6Al-4V im unbehandelten Zustand dargestellt. In diesem Beispiel der Auftragschweißung hat die WEZ, welche von dem gefügeunbeeinflussten Grundwerkstoff bis zur ersten Schweißlage ausdehnt ist, eine Breite b_{WEZ} von circa 1,4 mm. Das Blech hat eine Dicke t_B von 1,6 mm. Diese Schweißprobe weist 21 Lagen und eine Gesamthöhe von circa 10,5 mm auf. Die Schweißnaht hat eine Dicke t_0 von circa 2,6 mm.

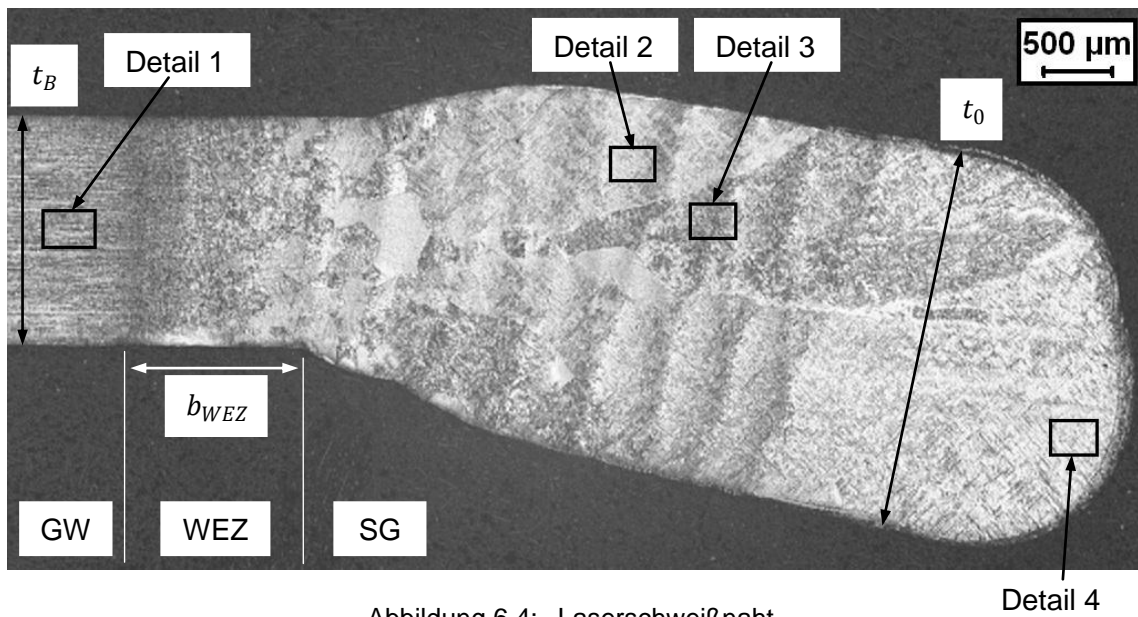


Abbildung 6.4: Laserschweißnaht

Die Dicke des Blechs ist bei den Proben dieser Arbeit identisch.

Im Grundwerkstoff ist eine linienartige Struktur erkennbar, die in Abbildung 6.5 mit höheren Vergrößerungen dargestellt ist. α -Körner liegen als helle zeilige Bereiche vor. Diese haben eine Korngrößenkennzahl G von 12,6. Die schmalen dunklen Bereiche, die die α -Körner umgeben, kennzeichnen die intergranulare β -Phase. Die zeilige Struktur lässt sich auf Walzen des Blechs zurückführen.

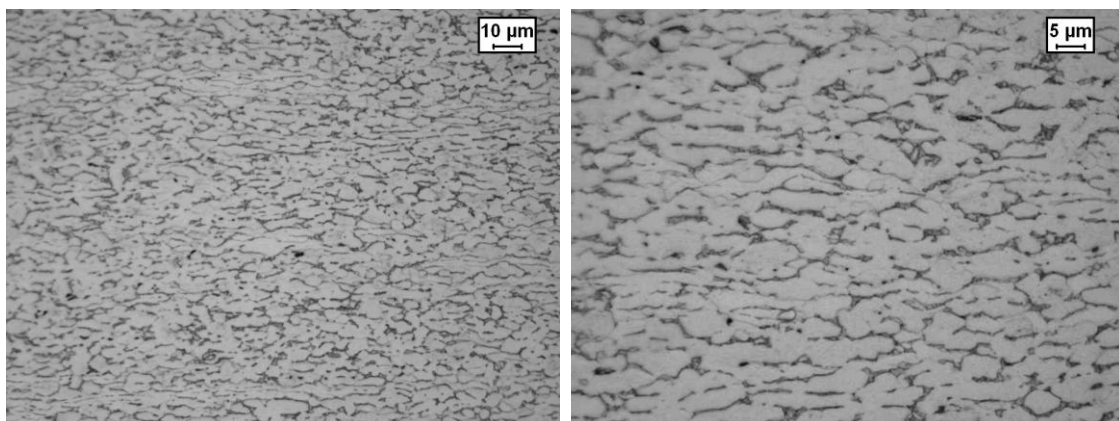


Abbildung 6.5: Grundwerkstoff (Detail 1)

In Abbildung 6.6 ist die WEZ bei höherer Vergrößerung dargestellt. Die WEZ weist unterschiedlich große Körner auf. Die Körner werden vom Grundwerkstoff zum Schweißgut hin größer. Der Bereich nahe dem Grundwerkstoff lässt eine Kornvergrößerung erkennen. Der Bereich nahe der ersten Schweißlage lässt große Körner mit nadeliger

Struktur erkennen. Grobe globulare Körner sowie nadelige Bereiche sind in der Mitte der WEZ sichtbar. Die Körner in der WEZ haben eine Korngrößenkennzahl G von bis zu 7.

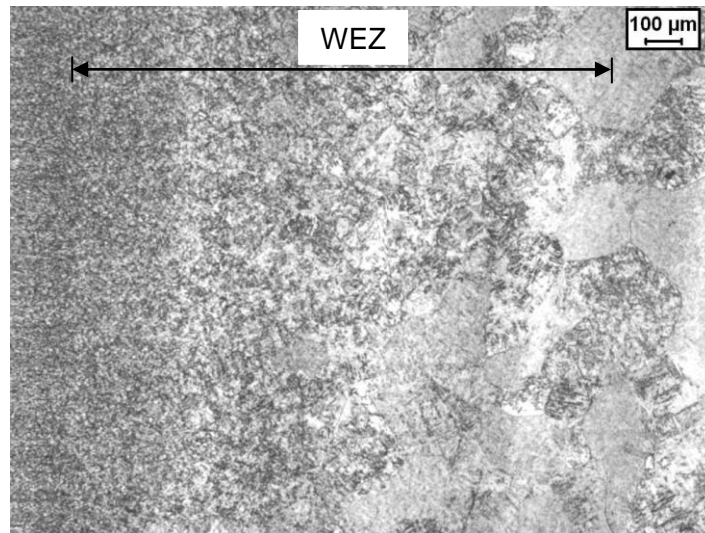


Abbildung 6.6: Wärmeeinflusszone

Im Schweißgut sind ab der ersten Schweißlage regelmäßig dunkle Linien vorhanden (Abbildung 6.4). Bis zur letzten Schweißlage hin steigt die Korngröße. In Abbildung 6.7 ist bei höherer Vergrößerung die letzte Schweißlage dargestellt. Es sind helle und dunkle Grundstrukturen sichtbar. In diesen Grundstrukturen sind in unregelmäßigen Abständen helle und dunkle Nadeln erkennbar.

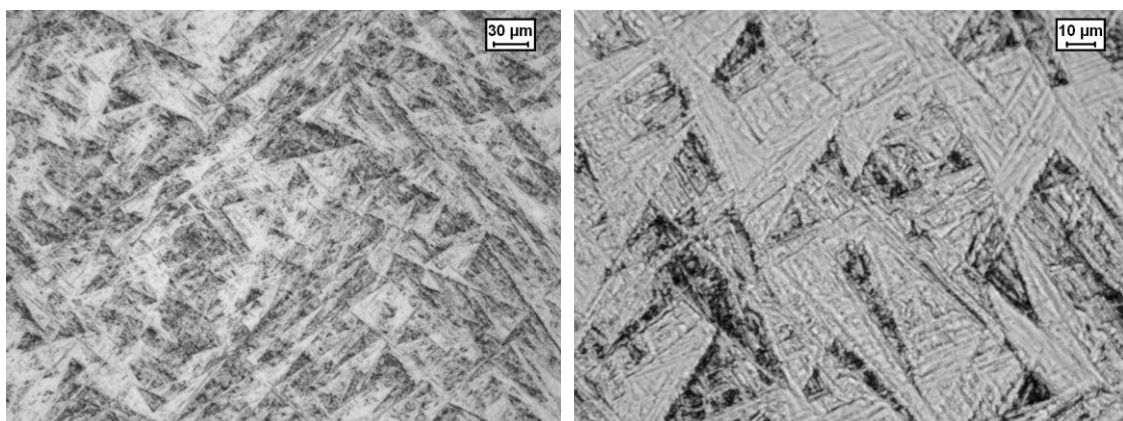


Abbildung 6.7: Schweißgut der letzten Lage (Detail 4)

In Abbildung 6.8 und Abbildung 6.9 sind bei höherer Vergrößerung Schweißlagen dargestellt, die in der Mitte der Schweißnaht liegen. Es sind helle fein lamellare Strukturen erkennbar.

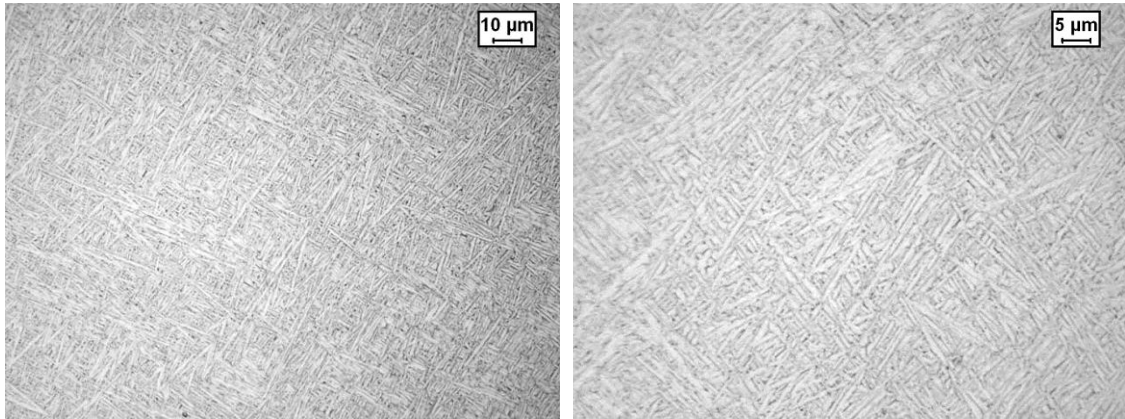


Abbildung 6.8: Schweißgut in mittigen Lagen der Naht (Detail 2)

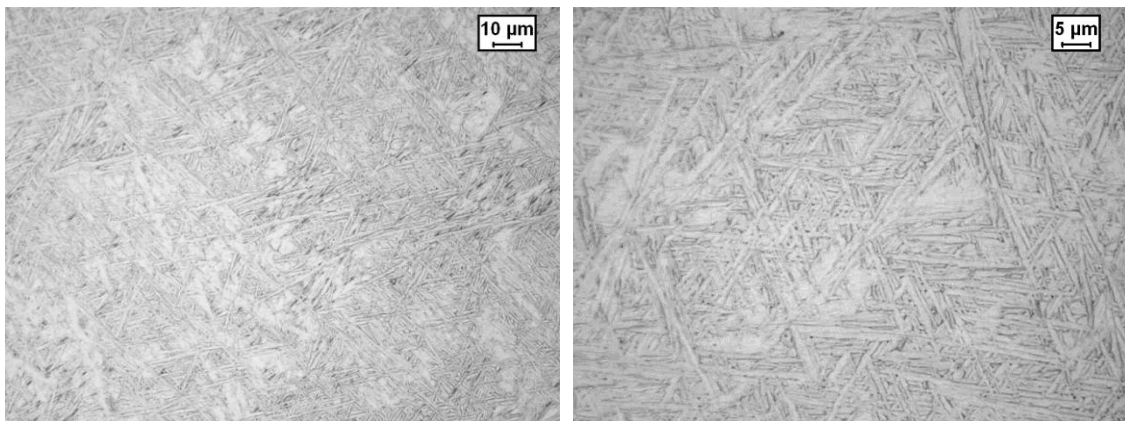


Abbildung 6.9: Schweißgut in mittigen Lagen der Naht (Detail 3)

In Abbildung 6.10 ist der Härteverlauf der Schweißprobe dargestellt. Der Grundwerkstoff, die WEZ und das Schweißgut mit der letzten Schweißlage sind in die Härteprüfung aufgenommen. Der von der Wärme unbeeinflusste Grundwerkstoff hat eine Härte von circa 345 HV. Die WEZ hat eine höhere Härte (circa 364 HV). Die ersten zwei Messpunkte des Schweißguts haben eine fast gleichhohe Härte wie die WEZ. Die anderen Messpunkte des Schweißguts weisen eine Härte von circa 320 HV auf.

Mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops wurde eine EDX-Analyse (Energiedispersive Röntgenspektroskopie) durchgeführt. Das Ergebnis der EDX-Analyse ist für den Grundwerkstoff und das Schweißgut in Anlage A.1 dargestellt. Grundwerkstoff und Schweißgut zeigen im Rahmen der Genauigkeit von EDX-Untersuchungen keine Unterschiede.

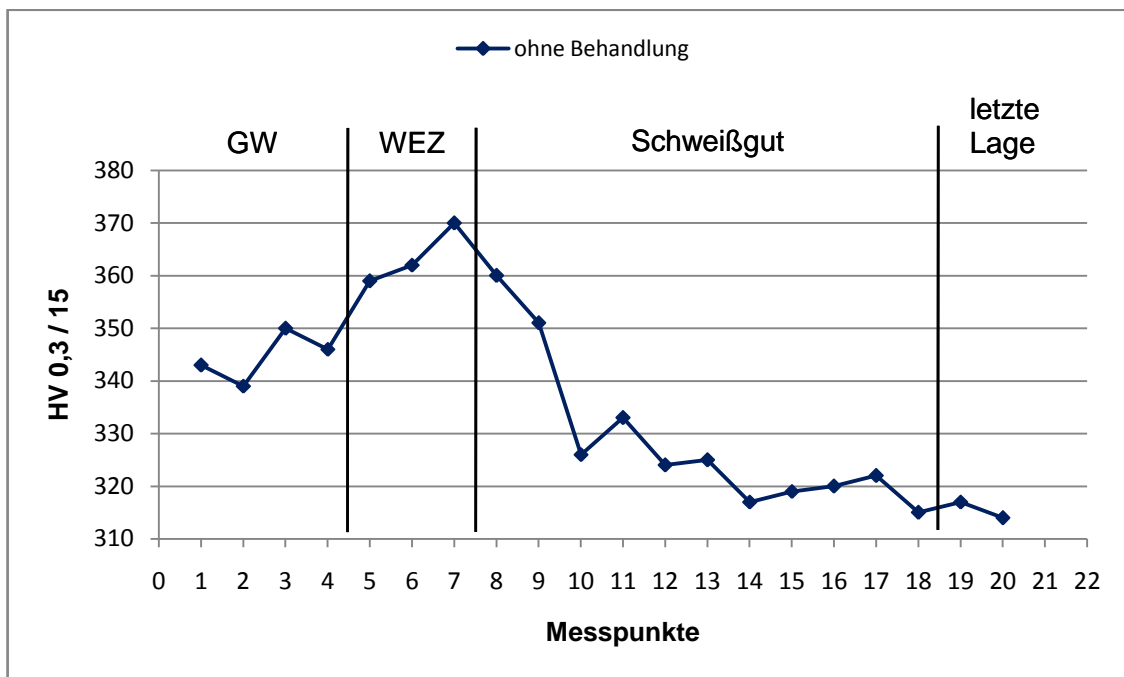


Abbildung 6.10: Härteverlauf der Schweißprobe

6.1.2 Diskussion

Wärmeeinflusszone

Durch den Laserschweißprozess, der die Schmelze auf über 1800 °C erwärmt, entstehen durch Wärmeleitung wärmebeeinflusste Bereiche. Die Bereiche, die eine Temperatur $< \vartheta_{\beta}$ erfahren bzw. nahe dem Grundwerkstoff liegen, vergrößern. Die Bereiche, die eine Temperatur $> \vartheta_{\beta}$ erfahren bzw. nahe dem Schweißgut liegen, weisen große ehemalige β -Körner mit transformierten nadeligen Strukturen auf (Abschnitt 2.3.2.1). Die Breite der thermisch beeinflussten Zone (WEZ) ist aufgrund des beim Laserschweißen geringen und konzentrierten Wärmeeintrags relativ klein.

Schweißgut

Der Werkstoff ist im Allgemeinen bestrebt, einen Gleichgewichtszustand mit dem geringstmöglichen Energieinhalt zu erreichen. Es stellt sich beim Auftragsschweißen epitaktisches Kristallwachstum ein. „Beim epitaktischen Wachstum nimmt die gewachsene Schicht die Kristallstruktur der Unterlage an.“ [POM04] Es setzen sich einzelne der unteren Kristallorientierungen bis in die oberen Schweißlagen durch. Korngrenzen lassen diese Bereiche als stengelförmige Kristalle erscheinen. Dies wird auch als Transkristallisation bezeichnet. Die Schmelze des Schweißguts erstarrt entgegen des Wär-

meflusses und erzeugt Stengelkristalle. Dies erklärt die Kristallstrukturen in Abbildung 6.1 und Abbildung 6.4, die bis in die Spitze der Schweißnaht laufen.

Wie in Abschnitt 2.3.2.1 beschrieben, entstehen oberhalb ϑ_{β} durch unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten fein nadelige bis grob lamellare Strukturen. Die Schmelze, die beim Laserschweißen entsteht, erstarrt und kühlt in das $\alpha+\beta$ Gebiet ab. [FRA11] ermittelt bei diesem Prozess mathematisch und experimentell an Titanbasiswerkstoffen eine Abkühlzeit von 2000 °C auf etwa 400 °C unter einer Sekunde. Das entspricht einer Abkühlrate, die höher ist als die einer Wasserabschreckung. Dazu trägt der prozessbedingte geringe Wärmeeintrag des Lasers bei. Diese Abkühlgeschwindigkeit hat einen diffusionslosen Umklappvorgang des krz β -Gitters in das hexadiagonale α -Gitter zufolge. Es entsteht ein sehr feinnadelig ausgebildeter α' -Martensit. Donachie [DON00] bestätigt (Anlage A.2), dass sich bei Wasserabkühlung von Temperaturen oberhalb ϑ_{β} die transformierte α' -Struktur bildet. Schulze [SCHU10] beschreibt ebenfalls, dass die martensitische Phase bei Legierungen mit einer geringeren Menge an β -stabilisierenden Elementen, wie bei Ti-6Al-4V, eine hdP Struktur (α') hat und keine orthorhombische Struktur (α''), die bei größeren Mengen β -stabilisierender Elemente entsteht. In Anlage A.3 stellen Boyer, Collings und Welsch [BOY94] Folgendes dar: Die α'' -Phase entsteht nur bei Abschrecktemperaturen zwischen 750 °C bis 900 °C. Bei Abschrecktemperaturen oberhalb 900 °C, wie beim Laserauftragsschweißen, bildet sich die α' -Phase. Dies lässt folgern, dass das Gefüge bei sehr schneller Abkühlung vollständig aus α' -Martensit besteht. Der hexagonal dichtest gepackte α' -Martensit ist kristallografisch mit der α -Phase verwandt und hat auch ähnliche Gitterparameter [BOY94].

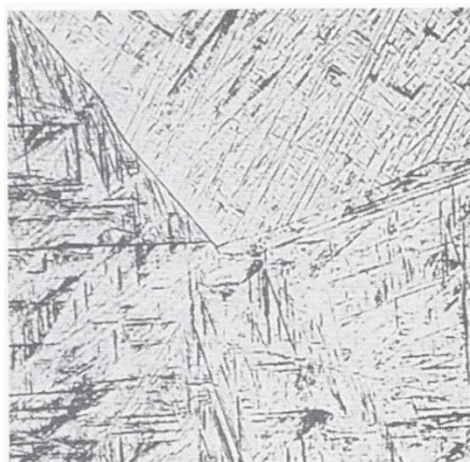


Abbildung 6.11: Ti-6Al-4V bei 1065 °C gegläht und in Wasser abgeschreckt [DON00]

Das Gefüge, das in der letzten Schweißlage entsteht, ähnelt dem Gefüge in Abbildung 6.11. Dort wurde Ti-6Al-4V bei 1065 °C gegläht und in Wasser abgeschreckt. Es bildet sich eine α' -Matrix (Martensit) mit β -Lamellen (dunkel) und den ehemaligen β -Korngrenzen [DON00]. Beim Abschrecken in Wasser wachsen die α' -Martensit-Platten ausgehend von den β -Korngrenzen mit Schallgeschwindigkeit durch das Korn [ILS10].

Die Schweißlagen werden nacheinander aufgeschweißt. Dadurch erfährt jede Schweißlage durch Wärmeleitung einen Wärmestrom aus den anschließend aufgeschweißten Lagen. Das Prinzip ist in Abbildung 6.12 dargestellt. Zunächst erfahren die Lagen eine Temperatur im Bereich 1 oberhalb ϑ_β . Dadurch bilden sich fein lamellare Strukturen. Anschließend erfahren die Lagen im Bereich 2 eine Temperatur unterhalb ϑ_β . Dadurch vergrößern die Nadeln. Auf diese Weise wird das Gefüge dieser Schweißlagen entsprechend einer Abkühlung an Luft verändert, siehe folgender Absatz.

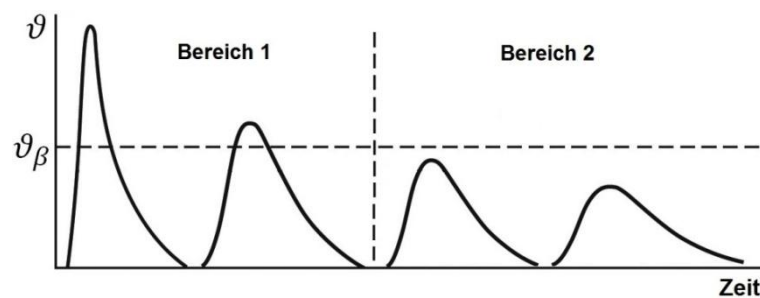


Abbildung 6.12: Einfluss durch mehrlagiges Schweißen

Das Gefüge, das in den mittigen Schweißlagen entsteht, ähnelt dem Gefüge in Abbildung 6.13. Dort wurde Ti-6Al-4V oberhalb ϑ_β gegläht und an Luft abgekühlt. Es entsteht eine helle nadelförmige α -Phase (transformiertes β) mit umgebenden β -Saum und ehemaligen β -Korngrenzen [DON00].



Abbildung 6.13: Ti-6Al-4V oberhalb ϑ_β gegläht und an Luft abgekühlt, 200x [BOY94]

Härteprüfung

Die Härteprüfkurve der unbehandelten Schweißprobe ist die Referenz für die folgenden Ergebnisse. Der Grundwerkstoff hat eine Härte von circa 340 bis 350 HV. Aufgrund der Homogenität im Grundwerkstoff ist die Streuung als gering einzuschätzen.

Die WEZ hat eine Härte von circa 360 bis 370 HV. Die höchste Härte findet sich an der Phasengrenze fest/flüssig, an welche die erste Schweißlage gelegt ist. Dort ist die Abkühlgeschwindigkeit am größten, weil noch kein Wärmeintrag vorgehender Auftragschweißungen vorhanden ist. Das dort entstehende Umwandlungsgefüge (α' -Martensit) erfährt eine Aufhärtung, die deutlich kleiner ist als die, die beim Schweißen konventioneller Stähle beobachtet wird. Außerdem ist die Größe dieser Aufhärtung prozessbedingt. Beim Auftragsschweißen wird der Schmelze und dem Grundwerkstoff mit dem Laser relativ wenig Energie zugeführt, was zu einer kleinen WEZ führt, allerdings zu hohen Abkühlgeschwindigkeiten. An Fan Blades werden die tip (Kante am größten Radius) und die mid span shrouds (MSS) nach Verschleiß durch Wolfram-Inert-Gas-Schweißen (WIG-Schweißen) auftragsgeschweißt. Bei diesem Prozess des WIG-Schweißens wird dem Schmelzbad und dem Grundwerkstoff deutlich mehr Energie zugeführt (größere WEZ), was eine langsamere Abkühlung zur Folge hat. In Anlage A.4 ist das Produkt einer Auftragsschweißung mit Härteverlauf an einem MSS dargestellt. Durch den prozessbedingten großen Energieeintrag und langsamen Abkühlverlauf beim WIG-Schweißen entsteht dort keine Aufhärtung in der WEZ.

Die Härtewerte im Schweißgut und in der WEZ weisen darauf hin, dass die Schutzgasabschirmung erfolgreich ist. Nach Schulze [SCHU10] ist ein Härteanstieg bis 50 HV noch zulässig. Das Schweißgut hat eine Härte von circa 310 bis 335 HV. Die Streuung im Schweißgut ist nach dem Verlauf der Härte gering. Die Härte im Schweißgut ist etwas geringer als im Grundwerkstoff. Das Indiz dafür ist, dass die Festigkeit im Schweißgut etwas geringer ist. Die fein globulare Gefügestruktur des Grundwerkstoffs ist durch eine thermomechanische Behandlung (Abbildung 2.9) entstanden. Diese fein globularen Gefügestrukturen haben in der Regel höhere Härte und höhere Festigkeiten als durch Schweißen entstehende grobe Gefügestrukturen.

6.2 Schweißnähte mit mechanischer Behandlung

Die für die Untersuchung verwendeten Schweißnähte werden mit den in Abschnitt 4.1 dargestellten Methoden mechanisch verformt.

6.2.1 Makroskopie, Metallographie und Härteprüfung

In Abbildung 6.14 ist eine durch beidseitiges Hämmern mechanisch verformte Schweißnaht in Vorder-, Rück- und Stirnansicht dargestellt. Durch das Hämmern der Nähte nimmt die Dicke der Naht t_{SG} ab. Das Material weicht in Richtung der Auftragschweißkante aus. Beim Betrachten der Stirnseite ist ein Verzug des Bleches zu erkennen. Der Querschliff der beidseitig gehämmerten Naht ist in Abbildung 6.15 dargestellt. Hier wird die Abnahme der Nahtdicke gegenüber der unbehandelten Naht erkennbar (Abbildung 6.4). Der Grundwerkstoff und die WEZ erfahren keine Verformung.

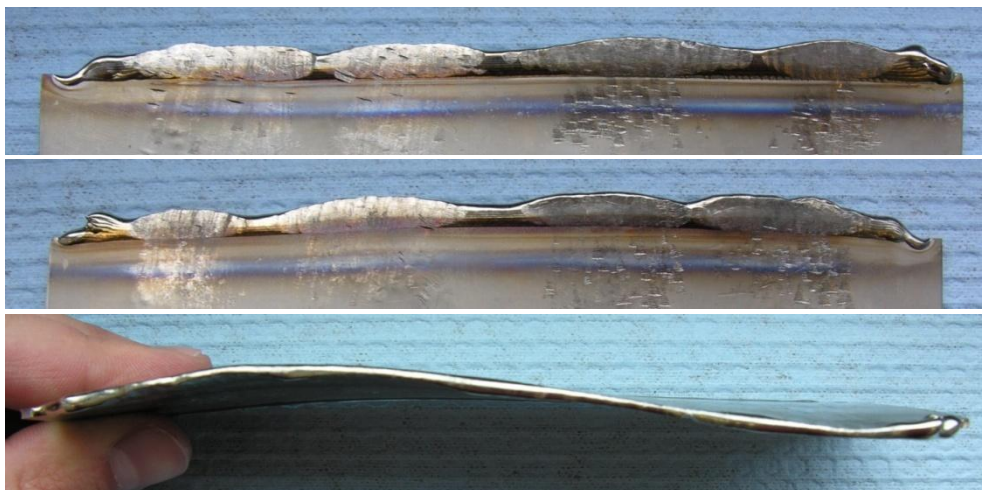


Abbildung 6.14: mechanisch verformte Naht (beidseitiges Hämmern)

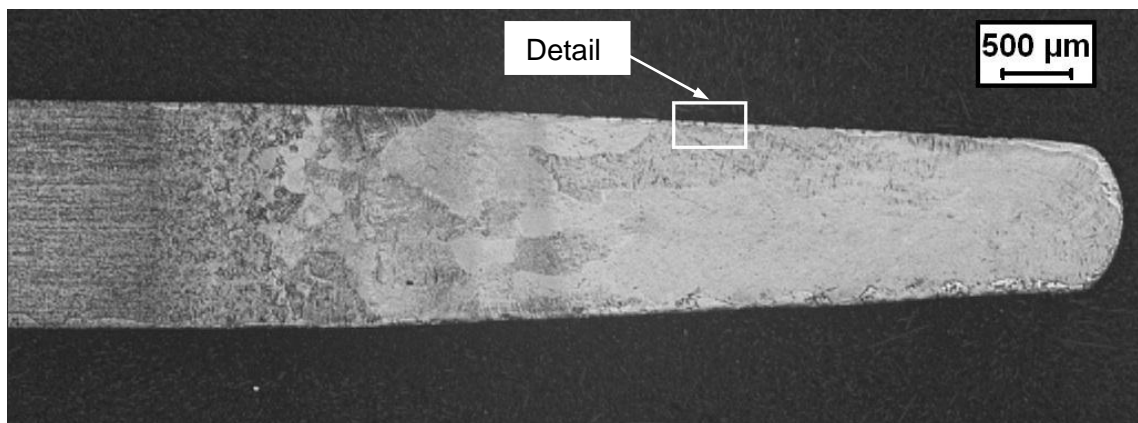


Abbildung 6.15: mechanisch verformte Naht im Querschliff (Hämmern)

Der in Abbildung 6.15 eingezeichnete Detailausschnitt ist in Abbildung 6.16 dargestellt. Bei dieser hohen Vergrößerung sind helle gekrümmte Lamellen erkennbar. Direkt am Rand sind Risse einer Tiefe bis circa 6 μm sichtbar.

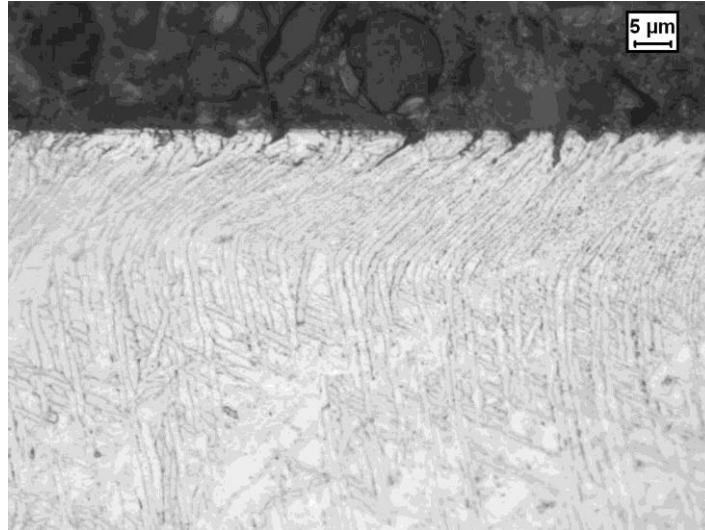


Abbildung 6.16: mechanisch verformte Naht im Detail (Hämmern)

Analog zu den Abbildungen der beidseitig gehämmerten Nähte folgen die Abbildungen der einseitig gestauchten Nähte. Die Vorder-, Rück- und Stirnseiten sind in Abbildung 6.17 von oben nach unten dargestellt. In der Vorderansicht sind die verschieden tiefen quadratischen Eindrücke, die sich zur Hälfte auf der Schweißnaht und zur Hälfte im Grundwerkstoff befinden, erkennbar. Die Naht ist bei dem linken Eindruck infolge Stempelversagens aufgerissen. In der Rückansicht sind die tieferen Eindrücke an dunkleren quadratischen Bereichen erkennbar. In der Stirnansicht zeigt sich wie bereits in Abbildung 6.14 eine Biegung der Schweißprobe.

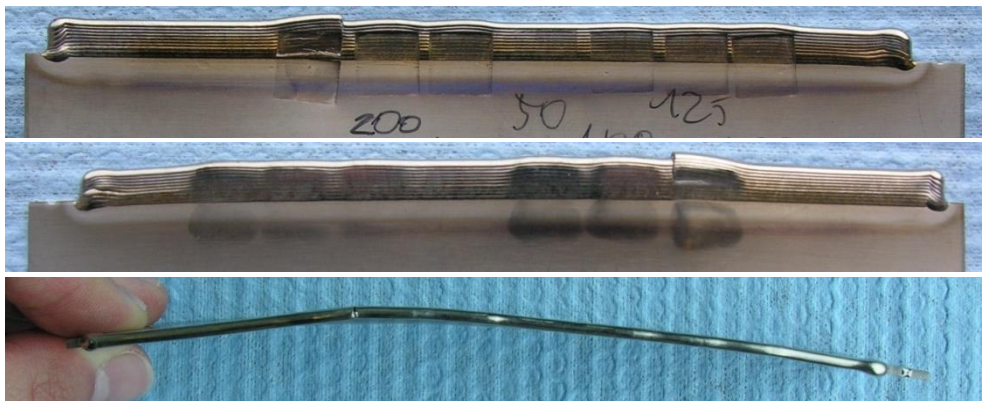


Abbildung 6.17: mechanisch verformte Naht (Stauchen)

In Abbildung 6.18 ist ein Querschliff der Schweißprobe mit Eindruck dargestellt. Die Spitze der Naht ist nicht verformt. Die dazugehörige Detailansicht ist in Abbildung 6.19 dargestellt. Die hellen Lamellen liegen nahezu senkrecht zur Oberfläche. Es sind kaum Risse in der Oberfläche sichtbar.

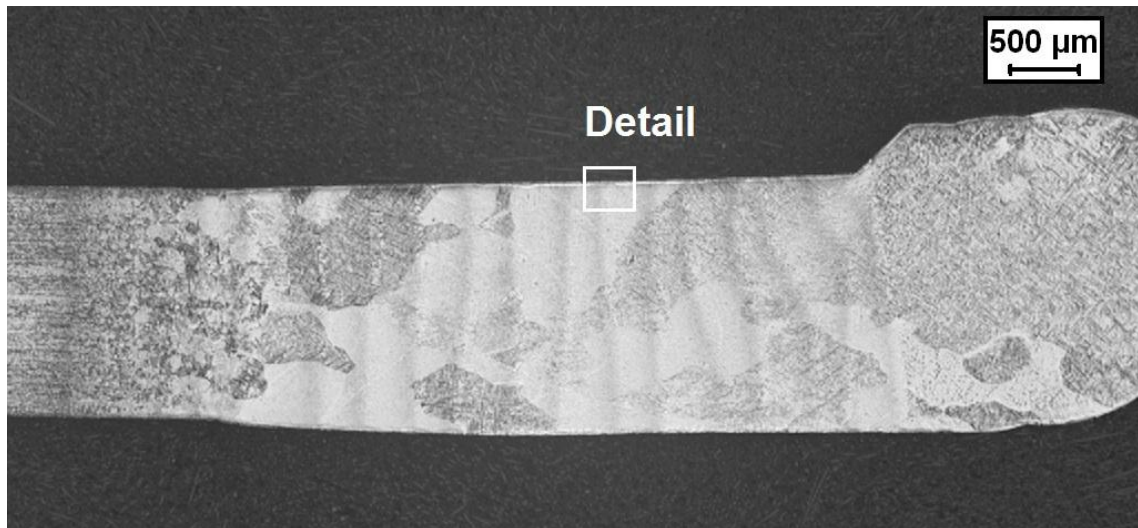


Abbildung 6.18: mechanisch verformte Naht im Querschliff (Stauchung)

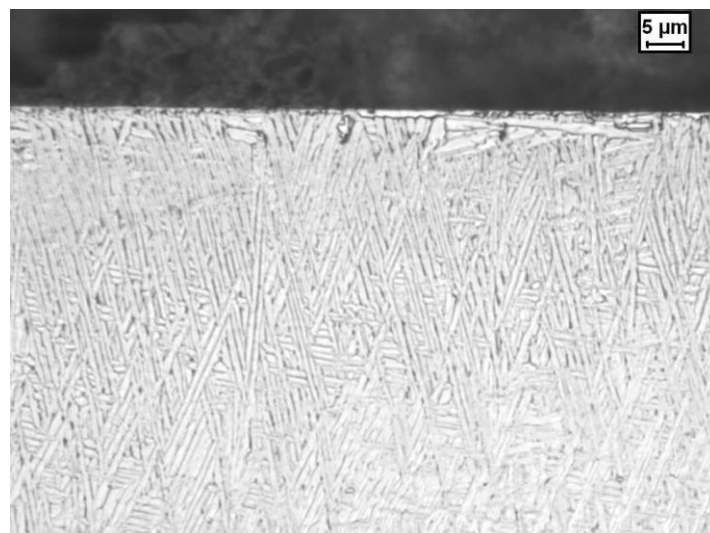


Abbildung 6.19: mechanisch verformte Naht im Detail (Stauchung)

In Abbildung 6.20 ist der Verformungsgrad φ über der Stauchkraft F dargestellt. Der Stauchprozess wurde mit Kräften von 50 kN bis circa 280 kN durchgeführt. Dabei wurden Verformungsgrade von circa 17 % bis circa 40 % erreicht. Es ist ein nahezu linearer Verlauf erkennbar. Durch eine Kraftsteigerung von 100 kN steigt der Verformungsgrad um circa 10 %.

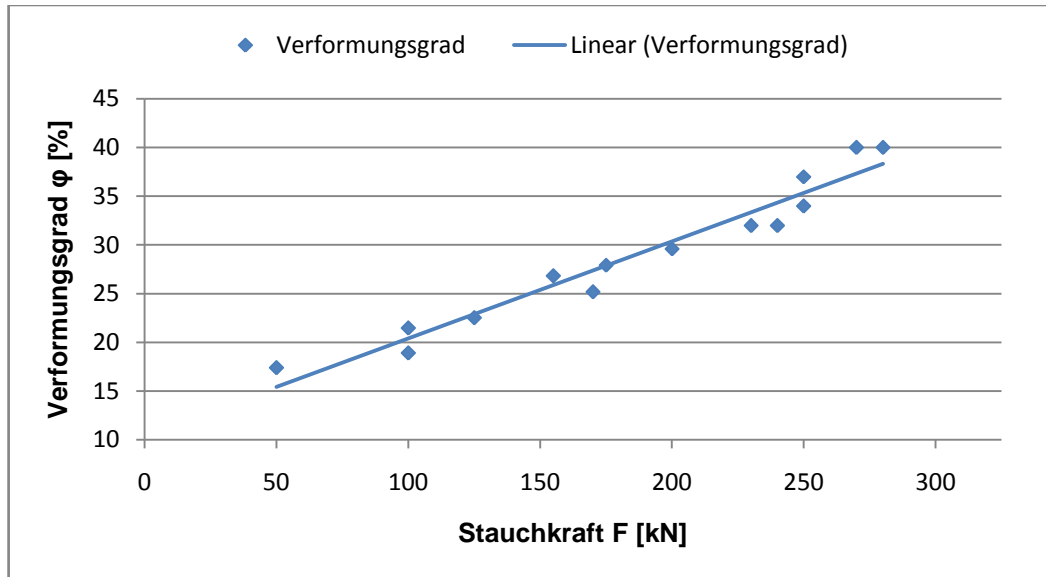


Abbildung 6.20: Verformungsgrad über Stauchkraft

Die Härteverläufe nach der Verformung durch Hämmern (rot) und Stauchen (dunkelrot) sowie der Referenzhärteverlauf ohne Verformung (blau) sind in Abbildung 6.21 dargestellt. Die durch Hämmern verformte Schweißprobe weist einen Verformungsgrad $\phi = 36\%$ und die durch Stauchen verformte Schweißprobe einen Verformungsgrad $\phi = 32\%$ auf. Die drei Härtekurven haben einen ähnlichen Verlauf. Auch für die nachträglich verformten Zustände ergibt sich in der WEZ eine etwas höhere, im Schweißgut eine etwas niedrigere Härte als im Grundwerkstoff.

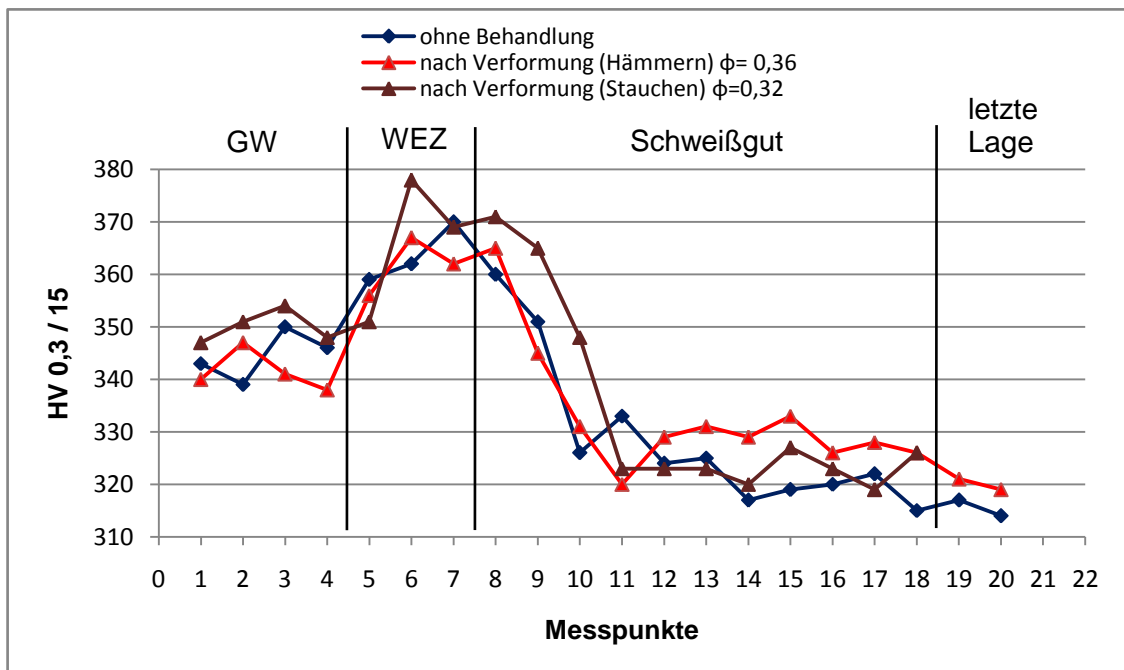


Abbildung 6.21: Härteverlauf nach Verformung

6.2.2 Diskussion

Durch das Hämmern und Stauchen wird die Schweißnaht plastisch verformt. Der Werkstoff weicht dabei nicht nur senkrecht zur Auftragsschweißkante aus, sondern in geringem Umfang auch parallel zur Kante. Das ist anhand einer gehämmerten Naht in Abbildung 6.22 dargestellt. Die Bewegungen des Materials sind mit roten Pfeilen eingezeichnet.

Dieses Ausweichen des Materials parallel zur Schweißkante bewirkt eine Aufstauung des Materials. Dadurch entstehen Eigenspannungen in der Schweißnaht. Diese Zug- und Druckspannungen, die durch das beidseitige Hämmern entstehen, bewirken eine elastische Verformung des Blechs (Abbildung 6.14 Stirnansicht).

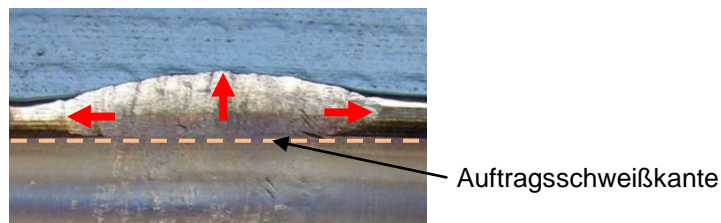


Abbildung 6.22: Ausweichrichtungen des Materials durch Verformung

Beim beidseitigen Hämmern entsteht die Verformung im Gegensatz zum einseitigen relativ langsamen Stauchen schlagartig. Es ist davon auszugehen, dass der Hammer die Schweißnaht selten im rechten Winkel trifft. Des Weiteren muss angenommen werden, dass der Hammer die Naht oft kantig und nicht mit der größeren Hammerfläche trifft. Durch diese Einflüsse können die Risse, die in Abbildung 6.16 sichtbar sind, beim Hämmern entstehen. Außerdem können diese Einflüsse der Grund für die Krümmung der Lamellen (α -Phase) sein. Das einseitige Stauchen erfolgt relativ langsam mit einer Stauchgeschwindigkeit von circa 0,2 Millimeter pro Sekunde. Die Naht wird dabei im rechten Winkel gestaucht. Das könnte eine Erklärung dafür sein, dass die gestauchte Naht (Abbildung 6.19) deutlich weniger Risse aufweist als die gehämmerte Naht. Außerdem entsteht durch die senkrechte Belastung keine Krümmung der Lamellen.

Im Allgemeinen tritt mechanische Zwillingsbildung besonders in Metallen mit wenig Gleitebenen bzw. hdp-Struktur auf [KRÜ01]. Schulze [SCHU10] berichtet, dass für Gleitverformung eine gewisse Beanspruchungsdauer erforderlich ist. Im Gegensatz dazu steht die extrem schnelle Zwillingsbildung, die den typischen Verformungsmechanismus bei großer Beanspruchungsgeschwindigkeit darstellt. Das gilt vor allem für hexagonal dichtest gepackte Metalle wie das α -Titan. „Werden Werkstoffe mit Schockwellen belastet, so tritt, neben der Versetzungsbewegung, als bestimmender Verfor-

mungsmechanismus mechanische Zwillingsbildung auf.“ [KRÜ01] Die mechanische Zwillingsbildung tritt bevorzugt bei tiefen Temperaturen und hohen Dehngeschwindigkeiten bzw. Verformungsgeschwindigkeiten auf. Die Zwillingsbildung kann darum als konkurrierender Prozess zur Versetzungsgleitung betrachtet werden [KRÜ01]. Der Einfluss von Temperatur und Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ auf die erforderliche Spannung, die für die mechanische Zwillingsbildung und Gleitung erforderlich ist, ist schematisch in Abbildung 6.23 dargestellt. Diese Aussagen legen die Vermutung nahe, dass beim Hämmern eher mechanische Zwillingsbildung entsteht und beim Stauchen eher Gleitverformung.

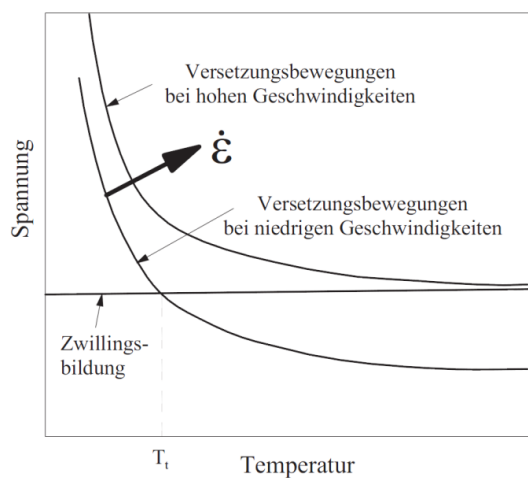


Abbildung 6.23: Schematische Darstellung des Einflusses von Temperatur und Dehngeschwindigkeit auf die Spannung für Gleitung und Zwillingsbildung [KRÜ01]

Härteprüfung

Der Grundwerkstoff der gehämmerten Schweißprobe ist nicht verformt und hat darum die gleiche Härte wie der unbehandelte Zustand. Der Grundwerkstoff der gestauchten Schweißprobe erfährt im arithmetischen Mittel eine Härtesteigerung von circa 7 HV. Das kann bei einer Prüfkraft von 300 g als Streuung angesehen werden. Der Grundwerkstoff der gestauchten Schweißprobe ist zwar verformt, allerdings bleibt der Verformungsgrad immer unter 8 %. Das kann lediglich eine Oberflächenverdichtung hervorrufen, weniger eine Beeinflussung über die gesamte Dicke des Blechs.

Die WEZ der gehämmerten Schweißprobe hat keine Verformung erfahren und hat die gleichen Härtewerte wie der unbehandelte Zustand. Die relativ kleine Erhöhung der Härtewerte (circa 6 HV) in der WEZ der gestauchten Schweißprobe kann ebenfalls als Streuung angesehen werden, da dort die Verformung nicht größer ist als im unbeeinflussten Grundwerkstoff.

Im Schweißgut steigen die Härte­werte bei den gehämmerten Schweißproben im arithmetischen Mittel um circa 10 HV im Vergleich zu den unbehandelten Schweißproben. Die Härte­werte der gestauchten Schweißproben sind im Schweißgut ähnlich denen der unbehandelten Schweißproben. In Abbildung 6.24 sind die Umformbereiche für sehr gut bis schlecht kaltumformbare Werkstoffe im Spannungs-Dehnungs-Diagramm dargestellt. Ti-6Al-4V ist nach Abschnitt 2.3.3 relativ schwer kaltverformbar. Schulze [SCHU10] bestätigt ebenfalls die schlechte Verformbarkeit der hdP-Metalle aufgrund der lediglich drei unabhängigen Gleitsysteme. Als Verfestigung wird die Zunahme der mechanischen Festigkeit eines Werkstoffs durch plastische Verformung bezeichnet. Das ist der in pink dargestellte Bereich in Abbildung 6.24.

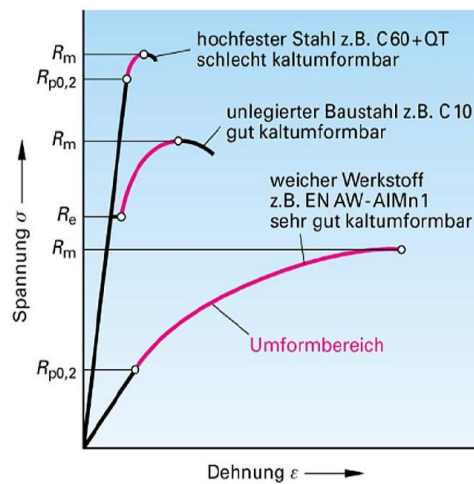


Abbildung 6.24: Umformbereiche für sehr gut bis schlecht kaltumformbare Werkstoffe [EBE08]

Schröder [SCHR10] ermittelte für den Grundwerkstoff durch Zugversuche Spannungs-Dehnungs-Diagramme (Anlage A.5). Dort ist die geringe Verfestigungsfähigkeit erkennbar. Das erklärt die gleichbleibende Härte von verformter und unbehandelter Schweißprobe in Abbildung 6.21.

6.3 Nahtbehandlung unter Verwendung von Ofenfahrten

In Bezug auf das in Abschnitt 3 beschriebene Lösungskonzept soll untersucht werden, ob durch mechanisch-thermische Behandlung des Schweißguts eine Verbesserung des Titangefüges erreicht werden kann. Dieser Abschnitt konzentriert sich auf die Behandlung unter Verwendung von Ofenfahrten zur Wärmebehandlung (WB) an den gehämmerten und gestauchten Schweißnähten.

6.3.1 Hämmern

Der Nachweis der reinen Machbarkeit der mechanisch-thermischen Nahtbehandlung erfolgt unter Verwendung von gehämmerten Schweißnähten. Dabei werden der Verformungsgrad φ und die Glühdauer $t_{Glüh}$ konstant gehalten. Bei diesen Versuchen variiert die Glühtemperatur. Die Glühzeit beträgt 60 Minuten. Der Verformungsgrad im Bereich der durchgeführten Korngrößenanalyse beträgt 55 %.

In Abbildung 6.25 ist eine gehämmerte Schweißnaht nach einer Ofenfahrt dargestellt. Die Glühtemperatur beträgt dabei 960 °C. Im Vergleich zu Abbildung 6.15 sind nach der Wärmebehandlung keine großen Körner im Schweißgut erkennbar. Die im Schweißgut sichtbaren hellen und dunkeln Bereiche sind Präparationseffekte. Gefügeunterschiede sind in diesen Bereichen bei höheren Vergrößerungen nicht zu erkennen. Trotz gleichem Ätzrezept und gleicher Ätzdauer entstehen diese Unterschiede in verschiedenen Bereichen des Schliffs, da bei der Wischätzung schon minimale Differenzen im Druck der Watte auf den Schliff diese Präparationseffekte hervorrufen.

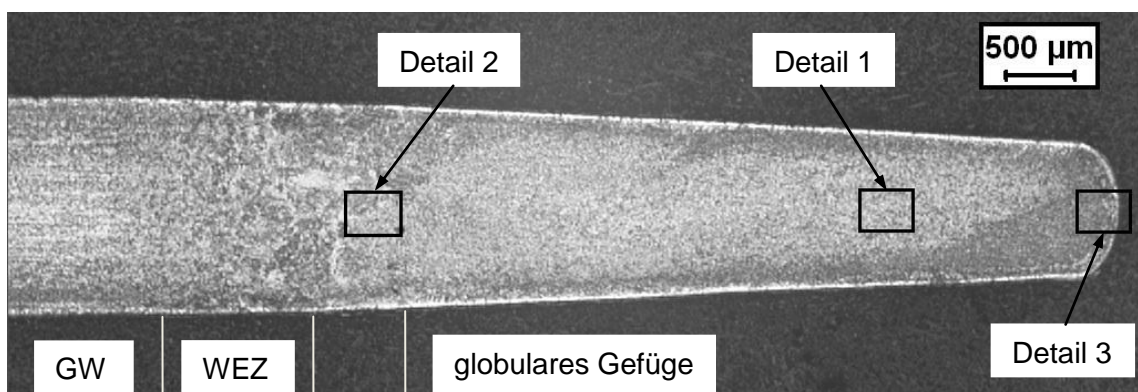


Abbildung 6.25: Naht nach WB im Ofen (960°C / 1h)

Die zugehörigen Detailbilder 1, 2 bzw. 3 sind in Abbildung 6.26, Abbildung 6.27 bzw. Abbildung 6.28 dargestellt. In Abbildung 6.26 sind helle globulare Körner sichtbar. Diese hellen Körner sind von dunklen Bereichen umgeben. Sind die hellen Körner leicht

gräulich, handelt es sich um Ätzartefakte. Die hellen Körner haben bei der Glüh-temperatur 960 °C eine Korngrößenkennzahl G von 11,8. Die globulare Gefügestruktur ent-steht erst in einer gewissen Entfernung (circa 0,5 mm) von der WEZ. Die ersten beiden Lagen zeigen noch eine lamellare Ausbildung des Gefüges (Detail 2, siehe Abbildung 6.27).

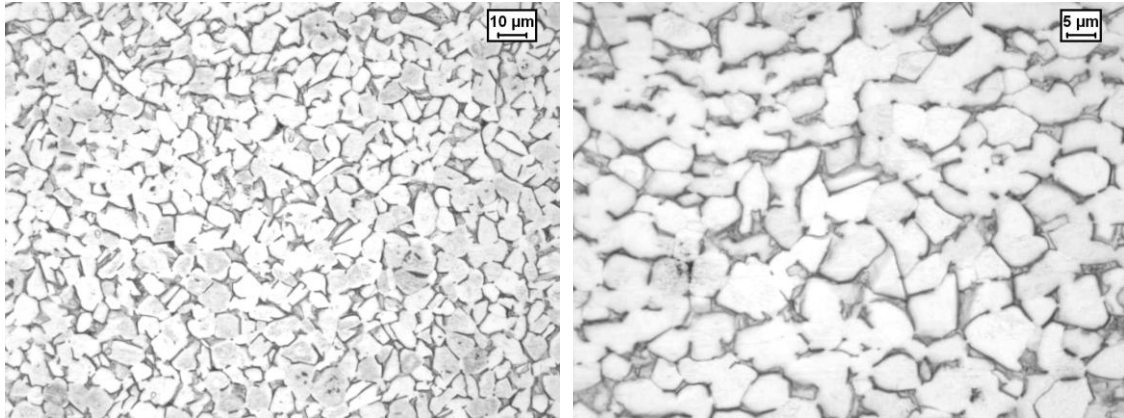


Abbildung 6.26: SG nach WB im Ofen (960°C / 1h) (Detail 1)

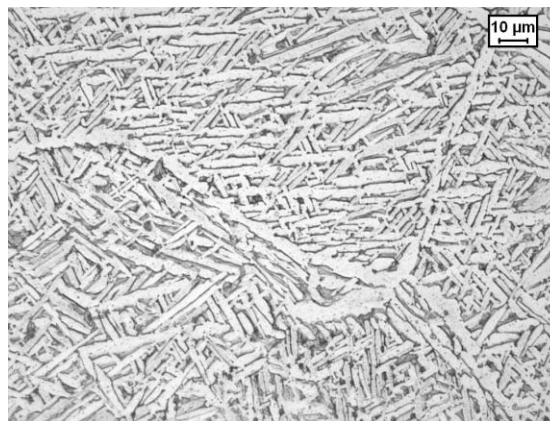


Abbildung 6.27: Bereich zwischen WEZ und Bereich globularer Körner (960°C / 1h) (Detail 2)

Die Spitze des Schweißguts ist in Abbildung 6.28 dargestellt. Dort ist im Randbereich eine helle lamellare Struktur sichtbar. Die eingezeichnete Breite b_{Spitze} dieses lamellaren Bereichs beträgt in diesem Beispiel 370 µm. Das lamellare Gefüge ist nach allen Wärmebehandlungen bis 960 °C an der Spitze des Schweißguts zu finden. Nach dieser lamellaren Zone folgt der Bereich der globularen Körner.

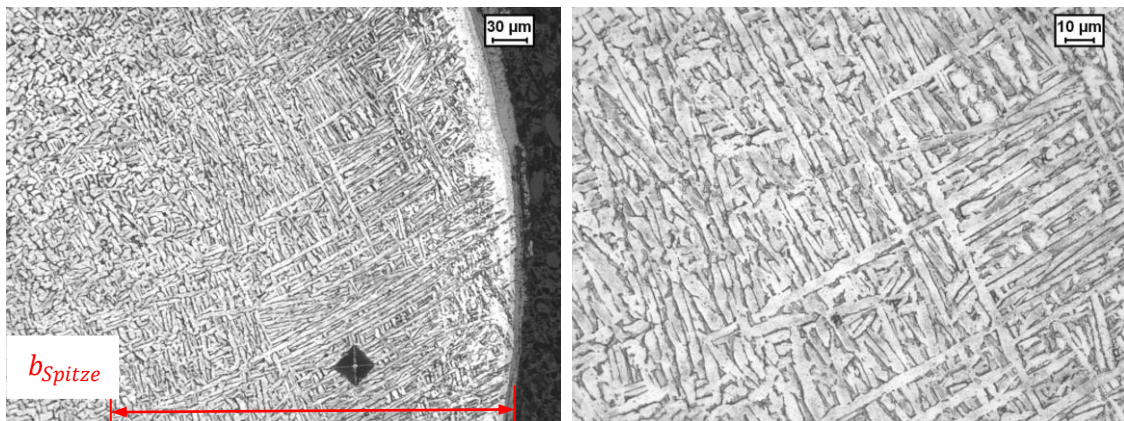


Abbildung 6.28: Spitze SG nach WB im Ofen (960°C / 1h) (Detail 3)

Im Vergleich zu der bei 960 °C wärmebehandelten Schweißnaht in Abbildung 6.25, ist in Abbildung 6.29 das Produkt einer Wärmebehandlung bei 880 °C dargestellt. Dort sind bei 20-facher Vergrößerung (Abbildung 6.29) im Schweißgut Strukturen erkennbar, die darauf schließen lassen, dass die großen Körner, die vor der Wärmebehandlung vorhanden waren, auch nach der Wärmebehandlung weiter bestehen.

Bei der Betrachtung im Detail wird dies nur teilweise bestätigt. Der Beginn des Bereichs mit globularem Gefüge ist in Abbildung 6.29 eingezeichnet. Dieser Beginn hat im Vergleich zu Abbildung 6.25 (WB bei 960 °C) eine größere Entfernung von der WEZ.

Die hellen Bereiche am Rand der Proben sind Ätzartefakte, wie in Abbildung 6.29 eingezeichnet.

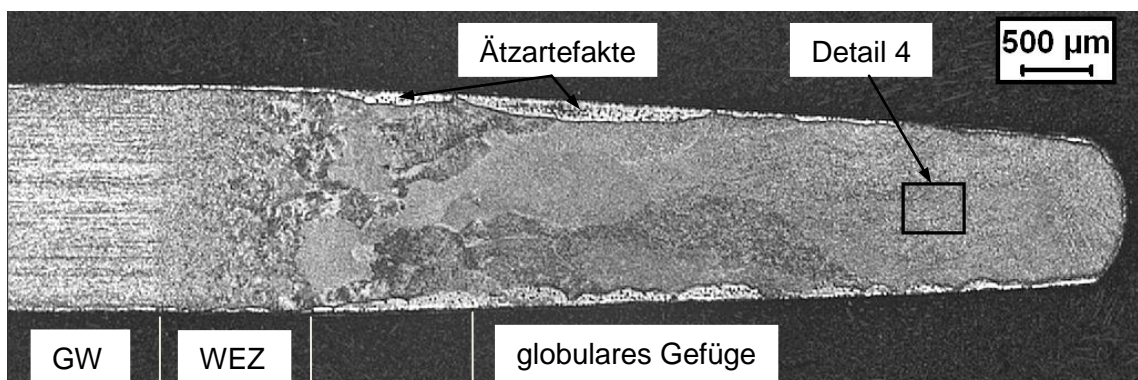


Abbildung 6.29: Naht nach WB im Ofen (880°C / 1h)

Das zugehörige Detailbild 4 ist in Abbildung 6.30 dargestellt. Analog zu Abbildung 6.26 sind helle globulare Körner sichtbar, die von dunklen Bereichen umgeben sind. Die

hellen Körner haben bei der Glüh­temperatur 880 °C eine Korngrößenkennzahl G von 13,2.

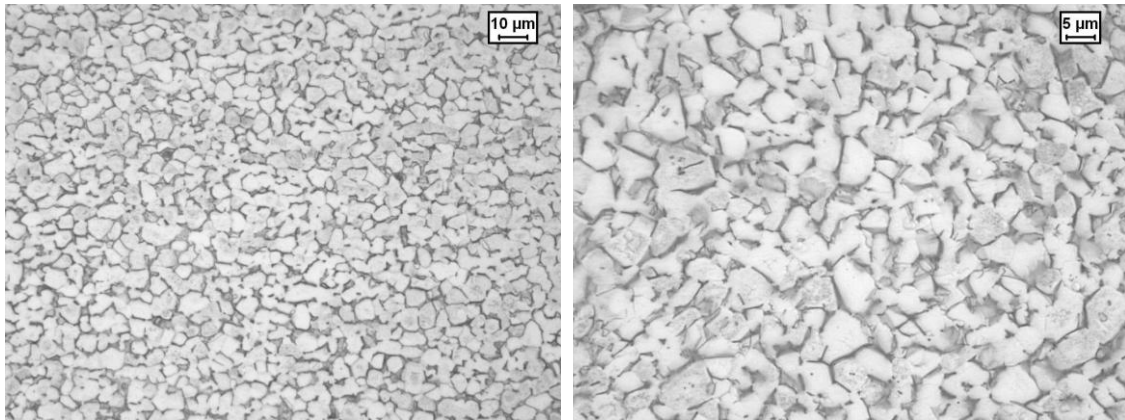


Abbildung 6.30: SG nach WB im Ofen (880°C / 1h) (Detail 4)

Bei Glüh­temperat­uren zwischen 760 °C und 880 °C entstehen im Schweißgut Gefügestrukturen, bei denen Korngrenzen nicht erkennbar sind, siehe Abbildung 6.31. Dort sind dunkle Bereiche sichtbar, die von hellen Bereichen umgeben sind.

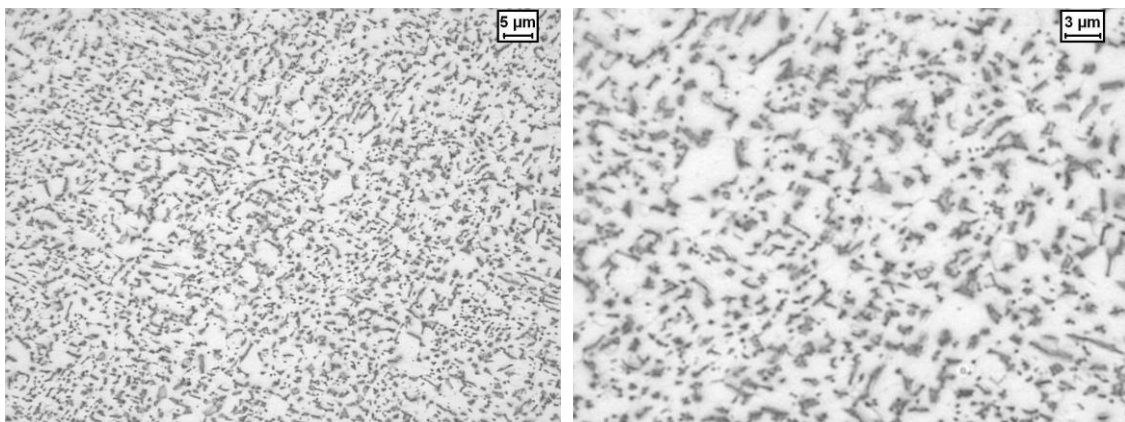


Abbildung 6.31: SG nach WB im Ofen (820°C / 1h)

Im Vergleich zu der in Abbildung 6.25 gehämmerten Naht, ist in Abbildung 6.32 eine ungehämmerte Naht bei 960 °C wärmebehandelt dargestellt. In Detail 5 (Abbildung 6.33) ist eine lamellare Struktur sichtbar. Die lamellaren Bereiche werden durch einen hellen Saum getrennt.

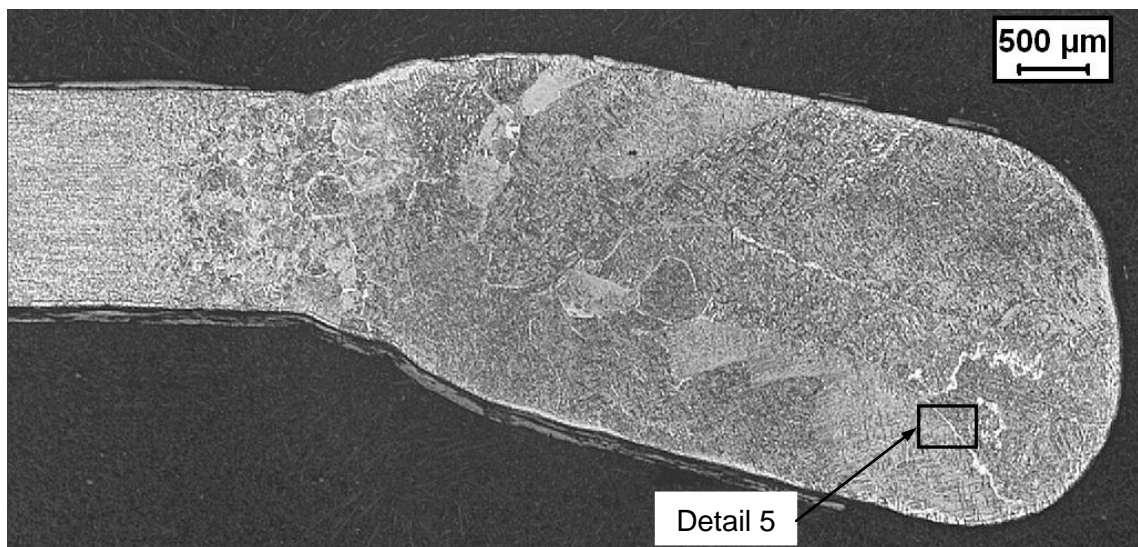


Abbildung 6.32: Naht ohne mechanische Behandlung nach WB im Ofen (960°C / 1h)



Abbildung 6.33: (960°C / 1h) (Detail 5)

In Abbildung 6.34 ist eine gehämmerte Schweißnaht nach einer Wärmebehandlung bei 980 °C dargestellt. Sichtbar ist ein Riss im Schweißgut, der durch das Hämmern entstanden ist. Im Schweißgut ist gemäß der Detailbilder in Abbildung 6.35 und Abbildung 6.36 jetzt auch in den mittigen Lagen eine lamellare Struktur erkennbar. Das in Abbildung 6.35 eingezeichnete Detail ist in Abbildung 6.36 dargestellt. Dort sind helle Lamellen von dunklen Bereichen umgeben. Die einzelnen Lamellen sind in Pakete gleicher Ausrichtung bzw. Orientierung gruppiert, siehe Abbildung 6.35. Diese einzelnen Lamellenpakete sind getrennt durch einen hellen Saum, siehe Abbildung 6.36. Die einzelnen Lamellenpakete gleicher Orientierung haben bei einer Glühtemperatur von 980 °C eine Korngrößenklasse G von 8. Der Grundwerkstoff hat eine globulare Struktur, ähnlich wie in Abbildung 6.26 sichtbar.

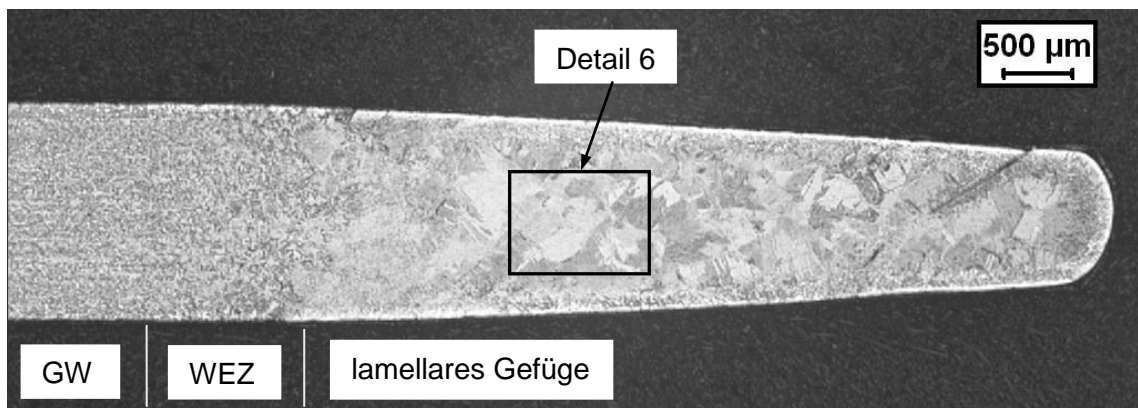


Abbildung 6.34: Naht nach WB im Ofen (980°C / 1h)

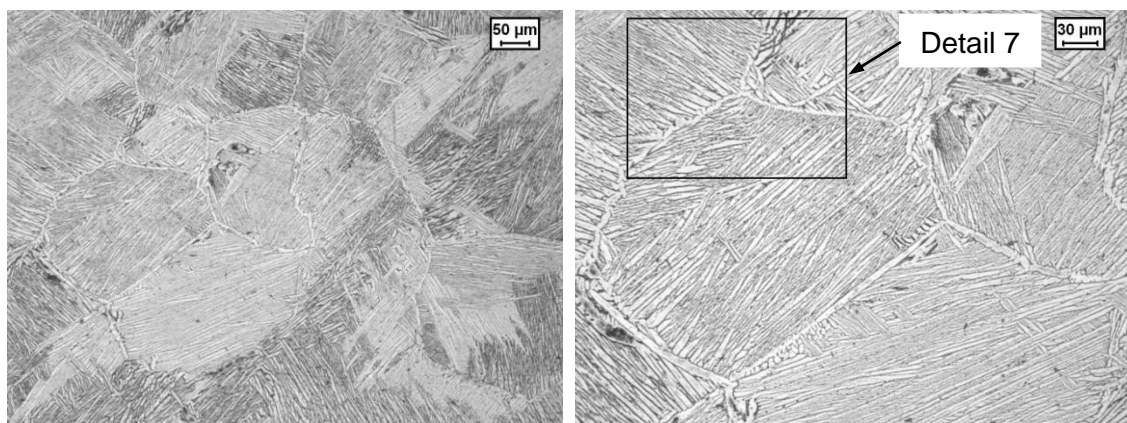


Abbildung 6.35: SG nach WB im Ofen (980°C / 1h) (Detail 6)

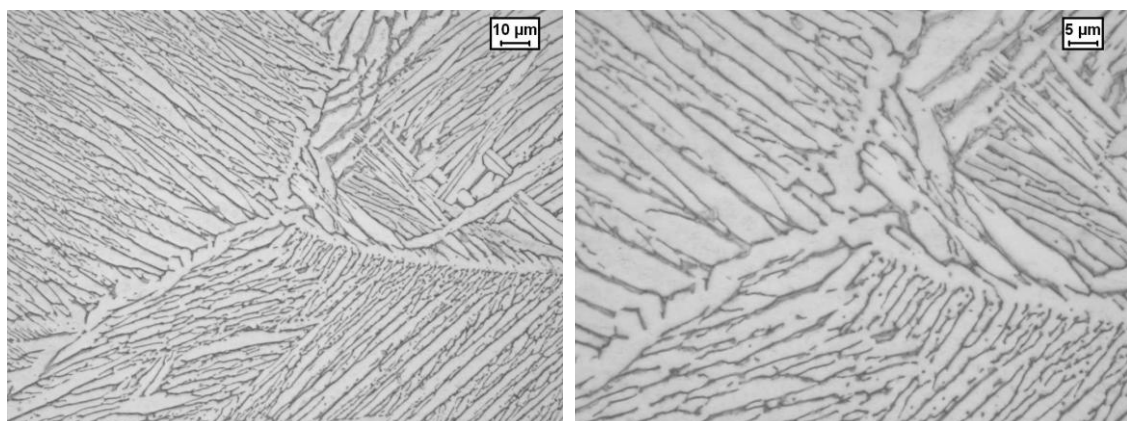


Abbildung 6.36: SG nach WB im Ofen (980°C / 1h) (Detail 7)

Bei einer Wärmebehandlung mit 1000 °C sind im Gefüge des Schweißguts, der WEZ und des Grundwerkstoffs keine Unterschiede erkennbar. Die lamellare Gefügestruktur des Schweißguts in Abbildung 6.35 findet sich auch im Grundwerkstoff und der WEZ.

Die Breite der Lamellen und die Breite des hellen Saums zwischen den Lamellenpaketen sind in Tabelle 6.1 zusammengefasst. Die Breiten steigen bei einer Glühtemperaturerhöhung von je 20 °C um 1 - 2 µm.

Tabelle 6.1: Breite Lamellen und heller Saum zwischen den lamellaren Bereichen im SG

Schweißgut	ohne Wärmebehandlung	mit Wärmebehandlung Glühtemperatur ϑ [°C]		
		unverformt	verformt	
		960	980	1000
Breite Lamellen [µm]	0,7 bis 0,9	3 bis 5	4 bis 7	5 bis 8
Breite heller Saum zwischen lamellaren Bereichen [µm]	1,0 bis 1,2	4 bis 6	6 bis 8	7 bis 9

Die Korngröße im Schweißgut und im Grundwerkstoff ist in Abbildung 6.37 in Abhängigkeit von der Temperatur dargestellt. Mit steigender Glühtemperatur werden die Körner im Schweißgut größer. Bei Glühtemperaturen größer oder gleich 980 °C entsteht im Schweißgut eine lamellare Struktur. Bei Glühtemperaturen kleiner oder gleich 880 °C entstehen keine unter dem Lichtmikroskop sichtbaren globularen Körner. Die Temperaturgrenzen zwischen denen globulare Körner entstehen, sind durch farbig gestrichelte Linien dargestellt.

In Abhängigkeit von der Glühtemperatur ändert sich auch die Korngröße des Grundwerkstoffs. Bei 880 °C ist die Korngröße kleiner als die Ausgangskorngröße ($G = 12,6$). Bei 980 °C ist die Korngröße größer als die Ausgangskorngröße.

Während das Schweißgut ab 980 °C eine lamellare Struktur aufweist, verfügt der Grundwerkstoff erst ab 1000 °C über eine lamellare Struktur.

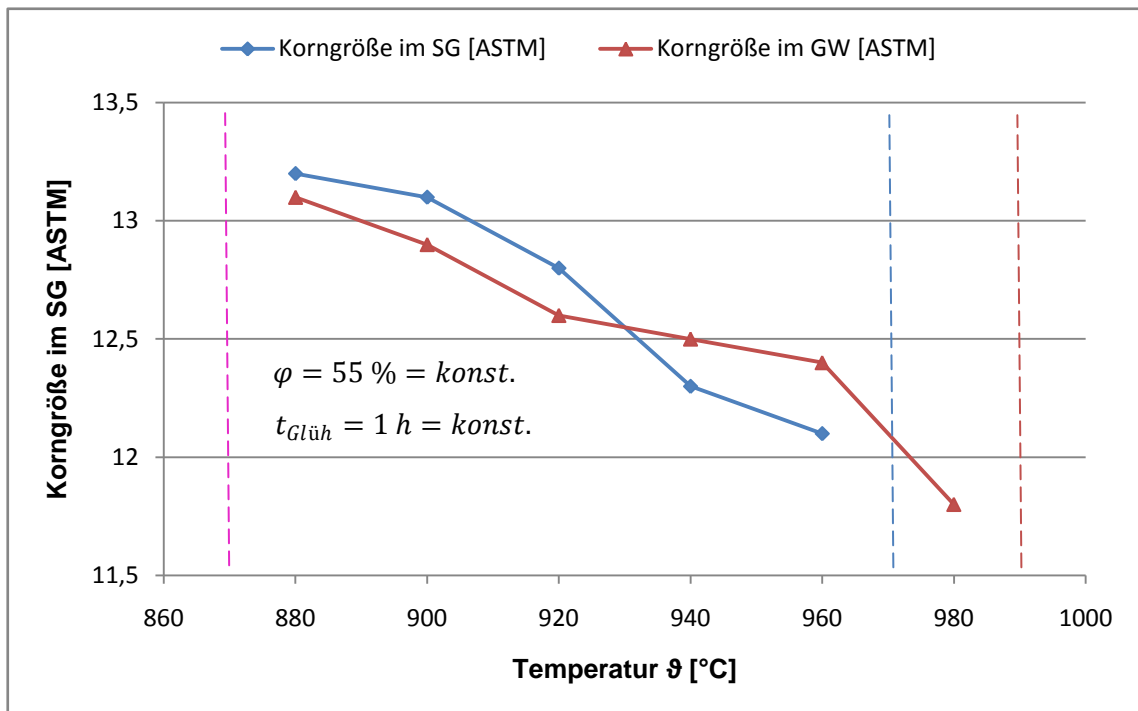


Abbildung 6.37: Korngröße im SG und GW in Abhängigkeit von der Temperatur

Die Härteverläufe nach den Wärmebehandlungen sind in Abbildung 6.38 und Abbildung 6.39 dargestellt. Zum Vergleich sind ebenfalls die Verläufe des unbehandelten Zustandes und des nur verformten Zustandes dargestellt. Von 860 °C bis 960 °C sind die Verläufe der Härte ähnlich. In der WEZ ergibt sich eine etwas höhere, im Schweißgut eine etwas niedrigere Härte als im Grundwerkstoff. Im Schweißgut sinkt die Härte mit steigender Wärmebehandlungstemperatur geringfügig.

In der Spitze des Schweißguts (lamellare Struktur) ergibt sich die gleiche Härte, wie in der globularen Struktur des Schweißguts.

Ab einer Glühtemperatur von 980 °C ändert sich der Härteverlauf gegenüber den niedrigeren Temperaturen erheblich. Die Messwerte streuen blockweise zwischen circa 290 und 380 HV. Bei 1000 °C ist dies ebenfalls erkennbar.

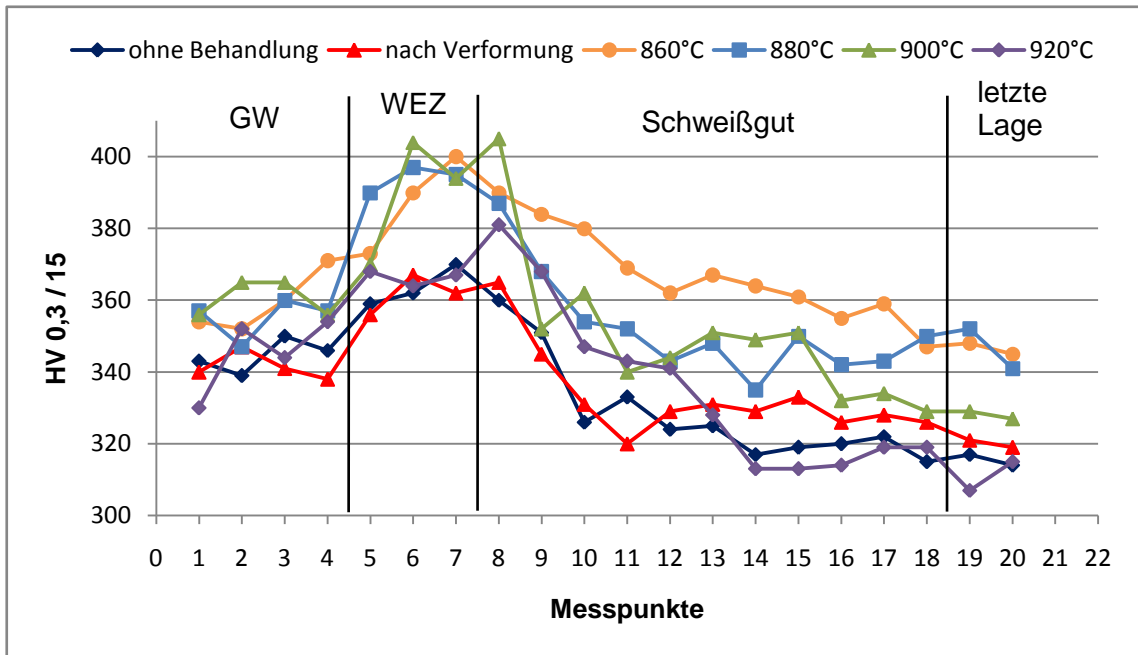


Abbildung 6.38: Härteverlauf nach WB (860°C bis 920°C)

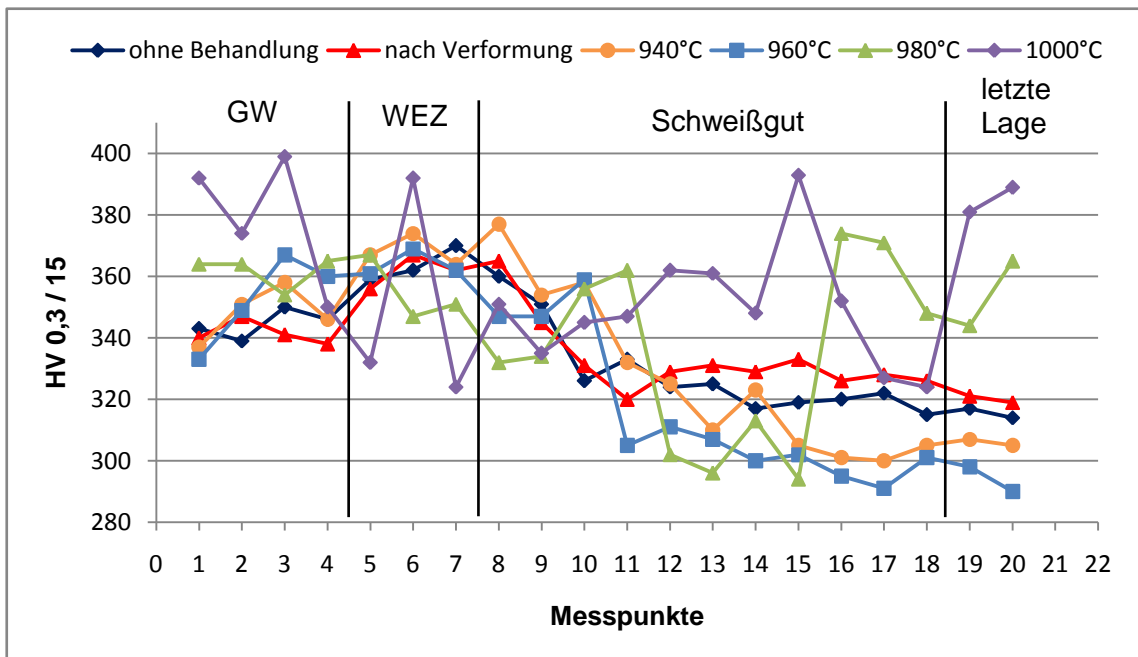


Abbildung 6.39: Härteverlauf nach WB (940°C bis 1000°C)

6.3.2 Stauchen

In diesem Abschnitt werden die Schweißnähte durch Stauchen verformt. Bei den Wärmebehandlungen durch Ofenfahrten werden nun die Glühtemperaturen $\vartheta = 960\text{ }^{\circ}\text{C}$ sowie $\vartheta = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ und die Glühzeit $t_{\text{Glüh}} = 1\text{ h}$ konstant gehalten. Der Verformungsgrad φ ist variabel.

Eine gestauchte Schweißnaht mit $\varphi = 19\%$ nach einer Wärmebehandlung ist in Abbildung 6.40 dargestellt. Es sind wie im nicht wärmebehandelten Zustand (Abbildung 6.18) große Körner erkennbar. Die Detailbilder 1 bzw. 2 sind in Abbildung 6.41 bzw. Abbildung 6.42 dargestellt.

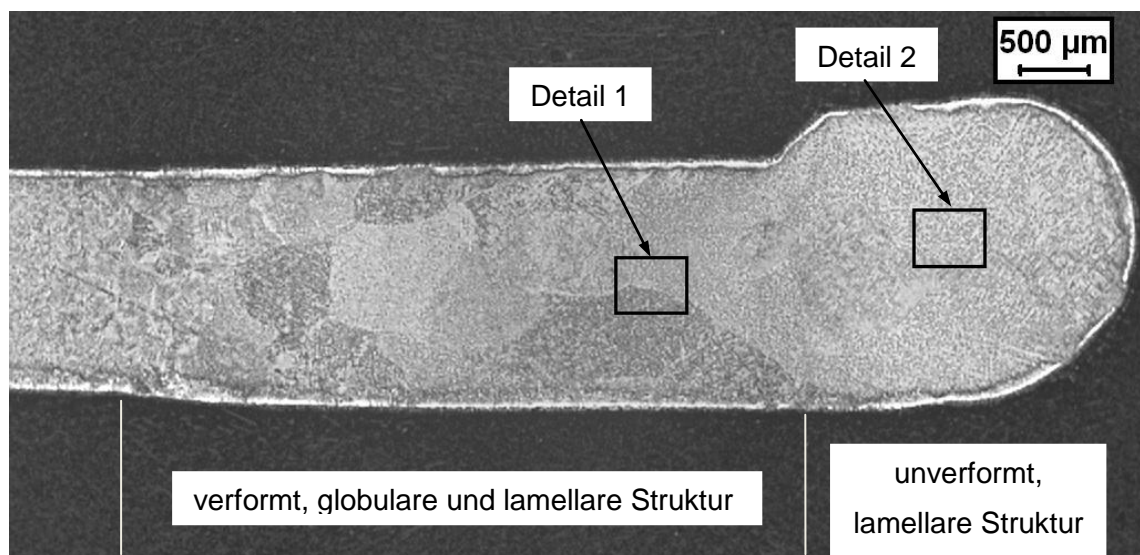


Abbildung 6.40: Naht nach WB im Ofen ($960^{\circ}\text{C} / 1\text{h}$) $\varphi = 19\%$

Im Detail 1 ist teilweise eine lamellare Struktur und teilweise eine globulare Struktur sichtbar.

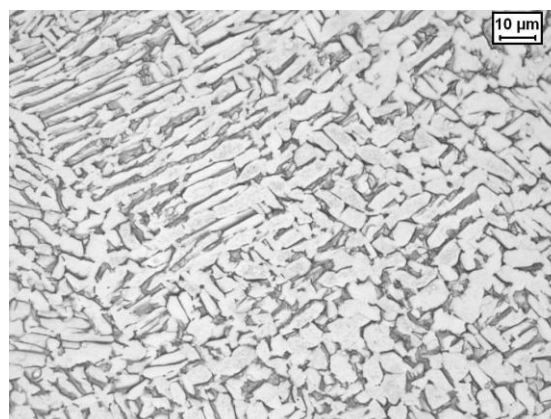


Abbildung 6.41: verformter Bereich nach WB ($960^{\circ}\text{C} / 1\text{h}$) (Detail 1)

Im Detail 2 ist eine lamellare Struktur sichtbar.

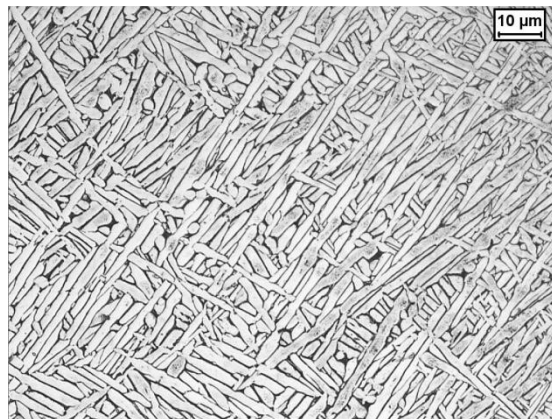


Abbildung 6.42: unverformter Bereich nach WB (960°C / 1h) (Detail 2)

In Abbildung 6.43 ist eine gestauchte Schweißnaht dargestellt, die einen Verformungsgrad $\varphi = 40\%$ aufweist. Die Wärmebehandlungstemperatur beträgt in diesem Beispiel ebenfalls 960 °C. Körner sind im Vergleich zu Abbildung 6.18 nicht erkennbar. Im verformten Schweißgut ergibt sich eine globulare Struktur ähnlich Abbildung 6.26.

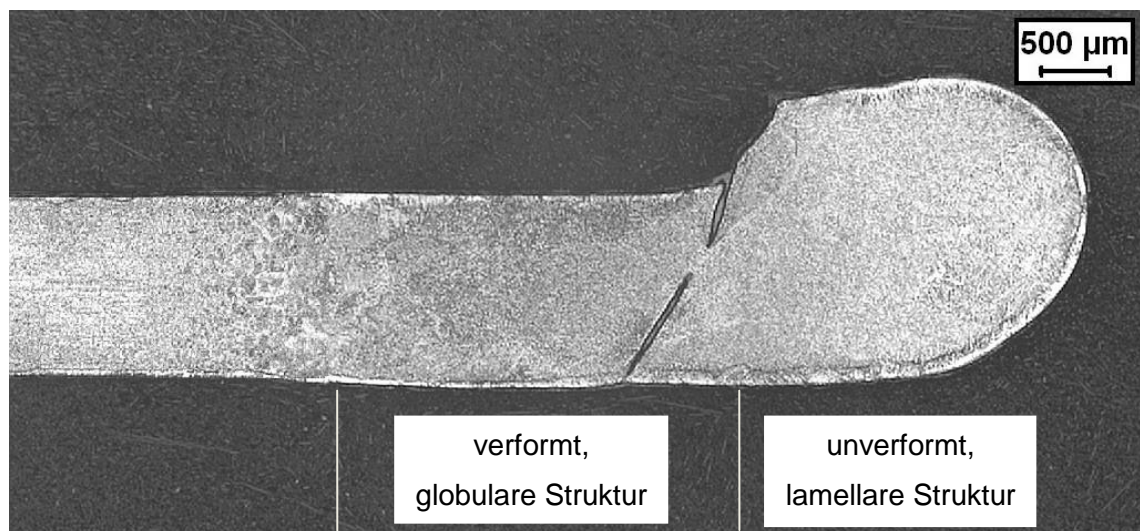


Abbildung 6.43: Naht nach WB im Ofen (960°C / 1h) $\varphi = 40\%$

In Abbildung 6.44 ist die Korngröße im Schweißgut in Abhängigkeit vom Verformungsgrad dargestellt. Bei 900 °C ist die Korngröße geringer als bei 960 °C. Der Einfluss unterschiedlicher Verformungsgrade ist gering. Die Verformungsgrade, bei denen sich keine durchgehend globularen Strukturen bilden, sind durch farbige gestrichelte Linien eingezeichnet. Die Mindestverformungsgrade betragen $\varphi_{krit}(900\text{ °C}) = 29\%$ und $\varphi_{krit}(960\text{ °C}) = 26\%$.

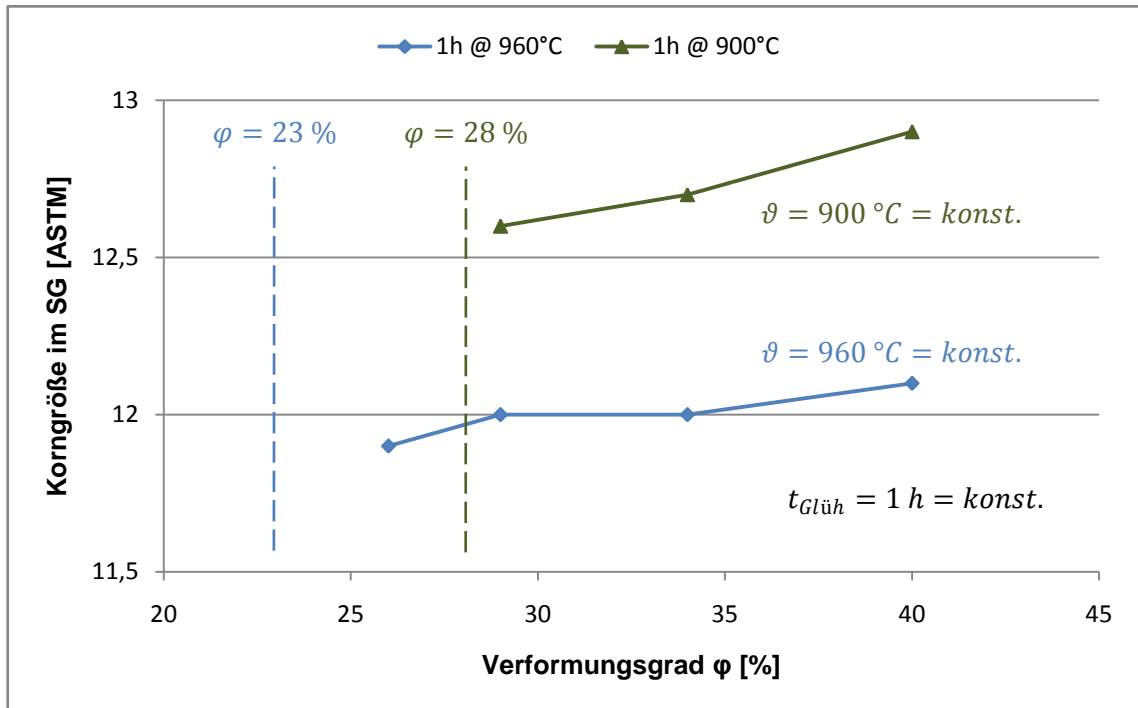


Abbildung 6.44: Korngröße im SG in Abhängigkeit von dem Verformungsgrad

Ein Vergleich der zugehörigen Härtewerte wird in Abbildung 6.45 vorgenommen. Als Referenz sind ebenfalls die Härtewerte des unbehandelten und des nur verformten Zustandes angegeben. Für die beiden Glühtemperaturen ergeben sich unterschiedliche Härteniveaus, die vom Verformungsgrad nur unwesentlich beeinflusst werden.

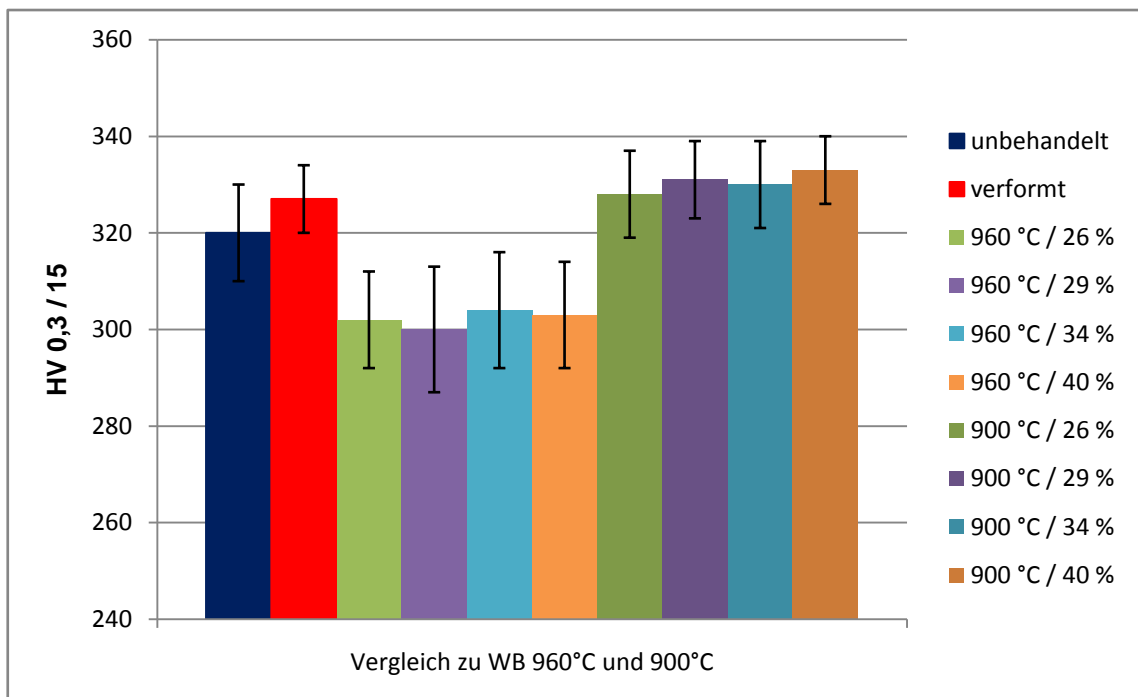


Abbildung 6.45: Vergleich Härte nach WB (960°C / 1h und 900°C / 1h)

6.3.3 Diskussion

Durch die Wärmehandlungen mit einer Glüh­temperatur zwischen 880 °C und 960 °C entstehen im Schweißgut durch Rekristallisation helle globulare α -Körner, siehe Abbildung 6.26 und Abbildung 6.30. Der dunkle umgebende Saum besteht aus β -Phase. Durch die langsame Ofenabkühlung hat der Werkstoff Zeit für Diffusion und wandelt daher nicht in Martensit um.

Mit steigender Temperatur nimmt die Diffusion bzw. Atombeweglichkeit im Gitter zu. Das bewirkt eine größere Kristallwachstumsgeschwindigkeit und damit verbundenes Kornwachstum [HOR11]. Daher sind bei höheren Glüh­temperaturen die α -Körner größer.

Bei Glüh­temperaturen zwischen 760 °C bis 860 °C entsteht im Schweißgut eine Struktur (Abbildung 6.31), bei der unter dem LM (Lichtmikroskop) bei 2000-facher Vergrößerung keine einzelnen α -Körner, die durch Korngrenzen voneinander getrennt sind, erkennbar sind.

Die Gefügestruktur in Abbildung 6.31 ähnelt der in Abbildung 6.46a. Dort entsteht durch eine Rekristallisation bei einer Glüh­temperatur von 800°C „fine grained, fully equiaxed microstructure of Ti-6Al-4V alloy“ [LÜT07]. Das belegt, dass es sich bei der Gefügestruktur in Abbildung 6.31 um ein feinkörniges Gefüge handelt. Die Korngrößen sind nicht eindeutig bestimmbar, da selbst bei 2000-facher Vergrößerung unter dem LM keine Korngrenzen zu erkennen sind. „The small α grain size can only be seen clearly by TEM“ [LÜT07], siehe Abbildung 6.46b. Bei einem Rekristallisationsglühen mit einer Glüh­temperatur von 800 °C ist es möglich eine α -Korngröße von ungefähr 2 μm zu erzielen [LÜT07].

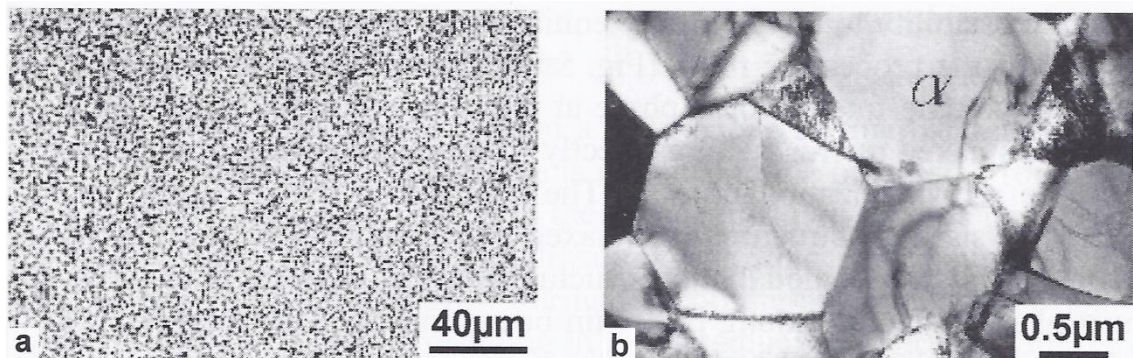


Abbildung 6.46: feinkörnige Mikrostruktur von Ti-6Al-4V (rekristallisiert bei 800°C):

a) LM, b) TEM [LÜT07]

Ab 980 °C entsteht im Schweißgut eine lamellare Struktur (Abbildung 6.34 bis Abbildung 6.36). Ab 1000 °C entsteht diese Struktur ebenfalls in Grundwerkstoff und WEZ.

Diese lamellare Struktur ähnelt dem in Abbildung 6.47 dargestellten Gefüge. Dort wurde Ti-6Al-4V oberhalb der β -Transustemperatur ϑ_β geglüht und langsam abgekühlt. Es entstehen helle α -Platten. Die dunklen Bereiche zwischen den α -Platten sind β -Phase. Diese mikrostrukturelle Morphologie bezeichnet man als Widmanstätten-Struktur [DON00].

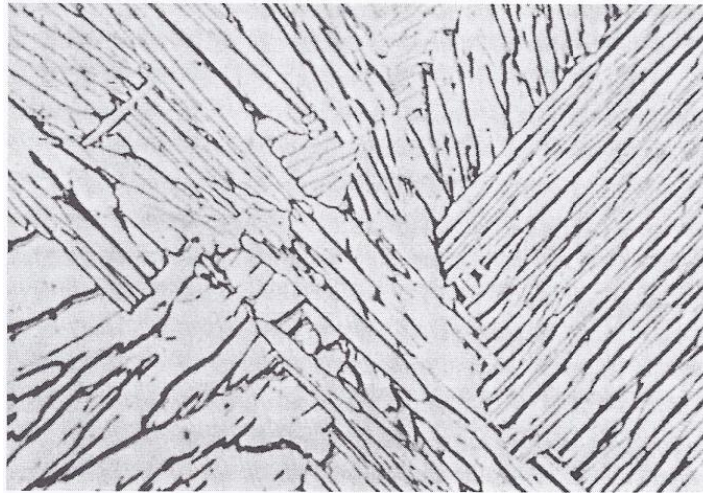


Abbildung 6.47: Ti-6Al-4V oberhalb ϑ_β geglüht und langsam abgekühlt, 500x [DON00]

In Abbildung 6.48 ist ein ähnliches Gefüge dargestellt. Dort wurde nach Anlage A.2 oberhalb ϑ_β geglüht und langsam abgekühlt (Ofenabkühlung). Die langsame Abkühlgeschwindigkeit ermöglicht bei dem Durchlaufen von ϑ_β eine diffusionskontrollierte Aufteilung zwischen α und β . Die Mikrostruktur ist lamellar. Breite α -Lamellen und feine β -Phase wechseln sich ab, um Pakete zu bilden. Die Größe der ehemaligen β -Körner und die Abkühlgeschwindigkeit bestimmen die Größe der Lamellenpakete. Die Feinheit der Lamellen ist abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit beim Durchlaufen von ϑ_β [BOY94]. Der helle Saum, der die Lamellenpakete trennt, ist α -Phase, die an den ehemaligen β -Korngrenzen entstanden ist [DON00].

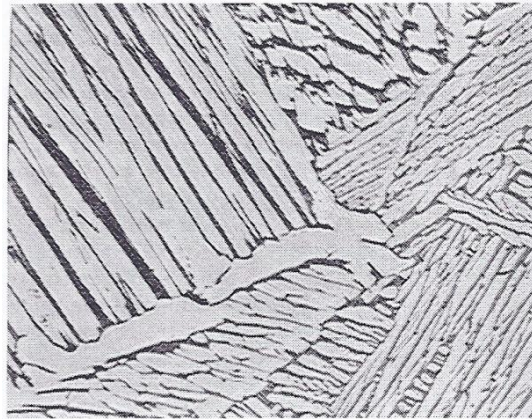


Abbildung 6.48: Ti-6Al-4V oberhalb ϑ_{β} geglüht und langsam abgekühlt (Ofenabkühlung), 200x [BOY94]

Die schematische Entstehung der Widmanstätten-Struktur ist in Anlage A.6 dargestellt. Beim Durchlaufen von ϑ_{β} bilden sich im $\alpha+\beta$ Gebiet zuerst die α -Platten, deren Basalebene sich in der am dichtest belegten (110)-Ebene der β -Phase ausbildet. Senkrecht zu dieser Ebene verdichten sich die Atome relativ langsam. Auf diese Weise entstehen die α -Platten [DON00]. Durch die 6 Gleitebenen und die 2 Gleitrichtungen ergeben sich 12 Varianten der Orientierung im α -Kristall. Im Gefügebild spiegelt sich diese Orientierungsvielfalt wieder. Die einzelnen Lamellenpakete liegen innerhalb der ehemaligen β -Körner ineinander geschachtelt entsprechend der 12 Orientierungsmöglichkeiten. Innerhalb der einzelnen Lamellenpakete besteht demgegenüber die gleiche Orientierung [PET02].

Bei Glühtemperaturen von $\vartheta = (30 \dots 50) ^\circ\text{C} > \vartheta_{\beta}$ entstehen β -Korngrößen von circa 600 μm . Die α -Lamellen haben bei langsamer Abkühlung eine Breite von circa 5 μm [LÜT07].

Dass bei der Wärmbehandlung von 980 $^\circ\text{C}$ nur im Schweißgut der β -Transus überschritten wird, legt die Vermutung nahe, dass die Zusammensetzung geringfügig anders ist als die im Grundwerkstoff und sich dadurch der β -Transus verringert. Es kann ebenfalls sein, dass durch die in das Schweißgut eingebrachte große Verformungsenergie der β -Transus gesenkt wird.

Der lamellare Bereich (Abbildung 6.27) im Schweißgut zwischen der WEZ und dem Bereich der globularen α -Körner weist darauf hin, dass dort keine Rekristallisation stattgefunden hat. Der kritische Verformungsgrad wurde nicht erreicht. Mit steigender Wärmbehandlungstemperatur wird dieser lamellare Bereich kleiner. Die geringere Ver-

formung benötigt eine höhere Aktivierungsenergie, damit eine Rekristallisation erfolgen kann. Durch die höhere Glüh­temperatur wird mehr Energie zugeführt, sodass die Rekristallisation ablaufen kann. Der Bereich, in dem die für eine Rekristallisation benötigte Aktivierungsenergie nicht erreicht wird, vergrößert. Auch die Tatsache, dass die Lamellen ungeordnet sind, weist auf eine Vergrößerung hin und nicht auf eine Rekristallisation.

Die ungeordnete lamellare Struktur in der Spitze des Schweißguts (Abbildung 6.28) weist darauf hin, dass dort ebenfalls keine Rekristallisation stattgefunden hat. Geordnete Lamellenpakete und ehemalige β -Korngrenzen sind nicht sichtbar. Der β -Transus wurde ebenfalls nicht überschritten. Durch das beidseitige Hämmern kann unverformter Werkstoff in die Spitze gelangt sein. Dies ist in Abbildung 6.49 dargestellt. Infolge der Verformung (rote Pfeile) weicht der unverformte Werkstoff (gelb) in Richtung der Spitze aus. Für diese Erklärung spricht auch, dass das Gefüge in Abbildung 6.28 dem eines unverformten und anschließend wärmebehandelten Zustandes (Abbildung 6.42) entspricht.

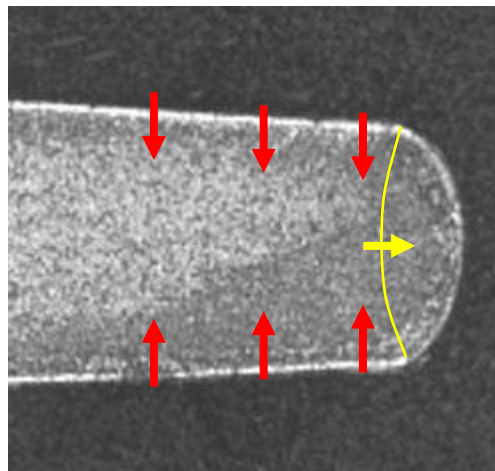


Abbildung 6.49: Spitze Schweißgut

Die Härte im Schweißgut sinkt mit steigender Glüh­temperatur bzw. Korngröße. Dies ist durch die abnehmende Korngrenzenverfestigung (Hall-Petch-Beziehung, siehe Abschnitt 2.3.3) erklärbar.

Durch die feineren Körner steigt zusätzlich auch die Duktilität. Resultierend aus dem feineren Korn besteht eine größere Wahrscheinlichkeit, dass Gleitebenen günstig zur Richtung der Beanspruchung liegen und gleitfähig werden. Dementsprechend steigt die Anzahl möglicher Gleitvorgänge.

Ab 980 °C nimmt die Streuung der Härtewerte im Schweißgut deutlich auf circa 90 HV zu. Die Diagonale eines Härteeindrucks beträgt 70 µm, die Korngröße > 70 µm. Die einzelnen Lamellen innerhalb einer Kolonie haben die gleiche Ausrichtung und damit die gleiche Kristallorientierung. Diese Orientierung kann für die Härte günstig oder auch ungünstig sein. Es kann sein, dass die Härtewerte, die ungefähr den gleichen Wert aufweisen und nebeneinander liegen, innerhalb einer Lamellenkolonie aufgenommen sind. Bei kleineren Korngrößen, wie zum Beispiel den in dieser Diplomarbeit vermessenen globularen Körnern, wird die Streuung über Härteintegration aufgehoben.

„TiAl6V4 ist (ultra-)feinkörnig (< 1 µm).“ [BRE06] Das feinste unter dem LM messbare Korn wird durch Hämmern mit einem Verformungsgrad $\varphi = 55\%$ und anschließender Wärmebehandlung bei 880 °C erzielt. Die Korngrößenkennzahl $G = 13,2$ entspricht circa 3,7 µm. Durch den Einsatz eines TEM könnten noch kleinere Korngrößen nach Wärmebehandlungstemperaturen kleiner 880 °C ermittelt werden.

Durch die unterschiedlichen Verformungsgrade wird unterschiedlich viel Energie im Werkstoff gespeichert. Die Stellen, die am stärksten verspannt werden, haben das größte Energieniveau. Dort bilden sich Keime. Je größer die Verformung, desto größer die gespeicherte Energie und damit die Keimzahl [HOR11]. Dadurch sinkt mit steigendem Verformungsgrad der Korndurchmesser. Bei dem hier angewandten Verfahren des Stauchens wird nicht ausreichend Verformungsgrad eingebracht, um einen deutlichen Unterschied im Korndurchmesser feststellen zu können.

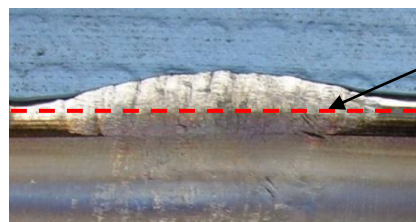
Nimmt die Verformung zu, ist die zur Auslösung der Rekristallisation erforderliche Wärmeenergie bzw. Glühtemperatur niedriger. Dadurch ist der kritische Verformungsgrad für eine vollständige Rekristallisation bei 900 °C größer als bei 960 °C.

6.4 Nahtbehandlung unter Verwendung von Schweißwärme

Entsprechend der in Abschnitt 4.2 dargestellten Überlegung zur Wärmebehandlung der verformten Schweißnaht erfolgen Untersuchungen zur Wärmebehandlung mittels Schweißwärme, die durch eine weitere Auftragsschweißung in die verformte Schweißnaht eingebracht wird.

6.4.1 Makroskopie, Metallographie und Härteprüfung

Bei der Verformung durch Hämmern ist in der Spitze der Schweißnaht ein Bereich festgestellt worden, der keine oder nicht ausreichend Verformung erfahren hat, um durch Ofenfahrten zu rekristallisieren (siehe Abschnitt 6.3.1). Der Prozess des Auftragsschweißens erfordert eine gerade Kante, die beispielhaft in Abbildung 6.50 als rot gestrichelte Linie dargestellt ist. Ein Schleifen der Naht wurde deshalb als Zwischenschritt durchgeführt. Dadurch wird der nicht oder nicht ausreichend verformte Bereich entfernt und ein Bereich der ausreichend verformten Naht kann durch die erneute Auftragsschweißung eine Rekristallisation erfahren.



geschliffene Kante
für erneute
Auftragsschweißung

Abbildung 6.50: Abschleifen der verformten Schweißnaht

An den durch Hämmern verformten Schweißnähten werden weitere Auftragsschweißungen durchgeführt. Das Ergebnis ist in Abbildung 6.51 in der Reihenfolge Vorder-, Rück- und Stirnansicht dargestellt. Es sind drei Bereiche in die Abbildung eingezeichnet. Im linken Bereich sind mehrere neue Schweißlagen sichtbar, im mittleren Bereich eine neue Schweißlage und im rechten Bereich keine neuen Schweißlagen. In der Rückansicht ist die eine neue Schweißlage in der Mitte der Probe deutlich sichtbar.

In der Stirnansicht ist erkennbar, dass der Verzug im Bereich der weiteren Auftragschweißung im Vergleich zum verformten Zustand (Abbildung 6.14) verschwunden ist. Im dem Bereich ohne weitere Auftragsschweißung ist noch ein gewisser Verzug erkennbar.

Bei der Mehrlagenschweißung sind Anlauffarben auf den neuen Schweißlagen sowie auf dem zuvor verformten Schweißgut sichtbar.

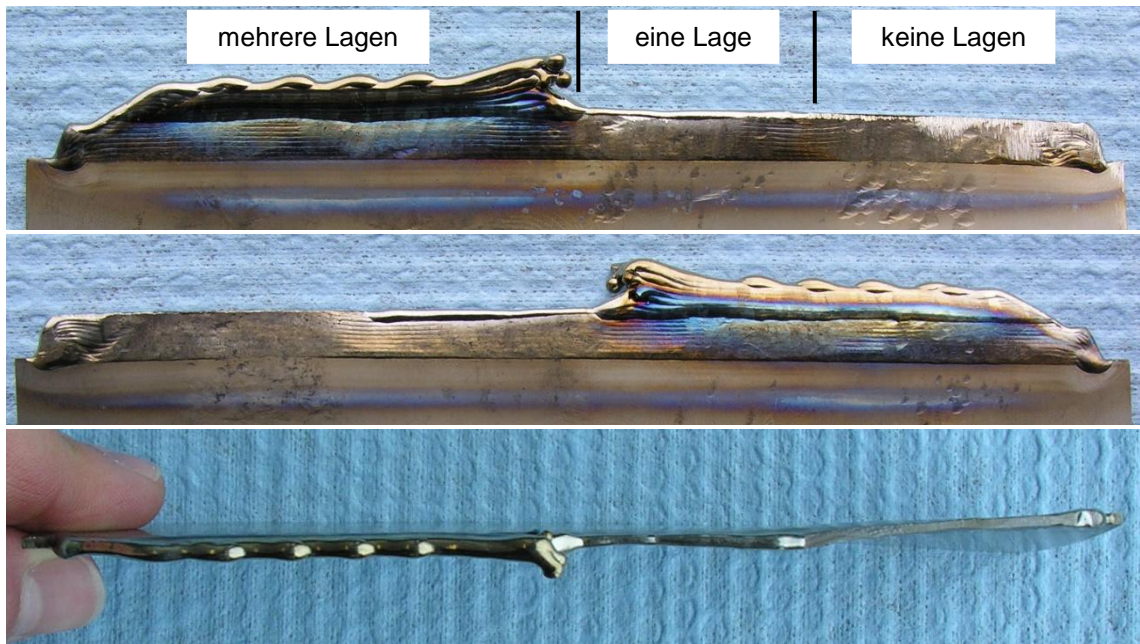


Abbildung 6.51: Auftragsschweißung nach Verformung

Zunächst werden die Ergebnisse der Beeinflussung durch eine neue Schweißlage dargestellt. Ein Querschliff der Schweißprobe ist in Abbildung 6.52 dargestellt. In der Abbildung ist links außen noch der unbeeinflusste Grundwerkstoff erkennbar. Anschließend folgen die WEZ, das verformte Schweißgut, die Wärmeinflusszone im Schweißgut WEZ_{SG} und die neue Schweißlage. Die Breite b_{WEZSG} , die durch Schweißwärme beeinflusste Zone im zuvor verformten Schweißgut, hat eine Größe von circa 1,2 mm. In der WEZ_{SG} nimmt der Verformungsgrad in der Abbildung von links nach rechts von $\varphi \approx 32\%$ auf $\varphi \approx 37\%$ zu. Die WEZ_{SG} und die neue Lage sind in Abbildung 6.53 in höherer Vergrößerung dargestellt.

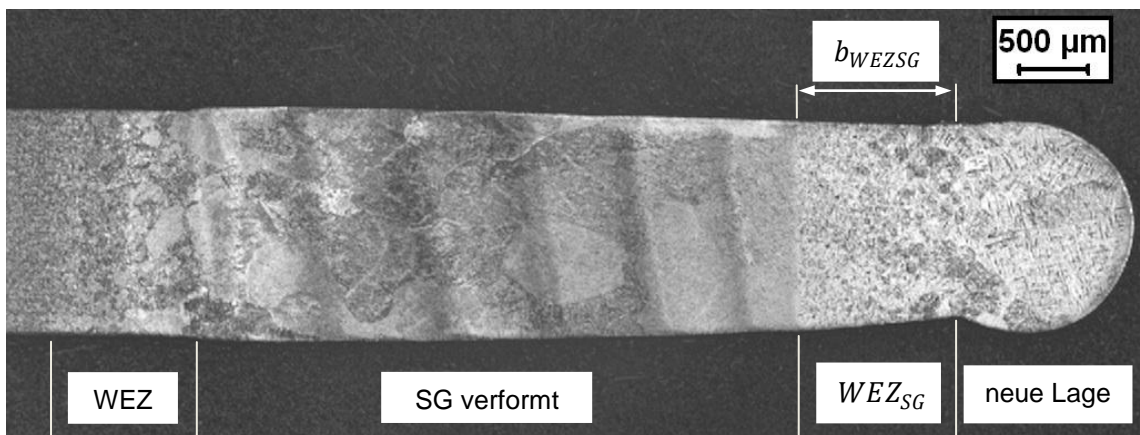
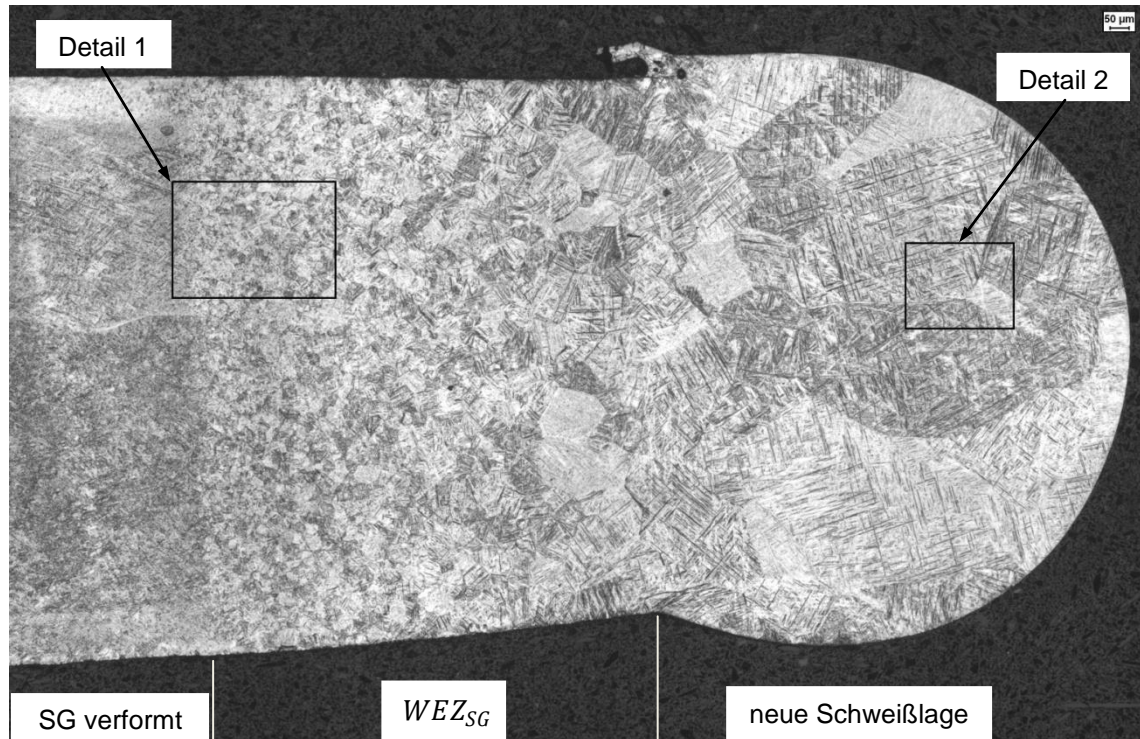
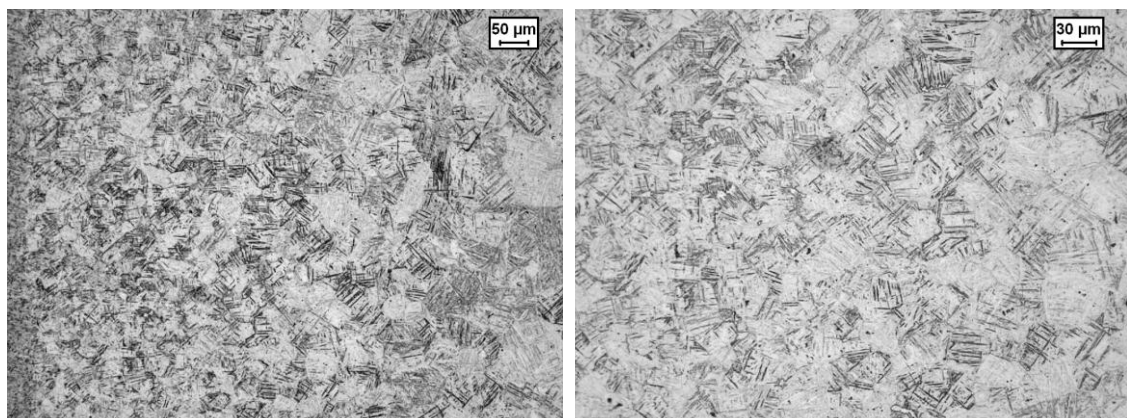


Abbildung 6.52: Naht nach WB mittels Schweißwärme (eine neue Schweißlage)

Abbildung 6.53: WEZ_{SG} (eine neue Schweißlage)

Im oberen Bildbereich von Abbildung 6.53 ist der durch das Schleifen entstandene Grat sowie eine Pore sichtbar. Im Detail 1 (Abbildung 6.54) der WEZ_{SG} sind helle und dunklere Bereiche mit hellen und dunklen Strukturen erkennbar. In Abbildung 6.53 und dem Detail 1 (Abbildung 6.54) ist erkennbar, dass die Körner in der WEZ_{SG} in Richtung der neuen Schweißlage größer werden.

Abbildung 6.54: WEZ_{SG} (Detail 1)

Im Detail 2 (Abbildung 6.55) ist das Schweißgut der neuen Lage dargestellt. Dort sind ebenfalls helle und dunkle Bereiche mit allerdings deutlich größeren hellen und dunklen Strukturen erkennbar.

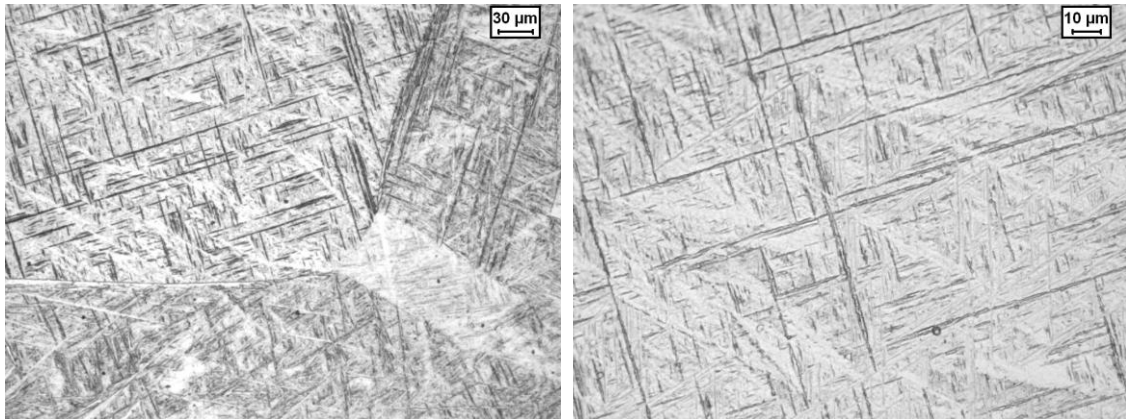


Abbildung 6.55: neue Schweißlage (Detail 2)

Ein Querschliff der Schweißprobe im Bereich der mehreren neuen Schweißlagen ist in Abbildung 6.56 dargestellt. Die WEZ_{SG} hat eine Größe von circa 1,6 mm. In der WEZ_{SG} nimmt der Verformungsgrad in der Abbildung von links nach rechts von $\varphi \approx 24\%$ auf $\varphi \approx 29\%$ zu. Die WEZ_{SG} ist in Abbildung 6.57 in höherer Vergrößerung dargestellt. In dieser WEZ_{SG} werden die Körner in Richtung der neuen Schweißlagen ebenfalls größer.

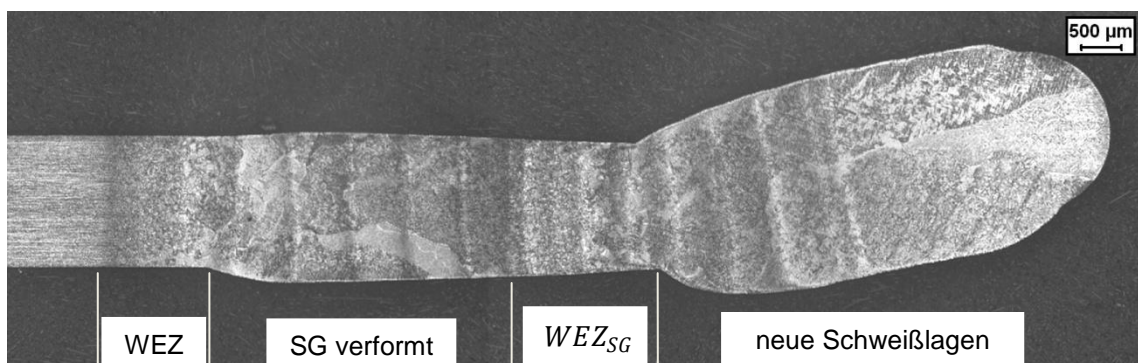


Abbildung 6.56: Naht nach WB mittels Schweißwärme (mehrere neue Schweißlagen)

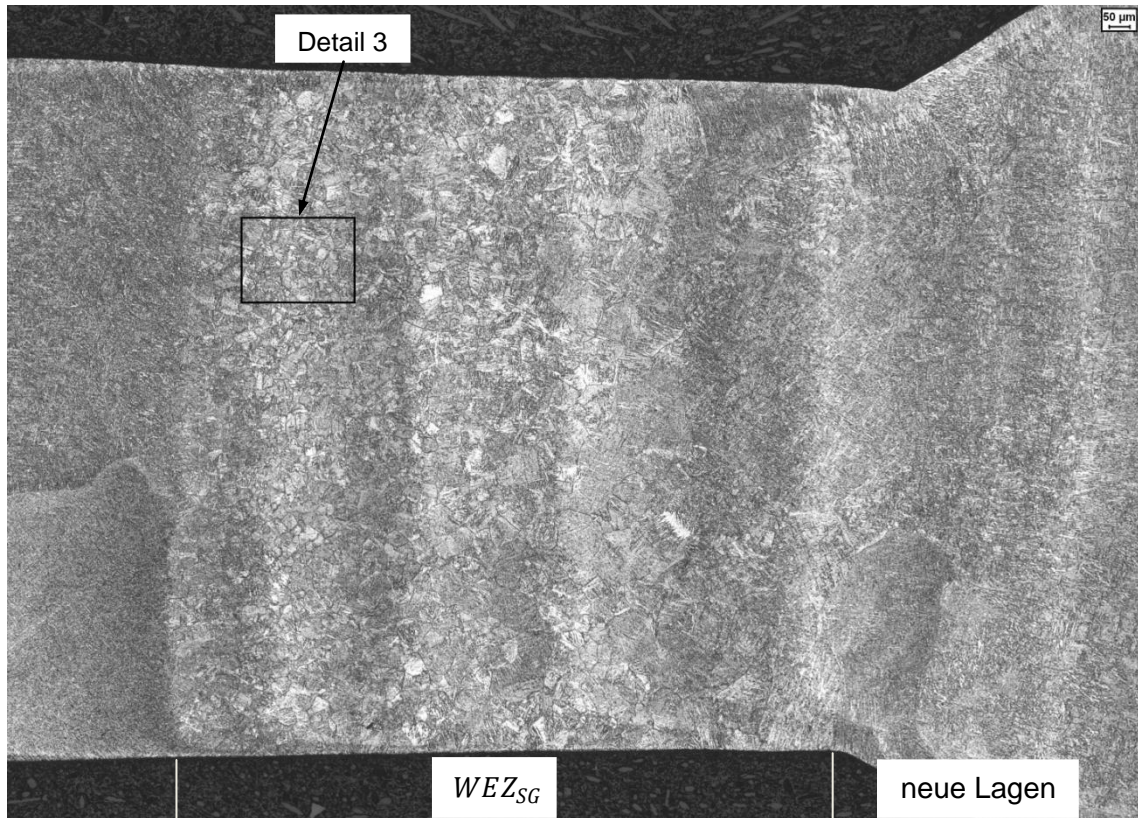


Abbildung 6.57: WEZ_{SG} (mehrere neue Schweißlagen)

Das eingezeichnete Detail 3 ist in Abbildung 6.58 dargestellt. Dort ist eine lamellare Struktur erkennbar. Die einzelnen Lamellen sind in mehreren Kolonien gleicher Orientierung angeordnet. Die einzelnen Kolonien sind durch einen hellen Saum voneinander getrennt.

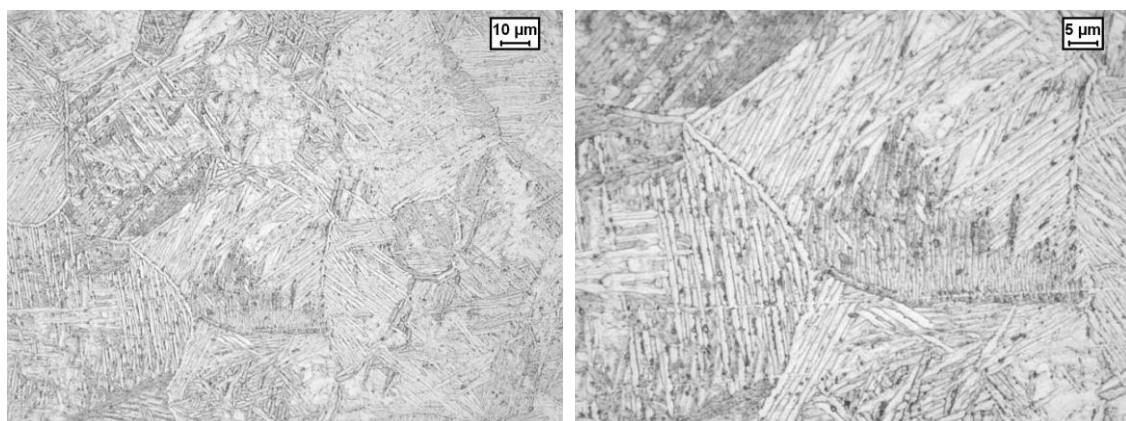


Abbildung 6.58: WEZ_{SG} (Detail 3)

Die Korngrößen in der WEZ_{SG} sind in Abbildung 6.59 dargestellt. Der Übergang von dem unbeeinflussten nur verformten Schweißgut zur WEZ_{SG} ist durch farbig gestrichel-

te Linien gekennzeichnet. Der Übergang von der WEZ_{SG} zu der neuen Lage bzw. den neuen Lagen ist durch eine schwarz gestrichelte Linie gekennzeichnet. Die WEZ_{SG} , die durch die weiteren Lagen mehrfach erwärmt wurde, hat größere Körner als die WEZ_{SG} , die nur einmal erwärmt wurde.

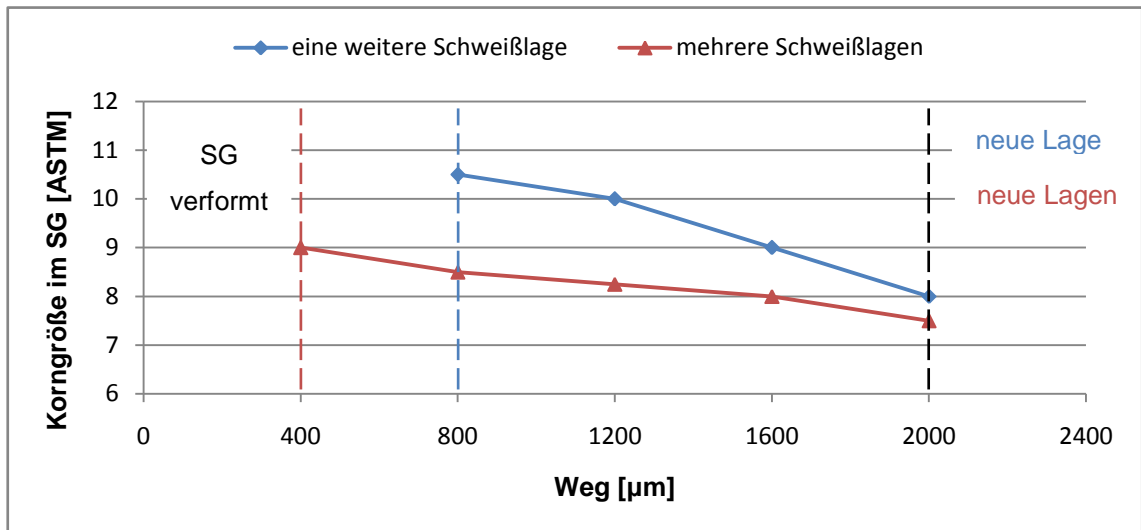


Abbildung 6.59: Korngröße in WEZ_{SG}

In der WEZ_{SG} zeigt die Breite der Lamellen Größen von $0,7 \mu\text{m}$ bis $1 \mu\text{m}$ und die Breite des hellen Saums zwischen Kolonien Größen von $1 \mu\text{m}$ bis $1,3 \mu\text{m}$.

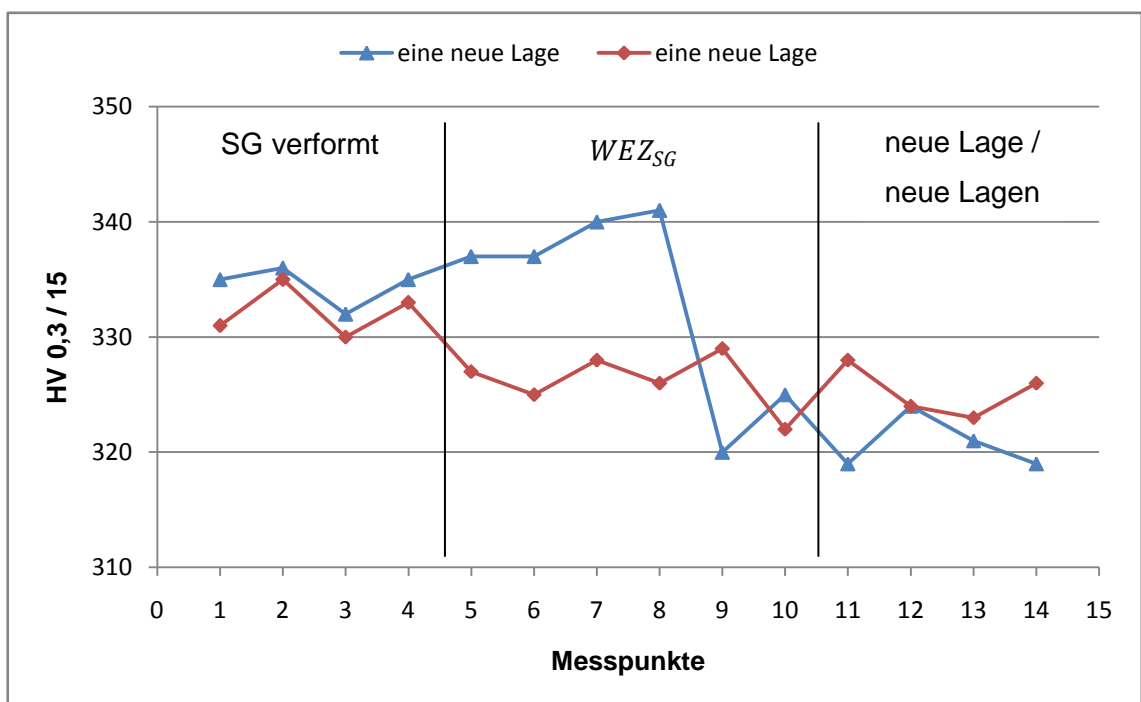


Abbildung 6.60: Härte in der WEZ_{SG}

In Abbildung 6.60 sind die Härteverläufe durch die WEZ_{SG} dargestellt. In der WEZ_{SG} , die durch eine neue Lage entsteht, ist die Härte um circa 10 HV größer als in der WEZ_{SG} , die durch mehrere neue Lagen entsteht.

6.4.2 Diskussion

Der durch das Schleifen entstandene Grat kann ein Grund für die Pore (siehe Abbildung 6.53) sein. Im Falle einer späteren Umsetzung dieses Prozesses müssen im Rahmen der Schweißnahtvorbereitung Grate entfernt werden, um Porenbildung vorzubeugen.

Das durch die plastisch verformte Schweißnaht elastisch verformte Blech wirkt wie eine Feder und setzt die Schweißnaht unter Spannung, siehe Abbildung 6.14. Die neue Schweißlage bzw. neuen Schweißlagen bewirken eine Erwärmung der plastisch verformten Schweißnaht. Mit steigender Temperatur sinkt die Warmstreckgrenze in der Schweißnaht. Ab einer gewissen Temperatur übersteigt die Spannung aus dem Blech die Warmstreckgrenze und verformt die Schweißnaht plastisch, sodass das Blech nahezu oder vollständig in die Ausgangslage zurückkehrt (siehe Abbildung 6.51) und dadurch die elastische Verformung bzw. Spannung abbaut.



Abbildung 6.61: Ti-6Al-4V oberhalb ϑ_{β} gegläht und in Wasser abgeschreckt, 200x [BOY94]

Die Gefügestruktur in der einen neuen Lage (Abbildung 6.55) ähnelt der Gefügestruktur in Abbildung 6.61. Dort wurde Ti-6Al-4V oberhalb ϑ_{β} gegläht und in Wasser abgeschreckt. Dadurch bildet sich eine α' -Matrix (Martensit) mit β -Lamellen (dunkel) und den ehemaligen β -Korngrenzen [DON00]. Es ist eine ähnliche Gefügestruktur, die sich in der letzten Schweißlage gebildet hat (siehe Abschnitt 6.1, Abbildung 6.7). Der Unterschied ist, dass das Gefüge der einen neuen Schweißlage (Abbildung 6.55) noch feiner ist als das Gefüge der letzten Schweißlage bei einer Mehrlagenschweißung

(Abbildung 6.7). Der Grund dafür kann sein, dass bei einer Mehrlagenschweißung die Abkühlgeschwindigkeit kleiner ist, als bei einer einlagigen Schweißung, da bei einer Mehrlagenschweißung noch Wärmekapazität in den bisher aufgeschweißten Lagen vorhanden sein kann und somit der Temperaturgradient nicht so groß ist, als bei einer einlagigen Schweißung.

Die einzelnen feinen Strukturen in Detailbild 1 (Abbildung 6.54) und die in kleinen Kolonien gesammelten Lamellen in Detailbild 3 (Abbildung 6.58) weisen darauf hin, dass eine Rekristallisation stattgefunden hat.

Die Gefügestruktur der WEZ_{SG} (Abbildung 6.54), die durch eine neue Schweißlage entstanden ist, ähnelt der Gefügestruktur der neuen Schweißlage (Abbildung 6.55) bzw. dem Literaturbild (Abbildung 6.61). Die hohe Abkühlgeschwindigkeit an der Phasengrenze fest/flüssig kann ein Grund für den entstandenen α' -Martensit sein. Die Tatsache, dass die Wärmeabfuhr in die zuvor gehämmerte Schweißnaht gegeben ist, kann eine schnellere Abkühlung mit sich bringen, sodass in der WEZ_{SG} feinere Strukturen entstehen als in der neuen Schweißlage.

Die Gefügestruktur der WEZ_{SG} (Abbildung 6.58), die durch mehrere neue Schweißlagen entstanden ist, ähnelt der Gefügestruktur der mittigen Lagen im unbehandelten Zustand (Abbildung 6.8 und Abbildung 6.9). Ebenfalls haben die Lamellen sowie die ehemaligen β -Korngrenzen gleiche Breiten. Durch diese weiteren Wärmeinträge und die dadurch resultierende langsamere Abkühlgeschwindigkeit erfolgt eine Vergrößerung der Struktur, wie in den mittigen Lagen des unbehandelten Zustandes (siehe Abbildung 6.12). Es bildet sich eine helle nadelförmige α -Phase (transformiertes β) mit umgebenden β -Saum und ehemaligen β -Korngrenzen [DON00]. Aufgrund der relativ geringen Koloniengröße ähnelt diese Struktur der WEZ_{SG} der Widmanstätten-Struktur (siehe Abbildung 6.47). Das epitaktische Kristallwachstum wird unterbrochen, da der Zwischenschritt der Verformung mit in den Prozess eingebaut ist.

Lütjering und Williams [LÜT07] beschreiben, dass nicht nur bimodale und globulare, sondern auch lamellare Mikrostrukturen durch eine Rekristallisation entstehen können, siehe Abbildung 6.62. Dazu muss die Rekristallisationstemperatur oberhalb des β -Transus liegen. Bei diesem Prozess bestimmt die Abkühlrate:

- Größe der α -Lamellen
- Größe der α -Kolonien
- Breite der α -Phase auf den ehemaligen β -Korngrenzen

Diese drei Größen nehmen mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit ab. Ebenfalls werden diese Größen durch die Rekristallisationstemperatur bestimmt [LÜT07]. Das kann ein Grund dafür sein, dass die Größe der Kolonien in Richtung der neuen Lage bzw. den neuen Lagen größer werden.

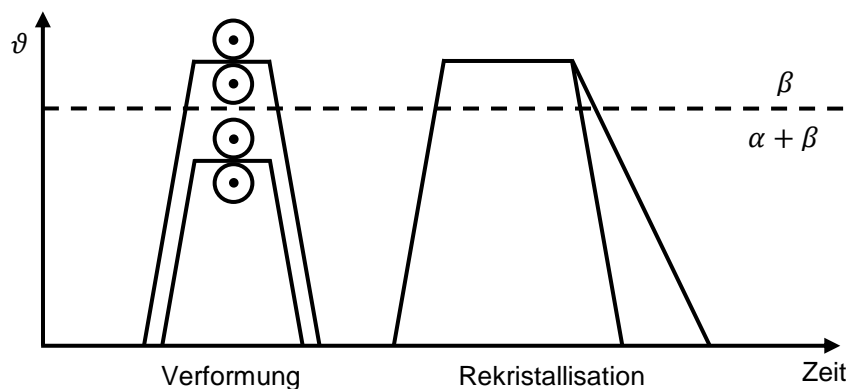


Abbildung 6.62: Prozess für lamellare Mikrostruktur von $\alpha+\beta$ Titanlegierungen nach [LÜT07]

Der durch mehrere neue Lagen rekristallisierte Bereich ist 0,4 mm breiter als der durch eine neue Lage rekristallisierte Bereich. Es ist möglich, dass bei den sequenziell aufgeschweißten Lagen noch Wärmekapazität in der Schweißnaht vorhanden war und durch die folgenden Lagen Wärme tiefer in die verformte Naht gelangt und somit die Breite der WEZ_{SG} vergrößert wird.

Die etwas höhere Härte in dem durch eine neue Lage rekristallisierte Bereich legt die Vermutung nahe, dass dort die Festigkeit etwas höher ist. Die feinere Struktur weist ebenfalls darauf hin.

6.5 Bewertung der Ergebnisse

In Abschnitt 6.3 wird beschrieben, wie durch Rekristallisation im Glühofen bei Temperaturen zwischen 880 bis 960 °C im Schweißgut ein fein globulares Gefüge erzeugt werden kann. Fein globulare Gefüge weisen nach Tabelle 2.2 eine Kombination von guter Verformbarkeit und guter Festigkeit sowie hohem Widerstand gegen Rissbildung bei zyklischen Beanspruchungen auf. Dieses Eigenschaftsprofil ist bei Fanschaufeln erstrebenswert. In der derzeitigen Überholung sind Ofentemperaturen von 880 bis 960 °C nicht für Ti-6Al-4V bekannt. Das Potenzial muss durch weitere Untersuchungen luftfahrtrechtlich geklärt werden.

Die grob lamellaren Gefüge, die bei Glühtemperaturen zwischen 980 bis 1000 °C im Schweißgut entstehen, können einen negativen Einfluss auf Festigkeit und Verformbarkeit haben. Die Breite der Lamellen und die Breite der α -Phase auf den ehemaligen β -Korngrenzen sind mehr als fünfmal größer als die, die beim Schweißen ohne mechanisch-thermische Nachbehandlung. Eine solche Gefügestruktur bietet bei Hochtemperaturbeanspruchung oder Rissausbreitung günstige Eigenschaften, was im Zusammenhang dieser Arbeit aber nur von geringer Bedeutung ist.

In der Praxis noch besser nutzbar erscheinen die fein nadeligen Gefügestrukturen, die bei der Rekristallisation durch Schweißwärme mittels Auftragsschweißen einer weiteren Lage entstehen, siehe Abschnitt 6.4. Durch weitere Schweißlagen vergrößern die Strukturen in der WEZ_{SG} . Dies wird einen negativen Einfluss auf die Festigkeit haben. Schweißen und Schweißwärme sind in der Reparatur von Flugzeugturbinen bekannt. Ein Einsatz ist somit leichter realisierbar, als Ofentemperaturen von 880 bis 960 °C.

7 Zusammenfassung

Das Laserauftragsschweißen von Ti-6Al-4V erzeugt im Schweißgut ein lamellares Gefüge (Ausgangszustand). Dieses Gefüge weist eine Härte von circa 320 HV auf.

Eine nachfolgende mechanische Verformung des Schweißguts bewirkt unabhängig vom gewählten Verfahren nur eine geringe Härtesteigerung um bis zu 10 HV.

Ein anschließendes Rekristallisationsglühen im Glühofen unterhalb der β -Transustemperatur bei Glühtemperaturen von 880 bis 960 °C erzeugt im Schweißgut ein fein globulares Gefüge, das einen Korngrößendurchmesser von circa 5 μm aufweist. Diese Gefüge weisen im Vergleich zum Ausgangszustand Härtesteigerungen um bis zu 40 HV auf. Erfahrungsgemäß führt eine solche Gefügestruktur zu einer Verbesserung der Festigkeit und Verformbarkeit.

Ein Rekristallisationsglühen im Glühofen bei Glühtemperaturen von 980 bis 1000 °C erzeugt im Schweißgut ein grob lamellares Gefüge, das einen Korngrößendurchmesser von circa 22 μm aufweist. Das damit verbundene Eigenschaftsprofil ist für Fanschaufeln nur von geringer Bedeutung.

Eine Rekristallisation durch die Erwärmung beim zusätzlichen Auftragsschweißen einer weiteren Lage erzeugt im Schweißgut ein fein nadeliges Gefüge, das einen Korngrößendurchmesser von circa 11 μm aufweist. Dieses Gefüge weist im Vergleich zum Ausgangszustand eine Härtesteigerung um bis zu 20 HV auf. Möglicherweise stellt diese Variante eine Nachbehandlung des verformten Schweißguts dar, die technisch einfach umzusetzen ist und dem Eigenschaftsprofil fein globularer Gefüge nahe kommt. Allerdings kann hierdurch lediglich eine Zone von etwas mehr als 1 mm beeinflusst werden.

Eine Rekristallisation durch die Erwärmung beim zusätzlichen Auftragsschweißen mehrerer Lagen erzeugt im Schweißgut ein lamellares Gefüge, das die gleiche Lamellengröße aufweist wie der Ausgangszustand. Die Lamellenkolonien weisen einen Durchmesser von circa 19 μm auf. Mehr als eine zusätzliche Auftragsschweißung führt deswegen wieder zu einer Verschlechterung des Eigenschaftsprofils.

Durch mechanisch-thermische Behandlung von Schweißnähten an Ti-6Al-4V lässt sich auf jeden Fall eine Kornfeinung erreichen, wenn eine ausreichende Verformung mit

einer nachfolgenden Glühung unterhalb der β -Transustemperatur kombiniert wird. Feinere Gefügestrukturen entstehen auch, wenn eine weitere Lage aufgeschweißt und nachträglich wieder entfernt wird.

8 Ausblick

In weiterführenden Arbeiten müsste eine Maschine entwickelt werden, die die lokale Verformung der gewundenen Vorderkante des Fan Blades ermöglicht.

Eine nachfolgende thermische Behandlung zur Rekristallisation könnte durch das Aufsetzen von Heizelementen auf die Fan Blade Vorderkante begrenzt werden. Kühlbänke könnten dabei den in Richtung des Fan Blades fließenden Wärmestrom zusätzlich einschränken.

Ebenfalls ist eine Rekristallisation durch Schweißwärme möglich. Die Spitze des Schweißguts lässt sich nur schwierig verformen. Dieser nicht rekristallisierbare Bereich könnte maschinell entfernt werden oder beim nachfolgenden Auftragen einer weiteren Lage mit optimierten Parametern wieder aufgeschmolzen werden. Der Wärmeeintrag wäre bei dieser Methode ohne zusätzlichen apparativen Aufwand erreichbar und der Schutz vor der Umgebungsatmosphäre wäre ebenfalls gewährleistet.

Die Verformung von Werkstoffen mit hexagonalem Gitter erfordert große Kräfte. Diese Kräfte könnten reduziert werden, wenn die Verformung am noch nicht abgekühlten Schweißgut bei Temperaturen knapp unter der Rekristallisationsschwelle durchgeführt wird.

Zur Erlangung weiterer Kenntnisse sollten folgende Maßnahmen genutzt werden.

- Temperaturmessungen beim Schweißprozess, um Ergebnisse quantitativ einordnen zu können.
- Einsatz von Transmissionselektronenmikroskopie, um Beurteilung von Gefügewandlungen besser erstellen zu können.
- Weitere Untersuchungen zur Ermittlung von Zugfestigkeit und Dauerfestigkeit zur Sicherstellung von Lufttüchtigkeitsanforderungen in der Luftfahrt.

Literatur- und Quellenverzeichnis

- [AST96] American Society for Testing and Materials
Standard Test Methods for Determining Average Grain Size
1996
- [BAR08] Bargel, H.-J.; Schulze, G.
Werkstoffkunde
Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2008
- [BLO08] Block, B.
Verbesserung der Gebrauchseigenschaften von Laserschweißnähten an Reintitanwerkstoffen durch lokale mechanisch-thermische Nachbehandlung
Dissertation, Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover, 2008
- [BOY94] Boyer, R.; Collings, E. W.; Welsch, G.
Materials Properties Handbook: Titanium Alloys
ASM International, 1994
- [BRÄ09] Bräunling, W.
Flugzeugtriebwerke
Springer, Hamburg 2009
- [BRE06] Breutinger, F.
Verformungsverhalten und Verformungskinetik von Titan technischer Reinheit und der Titanlegierung TiAl6V4 im Bereich niedriger homologer Temperaturen von 0,22 (150°C) bis 0,48 (650°C)
Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 2006
- [BÜR05] Bürgel, R.
Festigkeitslehre und Werkstoffmechanik Band 2
Vieweg & Sohn Verlag, 2005
- [CFM11a] CFM International
The CFM56-5A Turbofan Engine
URL: <http://www.cfm56.com/products/cfm56-5a>
10.11.2011
- [CFM11b] CFM International
The Technology behind the CFM56-5A Turbofan Engine
URL: <http://www.cfm56.com/products/cfm56-5a/cfm56-5a-technology>
10.11.2011

- [CFM11c] CFM International
CFM Technical Data
URL: <http://www.cfm56.com/pdf/cfm-technical-data.pdf>
10.11.2011
- [DIN06] Deutsches Institut für Normung e.V.
Norm DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers
Berlin, 2006
- [DON00] Donachie, M.
Titanium: A Technical Guide
ASM International, Second Edition, 2000
- [DOR10] Dortmann, G.
Numerische Strömungssimulation der aerodynamischen Druckbelastung auf das Fanblade des CFM56-5A
Diplomarbeit, Helmut Schmidt Universität, Hamburg, 2010
- [EAS07] EASA: European Aviation Safety Agency
EASA CS-E – Certification of Engines
2007
- [EBE08] Ebel, T.
Umformbereiche
Vorlesungsskript, Hochschule für Angewandte Wissenschaften Hamburg
URL: http://www.haw-hamburg.de/fileadmin/user_upload/IWS/PDF/Werkstoffkunde/Mechanische_Eigenschaften.pdf
07.12.2011
- [FAA90] FAA Federal Aviation Regulations (FARS, 14 CFR)
Part 33 - Airworthiness standards: Aircraft Engines
1990
- [FAB09] Fabri, P.
Modellanalyse von Triebwerksschaufeln mittels FEM Simulation zur Nachweisführung in der Reparaturoentwicklung
Diplomarbeit, Hochschule für Angewandte Wissenschaften Hamburg, Hamburg, 2009

- [FRA11] Frank, H.; Jüptner, W.; Theiler, C.; Wilden, J.
Untersuchung der metallurgischen Grundlagen zum Herstellen gerichtet erstarrter Titanaluminid Bauteile mit hohen Abkühlraten und kurzen Einwirkzeiten
Bremer Institut für angewandte Strahltechnik (BIAS), Technische Universität Ilmenau
- [GRO07] Grote, H.-K.; Feldhusen, J.
Dubbel – Taschenbuch für den Maschinenbau
Springer, 22. Auflage, 2007
- [HOR11] Horn, H.
Werkstoffkunde Teil 5: Verfestigung und Rekristallisation
URL: http://www.haw-hamburg.de/fileadmin/user_upload/IWS/PDF/Skript_teil05.pdf
10.11.2011
- [ILS10] Ilschner, B.; Singer, R. F.
Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik
Springer, 5. Auflage, 2010
- [KRÜ01] Krüger, L.
Untersuchungen zum Festigkeits-, Verformungs- und Versagensverhalten der Legierung Ti-6-22-22S in Abhängigkeit von der Temperatur, der Dehngeschwindigkeit und dem Spannungszustand
Dissertation, Technische Universität Chemnitz, 2001
- [LUF11] Lufthansa Technik AG
- [LÜT07] Lütjering, G.; Williams, J.
Titanium
Springer, 2nd edition, 2007
- [MACH11] Macherauch, E.; Zoch, H.-W.
Praktikum in der Werkstoffkunde
Vieweg+Teubner Verlag, 11. Auflage, 2011
- [NEU09] Neubert, J.; Weilhhammer, G
Laserstrahlschweißen: Leitfaden für die Praxis
DVS Media GmbH, 2009
- [PET02] Peter, M.; Leyens, C.
Titan und Titanlegierungen
WILEY-VCH Verlag, Köln 2002

- [PET94] Petzow, G.
Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen
Gebrüder Borntraeger Berlin, Stuttgart 1994
- [POM04] Pomraenke, R.
Charakterisierung von epitaktisch gewachsenen selbstorganisierten InAs Quantendrähten auf InP
Diplomarbeit, Humboldt-Universität zu Berlin, Berlin, 2004
- [REI90] Reinhold, H.
Stähle und ihre Wärmebehandlung – Werkstoffprüfung
Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 6. Auflage, 1990
- [ROL96] Rolls Royce
The Jet engine
Rolls-Royce Ltd., England 1996
- [RÖS07] Rösler, J.; Siemers, C.
Fachlabor Titan und Titanlegierungen
TU Braunschweig, 2007
- [SCHA96] Schatt, W.; Worch, H.
Werkstoffwissenschaft
Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Stuttgart, 8. Auflage, 1996
- [SCHR10] Schröder, H.
Entwicklung von Nachweisen im Rahmen des Zulassungsverfahrens einer Reparatur für Verdichterschaufeln von Flugzeugtriebwerken
Diplomarbeit, Technische Hochschule Wildau [FH], Hamburg, 2010
- [SCHU10] Schulze, G.
Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe
Springer, 4. Auflage, 2010
- [SCHW05] Schwilling, B.
Zyklisches Verformungsverhalten der ($\alpha+\beta$)-Titanlegierungen Ti-6Al-4V und Ti-6Al-7Nb
Dissertation, Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik, Technische Universität Kaiserslautern, 2005
- [STR11] STRUERS GmbH
Chemo-mechanische Oxid-Poliersuspensionen
URL: <http://www.struers.com/resources/elements/12/132490/Oxide%20Polishing%20brochure%20German.pdf>
10.11.2011

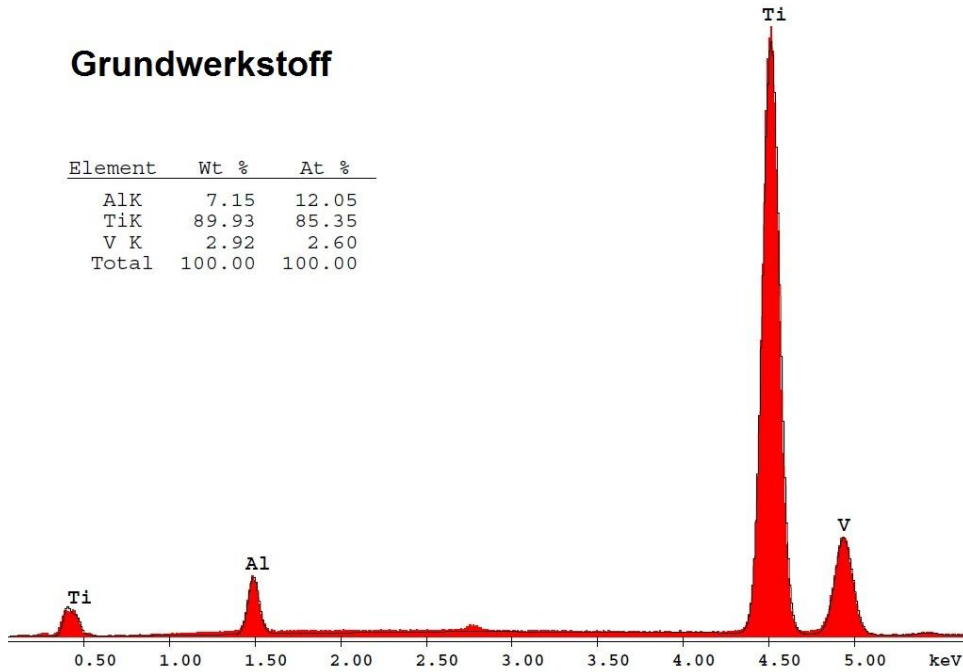
- [SUL11] Sulzer Metco
Verschleiß durch Erosion
URL: <http://www.sulzermetco.com/de/desktopdefault.aspx/tabid-1723/>
10.11.2011
- [VAL11] Valbruna Edel Inox GmbH
Werkstoffdatenblatt Ti-6Al-4V
URL: http://valbruna.de/dokumente/datenblaetter/datenblatt_gr5.pdf
10.11.2011
- [WIL75] Wilhelm, H.
Über das Umformverhalten von Blechen aus Titan und Titanlegierungen
Dissertation, Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart, 1975

Anhang

A.1 Energiedispersive Röntgenspektroskopie Analyse

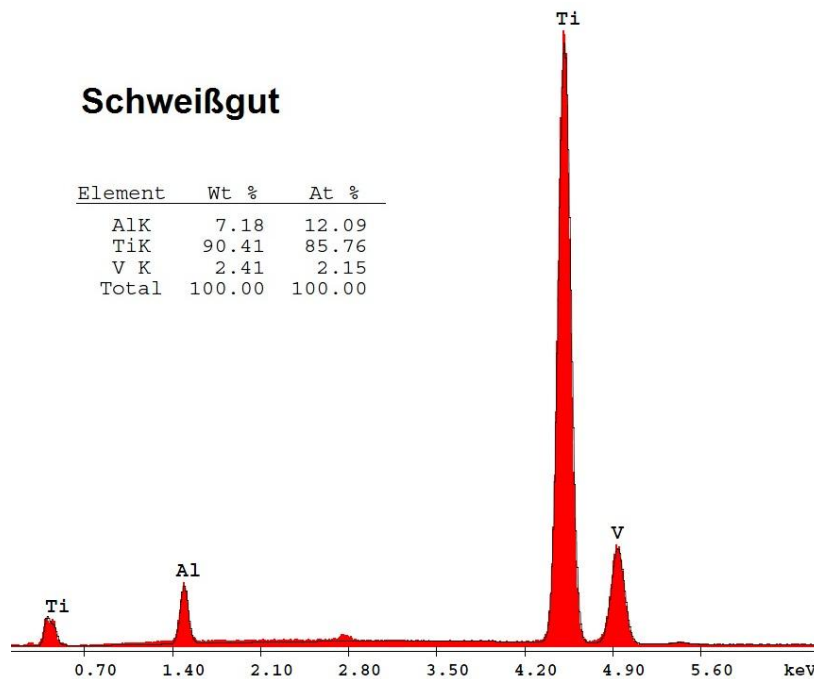
Grundwerkstoff

Element	Wt %	At %
AlK	7.15	12.05
TiK	89.93	85.35
V K	2.92	2.60
Total	100.00	100.00

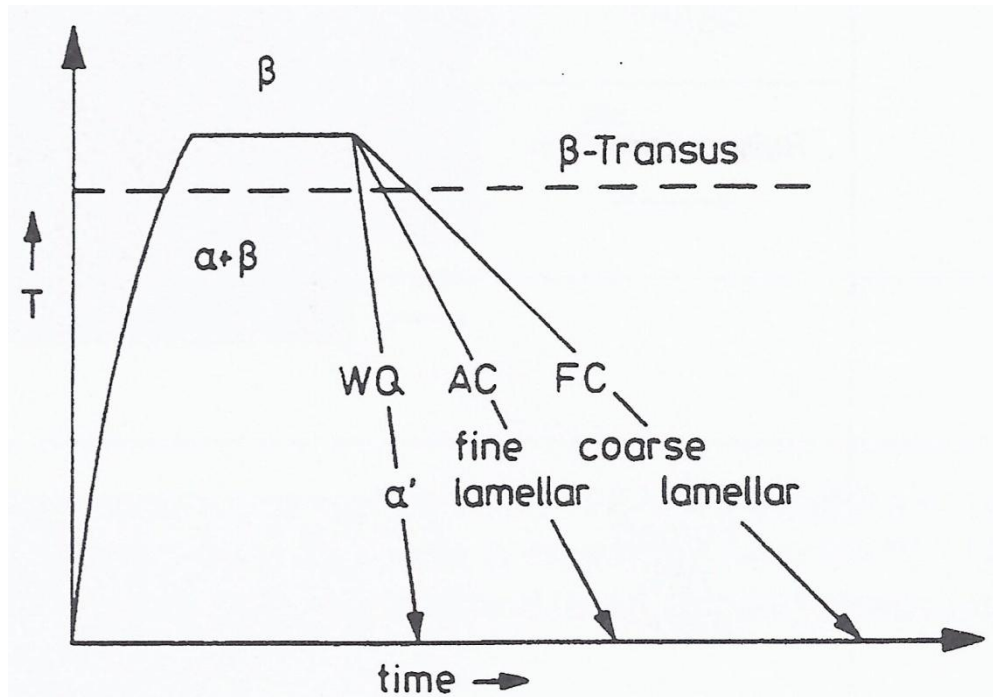


Schweißgut

Element	Wt %	At %
AlK	7.18	12.09
TiK	90.41	85.76
V K	2.41	2.15
Total	100.00	100.00



A.2 Feinheit der Strukturen nach unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten oberhalb ϑ_{β} [DON00]

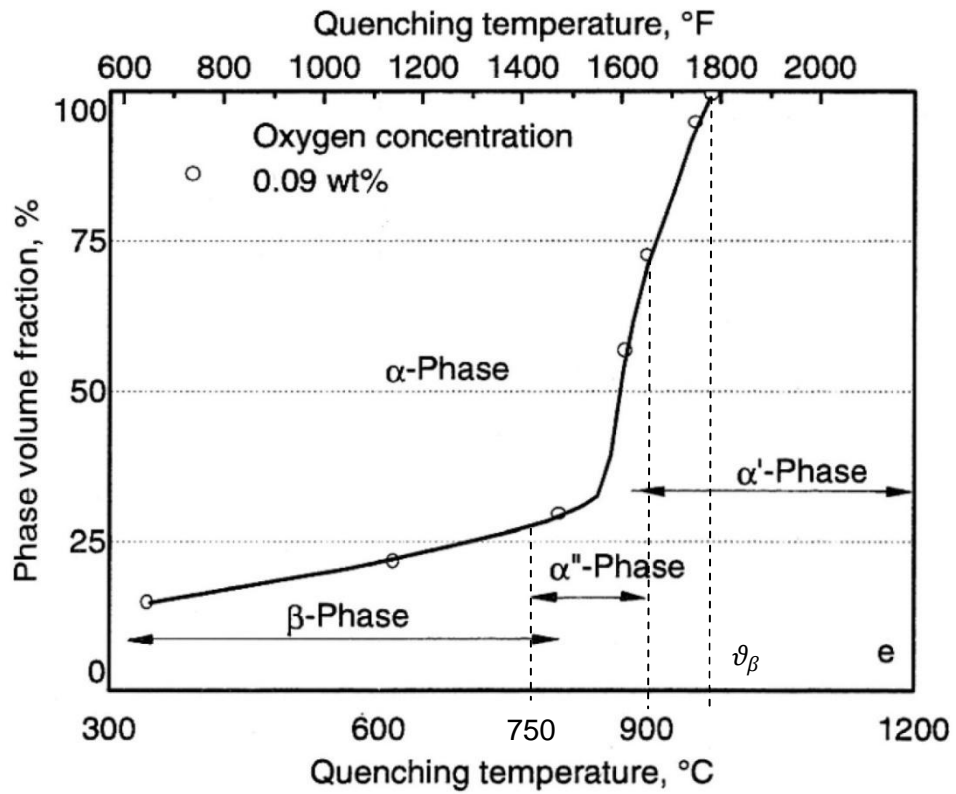


WQ: water quenched (dt. Wasserabschreckung)

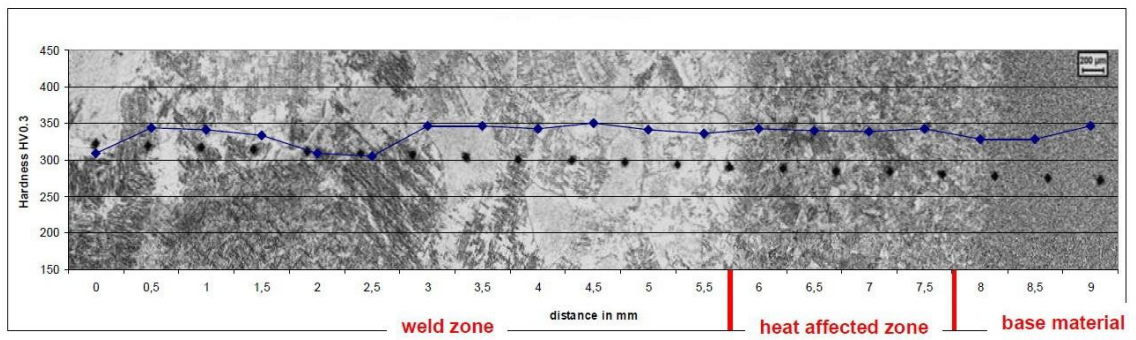
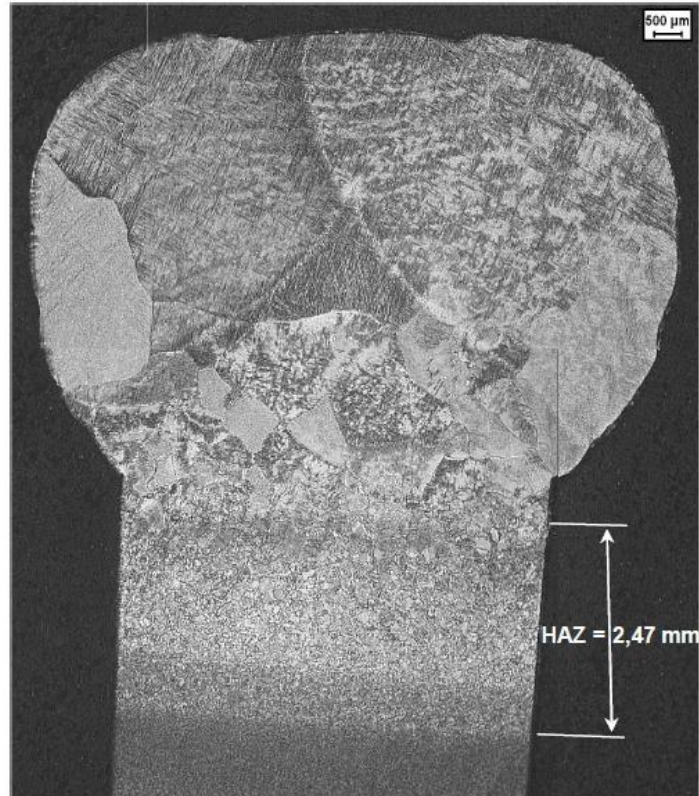
AC: air cooled (dt. Luftabkühlung)

FC: furnace cooled (dt. Ofenabkühlung)

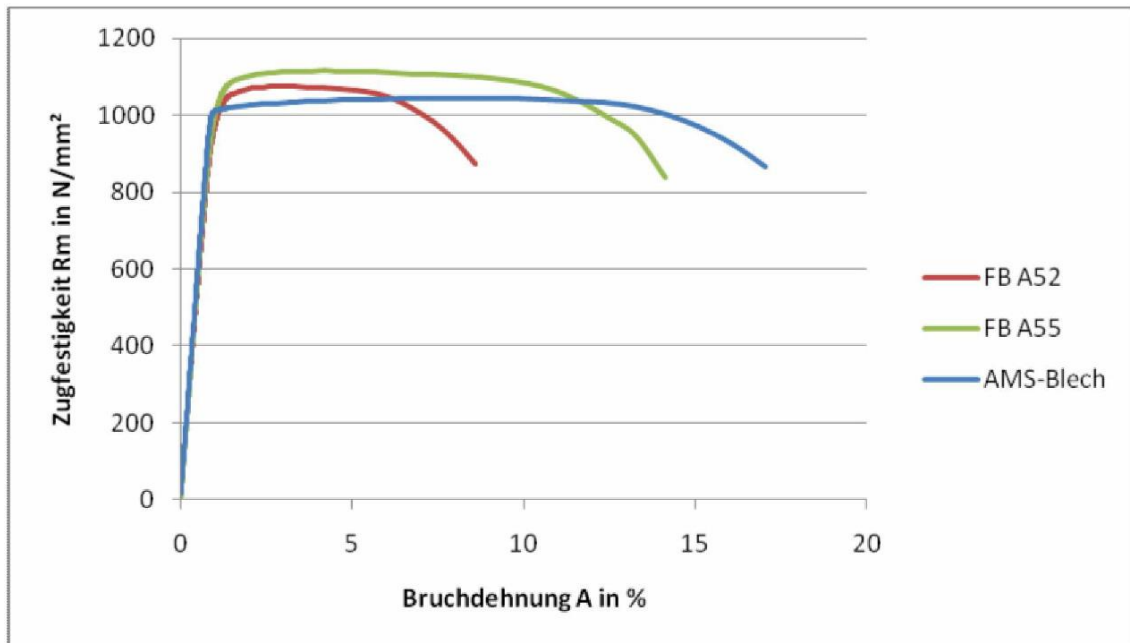
A.3 Phasenanteile nach Temperatur des Abschreckens nach [BOY94]



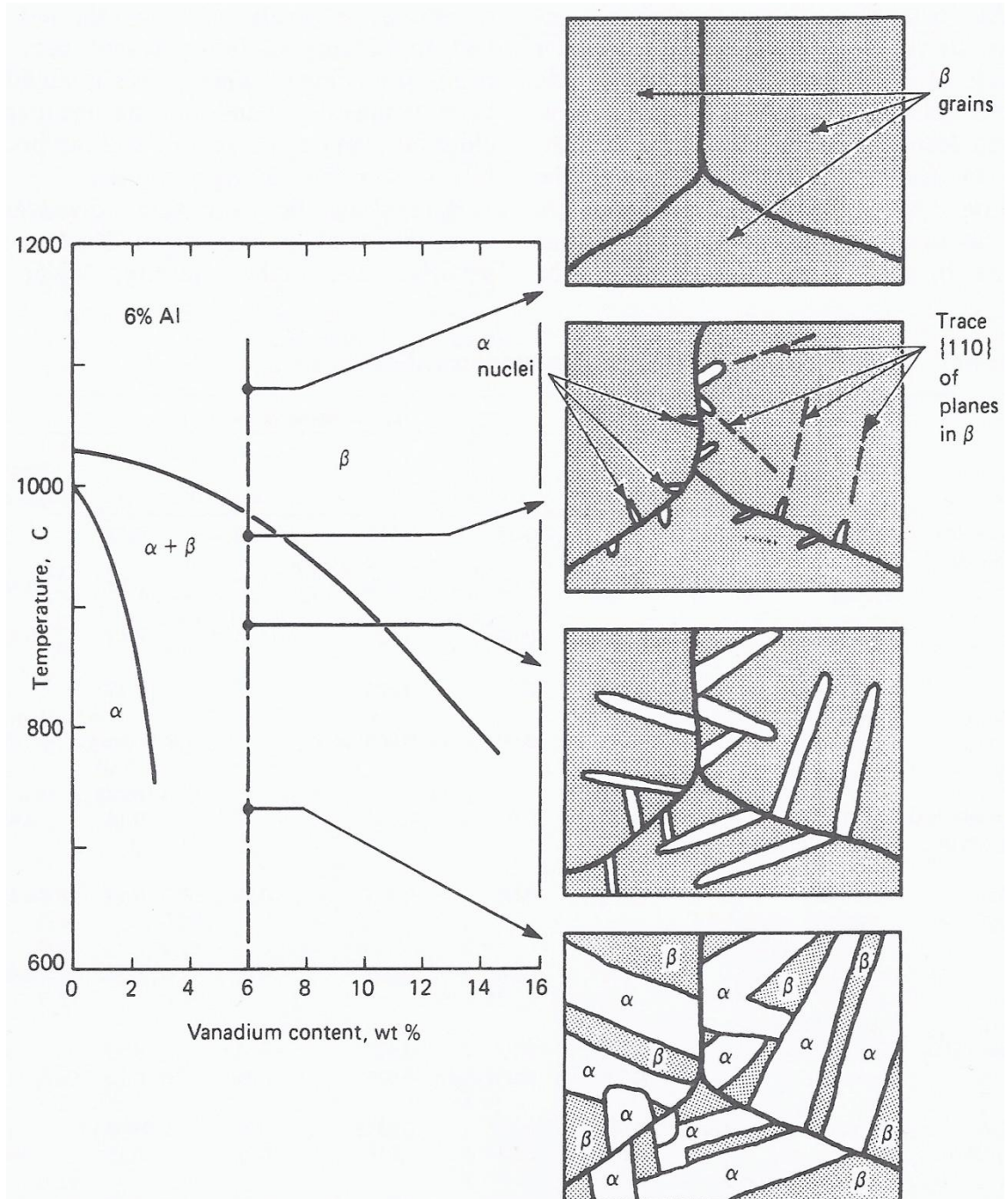
A.4 Härteverlauf einer WIG Schweißnaht Ti-6Al-4V [LUF11]



A.5 Zugversuche von Grundwerkstoff [SCHR10]



A.6 Schematische Entstehung der Widmanstätten-Struktur in Ti-6Al-4V [DON00]



Selbstständigkeitserklärung

Hiermit versichere ich, dass ich die vorliegende Diplomarbeit mit dem Thema „Kornfeinung von Titanschweißnähten durch mechanisch-thermische Behandlung“ ohne fremde Hilfe selbständig verfasst und nur die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt habe. Wörtlich oder dem Sinn nach aus anderen Werken entnommene Stellen sind unter Angabe der Quellen kenntlich gemacht.

Ort, Datum

Unterschrift