

Microstructural and mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) using wire

Evaluation with respect to additive processes using powder
and aerospace material specifications

Von der Fakultät für Maschinenbau, Elektrotechnik und Wirtschaftsingenieurwesen der
Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus zur Erlangung des akademischen
Grades eines Doktor-Ingenieurs genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Diplom-Ingenieur Erhard Brandl

geboren am 06.05.1982 in Ingolstadt

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Bernd Viehweger

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Christoph Leyens

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Vesselin Michailov

Tag der mündlichen Prüfung: 17.09.2010

Berichte aus dem Lehrstuhl Metallkunde und Werkstofftechnik

Band 1/2010

Erhard Brandl

**Microstructural and mechanical properties of additive
manufactured titanium (Ti-6Al-4V) using wire**

Evaluation with respect to additive processes using powder
and aerospace material specifications

Shaker Verlag
Aachen 2010

Bibliographic information published by the Deutsche Nationalbibliothek

The Deutsche Nationalbibliothek lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data are available in the Internet at <http://dnb.d-nb.de>.

Zugl.: Cottbus, BTU, Diss., 2010

Copyright Shaker Verlag 2010

All rights reserved. No part of this publication may be reproduced, stored in a retrieval system, or transmitted, in any form or by any means, electronic, mechanical, photocopying, recording or otherwise, without the prior permission of the publishers.

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8322-9530-1

ISSN 1863-6373

Shaker Verlag GmbH • P.O. BOX 101818 • D-52018 Aachen

Phone: 0049/2407/9596-0 • Telefax: 0049/2407/9596-9

Internet: www.shaker.de • e-mail: info@shaker.de

ACKNOWLEDGMENT

First of all, I would like to thank my supervisor, Prof. Dr.-Ing. Christoph Leyens, for his ever-friendly support, scientific advice, and guidance. Collaboration with him on the doctoral thesis and publications was always pleasant, fruitful, straightforward, and dedicated to research. I am also very grateful to Prof. Dr.-Ing. habil. Vesselin Michailov for his work as second supervisor of the doctoral thesis. I would like to thank the dean, Prof. Dr.-Ing. Bernd Viehweger, for leading the oral examination.

During my time as a doctoral candidate, I was employed at EADS Innovation Works in Otto-brunn/Munich (Germany). I greatly appreciated the pleasant working atmosphere and kind support from all my colleagues. In particular, I would like to thank those who supported me and the work presented in this thesis:

I would like to acknowledge Achim Schoberth and Dr.-Ing. Claudio Dalle Donne for their scientific and organizational support, and their confidence in me to pursue projects and research activities as my own responsibility. Furthermore, I am particularly thankful to Frank Palm for his scientific comments and for providing me with knowledge far beyond the doctoral thesis.

I would like to thank Cem Dedeoglu and Dr.-Ing. Christoph Heimerdinger for supporting me to build up a wire-feed deposition system in the laser laboratory, and Josef Willert and Xaver Hallweger from the workshop, for the machining of test samples. I would also like to thank Vitus Holzinger, Christian Plander and Ronald Hauser for performing the mechanical tests, and Elvira Reuder and Birgit Vetter for the metallographic preparation.

I am grateful to the ALM group at EADS Innovation Works in Filton (UK) for providing me with knowledge and contacts. I extend many thanks to Perrine Onteniente for her support in preparing and evaluating the experimental data. Furthermore, I would like to thank Tobias Mertens for carefully reading and commenting on the manuscript.

Moreover, I wish to thank Dr. rer. nat Bernd Baufeld (Katholieke Universiteit Leuven) for an opportune collaboration on additive manufacturing and his scientific remarks. Thanks to Peter Heinel (University of Erlangen-Nuremberg) for providing me with test samples.

I would like to thank my friends, especially from Eitensheim, for enabling me to withdraw from work and free my mind. Moreover, I am very grateful to Katrin for her ever-charming and lovely support, understanding, and patience during the writing of this thesis. I would like to thank my brothers, Dr. rer. nat. Reinhard and Thomas Brandl, and my sister in law Julia Brandl for their personal support and ever positive welcome on weekends.

Finally, I am deeply indebted to my parents, Franziska and Erhard Brandl, for enabling me to take this path and for providing their continuing support, understanding, and encouragement throughout my whole life.

Für meine Eltern.

CONTENT

Notation	ix
Abbreviations	ix
Symbols	x
Abstract	xiii
Zusammenfassung	xv
1 Introduction	1
1.1 Additive layer manufacturing (ALM)	1
1.1.1 Wire-feed processes	2
1.1.1.1 Laser beam processes (WF-L-Beam)	3
1.1.1.2 Arc beam processes (WF-A-Beam)	4
1.1.1.3 Electron beam processes (WF-E-Beam)	5
1.1.2 Powder-bed and powder-feed processes	5
1.2 Material science review	7
1.2.1 Elemental titanium	7
1.2.1.1 Physical properties	7
1.2.1.2 Crystal structure and diffusion	7
1.2.1.3 Hardening mechanisms	10
1.2.2 Titanium Ti-6Al-4V	11
1.2.3 Additive layer manufactured Ti-6Al-4V	16
1.3 Laser welding review	18
1.3.1 General considerations	18
1.3.2 Laser welding of Ti and Ti-6Al-4V	19
1.3.3 Solidification and grain growth	19
1.4 Work Plan	21
1.4.1 Motivation	21
1.4.2 Objectives	23
1.4.3 Structure	24
2 Experimental details	25
2.1 ALM processes used	25
2.1.1 Wire-feed processes	25
2.1.2 Powder-bed and powder-feed processes	27
2.2 Microstructural characterization	28
2.3 Post build-up heat treatments	29
2.4 Mechanical characterization	29
2.4.1 Static tensile tests	30
2.4.2 High cycle fatigue tests	31
2.4.3 Fracture toughness tests	32
2.5 Sample manufacturing	32
2.5.1 Wire-feed ALM samples	32
2.5.2 Powder-bed and powder-feed ALM samples	34

3	Results	35
3.1	Wire-feed ALM of Ti-6Al-4V	35
3.1.1	Single beads: microstructural properties	35
3.1.1.1	Morphology and microstructure	35
3.1.1.2	Hardness	40
3.1.1.3	Dimensions	42
3.1.1.4	Influence of process parameters: general considerations	43
3.1.1.5	Influence of process parameters: microstructure	44
3.1.1.6	Influence of process parameters: hardness	47
3.1.1.7	Influence of process parameters: dimensions	48
3.1.2	Multi bead builds: microstructural properties	49
3.1.2.1	Morphology and microstructure	49
3.1.2.2	Chemical analysis	53
3.1.2.3	Hardness	53
3.1.3	Multi bead builds: mechanical properties.....	56
3.1.3.1	Static tensile properties: WF-L-Beam material.....	56
3.1.3.2	Static tensile properties: WF-A-Beam material	62
3.1.3.3	Static tensile properties: comparison of WF-L-Beam and WF-A-Beam material ..	64
3.1.3.4	High cycle fatigue properties: WF-L-Beam material.....	65
3.1.3.5	High cycle fatigue properties: WF-A-Beam material	65
3.1.3.6	Fracture toughness properties: WF-L-Beam material.....	66
3.2	Powder-bed and powder-feed ALM of Ti-6Al-4V	68
3.2.1	Multi bead builds: microstructural properties	68
3.2.1.1	Morphology and microstructure	68
3.2.1.2	Chemical analysis	70
3.2.2	Multi bead builds: mechanical properties.....	70
3.2.2.1	Static tensile properties	70
3.2.2.2	High cycle fatigue properties	74
3.2.2.3	Fracture toughness properties	74
4	Discussion	77
4.1	Wire-feed ALM of Ti-6Al-4V	77
4.1.1	Single beads: microstructural properties	77
4.1.1.1	Microstructure: general considerations	77
4.1.1.2	Microstructure: influence of process parameters.....	78
4.1.1.3	Hardness: general considerations.....	82
4.1.1.4	Hardness: influence of process parameters	84
4.1.1.5	Dimensions: general considerations.....	85
4.1.1.6	Dimensions: influence of process parameters	86
4.1.2	Multi bead builds: microstructural properties	88
4.1.2.1	Morphology and microstructure	88
4.1.2.2	Hardness	90
4.1.3	Multi bead builds: mechanical properties.....	93
4.1.3.1	Static tensile and high cycle fatigue properties	93
4.1.3.2	Fracture toughness properties	96
4.2	Powder-bed and powder-feed ALM of Ti-6Al-4V	97
4.2.1	Multi bead builds: microstructural properties.....	97
4.2.2	Multi bead builds: mechanical properties.....	98
4.2.2.1	Static tensile and high cycle fatigue properties.....	98
4.2.2.2	Fracture toughness properties	100

4.3	Final discussion and conclusions.....	102
4.3.1	Single beads	102
4.3.2	Multi bead builds	102
5	Summary and outlook	106
6	References	107
A.1	Appendix: wire-feed ALM of Ti-6Al-4V	120
A.1.1	Single beads: microstructural properties	120
A.1.1.1	Light microscopy pictures.....	120
A.1.1.2	Actual / expected deposition ratio diagrams	121
A.1.1.3	Hardness diagrams	121
A.1.1.3.1	Influence of laser power.....	121
A.1.1.3.2	Influence of welding speed.....	123
A.1.1.3.3	Influence of wire-feed speed factor	124
A.1.1.3.4	Influence of energy input per unit length	127
A.1.1.4	Dimension diagrams	127
A.1.1.4.1	Influence of laser power.....	127
A.1.1.4.2	Influence of welding speed.....	129
A.1.1.4.3	Influence of wire-feed speed factor	131
A.1.2	Multi bead builds: microstructural properties	133

NOTATION

Abbreviations

Abbreviation	Meaning
ALM	Additive layer manufacturing
AM	Area
h_{AM}	Height
w_{AM}	Width
	} of added material
BCC	Body centred cubic
BM	Base material
CG	Columnar grain zone
CMOS	Complementary metal oxide semiconductor
ELI	Extra low interstitials
FC	Furnace cooling
FZ	Fusion zone
FZ+HAZ _{β}	Area
$h_{FZ+HAZ\beta}$	Height
$w_{FZ+HAZ\beta}$	Width
	} of fusion zone + beta heat affected zone
HCP	Hexagonal closed packed
L	Longitudinal direction
LM	Light microscopy picture
LT	Long transverse
MZ	Mushy zone
HAZ _{$\alpha+\beta$}	Area
$h_{HAZ\alpha+\beta}$	Height
$w_{HAZ\alpha+\beta}$	Width
	} of alpha+beta heat affected zone
HAZ _{$\alpha+\beta,1$}	Area
$h_{HAZ\alpha+\beta,1}$	Height
$w_{HAZ\alpha+\beta,1}$	Width
	} of primary alpha+beta heat affected zone
HAZ _{$\alpha+\beta,2$}	Area
$h_{HAZ\alpha+\beta,2}$	Height
$w_{HAZ\alpha+\beta,2}$	Width
	} of secondary alpha+beta heat affected zone

HAZ _β	Area	} of beta heat affected zone
h _{HAZβ}	Height	
w _{HAZβ}	Width	
HIP	Hot isostatic pressing	
P38	Parameter set 38 (P = 3.5 kW, v = 10 mm/s, k = 4)	
P51	Parameter set 51 (P = 3 kW, v = 12.9 mm/s, k = 4)	
P58	Parameter set 58 (P = 2.625 kW, v = 7.5 mm/s, k = 4)	
P65	Parameter set 65 (P = 3.5 kW, v = 10 mm/s, k = 0)	
P68	Parameter set 68 (P = 3 kW, v = 12.9 mm/s, k = 0)	
PBHT	Post build-up heat treatment	
PB-E-Beam	Powder-bed process using an electron beam	
PB-L-Beam	Powder-bed process using a laser beam	
PF-L-Beam	Powder-feed process using a laser beam	
PMZ	Partly melted zone	
SB	Single bead(s) produced without wire (v _w = 0 → k = 0), i.e. bead-on-plate	
SBW	Single bead(s) produced with wire (v _w > 0 → k > 0)	
SEM	Scanning electron microscopy	
SMD	Shape metal deposition	
ST	Short transverse direction	
WF-L-Beam	Wire-feed process using a laser beam	
WF-A-Beam	Wire-feed process using an arc beam	

Symbols

Symbol	Unit	Meaning
θ	[°]	Angle between added material (AM) and base material (BM)
A	[%]	Elongation at failure
J _Q	[kJ/m ²]	Provisional plane-strain fracture toughness corresponding to ductile crack initiation
J _{1C}	[kJ/m ²]	Plane-strain fracture toughness corresponding to ductile crack initiation
k	[1]	Wire-feed speed factor, (ratio of wire-feed speed to welding speed, k = v _w /v)
K _{J1C}	[MPa√m]	Provisional plane-strain fracture toughness determined with J _{1C} according to ASTM E 1820-02a (A.9.10)
K _{JQ}	[MPa√m]	Provisional plane-strain fracture toughness determined with J _Q according to ASTM E 1820-02a (A.9.10)

K_{Qc}	[MPa \sqrt{m}]	Provisional plane-strain fracture toughness
K_{Ic}	[MPa \sqrt{m}]	Plane-strain fracture toughness
M_S / M_F	[°C]	Martensite start / finish temperature
P	[W]	Laser power
P/v	[J/mm]	Energy input per unit length or incident energy
$R_{p0.2}$	[MPa]	Tensile yield strength
R_m	[MPa]	Ultimate tensile strength
T_{β}	[°C]	Beta transus temperature
T_L	[°C]	Liquidus temperature
T_S	[°C]	Solidus temperature
T_{Diss}	[°C]	Alpha dissolution temperature
v	[mm/s]	Welding speed
v_w	[mm/s]	Wire-feed speed
x	[1]	Direction parallel to the deposition direction (used at WF-L-Beam, WF-A-Beam)
xy	[1]	Plane perpendicular to the building direction (used at PB-L-Beam, PB-E-Beam, PF-L-Beam)
y	[1]	Direction perpendicular to the deposition direction and perpendicular to building direction (used at WF-L-Beam, WF-A-Beam)
z	[1]	Direction parallel to building direction (used at WF-L-Beam, WF-A-Beam, PB-L-Beam, PB-E-Beam, PF-L-Beam)
Z	[%]	Reduction of area

ABSTRACT

Manufacturing components in a layer-by-layer fashion offers a high geometrical flexibility and great potential of time and cost savings in comparison to conventional manufacturing technologies. The technology is known under many names, such as rapid prototyping or additive (layer) manufacturing. Different processes offer possibilities for manufacturing components of polymers, metals, and ceramics. Metallic parts can be produced by either powder-bed or powder-/wire-feed deposition processes. Other than electron and arc beam, the laser beam is the preferred energy/heat source. By combining the various energy sources with the various processes, specific benefits in terms of e.g. accuracy, building speed, or possible component size can be achieved.

Additive processes are currently not used for the manufacture of serial production parts for space or aerospace applications. This is primarily due to outstanding issues regarding material properties and repeatability. Small and medium-sized parts made of titanium (Ti-6Al-4V) represent an interesting application in the future. Wire-feed deposition is discussed as a promising technology in this area. The generally lower contamination of wire than powder is an advantage regarding material quality. The technology seems to offer higher repeatability levels, due to its simpler process setup and operation. However, experience and development activities regarding wire based manufacturing of Ti-6Al-4V components are relatively limited to date.

This thesis aims to address this point. Its focal point is comprehensive characterization of a specifically developed wire-feed deposition process using Ti-6Al-4V wire and a Nd:YAG laser. The process is discussed with respect to its feasibility for manufacturing aerospace components and with respect to other additive processes. Metallographic, electron microscopic, and chemical analyses as well as static tensile, high cycle fatigue, and fracture toughness tests are performed for this purpose.

Initially, the microstructural and geometrical properties of single beads and their dependence on process parameters (laser power, welding and wire-feed speed) are investigated. Based on this, multi bead builds are produced and extensively characterized, mechanically and microstructurally, and the influence of process parameters, load direction, and post build-up heat treatment are determined. The characteristics and parameters identified are evaluated with respect to aerospace standards and results from literature. For further evaluation, similar mechanical tests are performed with components of other additive processes: powder-bed processes using a laser or an electron beam, powder-feed process using a laser beam, and wire-feed process using an arc beam.

The experiments show that certain properties of single beads can be used to indicate qualitatively the properties of multi bead builds. For example, the grain size in the melted zone or in a certain part of the heat affected zone indicates the mechanical properties of multi bead builds. The same is true for certain geometrical dimensions of single beads. Remarkably, the hardness of the melted zone is not useful for the prediction of the mechanical properties of multi bead builds.

The strength and ductility of wire-feed builds depends heavily on process parameters and load direction: Strength tends to be higher and ductility lower when higher laser power is used in combination with proportionally increased welding speed. Strength tends to be higher and ductility lower in the di-

rection of deposition than in the building direction. Through a post build-up heat treatment, either strength or ductility can, in principle, be increased. The strength and ductility of wire-feed builds created using a laser beam typically reach the minimum values of cast material, and partly also those of wrought material. Ductility can fall below the minimum values of cast material at very high strength levels. The fatigue properties of annealed material surpass the properties of castings and, for the most part, those of wrought material. Interestingly, the size of the columnar prior β -grains affects the static and dynamic tensile properties only minimally: they are more influenced by the size of the lamellar microstructure within these grains. The fracture toughness of annealed material is at least as high as that of Ti-6Al-4V with standard oxygen content.

The strength of powder based builds is higher in the direction parallel to the building layers than in the building direction, which is similar to the results seen in wire based builds. The powder-bed and powder-feed process using laser beam produces components with static strength values considerably exceeding the minimum values of wrought material in some cases. Its ductility properties can be below those of cast material, or reach those of wrought material. The dynamic strength of annealed material is comparable to that of cast material (powder-bed process) or wrought material (powder-feed process) and its fracture toughness is, at most, as high as that of Ti-6Al-4V with standard oxygen content. The components of the powder-bed process using an electron beam often show strength and ductility similar to that of wrought material. Its dynamic strength is, in a hot isostatic pressed condition, also comparable to that of wrought material. The fracture toughness of annealed material is comparable to that of Ti-6Al-4V with a low amount of interstitials.

With respect to these results, the characteristics of the wire-feed process are discussed. One of several conclusions is that powder based components should be hot isostatically pressed for aerospace usage. Wire-feed builds need not necessarily be hot isostatically pressed for aerospace usage. In general, wire-feed processes are suitable for the manufacture of aerospace components; however, process parameters, post build-up heat treatment, and load direction should be adapted to the specific application. The substitution of presently cast parts with high cycle fatigue or fracture critical purpose may be beneficial applications. Eventually, common assumptions could be essentially confirmed: the advantages of the wire-feed technology are low contamination, few defects, and good detectability of defects (e.g. porosity instead of unmelted areas filled with powder). This has a positive effect on mechanical properties and repeatability. Overall, the experiments show that wire-feed deposition represents an interesting alternative for the manufacture of space and aerospace components.

ZUSAMMENFASSUNG

Gegenüber konventionellen Fertigungstechnologien erlaubt das schichtweise Generieren von Bauteilen eine hohe geometrische Flexibilität und bietet ein großes Potenzial Zeit und Kosten einzusparen. Die Technologie ist unter vielen Bezeichnungen geläufig, wie z. B. generative Fertigung, Rapid Prototyping oder Additive Layer Manufacturing. Unterschiedliche Verfahren bieten die Möglichkeit der Bauteilgenerierung aus Polymeren, Metallen und Keramiken. So können z. B. metallische Bauteile entweder mittels Pulverbett- oder pulver-/drahtbasierten Auftragschweißverfahren hergestellt werden. Als Wärmequelle kommt neben dem Elektronenstrahl oder Lichtbogen überwiegend der Laserstrahl zum Einsatz. Durch die Kombination der verschiedenen Wärmequellen mit den verschiedenen Verfahren ergeben sich individuelle Vorteile, wie z. B. hohe Genauigkeit, Geschwindigkeit od. mögliche Bauteilgröße.

Generative Verfahren sind in der Luft- und Raumfahrt derzeit noch nicht im serienmäßigen Einsatz. Dies begründet sich vor allem in den noch offenen Fragestellungen hinsichtlich Materialqualität und Reproduzierbarkeit. Besonders kleine und mittlere Bauteile aus Titan (Ti-6Al-4V) stellen eine in Zukunft interessante Anwendung dar. Als erfolgversprechende Technologie wird das drahtbasierende Auftragschweißen diskutiert. Die grundsätzlich geringere Kontamination von Draht gegenüber Pulver stellt einen Vorteil hinsichtlich der Materialqualität dar. Ebenso scheint die Technologie aufgrund des einfacheren Anlagenaufbaus und Prozessablaufs auch eine höhere Reproduzierbarkeit zu bieten. Jedoch sind die Erfahrungen und Entwicklungsleistungen im drahtbasierten Aufbau von Ti-6Al-4V Bauteilen bisher relativ gering.

An dieser Stelle knüpft die vorliegende Arbeit an. Den Kernpunkt bildet die grundlegende Charakterisierung eines speziell entwickelten Auftragschweißverfahrens von Ti-6Al-4V Draht mittels Nd:YAG Laser. Das Verfahren wird hinsichtlich der möglichen Herstellung von Luft- und Raumfahrtbauteilen diskutiert, sowie anderen generativen Verfahren gegenübergestellt. Dazu werden metallographische, elektronenmikroskopische und chemische Untersuchungen sowie Zug-, Ermüdungs- und Bruchzähigkeitsversuche durchgeführt.

Zunächst werden mikrostrukturelle und geometrische Eigenschaften einzelner Nähte und deren Abhängigkeit von Prozessparametern (Laserleistung, Schweiß- und Drahtfördergeschwindigkeit) untersucht. Darauf basierend werden mehrlagige Aufbauten hergestellt, mechanisch und mikrostrukturell umfangreich charakterisiert sowie der Einfluss von Prozessparametern, Lastrichtung und Wärmenachbehandlung ermittelt. Die ermittelten Charakteristika und Kennwerte werden gegenüber Luft- und Raumfahrtnormen sowie Ergebnissen aus der Literatur evaluiert. Zur weiteren Bewertung werden vergleichbare mechanische Untersuchungen zu anderen generativen Verfahren durchgeführt: Pulverbettverfahren mittels Laser- und Elektronenstrahl, pulverbasiertes Auftragschweißverfahren mittels Laser und drahtbasiertes Auftragschweißverfahren mittels Lichtbogen.

Die Experimente zeigen, dass bestimmte Eigenschaften einzelner Nähte benutzt werden können, um qualitativ auf die Eigenschaften von mehrlagigen Aufbauten zu schließen. Beispielsweise kann von der Korngröße in der Schmelzzone oder von einem bestimmten Bereich der Wärmeeinflusszone auf die mechanischen Eigenschaften eines mehrlagigen Aufbaus geschlossen werden. Analoges gilt auch für bestimmte geometrische Abmaße einer Naht. Bemerkenswerterweise ist die Härte der Schmelzzone für

die Vorhersage von mechanischen Eigenschaften mehrlagiger Aufbauten ungeeignet.

Die Festigkeits- und Duktilitätswerte der drahtbasierten Aufbauten hängen stark von den Prozessparametern und der Lastrichtung ab: Die Ergebnisse zeigen, dass eine erhöhte Laserleistung in Kombination mit proportional erhöhter Schweißgeschwindigkeit zur Festigkeitssteigerung bzw. Duktilitätsabnahme führt. Auch die mechanischen Eigenschaften längs zur Aufbaurichtung zeigen grundsätzlich eine Festigkeitssteigerung bzw. Duktilitätsabnahme. Durch eine nachfolgende Wärmenachbehandlung kann entweder die Festigkeit oder die Duktilität gesteigert werden. Die Festigkeits- und Duktilitätswerte der drahtbasierten Aufbauten mittels Laserstrahl erreichen typischerweise Mindestwerte von Gussmaterial, z. T. auch von Schmiedematerial. Bei Festigkeiten weit über den Mindestwerten von Schmiedematerial unterschreitet die Duktilität die Mindestanforderungen an Gussmaterial. Die Ermüdungseigenschaften von geglühtem Material übertreffen die mech. Eigenschaften von Guss- und zum größten Teil auch von Schmiedematerial. Interessanterweise beeinflusst die Größe der säulenförmigen ehemaligen β -Körner die statischen und dynamischen Eigenschaften eher geringfügig. Vielmehr werden diese durch die Größe des lamellaren Gefüges innerhalb der Körner beeinflusst. Die Bruchzähigkeit von geglühtem Material ist mindestens so hoch, wie standardmäßig mit Sauerstoff verunreinigtes Ti-6Al-4V.

Analog zu den drahtbasierten Aufbauten ist bei den pulverbasierten Aufbauten die Festigkeit in Lagerrichtung höher als in Aufbaurichtung. Das lasergestützte Pulverbett- und pulverbasierte Auftragschweißverfahren führt zu Aufbauten mit statischen Festigkeiten, die z. T. weit über den Mindestwerten von Schmiedematerial liegen. Die dynamische Festigkeit von geglühtem Material ist vergleichbar mit Gussmaterial (Pulverbettverfahren) bzw. Schmiedematerial (pulverbasiertes Auftragschweißverfahren). Die erzielten Bruchzähigkeiten sind höchstens so hoch, wie standardmäßig mit Sauerstoff verunreinigtes Ti-6Al-4V. Die Aufbauten aus dem elektronenstrahlgestützten Pulverbettverfahren zeigen häufig eine statische Festigkeit bzw. Duktilität wie Schmiedematerial. Die dynamische Festigkeit ist im heißstatisch gepressten Zustand ebenfalls vergleichbar mit Schmiedematerial. Die Bruchzähigkeit von geglühten Aufbauten ist vergleichbar mit Ti-6Al-4V, das geringe Anteile an interstitiell gelösten Elementen enthält.

Hinsichtlich dieser Ergebnisse und Ergebnissen aus der Literatur, werden die Charakteristika des drahtbasierten Verfahrens diskutiert. Ein Fazit daraus ist unter anderem, dass pulverbasierte Aufbauten für Luft- und Raumfahrtanwendungen heißstatisch gepresst werden sollten. Bei drahtbasierten Aufbauten kann möglicherweise darauf verzichtet werden. Grundsätzlich eignen sich drahtbasierte Verfahren zur Herstellung von Luft- und Raumfahrtbauteilen, jedoch sollten Prozessparameter, Wärmenachbehandlung und Lastrichtung auf die spezielle Anwendung abgestimmt werden. Ein erfolgversprechender Einsatz dieser Technologie wäre z. B. die Herstellung von derzeit gegossenen Bauteilen mit hohen Ermüdungs- oder Bruchzähigkeitsanforderungen. Letztendlich konnten in den Experimenten verbreitete Annahmen im Wesentlichen bestätigt werden: Vorteile der drahtbasierten Technologie liegen in der geringen Kontamination sowie in der geringeren Anzahl und besseren Detektierbarkeit von Fehlstellen, was sich positiv auf die mechanischen Eigenschaften und Reproduzierbarkeit auswirkt. Die Ergebnisse zeigen, dass drahtbasierende Auftragschweißverfahren eine interessante Alternative zur Herstellung von Luft- und Raumfahrtbauteilen sind.