



Lehrstuhl für Umformtechnik

Masterarbeit

Auswirkung von Plattformtemperatur und
unterschiedlichen
Wärmebehandlungskonzepten auf Gefüge
und mechanische Eigenschaften von L-PBF
AlSi10Mg

Kathrin Großberger, BSc

Mai 2022



EIDESSTÄTLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt, und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Ich erkläre, dass ich die Richtlinien des Senats der Montanuniversität Leoben zu "Gute wissenschaftliche Praxis" gelesen, verstanden und befolgt habe.

Weiters erkläre ich, dass die elektronische und gedruckte Version der eingereichten wissenschaftlichen Abschlussarbeit formal und inhaltlich identisch sind.

Datum 07.06.2022

Kathrin Großberger

Unterschrift Verfasser/in
Kathrin Großberger

Danksagung

Mein besonderer Dank gilt dem ehemaligen Leiter des Lehrstuhls für Umformtechnik, Herrn Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Bruno Buchmayr, für die Möglichkeit des Verfassens dieser Masterarbeit und die Betreuung derselben.

Weiters bedanke ich mich herzlichst bei Herrn Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Martin Stockinger der es mir ermöglichte diese Arbeit fertigzustellen.

Ein besonderer Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. Gerhard Panzl für den Druck der AlSi10Mg Proben.

Bei Frau Bettina Brisberger und Frau Anna Köll möchte ich mich für die lustigen Gespräche und die mentale Unterstützung bedanken.

Auch möchte ich mich besonders bei Herrn Ralph Ambrosch für die Fertigung der Proben und bei Herrn Christian Stöckl für die metallographische Unterstützung bedanken.

Meinem Freund Michael Taschauer möchte ich aufs aller herzlichste Danken, für viele konstruktive Gespräche und wertvolle Ratschläge.

Mein herzlicher Dank gilt auch meinen Freunden, sowie meiner Familie, die mich bei allen Tätigkeiten immer unterstützen.

Kurzfassung

Der L-PBF Prozess erfreut sich in den letzten Jahren einer zunehmenden Beliebtheit bzw. einem steigenden Interesse in Wirtschaft und Wissenschaft. AlSi10Mg ist dabei eine häufig verwendete Legierung, da sie großes Leichtbaupotential bietet. Es handelt sich dabei um eine aushärtbare Gusslegierung die konventionell meist in einem T6 bzw. T7 Wärmebehandlungszustand Anwendung findet. Bei der additiven Fertigung unterscheiden sich die Prozessbedingungen wesentlich vom Gießen was großen Einfluss auf die anzuwendenden Wärmebehandlungsstrategien und die erzielbaren mechanischen Eigenschaften hat. In der vorliegenden Arbeit wird der Einfluss von Prozessparametern wie der Bauplattformtemperatur, der AM spezifischen Oberflächenrauheit und unterschiedlichen Wärmebehandlungsrouten auf die mechanischen Eigenschaften untersucht. Dazu werden Zugversuche, Härtemessungen und Gefügeanalysen durchgeführt. Es kann gezeigt werden das eine T6 Wärmebehandlung die herausragenden Eigenschaften von L-PBF verarbeiteten AlSi10Mg herabsetzt. Aufgrund der L-PBF prozessbedingten feinen Gefügestruktur kann die additiv verarbeitete Legierung ein wesentlich höheres Festigkeitsniveau als im konventionell verarbeiteten Zustand erreichen. Mittels Direktauslagern (T5) kann diese Eigenschaft nutzbar gemacht werden. Durch eine erhöhte Bauplattformtemperatur können Eigenspannungen reduziert werden, was jedoch die nachfolgenden Qualitätswärmebehandlungen beeinflusst. Die Arbeit zeigt auch, dass das Vorgehen bei der Probenpräparation einen deutlichen Einfluss auf das Ergebnis von Porositätsmessungen bei unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen haben kann.

Abstract

Additive manufacturing by L-PBF is gaining increasing commercial and scientific interest during the past decade. AlSi10Mg is a frequently used alloy in this field, because of its high lightweight potential. This precipitation hardening alloy is commonly used as cast in combination with a T6 or T7 heat treatment. The process conditions of L-PBF are mainly different to those from casting, which led to alternative heat treatment strategies and raised mechanical properties. The current work shows the influence of process parameters, such as pre-heating temperature, the surface roughness and different heat treatment strategies onto the mechanical properties. The investigations are performed by means of tensile tests, hardness measurements and metallographic analysis of the microstructure. It can be shown that the superior mechanical properties of additively processed AlSi10Mg are just lowered, if a T6 treatment is used. The very fine microstructure, caused by the L-PBF process, offers elevated strength's compared to the as cast conditions. Direct ageing (T5) is a suggested way to make this property useable. Elevated pre-heating temperatures could reduce residual stresses but also influences the final heat-treatment strategy. Finally, it is shown that the preparation methods of the metallographic specimens could have a major impact onto porosity measurements for different heat treatment conditions.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung und Aufgabenstellung	1
2. Übersicht der additiven Technologien	2
3. L-PBF Prozesses	6
3.1 Wichtigste Prozessparameter und deren Einfluss auf die Bauteilqualität	9
4. Eigenschaften der additiv gefertigten AlSi10Mg Bauteile	15
4.1.1 Gefüge	16
4.1.2 Auswirkungen einer erhöhten Plattformtemperatur auf das Gefüge	22
4.1.3 Mechanische Eigenschaften	25
4.1.4 Einfluss einer nachfolgenden Wärmebehandlung auf das Gefüge und Festigkeitseigenschaften	28
5. Versuchsdurchführung	35
5.1 Probenherstellung	35
5.2 Wärmebehandlung	37
5.3 Zugversuche	39
5.4 Schliffpräparation	40
5.5 Härtmessungen	41
5.6 Gefügecharakterisierung	41
5.7 Rauheitsmessung	43
6. Untersuchungsergebnisse und Diskussion	44
6.1 Zugversuche	44
6.1.1 Vergleich der Ausgangszustände ohne Wärmebehandlung	44
6.1.2 Einfluss des Warmauslagerns (T5) auf die Festigkeit der RT ab Proben, sowie der RT Proben	47
6.1.3 Einfluss des Warmauslagerns (T5) auf die Festigkeit der bei 165°C gedruckten Proben	52
6.1.4 Einfluss einer T6 Wärmebehandlung auf die RT ab und RT Proben	55
6.1.5 Vergleich der RT und 165°C Proben nach dem Lösungsglühen und Warmauslagern (T6)	60
6.2 Härtmessungen	64
6.2.1 Vergleich der Härte bei Plattformtemperatur 35°C und 165°C	64
6.2.2 Auswirkung einer T5 Wärmebehandlung auf die Härte	64
6.2.3 Auswirkung einer T6 Wärmebehandlung auf die Härte	65
6.3 Gefügecharakterisierung	67
6.3.1 Gefüge ohne Wärmebehandlung	67
6.3.2 Einfluss einer T5 Wärmebehandlung (warmauslagern) auf das Gefüge	69
6.3.3 Einfluss einer T6 Wärmebehandlung auf das Gefüge	71

6.3.4	Porositätsmessungen.....	74
6.3.5	Vergleich Blattformtemperatur RT mit 165°C, sowie RT LG 550°C	74
6.3.6	Einfluss der unterschiedlichen Poliermethoden.....	76
7.	Diskussion, gewonnene Erkenntnisse	79
	Abkürzungsverzeichnis	82
	Literaturverzeichnis.....	84
	Abbildungsverzeichnis	91
	Tabellenverzeichnis.....	96
	Anhang	97

1. Einleitung und Aufgabenstellung

In den letzten Jahrzehnten haben sich generative Fertigungsverfahren zunehmend etabliert, welches sich in einem enormen Wachstum der Industrie wieder spiegelt. In der Metallindustrie zählt das L-PBF Verfahren zu einem der am meisten eingesetzten additiven Technologien. Aktuell werden Metalllegierungen aus unterschiedlichsten Werkstoffklassen (Al, Ti, Stahl, Ni-Basis, CoCr uvm.) mit diesem Verfahren verarbeitet.

Diese Arbeit behandelt die Legierung AlSi10Mg, die am häufigsten verwendete Aluminiumlegierung im generativen Fertigungsbereich. Aufgrund der geringen Dichte, und dem damit verbundenen geringen Gewicht liegt das Hauptanwendungsgebiet dieser aushärtbaren Gusslegierung vor allem im Leichtbau. Zu den Anwendungsgebieten zählen die Automobilindustrie, sowie Luft- und Raumfahrt Anwendungen. Konventionell verarbeitet (Guss) wird diese Legierung meist in einem T6 bzw. T7 Wärmebehandlungszustand eingesetzt.

Resultierend aus dem lokal begrenzten Energieeintrag durch den Laserstrahl und dem schichtweisen Aufbau und den damit verbundenen hohen Heiz- und Abkühlraten kommt es bei L-PBF zu thermisch induzierten Eigenspannungen, welche sich negativ auf die Maßhaltigkeit des gefertigten Bauteils auswirken können. Durch die Verwendung einer erhöhten Bauplattformtemperatur können die Eigenspannungen reduziert werden, gleichzeitig werden aber auch die erreichbaren Festigkeitseigenschaften beeinflusst. Eine weitere charakteristische Eigenschaft von L-PBF Bauteilen ist die prozessbedingte hohe Oberflächenrauheit.

In der vorliegenden Arbeit wird daher der Einfluss einer erhöhten Bauplattformtemperatur auf das Ansprechen der Legierung auf eine anschließende Wärmebehandlung untersucht. Ziel dieser Arbeit ist es das Zusammenspiel von Druckparametern, Plattformtemperatur, unterschiedlichster Wärmebehandlungsrouten von T5 und T6 Varianten und der Druckoberfläche darzustellen und optimale Prozessführungen aufzuzeigen.

Im Rahmen dieser Arbeit werden daher mit einer EOS M280 Anlage, endkonturnahe (35°C) und spannend bearbeitete AlSi10Mg Zugproben bei 35°C und 165°C Bauplattformtemperatur gefertigt. Im Anschluss werden die Proben einer T5 und T6 Wärmebehandlung mit unterschiedlichen Temperaturen und Haltezeiten unterzogen. Die mechanischen Eigenschaften werden mittels Zugprüfung und Härtemessung charakterisiert und gegenübergestellt. Zudem werden die Proben einer Lichtmikroskopischen Gefügebeurteilung unterzogen.

2. Übersicht der additiven Technologien

Charles W. Hull legte mit seiner Entwicklung, des ersten Stereolithographen, im Jahr 1984 den Grundstein für die neue Technologie des 3-D Drucks, welche sich in den letzten Jahren rasant weiterentwickelt hat [1][2][3]. Neben formativen und subtraktiven Fertigungsverfahren haben sich die additiven Fertigungsverfahren in den letzten Jahrzehnten zunehmend etabliert. Bei den additiven Fertigungsverfahren handelt es sich laut DIN 8580 um Urformverfahren, die Bauteile werden aus einem formlosen Ausgangsstoff (Flüssigkeit, Pulver) oder formneutralen Ausgangsstoff (Filament) hergestellt. Kennzeichnend sind der schichtweise Aufbau und der automatisierte Prozess [4].

Anhand ASTM 52900:2015 werden die additiven Verfahren über ihre Technologie in sieben Klassen eingeteilt. In Binder Jetting (BJ), Directed Energy Deposition (DED), Material Extrusion (ME), Material Jetting (MJ), Powder Bed Fusion (PBF), Sheet Lamination (SL) und Vat Photopolymerisation (VP) [5]. Wie in Abbildung 2.1 ersichtlich, umfasst diese Einteilung Verfahren zur Verarbeitung von Kunststoffen, Metallen und Keramiken.

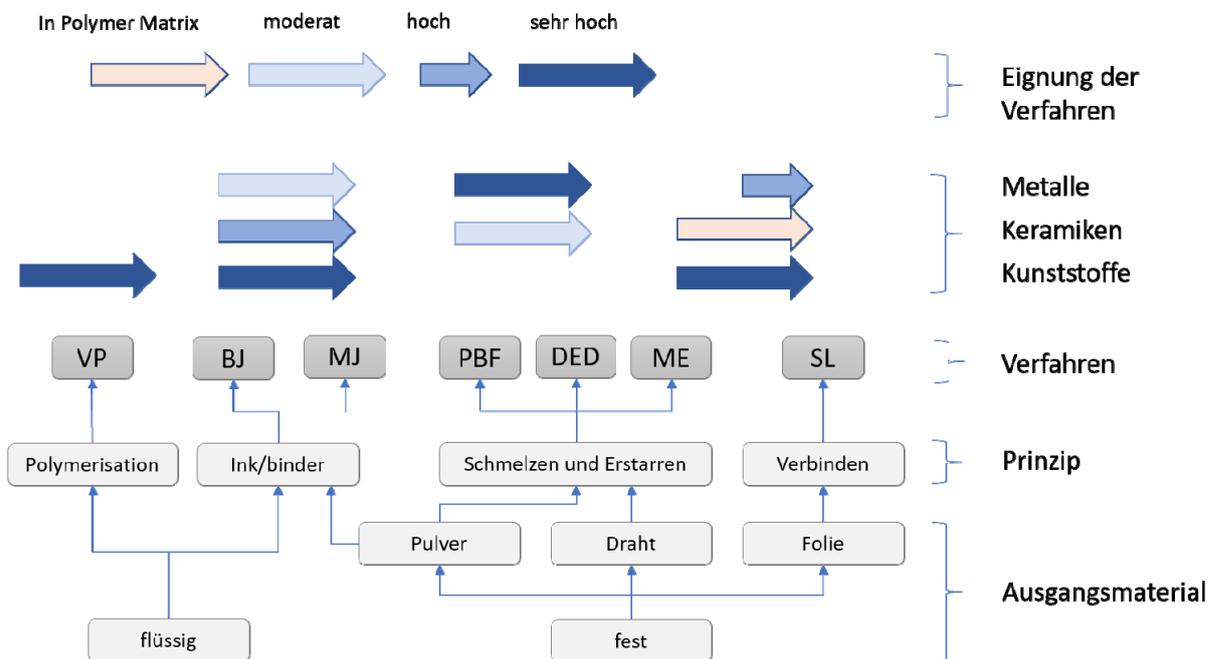


Abbildung 2.1: Einteilung nach der Technologie und Eignung der additiven Verfahren für Kunststoffe, Keramiken und Metalle in Anlehnung an [5]

Zur Verarbeitung von Metallen werden Binder Jetting, Sheet Lamination, Powder Bed Fusion und Direct Energy Deposition eingesetzt.

Unter Binder Jetting versteht man das Verbinden des in Schichten aufgetragenen Pulvermaterials durch Auftragen eines flüssigen Bindemittels. Die gefertigten Teile sind Grünlinge, die durch ein anschließendes Sintern ihre End Eigenschaften erhalten. Bei der

Sheet Lamination erfolgt die Fertigung von Bauteilen durch Verbinden von Folien die anschließend zugeschnitten werden. Zum Verbinden der metallischen Folien wird Laserstrahl-, Ultraschallschweißen und Diffusionsschweißen eingesetzt [6]. Diese zwei Technologien spielen bei Metallen jedoch eine untergeordnete Rolle. Die Haupttechnologien sind Powder Bed Fusion Technologien (Selective Laser Melting, Electron Beam Melting) und Direct Energy Deposition [7][8].

Beim Direct Energy Deposition (DED) Verfahren handelt es sich um ein generatives Verfahren mit lokaler Werkstoffzufuhr. Das Ausgangsmaterial kann als Draht oder Pulver zugeführt werden. Über eine bewegliche Laser-Düseneinheit, welche den Ausgangsstoff und die Energie für den Schmelzvorgang liefert, können Substrukturen oder gesamte Bauteile erzeugt werden [6]. Als Energiequelle für den Aufschmelzvorgang kann sowohl ein Laserstrahl als auch ein Elektronenstrahl dienen. Teilweise werden bei additiven Fertigungsverfahren auch subtraktive Prozessschritte angewendet, diese werden dann als Hybridverfahren bezeichnet. Ein Beispiel für Hybridverfahren ist das Metallpulverauftragsverfahren (MPA) von Hermle. Dabei wird der pulverförmige Ausgangsstoff über Düsen in einen Trägergasstrom (Wasserdampf und sauerstoffreduzierte Druckluft) geleitet und auf Überschallgeschwindigkeit beschleunigt. Beim Auftreffen der Pulverteilchen auf das Substrat/Bauteil führt die freiwerdende kinetische Energie zu einem örtlich begrenzten Schmelzvorgang. So entsteht eine dichte Schicht, welche im Anschluss, durch Fräsen konturiert wird [6].

Der L-PBF Prozess wird im folgenden Kapitel noch genauer beschrieben. Beim EBM Verfahren kommt im Gegensatz zum L-PBF Prozess ein Elektronenstrahl als Energiequelle zum Einsatz, der Herstellprozess findet im Hochvakuum statt. Als Ausgangsmaterial dient ein feinkörniger Pulverwerkstoff wie beim L-PBF, jedoch mit etwas größeren Partikeln [9].

Gegenüber der konventionellen Fertigung von Prototypen, Werkzeugen und Bauteilen bieten generative Verfahren einige Vorteile [5]:

1. Direkte Umsetzung eines Designs zu einem Bauteil.
2. Individuelle Kundenwünsche können problemlos erfüllt werden, da die Fertigung von Werkzeugen entfällt (Kleinserienfertigung).
3. Außerdem bieten sie sehr viel Freiheit im Design, wodurch sich komplett neue Möglichkeiten für Funktionsintegration,
4. sowie Leichtbaukonzepte ergeben (Hohlräume, Gitterstrukturen).
5. Kostenaufwendige Nachbearbeitungsschritte können aufgrund der endkonturnahen Fertigung ganz/teilweise eingespart werden, dies kann zu einer immensen Zeitersparnis in der Fertigung führen.

6. Sie sind meist ressourcenschonend, da überschüssiges Material zum Großteil wiederverwendet werden kann.

Wie bereits erwähnt eignen sich aus wirtschaftlicher Sicht additive Verfahren besonders bei der Fertigung von Kleinserien, sowie bei Bauteilen mit einem gewissen Komplexitätsgrad und individuellen Kundenwünschen wie in Abbildung 2.2 a) graphisch dargestellt. Durch den schichtweisen Aufbau aus dem Herstellprozess wird die Prozessdauer nur mehr durch das Volumen des Bauteils bestimmt, die Komplexität des zu fertigenden Bauteils hat darauf keinen Einfluss mehr. Des Weiteren wie anhand Abbildung 2.2 b) ersichtlich, sind die Stückkosten durch den Wegfall der kostenintensiven Fertigung von Werkzeugen oder Formen von der Losgröße relativ unabhängig [4].

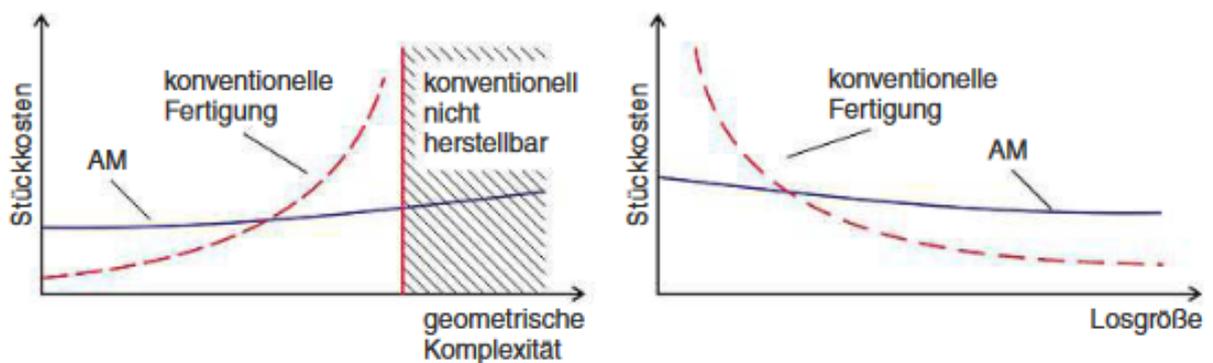


Abbildung 2.2: Vergleich der Stückkosten bei konventioneller und additiver Fertigung als Funktion von Bauteilkomplexität und Losgröße [4][10]

Zum jetzigen Zeitpunkt werden neben Stahl, Nickel-, Kupfer und Titanlegierungen hauptsächlich Aluminiumgusslegierungen im generativen Bereich bei Metallen verarbeitet [11].

Das große Interesse an der additiven Fertigung in den letzten Jahren zeigt sich auch am enormen Wachstum der Industrie wie in Abbildung 2.3 ersichtlich, welches im Jahr 2020 durch die COVID-19 Pandemie gebremst wurde.

Laut dem Wohlers Report 2021 wurde ein Wachstum der Branche um 7,5% bei einem Wert von 12,8 Milliarden USD im Jahr 2020 verzeichnet. Die 10 Jahre davor wurde eine jährliche Wachstumsrate von 27,4% festgestellt. Bei den etablierten Anlagenherstellern zeigten sich sinkende Verkaufszahlen aufgrund der Pandemie. Am Dienstleistungssektor wurde ein Wachstum von 7,1% erreicht, was Einnahmen im Bereich 5,3 Milliarden USD entspricht wie aus in Abbildung 2.4 dargestellt [13].

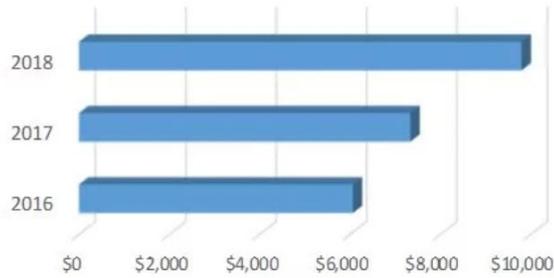


Abbildung 2.3: Industrielles Wachstum der AM Industrie in Millionen US-Dollar (Wohlers Report 2019) [12]

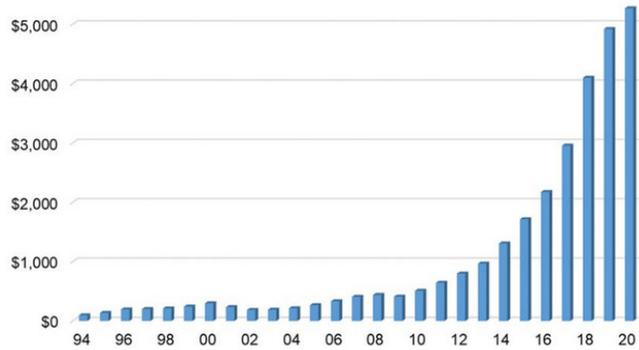


Abbildung 2.4: Produktion von AM Bauteilen von unabhängigen Dienstleistern in Millionen USD (Wohlers Report 2021) [13]

Die Abbildung 2.5-2.8 zeigen einige Anwendungsbeispiele der additiven Technologien. Man sieht das die Anwendungsbereiche breit gefächert sind, und sich diese von Technik, über Medizin bis hin zur Schmuckindustrie erstrecken.

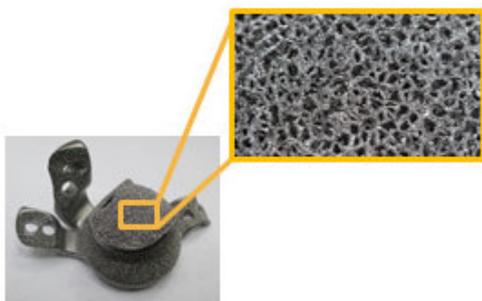


Abbildung 2.5: Implantatkomponente mit poröser Struktur aus TiAl6V4 [14]



Abbildung 2.6: Additiv gefertigte Armatur [15]



Abbildung 2.7: Schmuckstücke aus dem 3D-Druck [16]

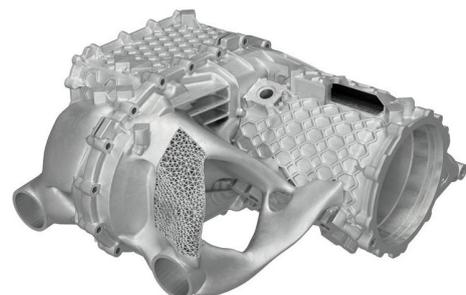


Abbildung 2.8: E-Antrieb-Gehäuse Porsche [17]

3. L-PBF Prozesses

Der L-PBF Prozess zählt zu den pulverbettbasierten Verfahren, als Ausgangsstoff wird ein feinkörniges Metallpulver verwendet, welches mit einem Laser selektiv aufgeschmolzen wird. In der nachfolgenden Tabelle 3.1 ist eine kleine Auswahl der derzeit am Markt befindlichen Maschinenhersteller, sowie erhältliche Anlagen angeführt. Wie der Tabelle zu entnehmen, bezeichnet jeder Hersteller den Prozess anders, das Grundprinzip ist jedoch ident. Mit dem L-PBF Prozess ist es möglich komplexe Bauteile auf Basis 3D-CAD Daten herzustellen. Die maximale Größe der zu fertigenden Bauteile ist durch das Bauvolumen der jeweiligen Anlage beschränkt. Mittlerweile sind auch schon wie aus der Tabelle 3.1 zu entnehmen Anlagen mit mehreren Lasern erhältlich, was zu einer Zeitersparnis bei der Bauteilfertigung führt.

Tabelle 3.1: Spezifikationen der Anlagen der drei wichtigsten Anlagenhersteller [11][18][19]

Hersteller	Anlage	Prozess	Bauvolumen [mm]	Scangeschwindigkeit [m/s]	Fokusdurchmesser [μm]	Laser
EOS	M290	DMLS	250 x 250 x 325	bis zu 7,0	100	Yb-Faserlaser; 400 W
	M400		400 x 400 x 400	bis zu 7,0	ca. 90	Yb-Faserlaser; 1.000 W
	M400-4		400 x 400 x 400	bis zu 7,0	ca. 100	Yb-Faserlaser; 4 x 400 W
SLM solutions	SLM280	SLM	280 x 280 x 365	10	80 - 115	IPG Faserlaser; 1x 400 W oder 1x 700 W IPG Faserlaser; 2x 400 W oder 2x 700 W
	SLM500		500 x 280 x 365	10	80 - 115	IPG Faserlaser; 1x 700 W und 1x 1000 W IPG Faserlaser; 2x 400 W oder 2x 700 W
	SLM800		500 x 280 x 850	10	80 - 115	IPG Faserlaser; 4x 400 W oder 4x 700 W
	NXG XII 600		600 x 600 x 600		80 - 160	IPG Faserlaser; 4x 700 W 12 Laser mit 1000 W
Concept Laser	M2 Series 5	DMLM	245 x 245 x 350	max. 4.5	70 - 500	Faserlaser 2 x 400 W (cw), optional 1 x 400 W (cw)
	X Line 2000R		800 x 400 x 500	7	ca. 100 - 500	2 Faserlaser; je 1,000 W (cw)

Die Prozesskette zur Herstellung eines Bauteils ist in Abbildung 3.1 schematisch dargestellt.



Abbildung 3.1: Prozesskette L-PBF [20]

Zu Beginn des Fertigungsprozesses sollte die Materialauswahl entsprechend den Anforderungen an das Bauteil erfolgen.

Typische derzeit beim L-PBF Prozess eingesetzte und erhältliche Pulverwerkstoffe im Metallbereich sind

- Cobalt-Chrom Legierungen,
- reines Kupfer und Kupferlegierungen (CuCrZr),
- Nickellegierungen (IN625, IN718, IN939),
- Titanlegierungen (Ti6Al4V),

- Edelstahl (316L, 17-4PH, PH1 (15-5)),
- Einsatzstahl (20MnCr5, E185),
- Maraging Stahl (18Ni300) und
- Aluminiumlegierungen (AlSi10Mg, AlSi7Mg) [10].

Erster Schritt des Herstellprozesses, wie aus Abbildung 3.1 ersichtlich, ist die Erstellung eines digitalen 3D-Modells des zu fertigenden Bauteils. Diese Geometrie wird dann in ein STL-Datenformat (Standard Tessellation Language) transferiert, wobei die Oberfläche durch Triangulation nachgebildet wird. Im nachfolgenden Schritt, dem sogenannten „Slice“ Vorgang wird die Geometrie entsprechend der gewählten Schichtdicke, in einzelnen Schichten im SLC-Format abgelegt [21]. Übliche Schichtdicken liegen im Bereich von 20-60µm [22]. Weiters erfolgt die Erstellung einer Stützkonstruktion, wenn diese erforderlich sein sollte, sowie das digitale Positionieren des Bauteils auf der Substratplatte. Stützkonstruktionen werden benötigt, wenn die Bauteile Überhänge aufweisen und Bauteilbereiche ins lose Pulver gebaut werden damit diese während des Bauprozesses formstabil bleiben. Danach werden die für den Bauprozess benötigten Anlagenparameter festgelegt. Diese Vorgänge bilden die Basis für einen erfolgreichen Bauprozess. Dieser wird anschließend in der unter Schutzgasatmosphäre (Argon, Stickstoff) stehenden Prozesskammer gestartet [21].

Der grundlegende Aufbau einer L-PBF Prozesskammer ist in Abbildung 3.2 ersichtlich. Die Prozesskammer beinhaltet die Bauplatzform, eine Dosiereinheit mit dem Metallpulver, einen Überlaufschacht in welchem sich das überschüssige Pulver aus dem Bauprozess sammelt, dem Beschichter und das Lasersystem.

Wie am Beginn bereits erwähnt handelt es sich beim Ausgangsmaterial um feinkörniges Metallpulver, welches in der geschlossenen Prozesskammer schichtweise auf eine Bauplatzform oder einen Basiskörper aufgetragen wird und mittels Laser selektiv entsprechend der Bauteilgeometrie aufgeschmolzen wird. Im Anschluss wird die Bauplatzform entsprechend der gewählten Schichtdicke abgesenkt und eine neue Pulverschicht aufgetragen. Diese weitere Schicht wird wieder mittels Laser aufgeschmolzen und mit der darunterliegenden Schicht verbunden [23]. Das Grundprinzip des Prozesses, der schichtweise Aufbau und das Wechselspiel zwischen Laser und Pulver sind in Abbildung 3.3 schematisch dargestellt.

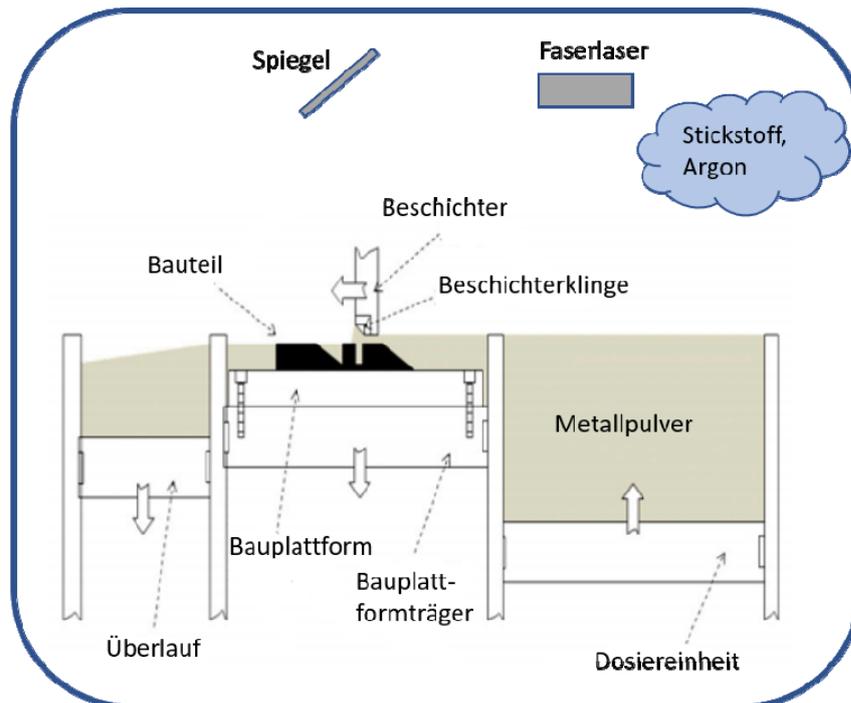


Abbildung 3.2: Prinzipieller Aufbau einer Prozesskammer etwas erweitert nach [22]

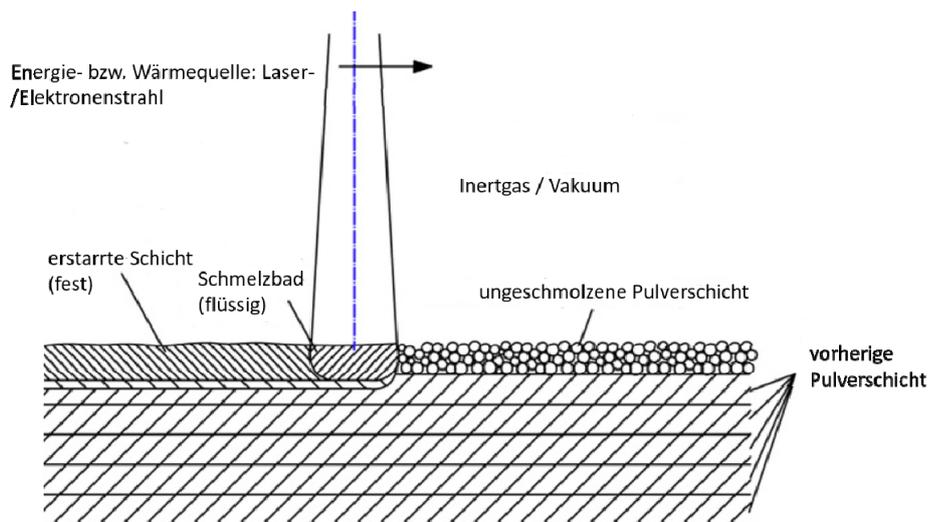


Abbildung 3.3: Grundprinzip der PBF Verfahren [24]

Die Strahlableitung erfolgt über einen wie in Abbildung 3.2 dargestellten schwenkbaren Spiegel. Je nach Bauteilgröße und gewählten Parametern dauert der Prozess unterschiedlich lange, das überschüssige Pulver wird nach Ende des Bauprozesses abgesaugt [21].

Die Bauplattform mit dem Bauteil wird aus der Prozesskammer entnommen. Um die Eigenspannungen aus dem Bauprozess, zu reduzieren werden die Bauteile manchmal mit samt der Bauplattform im Ofen einer Wärmebehandlung unterzogen. Im Anschluss erfolgt das Trennen von der Bauplattform und eventuelle weitere Nachbehandlungsschritte [20].

3.1 Wichtigste Prozessparameter und deren Einfluss auf die Bauteilqualität

Wie aus dem folgenden Ishikawa Diagramm in Abbildung 3.4 ersichtlich, werden die Zeit und Kosten zur Bauteilerstellung, sowie die Qualität des Bauteils von einer Vielzahl an Einflussgrößen bestimmt. Der rot angezeichnete Bereich markiert das Themengebiet, welches in dieser Arbeit behandelt wird.

Auf das Hauptthemengebiet dieser Arbeit wird in den folgenden Kapiteln noch näher eingegangen. In diesem Kapitel wird lediglich ein kurzer Überblick über die Pulvereigenschaften bzw. die wichtigsten Prozessparameter gegeben.

Um möglichst gute mechanische Eigenschaften zu erzielen, sollten die Bauteile eine entsprechend hohe Dichte ($> 99,5\%$) aufweisen. Damit möglichst fehlerfreie Teile produziert werden können, müssen je nach verwendetem Pulverwerkstoff, entsprechende Prozessparameter gewählt werden.

Die verwendeten Pulverwerkstoffe und ihre Eigenschaften haben einen maßgeblichen Einfluss auf die finale Bauteilqualität, wie dem Ishikawa-Diagramm in Abbildung 3.4 zu entnehmen ist. Neben der chemischen Zusammensetzung, hat auch die Pulverpartikelform bzw. die Partikelgröße und Größenverteilung einen entscheidenden Einfluss auf die Homogenität der aufgetragenen Schicht und auf den Bauprozess. Es werden sphärische Pulver mit einer hohen Fließfähigkeit bevorzugt, um eine gleichmäßige Pulverschicht auftragen zu können [26][27]. Um eine möglichst hohe Packungsdichte im Pulverbett zu erreichen, muss ein gewisser Feinanteil an Pulverpartikeln vorhanden sein [28]. Laut Liu et al. [27] verhalten sich Pulver mit unterschiedlicher Partikelgrößenverteilung während des Prozesses anders. Pulver mit einer weiteren Partikelgrößenverteilung führen zu einer hohen Dichte im Pulverbett, eine engere Verteilung sorgt hingegen für eine gute Fließfähigkeit. Die im L-PBF Prozess verwendeten Kornfraktionen liegen bei ca. $15\text{-}45\mu\text{m}$ [21].

Ein weiterer wichtiger Punkt bei der Herstellung von qualitativ hochwertigen Bauteilen, ist das Absorptions- und Reflexionsverhalten des verwendeten Pulvermaterials bei Auftreffen von Laserstrahlung und die Wärmeleitfähigkeit. Wie der nachfolgenden Tabelle 3.2 zu entnehmen, ist das Reflexionsverhalten, sowie die Wärmeleitfähigkeit für verschiedene Werkstoffe unterschiedlich. Daher werden für unterschiedliche Materialien bzw. Legierungen unterschiedliche Laserleistungen verwendet [29].

Tabelle 3.2: Vergleich von Wärmeleitfähigkeit und Reflektivität unterschiedlicher Werkstoffe nach [29]

Werkstoff	Wärmeleitfähigkeit [W/(mK)]	Reflektivität [%]
Ti64	6,7 [30]	53-59 [31]
Edelstahl 316	21,4 [32]	60 [33]
Al6061	172 [32]	91[34]
AlSi10Mg	146 [32]	91[34]

Bei L-PBF Anlagen werden meist Faserlaser (Nd:YAG-Faser-Laser mit einer Wellenlänge von 1,064 μm oder Yb: YAG -Faser- Laser mit einer Wellenlänge von 1,030 μm) verwendet [6]. In Abbildung 3.5 sind die Absorptionskurven in Abhängigkeit der Strahlungswellenlänge von technischen Oberflächen dargestellt. Wie daraus abzulesen, reflektieren Aluminium und Kupfer deutlich mehr als Stahl. Das heißt nur ein kleiner Teil der auftreffenden Strahlung, abhängig von der Wellenlänge wird absorbiert und in Wärme umgewandelt [35].

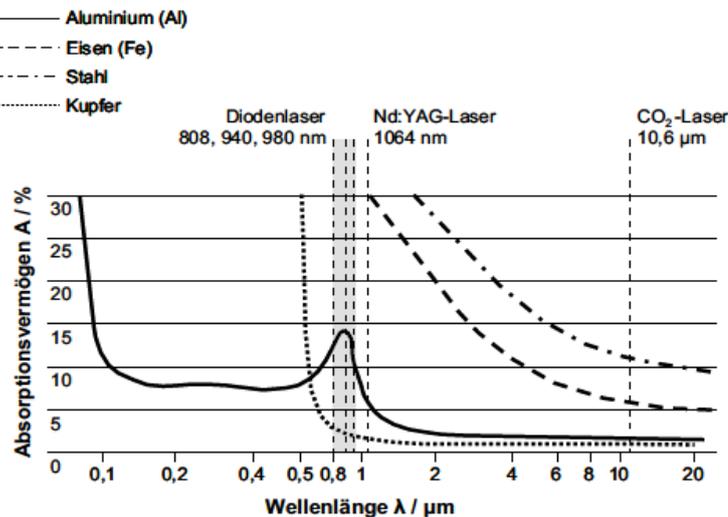


Abbildung 3.5: Absorptionskurven in Abhängigkeit der Strahlungswellenlänge [35][36]

Im Vergleich zur glatten Oberfläche eines homogenen Festkörpers, haben pulverförmige Werkstoffe, bei denen die Partikel regellos angeordnet sind, ein höheres Absorptionsvermögen. An der Oberfläche der Partikel wird je nach Reflexionswinkel ein gewisser Anteil der auftreffenden Laserstrahlung reflektiert oder in tiefere Schichten Aufgrund von Mehrfachreflexionen weitergeleitet [37].

Grundsätzlich bieten die Anlagenhersteller für die von ihnen zur Verfügung gestellten Pulver, vorgefertigte Parametersätze an. Im Folgenden werden trotzdem die wichtigsten Prozessparameter kurz beschrieben. Diese sind Abbildung 3.6 dargestellt, sie zählen zu den entscheidenden um den L-PBF Prozess zu optimieren und eine hohe Bauteilqualität bzw. gute mechanische Eigenschaften zu erreichen. Dazu zählen die Laserleistung P_L , die Schichtdicke D_s , die Scangeschwindigkeit v_s sowie der Spurabstand Δy_s [38].

Zum Aufschmelzen der einzelnen Schmelzbahnen bzw. Pulverschichten, muss je nach verwendetem Pulverwerkstoff ein entsprechender Anteil an Energie zugeführt werden. Die Prozessparameter werden daher in Form der volumetrischen Energiedichte E_V mit der Einheit $[\text{kJ}/\text{mm}^3]$ zusammengefasst, diese gibt den Energieeintrag in das Volumen an [39].

$$E_V = \frac{P_L}{D_S \times v_S \times d_{SS}} \quad (3.1)$$

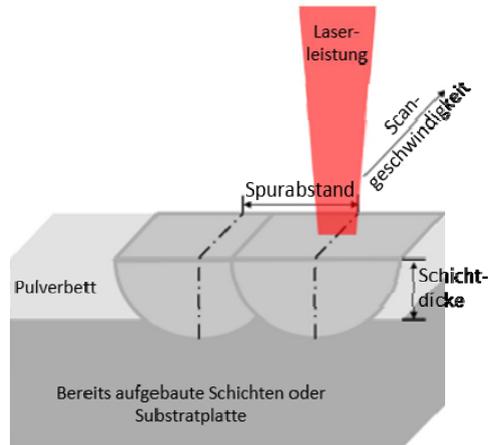


Abbildung 3.6: L-PBF Prozessparameter [38]

Dieser Ansatz über die Energie wird genutzt, um den L-PBF Prozess an unterschiedlichen Werkstoffen zu analysieren und die optimalen Prozessparameter/Parameterkombinationen zu finden. In Form von Prozessdiagrammen, wie schematisch in Abbildung 3.7 dargestellt, können je nach Werkstoff Arbeitsbereiche festgelegt werden.

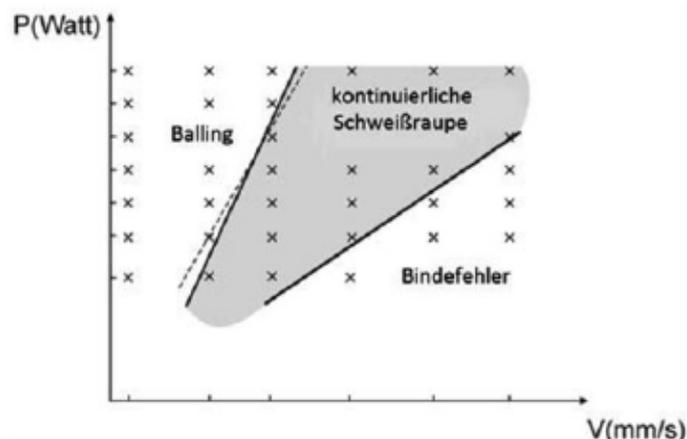


Abbildung 3.7: Prozessfenster für das selektive Laserschmelzen [40]

Wie aus dem Prozessdiagramm ersichtlich ist, tritt bei zu hoher Laserleistung sogenanntes „Balling“ (=Schmelztropfenbildung) ein, bei einer zu hohen Scangeschwindigkeit ist ein vollständiges Aufschmelzen der Schmelzspur nicht mehr möglich, dies führt zu vermehrten Bindefehlern [40].

Neben Bindefehlern können auch Schlüssellochporosität [41] und Gasporosität auftreten wie in Abbildung 3.8 dargestellt. Gasporen weisen eine sphärische Form auf. Sie sind auf adsorbierte Gase, aber auch Feuchtigkeit in den verwendeten Pulverwerkstoffen zurückzuführen [42].

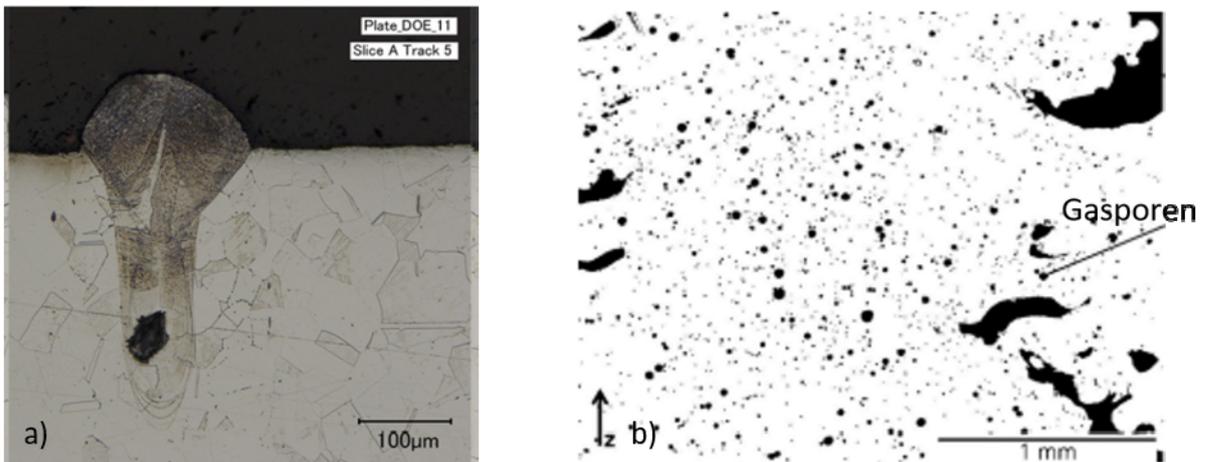


Abbildung 3.8 a) Schlüssellochporosität bei 316L [41] b) Gasporen bei AISi10Mg [42]

Das Absenken der Bauplattform, bestimmt die Schichtdicke D_s . Eine hohe Schichtdicke mit einem großen Durchmesser des Laserstrahls, führt zu einer hohen Aufbaurrate, senkt aber die Oberflächenqualität des Bauteils [43].

Der Grad der Überlappung der Schmelzbahnen wird durch den Spurbstand Δy_s (hatch-Distance), sowie den Laserstrahldurchmesser bestimmt [43]. Wie aus der nachfolgendengenden Abbildung 3.9 ersichtlich, nimmt mit zunehmenden Spurbstand bei sonst identen Parametern die Porosität zu.

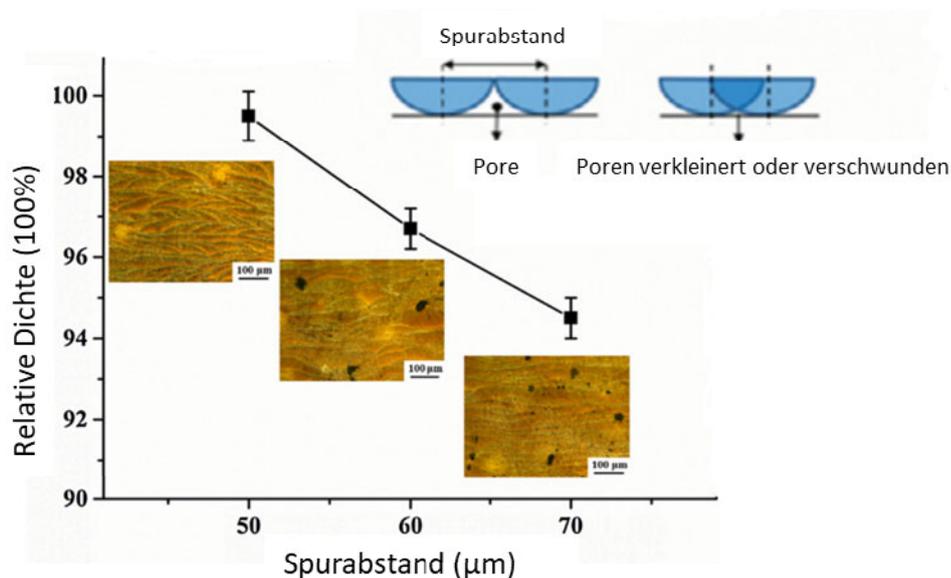


Abbildung 3.9: Einfluss des Spurbandes auf die Dichte von AISi10Mg [44]

Durch einen zu großen Spurbestand bilden sich Hohlräume zwischen den einzelnen Schmelzspuren, welche durch den weiteren Schmelzprozess nicht mehr vollständig gefüllt werden können bzw. das Pulver wird nicht mehr vollständig aufgeschmolzen, was einen Anstieg der Porosität zur Folge hat [29][44]. Ein Überlappen der Schmelzbahnen bis zu einem gewissen Prozentsatz ist somit notwendig, um möglichst porenarme Bauteile herzustellen.

Wie aus der nachfolgenden Grafik ersichtlich nimmt die Tiefe und Breite der Schmelzspur mit zunehmender Laserleistung zu, und mit steigender Scangeschwindigkeit ab. Es zeigt sich auch das bei niedrigerer Leistung, langsamere Scangeschwindigkeiten zu einer höheren Dichte führen [44].

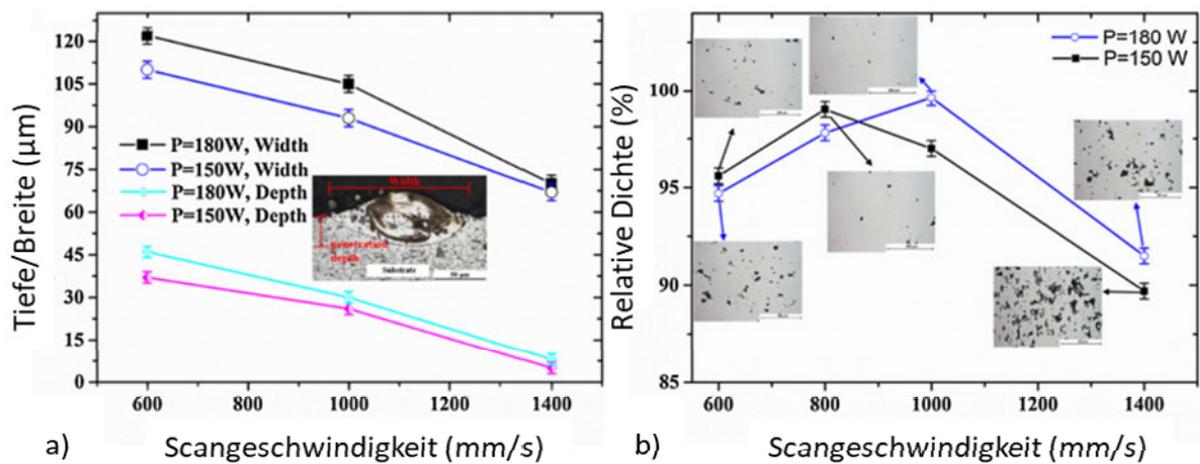


Abbildung 3.10: a) Einfluss von Laserleistung und Scangeschwindigkeit auf die Größe des Schmelzbades, sowie b) Einfluss auf die Porosität [44]

Neben den bisher beschriebenen Parametern hat auch die gewählte Scanstrategie, ersichtlich in Abbildung 3.11, das geometrische Muster mit welchem der Laser die entsprechenden Bereiche aufschmilzt, Auswirkungen auf die Bauteilqualität. Diese kann neben einer erhöhten Bauplattformtemperatur, zur Reduktion der aus dem Bauprozess resultierenden thermischen Eigenspannungen führen [45].

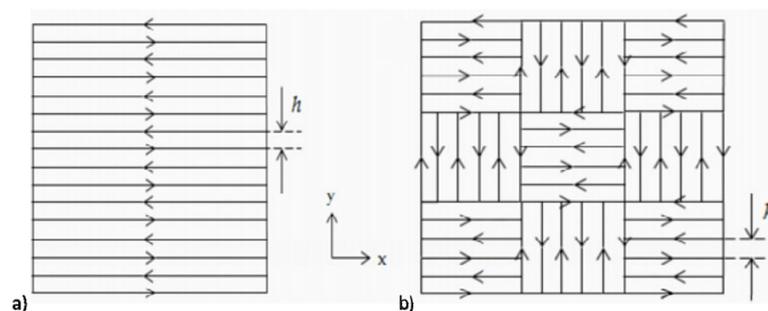


Abbildung 3.11: Typische Scanstrategien a) „Parallel scan line method“ und b) „chessboard“ or „island scanning strategy“ [22]

4. Eigenschaften der additiv gefertigten AlSi10Mg Bauteile

Die Legierung AlSi10Mg zählt zu den aushärtbaren Gusslegierungen, genauer gesagt handelt es sich um eine hypoeutektische Gusslegierung mit einem Siliziumgehalt kleiner 11% [46][47].

Wie dem binären Phasendiagramm von Aluminium und Silizium zu entnehmen ist, liegt der eutektische Punkt bei 12,6% Silizium und bei einer Temperatur von 577°C (siehe Abbildung 4.1). Die maximale Löslichkeit von Silizium im α -Mischkristall beträgt 1,65% und nimmt mit fallender Temperatur ab [46].

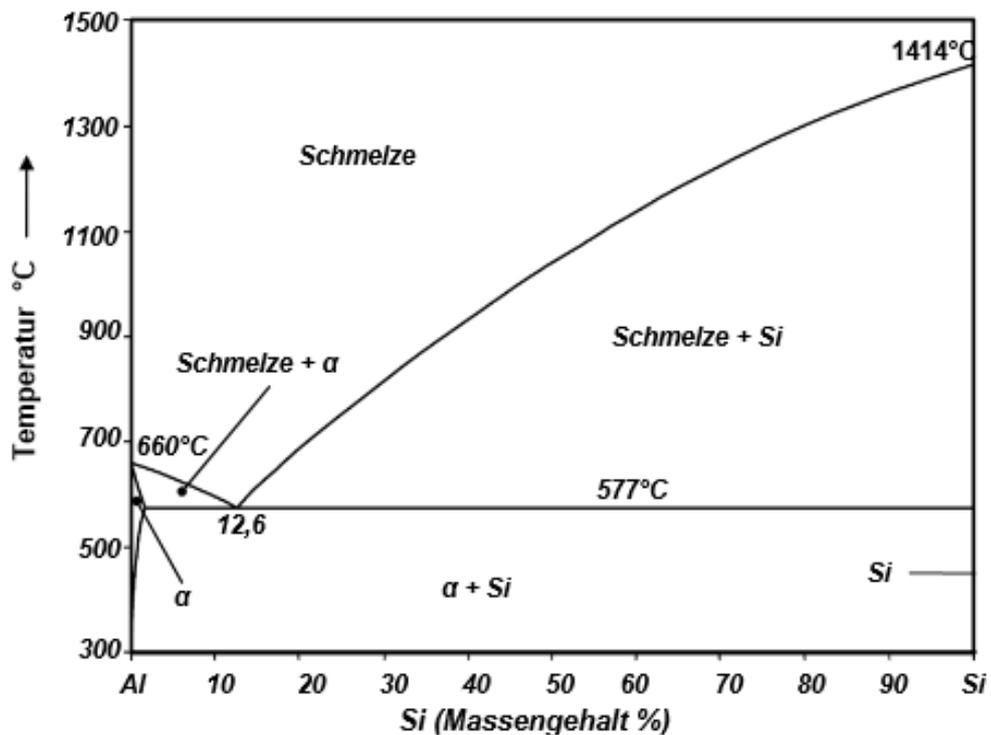


Abbildung 4.1: Binäres Zustandsdiagramm Al-Si [46]

Wichtigstes Legierungselement dieser Legierungsgruppe ist Silizium, die Zugabe wirkt sich positiv auf das Formfüllungsvermögen beim Gießen aus, da es für ein gutes Fließvermögen sorgt. Außerdem zeichnen sich Legierungen mit Siliziumgehalten von 5-12% durch eine geringe Schwindung beim Erstarren aus, ihre Neigung zu Warmrissen ist damit gering. Des Weiteren kommt es zu Mischkristallhärtung. Durch die Zugabe von Magnesium bildet sich in Kombination mit Silizium die intermetallische Phase Mg_2Si , welche die Grundlage für die Aushärtbarkeit dieser Legierungsgruppe bildet [47].

4.1.1 Gefüge

In welcher Form bzw. Morphologie ein Gefüge erstarrt hängt vom thermischen Gradienten G im Schmelzbad, sowie der Wachstumsrate R ab. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 4.2 dargestellt. Wie dem Diagramm zu entnehmen kann die Gefügemorphologie planar, zellulär, gleichgerichtet dendritisch oder gleichachsiger dendritisch sein und wird durch das Verhältnis von G/R bestimmt. Die Wachstumsrate gibt die Geschwindigkeit an mit welcher sich die Erstarrungsfront (S/L) durch die Schmelze bewegt. Die Abkühlrate ($T = G \times R$) des Systems ist hingegen das Produkt aus dem Gradienten und der Wachstumsrate. Je höher die Abkühlrate, umso feiner ist die entstehende Mikrostruktur [48].

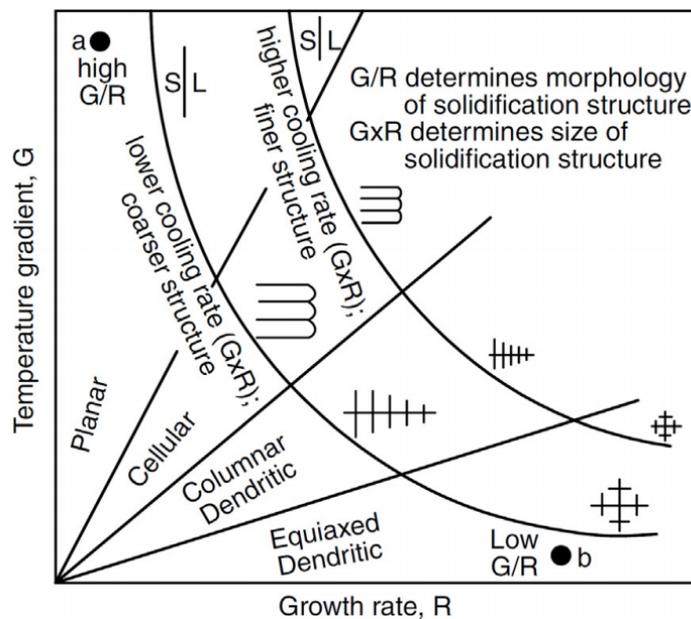


Abbildung 4.2: Einfluss des Temperaturgradienten G und der Wachstumsrate R auf die Mikrostruktur [48]

Das im L-PBF Verfahren entstehende Metallgefüge wird vorrangig durch die Vorgehensweise beim Aufschmelzen des Metallpulvers bestimmt. Jede einzelne Schmelzschicht wird durch viele kleine Schmelzbahnen aufgebaut. Diese Schmelzbahnen werden direkt auf das darunterliegende bereits aufgebaute Material aufgebracht. Der Feststoff weist eine deutlich höhere Wärmeleitfähigkeit als das umgebende Metallpulver auf und wirkt daher als Wärmesenke, die dem Schmelzbad sehr rasch Wärme entzieht.

Damit werden Kühlraten bis zu 10^6 K/s [49] erreicht, welche in Folge, zu der für den L-PBF Prozess charakteristischen feinen Mikrostruktur führen.

Ein typisches L-PBF Gefüge von AlSi10Mg (Girelli et al. [50]) ist in Abbildung 4.3 a) ersichtlich. Darin sind die auf den Herstellprozess zurückzuführenden halbkreisförmigen Schmelzspuren in den einzelnen Schichten in Aufbaurichtung, sowie die feine Mikrostruktur

erkenntlich. Dem gegenüber ist Abbildung 4.3 b) eine mit Kokillenguss hergestellte AlSi10Mg Mikrostruktur dargestellt, welche ein deutlich gröberes Erscheinungsbild aufweist.

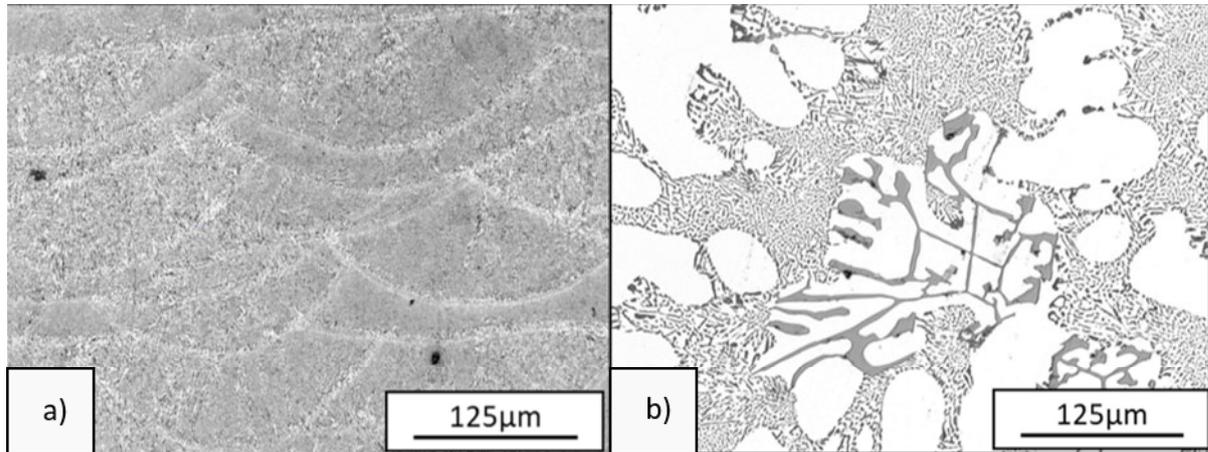


Abbildung 4.3: Mikrostruktur von mittels a) L-PBF und b) Kokillenguss hergestelltem AlSi10Mg: α -Al-Dendriten (weiß) und eutektischer Phase (α +Si) (grau), sowie Eisenreichen intermetallischen Phasen [50]

Entsprechend den vorhin erwähnten hohen Abkühlraten entsteht durch den L-PBF Prozess eine zellulär-dendritische Mikrostruktur, welche sich aus α -Al und eutektischen α -Al+Si zusammensetzt [23][51][52][53]. Beim Erstarrungsvorgang scheiden sich zuerst gemäß dem Phasendiagramm in Abbildung 4.1 α -Al Mischkristall Dendriten (Schmelze \rightarrow Schmelze+ α) aus, die interdendritische Restschmelze erstarrt im Anschluss eutektisch (Schmelze \rightarrow α +Si) und bildet das zelluläre Netzwerk [23]. Laut Lam et al. [53] beträgt die durchschnittliche Größe der Al-Zellen etwa 500-1000nm.

Bei der bisher beschriebenen zellulären Struktur handelt es sich um eine Substruktur. Wie anhand von Abbildung 4.4 a) ersichtlich, setzt sich das Gefüge aus columnaren und equiaxialen [49][54] Körnern zusammen, welche aus der bereits beschriebenen zellulären Struktur bestehen, wie in b) und c) dargestellt. Die Subzellen weisen in einem Korn die gleiche Orientierung auf [55][56]. In der nachfolgenden Tabelle 4.1 sind noch einige aus der Literatur zusammengefasten Zell- und Korngrößen angegeben.

Des Weiteren zeigt sich eine $\{001\}$ Textur in Aufbauichtung welche auf die bevorzugte Wachstumsrichtung $\langle 001 \rangle$ von α -Al zurückzuführen ist [56][57]. Durch Änderung der Scanstrategie kann laut Thijs et al. [52] die Textur abgeschwächt werden.

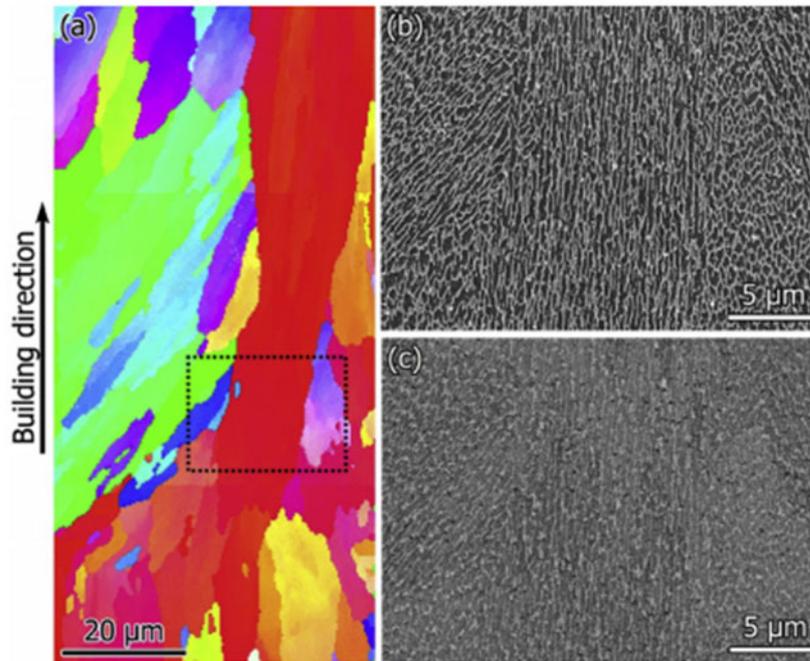


Abbildung 4.4: REM Aufnahmen von AlSi10Mg a) EBSD Aufnahmen und zelluläre Substruktur mit b) Sekundärelektronenkontrast und c) Rückstreuелеktronenkontrast [55]

Tabelle 4.1: Zell und Korngrößen

Quelle	Anlage	P [W]	d [µm]	V [mm/s]	Δy_s [µm]	D [µm]	Zellgröße [nm]	Korngröße [µm]
[56]	EOS M280	380	-	-	100	30	500	7,6
[57]	EOS M280	400	-	1300	190	30	500 <2µm-4µm	-
[58]	Concept Laser M2 Cusing	175	60	1025	97,5	30	350	2,7
[59]	SLM 250HL	350	80	1170	240	50	500	10
[60]	SLM 280HL	350	-	500	170	50	<1µm	-
[54]	SLM 250HL	350	-	920	-	-	1-3µm Länge 0,5µm Breite	50-100 (Länge) 5-20 (Breite)

Durch die hohen Kühlraten aus dem Bauprozess ist der α -Al Mischkristall stark an Legierungselementen übersättigt [61].

Die Prozessparameter haben einen entscheidenden Einfluss auf die während des Prozesses erreichbare Unterkühlung/Abkühlrate und auf die daraus resultierende Mikrostruktur und den Ausscheidungszustand. Heyr et al. [62] zeigt mit seinen Parameterstudien, dass durch eine Erhöhung der Scangeschwindigkeit, bei sonst konstanten Parametern die Zellgröße abnimmt. Liu et al. [49] kann durch Variation der Laserleistung zeigen, dass die Korngröße bei niedriger Laserleistung kleiner ist als bei hoher. Pei et al. [44] stellt fest das mit steigender Laserleistung oder niedrigerer Scangeschwindigkeit der Siliziumgehalt an den Zellgrenzen zunimmt bzw. im übersättigtem α -Al abnimmt. Die Größe des Bauteils hat ebenfalls einen Einfluss auf die entstehende Struktur. Bei dünnen Proben/ Wänden kommt

es wegen der verringerten Kühlrate zur vermehrten Ausscheidung von Silizium in den α -Al Zellen [63] wie in Abbildung 4.5 dargestellt.

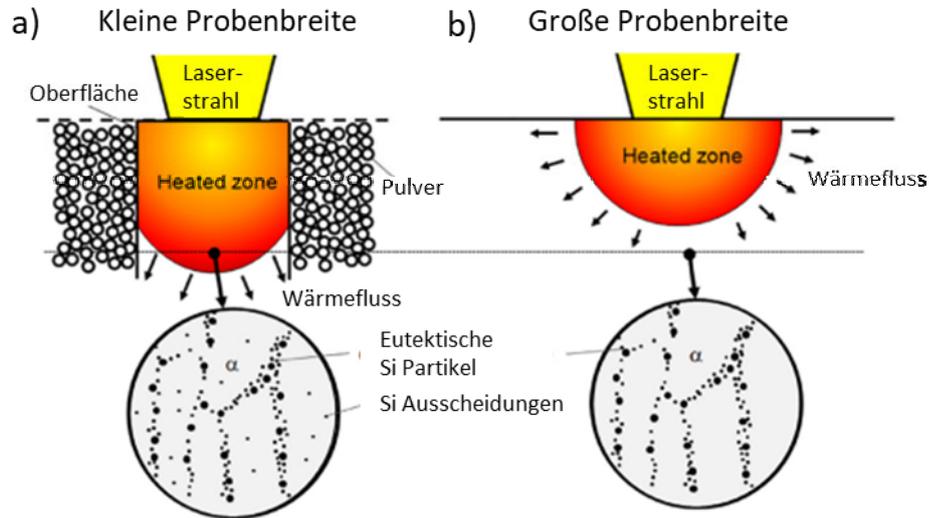


Abbildung 4.5: Änderung der Gefügestruktur mit der Wandstärke a) schmale Probe und b) breite Probe [63]

Zhou et al. [57] stellt vermehrte Ausscheidungen von Silizium, Magnesium, Eisen und π - $\text{Al}_8\text{Si}_6\text{Mg}_3\text{Fe}$ Phasen an den Zellgrenzen und Korngrenzen, sowie feine nadelförmige Siliziumausscheidungen (semikohärent) innerhalb der Zellen fest. Li [61] und Lam et al. [53] hingegen detektieren Mg_2Si Ausscheidungen im gedruckten Zustand. Li et al. berichtet zusätzlich, gleich wie Zhou, von kleinen Nanometer großen Siliziumpartikel in der Matrix, welche zur Festigkeitssteigerung beitragen.

Abbildung 4.6 zeigt die vorhin beschriebene zellulär-dendritische Mikrostruktur im Detail. Bei den dunklen Bereichen handelt es sich um primäres α -Al welches von dem eutektischen α -Al+Si Netzwerk (hellen Bereichen) umschlossen wird. Am Rand der Schmelzspuren zeigt sich sowohl in Aufbaurichtung als auch quer zur Aufbaurichtung eine Vergrößerung der Struktur. Diese Vergrößerung der Zellen an den Schmelzbadgrenzen wird in Abbildung 4.7 noch genauer hervorgehoben.

Durch die Vergrößerung am Rand der Schmelzbahnen, lässt sich das Gefüge einer Schmelzbahn in 3 Zonen unterteilen [49][52][61][64]. Die drei Zonen wie in Abbildung 4.7 ersichtlich, werden als feine Zone (Schmelzbad), grobe Zone (Schmelzbadgrenze) sowie Wärmeeinflusszone bezeichnet.

Die feine Zone hat den größten Anteil in der Schmelzspur, aufgrund des radialen Wärmeabflusses (ersichtlich in Abbildung 4.5) wachsen die Dendriten in Aufbaurichtung von außen nach innen [49][52][64].

Die groben Zonen befinden sich am Rand des Schmelzbades, wo es zur Überlappung von benachbarten Schmelzspuren kommt, hier zeigt sich keine bestimmte Wachstumsrichtung [64].

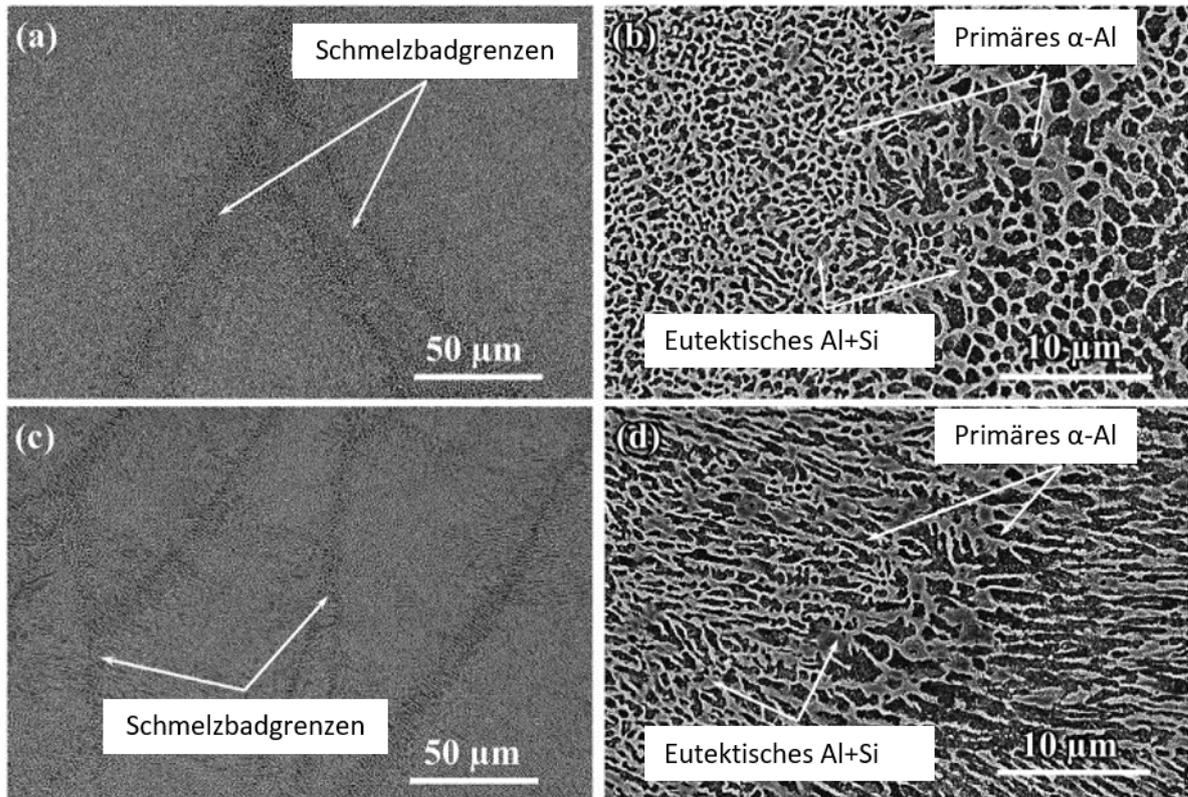


Abbildung 4.6: REM Aufnahmen SLM AlSi10Mg (a,b) quer zu Baurichtung und (c, d) in Baurichtung [61]

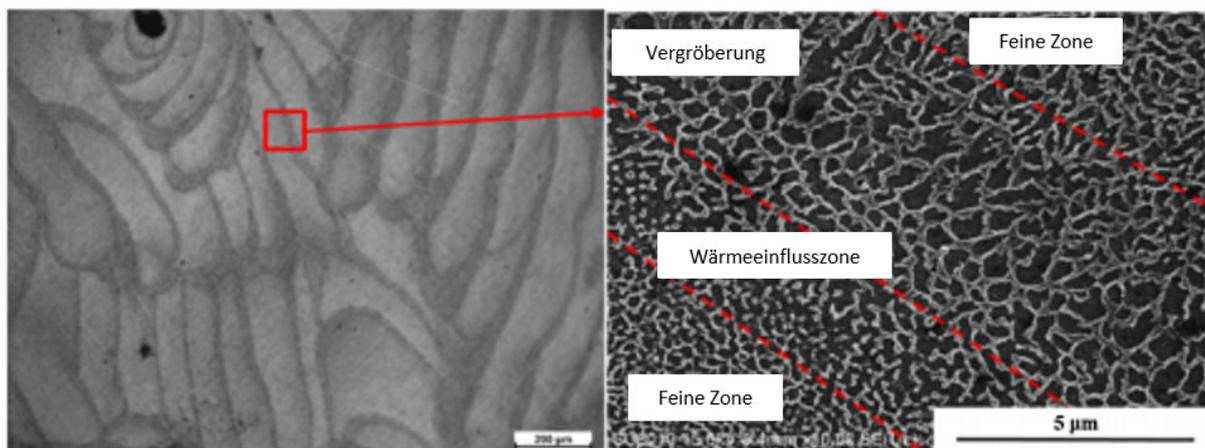


Abbildung 4.7: FE-SEM Abbildung mit Kennzeichnung der Zonen [44]

Wie am Beginn dieses Kapitels beschrieben, werden die Gefügemorphologie sowie die Feinheit dieser durch den thermischen Gradienten G und die Wachstumsrate R bestimmt. Aufgrund der Bewegung des Lasers variieren der thermische Gradient, sowie die Wachstumsrate in der Schmelzspur entlang der Grenzfläche S/L [52][64] wie in Abbildung 4.8 dargestellt. Die lokale Wachstumsrate entlang der Grenzfläche hängt von der

Scangeschwindigkeit des Lasers sowie der Form der Schmelzbadgrenze ab und entspricht $v \cdot \cos(\theta)$ [64]. Der thermische Gradient und die Wachstumsrate sind auf der Oberseite, in der Mitte des Schmelzbades am größten, und nehmen zu den Schmelzbadgrenzen hin ab [52]. Dadurch ist die Unterkühlung bzw. die Kühlrate in der Mitte des Schmelzbades am größten, wodurch sich eine sehr feine Struktur bildet. An den Schmelzbadgrenzen ist sie geringer und daraus folgend bildet sich die gröbere Struktur [52][61][64].

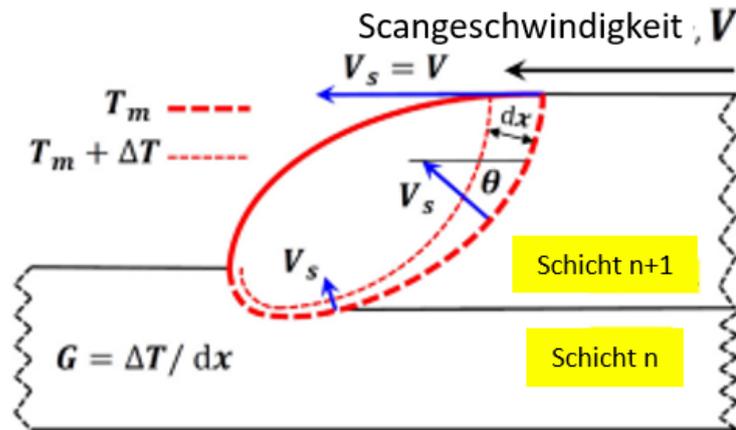


Abbildung 4.8: Schematische Darstellung der Variation von G und R [64]

In der dritten Zone, der Wärmeeinflusszone kommt es aufgrund der erhöhten Temperatur zum Aufbrechen des Silizium Netzwerks und teilweise vergrößern die Partikel [49][52].

4.1.2 Auswirkungen einer erhöhten Plattformtemperatur auf das Gefüge

Durch die einzelnen Schmelzspuren, welche mit dem Laser lokal aufgeschmolzen werden und dem daraus folgenden schichtweisen Aufbau eines ganzen Bauteils, kommt es Prozessbedingt zu thermisch induzierten Eigenspannungen. Diese können in Folge zu einem Verzug der Bauteile, zu Rissen oder zum Ablösen des Bauteils wie in Abbildung 4.9 ersichtlich von der Bauplattform führen [65].

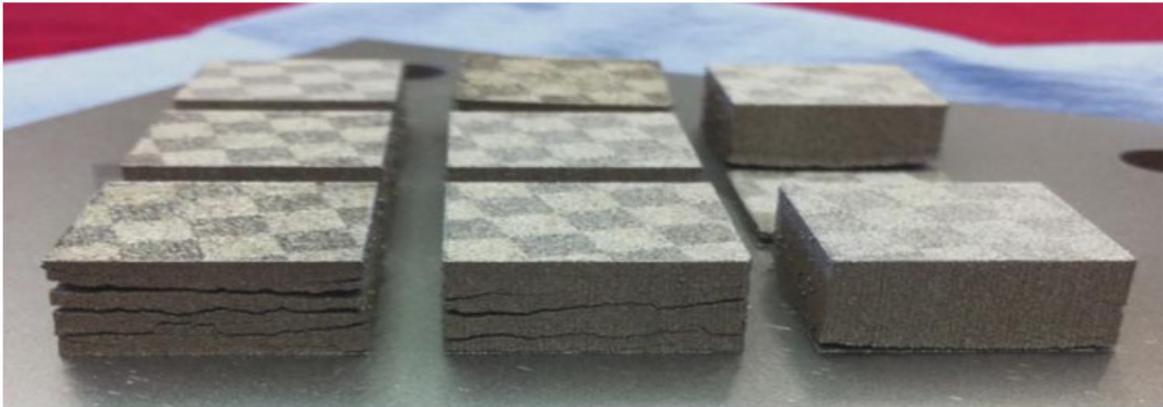


Abbildung 4.9: M2 HSS Bauteile mit Rissen und Ablösen des Bauteils von der Substratplatte [66]

Durch eine Optimierung der Prozessparameter wie Laserleistung, Scangeschwindigkeit oder der Scanstrategie können die resultierenden Eigenspannungen reduziert werden. Bei Reduktion der Scangeschwindigkeit, wird die Abkühlrate reduziert und somit der thermische Gradient, was niedrigere Eigenspannungen zur Folge hat. Die gewählte Scanstrategie beeinflusst die Wärmeableitung [67]. Des Weiteren kann, um diese negativen Effekte wie Verzug oder Rissbildung zu vermeiden und ein Bauteil von guter Qualität zu produzieren, mit einer erhöhten Plattformtemperatur gedruckt werden. Durch die erhöhte Plattformtemperatur kommt es zu einer Verringerung des thermischen Gradienten über das Bauteil und damit zu geringeren Eigenspannungen [65][66][68].

Die Entstehung der Eigenspannungen (Typ 1, Makroeigenspannungen) in L-PBF Bauteilen lässt sich durch 2 Mechanismen erklären.

Beim ersten handelt es sich um den Temperatur-Gradienten-Mechanismus (TGM) welcher in Abbildung 4.10 schematisch dargestellt ist. Dieser lässt sich auf den großen Temperaturgradienten infolge des lokalen Energieeintrags in das Material durch den Laserstrahl zurückzuführen. Während des Aufheizens und Schmelzens der obersten Pulverschicht, bleiben auch die darunterliegenden Schichten nicht unbeeinflusst, sie werden erwärmt. Infolgedessen wollen sich diese Schichten ausdehnen, werden aber durch das

bereits darunterliegende aufgebaute Bauteil, welches eine geringere Temperatur aufweist, behindert, was elastische Druckspannungen zur Folge hat. Durch die erhöhte Temperatur in den oberen Schichten, wird die Fließgrenze in diesen herabgesetzt, und bei Erreichen dieser wird die oberste Schicht plastisch verformt. Sie biegt sich vom Laserstrahl weg, wie in Abbildung 4.10 a) ersichtlich. Beim Abkühlen zieht sich das Material wieder zusammen und es resultieren Zugspannungen (siehe Abbildung 4.10 b). Diese Spannungen können in Folge einen Verzug des Bauteils bewirken [4][68][69].

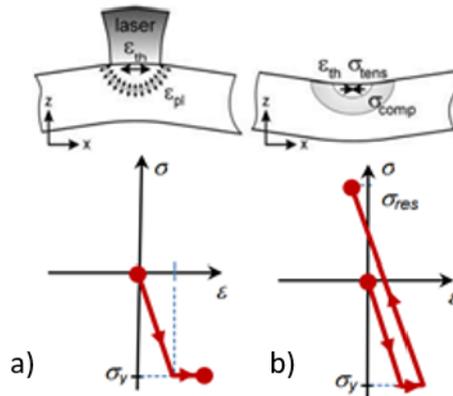


Abbildung 4.10: TGM Model für L-PBF a) Schmelzphase und b) Abkühlung [69]

Der zweite Mechanismus für die Entstehung der Makroeigenstressen, ist die durch die Abkühlung hervorgerufene Schrumpfung der Schichten. Wie bereits erwähnt, wird das Bauteil durch einzelne Schmelzbahnen und daraus resultierende Schichten aufgebaut. Die resultierenden Schichten sind fest miteinander verbunden bzw. verschmolzen. Wird eine neue Pulverschicht aufgetragen, wird diese aufgeschmolzen. Beim Abkühlen, nach dem die Schicht erstarrt ist, will sich diese zusammenziehen, wird aber durch die bereits bestehenden Schichten behindert, welche eine viel niedrigere Temperatur haben. Somit entstehen Zug- bzw. Druckspannungen, welche zu einem Verzug führen [4][68]. Dieses Verhalten ist in Abbildung 4.11 schematisch im Vergleich mit unverbundenen Einzelschichten dargestellt.

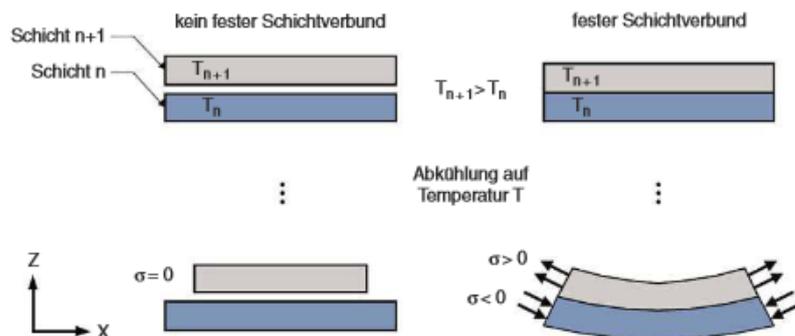


Abbildung 4.11: Bauteilverzug durch das Abkühlen von Schichten (Schrumpfung) [4]

Den positiven Einfluss einer erhöhten Bauplattformtemperatur auf die Eigenspannungen und ihre Auswirkungen zeigt Buchbinder et al. [65] anhand von gedruckten AlSi10Mg Twincantilevern mit unterschiedlicher Balkenstärke. Die erhöhte Temperatur bewirkt eine Verringerung des thermischen Gradienten zwischen den bereits aufgebauten und der obersten aufgeschmolzenen Schicht. Bereits bei 150°C werden die Verzüge minimiert, mit einer erhöhten Plattformtemperatur von 200°C wird die Aufspreizung der Twincantilever und die Verzüge der Balken deutlich reduziert (siehe Abbildung 4.12). Ab einer Temperatur von 250°C kann unabhängig von der Stärke der Balken kein Verzug mehr festgestellt werden.

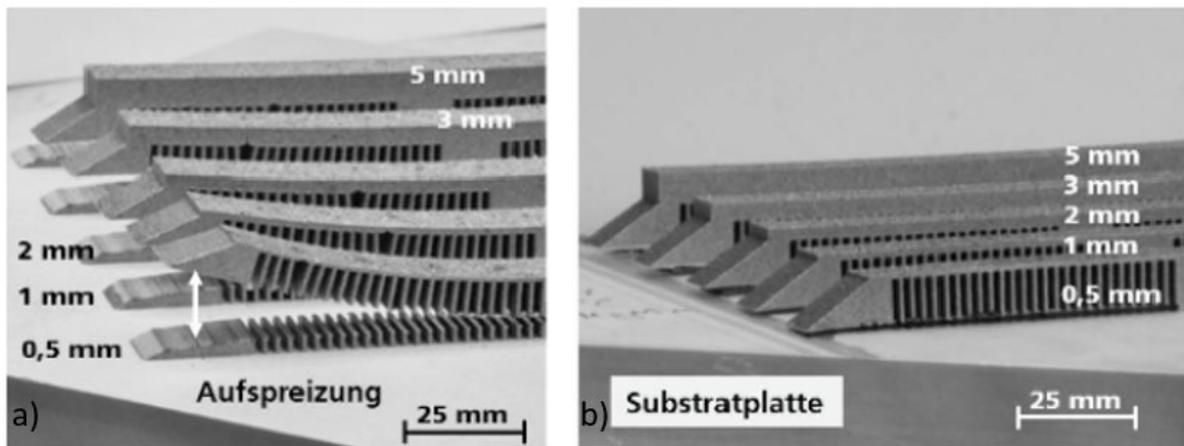


Abbildung 4.12: Aufspreizung der Twincantilever a) ohne und b) mit 200°C Bauplattformtemperatur [65]

Neben dem Effekt der Verringerung der thermischen induzierten Eigenspannungen, beeinflusst die Vorwärmtemperatur die Gefügestruktur und den Ausscheidungszustand.

Casati et al. [70] zeigt anhand von Versuchen mittels AlSi10Mg und einer Plattformtemperatur von 160°C, dass das für den L-PBF Prozess typische Si-Netzwerk teilweise aufbricht wie in Abbildung 4.13 ersichtlich, sich die Si Ausscheidungen einförmigen und vergrößern und sich innerhalb der Zellen vermehrt Silizium Partikel ausscheiden.

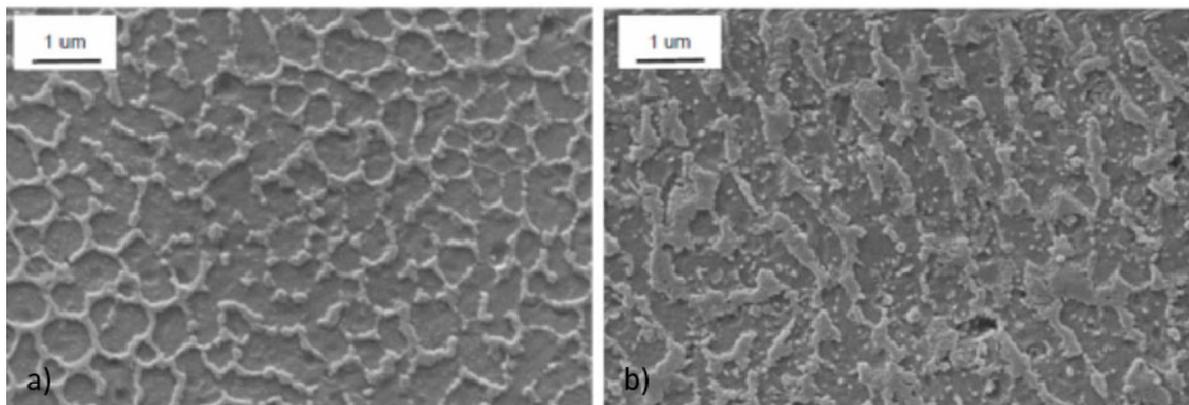


Abbildung 4.13: REM Aufnahmen AlSi10Mg a) ohne Vorwärmung und b) mit Plattformtemperatur 160°C [70]

Fiegel et al. [71] findet bei einer Plattformtemperatur von 200°C ebenfalls sehr kleine Siliziumausscheidungen in der α -Al Matrix, und gröbere im zellulären Netzwerk.

Durch eine erhöhte Bauplattformtemperatur von 200°C zeigt sich bei AlSi12 eine vergrößerte Dendritenbreite, wodurch die Dehngrenze und Zugfestigkeit reduziert wird, mit einem daraus folgenden Anstieg der Bruchdehnung [72].

Aufgrund der durch die Vorwärmung reduzierten Abkühlrate, zeigt sich eine Vergrößerung der Mikrostruktur bzw. es kommt zu vermehrten Ausscheidungsvorgängen abhängig von der gewählten Temperatur, dies beeinflusst die mechanischen Eigenschaften. Buchbinder et.al. [65] zeigt, dass bei Temperaturen bis zu 150°C keine wesentliche Reduzierung der Härte erfolgt. Ab Temperaturen von 200°C kommt es zu einem deutlichen Abfall der Härte, welcher sich auf die Kornvergrößerung zurückführen lässt. Durch die erhöhte Plattformtemperatur kommt es zusätzlich zur Ausscheidung der intermetallischen Phase Mg_2Si . Aufgrund der Größe der Partikel kann kein Festigkeitsanstieg verzeichnet werden.

4.1.3 Mechanische Eigenschaften

Der Hauptmechanismus der plastischen Verformung in Metallen ist die Versetzungsbewegung bzw. das Gleiten der Versetzungen welches ab Erreichen der kritischen Schubspannung τ_0 im Kristallgitter möglich ist. Wenn die Versetzungen ohne Hindernisse und den damit verbundenen geringen Widerstand gleiten können ist die Härte bzw. Festigkeit des Materials gering, wird jedoch die Versetzungsbewegung behindert und somit die kritische Schubspannung erhöht, ist ein wesentlich höherer Kraftaufwand notwendig um das Hindernis zu überwinden und somit ist die Festigkeit höher [73].

Es gibt vier für Aluminiumlegierungen relevante Festigkeitssteigernde Mechanismen [73]:

- Mischkristallverfestigung
- Verformungs-(Kalt-)verfestigung
- Korngrenzenverfestigung (Feinkorn)
- Teilchenverfestigung.

L-PBF Proben weisen im Vergleich zu konventionell gefertigtem AlSi10Mg bereits im gedruckten Zustand sehr hohe Festigkeiten auf. Typische Festigkeitskennwerte von konventionell gegossenem AlSi10Mg, sowie L-PBF AlSi10Mg sind im nachfolgenden Kapitel 4.1.4 in den Tabelle 4.2 und Tabelle 4.3 angeführt. Im Vergleich mit PM

hergestelltem AlSi10Mg, wie in Abbildung 4.14 a) ersichtlich, verfestigen diese viel stärker [59]. Die hohe Festigkeit lässt sich auf mehrere Gründe zurückführen.

Aufgrund der entstehenden Mikrostruktur (siehe Tabelle 4.1) mit Korngrößen im Bereich von 7-20µm und der Substruktur mit einer Zellgröße von rund 500nm weisen AlSi10Mg L-PBF Teile wesentlich höhere Festigkeitseigenschaften aufgrund von Korngrenzenverfestigung (Hall-Petch) auf. Weiters kommt es durch die beigemengten Legierungselemente zur Mischkristallbildung. Zusätzlich leistet die hohe Versetzungsdichte aus dem Bauprozess einen Beitrag zur Festigkeit [51]. Es wurden Versetzungsdichten von $2,15 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ berechnet [74]. Allgemein weisen Metalle im geglähten Zustand eine Versetzungsdichte von $\sim 10^{11} - 10^{12} \text{ m}^{-2}$ und im stark verformten Zustand eine Versetzungsdichte von $\sim 10^{15} - 10^{16} \text{ m}^{-2}$ auf [75]. Des Weiteren tragen Ausscheidungen von Silizium bzw. Magnesium zur hohen Festigkeit bei [74].

Abhängig von der Baurichtung kommt es zu einer Anisotropie im Gefüge und daraus folgend zu unterschieden in den mechanischen Kennwerten wie in Abbildung 4.14 b) dargestellt. Horizontal gedruckte Proben weisen eine deutlich höhere Bruchdehnung auf.

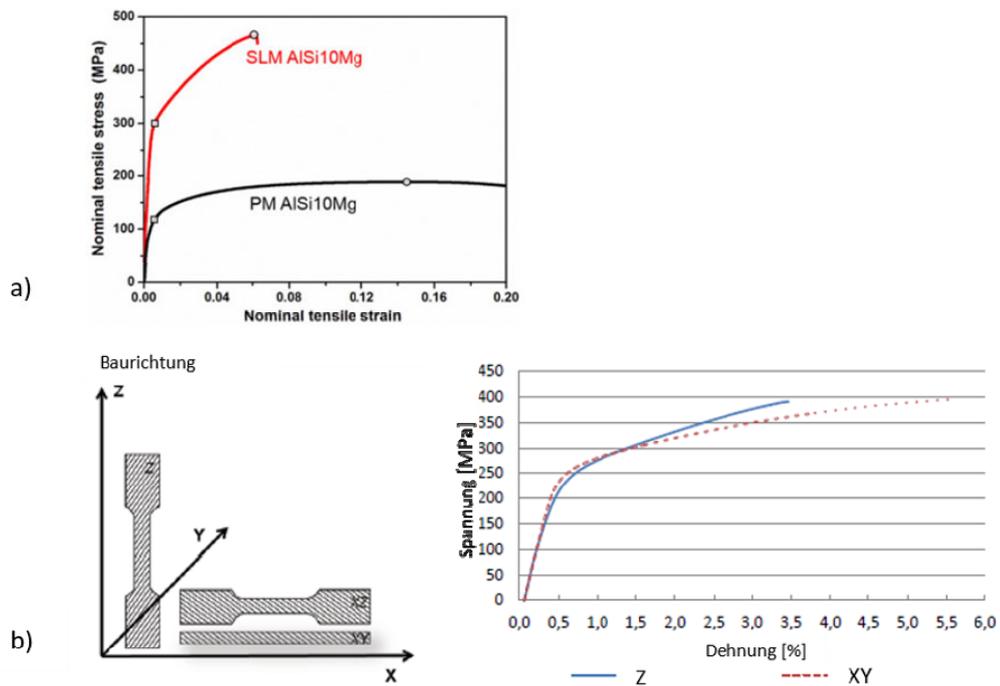


Abbildung 4.14: a) Fließkurve von L-PBF AlSi10Mg im Vergleich mit pulvermetallurgisch hergestelltem AlSi10Mg [59] b) σ - ϵ Kurven in Abhängigkeit von der Baurichtung [76]

In den Rastertransmissionselektronenmikroskop (Hellfeld) Aufnahmen von Hadadzadeh et al. [74] in Abbildung 4.15 sind Details der Mikrostruktur von L-PBF AlSi10Mg Proben ersichtlich. Die Proben wurden bei einer Plattformtemperatur von 200°C gedruckt. Es

zeigt sich die typische zelluläre Struktur des α -Al, mit dem eutektischen Silizium an den Zellgrenzen. In den α -Al Mischkristallen sind zusätzlich Silizium Ausscheidungen und Mg_2Si Ausscheidungen ersichtlich, sowie bereits vorhandene Versetzungen aus dem Bauprozess enthalten. Bei einer Verformung kommt es zur Zunahme der Versetzungen. Diese treten in Interaktion und wechselwirken untereinander, sowie mit den eutektischen Zellwänden und den Silizium-/ Mg_2Si Ausscheidungen. Die Zellwände wirken als Barrieren für die Versetzungsbewegung (Hall-Petch), die Silizium- (Orowan Mechanismus) und Mg_2Si Ausscheidungen pinnen die Versetzungen und tragen so zur Festigkeitssteigerung bei.

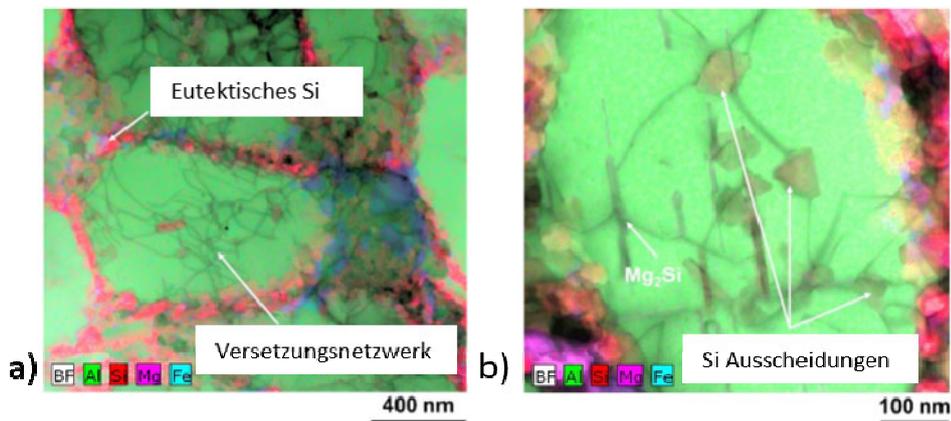


Abbildung 4.15: a) Rastertransmissionselektronenmikroskop (Hellfeld) Aufnahme der Mikrostruktur von L-PBF AlSi10Mg (b) Detailaufnahme [74]

Laut Chen et al. [59] ist der Orowan-Mechanismus ausschlaggebend für die starke Verfestigung. In Abbildung 4.16 a) sind die Körner mit der Substruktur schematisch dargestellt. Wenn eine Versetzung innerhalb eines Korns gleitet, wird sie durch das eutektische Silizium an den Zellgrenzen zurückgehalten. Das in den Zellgrenzen vorhandene eutektische Aluminium stellt jedoch einen Weg für die Versetzung zur Verfügung, die Versetzung baucht aus, umgeht das Teilchen und bildet Versetzungsringe wie in Abbildung 4.16 b) ersichtlich. Neue Versetzungen werden generiert. Diese Versetzungen behindern sich gegenseitig und steigern so die Festigkeit.

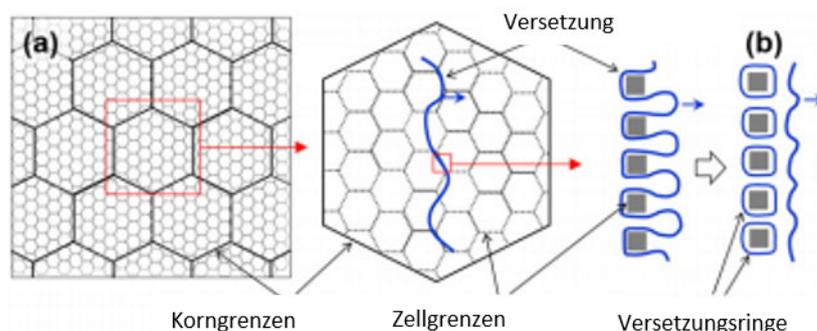


Abbildung 4.16: a) Schematische Darstellung der Mikrostruktur und des Orowan Mechanismus b) gebildete Versetzungsringe und Bildung einer neuen Versetzung [59]

4.1.4 Einfluss einer nachfolgenden Wärmebehandlung auf das Gefüge und Festigkeitseigenschaften

Ternäre Legierungen aus dem System Al-Si-Mg sind durch eine geeignete Wärmebehandlung aushärtbar [77].

Abbildung 4.17 beinhaltet schematisch die vollständige Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen. Der erste Schritt beinhaltet eine Lösungsglühung, welche je nach Legierungszusammensetzung in einem Temperaturbereich von 470°C bis 560°C stattfindet. Es ist darauf zu achten, dass die gewählte Temperatur unter der eutektischen Temperatur des Systems liegt. Damit wird ein Übersättigungszustand erreicht, welcher eine homogene Verteilung der löslichen heterogenen Legierungsbestandteile aufweist. Die Materialdicke, sowie die Ofenart beeinflussen die Dauer. Um diesen Zustand zu fixieren, also einzufrieren, muss im Anschluss rasch abgeschreckt werden. Danach erfolgt eine Kalt- oder Warmauslagerung. Diese führt zu Ausscheidungsprozessen, welche die mechanischen Eigenschaften beeinflussen [77].

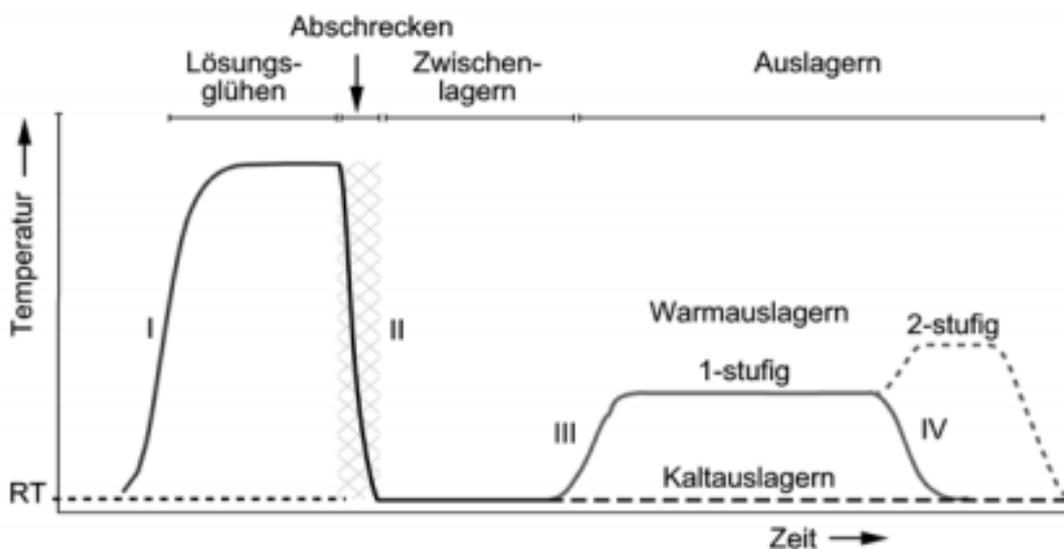


Abbildung 4.17: Schema des allgemeinen Wärmebehandlungszyklus für aushärtbare Aluminiumlegierungen [77]

Bei der Legierungsgruppe AlSi10Mg können sowohl Guss- als auch Knetlegierungen durch Ausscheidung der Phase Mg_2Si verfestigt werden.

Übliche Warmauslagerungstemperaturen für AlSi10Mg-Legierungen liegen zwischen 150°C und 200°C. Ausgangsbasis bildet der durch die Lösungsglühung und im Anschluss abgeschreckte übersättigte α -MK. Am Beginn des Warmauslagerns kommt es zur Bildung

von Übergangs- und Zwischenphasen. Das Härtemaximum wird bei den feinen, kohärenten β'' Ausscheidungen erreicht. [77].

Die Ausscheidungsreihenfolge bei Warmaushärtung ist wie folgt [78]:

α -übersättigt \rightarrow Si-Cluster/Mg-Cluster \rightarrow Si/Mg Co-Cluster \rightarrow GP(I)-Zonen (kohärent und kugelförmig) \rightarrow β'' -Phase (kohärent) bzw. GP(II) Zonen (nadelförmig) \rightarrow β' -Phase (Mg₂Si-hcp, stäbchenförmig, teilkohärent) \rightarrow β -Gleichgewichtsphase (Mg₂Si-fcc, inkohärent, plattenförmig)

In der nachfolgenden Tabelle 4.2 sind die Festigkeitswerte laut DIN EN 1706 für Sand- und Kokillenguss angegeben. F entspricht dem Gusszustand, T6 bedeutet Lösungsgeglüht und vollständig warmausgelagert und T64 entspricht einem Lösungsgeglühen aber nicht vollständigem Warmauslagern. Wie aus der Tabelle zu entnehmen, steigt die Festigkeit nach der Wärmebehandlung an.

Tabelle 4.2: Übersicht der mechanischen Eigenschaften der Legierungsgruppe AlSi10Mg laut DIN EN 1706 [79]

Legierungsbezeichnung		Werkstoff Zustand	Zugfestigkeit R _m [MPa] min.	Dehngrenze R _{p0,2} [MPa]	Bruchdehnung A _{50mm} [%] min.	Brinellhärte HBS min.	
Gruppe	Legierungstyp						
Sand- guss	EN AC- 43000	EN AC- AlSi10Mg(a)	F	150	80	2	50
			T6	220	180	1	75
Kokillen- guss	EN AC- 43000	EN AC- AlSi10Mg(a)	F	180	90	2,5	55
			T6	260	220	1	90
			T64	240	200	2	80

L-PBF gefertigtes AlSi10Mg verhält es sich jedoch anders, im Gegensatz zum gedruckten Zustand zeigt sich nach einer T6 Wärmebehandlung ein Festigkeitsabfall. Dies ist anhand Tabelle 4.3 ersichtlich, diese beinhaltet einige aus der Literatur gesammelte Kennwerte von Proben im Bauzustand (AF...as fabricated), sowie von wärmebehandelten Proben. Bei Vergleich von Tabelle 4.2 mit Tabelle 4.3 zeigt sich das L-PBF gefertigtes AlSi10Mg bereits im Bauzustand höhere Festigkeitswerte erzielt als die mit Guss hergestellten Proben, welche im Anschluss einer Wärmebehandlung (T6) unterzogen wurden.

Wie in Kapitel 4.1.1 und 4.1.2 beschrieben beeinflussen die Prozessparameter und die Vorwärmtemperatur das Gefüge und den Ausscheidungszustand. Sowohl die Temperatur der Bauplattform als auch die Prozessdauer und die Parameter haben einen Einfluss auf die nachfolgende Wärmebehandlung und die damit erzielbaren mechanischen Eigenschaften. Durch den schichtweisen Aufbau und die einzelnen Schmelzbahnen, werden die bereits aufgebauten Schichten bzw. Bahnen wiederholt erwärmt und abgekühlt. Des Weiteren wird,

bei erhöhter Bauplattformtemperatur, das gesamte Bauteil Aufgrund des langen Bauprozesses erwärmt, dies scheint wie eine In-Situ Wärmebehandlung zu wirken [70].

Die in Tabelle 4.3 aus der Literatur erfassten Wärmebehandlungszustände lassen sich in 3 Gruppen aufteilen.

In Warmauslagern in einem Temperaturbereich von 120°-200°C (T5), danach folgt Spannungsarmglühen von 240°C-300°C. Den Abschluss bildet der T6 Zustand, welcher einem Lösungsglühen bei Temperaturen von 480-550°C, Abschrecken und anschließenden Warmauslagern entspricht.

Tabelle 4.3: Aus der Literatur entnommene Kennwerte von L-PBF AlSi10MG (* Gesamtdehnung wurde angegeben)

Quelle Baurichtung	Anlage	Tv [°C]	Zustand	Rp0,2 [MPa]		Rm [MPa]		A [%]		Härte
				XY	Z	XY	Z	XY	Z	
[76]	M1 SLM	-	AF	-	-	391±6	396±8	5,5±0,4	3,47±0,6	127HV
[59]	SLM 250HL	-	AF	300		455		-		-
[74]	EOS M290	200	AF	235±5		386±10		7,5±1		-
[80]	SLM 500HL	150	AF	-	273±3	-	393±20	-	2,5±0,4	130 HV
		-	T6: 560°C/1h, 160°C/6h	-	201±6	-	265±9	-	13±1	85HV
[81]	AM250	-	AF	268±2		333±15		1,4±0,3		125±1HV
		-	T6: 520°C /1h, 160°C/ 6h	239±2		292±4		3,9±0,5		100±1HV
[60]	SLM 280HL	-	AF	-	255±13	-	377±13	-	2,2±0,2	-
		-	300°C 2h	-	158±9	-	256±10	-	9,9±0,4	-
		-	T6: 510°C 6h, 170°C 4h	-	210±11	-	284±12	-	4,9±0,3	-
		-	A 160°C	-	268±21	-	342±8	-	0,9±0,2	-
[56]	EOS M280	-	AF	279	220	475	476	7,5*	5,5*	132HV
		-	300°C 2h	180	175	285	290	18,6*	14,2*	88HV
		-	530°C 6h	153	139	269	245	18,3*	18,1*	60HV
[82]	LSFN-2	-	AF	319±2,8		477,5±4,9		4±0,5		-
		-	300°C 2h	266±4		369±4		7,5±1,5		-
		-	530°C 1h	151±2,8		253±5,6		-		-
		-	T6: 530°C 1h, 170°C 12h	197,5±2		-		-		-
[70]	EOS M290	160°C	AF	248±1,7	228±4,1	386±2,6	412±5,5	8,6±1,4	7,0±0,1	-
		RT	T5: 160°C 4h	321±1,8	292±0,6	471±0,8	493±0,6	8,6±0,5	6,0±0,6	-
		RT	T6: 540°C 1h, 160C 4h	243±0,0	223±2,8	323±0,0	302±1,4	15,3±2,4	16,0±2,5	-

Durch den Bauprozess mit seinen extremen Heiz- und Abkühlraten resultiert ein übersättigter α -Al Mischkristall. Im Gegensatz zum binären Phasendiagramm von Al-Si (siehe Abbildung 4.1), bei dem die maximale Löslichkeit von Silizium im α -Al bei einer Temperatur von 577°C bei 1,65% liegt, können aufgrund der hohen Abkühlraten im Prozess wesentlich höhere Anteile an Legierungselementen in Zwangslösung gehalten werden (~8wt-% Si) [44]. Von Li et al. [61] wurde eine Löslichkeit von 8,89% Silizium im α -Al berechnet, welche mit steigender Temperatur abnimmt.

Der Einfluss einer nachfolgenden Wärmebehandlung auf die Mikrostruktur ist in Abbildung 4.18 schematisch dargestellt. Ausgangsbasis bildet dabei, dass aus dem

Bauprozess resultierende feine zelluläre Gefüge aus übersättigtem α -Al Mischkristall und dem Netzwerk aus eutektischem α -Al+Si welches in Abbildung 4.18 a) dargestellt ist.

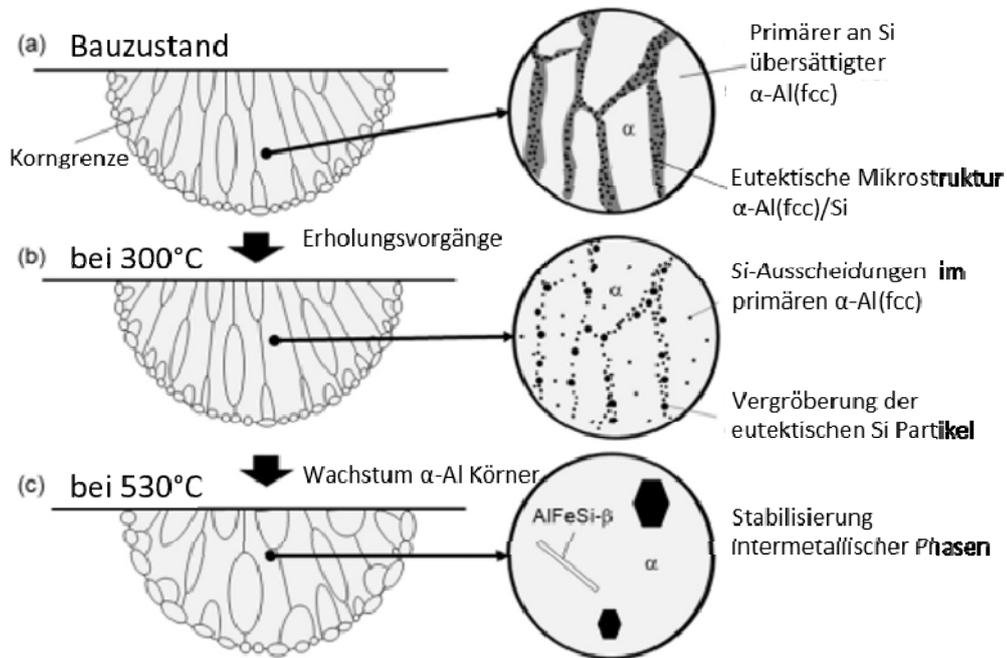


Abbildung 4.18: Einfluss einer WBH auf die Mikrostruktur von L-PBF AlSi10Mg [56]

Bei Warmauslagerungstemperaturen wird noch keine wesentliche Veränderung der Schmelzbahnen aus dem Bauprozess beobachtet, die zelluläre Ausgangsstruktur scheint erhalten. Fousová et al. [60] zeigt jedoch, dass es nach dem Warmauslagern bei Temperaturen zwischen 120°C und 180°C zu einer Erhöhung der Härte bzw. Dehngrenze mit entsprechender Reduktion der Bruchdehnung kommt. Dies ist aber nicht auf Mg_2Si Ausscheidungen zurückzuführen, die sich schon während des Bauprozesses im interzellulären Netzwerk gebildet haben, sondern auf feine Nanometer große Siliziumnadeln, wie in Abbildung 4.19 ersichtlich, die sich in den übersättigten α -Al Zellen ausscheiden.

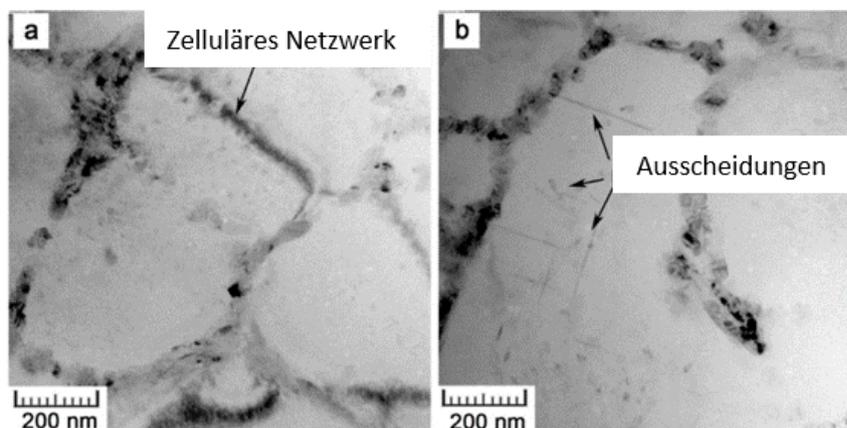


Abbildung 4.19: TEM Aufnahmen a) vor und b) nach dem Warmauslagern, mit feinen nadelförmigen Si-Ausscheidungen [60]

Casati et al. [70] lagert Proben, die sowohl bei kalter (CP AB) als auch erhöhter Plattformtemperatur (HP AB) gedruckt wurden, aus. Wie im Kapitel 4.1.2 schon erwähnt, zeigen sich bei erhöhter Bauplattformtemperatur von 160°C vermehrt innerzelluläre Si-Ausscheidungen. Bei den mit kalter Plattformtemperatur gedruckten Proben kommt es zu einem Anstieg der Härte mit steigender Auslagerungsdauer ersichtlich in Abbildung 4.20, bei den bei erhöhter Temperatur von 160°C gedruckten Proben kann lediglich ein Abfall der Härte mit längerer Auslagerungsdauer beobachtet werden. Dies zeigt, dass es schon während dem Bauprozess bei erhöhter Plattformtemperatur zu vermehrten Ausscheidungsvorgängen von Mg_2Si bzw. Silizium kommt, eine anschließende Auslagerung führt zu einer Überalterung, die Festigkeit sinkt.

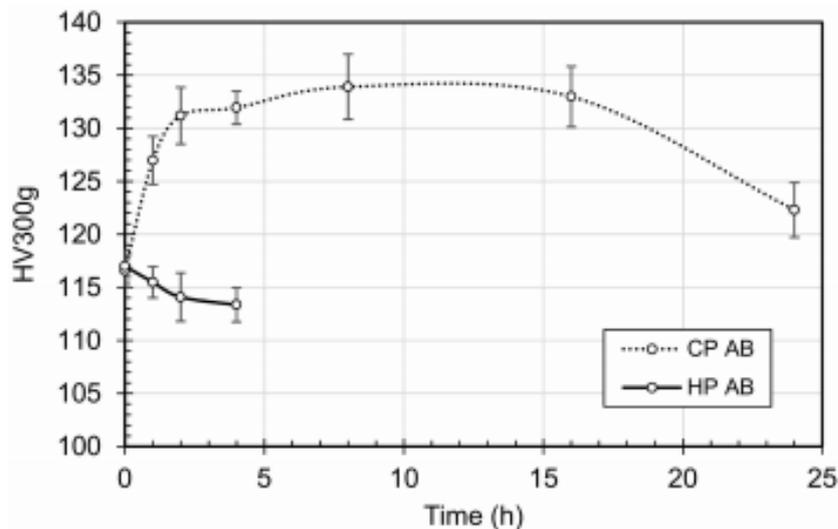


Abbildung 4.20: Alterungskurven bei 160°C Auslagerungstemperatur [70]

Bei Maamoun et al. [83] der bei einer Plattformtemperatur von 200°C baute und von kleinen 20-40nm großen Mg_2Si Ausscheidungen berichtet, zeigt sich das gleiche Verhalten. Bei einer Auslagerungstemperatur von 200°C und einer Dauer von einer Stunde, kommt es zu einem leichten Abfall der Härte. Er führt den Härte Verlust auf die beginnende Auflösung des eutektischen Netzwerkes zurück. Wie bereits in Kapitel 4.1.2 erwähnt, und von Buchbinder et.al. [65] beschrieben kommt es durch eine erhöhte Bauplattformtemperatur von 200°C zu einer beginnenden Vergrößerung der Dendriten, bzw. die Zwangslösung des Magnesiums bedingt durch die hohen Abkühlraten ohne Vorwärmung, wird reduziert. Bei Temperaturen um 240°C kommt es zu einer deutlichen Vergrößerung der Mikrostruktur und der Mg_2Si Ausscheidungen, welche die Festigkeit aufgrund ihrer Größe nicht mehr positiv beeinflussen.

Bei höheren Temperaturen um 300°C und einer Auslagerungsdauer von 2 Stunden kommt es wie in Abbildung 4.18 b) dargestellt zu einer vermehrten Ausscheidung von

Siliziumpartikeln in den α -Al Zellen, sowie an den Zellgrenzen. Die aus dem Bauprozess vorhandenen Versetzungen werden abgebaut. Die Silizium Ausscheidungen im eutektischen Netzwerk vergrößern und formen sich ein, wodurch die zelluläre Substruktur, teilweise abgebaut wird [56][60][82][83]. Wie Tabelle 4.3 zu entnehmen führt dies zu einem deutlichen Abfall der mechanischen Eigenschaften. Die Härte und Zugfestigkeit werden deutlich reduziert, die Dehnung steigt.

Bei einer weiteren Erhöhung der Temperatur in den Lösungsglühbereich (450°C - 550°C) nimmt die Löslichkeit des Siliziums im stark übersättigtem α -Mischkristall weiter ab [61]. Die Siliziumpartikel verteilen sich homogen an den Korngrenzen des α -Al. Mit steigender Temperatur bzw. Haltedauer kommt es zu einem Wachstum der Silizium Partikel, bei gleichzeitiger Reduktion ihrer Anzahl [50][61]. Es zeigt sich ein leichtes Kornwachstum des α -Al. Nach dem Abschrecken ist die für den Prozess typische zelluläre Substruktur nicht mehr vorhanden, wie in Abbildung 4.18 c) ersichtlich. Des Weiteren bilden sich intermetallische Phasen, AlFeSi Phasen [61][56].

Tabelle 4.4 beinhaltet einige aus der Literatur erfasste Korn- bzw. Ausscheidungsgrößen mit der entsprechend durchgeführten WBH.

In vereinzelt Literaturstellen wird von einem Porositätsanstieg durch das Lösungsglügen berichtet, ersichtlich in Abbildung 4.21 [50][80][84].

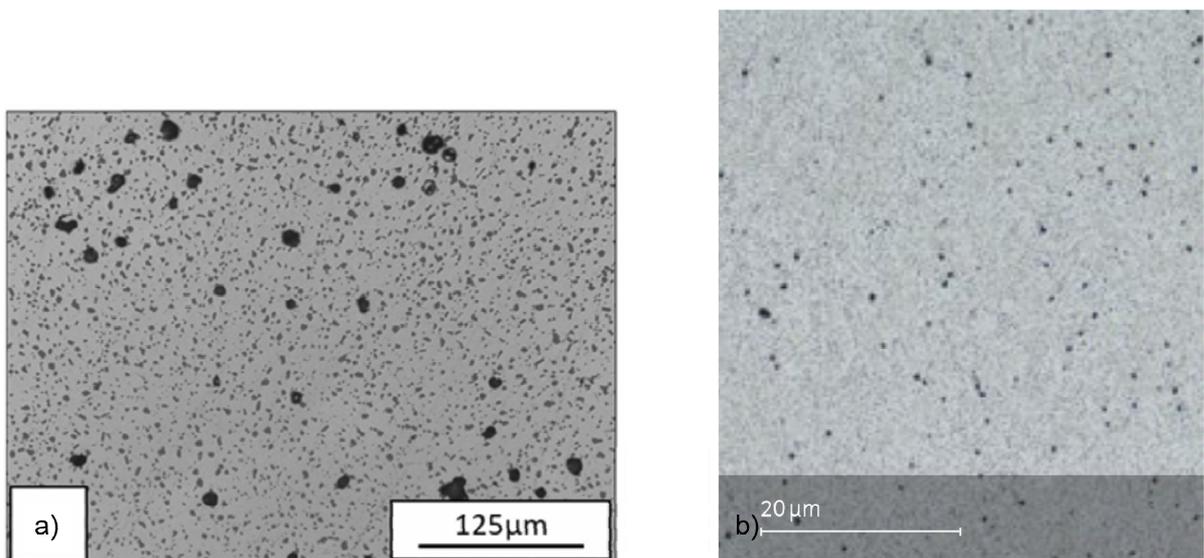


Abbildung 4.21: Porositätsanstieg von AlSi10Mg durch das Lösungsglügen a) [50] b) [84]

Von den Autoren wird dies auf gelöste Gase zurückgeführt (Wasserstoff, Luft) [50][80].

Aufgrund der Vergrößerung des Gefüges kommt es zu einem deutlichen Abfall der mechanischen Eigenschaften.

Durch ein anschließendes Warmauslagern kann die Festigkeit durch den im α -Al gelösten Anteil an Mg und Si, durch Ausscheidung von Mg_2Si (und metastabilen Phasen) wieder erhöht werden [57][50]. Zusätzlich wird teilweise von einem weiteren Wachstum der Silizium Partikel während des Auslagerns berichtet [61][82].

Tabelle 4.4: Korn- bzw. Si-Partikelgrößen nach einer WBH

WBH	α -Al [μm]	Si-Ausscheidungen [μm] bzw. * [μm^2]	Quelle
480°C/510°C/540°C 1h	-	2,0-3,0*	[50]
540°C 9h	-	5*	[50]
300°C 2h	-	0,09	[82]
530° 1h	-	1,21	[82]
530° 1h+170°C/12h	-	1,56	[82]
300°C 2h	-	0,2	[83]
530° 1h	0,9	0,7-2,9	[83]
530° 5h	6,5	1-5,4	[83]
530°C 5h+160°C 11h	-	1,3-6	[83]
AF	7,6	-	[56]
300°C 2h	7,6	0,08	[56]
530°C 6h	8,6	1,8	[56]

Allgemein zeigt sich, dass die gedruckten Proben hohe Festigkeitswerte aufweisen. Durch eine anschließende Warmauslagerung abhängig von der Temperatur und Auslagerungsdauer kann eine gewisse Festigkeitssteigerung erzielt werden. Dies ist jedoch abhängig von der gewählten Bauplattformtemperatur, bei erhöhter Bauplattformtemperatur scheint es bereits während des Bauprozesses zu vermehrten Ausscheidungsvorgängen zu kommen, welche eine anschließende Wärmebehandlung beeinflussen.

Durch eine nachfolgende T6 WBH erfolgt keine Festigkeitssteigerung, durch Verlust der zellulären Substruktur und der damit verbundenen Vergrößerung des Gefüges, kann durch die Ausscheidung von Mg_2Si Phasen keine Festigkeitssteigerung über dem Bauzustand erreicht werden. Durch den Abfall in den Festigkeiten kommt es zu einem erwartbaren Anstieg der Bruchdehnung.

5. Versuchsdurchführung

5.1 Probenherstellung

Zur Herstellung der ALSi10Mg Zugproben wurde die an der Montanuniversität verfügbare Anlage EOSINT M280 genutzt. Diese ist in Abbildung 5.1 ersichtlich und die Maschinendaten sind in der anschließenden Tabelle 5.1 aufgelistet.



Abbildung 5.1: EOSINT M280 der Montanuniversität Leoben

Tabelle 5.1: Maschinen-/Leistungsdaten der EOSINT M280-Anlage [21]

Anlagen- und Prozessparameter	Wert	Einheit
Max. nutzbares Bauraumvolumen	250*250*325	mm
Leistung des Yb-Faserlasers	400	W
Präzisionstechnik	F-Theta-Linse	-
Scan-Geschwindigkeit	<7	m/s
Aufbaurrate	1-20	mm ³ /s
Porosität	<1	%
Fokussdurchmesser	100	µm
Schichtdicke	20-50	µm
Metallpulver-Durchmesser	10-45	µm
Min. Wandstärke	0,3	mm
Oberflächenrauheit R _z	30-50	µm
Bauplattformheizung	<200	°C
Schutzgase	N ₂ , Ar	-

Als Ausgangsstoff wurde ein feinkörniges Metallpulver von EOS mit einer Partikelgröße von ca. 10 - 45µm genutzt. Die chemische Zusammensetzung der verwendeten AlSi10Mg Legierung laut Hersteller ist in der nachfolgenden Tabelle 5.2 angegeben.

Tabelle 5.2: Chemische Zusammensetzung des Pulvers AlSi10Mg (DIN EN 1706) [84]

Materialzusammensetzung		
Element	Minium	Maximum
Al	Balance	
Si	9	11
Fe	--	0,55
Cu	--	0,05
Mn	--	0,45
Mg	0,25	0,45
Ni	--	0,05
Zn	--	0,1
Pb	--	0,05
Sn	--	0,05
Ti	--	0,15

Alle Proben wurden mit dem Standardparametersatz in z-Richtung orientiert, also stehend gedruckt.

Dieser Parametersatz verarbeitet das Metallpulver mit einer Scangeschwindigkeit von $v_s=1300$ mm/s und einem Spurabstand von 0,19mm, sowie eine Laserleistung von 360 Watt. Der Rotationswinkel zwischen den einzelnen Schichten beträgt 67°. Nach erfolgtem Druck wurden die Proben mittels der Bandsäge MEP –SHARK 332 CCS HYDRA von der Bauplattform getrennt.

Bei **Serie 1 (RT-ab)** handelt es sich um endkonturnah gedruckte Proben, die bei einer Plattformtemperatur von 35°C gefertigt und im Anschluss sandgestrahlt wurden. Die entsprechenden Abmaße sind Tabelle 5.3 zu entnehmen.

Bei **Serie 2 (RT)** und **Serie 3 (165°C)** wurden Zylinder mit den Abmessungen Ø12x90mm gedruckt, welche anschließend auf die Probenform entsprechend Abbildung 5.2 abgedreht wurden. Die entsprechenden Abmaße sind in Tabelle 5.3 ersichtlich. **Serie 2** und **3** unterscheiden sich in der gewählten Plattformtemperatur. **Serie 2 (RT)** wurde bei einer Bauplattformtemperatur von 35°C, gedruckt. **Serie 3 (165°C)** hingegen bei einer erhöhten Plattformtemperatur von 165°C.

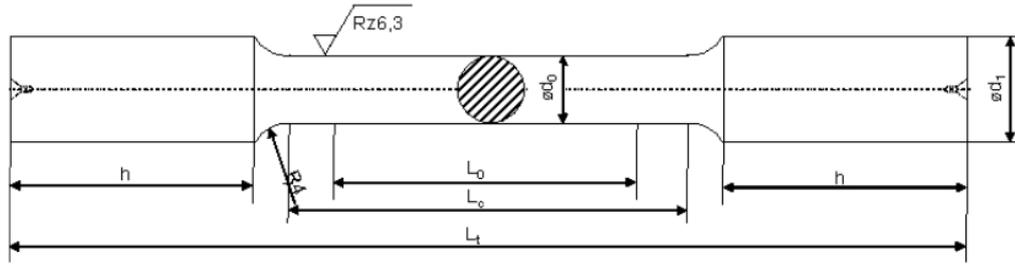


Abbildung 5.2: Probengeometrie nach DIN 50125-A

Tabelle 5.3: Abmessungen der gefertigten Zugproben

Probenserie	$\varnothing d_0$ [mm]	$\varnothing d_1$ [mm]	L_0 [mm]	L_c [mm]	L_t [mm]	h [mm]
RT ab	6	10	20	32	70	17,5
RT	6	10	30	36	74	15
165°C	6	10	30	36	74	15

Bei Serie 2 und 3 wurden proportionale Proben der Form A6x30 verwendet. Für Serie 1 hingegen wurden nicht proportional Proben mit einer Anfangsmesslänge von 20mm verwendet.

5.2 Wärmebehandlung

Die Zugproben wurden im Ofen Carbolite HAT 6/28 wärmebehandelt, dieser ist in Abbildung 5.4 a) ersichtlich. Sie wurden einer T5 und T6 Wärmebehandlung unterzogen, diese ist schematisch in Abbildung 5.3 dargestellt. Dabei wurden in beiden Fällen die Auslagerungstemperaturen von 155°C, 170°C und 190°C mit Haltezeiten von 4, 8 und 12 Stunden untersucht.

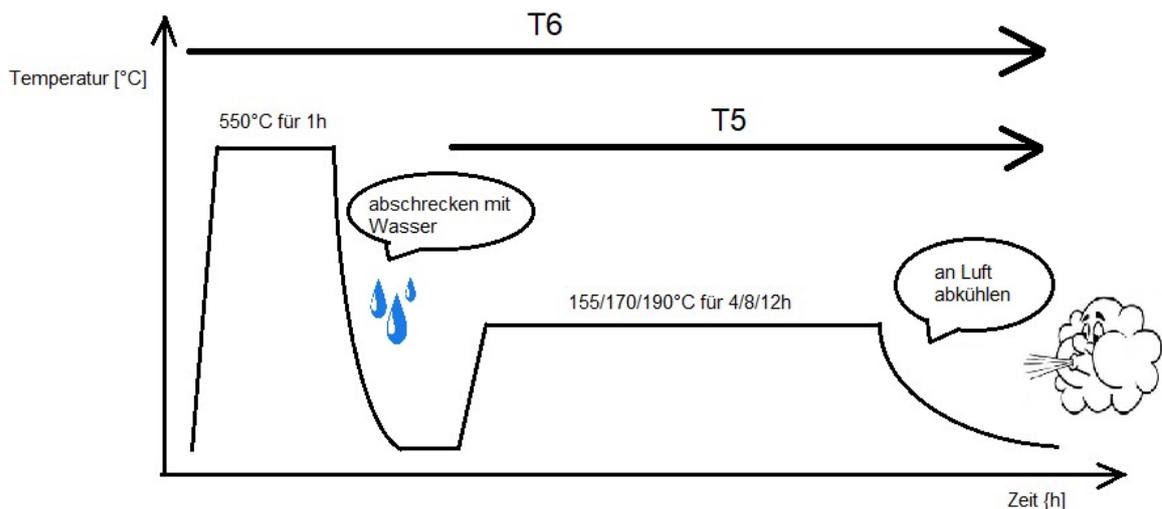


Abbildung 5.3: Schematische Darstellung der Temperatur-/Zeitverläufe der untersuchten Wärmebehandlungsrouten

T5 bezeichnet warmauslagern und anschließendes an Luft abkühlen ohne vorangegangenes Lösungsglühen. Die Probenbezeichnungen mit den entsprechenden Temperaturen und Haltezeiten sind in Tabelle 5.4 ersichtlich.

Tabelle 5.4: Probenbezeichnungen bei T5

T5		Auslagerungstemperatur		
Serie	Auslagerungs- dauer [h]	155°C	170°C	190°C
1 (RT ab)	4	RT ab 155°C 4h	RT ab 170°C 4h	RT ab 190°C 4h
	8	RT ab 155°C 8h	RT ab 170°C 8h	RT ab 190°C 8h
	12	RT ab 155°C 12h	RT ab 170°C 12h	RT ab 190°C 12h
2 (RT)	4	RT 155°C 4h	RT 170°C 4h	RT 190°C 4h
	8	RT 155°C 8h	RT 170°C 8h	RT 190°C 8h
	12	RT 155°C 12h	RT 170°C 12h	RT 190°C 12h
3 (165°C)	4	-	165°C 170°C 4h	165°C 190°C 4h
	8	-	165°C 170°C 8h	165°C 190°C 8h
	12	-	165°C 170°C 12h	165°C 190°C 12h

Die T6 wärmebehandelten Proben wurden bei 550°C für eine Stunde lösungsgeglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt. Im Anschluss folgte die Warmauslagerung bei 155°C, 170°C und 190°C für jeweils 4, 8 bzw. 12 Stunden und Abkühlung an Luft. In Tabelle 5.5 sind die entsprechenden Probenbezeichnungen aufgelistet.

Um einen Verzug der Proben zu vermeiden, sowie ein rasches und gleichmäßiges abschrecken der lösungsgeglühten Proben zu ermöglichen wurde eine Halterung wie in Abbildung 5.4 b) ersichtlich angefertigt. Zusätzlich wurde bei jeder Wärmebehandlung eine mit Thermoelement versehene Probe in den Ofen gelegt, um die Durchwärmung der Proben zu garantieren.

Tabelle 5.5: Probenbezeichnungen bei T6

T6		Auslagerungstemperatur		
Serie	Auslagerungs- dauer [h]	155°C	170°C	190°C
1 (RT ab)	4	LG RT ab 155°C 4h	LG RT ab 170°C 4h	LG RT ab 190°C 4h
	8	LG RT ab 155°C 8h	LG RT ab 170°C 8h	LG RT ab 190°C 8h
	12	LG RT ab 155°C 12h	LG RT ab 170°C 12h	LG RT ab 190°C 12h
2 (RT)	4	LG RT 155°C 4h	LG RT 170°C 4h	LG RT 190°C 4h
	8	LG RT 155°C 8h	LG RT 170°C 8h	LG RT 190°C 8h
	12	LG RT 155°C 12h	LG RT 170°C 12h	LG RT 190°C 12h
3 (165°C)	4	LG 165°C 155°C 4h	LG 165°C 170°C 4h	LG 165°C 190°C 4h
	8	LG 165°C 155°C 8h	LG 165°C 170°C 8h	LG 165°C 190°C 8h
	12	LG 165°C 155°C 12h	LG 165°C 170°C 12h	LG 165°C 190°C 12h

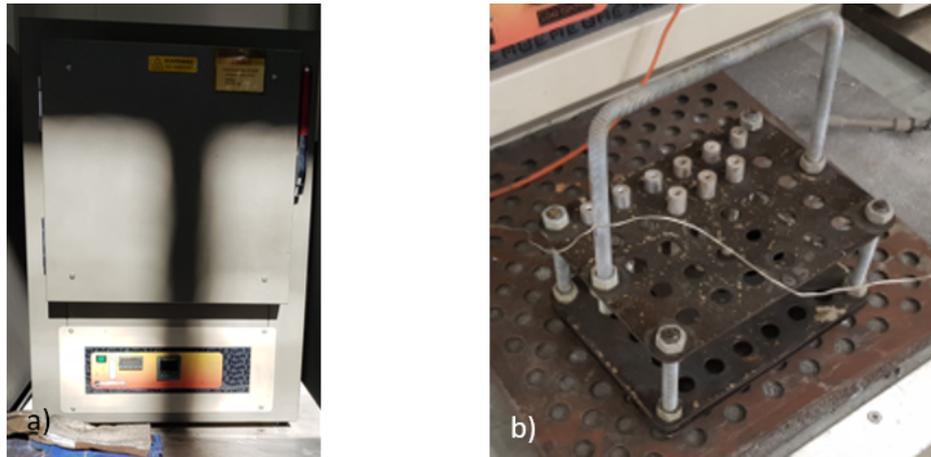


Abbildung 5.4: a) Wärmebehandlungs-ofen Carbolite HAT 6/28 und b) Abschreckvorrichtung zum verzugsarmen (stehenden) Abschrecken der Zugproben

5.3 Zugversuche

Im Anschluss an die Probenvorbereitung und Wärmebehandlung, wurden die mechanischen Kennwerte ermittelt. Die Zugprüfung erfolgte mit einer Zwick/Roell Z250, siehe Abbildung 5.5. Die Proben der Form A wurden mittels Keilspanbacken eingespannt und die Verlängerung mit einem makroXtens Extensiometer ermittelt.



Abbildung 5.5: Zugprüfmaschine Zwick/Roell Z250 am LS f. Umformtechnik (Montanuniversität Leoben)

Aufgrund der abweichenden Probengeometrie von Serie 1 wie in Tabelle 5.3 ersichtlich, wurden die Zugversuche von Serie 1 mit einer Anfangsmesslänge von 20mm durchgeführt. Bei Serie 2 und 3 wurden die Versuche mit einer Anfangsmesslänge von 30mm ausgeführt. Der Ausgangsdurchmesser der Proben wurde an 3 Stellen im parallelen Bereich der Zugproben mittels Schublehre gemessen und im Anschluss zur Eingabe in das Messprogramm gemittelt. Von jedem Probenzustand wurden 3 Proben geprüft.

5.4 Schliffpräparation

Für die folgenden Untersuchungen, wie Härtemessungen und die Gefügecharakterisierung am Lichtmikroskop, wurden die gezogenen Zugproben an der Einspannstelle geschnitten und, Proben zur Schliffpräparation entnommen.

Die Proben wurden mittels einer ATM Billant 221 herausgetrennt. Die Probenentnahme erfolgte links und rechts außerhalb des parallelen Bereichs der bereits gezogenen Proben, damit sie keine Verformungen aus dem Zugversuch aufweisen. Die Entnahmestellen sind in Abbildung 5.6 gekennzeichnet.

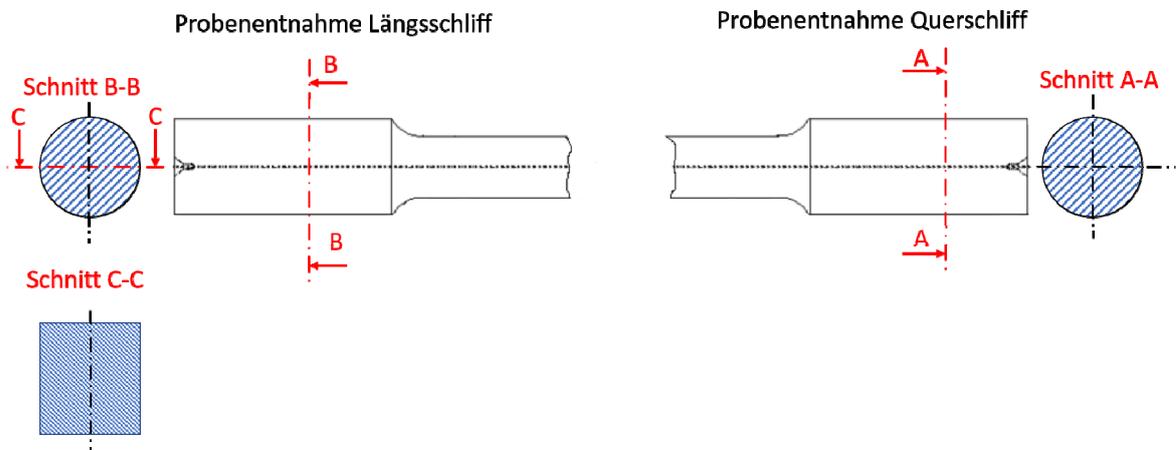


Abbildung 5.6: Entnahmestellen der Proben für die Schliffpräparation, Schnitt C-C entspricht dem Längsschliff, Schnitt A-A dem Querschliff

Nach der Probenentnahme wurden die Teilstücke in eine metallografische Probenmasse eingebettet. Hierbei wurden zwei unterschiedliche Einbettmittel verwendet. Um eventuelle Einflüsse aus der Warmeinbettpresse die Temperaturen von 180°C erreicht zu vermeiden, wurden jene Proben die bei 155°C bzw. 170°C ausgelagert wurden kalt eingebettet. Dazu wurde das Kalteinbettmittel EpoFix Kit verwendet, dabei handelt es sich ein Zweikomponenten Epoxid Einbettmittel, welches beim Aushärten Temperaturen bis zu 60°C erreicht und damit unter den Auslagerungstemperaturen liegt.

Alle Proben die bei 190°C warmausgelagert wurden, wurden warmeingebettet. Dies erfolgte mit der Warmeinbettpresse der Marke Struers CitoPress-10. Als Warmeinbettmittel wurde BAKELIT schwarz verwendet.

Im Anschluss wurden die Proben mit dem Schleif- und Polierautomaten ATM Sapiet 550 geschliffen und poliert. Die verwendeten Methoden sind in Tabelle 5.6 angeführt.

Bei den T6 wärmebehandelten Proben, zeigte sich eine starke Zunahme der Porosität der mittels Methode 1 aufbereiteten Proben. Daher wurde zum Vergleich Methode 2 angewendet.

Tabelle 5.6: Verwendete Präparationsmethoden

Schritte	Methode 1	Methode 2
Schleifen:	250-2500 Körnung	320 Körnung
Vorpolieren	3µm	9µm
Feinpolieren	1µm	3µm
-	-	OPS

5.5 Härtemessungen

Das Härteprüfgerät EMCOTEST M1C 010 welches in Abbildung 5.7 a) ersichtlich ist, wurde zum Ermitteln der Härte verwendet. Die Härtemessungen erfolgten an den bereits eingebetteten und polierten Proben. Die Härte wurde sowohl am Längs-, als auch am Querschliff nach Brinell HB1/10 bestimmt. Wie anhand Abbildung 5.7 ersichtlich wurde sie an sechs Stellen im Längsschliff, sowie an 3 Stellen im Querschliff vermessen.

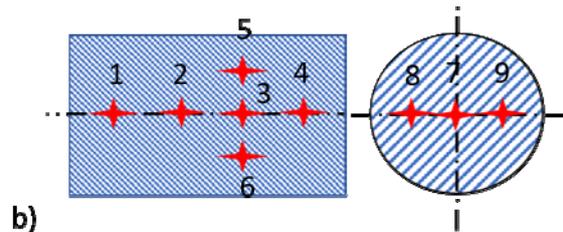


Abbildung 5.7: a) Härteprüfgerät EMCOTEST M1C 010 und b) Positionen der Härtemessungen am Längs- und Querschliff (siehe Abbildung 5.6)

5.6 Gefügecharakterisierung

Zur Gefügecharakterisierung, sowie den Porositätsmessungen wurde das Mikroskop Olympos BX53M verwendet.

Die Porositätsmessungen wurden mit der zugehörigen Software von Olympus ausgeführt. Über Einstellung eines Schwellwertes, kann das Programm „Phasenanalyse“ unterschiedliche Gefügebestandteile, unter anderem auch Poren nach Grauwerten optisch differenzieren. Die Analyse erfolgte an ungeätzten Proben, dabei wird die gewünschte Phase eingefärbt wie in Abbildung 5.9 a) ersichtlich, und der prozentuelle Anteil über die Fläche ermittelt. Die Messungen erfolgten an den eingebetteten und polierten Proben am Längsschliff. Es wurden je Probe 6 Messungen bei 50-facher, 100-facher und 200-facher Vergrößerung durchgeführt. In Abbildung 5.8 sind die Positionen der Aufnahmen ersichtlich.

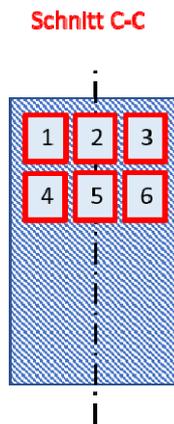


Abbildung 5.8: Positionen der Porositätsmessungen am Längsschliff (siehe Abbildung 5.6)

In der nachfolgenden Tabelle 5.7 sind die Größen der vermessen Bildausschnitte angegeben.

Tabelle 5.7: Vermessene Flächen bei der Porositätsanalyse

Vergrößerung	50fach	100fach	200fach
Abmessungen des Bildausschnittes [mm]	2,7 x 2,1	1,34 x 1,04	0,67x0,52
Fläche des Bildausschnittes [mm ²]	5,67	1,3936	0,3484

Neben den Porositätsmessungen mittels der Olympus Software, wurde diese Methode auch zur Auszählung bzw. Vermessung der Siliziumpartikel in den T6 wärmebehandelten Proben genutzt (siehe Abbildung 5.9 b)). Dafür wurden ebenfalls die polierten Proben verwendet. Aufgrund der Feinheit der Siliziumpartikel wurde hierfür eine 1000-fache Vergrößerung verwendet. Es wurde jeweils eine für die gesamte Probenfläche, hinsichtlich der Verteilung der Siliziumpartikel repräsentative Aufnahme vermessen.

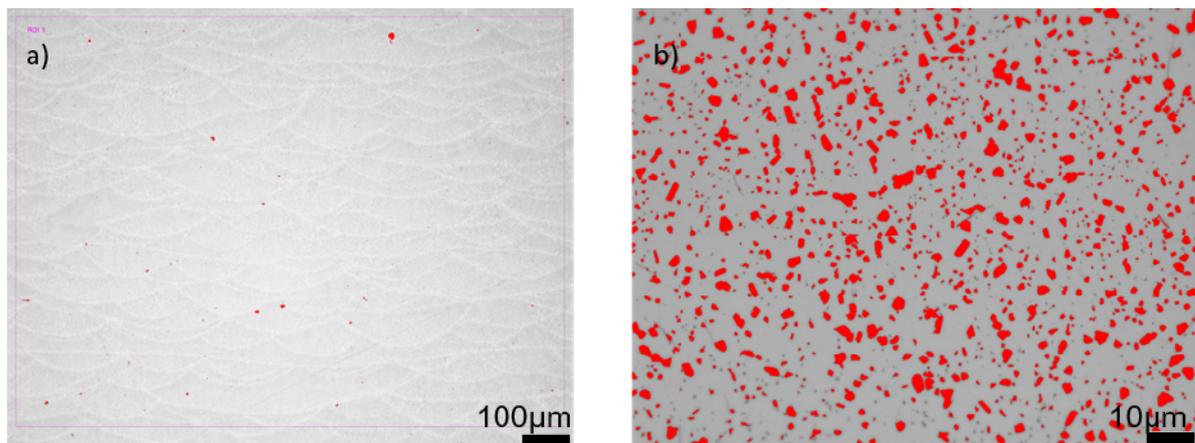


Abbildung 5.9: a) Porositätsmessung an 165°C 190°C 4h b) Si-Partikel Größenbestimmung an RT LG 190°C 4h

Im Anschluss an die Phasenanalyse wurden die Proben für die Gefügebeurteilung mit verdünnter HF geätzt.

5.7 Rauigkeitsmessung

Die Rauigkeitsmessungen wurden an einem Alicona Konfokalmikroskop durchgeführt. Hierbei wurde die Profilrauheit und die Flächenrauheit einer endkonturnahen Probe ermittelt. Es wurde im parallelen Bereich der Zugproben ein Bereich von ca. 1,53cm x 3,95mm mit 50-facher Vergrößerung vermessen. Der Messbereich wurde aus 10 (2 x 5) Aufnahmen zusammengesetzt. Da es sich beim Messbereich um eine zylindrische Oberfläche handelt, wurde dieser im Anschluss über einen Korrekturwert eingeebnet und die Flächen-, sowie die Profilrauheit bestimmt.

6. Untersuchungsergebnisse und Diskussion

6.1 Zugversuche

Die Proben von Serie 1 wurden mit einer Anfangsmesslänge von 20mm gezogen, Serie 2 und Serie 3 hingegen mit einer Anfangsmesslänge 30mm. Dies wirkt sich sehr stark auf die gemessene Bruchdehnung aus. Die Bruchdehnung ist geometrieabhängig, da der Anteil des eingeschnürten Bereichs bei der kurzen Messlänge größer als bei einer längeren Messlänge ist, wird die Bruchdehnung somit bei kurzen Proben überschätzt [85]. Der E-Modul, die 0,2% Dehngrenze und die Zugfestigkeit bleiben unbeeinflusst. Daher wurden die angesprochenen Proben der Serie 1 in der vorliegenden Arbeit nur für den Vergleich der Festigkeitswerte herangezogen.

6.1.1 Vergleich der Ausgangszustände ohne Wärmebehandlung

Abbildung 6.1 zeigt die mit dem Alicona Konfokalmikroskop ermittelte Oberflächenrauigkeit einer **RT ab** Probe in Aufbaurichtung. Wie der Abbildung zu entnehmen, liegen die gemessenen Werte von R_z im Bereich im 40-60 μm . Dies deckt sich mit den vom Hersteller angegebenen Werten in Tabelle 5.1. Die **RT** und die **165°C** Proben weisen wegen der spanenden Nachbearbeitung wesentlich geringere Rauheitswerte auf.

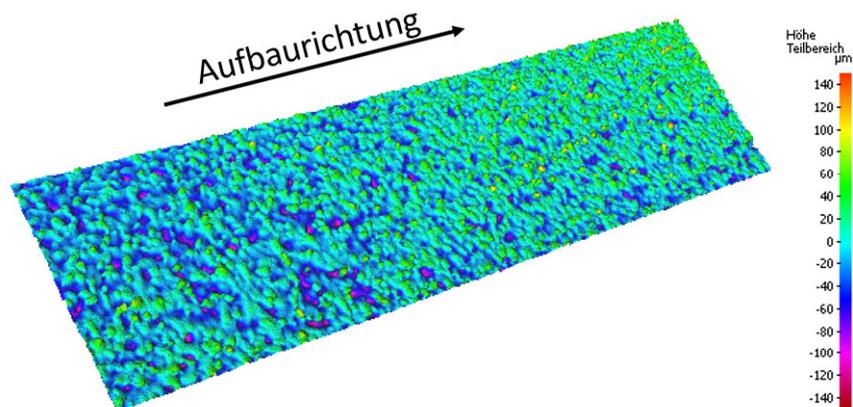


Abbildung 6.1: Oberflächenrauigkeit der RT ab Proben nach dem Sandstrahlen

In Abbildung 6.2 sind die mittels der Zugversuche aufgenommenen σ - ϵ Kurven der unterschiedlichen Probenzustände ohne Wärmebehandlung, also die Ausgangszustände **RT ab** (Serie 1, Bauplattformtemperatur 35°C, endkonturnah gedruckt), **RT** (Serie 2, Bauplattformtemperatur 35°C, spanend nachbearbeitet) und **165°C** (Serie 3, Bauplattformtemperatur 165°C, spanend nachbearbeitet) dargestellt. Zusätzlich zu dem

σ - ϵ Diagramm, werden die darin ermittelten Kennwerte im anschließenden Balkendiagramm gegenübergestellt.

Wie aus Abbildung 6.2 ersichtlich, liegen die Spannungs-Dehnungs-Kurven der einzelnen Probenserien nahezu deckungsgleich übereinander, die ermittelten Kennwerte haben eine geringe Streuung. Daher wurden die Standardabweichungen im Balkendiagramm in Abbildung 6.3 nicht eingetragen. Lediglich die **RT ab** weisen wegen der Oberflächenbeschaffenheit etwas größere Streuungen auf. Die Kennwerte der einzelnen Proben, sowie die gemittelten Werte und Standardabweichungen sind im Anhang in Tabelle A1 ersichtlich.

Die **RT ab** Proben, sowie die **RT** Proben zeigen einen sehr ähnlichen Verlauf. Die 0,2%-Dehngrenze liegt bei beiden Probenzuständen bei ~245MPa. Die Zugfestigkeit ist bei den **RT** Proben um ca. 55MPa erhöht und erreicht Werte von 482MPa. Auch die Bruchdehnung erreicht einen wesentlich höheren Wert von ~6%. Dies kann auf die geringere Oberflächenrauheit zurückgeführt werden.

Bei Betrachtung des Verlaufs der Spannungs-Dehnungs-Kurven der Proben von **RT** mit **165°C**, zeigt sich das die bei 165°C gedruckten Proben etwas stärker verfestigen. Die 0,2%-Dehngrenze zeigt einen leichten Anstieg, die Bruchdehnung und somit auch die Zugfestigkeit sind etwas geringer. Die entsprechenden Werte sind dem Balkendiagramm zu entnehmen.

Wie in Kapitel 4.1.2 beschrieben ändert sich durch die erhöhte Plattformtemperatur die Abkühlrate, dies beeinflusst den Ausscheidungszustand bzw. das Gefüge und wirkt sich auf die mechanischen Eigenschaften aus. Es ist laut Literatur [65][70][83] davon auszugehen, dass es hier bereits beim Bau zur vermehrten Ausscheidung von Silizium [60] und Mg_2Si kommt was die Versetzungsbewegung behindert.

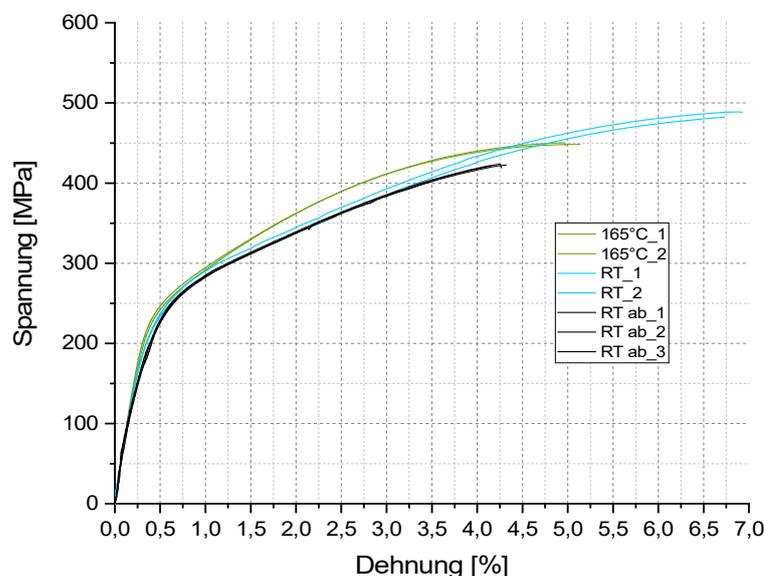


Abbildung 6.2: σ - ϵ Diagramm der Proben **RT ab**, **RT** und **165°C** ohne WBH

Aus dem σ - ϵ Diagramm in Abbildung 6.2 wird ersichtlich das die Gleichmaßdehnung A_g gleich der Bruchdehnung und daher die Zugfestigkeit gleich der Bruchspannung ist. Die Proben weisen keine Einschnürung auf, das Bruchverhalten ist überwiegend spröde.

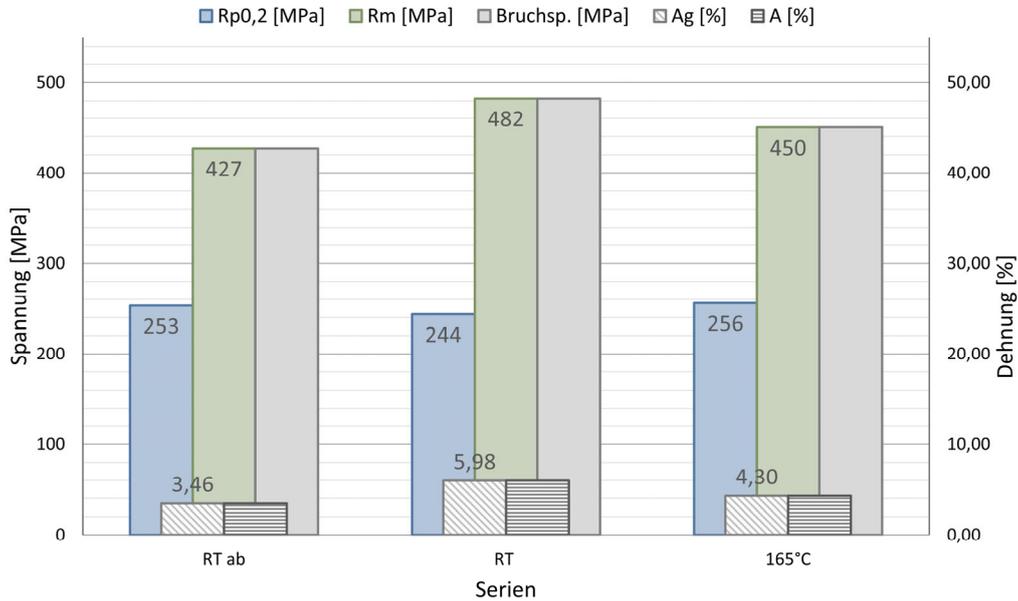


Abbildung 6.3: Kennwerte der Proben *RT ab*, *RT* und *165°C* ohne WBH, die entsprechenden Zahlenwerte sind im Anhang in Tabelle A1 aufgelistet

Abbildung 6.4 zeigt die mittels Stereomikroskop aufgenommenen Bilder der Bruchflächen einer *RT*, sowie einer bei *165°C* gedruckten Probe. Wie bereits anhand der Zugversuchsergebnisse dargestellt, zeigt sich bei den Proben keine Einschnürung und ein überwiegend sprödes Bruchverhalten.

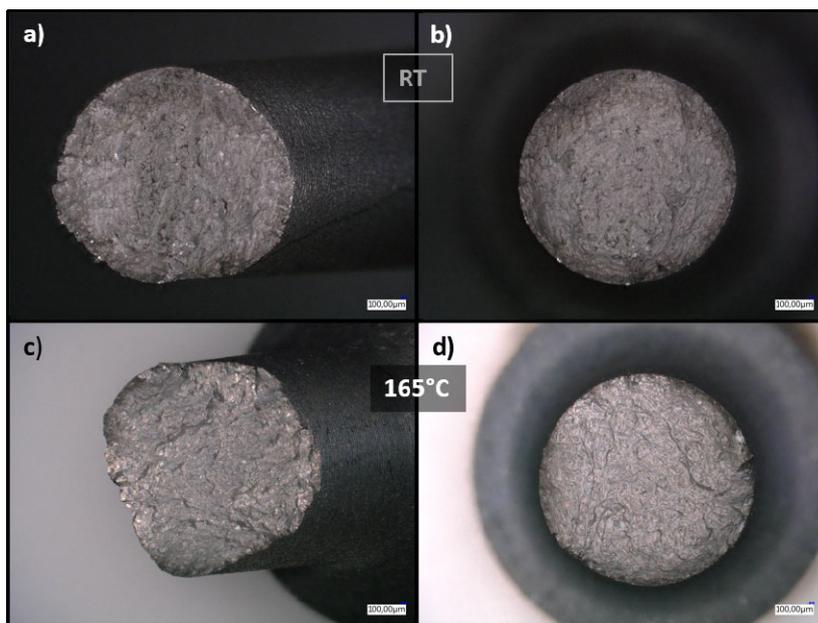


Abbildung 6.4: Stereomikroskop Aufnahmen einer *RT* Probe a) und b), sowie einer *165°C* Probe c) und d)

6.1.2 Einfluss des Warmauslagerns (T5) auf die Festigkeit der RT ab Proben, sowie der RT Proben

In diesem Unterkapitel wird der Einfluss des Warmauslagerns bei 155°C, 170°C und 190°C mit unterschiedlicher Auslagerungsdauer von 4, 8 und 12 Stunden auf die Festigkeit beschrieben. Es werden zwei Ausgangszustände verglichen **RT ab** und **RT**, um den Einfluss der Oberflächenrauigkeit zu zeigen.

In den folgenden σ - ϵ Diagrammen, sowie den Balkendiagrammen mit den Kennwerten, ist jeweils eine Auslagerungstemperatur mit ansteigender Auslagerungsdauer aufgetragen. Zur besseren Übersicht bzw. zum leichteren Vergleich enthält jedes Diagramm auch die Werte der Ausgangszustände (gepunktete σ - ϵ Kurven und strichlierte Balken).

Warmauslagern bei 155°C

Wie aus den Diagrammen in Abbildung 6.5, sowie Abbildung 6.6 ersichtlich ist das Maximum der erzielbaren Festigkeitssteigerung bei den **RT** Proben nach einer Auslagerungsdauer von 8 Stunden bei 155°C erreicht, und zeigt sich mit steigender Auslagerungsdauer (12 Stunden) keine signifikante Veränderung.

Wie den Diagrammen zu entnehmen, kommt es zu einem Anstieg der 0,2%-Dehngrenze auf rund 306MPa, d.h. es kommt zu einem Anstieg von ca. 25% (~60MPa) gegenüber dem Ausgangszustand. Die Zugfestigkeit erreicht rund 513MPa, was einer Steigerung von ca. 6% (~30MPa) entspricht, bei gleichzeitiger Abnahme der Bruchdehnung (~37%) auf Werte von ca. 3,8%.

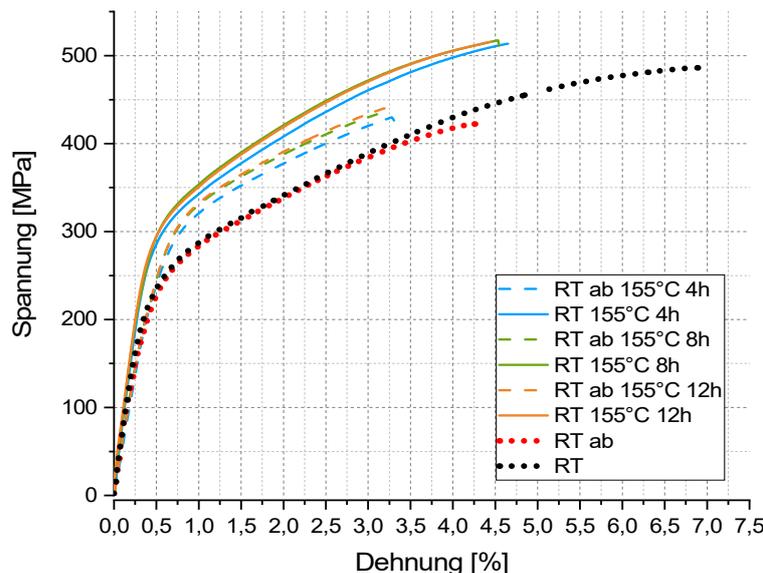


Abbildung 6.5: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT ab sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 155°C für 4, 8 und 12 Stunden

Bei den **RT ab** Proben, zeigt sich das gleiche Verhalten bei $R_{p0,2}$ und bei der Bruchdehnung. Das Maximum der 0,2%-Dehngrenze wird nach 8 Stunden Auslagerungsdauer erreicht und entspricht annähernd den Werten der **RT** Proben. Bei der Zugfestigkeit der **RT ab** Proben lässt mit steigender Auslagerungsdauer kein bemerkenswerter Unterschied zum Ausgangszustand feststellen. Im Vergleich mit den **RT** Proben, zeigt sich wieder wie bei den Ausgangszuständen (**RT ab** und **RT**) der Einfluss der höheren Oberflächenrauheit, in Form einer verringerten Bruchdehnung und Zugfestigkeit. Die Zugfestigkeiten von **RT ab** sind um ca. ~80MPa gegenüber den spanend bearbeiteten Proben reduziert. Die Bruchdehnung ist wie zu erwarten bei den **RT ab** Proben nach erfolgter Wärmebehandlung aufgrund der gesteigerten Festigkeit um ~30% niedriger als beim Ausgangszustand, und bei niedrigeren Werten als bei den **RT** Proben.

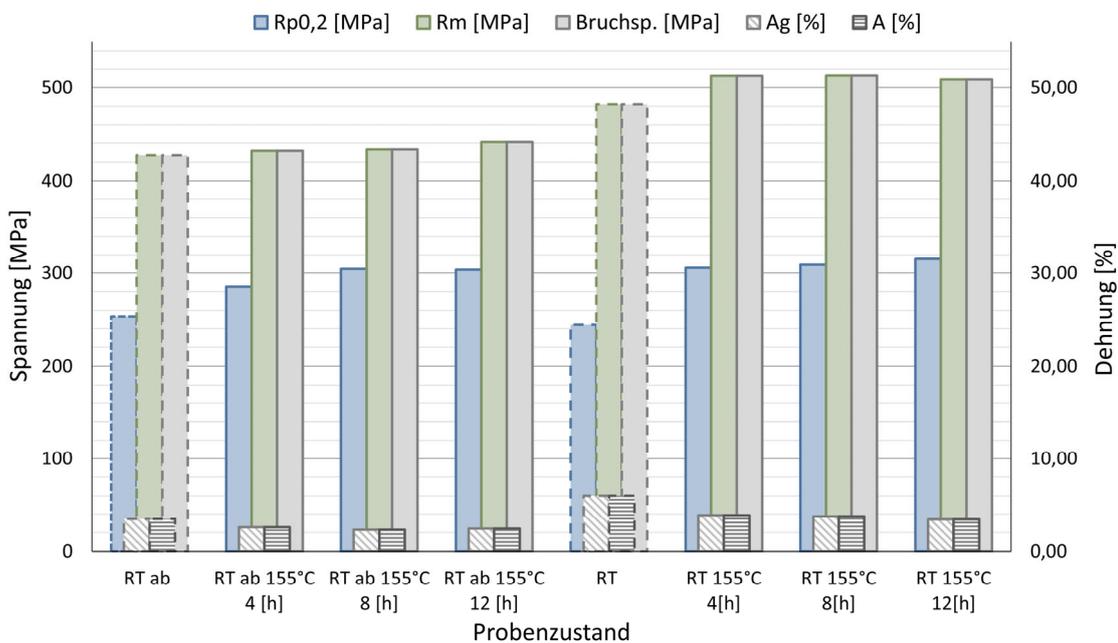


Abbildung 6.6: Kennwerte der Proben RT ab, sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 155°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A2 aufgelistet

Warmauslagern bei 170°C

Der Festigkeitsanstieg bei den **RT** Proben ist bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C geringer als bei 155°C. Das Maximum der erreichbaren Festigkeitswerte wird nach 4 Stunden Auslagerungsdauer erzielt, wie in Abbildung 6.7 und Abbildung 6.8 ersichtlich. Die 0,2%-Dehngrenze erreicht Werte von rund 309MPa, die Zugfestigkeit Werte von rund 503MPa, dies entspricht annähernd den Werten der bei 155°C für 4 Stunden ausgelagerten Proben.

Bei einer Auslagerungsdauer von 8 Stunden kommt es zu einem leichten Abfall der $R_{p0,2}$ Werte. Dies gilt sowohl für die **RT ab** als auch die **RT** Proben. Die Zugfestigkeit sinkt auch mit steigender Auslagerungsdauer bei den **RT** Proben, die Bruchdehnung zeigt daraus

folgend einen leichten Anstieg mit steigender Auslagerungsdauer. Bei Vergleich der **RT ab** mit den **RT** Proben zeigt sich wieder das gleiche Verhalten wie bei den bei 155°C ausgelagerten Proben. Die $R_{p0,2}$ Dehngrenzen weisen nahezu idente Werte bei beiden Ausgangszuständen mit steigender Auslagerungsdauer auf. Die Zugfestigkeitswerte und die Bruchdehnung sind bei den **RT ab** Proben wieder deutlich geringer (~56MPa).

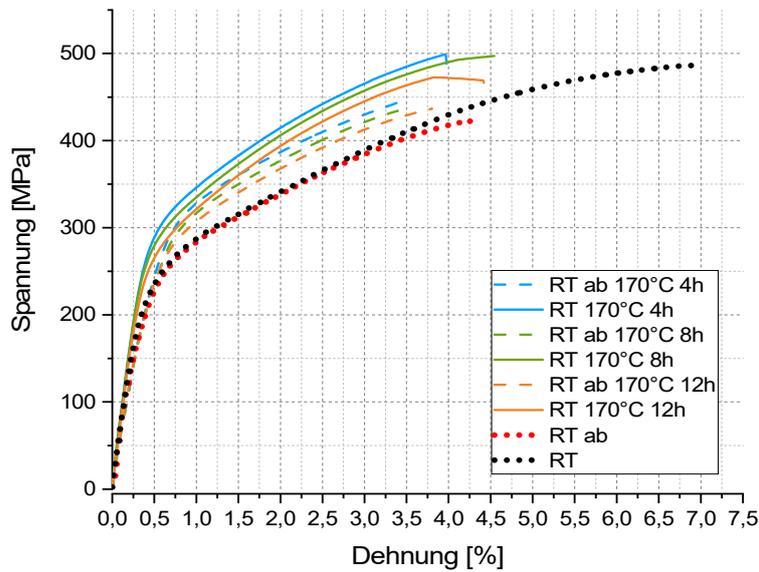


Abbildung 6.7: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT ab sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C für 4, 8 und 12 Stunden

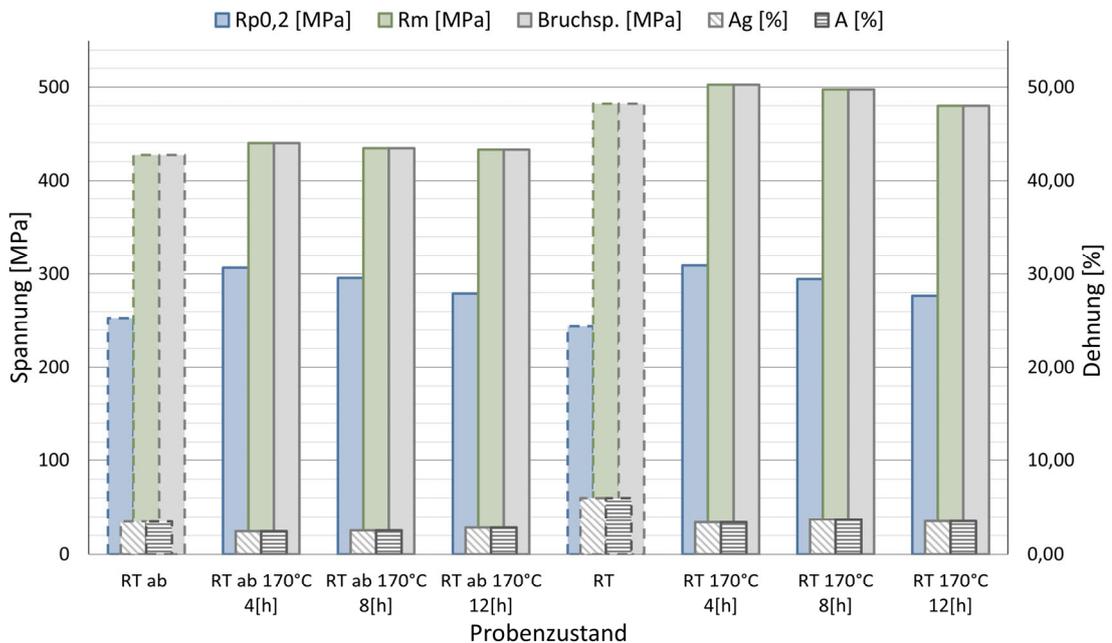


Abbildung 6.8: Kennwerte der Proben RT ab, sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A3 aufgelistet

Warmauslagern bei 190°C

Bei den weitem Abbildungen in diesem Unterkapitel handelt es sich um die bei 190°C warmausgelagerten Proben. Die Festigkeitswerte zeigen bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C eine weiter fallende Tendenz gegenüber den niedrigeren Auslagerungstemperaturen, wie aus Abbildung 6.9 bzw. Abbildung 6.10 zu entnehmen.

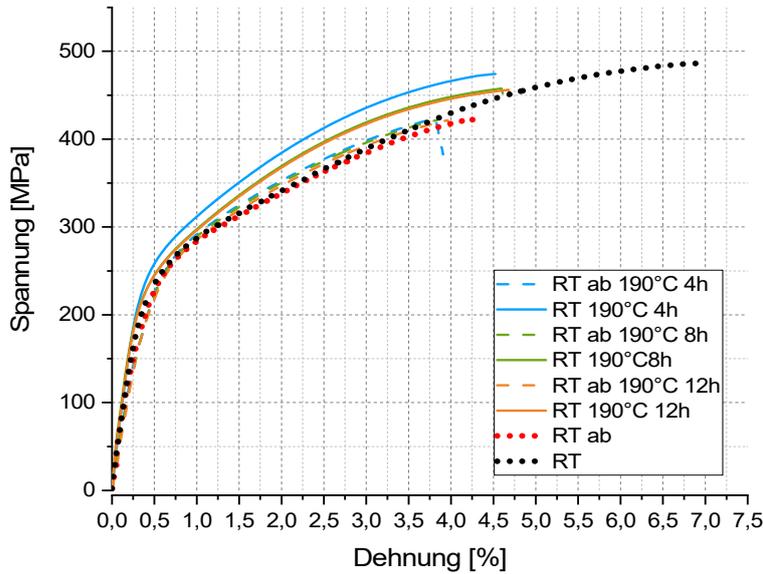


Abbildung 6.9: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT ab sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C für 4, 8 und 12 Stunden

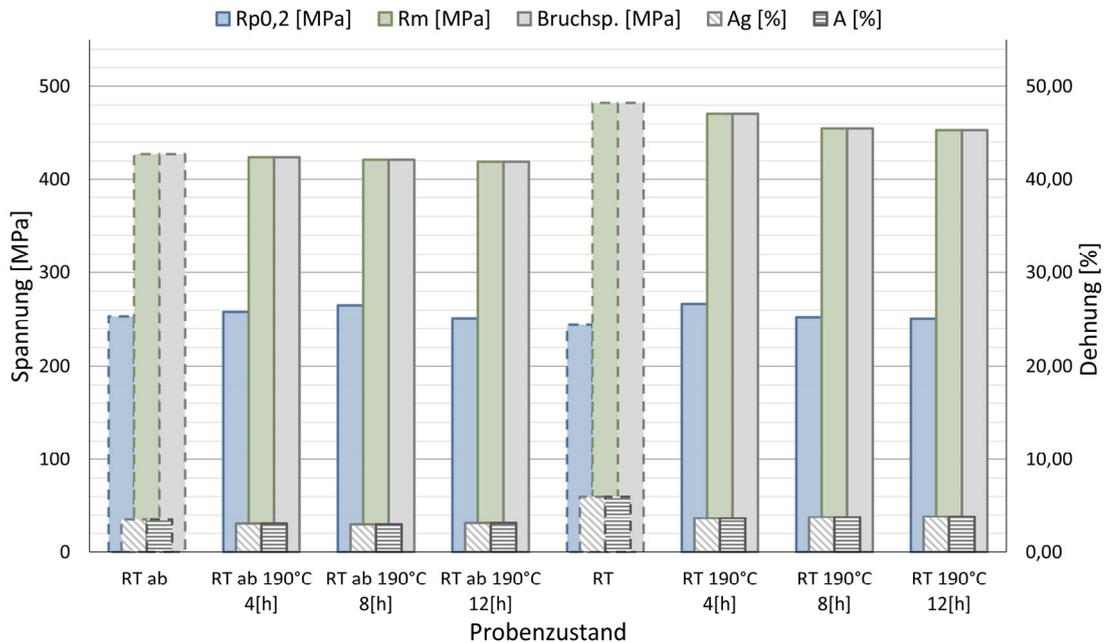


Abbildung 6.10: Kennwerte der Proben RT ab, sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A4 aufgelistet

Im Gegensatz zu den bei 155°C bzw. 170°C ausgelagerten Proben zeigt sich bei dieser Auslagerungstemperatur keine Festigkeitssteigerung gegenüber den Grundzuständen (siehe

Balkendiagramm Abbildung 6.10) mehr. Die **RT ab** Proben zeigen keine wesentliche Veränderung zum Ausgangszustand. Bei den **RT** Proben zeigt sich ein leicht erhöhtes Verfestigungsverhalten im plastischen Bereich der σ - ϵ Kurven gegenüber dem Grundzustand. Mit steigender Auslagerungsdauer zeigt sich ein leichter Abfall der Zugfestigkeiten, sowie ein minimaler Anstieg der Bruchdehnungen. Ein geringfügiger Anstieg des $R_{p0,2}$ Wertes ist bei 4 Stunden Auslagerungsdauer zu beobachten. Bei Gegenüberstellung der **RT ab** Proben mit den **RT** Proben zeigt sich das gleiche Verhalten wie bei den bei niedrigerer Temperatur ausgelagerten Proben. Die Zugfestigkeiten ($\sim 38\text{MPa}$), sowie die Bruchdehnungen sind bei den **RT** Proben höher als bei den **RT ab** Proben. Die Werte von $R_{p0,2}$ sind nahezu ident.

Zusammenfassung

Die maximale Festigkeit der **RT** Proben wird bei einer Auslagerungstemperatur von 155°C und 8 Stunden bzw. bei 170°C und einer Auslagerungsdauer von 4 Stunden erreicht. Die 0,2%-Dehngrenze erreicht Werte von rund 306MPa und Zugfestigkeiten von ca. 513MPa bei gleichzeitiger Reduktion der Bruchdehnung. Bei einer Auslagerungsdauer von 8 bzw. 12 Stunden bei 170°C und bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C kann nur mehr ein Festigkeitsabfall beobachtet werden. Die Proben werden überaltert. Dies ist in Abbildung 6.11 zur Übersicht dargestellt.

Der Einfluss der Oberflächenrauigkeit zeigt sich hier gleich wie bei den Proben im Bauzustand ohne anschließende WBH. Es zeigt sich eine deutliche Reduktion der Bruchdehnung und damit auch der Zugfestigkeit, die 0,2%-Dehngrenze bleibt unbeeinflusst.

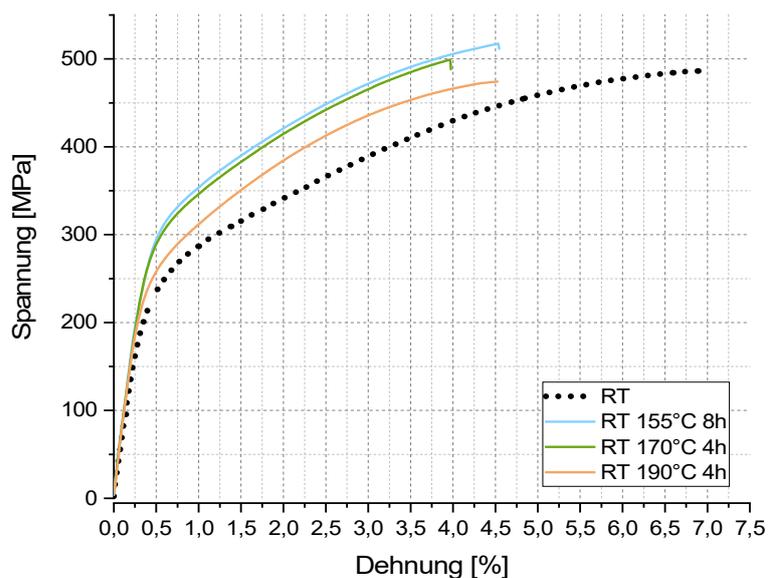


Abbildung 6.11: Vergleich der höchsten erreichbaren Festigkeiten bei T5

6.1.3 Einfluss des Warmauslagerns (T5) auf die Festigkeit der bei 165°C gedruckten Proben

Hier wird der Einfluss des Warmauslagerns auf die bei 165°C gedruckten Proben gezeigt. Die Auslagerungstemperaturen lagen bei 170 und 190°C für jeweils 4, 8 und 12 Stunden. Es erfolgt ein direkter Vergleich der beiden Ausgangszustände **RT**, sowie **165°C** nach der Wärmebehandlung. Zur besseren Übersicht bzw. zum leichtern Vergleich enthält jedes Diagramm die Werte der Ausgangszustände (wie vorne).

Eine Auslagerungstemperatur von 155°C wurde hier nicht untersucht, da aufgrund der höheren Bauplattformtemperatur kein Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften zu erwarten ist.

Warmauslagern bei 170°C

Das nachfolgende σ - ϵ Diagramm in Abbildung 6.12 und das Balkendiagramm in Abbildung 6.13 zeigen den direkten Vergleich zwischen den **RT** und bei **165°C** gedruckten Proben nach einem Warmauslagern bei 170°C und einer Auslagerungsdauer von 4, 8 und 12 Stunden. Die Festigkeitswerte der **RT** Proben nach der Warmauslagerung wurden bereits im vorherigen Kapitel 6.1.2 beschrieben.

Wie aus dem σ - ϵ Kurven in Abbildung 6.12 ersichtlich liegen die ausgelagerten **165°C** Proben nahezu deckungsgleich unter den 165°C Proben des Ausgangszustandes.

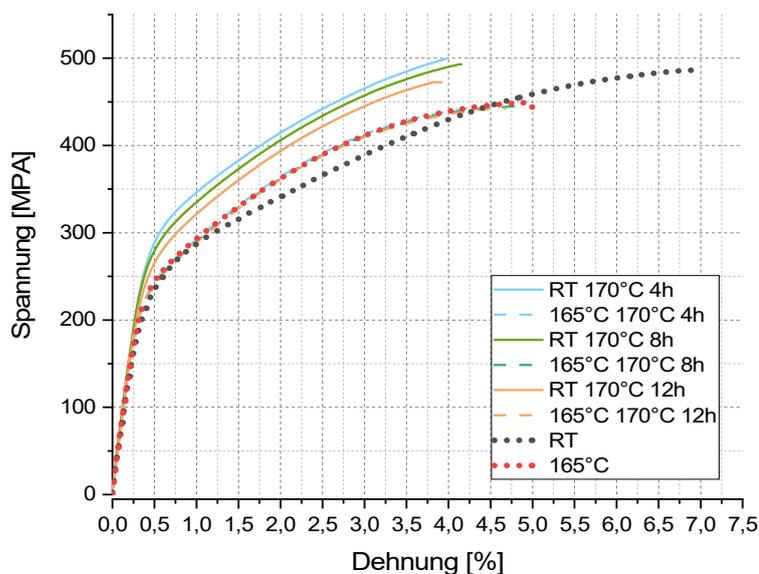


Abbildung 6.12: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT sowie 165°C bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C für 4, 8 und 12 Stunden

Anhand der Kennwerte des Balkendiagramms in Abbildung 6.13, zeigt sich wie erwartet bei den bei 165°C gedruckten Proben bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C keine

Tendenz zu einer Festigkeitssteigerung. Nach einer Auslagerungsdauer 4 Stunden beträgt die 0,2%-Dehngrenze $\sim 250\text{MPa}$ und die Zugfestigkeit $\sim 446\text{MPa}$, dies entspricht annähernd dem Ausgangszustand. Die Bruchdehnung ist gegenüber dem Ausgangszustand minimal verringert.

Die Festigkeit liegt unter den **RT** Proben und jenen bei 170°C ausgelagerten Proben. Nach einer Auslagerungsdauer von 4 Stunden wurden die $R_{p0,2}$, sowie die R_m Werte um $\sim 58\text{MPa}$ reduziert.

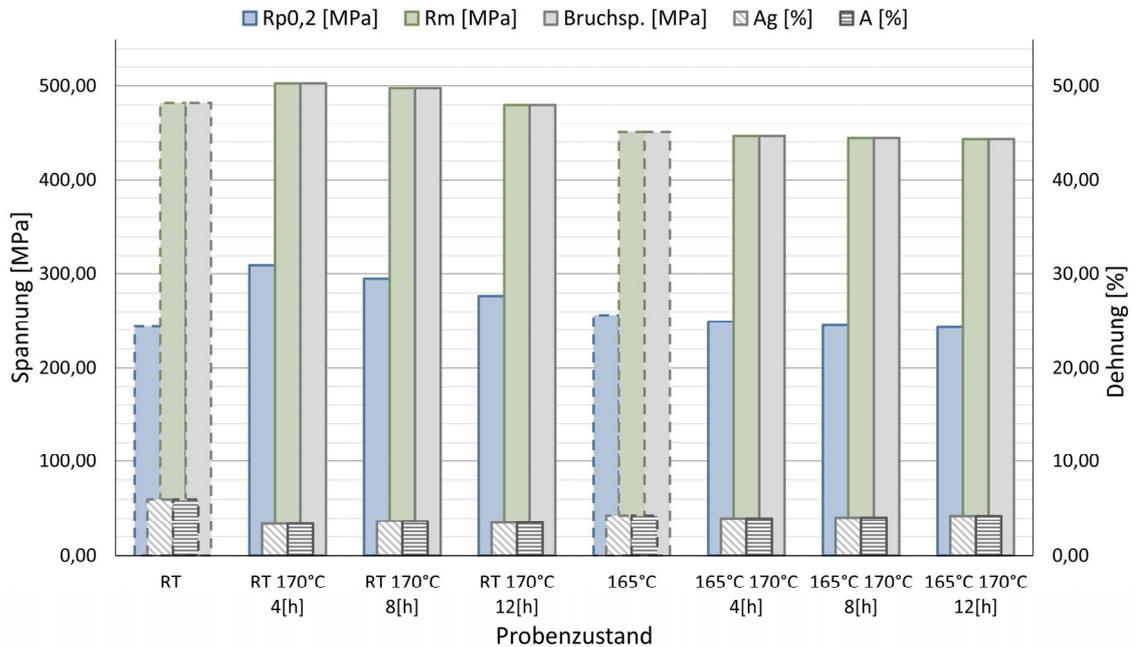


Abbildung 6.13: Kennwerte der Proben RT, sowie 165°C bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A3 aufgelistet

Warmauslagern bei 190°C

Bei der Auslagerungstemperatur von 190°C zeigt sich der zu erwartende Festigkeitsabfall wie in Abbildung 6.14 den gemittelten σ - ϵ Kurven und im Balkendiagramm in Abbildung 6.15 ersichtlich.

Bereits nach einer Auslagerungsdauer 4 Stunden zeigt sich bei den **165°C** Proben eine Verringerung der 0,2%-Dehngrenze und der Zugfestigkeit. Die Bruchdehnung ist im Vergleich zum Ausgangszustand nahezu unverändert.

Die **RT** Proben zeigen wie bereits in Kapitel 6.1.2 beschrieben einen Festigkeitsabfall mit steigender Auslagerungsdauer. Im Gegensatz zu den **165°C** Proben liegen die $R_{p0,2}$ aber annähernd oder minimal erhöht über dem Ausgangszustand. Die Bruchdehnung liegt jedoch bei deutlich geringeren Werten als der Ausgangszustand.

Wie dem Balkendiagramm zu entnehmen, weisen die **RT** Proben nach einer Auslagerungsdauer von 12 Stunden annähernd die gleichen Festigkeitswerte auf wie der Ausgangszustand, der bei 165°C gedruckten Proben.

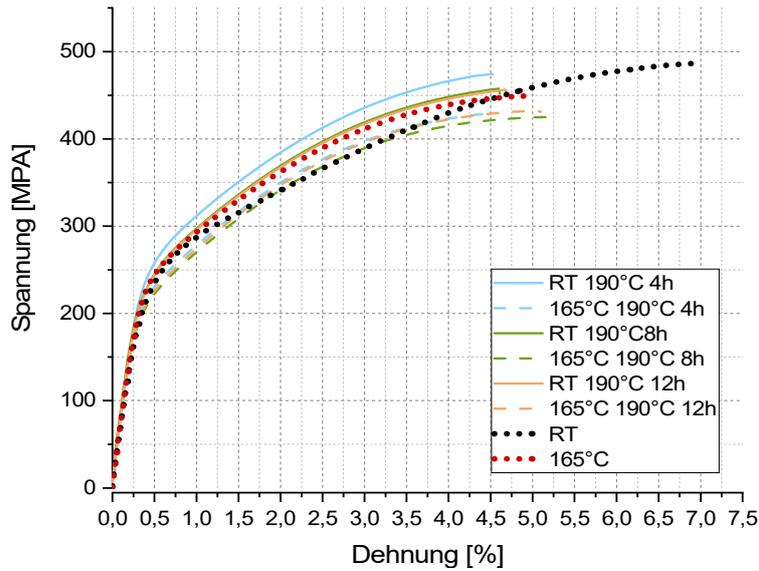


Abbildung 6.14: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT sowie 165°C bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C für 4, 8 und 12 Stunden

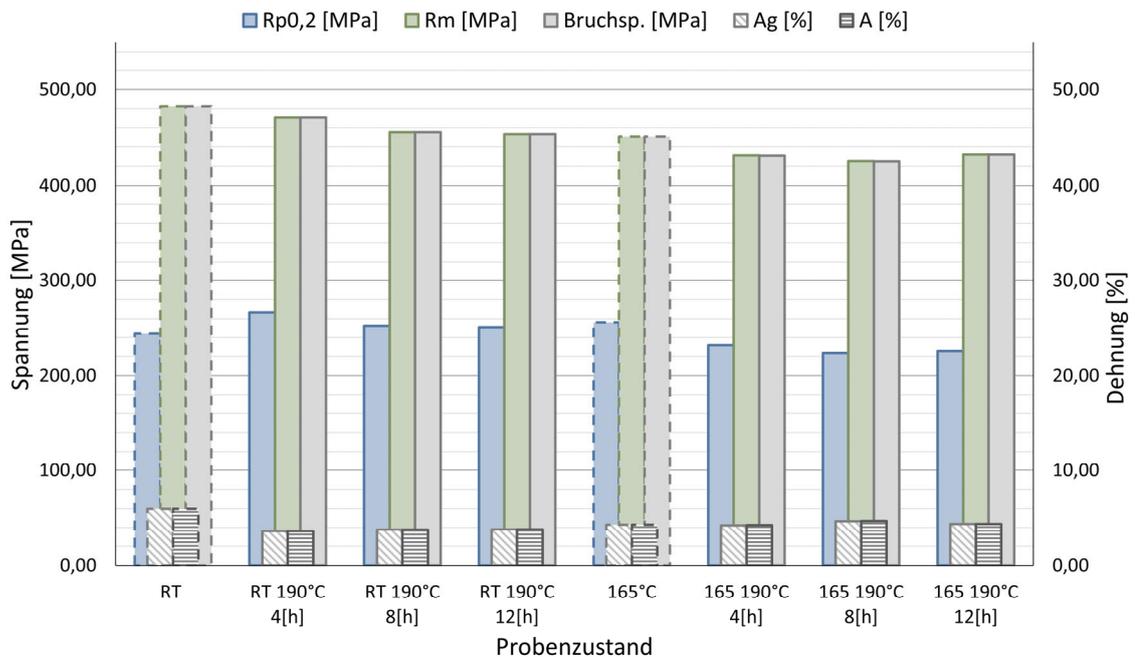


Abbildung 6.15: Kennwerte der Proben RT, sowie 165°C bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A4 aufgelistet

Zusammenfassung

Durch die erhöhte Plattformtemperatur von 165°C, zeigt sich bei 170°C bzw. 190°C keine Tendenz zur Festigkeitssteigerung mehr. Die 0,2%-Dehngrenze, sowie die Zugfestigkeit können durch das Warmauslagern nicht über den Ausgangszustand angehoben werden. Im Gegensatz zu den *RT* Proben zeigt sich kein Einfluss auf die Bruchdehnung.

6.1.4 Einfluss einer T6 Wärmebehandlung auf die RT ab und RT Proben

In diesem Kapitel werden die Proben von **RT ab** und **RT** die der T6 Wärmebehandlung unterzogen worden sind behandelt. Die Darstellung der Messergebnisse erfolgt gleich wie in den vorherigen Kapiteln.

Die **RT ab** Proben, sowie die **RT** Proben wurden bei 550°C für eine Stunde lösungsgeglüht, danach in Wasser abgeschreckt und im Anschluss bei 155°C, 170°C sowie 190°C für 4, 8 und 12 Stunden warmausgelagert.

Lösungsglühen bei 550°C+Warmauslagern bei 155°C

Wie aus dem σ - ϵ Diagramm in Abbildung 6.16 zu entnehmen, kommt es durch die T6 Wärmebehandlung, zu einem duktilerem Verformungsverhalten.

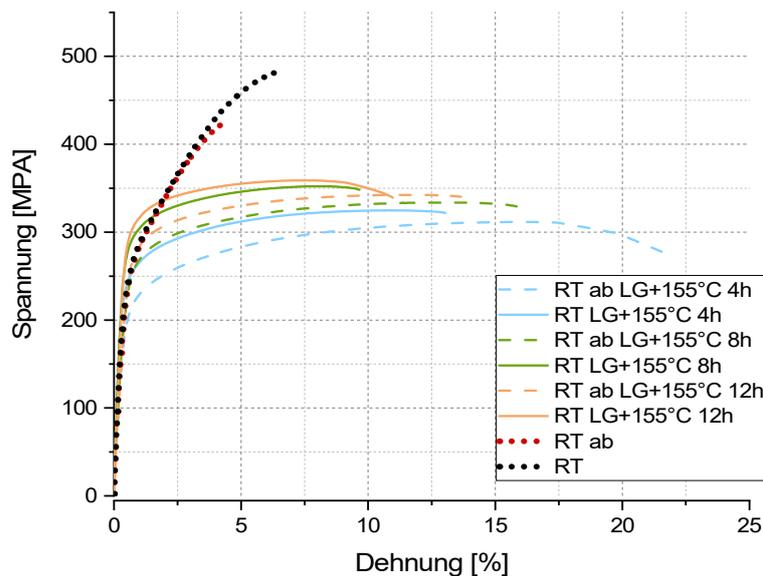


Abbildung 6.16: σ - ϵ Diagramm gemittelt, RT ab sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 155°C für 4, 8 und 12 Stunden

Die Kennwerte sind in Abbildung 6.17 ersichtlich. Beide Serien zeigen identes Verhalten. Nach erfolgter WBH nimmt die Zugfestigkeit deutlich ab und die Bruchdehnung zu. Aufgrund der abweichenden Probengeometrie (siehe Tabelle 5.3) weisen die **RT ab** Proben höhere Dehnungen auf als die die **RT** Proben.

Mit steigender Auslagerungsdauer nimmt die Festigkeit zu, das Festigkeitsmaximum ist nach einer Auslagerungsdauer von 12 Stunden erreicht. Wobei die $R_{p0,2}$ Werte höher liegen als beim Ausgangszustand, im Gegensatz zur Zugfestigkeit. Bei den **RT** Proben wird eine 0,2% Dehngrenze von 295MPa erreicht, was einer Erhöhung um 50MPa im Vergleich zum Ausgangszustand entspricht. Die Zugfestigkeit erreicht bei dieser Auslagerungstemperatur

ein Maximalwert von 358MPa, welcher damit um 125MPa niedriger liegt als der Bauzustand. Als Folge der reduzierten Zugfestigkeit kommt es zu einem Anstieg der Dehnungswerte. Die **RT ab** Proben zeigen ein vergleichbares Verhalten wie die **RT** Proben, mit einem starkem Festigkeitsabfall nach bereits 4 Stunden und einem leichten Anstieg der Festigkeit mit längeren Auslagerungszeiten (8 und 12 Stunden). Im Vergleich zu den **RT** Proben, weisen die **RT ab** Proben bei jeder Auslagerungsdauer um ~30MPa verringerte $R_{p0,2}$ Werte, sowie um rund ~13-20MPa kleinere R_m Werte auf.

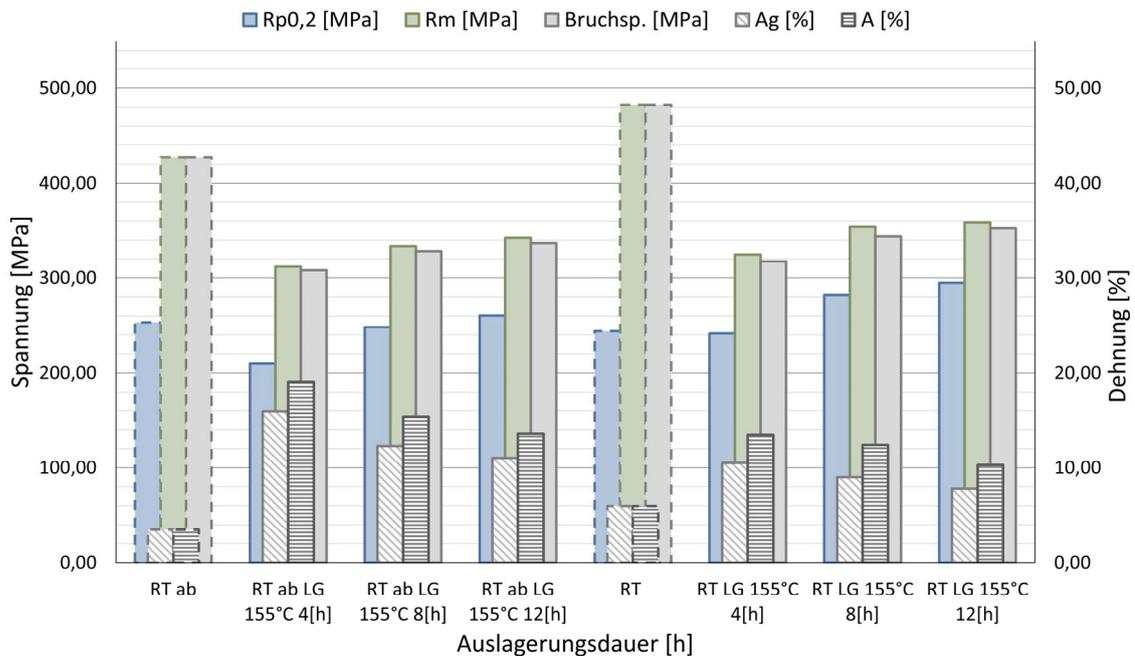


Abbildung 6.17: Kennwerte der Proben RT ab, sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 155°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A5 aufgelistet

Lösungsglühen bei 550°C+Warmauslagern bei 170°C

Abbildung 6.18 und Abbildung 6.19 beinhalten die Daten der T6 Wärmebehandlung bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C.

Durch die gewählte Auslagerungstemperatur von 170°C zeigt sich bereits bei einer Auslagerungsdauer von 4 Stunden, im Vergleich zu den bei 155°C Ausgelagerten Proben eine erhöhte 0,2%-Dehngrenze, welche mit steigender Auslagerungsdauer keine Änderung mehr zeigt. Im Gegensatz zum Ausgangszustand weisen die **RT** Proben, einen stärkeren Anstieg der $R_{p0,2}$ Werte auf als die **RT ab** Proben. Die Höchstwerte werden bei **RT ab**, sowie bei den **RT** Proben bei einer Auslagerungsdauer von 8 Stunden erreicht. Die Zugfestigkeit scheint ihr Maximum bereits nach 4 Stunden erreicht zu haben und zeigt danach keine signifikante Änderung mehr. Die Bruchdehnung weist sowohl bei den **RT ab** als auch bei den **RT** Proben im Vergleich zum Ausgangszustand einen leichten Anstieg auf, welcher mit steigender Auslagerungsdauer geringfügig abnimmt. Im Vergleich mit den bei 155°C warmausgelagerten Proben ist sie jedoch um einiges geringer.

Bei direktem Vergleich der beiden Auslagerungstemperaturen von 155°C und 170°C, entsprechen die Festigkeitswerte der bei 155°C für 12 Stunden ausgelagerten Proben ca. den der bei 170°C ausgelagerten, welche hier aber bereits nach 4 Stunden Auslagerungsdauer erreicht werden

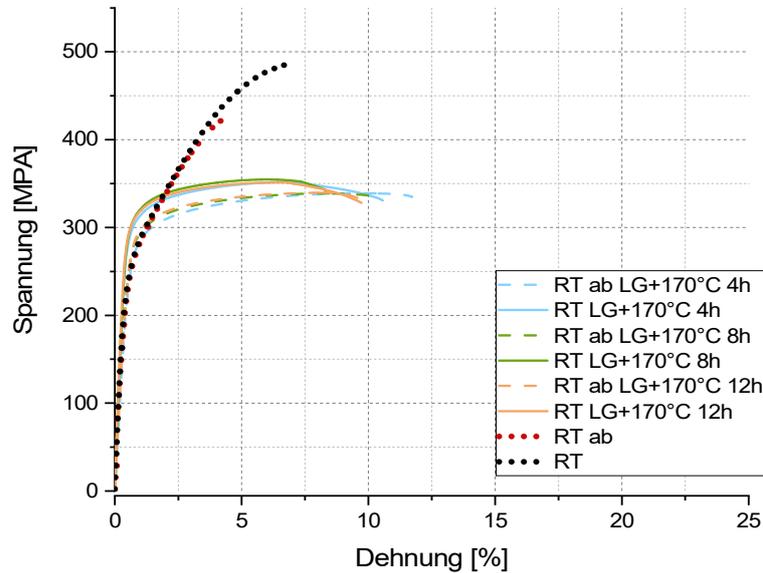


Abbildung 6.18: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT ab sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 170°C für 4, 8 und 12 Stunden

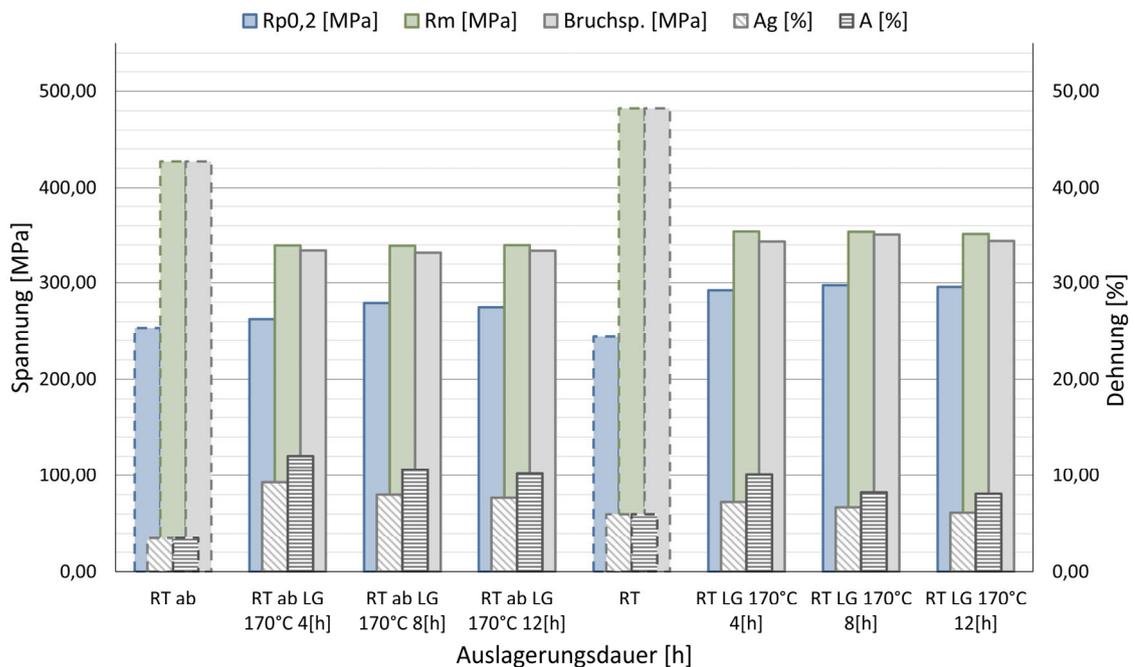


Abbildung 6.19: Kennwerte der Proben RT ab, sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 170°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A6 aufgelistet

Lösungsglühen bei 550°C+Warmauslagern bei 190°C

Abbildung 6.20 und Abbildung 6.21 zeigen die Daten der Lösungsgeglühten und anschließend bei 190°C warmausgelagerten Proben der Serie **RT ab** sowie **RT**. Sowohl bei

den **RT ab** als auch bei den **RT** Proben, zeigt sich wieder der charakteristische Abfall der Festigkeit nach einer T6 WBH.

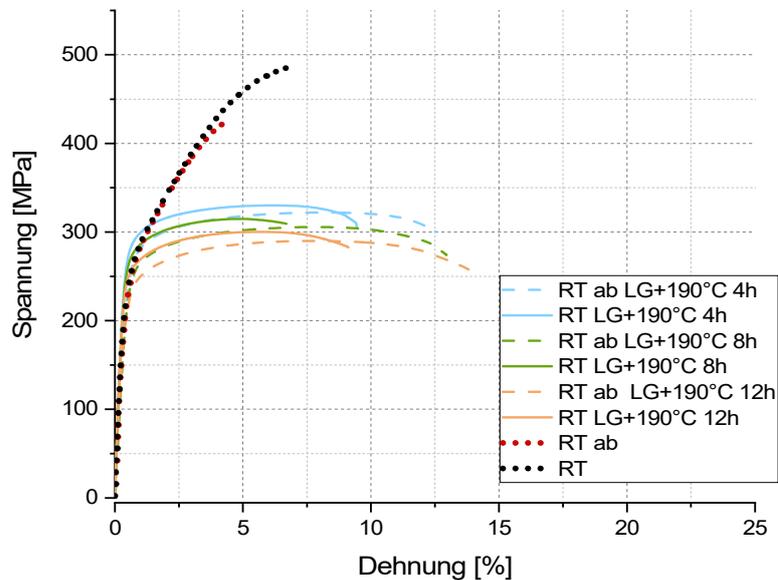


Abbildung 6.20: σ - ϵ Diagramm gemittelt, RT ab sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 190°C für 4, 8 und 12 Stunden

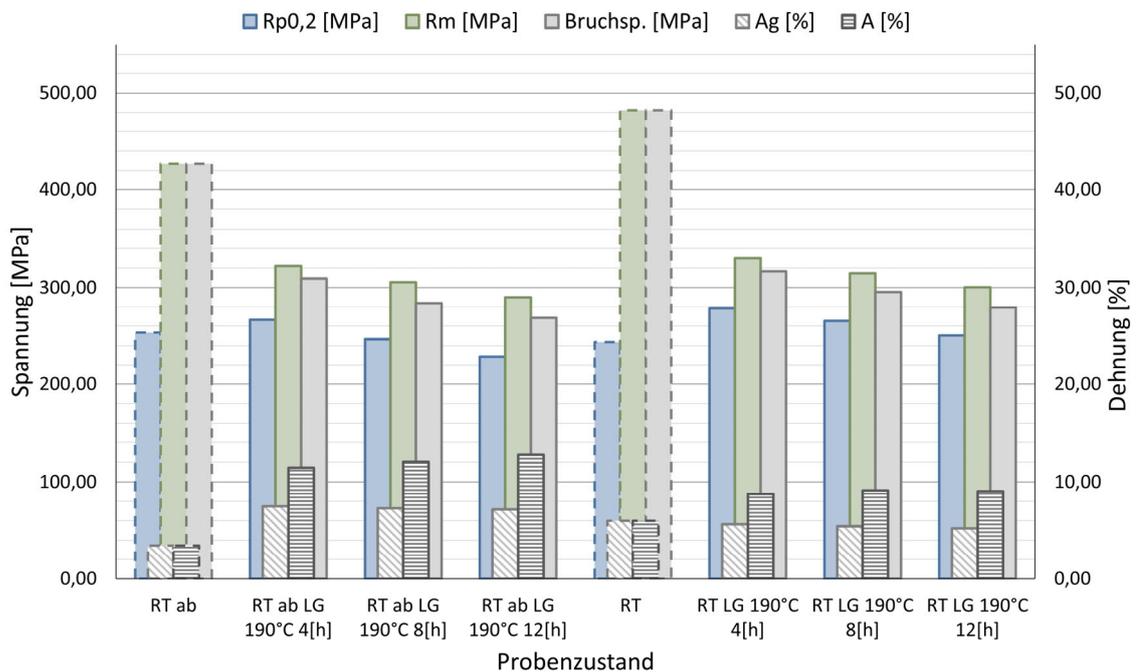


Abbildung 6.21: Kennwerte von RT ab, sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 190°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A7 aufgelistet

Die Bruchdehnung ist bei den **RT ab** Proben aufgrund der Probengeometrie wieder höher. Sonst zeigen die **RT ab**, sowie die **RT** Proben wieder ein sehr ähnliches Verhalten. Das Festigkeitsmaximum ist bereits nach einer Auslagerungsdauer von 4 Stunden erreicht, danach zeigen die Festigkeiten eine fallende Tendenz. Im Gegensatz zu den bei 170°C

ausgelagerten Proben liegen die $R_{p0,2}$ Werte, sowie die Zugfestigkeiten, bei niedrigeren Werten.

Zusammenfassung

Im Gegensatz zu den **RT ab** Proben im Ausgangszustand bzw. nach einer T5 Wärmebehandlung, zeigt bei der T6 WBH auch die die 0,2%-Dehngrenze einen Abfall aufgrund der raueren Oberfläche. Nach der T6 WBH zeigen alle Proben ein duktileres Verformungsverhalten mit ausgeprägter Einschnürung. Der Oberflächeneinfluss auf die Zugfestigkeit ist nicht mehr so stark ausgeprägt wie bei den T5 wärmebehandelten Proben. Die Bruchdehnungswerte können aufgrund der kürzeren Anfangsmesslänge ($l_0=20\text{mm}$) und der ausgeprägten Einschnürung nicht verglichen werden.

Durch die T6 Wärmebehandlung kommt es zu einer deutlich reduzierten Zugfestigkeit und einem damit verbundenen Anstieg der Dehnung. Die 0,2%-Dehngrenze kann hingegen über das Ausgangsniveau angehoben werden.

Die höchsten erreichbaren Festigkeitswerte werden bei einer Auslagerungsdauer von 155°C und 12 Stunden bzw. 170°C und 4 Stunden erreicht ($R_{p0,2} \sim 295\text{MPa}$, $R_m \sim 358\text{MPa}$). Die Bruchdehnung zeigt einen deutlichen Anstieg auf rund 10,3 % bei der maximal erreichbaren Festigkeit.

Bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C kommt es mit steigender Auslagerungsdauer zu einem deutlichen Festigkeitsabfall, die Proben werden überaltert.

6.1.5 Vergleich der RT und 165°C Proben nach dem Lösungsglühen und Warmauslagern (T6)

In diesem Kapitel werden die mechanischen Kennwerte der **165°C** Proben, welche einer T6 WBH unterzogen wurden, behandelt. Das Warmauslagern erfolgte bei Temperaturen von 155°C, 170°C sowie 190°C für 4, 8 und 12 Stunden, wie im vorherigen Kapitel. Um einen direkten Vergleich zu erhalten sind wieder die Ausgangszustände, also **RT** sowie **165°C** (strichliert) in den Abbildungen eingetragen. Des Weiteren beinhalten die Diagramme, die im vorherigen Kapitel bereits ausführlich beschriebenen mechanischen Kennwerte der **RT** Proben, welche einer T6 Wärmebehandlung unterzogen wurden.

Lösungsglühen bei 550°C+Warmauslagern bei 155°C

Die erhöhte Bauplattformtemperatur zeigt keinen maßgeblichen Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften nach einer darauffolgenden T6 Wärmebehandlung. Die Ergebnisse sind wieder mit σ - ϵ Kurven in Abbildung 6.22, sowie einem Balkendiagramm, in Abbildung 6.23 dargestellt.

Bei den **165°C** Proben zeigt sich wie auch im vorherigen Kapitel die deutliche Herabsetzung der Zugfestigkeiten, bei einem gleichzeitigen Anstieg der Bruchdehnung. Mit steigender Auslagerungsdauer bei 155°C kommt es zu einem Festigkeitsanstieg, das Maximum ist nach 12 Stunden Auslagerungsdauer erreicht.

Wie dem Balkendiagramm zu entnehmen sind die Kennwerte bei den unterschiedlichen Bauplattformtemperaturen nahezu ident und somit kein Einfluss dieser zu erkennen.

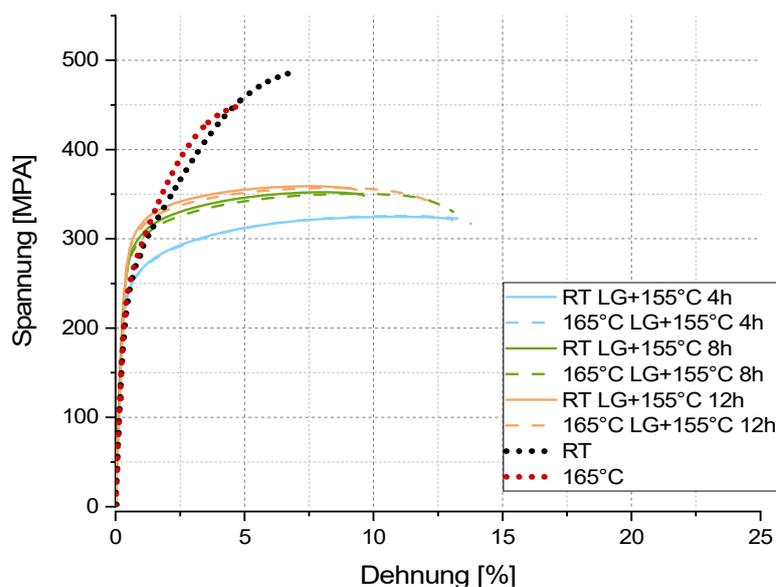


Abbildung 6.22: σ - ϵ Diagramm gemittelt, RT sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 155°C für 4, 8 und 12 Stunden

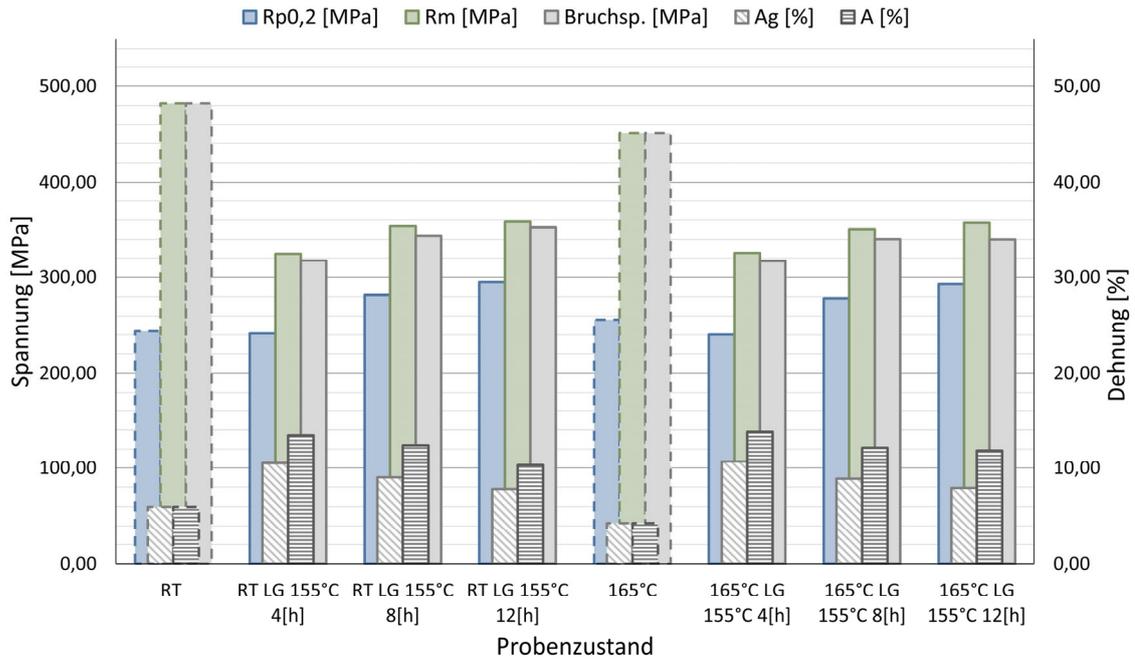


Abbildung 6.23: Kennwerte von RT, sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 155°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A5 aufgelistet

Lösungsglühen bei 550°C+Warmauslagern bei 170°C

Wie den nachfolgenden Diagrammen in den Abbildung 6.24 und Abbildung 6.25 zu entnehmen, zeigt sich das gleiche Verhalten welches schon bei einer Auslagerungstemperatur von 155°C festgestellt wurde.

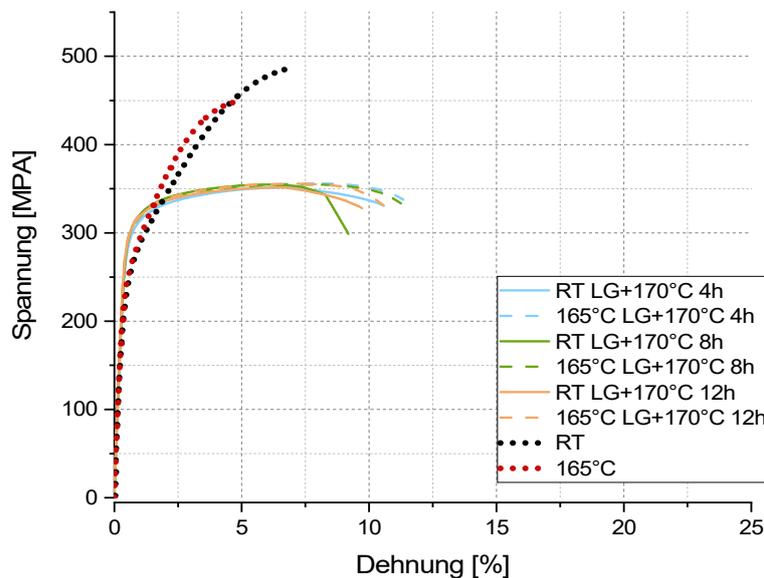


Abbildung 6.24: σ - ϵ Diagramm gemittelt, RT sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 170°C für 4, 8 und 12 Stunden

Die Festigkeitseigenschaften der **165°C** Proben sind nahezu ident mit den **RT** Proben. Die aus den Zugversuchen ermittelten σ - ϵ Kurven für die unterschiedlichen Auslagerungsdauern wie Abbildung 6.24 dargestellt sind deckungsgleich. Anhand des Balkendiagrammes

Abbildung 6.25 wird dieses Verhalten noch deutlicher ersichtlich. Somit ist bereits nach 4 Stunden das Festigkeitsmaximum erreicht.

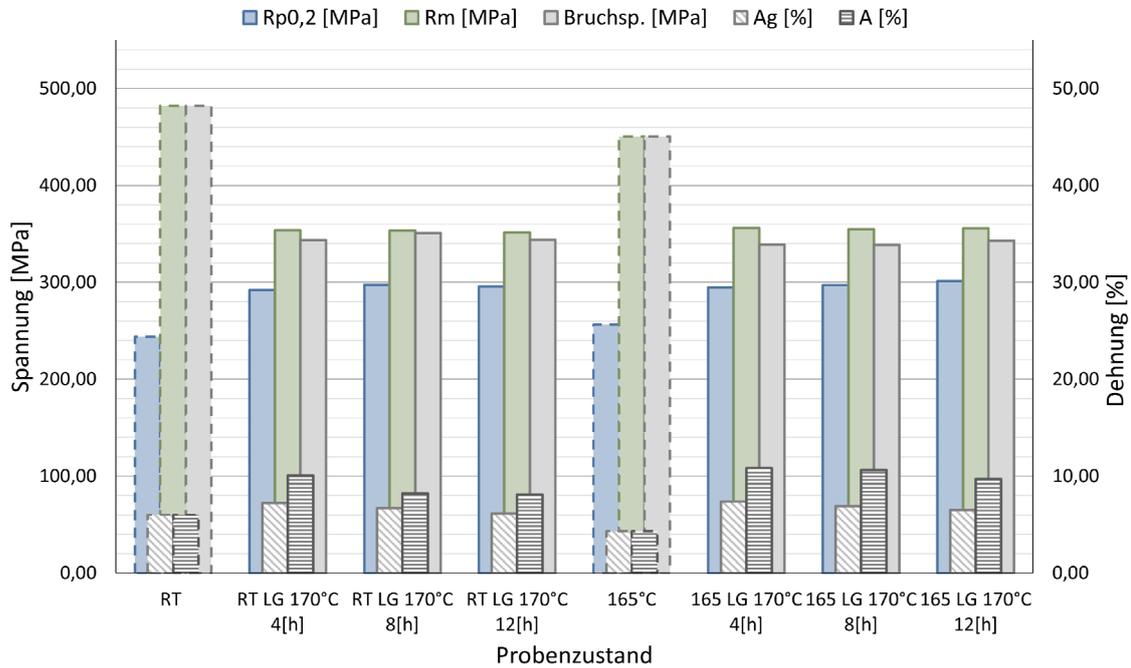


Abbildung 6.25: Kennwerte von RT, sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 170°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A6 aufgelistet

Die bei **165°C** gedruckten Proben zeigen einen Abfall der Zugfestigkeit und eine Zunahme der Bruchdehnung im Vergleich zu Ausgangszustand. Auch der Anstieg der $R_{p0,2}$ Werte ist ident mit jenen der **RT** Proben.

Lösungsglühen bei 550°C+Warmauslagern bei 190°C

Im Gegensatz zu den lösungsgeglühten und im Anschluss bei 155°C und 170°C warmausgelagerten Proben, zeigen sich bei der Auslagerungstemperatur von 190°C Unterschiede zwischen den Bauplattformtemperaturen. Wie aus dem σ - ϵ Diagramm in Abbildung 6.26 liegen die Kurven der 165°C immer etwas höher.

Das Verhalten der **165°C** Proben ist mit steigender Auslagerungsdauer gleich zu den **RT** Proben. Das Festigkeitsmaximum wird nach einer Auslagerungsdauer von 4 Stunden erreicht. Die Bruchdehnung scheint unabhängig von der Auslagerungsdauer. Die $R_{p0,2}$ Werte liegen höher als der Ausgangszustand der 165°C Proben.

Anders als bei den Auslagerungstemperaturen 155°C und 170°C wurden die 190°C Proben nach dem Abschrecken einen Tag im Tiefkühlfach gelagert. Es kann nicht ausgeschlossen werden, dass es dabei schon zu Kaltauslagerungseffekten gekommen ist die den Festigkeitsanstieg erklären.

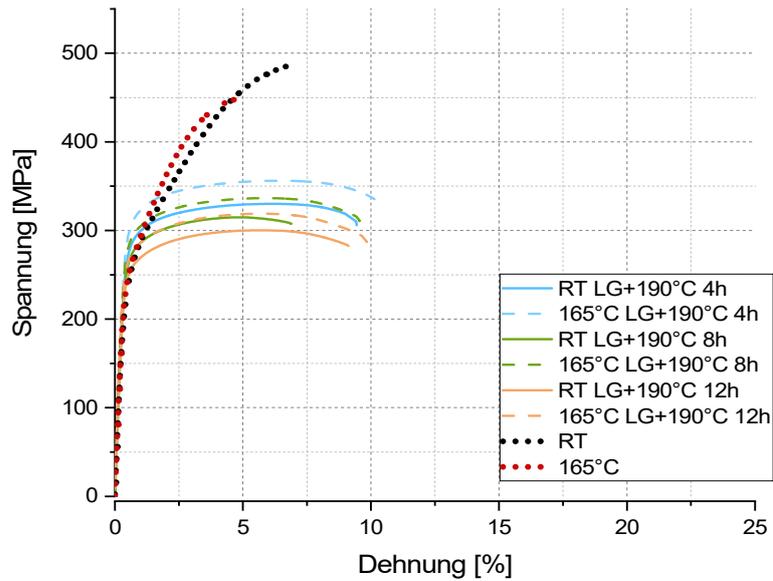


Abbildung 6.26: σ - ϵ Diagramm gemittelt, RT sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 170°C für 4, 8 und 12 Stunden

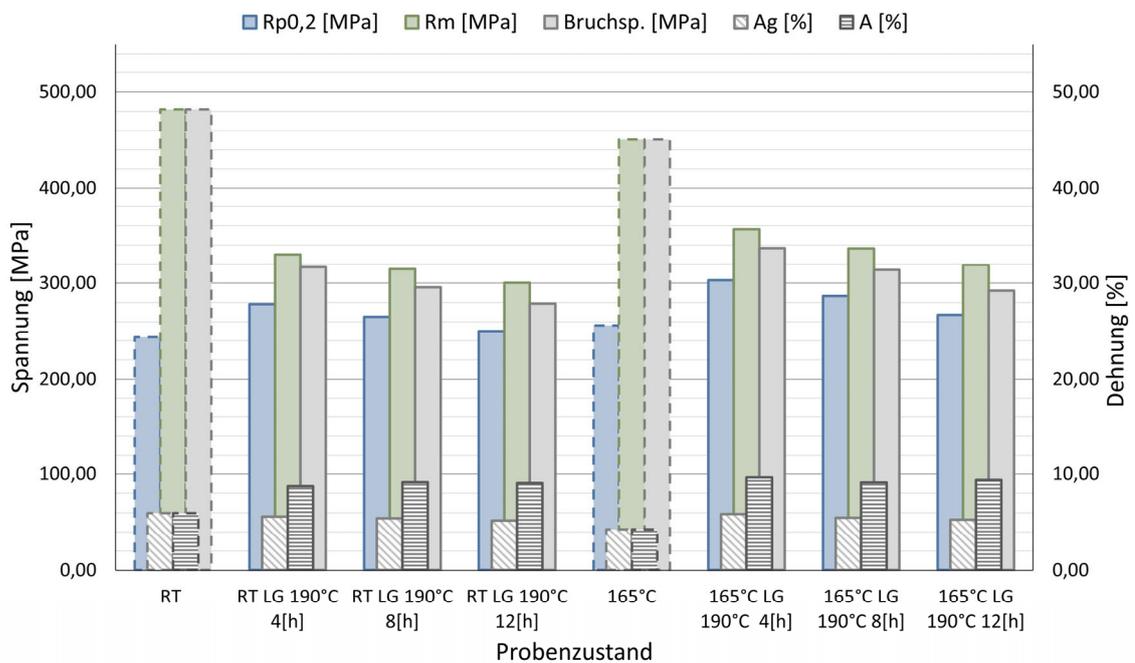


Abbildung 6.27: Kennwerte von RT, sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 190°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A7 aufgelistet

Zusammenfassung

Durch die T6 Wärmebehandlung wird der Einfluss der unterschiedlichen Plattformtemperaturen aufgehoben, es zeigt sich kein signifikanter Unterschied in den Festigkeitskennwerten. Die bei 165°C gebauten Proben zeigen das idente Verhalten wie jene die bei RT gedruckt wurden. Der bei den 190°C verzeichnete Anstieg der 165°C Proben lässt sich wahrscheinlich auf die Lagerung dieser Proben im Gefrierschrank zurückzuführen.

6.2 Härtemessungen

In diesem Kapitel erfolgt die Darstellung bzw. Gegenüberstellung der ermittelten Härtewerte.

6.2.1 Vergleich der Härte bei Plattformtemperatur 35°C und 165°C

In der nachfolgenden Grafik in Abbildung 6.28 sind die ermittelten Härtewerte HB1/10 bei den unterschiedlichen Bauplattformtemperaturen von 35°C, sowie 165°C dargestellt. Wie in Versuchsdurchführung 5.5 beschrieben wurden die Messwerte 1-6 am Längsschliff und 7-9 am Querschliff ermittelt (siehe Abbildung 5.7 b)). Die Messwerte der einzelnen Messpunkte sind im Anhang in Tabelle A8 aufgelistet.

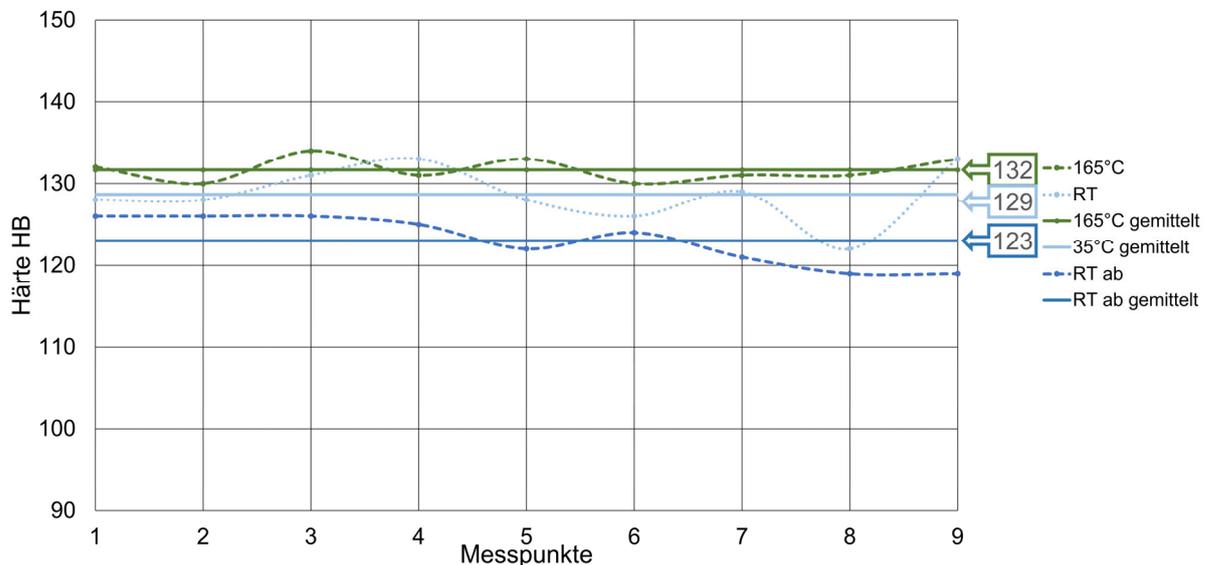


Abbildung 6.28: Vergleich der Härte HB1/10 bei unterschiedlicher Bauplattformtemperatur von 35°C und 165°C

Wie aus dem Diagramm in Abbildung 6.28 zu entnehmen schwanken die ermittelten Werte nur geringfügig. Die bei 165°C gedruckten Proben, weisen im Vergleich zu den bei 35°C gedruckten Probe eine minimal erhöhte Härte auf. Zur Vervollständigung wurde auch noch die Härte einer auf Endgeometrie gedruckten Probe bei einer Plattformtemperatur von 35°C angegeben. Die gemittelten Härtewerte sind auf der rechten Seite des Diagramms zu entnehmen.

6.2.2 Auswirkung einer T5 Wärmebehandlung auf die Härte

In der nachfolgenden Abbildung 6.29 sind die gemessenen und gemittelten Härtewerte und Standardabweichungen für die warmausgelagerten Proben von Serie 2 und 3 dargestellt. Tabelle A8 im Anhang beinhaltet die gemessenen Einzelwerte der Härteeindrücke, die an den Positionen entsprechend Kapitel 5.5, Abbildung 5.7 b) durchgeführt wurden.

Auf der Abszisse sind die Auslagerungsdauer, auf der Ordinate die Härte HB1/10 zu entnehmen. Zusätzlich sind die Härtewerte der Ausgangszustände eingetragen.

Wie in der Grafik ersichtlich weisen die bei 35°C gedruckten und anschließend bei 155°C und 170°C ausgelagerten Proben ein leicht erhöhtes Härteniveau im Gegensatz zum Ausgangszustand auf. Die bei 155°C Ausgelagerten Proben verzeichnen mit steigender Auslagerungsdauer einen Anstieg der Härte, das Härtemaximum wird nach 12 Stunden mit 148HB erreicht. Lediglich die bei 190°C ausgelagerten Proben zeigen nach 8 Stunden geringere Werte als der Ausgangszustand. Dies korreliert im Wesentlichen mit den Ergebnissen der Zugversuche.

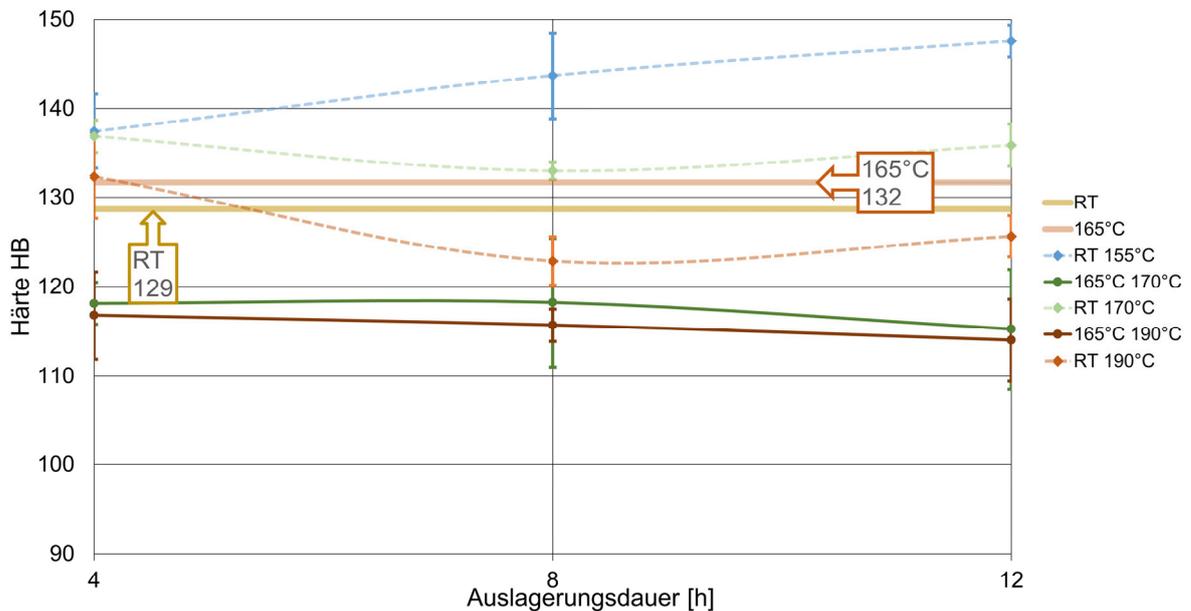


Abbildung 6.29: Einfluss einer T5 WBH auf die Härte

Bei Serie 3, den bei einer Bauplattformtemperatur von 165°C gedruckten Proben, wurde bei 170°C und 190°C ausgelagert. Bei diesen Proben zeigt sich allgemein eine reduzierte Härte gegenüber dem Ausgangszustand, die mit steigender Auslagerungstemperatur leicht abfällt. Wirklich große Abweichungen lassen sich nicht feststellen. Zusammenfassend lässt sich sagen, dass mit steigender Auslagerungstemperatur die Aushärtbarkeit abnimmt, und das Härtemaximum früher erreicht wird. Die Härtemessungen decken sich gut mit den bereits aus den Zugversuchen abgeleiteten Tendenzen.

6.2.3 Auswirkung einer T6 Wärmebehandlung auf die Härte

Im nachfolgenden Diagramm wird der Einfluss des Lösungsglühens und des anschließenden Warmauslagerns auf die Härte dargestellt. Wie aus Abbildung 6.30 ersichtlich führt eine T6 Wärmebehandlung grundsätzlich zu einem geringeren Härteniveau als der Ausgangszustand. Generell ist die Härte bei T6 niedriger als bei T5. Die unterschiedlichen

Blattformtemperaturen während des Bauprozesses scheinen darauf keinen Einfluss zu haben, sowohl die bei 35°C als auch bei 165°C Bauplattformtemperatur gedruckten Proben zeigen ein ähnliches Verhalten, signifikante Unterschiede zeigen sich nicht. Die höchsten Härtewerte weisen die bei 170°C Warmausgelagerten Proben auf. Im Gegensatz dazu zeigt sich bei einer Auslagerungstemperatur von 155°C ein geringfügiger Anstieg mit zunehmender Auslagerungsdauer. Nach einer Auslagerungsdauer von 12 Stunden ist ca. das Härteniveau der bei 170°C Proben erreicht. Das Härtemaximum ist bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C bereits bei einer Auslagerungsdauer von 4 Stunden erreicht, und fällt mit steigender Auslagerungsdauer. Die einzelnen Messwerte sind im Anhang in Tabelle A8 ersichtlich.

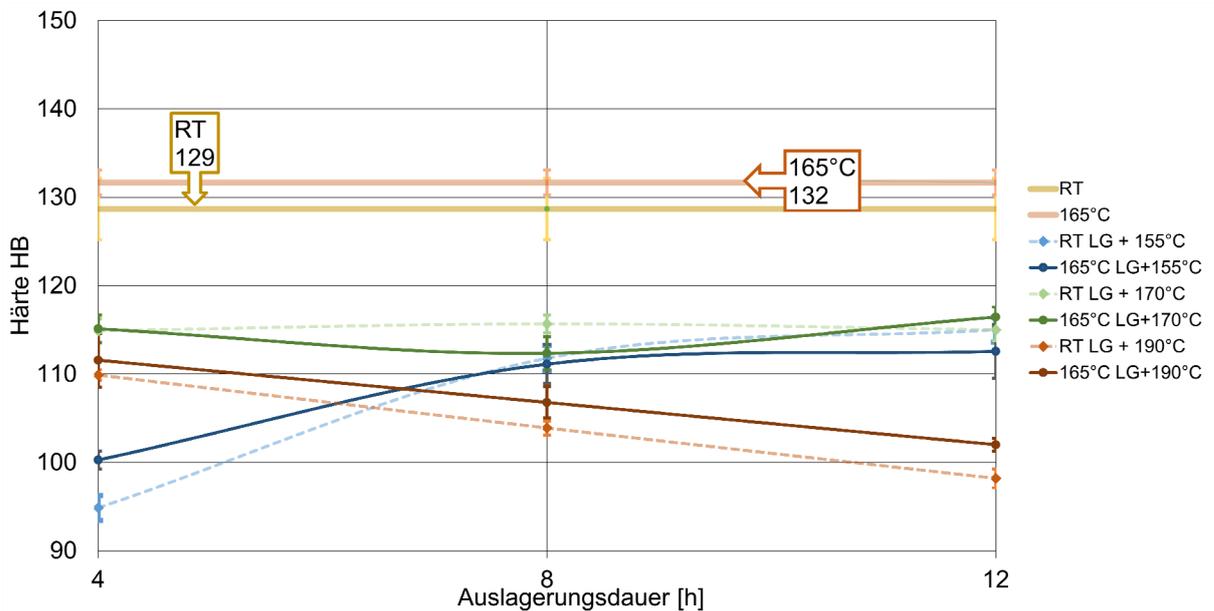


Abbildung 6.30: Einfluss einer T6 WBH auf die Härte

6.3 Gefügecharakterisierung

6.3.1 Gefüge ohne Wärmebehandlung

In der nachfolgenden Abbildung 6.31 sind mit Hilfe eines Polarisators aufgenommene Bilder von polierten Proben ohne eine nachfolgende Wärmebehandlung dargestellt. Dabei handelt es sich in Abbildung 6.31 a) und b) um eine bei 35°C, in c) und d) um eine bei 165°C Bauplattformtemperatur gedruckte Probe.

Anhand der Aufnahmen lässt sich die für den L-PBF Prozess typische Struktur der einzelnen Schmelzspuren gut erkennen. An den Längsschliffen in Aufbaurichtung (z) sind die halbkreisförmigen Schmelzbahnen gut erkennbar, sowie der schichtweise Aufbau. An den Querschliffen (x-y) ist der, in Kapitel 5.1 erwähnte Rotationswinkel von 67° zwischen den einzelnen Schmelzschichten ersichtlich. Ein Einfluss der unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen der Substratplatte ist anhand dieser Abbildungen nicht zu erkennen.

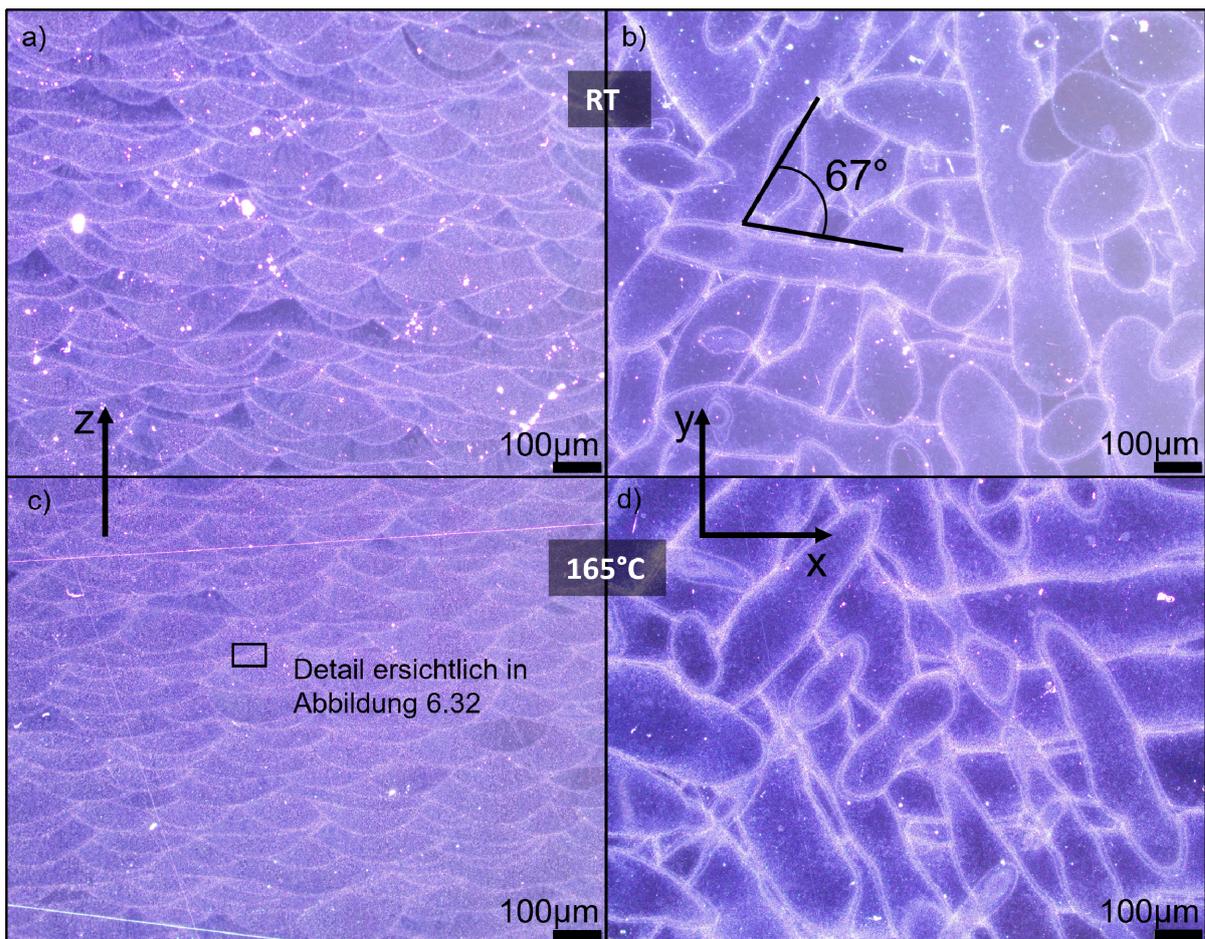


Abbildung 6.31: Aufnahmen polierter Proben mittels Polarisator a) RT Längsschliff b) RT Querschliff
c) 165°C Längsschliff d) 165°C Querschliff

Wie in Abbildung 6.31 gekennzeichnet, sind in der nachfolgenden Abbildung 6.32 Details der Mikrostruktur ersichtlich. Bei den Abbildungen a) und b) handelt es sich um die RT Probe. Abbildung c) und d) zeigen die bei 165°C Bauplattform gedruckte Probe.

Es zeigt sich das zu erwartende feine Gefüge. Die hellen Bereiche stellen den α -Al Mischkristall dar, die dunklen umgebenden Bereiche das eutektische α -Al+Si. Wie in b) und c) ersichtlich sind vereinzelt Poren vorhanden.

Anhand der Aufnahmen lässt sich die Vergrößerung der Mikrostruktur am Rand der einzelnen Schmelzspuren, sowohl im Längs- als auch im Querschliff erkennen. Die Schmelzbadgrenze (Grobkornzone...GKZ) ist schematisch in Abbildung 6.32 b) und c) eingezeichnet. Im inneren der Schmelzspuren zeigt sich die Feinkornzone des Gefüges welche zur Veranschaulichung mit FZ gekennzeichnet ist.

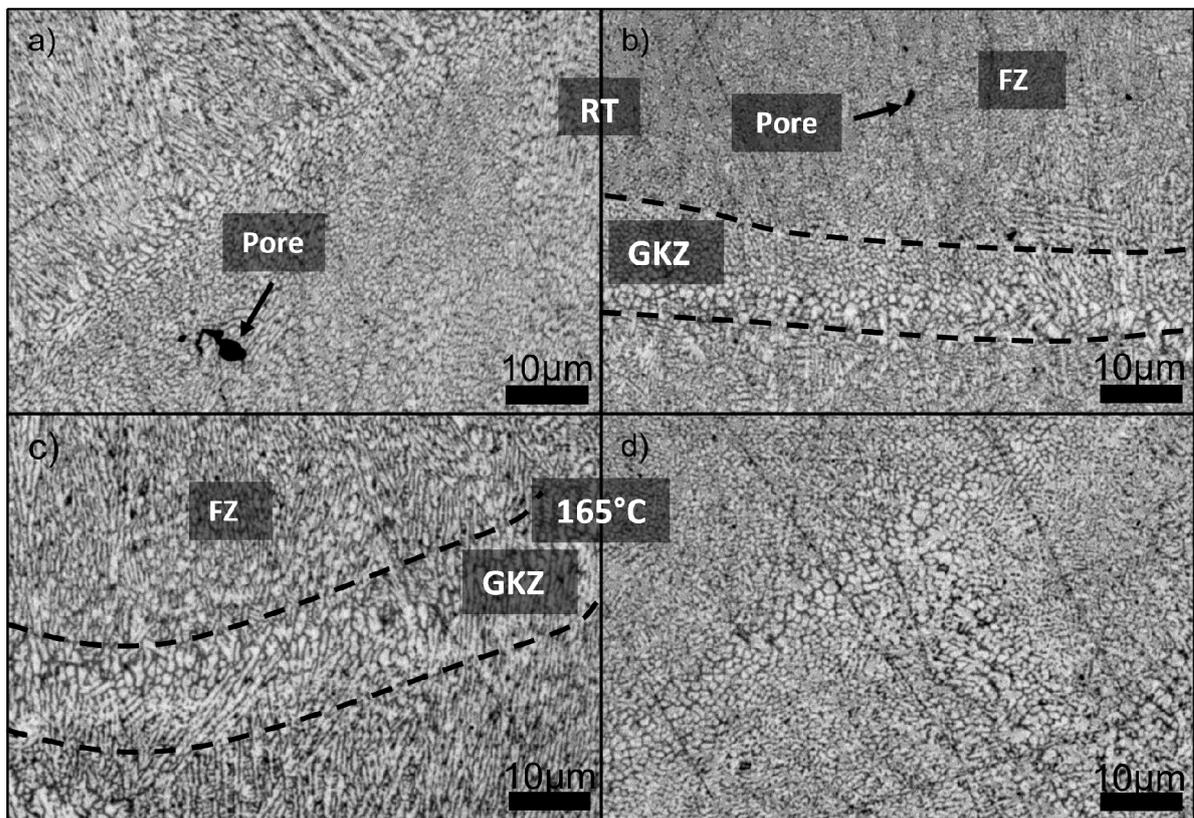


Abbildung 6.32: Aufnahmen des Gefüges einer RT Probe a) Längsschliff in Aufbaurichtung b) Querschliff und einer 165°C Probe c) Längsschliff in Aufbaurichtung d) Querschliff

Auch die Anisotropie der Mikrostruktur aus dem Herstellprozess ist bei Vergleich der Längsschliffe in Aufbaurichtung, und der Querschliffe normal zur Aufbaurichtung deutlich zu erkennen. Bei den Längsschliffen sieht man die columnare dendritische Struktur, welche in Abbildung 6.32 c) GKZ gekennzeichnet ist.

6.3.2 Einfluss einer T5 Wärmebehandlung (warmauslagern) auf das Gefüge

Abbildung 6.33 zeigt eine Auswahl an geätzten Schliiffbildern von Proben, welche entsprechend Kapitel 5.2 einer T5 Wärmebehandlung unterzogen wurden.

Die Abbildungen a) und b) zeigen das Gefüge einer **RT** Probe welche bei 155°C für 8 Stunden warmausgelagert wurde, c) und d) entsprechen der Auslagerungstemperatur von 170°C bei einer Auslagerungsdauer von vier Stunden.

Bei den Abbildungen e) und f) handelt es sich um eine **RT** Probe, g) und h) zeigen eine **165°C** Probe. Sowohl die **RT** Probe als auch die **165°C** Probe wurden bei 190°C für 12 Stunden warmausgelagert.

Bei Vergleich der Mikrostrukturen von Abbildung 6.32 welche Proben ohne Wärmebehandlung beinhalten, mit den geätzten und warmausgelagerten Proben in Abbildung 6.33 wird ersichtlich, dass sich durch das Warmauslagern bei Temperaturen von 155°C, 170°C bis 190°C der **RT** bzw. **165°C** Proben keine signifikanten Änderungen in der Gefügestruktur ergeben welche mit dem Lichtmikroskop festgestellt werden können.

Die für den L-PBF Prozess charakteristische Struktur aus den einzelnen Schmelzbahnen bleibt erhalten. Am Rand der einzelnen Schmelzspuren ist die vorhin bereits erwähnte Vergröberung ersichtlich. Es kann kein gravierender Größenunterschied der einzelnen Gefügebestandteile erkannt werden, auch in der GKZ erscheint die Dendritengröße nahezu ident. Auch die erhöhte Bauplattformtemperatur von 165°C scheint keinen wesentlichen Einfluss auf die entstehende Mikrostruktur nach der Wärmebehandlung zu haben welche mit Hilfe des Lichtmikroskops festgestellt werden kann. Subjektiv wirkten die bei 190°C Ausgelagerten Proben etwas gröber.

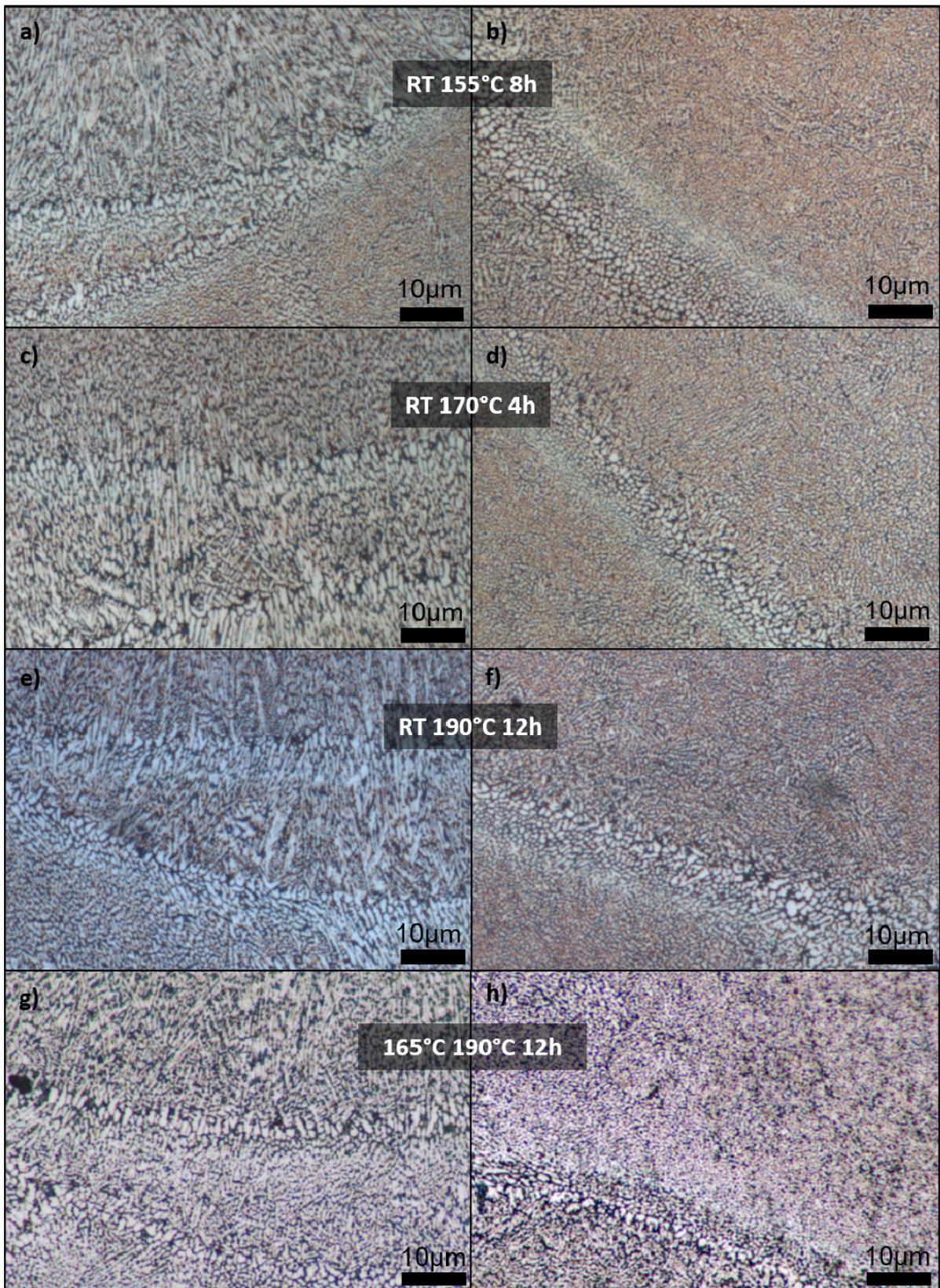


Abbildung 6.33: LIM1 Bilder von den geätzten Proben RT 155°C 8h a) Längsschliff und b) Querschliff, sowie RT 170°C 4h c) Längsschliff und d) Querschliff RT 190°C 12h e) Längsschliff und f) Querschliff, sowie 165°C 190°C 12h g) Längsschliff und h) Querschliff

6.3.3 Einfluss einer T6 Wärmebehandlung auf das Gefüge

Im Gegensatz zum Warmauslagern, weisen die Proben, welche einer T6 Wärmebehandlung (siehe Kapitel 5.2) unterzogen worden sind, eine gänzlich andere Mikrostruktur auf. Dies ist anhand der nachfolgenden Abbildung 6.34 welche eine exemplarische Auswahl an T6 wärmebehandelten Proben enthält, deutlich ersichtlich.

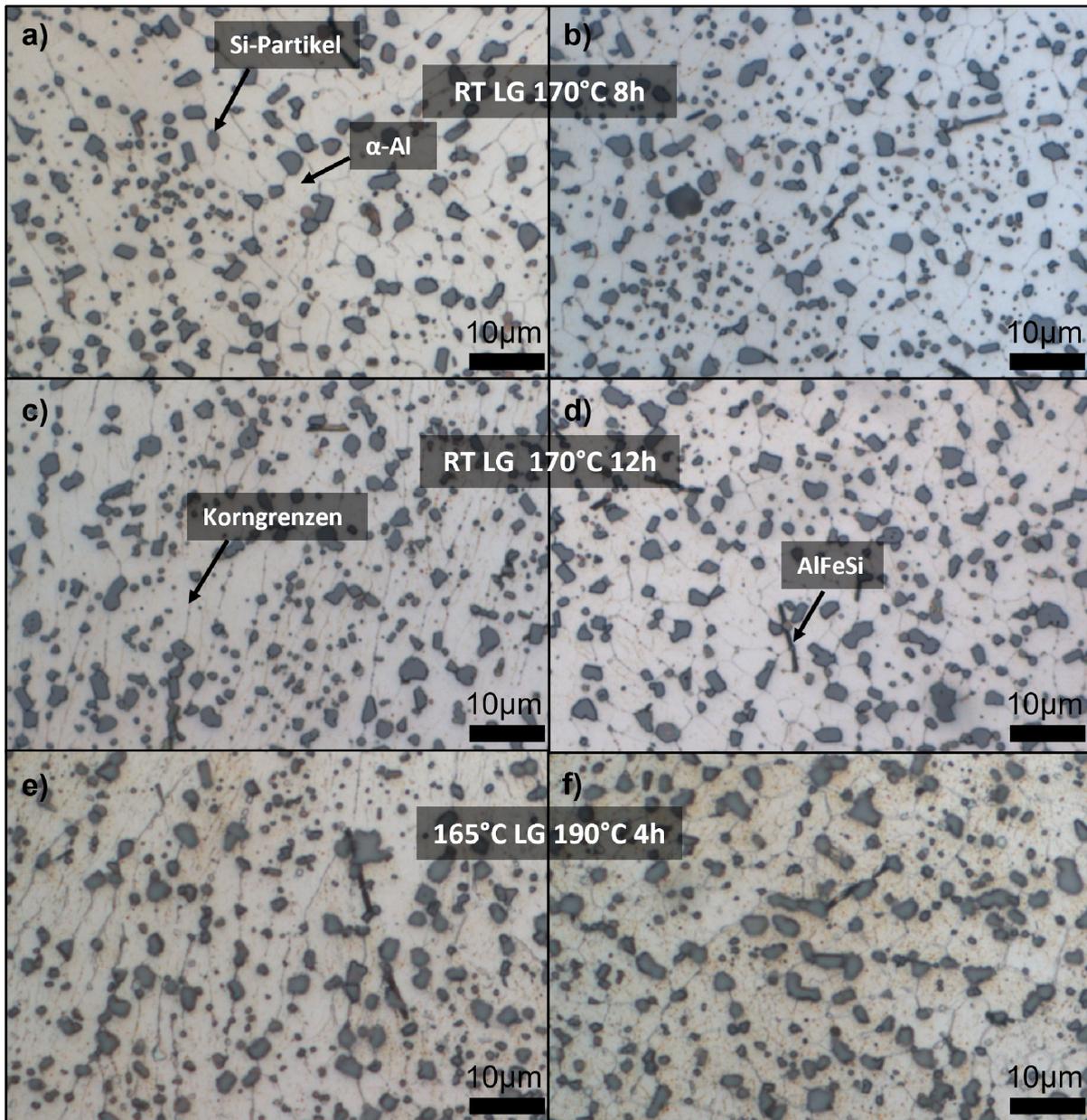


Abbildung 6.34: Ausgewählte Gefügeaufnahmen nach erfolgter T6 Wärmebehandlung a) RT LG 170°C 8h Längs Schliff b) RT LG 170°C 8h Querschliff c) RT LG 170°C 12h Längs Schliff d) RT LG 170°C 12h Querschliff e) 165°C LG 190°C 4h Längs Schliff f) 165°C LG 190°C 4h Querschliff

Wie in Kapitel 4.1.4 erläutert kommt es durch das Lösungsglühen bei erhöhter Temperatur zu einer Homogenisierung der Mikrostruktur, die typischen Schmelzbahnen mit der zellulären Mikrostruktur aus dem Bauprozess, wie sie in den Proben ohne Wärmebehandlung in

Abbildung 6.31 bzw. Abbildung 6.32 vorhanden sind gehen verloren. Es kommt wie in Abbildung 6.34 a) bis f) dargestellt zu einer deutlichen Vergrößerung der Mikrostruktur. Aus den übersättigten α -Al Mischkristall scheidet sich mit steigender Temperatur vermehrt Silizium aus. Es entsteht eine homogene Matrix aus α -Al mit eingeformten Siliziumausscheidungen an den Korngrenzen, weiters sind AlFeSi Phasen ersichtlich. Bei vergleich der Längs- mit den Querschliffen, zeigt sich das die α -Al Körner in den Längsschliffen in Aufbaurichtung orientiert sind. Die Plattformtemperaturen von 35°C bzw. 165°C bewirkten keinen wesentlichen Unterschied am Erscheinungsbild der Mikrostruktur.

Zusätzlich zu den geätzten Gefügeaufnahmen in Abbildung 6.34, wurde die Größe der Siliziumausscheidungen an polierten Proben nach der Wärmebehandlung bestimmt, um eventuelle Einflüsse des anschließenden Warmauslagerns auf die Größe bzw. Verteilung der Siliziumpartikel festzustellen. Die entsprechenden Ergebnisse sind im Balkendiagramm in Abbildung 6.35 zusammengefasst.

Nach dem Lösungsglühen bei einer Temperatur von 550°C mit einer Stunde Haltedauer und anschließendem in Wasser abschrecken wird eine durchschnittliche Größe der Siliziumausscheidungen von 1,286 μm^2 bestimmt. Dies deckt sich gut mit den in Tabelle 4.4 aus der Literatur erfassten Daten.

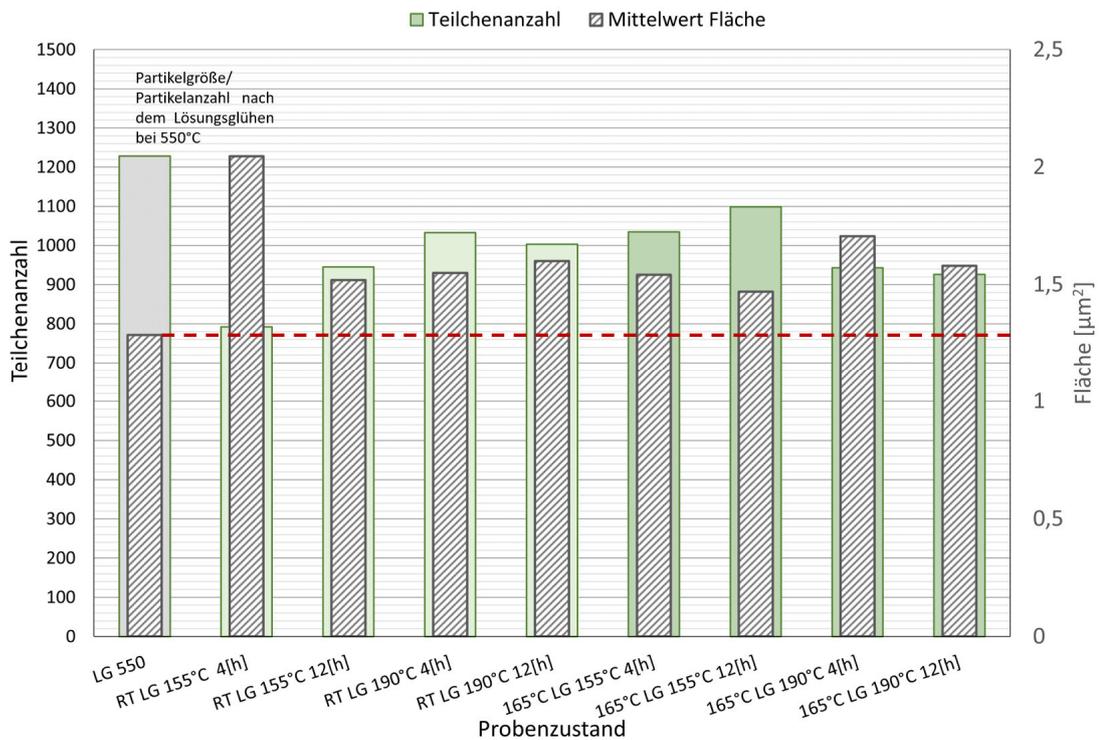


Abbildung 6.35: Teilchenanzahl, sowie gemittelte Partikelgröße der Si-Ausscheidungen

Durch das anschließende Warmauslagern kommt es wie dem Diagramm zu entnehmen zu einem Wachstum der Siliziumpartikel auf rund $1,5\mu\text{m}^2$, bei gleichzeitiger Abnahme der Partikelanzahl. Genauere Tendenzen hinsichtlich Auslagerungsdauer bzw. Auslagerungstemperatur können im Rahmen dieses Untersuchungsumfanges bzw. der vorhanden Untersuchungsmethoden nicht ermittelt bzw. abgeleitet werden.

6.3.4 Porositätsmessungen

Die Porositätsmessungen erfolgten an den Ausgangszuständen **RT ab** und **165°C**. Zusätzlich wurde eine **RT ab** Probe bei 550°C für eine Stunde lösungsgeglüht, abgeschreckt und im Anschluss vermessen.

Weitere Messungen wurden an T5 und T6 wärmebehandelten Proben mit einer Auslagerungstemperatur von 190°C, bei den Auslagerungsdauern von 4 und 12 Stunden durchgeführt. Die Messungen wurden entsprechend den Positionen wie in Kapitel 5.6 in Abbildung 5.8 dargestellt ausgeführt. Des Weiteren wurden Messungen, bei unterschiedlichen Vergrößerungen erstellt, um die Streuung der Messwerte zu veranschaulichen.

Teilweise wird in der Literatur, wie in Kapitel 4.1.4 kurz angeschnitten, von einem Porositätsanstieg durch das Lösungsglühen berichtet. Dies kann in diesem Kapitel weder bestätigt noch verneint werden. Anhand der Untersuchungen zeigt sich jedoch, dass die Schliffpräparation erheblichen Einfluss auf die Porositätsmessungen an T6 wärmebehandelten Proben hat.

6.3.5 Vergleich Blattformtemperatur RT mit 165°C, sowie RT LG 550°C

Um eventuelle Auswirkungen der unterschiedlichen Plattformtemperaturen auf die Porosität zu ermitteln, werden in diesem Kapitel die Porositätsmessungen der Proben **RT** welche bei 35°C gedruckt wurden, sowie einer **165°C** Probe verglichen. Des Weiteren wurde die Porosität einer **RT ab** Probe welche im Anschluss bei 550°C lösungsgeglüht und in Wasser abgeschreckt wurde ermittelt. Die Proben wurden mit Poliermethode 2 präpariert.

In der nachfolgenden Abbildung 6.36 a) sind je eine Aufnahme der **RT** Probe, sowie in b) der **165°C** Probe dargestellt. Wie auf den Abbildungen zu erkennen ist, lässt sich kein wesentlicher Unterschied der Porosität, aufgrund der unterschiedlichen Bauplattformtemperaturen, erkennen. Abbildung 6.37 zeigt eine Aufnahme einer lösungsgeglühten und Wasser abgeschreckten **RT ab** Probe. Bei Vergleich von Abbildung 6.37 mit Abbildung 6.36 kann kein wesentlicher Einfluss des Lösungsglühens auf die Porosität festgestellt werden. Im Balkendiagramm in Abbildung 6.38 sind die gemittelten Messwerte samt Standardabweichung eingetragen. Die genauen Messwerte der Einzelpositionen sind im Anhang in Tabelle A9 aufgelistet.

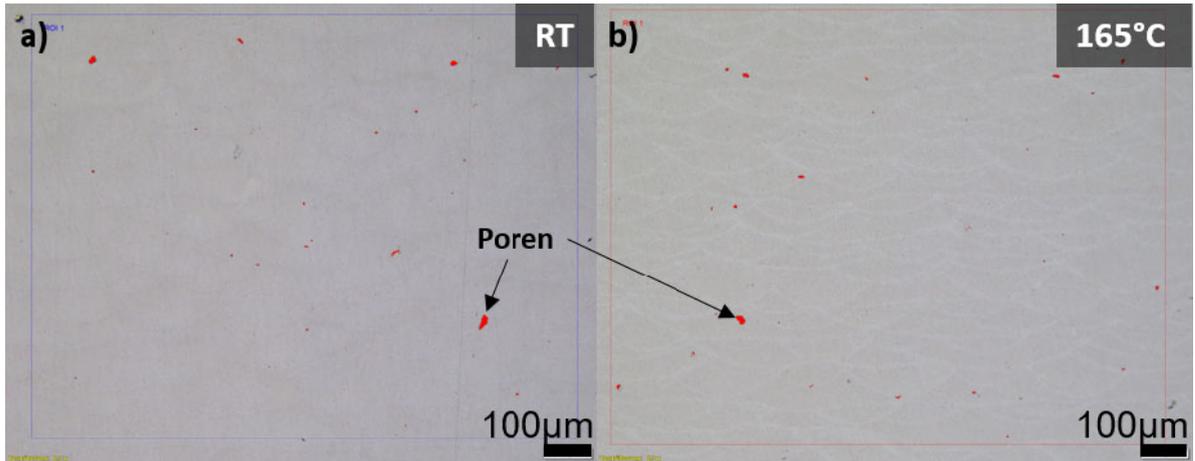


Abbildung 6.36: Poren bei den Proben RT und 165°C ohne Wärmebehandlung

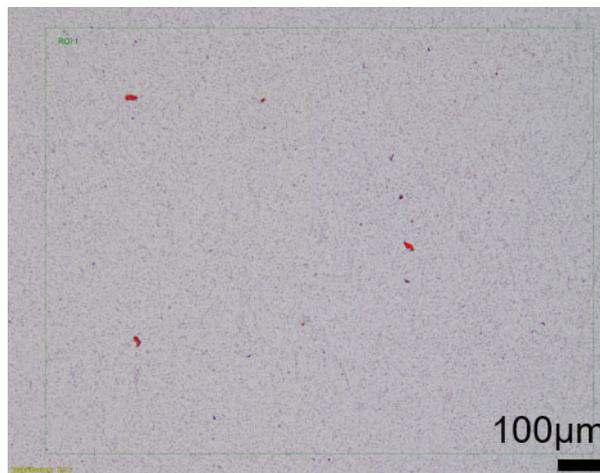


Abbildung 6.37: Probe RT-ab nach dem Lösungsglühn bei 550°C für eine Stunde und Wasser abschrecken

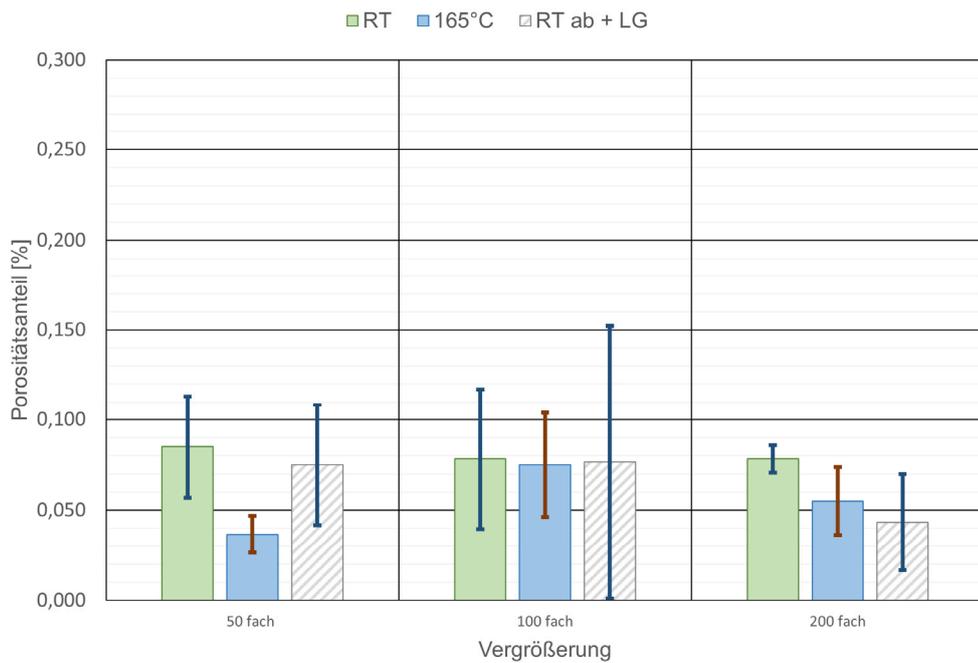


Abbildung 6.38: Porosität der in Abbildung 6.36 und Abbildung 6.37 exemplarisch dargestellten Schliffbilder

Wie dem Balkendiagramm zu entnehmen, und bereits anhand der Aufnahmen ersichtlich zeigt sich keinen wesentlicher Unterscheid der Porosität. Sowohl bei den **RT** Proben als auch den **165°C** Proben konnte kein signifikanter Unterschied festgestellt werden, die Porosität liegt unter Werten von 0,01%.

Die große Standardabweichung bei 100-facher Vergrößerung bei der RT-Probe, welche im Anschluss Lösungsgelüht wurde, ist auf eine große Pore zurückzuführen. Das Lösungsgelühen scheint keinen negativen Einfluss auf die Porosität zu nehmen, die Werte entsprechen annähernd dem gedruckten Zustand.

Im nachfolgenden Unterkapitel wird noch etwas näher auf den Einfluss der Probenpräparation eingegangen, diese hat bei den T6 wärmebehandelten Proben wie bereits mehrfach erwähnt, einen entscheidenden Einfluss.

6.3.6 Einfluss der unterschiedlichen Poliermethoden

Der Unterschied der beiden Poliermethoden ist deutlich anhand der Schliffbilder in Abbildung 6.39 ersichtlich. Es zeigt sich bei allen T6 wärmebehandelten Proben das gleiche Verhalten, die mit Methode 1 aufbereiteten Proben weisen eine deutlich erhöhte Porosität im Vergleich zu Methode 2 auf. Die Poren weisen alle eine sphärische Form auf wie aus den Abbildungen zu entnehmen.

Im Balkendiagramm in Abbildung 6.40 sind die bei unterschiedlichen Vergrößerungen ermittelten Porositätswerte mittels Präparationsmethode 2 angegeben. Zur Gegenüberstellung sind zusätzlich die bei 200-facher Vergrößerung ermittelten Werte von Präparationsmethode 1 eingetragen (die ermittelten Porositätswerte entsprechend Abbildung 5.8 sind dem Anhang Tabelle A10 zu entnehmen).

Die mit Poliermethode 1 erstellten Schliffe zeigen bei einer T6 Wärmebehandlung einen deutlichen Anstieg der Porosität. Bei Poliermethode 2 hingegen konnten keine deutlichen Unterschiede festgestellt werden. Des Weiteren zeigt sich, dass die Poliermethode keinen wesentlichen Einfluss auf die gemessene Porosität der T5 wärmebehandelten Proben hat. Die T5 wärmebehandelten Proben haben annähernd idente Porositätswerte wie die Ausgangszustände.

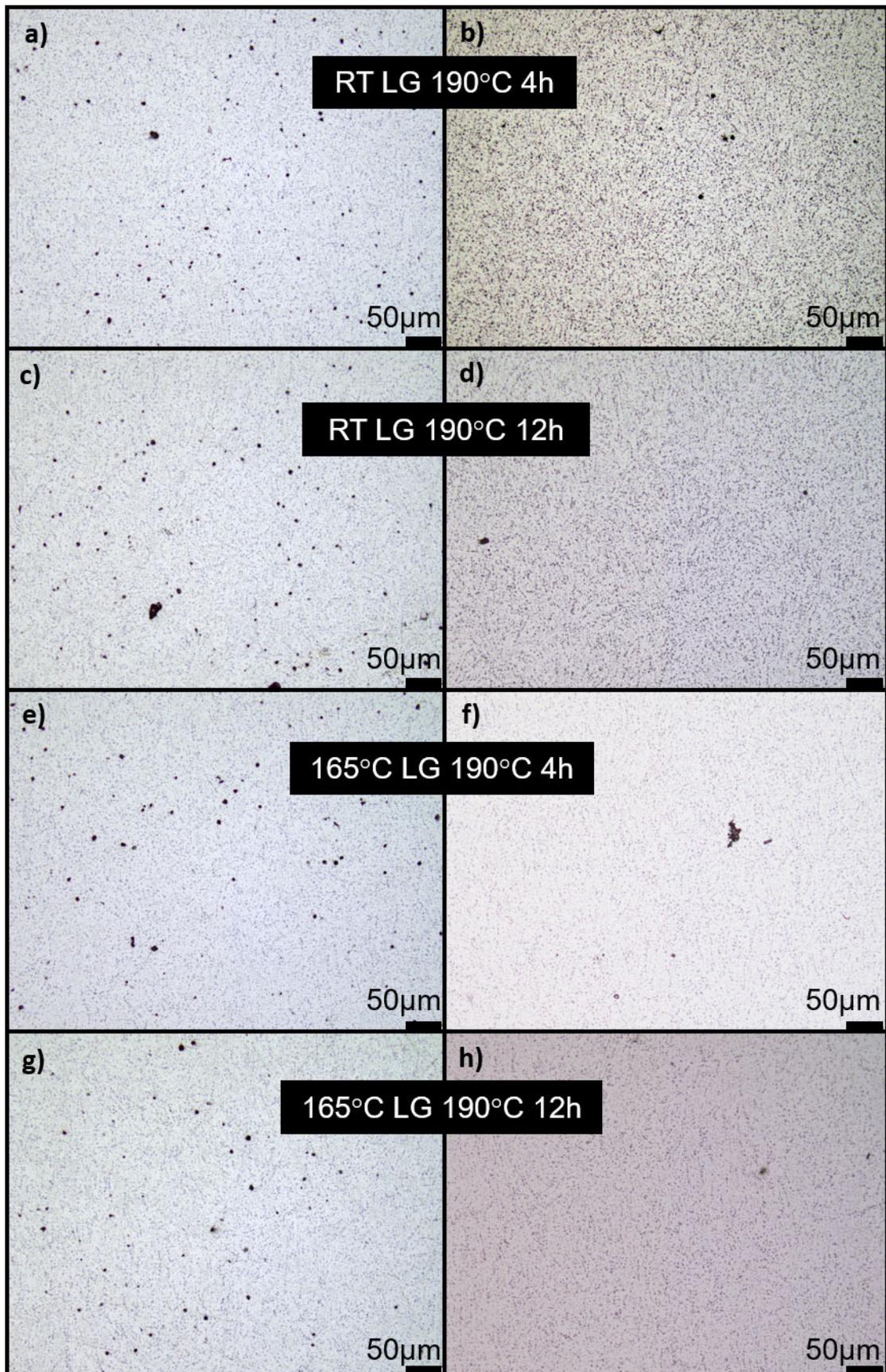


Abbildung 6.39: Gegenüberstellung von Poliermethode 1 dargestellt in a), c), e) und g) sowie Poliermethode 2 in b), d), f) und g) an T6 wärmebehandelten Proben bei 200-facher Vergrößerung

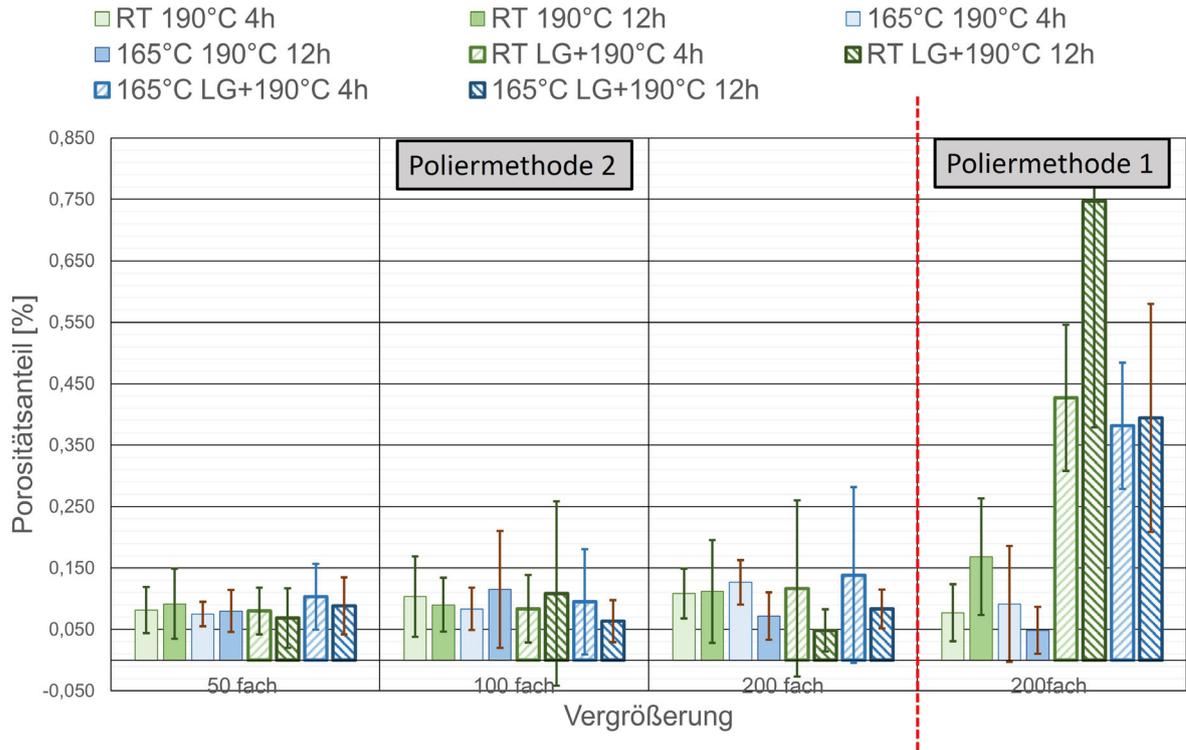


Abbildung 6.40: Ermittelte Porositätswerte, sowie Gegenüberstellung der beiden Präparationsmethoden

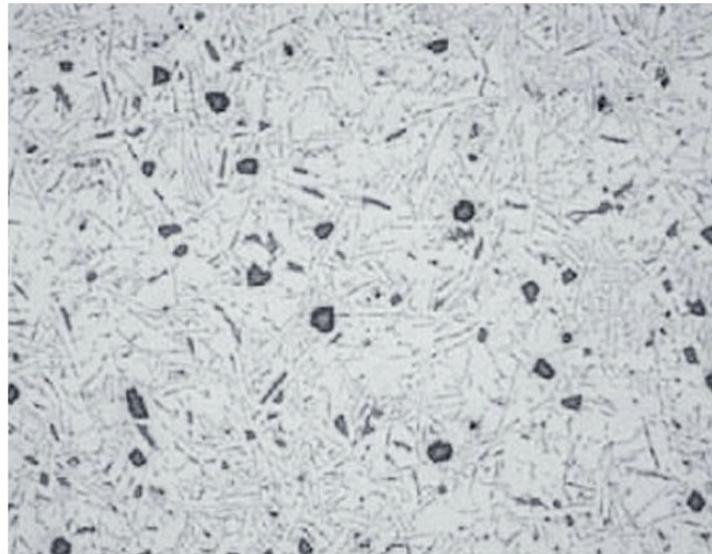


Abbildung 6.41: Aluminium-Silizium-Guss, zu lange OP-S Suspension poliert, Siliziumausscheidungen stehen im Relief (100-fach) [86]

Wie bereits zu Beginn dieses Kapitels geschrieben, kann anhand dieser Untersuchungen ein Anstieg der Porosität durch das Lösungsglügen nicht vollkommen ausgeschlossen werden, es erscheint jedoch eher unwahrscheinlich. Tendenziell wirkt es eher so, dass es sich bei den Poren um Ausbrüche bzw. eventuell im Relief stehende Silizium Ausscheidungen handelt. Dies ist ein typischer Fehler, der bei der Probenpräparation bei Aluminium-Silizium-Guss Proben auftreten kann (siehe Abbildung 6.41).

7. Diskussion, gewonnene Erkenntnisse

In der vorliegenden Arbeit wurden Einflüsse der Bauplattformtemperatur, sowie die Auswirkungen unterschiedlicher an den Druckprozess anschließender Qualitätswärmebehandlungen auf die Gefügeentwicklung und die mechanischen Eigenschaften von additiv verarbeiteten AlSi10Mg untersucht.

Eine ausführliche Literaturstudie hat gezeigt, dass festigkeitsbestimmende Ausscheidungsprozesse beim L-PBF sehr stark von den gewählten Prozessparametern, Temperaturverhältnissen während des Druckes und von der Bauteilgeometrie abhängen. Alle tatsächlich auftretenden metallkundlichen Vorgänge können theoretisch beschrieben werden, sind jedoch noch nicht restlos geklärt.

Für zwei unterschiedliche Bauplattformtemperaturen (35°C und 165°C) wurde der Einfluss von direkt Auslagern (T5) und einer kombinierten Wärmebehandlung aus Lösungsglühen, Wasser Abschrecken und Auslagern (T6) untersucht. Die Auslagerungstemperaturen von 155°C, 170°C und 190°C wurden dabei für jeweils 4, 8 und 12 Stunden angewandt. Bei den bei 165°C gedruckten Proben wurde auf ein Auslagern bei 155°C verzichtet. Bei T6 wurde bei 550°C für eine Stunde lösungsgeglüht. Bei den bei 35°C gefertigten Proben wurde zusätzlich die Druckoberfläche betrachtet.

Bei Vergleich der unterschiedlichen Bauplattformtemperaturen zeigt sich das zu erwartende Ergebnis. Die höchste Zugfestigkeit wird bei den bei 35°C gedruckten Proben erreicht. Durch eine Bauplattformtemperatur von 165°C kommt es bereits während des Bauprozesses zu einem Eigenspannungsabbau kombiniert mit Ausscheidungsvorgängen. Im Vergleich zu den RT Zugproben verfestigen diese aufgrund bereits vorhandener Ausscheidungen etwas stärker. Dadurch wird die Bruchdehnung und somit auch die Zugfestigkeit reduziert.

Bei den bei 35°C gedruckten Proben kann mit einer nachfolgenden T5 Wärmebehandlung die Festigkeit noch weiter gesteigert werden. Die höchsten Festigkeiten werden bei 155°C und 8 Stunden, sowie 170°C und 4 Stunden Auslagerungsdauer erreicht.

Bei 190°C Auslagerungstemperatur kommt es nur mehr zu einer leichten Erhöhung der 0,2%-Dehngrenze und der Verfestigungsrate, welche mit zunehmender Auslagerungsdauer immer geringer ausfällt.

Bei 165°C Bauplattformtemperatur zeigt sich bei 170°C T5-Auslagern unabhängig von der Auslagerungsdauer keine nennenswerte Veränderung in den mechanischen Eigenschaften. Bei 190°C kommt es bereits nach 4 Stunden zu einem Abfall der Festigkeit, der mit zunehmender Auslagerungsdauer noch stärker ausfällt.

Die raue Druckoberfläche der RT ab Proben reduziert bei den T5 wärmebehandelten Proben gleich wie beim Ausgangszustand die Bruchdehnung und somit auch die Zugfestigkeit Die 0,2%-Dehngrenze wird vom Oberflächenzustand nicht beeinflusst.

Alle Proben im Ausgangszustand sowie nach einer T5 Wärmebehandlung zeigen ein sprödes Bruchverhalten ohne ausgeprägte Einschnürung der Probe.

Eine T5 Wärmebehandlung, sowie eine erhöhte Bauplattformtemperatur von 165°C führt zu keiner wesentlichen Veränderung des L-PBF Gefüges. Aufgrund der hohen Abkühlraten im Bauprozess und dem schichtweisen Aufbau kommt es zu einem sehr feinen zellulär-dendritischen Gefüge aus α -Al und eutektischen α -Al+Si an den Zellgrenzen. Global kommt es an den Schmelzbadgrenzen zu einer Vergrößerung, wodurch die für den Prozess charakteristischen Schmelzbahnen sichtbar werden. Subjektiv kann bei 190°C Auslagerungstemperatur eine leichte Vergrößerung der Gefügestruktur erahnt werden. Ein Einfluss der Bauplattformtemperatur und einer T5 Wärmebehandlung auf die Porosität konnte nicht nachgewiesen werden.

Bei einer T6 Wärmebehandlung zeigt sich ein gänzlich anderes Erscheinungsbild, es kommt zu einer deutlich reduzierten Zugfestigkeit und einem Anstieg der Dehnungswerte. Das Festigkeitsniveau liegt jedoch immer noch höher als bei Sand- oder Kokillenguss. Nach einer T6 Wärmebehandlung zeigen alle Proben unabhängig von der Bauplattformtemperatur ein duktiler Bruchverhalten, mit ausgeprägter Einschnürung der Zugproben.

Ein Einfluss der Plattformtemperaturen auf das Festigkeitsniveau nach erfolgter T6 Wärmebehandlung kann nicht mehr nachgewiesen werden.

Die höchsten Festigkeiten werden bei 155°C und 12 Stunden, sowie 170°C und 4 Stunden Auslagerungsdauer erreicht. Der Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Bruchdehnung konnte in diesen Probenserien aufgrund der abweichenden Probengeometrie nicht beurteilt werden.

Die aus den Zugversuchen gewonnen Erkenntnisse zeigen sich auch bei Vergleichshärtemessungen aller Zustände.

Durch die T6 Wärmebehandlung entsteht eine gänzlich andere Mikrostruktur. Es kommt zu einer Vergrößerung und einem verschwinden der zellulären Struktur aus dem Bauprozess. Dies erklärt den in den Zugversuchen detektierten Abfall im Festigkeitsniveau bei T6. Beim Lösungsglühen kommt es zur Ausscheidung von primärem Silizium an den Korngrenzen des α -Al. Dies widerspricht der generellen Vorstellung der Bezeichnung Lösungsglühen und ist in der Eigenheit des L-PBF Prozesses begründet. Im Bauzustand ist der α -Al Mischkristall

extrem stark an Legierungselementen übersättigt (laut Literatur bis zu ~9%). Im thermodynamischen Gleichgewicht kann der α -Al Mischkristall jedoch maximal 1,65% Silizium lösen, daher kommt es schon während des Aufheizens auf Lösungsglühtemperatur zur Ausscheidung von Silizium. Beim nachfolgenden Auslagern kommt es in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit zu einer Vergrößerung und damit verbunden zu einer Reduktion der Si Partikel.

In einigen Literaturquellen wird von einem Anstieg der Porosität bei L-PBF AISi10Mg nach einer T6 Wärmebehandlung berichtet. Anhand von angepassten Probenpräparationsmethoden konnte kein deutlicher Einfluss auf die ermittelten Porositätswerte festgestellt werden. Mit einer sehr sanften Präparationsmethode, bei der Überwiegend poliert wird, konnte kein Anstieg nach T6 gemessen werden. Dies widerlegt die Literatur Ergebnisse zwar nicht, kann sie aber auch nicht bestätigen.

Wie in der Arbeit gezeigt werden konnte, haben die thermischen Bedingungen wie die Plattformtemperatur und der Energieeintrag des Lasers beim Schmelzen, sowie die Wärmeableitung einen hohen Einfluss auf die erzielbaren mechanischen Eigenschaften. Um die Auswirkung dieser Prozessstellgrößen auf die Mikrostruktur, den Ausscheidungszustand und die Eigenspannungsverteilung genauer beschreiben zu können wären weitere Untersuchungen mittels REM, EBSD und Atomsonde nötig. Mit Kenntnis der genauen Temperatur/Zeit Verläufe während des Bauprozesses in jedem Punkt des Bauraumes (Pulverbett bzw. Bauteil) könnten somit genaue Bauteileigenschaften vorhergesagt bzw. schon während des Druckvorganges die Eigenschaften ohne eine nachfolgende WBH gezielt eingestellt werden.

Um dem aufgetretenen Phänomen von gesteigerter Porosität nach einer T6 WBH auf den Grund zu gehen, könnten Untersuchungen mittels hochauflösender CT durchgeführt werden.

Abkürzungsverzeichnis

L-PBF	Laser-Powder Bed Fusion
BJ	Binder Jetting
DED	Directed Energy Deposition
ME	Material Extrusion
MJ	Material Jetting
BPF	Powder Bed Fusion
SL	Sheet Lamination
VP	Vat Photopolymerisation
EBM	Electron Beam Melting
SLM	Selective Laser Melting
DMLS	Direct Metal Laser Sintering
DMLM	Direct Metal Laser Melting
AM	Additive Manufacturing
USD	US-Dollar
CAD	computer-aided design
EOS	Electro Optical Systems
STL	Standard Tessellation Language
SLC	slice Format
λ	Wellenlänge
REM	Rasterelektronenmikroskop
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze
GP	Guinier Preston Zonen
F	Gusszustand
T5	Warmauslagern
T6	Lösungsgeglüht und vollständig warmausgelagert
T64	Lösungsglügen aber nicht vollständiges warmauslagern-Unteralterung
P_L	Laserleistung
D_s	Schichtdicke
Δy_s	Spurabstand
v_s	Scangeschwindigkeit
T_v	Vorwärmtemperatur
E_v	volumetrische Energiedichte
G	thermischer Gradient
R	Wachstumsrate

FE-SEM	Field Emission Scanning Electron Microscopy
WBH	Wärmebehandlung
CT	Computertomographie

Literaturverzeichnis

- [1] R. Bogue: 3D printing: the dawn of a new era in manufacturing?, *Assembly Automation*, Vol. 33, Issue 4., 2013, p. 307-311
- [2] G. Harsha Vardhan, G. Hari Charan, P. V. Subba Reddy, K. Sampath Kumar: 3D Printing: The Dawn of a New Era in Manufacturing, *International Journal on Recent and Innovation Trends in Computing and Communication*, Vol. 2, Issue 8, 2014, p. 2373-2376
- [3] M. Attaran: The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing, *Business Horizons*, Vol. 60, 2017, p. 677-688
- [4] C. Klahn, M. Meboldt: *Entwicklung und Konstruktion für die Additive Fertigung: Grundlagen und Methoden für den Einsatz in industriellen Endkundenprodukten*, 1. Auflage, 2018
- [5] S.A.M. Tofail, E.P. Koumoulos, A. Bandyopadhyay, S. Bose, L. O'Donoghue, C. Charitidis: Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities, *Materials Today*, Vol. 21, Number 1 January/February 2018
- [6] A. Gebhardt: *Generative Fertigungsverfahren*, 4. Auflage, München: Carl Hanser Verlag, 2013
- [7] T. Wohler: Wohlers report 2015, *Additive manufacturing and 3D printing state of the industry - Annual worldwide progress report*, Wohlers Associates, Inc., 2015
- [8] T. Wohler: Wohlers report 2017, *Additive manufacturing and 3D printing state of the industry - Annual worldwide progress report*, Wohlers Associates, Inc., 2017
- [9] https://www.ifam.fraunhofer.de/content/dam/ifam/de/documents/dd/Infobl%C3%A4tter/generative_fertigung-elektronenstrahlschmelzen_fraunhofer_ifam_dresden.pdf
abgerufen 07.06.2021
- [10] <https://www.research-collection.ethz.ch/handle/20.500.11850/181623?locale-attribute=de&show=full> abgerufen 7.06.2021
- [11] <https://www.eos.info/de> abgerufen 15.02.2021
- [12] <https://all3dp.com/4/interview-terry-wohlers-state-3d-printing-industry-2019/>
abgerufen 07.05.2019
- [13] <http://wohlersassociates.com/press83.html> abgerufen 07.06.2021
- [14] <https://www.implantcast.de/unternehmen/technologie/additive-fertigung-eporer/#c324> abgerufen 14.02.2021
- [15] <https://www.design-bad.com/luxusarmatur-von-grohe/> abgerufen 14.02.2021
- [16] <https://kurier.at/wirtschaft/digitales-oesterreich/schmuck-architektin-boltenstern-nie-ohne-meinen-3d-drucker/400570625> abgerufen 14.02.2021

- [17] <https://additive.industrie.de/news/porsche-e-antrieb-gehaeuse-aus-dem-3d-drucker/#slider-intro-3> abgerufen 14.02.2021
- [18] <https://www.slm-solutions.com/> abgerufen 15.02.2021
- [19] <https://www.ge.com/additive/de/who-we-are/concept-laser> abgerufen 15.02.2021
- [20] D. Manfredi: La ricerca applicata nell'ambito delle tecnologie additive per i componenti metallici, MAM 2016, Rom, 23.-27.3.2016
- [21] B. Buchmayr; G. Panzl: Eine SWOT-Analyse zum Einsatz der Additiven Fertigung für metallische Bauteile, BHM, Vol. 160, Issue 1, 2015, p. 15-20
- [22] F. Trevisan, F. Calignano, M. Lorusso, J. Pakkanen, A. Aversa, E.P: Ambrosio, M. Lombardi, P. Fino, D. Manfredi: On the Selektive Laser Melting (SLM) of the AlSi10Mg Alloy: Process, Microstructure, and Mechanical Properties, Materials, Vol. 10, Issue 76, 2017, p. 1-23
- [23] D. Buchbinder: Selektive Laser Melting von Aluminiumgusslegierungen, Aachen: Shaker Verlag, 2013
- [24] E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger, D. Buchbinder: Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior, Materials and Design, Vol. 34, 2012, p. 159-169
- [25] <https://www.research-collection.ethz.ch/handle/20.500.11850/181623?locale-attribute=de&show=full> abgerufen 14.02.2021
- [26] E.O. Olakanmi: Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: Effect of processing conditions and powder properties, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 213, 2013, p. 1387–1405
- [27] B. Liu, R. Wildman, Ch. Tuck, I. Ashcroft, R. Hague: Investigation the Effect of Particle Size Distribution on Processing Parameters Optimisation in Selective Laser Melting Process. In Proceedings of the Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, TX, USA, 7–9 August 2011; p. 227–238
- [28] A. B. Spierings, N. Herres, G. Levy: Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in additive manufactured stainless steel parts, Rapid Prototyp. J, Vol. 17, Issue 3, 2011, p. 195–202
- [29] N. T. Aboulkhair, N. M. Everitt, I. Ashcroft, Ch. Tuck: Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting, Additive Manufacturing, Vol.1–4, 2014, p. 77–86
- [30] M. Boivineau, C. Cagran, D. Doytier, V. Eyraud, M.H. Nadal, B. Wilthan: Thermophysical properties of solid and liquid Ti-6Al-4V (TA6V) alloy, International Journal of Thermophysics, Vol. 27, No. 2, 2006, p. 507–529
- [31] Material properties handbook: titanium alloys. United States of America: ASM International; 1994

- [32] ASM metals reference book. 3rd ed. United States of America, ASM International, 1993
- [33] D. Schreuder: Outdoor lighting: physics, vision and perception. New York, USA: Springer; 2008
- [34] HA. Macleod: Thin film optical filters, 3rd ed. United Kingdom: CRC Press, 2001.
- [35] W. König, F. Klocke: Fertigungsverfahren 3 Abtragen, Generieren und Lasermaterialbearbeitung, 4. Auflage, Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2007
- [36] E. Schubert: New Possibilities for Joining by Using Power Diode Lasers, LAI Proceeding, Vol. 85, ICAELO'98, 1998
- [37] P. Fischer, V. Romano, H.P. Weber, N.P. Karapatis, E. Boillat, R. Glardon: Sintering of commercially pure titanium powder with a Nd:YAG laser source, Acta Materialia, Vol. 51, 2003, p. 1651–1662
- [38] C.Y. Yap, C.K. Chua, Z.L. Dong, Z.H. Liu, D.Q. Zhang, L.E. Loh, S.L. Sing: Review of selective laser melting: Materials and applications, Applied Physics Reviews, Vol. 2, 2015, 041101
- [39] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann.: Additive manufacturing of metals, Acta Materialia, Vol. 117, 2016, p. 371-392
- [40] J.P. Kruth, P. Mercelis: Binding Mechanisms in Selective Laser Sintering and Selective Laser Melting, Rapid Prototyping Journal, Vol. 11, Issue 1 2005, p. 26–36
- [41] W.E. King, H.D. Barth, V.M. Castillo, G.F. Gallegos, J. W. Gibbs, D.E. Hahn, Ch. Kamath, A.M. Rubenchik: Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 214, 2014, p. 2915–2925
- [42] Ch. Weingarten, D. Buchbinder, N. Pirch, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe: Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 221, 2015, p. 112–120
- [43] Buchbinder, D; Meiners, W.; Abschlussbericht Generative Fertigung von Aluminiumbauteilen für die Serienproduktion, 2010
- [44] W. Pei, W. Zhengying, Ch. Zhen, D. Jun, H. Yuyang, L. Junfeng, Z. Yatong: The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and mechanical behavior, Applied Surface Science, Vol. 408, 2017, p. 38–50
- [45] L. Wang, X. Jiang, Y. Zhu, Z. Ding, X. Zhu, J. Sun, B. Yan: Investigation of Performance and Residual Stress Generation of AlSi10Mg Processed by Selective Laser Melting, Advances in Materials Science and Engineering, 2018
- [46] C. Kammer: Aluminium Taschenbuch 1 Grundlagen und Werkstoffe, 16 Auflage, Berlin-Wien-Zürich: Beuth Verlag, 2012

- [47] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, 2. Auflage, Berlin-Heidelberg: Springer Verlag, 2007
- [48] S. Kou, "Basic Solidification Concepts," in *Welding Metallurgy*, 2nd ed., John Wiley & Sons, 2003, p. 166
- [49] X. Liu, C. Zhao, X. Zhou, Z. Shen, W. Liu: Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy, *Materials and Design*, Vol. 168, 2019, 107677
- [50] L. Girelli, M. Tocci, M. Gelfi, A. Pola: Study of heat treatment parameters for additively manufactured AlSi10Mg in comparison with corresponding cast alloy, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 739, 2019, p. 317-328
- [51] N. T. Aboulkhair, Ch. Tuck, I. Ashcroft, I. Maskery, N. M. Everitt: On the Precipitation Hardening of Selective Laser Melted AlSi10Mg; *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 46A, 2015, p. 3337-3341
- [52] L. Thijs, K. Kempen, J.P. Kruth, J. Van Humbeeck: Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder, *Acta Materialia*, Vol. 61, 2013, p. 1809-1819
- [53] L.P. Lam, D.Q. Zhang, Z.H. Liu, C.K. Chua: Phase analysis and microstructure characterisation of AlSi10Mg parts produced by Selective Laser Melting, *Virtual and Physical Prototyping*, Vol. 10, Issue 4, 2015, p. 207-215
- [54] Z.H. Xiong, S.L. Liu, S.F. Li, Y. Shi, Y.F. Yang, R.D.K. Misra: Role of melt pool boundary condition in determining the mechanical properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 740–741, 2019, p. 148–156
- [55] J. Wu, X.Q. Wang, W. Wang, M.M. Attallah, M.H. Loretto: Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg, *Acta Materialia*, Vol. 117, 2016, p. 311-320
- [56] N. Takata, H. Kodaira, K. Sekizawa, A. Suzuki, M. Kobashi: Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 704, 2017, p. 218–228
- [57] L. Zhou, A. Mehta, E. Schulz, B. McWilliams, K. Cho, Y. Sohn: Microstructure, precipitates and hardness of selectively laser melted AlSi10Mg alloy before and after heat treatment, *Materials Characterization*, Vol. 143, 2018, p. 5-17
- [58] N.O. Larrosa, W. Wang, N. Read, M.H. Loretto, C. Evans, J.Carr, U. Tradowsky, M.M. Attallah, P.J. Withers: Linking Microstructure and processing defects to mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg alloy; *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 98, 2018, p. 123-133

- [59] B. Chen, S.K. Moon, X. Yao, G. Bi, J. Shen, J. Umeda, K. Kondoh: Strength and strain hardening of a selective laser melted AlSi10Mg alloy, *Scripta Materialia*, Vol. 141, 2017, p. 45-49
- [60] M. Fousová, D. Dvorský, A. Michalcová, D. Vojtěch: Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures, *Materials Characterization*, Vol. 137, 2018, p. 119–126
- [61] W. Li, S. Li, J. Liu, A. Zhang, Y. Zhou, Q. Wei, Ch. Yan, Y. Shi: Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 663, 2016, p. 116-125
- [62] H. Hyer, L. Zhou, S. Park, G. Gottsfritz, G. Benson, B. Tolentino, B. McWilliams, K. Cho, Y. Sohn: Understanding the Laser Powder Bed Fusion of AlSi10Mg Alloy, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, Vol. 9, 2020, p.484-502
- [63] N. Takata, H. Kodaira, A. Suzuki, M. Kobashi: Size dependence of microstructure of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting, *Materials Characterization*, Vol. 143, 2018, p. 18–26
- [64] H. Qin, V. Fallah, Q. Dong, M. Brochu, M. R. Daymond, Mark Gallerneault: Solidification pattern, microstructure and texture development in Laser Powder Bed Fusion (LPBF) of Al10SiMg alloy, *Materials Characterization*, Vol. 145, 2018, p. 29-38
- [65] D. Buchbinder, W. Meiners, N. Pirch, K. Wissenbach, J. Schrage: Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting, *Journal of Laser Applications*, Vol. 26, Issue 1, 2014, 012004
- [66] K. Kempen, L. Thijs: Producing crack-free, high density M2 HSS Parts by selective Laser Melting: pre-heating the baseplate, In: *Proceedings of the 24th international solid freeform fabrication symposium. Austin (TX): Laboratory for freeform fabrication; 2013, p. 131–139*
- [67] L. Wang, X. Jiang, Y. Zhu, X. Zhu, J. Sun, B. Yan: An approach to predict the residual stress and distortion during the selective laser melting of AlSi10Mg parts, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 97, 2018, p. 3535–3546
- [68] P. Mercelis, J.P. Kruth: Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyping Journal*, Vol. 12, Issue 5, 2006, p. 254–265
- [69] C. Li, Z.Y. Liu, X.Y. Fang; Y.B. Guo: Residual Stress in Metal Additive Manufacturing, *Procedia CIRP*, Vol. 71, 2018, p. 348–353
- [70] R. Casati, M. Hamidi Nasab, M. Coduri, V. Tirelli, M. Vedani: Effects of Platform Pre-Heating and Thermal-Treatment Strategies on Properties of AlSi10Mg Alloy Processed by Selective Laser Melting, *Metals*, Vol. 8, Issue 11, 2018, p. 954

- [71] T. Fiegl, M. Franke, C. Körner: Impact of build envelope on the properties of additive manufactured parts from AlSi10Mg, *Optics and Laser Technology*, Vol. 111, 2019, p. 51–57
- [72] S. Siddique, M. Imran, E. Wycisk, C. Emmelmann, F. Walther: Influence of process-induced microstructure and imperfections on mechanical properties of AlSi12 processed by selective laser melting, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 221, 2015, p. 205–213
- [73] W. Weißbach: *Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*, 18. Auflage, Vieweg+Teubner/Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, 2012
- [74] A. Hadadzadeh, B. S. Amirkhiz, M. Mohammadi: Contribution of Mg₂Si precipitates to the strength of direct metal laser sintered AlSi10Mg, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 739, 2019, p. 295-300
- [75] H.P. Stüwe: *Einführung in die Werkstoffkunde*, 2. Auflage, BI Wissenschaftsverlag, Mannheim/Wien/Zürich, 1991
- [76] K. Kempen, L.Thijs, J. Van Humbeeck, J.-P. Kruth: Mechanical properties of AlSi10Mg produced by Selective Laser Melting, *Physics Procedia*, Vol. 39, 2012, p. 439-446
- [77] F. Ostermann: *Anwendungstechnologie Aluminium*, 2. Auflage, Springer Berlin Heidelberg New York 1998, 2007
- [78] G. Huppert-Schemme: *AlMgSi-Bleche für den Fahrzeugbau – Metallkunde und Fertigungstechnik*, Düsseldorf: Bethe-Verlag, 1997
- [79] *Aluminium und Aluminiumlegierungen Gussstücke, Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften, Deutsche Fassung EN 1706:1997, DIN EN 1706:1998-06*, Juni 1998
- [80] S. Bagherifard, N. Beretta, S. Monti: On the fatigue strength enhancement of additive manufactured AlSi10Mg parts by mechanical and thermal post-processing, / *Materials and Design*, Vol. 145, 2018, p. 28–41
- [81] N.T. Aboulkhair, I. Maskery, Ch. Tuck: The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 667, 2016, p. 139–146
- [82] Ch. Zhang, H. Zhu, H. Liao, Y. Cheng, Z. Hu, X. Zeng: Effect of heat treatments on fatigue property of selective laser melting AlSi10Mg, *International Journal of Fatigue*, Vol. 116, 2018, p. 513–522
- [83] Maamoun, A. H.; Elbestawi, M.: Thermal post-processing of AlSi10Mg parts produced by Selective Laser Melting using recycled powder, *Additive Manufacturing*, Vol. 21, 2018, p. 234–247

- [84] https://www.eos.info/03_system-related-assets/material-related-contents/metal-materials-and-examples/metal-material-datasheet/aluminium/material_datasheet_eos_aluminium-alsi10mg_en_web.pdf
abgerufen 7.06.2021
- [85] Stahlschlüssel-Taschenbuch, Stahlschlüssel Wegst GmbH, D-71672 Marbach/N.,
2007, 21. Auflage
- [86] Metallografische Präparation von Aluminium und Aluminiumlegierungen, Struers
Application Notes, Printed in Denmark, 03.2015, 62240407

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1: Einteilung nach der Technologie und Eignung der additiven Verfahren für Kunststoffe, Keramiken und Metalle in Anlehnung an [5]	2
Abbildung 2.2: Vergleich der Stückkosten bei konventioneller und additiver Fertigung als Funktion von Bauteil-komplexität und Losgröße [4][10].....	4
Abbildung 2.3: Industrielles Wachstum der AM Industrie in Millionen US-Dollar (Wohlers Report 2019) [12].....	5
Abbildung 2.4: Produktion von AM Bauteilen von unabhängigen Dienstleistern in Millionen USD	5
Abbildung 2.5: Implantatkomponente mit	
Abbildung 2.6: Additiv gefertigte Armatur [15] ..	5
Abbildung 2.7: Schmuckstücke aus dem 3D-Druck [16]	
Abbildung 2.8: E-Antriebs-Gehäuse Porsche [17].....	5
Abbildung 3.1: Prozesskette L-PBF [20].....	6
Abbildung 3.2: Prinzipieller Aufbau einer Prozesskammer etwas erweitert nach [22].....	8
Abbildung 3.3: Grundprinzip der PBF Verfahren [24]	8
Abbildung 3.4: Ishikawa-Diagramm des L-PBF Prozesses [25], rote Markierung: Inhalt dieser Arbeit	10
Abbildung 3.5: Absorptionskurven in Abhängigkeit der Strahlungswellenlänge [35][36]	11
Abbildung 3.6: L-BPF Prozessparameter [38]	12
Abbildung 3.7: Prozessfenster für das selektive Laserschmelzen [40].....	12
Abbildung 3.8 a) Schlüssellochporosität bei 316L [41] b) Gasporen bei AlSi10Mg [42].....	13
Abbildung 3.9: Einfluss des Spurabstandes auf die Dichte von AlSi10Mg [44]	13
Abbildung 3.10: a) Einfluss von Laserleistung und Scangeschwindigkeit auf die Größe des Schmelzbades, sowie b) Einfluss auf die Porosität [44]	14
Abbildung 3.11: Typische Scanstrategien a) „Parallel scan line method“ und b) „chessboard“ or „island scanning strategy“ [22].....	14
Abbildung 4.1: Binäres Zustandsdiagramm Al-Si [46]	15
Abbildung 4.2: Einfluss des Temperaturgradienten G und der Wachstumsrate R auf die Mikrostruktur [48]	16
Abbildung 4.3: Mikrostruktur von mittels a) L-PBF und b) Kokillenguss hergestelltem AlSi10Mg: α -Al-Dendriten (weiß) und eutektischer Phase (α +Si) (grau), sowie Eisenreichen intermetallischen Phasen [50].....	17
Abbildung 4.4: REM Aufnahmen von AlSi10Mg a) EBSD Aufnahmen und zelluläre Substruktur mit b) Sekundärelektronenkontrast und c) Rückstreuелеktronenkontrast [55]....	18
Abbildung 4.5: Änderung der Gefügestruktur mit der Wandstärke a) schmale Probe und b) breite Probe [63]	19

Abbildung 4.6: REM Aufnahmen SLM AISi10Mg (a,b) quer zu Baurichtung und (c, d) in Baurichtung [61].....	20
Abbildung 4.7: FE-SEM Abbildung mit Kennzeichnung der Zonen [44]	20
Abbildung 4.8: Schematische Darstellung der Variation von G und R [64]	21
Abbildung 4.9: M2 HSS Bauteile mit Rissen und Ablösen des Bauteils von der Substratplatte [66].....	22
Abbildung 4.10: TGM Model für L-PBF a) Schmelzphase und b) Abkühlung [69].....	23
Abbildung 4.11: Bauteilverzug durch das Abkühlen von Schichten (Schrumpfung) [4].....	23
Abbildung 4.12: Aufspreizung der Twincantilever a) ohne und b) mit 200°C Bauplattformtemperatur [65].....	24
Abbildung 4.13: REM Aufnahmen AISi10Mg a) ohne Vorwärmung und b) mit Plattformtemperatur 160°C [70].....	24
Abbildung 4.14: a) Fließkurve von L-PBF AISi10Mg im Vergleich mit pulvermetallurgisch hergestelltem AISi10Mg [59] b) σ - ϵ Kurven in Abhängigkeit von der Baurichtung [76].....	26
Abbildung 4.15: a) Rastertransmissionselektronenmikroskop (Hellfeld) Aufnahme der Mikrostruktur von L-PBF ALSi10Mg (b) Detailaufnahme [74].....	27
Abbildung 4.16: a) Schematische Darstellung der Mikrostruktur und des Orowan Mechanismus b) gebildete Versetzungsringe und Bildung einer neuen Versetzung [59].....	27
Abbildung 4.17: Schema des allgemeinen Wärmebehandlungszyklus für	28
Abbildung 4.18: Einfluss einer WBH auf die Mikrostruktur von L-PBF AISi10Mg [56].....	31
Abbildung 4.19: TEM Aufnahmen a) vor und b) nach dem Warmauslagern, mit feinen nadelförmigen Si-Ausscheidungen [60].....	31
Abbildung 4.20: Alterungskurven bei 160°C Auslagerungstemperatur [70].....	32
Abbildung 4.21: Porositätsanstieg von AISi10Mg durch das Lösungsglühen a) [50] b) [84] .	33
Abbildung 5.1: EOSINT M280 der Montanuniversität Leoben.....	35
Abbildung 5.2: Probengeometrie nach DIN 50125-A.....	37
Abbildung 5.3: Schematische Darstellung der Temperatur-/Zeitverläufe der untersuchten Wärmebehandlungsrouten	37
Abbildung 5.4: a) Wärmebehandlungsofen Carbolite HAT 6/28 und b) Abschreckvorrichtung zum verzugsarmen (stehenden) Abschrecken der Zugproben.....	39
Abbildung 5.5: Zugprüfmaschine Zwick/Roell Z250 am LS f. Umformtechnik (Montanuniversität Leoben).....	39
Abbildung 5.6: Entnahmestellen der Proben für die Schliiffpräparation, Schnitt C-C entspricht dem Längsschliff, Schnitt A-A dem Querschliff.....	40
Abbildung 5.7: a) Härteprüfgerät EMCOTEST M1C 010 und b) Positionen der Härtemessungen am Längs- und Querschliff (siehe Abbildung 5.6)	41
Abbildung 5.8: Positionen der Porositätsmessungen am Längsschliff (siehe Abbildung 5.6) .	42

Abbildung 5.9: a) Porositätsmessung an 165°C 190°C 4h b) Si-Partikel Größenbestimmung an RT LG 190°C 4h	42
Abbildung 6.1: Oberflächenrauigkeit der RT ab Proben nach dem Sandstrahlen	44
Abbildung 6.2: σ - ϵ Diagramm der Proben <i>RT ab</i> , <i>RT</i> und <i>165°C</i> ohne WBH.....	45
Abbildung 6.3: Kennwerte der Proben <i>RT ab</i> , <i>RT</i> und <i>165°C</i> ohne WBH,.....	46
Abbildung 6.4: Stereomikroskop Aufnahmen einer RT Probe a) und b), sowie einer 165°C Probe c) und d).....	46
Abbildung 6.5: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT ab sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 155°C.....	47
Abbildung 6.6: Kennwerte der Proben RT ab, sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 155°C.....	48
Abbildung 6.7: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT ab sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C.....	49
Abbildung 6.8: Kennwerte der Proben RT ab, sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C für 4, 8 und 12 Stunden, die entsprechenden Werte sind im Anhang in Tabelle A3 aufgelistet	49
Abbildung 6.9: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT ab sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C.....	50
Abbildung 6.10: Kennwerte der Proben RT ab, sowie RT bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C	50
Abbildung 6.11: Vergleich der höchsten erreichbaren Festigkeiten bei T5	51
Abbildung 6.12: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT sowie 165°C bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C für 4, 8 und 12 Stunden	52
Abbildung 6.13: Kennwerte der Proben RT, sowie 165°C bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C.....	53
Abbildung 6.14: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT sowie 165°C bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C für 4, 8 und 12 Stunden	54
Abbildung 6.15: Kennwerte der Proben RT, sowie 165°C bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C.....	54
Abbildung 6.16: σ - ϵ Diagramm gemittelt, RT ab sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 155°C.....	55
Abbildung 6.17: Kennwerte der Proben RT ab, sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 155°C.....	56
Abbildung 6.18: σ - ϵ Diagramm gemittelt, Proben RT ab sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 170°C für 4, 8 und 12 Stunden	57
Abbildung 6.19: Kennwerte der Proben RT ab, sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 170°C.....	57

Abbildung 6.20: σ - ϵ Diagramm gemittelt, RT ab sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 190°C.....	58
Abbildung 6.21: Kennwerte von RT ab, sowie RT nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 190°C.....	58
Abbildung 6.22: σ - ϵ Diagramm gemittelt, RT sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 155°C.....	60
Abbildung 6.23: Kennwerte von RT, sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 155°C.....	61
Abbildung 6.24: σ - ϵ Diagramm gemittelt, RT sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 170°C.....	61
Abbildung 6.25: Kennwerte von RT, sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 170°C.....	62
Abbildung 6.26: σ - ϵ Diagramm gemittelt, RT sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 170°C.....	63
Abbildung 6.27: Kennwerte von RT, sowie 165°C nach dem Lösungsglühen und Auslagern bei 190°C.....	63
Abbildung 6.28: Vergleich der Härte HB1/10 bei unterschiedlicher Bauplattformtemperatur von 35°C und 165°C.....	64
Abbildung 6.29: Einfluss einer T5 WBH auf die Härte.....	65
Abbildung 6.30: Einfluss einer T6 WBH auf die Härte.....	66
Abbildung 6.31: Aufnahmen polierter Proben mittels Polarisator a) RT Längsschliff b) RT Querschliff c) 165°C Längsschliff d) 165°C Querschliff.....	67
Abbildung 6.32: Aufnahmen des Gefüges einer RT Probe a) Längsschliff in Aufbaurichtung b) Querschliff und einer 165°C Probe c) Längsschliff in Aufbaurichtung d) Querschliff.....	68
Abbildung 6.33: LIM1 Bilder von den geätzten Proben RT 155°C 8h a) Längsschliff und b) Querschliff, sowie RT 170°C 4h c) Längsschliff und d) Querschliff RT 190°C 12h e) Längsschliff und.....	70
Abbildung 6.34: Ausgewählte Gefügaufnahmen nach erfolgter T6 Wärmebehandlung a) RT LG170°C 8h Längsschliff b) RT LG 170°C 8h Querschliff c) RT LG 170°C 12h Längsschliff d) RT LG 170°C 12h Querschliff.....	71
Abbildung 6.35: Teilchenanzahl, sowie gemittelte Partikelgröße der Si-Ausscheidungen	72
Abbildung 6.36: Poren bei den Proben RT und 165°C ohne Wärmebehandlung.....	75
Abbildung 6.37: Probe RT-ab nach dem Lösungsglühen bei 550°C für eine Stunde und Wasser abschrecken.....	75
Abbildung 6.38: Porosität der in Abbildung 6.36 und Abbildung 6.37 exemplarisch dargestellten Schlibfbilder.....	75

Abbildung 6.39: Gegenüberstellung von Poliermethode 1 dargestellt in a), c), e) und g) sowie Poliermethode 2 in b), d), f) und g) an T6 wärmebehandelten Proben bei 200-facher Vergrößerung.....	77
Abbildung 6.40: Ermittelte Porositätswerte, sowie Gegenüberstellung der beiden Präparationsmethoden	78
Abbildung 6.41: Aluminium-Silizium-Guss, zu lange OP-S Suspension poliert, Siliziumausscheidungen stehen im Relief (100-fach) [86].....	78

Tabellenverzeichnis

Tabelle 3.1: Spezifikationen der Anlagen der drei wichtigsten Anlagenhersteller [11][18][19]	6
Tabelle 3.2: Vergleich von Wärmeleitfähigkeit und Reflektivität unterschiedlicher Werkstoffe nach [29].....	11
Tabelle 4.1: Zell und Korngrößen	18
Tabelle 4.2: Übersicht der mechanischen Eigenschaften der Legierungsgruppe AlSi10Mg laut DIN EN 1706 [79].....	29
Tabelle 4.3: Aus der Literatur entnommene Kennwerte von L-PBF AlSi10MG (* Gesamtdehnung wurde angegeben)	30
Tabelle 4.4: Korn- bzw. Si-Partikelgrößen nach einer WBH.....	34
Tabelle 5.1: Maschinen-/Leistungsdaten der EOSINT M280-Anlage [21].....	35
Tabelle 5.2: Chemische Zusammensetzung des Pulvers AlSi10Mg (DIN EN 1706) [84].....	36
Tabelle 5.3: Abmessungen der gefertigten Zugproben	37
Tabelle 5.4: Probenbezeichnungen bei T5.....	38
Tabelle 5.5: Probenbezeichnungen bei T6.....	38
Tabelle 5.6: Verwendete Präparationsmethoden	41
Tabelle 5.7: Vermessene Flächen bei der Porositätsanalyse.....	42

Anhang

Tabelle A1: Kennwerte der Proben im Bauzustand ohne anschließende Wärmebehandlung

RT ab

Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₂₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,83	263,39	3,36	423,78	3,36	423,78
Pr.: 2	5,83	253,54	3,54	436,27	3,54	436,27
Pr.: 3	5,82	242,89	3,46	421,22	3,46	421,22
<i>Mittelwert:</i>		253,27	3,46	427,09	3,46	427,09
<i>Standardabweichung:</i>		10,25	0,09	8,05	0,09	8,05

RT

Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	6,04	243,83	5,98	482,34	5,98	482,34
Pr.: 2	6,04	243,80	5,96	481,90	5,96	481,90
<i>Mittelwert:</i>		243,81	5,97	482,12	5,97	482,12
<i>Standardabweichung:</i>		0,02	0,02	0,31	0,02	0,31

165°C

Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	6,05	256,19	4,30	450,33	4,30	450,33
Pr.: 2	6,04	256	4,33	449,7	4,33	449,7
<i>Mittelwert:</i>		256,10	4,31	450,02	4,31	450,02
<i>Standardabweichung:</i>		0,14	0,02	0,45	0,02	0,45

Tabelle A2: Kennwerte der RT ab, sowie der RT Proben bei einer Auslagerungstemperatur von 155°C und einer Auslagerungsdauer von 4,8 und 12 Stunden

RT ab 155°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₂₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,82	273,30	2,62	422,91	2,62	422,91
Pr.: 2	5,82	282,72	2,57	436,27	2,57	436,27
Pr.: 3	5,82	299,37	2,55	436,20	2,55	436,20
<i>Mittelwert:</i>		285,13	2,58	431,79	2,58	431,79
<i>Standardabweichung:</i>		13,20	0,04	7,69	0,04	7,69
RT ab 155°C 8h						
Pr.: 1	5,84	311,91	2,28	435,92	2,28	435,92
Pr.: 2	5,86	304,18	2,25	428,20	2,25	428,20
Pr.: 3	5,83	297,82	2,37	435,80	2,37	435,80
<i>Mittelwert:</i>		304,64	2,30	433,31	2,30	433,31
<i>Standardabweichung:</i>		7,06	0,06	4,43	0,06	4,43
RT ab 155°C 12h						
Pr.: 1	5,83	307,02	2,35	439,34	2,35	439,34
Pr.: 2	5,84	301,20	2,47	441,27	2,47	441,27
Pr.: 3	5,83	302,56	2,48	442,90	2,48	442,90
<i>Mittelwert:</i>		303,59	2,43	441,17	2,43	441,17
<i>Standardabweichung:</i>		3,04	0,07	1,78	0,07	1,78
RT 155°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,99	304,57	3,82	509,06	3,82	509,06
Pr.: 2 *	5,57					
Pr.: 3	5,98	307,11	3,95	516,43	3,95	516,43
<i>Mittelwert:</i>		305,84	3,88	512,75	3,88	512,75
<i>Standardabweichung:</i>		1,79	0,09	5,21	0,09	5,21
RT 155°C 8h						
Pr.: 1	5,99	311,24	3,84	515,24	3,84	515,24
Pr.: 2	5,57	306,63	3,65	510,43	3,65	510,43
Pr.: 3*	5,98	326,61	3,26	509,87	3,26	509,87
<i>Mittelwert:</i>		308,94	3,74	512,84	3,74	512,84
<i>Standardabweichung:</i>		3,26	0,13	3,40	0,13	3,40
RT 155°C 12h						
Pr.: 1	5,99	317,07	3,39	508,57	3,39	508,57
Pr.: 2	6,00	314,19	3,19	500,98	3,19	500,98
Pr.: 3	5,99	314,56	3,72	516,21	3,72	516,21
<i>Mittelwert:</i>		315,28	3,43	508,59	3,43	508,59
<i>Standardabweichung:</i>		1,57	0,27	7,61	0,27	7,61

* Proben ungültig, wurden nicht zur Berechnung bzw. Auswertung herangezogen

Tabelle A3: Kennwerte der RT ab, sowie der RT und der 165°C Proben bei einer Auslagerungstemperatur von 170°C und einer Auslagerungsdauer von 4,8 und 12 Stunden

RT ab 170°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₂₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,82	308,79	2,37	439,76	2,37	439,76
Pr.: 2	5,84	300,66	2,43	436,13	2,43	436,13
Pr.: 3	5,85	309,88	2,53	442,78	2,53	442,78
Mittelwert:		306,45	2,44	439,55	2,44	439,55
Standardabweichung:		5,04	0,08	3,33	0,08	3,33
RT ab 170°C 8h						
Pr.: 1	5,84	295,12	2,58	434,59	2,58	434,59
Pr.: 2	5,83	294,90	2,60	436,57	2,60	436,57
Pr.: 3	5,83	297,42	2,39	431,22	2,39	431,22
Mittelwert:		295,81	2,52	434,13	2,52	434,13
Standardabweichung:		1,39	0,11	2,71	0,11	2,71
RT ab 170°C 12h						
Pr.: 1	5,84	288,60	2,52	426,31	2,52	426,31
Pr.: 2	5,84	274,92	2,94	434,87	2,94	434,87
Pr.: 3	5,83	274,38	3,02	436,56	3,02	436,56
Mittelwert:		279,30	2,82	432,58	2,82	432,58
Standardabweichung:		8,06	0,27	5,50	0,27	5,50
RT 170°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,99	313,13	3,73	513,85	3,73	513,85
Pr.: 2	6,01	307,79	3,15	495,02	3,15	495,02
Pr.: 3	6,00	306,13	3,30	499,12	3,30	499,12
Mittelwert:		309,02	3,39	502,66	3,39	502,66
Standardabweichung:		3,66	0,30	9,90	0,30	9,90
RT 170°C 8h						
Pr.: 1	6,00	296,04	3,87	501,48	3,87	501,48
Pr.: 2	6,01	294,82	3,76	499,24	3,76	499,24
Pr.: 3	6,00	292,99	3,45	491,74	3,45	491,74
Mittelwert:		294,62	3,69	497,49	3,69	497,49
Standardabweichung:		1,53	0,22	5,10	0,22	5,10
RT 170°C 12h						
Pr.: 1	6,02	271,36	3,75	483,67	3,75	483,67
Pr.: 2	6,00	279,89	3,64	484,46	3,64	484,46
Pr.: 3	6,02	279,03	3,18	472,25	3,18	472,25
Mittelwert:		276,76	3,52	480,13	3,52	480,13
Standardabweichung:		4,69	0,30	6,83	0,30	6,83
165°C 170°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,99	250,69	3,99	448,94	3,99	448,94
Pr.: 2	6,01	247,24	3,98	440,29	3,98	440,29
Pr.: 3	5,99	249,61	4,01	449,76	4,01	449,76
Mittelwert:		249,18	3,99	446,33	3,99	446,33
Standardabweichung:		1,76	0,02	5,25	0,02	5,25
165°C 170°C 8h						
Pr.: 1	6,00	248,52	3,93	445,51	3,93	445,51
Pr.: 2	5,99	243,86	4,34	444,92	4,34	444,92
Pr.: 3	6,00	243,18	3,96	442,20	3,96	442,20
Mittelwert:		245,18	4,07	444,21	4,07	444,21
Standardabweichung:		2,91	0,23	1,77	0,23	1,77
165°C 170°C 12h						
Pr.: 1	6,01	245,58	4,34	447,62	4,34	447,62
Pr.: 2	5,98	240,12	4,37	441,36	4,37	441,36
Pr.: 3	5,99	243,38	4,04	439,77	4,04	439,77
Mittelwert:		243,03	4,25	442,92	4,25	442,92
Standardabweichung:		2,75	0,18	4,15	0,18	4,15

Tabelle A4: Kennwerte der RT ab, sowie der RT und der 165°C Proben bei einer Auslagerungstemperatur von 190°C und einer Auslagerungsdauer von 4,8 und 12 Stunden

RT ab 190°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₂₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,85	260,73	2,99	422,56	2,99	422,56
Pr.: 2	5,83	260,11	3,01	424,96	3,01	424,96
Pr.: 3	5,85	253,76	3,12	424,07	3,12	424,07
<i>Mittelwert:</i>		258,20	3,04	423,86	3,04	423,86
<i>Standardabweichung:</i>		3,86	0,07	1,21	0,07	1,21
RT ab 190°C 8h						
Pr.: 1	5,83	267,84	2,91	421,77	2,91	421,77
Pr.: 2	5,82	269,83	2,95	422,59	2,95	422,59
Pr.: 3	5,84	257,95	2,97	419,14	2,97	419,14
<i>Mittelwert:</i>		265,21	2,94	421,17	2,94	421,17
<i>Standardabweichung:</i>		6,36	0,03	1,80	0,03	1,80
RT ab 190°C 12h						
Pr.: 1	5,83	253,58	2,86	413,83	2,86	413,83
Pr.: 2	5,82	253,15	3,17	423,43	3,17	423,43
Pr.: 3	5,84	246,73	3,23	420,02	3,23	420,02
<i>Mittelwert:</i>		251,15	3,08	419,09	3,08	419,09
<i>Standardabweichung:</i>		3,83	0,20	4,87	0,20	4,87
RT 190°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	6,04	270,32	3,86	478,63	3,86	478,63
Pr.: 2	6,03	265,40	3,32	463,37	3,32	463,37
Pr.: 3	6,03	264,30	3,68	471,07	3,68	471,07
<i>Mittelwert:</i>		266,67	3,62	471,02	3,62	471,02
<i>Standardabweichung:</i>		3,21	0,27	7,63	0,27	7,63
RT 190°C 8h						
Pr.: 1	6,04	251,64	3,71	453,20	3,71	453,20
Pr.: 2	6,03	253,49	3,95	459,45	3,95	459,45
Pr.: 3	6,04	252,48	3,61	451,35	3,61	451,35
<i>Mittelwert:</i>		252,54	3,76	454,67	3,76	454,67
<i>Standardabweichung:</i>		0,92	0,17	4,25	0,17	4,25
RT 190°C 12h						
Pr.: 1	6,02	251,62	3,76	453,14	3,76	453,14
Pr.: 2	6,02	251,24	3,61	450,16	3,61	450,16
Pr.: 3	6,03	250,29	4,05	455,33	4,05	455,33
<i>Mittelwert:</i>		251,05	3,81	452,88	3,81	452,88
<i>Standardabweichung:</i>		0,69	0,22	2,59	0,22	2,59
165°C 190°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	6,01	231,07	4,24	432,91	4,24	432,91
Pr.: 2	6,01	232,37	4,56	431,53	4,64	431,15
Pr.: 3	6,01	231,79	3,94	428,44	3,94	428,44
<i>Mittelwert:</i>		231,75	4,24	430,96	4,27	430,83
<i>Standardabweichung:</i>		0,65	0,31	2,29	0,35	2,25
165°C 190°C 8h						
Pr.: 1	6,02	222,79	4,78	425,65	4,88	424,94
Pr.: 2	6,02	223,70	4,56	426,40	4,56	426,40
Pr.: 3	6,02	224,51	4,66	423,50	4,66	423,50
<i>Mittelwert:</i>		223,66	4,66	425,18	4,70	424,95
<i>Standardabweichung:</i>		0,86	0,11	1,50	0,16	1,45
165°C 190°C 12h						
Pr.: 1	5,89	220,57	4,48	420,13	4,48	420,13
Pr.: 2	5,90	227,36	4,42	437,43	4,42	437,43
Pr.: 3	5,88	228,61	4,29	438,58	4,29	438,58
<i>Mittelwert:</i>		225,51	4,40	432,05	4,40	432,05
<i>Standardabweichung:</i>		4,32	0,10	10,34	0,10	10,34

Tabelle A5: Kennwerte der RT ab, sowie der RT und der 165°C Proben nach einer T6 WBH, Auslagerungstemperatur von 155°C und einer Auslagerungsdauer von 4,8 und 12 Stunden

RT ab LG 155°C 4h

Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₂₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,83	205,82	16,56	311,76	19,29	307,45
Pr.: 2	5,84	209,29	16,76	312,26	21,14	308,37
Pr.: 3	5,84	214,38	14,42	311,23	16,77	308,14
<i>Mittelwert:</i>		<i>209,83</i>	<i>15,91</i>	<i>311,75</i>	<i>19,07</i>	<i>307,98</i>
<i>Standardabweichung:</i>		<i>4,31</i>	<i>1,30</i>	<i>0,52</i>	<i>2,19</i>	<i>0,48</i>

RT ab LG 155°C 8h

Pr.: 1	5,86	251,35	12,50	335,86	15,62	330,78
Pr.: 2	5,84	245,72	12,40	334,80	15,25	329,42
Pr.: 3	5,85	247,51	12,02	330,64	15,20	324,77
<i>Mittelwert:</i>		<i>248,19</i>	<i>12,31</i>	<i>333,77</i>	<i>15,36</i>	<i>328,33</i>
<i>Standardabweichung:</i>		<i>2,88</i>	<i>0,25</i>	<i>2,76</i>	<i>0,23</i>	<i>3,15</i>

RT ab LG 155°C 12h

Pr.: 1	5,84	267,97	10,66	341,97	13,89	331,99
Pr.: 2	5,83	268,01	10,98	343,17	13,02	340,61
Pr.: 3	5,84	245,83	11,42	342,16	13,90	338,38
<i>Mittelwert:</i>		<i>260,60</i>	<i>11,02</i>	<i>342,44</i>	<i>13,60</i>	<i>336,99</i>
<i>Standardabweichung:</i>		<i>12,79</i>	<i>0,38</i>	<i>0,64</i>	<i>0,51</i>	<i>4,48</i>

RT LG 155°C 4h

Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	6,03	242,98	10,50	327,10	12,60	322,86
Pr.: 2	6,05	240,60	10,41	321,82	13,03	314,98
Pr.: 3	6,04	241,03	10,62	325,36	14,79	314,47
<i>Mittelwert:</i>		<i>241,54</i>	<i>10,51</i>	<i>324,76</i>	<i>13,47</i>	<i>317,44</i>
<i>Standardabweichung:</i>		<i>1,27</i>	<i>0,11</i>	<i>2,69</i>	<i>1,16</i>	<i>4,71</i>

RT LG 155°C 8h

Pr.: 1	6,03	280,85	9,25	354,25	13,23	339,88
Pr.: 2	6,04	283,04	8,76	353,44	11,60	347,96
Pr.: 3*	5,56	279,08	6,88	351,16	9,10	339,03
<i>Mittelwert:</i>		<i>281,94</i>	<i>9,00</i>	<i>353,84</i>	<i>12,42</i>	<i>343,92</i>
<i>Standardabweichung:</i>		<i>1,55</i>	<i>0,35</i>	<i>0,58</i>	<i>1,15</i>	<i>5,71</i>

RT LG 155°C 12h

Pr.: 1	6,05	294,05	7,87	359,29	10,15	354,08
Pr.: 2	6,04	295,70	7,73	357,69	10,46	350,98
Pr.: 3*	5,56	294,73	6,41	360,65	8,73	350,97
<i>Mittelwert:</i>		<i>294,87</i>	<i>7,80</i>	<i>358,49</i>	<i>10,30</i>	<i>352,53</i>
<i>Standardabweichung:</i>		<i>1,17</i>	<i>0,10</i>	<i>1,13</i>	<i>0,22</i>	<i>2,19</i>

165°C LG 155°C 4h

Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	6,00	240,00	10,45	324,19	13,02	317,68
Pr.: 2	6,02	238,87	10,56	323,06	13,38	315,45
Pr.: 3	5,99	241,95	10,99	329,52	15,07	317,24
<i>Mittelwert:</i>		<i>240,27</i>	<i>10,67</i>	<i>325,59</i>	<i>13,83</i>	<i>316,79</i>
<i>Standardabweichung:</i>		<i>1,56</i>	<i>0,29</i>	<i>3,45</i>	<i>1,09</i>	<i>1,18</i>

165°C LG 155°C 8h

Pr.: 1	6,01	276,50	8,92	348,73	11,54	339,77
Pr.: 2	6,00	281,16	8,74	349,73	12,61	339,39
Pr.: 3	6,01	277,65	8,95	352,69	12,32	341,70
<i>Mittelwert:</i>		<i>278,44</i>	<i>8,87</i>	<i>350,38</i>	<i>12,16</i>	<i>340,29</i>
<i>Standardabweichung:</i>		<i>2,42</i>	<i>0,11</i>	<i>2,06</i>	<i>0,55</i>	<i>1,24</i>

165°C LG 155°C 12h

Pr.: 1	6,00	291,38	7,87	357,17	11,94	341,34
Pr.: 2	6,02	293,64	7,71	355,54	11,63	336,65
Pr.: 3	5,99	293,40	8,17	358,63	11,96	341,81
<i>Mittelwert:</i>		<i>292,81</i>	<i>7,92</i>	<i>357,12</i>	<i>11,84</i>	<i>339,93</i>
<i>Standardabweichung:</i>		<i>1,24</i>	<i>0,23</i>	<i>1,55</i>	<i>0,19</i>	<i>2,85</i>

* Aufgrund des abweichenden Probendurchmessers nicht zur Auswertung herangezogen

Tabelle A6: Kennwerte der RT ab, sowie der RT und der 165°C Proben nach eine T6 WBH, Auslagerungstemperatur von 170°C und einer Auslagerungsdauer von 4,8 und 12 Stunden

RT ab LG 170°C 4h

Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₂₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,83	262,09	9,99	340,40	14,28	333,37
Pr.: 2	5,85	262,10	8,25	333,44	10,73	326,94
Pr.: 3	5,85	263,58	9,58	344,11	11,06	342,39
Mittelwert:		262,59	9,27	339,32	12,02	334,23
Standardabweichung:		0,86	0,91	5,41	1,96	7,76

RT ab LG 170°C 8h

Pr.: 1	5,84	279,72	8,38	342,47	10,69	338,01
Pr.: 2	5,83	277,90	7,09	335,54	9,58	326,32
Pr.: 3	5,85	279,29	8,53	339,03	11,56	330,84
Mittelwert:		278,97	8,00	339,01	10,61	331,72
Standardabweichung:		0,95	0,79	3,46	0,99	5,90

RT ab LG 170°C 12h

Pr.: 1	5,82	275,59	7,32	341,51	8,45	339,50
Pr.: 2	5,83	273,24	7,66	335,91	11,06	325,08
Pr.: 3	5,84	275,46	8,10	341,70	11,01	337,02
Mittelwert:		274,76	7,69	339,70	10,17	333,87
Standardabweichung:		1,32	0,39	3,29	1,49	7,71

RT LG 170°C 4h

Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	6,04	291,63	7,29	354,92	10,13	344,09
Pr.: 2	6,05	292,47	7,18	352,50	9,99	342,84
Pr.: 3*	5,64	286,59	5,99	349,05	6,39	348,28
Mittelwert:		292,05	7,23	353,71	10,06	343,46
Standardabweichung:		0,59	0,07	1,71	0,10	0,88

RT LG 170°C 8h

Pr.: 1	6,06	296,90	6,69	353,93	8,67	349,37
Pr.: 2	6,06	298,06	6,68	352,98	7,77	352,05
Pr.: 3*	5,61	302,13	4,95	359,09	6,93	348,29
Mittelwert:		297,48	6,69	353,46	8,22	350,71
Standardabweichung:		0,82	0,01	0,67	0,64	1,90

RT LG 170°C 12h

Pr.: 1	6,05	297,43	6,29	352,28	9,29	341,48
Pr.: 2	6,06	295,24	6,08	351,66	6,34	351,15
Pr.: 3	6,06	294,42	6,05	350,00	8,65	338,96
Mittelwert:		295,69	6,14	351,31	8,09	343,86
Standardabweichung:		1,56	0,13	1,18	1,55	6,43

165°C LG 170°C 4h

Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	6,02	294,19	7,37	355,99	10,88	339,40
Pr.: 2	6,01	292,53	7,50	356,36	11,17	336,37
Pr.: 3	6,02	296,70	7,24	355,42	10,47	341,51
Mittelwert:		294,47	7,37	355,93	10,84	339,10
Standardabweichung:		2,10	0,13	0,47	0,35	2,58

165°C LG 170°C 8h

Pr.: 1	6,02	294,78	6,72	353,72	10,17	340,09
Pr.: 2	6,01	297,18	6,79	354,53	10,56	335,13
Pr.: 3	6,00	299,35	7,10	356,65	11,18	340,90
Mittelwert:		297,10	6,87	354,97	10,64	338,71
Standardabweichung:		2,28	0,21	1,51	0,51	3,12

165°C LG 170°C 12h

Pr.: 1	6,00	302,72	6,17	355,95	9,00	345,68
Pr.: 2	6,00	300,85	6,69	355,78	9,83	347,12
Pr.: 3	6,01	300,20	6,61	355,15	10,26	335,90
Mittelwert:		301,26	6,49	355,63	9,70	342,90
Standardabweichung:		1,31	0,28	0,42	0,64	6,10

* Aufgrund des abweichenden Probendurchmessers nicht zur Auswertung herangezogen

Tabelle A7: Kennwerte der RT ab, sowie der RT und der 165°C Proben nach eine T6 WBH, Auslagerungstemperatur von 190°C und einer Auslagerungsdauer von 4,8 und 12 Stunden

RT ab LG 190°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₂₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,84	269,06	7,29	326,18	10,95	313,31
Pr.: 2	5,85	263,43	7,38	318,06	11,56	307,08
Pr.: 3	5,84	266,68	7,70	322,01	11,86	307,40
Mittelwert:		266,39	7,46	322,08	11,46	309,26
Standardabweichung:		2,82	0,22	4,06	0,46	3,51
RT ab LG 190°C 8h						
Pr.: 1	5,85	240,07	7,42	305,78	11,87	282,54
Pr.: 2	5,84	255,49	7,13	307,34	11,75	286,68
Pr.: 3	5,85	243,92	7,22	303,63	12,40	282,77
Mittelwert:		246,49	7,26	305,59	12,01	284,00
Standardabweichung:		8,03	0,15	1,86	0,35	2,33
RT ab LG 190°C 12h						
Pr.: 1	5,84	232,82	7,07	291,64	11,48	272,24
Pr.: 2	5,84	217,99	7,31	287,91	13,38	265,79
Pr.: 3	5,85	235,67	7,06	290,45	13,35	267,55
Mittelwert:		228,83	7,14	290,00	12,74	268,53
Standardabweichung:		9,50	0,14	1,91	1,09	3,34
RT LG 190°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	6,06	280,72	5,60	330,25	8,56	316,90
Pr.: 2	6,07	277,20	5,64	329,26	9,04	312,05
Pr.: 3	6,06	276,81	5,63	330,75	8,59	320,49
Mittelwert:		278,24	5,62	330,09	8,73	316,48
Standardabweichung:		2,15	0,02	0,76	0,27	4,24
RT LG 190°C 8h						
Pr.: 1	6,05	264,91	5,63	315,87	9,91	295,28
Pr.: 2	6,07	265,49	5,24	313,02	8,35	295,89
Pr.: 3*	5,60	273,32	3,73	317,84	6,39	297,58
Mittelwert:		265,20	5,43	314,44	9,13	295,58
Standardabweichung:		0,41	0,27	2,02	1,10	0,43
RT LG 190°C 12h						
Pr.: 1	6,07	247,51	5,05	299,03	8,73	276,76
Pr.: 2	6,06	252,25	5,21	301,61	9,53	279,76
Pr.: 3	6,06	251,21	5,40	300,14	8,89	280,65
Mittelwert:		250,32	5,22	300,26	9,05	279,06
Standardabweichung:		2,49	0,17	1,29	0,42	2,04
165°C LG 190°C 4h						
Probe	d [mm]	Rp _{0,2} [MPa]	A _g [%]	R _m [MPa]	A ₃₀ [%]	Bruchsp. [MPa]
Pr.: 1	5,91	301,62	5,76	354,05	9,37	334,50
Pr.: 2	5,90	302,95	5,87	356,78	9,90	333,41
Pr.: 3	5,90	303,60	6,00	357,67	9,69	341,90
Mittelwert:		302,73	5,88	356,16	9,65	336,60
Standardabweichung:		1,01	0,12	1,89	0,26	4,62
165°C LG 190°C 8h						
Pr.: 1	5,90	288,54	5,41	338,32	9,13	314,30
Pr.: 2	5,90	286,46	5,43	334,72	9,04	312,00
Pr.: 3	5,91	284,78	5,62	336,41	9,16	314,13
Mittelwert:		286,59	5,49	336,48	9,11	313,48
Standardabweichung:		1,89	0,11	1,80	0,06	1,28
165°C LG 190°C 12h						
Pr.: 1	5,92	268,99	5,31	319,64	9,20	293,51
Pr.: 2	5,91	265,56	5,37	317,65	9,69	289,84
Pr.: 3	5,90	267,61	5,24	319,40	9,28	292,68
Mittelwert:		267,39	5,31	318,90	9,39	292,01
Standardabweichung:		1,72	0,07	1,09	0,26	1,92

* Aufgrund des abweichenden Probendurchmessers nicht zur Auswertung herangezogen

Anhang

Tabelle A8: Härtewerte HB1/10

Probenzustand	Positionen der Härteeindrücke									Mittelwert Quer	Mittelwert Längs	Mittelwert	Standardabweichung
	Längsschliff						Querschliff						
	1.	2.	3.	4.	5.	6.	7.	8.	9.				
RT ab	126	126	126	125	122	124	121	119	119	125	120	123	2,93
RT	128	128	131	133	128	126	129	122	133	129	128	129	3,46
165°C	132	130	134	131	133	130	131	131	133	132	132	132	1,41
RT 155°C 4h	136	135	139	140	139	142	142	129	135	139	135	137	4,16
RT 155°C 8h	141	140	139	143	143	138	150	149	150	141	150	144	4,80
RT 155°C 12h	147	146	148	145	147	146	150	150	149	147	150	148	1,81
RT 170°C 4h	134	138	138	136	137	135	140	136	138	136	138	137	1,83
RT 170°C 8h	133	132	133	135	132	133	134	132	133	133	133	133	1,00
RT 170°C 12h	133	137	137	133	134	134	138	138	139	135	138	136	2,37
RT 190°C 4h	125	130	130	129	131	132	139	138	137	130	138	132	4,69
RT 190°C 8h	121	122	121	122	121	120	125	127	127	121	126	123	2,71
RT 190°C 12h	124	124	125	124	125	124	129	130	126	124	128	126	2,29
165°C 170°C 4h	116	121	120	118	121	119	115	115	118	119	116	118	2,37
165°C 170°C 8h	112	112	114	115	115	113	128	129	126	114	128	118	7,21
165°C 170°C 12h	110	109	111	112	112	111	122	124	126	111	124	115	6,72
165°C 190°C 4h	112	113	116	114	113	114	121	123	125	114	123	117	4,89
165°C 190°C 8h	116	114	114	114	115	116	119	118	115	115	117	116	1,80
165°C 190°C 12h	107	110	112	113	112	114	117	120	121	111	119	114	4,58
RT LG 155°C 4h	99	96	95	95	97	95	93	88	95	96	92	95	2,96
RT LG 155°C 8h	112	111	112	113	111	112	112	112	111	112	112	112	0,67
RT LG 155°C 12h	110	116	116	113	116	116	117	114	117	115	116	115	2,29
RT LG 170°C 4h	117	115	114	114	115	113	115	117	114	115	115	115	1,36
RT LG 170°C 8h	116	115	116	116	115	115	117	117	114	116	116	116	1,00
RT LG 170°C 12h	115	115	116	114	113	115	117	114	116	115	116	115	1,22
RT LG 190°C 4h	110	110	109	110	110	109	111	110	110	110	110	110	0,60
RT LG 190°C 8h	105	104	105	104	103	104	104	103	103	104	103	104	0,78
RT LG 190°C 12h	100	99	99	99	96	98	97	97	99	98	98	98	1,07
165°C LG 155°C 4h	102	99,7	99,7	98,9	99,1	100	101	101	101	100	101	100	1,03
165°C LG 155°C 8h	109	109	111	109	115	114	112	110	111	111	111	111	2,20
165°C LG 155°C 12h	112	113	109	109	112	110	114	117	117	111	116	113	3,05
165°C LG 170°C 4h	117	115	113	114	115	113	116	117	116	115	116	115	1,54
165°C LG 170°C 8h	112	113	113	114	115	112	110	109	113	113	111	112	1,87
165°C LG 170°C 12h	119	117	116	116	116	115	117	116	116	117	116	116	1,13
165°C LG 190°C 4h	110	114	106	110	109	113	115	112	115	110	114	112	3,05
165°C LG 190°C 8h	104	106	108	106	110	105	107	107	108	107	107	107	1,79
165°C LG 190°C 12h	101	102	102	102	101	102	102	103	103	102	103	102	0,71

Tabelle A9: Porosität (entsprechend den Messpositionen in Abbildung 5.8) an einer RT und einer 165°C Probe, sowie einer RT ab Probe +LG

Messposition	RT			165°C			RT ab + LG		
	Vergrößerung			Vergrößerung			Vergrößerung		
	50-fach	100-fach	200-fach	50-fach	100-fach	200-fach	50-fach	100-fach	200-fach
1	0,07	0,05	0,08	0,04	0,08	0,05	0,13	0,03	0,01
2	0,13	0,08	0,08	0,02	0,04	0,04	0,08	0,04	0,06
3	0,09	0,07	0,07	0,04	0,04	0,09	0,04	0,04	0,06
4	0,05	0,15	0,08	0,03	0,09	0,06	0,04	0,01	0,05
5	0,07	0,08	0,07	0,04	0,09	0,04	0,08	0,14	0,01
6	0,1	0,04	0,09	0,05	0,11	0,05	0,08	0,2	0,07
Porosität [%]	0,085	0,078	0,078	0,037	0,075	0,055	0,075	0,077	0,043
Standarabweichung	0,028	0,039	0,008	0,010	0,029	0,019	0,033	0,076	0,027

Tabelle A10: Porositätsmessungen, Vergleich der unterschiedlichen Poliermethoden

Methode 1

Messposition	RT 190°C 4h	RT 190°C 12h	165°C 190°C 4h	165°C 190°C 12h
	Vergrößerung 200-fach			
1	0,09	0,11	0,07	0,04
2	0,03	0,02	0,29	0,04
3	0,17	0,18	0,02	0,13
4	0,09	0,3	0,03	0,01
5	0,05	0,21	0,05	0,04
6	0,03	0,19	0,08	0,05
Porosität [%]	0,077	0,168	0,090	0,052
Standarabweichung	0,053	0,095	0,101	0,041

Messposition	RT LG 190°C 4h	RT LG 190°C 12h	165°C LG 190°C 4h	165°C LG 190°C 12h
	Vergrößerung 200-fach			
1	0,27	0,58	0,36	0,28
2	0,38	0,95	0,4	0,42
3	0,38	1,27	0,31	0,29
4	0,58	1,15	0,54	0,8
5	0,44	0,44	0,38	0,29
6	0,59	0,4	0,46	0,32
Porosität [%]	0,440	0,798	0,408	0,400
Standarabweichung	0,125	0,375	0,081	0,203

Methode 2

Messposition	RT 190°C 4h			RT 190°C 12h		
	50-fach	Vergrößerung		50-fach	Vergrößerung	
		100-fach	200-fach		100-fach	200-fach
1	0,07	0,04	0,08	0,16	0,12	0,23
2	0,1	0,1	0,07	0,17	0,16	0,17
3	0,13	0,15	0,18	0,05	0,09	0,15
4	0,04	0,05	0,09	0,05	0,04	0,02
5	0,11	0,21	0,13	0,06	0,06	0,05
6	0,04	0,07	0,1	0,06	0,07	0,05
Porosität [%]	0,082	0,103	0,108	0,092	0,090	0,112
Standarabweichung	0,038	0,066	0,041	0,057	0,044	0,084

Messposition	165°C 190°C 4h			165°C 190°C 12h		
	50-fach	Vergrößerung		50-fach	Vergrößerung	
		100-fach	200-fach		100-fach	200-fach
1	0,1	0,05	0,12	0,14	0,3	0,09
2	0,07	0,06	0,07	0,09	0,1	0,14
3	0,06	0,05	0,13	0,06	0,04	0,06
4	0,06	0,1	0,16	0,04	0,06	0,03
5	0,1	0,13	0,11	0,08	0,07	0,05
6	0,06	0,11	0,17	0,07	0,12	0,06
Porosität [%]	0,075	0,083	0,127	0,080	0,115	0,072
Standarabweichung	0,020	0,034	0,036	0,034	0,095	0,039

Messposition	RT LG+190°C 4h			RT LG+190°C 12h		
	50-fach	Vergrößerung		50-fach	Vergrößerung	
		100-fach	200-fach		100-fach	200-fach
1	0,04	0,09	0,08	0,01	0,01	0,01
2	0,1	0,09	0,02	0,03	0,06	0,09
3	0,12	0,18	0,4	0,04	0,06	0,04
4	0,12	0,08	0,12	0,11	0,08	0,04
5	0,06	0,03	0,03	0,09	0,03	0,02
6	0,04	0,03	0,05	0,13	0,41	0,09
Porosität [%]	0,080	0,083	0,117	0,068	0,108	0,048
Standarabweichung	0,038	0,055	0,143	0,048	0,150	0,034

Messposition	165 LG+190°C 4h			165 LG+190°C 12h		
	50-fach	Vergrößerung		50-fach	Vergrößerung	
		100-fach	200-fach		100-fach	200-fach
1	0,17	0,07	0,09	0,04	0,03	0,05
2	0,09	0,04	0,01	0,13	0,06	0,08
3	0,1	0,11	0,14	0,16	0,03	0,05
4	0,07	0,06	0,14	0,07	0,1	0,08
5	0,03	0,03	0,04	0,06	0,05	0,12
6	0,16	0,26	0,41	0,07	0,11	0,12
Porosität [%]	0,103	0,095	0,138	0,088	0,063	0,083
Standarabweichung	0,054	0,085	0,143	0,046	0,034	0,031