

Positionierbares induktives Vorheizsystem für die rissarme Bauteilherstellung mit additiver Fertigung*

Marco RUDOLF¹, Martin LEUTERER², Sebastian EDELHÄUSER²,
Matthias GOLDAMMER³, Stefan KLESZCZYNSKI⁴, Gerd WITT⁴

¹ MTU Aero Engines AG, München

² EOS GmbH, Krailling

³ Siemens AG, München

⁴ Universität Duisburg-Essen, Duisburg

Kontakt E-Mail: marco.rudolf@mtu.de

Kurzfassung. Ein Leitschausegment wurde aus der heißrissanfälligen Legierung M247LC mittels des pulverbettbasierten Laserschmelzverfahrens unter Anwendung eines neuen, beweglichen, induktiven Heizsystems hergestellt.

Das ausgewählte Leitschausegment repräsentiert wechselnde Bauteilstrukturen von dünn bis dick. Dies ist eine bekannte Herausforderung in der Additiven Fertigung auf Grund des kombinierten lokalen, fokussierten Energieeintrags durch den Fertigungslaser und der inhomogenen thermischen Spannungen.

Diese Studie untersuchte das angewandte Heizsystem und dessen Fähigkeit die Rissbildung der schwer schweißbaren Nickelbasis-Superlegierung M247LC zu reduzieren.

Die Ergebnisse zeigten, dass das Heizsystem die thermischen Spannungen auf Grund der Variation der Bauteilgeometrie nicht vollständig kompensieren kann. Dabei wurde eine hohe Rissbildung festgestellt, die abhängig von den unterschiedlichen Bauteilstrukturen ist. Des Weiteren weist die reduzierte Größe der γ' -Härtephasen auf eine hohe Abkühlrate des Prozesses hin.

*Arbeit gemeinsamfinanziert durch die Unternehmen EOS GmbH, MTU Aero Engines AG und Siemens Energy Global GmbH & Co. KG.

Einführung

Die Herstellung von dünn-dick-Bauteilstrukturen mit hoher Qualitätsgüte ist für die additive Fertigung auf Grund der lokal hohen Energieeinträge durch den Fertigungslaser eine Herausforderung.

Des Weiteren ist die rissfreie Verarbeitbarkeit von bestimmten hochtemperaturbeständigen Nickelbasis-Superlegierungen durch Schmelzschweißverfahren



erschwert. Darunter zählt die Legierungsgruppe der γ' -ausscheidungshärtenden Nickelbasis-Superlegierungen mit einem Aluminium (Al)- und Titananteil (Ti) von > 5 Gewichts-%, die deshalb als schwer schweißbar gilt. Bestimmend für diese Eigenschaft ist der hohe Anteil der γ' -Härtephasen, die gleichzeitig auch für die besonders guten mechanischen Eigenschaften dieser Legierungsgruppe bei hohen Betriebstemperaturen verantwortlich sind.

1. Grundlagen

1.1 Das pulverbettbasierte Laserschmelzverfahren

Die ISO/ASTM 52900 definiert die Additive Fertigung als ein Prozess, der durch das Verbinden von Material Bauteile aus 3D-Modell Daten, im Gegensatz zu subtraktiven und umformenden Fertigungsverfahren, Schicht für Schicht herstellt. Dabei beschreibt die ISO/ASTM 52900 das pulverbettbasierte Schmelzen als ein additives Fertigungsverfahren, mit dem Metallpulver in einem Pulverbett lokal durch eine thermische Energiequelle aufgeschmolzen wird. Dabei kann das Aufschmelzen der Körner des Metallpulvers auf Basis eines Elektronenstrahls (PBF-EB) oder Laserstrahls (PBF-LB) erfolgen. [3]

Im Folgenden werden die Prozessschritte des pulverbettbasierten Laserschmelzverfahrens (PBF-LB) näher erläutert.

Abb. 1 zeigt das vereinfachte Funktionsprinzip und die Prozessschritte des PBF-LB-Verfahrens. Nachdem die Belichtung der Metallschicht erfolgt ist, wird die Bauplattform (5) sowie die Überlaufplattform (6) um einen Betrag der Schichtdicke l_z abgesenkt, während die Dosierplattform (4) um einen etwas höheren Betrag nach oben angehoben wird (Schritt 1, Abb. 1). Die größere Absenkung der Dosierplattform (4) berücksichtigt u.a. die Schüttdichte des Metallpulvers. Die Beschichtereinheit (1) fährt über das Baufeld und trägt eine neue Pulverschicht auf (Schritt 2, Abb. 1).

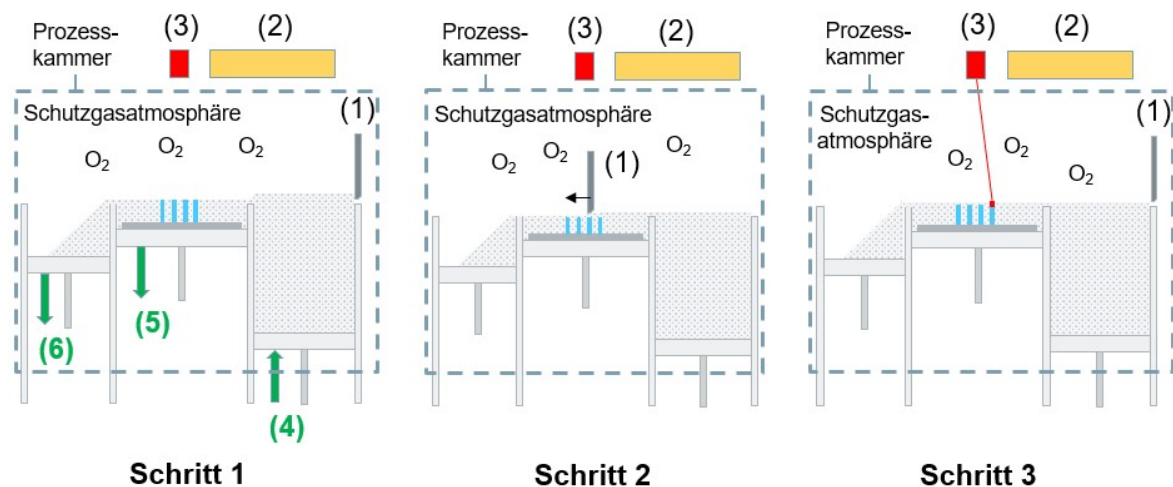


Abb. 1. Funktionsprinzip und Prozessschritte des pulverbettbasierten Laserschmelzverfahrens (PBF-LB)

Anschließend wird der Laser (2) durch die Scannereinheit (3) über das Baufeld abgelenkt und schmilzt das Metallpulver sowie partiell die darunterliegende, bereits erstarrte Bauteilschicht auf (Schritt 3, Abb. 1). Jede Schicht des Bauteils wird in Schweißbahnen aufgebaut, die miteinander schmelzmetallurgisch verbunden werden. Nach dem Belichtungsvorgang (Schritt 3, Abb. 1) beginnt der Prozessschritt 1 erneut. [37]

Der gesamte Vorgang findet bei einem geringen Überdruck innerhalb einer Prozesskammer statt. Die Prozesskammer wird meist mit dem Schutzgas Argon geflutet, um den Luftsauerstoff in der Prozesskammer unterhalb 0,2 % zu reduzieren. [4]

1.2 Gruppe der γ' -ausscheidungshärtenden Nickelbasis-Superlegierungen

Die Gruppe der γ' -ausscheidungshärtenden Nickelbasis-Superlegierungen werden auf Grund deren hervorragenden mechanischen Eigenschaften bei Betriebstemperaturen des 0,85-fachen der jeweiligen Schmelztemperatur ausgewählt. Insbesondere ist diese Temperaturbeständigkeit auf die Ausscheidung von Härtephasen, der sog. γ' -Phase zurückzuführen, die zum Festigkeitsanstieg bis Temperaturen von 850 °C führen [5 - 7]. Allerdings bewirkt die zunehmende Ausscheidung der γ' -Phase auch eine Spannungszunahme im Kristallgitter. Diese inhärente Eigenspannung erhöht die Anfälligkeit der γ' -ausscheidungshärtenden Nickelbasis-Superlegierungen in Kombination mit vorliegenden thermischen und mechanischen Spannungen zur Rissbildung. Gleichzeitig entscheidet der Volumenanteil der festigkeitssteigernden γ' -Phase über die Einsatztemperaturen der Legierung und hängt von der chemischen Zusammensetzung der jeweiligen Nickelbasis-Superlegierung ab.

Dabei sind die Anteile der γ' -Phasenbildner Al und Ti an der Legierungszusammensetzung von hoher Bedeutung. Häufig eingesetzte γ' -ausscheidungshärtende Nickelbasis-Superlegierungen sind Inconel738[®]LC, CM247LC sowie MAR-M247[®]. Diese Legierungen weisen einen Anteil der γ' -phasenbildenden Legierungselemente Al + Ti von > 5 Gewichts-% auf und gelten im Zusammenhang mit Schmelzschweißprozessen auf Grund deren Anfälligkeit zur Heißrissbildung entsprechend als schwer schweißbar. [7, 8]

Eine typische Rissart bei der Verarbeitung von γ' -ausscheidungshärtenden Nickelbasis-Superlegierungen mittels des PBF-LB ist der Erstarrungsriss, der zu den Heißrissen zählt. Heißrisse entstehen unmittelbar im Schmelzvorgang des PBF-LB und sind somit namentlich der Temperatur ihrer Entstehung zugeordnet. Der Erstarrungsriss bildet sich im Allgemeinen durch die zunehmende Seigerung der Erstarrungsfronten mit niedrigschmelzenden Phasen, die ein reduziertes Erstarrungsintervall aufweisen. Beim Aufeinandertreffen von Erstarrungsfronten bleiben die niedrigschmelzenden Phasen flüssig, während die erstarrten Bereiche bereits durch das Abkühlen schrumpfen. [7, 9] Intrinsische und prozessseitig erzeugte thermische sowie mechanische Spannungen können über die partiell flüssigen Phasen in den interdendritischen Bereichen nicht abgebaut werden und reißen auf. Dabei sind Erstarrungsrisse durch sichtbare Dendritenstrukturen innerhalb einer gezackten Rissoberfläche erkennbar. [10, 11]

Eine weitere Rissart ist das Strain Age, das sehr häufig in γ' -ausscheidungshärtenden Nickelbasis-Superlegierungen mit einem hohen γ' -Volumengehalt auftritt [12, 13]. Dabei steuern die Höhe und Dauer der Temperatureinwirkung sowie die vorliegenden Abkühlraten und die Ausscheidungskinetik der γ' -Phase der jeweiligen Legierung den Mechanismus der Ausscheidungshärtung sowie die Größe und Form der γ' -Ausscheidungen. Diese stellen auf Grund der Volumenkontraktion direkt die Verspannung im Materialgefüge ein. [12, 13]

1.3 Lösungsansätze für die Reduktion von Heißrissen in schwer schweißbaren γ' -ausscheidungshärtenden Nickelbasis-Superlegierungen

Mögliche Ansätze zur Vermeidung von Heißrissbildung zielen auf die Reduktion induzierter Spannungen durch den Schmelzschweißprozess ab [14, 15]. Dies kann einerseits durch ein feinkörniges Gefüge zum Spannungsabbau erzielt werden. Dabei erfordert die Herstellung eines feinkörnigen Gefüges ein flaches, tropfenförmiges Schmelzbad, das die

Fertigungszeit des PBF-LB stark erhöht und somit die Wirtschaftlichkeit des additiven Fertigungsverfahrens reduziert.

Ein weiterer Ansatz ist die Reduktion der prozessinduzierten Spannungen, die durch den lokalisierten Energieeintrag des Fertigungslasers entstehen. Dabei wird eine geeignete Substrattemperatur zwischen 950 °C und 1.200 °C in der Prozesszone des Fertigungslasers während dem Schmelzvorgang eingestellt [16 - 18]. Zusätzlich unterstützt eine hohe Substrattemperatur die Diffusion während des Erstarrungsvorgangs, dass die Entstehung niedrigschmelzender Phasen reduziert.

Derzeit vorliegende Heizsysteme für PBF-LB sind globale Heizansätze, die auf elektromagnetischer Induktion oder auf Wärmeleitung basieren und das gesamte Bauteil während dessen Herstellung auf der gewählten Prozesstemperatur halten. Dieser Ansatz hat mehrere Nachteile hinsichtlich der Rissbildung:

- Die Variation der Bauteilgeometrie verändert die Temperaturverteilung, die durch ein starres, globales Heizsystem nicht kompensiert werden kann [19]
- Die in-situ Wärmebehandlung während des Aufbauprozesses verursacht beim globalen Heizansatz ein exzessives Wachstum der γ' -Härtephasen, die sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften auswirken [16 - 19]
- Eine kontinuierliche Veränderung der thermischen Bedingungen durch den schichtweisen Aufbau des PBF-LB [18]

Eine Lösung ist die Entwicklung eines beweglichen, induktiven Heizsystems, das lokal mit der jeweiligen Position des Prozessbereichs des Fertigungslasers verbunden und unabhängig von der vorliegenden Bauteilgeometrie ist.

Dieser Ansatz wirkt sich auch unterstützend auf die mechanische und thermische Auslegung des PBF-LB-Systems ggü. dem globalen Heizansatz bei Temperaturen > 950 °C aus. Das Heizsystem erreicht die notwendigen Substrattemperaturen lokal und kann kontinuierlich eine homogene Temperaturverteilung innerhalb des Bereichs der Interaktion zwischen Fertigungslaser und Pulverbett sicherstellen.

2. Experimenteller Aufbau und Durchführung

2.1 Das Konzept des beweglichen, induktiven Heizsystems

Der ursprüngliche Aufbau des Heizsystems basiert auf dem Konzept des Patents DE102012206122A von Jakimov, Retze und Hanrieder [20].

Abb. 2a) zeigt schematisch das abgewandelte lokale Heizsystem ggü. dem Patent [20], während Abb. 2b) die Detaillierung der Temperaturüberwachungsbereiche sowie Prozesszonen der beiden Induktoren darstellt.

Die Induktoren werden jeweils getrennt voneinander mit einem hochfrequenten elektrischen Strom (HF-Induktor) und einem mittelfrequenten elektrischen Strom (MF-Induktor) betrieben. Dabei umschließt der MF-Induktor das gesamte Baufeld in y-Richtung (s. Abb. 2a). Der HF-Induktor grenzt stets einen Teilbereich des darunterliegenden Bauteils ein, der zugleich dem Belichtungsbereich des Fertigungslasers (s. Bereich C, Abb. 2b) entspricht. Somit findet die Belichtung (s. Bereich C, Abb. 2b) und die räumlich umfassendere Prozesstemperaturüberwachung des Belichtungsbereichs (s. Bereich B, Abb. 2b) für die Regelung der Heizleistung des HF-Induktors stets in dessen Öffnung statt.

Der HF-Induktor trägt durch dessen reduzierten Abmessungen zur Erwärmung des Belichtungsbereichs C bis zur Zieltemperatur bei und hält diese während der Belichtung

aufrecht. Durch den direkten Bezug zum Belichtungsbereich weist der HF-Induktor einen lokalen Heizcharakter auf und ist maßgeblich für die Geschwindigkeit des Heizprozesses im Bereich B zuständig.

Für das Erreichen jedes Belichtungsbereichs innerhalb des Bauraums ist der MF-Induktor auf Grund seiner großen Abmessung in y-Richtung nur in x-Richtung beweglich, während der HF-Induktor sowohl in x- als auch in y-Richtung bewegt werden kann. In x-Richtung ist der MF-Induktor vor und nach dem HF-Induktor positioniert. Dies ermöglicht die Vorwärmung von umliegenden Bauteilbereichen des Belichtungsbereichs des Fertigungslasers sowie die Nachwärmung von belichteten Bauteilbereichen. Durch das Umschließen größerer Bauteilvolumina eines sowie mehrerer Bauteile weist der MF-Induktor einen globalen Heizcharakter auf. Die Regelung der Heizleistung des MF-Induktors erfolgt anhand der Prozess Temperaturüberwachung der Bereiche A und D.

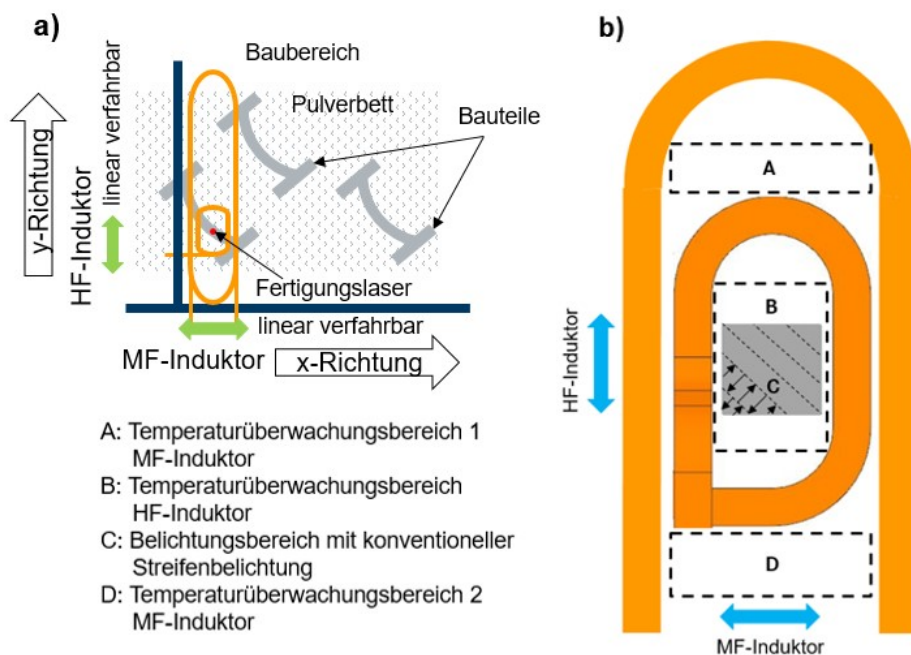


Abb. 2. Schematische Darstellung von a) dem beweglichen, induktiven Heizsystem mit dem MF- und HF-Induktor sowie b) detaillierte Ansicht der Prozesszone des Fertigungslasers innerhalb des HF-Induktors und den Temperaturmessbereichen A – D innerhalb des MF- und HF-Induktors

2.2 Thermografie zur Ermittlung der Temperaturverteilung und Regelung des Heizsystems

Die Regelung und Steuerung der Interaktion zwischen dem PBF-LB- sowie dem Heizprozess sowie der jeweiligen Heizleistung des HF- und MF-Induktors erfolgt anhand thermografischer Überwachung mittels der Thermografiekamera Optris PI 1M der Fa. Optris GmbH.

Dabei ermöglicht die Thermografiekamera einen Temperaturmessbereich zwischen 450 °C und 1.800 °C und stellt auf Grund der Bildfrequenz von bis zu 1 kHz die Temperaturerfassung zu jedem Zeitpunkt des Heizprozesses sicher. [21]

Des Weiteren erlaubt die Installation oberhalb der Prozesskammer einen ausreichenden Sichtbereich für alle festgelegten Temperaturüberwachungsbereiche A - D entsprechend Abb. 2b).

2.3 Auswahl einer repräsentativen Bauteilgeometrie und geeigneter Parameter für den Aufbauprozess

γ' -ausscheidungshärtende Nickelbasis-Superlegierungen werden auf Grund der guten mechanischen Eigenschaften bei hohen Temperaturen (s. Abschnitt 1.2) hauptsächlich im Heißgaspfad von Turbinen eingesetzt. Deshalb wurde als repräsentative Testgeometrie für diesen Bereich der Turbine ein Leitschaufelsegment ausgewählt, das auch die herausfordernde dünn-dick-Bauteilstrukturen aufweist.

Das Leitschaufelsegment besteht aus einer dünnen Struktur mit variablem Querschnitt, die sich zwischen zwei dicken Stützstrukturen befindet. Die Geometrie erfordert ein fortschrittliches Heizkonzept, das kontrolliert die geforderte Heiztemperatur vor, während und nach der Belichtung in jedem Bereich einer aufgebauten Bauteilschicht aufrechterhält.

Das Schaufelsegment wurde aus der γ' -ausscheidungshärtenden Nickelbasis-Superlegierungen M247LC hergestellt und auf einem quaderförmigen Substrat, bestehend aus der Legierung Inconel 718, aufgebaut. Der Aufbau erfolgte mit 500 Schichten bei einer Schichtdicke von 40 μm .

Die PBF-LB-Parameter wurden anhand einer geeigneten Kombination von identifizierten Referenzparametern ausgewählt. Die Parameterkombination bestand aus einer Heiztemperatur von 1.050 $^{\circ}\text{C}$ und einer Volumenenergiedichte von 50 J/mm^3 , während eine konventionelle Streifenbelichtung angewandt wurde.

3. Ergebnisse

Abb. 3a) zeigt das aufgebaute Leitschaufelsegment sowie die metallografischen Schliffebenen S1 und S2. Die Schliffebene S1 (Abb. 3b) liegt in der y-z-Ebene, während sich die Schliffebene S2 (Abb. 3c) in der x-y-Ebene befindet.

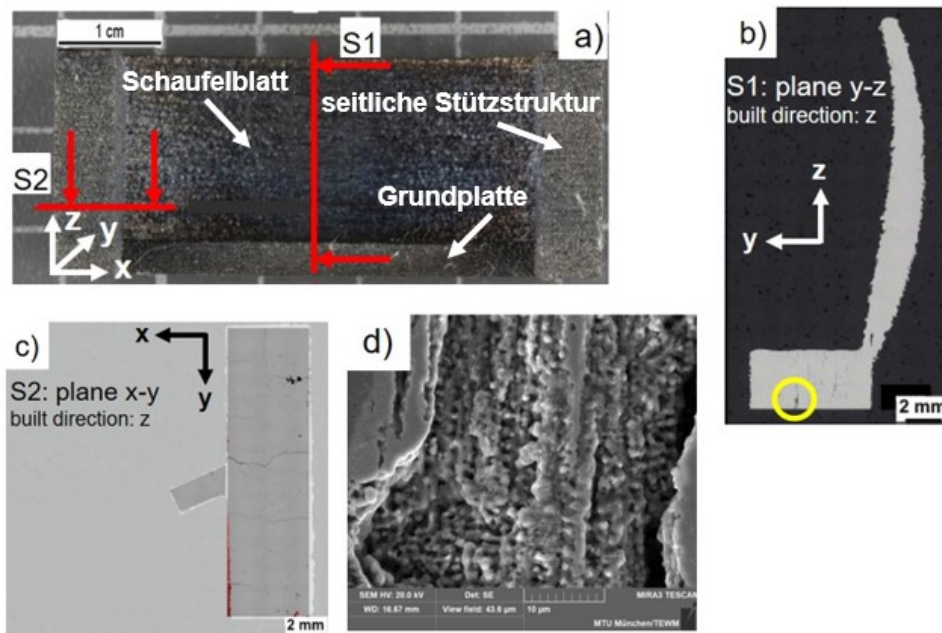


Abb. 3. Darstellung des aufgebauten Leitschaufelsegments, a) mit den festgelegten, metallografischen Schliffebenen S1 (Ebene x-z) und S2 (Ebene x-y) im Zustand „wie gebaut“, b) detaillierte Ansicht der Schliffebene S1, c) detaillierte Ansicht der Schliffebene S2 und d) Vergrößerung des gelb markierten Risses in der Schliffebene S1 in b). In alle Abbildungen befindet sich die Aufbaurichtung in z-Richtung.

Die metallografischen Schliffe wurden mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht, um eine Klassifizierung vorhandener Risse durchzuführen. Die Schliffebenen S1 und S2 zeigen jeweils eine Veränderung des Bauteilvolumens sowohl innerhalb einer Bauteilschicht als auch in z-Richtung, die der Aufbaurichtung entspricht. Innerhalb der Schliffebene S1 zeigt sich Rissbildung innerhalb der Grundplatte des Schaufelsegments. Im Schaufelblatt sind keine Risse erkennbar. Die maximal gemessene Risslänge innerhalb der Grundplatte betrug etwa 873 μm (gelb markiert in Abb. 3b). Eine detaillierte Ansicht dieses Risses ist in Abb. 3d) mit einer Vergrößerung von 3.000x sichtbar. Eine durchgeführte energieintensive Röntgenspektroskopie (EDX) zur Identifikation der Verteilung einzelner Legierungselemente war unauffällig.

Abb. 3c) zeigt die Schliffebene S2, die Rissbildung über die gesamte Breite der seitlichen Stützstruktur aufweist. Die Risse werden partiell durch feinere Risse zu Rissnetzwerken miteinander verbunden. Im Übergangsbereich zwischen dem Schaufelblatt und der seitlichen Stützstruktur sind keine Risse erkennbar.

Abb. 4a) zeigt den metallografischen Schliff S1 sowie die Position der γ - und γ' -Prüfung. Abb. 4b) stellt den Querschliff des rot markierten Bereichs aus Abb. 4a) dar, anhand dessen die γ - und γ' -Phasenverteilung bei einer Vergrößerung von 20.000x möglich wird.

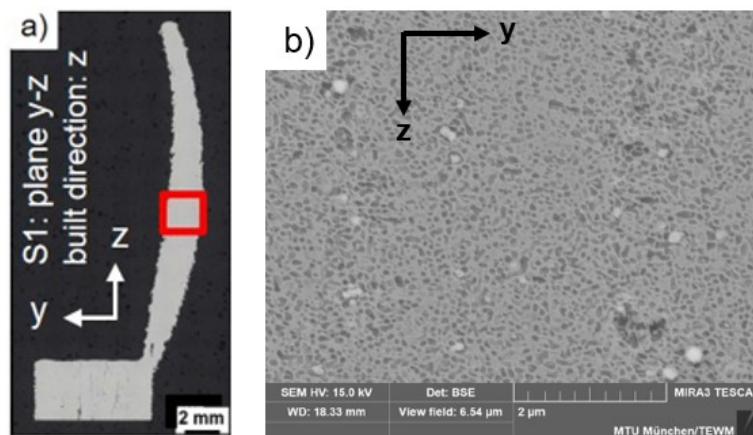


Abb. 4. Metallografischer Schliff S1 mit a) dem Bereich der γ - und γ' -Prüfung (rot markiert) sowie b) γ - und γ' -Phasenverteilung bei einer Vergrößerung von 20.000x des rot markierten Bereichs aus a). In allen Abbildungen entspricht die z-Richtung der Aufbaurichtung.

Die prozentuale Flächenverteilung der γ' -Ausscheidungen wurde in drei verschiedenen Bereichen innerhalb des rot markierten Bereichs im Schliff S1 (Abb. 4a) ermittelt. Diese beträgt durchschnittlich 49.1 (\pm 2.65) % bei einer Größe der γ' -Ausscheidungen von 0.16 (\pm 0.11) μm .

Abb. 5a - c) zeigen thermografische Temperaturentwürfe zur Veranschaulichung von thermischen Gradienten innerhalb des Prozessbereichs des HF-Induktors, der dem Bereich B nach Abb. 2b) entspricht.

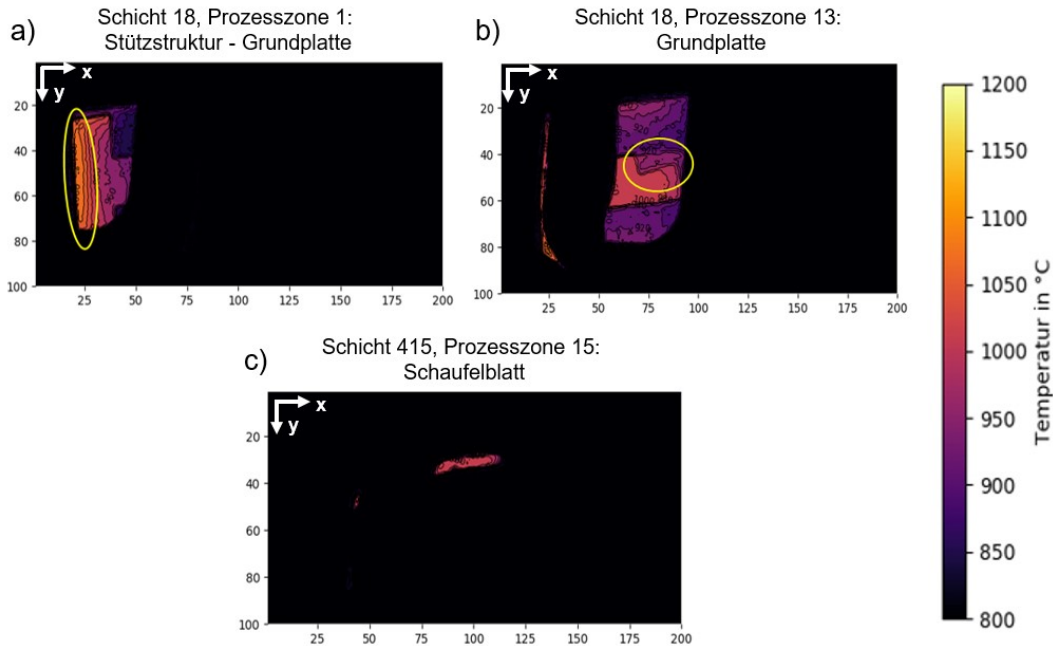


Abb. 5. Darstellung thermografischer Aufnahmen der Temperaturverteilung in a) Bauteilschicht 18, Prozesszone 1, die die seitliche Stützstruktur und Grundplatte des Schaufelsegments abbildet und den erhöhten Temperaturanstieg an den Kanten der Stützstruktur (gelb markiert) ggü. dessen Zentrum darstellt, b) Bauteilschicht 18, Prozesszone 13, die die Unterscheidung lokal bereits erstarrter und nicht aufgeschmolzener Bereiche (gelb markiert) innerhalb der Grundplatte zeigt sowie c) Bauteilschicht 415, Prozesszone 15, das dem Schaufelblatt entspricht. Alle Abbildungen zeigen die x-y-Bauebene.

Dabei stellt Abb. 5a) die Temperaturverteilung in der Prozesszone 1 der Bauteilschicht 18 dar, die die seitliche Stützstruktur und einen Teil der Grundplatte repräsentieren. Abb. 5b) zeigt die Temperaturverteilung innerhalb der Prozesszone 13 der Bauteilschicht 18, die einen Teil der Grundplatte darstellt. Abschließend weist Abb. 5c) die Temperaturverteilung in der Prozesszone 15 der Bauteilschicht 415 aus, die zugleich den Bereich des Schaufelblatts darstellt.

4. Diskussion

Die REM-Untersuchung (s. Abb. 3d) des metallografischen Schliffs S1 (s. Abb. 3b) zeigt auffällige Erstarrungsstrukturen innerhalb der gezackten Rissoberfläche auf. Die Dendritenstrukturen innerhalb der Rissoberfläche weisen auf einen unvollständigen Erstarrungsprozess hin, der die Nachspeisung flüssiger Schmelze verhindert und somit zur Erstarrungsrissebildung führt [10, 11].

Die Interaktion des lokalen Aufheizens, die Position der Induktoren zur jeweiligen Prozesszone, der lokale Energieeintrag durch den Fertigungslaser sowie die konzeptbezogene, lokale Abkühlung durch die Bewegung der Induktoren zur nächsten Prozesszone führen zu einem stetigen Durchschreiten des Temperaturbereichs des γ' -Ausscheidungsgebiets.

Dieser Bereich befindet sich zwischen 850 °C und 1.160 °C [19, 22]. Diese wechselnde in-situ Wärmebehandlung mit den einhergehenden Heiz- und Abkühlzyklen fördern die Rissbildung durch Strain Age [7]. Insbesondere bewirken das unkontrollierte Ausscheiden der γ' -Härtephasen die Entstehung von Eigenspannungen, gepaart mit den

schwerregulierbaren Heiz- und Abkühlzyklen, die thermische und mechanische Spannungen erzeugen.

Die gebildeten γ' -Ausscheidungen im betrachteten Bereich des Schaufelblatts wiesen eine mittlere Größe von 0.16 μm auf. Im Vergleich zeigten die Studien von Bidron et. al. [16] eine Größe der γ' -Ausscheidungen von etwa 0,5 μm bei einer Substrattemperatur von 1.100 °C sowie Hagedorn et. al. [17] eine maximale Größe von 1 μm bei einer Temperatur von 1.200 °C. Beide Studien verwendeten für die Untersuchung der jeweiligen γ' -ausscheidungshärtenden Nickelbasis-Superlegierung einen globalen Heizansatz.

Die beschriebenen Interaktionen zwischen dem beweglichen, lokalen Heizsystem und dem PBF-LB-Prozess erhöhen lokal die Abkühlrate und reduzieren die Zeit der Wärmebehandlung des jeweils lokalen Prozessbereichs. Beides wirkt sich auf die Größe der γ' -Ausscheidungen aus, die ggü. den groben γ' -Ausscheidungen in den Untersuchungen von Bidron et. al. [16] und Hagedorn et. al. [17] mit einem Mittelwert von 0.16 μm stark verringert sind [23].

Des Weiteren bewirken verschiedene Ursachen die Bildung hoher thermischer Gradienten und somit auch inhomogene Abkühlraten [24].

Dazu zählen im Wesentlichen die folgenden Ursachen:

- wechselnde Bauteilgeometrie
- induktionsimmanente Effekte durch:
 - die Positionierung des HF-Induktors oberhalb von Bauteilkanten (s. Abb. 5a)
 - Verhältnis der Größe und Position des Induktors zur darunterliegenden Bauteilabmessung
- lokales Aufschmelzen während des PBF-LB führt zu Schichtdickenunterschieden und somit zur Veränderung des Energieeintrags durch das Heizsystem auf Grund veränderten Abständen zwischen HF-Induktor und beheiztem Substrat (s. Abb. 5b)
- angewendete PBF-LB-spezifische Streifenbelichtung

Im Gegensatz zur Grundplatte des Leitschaufelsegments oder der seitlichen Stützstruktur konnten im Schaufelblatt keine Risse festgestellt werden (s. beispielhaft Abb. 3b und Abb. 3c). Diese filigrane Bauteilstruktur ermöglicht eine stabilere Temperaturkontrolle des lokalen Heizsystems auf Grund des verbesserten Größenverhältnisses der effektiven Heizfläche und dem darunterliegenden Bauteilvolumen (s. beispielhaft Temperaturverteilung in Abb. 5c). Dies stellt reduzierte Abkühlraten im jeweiligen Prozessbereich sicher. Zusätzlich wirkt das umgebende Metallpulver nach Adegoke et. al. [24] und Zhang et. al. [25] als Isolator und hält eine homogene Bauteiltemperatur aufrecht.

Zusammenfassend muss zwischen volumenbehafteten Bauteilbereichen, die eine starke Tendenz zur Rissbildung aufweisen und rissfreien, filigranen Bauteilbereichen unterschieden werden.

Das angewendete Heizsystem zeigt eine hohe Abhängigkeit von der Bauteilgeometrie und konnte die erzeugten Abkühlraten nicht ausreichend steuern und reduzieren, um die Rissbildung in der γ' -ausscheidungshärtenden Nickelbasis-Superlegierung M247LC innerhalb volumenbehafteter Bauteilbereiche zu unterdrücken.

Danksagung

Die Autoren bedanken sich für die finanzielle Unterstützung beim Bundesministerium für Bildung und Forschung innerhalb des Forschungsprojekts ahmen “Integrierte photonische Prozessketten für beschleunigte Produktinnovationen - GenChain” (Förderkennzeichen 13N13593). Die Autoren danken auch der Unterstützung der Mitglieder des Projektteams und der Finanzierung durch die Unternehmen EOS GmbH, Siemens Energy Global GmbH & Co. KG sowie MTU Aero Engines AG.

Referenzen

- [1] T. Buehrke, M. Meyer. (2007, September). Klimawirkungen des Luftverkehrs [Online]. [Zugriff am 24 April 2021]. Verfügbar unter: https://elib.dlr.de/51462/1/Klimawirkungen_des_Luftverkehrs_DLR_0907_DE.pdf.
- [2] P. Jansohn, Modern gas turbine systems. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2013.
- [3] NMD – New Materials Development GmbH. ISO52900: Die wichtigsten Fakten im Überblick [Online]. [Zugriff am 19. August 2022]. Verfügbar unter: <https://nmd-gmbh.de/de/iso-52900-die-wichtigsten-fakten-im-ueberblick/>.
- [4] A. Ladewig, Optische Tomographie - Online Prozessüberwachung für das selektive Laserschmelzen. Düren: Shaker Verlag, 2019.
- [5] M. Donachie, S. Donachie, Superalloys - A technical guide. London: ASM International, 2002.
- [6] R. Reed, The Superalloys Fundamental and Applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
- [7] J. DuPont, J. Lippold, S. Kiser, Welding metallurgy and weldability of Nickel- Base Alloys. New Jersey: John Wiley & Sons, 2009.
- [8] M. Prager, C.S. Shira, „Welding of precipitation-hardening nickel-base alloys,” Welding Research Council, Bulletin Series 128, p. 55, 1968.
- [9] S. Kou, „Solidification and Liquefaction Cracking - Issues in Welding,” The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), Vol. 55, pp. 37 – 42, 2003. <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0137-4>
- [10] L. Carter. (2013, Mai). Selective Laser Melting of Nickel Superalloys for high Temperature Applications [Online]. [Zugriff am 05.08.2022]. Verfügbar unter: <https://etheses.bham.ac.uk/id/eprint/4410/2/Carter13PhD.pdf>
- [11] Y. T. Tang, C. Panwisawas, J. N. Ghousoub, Y. Gong, J. W. Clark, A. A. Németh, D. G. McCartney, R. C. Reed, „Alloys-by-design: Application to new superalloys for additive manufacturing,” Acta Materialia, Vol. 202, pp. 417 - 436, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.09.023>
- [12] F. Hanning, J. Andersson, „A Review of Strain Age Cracking in Nickel Based Superalloys,” In Conference Proceedings of the 7th International Swedish Production Symposium, Lund, Schweden, 2016. um:nbn:se:hv:diva-10250
- [13] T. Boellinghaus, H. Herold, Hot Cracking Phenomena in Welds. Berlin: Springer Verlag, 2005.
- [14] G. Schlick, Selektives Laserstrahlschmelzen von schwer schweißbaren Nickelbasis-Superlegierungen. Düren: Shaker Verlag, 2017.
- [15] R. Engeli. (2017). Selective laser melting & heat treatment of γ' -strengthened Ni-base superalloys for high temperature applications [Online]. [Zugriff am 05.08.2022]. Verfügbar unter: <https://doi.org/10.3929/ethz-b-000000074>
- [16] G. Bidron, A. Doghri, T. Malot, F. Fournier-dit-Chabert, M. Thomas, P. Peyre, „Reduction of the hot cracking sensitivity of CM-247LC superalloy processed by laser cladding using induction preheating,” Journal of Materials Processing Technology, Vol. 277, 116461, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116461>
- [17] Y.-C. Hagedorn, J. Risse, W. Meiners, N. Pirsch, K. Wissenbach, „Processing of nickel based superalloys MARM-247 by means of High Temperature Selective Laser Melting (HT-SLM),“ High Value Manufacturing Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping, pp. 291 - 295, 2013.
- [18] J. Risse. (2019). Additive Manufacturing of Nickel-Base Superalloy IN738LC by Laser Powder Bed Fusion [Online]. [Zugriff am 05.08.2022]. Verfügbar unter: <http://publications.rwth-aachen.de/record/764478/files/764478.pdf>

- [19] T. Álvarez Tejedor, E. Generación, R. Singh, P. Pilidis, „Maintenance and repair of gas turbine components,“ In *Modern gas turbine systems - High efficiency, low emission, fuel flexible power generation*, Cambridge, Jansohn P., Woodhead Publishing, 2013, pp. 565 - 631.
- [20] A. Jakimov, U. Retze, H. Hanrieder, „Mehrfach-Spulenordnung für eine Vorrichtung zur generativen Herstellung von Bauteilen und entsprechendes Herstellverfahren“ Deutsches Patent DE102012206122 (A1), Oktober 17, 2013.
- [21] Optris GmbH. Technisches Datenblatt: IR-Kamera optris PI 1M. [Online]. [Zugriff am 29. Juni 2022] Verfügbar unter: <https://www.optris.de/infrarotkamera-optris-pi-1m>.
- [22] R. Smashey, T. Kelly, J. Snyder, R. Sheranko, „Welding of Nickel-base superalloys having nil-ductility range“ U.S. Patent US5897801 (A1), April 27, 1999.
- [23] P. Kontis, E. Chauvet, Z. Peng, J. He, A. K. da Silva, D. Raabe, C. Tassin, J.-J. Blandin, S. Abed, R. Dendievel, B. Gault, G. Martin, „Atomic-scale grain boundary engineering to overcome hot-cracking in additively-manufactured superalloys,“ *Acta Materialia*, Volume 177, pp. 209 - 221, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.07.041>
- [24] O. Adegoke, J. Andersson, H. Brodin, R. Pederson, „Influence of Laser Powder Bed Fusion Process Parameters on Voids, Cracks, Microhardness of Nickel-Based Superalloy 247LC”, *Material*, Volume 13, pp. 1 - 23, 2020. <https://doi.org/10.3390/ma13173770>
- [25] S. Zhang, B. Lane, J. Whiting, K. Chou, „On thermal properties of metallic powder in laser powder bed fusion additive manufacturing,“ *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 47, pp. 382 - 392, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.012>