

Abschlussbericht

Generative Fertigung von Aluminiumbauteilen für die Serienproduktion

AluGenerativ, Fkz.: 01RIO639A-D

Projektlaufzeit
Februar 2007 - Januar 2010

Projektkoordinator
Fraunhofer Institut für Lasertechnik
Dipl.-Ing. Damien Buchbinder
Steinbachstr. 15
52074 Aachen
damien.buchbinder@ilt.fraunhofer.de



Berichterstatter:

D. Buchbinder (FhG, ILT)
W. Meiners (FhG, ILT)

Mit Beiträgen von:

E. Brandl u. F. Palm (EADS)
K. Müller-Lohmeier u. M. Wolter (FESTO)
C. Over u. W. Moll (inno-shape, C.F.K.)
J. Weber (Daimler)
N. Skrynecki (BMW)
J. Gradl (Eckagranules)
V. Neubert (ZfW)

Förderhinweis

Dieses Forschungs- und Entwicklungsprojekt wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Bildung und Forschung (BMBF) innerhalb des Rahmenkonzeptes „Innovation als Schlüssel für Nachhaltigkeit in der Wirtschaft“ gefördert und vom Projektträger DLR, Bereich Umweltforschung und -technik, betreut.

Danksagung

Die Projektpartner bedanken sich beim Bundesministerium für Bildung und Forschung und beim Projektträger DLR, Bereich Umweltforschung und -technik für die Förderung, Unterstützung und Betreuung des Projektes AluGenerativ. Ebenfalls möchten wir uns bei allen Beteiligten bedanken, die bei der Durchführung des Projektes mitgewirkt haben und zu dessen Gelingen beigetragen haben.

Inhalt

1	Einleitung	1
1.1	Gesamtziel des Vorhabens	1
1.2	Bezug des Vorhabens zu den förderpolitischen Zielen	2
1.3	Wissenschaftliche und technische Arbeitsziele	4
2	Stand der Wissenschaft und Technik vor Projektlaufzeit	7
2.1	Stand der Wissenschaft und Technik	7
2.1.1	Konventionelle Fertigungsverfahren	7
2.1.2	Aluminiumwerkstoffe für generative Fertigungsverfahren	8
2.1.3	Selective Laser Melting (SLM)	9
2.2	Bisherige Arbeiten der Antragsteller	12
2.3	Patentsituation	13
3	Versuchsplanung	14
3.1	Vorgehensweise	14
3.2	Experimenteller Aufbau	14
3.3	Verfahrensparameter	15
3.3.1	Laserleistung	15
3.3.2	Strahldurchmesser	16
3.3.3	Schichtdicke	16
3.3.4	Spurabstand	16
3.3.5	Scangeschwindigkeit	17
3.3.6	Pulverkorngröße / Kornfraktion	17
3.3.7	Vorwärmtemperatur	17
3.3.8	Parameterübersicht	18
3.4	Testgeometrie für Dichte- und Rauheitsanalysen	18
3.5	Analyseverfahren	19
3.5.1	Lichtmikroskopie	19
3.5.2	Oberflächenqualität	20
3.6	Härtemessung nach Vickers	20
3.7	Testgeometrien für statische Kennwerte (Zugproben)	20
3.8	Testgeometrien für dynamische Kennwerte (Schwingproben)	22
3.9	Nachträgliche Wärmebehandlung (WB)	23
4	Aluminiumlegierung AlSi10Mg	24

4.1	Anforderungen an SLM Bauteile aus AlSi10Mg	24
4.2	Charakteristik des Pulvers	24
4.3	Dichte	24
4.4	Gefüge	30
4.5	Oberflächenqualität	33
4.5.1	Oberflächenqualität in Abh. des Winkels	36
4.6	Mechanische Eigenschaften	38
4.6.1	Härte	38
4.6.2	Statische Belastung	40
4.6.3	Dynamische Belastung	49
4.6.4	Metallographische Analysen der Schwingproben	56
4.6.5	Bruchflächenanalyse der Zug- und Schwingproben	62
4.7	Zusammenfassung AlSi10Mg	77
5	Aluminiumlegierung AlSi9Cu3	79
5.1	Anforderungen an SLM Bauteile aus AlSi9Cu3	79
5.2	Charakteristik des Pulvers	79
5.3	Dichte	79
5.4	Gefüge	85
5.5	Oberflächenqualität	86
5.6	Mechanische Kennwerte	87
5.6.1	Härte	87
5.6.2	Statische Belastung	89
5.6.3	Dynamische Belastung	96
5.7	Zusammenfassung AlSi9Cu3	101
6	Aluminiumlegierung AlMgScZr	103
6.1	Motivation SLM-Bauteile aus AlMgScZr durch SLM zu fertigen	103
6.2	Dichte	103
6.3	Gefüge	104
6.4	Mechanische Kennwerte	104
6.4.1	Härte	104
6.4.2	Statische Belastungen	106
7	Praxiserprobung	111
7.1	Medienbeständigkeitsuntersuchung	111
7.1.1	Korrosionsverhalten AlSi10Mg und AlSi9Cu3	111
7.1.2	Kondensationsversuch	112
7.1.3	Kesternichtest	113
7.1.4	Salz-Sprühnebeltest	114
7.1.5	Ergebnisse der Korrosionsversuche	115
7.1.6	Reinigungsmittel Beständigkeit	116
7.1.7	Ergebnisse der Reinigungsmittel-Beständigkeitsuntersuchung	117

7.2	Fahrzeugtechnik	118
7.2.1	Kathodische Tauchlackieren-Beschichtung	118
7.2.2	Maßgenauigkeit	120
7.2.3	Verzugsoptimierte Prozessführung für dünnwandige Bauteile	121
7.2.4	Praxiserprobung	122
7.3	Automatisierungstechnik	124
7.3.1	Vergleich der Porosität von SLM-Ventilen mit den Serien-Druckgussventilen	125
7.3.2	Langzeittest	126
7.4	Luft- und Raumfahrt	127
7.4.1	Funktionalitätsuntersuchung im Vergleich zu dem konventionellem Bauteil	129
8	Wirtschaftlichkeit	133
8.1	Vergleich mit der konventionellen Fertigung	133
8.1.1	Funktionsprototypen für Großserienventile	133
8.1.2	Funktionsprototypen für ein Wasserpumpenrad	133
8.2	Potential zur Steigerung der Aufbaurate	134
8.2.1	Einfluss der Kornfraktion des Pulvers auf die erzielbare Dichte/Aufbaurate	134
8.2.2	Einfluss des Spurabstandes auf die erzielbare Dichte/Aufbaurate	135
8.2.3	Alternative Belichtungsstrategie mit größerer Laserleistung	136
9	Zusammenfassung und Ausblick	140
10	Literaturverzeichnis	142

1 Einleitung

1.1 Gesamtziel des Vorhabens

Aluminiumbauteile werden aufgrund ihres günstigen Gewicht/Festigkeit Verhältnisses in vielen Bereichen der industriellen Fertigung eingesetzt. Stellvertretend für die allgemeine Fertigungstechnik bestehen für die im Konsortium vertretenen Endanwender aus den drei Branchen Luft- und Raumfahrt, Automobilindustrie und Automatisierungstechnik bei der Herstellung von Aluminiumbauteilen konkret derzeit folgende Defizite:

- Die Fertigung für Großserien erfolgt derzeit maßgeblich durch gießtechnische Verfahren wie z.B. Druckguss. Für die Produktentwicklung werden Funktionsprototypen mit serienidentischen Eigenschaften (d.h. z.B. mechanische Eigenschaften von Druckgussbauteilen) benötigt. Für geringe Stückzahlen wie z.B. für Funktionsprototypen, Einzelteile und Kleinserien bedeutet die Herstellung der Gießformen jedoch einen unverhältnismäßig hohen Zeit-, Kosten-, Energie- und Materialaufwand, wodurch u.a. die Verkürzung der Produktentwicklungszeit behindert wird.
- Bei der spanenden Fertigung wird in Abhängigkeit der Geometrie ein unverhältnismäßig hohes Materialvolumen zerspannt (das ca. 6 bis 20-fache [1] des eigentlichen Bauteilvolumens). Dabei entsteht eine hohe Abfallmenge sowie Schmier- und Kühlmittelverbrauch.
- Bauteile können aufgrund fertigungstechnischer Restriktionen nicht belastungs-, funktions- und gewichtsoptimiert ausgelegt werden (z.B. durch interne Strukturen). Dadurch wird häufig ein unnötig hohes Bauteilvolumen und damit Bauteilgewicht erzeugt oder es muss ein fester, jedoch teurer, aufwändig zu bearbeitender und auf knappe Ressourcen beruhender Werkstoff eingesetzt werden (z.B. Titan für die Luftfahrt).

Beim generativen Fertigungsverfahren Selective Laser Melting (SLM) bestehen diese Defizite grundsätzlich nicht, da hiermit direkt aus 3D-CAD Daten ohne formgebende Werkzeuge Bauteile mit nahezu beliebig komplexer Struktur ohne Materialverlust herstellbar sind. Die Eignung des SLM als Fertigungsverfahren für die Serienproduktion wurde bereits für spezielle Werkstoffe (Werkzeugstahl, CoCr-Dentallegierung) nachgewiesen (2.1.3). Bei Aluminium(serien)-Werkstoffen tritt jedoch das Problem auf, dass aufgrund der werkstoffspezifischen Eigenschaften (hohe Wärmeleitfähigkeit, hohe Sauerstoffaffinität, Heissrissanfälligkeit bestimmter Legierungen wie z.B. AlMg) die Verarbeitbarkeit mit SLM (Rissbildung, Fehlstellen, Poren) und die Gebrauchseigenschaften der hergestellten Bauteile stark abhängig von der

Legierungszusammensetzung und von der SLM-Prozessführung sind. Deshalb existiert bisher kein kommerziell am Markt verfügbares generatives Fertigungsverfahren zur Herstellung von Aluminiumbauteilen mit serienidentischen Eigenschaften [2].

Daher ist das Ziel dieses Vorhabens die Entwicklung des SLM Verfahrens zur generativen Fertigung von Aluminiumbauteilen, deren Gebrauchseigenschaften den Serienanforderungen genügen (Dichte, Festigkeit, Genauigkeit, Oberflächenqualität). Dies soll erreicht werden durch die aufeinander abgestimmte Entwicklung von SLM Verfahren und Aluminium-Werkstoff, so dass durch den Werkstoff im Zusammenwirken mit dem Fertigungsverfahren SLM die gewünschten Bauteileigenschaften erreicht werden. Damit wird die generative Fertigung von Bauteilen für Funktionsprototypen, Einzelteile und Kleinserien aus Aluminiumwerkstoffen zur signifikanten Einsparung von Material, Energie und Produktionszeit gegenüber konventioneller Fertigung ermöglicht. Außerdem wird damit die Realisierung neuer belastungs-, gewichts-, und funktionsoptimierter Bauteilgeometrien ermöglicht, die mit bisherigen Fertigungsverfahren nicht herstellbar sind (Bild 1.1).

Bild 1.1

Mit SLM hergestellte Demonstrationsgeometrien mit internen Strukturen aus AlSi10Mg zur Verdeutlichung des Potentials zur Gewichtsreduzierung und Funktionsoptimierung durch die generative Bauteilfertigung mit SLM



Das neue Fertigungsverfahren wird an Beispielbauteilen aus den drei Branchen Automobilbau, Luft- und Raumfahrt und Automatisierungstechnik erprobt, stellvertretend für alle Industriebereiche, in denen Aluminiumbauteile hergestellt und eingesetzt werden können.

1.2 Bezug des Vorhabens zu den förderpolitischen Zielen

SLM ist ein ressourceneffizientes innovatives Produktionsverfahren. Der industrielle Einsatz ist bisher werkstoffbedingt auf die Branchen Werkzeugbau und Dentaltechnik beschränkt. Die erfolgreiche Projektdurchführung erweitert das Anwendungspotential erstmals branchenübergreifend auf alle Industriebereiche, in denen Aluminiumbauteile hergestellt und eingesetzt

werden können. Damit hat dieses Verfahren eine Schlüsselfunktion für Nachhaltigkeit in der Wirtschaft. Die F&E-Ergebnisse schaffen neue Möglichkeiten in der Entwicklung und Herstellung innovativer und umweltfreundlicher Produkte und leisten damit einen wichtigen Beitrag, dem Kostendruck in der Produktion durch Innovation zu begegnen und Deutschland als High-Tech Produktionsstandort nachhaltig zu sichern.

Die treibende Kraft der im Konsortium vertretenen Automobilindustrie und der Luft- und Raumfahrt bei der Einführung innovativer Produktionsverfahren schafft die Möglichkeit, dass sich die generative Fertigung in vielen Bereichen der Produktion etablieren wird, ausgehend für die Fertigung von Funktionsprototypen hin zu Einzelteilen und Kleinserien (z.B. für den Motorsportbereich) bis zur Großserienfertigung. Über die weit verzweigte Zulieferindustrie für diese Branchen wird die weitere Verbreitung der FuE-Ergebnisse in KMU gesichert.

Durch die innovative Technologie können die Unternehmen sowie deren Zulieferer und Kunden in der gesamten Wertschöpfungskette (Pulverherstellung, Bauteilfertigung, Bauteilanzwendung) ihre Marktpositionen ausbauen und so die Zahl der Beschäftigten steigern.

Die wesentlichen **Nachhaltigkeitsaspekte** sind:

Rohstoffeffizienz

Der Ersatz der spanenden Fertigung erspart erhebliches Werkstoffvolumen. Beim Zerspanen wird in Abhängigkeit der Geometrie typischerweise das ca. 6 bis 20-fache [1] des eigentlichen Bauteilvolumens vom Halbzeug abgetragen. Bei der generativen Fertigung mit SLM wird dagegen nur so viel Werkstoff benötigt wie tatsächlich zum Bauteilvolumen gehört. Überschüssiges Pulver kann vollständig wiederverwertet werden.

Gießtechnische und umformende (Schmieden) Fertigungsverfahren sind nur für sehr große Stückzahlen (ca. > 10.000) wirtschaftlich und ressourceneffizient. Für Funktionsprototypen, Einzelteile oder Kleinserien stellt die Herstellung der Form einen unverhältnismäßig hohen Aufwand dar. Bei der direkten Fertigung mit SLM entfällt die Herstellung der Form. Damit werden erhebliche Material-, Zeit- und Energieressourcen eingespart, da die Werkzeugkosten für geringe Stückzahlen 50 – 80% der Bauteilkosten ausmachen.

Bei der Bauteilkonstruktion müssen bisher die fertigungstechnischen Restriktionen der Zerspanung oder des Gießens berücksichtigt werden. Durch die hohe Geometriefreiheit des SLM können Bauteile durch rechnerische Eliminierung wenig belasteter Bereiche (Soft Kill Operation) belastungsoptimiert ausgelegt und gefertigt werden, so dass nur noch ein Minimum an Material benötigt wird. So kann je nach Geometrie mehr als 50% Material pro Bauteil eingespart werden.

Darüber hinaus können durch belastungsoptimierte Strukturen hochfeste,

jedoch auf knappen Ressourcen beruhende Werkstoffe wie z.B. Titan durch Aluminiumlegierungen ersetzt werden.

Reduzierung bzw. Vermeidung umweltbelastender Verfahren

Beim Ersatz der spanenden Bearbeitung durch SLM entfallen Kühl- und Schmiermittel sowie Materialabfälle.

Energieeinsparung

Durch das Rationalisierungspotential der generativen Fertigung können energieintensive Teilprozesse wie z.B. die Herstellung von Werkzeugen und Formen eingespart werden. Außerdem entfällt die Herstellung und Bevorratung von Halbzeugen in unterschiedlichen Formen (Platten, Stangen, Rohren, etc.), da für SLM die Bereitstellung des Werkstoffs als Pulver genügt, unabhängig vom zu fertigenden Bauteil. Die Reduzierung des Materialverbrauchs bei der Bauteilfertigung leistet aufgrund der bekannt energieintensiven Herstellung von Aluminium ebenfalls einen wichtigen Beitrag zur Energieeinsparung. Sich bewegende Bauteile mit SLM gewichtsoptimiert fertigen zu können führt bei allen Anwendungen zur Einsparung von Antriebsenergie (Strom in der Automatisierungstechnik, Kraftstoff bei Flugzeugen und KFZ) und trägt damit zur Verringerung der Schadstoffbelastung der Luft bei.

Entwicklung umweltfreundlicher Verfahren und Produkte

SLM ist ein ressourcenschonendes und umweltfreundliches Produktionsverfahren (s.o.). Die Ergebnisse des Vorhabens tragen durch die branchenübergreifende Erweiterung des Anwendungspotentials auf Aluminiumwerkstoffe erheblich dazu bei, dass SLM Maschinen erfolgreich von Deutschland aus weltweit verkauft und eingesetzt werden. Die direkte Fertigung von Aluminiumbauteilen mit SLM verkürzt die Herstellzeit von Funktionsprototypen von Wochen auf Tage und damit signifikant die Produktentwicklungszeit. Dies führt u.a. in der Automobilindustrie zur Beschleunigung der Verfügbarkeit neuer verbrauchs- und schadstoffarmer Motoren. Darüber hinaus können aufgrund der hohen Geometriefreiheit SLM Bauteile mit verbesserter Funktionalität entwickelt werden. Beispielsweise können Rotoren für Abgasturbolader mit einer Hohlstruktur versehen werden (Bild 1.1). Dadurch wird das Trägheitsmoment des Bauteils verringert und damit das Ansprechverhalten des Turboladers verbessert, was zur Senkung des Kraftstoffverbrauchs beiträgt. Für die Luft- und Raumfahrt können thermisch hochbelastete Turbinenkomponenten mit integrierten Kühlstrukturen versehen werden, wodurch die Turbinen auf einem höheren Temperaturniveau und damit effizienter betrieben werden können.

1.3 Wissenschaftliche und technische Arbeitsziele

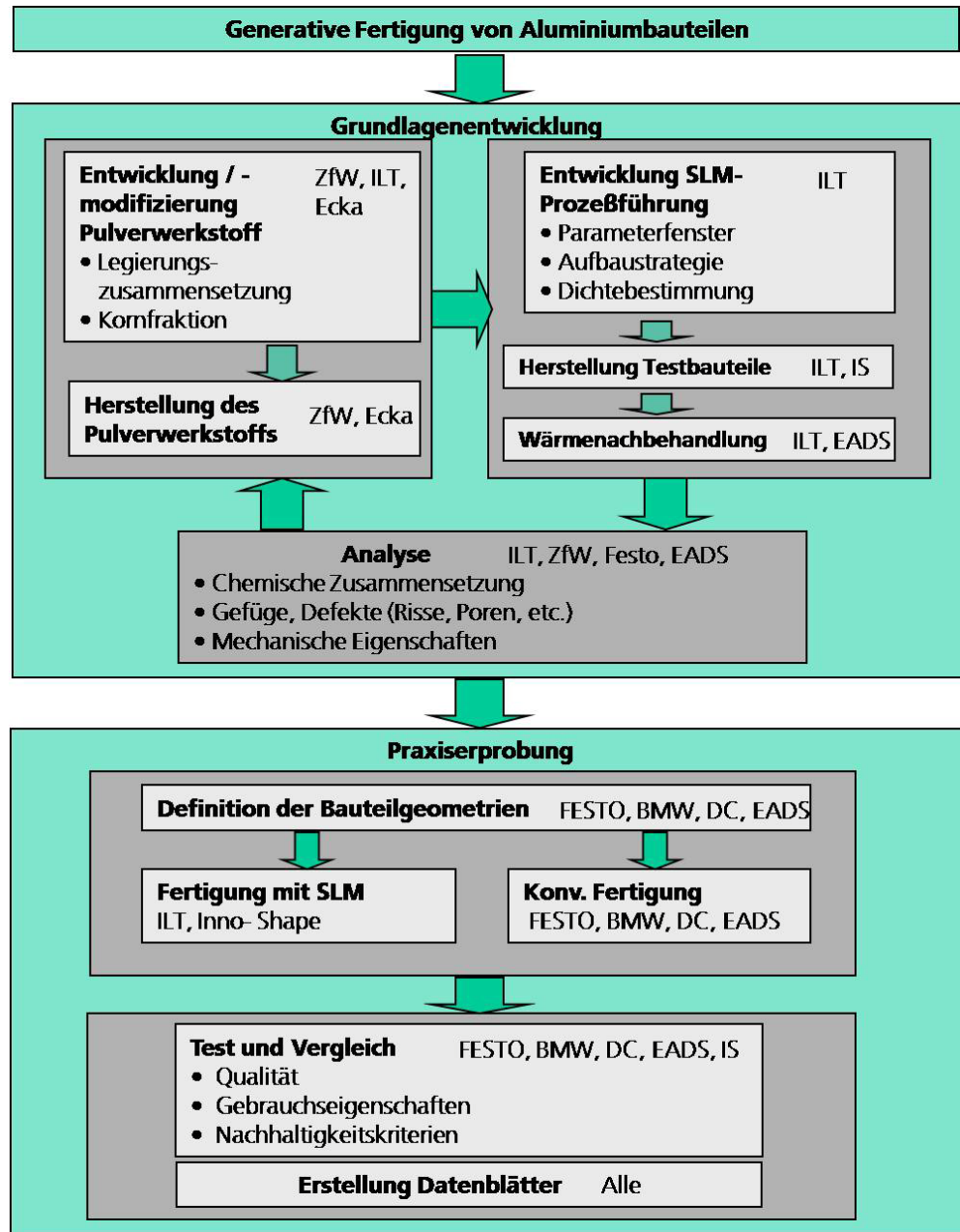
Die verfügbaren gängigen Aluminiumlegierungen sind in der Regel speziell für bestimmte Fertigungsverfahren entwickelt worden, z.B. GD AlSi10Mg für die

Druckgußverarbeitung. Die Bedingungen bei der Formgebung des Werkstoffs mit SLM unterscheiden sich jedoch erheblich von denen anderer Fertigungsverfahren. (Kurzzeitschmelzverfahren, Wechselwirkungszeit ca. 5×10^{-4} s, extrem hohe Erstarrungsgeschwindigkeiten im Bereich ca. 7×10^6 K/s, zyklische Temperatur-Zeit-Verläufe). Der **innovative Lösungsansatz** liegt daher in der Abstimmung von **Werkstoff und SLM-Prozessführung** aufeinander, so dass die unter diesen Bedingungen hergestellten Bauteile den **Serienanforderungen** genügen (riss- und porenfrei, ausreichende mechanische Eigenschaften, Genauigkeit, Oberflächenqualität). Die Struktur des Vorhabens ist schematisch in Bild 1.2 dargestellt. Das Vorhaben ist in zwei Hauptblöcke unterteilt. Im ersten Block wird die grundlegende aufeinander angepasste Entwicklung von Werkstoff- und Verfahren durchgeführt. Im zweiten Block erfolgt die Praxiserprobung anhand von realen Bauteilen aus der industriellen Praxis.

Die technischen Arbeitsziele ergeben sich aus der anwendungsspezifischen Erprobung der SLM Bauteile. Die Praxiserprobung erfolgt an realen Bauteilen aus der industriellen Praxis der Endanwender. Zur technologischen und wirtschaftlichen Bewertung des neuen Fertigungsverfahrens werden diese Bauteile von den Endanwendern mit den bisherigen Methoden (Druckgießen, Feingießen, Schmieden, Zerspanen) hergestellt und mit dem SLM-Prozess bezüglich der Gebrauchseigenschaften, der Wirtschaftlichkeit und der Nachhaltigkeitskriterien verglichen.

Bild 1.2

Übersicht des Arbeitsprogramms und der Arbeitsteilung zwischen den Kooperations-Partnern



2 Stand der Wissenschaft und Technik vor Projektlaufzeit

2.1 Stand der Wissenschaft und Technik

2.1.1 Konventionelle Fertigungsverfahren

Funktionsprototypen aus Aluminium für den **Automobilbau**

Einzelteile werden in der Regel spanend hergestellt. Komplexere Geometrien, die nicht spanend gefertigt werden können, werden mittels Schweißkonstruktionen hergestellt.

Bei kleinen Stückzahlen wird das Rapid Prototyping /Rapid Manufacturing eingesetzt. Dabei wird ein Urmodell aus Polystyrol mittels Selective Laser Sintering hergestellt. Anschließend wird eine Gusstraube mit Wachsstangen hergestellt und in Gips eingebettet. In einem Ofen wird anschließend das Urmodell ausgebrannt und die Gipsform gebrannt. Mit dieser Form werden die Aluminiumbauteile mittels Feinguss hergestellt. Nach dem Feinguß erfolgt das Auspacken und Putzen der Gussteile. Je nach Anwendungsfall ist evtl. eine spanende Nachbearbeitung notwendig. Für diese Prozesskette werden etwa 4 Tage Durchlaufzeit benötigt.

Funktionsprototypen/Bauteile für die **Automatisierungstechnik**

Die Fertigung für Großserien von Aluminiumteilen erfolgt derzeit außer durch Zerspanung maßgeblich durch Druckguss. Für die Produktentwicklung werden Funktionsprototypen mit serienidentischen Eigenschaften benötigt. Dies bedeutet

- Materialeigenschaften entsprechen weitestgehend denen des Serienmaterials
- Druckdichtheit gegen Luft / Gase (bis zu 16 bar) unabdingbar
- dynamische Belastbarkeit (Millionen mechanischer und Druck-Lastzyklen).

Insbesondere Prototyp-Bauteile mit großen Kavitäten lassen sich spanend oder aufgrund der Werkstoffverschiedenheit als Feingussteil nur bedingt herstellen, sodass nur der Weg über die Erstbemusterung der Serien-Druckgussteile bleibt. Die Zielsetzung einer zur Erhöhung der Wettbewerbsfähigkeit und damit aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten notwendigen Reduzierung des „time-to-market“ ist also mit den bisherig während der Produktentwicklungszeit im Musterbau für Aluminiumteile angewandten Methoden weitgehend verbaut.

Funktionsprototypen/Bauteile für die **Luftfahrt**

In der Luftfahrt ist eine hohe spezifische Festigkeit kombiniert mit Leichtbaudesign gefordert. Heute bieten die verfügbaren Laserschmelzverfahren nicht die Möglichkeit die gängigen Leichtmetalllegierungen auf Titan oder Aluminiumbasis zu verarbeiten bzw. die Eigenschaften der damit erzeugten Bauteile sind nicht bekannt oder ungenügend.

Aus diesem Grund werden auch in der Prototypenfertigung spanende Fertigung (aus dem Vollen), Schmieden und Feinguss angewandt. Gerade in der Prototypenfertigung und bei geringen Stückzahlen bieten diese Verfahren aber relativ gesehen Kostennachteile. Außerdem ist im Besonderen mit Verzögerungen im Entwicklungsprozess zu rechnen, die sich aus Fertigungszeiten von Werkzeugen und zerspanender Fertigung ergeben.

Ein wesentlicher Nachteil ist die stark reduzierte Flexibilität in Bezug auf Änderungen des Designs in dieser frühen Produktenstehungsphase bzw. späterer Modifikationen und Anpassungen. Wesentlicher Nachteil ist auch die fertigungs- und nicht funktionsgerechte Konstruktion, da die Bauteile auf das Fertigungsverfahren zugeschnitten werden.

2.1.2 Aluminiumwerkstoffe für generative Fertigungsverfahren

Aufgrund der hohen industriellen Relevanz der Aluminiumwerkstoffe wird seit einigen Jahren für unterschiedliche generative Verfahren die Verarbeitung von Aluminium untersucht. Bisher existieren zwei pulverbett-basierte Verfahrensvarianten:

Beim Selektiven Laser Sintern (SLS) erfolgt die Verarbeitung des Aluminiumpulvers indirekt. Bei dem speziell für dieses Verfahren entwickelten Pulverwerkstoff sind die Aluminium-Pulverpartikel mit einem Polymer umhüllt. Beim SLS wird nur die Polymerhülle versintert und dadurch ein sogenannter Grünling erzeugt. In einem anschließendem Ofenprozeß wird das Polymer verdampft und der Grünling mit einem niedrigschmelzenden Werkstoff infiltriert. Die Gebrauchseigenschaften der so hergestellten Teile unterscheiden sich sehr stark von denen konventionell hergestellter Bauteile, so dass diese Teile i.a. nicht als Funktionsprototypen oder Serienteile eingesetzt werden können. Diese Verfahrensvariante wird kommerziell von der Fa. 3D Systems angeboten und momentan für den Al-Bereich ergänzt [3]. Allerdings sind bei den zu erwartenden Materialien, aufgrund der notwendigen Infiltrationsstoffe mit den hier diskutierten Legierungen keine serienidentischen Eigenschaften zu erwarten.

Die Fa. Concept Laser entwickelt zurzeit das sogenannte LaserCusing Verfahren für den Werkstoff AlSi12, wodurch nur ein Teil der marktgängigen Al-Druckgusslegierungen abgedeckt wird. Beim LaserCusing wird analog zum SLM der Pulverwerkstoff direkt verarbeitet durch vollständiges Aufschmelzen der Pulverpartikel. Die Gebrauchseigenschaften der hergestellten AlSi12 Bauteile sind bisher nur zum Teil bekannt [2].

2.1.3 Selective Laser Melting (SLM)

Das SLM wird seit 1996 vom Fraunhofer ILT entwickelt und ist seit 2003 kommerziell erhältlich in Form der Maschine Trumaform LF der Fa. Trumpf Werkzeugmaschinen GmbH & Co KG. SLM ist ein pulverbett-basiertes generatives Fertigungsverfahren. Das Bauteil wird schichtweise durch lokales Verschmelzen eines Pulverwerkstoffs mit Laserstrahlung aufgebaut. Der Verfahrensablauf ist schematisch in Bild 2.1 dargestellt.

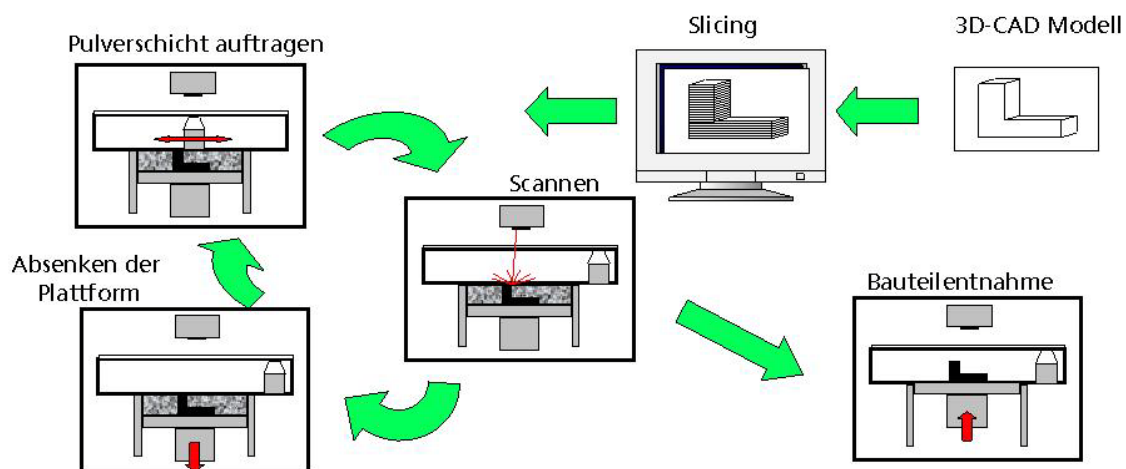


Bild 2.1: Ablaufschema des SLM Verfahrens

Die wesentlichen Merkmale des SLM Verfahrens sind:

- Verwendung einkomponentiger metallischer Serienwerkstoffe
- Vollständiges Aufschmelzen des Pulverwerkstoffs
- Erzeugung von Bauteilen mit einer Dichte von ca. 100% direkt durch den SLM Prozess
- Die mech. Eigenschaften (Härte, Festigkeit, Dehnung) der Bauteile liegt im Bereich der Materialspezifikationen

Bisher werden mit SLM Bauteile mit der oben genannten Qualität aus den Werkstoffen

- Stahl: Werkzeugstahl 1.2343, Edelstahl 1.4404

- Titan: Titan Gd II, TiAl6V4
- Co-Basis: Legierung (Dentallegierung)
- Gold (Dentallegierung)

hergestellt werden [4, 5].

Erste Anwendungsfälle wurden demonstriert für die Bereiche

- Schnelle Herstellung von Funktionsprototypen aus Edelstahl 1.4404 (Bild 2.2a)
- Fertigung von Einzelteilen und Kleinserien, z.B. medizinische Implantate aus Titan (Bild 2.2b)
- Herstellung von Formeinsätzen mit integrierten Kühlkanälen für Spritzgießwerkzeuge aus Werkzeugstahl 1.2343 (Bild 2.2c)
- Fertigung von Dentalrestorationen aus CoCr- und Gold Dentallegierungen (Bild 2.2d)

Bild 2.2

Mit SLM hergestellte
Bauteile zur
Demonstration des
Anwendungs-
Potentials



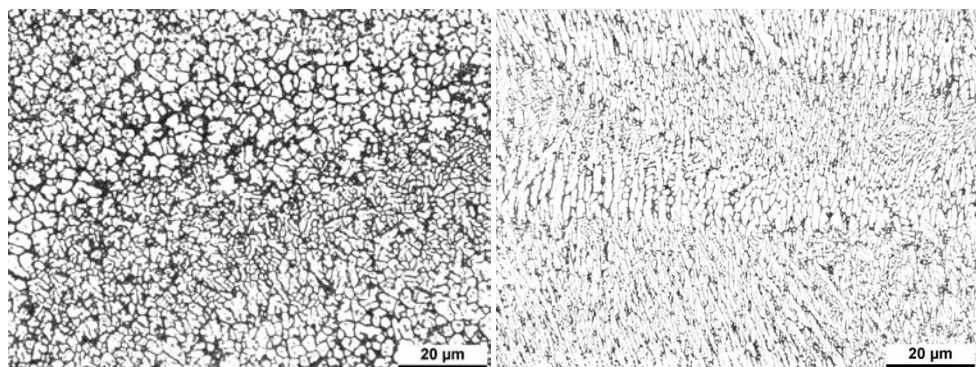
Zur Fertigung der Dentalrestorationen wird SLM bereits für die industrielle Massenproduktion eingesetzt. Diese Anwendung konnte nur durch gezielte Werkstoffmodifikation einer CoCr-Dentallegierung ermöglicht werden. Dabei wurde gezielt das Legierungselement bestimmt und modifiziert, das nur für

eine spezielle Funktion beim Gießvorgang benötigt wird, sich jedoch beim SLM als nachteilig erwies. Durch Modifikation des Legierungselementes wurden die bisher durch Gießen der Legierung erhaltenen mechanischen Eigenschaften auch mit dem SLM Verfahren erreicht bzw. teilweise übertroffen. Dieses Beispiel zeigt, dass durch Werkstoffmodifikation das im Vergleich zum Gießen von Einzelteilen erheblich ressourcenschonendere SLM Verfahren für die Massenproduktion eingesetzt werden kann.

Durch Untersuchungen zur Verarbeitung vom Aluminium konnten erste Zusammenhänge zwischen Legierungszusammensetzung und der Eignung für das SLM hergestellt werden. Weiterhin konnte beispielhaft für den Werkstoff AlSi10Mg gezeigt werden, dass durch die Temperaturführung beim Aufbauprozess mittels der in der SLM-Anlage integrierten Vorwärmung die Korngröße des entstehenden Gefüges und damit die Festigkeit der Bauteile beeinflusst werden kann (Bild 2.3). Systematische Untersuchungen dazu liegen jedoch noch nicht vor.

Bild 2.3

Gefügestruktur von
Proben aus
AlSi10Mg, die mit
SLM
(links) mit und
(rechts) ohne
Vorwärmung
hergestellt wurden



Zusammenfassend weist die Verarbeitung von Aluminium-Serienwerkstoffen mit SLM nach bisherigen Untersuchungen folgende Defizite auf:

- SLM-Verfahrensparameter sind stark abhängig von der Legierungszusammensetzung
- In Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung entstehen Heißrisse beim Aufbauprozess
- Die Veränderungen der chemischen Zusammensetzung durch den SLM Prozess sowie die mechanischen Eigenschaften der hergestellten Teile sind nicht bekannt
- Der Einfluss nachfolgender Wärmebehandlung von SLM Bauteilen auf das Gefüge und den mechanischen Eigenschaften ist nicht bekannt

- Die Oberflächenqualität ist für viele Anwendungen unzureichend

2.2 Bisherige Arbeiten der Antragsteller

Das Fraunhofer-Institut für Lasertechnik ist eine der führenden Forschungseinrichtungen auf dem Gebiet der Lasermaterialbearbeitung [Poprawe2003, Wissenbach1998]. Das Fraunhofer ILT entwickelt seit ca. 10 Jahren das Direkte Laser Formen. Schwerpunkt der derzeitigen FuE Arbeiten ist die Qualifizierung des SLM als Fertigungsverfahren für branchenspezifische Bauteile und Werkstoffe. In Voruntersuchungen wurden bereits erste Ansätze zur Verarbeitung von Aluminiumlegierungen (z.B. AlSi10Mg, AlMg3, AlSi25) mit SLM entwickelt.

Am **ILT** wird derzeit in dem BMBF Vorhaben „Herstellung von Implantaten mit gradiertem funktionaler Struktur“ das SLM für die Herstellung von Implantaten aus Titanwerkstoffen qualifiziert.

Weiterhin wird das SLM im BMWA Vorhaben „Opticool“ zur Herstellung von Formeinsätzen für Spritzgießwerkzeuge für den Einsatz im Serienwerkzeugen qualifiziert.

Die **ZfW gGmbH** ist eine gemeinnützige Forschungseinrichtung, die sich seit Jahrzehnten mit der Entwicklung neuartiger Aluminium- und Magnesiumwerkstoffen beschäftigt. Hierzu werden besonders die im Hause befindlichen drei Verdünsungsanlagen und zwei Squeeze-Cast Anlagen benutzt. Daneben verfügt das ZfW über eine Strangpresse, metallographische Einrichtungen, ein Werkstoffprüflabor incl. Kriechständen, ein Wärmebehandlungslabor und ein Korrosionslabor, die es in die Lage versetzen, die mechanisch- technologischen Eigenschaften der entwickelten Werkstoffe eingehend zu beeinflussen und zu prüfen. Neben industriellen Forschungsprojekten bearbeitet das ZfW nationale (DfG, BMBF) und internationale Forschungsvorhaben (EU).

Aufbauend auf Erkenntnissen bei der Entwicklung und der Verwendung neuer Legierungen auf der Basis von Al-Sc-Zr im Flugzeugbau wurden vom ZfW in den letzten Jahren erfolgreiche Anstrengungen unternommen, neue Legierungen zu erforschen und zu konzipieren, die auf Grund der besonderen Herstellungsart – Pulververdüsung und nachfolgendes Strangpressen, hohe Dehngrenzen und sehr gute Korrosionsbeständigkeit aufweisen. Erste Untersuchungen, diese Legierungen mit erhöhter Abkühlgeschwindigkeit zu Vergießen zeigten, dass diese Legierungen auch gießtechnisch in Form eines übersättigten Aluminiumkristalls mit mikroskopischen Ausscheidungen kristallisieren. Auch hier konnte durch eine nachfolgende Auslagerung eine deutliche Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungen im Nanomaßstab erzielt werden. Damit verfügt das ZfW bereits über umfangreiche Kompetenz in der Entwicklung und Herstellung verfahrensangepasster Aluminium-Pulverwerkstoffe.

Festo ist Markt- und Innovationsführer auf dem Gebiet der pneumatischen Automatisierungstechnik. Festo entwickelt ca. 100 neue Komponenten pro Jahr und setzt dabei in der Produktentwicklung seit ca. 10 Jahren generative Fertigungsverfahren ein. FESTO verfügt über umfangreiche Erfahrung und Ausstattung zur Analytik. Bei Festo werden ca. 700 Werkstoff- und Funktionsuntersuchungen pro Jahr durchgeführt. Dabei können metallografische Untersuchungen sowohl zerstörend als auch zerstörungsfrei durchgeführt werden. Festo verfügt bereits über Erfahrung in Analyse und Test generativ hergestellter Stahl- und Aluminiumbauteile [2].

Die Fa. **inno-shape** ist Dienstleister für generative Fertigungstechnologie. Inno-shape verfügt als Spin-Off des ILT und Mitentwickler des SLM-Verfahrens über langjährige Erfahrung in der Herstellung von Bauteilen mit SLM. Die Fertigung erfolgt auf einer Trumaform LF 130. Schwerpunkt des inno-shape Angebotes ist neben der Bauteilherstellung vor allem die Beratung für den wirtschaftlich und technologisch sinnvollen Einsatz des SLM sowie in enger Kooperation mit dem Maschinenhersteller Trumpf die Markteinführung neuer Werkstoffe für das SLM.

Die **ECKA Granulate Gruppe** ist führender Hersteller von Nichteisen-Metallpulvern mit 15 Produktionsstätten weltweit. Das Produktionsprogramm umfasst Aluminium, Magnesium, Kupfer, Kalzium, Zinn, Blei, Zink, Silizium und eine Vielzahl von Pulverlegierungen. ECKA verfügt über jahrzehntelange, umfangreiche Kompetenz auf dem Gebiet der Pulvertechnologie, Charakterisierung der Pulverprodukte und in der Anwendungstechnik. Im firmeneigenen Technikum, F&E- und QC-Labor werden kontinuierlich Entwicklungsprojekte zur Pulvertechnologie, Pulverlegierungstechnik und für neue Anwendungen durchgeführt. Qualifizierte Mitarbeiter im Bereich F&E und Labor stehen für die chemisch-technologische, morphologische und analytische Pulver- und Werkstoffcharakterisierung zur Verfügung. ECKA war/ist Partner in verschiedenen Verbund-Forschungsprojekten zur Pulver- und Materialentwicklung u. a. MATFO, MADICA, BMBF.

Die Qualifikation der Partner **BMW, Daimler und EADS** im Bereich Fertigung, Prüfung und Analyse von Aluminiumbauteilen sowie im Einsatz von generativen Fertigungsverfahren wird als bekannt vorausgesetzt.

2.3 Patentsituation

Das SLM-Verfahren wurde 1996 von der Fraunhofer Gesellschaft zum Patent angemeldet und ist in Europa, USA und Japan erteilt.

3 Versuchsplanung

3.1 Vorgehensweise

Um das Werkstoffspektrum des SLM-Verfahrens für Aluminiumlegierungen prozesssicher zu erweitern, werden zunächst verschiedene Verfahrensparameter systematisch variiert, so dass ein geeignetes Prozessfenster bestimmt werden kann.

Primäres Ziel bei der Qualifizierung eines Werkstoffs für das SLM ist eine Bauteildichte von ca. 100% ohne Risse oder Bindefehler.

Zur Bestimmung des Einflusses der Verfahrensparameter und Wärmebehandlungen auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften wie z.B. Zugfestigkeit, Dehngrenze, Bruchdehnung, Härte und Schwingfestigkeit werden anschließend Testgeometrien mit unterschiedlichen Verfahrensparametern und Wärmebehandlungen gefertigt und die resultierenden mechanischen Eigenschaften miteinander verglichen. Aus den Untersuchungsergebnissen werden schließlich Korrelationen zwischen Verfahrensparametern, Wärmebehandlung, erzielten Gefüge und erzielten mechanischen Eigenschaften abgeleitet.

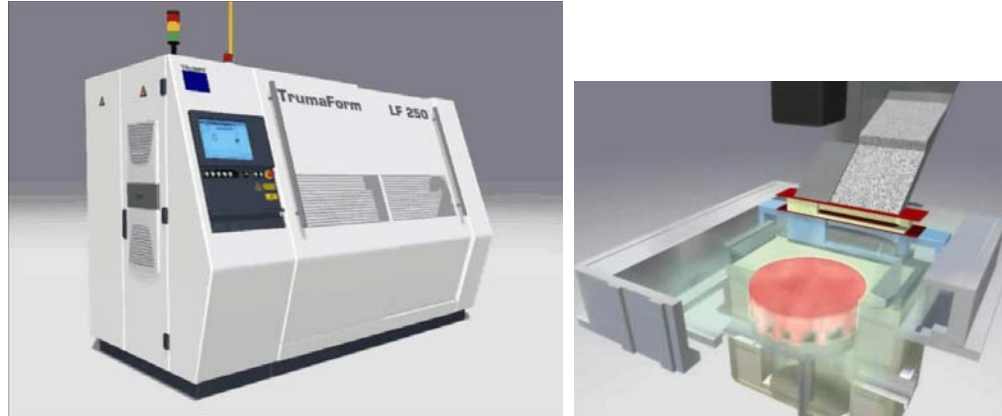
Abschließend werden auf der Grundlage der gewonnenen Korrelationen verschiedene in ihrem Aufbau und Funktionalität komplexe dreidimensionale Funktionsbauteile für einen möglichen industriellen Einsatz hergestellt und auf ihre Praxistauglichkeit wie z.B. Korrosion, Oberflächenqualität und Genauigkeit untersucht.

3.2 Experimenteller Aufbau

Alle Versuche werden auf der Werkzeugmaschine TrumaForm LF250/130 der Fa. TRUMPF durchgeführt. Der Durchmesser der Bauplattform beträgt $\varnothing 130$ mm und ist beheizbar, wodurch eine Temperaturführung während des Aufbauprozesses gewährleistet werden kann (Bild 3.1). Die Anlage ist mit einem diodengepumpten Nd:YAG-Scheibenlaser der Fa. TRUMPF ausgestattet. Die maximale Laserleistung beträgt $P_L = 250$ W und der Fokusbereich in der Belichtungsebene ist $d_s = 0,2$ mm.

Bild 3.1

3D-Schema der Versuchsanlage (links) und Prozesskammer mit beheizbarer Bauplattform (Detail rechts)



3.3 Verfahrensparameter

Durch eine entsprechende Kombination der Verfahrensparameter [4] wird sowohl die aufgetragene Pulverschicht vollständig auf – als auch die darunterliegende, bereits erstarrte Materialschicht teilweise umgeschmolzen. Dadurch entsteht ein schmelzmetallurgischer Verbund zwischen benachbarten Spuren und darunterliegenden Schichten, so dass die hergestellten Bauteile eine Dichte von nahezu 100% der Werkstoffdichte des Ausgangswerkstoffs aufweisen. Im Einzelnen werden folgende Verfahrensparameter angepasst:

- Laserleistung P_L
- Strahldurchmesser d_s
- Schichtdicke D_s
- Spurabstand Δy_s
- Scangeschwindigkeit v_s
- Pulverkorngröße / Kornfraktion
- Vorwärmtemperatur T_v

3.3.1 Laserleistung

Grundlegende Untersuchungen der Auswirkung der Laserleistung auf SLM-Bauteile sind eingehend in [4, 5] beschrieben. Unabhängig von dem verwendeten Werkstoff führt die Erhöhung der Laserleistung, und somit eine erhöhte eingebrachte Volumenenergiedichte E_v zu einer Erhöhung der Dichte.

3.1

$$E_v = \frac{P_L}{D_s \cdot v_s \cdot \Delta y_s}$$

Die Laserleistung ist eine signifikante Einflussgröße für die Stabilität des Verfahrens. Eine Erhöhung der Laserleistung kann zu einer verstärkten

Spritzerbildung beim Belichten einer Schicht führen, welche mit einer höheren Instabilität einhergeht. Diese erhöhte Spritzerbildung kann sich negativ auf die Dichte der Bauteile auswirken, wenn sich diese auf die zu belichtende Fläche niederlegen. Die wiedererstarteten Spritzer stellen bei anschließender Belichtung Störstellen dar, die zu unerwünschten Fehlstellen im Bauteil führen können. Jedoch führt eine zu kleine Laserleistung zu Bindefehlern bzw. Fehlstellen im Gefüge. Unter Beachtung der beschriebenen Einflüsse wird die Laserleistung zur Dichtebestimmung linear von 100 W um $\Delta P_L = 50$ W bis auf 250 W erhöht.

3.3.2 Strahldurchmesser

Der Laserstrahl wird durch eine Scannereinheit von SCANLAB fokussiert und abgelenkt. Dabei handelt es sich um das power-Scan 33-System, welches mit dem dynamischen varioScan 40 z-Achsen-Fokussiersystem ausgestattet ist. Im System ist eine dynamisch variable Brennweite integriert und ermöglicht somit eine Variation des Strahldurchmessers zwischen $d_s = 0,2$ mm und 0,36 mm. In dieser Arbeit wird ausschließlich der fokussierte Strahldurchmesser von $d_s = 0,2$ mm verwendet und für alle weiteren Untersuchungen konstant gehalten. Die Intensitätsverteilung der Laserstrahlung im Fokus ist eine Top-Hat Verteilung.

3.3.3 Schichtdicke

Die Aufbaurate wird durch den verwendeten Strahldurchmesser d_s und die Schichtdicke D_s bestimmt. Ein großer Strahldurchmesser in Kombination mit einer großen Schichtdicke führt zu großen Aufbauraten, geht jedoch zu Lasten der Detailauflösung und der Oberflächenqualität. Eine Verringerung der Schichtdicke bei sonst gleichen Verfahrensparametern führt aufgrund des geringeren aufzuschmelzenden Pulvervolumens zu einer Vergrößerung der Dichte. Die Einstellung der geeigneten Schichtdicke für den Bauprozess bildet somit einen Kompromiss zwischen erreichbarer Bauteilqualität und der benötigten Bauzeit. Da die maximale Laserleistung mit $P_L = 250$ W anlagenspezifisch vorgegeben ist und prioritär eine wirtschaftliche Aufbaurate anzustreben ist, werden die Untersuchungen zu Beginn mit einer konstanten Schichtdicke von $D_s = 50$ μ m durchgeführt.

3.3.4 Spurabstand

Die zu belichtende Fläche entsteht durch Überlappung benachbarter Einzelspuren. Dabei muss die Anbindung einer Spur an benachbarten Einzelspuren durch vollständiges Aufschmelzen des Pulvers, sowie der bereits erstarrten Nachbarspur gewährleistet sein. Um dies zu gewährleisten, müssen sich die Einzelspuren überlappen. Der Grad der Überlappung wird durch den Schraffurabstand Δy_s sowie durch den verwendeten Laserstrahldurchmesser

bestimmt. In [4] wurde folgende empirische Relation zwischen Spurabstand und Strahldurchmesser gefunden.

$$3.2 \quad \Delta y_s \approx 0,7 \cdot d_s$$

Für den konstant fokussierten Strahldurchmesser von $d_s = 0,2 \text{ mm}$ wird vorerst ein konstanter Spurabstand von $\Delta y_s = 0,15 \text{ mm}$ für die Untersuchungen eingestellt.

3.3.5 Scangeschwindigkeit

Die Erfahrungen bei der Untersuchung der Prozessführung unterschiedlicher Werkstoffe zeigen, dass bei vorgegebener Laserleistung und vorgegebener Strahldurchmesser die Dichte im Wesentlichen von der Scangeschwindigkeit beeinflusst wird (vgl. Streckenenergie in 3.3 u. [4]). Ausgehend von dieser Erfahrung wird im Folgenden für die Aluminiumlegierungen die Abhängigkeit der Dichte von der Scangeschwindigkeit für unterschiedliche Laserleistungen bei sonst konstanten Parametern bestimmt und daraus Prozessdiagramme für die Herstellung von Probekörpern mit einer Dichte von nahezu 100% erstellt.

$$3.3 \quad E_s = \frac{P_L}{v_s}$$

mit E_s = Streckenenergie
 P_L = Laserleistung
 v_s = Scangeschwindigkeit

3.3.6 Pulverkorngröße / Kornfraktion

Der Parameter Pulverkorngröße, auch Kornfraktion genannt, spielt bei der Prozessführung ebenfalls eine entsprechende Rolle. Untersuchungen haben gezeigt, dass mit abnehmender Korngröße eine Erhöhung der Bauteildichte einhergeht. Eine beliebige Verwendung kleiner Kornfraktionen ist jedoch nicht problemlos möglich, da das Pulver mit zunehmender Verringerung der Korngröße Agglomerate bildet und damit das Fließverhalten beeinträchtigt wird. Zu Beginn wird ausschließlich die Kornfraktion 25-45 μm verwendet, welches sich bei Leichtmetallen als geeignet erwiesen hat. Das Pulver wird vorher durch eine EDX-Analyse auf seine Bestandteile untersucht, damit die Richtigkeit der Zusammensetzung der jeweiligen Aluminiumlegierung gewährleistet ist.

3.3.7 Vorwärmtemperatur

Die Bauplattform der Versuchsanlage kann über zwei integrierte Heizpatronen bis auf eine Vorwärmtemperatur von $T_v = 500^\circ\text{C}$ vorgewärmt werden. Durch

das Vorwärmen der Grundplatte wird das Bauteil über Wärmeleitung mit vorgewärmt. Hierdurch wird die Fließgrenze des Werkstoffs herabgesetzt und die durch das Umschmelzen während des Prozesses entstehenden Eigenspannungen auf ein niedriges Niveau gehalten. Dadurch wird der Verzug des Bauteils minimiert und die Rissgefahr im Bauteil gesenkt. Ebenfalls wird die benötigte Energiedifferenz, die erforderlich ist, um das Pulver auf Schmelztemperatur zu bringen, über die Vorwärmtemperatur verringert. Die Vorwärmtemperatur wird für die Untersuchungen zur Dichte von Raumtemperatur ($RT = 30^{\circ}\text{C}$), somit ohne Vorwärmung, auf 200°C , 300°C und 400°C eingestellt. Zu untersuchen ist auch, in wie weit sich das Gefüge und somit die mechanischen Eigenschaften durch das Vorwärmen gezielt beeinflussen lassen.

3.3.8 Parameterübersicht

Nachdem in konstante und variable Verfahrensparameter unterteilt wurde, werden zusammenfassend zur Erzeugung von dichten Bauteilen in eine Matrix noch einmal alle Verfahrensparameter aufgeführt, die untersucht werden sollen (Tabelle 3.1):

Konstante Parameter	Variable Parameter
Strahldurchmesser $d_s = 0,2 \text{ mm}$	Laserleistung $P_L = 100, 150, 200, 250 \text{ W}$
Schichtdicke $D_s = 50 \text{ }\mu\text{m}$	Scangeschwindigkeit $v_s = 50 - 1000 \text{ mm/s}$
Spurabstand $\Delta y_s = 0,15 \text{ mm}$	Vorwärmtemperatur $T_v = RT^*, 200, 300, 400^{\circ}\text{C}$
Kornfraktion $25-45 \text{ }\mu\text{m}$	

Tabelle 3.1: Konstante und variable Parameter für die folgenden Untersuchungen

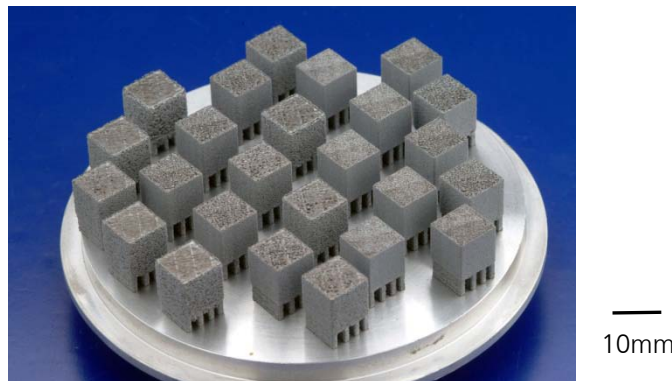
3.4 Testgeometrie für Dichte- und Rauheitsanalysen

Zur Ermittlung der maximalen Scangeschwindigkeit, mit der eine Bauteildichte von $>99,5 \%$ erreicht wird, werden würfelförmige Testgeometrien mit den Maßen $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ in der Schichtdicke $50 \text{ }\mu\text{m}$ unter der Variation der Vorwärmtemperatur, der Laserleistung und der Scangeschwindigkeit

aufgebaut. Auf einer Aluminiumplatte werden die Würfelgeometrien (Bild 3.2) aufgebaut.

Bild 3.2

Substratplatte mit
Würfelgeometrien
zur anschließenden
Bestimmung der
Dichte bzw. Rauheit
an den
Seitenwänden



Die Substratplatte sollte annähernd die gleiche chemische Zusammensetzung wie der zu verarbeitende Pulverwerkstoff besitzen, um eine Ablösung des Bauteils von der Substratplatte aufgrund thermischer Spannungen, hervorgerufen durch unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten, zu vermeiden. Als Substratplatte wird eine Aluminiumplatte aus AlMg4,5Mn verwendet, welches beim Schweißen als Zusatzwerkstoff Verwendung findet und somit die für dieses Verfahren Notwendigkeit der Schweißbarkeit erfüllt. Dieses Material ist als Stangenmaterial verfügbar, wodurch eine wirtschaftliche Herstellung von Substratplatten möglich ist.

3.5 Analyseverfahren

3.5.1 Lichtmikroskopie

Eine große Bauteildichte $>99,5\%$ ist notwendig, um vergleichbare mechanischen Eigenschaften gegenüber konventionell gefertigten Bauteilen zu erreichen. Die Dichte wird anhand von Querschliffen der hergestellten Proben bestimmt. Die Proben werden dazu mit einer Trennscheibe diagonal zu den Schichtebenen getrennt, in einem Kunststoff (Phenolharz) eingebettet und mit verschiedenen Körnungen geschliffen (Körnung von 180 bis 1200). Nach dem Schleifen werden die Proben mit Diamantpaste poliert. Nach dem Schleifen und dem Polieren der Probe wird diese mittels Lichtmikroskopie untersucht. Die Bildanalysesoftware identifiziert Poren bzw. Fehlstellen im Schliffbild und gibt ihren prozentualen Flächenanteil an. Daraus lässt sich anschließend die Bauteildichte bestimmen. Die Genauigkeit hat sich in [5] als hinreichend genau herausgestellt. Die angegebenen Werte sind jeweils Mittelwerte aus 10 Messungen in unterschiedlichen Bereichen des Querschliffes. Die metallografischen Untersuchungen werden ebenfalls mittels Lichtmikroskopie an diesen Proben durchgeführt.

3.5.2 Oberflächenqualität

Gemessen werden der Mittenrauhwert R_a und die gemittelte Rauhtiefe R_z mittels Profilometrie. Eine Vorschubeinrichtung bewegt dazu ein Tastsystem mit konstanter Geschwindigkeit horizontal über die Oberfläche. Dabei handelt es sich um eine messtechnische Methode zur zweidimensionalen Erfassung der Oberflächentopographie. Die Rauheitsmessungen werden mittels eines Perthometers S6P der Fa. Mahr vorgenommen. Nach DIN 4768 ist R_z der arithmetische Mittelwert aus Einzelrauhtiefen fünf aufeinander folgender Einzelmessstrecken im Rauheitsprofil. Dabei wird eine Tastnadel mit einem Tastspitzenradius von $5\text{ }\mu\text{m}$ verwendet. Die angegebenen Rauheitskennwerte sind der Mittelwert aus jeweils 5 Messungen. Abweichend von der Norm DIN 4768 wird die Messstrecke auf kleinere Werte eingestellt, da die Probengeometrien keine längeren Messstrecken ermöglichen. Solange die Messstrecken innerhalb der Untersuchungen nicht verstellt werden, können die Ergebnisse für relative Aussagen herangezogen werden.

3.6 Härtemessung nach Vickers

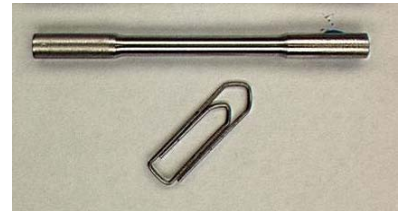
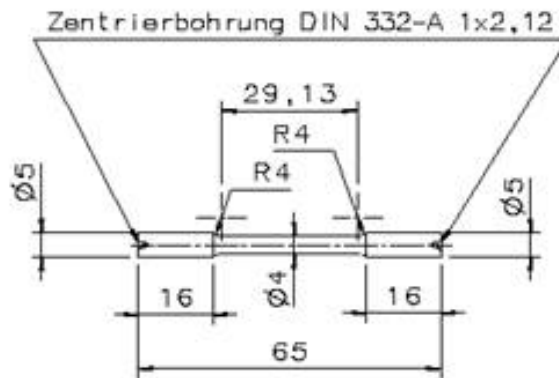
Die Härteprüfung erfolgt mit einem Härteprüfgerät nach Vickers. Dazu werden Querschliffe anhand verschiedener Schleif- und Polierstufen hergestellt. Die Prüflast beträgt 100 g , die mit einer Einwirkzeit von 10 s auf die Probe wirkt. Die Angabe der Vickershärte erfolgt in HV 0,1. Der Härteverlauf wird ausgehend von der Oberfläche hin zum Probeninnern bestimmt.

3.7 Testgeometrien für statische Kennwerte (Zugproben)

Zur Ermittlung der erzielbaren Festigkeiten und dem Vergleich mit konventionell hergestellten Proben werden Zugversuche durchgeführt. Die Probenherstellung erfolgt dabei in Anlehnung an die nach DIN 50125 genormte Zugprüfung. Die Abmaße entsprechen einer der vorgeschriebenen Dimensionen eines Proportionalstabs der Form A 4×20 . Die Abmessungen der Zugstäbe sind in Bild 3.3 angegeben. Die Gesamtlänge der Proben ist $l = 65\text{ mm}$ bei einer Messlänge von $l_0 = 29.13\text{ mm}$ und einem Durchmesser von $\varnothing 4\text{ mm}$. Die Ausgangsproben (Zylindergeometrie mit einer Gesamtlänge von 70 mm und einem Durchmesser von $\varnothing 7\text{ mm}$) werden mit einem Übermaß von 1 mm hergestellt und anschließend spanend auf das Endmaß der geforderten Zugprobe mechanisch endbearbeitet.

Bild 3.3

Zugprobe nach DIN 50125:
Schematisch (links)
durch SLM und
Drehen hergestellt
(rechts)



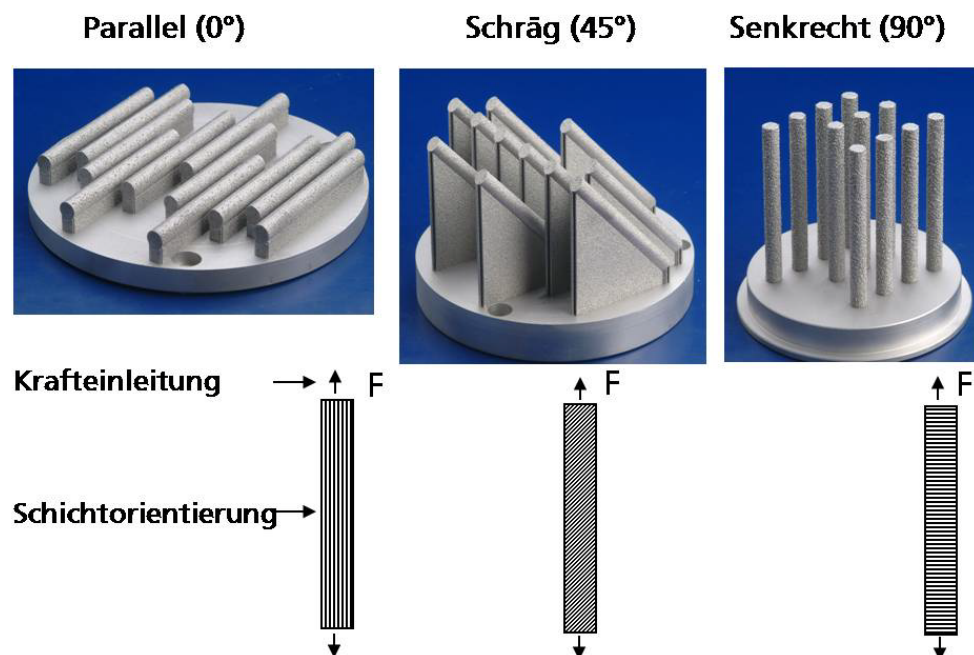
Die Zugproben werden in drei verschiedenen Richtungen aufgebaut, um den Einfluss der Krafteinleitung im Zugversuch in Abhängigkeit der Aufbaurichtung zu untersuchen. Die Krafteinleitung soll dabei parallel, in einem Winkel von 45° (schräg) und senkrecht zu den Schichtlagen durchgeführt werden (Bild 3.4). Im folgenden werden die Proben als 0° -Proben, 45° -Proben und 90° -Proben bezeichnet.

Bild 3.4

Unterschiedliche
Aufbaurichtungen
der Zugproben und
deren Orientierung
der Schichten zur
Krafteinleitung

von links nach
rechts:

0° -Proben,
 45° -Proben und
 90° -Proben



Der Einfluss auf die statischen Kennwerte in Abhängigkeit der Aufbaurichtung, der Vorwärmung, einer nachträglicher Wärmebehandlung, einer kleinen und großen Scangeschwindigkeit, sowie auch der SLM-Oberfläche wird mittels der Zugproben untersucht. Bestimmt werden durch die Zugversuche die

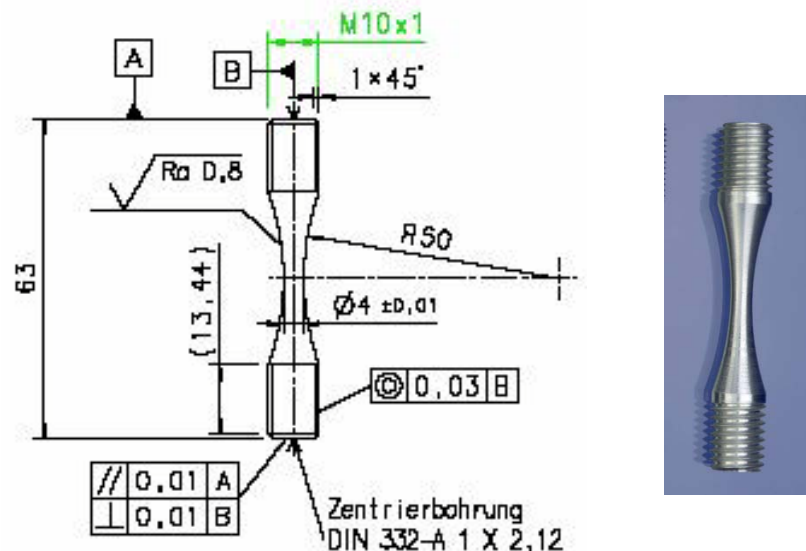
Zugfestigkeit R_m , die Dehngrenze $R_{p0,2}$, und die Bruchdehnung A sowie das E-Modul der Proben. Die Zugversuche erfolgen bei Raumtemperatur nach DIN EN 1002. Die Versuche erfolgen aus statistischen Gründen an jeweils 7 Proben einer Versuchsreihe.

3.8 Testgeometrien für dynamische Kennwerte (Schwingproben)

Analog zu den Zugversuchen werden Schwingproben für Schwingversuche (HighCycleFatigue, HCF) nach ASTM E 466 hergestellt. Die Abmaße sind in Bild 3.5 dargestellt.

Bild 3.5

Schwingprobe (HCF-Probe) nach ASTM E 466: Schematisch (links) durch SLM und Drehen hergestellt (rechts)



Die Gesamtlänge der Proben ist $l = 63$ mm bei einer Messlänge von $l_0 = 36,12$ mm und einem Durchmesser von $\varnothing 4$ mm. Die Ausgangsproben (Zylindergeometrie mit einer Gesamtlänge von 65 mm und einem Durchmesser von $\varnothing 12$ mm) werden mit einem Übermaß von 1 mm hergestellt und anschließend spanend auf das Endmaß und Endform der geforderten HCF-Probe mechanisch endbearbeitet. Wie bei den Zugversuchen werden die Abhängigkeit der Aufbaurichtung, der Vorwärmung, einer nachträglichen Wärmebehandlung, einer kleinen und großen Scangeschwindigkeit, sowie auch der SLM-Oberfläche untersucht (Bild 3.6). Die Versuche erfolgen aus statistischen Gründen an jeweils 10 Proben einer Versuchsreihe.

Bild 3.6

Schwingproben mit

links:
konturnaher SLM-
Oberfläche

rechts:
Probe mit
mechanisch
endbearbeiteter
Oberfläche



3.9 Nachträgliche Wärmebehandlung (WB)

Die WB ist eine Standard-WB wie sie für Druckgussbauteile dieser Legierung durchgeführt werden. Die Proben werden ca. 6 h bei 525°C lösungsgeglüht anschließend in Wasser abgeschreckt und ca. 7 h bei 165°C ausgelagert. Sie wird T6 WB genannt.

4 Aluminiumlegierung AlSi10Mg

4.1 Anforderungen an SLM Bauteile aus AlSi10Mg

Um die anwendungsorientierte Ausrichtung des Projektes zu gewährleisten, wird als erstes die Aluminiumdruckgusslegierung AlSi10Mg in Absprache mit den Endanwendern qualifiziert. Diese Legierung ist eine häufig eingesetzte Legierung der Endanwender. Die Anforderungen an den Werkstoff bzw. an die SLM Bauteile sind die mechanischen Festigkeiten der Bauteile des Serien-Fertigungsverfahren Druckguss zu erlangen und einzuhalten.

4.2 Charakteristik des Pulvers

AlSi10Mg-Pulver wird mit der Kornfraktion 25-45 µm eingesetzt. Die Elemente Analyse ergibt folgende Aufteilung (Tabelle 4.1) und bestätigt, dass die chemische Zusammensetzung der Norm entspricht.

% Si	% Cu	% Fe	% Zn	% Ni	% Mn	% Mg	% Cr	% Ti
9,12	0,018	0,17	0,003	0,047	<0,002	0,53	0	0,007

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung des Pulvers AlSi10Mg

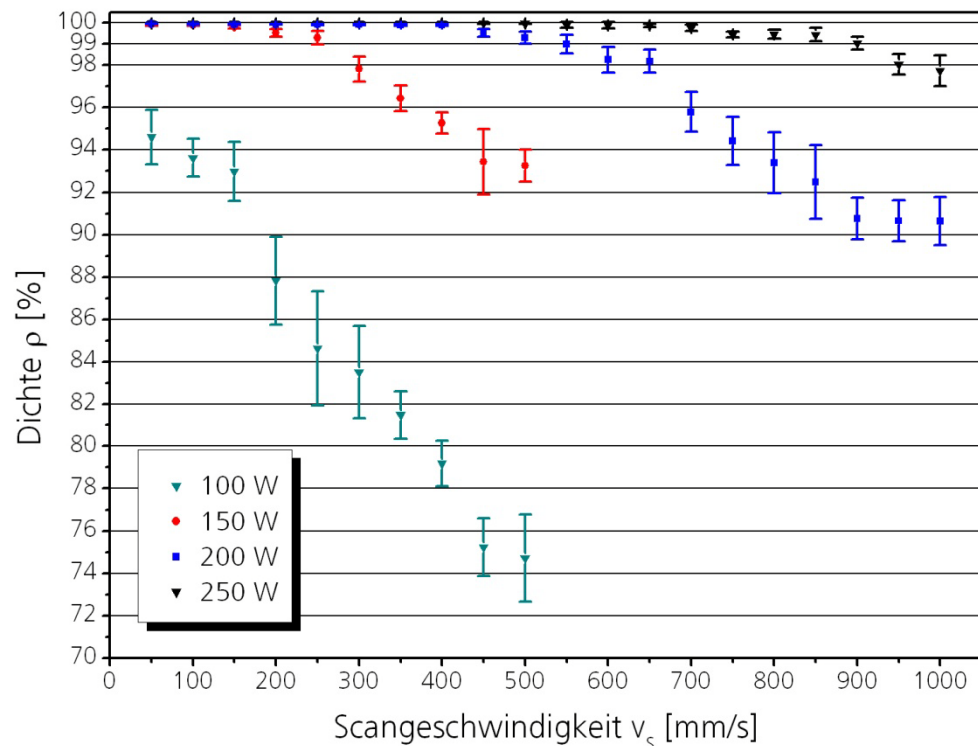
4.3 Dichte

Primäres Ziel bei der Qualifizierung eines Werkstoffs für das SLM ist eine Bauteildichte von nahezu 100%. Die Dichte der Würfelgeometrien in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit bei unterschiedlichen Laserleistungen ohne Vorwärmung ist in Bild 4.1 dargestellt. Das Prozessdiagramm zeigt, wie mit zunehmender Scangeschwindigkeit die Dichte der Bauteile abnimmt.

Bild 4.1

Dichte von SLM-Bauteilen aus AlSi10Mg in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit und der Laserleistung bei $T_v = 30^\circ\text{C}$

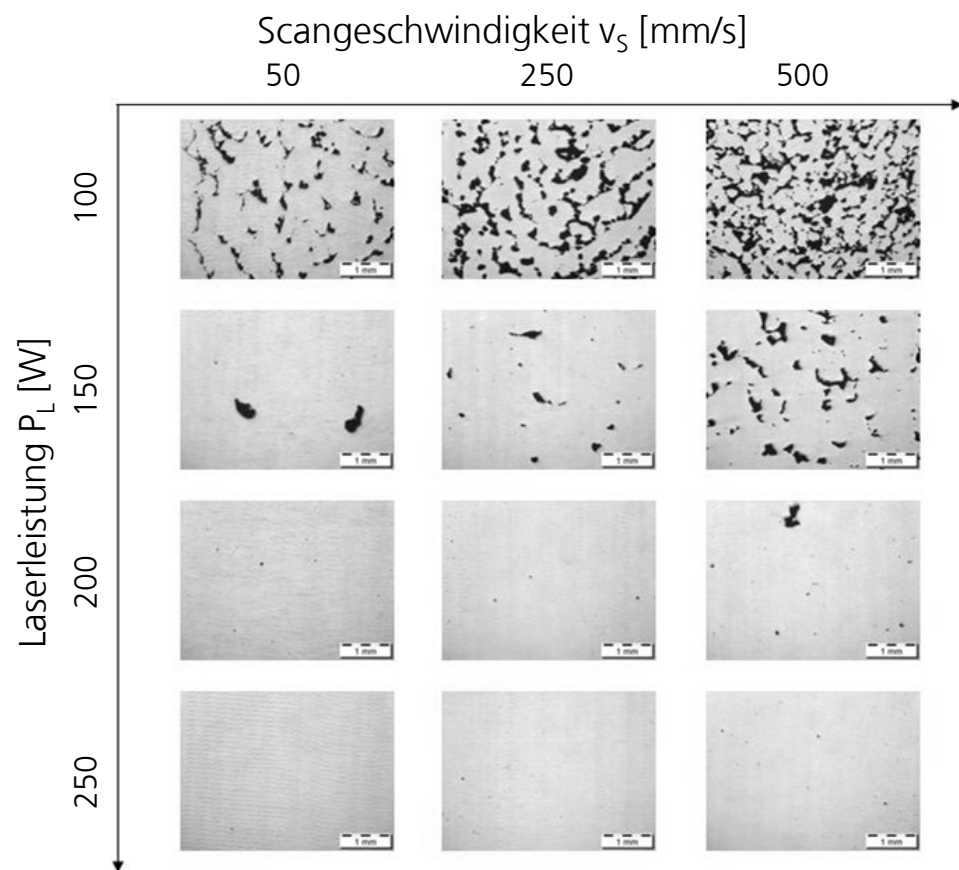
Mittelwerte aus 10 Messungen



Für den Verfahrensparameterbereich, der typischerweise für Stahlwerkstoffe angewendet wird ($P_L = 100\text{ W}$, $v_s = 100\text{ mm/s}$), wird für die Aluminiumlegierung AlSi10Mg nur maximal eine Dichte von 93% erreicht. Gründe sind im Vergleich zu Stahl der relativ große Reflexionsgrad und die große Wärmeleitfähigkeit. Selbst bei einer für den SLM-Prozess relativ kleinen Scangeschwindigkeit von 50 mm/s und einer Laserleistung von 100 W wird keine akzeptable Bauteildichte erreicht. Erst ab einer Laserleistung von 150 W wird eine Dichte von ca. 100% bei kleinen Scangeschwindigkeiten ($\leq 100\text{ mm/s}$) erreicht. Bei einer Laserleistung von 250 W kann die Scangeschwindigkeit auf ca. 500 mm/s vergrößert werden, was auch eine entsprechende Erhöhung der Aufbaurate bewirkt. Eine Verkleinerung der Laserleistung auf 200 W bewirkt, dass bei einer reduzierten Scangeschwindigkeit von 400 mm/s Bauteildichten von ca. 100% erreicht werden können. In Bild 4.2 werden die Ergebnisse anhand der Querschliffe ausgewählter Proben verdeutlicht. Die polierten Querschliffe zeigen die Struktur der mit zunehmender Scangeschwindigkeit entstehenden Fehlstellen.

Bild 4.2

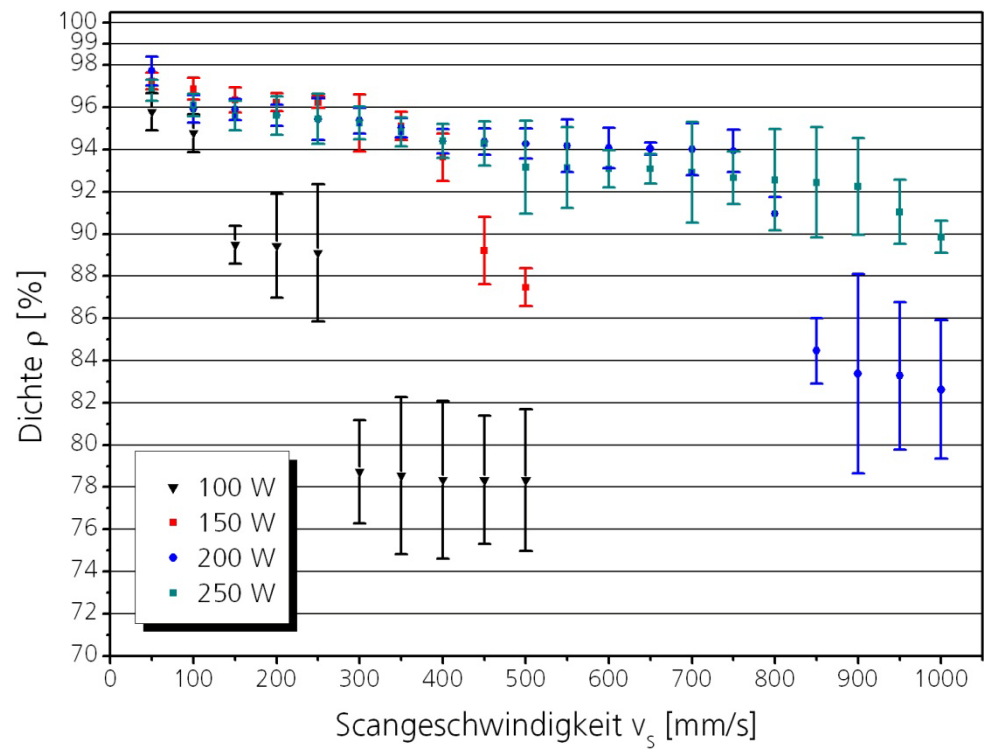
Querschliffe von
SLM-Proben aus
AlSi10Mg für
unterschiedliche
Scan-
Geschwindigkeiten
und Laserleistungen
bei $T_V = 30^\circ\text{C}$



Wie in [5] beschrieben, wird durch eine Vorwärmung der Substratplatte die benötigte Differenzenergie, um den Werkstoff von Umgebungstemperatur auf Schmelztemperatur zu bringen, deutlich verringert. Dies bedeutet, dass im Vergleich zu einem Prozess ohne Vorwärmung bei gleicher Laserleistung höhere Scangeschwindigkeiten realisiert werden können. Wie in Bild 4.3 und Bild 4.5 dargestellt führt die Erhöhung der Vorwärmtemperatur von 30°C auf bis zu 400°C jedoch nicht dazu, dass die Scangeschwindigkeiten erhöht werden können.

Bild 4.3

Dichte von SLM-Bauteilen aus AlSi10Mg in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit und der Laserleistung bei $T_v = 400^\circ\text{C}$

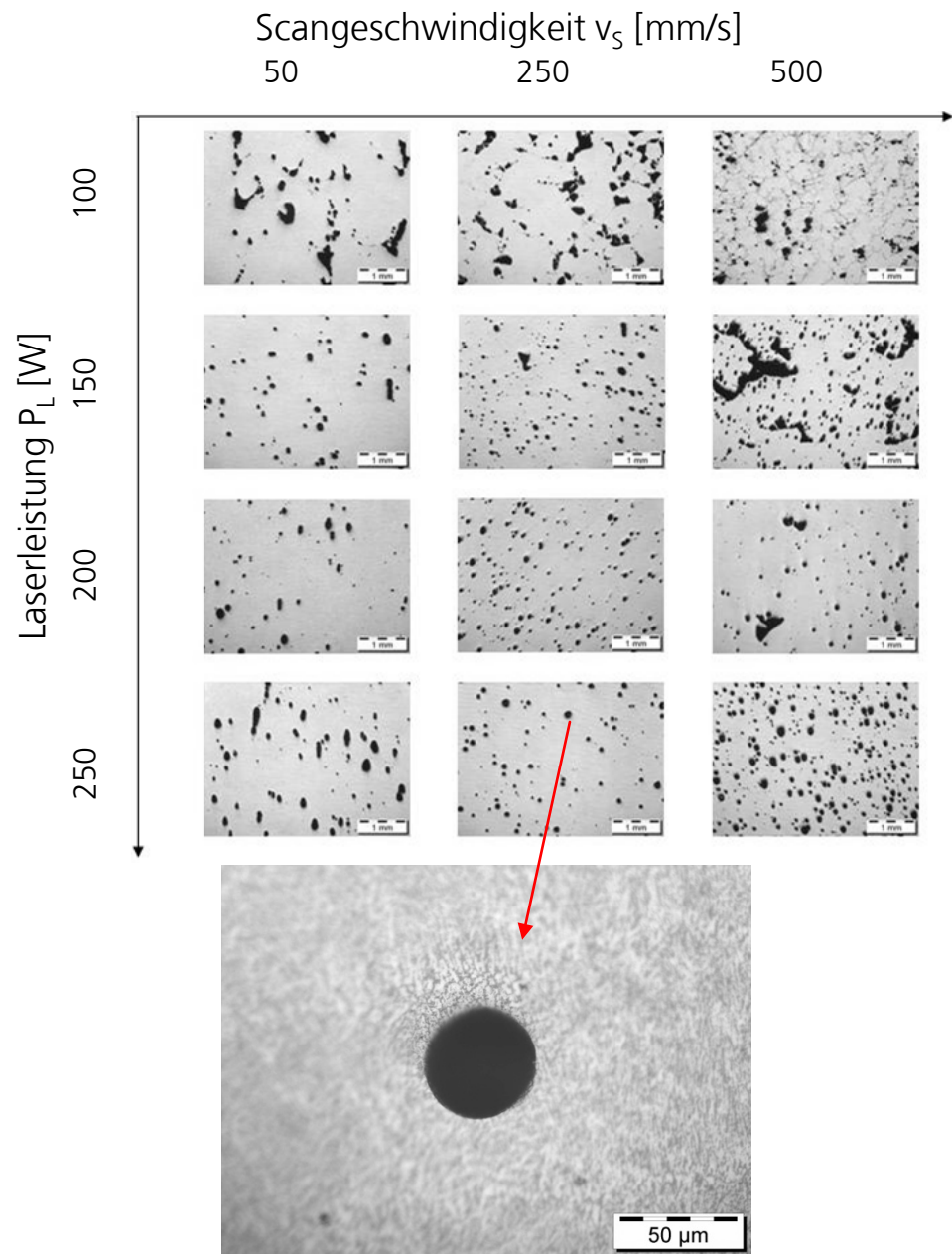


Die Erhöhung der Vorwärmtemperatur führt entgegen der Erwartungen zu einer Verkleinerung der Bauteildichte. Bei einer Vorwärmtemperatur von 400°C können keine dichten Bauteile hergestellt werden. Die Querschliffe in Bild 4.4 weisen Poren auf, die eine gleichmäßige kreisrunde Form zeigen. Diese deuten darauf hin, dass durch die höheren Temperaturen während des Prozesses aufgrund der größeren Löslichkeit der Gase im flüssigen als im festen Zustand es dadurch zu Gaseinschlüssen kommt.

Bild 4.4

Querschliffe von SLM-Proben aus AlSi10Mg für unterschiedliche Scangeschwindigkeiten und Laserleistungen bei $T_V = 400^\circ\text{C}$

unten:
typische kreisrunde Pore, die auf Gaseinschluss schließen lässt

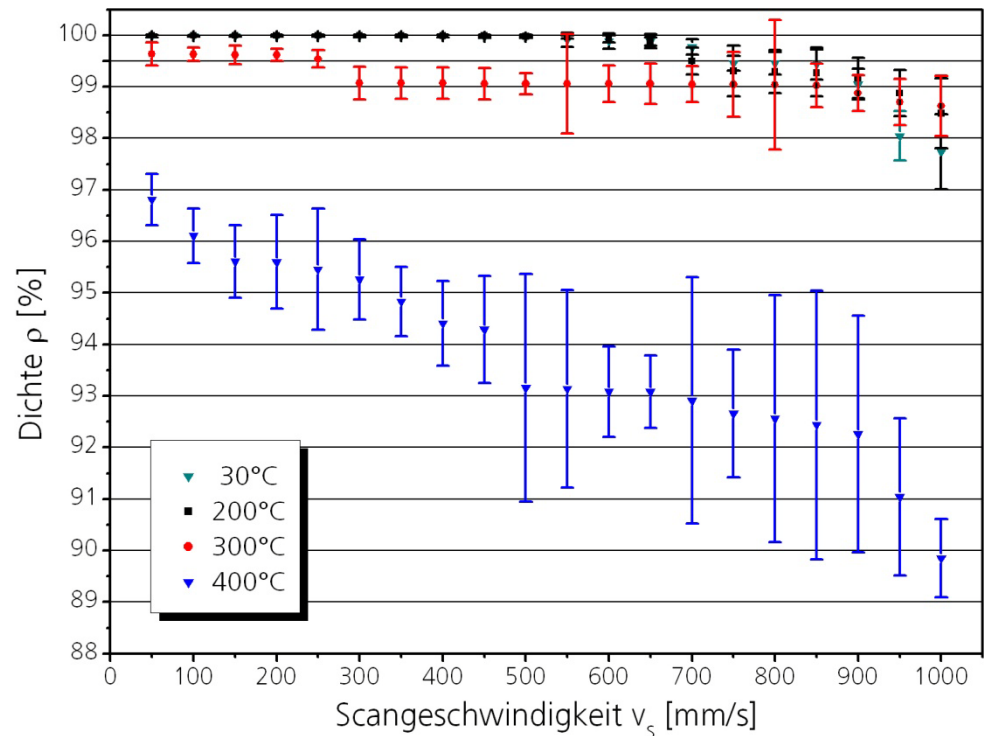


In Bild 4.5 ist dargestellt, dass mit steigender Temperatur entgegen der Erkenntnis aus [5] bei gleicher Laserleistung die Dichte zu größeren Vorwärmtemperaturen hin abnimmt oder zumindest nicht zu nimmt, bedingt durch die erhöhte Porosität. Bei einer Vorwärmtemperatur bis 200°C wird die Porosität bzw. Dichte nicht beeinflusst. Bei 300°C wird die Porosität größer und die Dichte wird kleiner. [6]

Bild 4.5

Dichte von SLM-Bauteilen aus AlSi10Mg in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit und der Vorwärmtemperatur

$P_L = 250 \text{ W}$



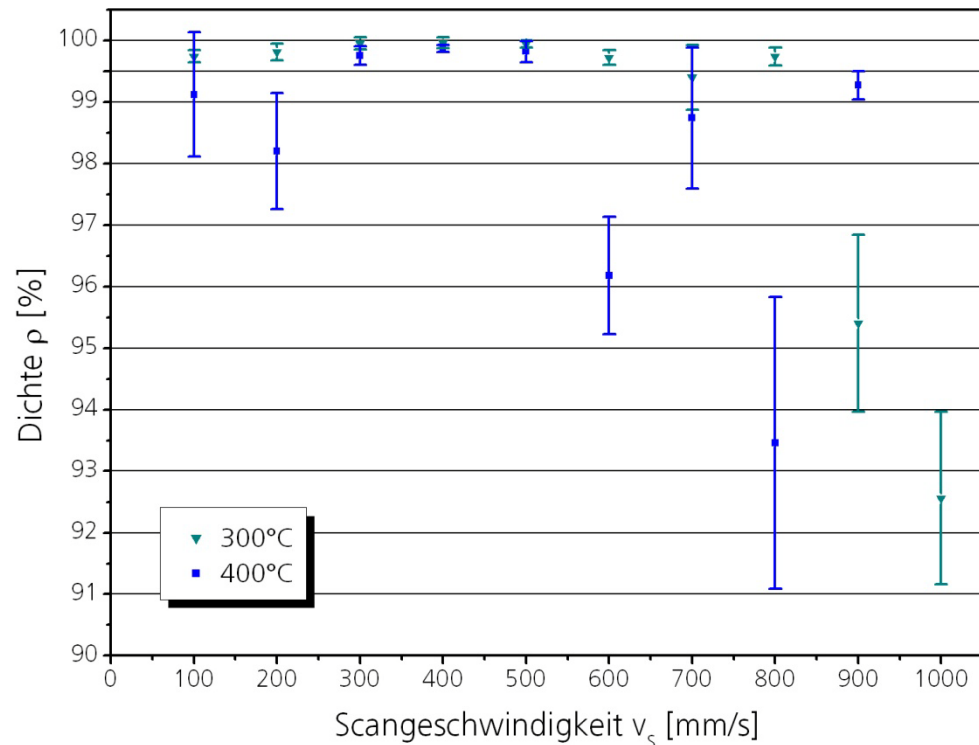
Analysen des Poreninhaltes ergeben, dass es sich um ca. 90 % Wasserstoff innerhalb der Poren handelt (Rest ist vor allem Argon). Aluminiumschmelze besitzt eine hohe Wasserstofflöslichkeit, die einen Sprung zu niedriger Löslichkeit macht beim Übergang von flüssig zu fest. Dies erklärt die Wasserstoffporosität in dem erstarrten Gefüge der SLM Bauteile. Anscheinend begünstigt eine Vorwärmung die Entstehung der Wasserstoffporosität. In den folgenden Untersuchungen wird gezeigt, dass mittels einer kontrollierteren Schutzgasatmosphäre (niedriger O_2 -Gehalt $< 100 \text{ ppm}$, bisher war der O_2 -Gehalt ca. 1000 ppm) und dem Trocknen des Pulvers vor dem Befüllen der Anlage, um die Feuchtigkeit innerhalb des Pulvers zu reduzieren, die Wasserstoffporosität im Gefüge bei der Herstellung von Bauteilen mit Vorwärmung verkleinert werden kann (s. Bild 4.6).

Bild 4.6

Dichte von SLM-Bauteilen aus AlSi10Mg in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit und der Vorwärmtemperatur

O₂-Gehalt <100 ppm
Getrocknetes Pulver

P_L = 250 W



Durch den niedrigeren Gehalt an Sauerstoff in der Schutzgasatmosphäre sinkt auch der Feuchtigkeitsgehalt, anscheinend verkleinert dies bei $T_V = 300^\circ\text{C}$ die Wasserstoffporosität, so dass Bauteile mit 500 mm/s und $T_V = 300^\circ\text{C}$ bei einer Dichte über 99,5 % gefertigt werden können. Jedoch wird die Scangeschwindigkeit durch eine Vorwärmung nicht erhöht, aber zumindest nicht verkleinert.

Bei 400°C Vorwärmung ist bei 100 und 200 mm/s die Dichte kleiner als 99,5%. Lediglich für 300, 400 und 500 mm/s ist die Dichte oberhalb von 99,5%. Durch das Trocknen des Pulvers wird die Dichte der Bauteile, die mit einer Vorwärmtemperatur bis max. 300°C gefertigt werden, nicht beeinträchtigt.

4.4 Gefüge

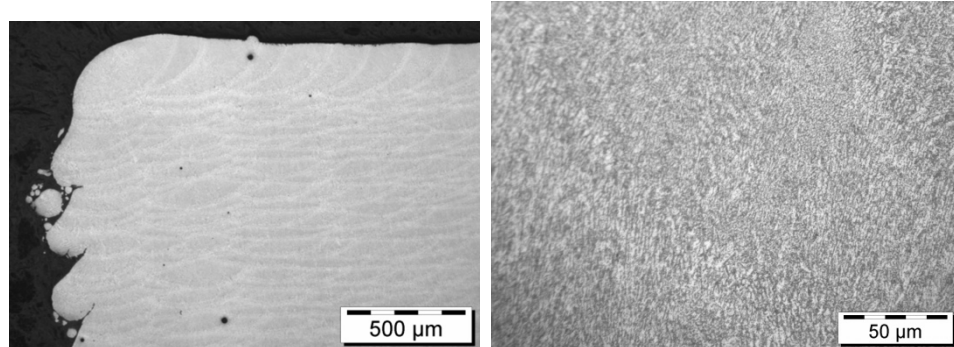
In Bild 4.7 links ist das Gefüge von AlSi10Mg SLM Proben dargestellt. Die einzelnen Schichten sind gut zu erkennen. Das Gefüge besteht aus zellularen Dendriten des Aluminiummischkristalls und interdendritisch erstarrtem Eutektikum Al+Si (rechts).

Bild 4.7

Gefüge von
AlSi10Mg

links: Übersicht

rechts: Zelluläre
Dendriten aus Al-
Mischkristalle (hell)
und Eutektikum
(dunkel)

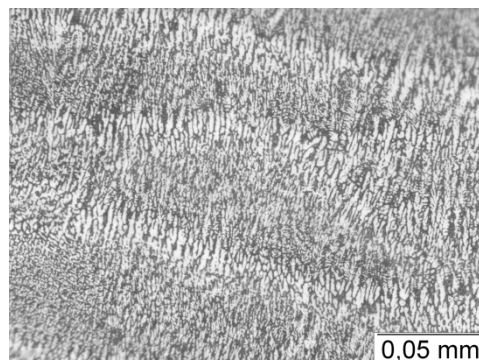


In Bild 4.8 ist das Gefüge in der Wärmeeinflusszone (WEZ) dargestellt. In der Wärmeeinflusszone (WEZ) ist das Gefüge durch Kornwachstum vergrößert. In den aus AlSi10Mg hergestellten Probekörpern treten Poren nur vereinzelt auf, Risse sind nicht vorhanden.

Bild 4.8

Gefüge von
AlSi10Mg in der
Wärmeeinflusszone
(WEZ)

Kornvergrößerung



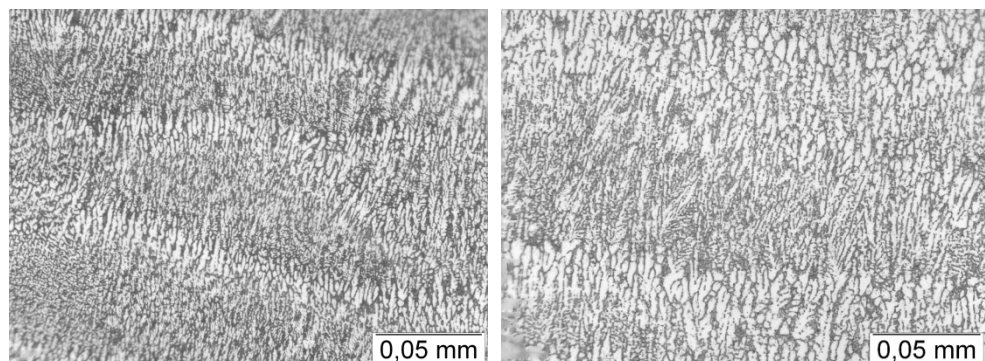
Beim SLM-Prozess mit Vorwärmung von $T_V = 300^\circ\text{C}$ entsteht ein vergleichbares Gefüge (Bild 4.9). Die Mikrostruktur ist im Vergleich zur Struktur ohne Vorwärmung vergrößert und die Zellen sind equiaxial gewachsen. Auch hier ist eine Kornvergrößerung in der Wärmeeinflusszone zu erkennen.

Bild 4.9

Gefüge von
AlSi10Mg

links: $T_V = 30^\circ\text{C}$
rechts: $T_V = 300^\circ\text{C}$

$P_L = 250\text{ W}$
 $v_s = 50\text{ mm/s}$



Inwieweit die Vergrößerung des Gefüges und die equiaxiale Struktur auf die veränderten Abkühlbedingungen beim Erstarrungsprozess oder auf verstärkte Diffusionsprozesse in der festen Phase - hervorgerufen durch die Vorwärmung - zurückzuführen sind, kann hier nicht geklärt werden.

Festzuhalten ist, dass mit einer Verringerung der Scangeschwindigkeit von 500 mm/s auf 50 mm/s eine Vergrößerung des Gefüges resultiert. Eine weitere Kornvergrößerung wird durch den Einsatz der Vorwärmung (z.B. von 300°C) erreicht wie in Bild 4.9 und Bild 4.10 dargestellt wird. Diese Kornvergrößerung wird sich in den nachfolgenden mechanischen Kennwerten widerspiegeln.

Bild 4.10

Gefüge von AlSi10Mg

links:

$P_L = 250 \text{ W}$

$T_V = 30^\circ\text{C}$,

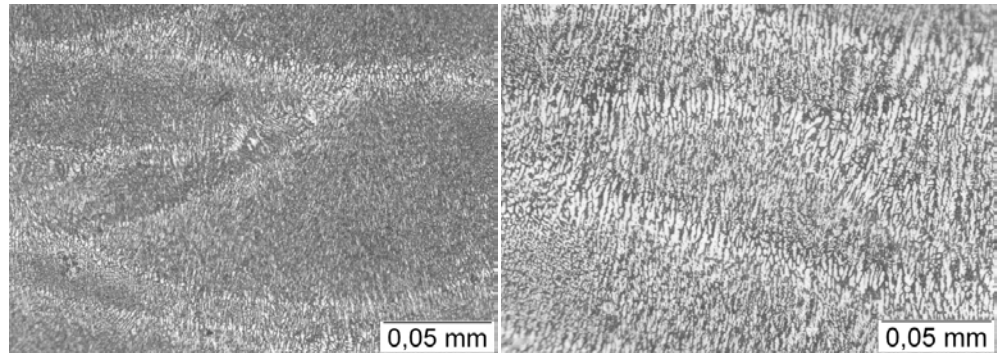
$v_S = 500 \text{ mm/s}$

rechts:

$P_L = 250 \text{ W}$

$T_V = 30^\circ\text{C}$,

$v_S = 50 \text{ mm/s}$



Das SLM Mikrogefüge ist generell gekennzeichnet durch eine feine Mikrostruktur im Vergleich zu dem Gefüge von Druckgussbauteilen (Bild 4.11) bedingt durch die schnellere Erstarrung beim SLM.

Bild 4.11

Gefüge

links:

SLM AlSi10Mg

Gefüge

$P_L = 250 \text{ W}$

$T_V = 300^\circ\text{C}$,

$v_S = 50 \text{ mm/s}$

rechts:

Druckgussgefüge

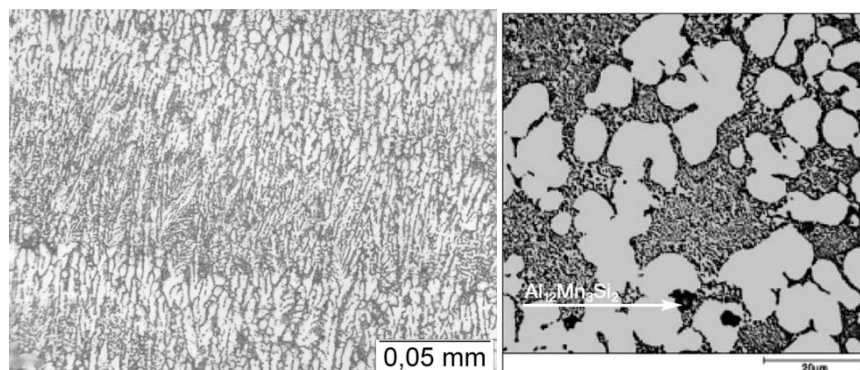


Bild 4.12 stellt den Vergleich zwischen der Mikrostruktur nachträglich wärmebehandelter Proben und SLM Proben ohne WB dar. Durch das Lösungsglühen bei 525°C für 6 Stunden und dem Auslagern bei 165°C für 7 Stunden wird die Mikrostruktur homogenisiert und die Schweisslinsen bzw. -

Raupen, resultierend aus dem schichtweisen Aufbau, sind nicht zu detektieren. Die Mikrostruktur der WB-Proben zeigt einen Aluminium Mischkristall (hell) mit eingebettetem ausscheidungsgehärtetem Silizium (grau).

Bild 4.12

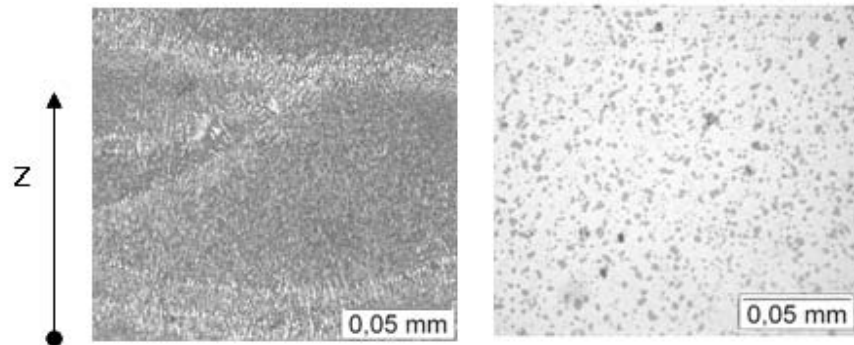
Gefüge von
AlSi10Mg

links:

$P_L = 250 \text{ W}$
 $T_V = 30^\circ\text{C}$,
 $v_S = 500 \text{ mm/s}$

rechts:

nach T6 WB



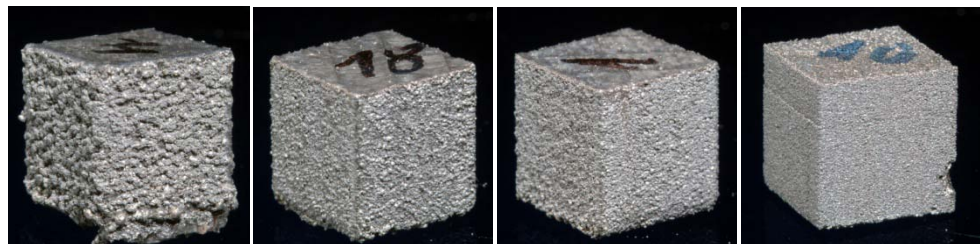
4.5 Oberflächenqualität

Neben dem Gefüge und den mechanischen Eigenschaften bestimmt auch eine möglichst kleine Oberflächenrauheit (gemittelte Rauhtiefe R_z , mittlere Rauhtiefe R_a) über die Eignung der SLM-Bauteile für die verschiedenen Anwendungsfelder. Die durch das SLM-Verfahren hergestellten Bauteile weisen eine für diesen Herstellungsprozess charakteristische Oberfläche, die hauptsächlich durch anhaftende Pulverpartikel und Diskontinuitäten der Schmelze erzeugt wird, auf (Bild 4.13).

Bild 4.13

Testwürfel mit
Variation der
Scangeschwindigkeit
(von links nach
rechts)

$v_S = 50 \text{ mm/s}$
 $v_S = 300 \text{ mm/s}$
 $v_S = 400 \text{ mm/s}$
 $v_S = 500 \text{ mm/s}$
mit $P_L = 250 \text{ W}$



Eine kleinere Oberflächenrauheit senkt Nachbearbeitungszeiten und -kosten und trägt somit zur Wirtschaftlichkeit des SLM-Verfahrens bei. Die Belichtungsstrategien einer Fläche sind unterschiedlich [5, 7]. Innerhalb der Untersuchungen werden zwei Strategien unterschieden. Hatch-Kontur (H/K) bezeichnet das Belichten der Fläche und anschließendes Scannen der Kontur, Kontur-Hatch (K/H) entsprechend umgekehrt. In Bild 4.14 ist die Abhängigkeit der Oberflächenrauheit von der Scangeschwindigkeit bei einer Laserleistung von 250 W ohne Vorwärmung dargestellt. Aufgetragen sind die gemittelte

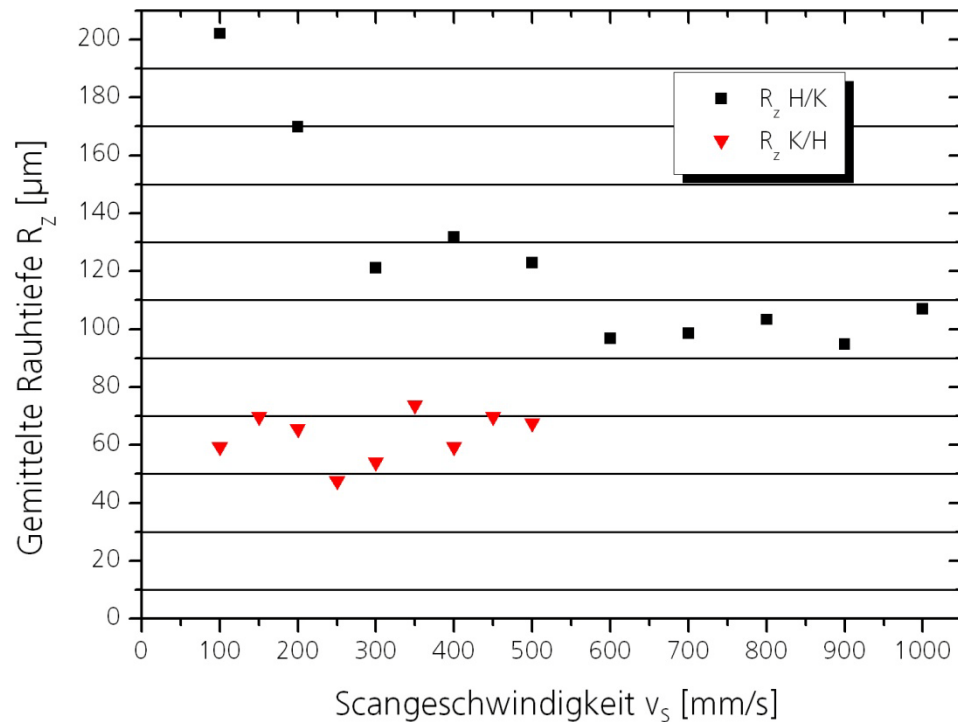
Rauhtiefe R_z für die Hatch/Kontur Scanstrategie (H/K) und Kontur/Hatch Scanstrategie (K/H).

Bild 4.14

Oberflächenrauheit an senkrechten Wänden in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit und der Scanstrategie (H/K oder K/H)

Mittelwert aus 5 Messungen

$P_L = 250 \text{ W}$
 $D_s = 50 \text{ }\mu\text{m}$



Die Untersuchungen bestätigen, dass bei AlSi10Mg, wie bei anderen bereits qualifizierten Werkstoffen für das SLM-Verfahren, mit steigender Scangeschwindigkeit die Oberflächenrauheit für die H/K Scanstrategie abnimmt. Genauso wird bestätigt, dass eine K/H Strategie kleinere Rauheiten erzeugt.

Mit steigender Scangeschwindigkeit (100 auf 600 mm/s) nimmt die gemittelte Rauhtiefe R_z für H/K um ca. 100% von 200 µm auf ca. 100 µm ab. Ab 600 mm/s bleibt R_z mit ca. 100 µm konstant. Die K/H-Scanstrategie zeigt ein niedrigeres Rauheitsniveau bei ca. 65 µm. Die Oberflächenrauheiten liegen zwischen 50 und 70 µm für Proben aufgebaut mit Scangeschwindigkeiten von 100 bis 500 mm/s.

Die Oberflächenqualität beim SLM ist unter anderem von der Schichtdicke D_s und dem Strahldurchmesser d_s abhängig. Hierfür werden durch die Firma inno-shape Untersuchungen durchgeführt. Strahldurchmesser $d_s = 0,1 \text{ mm}$ und die Schichtdicke $D_s = 30 \text{ }\mu\text{m}$ werden für die Erstellung der Testkörper festgesetzt. Ebenfalls wird die Scanstrategie variiert. Im Bild 4.15 sind die gemittelten Rauheiten R_z für unterschiedliche Scangeschwindigkeiten aufgetragen. Bei kleineren Scangeschwindigkeiten ($< 350 \text{ mm/s}$) ergibt die K/H Strategie kleinere

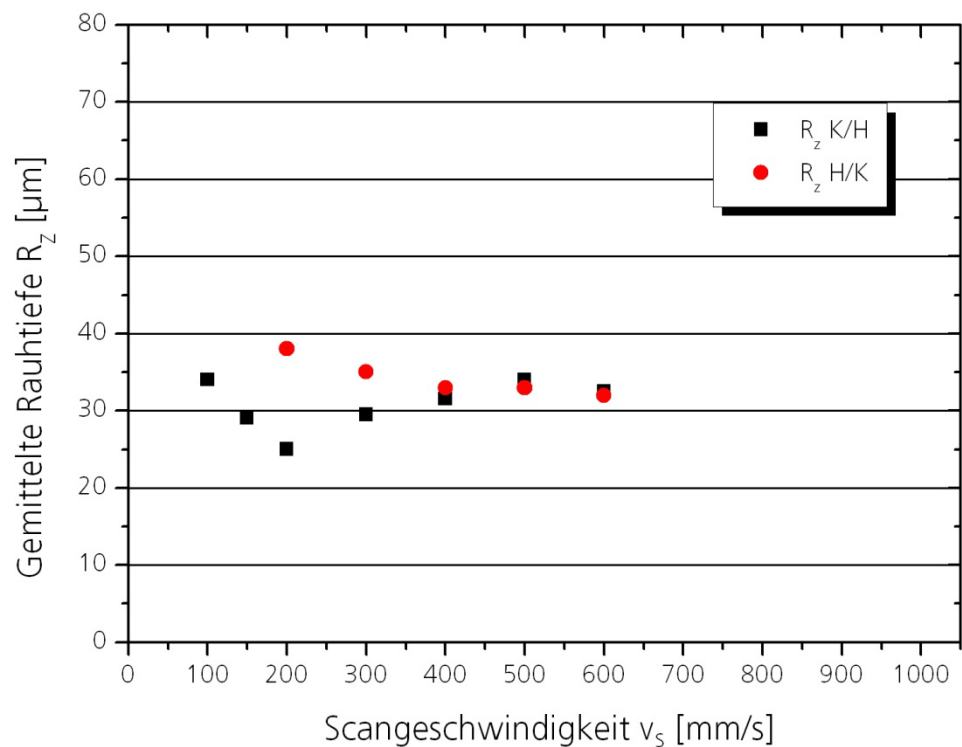
Rauheitswerte. Die K/H Strategie hat ein Minimum bei der Scangeschwindigkeit von $v_s = 200$ mm/s. Die Werte können nicht als Absolutwerte interpretiert werden, da mit anderen Einstellungen am Perthometer gemessen worden ist. Die Grafik dient als relativer Vergleich.

Bild 4.15

Oberflächenrauheit an senkrechten Wänden in Abh. von Scangeschwindigkeit und Scanstrategie

$d_s = 0,1$ mm
 $D_s = 30$ μ m
 $P_L = 120$ W

Mittelwerte aus 5 Messungen



In Bild 4.16 ist R_z in Abhängigkeit von v_s und d_s dargestellt. Die Scangeschwindigkeit für die Belichtung der Kontur wird variiert. Bei der Schichtdicke von 30 μ m beträgt die Scangeschwindigkeit der Hatches 800 mm/s und bei 50 μ m 500 mm/s. Das Diagramm stellt dar, dass mit der kleineren Schichtdicke kleinere Rauheiten erzielt werden. Der Unterschied für R_z beträgt ca. 15 μ m zwischen den beiden Bauteilen mit unterschiedlichen Schichtdicken. Beide Kurven haben ihr Minimum bei einer Scangeschwindigkeit der Konturfahrt von ca. 400 mm/s.

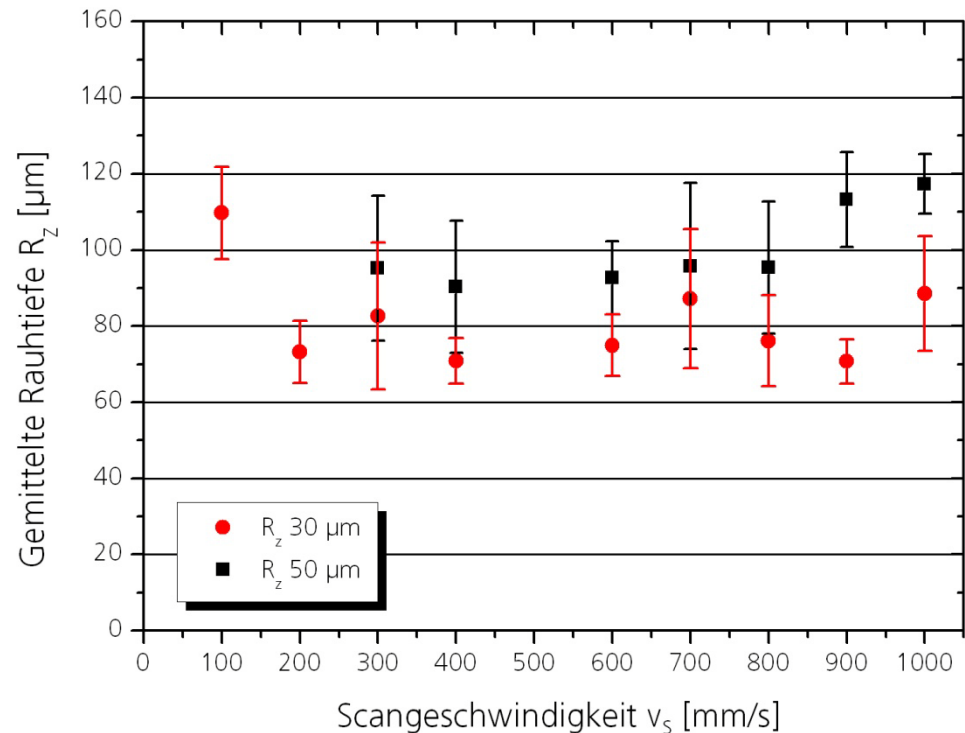
Bild 4.16

Oberflächenrauheit
an senkrechten
Wänden in Abh. von
der Schichtdicke und
der
Scangeschwindigkeit
der Kontur

$P_L = 250 \text{ W}$

v_s für die Hatches
konstant:
bei $30 \mu\text{m}$ 800 mm/s
bei $50 \mu\text{m}$ 500 mm/s

Mittelwerte aus 5
Messungen



4.5.1 Oberflächenqualität in Abh. des Winkels

Die SLM Oberfläche ist abhängig von der Geometrie der Bauteile. Dazu wird die Rauheit von Bauteilen mit unterschiedlichen Neigungswinkeln zur Bauplattform untersucht. In Bild 4.17 werden Bauteile dargestellt, die der Untersuchung dienen. Die Bauteile werden mit drei unterschiedlichen Scanstrategien gefertigt und die Rauheit miteinander verglichen. Zu erkennen sind Fehlstellen auf Oberflächen gefertigt mit der K/H Scanstrategie bei einer Scangeschwindigkeit von 500 mm/s für die Kontur und die Hatches (K/H $500/500$). Dies beruht auf dem Abreißen der Schmelze während der Konturbelichtung. Bei Verkleinerung der Scangeschwindigkeit für die Kontur auf 150 mm/s treten diese Fehlstellen nicht auf.

Bild 4.17

Bauteileoberflächen mit unterschiedlicher Ausrichtung zur Bauplattform gefertigt mit unterschiedlichen Scanstrategien und Scan- geschwindigkeiten

oben: H/K 500/500
mitte: K/H 500/500
unten: K/H 150/500

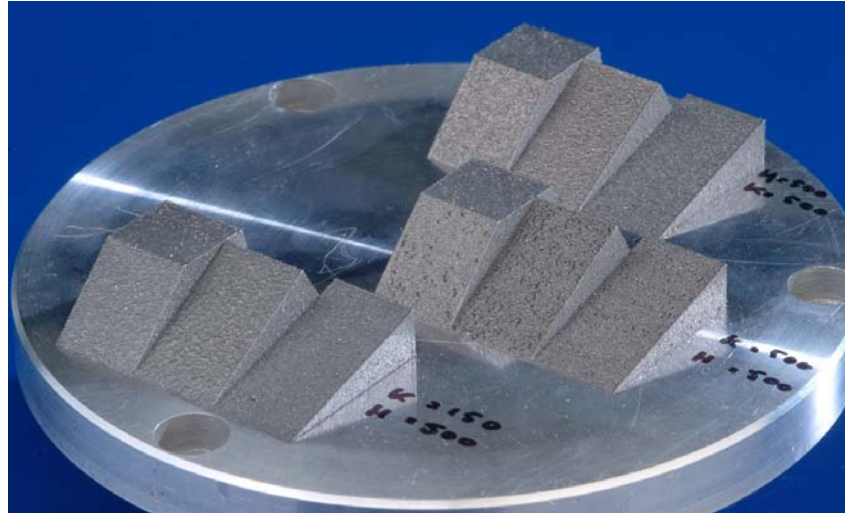


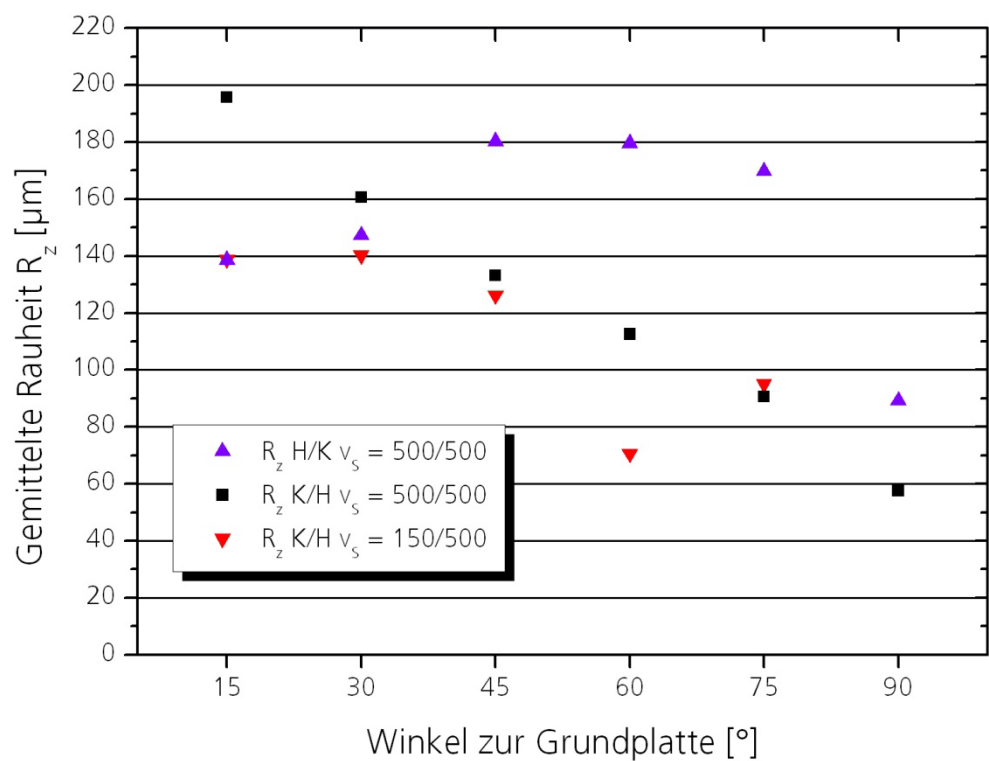
Bild 4.18 stellt dar, dass eine K/H Scanstrategie die Rauheit verringert. Jedoch erreicht diese nicht für alle Winkel kleinere Werte als die H/K Scanstrategie. Eine Verringerung der Scangeschwindigkeit für die Kontur bei der K/H Scanstrategie verringert für alle untersuchten Neigungswinkel die Rauheit und reduziert Fehlstellen an den Oberflächen bei flachen Neigungswinkeln ($<45^\circ$).

Bild 4.18

Rauheit R_z an Schrägen bei unterschiedlicher Scanstrategie

$P_L = 250 \text{ W}$
 $D_s = 50 \mu\text{m}$

Mittelwerte aus 5 Messungen



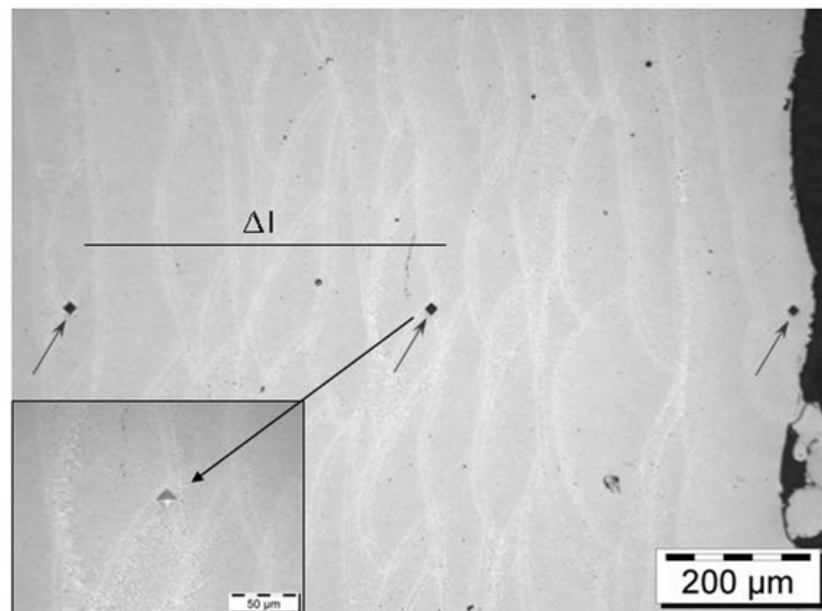
4.6 Mechanische Eigenschaften

4.6.1 Härte

Die Härte der hergestellten Proben wird bei Aluminiumwerkstoffen maßgeblich durch die verwendete Legierung bestimmt und ist unter anderem ein Maß für die Verschleißfestigkeit. Die Härte für die Druckgusslegierung AlSi10Mg wird nach Vickers ermittelt. Bild 4.19 zeigt exemplarisch den Verlauf der Härteeindrücke an einer Probe, wobei der Verlauf von der Oberfläche des Würfels (letzte gefertigte Schicht) hin zum Probeninneren verläuft. Die Eindrücke erfolgen jeweils in einem Abstand von 0,5 mm. Die Messungen erfolgen dabei in einer Einreihenmessung mit 10 Eindrücken.

Bild 4.19

Querschliff und Darstellung der Härtemessung (Verlauf der Eindrücke von rechts nach links)



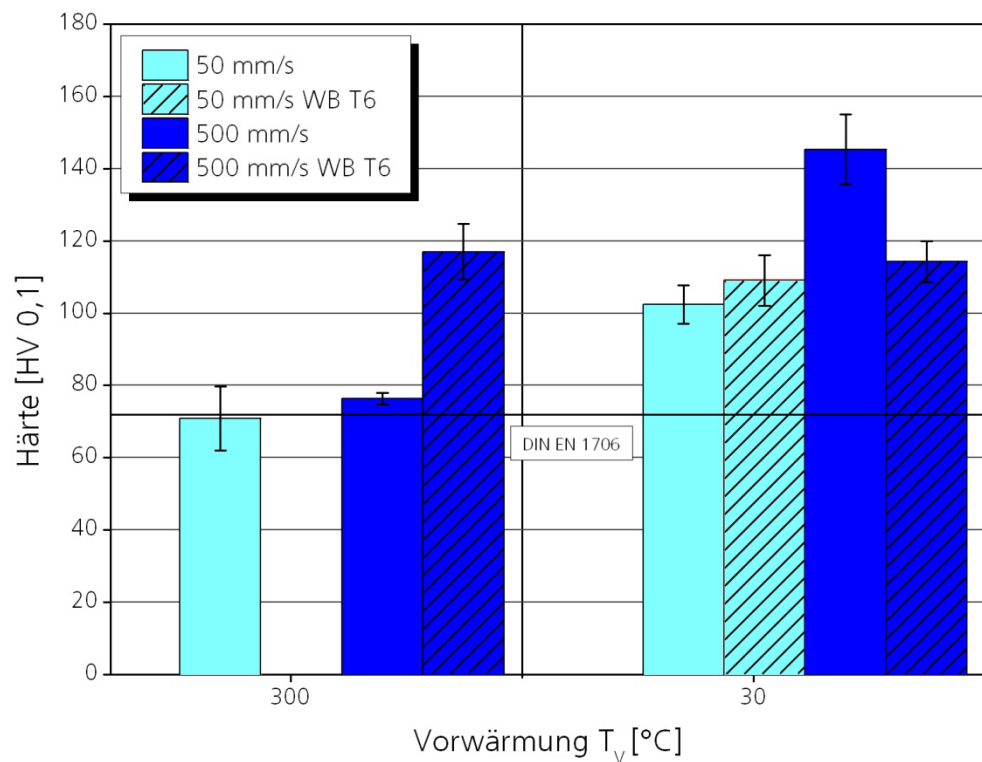
Beim SLM liegt die Wechselwirkungszeit der Laserstrahlung mit dem Pulverwerkstoff im Bereich von ca. 4×10^{-3} bis 4×10^{-4} s. Daraus resultiert eine im Vergleich zum z.B. Druckguss extrem hohe Erstarrungsgeschwindigkeit in der Größenordnung von ca. 7×10^6 K/s. Die Erstarrungsgeschwindigkeit kann durch die Scangeschwindigkeit und Vorwärmtemperatur beeinflusst werden [5]. Zur Bestimmung des Einflusses der Verfahrensparameter auf das Gefüge der Bauteile wird zunächst die Härte von Proben verglichen, die mit Scangeschwindigkeiten von 50 mm/s und 500 mm/s aufgebaut werden, als auch von Proben, die ohne Vorwärmung und mit einer Vorwärmtemperatur von 300°C aufgebaut werden (Bild 4.20). Außerdem werden die Gefüge vor und nach einer nachträglichen Wärmebehandlung verglichen. Die Proben werden mit einer Laserleistung von 250 W hergestellt. Die dargestellten Werte

sind Mittelwerte aus den ermittelten 10 Messungen.

Bei einer Scangeschwindigkeit von 500 mm/s wird eine Härte von ca. 145 HV 0,1 erreicht. Durch die Verkleinerung der Scangeschwindigkeit auf 50 mm/s wird die Erstarrungsgeschwindigkeit verringert, wobei sich ein grobkörnigeres Gefüge bildet (Bild 4.9 und Bild 4.10) und somit sich die Härte auf ca. 100 HV 0,1 verkleinert. Durch eine Vorwärmtemperatur von 300°C nimmt die Härte weiter auf ca. 70 HV 0,1 ab, was immer noch dem Mindestwert für druckgegossene Teile aus AlSi10Mg entspricht (laut DIN EN 1706 ca. 70 HV 0,1).

Bild 4.20

Härte in
Abhängigkeit von
Scangeschwindigkeit
($v_s = 50, 500 \text{ mm/s}$),
Vorwärm-
Temperatur
($T_V = 30^\circ\text{C}, 300^\circ\text{C}$)
und WB T6



Außerdem stellt Bild 4.20 die Härte von wärmebehandelten Proben i. V. zu nicht wärmebehandelten Proben dar. Die Härte von Proben (500 mm/s) erstellt mit Vorwärmung steigt von 75 auf 118 HV 0,1. Für Proben, die ohne Vorwärmung hergestellt werden, verkleinert sich die Härte durch die nachträgliche WB von 145 auf 115 HV 0,1. Die Ursache dafür ist vermutlich, dass die Abnahme der Teilchenhärtung größer ist als die Zunahme der Härte durch Ausscheidungshärtung (Mg_2Si) [8]. Insgesamt zeigen die Untersuchungen, dass durch eine WB unabhängig vom Ausgangszustand eine Härte von ca. 115 HV 0,1 eingestellt werden kann.

4.6.2 Statische Belastung

Aufgrund der Ergebnisse der Dichtebestimmung, bei denen ermittelt worden ist, dass bei einer Laserleistung von 250 W und einer Scangeschwindigkeit von 500 mm/s eine Dichte von >99,5% gewährleistet wird, werden für die Herstellung der Zugproben, wie auch analog dazu für die Schwingproben (HCF) folgende Verfahrensparameter der einzelnen Versuchsreihen festgelegt und aufgebaut (Tabelle 4.2):

- **Scangeschwindigkeit:**
Zugproben mit 50 mm/s und 500 mm/s werden untersucht
- **Oberflächenqualität:**
Eine Charge Zugproben wird innerhalb des Prüfbereichs nicht auf Endmaß abgedreht, sondern mit der SLM Oberfläche belassen (s.Kap.3.7)
- **Aufbaurichtung:**
Zugproben mit allen Aufbaurichtungen (s.Kap.3.7) mit und ohne Vorwärmung werden untersucht
- **Vorwärmung:**
Zugproben mit und ohne Vorwärmung für alle Aufbaurichtungen werden untersucht
- **Nachträgliche Wärmebehandlung:**
Zugproben (mit und ohne Vorwärmung) werden mit und ohne nachträgliche WB untersucht

Damit sollen der Einfluss dieser Verfahrensparameter und die mechanischen Eigenschaften bestimmt werden. Für die Zugproben werden je Versuchsreihe 10 Proben aufgebaut.

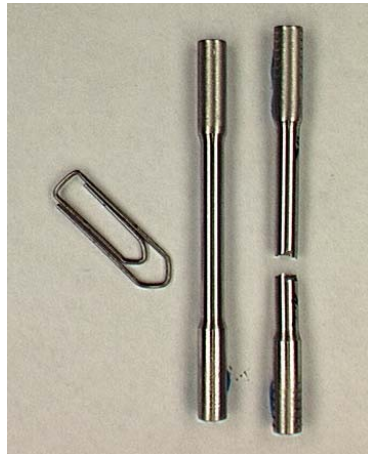
Versuchs-Nr.:	P _L [W]	v _s [mm/s]	Aufbaur. [°]	T _v [C°]	WB. T6	Anzahl [Stk.]
1	250	500	90	RT*	nein	10
2	250	50	90	RT*	nein	10
3	250	500	45	RT*	nein	10
4	250	50	45	RT*	nein	10
5	250	500	0	RT*	nein	10
6	250	50	0	RT*	nein	10
7	250	50	0	300	nein	10
8	250	500	90 (SLM-Oberfläche)	RT*	nein	7/10
9	250	50	0	RT*	ja	10
10	250	500	0	RT*	ja	10
11	250	500	90	RT*	ja	10
12	250	500	45	RT*	ja	10
13	250	500	0	300	nein	10
14	250	500	0	300	ja	10
15	250	500	90	300	nein	10
16	250	500	90	300	ja	10
17	250	500	45	300	nein	10
18	250	500	45	300	ja	10

Tabelle 4.2: Parameterübersicht der Zugproben, *RT = 30°C

Zur Ermittlung der Festigkeit werden die Kennwerte aus dem Zugversuch nach DIN EN 10002 bei Raumtemperatur durch Festo ermittelt. Die dargestellten Werte sind Mittelwerte aus 7 Einzelversuchen, d.h. dass aus den 10 aufgebauten Proben 7 untersucht und 3 als Rückstellproben zurückgehalten wurden.

Bild 4.21

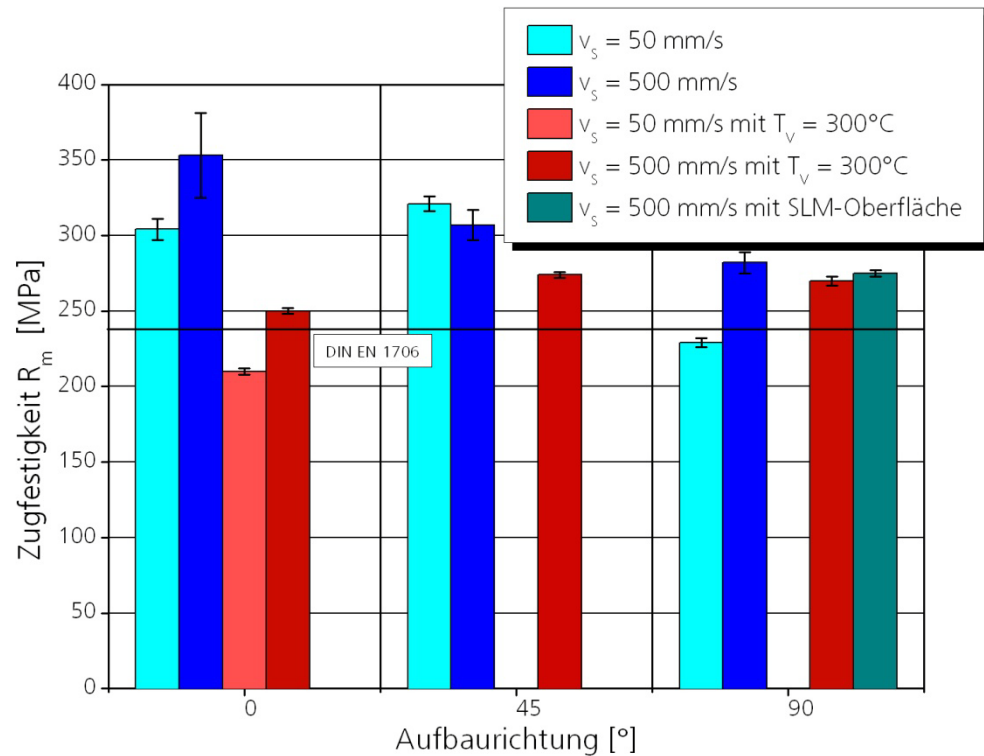
Zugprobe vor (links)
und nach dem
Zugversuch (rechts)



Die Zugfestigkeit hängt tendenziell von der Aufbaurichtung ab. Die 90°-Proben weisen die kleinste Festigkeit auf (Bild 4.22). Die 0°-Proben ergeben die höchste Festigkeit aufgrund der zu den Schichtlagen parallelen Krafteinleitung in das Bauteil [4].

Bild 4.22

Zugfestigkeit R_m in
Abhängigkeit von
Scangeschwindigkeit
, Aufbaurichtung
und
Vorwärmtemperatur



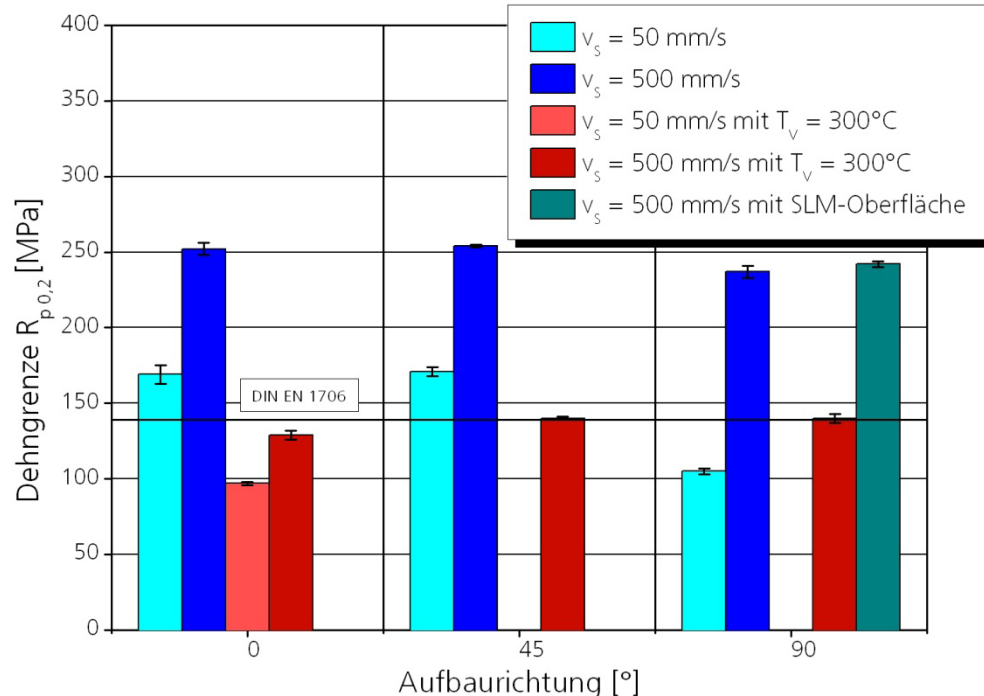
Die Zugfestigkeit für $v_s = 500$ mm/s liegt unabhängig von der Aufbaurichtung oberhalb der Normangaben nach DIN EN 1706 des Aluminiumschlüssels für Druckguss aus AlSi10Mg von $R_m = 240$ MPa (Bild 4.22) und reicht bis $R_m = 355$ MPa bei den 0° -Proben.

Bei Verringerung der Scangeschwindigkeit auf 50 mm/s nimmt die Zugfestigkeit nur geringfügig ab, wobei die Zugfestigkeit auch hier tendenziell von der Aufbaurichtung abhängt. Die Zugfestigkeit der 90° -Proben weist im Vergleich zu den 0° - und 45° -Proben einen kleineren Werte auf.

Die Vorwärmung reduziert die Zugfestigkeit signifikant um ca. 30% unabhängig von der Scangeschwindigkeit. Der Einfluss der SLM-Oberfläche auf die Zugfestigkeit $R_m = 260$ MPa ist nicht signifikant.

Bild 4.23

Dehngrenze $R_{p0,2}$ in
Abhängigkeit von
Scangeschwindigkeit
, Aufbaurichtung
und
Vorwärmtemperatur



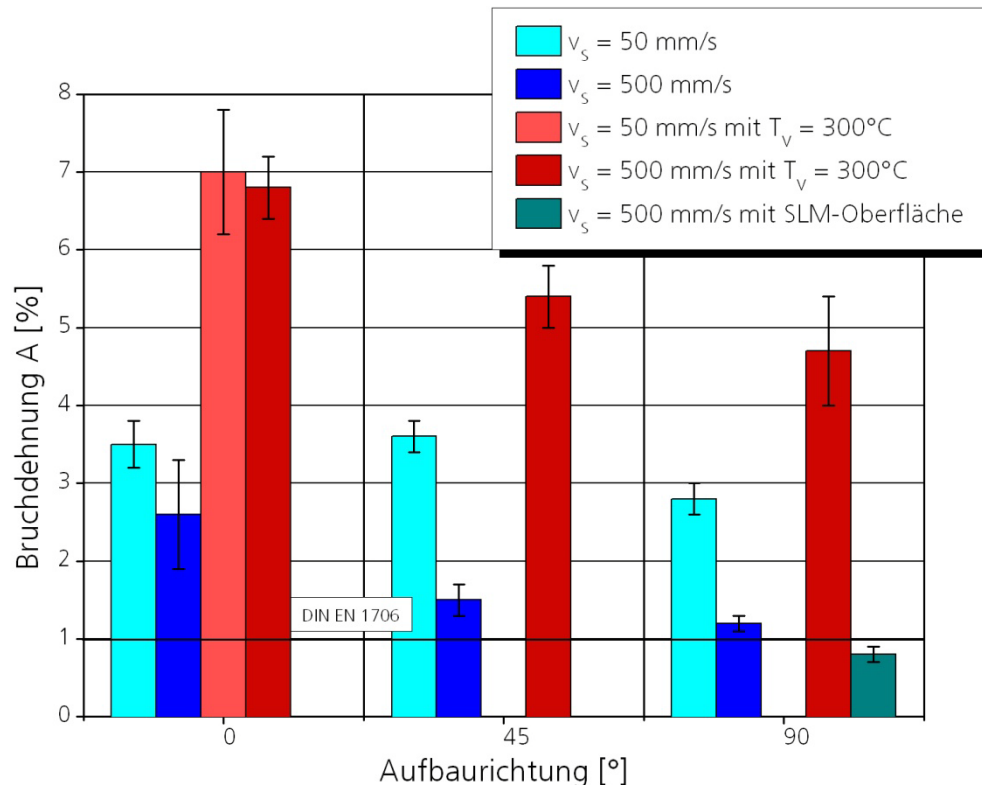
Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Proben $v_s = 500$ mm/s ist unabhängig von der Aufbaurichtung konstant bei ca. 250 MPa (Bild 4.23). Durch die Vorwärmung wird die Dehngrenze signifikant beeinflusst und verringert sich für alle Aufbaurichtungen um ca. 50% auf ca. 125 MPa.

Bei den Proben mit $v_s = 50$ mm/s ist die Dehngrenze 165 MPa. Lediglich die 90°-Proben weisen eine niedrigere $R_{p0,2}$ von 100 MPa auf. Durch die Vorwärmung wird die Dehngrenze ebenfalls signifikant beeinflusst und verringert sich bei den 0°-Proben um ca. 33% auf 100 MPa.

Die Bruchdehnung korreliert ebenfalls mit der Scangeschwindigkeit und der Vorwärmtemperatur (Bild 4.24). Die Bruchdehnung der Proben mit $v_s = 50$ mm/s beträgt unabhängig von der Aufbaurichtung ca. 3% und ist größer als für die Proben mit $v_s = 500$ mm/s, wobei ebenfalls wie bei R_m und $R_{p0,2}$ die 90°-Proben eine niedrigere Bruchdehnung erreichen. Der Normwert aus dem Aluminiumschlüssel von 1% wird für alle Proben mindestens erreicht. Die Vorwärmung bewirkt eine Steigerung der Bruchdehnung auf ca. 7% für die 0°-Proben.

Bild 4.25

Bruchdehnung A in
Abhängigkeit von
Scangeschwindigkeit
, Aufbaurichtung
und
Vorwärmtemperatur



Zusammenfassend ergibt sich, dass die Dehngrenze wie auch die Bruchdehnung sensitive Größen sind, und sich eine Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit und der Aufbaurichtung zeigt. Bei 50 mm/s Scangeschwindigkeit ergibt sich tendenziell eine größere Anisotropie in den mechanischen Kennwerten, wobei die 0°- und 45°-Proben vergleichbare Werte erreichen, aber die 90°-Proben deutlich niedrigere Werte erlangen.

Bei 500 mm/s Scangeschwindigkeit ergibt sich tendenziell eine kleinere Anisotropie in den mechanischen Kennwerten. Die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung werden kleiner von den 0°- über 45°- bis zu 90°-Proben. Die Dehngrenze ist gänzlich unabhängig von der Aufbaurichtung bei $v_s = 500$ mm/s.

Die Festigkeiten der Proben, die mit einer Vorwärmung aufgebaut werden, zeigen ein isotropisches Verhalten, lediglich die Bruchdehnung zeigt ein anisotropes Verhalten. Die Bruchdehnung vergrößert sich, die Zugfestigkeit und Dehngrenze verkleinern sich.

Insgesamt zeigen die Ergebnisse eine deutliche Korrelation der mechanischen Eigenschaften von den Verfahrensparametern. Mit geringerer Scangeschwindigkeit und/oder höherer Vorwärmtemperatur entsteht ein grobkörnigeres und somit duktileres Gefüge, was sich durch geringere Härte,

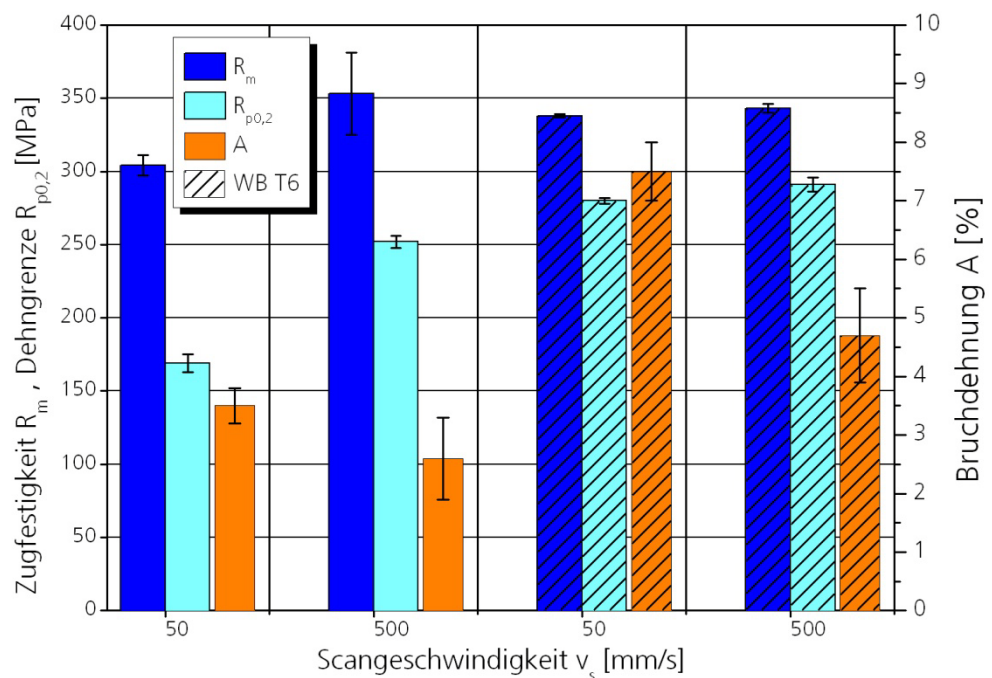
geringere Festigkeit und größerer Bruchdehnung äußert und ebenfalls die Ergebnisse der Untersuchungen des Gefüges hiermit bestätigen.

Für die statische Festigkeit ergibt sich somit, dass die ermittelten Kennwerte die Mindestanforderungen laut DIN EN 1706 ($R_m = 240$ MPa, $R_{p0,2} = 140$ MPa und $A = 1\%$) erreichen und teilweise übertreffen für eine Scangeschwindigkeit von 500 mm/s. Im Folgenden werden die Ergebnisse des Zugversuchs der WB-Proben (T6 WB, Kap. 3.9) dargestellt.

Bild 4.26

Zugfestigkeit R_m
Dehngrenze $R_{p0,2}$ und
Bruchdehnung A von
SLM 0°-Proben in
Abhängigkeit von der
Scangeschwindigkeit
und mit und ohne
nachträgliche WB

$P_L = 250$ W



Unabhängig von der Scangeschwindigkeit erreichen die mechanischen Kennwerte R_m und $R_{p0,2}$ der 0°-Proben nach einer nachträglichen WB vergleichbare Werte.

Lediglich die Bruchdehnung ist für die Proben aufgebaut mit einer Scangeschwindigkeit von 50 mm/s mit 7,5% Bruchdehnung größer als bei den Proben aufgebaut mit 500 mm/s.

Bild 4.27

Zugfestigkeit R_m
Dehngrenze $R_{p0,2}$
und Bruchdehnung
A von SLM Proben
in Abhängigkeit von
den
Aufbaurichtungen

**Ohne
Vorwärmung**

$v_s = 500 \text{ mm/s}$
 $P_L = 250 \text{ W}$

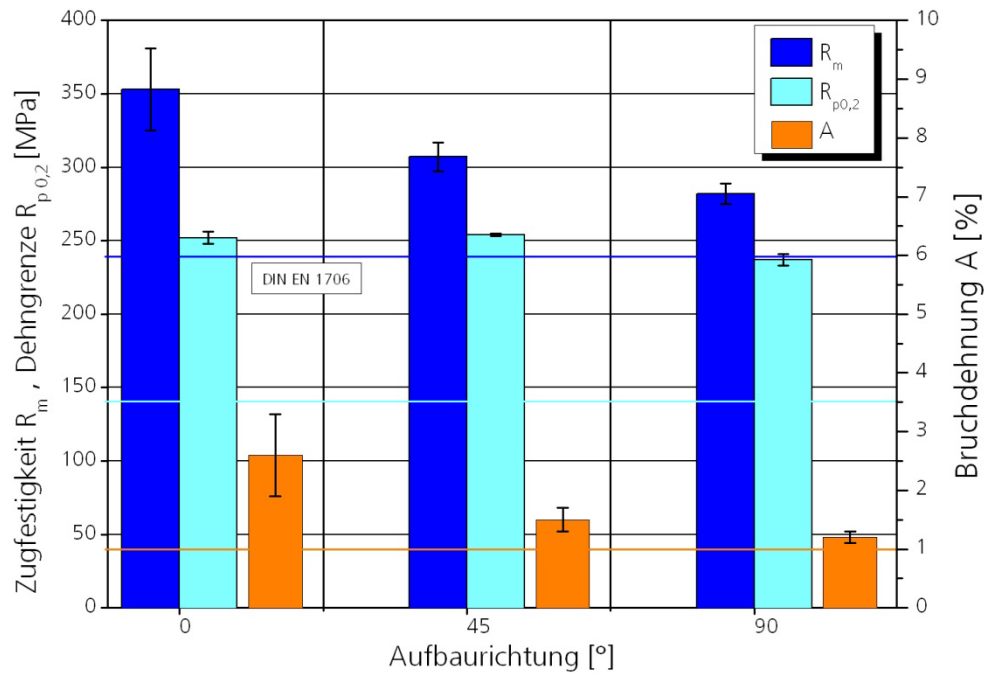


Bild 4.28

Zugfestigkeit R_m
Dehngrenze $R_{p0,2}$
und Bruchdehnung
A von SLM Proben
mit einer T6
Wärmebehandlung
in Abhängigkeit von
den
Aufbaurichtungen

**Ohne
Vorwärmung
Mit T6 WB**

$v_s = 500 \text{ mm/s}$
 $P_L = 250 \text{ W}$

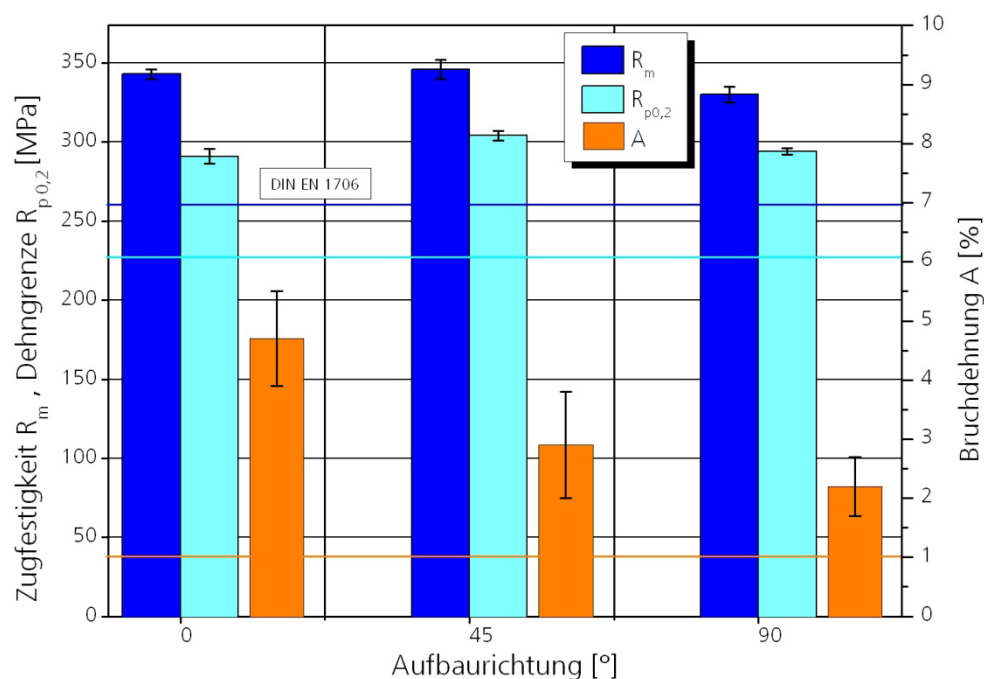


Bild 4.29

Zugfestigkeit R_m
Dehngrenze $R_{p0,2}$
und Bruchdehnung
A von SLM Proben
mit Vorwärmung in
Abhängigkeit von
den
Aufbaurichtungen

$T_v = 300^\circ\text{C}$

$v_s = 500 \text{ mm/s}$
 $P_L = 250 \text{ W}$

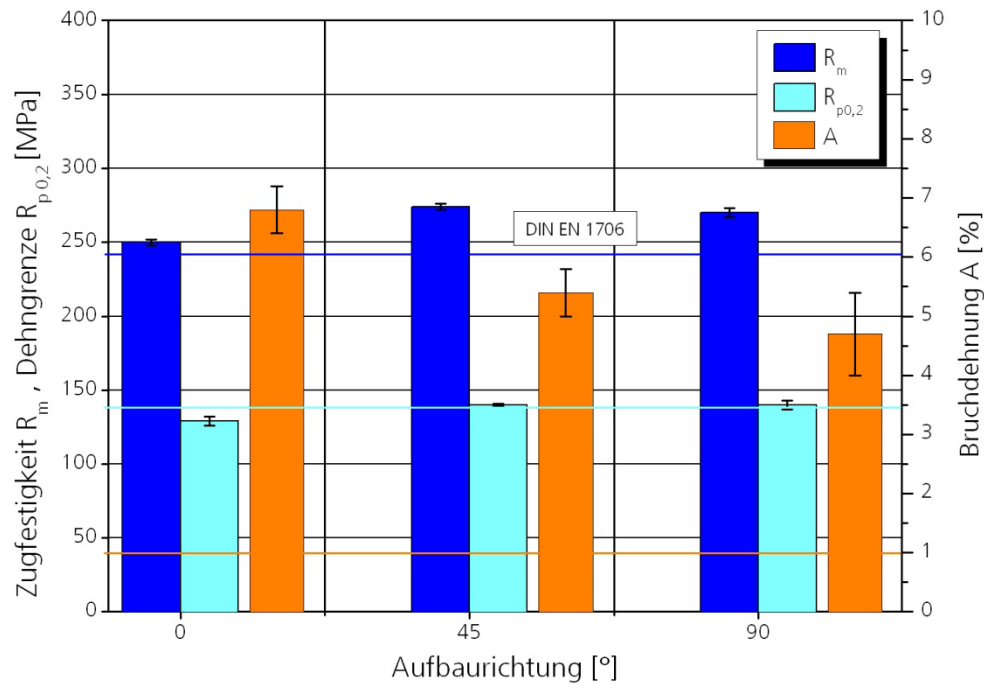
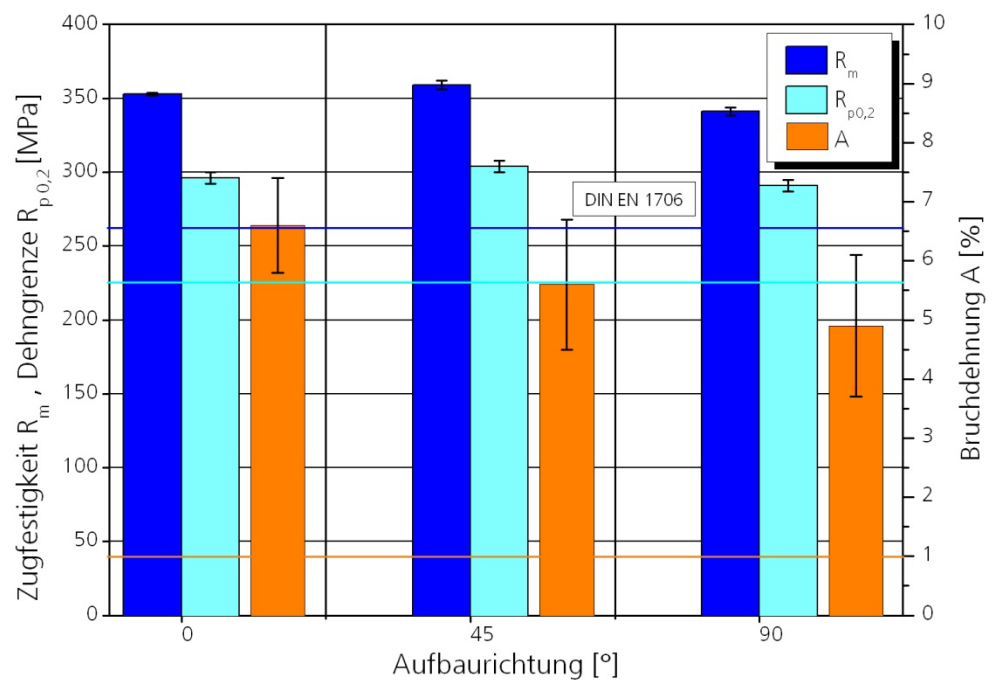


Bild 4.30

Zugfestigkeit R_m
Dehngrenze $R_{p0,2}$
und Bruchdehnung
A von SLM Proben
mit Vorwärmung
und einer T6
Wärmebehandlung
in Abhängigkeit von
den
Aufbaurichtungen

**$T_v = 300^\circ\text{C}$
Mit T6 WB**

$v_s = 500 \text{ mm/s}$
 $P_L = 250 \text{ W}$



Die mechanischen Eigenschaften von nachträglich wärmebehandelten SLM Proben ($v_s = 500 \text{ mm/s}$), mit oder ohne Vorwärmung aufgebaut, sind unabhängig von der Aufbaurichtung bis auf die Bruchdehnung, die weiterhin ein anisotropisches Verhalten zeigt (Bild 4.28 u. Bild 4.30). Die Zugfestigkeit der liegenden Proben bleibt bei ca. 350 MPa. Die Zugfestigkeit der 45° und 90° Proben steigt auf diesen Wert und zeigt damit ein isotropisches Verhalten. Die Dehngrenze steigt auf Werte von 300 MPa und die Bruchdehnung steigt ebenfalls um ca. 200%.

SLM-Proben, aufgebaut mit einer Vorwärmung und nachträglicher Wärmebehandlung, zeigen keinen Unterschied zwischen Zugfestigkeit und Dehngrenze im Vergleich zu den nicht vorgewärmten Proben mit nachträglicher WB. Eine Ausnahme bildet die Bruchdehnung, die um ca. 50% für die 0° -, 45° -, 90° -Proben um 100% größer wird, als bei den Proben ohne Vorwärmung und nachträglicher WB.

Für die statische Festigkeit ergibt sich somit, dass die ermittelten Kennwerte der wärmebehandelten SLM Proben die Mindestanforderungen ($R_m = 260 \text{ MPa}$, $R_{p0,2} = 225 \text{ MPa}$ und $A = 1\%$) der wärmebehandelten Druckgussbauteile laut DIN EN 1706 erreichen und teilweise übertreffen für $v_s = 500 \text{ mm/s}$.

4.6.3 Dynamische Belastung

Für die dynamischen Untersuchungen werden Proben gemäß ASTM E 466 erstellt. Die Proben werden, wie die statischen Proben, in unterschiedlichen Aufbaurichtungen (0° , 45° , 90°) und Scangeschwindigkeiten (50 mm/s, 500 mm/s) aufgebaut. Eine 300°C -Vorwärmung wird ebenfalls untersucht. Des Weiteren werden auch die Proben getestet, die mit der konturnahen SLM-Oberfläche aufgebaut und im Ausgangszustand belassen werden (Tabelle 4.3).

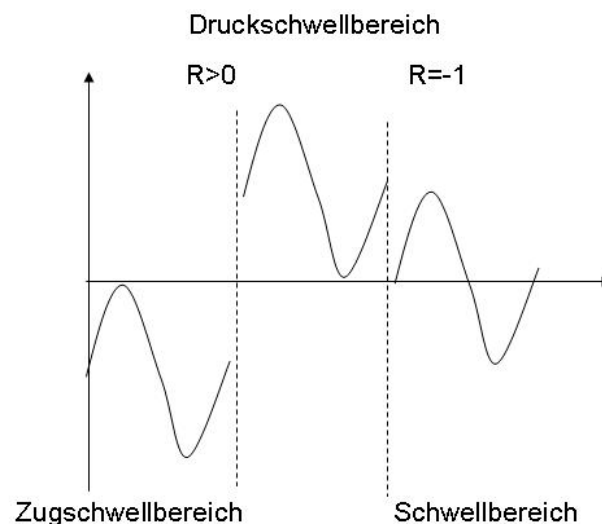
Versuchs-Gruppe (VG):	P _L [W]	v _s [mm/s]	Aufbaur. [°]	T _v [C°]	WB. T6	Anzahl [Stk.]
1	250	500	90	RT*	nein	10
2	250	50	90	RT*	nein	10
3	250	500	45	RT*	nein	10
4	250	50	45	RT*	nein	10
5	250	500	0	RT*	nein	10
6	250	50	0	RT*	nein	10
7	250	50	0	300	nein	10
8	250	500	90 (SLM-Oberfläche)	RT*	nein	7/10
9	250	50	0	RT*	ja	10
10	250	500	0	RT*	ja	10
11	250	500	90	RT*	ja	10
12	250	500	45	RT*	ja	10
13	250	500	0	300	nein	10
14	250	500	0	300	ja	10
15	250	500	90	300	nein	10
16	250	500	90	300	ja	10
17	250	500	45	300	nein	10
18	250	500	45	300	ja	10

Tabelle 4.3: Parameterübersicht der Schwingproben, *RT = 30°C

Durch die Firma EADS, wird im Zugschwellbereich getestet, der einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$ entspricht (Bild 4.31).

Bild 4.31

Spannungs-
Verhältnisse bei der
dynamischen
Belastung

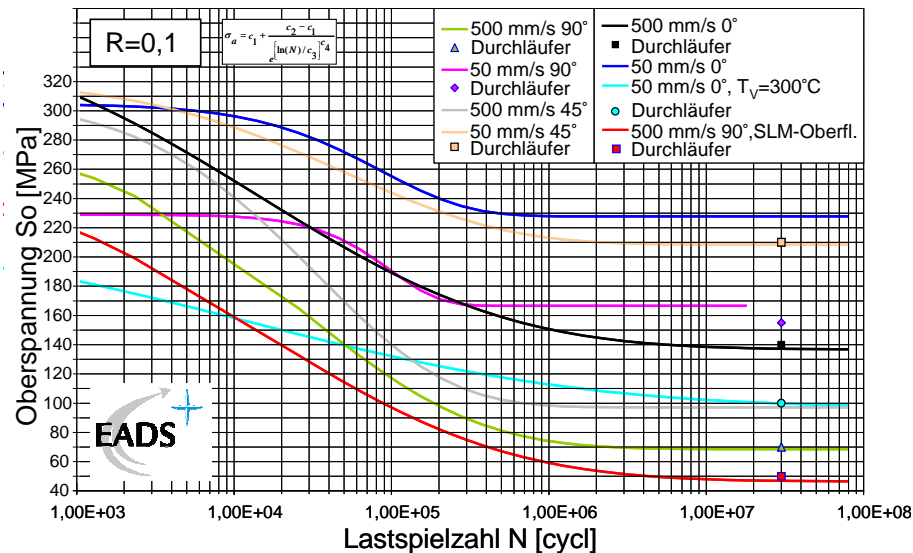


Um noch Brüche zu erzeugen, wird teilweise oberhalb der Dehngrenze $R_{p0,2\%}$ geprüft.

Ein Vergleich der Ergebnisse (Bild 4.32) zeigt deutlich folgende Tendenzen: Die 0° -Proben haben eine höhere dynamische Festigkeit als die 45° -Proben, die wiederum eine höhere dynamische Festigkeit gegenüber 90° -Proben haben, welches sich aus der Krafteinleitung zur Schichtenlage ableiten lässt. Ebenso haben die mit der geringeren Scangeschwindigkeit von 50 mm/s aufgebauten Proben eine höhere dynamische Festigkeit als die Proben mit 500 mm/s. Durch die Vorwärmung mit 300°C fällt die dynamische Festigkeit stark ab. Die dynamische Festigkeit sinkt im Vergleich zu den Proben ohne Vorwärmung um ca. 130 MPa ab. Die Proben mit der ursprünglichen, rauen SLM-Oberfläche zeigen ein durchweg geringeres dynamisches Festigkeitsniveau als vergleichbare, nachbearbeitete Proben, wobei die Kerbwirkung hierbei zum Tragen kommt. Die dynamische Festigkeit sinkt hierbei um ca. 25 MPa ab. Nach DIN EN 1706 liegt die Biegewechselspannung von DG-AlSi10Mg bei 5×10^7 Lastspielen in einem Bereich von $S_0 = 60\text{--}90$ MPa. Die Versuchsreihe, die mit den Parametern aufgebaut wurde, die sich als maximal ungünstig erwiesen (SLM-Oberfläche, 90° -Proben, $v_s = 500$ mm/s), hat eine dynamische Festigkeit unterhalb dieses Bereichs.

Bild 4.32

Wöhlerkurven der Schwingversuchs-Ergebnisse für die VG 1-8



Weiterhin ergibt sich, dass die dynamische Festigkeit einer Versuchsreihe (90°, 500 mm/s) sich noch innerhalb dieses Bereichs befindet und die übrigen Versuchsreihen den Bereich der Biegewechselfestigkeit sogar übertreffen. Dabei sei bemerkt, dass dieser Vergleich mit der Biegewechselfestigkeit aus DIN EN 1706 konservativ ist, da der zulässige Oberspannungsbereich bei der Biegewechselbeanspruchung ($R = -1$) tendenziell höher als bei der Wechselbeanspruchung ($R = -1$) ist und dieser wiederum tendenziell höher als bei der hier untersuchten Zugschwellbeanspruchung ($R = 0,1$) ist. Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass auch hier die Mindestanforderungen an die mit dem SLM-Verfahren aufgebauten Proben hinreichend erfüllt werden.

Zusammenfassung der experimentellen Ergebnisse

Einfluss der Scangeschwindigkeit auf die Schwingfestigkeit bei konstanter Aufbaurichtung, Oberflächenqualität und Vorwärmung (RT):

- Je kleiner die Scangeschwindigkeit (gröberes Gefüge), umso größer ist die Schwingfestigkeit
Der Grund liegt an dem gröberen Gefüge und den deutlich größeren Fehlstellen bei den Proben, die mit 500 mm/s aufgebaut werden

Einfluss der Aufbaurichtung auf die Schwingfestigkeit bei konstanter Scangeschwindigkeit, Oberflächenqualität und Vorwärmung (RT):

- Je größer die Aufbaurichtung (von 0-90°), desto kleiner die Schwingfestigkeit unabhängig von der Scangeschwindigkeit

Der Grund dieser richtungsabhängigen Belastbarkeit liegt an dem variierenden Anteil an dem Schwachpunkt der mangelnden Anbindung zwischen den Lagen senkrecht zur Belastungsrichtung.

Einfluss der Oberflächenqualität auf die Schwingfestigkeit bei konstanter Scangeschwindigkeit, Aufbaurichtung und Vorwärmung (RT):

- Je größer die Rauheit, desto niedriger ist die Schwingfestigkeit. Der Grund ist die starke Kerbwirkung (\rightarrow Rissinitierung) der SLM-Ursprungsoberfläche.

Einfluss der Vorwärmung auf die Schwingfestigkeit bei konstanter Scangeschwindigkeit, Aufbaurichtung und Oberflächenqualität:

- Eine Vorwärmung von 300°C führt zu deutlich geringeren Schwingfestigkeiten als ohne Vorwärmung. Generell verbessert sich der Widerstand gegen Rissausbreitung bei einem gröberen Gefüge und bei einem lamellaren Gefüge gegenüber einem feineren Gefüge und globulareren Gefüge. Der Grund für die geringere Schwingfestigkeit bei VG 7 (s. Tabelle 4.3) ist vermutlich eine schnellere Rissausbreitung aufgrund des globulareren Gefüges.

Mit Hilfe der VG 9-18 wird der Einfluss einer nachträglichen Wärmebehandlung untersucht. Das σ_o -N-Punkte-Diagramm und die Wöhler-Kurven berechnet nach der Weibull Verteilung sind im Folgenden dargestellt (Bild 4.33 u. Bild 4.34).

Bild 4.33

σ_o -N-Punkte-Diagramm von VG 9-18

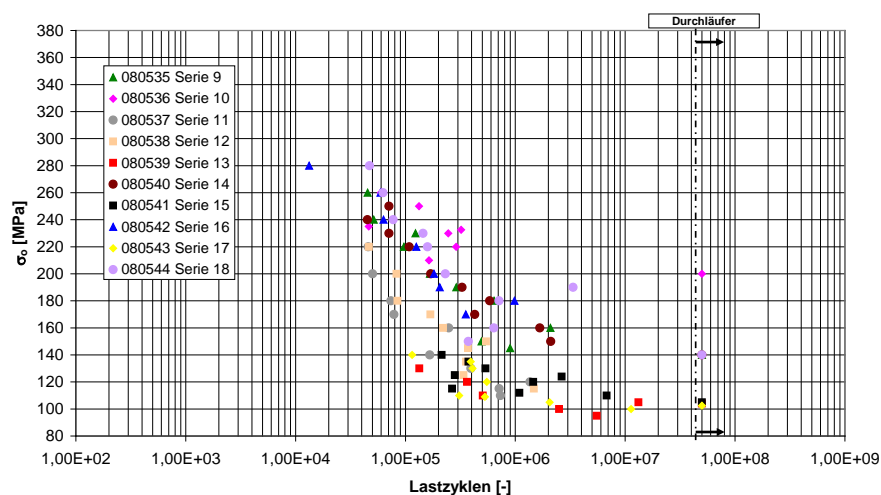
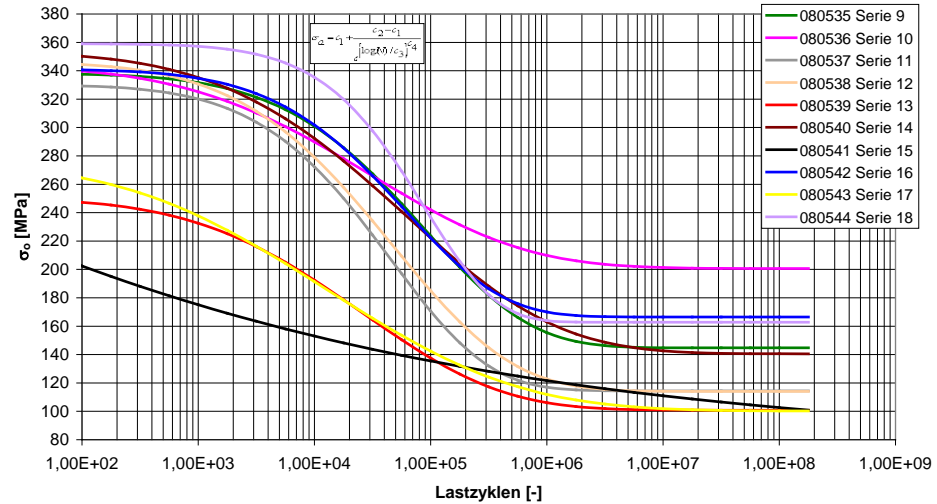


Bild 4.34

σ_o -N-Diagramm von
VG 9-18 nach
Weibull Verteilung



5 direkte Parametereinflüsse sind aus dem direkten Vergleich aller VG 1-18 abzuleiten:

- Aufbaurichtung (BR)
- Nachträgliche Wärmebehandlung (WB)
- Scangeschwindigkeit (v_s)
- Vorwärmung (T_v)
- Oberflächenqualität

Graphisch stellt sich dies folgendermaßen dar (Bild 4.35):

Bild 4.35

σ_o -N-Diagramm,
Auswirkung der
nachträglichen
Wärmebehandlung

Serie = VG (s.
Tabelle 4.3)

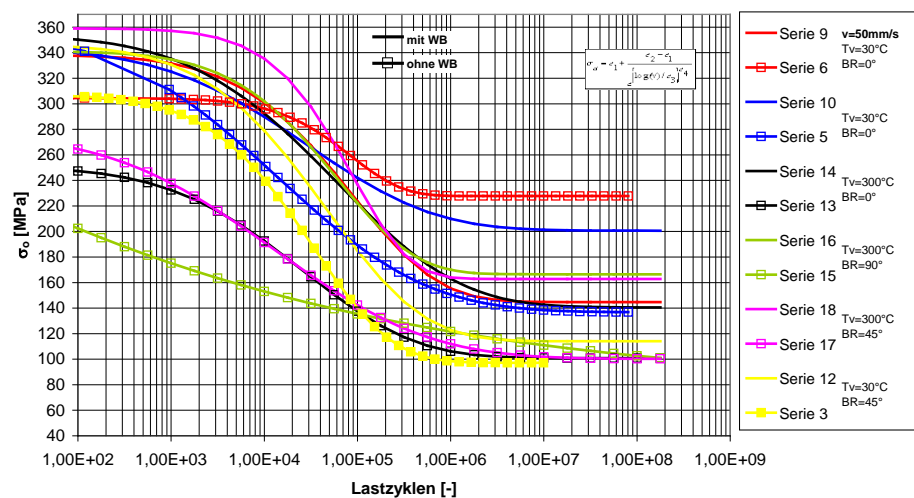


Bild 4.36

σ_o -N-Diagramm,
Auswirkung der
nachträglichen
Wärmebehandlung
bzgl. der
Scangeschwindig-
keit

VG 9 u. 10 mit WB

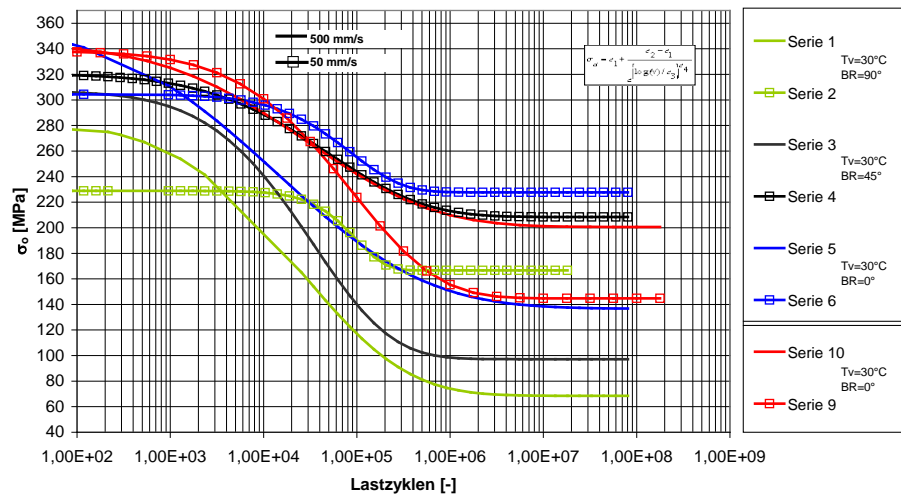
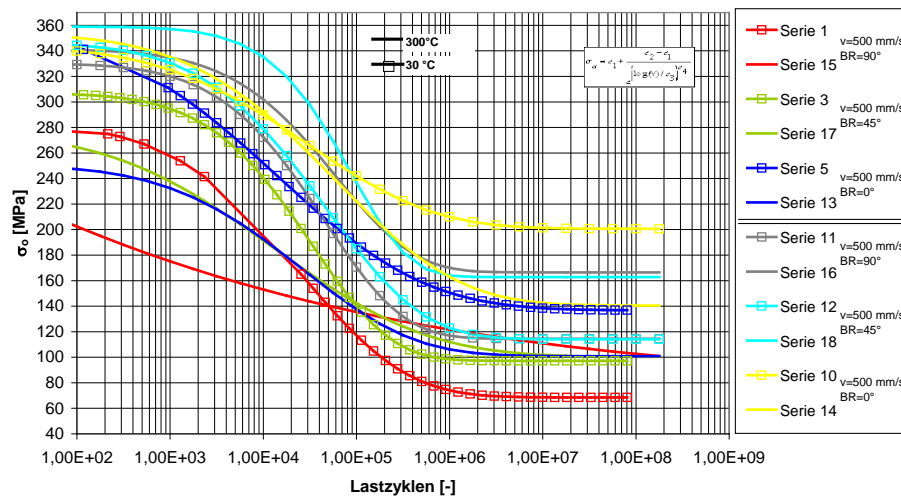


Bild 4.37

σ_o -N-Diagramm,
Auswirkung der
nachträglichen
Wärmebehandlung
bzgl. Vorwärmung

VG 10,11,12,14,16
u. 18 mit WB



Zusammenfassend lassen sich folgende Ergebnisse des Einflusses der nachträglichen WB auf die dynamischen Kennwerte nennen:

- Eine nachträgliche **Wärmebehandlung bei 500 mm/s** steigert die dynamische Festigkeit und die Zeitfestigkeit (Bild 4.35).
- Eine nachträgliche **Wärmebehandlung bei 50 mm/s** senkt die dynamische Festigkeit, die Zeitfestigkeit wird verbessert (Bild 4.36).
- Mit **Wärmebehandlung** ist die dynamische Festigkeit bei 500 mm/s größer als bei 50 mm/s, ohne Wärmebehandlung ist das umgekehrt (Bild 4.36).

- Bzgl. des Einflusses der **Wärmebehandlung** auf Proben, die mit oder ohne Vorwärmung aufgebaut werden, ergibt sich kein klares Bild (Bild 4.37). Einzige Aussage, die getroffen werden kann, ist, dass die dynamische Festigkeit von Proben mit einer Vorwärmung durch die WB vergrößert wird.

Laut Din EN 1706 liegt der Normwert der Biegewechselfestigkeit von Gussteilen hergestellt durch Kokillenguss oder Sandguss mit einer nachträglichen WB bei $S_0 = 80-110$ MPa. Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass auch hier die Mindestanforderungen an die mit dem SLM-Verfahren aufgebauten Proben mit einer nachträglichen WB hinreichend erfüllt werden. Normwerte der Biegewechselfestigkeit von druckgegossenen Bauteilen aus AlSi10Mg mit nachträglicher WB sind nicht bekannt.

4.6.4 Metallographische Analysen der Schwingproben

Präparation:

Die Probenentnahme erfolgte aus dem Gewindebereich der Schwingproben. Es handelt sich bei allen Schliffen um Querschliffe von den Schwingproben, d.h. die Aufnahmen sind quer zur jeweiligen Probenachse gemacht. Die Schliffpräparation wurde konventionell gemacht. Die Proben wurden im polierten und geätzten Zustand, lichtmikroskopisch, betrachtet. Es wurde mit einer 0,5% wässrigen Flußsäure (HF) – Lösung, 15 s lang bei Raumtemperatur geätzt. Für die Phasenuntersuchung wurde eine Literaturstelle zur Hilfe genommen [9].

Porosität:

Alle Proben zeigen Mikroporosität. Bei den Proben der VG 1,3,5 und 8 zeigen sich auch größere Fehlstellen, bedingt durch die größere Scangeschwindigkeit ($v_s = 500$ mm/s). Die Proben der VG 8 haben eine materialfreie Fläche (Fehlstelle) in der Schliffebene mit der max. Ausdehnung von $900\text{ }\mu\text{m}$, Proben der VG 1 max. $440\text{ }\mu\text{m}$. Die maximale Fehlstellengröße verhält sich wie folgt: VG 1: $\sim 290\text{ }\mu\text{m}$, VG 3: $200-320\text{ }\mu\text{m}$, VG 5: $75 - 100\text{ }\mu\text{m}$, VG 8: max. $500\text{ }\mu\text{m}$.

Phasenverteilung:

Der Hauptbestandteil des Gefüges ist ein Al-Si-Mg-Mischkristall. Im Gegensatz zum Gleichgewichtszustand gemäß dem Al-Si-Zustandsschaubild bilden sich nicht 2 getrennte Al- und Si-reiche Phasen, was durch die hohen prozessspezifischen Abkühlgeschwindigkeiten begründet ist. Neben der Al-Si-Mg-Phase treten in geringem Maße 3 verschiedene Arten intermetallischer Phasen auf. In den Publikationen der „Praktischen Metallografie“ sind diese wie folgt definiert:

- Phase 1: Mg_2Si – verschieden blau

- Phase 2: $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ – grau (dunkelgrau)
- Phase 3: $\text{Al}_8\text{Si}_9\text{Mg}_3\text{Fe}$ – hellgrau

Oben aufgeführte Phasenunterbezeichnung (1-3) wird im Folgenden verwendet.

Phase 1 zeigt eine hellblaue, glasige Färbung im polierten und auch geätzten Zustand. Die Phase ist sehr fein und tritt sehr häufig in den untersuchten Schliffebenen auf. Die Größe dieser Phase beläuft sich auf maximal 4 μm . Phase 2 ist hellgrau und eher als matte Tönung zu bezeichnen. Diese Phase liegt meist in ovaler und auch spitz zulaufender Form vor. Nach dem Ätzen zeigt sich hier ein versetzter Rand und ein weiterer Grauton auf der Oberfläche. Die Phase liegt teilweise erhaben in der Matrix, d.h. diese Feststoffphase ist sehr viel härter als die Matrix und ist eine „Erhöhung“ im Schliff. Die Größe beträgt durchschnittlich ca. 20-30 μm (Eine Probe der VG 7 zeigt eine Phase mit 92 μm , welches allerdings die Ausnahme bildet). Phase 3 hat eine dunkelgraue Färbung, welche nach dem Ätzen fast schwarz ist. Die Form der Phase ist meist oval. Oft tritt sie auch in Verbindung mit Bindefehlern auf, dann ist sie eher etwas langgestreckt. Die VG 4 zeigt keine dunklen Phasen in der Schliffebene.

Mikrostruktur der Matrix:

Alle Proben zeigen eine fein dendritisch ausgebildete Matrix. Die Dendritenarmabstände variieren untereinander. Probe 1 und 8 zeigen die feinste ausgebildete Matrix (große $v_s = 500 \text{ mm/s}$), Probe 6 und 7 die gröbste Matrix (kleine $v_s = 50 \text{ mm/s}$). Dies ist durch die unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten in Abh. der Scangeschwindigkeit zu erklären. Die Probe 4 zeigt in der untersuchten Schliffebene keine Phase 3. Die Phase 1 und 2 sind in allen Proben in den jeweiligen Schliffebenen vorhanden.

Die Zusammenfassung der Ergebnisse ist in Tabelle 4.4 zu entnehmen:

Versuchs-Gruppe VG	v_s [mm/s]	Ausrichtung [in °]	Phase 1 (max. Größe in μm)	Phase 2 (max. Größe in μm)	Phase 3 (max. Größe in μm)	Gefüge
1	500	90	1-2	17	28	sehr feine dendritische Matrix
2	50	90	2	8-9	12	sehr feine dendritische Matrix, jedoch etwas gröber als Pr. 1
3	500	45	2	8	26	ähnlich Probe 2
4	50	45	2	22	-	ähnlich Probe 2
5	500	0	2,5	21	15	ähnlich Probe 2
6	50	0	~4	35	9	etwas gröber als Probe 2
7	50 $T_V = 300^\circ\text{C}$	0	1-2,5	13 (92 > Bild 56)	13	ähnlich Probe 6
8	500	90	2	5	24	ähnlich Probe 1

Tabelle 4.4: Ergebnisse der metallographischen Analyse der VG 1-8

Im Folgenden sind exemplarische Gefügebilder (Querschliffe) aufgeführt:

Bild 4.38

Querschliff der VG 2

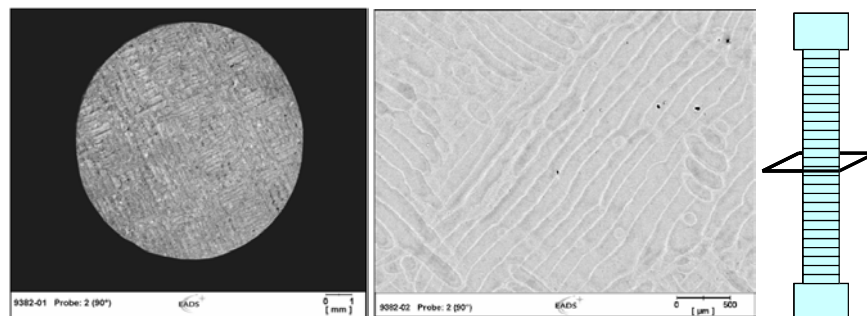


Bild 4.39

Querschliff der VG 4

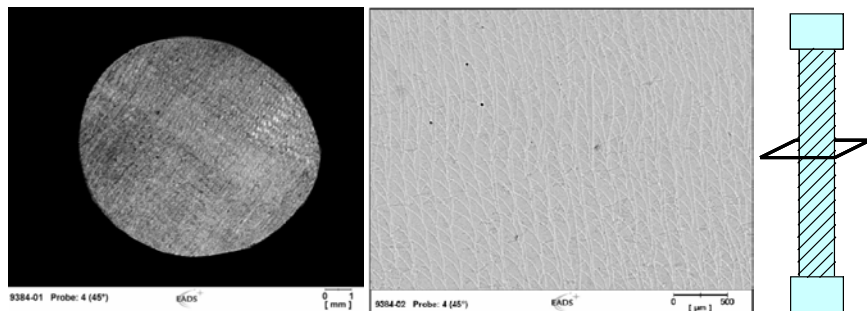


Bild 4.40

Querschliff der VG 7

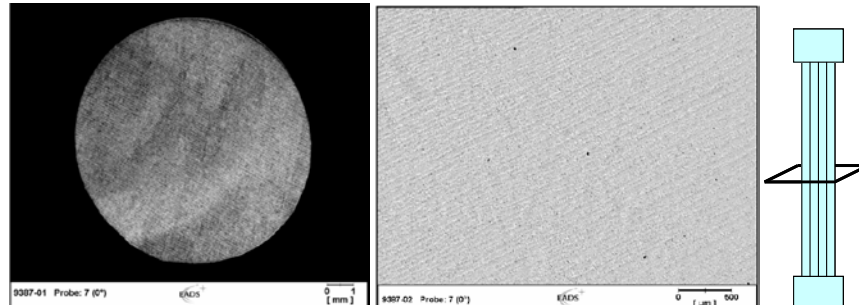


Bild 4.41

Beispielhafte
Phasenverteilung
(VG 1)

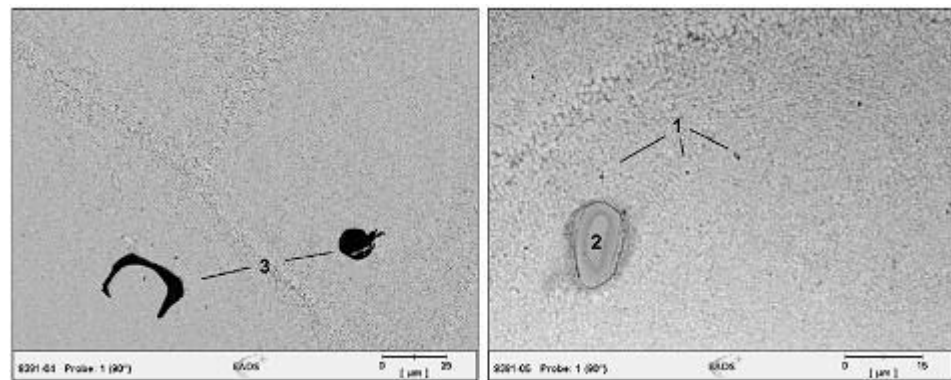
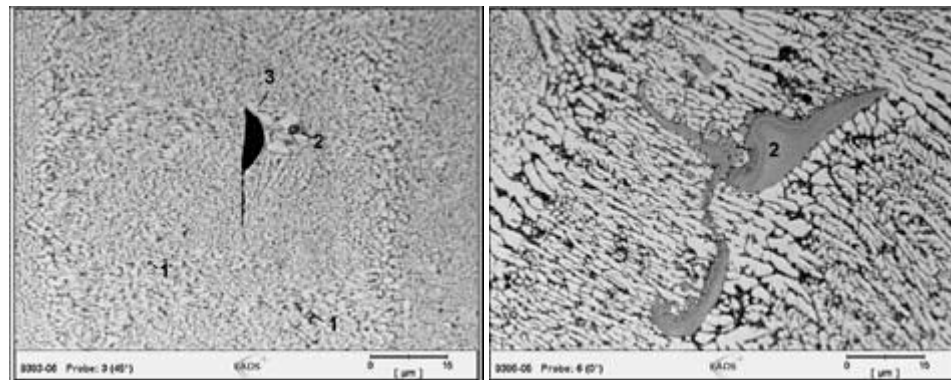


Bild 4.42

Beispielhafte
Phasenverteilung
(VG 3 und VG 6)



Einfluss der Scangeschwindigkeit auf das Gefüge:

- SLM-Aufbau bei RT: Ein Vergleich der Gefügebilder von VG 1-8 (ohne VG 7) zeigt, dass allgemein bei einer Scangeschwindigkeit von 500 mm/s das dendritische Gefüge feiner ist als bei einer Scangeschwindigkeit von 50 mm/s.

- SLM-Aufbau bei 300°C Vorwärmung: Ein Vergleich der Gefügebilder von VG6 mit VG7 zeigt, dass durch eine 300°C Vorwärmung das entstehende dendritische Gefüge etwas vergrößert und globularer wird. Die Dendritenäste von VG7 sind in geringem Maße - jedoch erkennbar – größer und globularer als die von VG6.
- Porosität: Mikroporosität ist bei allen Proben zu erkennen. Bei den Proben, die mit der Scangeschwindigkeit von 500 mm/s aufgebaut werden, zeigen sich deutlich größere Fehlstellen (= Schlechtbindestellen zwischen den Lagen) als bei einer Scangeschwindigkeit von 50 mm/s (max. 900 µm). Bei den Proben mit 500 mm/s sind die detektierten Fehlstellen bei den 90°-Proben größer als bei 45°-Proben und die bei 45°-Proben größer als bei 0°-Proben, da die mangelnde Anbindung zwischen den Lagen die Ursache der Fehlstellen ist.
- Intermetallische Phasen: Ein Vergleich der VG 1&2, VG 3&4, VG 5&6, VG 6&7, VG 2&8 zeigt, dass bei Proben mit Scangeschwindigkeiten von 50 mm/s die Phasen 1 und 2 größer sind und die Phase 3 kleiner ist als bei Proben mit Scangeschwindigkeit von 500 mm/s. Bei Proben mit 500 mm/s Scangeschwindigkeit verhält es sich umgekehrt.

Einfluss des Gefüges auf die Schwingfestigkeit:

Ein Vergleich der VG 1&2, VG 3&4, VG 5&6 zeigt, dass allgemein ein feineres Gefüge eine geringere Schwingfestigkeit zur Folge hat. Dies ist ein aus der Literatur allgemein bekannter Zusammenhang. Demnach sollte bei dem gröberen Gefüge von VG 7 eine höhere Schwingfestigkeit herrschen als bei VG 6, was jedoch nicht zutrifft. Der Grund für die geringere Schwingfestigkeit bei VG 7 ist vermutlich eine schnellere Rissausbreitung aufgrund des globulareren Gefüges.

Einfluss der nachträglichen Wärmebehandlung auf das Gefüge:

Schliffbilder von VG 9-18 werden in den Bild 4.43 bis Bild 4.47 dargestellt. Das Gefüge der wärmebehandelten Proben besteht aus einem Al-Mischkristall (hell) und einem Eutektikum, d.h. Al-Mischkristall+Si (dunkel). Im Gegensatz zu nicht-wärmenachbehandelten Gefügen sind bei den wärmebehandelten Proben die Verfahrensparameter nicht mehr ohne weiteres ersichtlich. Es findet eine Homogenisierung des Gefüges statt.

Bild 4.43

Mikrostruktur von
VG 9 und VG 10

Mit WB

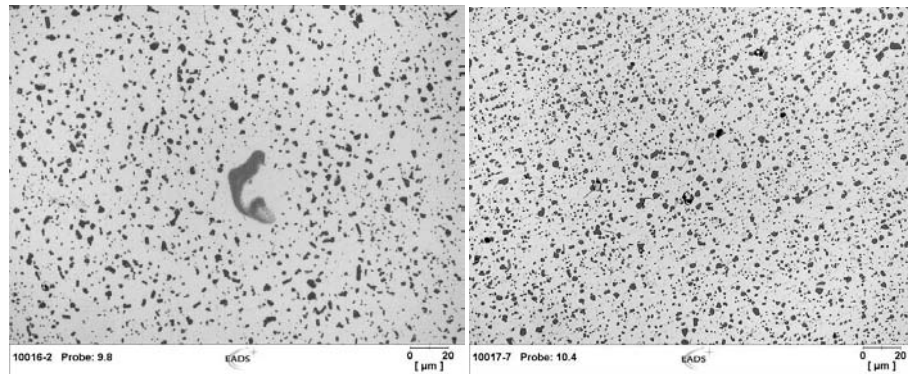


Bild 4.44

Mikrostruktur von
VG 11 und VG 12

Mit WB

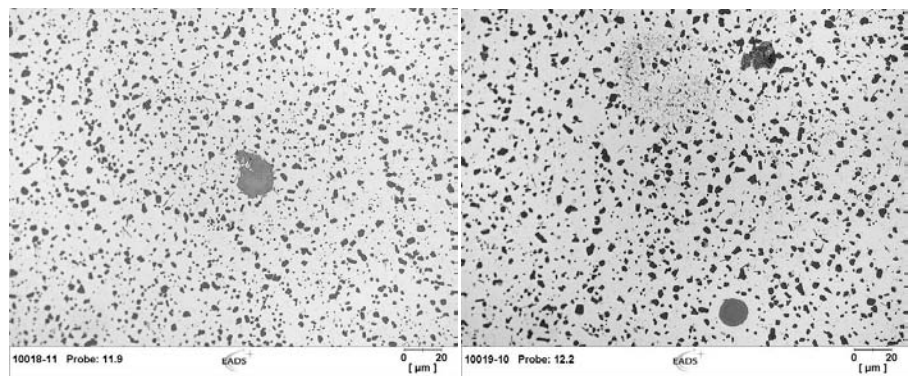


Bild 4.45

Mikrostruktur von
VG 13 und VG 14

links: ohne WB
rechts: mit WB

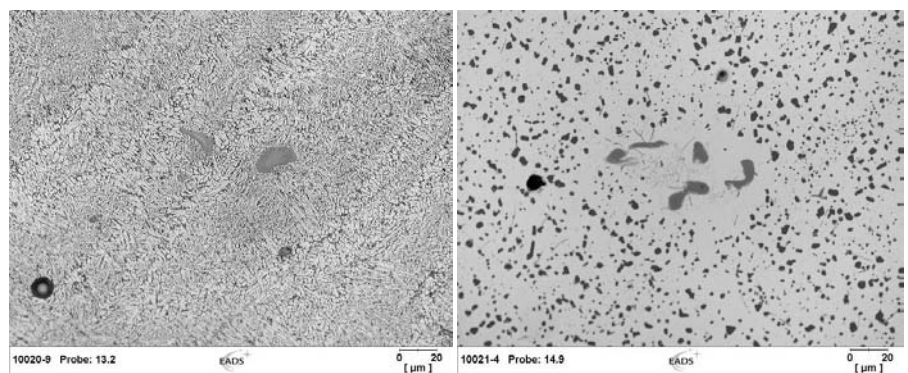


Bild 4.46

Mikrostruktur von
VG 15 und VG 16

links: ohne WB
rechts: mit WB

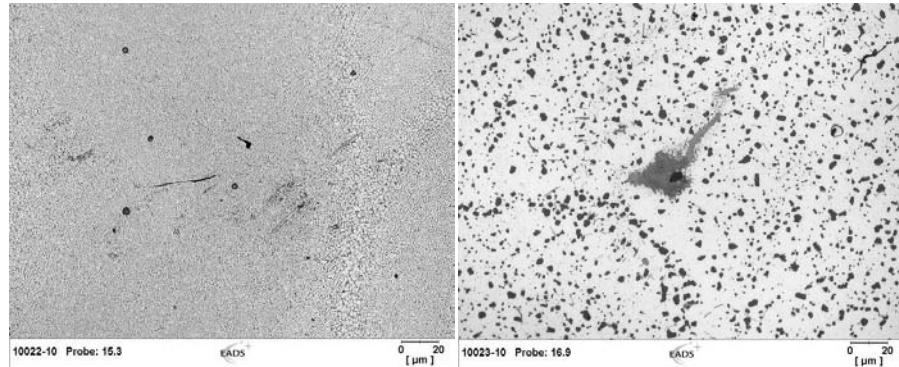
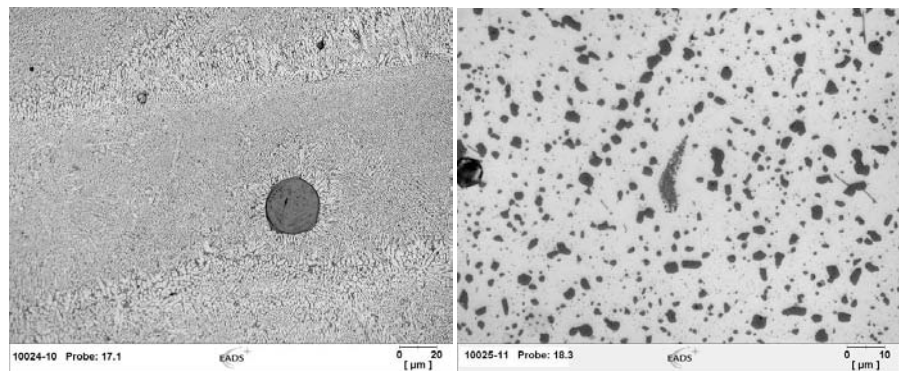


Bild 4.47

Mikrostruktur von
VG 17 und VG 18

links: ohne WB
rechts: mit WB



4.6.5 Bruchflächenanalyse der Zug- und Schwingproben

Das Bruchverhalten (Rissinitierung und -ausbreitung) der dynamischen Proben von VG 1-8 wird tiefer analysiert und mit dem Bruchverhalten der statischen Proben VG 1-8 verglichen.

Die visuelle Einteilung der gezogenen Proben erfolgt in drei unterschiedliche Brucharten. Der ideale Trennbruch/Spaltbruch verläuft quer zur Axialrichtung, ist verformungslos, eben, matt und rau (Bild 4.48 links). Der Schubbruch/Gleitbruch hingegen verläuft im 45°-Winkel zur Probenachse. Er ist ebenfalls verformungslos jedoch glatt und leicht glänzend (Bild 4.48 rechts).

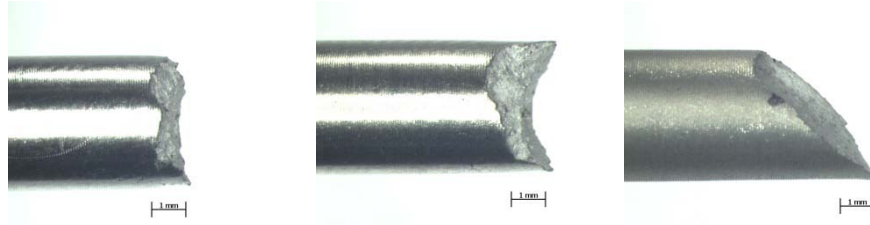
Bild 4.48

Brucharten

links: Trennbruch
(Probe 10.1)

rechts: Mischbruch
(Probe 18.3)

mitte: Schubbruch
(Probe 13.8)



Der Mischbruch beinhaltet beide zuvor genannten Bruchformen (Bild 4.48 mitte). Er kann in eher ungeordneter Weise oder als Tellertassenbruch (Cup&Cone) auftreten. Der Mischbruch ist bei zähem Werkstoffverhalten zu finden und zeigt eine wenigstens geringe Einschnürung an der Bruchstelle.

▪ Statische Proben VG 1:

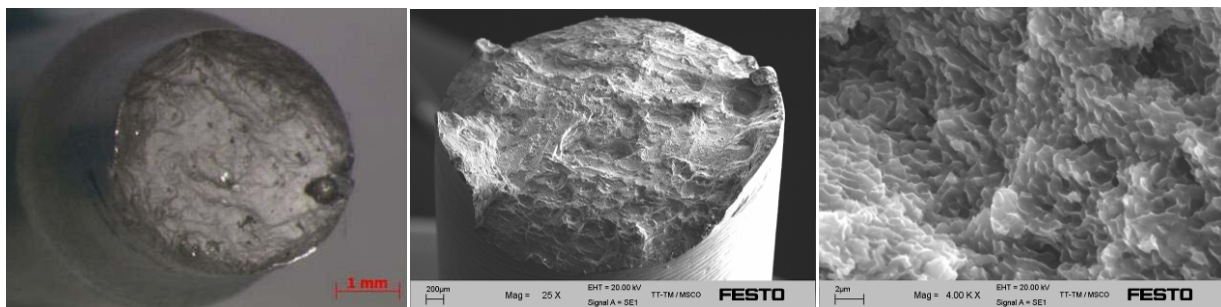


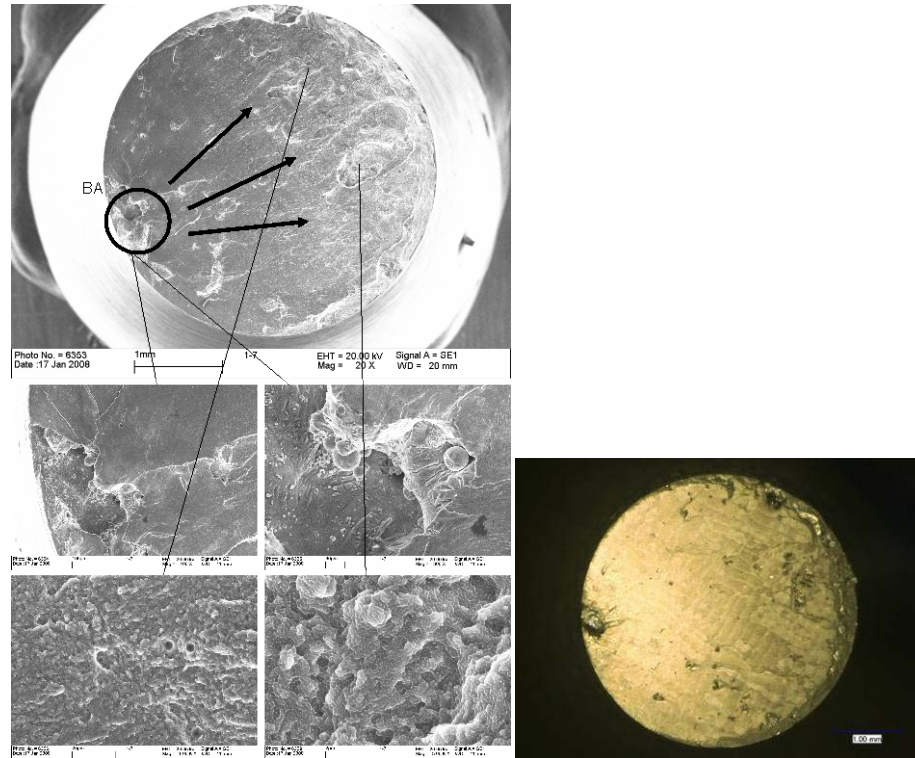
Bild 4.49: Makro- und Mikro-Aufnahmen statischer Proben von VG 1

- Überwiegendes Versagen: „Quasi“-Trennbruch, 90° zur Belastungsrichtung
- Vorwiegend verformungsarmes Bruchverhalten, keine Brucheinschnürung erkennbar
- Tendenziell eine durch wenig Waben gekennzeichnete, unruhige Oberflächenstruktur, die insbesondere auf Ungängen (z.B. Bindefehler) zurückzuführen ist

▪ **Dynamische Proben VG 1:**

Bild 4.50

Makro- und Mikro-Aufnahmen dynamischer Proben von VG 1



- Überwiegendes Versagen: 90° zur Belastungsrichtung, sehr geringer 45° Gewaltbruch
- Rissinitiation von randnaher Ungänze, die beim Abdrehen zur Oberflächenkerbe wird
- Tendenziell sehr flach und wenig wabendurchsetzte Oberflächenstruktur
- Helle, leicht glänzende Rissausbreitungsfläche und matte Restbruchfläche
- Äußerst geringe Restbruchfläche unter 45° (Scherlippe)
- Vereinzelt sind tiefere Waben auf Rissausbreitungsfläche erkennbar

▪ **Statische Proben VG 2:**

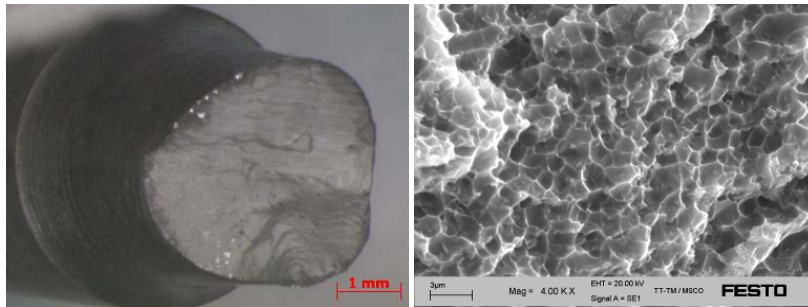
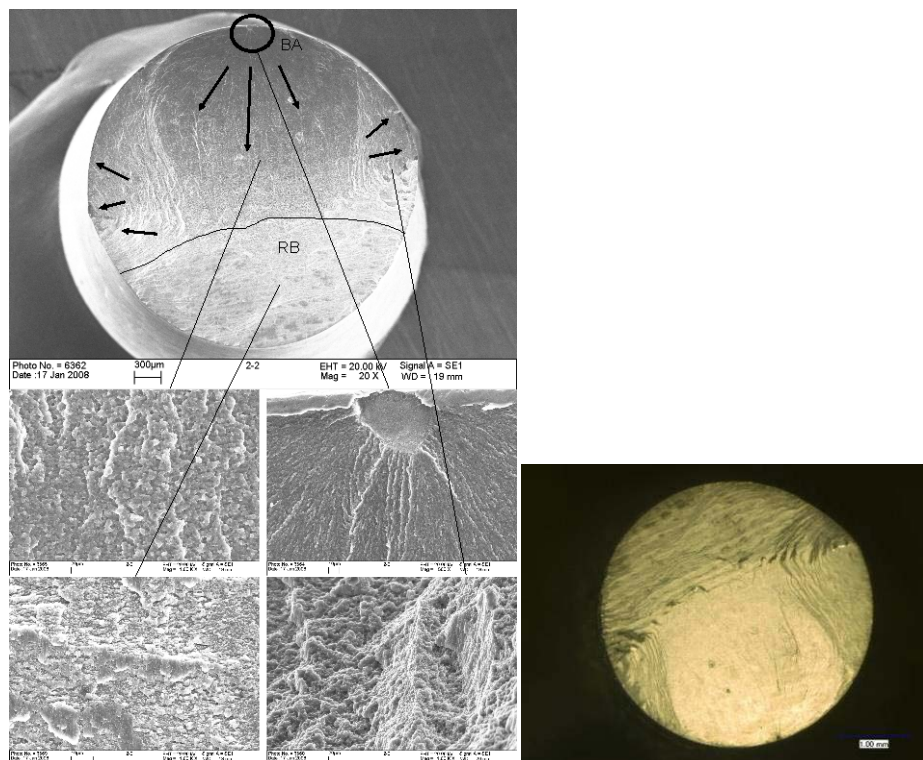


Bild 4.51: Makro- und Mikro-Aufnahmen statischer Proben von VG 2

- Überwiegendes Versagen: Schub-/Scherbruch, 45° zur Belastungsrichtung
- Vorwiegend verformungsreiches Bruchverhalten
- Gerade, tiefe Wabenstruktur in der Bruchfläche
- **Dynamische Proben VG 2:**

Bild 4.52

Makro- und Mikro-Aufnahmen dynamischer Proben von VG 2



- Überwiegendes Versagen: 45° zur Belastungsrichtung
- Rissinitierung von randnaher Ungänze, die beim Abdrehen zur Oberflächenkerbe wird
- Tendenziell flache und z. T. wenig wabendurchsetzte Oberflächenstruktur
- Helle Rissausbreitungsfläche, matte Restbruchfläche
- Große Restbruchfläche unter 45° (Scherlippe) mit Wabenstruktur
- Auf 45° Flächen sind Schwingungstreifen angedeutet und etwas tiefere Waben erkennbar
- **Statische Proben VG 5:**

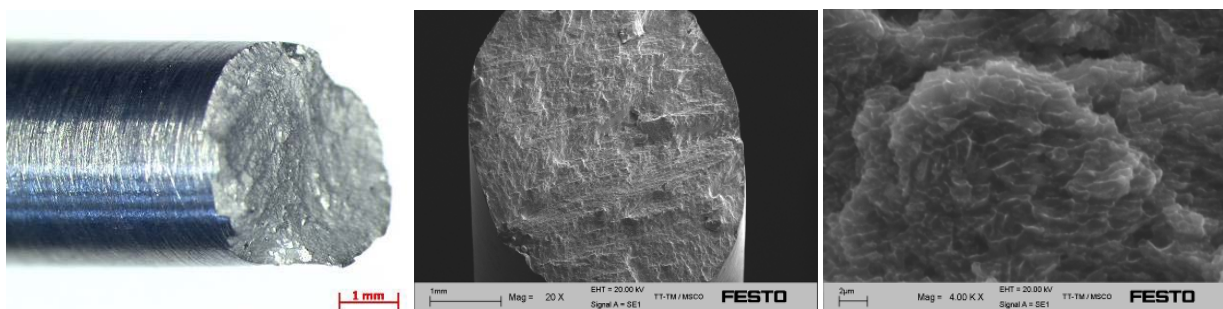


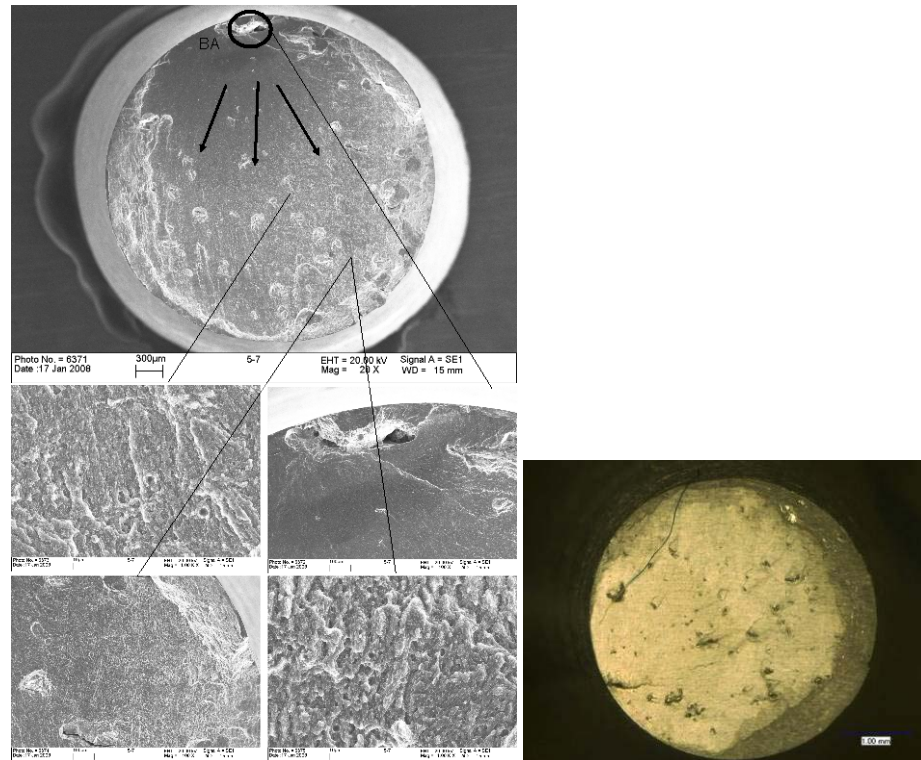
Bild 4.53: Makro- und Mikro-Aufnahmen statischer Proben von VG 5

- Überwiegendes Versagen: Cup-and-cone Bruch mit 45° bzw. 90° zur Belastungsrichtung, kaum eine Brucheinschnürung
- Tendenziell eine durch wenig Waben gekennzeichnete, unruhige Oberflächenstruktur, die insbesondere auf Ungänzen (z.B. Bindefehler) zurückzuführen ist

▪ **Dynamische Proben VG 5:**

Bild 4.54

Makro- und Mikro-
Aufnahmen
dynamischer Proben
von VG 5



- Überwiegendes Versagen: 90° zur Belastungsrichtung, sehr geringer 45° Gewaltbruch
- Helle Rissausbreitungsfläche, matte Restbruchfläche
- Sehr geringe Restbruchfläche
- Rissinitiation von randnaher Ungänze, die beim Abdrehen zur Oberflächenkerbe wird
- Tendenziell sehr flach und wenig wabendurchsetzte Oberflächenstruktur
- Vereinzelt sind tiefere Waben auf der Rissausbreitungsfläche erkennbar

▪ **Statische Proben VG 6:**

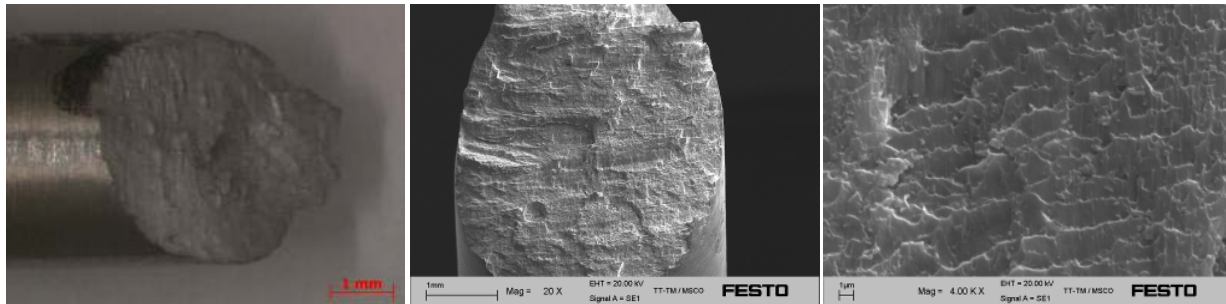
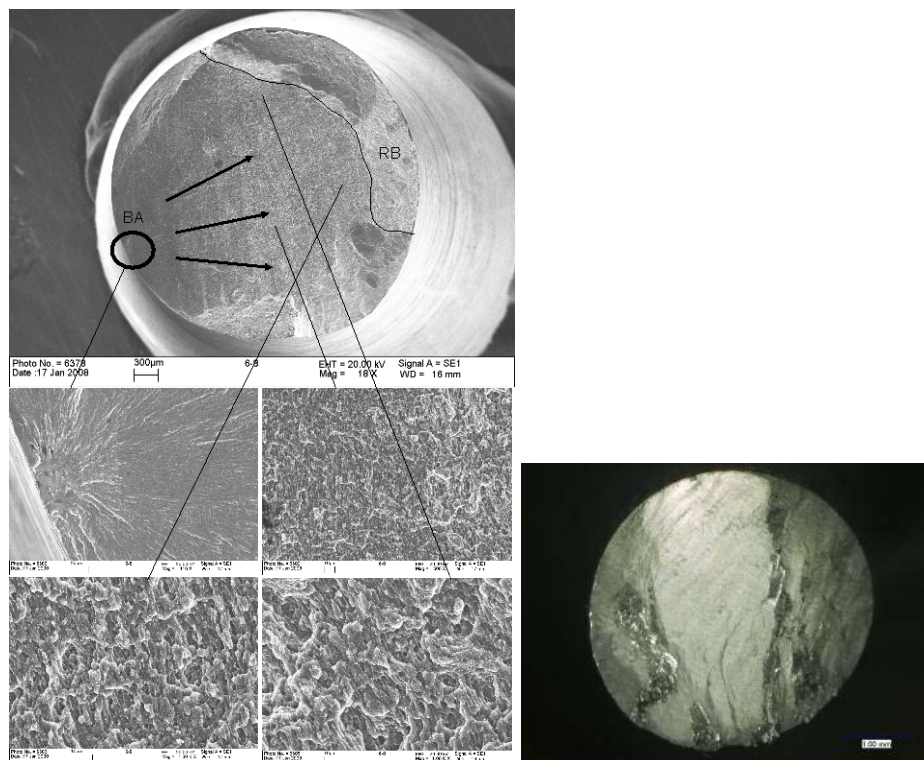


Bild 4.55: Makro- und Mikro-Aufnahmen statischer Proben von VG 6

- Überwiegendes Versagen: Schub-/Scherbruch, 45° zur Belastungsrichtung (Info von Festo: Überwiegendes Versagen: „Quasi“-Trennbruch mit 90° zur Belastungsrichtung. Dies ist nach unserer Einschätzung in der Form nicht korrekt)
- Flache Schubwaben erkennbar
- **Dynamische Proben VG 6:**

Bild 4.56

Makro- und Mikro-Aufnahmen dynamischer Proben von VG 6



- Überwiegendes Versagen: 45° zur Belastungsrichtung
- Helle, leicht glänzende Rissausbreitungsfläche und matte Restbruchfläche
- Große Restbruchfläche unter 45° (Scherlippe) mit Wabenstruktur
- Rissinitiation von randnaher Ungänze, die beim Abdrehen zur Oberflächenkerbe wird
- Tendenziell flache und wenig wabendurchsetzte Oberflächenstruktur
- Sehr wenig tiefere Waben auf Rissausbreitungsfläche erkennbar
- **Statische Proben VG 8:**



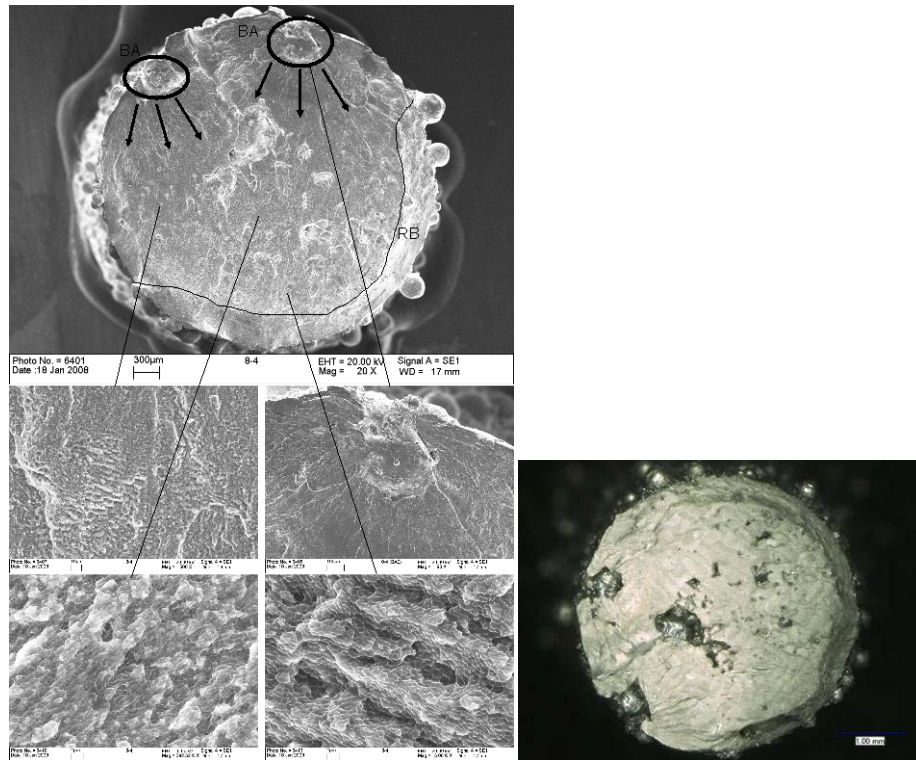
Bild 4.57: Makro- und Mikro-Aufnahmen statischer Proben von VG 8

- Überwiegendes Versagen: „Quasi“-Trennbruch, 90° zur Belastungsrichtung
- Vorwiegend verformungsarmes Bruchverhalten, keine Brucheinschnürung erkennbar
- Tendenziell eine durch wenig Waben gekennzeichnete, unruhige Oberflächenstruktur, die insbesondere auf Ungänzen (z.B. Bindefehler) zurückzuführen ist

▪ Dynamische Proben VG 8:

Bild 4.58

Makro- und Mikro-
Aufnahmen
dynamischer Proben
von VG 8



- Überwiegendes Versagen: 90° zur Belastungsrichtung, sehr geringer 45° Gewaltbruch
- Rissinitierung von randnahen Ungängen
- Tendenziell sehr flache und wenig wabendurchsetzte Oberflächenstruktur
- Helle Rissausbreitungsfläche, matte Restbruchfläche
- Äußerst geringe Restbruchfläche unter 45° (Scherlippe)
- Wenig tiefere Waben auf Rissausbreitungsfläche erkennbar

Bewertung der experimentellen Ergebnisse

Die Rissausbreitung startet bei den Proben der VG 1-7 stets von der Oberfläche, bei VG 8 von der Oberfläche und z.T. oberflächennahen Bereichen. Der Grund dafür bei VG 1-7 sind Fehlstellen im Probeninneren, die zu einer Kerbe am

Probenrand werden, wenn die SLM-Ursprungsoberfläche abgedreht wird. Die Proben der VG 8 sind nicht endbearbeitet und deshalb sind die Rissausgangstellen z.T. an oberflächennahen Stellen.

Bem.	VG	v _{Bau}	°	Bruchverhalten	Schwingfestigkeit Reihenfolge	Zugfestigkeit Reihenfolge	Streckgrenze Reihenfolge	Gefügevergleich	Rissausbreitung von	Restbruchfläche	Phasenverteilung	
	1	500	90	spröde	7	5	4	feiner	großer Kerbe (Rand)	gering	P1/2 ↓	P3 ↑
	2	50	90	duktil	3	7	7	gröber	kleiner Kerbe (Rand)	groß	P1/2 ↑	P3 ↓
	3	500	45	spröde	5	3	1	feiner			P1/2 ↓	P3 ↑
	4	50	45	duktil	2	2	5	gröber			P1/2 ↑	P3 ↓
	5	500	0	spröde	4	1	2	feiner	großer Kerbe (Rand)	gering	P1/2 ↓	P3 ↑
	6	50	0	duktil	1	4	6	gröber	kleiner Kerbe (Rand)	groß	P1/2 ↑	P3 ↓
300°C	7	50	0	duktil	6	8	8	gröber (als 6)	kleiner Kerbe (Rand)	groß	P1/2 ↑	P3 ↓
SLM-OF	8	500	90	spröde	8	6	3	feiner	großen Kerben (Rand)	gering	P1/2 ↓	P3 ↑

Tabelle 4.5: Zusammenfassende Übersicht zu den exp. Ergebnissen (vereinfachte Darstellung)

Es gibt keine deutliche Korrelation zwischen den statischen und dynamischen Kennwerten. Ein feineres Gefüge führt üblicherweise zu einer erhöhten Streckgrenze und Zugfestigkeit und zu einer geringen Schwingfestigkeit. Werden VG mit unterschiedlicher Scangeschwindigkeit (→ unterschiedliches Gefüge) und sonst gleichen Parametern jeweils statisch oder jeweils dynamisch verglichen, kann dieser Zusammenhang nachvollzogen werden. Werden die statischen Kennwerte mit den dynamischen verglichen, so stellt man fest, dass dieser Zusammenhang nicht gilt. Eine gute dynamische Belastbarkeit bedeutet nicht eine geringe statische Belastbarkeit (Tabelle 4.5).

Da es sich bei dem Werkstoff um ein Gussgefüge mit sehr hoher Feinheit handelt, sind keine klassischen Korngrenzen zu erkennen und die Grenzen, die entstehen wenn Dendriten aufeinander wachsen, sind schwer zu erkennen. Der Bruchverlauf ist inter- und transdendritisch bzw. verläuft zwischen den knollenartigen Dendriten (Al-Mk), in den Bereichen in denen sich das relativ spröde Eutektikum (Al-Mk+Si) niederschlägt, und durch die Dendriten hindurch, je nach geringstem lokalem Widerstand. Schwingungstreifen sind zum Teil nur andeutungsweise zu sehen, was aus Aluminium-HCF-Schweißgut-Versuchen in der EADS und in der Literatur bei bestimmten Aluminiumlegierungen, v. a. nicht geschmiedetem Material, bekannt ist [10]. Ein Grund wird in der mangelnden Verformbarkeit des Systems, insbesondere des Eutektikums, gesehen. Eine Brucheinschnürung tritt nahezu nicht ein. Die dynamische Rissinitiation findet praktisch immer von randnahen Ungängen statt. Die Qualität der Probenoberflächen wies zwischen den unbearbeiteten bzw. spanend bearbeiteten Probenchargen keinen signifikanten Einfluss auf die statischen mechanischen Eigenschaften auf, jedoch einen signifikanten Einfluss auf die dynamischen mechanischen Eigenschaften.

Die Ergebnisse der tiefer gehenden Analyse und des Vergleichs mit dem Bruchverhalten der statischen Proben sind im Folgenden kurz zusammengefasst:

Das **Bruchverhalten (nicht die mechanischen Kennwerte)** der dynamischen und statischen Proben ist nicht signifikant von der Aufbaurichtung oder Oberflächenzustand abhängig, sondern hauptsächlich vom „Feinheitsgrad“ des Gefüges und damit primär von der Scangeschwindigkeit 50 mm/s bzw. 500 mm/s:

Die **dynamischen Proben**, die mit 500 mm/s aufgebaut werden (feineres Gefüge) zeigen ein tendenziell spröderes Bruchverhalten. Die Bruchfläche ist senkrecht zur Probenachse, die Bruchflächen sind glänzend und es sind flachere wabenartigen Oberflächen auf der Bruchfläche zu erkennen. Die dynamischen Proben, die mit 50 mm/s aufgebaut wurden (gröberes Gefüge) zeigen ein tendenziell duktileres Bruchverhalten. Die Bruchfläche schließt mit einer relativ großen 45° Scherlippe ab, die Restbruchflächen sind matt mit tieferen wabenartigen Oberflächen.

Dies ist im Einklang mit dem Bruchverhalten der **statischen Zugproben**. Die Scangeschwindigkeit weist einen deutlichen Einfluss auf das linearelastische Verhalten auf. Die mit 500 mm/s erzeugten Proben weisen einen größeren linearelastischen Bereich und höhere Werte in der Dehngrenze auf, besitzen jedoch geringere Bruchdehnungen, als dies mit 50 mm/s der Fall ist. Bei geringeren Bruchdehnungen sind tendenziell die wabenartigen Oberflächenstrukturen auf den Bruchflächen flacher. Die flache Ausbildung der Waben ist ein Indiz für eine geringe Dehnung, was sehr gut mit den quantitativen Ergebnissen der Zugversuche und den oben beschriebenem Bruchverhalten der dynamischen Proben korreliert.

Die 300°C Vorwärmung bei VG 7 führt zu der höchsten Bruchdehnung (7%) und zu einem noch duktilerem Versagen (insbesondere tiefere Waben) als bei VG 6.

Eine zusammenfassende Übersicht über das **statische und dynamische** Bruchverhalten in Korrelation mit dem Gefüge gibt Tabelle 4.6.

Bem.	VG	v _{Bau}	°	Bruchverhalten dynamischer Proben	Bruchverhalten statischer Proben	Gefügevergleich	Restbruchfläche
	1	500	90	spröder	Spaltbruch	feiner	gering
	2	50	90	duktiler	Gleitbruch	gröber	groß
	3	500	45	spröder	Cup and cone	feiner	gering
	4	50	45	duktiler	Gleitbruch	gröber	groß
	5	500	0	spröder	Cup and cone	feiner	gering
	6	50	0	duktiler	Gleitbruch (Spaltbruch)	gröber	groß
300°C	7	50	0	duktiler	Gleitbruch	gröber (als 6)	groß
SLM-OF	8	500	90	spröder	Spaltbruch	feiner	gering

Tabelle 4.6: Zusammenfassende Übersicht des Bruchverhaltens (vereinfachte Darstellung)

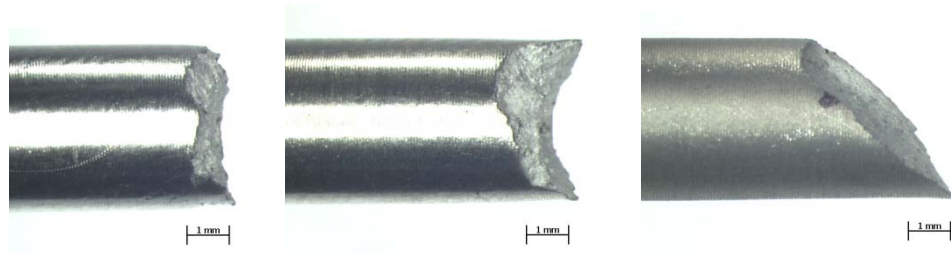
Wie bei VG 1-8, werden bei den VG 9-18 Mikroskop- und REM-Untersuchungen durchgeführt, um das Bruchverhalten zu analysieren und in Korrelation zu den Werkstoffeigenschaften und Verfahrensparameter zu setzen.

Zuerst werden die Zugproben (VG 9-18) einer visuellen Untersuchung unterzogen:

Die beiden ersten VG 9 u. 10 weisen den deutlichsten Trennbruch auf. Allerdings sind hier trotz des vergleichsweise ebenen Bruchverlaufs eine deutliche Einschnürung und auch eine Flankenbildung im Randbereich zu erkennen. Die Trennung aller Prüflinge aus VG 9 auf die Probenlänge bezogen im ersten Drittel der Messlänge. Dies könnte auf eine unvollständig aufgeschmolzene Schicht hinweisen. Auch bei VG 11 tritt dieses Phänomen auf. Gemeinsam mit VG 12 lässt sie sich allerdings eher in die Gruppe der Mischbrüche einordnen. An den ausschließlich vorgewärmten VG 13, 15 u. 17 treten verformungsarme Schubbrüche auf. Diese sind an einigen Proben nicht durchgehend schräg. Stattdessen startet der Verlauf an einem innenliegenden Bruchkeim, z.B. einem Baufehler und gabelt sich anschließend in zwei Richtungen auf. Nahezu jeder Bruch der nicht wärmebehandelten VG ist ebenfalls in der Probenmitte mit einem Abstand von 6-8 mm zur Probeneinspannung lokalisiert. Die VG 14, 16 u. 18 (Vorwärmung und WB) weisen dagegen örtlich heterogen verteilte Mischbrüche mit Trennbruchtendenz auf. Aber auch hier liegt die Einschnürung in einem begrenzten Maß vor.

Bild 4.59

Übersicht der
möglichen
Brucharten für die
Zugproben der
VG 9-18
links: Trennbruch
mitte: Cup&Cone
rechts: Schubbruch



Bei den meisten geprüften Zugproben sind die Übergänge zwischen diesen drei Brucharten eher fließend. Alle drei Brucharten sind bei den Zugproben vorhanden (Bild 4.59).

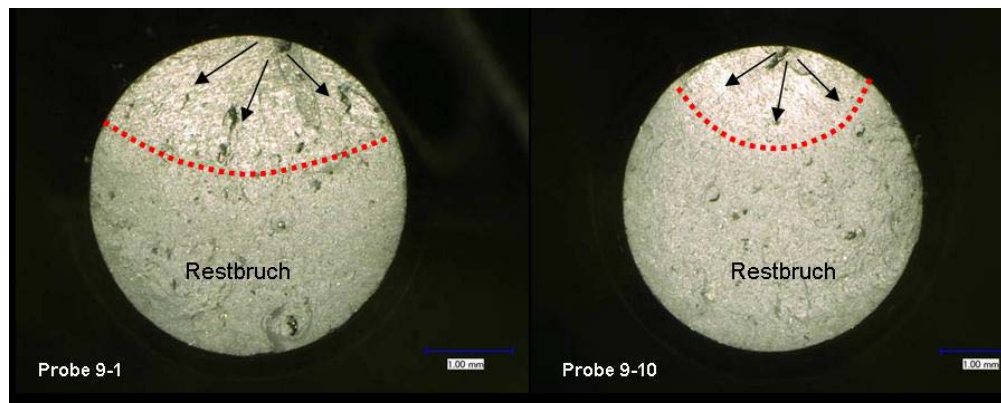
Im Folgenden sind die Ergebnisse für VG 9-18 der Schwingproben aufgezeigt.

Bild 4.60

Bruchflächen bei
unterschiedlichen
Last im
Lichtmikroskop

Links: Kleine Last,
Lebensdauer $> 10^6$
Zyklen, VG 9

Rechts: Hohe Last,
Lebensdauer $< 10^5$
Zyklen, VG 9;
Restbruchfläche
deutlich größer



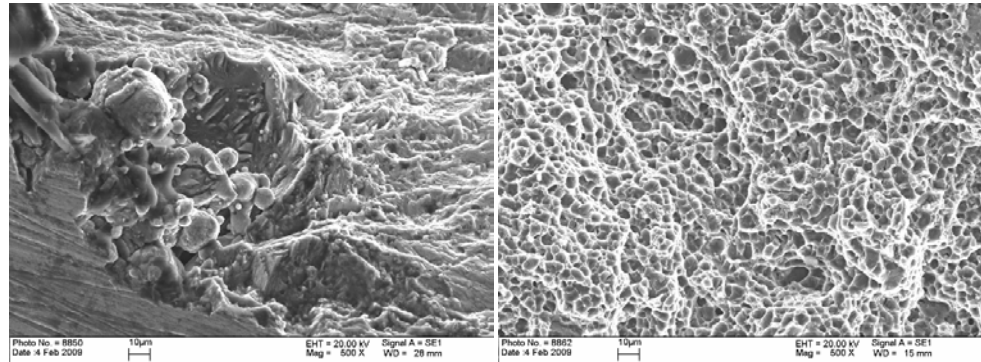
In Bild 4.60 werden zwei Bruchbilder einer VG bei unterschiedlichen Lasten verglichen. Die Bruchausgänge sind jeweils im oberen Bereich des Bildes. Der Bruchverlauf wird durch die Pfeile wieder gegeben. Links ist die Restbruchfläche kleiner, bedingt durch die kleinere Last, folglich ergibt sich eine höhere Lebensdauer bis zum Bruch (10^6 Zyklen). In Detail Bildern der Bruchausgänge (Bild 4.61) ist im linken Bild eine Ungänze bzw. Fehlstelle zu erkennen, die als Bruchinitiierung fungiert. Im rechten Bild ist die Wabenstruktur in der Restbruchfläche des duktilen Gewaltbruchs zu erkennen.

Bild 4.61

Detailbilder der Bruchflächen

Links:
Bruchausgang an
Ungänze, VG 9,
Probe 9-1

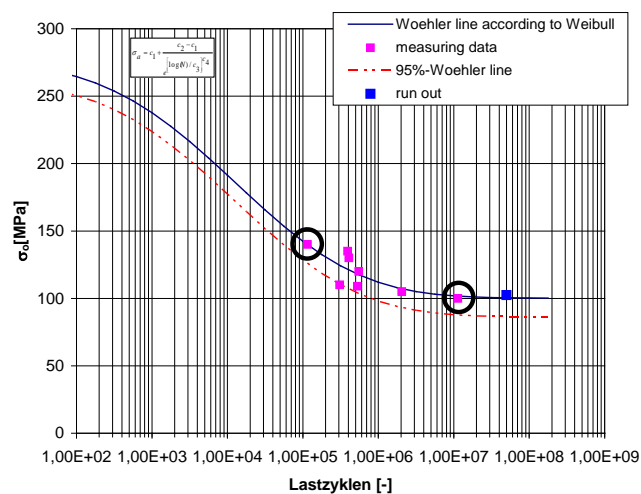
Rechts:
Restbruch, duktiler
Gewaltbruch, VG 9,
Probe 9-1



Für die zusätzliche bruchmechanische Auswertung (VG 9-18) wurde folgendermaßen vorgegangen:

Bild 4.62

Vorgehensweise
bzgl. Fraktographie



1. Auswahl je einer Probe mit hoher und niedriger Lebensdauer.
2. Dokumentation der Bruchfläche im Lichtmikroskop.
3. Dokumentation der Bruchfläche im REM.

Die Analyse der Bruchflächen (VG 9-18) mittels REM und Lichtmikroskop sei im Folgenden exemplarisch anhand von VG 12 dargestellt (Bild 4.63).

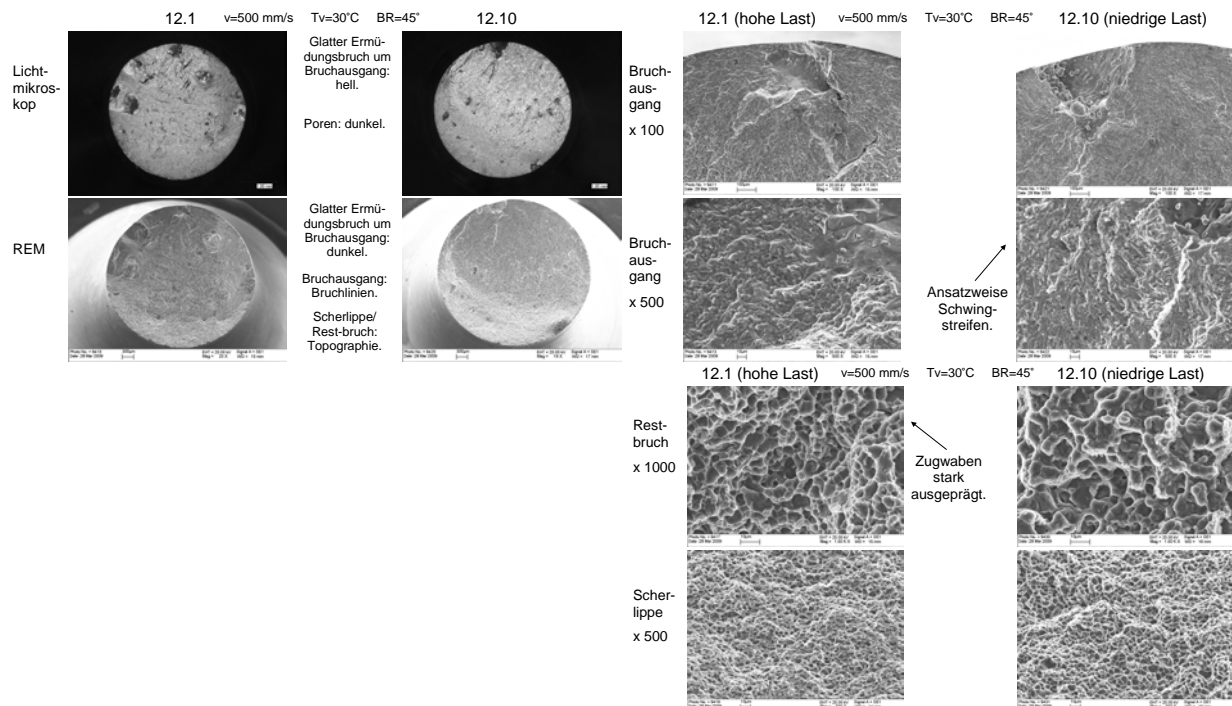


Bild 4.63: REM- und Lichtmikroskop-Bilder: Vergleich der Bruchbilder der VG 12 mit WB bei niedriger und hoher Last

Die Bruchbilder sind gekennzeichnet durch glatte Ermüdungsbrüche um die Bruchausgänge (im Lichtmikroskop heller Bereich, im REM dunkler Bereich). Bruchausgänge sind weitestgehend Ungängen im Randbereich der Proben. Ansatzweise sind Schwingstreifen zu erkennen. In der Restbruchfläche sind Zugwaben stark ausgeprägt.

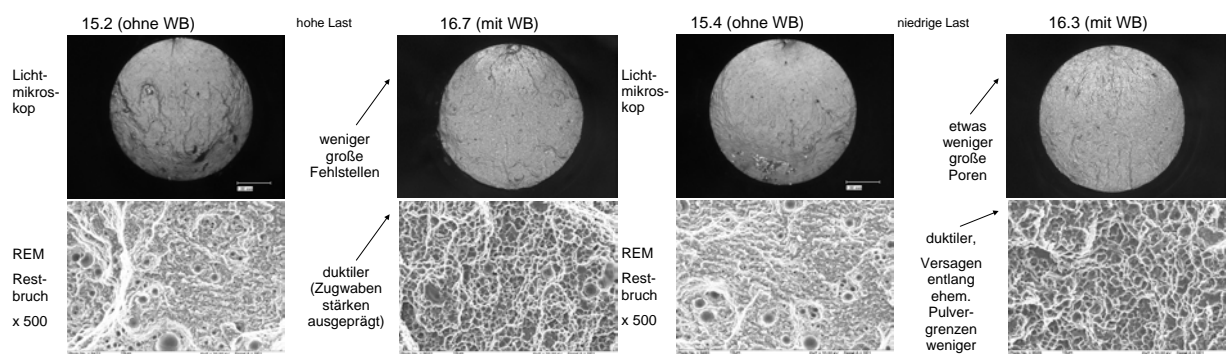


Bild 4.64: REM- und Lichtmikroskop-Bilder: Vergleich der Bruchflächen von Schwingproben mit und ohne WB bei niedriger und hoher Last, VG 15 u. 16

In Bild 4.64 werden Bruchbilder von Schwingproben mit und ohne WB verglichen. Sowohl bei niedriger als auch bei hoher Last zeigen die REM Bilder

der Restbruchfläche der WB-Proben ein duktileres Erscheinungsbild begründet durch die stärker ausgeprägten Zugwaben. Die Erkenntnisse aus den Bruchbildern decken sich mit den Ergebnissen der dynamischen Festigkeiten in Kapitel 4.6.3.

4.7 Zusammenfassung AlSi10Mg

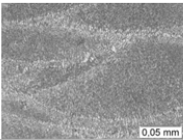
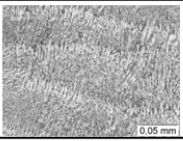
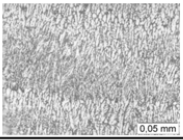
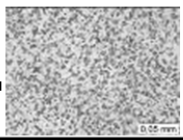
Die Verfahrensparameter für die Herstellung von Bauteilen mit einer Dichte größer 99,5% werden erarbeitet. Der Einfluss der Verfahrensparameter Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Vorwärmung auf die Bauteildichte und die Porosität wird bestimmt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen stehen in Form von Prozessdiagrammen zur Verfügung. Dabei zeigte sich u.a., dass für AlSi10Mg ein höherer Leistungsbedarf im Vergleich zu Stahlwerkstoffen erforderlich ist.

Die Untersuchungen zur Oberflächenqualität bestätigen, dass wie bei Stahlwerkstoffen bekannt, für AlSi10Mg die Oberflächenqualität von der Scangeschwindigkeit abhängig ist. Mit Steigerung der Scangeschwindigkeit nimmt die Oberflächenrauheit tendenziell ab. Die Vorwärmung der Bauteile im Aufbauprozess führt aufgrund einer Kornvergrößerung zu einer generellen Veränderung des Gefüges und diesbezüglich der mechanischen Eigenschaften. In Folge des durch den SLM-Prozess erzielten Gefüges sind die Werte für Dehngrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und der dynamischen Festigkeit vergleichbar oder zum Teil höher als die mit dem Druckgussverfahren hergestellten Proben. Ursache für das veränderte Gefüge sind die hohen Abkühlraten (ca. 10^6 K/s) und Erstarrungsgeschwindigkeiten.

Beispielsweise führen die geringere Scangeschwindigkeit und die Vorwärmung jeweils zu einer Reduzierung der Zugfestigkeit, wobei diese Festigkeit dennoch oberhalb der Zugfestigkeit von druckgegossenen Proben liegt. Die Härte als weitere mechanische Kenngröße der Proben hängt ebenfalls im Wesentlichen von der Scangeschwindigkeit und der Vorwärmung ab, wobei dennoch auch hier die Härte über der Grundhärte des Serienverfahrens (Druckguss) liegt. Die Ergebnisse zeigen, dass die mechanischen Eigenschaften die einschlägigen Festigkeitswerte und somit die Mindestanforderungen der Serienbauteile erreichen und im Bereich der Normangaben des Aluminiumschlüssels für druckgegossene Bauteile aus AlSi10Mg liegen. Der Einfluss der Prozessführung auf die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften ist somit bestimmt. In Bild 4.65 sind die einzelnen Korrelationen als Matrix dargestellt.

Bild 4.65

Korrelationen
zwischen
Prozessparametern,
Gefüge und den
mechanischen
Kennwerten für SLM
Bauteile aus
AlSi10Mg

	Vergroberung der Mikrostruktur	Härte	R_m	$R_{p0,2}$	A	S_o
v_s größer	↓ 	↑	↗	↑	↓	↓
v_s kleiner	↑ 	↓	↖	↓	↑	↑
Mit Vorwärmung	↑ 	↓	↓	↓	↑	↓↑
Wärmebeh. T6	— 	↓↑	↑	↑	↑	↓↑

Metallographische Untersuchungen der Bruchflächen zeigen, dass nicht so sehr die Aufbaurichtung, sondern die Feinheit des Gefüges die Bruchart der Proben beeinflusst. Feinere Gefüge, hervorgerufen durch eine große Scangeschwindigkeit, bewirken ein spröderes Gefüge, was sich in kleineren Bruchdehnungen äußert.

5 Aluminiumlegierung AlSi9Cu3

5.1 Anforderungen an SLM Bauteile aus AlSi9Cu3

Um die anwendungsorientierte Ausrichtung des Projektes zu gewährleisten, wird als zweites die Aluminiumdruckgusslegierung AlSi9Cu3 in Absprache mit den Endanwendern qualifiziert. Diese Legierung ist eine häufig eingesetzte Legierung der Endanwender. Die Anforderungen an den Werkstoff bzw. an die SLM Bauteile sind die mechanischen Festigkeiten der Bauteile des Serien-Fertigungsverfahren Druckguss zu erlangen und einzuhalten.

5.2 Charakteristik des Pulvers

AlSi9Cu3-Pulver wird mit der Kornfraktion <50 µm eingesetzt. Das Pulver, das von der Fa. Eckagranules hergestellt wird, wird vorher durch eine EDX-Analyse auf seine Bestandteile untersucht, damit die Richtigkeit der Zusammensetzung der Aluminiumlegierung gewährleistet ist (Tabelle 5.1).

% Si	% Cu	% Fe	% Zn	% Ni	% Mn	% Mg	% Cr	% Ti
9,36	2,20	0,63	0,78	0,070	0,21	0,33	0,033	0,044
% Si	% Cu	% Fe	% Zn	% Ni	% Mn	% Mg	% Cr	% Ti
9,12	0,018	0,17	0,003	0,047	<0,002	0,53	0	0,007

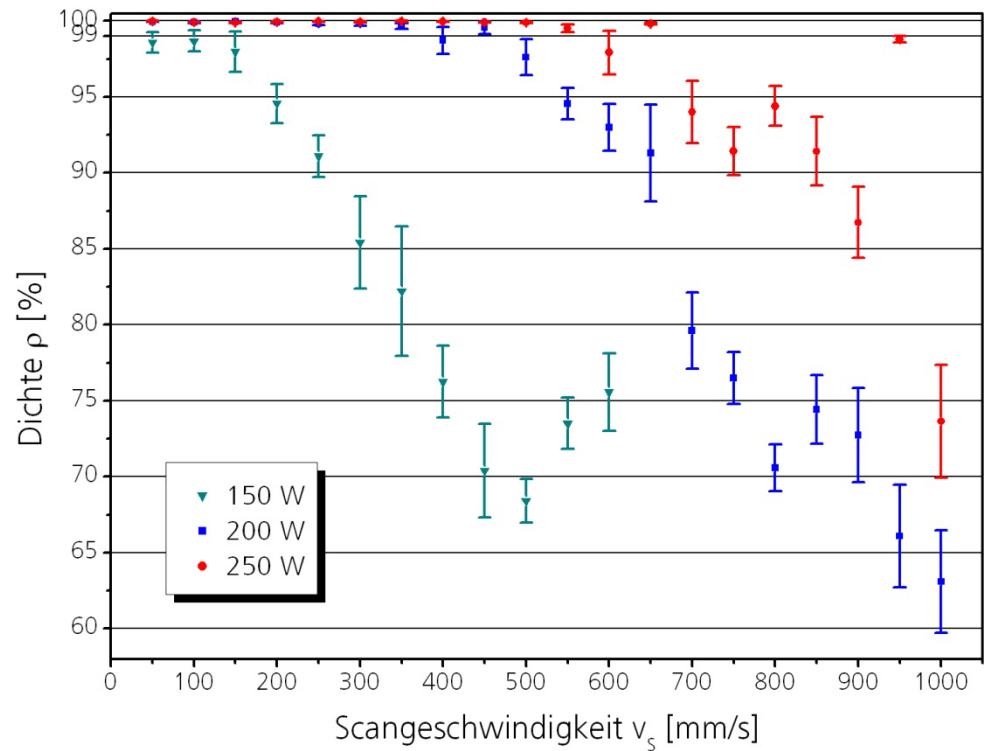
Tabelle 5.1: Zusammensetzung des Pulvers, oben: AlSi9Cu3, unten: AlSi10Mg

5.3 Dichte

Die Dichte der Würfelgeometrien in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit bei unterschiedlichen Laserleistungen ohne Vorwärmung ist in Bild 5.1 dargestellt. Das so genannte Prozessdiagramm zeigt wie mit zunehmender Scangeschwindigkeit die Dichte der Bauteile abnimmt.

Bild 5.1

Dichte von SLM-Bauteilen aus AlSi9Cu3 in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit und der Laserleistung bei $T_V = 30^\circ\text{C}$



Hierbei liegt die maximale Scangeschwindigkeit zum Erlangen einer Bauteildichte von $>99\%$ für $P_L = 250\text{ W}$ bei ca. $v_s = 500\text{ mm/s}$ und für $P_L = 200\text{ W}$ bei $v_s = 200\text{ mm/s}$. Für die Laserleistung $P_L = 150\text{ W}$ können unter den vorgegebenen Bedingungen keine dichten Bauteile hergestellt werden. In Bild 5.2 werden die Ergebnisse anhand der Querschliffe ausgewählter Proben verdeutlicht. Die polierten Querschliffe zeigen die Struktur der mit zunehmender Scangeschwindigkeit entstehenden Anbindungsfehler (Poren bzw. Fehlstellen).

Bild 5.2

Querschliffe von
SLM-Proben aus
AlSi9Cu3 für
unterschiedliche
Scan-
geschwindigkeiten
und Laserleistungen
bei $T_V = 30^\circ\text{C}$

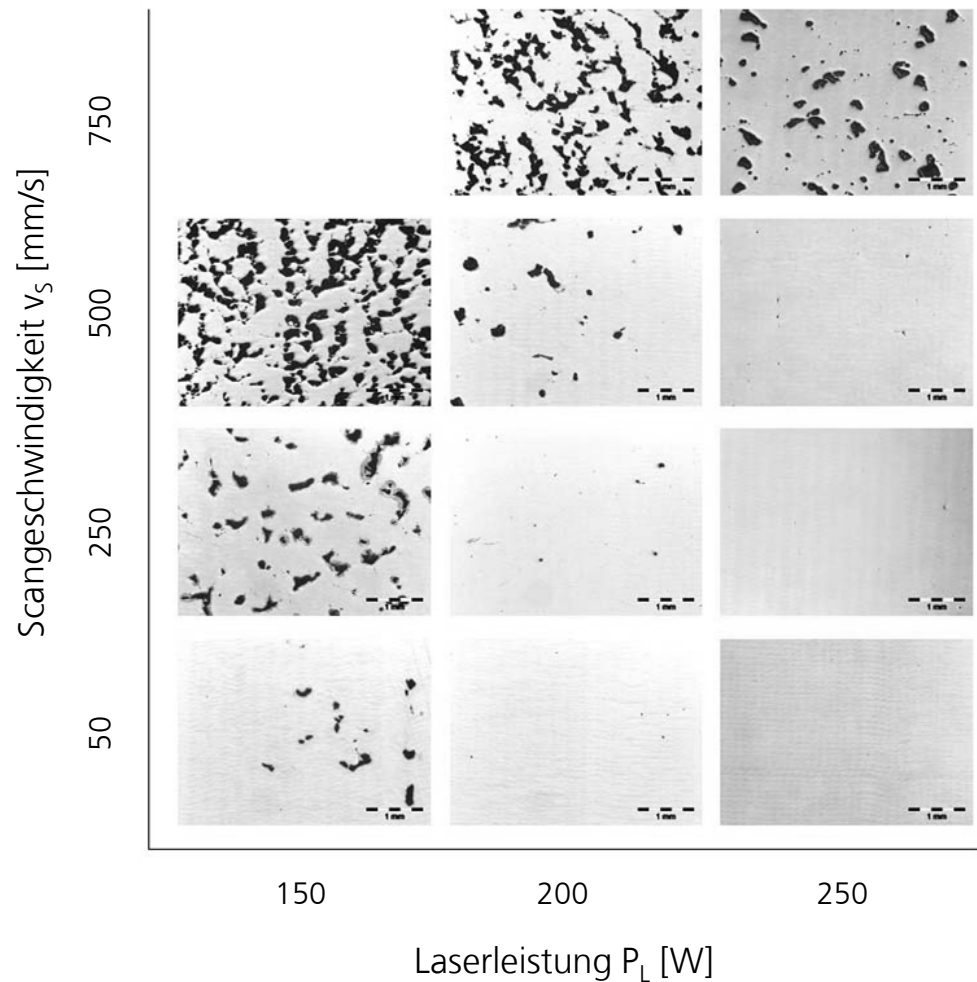
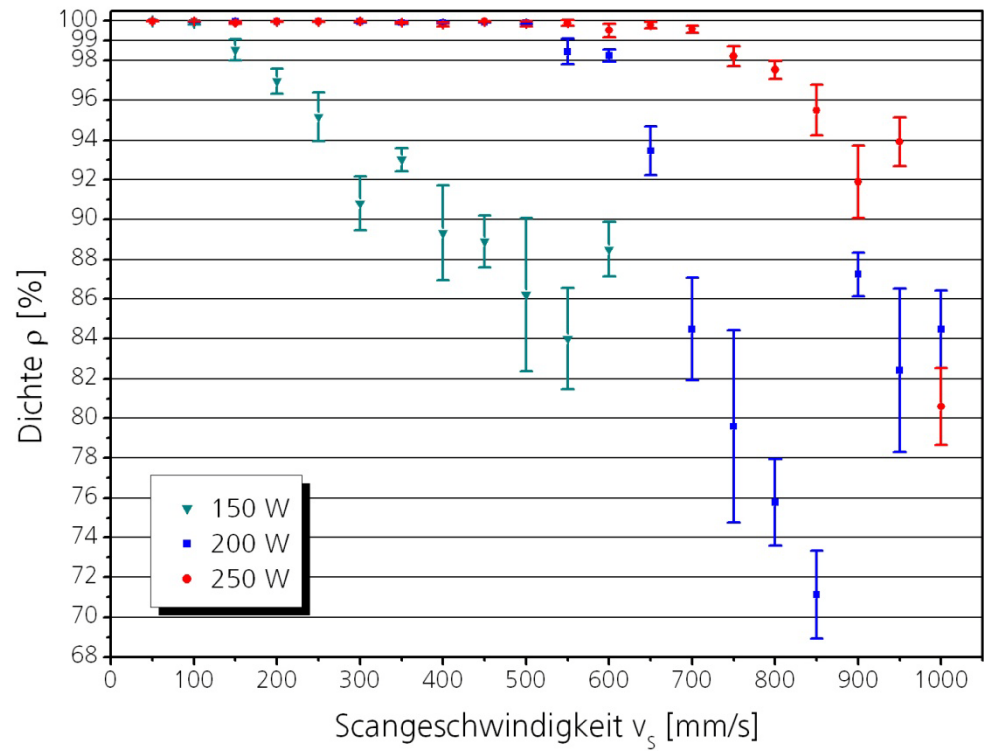


Bild 5.3 zeigt den Dichteverlauf bei einer Vorwärmung von $T_V = 400^\circ\text{C}$. Erstmals können hier auch bei einer Laserleistung von $P_L = 150\text{ W}$ dichte Proben ($\rho > 99,5\%$) hergestellt werden. Die maximale Scangeschwindigkeit zum Erlangen einer Bauteildichte von $>99\%$ liegen für $P_L = 250\text{ W}$ bei $v_s = 450\text{ mm/s}$, für $P_L = 200\text{ W}$ bei $v_s = 500\text{ mm/s}$ und für $P_L = 150\text{ W}$ bei $v_s = 150\text{ mm/s}$.

Bild 5.3

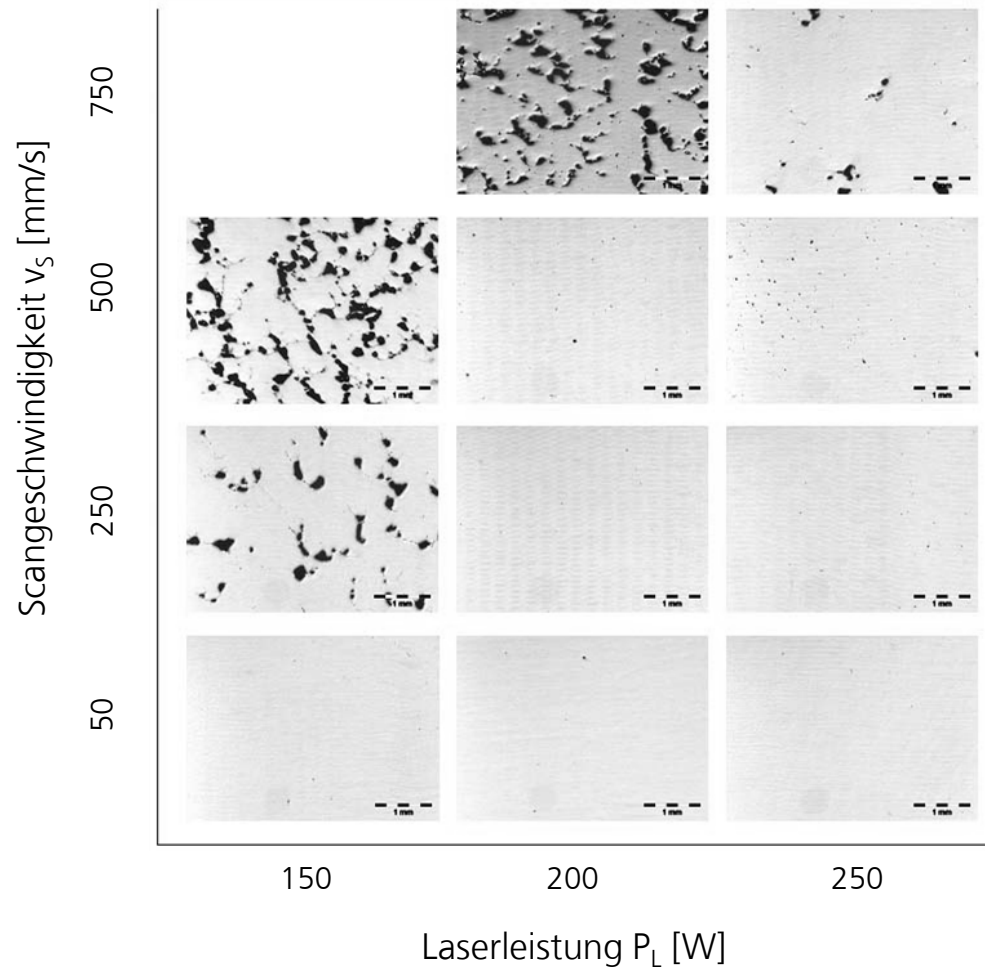
Dichte von SLM-Bauteilen aus AlSi9Cu3 in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit und der Laserleistung bei $T_V = 400^\circ\text{C}$



In Bild 5.4 sind die Querschliffe bei $T_V = 400^\circ\text{C}$ abgebildet. Die bereits erläuterten Effekte bei Erhöhung der Vorwärmtemperatur werden anschaulich.

Bild 5.4

Querschliffe von
SLM-Proben aus
AlSi9Cu3 für
unterschiedliche
Scan-
Geschwindigkeiten
und Laserleistungen
bei $T_V = 400^\circ\text{C}$



Wie in [5] beschrieben, wird durch eine Vorwärmung der Substratplatte die benötigte Differenzenergie, um den Werkstoff von Umgebungstemperatur auf Schmelztemperatur zu bringen, deutlich verringert. Dies bedeutet, dass im Vergleich zu einem Prozess ohne Vorwärmung bei gleicher Laserleistung höhere Scangeschwindigkeiten realisiert werden können.

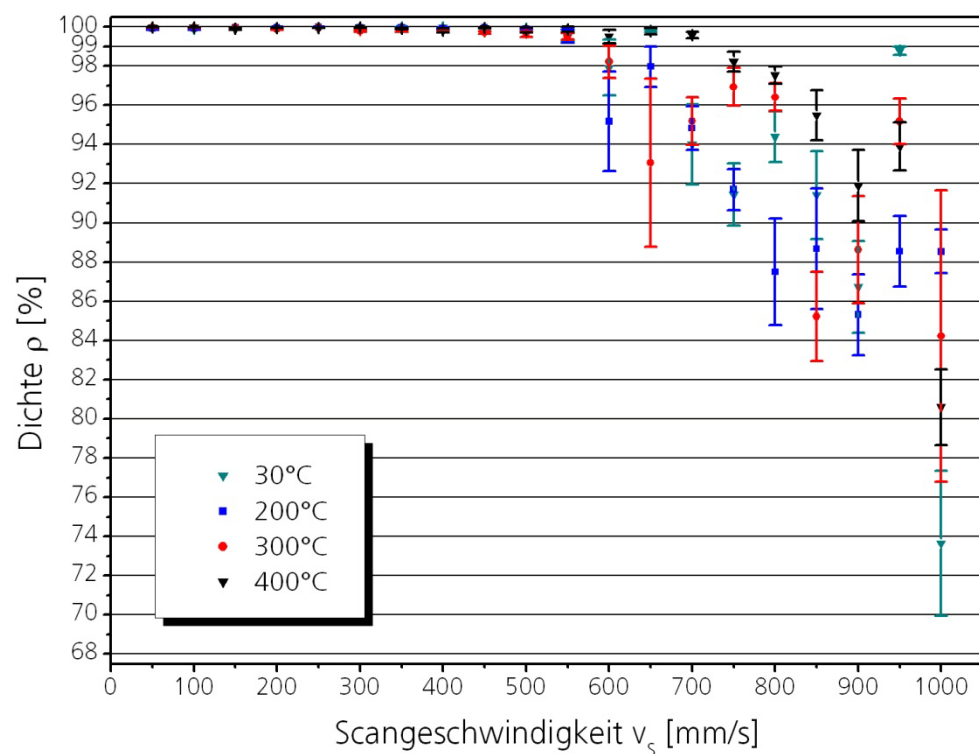
Diese Annahme wird in der Versuchsreihe jedoch nur eingeschränkt bestätigt. Bereits bei der obigen Betrachtung der Scangeschwindigkeiten zum Erlangen einer Dichte von $>99\%$ finden sich Widersprüche zu dieser Theorie, denn die Scangeschwindigkeit bei der Laserleistung von $P_L = 250\text{ W}$ nimmt entgegen der Annahme aus der Theorie mit zunehmender Vorwärmtemperatur von $T_V = 30^\circ\text{C}$ auf $T_V = 200^\circ\text{C}$ nicht zu sondern ab. Das dieser Widerspruch nicht nur bei ausgewählten Punkten auftritt verdeutlicht Bild 5.5 in dem der Verlauf der Dichte in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit und der

Vorwärmtemperatur beispielhaft für die Laserleistung von $P_L = 250 \text{ W}$ dargestellt ist.

Bild 5.5

Dichte von SLM-Bauteilen aus AlSi9Cu3 in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit und der Vorwärmtemperatur

$P_L = 250 \text{ W}$



Der Verlauf der Probendichte für $T_V = 200^\circ\text{C}$ liegt hier, entgegen der Annahme aus der Theorie, unterhalb des Verlaufs der Probendichte für $T_V = 30^\circ\text{C}$. Auf der anderen Seite macht das Diagramm aber auch deutlich, und dies gilt ebenfalls für alle drei Laserleistungen, dass die beschriebene Annahme in allen anderen Fällen zutrifft, so dass bei 400°C Vorwärmung eine Scangeschwindigkeit von 700 mm/s für eine Dichte von größer 99% erreicht wird.

Proben aufgebaut mit Vorwärmung aus der AlSi9Cu3 Legierung haben im Vergleich zu der AlSi10Mg Legierung weniger Wasserstoffporosität. Bedingt durch den höheren Kupferanteil in der Legierung benötigt die Legierung mehr Energie zum kompletten Schmelzen. Dies ist vermutlich die Ursache für die Steigerung der Scangeschwindigkeit für eine Dichte größer 99% bei einer Vorwärmung von 400°C von ca. 500 mm/s ($T_V = 30^\circ\text{C}$) auf 700 mm/s [11]. Durch die Vorwärmung wird insgesamt mehr Energie bereitgestellt. Dies gelingt bei den Proben der AlSi10Mg Legierung nicht, da die Dichte bei Verwendung der Vorwärmung durch die Wasserstoffporosität kleiner wird.

5.4 Gefüge

Die Mikrostruktur ist dem Gefüge der AlSi10Mg Proben ähnlich (Kap. 4.4). Das Gefüge besteht aus zellularen Dendriten des Aluminiummischkristalls und interdendritisch erstarrtem Eutektikum Al+Si (Bild 5.6). In den aus AlSi9Cu3 hergestellten Probekörpern treten Poren nur vereinzelt auf, Risse sind nicht vorhanden. Das SLM Mikrogefüge ist generell gekennzeichnet durch eine feine Mikrostruktur im Vergleich zu dem Gefüge von Druckgussbauteilen bedingt durch die schnellere Erstarrung beim SLM. Festzuhalten ist, dass mit einer Verringerung der Scangeschwindigkeit von 400 mm/s auf 50 mm/s eine Vergröberung des Gefüges resultiert (Bild 5.6).

Bild 5.6

Gefüge von
AlSi9Cu3

links:

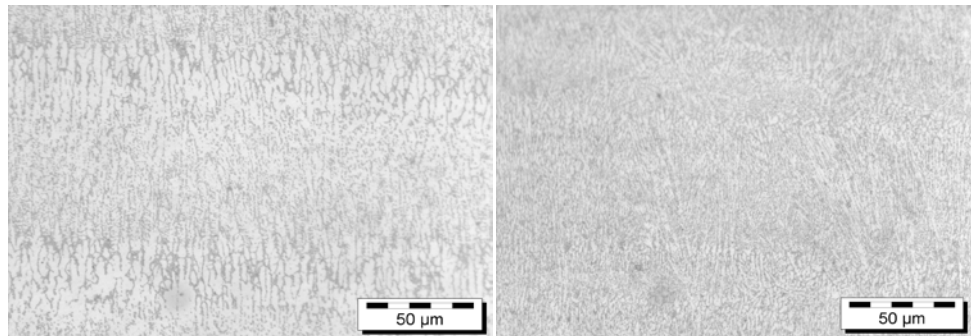
$v_s = 50 \text{ mm/s}$

rechts:

$v_s = 400 \text{ mm/s}$

$T_V = 30^\circ\text{C}$

$P_L = 250 \text{ W}$



Eine weitere Kornvergröberung wird durch den Einsatz der Vorwärmung (z.B. von 300°C) erreicht wie in Bild 5.7 dargestellt wird. Diese Kornvergröberung wird sich in den nachfolgenden mechanischen Kennwerten widerspiegeln.

Bild 5.7

Gefüge von
AlSi9Cu3

oben
links:
 $T_V = 30^\circ\text{C}$
rechts:
 $T_V = 30^\circ\text{C}$ mit T6 WB

unten
links:
 $T_V = 300^\circ\text{C}$
rechts:
 $T_V = 300^\circ\text{C}$ mit T6
WB

$v_S = 400 \text{ mm/s}$
 $P_L = 250 \text{ W}$

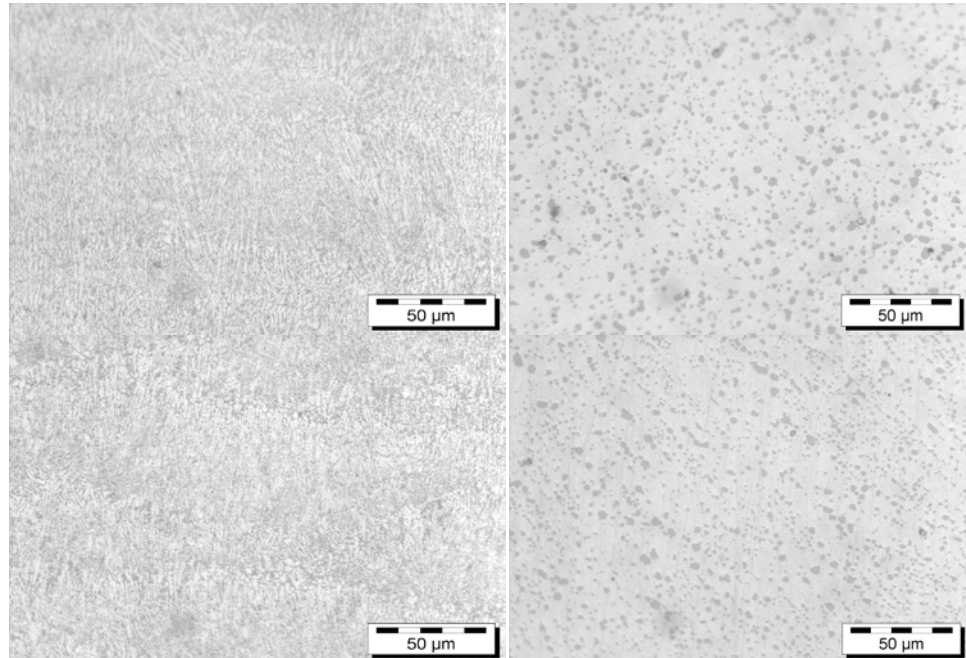


Bild 5.7 stellt den Vergleich zwischen der Mikrostruktur nachträglich wärmebehandelter Proben und SLM Proben ohne WB dar. Durch das Lösungsglühen und dem Auslagern während der T6 WB wird die Mikrostruktur homogenisiert und die Schweisslinsen bzw. -Raupen, resultierend aus dem schichtweisen Aufbau, sind nicht zu detektieren. Die Mikrostruktur der WB-Proben zeigt einen Aluminium Mischkristall (hell) mit eingebettetem ausscheidungsgehärtetem Silizium (grau).

5.5 Oberflächenqualität

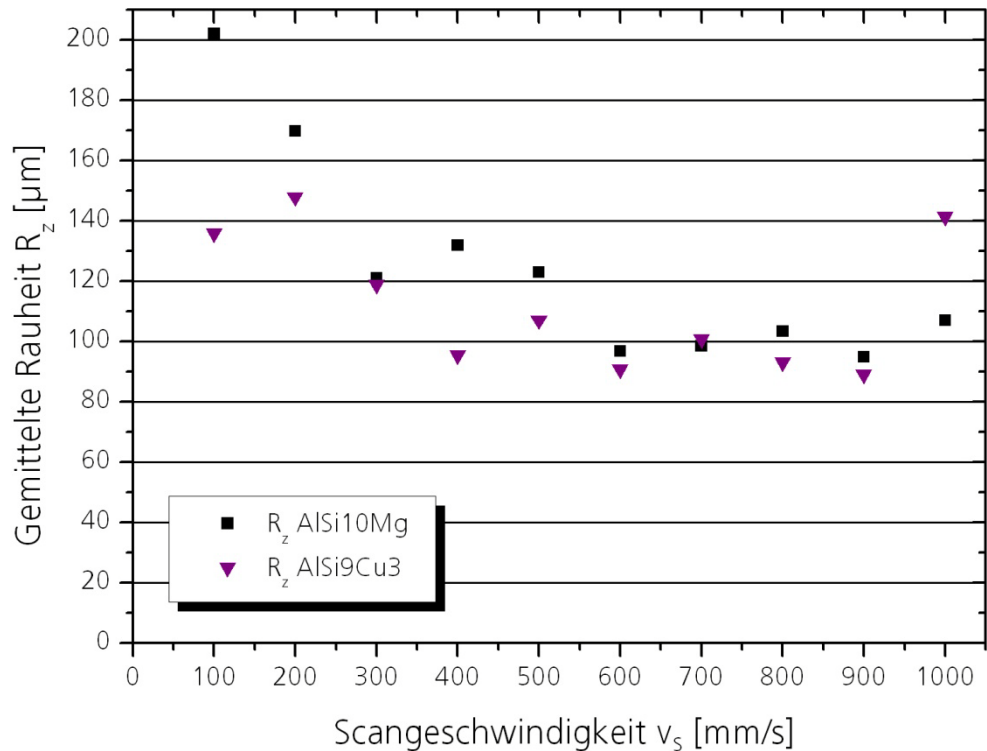
Wie für die Bauteile aus AlSi10Mg (s. Kapitel 4.5) wird für AlSi9Cu3 die Rauheit an senkrechten Wänden untersucht und mit den Ergebnissen für AlSi10Mg Bauteile verglichen (Bild 5.8). Aufgetragen ist die Rauheit R_z für die Werkstoffe AlSi10Mg und AlSi9Cu3. Die Punkte verlaufen für die AlSi9Cu3 Legierung ähnlich wie die für AlSi10Mg. Bei Scangeschwindigkeiten ab 400 mm/s wird die Rauheit kleiner bis auf ca. 90 µm. Die Legierung AlSi9Cu3 weist ein um ca. 5 µm kleineres Rauheitsniveau auf im Vergleich zu AlSi10Mg.

Bild 5.8

Abhängigkeit der
Oberflächenrauheit
von der
Scangeschwindigkeit
für AlSi10Mg und
AlSi9Cu3

H/K-Strategie
 v_s wird für H und K
variiert
 $P_L = 250 \text{ W}$
 $D_s = 50 \text{ }\mu\text{m}$

Mittelwerte aus 5
Messungen



Insgesamt verhält sich die Legierung AlSi9Cu3 im Bezug auf die Rauheit nahezu identisch im Vergleich zur AlSi10Mg Legierung.

5.6 Mechanische Kennwerte

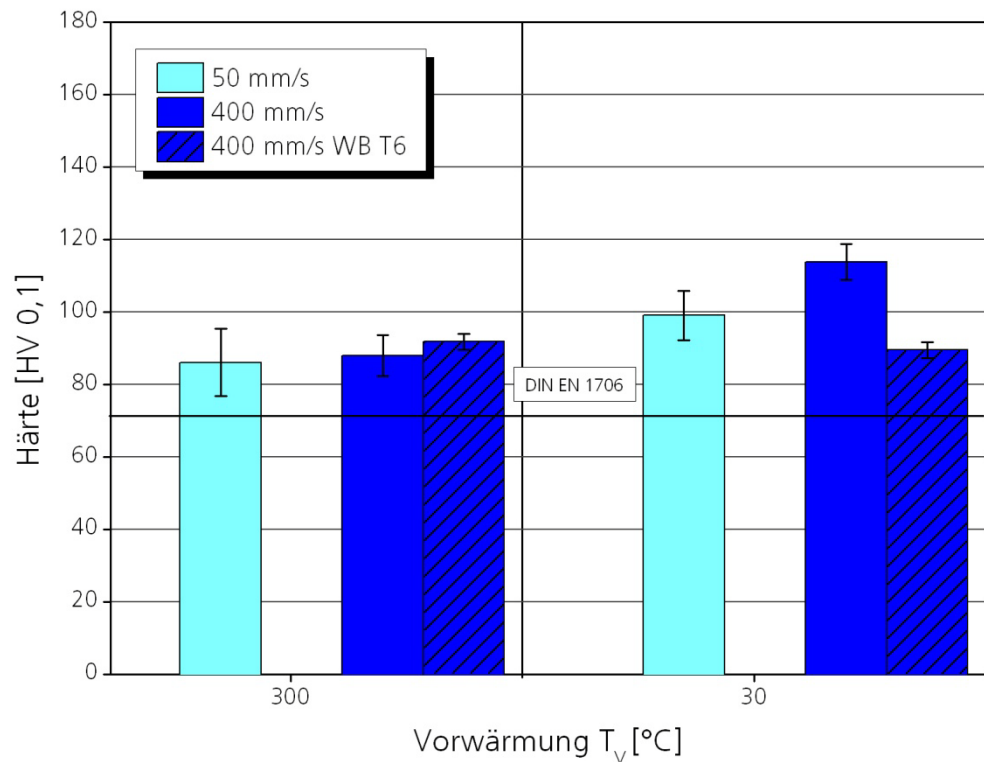
5.6.1 Härte

Die Härte für die Druckgusslegierung AlSi9Cu3 wird nach Vickers ermittelt (Kap. 4.6.1). Die Erstarrungsgeschwindigkeit kann durch die Scangeschwindigkeit und Vorwärmtemperatur beeinflusst werden [5]. Zur Bestimmung des Einflusses der Verfahrensparameter auf das Gefüge der Bauteile wird zunächst die Härte von Proben verglichen, die mit Scangeschwindigkeiten von 50 mm/s und 400 mm/s aufgebaut werden, als auch von Proben, die ohne Vorwärmung und mit einer Vorwärmtemperatur von 300°C aufgebaut werden (Bild 5.9). Die dargestellten Werte sind Mittelwerte aus den ermittelten 10 Messungen.

Bild 5.9

Härte in
Abhängigkeit von
Scangeschwindigkeit
($v_s = 50, 400 \text{ mm/s}$),
Vorwärm-
Temperatur
($T_v = 30^\circ\text{C}, 300^\circ\text{C}$)
und WB T6

$P_L = 250 \text{ W}$



Bei einer Scangeschwindigkeit von 400 mm/s wird eine Härte von ca. 115 HV 0,1 erreicht. Durch die Verkleinerung der Scangeschwindigkeit auf 50 mm/s wird die Erstarrungsgeschwindigkeit verringert, wobei sich ein grobkörnigeres Gefüge bildet (Bild 5.6) und somit sich die Härte auf ca. 100 HV 0,1 verkleinert. Durch eine Vorwärmtemperatur von 300°C nimmt die Härte weiter auf ca. 90 HV 0,1 ab, was immer noch dem Mindestwert für druckgegossene Teile aus AlSi9Cu3 ohne WB entspricht (laut DIN EN 1706). Die Härte von wärmebehandelten Proben i. V. zu nicht wärmebehandelten Proben zeigt, dass die Härte (90 HV 0,1) von Proben erstellt mit Vorwärmung sich nicht durch die WB ändert. Für Proben ohne Vorwärmung wird die Härte kleiner von 115 auf 90 HV 0,1 durch die nachträgliche WB. Insgesamt zeigen die Untersuchungen, dass durch eine WB unabhängig vom Ausgangszustand eine Härte von ca. 90 HV 0,1 eingestellt werden kann. Im Vergleich zu den Härtewerten der AlSi10Mg Legierung ist die Härte 25 HV 0,1 kleiner. Im industriellen Einsatz wird die AlSi9Cu3 Legierung typischerweise nicht einer T6 Wärmebehandlung unterzogen. Jedoch werden an dieser Stelle die Probegeometrien auch mit T6 wärmebehandelt, um einen Vergleich mit den mechanischen Eigenschaften der AlSi10Mg Legierung durchführen zu können.

5.6.2 Statische Belastung

Aufgrund der Ergebnisse der Dichtebestimmung, bei denen ermittelt worden ist, dass bei einer Laserleistung von 250 W und einer Scangeschwindigkeit von 400 mm/s eine Dichte von >99,5% gewährleistet wird, werden für die Herstellung der Zugproben, wie auch analog dazu für die Schwingproben (HCF) folgende Verfahrensparameter der einzelnen Versuchsreihen festgelegt und aufgebaut (Tabelle 5.2):

- **Scangeschwindigkeit:**
Zugproben mit 50 mm/s und 400 mm/s werden untersucht
- **Aufbaurichtung:**
Zugproben mit zwei Aufbaurichtungen 0° und 90° (s. Kap.3.7) mit und ohne Vorwärmung werden untersucht
- **Vorwärmung:**
Zugproben mit und ohne Vorwärmung für beide Aufbaurichtungen werden untersucht
- **Nachträgliche Wärmebehandlung:**
Zugproben (mit und ohne Vorwärmung) werden mit und ohne nachträgliche WB untersucht

Damit sollen der Einfluss dieser Verfahrensparameter und die mechanischen Eigenschaften bestimmt werden. Für die Zugproben werden je Versuchsreihe 10 Proben aufgebaut.

Versuchs-Nr.:	P _L [W]	v _s [mm/s]	Aufbaur. [°]	T _v [C°]	WB T6	Anzahl [Stk.]
1	250	400	0	RT*	nein	10
2	250	400	0	RT*	ja	10
3	250	400	90	RT*	nein	10
4	250	400	90	RT*	ja	10
5	250	400	0	300	nein	10
6	250	400	0	300	ja	10
7	250	400	90	300	nein	10
8	250	400	90	300	ja	10
9	250	50	0	RT*	nein	10

Tabelle 5.2: Parameterübersicht der Zugproben, *RT = 30°C

Zur Ermittlung der Festigkeit werden die Kennwerte aus dem Zugversuch nach DIN EN 10002 bei Raumtemperatur durch Festo ermittelt. Die dargestellten Werte sind Mittelwerte aus 10 Einzelversuchen.

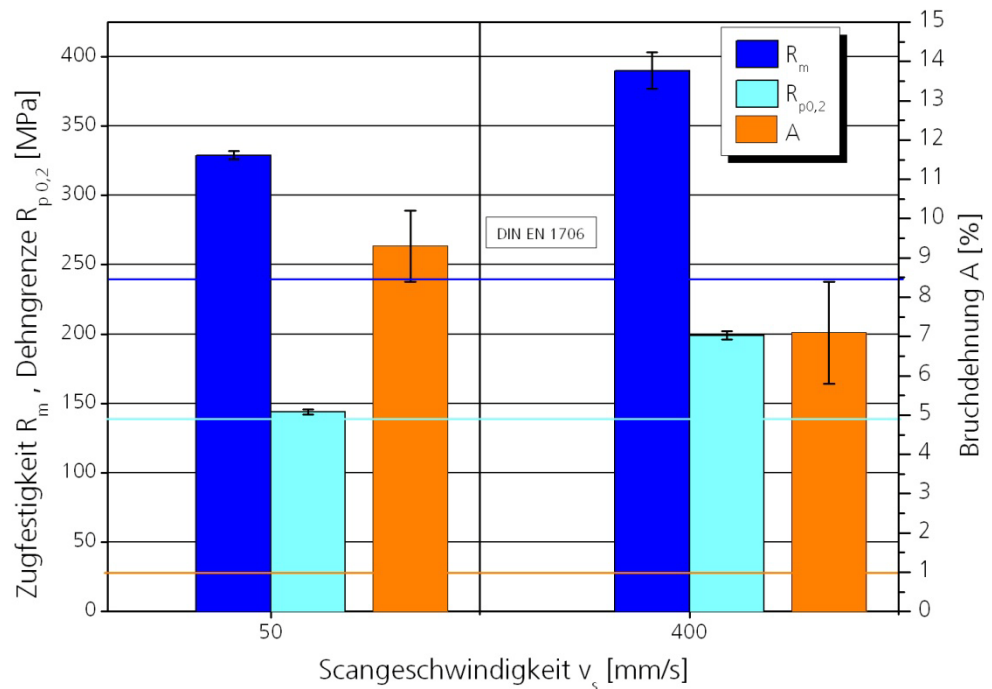
Bild 5.10

Zugfestigkeit R_m
Dehngrenze $R_{p0,2}$
und Bruchdehnung
A von SLM Proben
in Abhängigkeit von
Scangeschwindigkeit
für **0°-Proben**

$v_s = 50$ und
400 mm/s

**Ohne
Vorwärmung**

$P_L = 250$ W



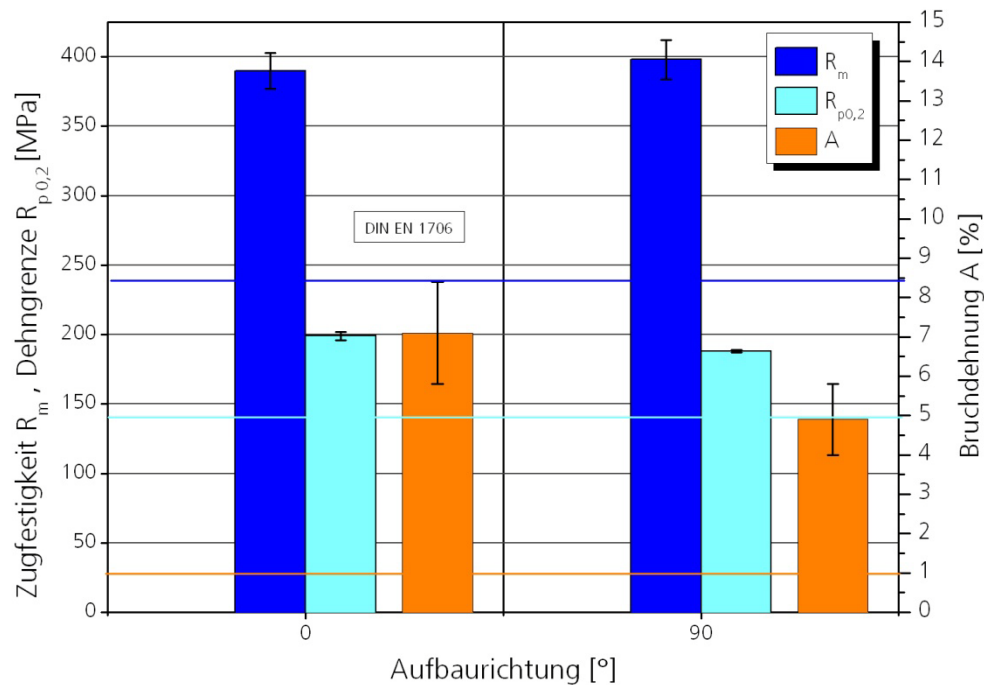
Bei Verringerung der Scangeschwindigkeit auf 50 mm/s verkleinern sich die Festigkeiten im Vergleich zu den Proben mit 400 mm/s (Bild 5.10). Die Zugfestigkeit sinkt von 385 MPa auf 325 MPa ab. Bei den Proben mit $v_s = 50$ mm/s ist die Dehngrenze 145 MPa i.V. zu 190 MPa. Die Bruchdehnung der Proben mit $v_s = 50$ mm/s beträgt 9% und ist größer als für die Proben mit $v_s = 400$ mm/s.

Bild 5.11

Zugfestigkeit R_m
Dehngrenze $R_{p0,2}$
und Bruchdehnung
A von SLM Proben
in Abhängigkeit von
den
Aufbaurichtungen

**Ohne
Vorwärmung**

$v_s = 400 \text{ mm/s}$
 $P_L = 250 \text{ W}$



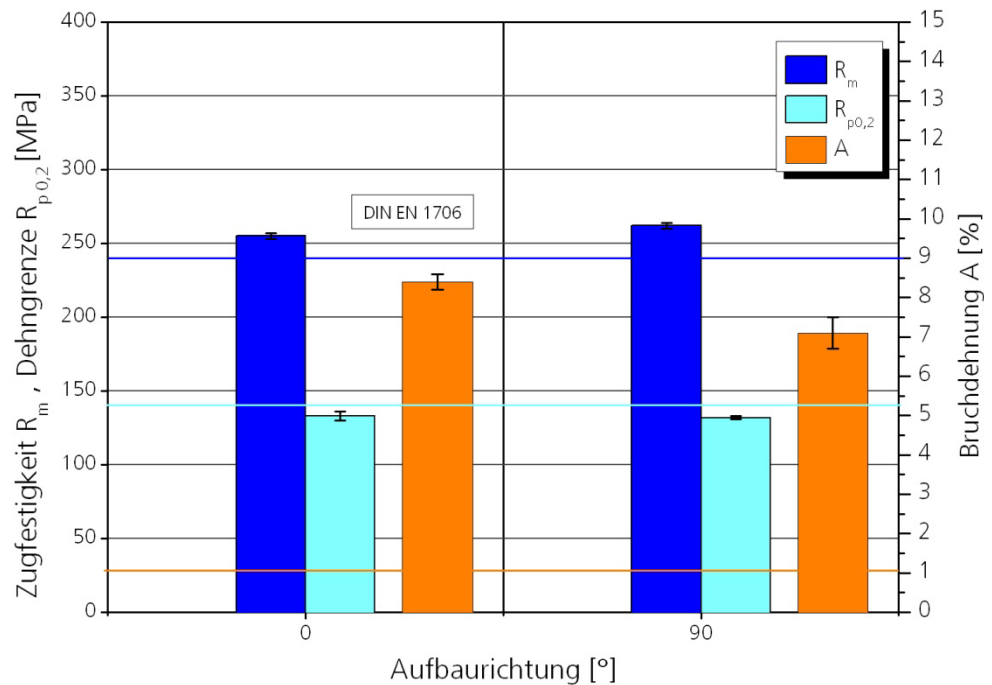
Die Zugfestigkeit für Proben aufgebaut ohne Vorwärmung und mit $v_s = 400 \text{ mm/s}$ liegt unabhängig von der Aufbaurichtung weit oberhalb der Normangaben ($R_m = 240 \text{ MPa}$) nach DIN EN 1706 des Aluminiumschlüssels für Druckguss aus AlSi9Cu3 (Bild 5.11) und reicht bis $R_m = 400 \text{ MPa}$ für beide Aufbaurichtungen. Sowohl die Zugfestigkeit als auch die Dehngrenze verhalten sich isotrop. Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ der Proben beträgt ca. 200 MPa. Die Bruchdehnung verhält sich anisotrop. Die 0°-Proben erreichen 7% Bruchdehnung, wo hingegen die 90°-Proben 5% Bruchdehnung aufweisen.

Bild 5.12

Zugfestigkeit R_m
Dehngrenze $R_{p0,2}$
und Bruchdehnung
A von SLM Proben
mit Vorwärmung in
Abhängigkeit von
den
Aufbaurichtungen

$T_v = 300^\circ\text{C}$

$v_s = 400 \text{ mm/s}$
 $P_L = 250 \text{ W}$



Die Festigkeiten der Proben, die mit einer Vorwärmung aufgebaut werden, zeigen ein isotropisches Verhalten, lediglich die Bruchdehnung zeigt ein anisotropes Verhalten (Bild 5.12). Die Bruchdehnung vergrößert sich, die Zugfestigkeit und Dehngrenze verkleinern sich.

Durch die Vorwärmung werden R_m und $R_{p0,2}$ für beide Aufbaurichtungen von 400 auf 260 MPa für R_m bzw. von 200 auf 130 MPa für $R_{p0,2}$ verkleinert.

Die Vorwärmung bewirkt eine Steigerung der Bruchdehnung auf ca. 8,5% für die 0°-Proben und auf 7% bei den 90°-Proben. Lediglich die Dehngrenze ist 10 MPa kleiner als der Normwert ($R_{p0,2} = 140 \text{ MPa}$).

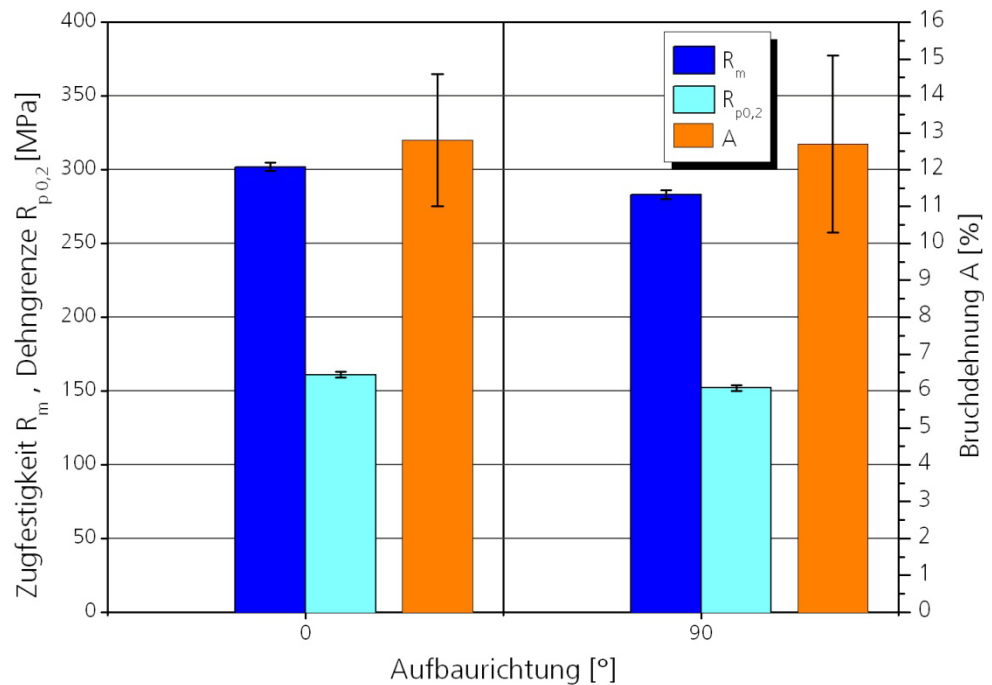
Ebenfalls werden Proben erstellt, die nachträglich eine Wärmebehandlung T6 (Kap. 3.9) erfahren (Bild 5.13 u. Bild 5.14).

Bild 5.13

Zugfestigkeit R_m
 Dehngrenze $R_{p0,2}$
 und Bruchdehnung
 A von SLM Proben
 mit einer T6
 Wärmebehandlung
 in Abhängigkeit von
 den
 Aufbaurichtungen

**Ohne
 Vorwärmung
 Mit T6 WB**

$v_s = 400 \text{ mm/s}$
 $P_L = 250 \text{ W}$



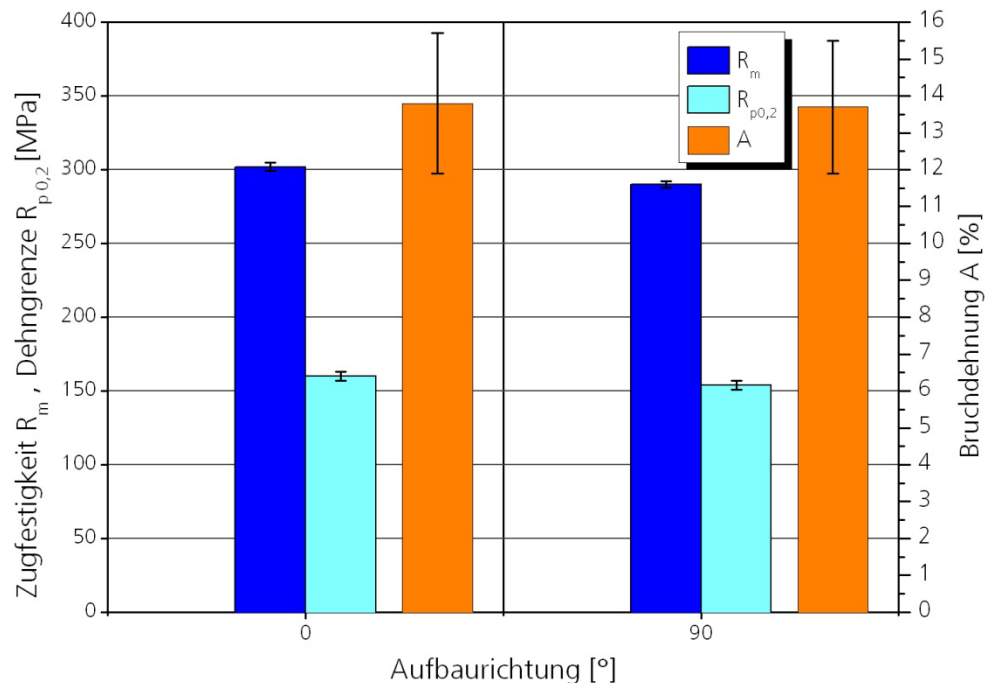
Die Ergebnisse in Bild 5.13 und Bild 5.14 zeigen, dass durch eine WB sich alle mechanischen Kennwerte isotrop für beide Aufbaurichtungen verhalten. Bei Proben ohne WB ist die Bruchdehnung noch abhängig von der Aufbaurichtung. Die Bruchdehnung ist unabhängig von einer Vorwärmung nach einer WB ausgeglichen für beide Aufbaurichtungen. Ohne Vorwärmung erreicht sie Werte von ca. 13% (Bild 5.13) und mit einer Vorwärmung ca. 14% (Bild 5.14). Die Festigkeiten R_m und $R_{p0,2}$ betragen unabhängig von einer Vorwärmung nach der WB 300 MPa bzw. 155 MPa. Bei Proben ohne Vorwärmung bedeutet das eine Verkleinerung der Festigkeiten und bei den Proben mit Vorwärmung eine Vergrößerung der Festigkeiten durch eine nachträglich WB.

Bild 5.14

Zugfestigkeit R_m
Dehngrenze $R_{p0,2}$
und Bruchdehnung
A von SLM Proben
mit Vorwärmung
und einer T6
Wärmebehandlung
in Abhängigkeit von
den
Aufbaurichtungen

$T_v = 300^\circ\text{C}$
Mit T6 WB

$v_s = 400 \text{ mm/s}$
 $P_L = 250 \text{ W}$



Insgesamt zeigen die Ergebnisse eine Korrelation der mechanischen Eigenschaften von den Verfahrensparametern. Mit geringerer Scangeschwindigkeit und/oder höherer Vorwärmtemperatur entsteht ein grobkörnigeres und somit duktileres Gefüge, was sich durch eine geringere Härte, geringere Festigkeit und größere Bruchdehnung äußert und ebenfalls die Ergebnisse der Untersuchungen des Gefüges hiermit bestätigen.

Für die statische Festigkeit ergibt sich somit, dass die ermittelten Kennwerte die Mindestanforderungen laut DIN EN 1706 ($R_m = 240 \text{ MPa}$, $R_{p0,2} = 140 \text{ MPa}$ und $A = 1,0\%$) erreichen bei $v_s = 400 \text{ mm/s}$ und teilweise übertreffen. Lediglich die Dehngrenze für Proben mit einer Vorwärmung oder 50 mm/s aufgebaut erreicht ein 10 MPa kleineren Wert als in der Norm.

Für die statische Festigkeit der wärmebehandelten SLM Proben wird kein Vergleich zu wärmebehandelten Druckgussbauteilen aus AlSi9Cu3 gemacht, da diese Werte nicht bekannt sind.

Die Zugfestigkeit der AlSi9Cu3 Proben ist mit ca. 40 MPa größer als die der AlSi10Mg Proben. Jedoch ist die Dehngrenze ca. 50 MPa kleiner im Vergleich zur Dehngrenze der AlSi10Mg Proben. Die Bruchdehnung der AlSi9Cu3 Proben ist deutlich größer als die der AlSi10Mg Proben.

Bei Proben mit Vorwärmung aufgebaut sind die Kennwerte der beiden Legierungen vergleichbar, lediglich die Bruchdehnung ist bei den AlSi9Cu3

Proben größer.

Eine nachträgliche WB bewirkt für die Proben ohne Vorwärmung aufgebaut für den Werkstoff AlSi10Mg eine Steigerung der Festigkeiten. Bei der AlSi9Cu3 Legierung verkleinern sich die Zugfestigkeit und Dehngrenze, die Bruchdehnung vergrößert sich.

Eine nachträgliche WB bewirkt für die Proben mit Vorwärmung aufgebaut sowohl für die AlSi10Mg als auch für die AlSi9Cu3 Proben eine Steigerung der Festigkeiten, wobei die Festigkeiten der AlSi10Mg Proben größer sind. Lediglich die Bruchdehnung der AlSi9Cu3 Proben ist größer.

Im Vergleich mit den mechanischen Kennwerten der AlSi10Mg Proben zeigt sich, dass die Abhängigkeiten von der Scangeschwindigkeit und der Vorwärmung bzw. WB vergleichbar sind. Deutlich unterschiedlich ist jedoch das Verhalten hinsichtlich der Aufbaurichtung. Bei den mechanischen Kennwerten der AlSi10Mg Proben verhalten sich Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung anisotrop, wo hingegen die mechanischen Kennwerte der AlSi9Cu3 Proben isotrope Werte zeigt.

Eine nachträgliche WB beseitigt diese Anisotropie der Festigkeiten in Abhängigkeit der Aufbaurichtung für die AlSi10Mg Proben mit Ausnahme der Bruchdehnung.

5.6.3 Dynamische Belastung

Für die dynamischen Untersuchungen werden Proben gemäß ASTM E 466 erstellt. Die Proben werden, wie die statischen Proben, in unterschiedlichen Aufbaurichtungen (0° u. 90°) und Scangeschwindigkeiten (50 mm/s u. 400 mm/s) aufgebaut. Eine 300°C Vorwärmung wird ebenfalls untersucht (Tabelle 5.3).

Versuchs-Nr.:	P _L [W]	v _s [mm/s]	Aufbaur. [°]	T _v [C°]	WB T6	Anzahl [Stk.]
10	250	400	0	RT*	nein	10
11	250	400	0	RT*	ja	10
12	250	400	90	RT*	nein	10
13	250	400	90	RT*	ja	10
14	250	400	0	300	nein	10
15	250	400	0	300	ja	10
16	250	400	90	300	nein	10
17	250	400	90	300	ja	10
18	250	50	0	RT*	nein	10

Tabelle 5.3: Parameterübersicht der Schwingproben, *RT = 30°C

Die Schwingzahl wird auf $N^*_D = 5 \times 10^7$ erhöht gemäß DIN EN 1706 (bei AlSi10Mg „nur“ 3×10^7 getestet). Dadurch verdoppelt sich die Prüfungszeit.

Das Spannungsverhältnis wird als $R = \sigma_u / \sigma_o = 0,1$ gesetzt bei den Proben, die unterhalb der Dehngrenze brechen. Das Spannungsverhältnis $R = -1$ wird für die Proben gewählt, die unterhalb der Dehngrenze nicht brechen (Durchläufer), um Brüche zu erzeugen ohne in den plastischen Bereich zu kommen. Bei $R = -1$ ist die Amplitude viel größer als bei $R = 0,1$ und die Amplitude senkt die Lebensdauer herab. In den Bereich der plastischen Verformung sollte man während der HCF Test nicht gelangen.

Zur Überprüfung der statischen Ergebnisse von FESTO und zur Prüfung der Streuung zwischen den Baujobs wird jeweils eine dynamische Probe statisch zerrissen und die Zugfestigkeit gemessen. Zum Teil werden starke Unterschiede gemessen. Eine Übersicht über die Versuchserie mit den Bauparametern und Unterschieden ΔR_m ist in Bild 5.15 gezeigt.

Bild 5.15

Übersicht über die
Versuchsserien und
Festigkeitswerte

Serie =
Versuchsnummer

Serie	10	11	12	13	14	15	16	17	18
V_{Scan} [mm/s]	400	400	400	400	400	400	400	400	50
P_L [W]	250	250	250	250	250	250	250	250	250
T_v [°C]	30	30	30	30	300	300	300	300	30
Baurichtung [°]	0	0	90	90	0	0	90	90	0
p_{atm} [hPa]	100	100	100	100	100	100	100	100	100
WBH LG 525°C/6h Abschrecken H ₂ O Auslagern 165°C/7h	nein	ja	nein	ja	nein	ja	nein	ja	nein
$R_{p0.2}$ [MPa] Festo	199	161	188	152	133	160	132	154	144
R_m [MPa] Festo	390	302	398	283	255	302	262	290	329
R_m [MPa] IW	333	436		255	264	329	328	251	409
ΔR_m (Festo - IW)	57	-134		28	-9	-27	-66	39	-80
Bemerkung	?	?		ok	ok	ok	?	?	?
Erledigt	√	√	√	√	-	√	√	-	-
Spannungsverhältnis	R=0.1	R=0.1	R=0.1	R=0.1	R=0.1 120MPa DL 130MPa DL	R=0.1 160 Mpa DL	R=0.1	R=0.1	R=0.1 140MPa DL
					R=-1	R=-1			R=-1

Ein Vergleich der Festigkeitswerte statisch und dynamisch zeigt folgende Ergebnisse (Tabelle 5.4).

Vergleich						Zu-/Abnahme			Dauerfestigkeit
von	mit	v-scan	Tv	Richtung	WB	$R_{p0.2}$	R_m	A	
400mm/s	50mm/s	-	30	0	0	138%	119%	76%	
30°C	300°C	400	-	0	0	150%	153%	85%	
		400	-	0	1	101%	100%	93%	
		400	-	90	0	142%	152%	69%	
		400	-	90	1	99%	98%	93%	34%
0°	90°	400	30	-	0	106%	98%	145%	345%
		400	30	-	1	106%	107%	101%	186%
		400	300	-	0	101%	97%	118%	
		400	300	-	1	104%	104%	101%	
ohne WB	WB	400	30	0	-	124%	129%	55%	93%
		400	30	90	-	124%	141%	39%	50%
		400	300	0	-	83%	84%	61%	
		400	300	90	-	86%	90%	52%	

Tabelle 5.4: Vergleich von statischen und dynamischen Festigkeitswerten bei verschiedenen Parametern

Die Tabelle 5.4 führt zu folgenden Erkenntnissen:

- 400 mm/s anstatt 50 mm/s → höhere stat. Festigkeit, geringere Dehnung
- 30°C anstatt 300°C Vorwärmung → meist höhere Festigkeit, geringere Dehnung → niedrigere dynamische Festigkeit
- 0° anstatt 90° → (höhere Festigkeit), höhere Dehnung → höhere dynamische Festigkeit

- ohne WB → Bei 30°C Proben höhere Festigkeit, niedrigere Dehnung → niedrigere dynamische Festigkeit
- ohne WB → Bei 300°C Proben niedrigere Festigkeit, niedrigere Dehnung → niedrigere dynamische Festigkeit
- WB → in jedem Fall höhere Dehnung

In Bild 5.16, Bild 5.17 u. Bild 5.18 sind die Ergebnisse der Dauerfestigkeits-Untersuchungen gezeigt.

Bild 5.16

σ_o -N-Punkte-
Diagramm (R = 0,1)

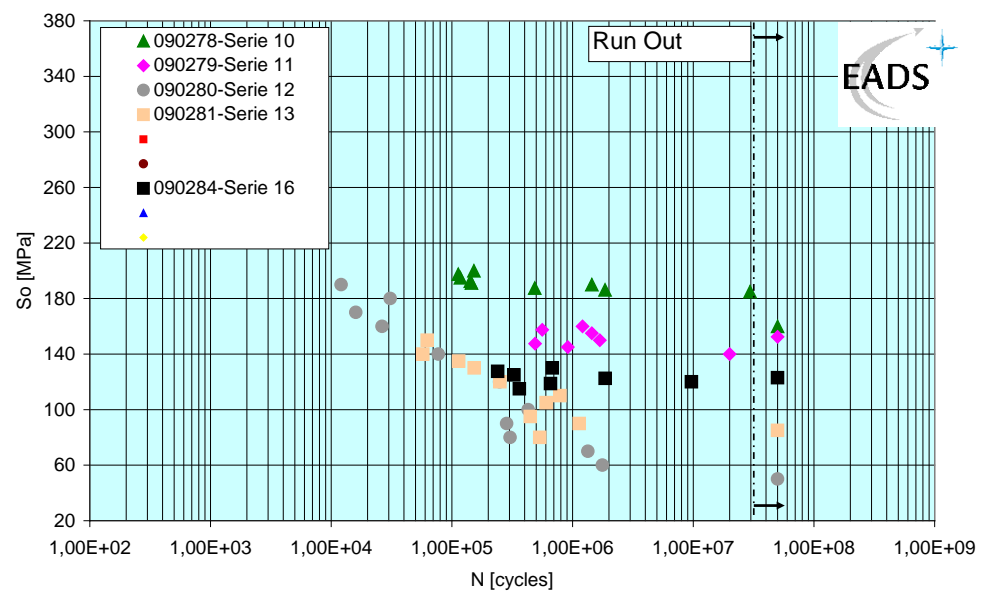


Bild 5.17

σ_o -N-Diagramm
nach Weibull
Verteilung (R = 0,1)

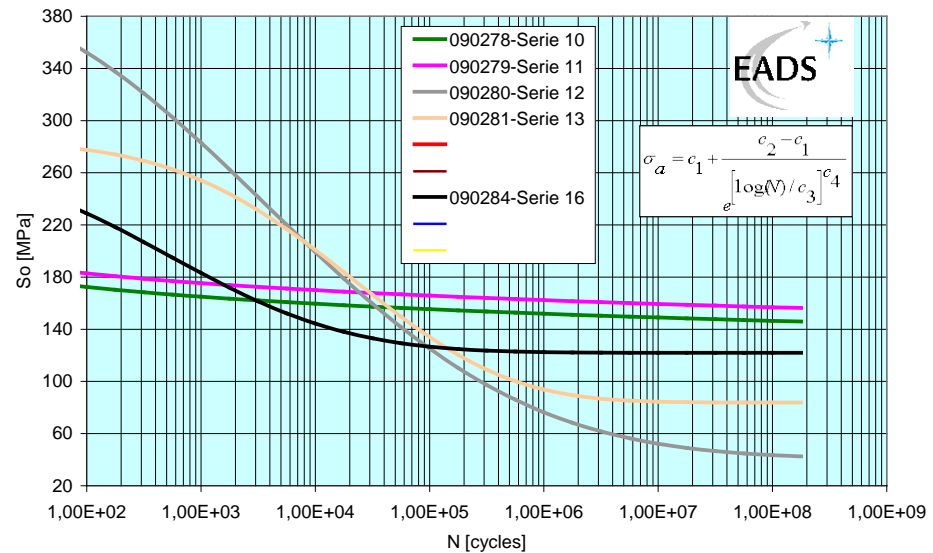
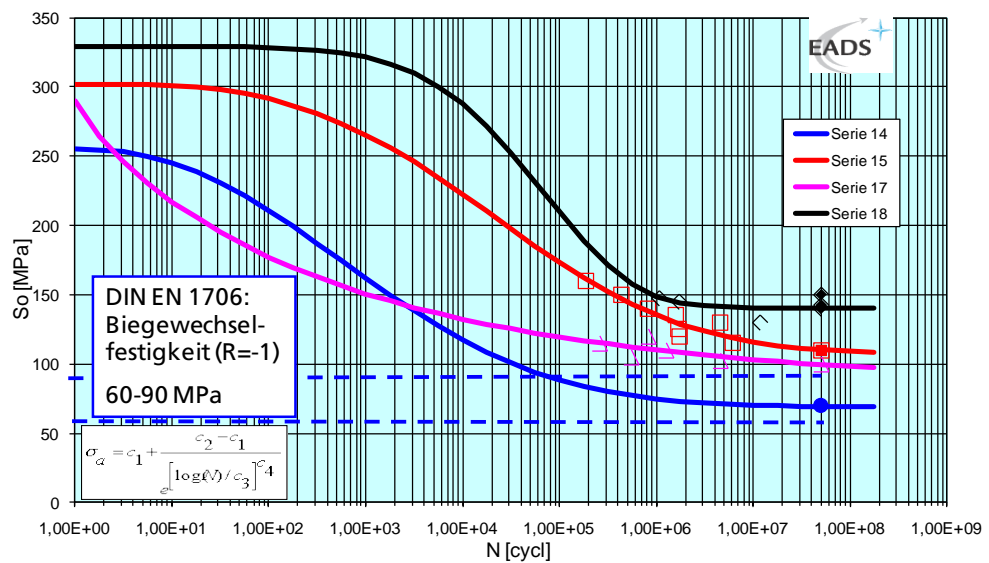


Bild 5.18

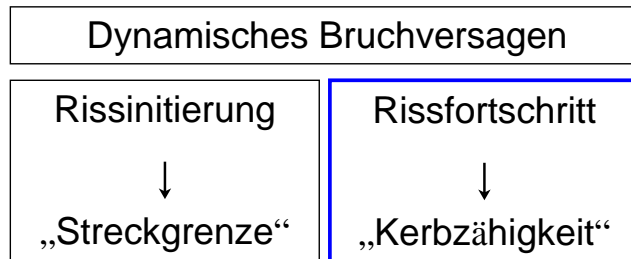
σ_o -N-Diagramm
nach Weibull
Verteilung (R = -1)



Die Proben mit hoher statischer Festigkeit zeigen eine niedrige dynamische Festigkeit und umgekehrt! Eine Begründung ist schematisch in Bild 5.19 skizziert und im Folgenden erläutert:

Bild 5.19

Schematische Darstellung einer Aufteilung des dynamischen Bruchversagens



Das SLM Material hat Fehlstellen, nicht aufgeschmolzene Bereiche, Schlechtbindestellen → Mikrokerben → lokaler Kerbfaktor $K_t \gg 1$ → Schnelle Rissinitiation → Rissfortschritt-Verhalten ist dominierende Größe im dynamischen Bruchversagen → Je höher die Kerbzähigkeit, d.h. je niedriger die statische Festigkeit, desto höher ist dynamische Festigkeit.

Hinsichtlich der Biegewechselfestigkeitswerte nach DIN EN 1706 haben die SLM Proben eine ausgezeichnete dynamische Festigkeit (konservativer Vergleich mit Biegewechselfestigkeit).

5.7 Zusammenfassung AlSi9Cu3

Die Verfahrensparameter für die Herstellung von Bauteilen mit einer Dichte größer 99,5% werden erarbeitet. Der Einfluss der Verfahrensparameter Laserleistung, Scangeschwindigkeit und Vorwärmung auf die Bauteildichte und die Porosität wird bestimmt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen stehen in Form von Prozessdiagrammen zur Verfügung. Dabei zeigte sich u.a., dass für AlSi9Cu3 ein höherer Leistungsbedarf im Vergleich zu Stahlwerkstoffen erforderlich ist. Auch im Vergleich zu AlSi10Mg wird ein größerer Leistungsbedarf zum Schmelzen benötigt.

Die Untersuchungen zur Oberflächenqualität bestätigen, dass sich die Rauheiten nahezu identisch zu den Rauheiten der AlSi10Mg Proben verhalten. Die Vorwärmung der Bauteile im Aufbauprozess führt aufgrund einer Kornvergrößerung zu einer generellen Veränderung des Gefüges und diesbezüglich der mechanischen Eigenschaften. In Folge des durch den SLM-Prozess erzielten Gefüges sind die Werte für Dehngrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und der dynamische Festigkeit vergleichbar oder zum Teil höher als die mit dem Druckgussverfahren hergestellten Proben. Ursache für das veränderte Gefüge sind die hohen Abkühlraten (ca. 10^6 K/s) und Erstarrungsgeschwindigkeiten.

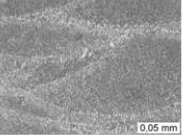
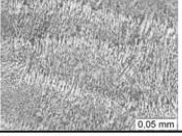
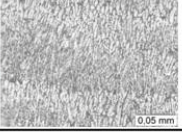
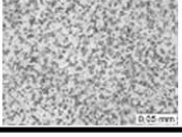
Beispielsweise führen die geringere Scangeschwindigkeit und die Vorwärmung jeweils zu einer Reduzierung der Zugfestigkeit, wobei diese Festigkeit dennoch oberhalb der Zugfestigkeit von druckgegossenen Proben liegt. Die Härte als weitere mechanische Kenngröße der Proben hängt ebenfalls im Wesentlichen von der Scangeschwindigkeit und der Vorwärmung ab, wobei dennoch auch hier die Härte über der Grundhärte des Serienverfahrens (Druckguss) liegt.

Im Vergleich zu den mechanischen Kennwerte der AlSi10Mg Legierung, verhalten sich die Festigkeiten der AlSi9Cu3 Bauteile isotrop für liegende und stehende Bauteile mit Ausnahme der Bruchdehnung. Die Scangeschwindigkeit hat einen kleineren Einfluss auf die Festigkeit der Bauteile im Vergleich zu der Scangeschwindigkeit beim Fertigen von AlSi10Mg Bauteilen.

Die Ergebnisse zeigen, dass die mechanischen Eigenschaften die Festigkeitswerte und somit die Mindestanforderungen der Serienbauteile erreichen und im Bereich der Normangaben nach DIN EN 1706 des Aluminiumschlüssels für druckgegossenen Bauteile aus AlSi9Cu3 liegen. Der Einfluss der Prozessführung auf die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften ist somit bestimmt. In Bild 5.20 sind die einzelnen Korrelationen als Matrix dargestellt.

Bild 5.20

Korrelationen zwischen Prozessparametern, Gefüge und den mechanischen Kennwerten für SLM Bauteile aus AlSi9Cu3

	Vergrößerung der Mikrostruktur	Härte	R _m	R _{p0,2}	A	S _o
v_s größer		↑	↗	↗	↓	↓
v_s kleiner		↓	↗	↗	↑	↑
Mit Vorwärmung		↘	↓	↓	↑	↓↑
Wärmebeh. T6		↓↑	↓↑	↓↑	↑	↓↑

6 Aluminiumlegierung AlMgScZr

6.1 Motivation SLM-Bauteile aus AlMgScZr durch SLM zu fertigen

Der Werkstoff AlMgScZr weist eine Kombination aus guter Korrosionsbeständigkeit und Fügeeigenschaft der AlMg-Legierung und dem guten Ausscheidungshärtungs-Verhalten von Al_3Sc (+Zr) auf. Voraussetzung für den festigkeitssteigernden Effekt ist eine hohe Abkühlrate der Schmelze. Bisherige Arbeiten zeigen die erfolgreiche Umsetzung mit dem Melt-Spin-Verfahren (Abkühlraten von 10^4 bis 10^6 K/s). Typische Bauteile sind bisher Extrusionsbauteile.

Bei erfolgreicher Umsetzung mittels SLM ermöglicht dies die Fertigung komplexer 3D-Bauteile aus AlMgScZr (bei Festigkeitssteigerung) was bisher nicht möglich ist.

6.2 Dichte

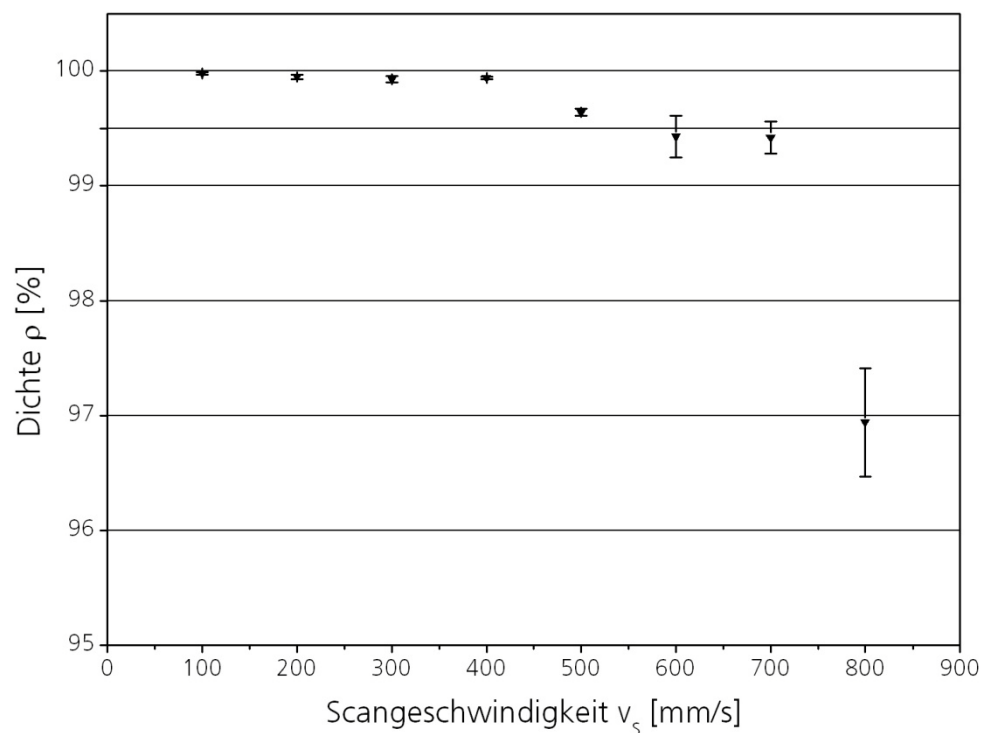
Primäres Ziel bei der Qualifizierung eines Werkstoffs für das SLM ist eine Bauteildichte von nahezu 100%. Die Dichte der Würfelgeometrien in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit bei 250 W Laserleistung ohne Vorwärmung ist in Bild 6.1 dargestellt. Das Prozessdiagramm zeigt, wie mit zunehmender Scangeschwindigkeit die Dichte der Bauteile abnimmt.

Bild 6.1

Dichte von SLM-Bauteilen aus AlMgScZr in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit

$P_L = 250 \text{ W}$
 $T_V = 30^\circ\text{C}$

Mittelwerte aus 10 Messungen



Bei einer Scangeschwindigkeit bis zu 500 mm/s wird noch eine Dichte größer 99,5% erreicht.

6.3 Gefüge

In allen Querschliffen sind keine Risse zu erkennen. Bild 6.2 verdeutlicht die Dichtewerte anhand ausgewählter Querschliffe der AlMgScZr Proben. Bei kleineren Scangeschwindigkeiten bis 400 mm/s sind fast keine Fehlstellen im Gefüge sichtbar. Ab 600 mm/s ist eine Mikroporosität zu erkennen. Der Querschliff der Probe mit 800 mm/s Scangeschwindigkeit zeigt Fehlstellen und Mikroporen.

Bild 6.2

Gefüge von
AlMgScZr

links:

$v_s = 100 \text{ mm/s}$

$v_s = 600 \text{ mm/s}$

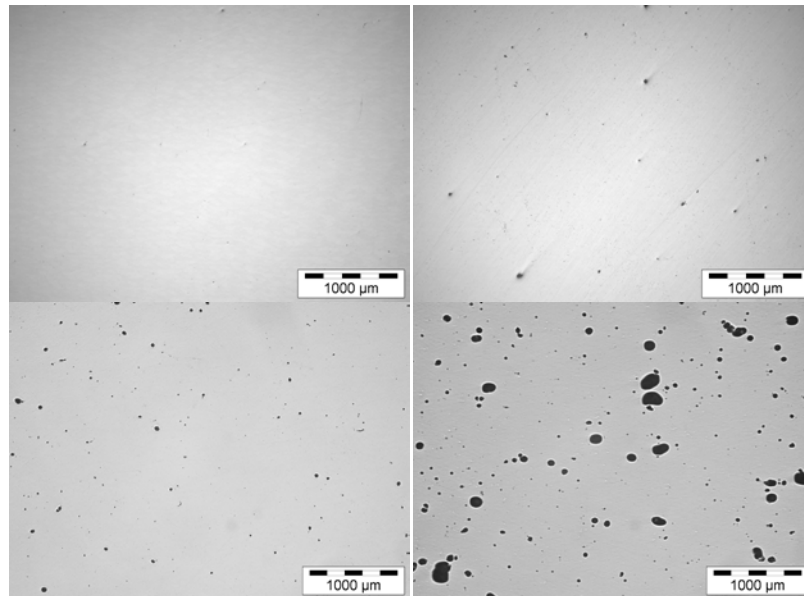
rechts:

$v_s = 400 \text{ mm/s}$

$v_s = 800 \text{ mm/s}$

$T_v = 30^\circ\text{C}$

$P_L = 250 \text{ W}$



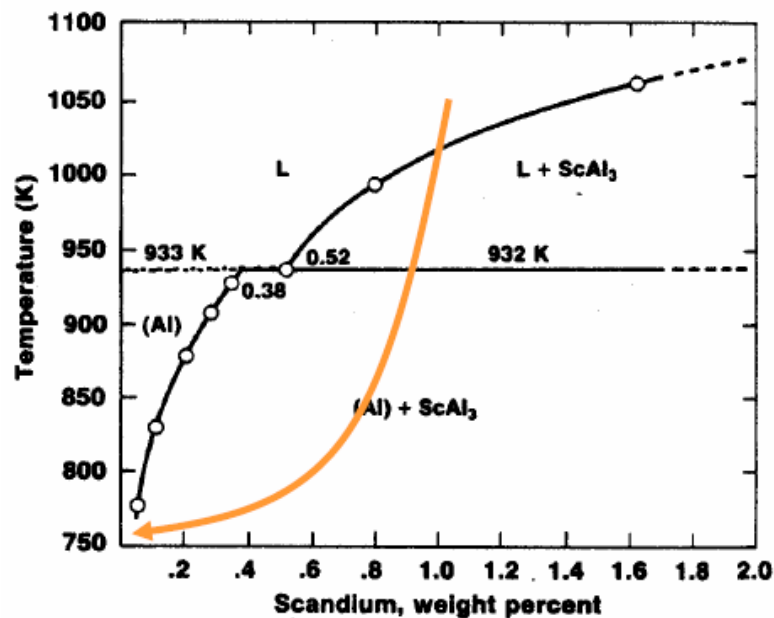
6.4 Mechanische Kennwerte

6.4.1 Härte

Die verwendete Legierung hat einen hypereutektischen Scandiumbestandteil (größer 0,5 Gewichtsprozent, Bild 6.3). Dieser Anteil und die schnelle Erstarrung beim SLM ermöglicht das Bilden eines übersättigten Mischkristall (Scandium in Zwangslösung). Durch eine anschließende Ausscheidungshärtung durch eine Wärmebehandlung von 4 h bei 300°C entstehen nanopartikuläre Ausscheidungen des Typs $\text{Al}_3\text{Sc}(\text{Zr})$, die festigkeitssteigernd sind.

Bild 6.3

Al-Sc Phasen
Diagramm
[12]



Um diese Theorie durch Experimente zu bestätigen, werden die Härtewerte vor und nach der WB (4 h bei 300°C) von AlMgScZr Proben gemessen.

Die Würfel werden wie bei den anderen Legierungen einer Härtemessung unterzogen. Das Diagramm in Bild 6.4 stellt die Härte in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit dar. Für alle untersuchten Scangeschwindigkeiten ergeben sich Härten zwischen 80 und 110 HV 0,1.

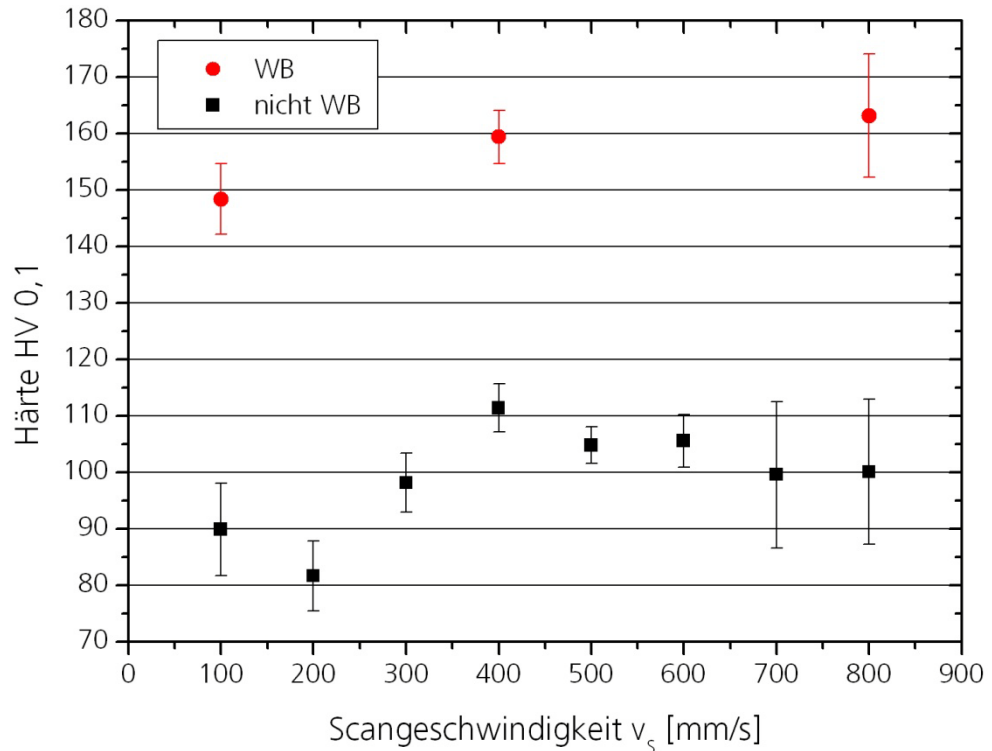
Drei Proben mit unterschiedlichen Scangeschwindigkeiten werden der WB 4 h bei 300°C unterzogen und die Härte gemessen. In Bild 6.4 sind die Härtewerte dargestellt. Alle drei gemessenen Härtewerte vergrößern sich im Vergleich zu den nicht wärmebehandelten Proben um ca. 50%. Die Absolutwerte sind ca. 160 HV 0,1.

Bild 6.4

Härte von SLM-Bauteilen aus AlMgScZr in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit und nachträglich WB und nicht WB 4 h/300°C

$P_L = 250 \text{ W}$
 $T_V = 30^\circ\text{C}$

Mittelwerte aus 10 Messungen



Durch diese Untersuchung kann gezeigt werden, dass bedingt durch die hohen Abkühlraten beim SLM bei diesem Werkstoff eine festigkeitssteigernde Wirkung erzielt werden kann. Dies wird anschließend durch Zugproben untermauert.

6.4.2 Statische Belastungen

20 Rundzugproben B4 x 20 ($\varnothing 6$ x 45 mm) werden zur Untersuchung der statischen Kennwerte aufgebaut (10 x 0° -Proben, 10 x 90° -Proben). Die WB wird mit folgenden Parametern durchgeführt: 300°C/4 h (Evtl. wurden das Temperaturniveau durch einen defekten Ofen nicht exakt gehalten.)

Die Zugprüfung erfolgt nach EN 10002 in zwei Zuständen:

- SLM Zugproben mit $v_s = 500 \text{ mm/s}$ $P_L = 250 \text{ W}$ mit anschließender WB
- Mit WB und zusätzlicher WB bei 300°C/4 h + 2000 bar (HIP)

Bild 6.5

Festigkeitswerte von
AlMgScZr
Zugproben mit **0°-
Proben**
Aufbauart

oben:
WB 4 h/300°C

unten:
WB 4 h/300°C und
WB 4 h/300°C mit
HIP bei 2000 bar

$P_L = 250 \text{ W}$
 $v_s = 500 \text{ mm/s}$
 $T_v = 30^\circ\text{C}$

Mittelwerte aus 5
Messungen

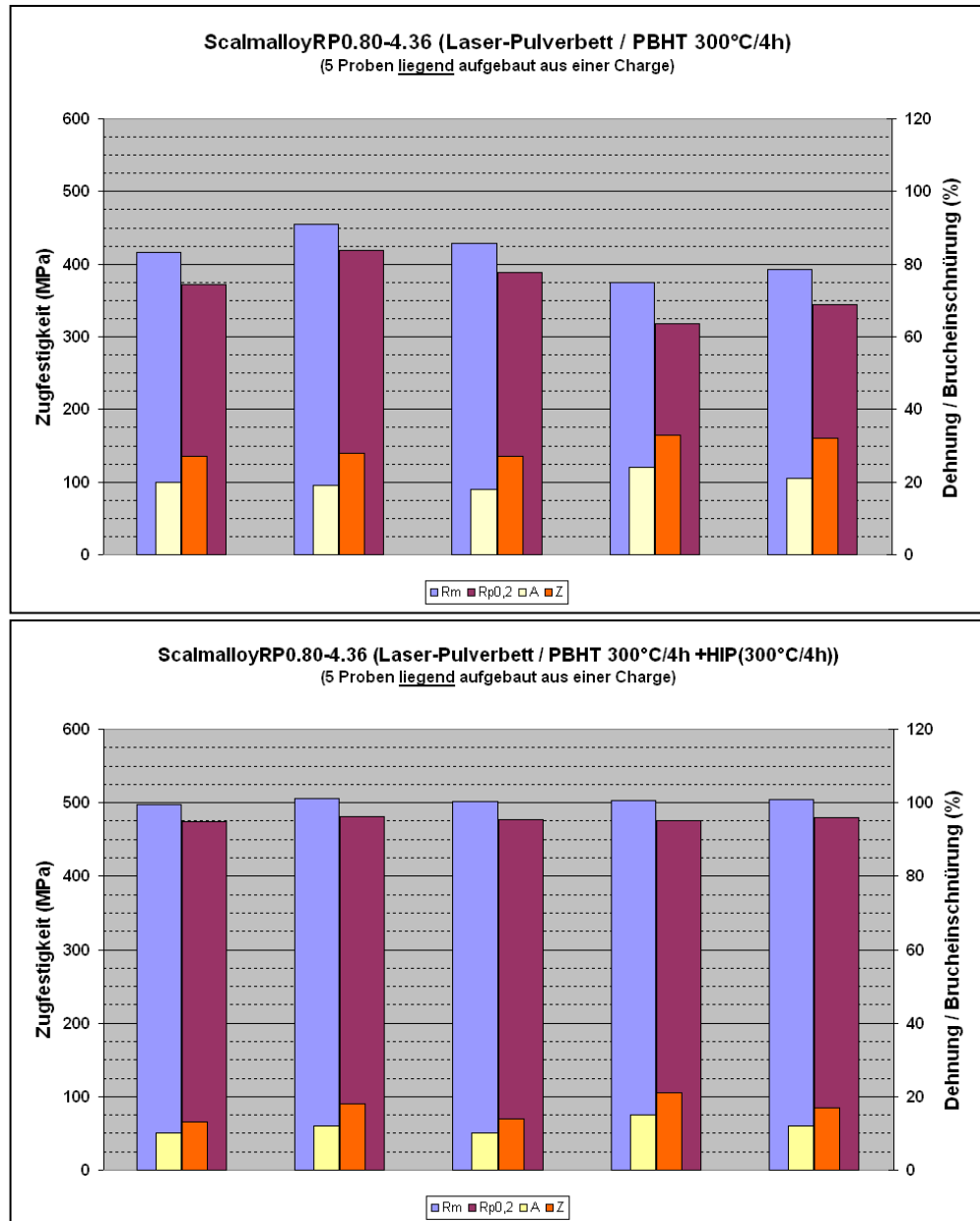


Bild 6.6

Festigkeitswerte von
AlMgScZr
Zugproben mit **90°-
Proben**
Aufbaurichtung

oben:
WB 4 h/300°C

unten:
WB 4 h/300°C und
WB 4 h/300°C mit
HIP bei 2000 bar

$P_L = 250 \text{ W}$
 $v_s = 500 \text{ mm/s}$
 $T_V = 30^\circ\text{C}$

Mittelwerte aus 5
Messungen

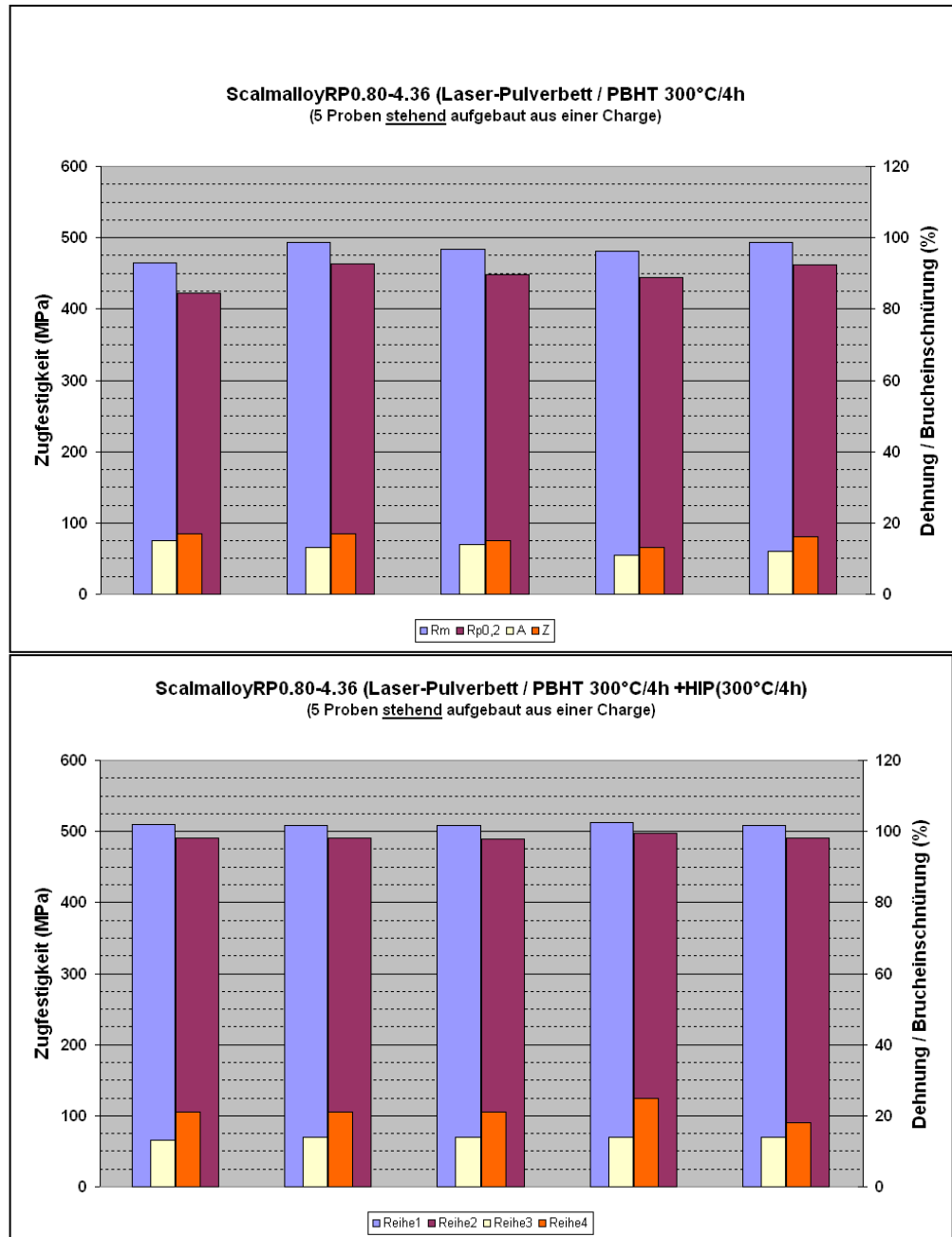


Bild 6.7

Schliffbilder von
AlMgScZr Proben

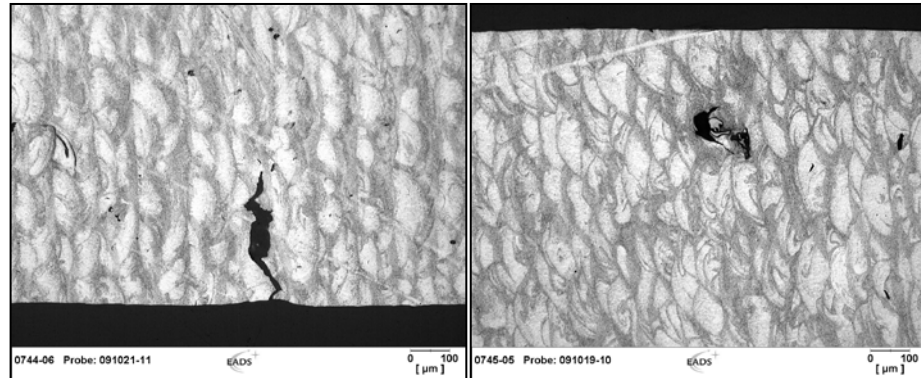


Bild 6.8

Fraktografie an
wärmebehandelten
AlMgScZr Proben

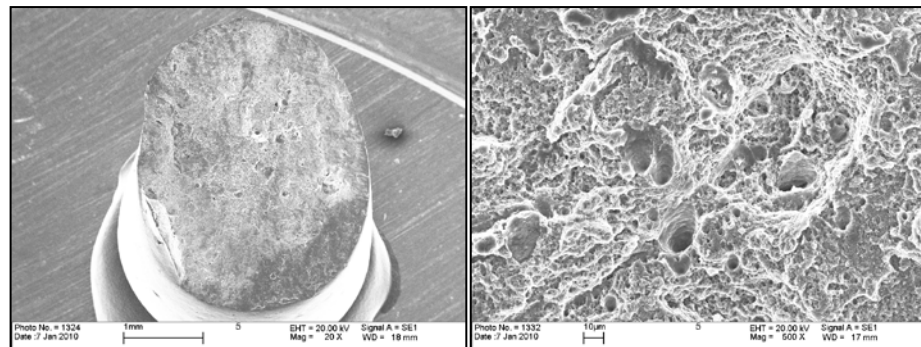
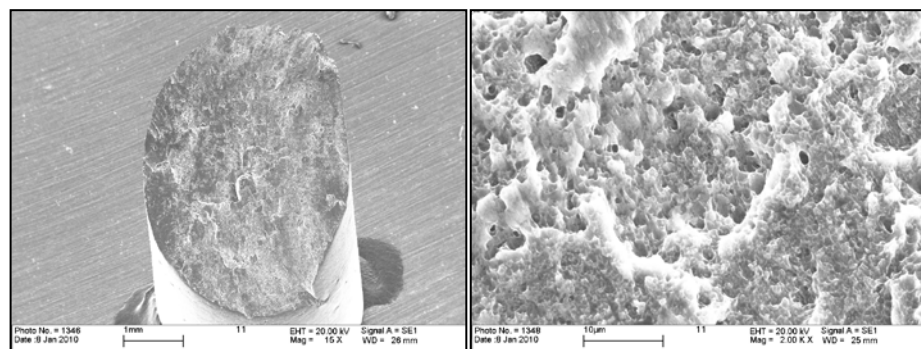


Bild 6.9

Fraktografie an
wärmebehandelten
HIP Proben aus
AlMgScZr



Folgende Erkenntnisse sind aus den Ergebnissen der AlMgSc Proben ableitbar:

Das verwendete Pulver der Legierung AlMgScZr-Legierung Scalmalloy^{RP}0,80-4,36 kann trotz recht großen "Alters (50 Monate)" weitgehend porenfrei aufgebaut werden. Es werden kaum Verunreinigungen oder andere Einschlüsse gefunden.

Die sehr guten (erhofften aber so bei weiten nicht erwarteten) Festigkeitseigenschaften (insbes. nach der HIP Behandlung) implizieren, dass die Abkühlbedingungen während des Werkstoffaufbaus einem "rapid solidification" (→ Pulvermetallurgie) in nichts nachstehen (Bild 6.5 u. Bild 6.6).

Die bestimmten Festigkeitswerte liegen sogar 1 -2% über den an Strangpressprofilen gemessenen Werten (nur die Brucheinschnürung war dort etwas besser (20 – 25% im Vergleich zu 30 -35%). Das Bruchverhalten ist auch im ausgelagerten Zustand (bei über 500 MPa) dominiert durch ausgeprägte Wabenbildung (! Gusswerkstoff !, Bild 6.9).

Der ausgeprägte "HIP-Effekt" legt den Verdacht nahe, dass während der 1. Wärmebehandlung (300°C/4h) die Temperatur deutlich niedriger lag (somit keine oder eine nur geringe Ausscheidungshärtung bewirkt wurde). Andernfalls lassen sich die Beobachtungen metallurgisch z.Z. nur schwer erklären.

Das Korrosionsverhalten muss noch überprüft werden. Es ist aber wahrscheinlich, dass dieses ähnlich wie andere hochlegierte AlMg- (Guss)Legierungen unkritisch sein wird.

Das ScalmalloyRP-Legierungskonzept wird offensichtlich festigkeitsmäßig über den Sc und Mg-Gehalt einstellbar und erlaubt so (nach Abschluss weiterer Tests) erstmalig maßgeschneiderte & hochfeste Al-Bauteile, welche die Möglichkeiten der Topologie-Optimierung (bion. Design) nutzbar machen.

In Abhängigkeit der SLM Verfahrensparameter sind die Festigkeitsgrenzen (z.B. noch höhere Sc- bzw. Mg-Gehalte) noch nicht ausgelotet.

Zum besseren Verständnis der grundsätzlichen metall-physikalischen Vorgänge, auch mit Blick auf die Kalkulierbarkeit von Bauteil- als auch des Werkstoffverhaltens (Produktsicherheit), sind weitere, mehr in die Tiefe gehende Untersuchungen (REM, TEM, AFM, APT etc.), gepaart mit Ermüdungs- sowie bruchmechanische Untersuchungen notwendig.

Der offensichtlich gut nutzbare "rapid solidification" Ansatz beim SLM ermöglicht zukünftig weitere, sehr interessante Werkstofflösungen (inkl. Ersatz bzw. Reduktion des noch recht teuren Legierungselement Sc).

7 Praxiserprobung

7.1 Medienbeständigkeitsuntersuchung

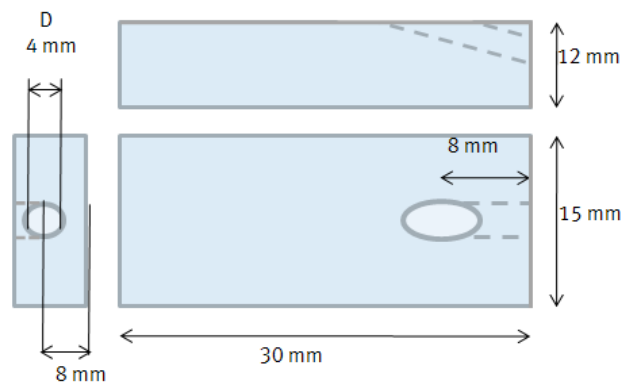
7.1.1 Korrosionsverhalten AlSi10Mg und AlSi9Cu3

Eine standardisierte und systematische Durchführung von Korrosionsuntersuchungen ist eine Voraussetzung um aussagekräftige, reproduzierbare und vergleichbare Materialkenngrößen bezüglich des Korrosionsverhaltens zu ermitteln. Dadurch kann ein kostenintensiver, überqualifizierter Korrosionsschutz oder ein die funktionellen und dekorativen Anforderungen gefährdender, unzureichender Korrosionsschutz vermieden werden.[13]

Bild 7.1

Abmessungen des
Korrosionsversuchs-
Körpers

$v_s = 500 \text{ mm/s}$
 $P_L = 250 \text{ W}$
 $D_s = 50 \text{ }\mu\text{m}$
Kontur/Hatch



Die Prüfkörper werden mit der in Bild 7.1 beschriebenen Geometrie mit der Kontur/Hatch-Scanstrategie aufgebaut. Es werden Prüfkörper aus beiden Aluminiumwerkstoffen AlSi10Mg und AlSi9Cu3 hergestellt, getestet und einer Korrosionsbeständigkeitsklasse (KBK) zugeordnet (Bild 7.2) [14].

Dazu müssen die Prüflinge bei den nachfolgenden Tests eine vorgegebene Anzahl von Prüfrunden absolvieren, die aus jeweils 24 Teststunden bestehen. Ein Prüfungsausfall ist zu verzeichnen, sobald ein beschichtetes Bauteil Grundmetallkorrosion aufweist [15] oder - im unbeschichteten Fall - Oberflächenveränderungen feststellbar sind. Die Prüfungen werden spätestens nach der 10. Runde (also 240 h) beendet, da dieses Ergebnis das Maximum des geforderten Korrosionsschutzes darstellt.

Bild 7.2

Definition der
Korrosionsbeständig-
keitsklassen

Klasse	Schutz	Kondensations- versuch	Kesternichtest	Salz-Sprühnebel- prüfung
KBK0	Sehr leichter - kein Schutz	-	-	-
KBK1	Leichter Schutz	≥5 Runden	≥1 Runde	≥1 Runde
KBK2	Mittlerer Schutz	≥8 Runden	≥3 Runden	≥3 Runden
KBK3	Starker Schutz	≥10 Runden	≥5 Runden	≥5 Runden
KBK4	Schwerer Schutz	≥10 Runden	≥10 Runden	≥10 Runden

7.1.2 Kondensationsversuch

Die Prüfung im Kondenswasser-Wechselklima dient zur Klärung des Probenkörperverhaltens in feuchten Umgebungsklimata. Sie ermöglicht das Kondensieren der Luftfeuchte auf den Oberflächen der an Stäben aufgehängten Prüflinge, deren Temperaturen durch Abstrahlung auf die Versuchskammerwände kleiner als die der gesättigten Prüfraumlufte sind. Die Lufttemperatur in der Testkammer beträgt während des achtstündigen Kondensierungsvorganges zwischen 37°C und 43°C, bei einer relativen Luftfeuchte von 100%. Im Anschluss erfolgt, bei einer maximalen relativen Luftfeuchte von 75%, die Temperaturreduktion auf 18°C bis 28°C mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 0,2-0,3°C/min. Nach einem Gesamtzyklus von 24 h beginnt die nächste Prüfrunde [16].

Im Feuchtwechselklima überstehen die AlSi10Mg-Prüflinge 8 Runden. Dann sind erste weiße Korrosionspunkte an den Bauteiloberflächen erkennbar. Bei den AlSi9Cu3-Proben treten diese Auffälligkeiten noch deutlicher bereits nach der 5. Runde auf. Für die Einteilung wäre zu diesem Zeitpunkt also KBK 2 (mittlerer Schutz) für die erste und KBK 1 (leichter Schutz) für die zweite Legierung zu wählen (Bild 7.3).

Bild 7.3

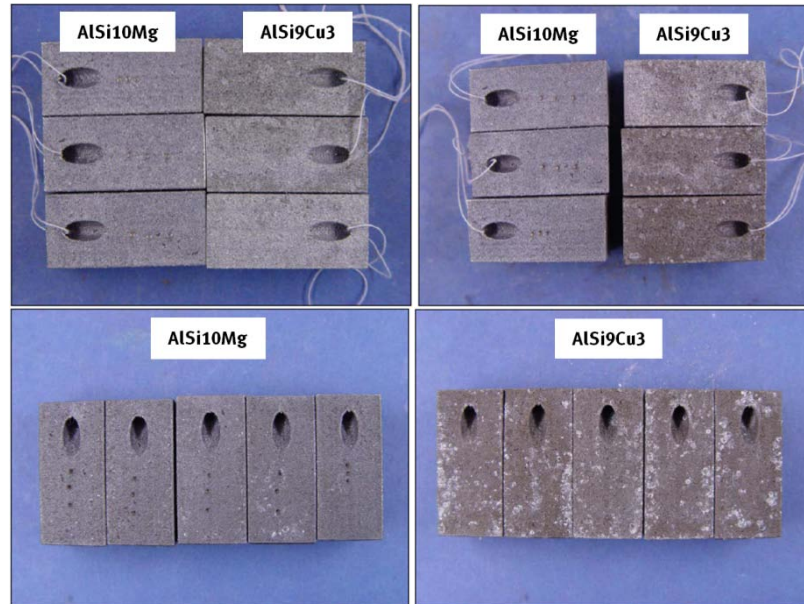
Kondensfeucht-
Wechselklima von
links nach rechts:

nach 1 Prüfrunde

nach 2 Prüfrunden

AlSi10Mg nach 10
Prüfrunden

AlSi9Cu3 nach 10
Prüfrunden



7.1.3 Kesternichtest

Feuchte Luft, die Schwefeldioxid enthält, verursacht rasch eine ohne Weiteres sichtbare Korrosion vieler Metalle in einer Form, die der in industriellen Umgebungen auftretenden Korrosion ähnelt. Sie ist daher ein gut geeignetes Prüfmedium, um Mängel der Korrosionsbeständigkeit in Verbindung mit einer ungeeigneten Zusammensetzung oder Behandlung von Legierungen festzustellen. Der Kesternichtest ist mit dem Kondensationsversuch nahezu identisch, findet jedoch in einer anderen Prüfeinrichtung statt. Während des parameteridentischen Kondensationsvorganges wird in die Versuchskammer zusätzlich Schwefeldioxid in einer Volumenkonzentration von 0,067% eingelassen, um die gewünschte Atmosphäre zu simulieren (Bild 7.4).

Bild 7.4

Prüfkammer für
Kesternichtest



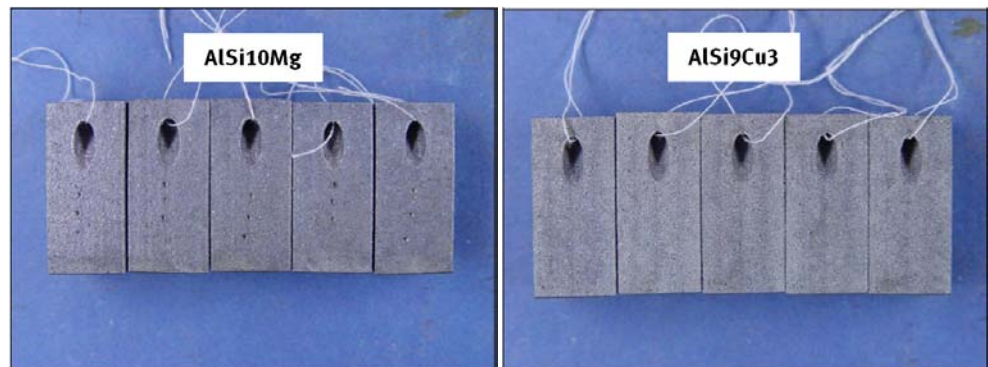
Überraschenderweise treten in diesem Versuch auch nach 10 Runden keine sichtbaren Oberflächenveränderungen auf. Eine mögliche Erklärung dafür wäre das komplette Ablösen der korrosiven Oberfläche durch die säurehaltige Atmosphäre. Durch die poröse und damit erhöhte aktive Oberfläche kann sich die Säure an den Korrosionsschwerpunkten absetzen und löst die Oxidschicht soweit aus, dass keine sich von der Umgebung abhebende Oxidation bzw. Korrosion sichtbar ist (Bild 7.5).

Bild 7.5

Kesternichtest nach
10 Prüfrunden

links: AlSi10Mg

rechts: AlSi9Cu3



7.1.4 Salz-Sprühnebeltest

Mit der Salz-Sprühnebelprüfung kann eine salzhaltige Atmosphäre nachgestellt werden, wie sie z.B. in küstennahen Regionen oder auch bei winterlichen Straßenverhältnissen vorzufinden ist. Dazu werden Prüfkörper an Stäben hängend in einer Prüfkammer positioniert, in der sich eine oder mehrere Sprühdüsen befinden. Über Druckluft wird dann eine wässrige NaCl-Lösung mit einer Massenkonzentration von 5g/100 ml gleichmäßig in der Kammer verteilt. Die Temperatur beträgt nach dem Aufheizen mit einer

Aufwärmgeschwindigkeit von 0,2-0,3°C/min zwischen 33°C und 37°C und bleibt während des Zyklus von 24 h konstant.

Im Salz-Sprühnebeltest überstehen die Bauteile nicht die erste Runde und werden deshalb in KBK 0 eingeordnet. Schon nach der 1. Runde wird ausgeprägte Korrosion erkennbar. Bei den AlSi9Cu3-Prüflingen werden zudem Ausblühungen des Legierungsbestandteils Kupfers sichtbar, welche jedoch im weiteren Verlauf der Prüfung von den weißen Korrosionsprodukten überdeckt werden. Bis zum Prüfungsende sind beide Legierungen nahezu vollständig mit weißen Korrosionsprodukten überzogen (Bild 7.6).[13]

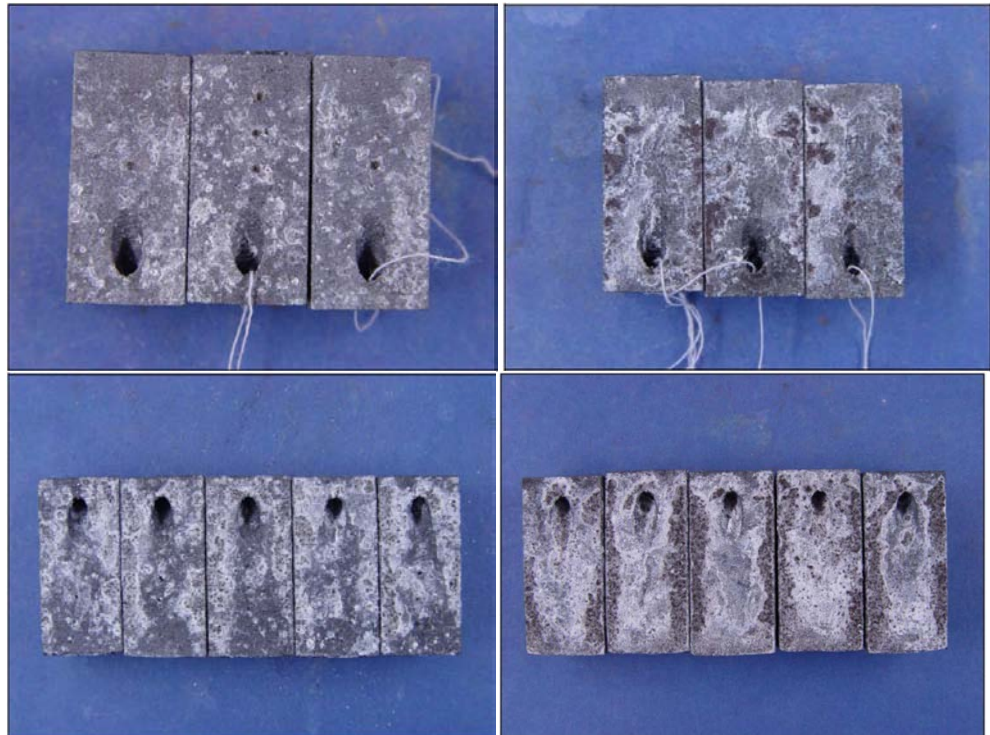
Bild 7.6

Salzsprühnebel-
Prüfung

oben: nach 1 Runde
unten: nach 10
Runden

links: AlSi10Mg

rechts: AlSi9Cu3



7.1.5 Ergebnisse der Korrosionsversuche

Beide Werkstoffe erreichen, entsprechend den unbeschichteten, konventionellen Serienwerkstoffen, lediglich die Korrosionsbeständigkeitsklasse 0 (Bild 7.7). Ausschlaggebend ist dafür die niedrigste Einstufung, im vorliegenden Fall durch die Salz-Sprühnebelprüfung verursacht. Der Kesternichtest wird überdurchschnittlich gut absolviert, während der Kondensationsversuch nur durchschnittliche Ergebnisse abwirft. Bei einem gewünschten Einsatz der SLM-Materialien in korrosiveren Umgebungen sollte daher die Möglichkeit einer Beschichtung in Betracht gezogen werden.[13]

Bild 7.7

Erreichte
Korrosionsbeständig-
keitsklasse im
Vergleich mit
konventionellen
Bauteilen

Werkstoff	KBK0	KBK1	KBK2	KBK3	KBK4
SLM AlSi10Mg	✓	✗	✗	✗	✗
Konv. AlSi10Mg	✓	✓ / ✗	✗	✗	✗
SLM AlSi9Cu3	✓	✗	✗	✗	✗
Konv. AlSi9Cu3	✓	✓ / ✗	✗	✗	✗

7.1.6 Reinigungsmittel Beständigkeit

Aufbauend auf die Korrosionsbeständigkeit ist für die Werkstoffqualifizierung im lebensmitteltechnischen Bereich zusätzlich eine Verträglichkeitsuntersuchung gegenüber verschiedenen Reinigungsmitteln durchzuführen [17]. Dieser Aluminiumprüfstandard gilt für Bereiche in der Lebensmittel- und Verpackungsindustrie, in denen Edelstahl nicht zwingend vorgeschrieben ist.

Getestet wird lediglich der Werkstoff AlSi10Mg, da die Legierung AlSi9Cu3 aufgrund ihres Kupferanteils von mehr als 0,6% nicht für den lebensmitteltechnischen Bereich zugelassen ist [18]. Zur Qualifikation werden aus dem Hause JohnsonDiversey drei repräsentative, mit Aluminium verträgliche Reinigungsmittel und eine Gegenprobe als Standard ausgewählt. Diese sind in Bild 7.8 mit ihrem pH-Wert und ihrer eingesetzten Höchstkonzentration aufgeführt. Die Prüfung gilt als bestanden, wenn keine sichtbaren Oberflächenveränderungen nachgewiesen werden können. Bei der Anwendung der Gegenprobe kann ein Oberflächenangriff erfolgen, dieser gilt jedoch nicht als Ausfallkriterium.

Bild 7.8

Für die Prüfung
verwendete
Referenzreiniger

Name des Reinigungsmittels	Acigel	Safe foam	Cipsafe	Sanigel (Gegenprobe)
Art des Reinigungsmittels	Saurer Gelreiniger	Flüssiger Schaumreiniger, schwach alkalisch	Alkalischer Reiniger	Alkalischer Reiniger mit Desinfektions- wirkung
Konzentration	10%	10%	4%	10%
pH-Wert	1-2	8	12-13	12-13

7.1.7 Ergebnisse der Reinigungsmittel-Beständigkeitsuntersuchung

Die SLM-Prüflinge aus AlSi10Mg sind gegenüber den getesteten Reinigungsmitteln nicht beständig. Bei allen Prüflingen lassen sich nach der Einlagerung durch die vier verwendeten Reinigungsmittel hervorgerufene Veränderungen an der Oberfläche feststellen. Es wird deutlich, dass die Legierung mehr oder weniger stark angegriffen wird (Bild 7.9).

Bild 7.9

Ergebnisse der
Reinigungsmittel-
Beständigkeit für
AlSi10Mg Proben

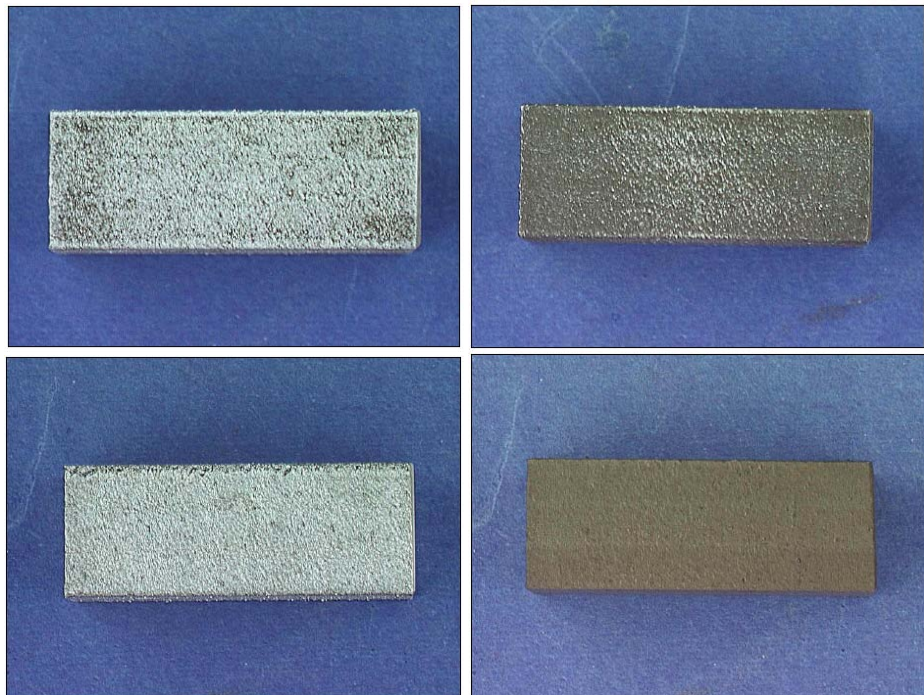
von links nach
rechts:

Acigel

SafeFoam

Cipsafe

Sanigel



Beim Sanigel, dem alkalischen Gelreiniger mit Desinfektionswirkung, handelt es sich jedoch um die Gegenprobe und der Ausfall des Prüflings ist somit gestattet. Dieser Reiniger weist kein entsprechendes Additivpaket zum Schutz von Aluminiumoberflächen auf. Die übrigen drei eingesetzten Reinigungsmittel sind hingegen speziell für Aluminiumwerkstoffe ausgelegt und enthalten Additive, vorwiegend Silikate, die beim Reinigungsvorgang eine Schutzschicht auf der Oberfläche ausbilden und somit einen Angriff durch das jeweilige Medium vermeiden sollen. Mit Hilfe dieser Additive im Reinigungsmittel sollte es möglich sein Aluminiumbauteile auf die gleiche Weise zu reinigen wie Edelstahlkomponenten.

Da trotz dieser speziellen Auslegung ein Angriff der Probenoberfläche erfolgte, ist somit auch im lebensmitteltechnischen Bereich die Option einer Beschichtung von generativ erzeugten Teilen nahezulegen. Desweiteren sind an der Oberfläche nicht nachbearbeitete SLM-Werkstücke aufgrund ihrer Rauheit

und dem daraus resultierenden Keimeinlagerungspotential für Anwendungen im sogenannten Food&Packaging-Bereich nicht einsetzbar [13, 19].

7.2 Fahrzeugtechnik

Die erarbeiteten Ergebnisse werden zur Herstellung weiterer Bauteile mit komplexer dreidimensionaler Geometrie genutzt.

Ein komplexes dreidimensionales Bauteil ist ein dünnwandiges Blechteil (Bild 7.10). Das Bauteil besitzt eine Wandstärke von ca. 1 mm und wird mit einer Laserleistung von 250 W und einer Scangeschwindigkeit von 500 mm/s in einer Schichtdicke von 50 µm aufgebaut. Die Scanstrategie ist Kontur/Hatch.

Bild 7.10

Funktionsbauteil im
Fahrzeugbau
Blechteil

Bauzeit: 2 Teile 9,5 h

AlSi10Mg



Das Bauteil wird im Folgenden in den Punkten Korrosion und Maßgenauigkeit analysiert.

7.2.1 Kathodische Tauchlackieren-Beschichtung

Das Korrosionsverhalten an Praxisbauteilen, die ein nachträgliches Kathodisches Tauchlackieren (KTL) erfahren, wird untersucht (Bild 7.11).

Bild 7.11

Kathodisches
Tauchlackieren
Quelle: BMW Group
Labortechnik



Als Praxisbauteil wird das Blechbauteil (Bild 7.10) gewählt. Zwei Ausgangszustände werden verglichen.

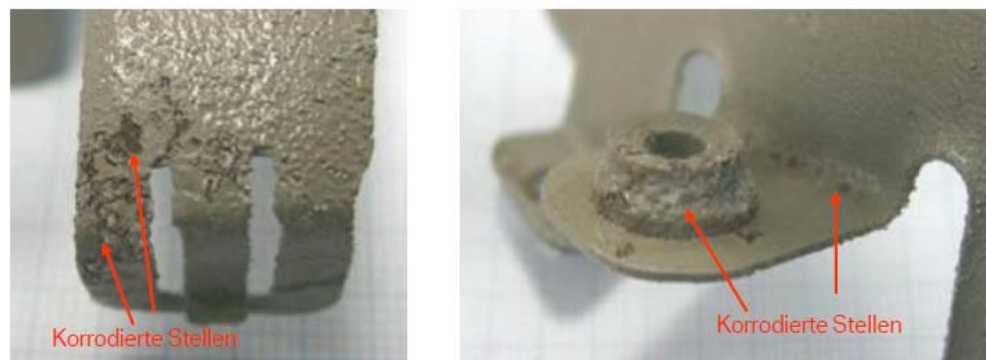
- Das SLM-Bauteil ohne Nacharbeit (Größere Rauheit)
- Das SLM-Bauteil mit Nacharbeit per Hand (Niedrigere Rauheit)

Die Bauteile werden beschichtet und einem 40 Zyklen Schnellprüfverfahren (Salzsprühnebelwechselklima) unterzogen. Die Oberfläche des Bauteils großer Rauheit führt bei der KTL-Beschichtung zu keiner glatten, geschlossenen Beschichtung. Einige Bereiche haben deutlichen Nadelstiche und Fehlstellen.

Bild 7.12

Korrosionsverhalten mit einer KTL-Beschichtung bei einem nicht nachbearbeiteten Bauteil

AlSi10Mg

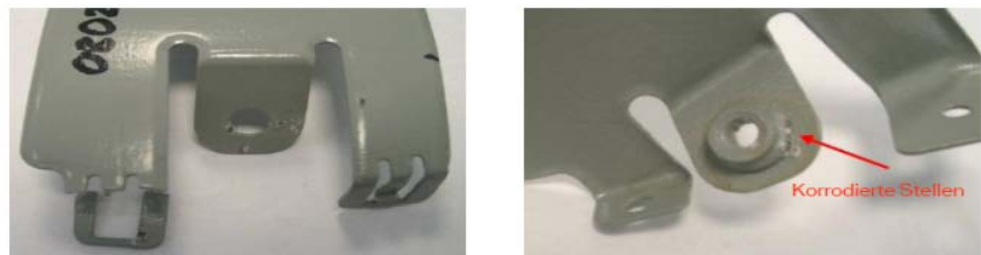


Nach 40 Zyklen des Tests zeigt das nicht nachbearbeitete Bauteil örtlich (in den Bereichen mit Fehlstellen in der KTL-Grundierung, bedingt durch die Ausgangsrauheit, Bild 7.12) Korrosionsblasen. Beim Abzug mit Klebeband lässt sich die KTL-Beschichtung abziehen und Aluminium-Korrosion wird sichtbar.

Bild 7.13

Korrosionsverhalten mit einer KTL-Beschichtung bei dem nachbearbeiteten Bauteil

AlSi10Mg



Nach 40 Zyklen des Tests zeigt sich beim nachgebearbeiteten Bauteil vereinzelt korrosive KTL-Unterwanderung (Bild 7.13) bis 5 mm an den Bauteilkanten und im Bereich des Ringes. Auf der Bauteiloberfläche ist keine korrosive Schädigung festzustellen. Die KTL-Haftung nach Test entspricht mit Gt0 den Anforderungen.

7.2.2 Maßgenauigkeit

Weitere Endanwenderbauteile sind in Bild 7.14 dargestellt. Eins dieser Wasserpumpenräder wird durch einen optischen Scan auf Maßgenauigkeit geprüft.

Bild 7.14

Praxisteile
Wasserpumpenräder

Bauzeit:
links 14,5 h
rechts: 2 Teile 23 h

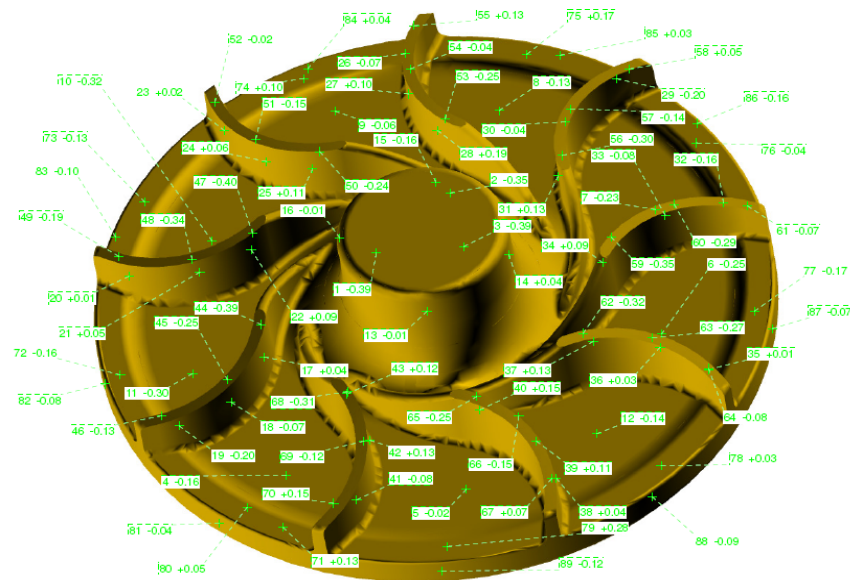
AlSi10Mg



Die Untersuchung zeigt, dass die Maßgenauigkeit des Bauteils im Bereich von $\pm 0,4$ mm liegt. Dies ist innerhalb der Angaben des Endanwenders zu den Maßtoleranzen für das Bauteil.

Bild 7.15

Maßgenauigkeits-
analyse eines SLM-
Wasserpumpenrads



Zusätzlich wird eine Ölablaufrinne (Bild 7.16) per SLM erstellt und auch diese einer Maßgenauigkeitsanalyse unterzogen.

Bild 7.16

Praxisteil
Ölablaufrinne

Bauzeit: 2 Teile 8 h

$T_v = 300^\circ\text{C}$

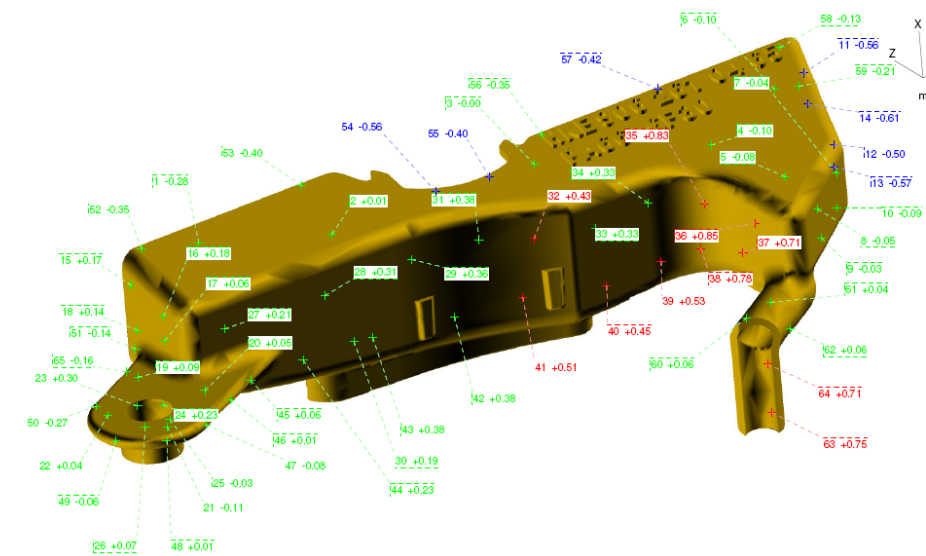
AlSi10Mg



Die Ergebnisse der Maßgenauigkeitsanalyse sind in Bild 7.17 dargestellt. Die Maße liegen in einem Bereich von $-0,6$ bis $+0,8$ mm. Dies ist außerhalb der Angaben des Endanwenders zu den Maßtoleranzen für das Bauteil, jedoch in diesem Fall nicht hinderlich für die Funktion des Bauteils.

Bild 7.17

Maßgenauigkeitsana-
lyse einer SLM-
Ölablaufrinne



7.2.3 Verzugsoptimierte Prozessführung für dünnwandige Bauteile

Grundsätzlich hat sich die Vorwärmung als geeignetes Mittel herausgestellt Verzüge zu minimieren. Das Bauteil besitzt eine Wandstärke von 1 mm. Die Bauteile werden mit einer Laserleistung von 250 W und einer Scangeschwindigkeit von 500 mm/s mit einer Schichtdicke von 50 μm aufgebaut.

Am Beispiel des BMW-Blechteils ist deutlich der Unterschied im Verzug beim Aufbau mit und ohne Vorwärmung zu erkennen. In Bild 7.18 werden die Analyseergebnisse der Teile dargestellt. Während sich das Bauteil ohne

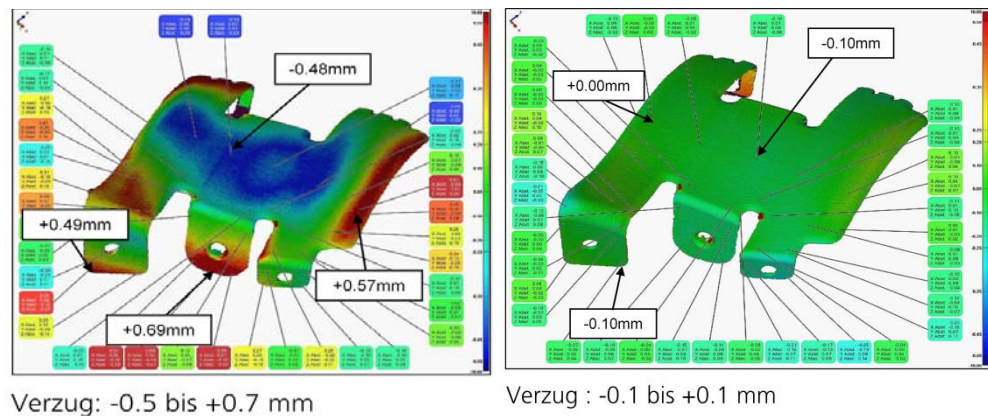
Vorwärmung von $-0,5$ bis $+0,7$ mm verzieht, ist die Maßgenauigkeit bei einer Fertigung mit Vorwärmung deutlich höher ($-0,1$ bis $+0,1$ mm).

Bild 7.18

Ergebnis der Maßgenauigkeits-Analyse

links: ohne Vorwärmung

rechts: mit 300°C Vorwärmung



7.2.4 Praxiserprobung

Die Ölablaufrinne (Bild 7.16) wird in ein Getriebe für einen Langzeittest eingebaut. Die Untersuchung nach 5 Monaten Einsatz zeigt, dass das Bauteil seine Funktion einwandfrei erfüllt und keine visuellen Defekte zu sehen sind.

Die erarbeiteten Ergebnisse werden zur Herstellung weiterer Bauteile mit komplexer dreidimensionaler Geometrie genutzt. Die Bauteile (Bild 7.19, Bild 7.20, Bild 7.21 u. Bild 7.22) werden den Endanwendern zur weiteren Untersuchung bzw. Praxiserprobung übergeben.

Bild 7.19

Heizwasser-
Vorleitungen
inklusive Stützen

(Bauhöhe ca. je
210 mm)

Bauzeit:

links: 27 h
rechts: 33 h

$T_v = 300^\circ\text{C}$

AlSi10Mg



Bild 7.20

Kurbelgehäuse-
Entlüftungen

links: Teil A
Bauzeit: 11 h

rechts Teil B
Bauzeit: 2 Teile
ca. 13 h

$T_v = 300^\circ\text{C}$

AlSi10Mg



Bild 7.21

Ventilgehäuse

Bauzeit: 35 h

$T_V = 300^\circ\text{C}$

AlSi10Mg



Bild 7.22

Mehrlochdüse
inklusive Stützen

links: Draufsicht
rechts: Seitenansicht

Bauzeit: 3 Teile 50 h

$T_V = 300^\circ\text{C}$

AlSi10Mg



7.3 Automatisierungstechnik

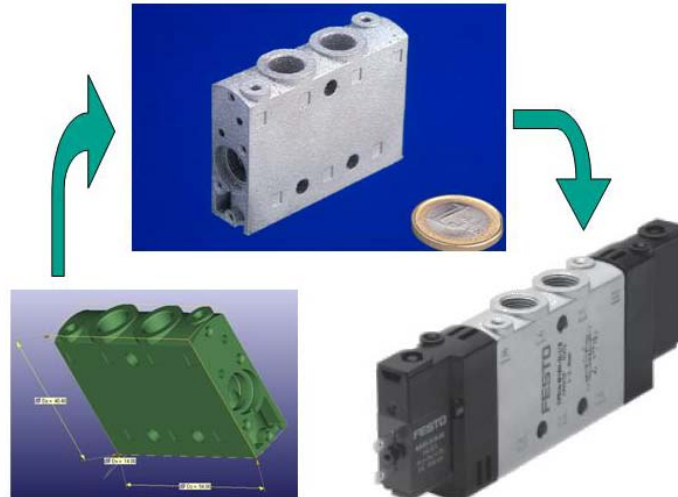
Die erarbeiteten Ergebnisse werden zur Herstellung eines Bauteils für den Automotive-Bereich genutzt. Das Bauteil ist ein Ventilkörper der Fa. Festo (Bild 7.23). Das Ventil wird mit einer Schichtdicke von $50\ \mu\text{m}$, einer Laserleistung von $250\ \text{W}$ und einer Scangeschwindigkeit von $500\ \text{mm/s}$ gefertigt. Der Aufbau erfolgte ohne Vorwärmung.

Das bereits am Markt eingeführte Großserien-Pneumatik-Ventil (DG-AlSi10Mg) wird als Referenz-Bauteil bezüglich der Eignungsbewertung dieser werkzeuglosen Fertigungstechnik für Kleinst- und Kleinserien herangezogen.

Bild 7.23

Anwendungsbeispiel
für ein Bauteil aus
AlSi10Mg, Festo
Ventil

Bauzeit: 2 Teile
11,5 h



Dies könnte sowohl kundenspezifische Sonderlösungen als auch Funktionsprototypen im Serien-Neuheitenentstehungsprozess umfassen, bei denen entsprechende Druckgusswerkzeuge zu teuer und bzw. oder zeitaufwändig wären. Die (generative) Bauzeit dieses Bauteils beträgt für die simultane Fertigung von zwei Bauteilen ca. 11,5 h. Das SLM-Bauteil wird weiteren Vergleichs- und Funktionstests unterzogen.

7.3.1 Vergleich der Porosität von SLM-Ventilen mit den Serien-Druckgussventilen

Bevor Funktionstests durchgeführt werden, werden das SLM-Ventil und das Seriendruckguss-Ventil einer CT-Untersuchung unterzogen. Diese Untersuchung bestätigt die exakte Fertigung der Geometrie sowie komplexer interner Kanäle bei beiden Prüfkörpern. Zusätzlich wird das Volumen auf Porosität bzw. Lunker analysiert. Das SLM Bauteil hat eine Porosität von 0,02% bei max. Porengröße von 0,6 mm. Das Druckgussventil hat eine Porosität von 1,2% und eine maximale Lunkergröße von 3 mm (Bild 7.24).

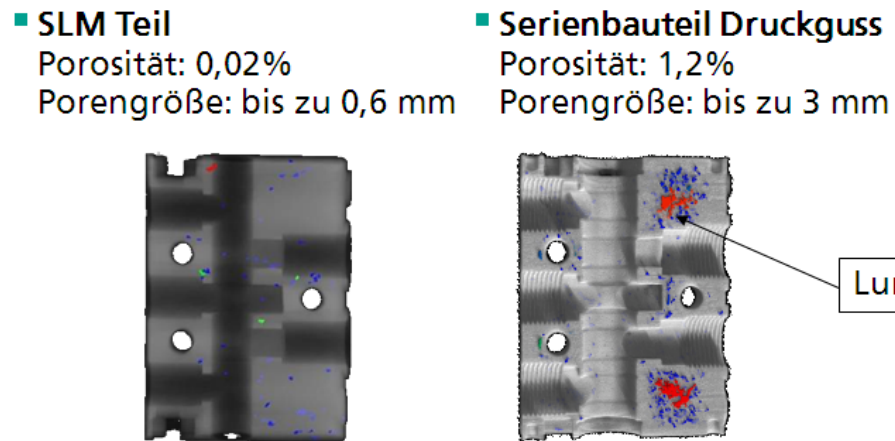
Bild 7.24

Vergleich der Porosität eines SLM-Ventils mit einem Serienbauteil aus Druckguss mittels CT

Momentaufnahmen der CT-Untersuchungen

links: SLM Teil aus AlSi10Mg

rechts: Serienteil



Diese Analyse zeigt, dass die Porosität der SLM Bauteile im Vergleich zu den Serienteilen (Druckguss) kleiner ist.

7.3.2 Langzeittest

Der pneumatische Langzeittest der funktionsfähigen AlSi10Mg-Ventile wird in einer speziellen Dauerversuchseinrichtung durchgeführt (Bild 7.25). Die Steuerung übernimmt eine eigenentwickelte Takterzeugungsanlage. Sie erzeugt die für die Betätigung der Ventile notwendigen Signalimpulse, verstärkt diese und gibt sie über eine Ringleitung an die Taktverteiler weiter. An diesen sind die Schaltfrequenz und die Druckvariante (Hochdruck / Niederdruck) anwählbar. Nachdem die Signale multipliziert werden, liegen sie an den Ventilen an.

Eine weitere Funktion der Takterzeugungsanlage ist die Errechnung der Schaltspiele anhand von Druck und Taktfrequenz.

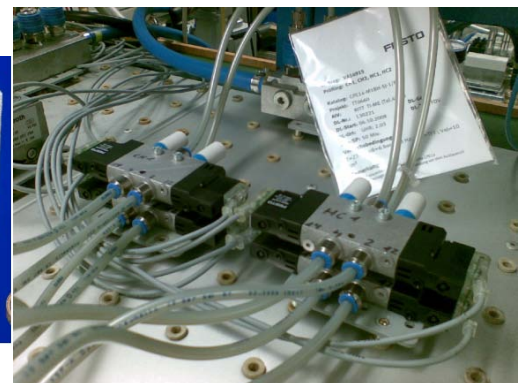
Die SLM-Ventile werden bei Raumtemperatur mit ölfreier Druckluft geprüft. Der Betriebsdruck beträgt 6 bar bei einer Schaltfrequenz von 3 Hz und einem Belastungsvolumen von 10 cm³.

Bild 7.25

Pneumatischer Langzeittest mit SLM-Ventilen

links: SLM Teile

rechts: Prüfstand mit 4 SLM-Ventilen



Der Dauerlauf ist zunächst auf ein Jahr angesetzt. Bei der Eingangsprüfung waren alle Schalldrücke in Ordnung und auch der Leckagetest verlief erfolgreich. Bis $50 \cdot 10^6$ Schaltspiele werden die Ventile in $5 \cdot 10^6$ -Schritten, danach in Abständen von $10 \cdot 10^6$ an speziellen Messplätzen z.B. auf Taktgenauigkeit und Leckage überprüft. Dies geschieht unter anderem mit Hilfe eines Druckrampengenerators. Zum Zeitpunkt (Stand: 15.07.2009) wurden $55 \cdot 10^6$ Schaltspiele ohne Zwischen- und Ausfälle absolviert. Das Verhalten der Ventile entspricht den Serienbauteilen und lässt nicht erwarten, dass im weiteren Verlauf Defizite in den Gebrauchseigenschaften auftreten.

7.4 Luft- und Raumfahrt

EADS Defence Electronics und EADS Astrium Satellites haben ein gemeinsames Testteil entworfen, um den Stand der Technik von Aluminiumlegierungen durch Generative Fertigungsmethoden zu umfassen. Das Testteil ist ein Branchguide-Koppler für den Frequenzbereich von 27,5-30 GHz mit Funktionsweise als Leistungsteiler.

Bild 7.26

Branchguide-Koppler:
links und mittig: SLM
Teil aus AlSi10Mg
rechts: konventionell
erstelltes Teil aus 2
Hälften

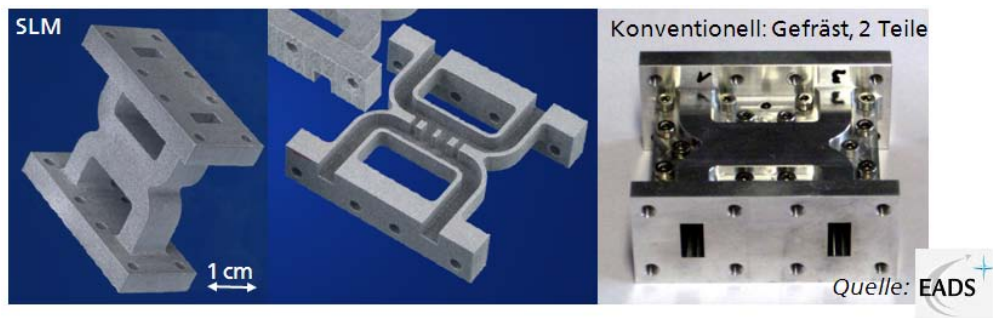
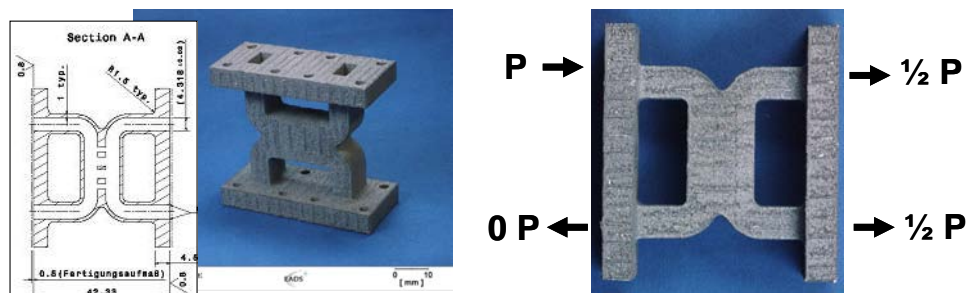


Bild 7.26 zeigt den mittels SLM aufgebaute Branchguide-Koppler sowie dessen Querschnitt. Rechts im Bild ist ein konventionell hergestellter Koppler zu erkennen.

Bild 7.27

Branchguide-Koppler: Aufbau und Funktionsweise

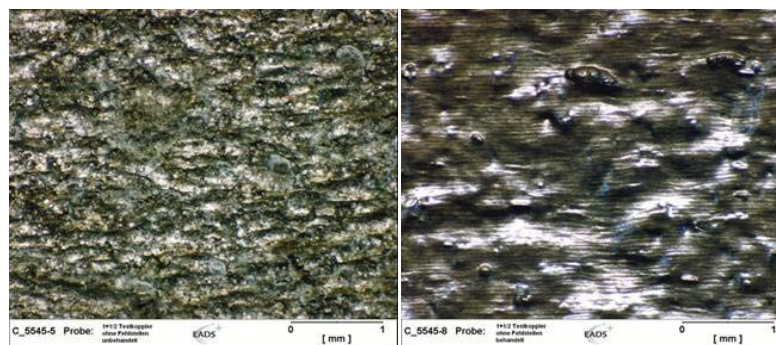


Folgende Untersuchungen werden durchgeführt und bewertet:

- Oberflächenrauheit mit/ohne Politur (ILT)
- Bauteilabmessungen vor/nach Politur (ILT)
- Porositätsuntersuchung durch Röntgenanalyse (EADS)
- Funktionalitätsuntersuchung im Vergleich zu einem gefrästen Koppler (EADS)

Bild 7.28

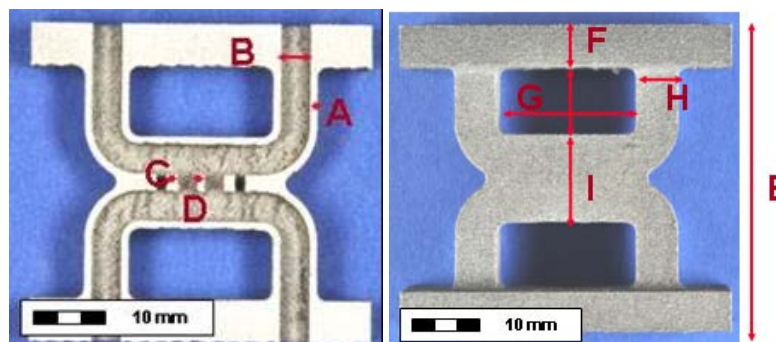
Testkoppler
Oberfläche wie
gebaut (links) und
chemisch poliert
(rechts)



Die Rauheitswerte bewegen sich abhängig von den Bau- und Nachbehandlungsparametern zwischen R_z : 14 – 86 μm . Die Oberflächenuntersuchungen ergeben, dass eine nachträgliche Politur mittels chem. Ätzen die Oberflächenrauheit R_z um ca. 50 - 70% reduzieren kann.

Bild 7.29

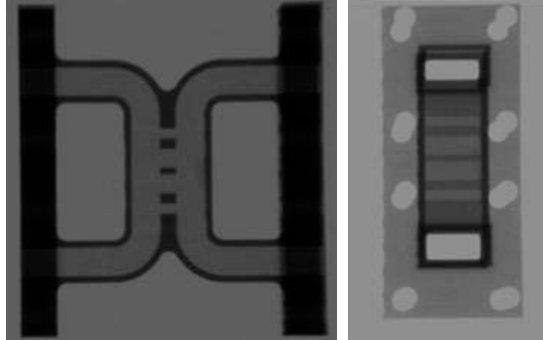
Vermessungspunkte
der
Bauteilabmessungen



Der durchschnittliche Abtrag je Fläche gemessen an den Stellen A-H (s. Bild 7.29) beträgt ca. 0,1-0,2 mm. Die geometrischen Abweichungen durch das Abtragen sind $< 0,1$ mm).

Bild 7.30

Röntgenaufnahmen
vom Branchguide-
Koppler



Poren und Porenansammlungen sind röntgenographisch nicht zu erkennen (Bild 7.30).

7.4.1 Funktionalitätsuntersuchung im Vergleich zu dem konventionellem Bauteil

Gemessene Leistungsparameter:

- Rückflussdämpfung (Anpassung)
- Symmetrie der Leistungaufteilung
- Ohmsche Verluste

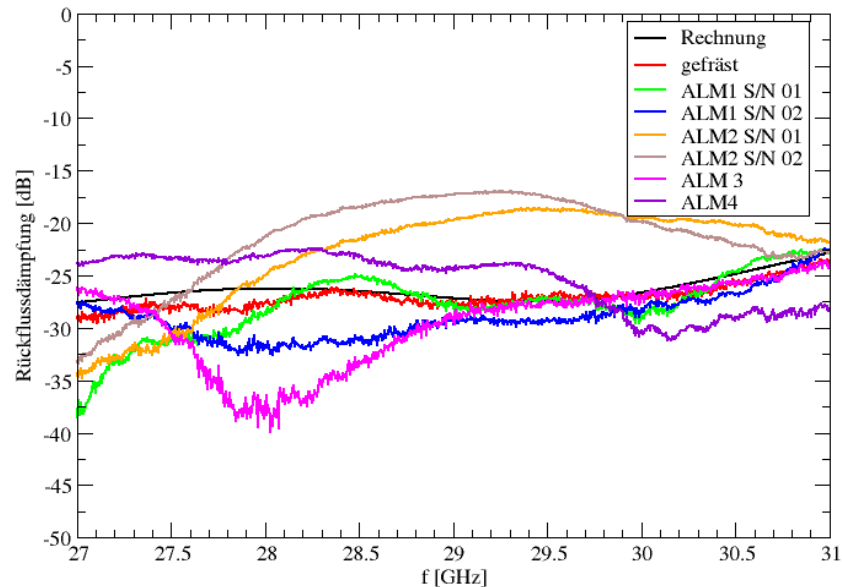
Bezeichnung im Diagramm	Beschreibung
gefräst	Gefrästes Halbschalenmodell des Kopplers als Referenz
ALM1 S/N 01 und S/N 02	ALM Koppler mit Fehlstellen unbehandelt
ALM2 S/N 01 und S/N 02	ALM Koppler mit Fehlstellen behandelt
ALM3	ALM Koppler ohne Fehlstellen unbehandelt
ALM4	ALM Koppler ohne Fehlstellen behandelt

Tabelle 7.1: Übersicht über die getesteten Branchguide-Koppler und verwendete Bezeichnungen in den Diagrammen (ALM Additive Layer Manufacturing, hier SLM)

Alle unbehandelten Koppler zeigen eine gute bis sehr gute Übereinstimmung mit der Rechnung. Der behandelte Koppler ohne Fehlstellen hat bereits eine erhebliche Abweichung, die beiden behandelten Koppler mit Fehlstellen haben inakzeptable Daten (Bild 7.31).

Bild 7.31

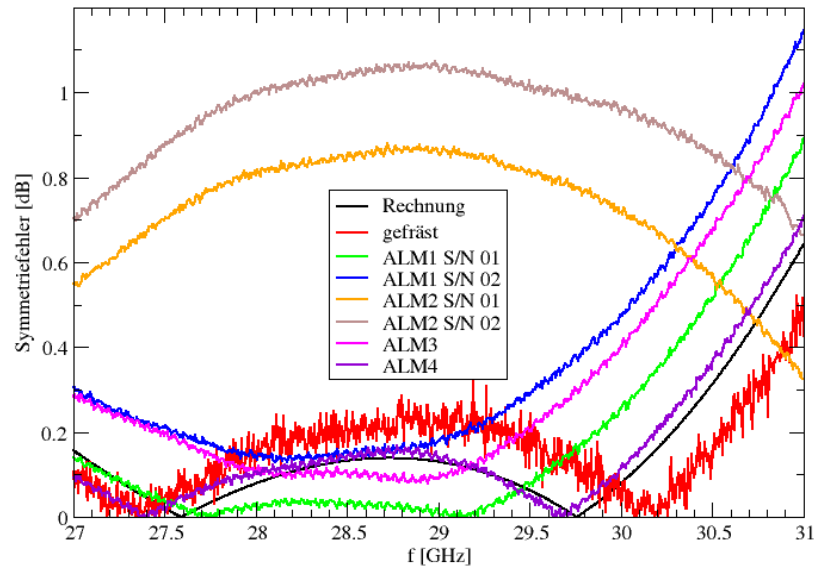
Berechnete u.
gemessene
Rückflussdämpfung



Abweichungen der Rückflussdämpfung von den berechneten Werten werden durch Ungenauigkeiten der Geometrie verursacht. Im Allgemeinen ist die Empfindlichkeit moderat. Die erheblichen Abweichungen bei den behandelten Kopplern lassen darauf schließen, dass durch die Nachbehandlung der Oberfläche die Abmessungen der Koppler erheblich verändert wurden. Die Symmetrie der Leistungsteilung reagiert empfindlicher auf Abweichungen von der Sollgeometrie (Bild 7.32). Insbesondere können auch kleine lokale Fehler an besonders empfindlichen Stellen der Koppler, z.B. die Koppelschlitze, eine erhebliche Verschlechterung der Symmetrie hervorrufen. Die unbehandelten Koppler zeigen gute bis befriedigende Ergebnisse. Der behandelte Koppler ohne Fehlstellen stimmt ausgezeichnet mit der Rechnung überein. Die beiden anderen behandelten Koppler haben jedoch eine inakzeptabel starke Störung der Symmetrie.

Bild 7.32

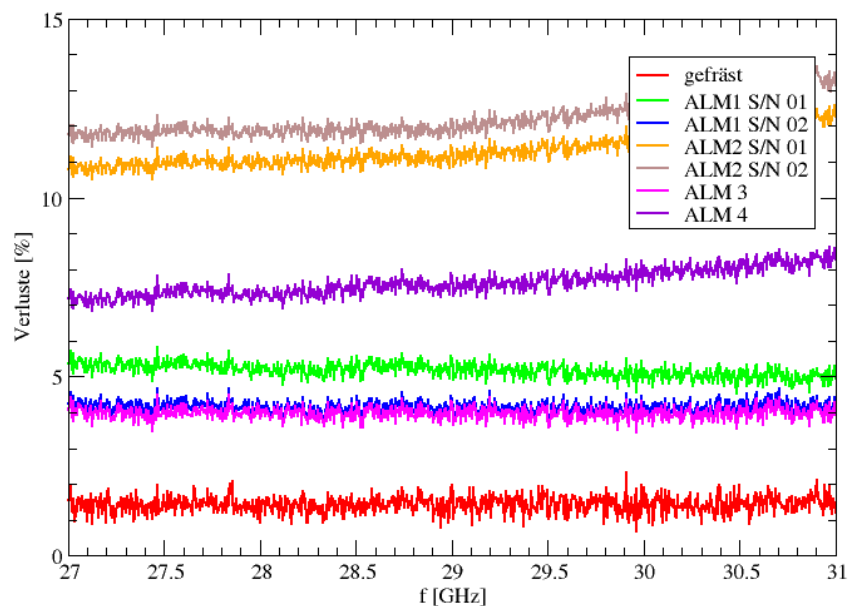
Berechneter u.
gemessener
Symmetriefehler



Die Verluste hängen von der elektr. Leitfähigkeit des Materials u. Oberflächenrauheit ab (Bild 7.33). Dabei ist zu beachten, dass im betrachteten Frequenzbereich der gesamte Strom in einer nur etwa $1\ \mu\text{m}$ dicken Schicht an der Oberfläche fließt. Die unbehandelten Koppler haben 3-4mal höhere Verluste als der gefräste Koppler. Dies ist auf die wesentlich höhere Oberflächenrauheit zurückzuführen. Die Nachbehandlung sollte die Oberflächenrauheit und damit auch die Verluste verringern.

Bild 7.33

Gemessene
Ohmsche Verluste



Die behandelten Koppler zeigen jedoch wesentlich höhere Verluste als die unbehandelten. Dafür gibt es zwei mögliche Gründe (vorausgesetzt, dass die Behandlung zu einer geringeren Oberflächenrauheit geführt hat). Entweder wurde durch die Behandlung die elektr. Leitfähigkeit der Oberfläche der Koppler verringert o. die Behandlung hat einen dünnen Film einer verlustbehafteten Substanz auf der Oberfläche hinterlassen.

Durch die höhere Oberflächenrauheit und geringere Genauigkeit haben die Koppler schlechtere HF-Eigenschaften als der gefräste Vergleichskoppler.

Im Vergleich zeigte der unbehandelte Koppler ohne Fehlstellen die besten Ergebnisse. Für niedrigere Frequenzen, z.B. C-Band wäre das SLM-Verfahren eventuell bereits einsetzbar, da hier Fertigungsunsicherheiten und Oberflächenrauheit eine geringere Rolle spielen. Für Anwendungen im Ka-Band ist aber eine weitere Verbesserung des Verfahrens notwendig. Die gewählte Nachbehandlung ist für HF-Bauteile nicht geeignet. Falls es durch Verbesserung des SLM-Verfahrens gelingt die Rauheit weiter zu verringern, könnte eventuell auf eine Nachbehandlung verzichtet werden.

8 Wirtschaftlichkeit

8.1 Vergleich mit der konventionellen Fertigung

8.1.1 Funktionsprototypen für Großserienventile

An dieser Stelle werden verschiedene Fertigungstechniken miteinander verglichen und zwar hinsichtlich der Verfügbarkeit von Bauteilen in Abhängigkeit der Fertigungstechniken. Ein typischer Weise eingesetztes Verfahren für die Großserienfertigung von Aluminiumbauteilen ist der Druckguss. Die Beispielanwendung des Festo-Ventils (Bild 7.23) zeigt das enorme Potential der Generativen Fertigung durch SLM beim Vergleich der Verfügbarkeit von 6 Funktionsprototypen für das Großserienventil je nach Fertigungstechnik (Bild 8.1).

Bild 8.1

Vergleich der Verfügbarkeit von 6 Funktionsprototypen für das Großserienventil in Abhängigkeit von den Fertigungstechniken

Verfügbarkeit (6 Ventilgehäuse)

- Erste Serienbauteile (Druckguss): ~ 120 Arbeitstage (6 Monate)
- Konventioneller Prototypenbau (Kombination aus Fräsen, Erodieren, Drehen) 30 Arbeitstage
- SLM-Rapid Prototyping/Manufacturing (Inklusive Nacharbeit und Finish) 7 Arbeitstage



Quelle: **FESTO**

Beim Druckguss bedarf es ca. 6 Monate bis 6 Teile gefertigt werden können, wo hingegen der konventionelle Prototypenbau (Fräsen, Erodieren oder Drehen) ca. 1 Monat bis zur Fertigung der Teile benötigt. Beim Rapid Manufacturing durch SLM inklusive Nacharbeit und Finish können die 6 Funktionsprototypen innerhalb von einer Woche eingesetzt werden. Dies sind deutliche Zahlen und Unterschiede, die die mögliche Zeitersparnis durch die Fertigung per SLM verdeutlichen.

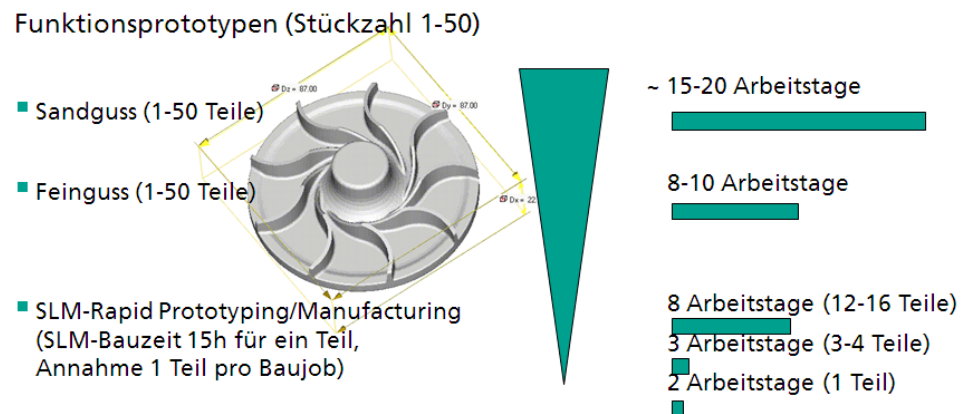
8.1.2 Funktionsprototypen für ein Wasserpumpenrad

Wie zuvor werden verschiedene Fertigungstechniken miteinander verglichen und zwar hinsichtlich der Verfügbarkeit von Funktionsprototypen in Abhängigkeit der Fertigungstechniken. Die Beispielanwendung des

Wasserpumpenrads von Daimler (Bild 8.2) zeigt das Potential Zeit und Kosten zu sparen durch die generative Fertigung per SLM beim Vergleich der Verfügbarkeit von Funktionsprototypen je nach Fertigungstechnik.

Bild 8.2

Vergleich der Verfügbarkeit von Funktionsprototypen für ein Wasserpumpenrad in Abhängigkeit von den Fertigungstechniken



Quelle: DAIMLER

Wenn 3 bis 4 Funktionsprototypen gefordert sind und dies innerhalb kürzester Zeit, so sind die Bauteile mittels SLM innerhalb von 3 Tagen realisierbar, wo hingegen der Sandguss nach ca. 8 Tagen bzw. der Feinguss nach 15 Tagen die ersten Teile produziert. Die Zeiten für die Fertigung per SLM basieren auf der Annahme, dass die SLM Maschine nur ein Teil je Fertigungsjob produziert. Jedoch sind kommerzielle Anlagen dazu in Lage drei dieser Geometrien parallel aufzubauen, so dass sich die Stückzahlen pro Zeit noch erhöhen lassen. Dies zeigt, dass der Verfügbarkeitsvergleich sehr davon abhängig ist welche Abmessungen das Bauteil hat und welche Stückzahl benötigt wird.

8.2 Potential zur Steigerung der Aufbaurate

8.2.1 Einfluss der Kornfraktion des Pulvers auf die erzielbare Dichte/Aufbaurate

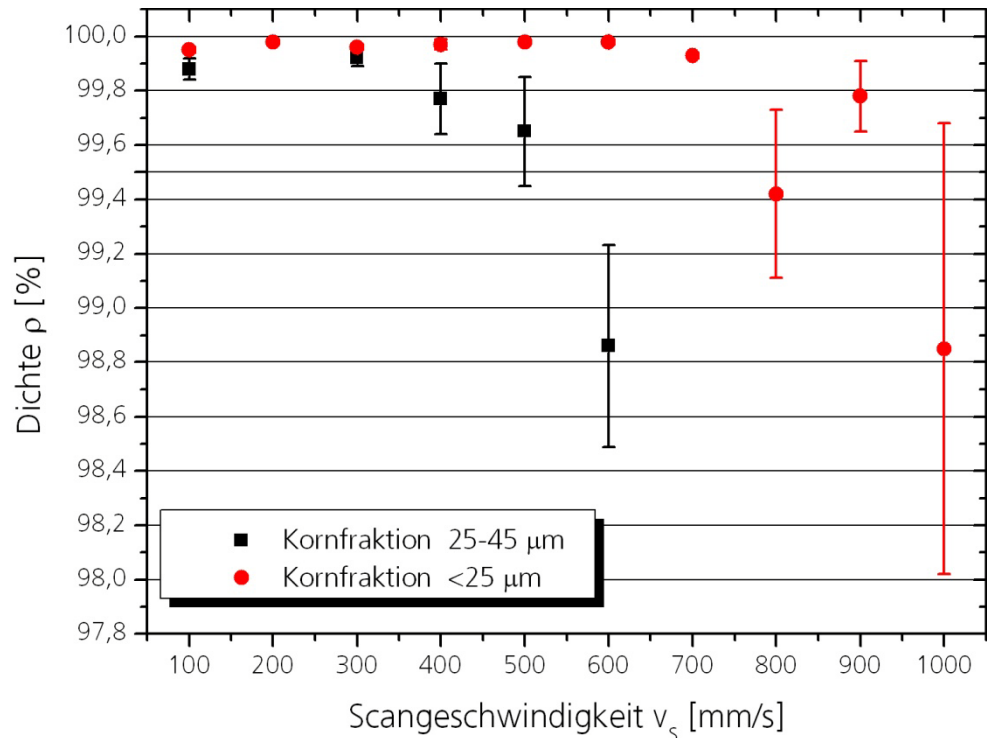
Bild 8.3 stellt dar, dass durch eine Verkleinerung der Kornfraktion die Scangeschwindigkeit für eine Dichte größer 99,5% auf ca. 700-800 mm/s vergrößert werden kann.

Bild 8.3

Dichte in
Abhängigkeit der
Pulver-Kornfraktion
für AlSi9Cu3

$P_L = 250 \text{ W}$
 $v_s = 500 \text{ mm/s}$
 $D_s = 50 \text{ }\mu\text{m}$

Mittelwerte von 10
gemessenen
Dichtewerten



Dies ist ca. eine 40% Steigerung der Aufbaurrate (hiermit ist nur das belichtete Volumen pro Zeit gemeint). Jedoch sollte erwähnt werden, dass der Pulverauftrag sich bei einer kleineren Kornfraktion durch die Neigung zu Agglomeraten schwieriger darstellt, als bei der Vergleichskornfraktion 25-45 μm .

8.2.2 Einfluss des Spurabstandes auf die erzielbare Dichte/Aufbaurrate

Eine weitere Stellgröße zur Vergrößerung der Aufbaurrate ist der Spurbabstand. Anhand von Testwürfeln wird bei konstanten Verfahrensparametern der Spurbabstand variiert (Bild 8.4). Bei Spurbabständen von 0,1 bzw. 0,15 mm erreichen unabhängig der Schichtdicke und der Werkstoffe die Bauteile eine Dichte über 99,5%. Der Werkstoff AlSi9Cu3 bedarf mehr Energie als AlSi10Mg dies wird beim Spurbabstand von 0,2 mm deutlich. Bei 30 μm Schichtdicke wird eine Dichte oberhalb 99,5% für AlSi10Mg erzielt. So dass hier die Aufbaurrate um ca. 33% gesteigert wird.

Bild 8.4

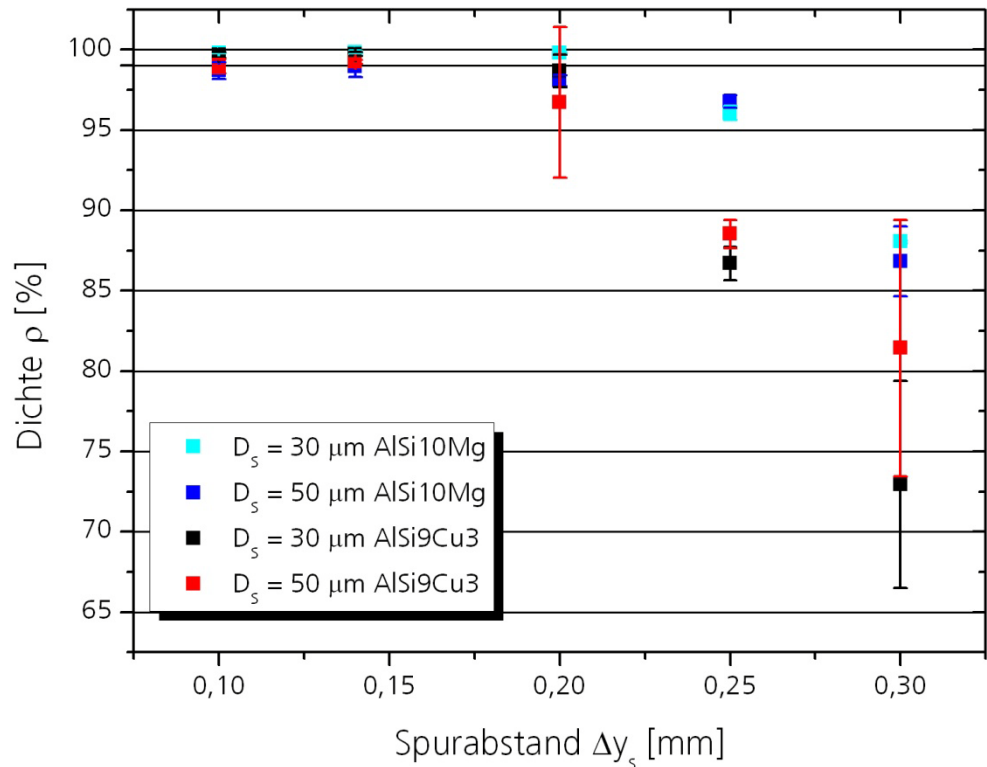
Spurabstands-
Variation für
AlSi10Mg und
AlSi9Cu3 bei 30 μm
und 50 μm
Schichtdicke

$P_L = 250 \text{ W}$

Bei 30 μm
 $v_s = 800 \text{ mm/s}$

Bei 50 μm
 $v_s = 500 \text{ mm/s}$

Mittelwerte von 10
gemessenen
Dichtewerten



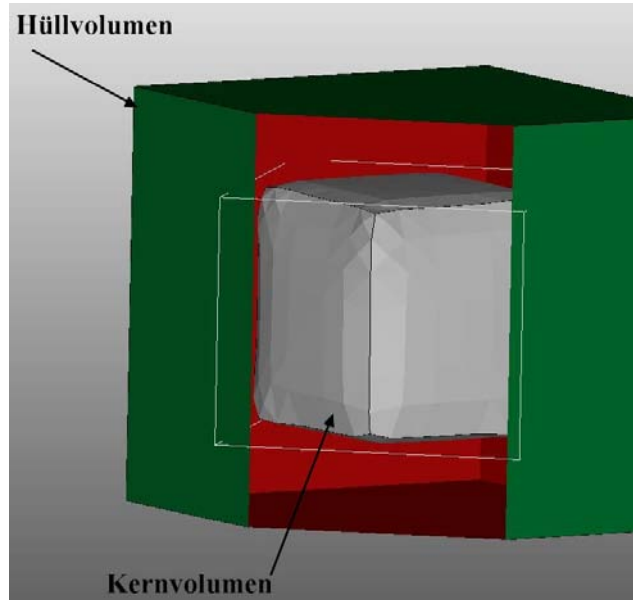
Bei 50 μm Schichtdicke wird bei 0,2 mm Spurabstand keine Dichte von 99,5% erreicht, jedoch lässt das Diagramm erahnen, dass z.B. bei 0,18 mm Spurabstand die Dichte oberhalb von 99,5% erreicht werden kann.

8.2.3 Alternative Belichtungsstrategie mit größerer Laserleistung

Die Firma innoshape untersucht Verfahrensparameter für eine neue Belichtungsstrategie für das SLM von AlSi10Mg, bei der Bauteile mit unterschiedlichen Schichtdicken in Hülle und Kern (mit einem Hülle-Kern Schichtdickenverhältnis von 25 zu 50 μm oder und 50 zu 100 μm) aufgebaut werden können (Bild 8.5).

Bild 8.5

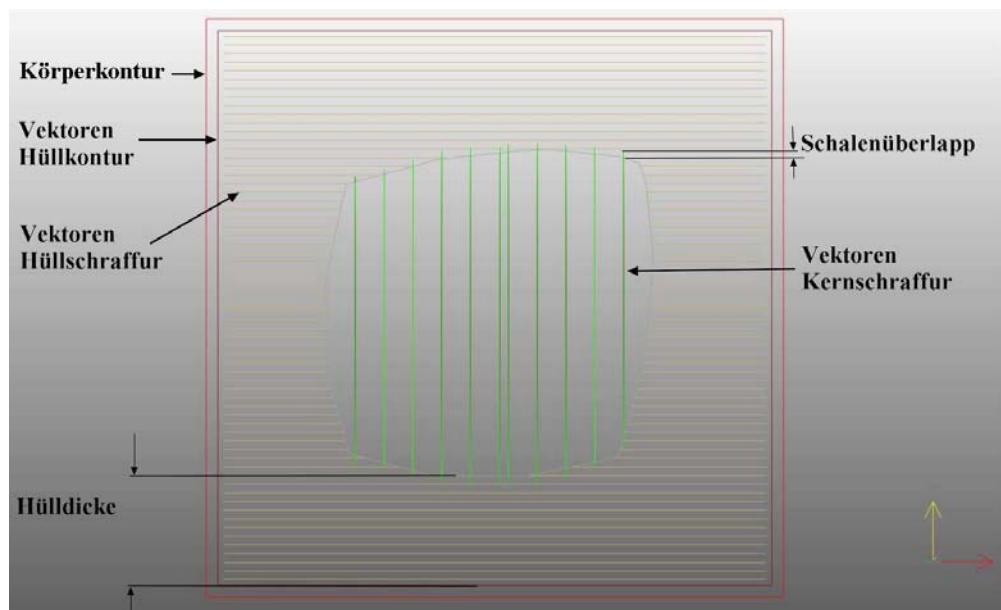
Schematische Darstellung des Hülle-Kern Prinzips (HK)



Anhand der Datenaufbereitungssoftware AutoFab werden die für eine Hülle-Kern-Strategie relevanten Parameter wie Hülldicke, Scanvekturlänge, Spurbabstand, Laserleistung, Scangeschwindigkeit für die Hüll- bzw. Kernschraffur eingestellt (Bild 8.6). Mit größerer Laserleistung kann die Schichtdicke oder die Scangeschwindigkeit vergrößert werden, so dass die Aufbaurate vergrößert werden kann.

Bild 8.6

Aufbereitete Schraffuren einer Schicht mittels AutoFab mit dem Hülle-Kern-Prinzip



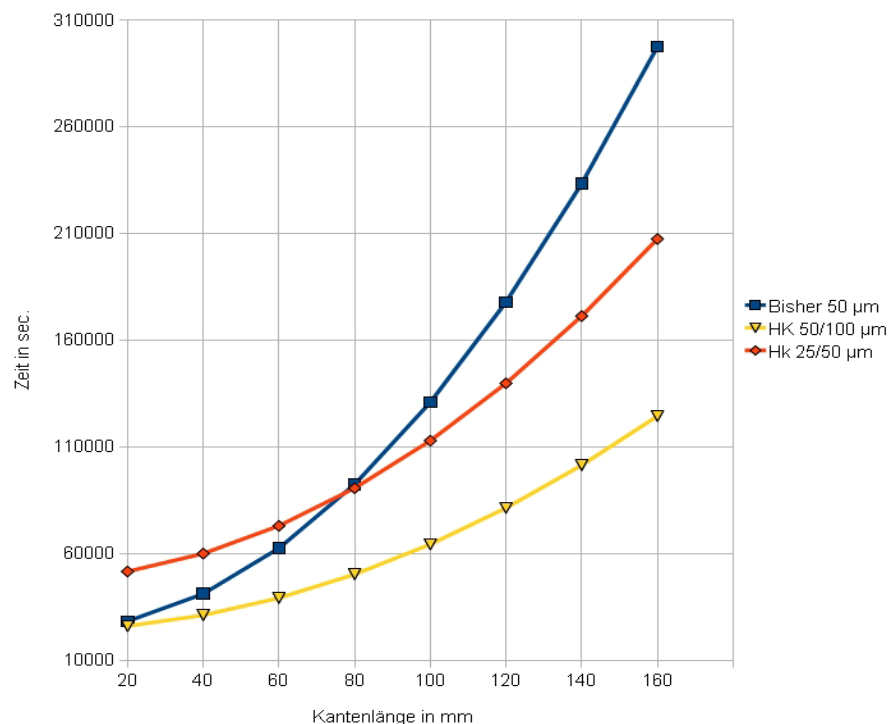
Die Grundlage der Parameterentwicklung bildet ein vereinfachtes Berechnungsmodell der Fertigungszeiten anhand von Würfelgeometrien mit einer Hülldicke von 2 mm. Verglichen werden die bisherige Fertigungszeit mit einer 50 µm Schichtdicke und festen Verfahrensparametern (u.a. Scangeschwindigkeit und Laserleistung) mit der Hülle-Kern Strategie. Das Hülle-Kern Prinzip mit einem Hülle-Kern Schichtdickenverhältnis von 25 zu 50 µm ermöglicht die Reduzierung der Oberflächenrauheit im Vergleich zur Fertigung in 50 µm Schichtdicke, jedoch würde bei Beibehaltung der Scangeschwindigkeiten beim Hülle-Kern Prinzip die Fertigungszeit vergrößert werden. Für den Aufbau mit einem Hülle-Kern Schichtdickenverhältnis von 25 zu 50 µm wird nachgewiesen, dass erst bei einer Verdopplung der Kernschraffur-Fläche, einer Kantenlänge von > 75 mm und einer Scangeschwindigkeit der Hüllschraffur > 3000 mm/s ein Zeitvorteil gegenüber einer Fertigung in 50 µm Schichtdicke gegeben ist (Bild 8.7). Entscheidend ist hierbei das Verhältnis von Hüll- zu Kernschraffur. Die Bauteilhöhe geht dabei proportional in die Bauzeit ein.

Im Hinblick auf die Fertigung in Hülle-Kern-Strategie mit einem Hülle-Kern Schichtdickenverhältnis von 50 zu 100 µm ist der Zeitvorteil direkt gegeben. Dieser lässt sich abhängig von der Kantenlänge bis auf > 30% steigern, dabei darf die Scangeschwindigkeit der Volumenschraffur 250 mm/s nicht unterschreiten.

Bild 8.7

Vergleich der
Fertigungszeiten für
eine Bauhöhe von
80 mm in
Abhängigkeit der
Kantenlänge und
Scanstrategie

HK = Hülle-Kern



Die Parameterentwicklung für größere Laserleistungen zeigt, dass sich die Scangeschwindigkeit der Kernschraffur für eine Schichtdicke von 50 μm bei gleichbleibend hoher Dichte verdoppeln lässt. Wird für den Kernbereich eine Dichte von 99% als ausreichend erachtet, lässt sich die Scangeschwindigkeit sogar vervierfachen.

Für eine Hülle in 25 μm Schichtdicke ist lediglich eine Scangeschwindigkeit von 1500 mm/s zu realisieren, die bei einer Hülldicke von 2 mm ab einer Kantenlänge von 80 mm zu einem Zeitvorteil der Hülle-Kern Fertigung mit einem Schichtdickenverhältnis von 25 zu 50 μm gegenüber der Fertigung in 50 μm Schichtdicke führt.

Die Fertigung mit einem Schichtdickenverhältnis von 50 zu 100 μm ermöglicht durch eine kurze Scanvektorlänge in der Hülle von 2 mm eine weitere Steigerung der Scangeschwindigkeit in der Hülle auf 2000 mm/s bei einer Dichte > 99,7%.

Werkstücke mit der Hülle-Kern Strategie zu fertigen, eröffnet weitere Möglichkeiten, die Bauzeiten zu reduzieren. Durch eine Belichtung des Kernvolumens z.B. mittels eines größeren Strahldurchmessers und damit einem größeren Spurabstand, ließe sich die Fertigungszeit weiter reduzieren. Weiterhin besteht die Möglichkeit das Kernvolumen nicht mit dem doppelten, sondern mit dem vierfachen Schichtdickenverhältnis zu fertigen. Jedoch ist dies softwareseitig von AutoFab nicht realisierbar. In diesem Fall sollte die Umsetzung mit einem Schichtdickenverhältnis von 25 zu 100 μm zu realisieren sein.[20]

9 Zusammenfassung und Ausblick

Die Verfahrensparameter für die Herstellung von Aluminiumbauteilen durch SLM aus den Druckgusslegierungen AlSi10Mg und AlSi9Cu3 mit einer Dichte größer 99,5% werden erarbeitet. Dabei zeigte sich u.a., dass für Aluminiumwerkstoffe durch das kleinere Absorptionsvermögen und die größere Reflexion ein höherer Leistungsbedarf im Vergleich zu Stahlwerkstoffen erforderlich ist. Der Einfluss der Verfahrensparameter, Laserleistung, Scangeschwindigkeit, Vorwärmung und einer nachträglichen Wärmebehandlung auf das Gefüge und damit auf die mechanischen Eigenschaften der Bauteile wird ermittelt. In Folge des durch den SLM-Prozess erzielten feinen Gefüges sind die Werte für Dehngrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und der dynamischen Festigkeit der SLM Bauteile vergleichbar oder zum Teil höher als die nach DIN EN 1706 geforderten Werte für Druckgussbauteile aus den jeweiligen Werkstoffen.

Neben den zwei Druckgusslegierungen AlSi10Mg und AlSi9Cu3 werden Verfahrensparameter für dichte Bauteile aus der Aluminiumlegierung AlMgScZr (ScalmalloyRP) bestimmt. Der Werkstoff AlMgScZr (ScalmalloyRP) weist eine Kombination aus guter Korrosionsbeständigkeit und Fügeeigenschaft der AlMg-Legierung und dem guten Ausscheidungshärtungs-Verhalten von Al₃Sc (+Zr) auf. Voraussetzung für den festigkeitssteigernden Effekt ist eine hohe Abkühlrate der Schmelze. Typische Bauteile sind bisher Extrusionsbauteile mit dem Melt-Spin-Verfahren. Die bisherigen Ergebnisse bestätigen den festigkeitssteigernden Effekt durch die schnellen Abkühlraten beim SLM. Das ScalmalloyRP-Legierungskonzept erlaubt (nach Abschluss weiterer Tests) erstmalig maßgeschneiderte und hochfeste Aluminiumbauteile zu fertigen, welche die Möglichkeiten der Topologie-Optimierung nutzbar machen. Bei erfolgreicher Umsetzung mittels SLM ermöglicht dies die Fertigung komplexer 3D-Bauteile aus AlMgScZr (bei Festigkeitssteigerung), was bisher nicht möglich ist.

Auf Basis der aus den Grundlagenuntersuchungen gewonnenen Ergebnisse sind erste komplexe Bauteile hergestellt worden, um anhand dieser Bauteile Eignungsbewertungen dieser werkzeuglosen Fertigungstechnik für Funktionsprototypen, Kleinst- und Kleinserien heran ziehen zu können. Die Praxiserprobungen an SLM-Aluminiumbauteilen durch die Endanwender zeigen, dass die SLM Teile weitestgehend die Eigenschaften der Serienbauteile erfüllen. Umfangreiche Medienbeständigkeits- und Korrosionstests werden durchgeführt mit dem Ergebnis, dass die SLM Teile sich wie konventionell gefertigte Bauteile verhalten. Außerdem werden die Bauteile Maßgenauigkeitsanalysen unterzogen die zu Ergebnissen führen, die innerhalb der geforderten Bauteiltoleranzen der Endanwender liegen. Eine verzugsoptimierte Prozessführung mittels Vorwärmung wird entwickelt, um dünnwandige komplexe Bauteile zu fertigen. Des Weiteren werden SLM

Bauteile im Dauereinsatz geprüft mit dem Ergebnis, dass sie den Anforderungen (wie an die Serienbauteile) genügen. An zwei Anwendungsfällen wird gezeigt, dass Zeit und Kosten gesenkt werden können durch die generative Fertigung per SLM. Verglichen werden die Verfügbarkeiten von Funktionsprototypen hergestellt durch verschiedene Fertigungstechniken im Vergleich zu SLM-Funktionsprototypen. SLM kann je nach Anwendungsfall die Herstellzeit von Funktionsprototypen von Wochen auf Tage verkürzen und damit signifikant die Produktentwicklungszeit verkleinern.

Diese umfangreichen Untersuchungen bestätigen die Eignung des SLM-Verfahrens zur Herstellung von Aluminiumbauteilen als Funktionsprototypen, Einzelteile oder für die Kleinserie.

Die erfolgreiche Projektdurchführung erweitert das Anwendungspotential des SLM-Verfahrens erstmals branchenübergreifend auf alle Industriebereiche, in denen Aluminiumbauteile hergestellt und eingesetzt werden können. Damit hat dieses Verfahren eine Schlüsselfunktion für Nachhaltigkeit in der Wirtschaft. Die F&E-Ergebnisse schaffen neue Möglichkeiten in der Entwicklung und Herstellung innovativer und umweltfreundlicher Produkte und leisten damit einen wichtigen Beitrag, dem Kostendruck in der Produktion durch Innovation zu begegnen und Deutschland als High-Tech Produktionsstandort nachhaltig zu sichern.

Die treibende Kraft der im Konsortium vertretenen Automobilindustrie, Automatisierungstechnik und der Luft- und Raumfahrt bei der Einführung innovativer Produktionsverfahren schafft die Möglichkeit, dass sich die generative Fertigung in vielen Bereichen der Produktion etablieren wird, ausgehend für die Fertigung von Funktionsprototypen hin zu Einzelteilen und Kleinserien. Über die weit verzweigte Zulieferindustrie für diese Branchen wird die weitere Verbreitung der FuE-Ergebnisse in KMU gesichert. Durch die innovative Technologie können die Unternehmen sowie deren Zulieferer und Kunden in der gesamten Wertschöpfungskette (Pulverherstellung, Bauteilfertigung, Bauteilanwendung) ihre Marktpositionen ausbauen.

10 Literaturverzeichnis

- [1] Allen, J.
The business case for Additive Manufacture
Laser Materials Processing and Precision Manufacturing
- [2] Müller-Lohmeier, K.
3. Swiss Rapid Forum: Stahl- und Aluminiumteile: Praktische Erfahrungen mit generativem Prototyping
- [3] The Industrial Physicist Vol. 9 No. 6, S. 12-13, 2004
- [4] Meiners, W.
Direktes selektives Laser-Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe
Dissertation an der RWTH Aachen University, Shaker, 1999
- [5] Over, C.
Generative Fertigung von Bauteilen aus Werkzeugstahl X38CrMoV5-1 und Titan TiAl6V4 mit "Selective Laser Melting"
Dissertation an der RWTH Aachen University, Shaker, 2003
- [6] Santos Batista, R.
Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von SLM-Bauteilen aus AlSi10Mg
RWTH Aachen University, 2007
- [7] Pawliczek, S.
Scanstrategien und Oberflächenqualität beim Selective Laser Melting von Werkzeugstahl 1.2343
RWTH Aachen University, 2003
- [8] Haasen, P.
Physikalische Metallkunde
Springer, 1984, 978-3540134770
- [9] Praktische Metallographie Vol. 30 , S. 68-81, 2003
- [10] Grosch, J.
Schadenskunde im Maschinenbau: Charakteristische Schadensursachen - Analyse und Aussagen von Schadensfällen
Expert-Verlag, 2009, 978-3816927020

- [11] Schuster, P.
Ermittlung geeigneter Verfahrensparameter zur Herstellung dichter Bauteile aus AlSi8Cu3 mittels SLM
RWTH Aachen University, 2008
- [12] Palm, F.
AEROMAT 2006: Hypereutectic high strength AlMgSc profile materials
- [13] Wolter, M.
Mechanisch-technologische Qualifizierung von Aluminium-Materialien für generative Fertigungsverfahren
Hochschule Aalen, 2009
- [14] FN 940070-1
Korrosionsbeständigkeit Teil 1: Klassen
Esslingen, 2003
- [15] FN 940070-3
Korrosionsbeständigkeit Teil 3: Standardüberzüge
Esslingen, 2006
- [16] FN 940070-2
Korrosionsbeständigkeit Teil 2: Prüfung
Esslingen, 2003
- [17] FN 940082-3
Anforderungen an Pneumatikkomponenten für Maschinen und Anlagen der F&P Industrie Teil 3: Prüfungen mit Reinigungs- und Desinfektionsmitteln
Esslingen, 2005
- [18] DIN EN 601
Aluminium und Aluminiumlegierungen - Gussstücke - Chemische Zusammensetzung von Gussstücken, die in Kontakt mit Lebensmitteln kommen
Berlin, 2004
- [19] FN 940082-1
Anforderungen an Pneumatikkomponenten für Maschinen und Anlagen der F&P Industrie Teil 1: Festlegungen
Esslingen, 2003
- [20] Moll, W.
Reduzierung der Bauzeit beim SLM-Prozess durch eine neue Belichtungsstrategie
FH Aachen, 2010