

TURBINENSCHAUFELN „MADE IN GERMANY“ - EINE MÖGLICHE ANTWORT AUF DIE ZAHLREICHEN HERAUSFORDERUNGEN AN DIE NEUE TRIEBWERKSGENERATION.

Aguilar J., Guntlin R., Schievenbusch A., Kättlitz O.
Access e.V., Intzestr. 5, D-52072 Aachen, Germany

Kurzfassung

Aktuell laufende Entwicklungsarbeiten der großen Flugzeugtriebwerkshersteller umfassen die Triebwerkstypen LeapX, Trent XWB, GenX und GearTurboFan. Die Markteinführung dieser neuen Triebwerksgeneration tritt 2010 in eine entscheidende Phase ein. Um den heute geplanten „First Entry into Service“ im Jahr 2014 zu treffen, müssen 2010 für wesentliche Komponenten die technologische Reife und gleichzeitig die Produktionsfähigkeit nachgewiesen sein. Die Einführung neuer Werkstoffe spielt darin eine Schlüsselrolle, um die gesteckten Ziele hinsichtlich der Gewichts- und Emissionsreduktion zu erreichen. Dies gilt insbesondere für die in den Triebwerken zum Einsatz kommenden Turbinenschaufeln. Seit mehr als zwei Jahrzehnten wird an der Einführung des neuen Werkstoffs Titan Aluminid geforscht und entwickelt. Dieser Werkstoff mit einer um 50% geringeren spezifischen Dichte als herkömmliche Nickel-Basis Legierungen erfüllt die an ein solches Bauteil gestellten Anforderungen fast in idealer Weise. Die Verarbeitung stellt allerdings hohe Anforderungen an die Produktionsmethoden und erfordert die Integration und Qualifizierung neuer Prozesse in die Herstellungskette. Bis heute gibt es daher weltweit keine wirkliche Serienfertigung dieser Schaufeln. General Electric hat als einziger Hersteller solche Schaufeln erfolgreich im Triebwerk getestet und ist auf dem Wege, eine Serienfertigung für das GENx Triebwerk zu etablieren. Vor dem Hintergrund der Weltmarktsituation sind auch die europäischen Triebwerkshersteller gezwungen diesen Werkstoff für die nächste Generation von Triebwerken einzusetzen. In diesem Vortrag wird entlang der Fertigungskette dargestellt, welche spezifischen Anforderungen sich aus den Werkstoffeigenschaften von Titan-Aluminiden für den Produktionsprozess ergeben. Es wird klar, dass Bauteil, Werkstoff und die einzelnen Prozessschritte nicht isoliert betrachtet werden können, sondern dass für die erfolgreiche Einführung von Titan-Aluminid Niederdruckturbinenschaufeln in die Serienproduktion eine Optimierung der gesamten Prozesskette notwendig ist. Neben den technologischen Aspekten umfasst dies ebenso das Zusammenspiel von Anlagenbauern, Prozessentwicklern, Werkstoffexperten und Triebwerksbauern. Um an dieser Stelle den Durchbruch zu schaffen, hat sich Access als Forschungs- und Entwicklungszentrum in Aachen mit der im Luftfahrtmarkt etablierten Feingießerei TITAL in Bestwig zusammengeschlossen. Gemeinsam mit dem Materialhersteller und dem Anlagenbauer sowie mit Unterstützung des Landes Nordrhein Westfalen und des Bundeswirtschaftsministeriums wird angestrebt, die Produktion dieser Schaufeln „Made in Germany“ umzusetzen.

1. EINLEITUNG

Aktuell laufende Entwicklungsarbeiten der großen Triebwerkshersteller umfassen die Triebwerkstypen LeapX, Trent XWB, GenX und GearTurboFan. Die Markteinführung dieser neuen Triebwerksgeneration tritt 2010 in eine entscheidende Phase ein. Um den heute geplanten „First Entry into Service“ im Jahr 2014 zu treffen, müssen 2010 für wesentliche Komponenten die technologische Reife und gleichzeitig die Produktionsfähigkeit nachgewiesen sein. An dieser Stelle wird sich zeigen, inwieweit die an diese Triebwerke gestellten ehrgeizigen Anforderungen bezüglich der Reduktion des Gewichtes, des Verbrauchs und der Emissionen erfüllt werden. Die in den Triebwerken zum Einsatz kommenden Turbinenschaufeln haben ein sehr hohes Potential, um die gesteckten Ziele erreichen zu können. Im Lastenheft derzeitiger Entwicklungen finden sich somit vor allem Forderungen nach einer Erhöhung der Prozesstemperatur sowie einer Reduzierung der Trägheitskräfte [1]. Letzteres ist nur über eine Gewichtsersparnis zu erreichen. Das Hauptaugenmerk aller Turbi-

nenhersteller liegt hierbei auf den Schaufeln der Niederdruckturbinen, BILD 1. Gesucht wird folglich ein Hochtemperaturwerkstoff der sowohl leicht, korrosionsbeständig und zugleich extrem fest ist [1].

Titanaluminid-Legierungen auf Basis von $\gamma(\text{TiAl})$ und $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ werden aufgrund ihrer physikalischen und mechanischen Eigenschaften diesen umfangreichen Ansprüchen an einen Hochtemperatur-Strukturwerkstoff in vielen Belangen gerecht [10]. Sie zeichnen sich unter anderem durch hohe Schmelztemperaturen, relativ niedrige Dichten, sehr gute Korrosions- bzw. Oxidationseigenschaften, thermodynamische Stabilität sowie hohe spezifische (Kriech-)Festigkeiten und Steifigkeiten bei hohen Temperaturen aus und bieten damit beste Einsatzmöglichkeiten bei rotierenden Komponenten im moderaten bis hohen Temperaturbereich [24]. Sie sollen in der Zukunft die momentan eingesetzten schwereren Eisen- und Nickelbasis-Superlegierungen ersetzen [1].

Während sich der Einsatz von $\gamma(\text{TiAl})$ in der Automobilin-

dustrie bereits in einigen Bereichen etabliert hat, z.B. gegossene Turboladerräder (Mitsubishi Lancer) [27], sind Anwendungen in Flugtriebwerken noch einige Schritte zurück [8]. Als einziger Triebwerkhersteller hat General Electric Niederdruckturbinenschaufeln (LPT-Blade) erfolgreich im Triebwerk getestet und eine Serienfertigung für das GENx Triebwerk etabliert. Der von GE zunächst eingeschlagene Weg ist allerdings sehr aufwendig und kostenintensiv. Deshalb prüfen alle Triebwerkhersteller alternative Fertigungsrouten.

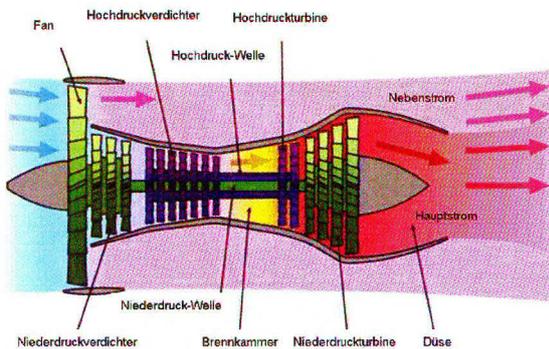
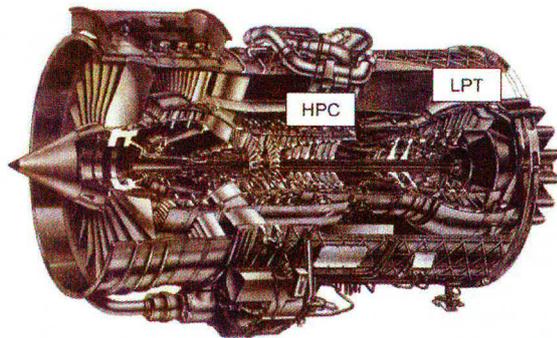


BILD 1: Schnittbild einer BR 715 Flugzeugturbine der Fa. Rolls Royce D [16] und schematische Darstellung eines zweiwelligen Turbofantriebwerks

Als wirtschaftlich aussichtsreichste Entwicklung gilt das endkonturnahe Gießen, dabei wird die anschließende mechanische Endbearbeitung drastisch reduziert. Das Gießverfahren stellt für Titan Aluminide allerdings höchste Anforderungen an die Fertigung. Zusätzlich zur etablierten endkonturnahen Fertigung von Turbinenschaufeln aus Nickelbasislegierungen muss hier dem Umstand der hoch aggressiven Schmelze sowie dem besonderen Erstarrungsverhalten von Titan Aluminiden Rechnung getragen werden. Dies erfordert in jedem Fall die Einführung einer neuen Serienproduktion die sich in einigen wesentlichen Punkten wie Formschalenfertigung und Gießtechnologie von den bekannten Fertigungsmethoden unterscheiden. Die Notwendigkeit des Aufsetzens einer neuen Prozesskette bietet auch die Chance die heute verfügbaren Verfahren der numerischen Simulation durchgängig und auf mehreren Längenskalen integral anzuwenden.

Gleichzeitig müssen die dazu notwendigen Zulassungskriterien insbesondere die Oberflächenqualität, die Dimensionsgenauigkeit und die verfahrensinheränten Gussdefekte für die Anwendung im Luftfahrtbereich erfüllt sein. Dies bedeutet eine sorgfältige Bewertung der vielfältigen Ei-

genschaften von $\gamma(\text{TiAl})$ -Legierungen einschließlich Ermüdungs-, Festigkeits- und Kriecheigenschaften [29].

Im Rahmen eines vom BMWi finanzierten Forschungsvorhabens wird in Kooperation zwischen Access und Tital GmbH in Bestwig eine Serienfertigung von LPT-Blades für Flugtriebwerke aus $\gamma(\text{TiAl})$ -Legierungen entwickelt. Gießtechnologisch ist eine Prozessroute für die Herstellung von Verdichterschaufeln für mehrere Stufen bei Access bereits vorhanden und entsprechend qualifiziert. Diese Verdichterschaufeln sind aufgrund Ihrer Bauteillänge einfacher herzustellen. Speziell die Länge der Niederdruckturbinenschaufeln und Ihre geringe Blattdicke stellen zusätzliche Herausforderungen an die Fertigung. Tital bringt als etablierte Gießerei für Strukturbauteile in der Luftfahrt die Erfahrung in der Fertigung mit.

Im Folgenden werden die wichtigsten Werkstoffeigenschaften, einzelne Prozessschritte des Feingussverfahrens und deren Wechselwirkung aufgezeigt.

2. GAMMA-(TiAl)-BASISLEGIERUNGEN

$\gamma(\text{TiAl})$ -Basislegierungen gehören zur Werkstoffgruppe der intermetallischen Phasen. Einige Vertreter dieser Klasse, darunter auch die Titanaluminide, besitzen einzigartige Kombinationen von Materialeigenschaften, welche ein gesteigertes Interesse an einer technischen Nutzung hervorgerufen haben [4]. Das binäre Ti-Al-Phasendiagramm ist bis heute in einigen Details, speziell im Bereich der Hochtemperaturphasen zwischen 40–50 At. % Al, umstritten [28]. Verantwortlich dafür ist die hohe Empfindlichkeit der Phasengleichgewichte auf Verunreinigungen wie z.B. Sauerstoff [1]. Da die Kenntnis der thermodynamischen Legierungseigenschaften eine wichtige Grundlage für die thermische Prozessführung, sowohl beim Gießprozess als auch Wärmebehandlung und Weiterverarbeitung darstellt und u. a. für eine quantitative Prozesssimulation notwendig sind, wurden die thermodynamischen Eigenschaften neu evaluiert. Den aktuellen Wissensstand (2008) gibt das bei Access erarbeitete Ti-Al-Phasendiagramm von V. Witusiewicz et al. wieder.

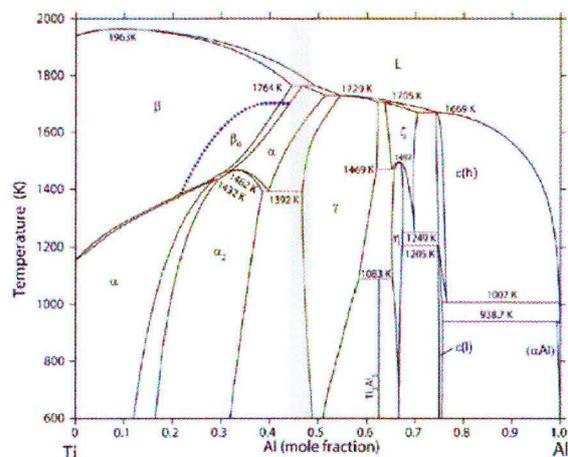


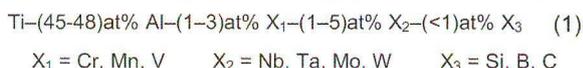
BILD 2: Das modifizierte TiAl-Phasendiagramm von Witusiewicz et al. Es spiegelt den aktuellen Wissensstand wieder (2008) [25]

Es basiert, ebenso wie das Diagramm von Palm und Schuster [22], auf den bereits verfügbaren experimentell ermittelten thermodynamischen Datensätzen. Darüber hinaus wurde in Einzelfällen, zur Klärung offener Fragen bezüglich der Lage von Phasengleichgewichten bzw. -übergängen, die Differenz-Thermoanalyse (DTA) angewendet, deren Ergebnisse in der neuen Beschreibung berücksichtigt wurden (BILD 2). Das binäre TiAl-Phasendiagramm zeigt, dass technisch interessante γ (TiAl)-Legierungen (45–48 At. %) peritektisch erstarren. Binäre γ (TiAl)-Legierungen durchlaufen nach der Erstarrung das Einphasengebiet des α -Mischkristalls. Bei weiterer Abkühlung zerfällt die α -Phase abhängig vom Al-Gehalt entweder in $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ oder in $\alpha \rightarrow \alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ [1]. Diese Art des Erstarrungspfadens muss bei der Prozessoptimierung berücksichtigt werden.

3. EINFLUSS VON LEGIERUNGSELEMENTEN

Allerdings erfüllen binäre γ (TiAl)-Legierungen nicht alle Eigenschaftsanforderungen in ausreichendem Maße. Dies betrifft vor allem die Kriechfestigkeit und Oxidationsbeständigkeit [3]. Aus diesem Grund wird das Zulegieren weiterer Elemente notwendig. Ternäre oder höhere Legierungselemente verändern allerdings die dargestellten Phasenverhältnisse erheblich. Neben dem direkten Einfluss auf den Erstarrungspfad beeinflussen Legierungselemente über ein verändertes Gefüge auch die mechanischen Eigenschaften, z. B. zeigt das Verformungsverhalten von zweiphasigen γ (TiAl)-Legierungen eine starke Abhängigkeit von der Zusammensetzung. Das bedeutet die Festlegung auf eine bestimmte Legierung beeinflusst sowohl die Gießeigenschaften und somit den Gießprozess als auch die mechanischen Eigenschaften des fertigen Bauteils. Durch gezielte legierungstechnische Maßnahmen lassen sich daher Verbesserungen des Eigenschaftsspektrums sowohl bei hohen als auch niedrigen Temperaturen erreichen [10]. In dieser Hinsicht ist besonders die Löslichkeit in der γ -Phase, die Verteilung der Legierungselemente auf die Phasen γ und α_2 sowie die Besetzung der beiden Untergitter der γ -Phase von Bedeutung [1].

Neben den beiden Hauptlegierungselementen Titan und Aluminium unterscheidet man drei verschiedene Legierungsgruppen. Die Einteilung der Klassen und deren Zusammensetzungen können, aufgrund der empirisch ermittelten Wirkung, wie folgt angegeben werden [10]:



Wirkungsweise/Nutzen	Legierungselemente
Erhöhung der Duktilität	Cr, Mn
Erhöhung der Zugfestigkeit	Cr, Si, C, B, O
Erhöhung der Kriechfestigkeit	W, Ta, Mo, Si, C
Erhöhung Oxidationsbeständigkeit	Nb, W, Ta, Si
Einstellung der Korngröße	B

TAB 1: Zusammenfassung der Wirkungsweise üblicher Legierungselemente [17].

Die in (1) dargestellten Legierungszusammensetzungen bieten einen guten Kompromiss zwischen der Verarbeitbarkeit und Optimierung des Eigenschaftsprofils. Hervorzuheben ist die Tatsache, dass einige ursprüngliche Effekte von Legierungselementen durch die Zugabe von weiteren Elementen drastisch geändert werden können. Einen abschließenden Überblick bezüglich der Wirkungsweise gebräuchlicher Legierungselemente und die maximal erlaubte Streuung in der Zusammensetzung sind in TAB 1 und TAB 2 gegeben.

Element	Rohlegierung	Gussbauteile
	± Abweichung	± Abweichung
Ti	balance	balance
Al	0.7 at. %	0.7 at. %
Cr, Mn, V, Nb, Ta, Mo, W	0.2 at. %	0.2 at. %
Fe	< 0.15 at. %	< 0.15 at. %
O	< 800 wt-ppm	< 1200 wt-ppm
N+C*	< 200 wt-ppm	< 200 wt-ppm
H	< 100 wt-ppm	< 100 wt-ppm
andere Spurelemente	< 500 wt-ppm	< 500 wt-ppm

TAB 2: Typische Spezifikation für TiAl mit Angabe der maximal zulässigen Abweichungen von der nominellen Zusammensetzung.

4. THERMO-PHYSIKALISCHE EIGENSCHAFTEN

Aufgrund ihrer Zugehörigkeit zur Klasse der intermetallischen Phasen besitzen γ (TiAl)-Legierungen außergeöhnliche thermo-physikalische Eigenschaften.

Besonders hervorzuheben sind dabei:

- Relativ hoher Schmelzpunkt von etwa 1460°C (stabil geordnete Struktur) [1], [15].
- Relativ geringe Dichte von 3,9-4,2 g/cm³ (hoher Al-Gehalt) [1], [15].
- Hohe spezifische (Kriech-)Festigkeit und Steifigkeit bei höheren Temperaturen [10].
- Niedriger Diffusionskoeffizient [1].
- Hohe thermische Stabilität [15].
- Gute Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit bis 750°C [24].
- Geringe Neigung zu Entzunderung (Titanfeuer) [10].
- Geringer thermischer Ausdehnungskoeffizient und hohe thermische Leitfähigkeit [24].

BILD 3 zeigt, dass die spezifische Zugfestigkeit von γ (TiAl)-Basislegierungen über den gesamten Temperaturbereich (Raumtemperatur bis 800°C) höher liegt als die vergleichbarer Hochtemperaturwerkstoffe. Als nachteilig erweist sich im Gegenzug die geringe Duktilität und Bruchzähigkeit bei Raumtemperatur. Die Bruchdehnung beträgt nur 0,5 – 2 % in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung und dem Gefügebau [3]. Erst nach Durchlaufen des Spröd-Duktil-Übergangs (in diesem Fall bei ca. 620°C) ist ein deutlicher Anstieg der Dehnung zu verzeichnen. Zu begründen ist die Sprödigkeit von γ (TiAl)-

Legierungen damit, dass das Maß der Aktivierungsenergie für eine plastische Verformung bei Raumtemperatur oftmals höher liegt als die erforderliche Energie zur Riss-einleitung und Rissausbreitung [4].

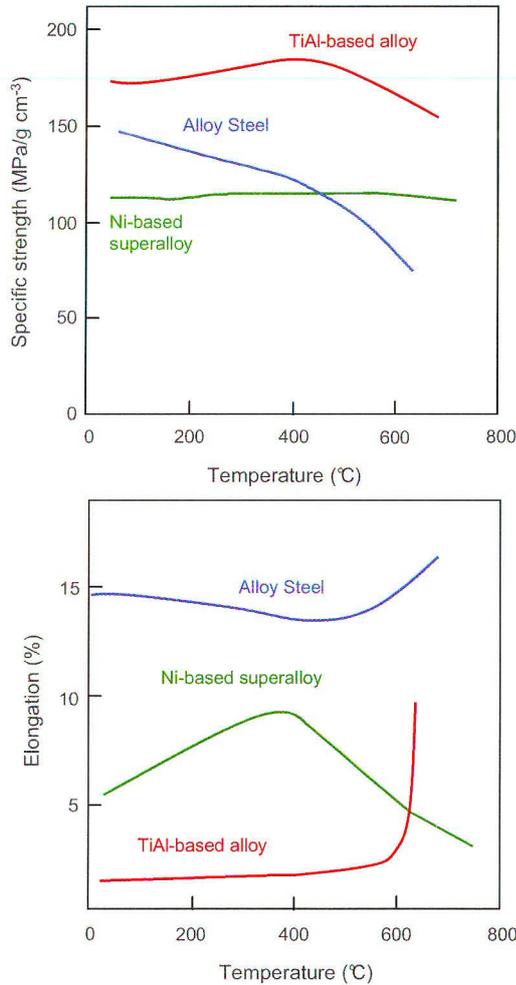


BILD 3: Spezifische Zugfestigkeit (oben) und Dehnung (unten) für eine TiAl-Basislegierung im Vergleich zu einer Nickelbasis-Superlegierung bzw. Stahl-Legierung in Abhängigkeit von der Temperatur [27].

Im Einsatzbereich eines Flugzeugtriebwerks kommt vor allem der Kriechbeständigkeit eine primäre Bedeutung zu Gute. Je nach Anwendungsfall liegt die zulässige Dehnung z.B. bei Flugzeugturbinschaufeln in der Regel unterhalb von 1% [14]. Wird der Werkstoff über eine längere Zeit Temperaturen > 800°C ausgesetzt, so muss

die Oberfläche zusätzlich gegen Oxidation geschützt werden. Mögliche Verfahren sind dabei die Voroxidation, das Aufbringen von Beschichtungen sowie legierungstechnische Maßnahmen [13].

5. FEINGUSS INTERMETALLISCHER LEGIERUNGEN

Die für den Einsatz als Turbinenschaufel günstigen Werkstoffeneigenschaften bringen auf der anderen Seite erhebliche Schwierigkeiten in der mechanischen Bearbeitung mit sich. Der endkonturnahen Fertigung kommt deswegen eine spezielle Bedeutung zu.

Das Feingießverfahren gehört zu der Gruppe der Präzisionsgießverfahren und ist auch unter der Bezeichnung Modellausschmelzverfahren bekannt. Dieses „Near-Net-Shape“-Verfahren bietet eine große Gestaltungsfreiheit bei der Auslegung und Konstruktion [28]. Es besteht die Möglichkeit sehr komplexe Geometrien herzustellen, welche weder mit anderen Gießverfahren noch mit Schmieden zu verwirklichen sind. In BILD 4 sind die Prozessvorgänge des Feingussverfahrens für die Herstellung von TiAl-Komponenten dargestellt.

Bedingt durch die Verwendung einer feuerfesten, keramischen Form bietet das Feingießverfahren die Möglichkeit, die Gießform bis nahe an die Solidustemperatur vieler Legierungen vorzuwärmen. Damit lässt sich die Abkühlgeschwindigkeit in weiten Bereichen variieren, um damit gezielt Einfluss auf die Qualität des Gussstücks zu nehmen, zum Beispiel hinsichtlich Formfüllung, Fließvermögen oder Mikrostruktur sowie der Entstehung von Eigenspannungen [28].

Aufgrund der hohen Reaktivität der Gamma TiAl Legierungen kommt der Schmelztechnologie sowie der Verwendung des Formstoffmaterials besondere Bedeutung zu. Anderenfalls wären unzulässige Gehalte an Reaktionsprodukten die Folge [20].

Beim Einsatz der Vakuumschmelztechnik ist ein besonderes Augenmerk auf die Vermeidung des Abdampfens einzelner Legierungsbestandteile, vor allem Aluminium, zu legen [28]. Des Weiteren reduziert eine ausreichende Entgasung die Gefahr von Lufteinschlüssen und beugt damit dem Auftreten von Porositäten vor. Eine anspruchsvolle Schmelztechnologie ist vonnöten, um den Sauerstoff- und Stickstoff-Gehalt auf einem entsprechend niedrigen Niveau zu halten, so dass die Raumtemperatur-Duktilität nicht beeinflusst wird.



BILD 4: Schematische Darstellung des Feingussverfahrens. Jeder einzelne Schritt muss identifiziert, beschrieben und dokumentiert werden, so dass die gesamte Prozesskette zu einer reproduzierbaren und kosteneffizienten Produktionstechnologie führen kann.

Gut geeignet für die schmelzmetallurgische Verarbeitung ist das Kaltwandtiegelverfahren mit einem wassergekühlten Kupfertiegel (BILD 5). Die Wasserkühlung hält die Tiegelwand auf einer Temperatur, bei der das aufgeschmolzene Metall nach dem Kontakt sofort erstarrt. Diese, aus arteigenem Material entstandene, feste Randschicht verhindert eine Reaktion der flüssigen Schmelze mit der Tiegelwand und vermeidet somit eine Legierungsbildung [20]. Gebräuchlichste Schmelzverfahren sind hierbei das Vakuum-Lichtbogenschmelzen mit permanenter oder verzehrender Elektrode (VAR), das Plasmaschmelzen sowie das induktive Schmelzen [13]. Gerade das Kaltwand-Induktionstiegel-Verfahren (ISM – Induction Skull Melting) zeichnet sich durch die Vorteile des sauberen Schmelzens und der induktiven Beheizung (chemische und thermische Homogenität) aus. Die Komplexität der Anlage und die verhältnismäßig hohen Betriebskosten sind ein Nachteil, der durch die Möglichkeit des Abgießens vieler Bauteile pro Abguss wieder ausgeglichen wird [4].

Ein, im Vergleich zur Kaltwandinduktionstechnik, deutlich weniger komplexes und dadurch preiswerteres Verfahren ist das Induktionsschmelzen in einem Keramiktiegel [2].

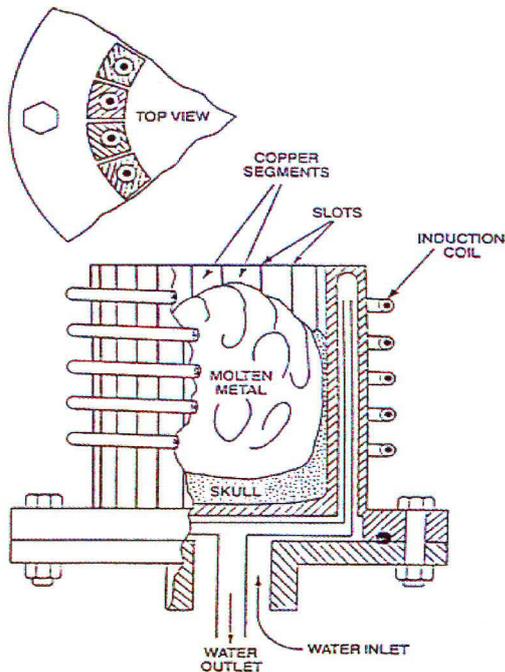


BILD 5 Skizze des Kaltwandinduktionstiegel-Verfahrens (ISM) mit wassergekühltem Kupfertiegel [4]

Dazu werden spezielle Keramik-Tiegel mit einem Yttriumoxid-Schlichte-System eingesetzt. Als vorteilhaft erweist sich dabei die bessere Regelung der Schmelztemperatur bei geringerer Ofenleistung und die Möglichkeit der stärkeren Überhitzung. Nachteilig bei diesem Verfahren ist hingegen eine etwas höhere Neigung zur Sauerstoffaufnahme, da bisher noch kein Tiegelmateriale gefunden wurde, welches absolut inert gegenüber der Reaktion mit schmelzflüssigen Titanlegierungen ist [2]. Aufgrund der bereits erwähnten hohen Reaktivität der $\gamma(\text{TiAl})$ -Schmelze können nur speziell angepasste, chemisch inerte Formschalen aus hochwertigen Keramiken (z.B. Y_2O_3 und

Al_2O_3 .) als Gießform und Gießtiegel verwendet werden. Dabei sorgt das Yttriumoxid für die notwendige chemische Stabilität des Frontschichtsystems. Die mechanische Stabilität der Backup-Schicht wird in der Regel durch den Einsatz von Aluminiumoxid erreicht [4].

Ein bekanntes Beispiel für eine Reaktion im Falle unzureichender chemischer Beständigkeit ist die Bildung des „alpha case“ (Stabilisierung der α -Phase) [28]. Durch Sauerstoffverunreinigungen entsteht eine, in der Regel unerwünschte, aufgehärtete Randschicht. Diese schränkt die Bearbeitbarkeit ein und neigt zur Rissbildung und Rissausbreitung [55]. Sie muss in einem zusätzlichen Verfahrensschritt durch mechanische Bearbeitung oder Beizbehandlung entfernt werden [20].

Aufgrund der vergleichsweise ungünstigen Gießeseigenschaften (z.B. schlechte Fließfähigkeit) von $\gamma(\text{TiAl})$ -Schmelze und der zumeist recht komplexen und filigranen Gussteilgeometrien kann es im konventionellen Schwerkraftguss zu Kaltläufen und Porositäten kommen. Daher sind eine Druckunterstützung sowie hohe Formschalentemperaturen beim Abguss erstrebenswert. Eine vorgeheizte Formschale verbessert das Formfüll- und Speisungsverhalten deutlich, sorgt aber gleichzeitig auch für eine Abnahme des thermischen Gradienten und der Abkühlrate. Dieser Umstand kann zu Schwierigkeiten bei der Produktion von rissfreien Bauteilen führen. Zudem kann eine höhere Formschalentemperatur für eine steigende Reaktionsfreudigkeit zwischen der Schmelze und dem Formschaltematerial sorgen. Aus diesem Grund ist, in Abhängigkeit von der jeweiligen Bauteilgeometrie, eine vernünftige Balance in der Formschalentemperatur zu finden [17]. Diesen Beschränkungen in den Prozessparametern lässt sich wiederum durch die Auswahl einer geeigneten Gießtechnologie wie z. B. dem Horizontalschleudergießverfahren begegnen.

5.1. Horizontalschleudergießverfahren

Zur Herstellung komplexer Bauteilgeometrien (Turbinschaufel mit geringen Wandstärken und großer Länge) im Präzisions-Feinguss bietet sich der Horizontalschleuderguss mit induktiver Erwärmung als kostengünstiges Verfahren an [7].

Beim Horizontalschleudergießverfahren fließt das flüssige Metall unter Einwirkung der Zentrifugalkraft in eine rotierende Form und erstarrt. Die Erhöhung des Fülldrucks ermöglicht den Einsatz von Legierungen, die aufgrund ihrer schlechten Gießeseigenschaften bei statischer Gießweise keine ausreichende Formfüllung aufweisen [19].

6. NACHBEHANDLUNG DER GUSSTEILE

Die Nachbehandlung der Gussteile erfolgt in mehreren Schritten.

6.1. Wärmebehandlung

Bei der Wärmebehandlung direkt nach dem Gießen liegt der Fokus nicht auf einer Stabilisierung bzw. Modifizierung der Mikrostruktur, sondern auf einer kontrollierten Abkühlung und der damit verbundenen Reduzierung von Eigenspannungen im Bauteil während der Erstarrung. Gerade Geometrien, die partiell geringe Wandstärken aufweisen,

sind für die Einleitung eines Risses prädestiniert. Zudem behindert die starre, keramische Formschale die Kontraktion des Metalls, da sie nur in sehr begrenztem Maße nachgiebig ist [28].

6.2. Heißisostatisches Pressen (HIP)

Da Titanlegierungen und im speziellen auch $\gamma(\text{TiAl})$ -Legierungen im Verhältnis zu anderen Metallen ein geringe Nachspeisung aufweisen, neigen sie bei der Erstarrung zu Restporosität in den thermischen Zentren. Diese so genannten Schrumpfungsporositäten finden sich vor allem auf der Mittellinie/-ebene, in den Knotenpunkten sowie in Massenanhäufungen des Gussteils. Auf ökonomische Art und Weise sind diese Fehlstellen durch Speisungstechnik nicht zu beseitigen [18].

Aus diesem Grund werden Gussteile mit derartigen Porositäten dem heißisostatischen Pressen unterzogen, um eine einwandfreie Funktion zu gewährleisten. Dazu werden sie in einem Autoklaven unter Argon-Schutzgasatmosphäre hohen Drücken und Temperaturen ausgesetzt [30]. Die Argonatmosphäre muss sehr sorgsam überwacht werden, da schon minimale Mengen von Sauerstoff (ca. 0,01 % in der Atmosphäre) die Gefahr von unerwünschten Reaktionen des Bauteils mit eben diesen O_2 -Molekülen drastisch erhöhen. Während des HIP Vorgangs kriecht das Material, ohne die Maßhaltigkeit des Gussteils negativ zu beeinflussen. Die Poren werden durch das Fließen des Werkstoffs im Mikrobereich unter gleichzeitigem Verschweißen der Porenwände durch Diffusion geschlossen. Anwendbar ist das HIP-Verfahren nur bei eingeschlossenen Poren. Oberflächendefekte oder innere Porositäten mit Zugang zur Oberfläche können mit diesem Verfahren nicht beseitigt werden [30]. Der Eliminierung von Poren sind naturgemäß Grenzen gesetzt. Ab einer bestimmten Größe hinterlassen die geschlossenen Poren sogenannte „HIP-Dellen“ auf der Bauteiloberfläche, welche die Maßhaltigkeit negativ beeinflussen. Die Festigkeitswerte „gehippter“ Bereiche liegen in derselben Größenordnung wie die unbeeinflusster Bereiche [18].

Bedingt durch die hohe Verfahrenstemperatur (bis 1250°C) und -dauer (bis 4h) hat das heißisostatische Pressen einen Einfluss auf das Mikrogefüge. Die meisten binären $\gamma(\text{TiAl})$ -Legierungen zeigen im Gusszustand grobe, stängelförmige primäre α -Kolonien mit einer geringen Menge von interdendritischen γ -Körnern [17]. Ausgehend von Probestäben dieser Mikrostruktur liegt laut Harding et.al. [6] nach erfolgtem HIP-Vorgang eine Duplex-Struktur mit lamellaren α_2/γ und gleichachsigen γ -Körnern vor. Neben dem Schließen von Poren fördert das HIP-Verfahren somit auch die Ausbildung von gleichachsigen γ -Körnern [17]. Allerdings bleibt ein großer Anteil der Lamellen-Struktur des „as cast“-Zustand erhalten [6]. Das HIP-Verfahren erfordert in jedem Fall eine nachfolgende Wärmebehandlung zur weiteren Modifizierung der Mikrostruktur [17].

6.3. Mechanische Bearbeitung

Lange Zeit galt die Zerspanung von $\gamma(\text{TiAl})$ -Bauteilen als schlecht bis überhaupt nicht möglich. Insbesondere das Bearbeitungsverfahren Drehen stellte sich als sehr problematisch dar [11]. Hauptsächlich verantwortlich für die

Schwierigkeiten bei der spanabhebenden Formgebung von Titanaluminiden sind:

- Sehr geringe Bruchdehnung des Werkstoffs bei Raumtemperatur (z.T. deutlich unter 1 %) [11].
- Sehr reaktiv aufgrund des hohen Al-Gehalt [15].
- Geringe Wärmeleitfähigkeit ($\lambda = 10 \text{ W/(mK)}$) [12].

In der Summe ergibt sich aus diesen Eigenschaften, im Vergleich zu anderen Werkstoffklassen (z.B. Stahl), ein beachtlicher Anstieg der Bearbeitungskosten. Abgesehen von den hohen Kosten ist eine mechanische Bearbeitung, wenn auch mit höherem Aufwand (z.B. geringere Schnittgeschwindigkeiten, etc.) grundsätzlich möglich. [15]. Die empfindliche Reaktion des Werkstoffs bei dem Einsatz einer gewöhnlichen Verfahrenskinetik (z.B. Stahlzerspannung) zeigt sich in der Entstehung von Mikrorissen, welche für den späteren industriellen Einsatz inakzeptabel sind [11]. Vom Bohren sowie Gewindegewinden rät Lalsalmonie [15] aufgrund der großen Gefahr der Rissbildung bei $\gamma(\text{TiAl})$ -Legierungen generell ab.

Untersuchungen von H. Zhang et.al. haben ergeben, dass konventionelle Bearbeitungsprozesse, wie z.B. Schleifen oder Drehen, bis in einer Tiefe von 40–180 μm zu einer Verhärtung der Oberflächenschicht führen. Die Härte verdoppelt sich beim Drehen um annähernd 250 auf 500 VHN in den äußeren Schichten (10 μm). In tiefer gelegenen Schichten (bis 40 μm) erhöht sie sich um mindestens 50 VHN [9] (BILD 6).

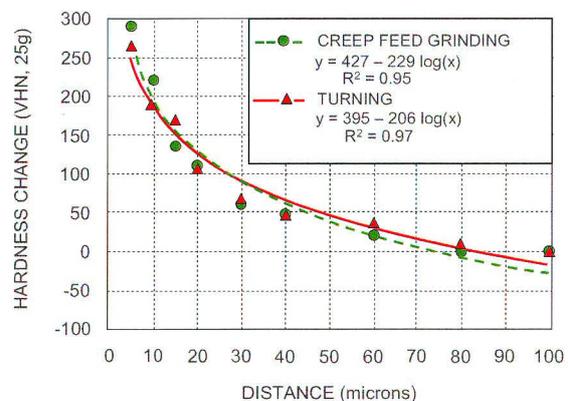


BILD 6: Darstellung des Härteänderung in Abhängigkeit von der Oberflächenschichttiefe nach der mechanischen Bearbeitung durch Drehen oder Tiefschleifen [9]

Ein Rezept, um der Rissbildung entgegenzuwirken, ist die gezielte Ausnutzung des Eckeneffekts, der zu räumlichen Druckspannungszuständen führt. Dies führt zu einer befriedigenden Spannbildung und einer damit einhergehenden Verbesserung der Oberflächengüte. Das bei dem Einsatz einer konventionellen Verfahrenskinetik auftretende Herausbrechen von spröden Werkstoffpartikeln aus der Oberfläche lässt sich somit vermeiden. Dadurch wird das Gefahrenpotential von Splintern (Größenordnung: Mikropartikel) für die Werkzeugmaschine sowie den Zerspaner erheblich reduziert. F. Klocke et.al. [11], [12] haben exemplarisch für eine $\gamma(\text{TiAl})$ -Gusslegierung der dritten Generation (Ti-Al 45-Nb 8-C 0,2-B kurz: TNB-V3) Untersuchungen zur Optimierung der Verfahrensparameter durchgeführt. Makroskopische Oberflächenqualitäten

unterhalb von $R_z = 1 \mu\text{m}$ sind demnach problemlos möglich. Zudem ist es gelungen Oberflächenschädigungen durch Mikrorisse vollständig zu eliminieren. Im Gegensatz zu Stahl ist der Spanbruch bei Titanaluminiden naturgemäß völlig unproblematisch (Bruchdehnung $\ll 1\%$) [11].

7. QUALITÄTSSICHERUNG UND – SPEZIFIKATIONEN

Die Qualitätssicherung kontrolliert die Einhaltung der vom Kunden vorgegebenen Spezifikationen bezüglich der Maßgenauigkeit, Porosität und Oberflächengüte während des gesamten Herstellungsprozesses. Die Maßgenauigkeit der Turbinenschaufel wird beeinflusst von der Schrumpfung bzw. Schwindung in folgenden Verfahrensschritten:

- Wachsschrumpfung bei der Gussmodellherstellung
- Keramikformschalenschrumpfung beim Brennen (Sinterprozess)
- Keramikformschalenausdehnung im Vorwärmofen
- Volumenkontraktion des Metalls bei der Erstarrung.

Zu beachten ist dabei auch ein lokal unterschiedliches Schwindungsverhalten im Gussteil, abhängig von der Position in der Form. Die Summe dieser Einflüsse wird bereits bei der Herstellung der Wachsspritzform in den Schwindmaßen beachtet. Eine große Rolle spielen hierbei Erfahrungswerte, welche von der Gussteilgeometrie, der eingesetzten Keramik und dem Gusswerkstoff abhängen [31]. Zur Kontrolle der Maßhaltigkeit werden stichprobenartig sowohl einzelne Wachsmodelle als auch gegossene Schaufeln mit Hilfe eines 3-D Scanner vermessen und geprüft.

Zur Überprüfung und Darstellung der Anzahl von inneren Gussfehlern (z.B. Porositäten oder Lunker) im Bauteil nutzt man die Röntgenanalyse. Dazu werden die Gussteile mit Hilfe von Röntgenstrahlen durchleuchtet. Zur exakten Bestimmung der Lage der Fehlstellen im Bauteil wird im Einzelfall eine CT-Analyse durchgeführt (BILD 7). Die Oberflächengüte, d.h. die Anzahl und Größe von Fehlstellen an der Oberfläche, wird mittels einer optischen Beurteilung bestimmt. Dabei wird nicht allein das fertige Gussteil einer Analyse unterzogen, sondern auch das Wachsmodell im frühen Stadium des Herstellungsprozesses, da alle Oberflächenfehlstellen des verlorenen Wachsröhlings, bedingt durch den Verfahrensablauf beim Feingießen, auf dem Gussteil abgebildet werden. Abschließend wird im Rahmen der Qualitätssicherung eine Gefügeanalyse mit einbezogen. Sie ermöglicht Aussagen über die vorliegende Mikrostruktur. Dazu werden aus einzelnen Bereichen ausgewählter Gussteile Schiffe angefertigt und unter dem Lichtmikroskop bzw. dem REM analysiert. Ferner werden die chemische Zusammensetzung und der O-Gehalt im Gussteil bestimmt und mit dem Ausgangsmaterial verglichen.

8. NUMERISCHE SIMULATION

Die numerische Prozesssimulation ist ein wichtiges Werkzeug in der Neuentwicklung von Gießverfahren. Mit ihrer Hilfe können gießtechnische Prozessabläufe dreidimensional am Computer definiert, gesteuert, berechnet und dargestellt werden. Durch Variation einzelner Parameter

des Simulationsprozesses werden sowohl Abhängigkeiten und Wirkungen als auch Veränderungen in den Abläufen und im Gesamtergebnis deutlich. Diese können im Anschluss analysiert und bewertet werden [5]. In BILD 8 ist die Erstarrungssimulation einer LPT-Blade in Zeitschritten dargestellt, um kritische Stellen für die Porenbildung im Schaufelbereich vorherzusagen. Bei der numerischen Prozesssimulation stehen primär folgende Ziele im Vordergrund:

- Material- und Energieeinsparung durch Verminderung bzw. Vermeidung von Fehl- und Probeabgüssen [26].
- Kontrolle und Steuerung von Gießabläufen durch Auswertung von Simulationsrechnungen [26].
- Optimierung des Gießprozesses durch Vorbestimmung optimaler Parameter mithilfe von Kriteriums-funktionen [26].

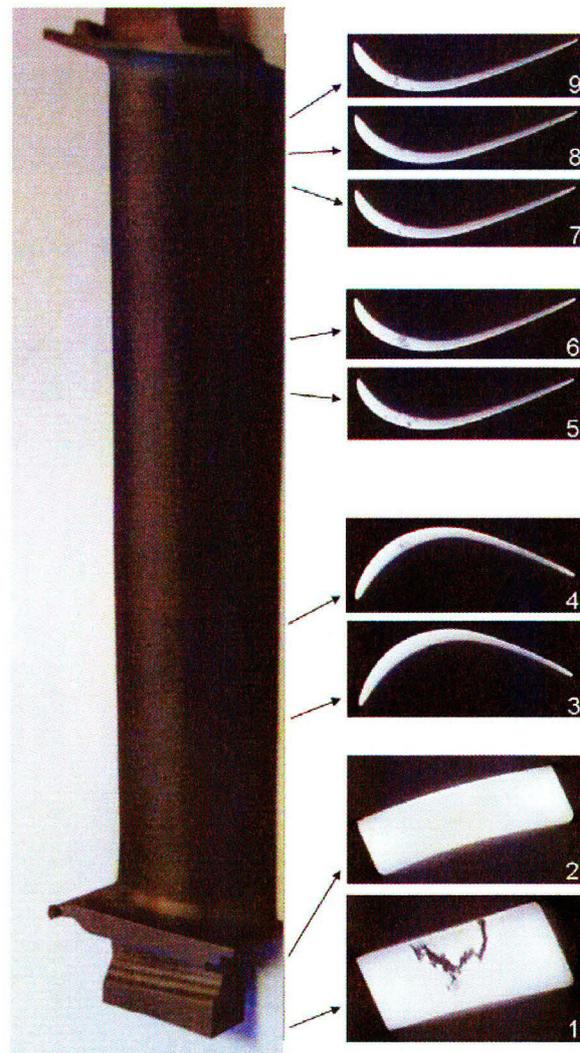


BILD 7: Einzelne CT-Bilder ausgewählter Bereiche des LPT-Blade-Gussteils zeigen Schrumpfungsporositäten auf der Mittellinie.

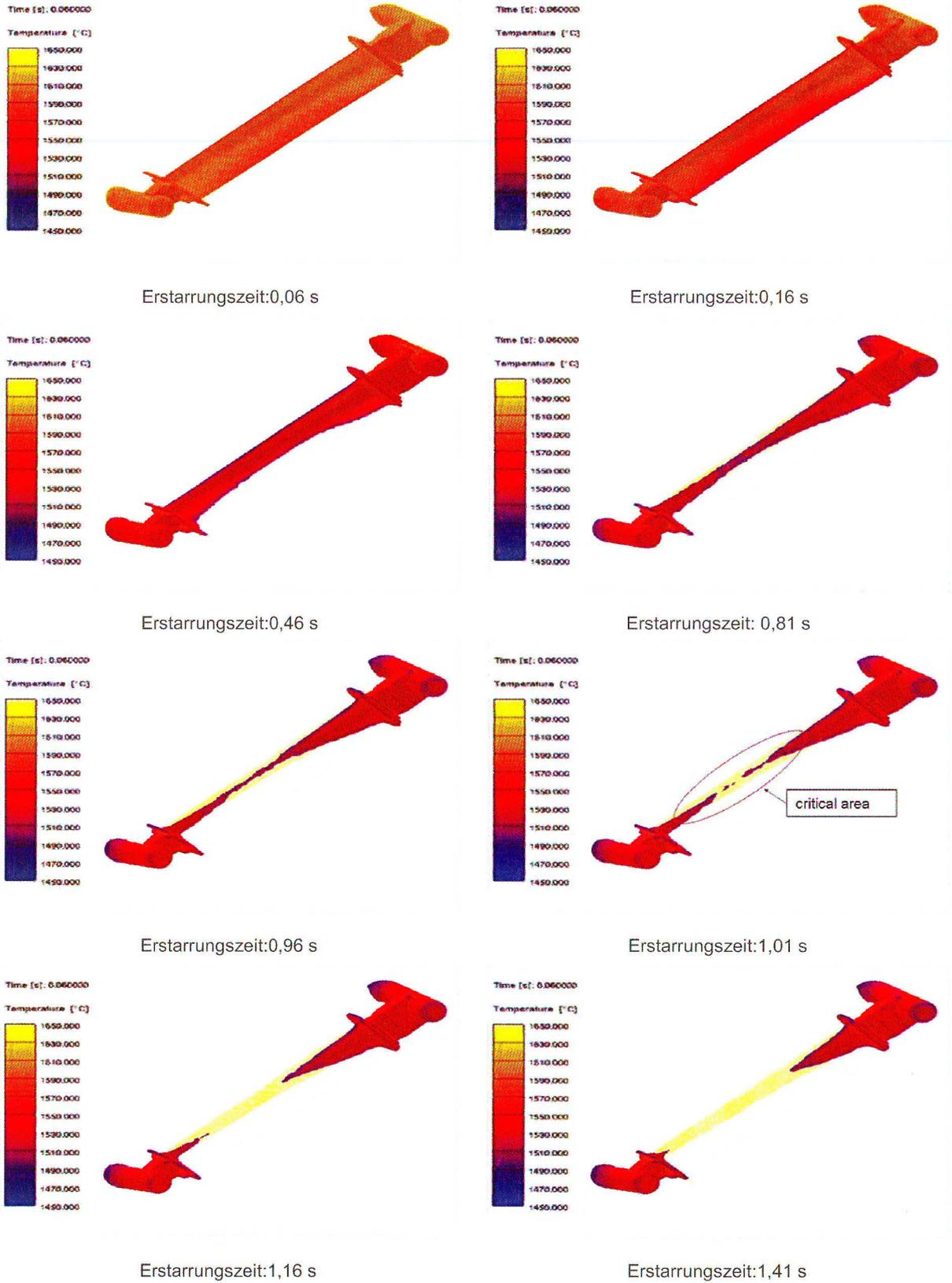


BILD 8: Numerische Simulation der Erstarrung einer LPT-Blade nach Vollendung der Formfüllung. Bei der Erstarrung der Schaufel sind kritische Stellen für das Auftreten von Schrumpfungsporositäten auf der Mittellinie zu erkennen.

Durch die gezielte Anwendung gießtechnischer Simulationen lassen sich die Ziele hinsichtlich einer möglichst geringen Ausschussquote, sinkenden Taktzeiten, einer Qualitätsverbesserung sowie einer Minimierung der Streuung der Eigenschaften weit schneller und speziell bei komplexen und aufwändigen Gießverfahren auch kostengünstiger erreichen als durch eine rein empirisch gestützte Vorgehensweise [21].

9. FERTIGUNGSKETTE IN DEUTSCHLAND

Ein besonderes Erfolgskriterium für die jetzige Einführung eines serienfähigen Fertigungsprozesses für Titan Aluminide im Triebwerksbau ist die geographische Nähe der einzelnen für die Fertigungskette notwendigen Partner. Deutschland verfügt aufgrund der intensiven Forschungs- und Entwicklungsaktivitäten der letzten 20 Jahre auf dem Gebiet der Titan Aluminide über ein gut funktionierendes Netzwerk. Mit der Plattform für Schmelzen und Erstarren bei Access in Aachen, die gemeinsam von der Industrie und dem Land Nordrhein-Westfalen finanziert wurde, gelingt es, alle Verfahrensschritte an einem Standort zu bündeln. Vom Legierungshersteller über den Anlagenbauer, den Feingießer und dem Bearbeiter können verknüpft mit wissenschaftlich/technologischer Kompetenz die unterschiedlichen Fertigungsschritte integriert und so ein Produkt „Made in Germany“ zu Serienreife gebracht werden.

9. AUSBLICK

Die aktuellen Entwicklungen im Triebwerksbereich verdichten sich in 2010 zu einem entscheidenden Punkt um den heute geplanten „First Entry into Service“ in 2014 zu garantieren.

Die langjährigen Forschungs- und Entwicklungsaktivitäten in Deutschland haben eine solide Basis geschaffen, um eine Turbinenschaufel „Made in Germany“ in die Serienreife zu bringen.

Die notwendigerweise neu aufzusetzende Fertigungslinie mit Ihren für Gamma Titan Aluminiden speziellen Anforderungen kann nur gelingen, wenn wesentliche Aspekte für die Beherrschung dieses interessanten Werkstoffes in 2010 auf einen Punkt gebracht werden können. Dies erfordert eine geographische Nähe der einzelnen Produktionsschritte und eine enge Verzahnung zwischen Wissenschaft und Industrie.

Die öffentliche Förderung ermöglicht es, innovative Ansätze gestützt auf eine breite wissenschaftliche Basis zur Einsatzreife zu entwickeln und in ein Produktionsumfeld zu überführen. Dies gilt im Besonderen für Verfahren mit hohen wirtschaftlichen Risiken. Eine zeitnahe Umsetzung generiert dabei einen zusätzlichen Wettbewerbsvorteil für diejenigen Hersteller, die mit ihren Produkten zuerst den Markt bedienen können. Der Markt für Triebwerkskomponenten aus hochtemperaturfesten, leichten Werkstoffen wie Titan-Aluminiden ist hierfür ein herausragendes Beispiel.

Die im Artikel dargestellten Entwicklungen wurden durch die finanzielle Unterstützung vom Bundesministerium für Wirtschaft (BMWi) im Rahmen des Luftfahrtforschungsprogramm ermöglicht.

10. LITERATURVERZEICHNIS

- [1] APPEL, F. UND M. OEHRING: *γ -Titanaluminid-Legierungen: Legierungsentwicklung und Eigenschaften*. M. Peters und C. Leyens, Titan und Titanlegierungen, WILEY-VCH Verlag, 39-67, 2002
- [2] BARBOSA, J. F. GOMES UND C. SILVA RIBEIRO: *Induction melting of γ -TiAl in CaO crucibles*. Intermetallics, 16, 1292-1297, 2008
- [3] CLEMENS, H. UND F. JEGLITSCH: *Intermetallische gamma-Titanaluminid-Basislegierung aus metallographischer Sicht*. Praktische Metallographie, Band 37, 4, 194-217, 2000
- [4] DIECKHUES, G.: *Schmelzmetallurgie und Feingusstechnologie für TiAl*. Vorlesungsumdruck, Kapitel 32.5, Gießerei-Institut, RWTH-Aachen, 1998
- [5] GUNDLACH, J., C. HONSEL UND K. WEIB: *Möglichkeiten und Nutzen der Simulationstechnik*. RWP GmbH, Roetgen, 1997
- [6] HARDING, R.A., J.P. KUANG UND J. CAMPBELL: *Microstructures and properties of investment castings of γ titanium aluminide*. Materials Science and Engineering, A 329-331, 31-37, 2002
- [7] HAUPTMANN, T., H. BILLHOFER UND R. WAITZ: *Feingussystem für Titan und Titanlegierungen*. SMM Schweizer Maschinenmarkt, Zeitschriftenaufsatz, Abstract, 2007
- [8] HU, D., X. WU UND M.H. LORETTO: *Advances in optimisation of mechanical properties in cast TiAl alloys*. Intermetallics, 13, 914-919, 2005
- [9] JONES, P. E. UND D. EYLON: *Effects of conventional machining on high cycle fatigue behaviour of the intermetallic alloy Ti-47Al-2Nb-2Cr (at. %)*. Materials Science and Engineering A263, 296-304, 1999
- [10] KESTLER, H. UND H. CLEMENS: *Herstellung, Verarbeitung und Anwendung von γ (TiAl)-Basislegierungen*. M. Peters und C. Leyens, Titan und Titanlegierungen, WILEY-VCH Verlag, 269-396, 2002
- [11] KLOCKE, F. UND A. STEGEN: *Zerspanbarkeit von Titanaluminid-Legierungen – Dem spröden Stoff die Spanbildung beibringen*. WB, 10, 64-67, 2006
- [12] KLOCKE, F., K. GERSCHWILLER, D. LUNG, A. STEGEN, R. FRITSCH UND I. ESSEL: *Approaches towards High Speed Cutting of Titanium-Based Materials*. Sixth International Conference on HIGH SPEED MACHINING, WZL, RWTH-Aachen, 2007
- [13] KIM, Y.W.: *Ordered Intermetallic Alloys, Part III: Gamma Titanium Aluminides*. JOM, 46 (7), 30-39, 1994
- [14] LAPIN, J.: *Creep behaviour of a cast TiAl-based alloy for industrial applications*. Intermetallics, 14, 115-122, 2006
- [15] LASALMONIE, A.: *Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines?* Intermetallics, 16, 1123-1129, 2006
- [16] LEYENS, C., R. BRAUN, M. FRÖHLICH UND P. E. HOVSEPIAN: *Recent Progress in the Coating Protection of Gamma Titanium-Aluminides*. JOM, January, 17-21, 2006
- [17] MCQUAY, P.A., R. SIMPKINS; D.Y. SEO UND T.R. BIELER: *Alloy and process improvements for cast gamma TiAl alloy applications*. In: Gamma Titanium Alu-

- minides, Y.W. Kim, D.M. Dimiduk und M.H. Loretto, 197-207, TMS, Warrendale, 1999
- [18] NICOLAI, H. P. UND C. LIESNER: *Feinguss von Titan*. M. Peters und C. Leyens, Titan und Titanlegierungen, WILEY-VCH Verlag, 279, 2002
- [19] SAHM, P. R.: *Formguss*. Vorlesungsumdruck, Gießerei-Institut, RWTH-Aachen, 98-126
- [20] SCHÄDLICH-STUBENRAUCH, J.: *Titan-Gusswerkstoffe*. Vorlesungsumdruck, Kapitel 24, Gießerei-Institut, RWTH-Aachen
- [21] SCHEPPE, J., C. OBUNA, B. BÖTTGER UND J. JAKUMEIT: *Prozess – Gefüge – Eigenschaften: Die Simulation ein Optimierungstool*. Gießerei-Praxis, 10, 369-372, 2005
- [22] SCHUSTER, J. C. UND M. PALM: *Reassessment of the Binary Aluminium-Titanium Phase Diagram*. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 27, 255-277, 2006
- [23] SUNG, S.Y. UND Y.J. KIM: *Economic net-shape forming of TiAl alloys for automotive parts*. Intermetallics, 14, 1163-1167, 2006
- [24] VOICE, W.E., M. HENDERSON, E.F.J.SHELTON UND X. WU: *Gamma titanium aluminide, TNB*. Intermetallics, 13, 959-964, 2005
- [25] WITUSIEWICZ, V.T. , A.A. BONDAR, U. HECHT, S. REX UND T.YA. VELIKANOVA: *The Al-B-Nb-Ti system III. Thermodynamic re-evaluation of the constituent binary system Al-Ti*. Journal of Alloys and Compounds, 465, 64-77, 2008
- [26] WOLF, J. : *Numerische Simulation von Temperaturfeldern erstarrender und abkühlender Gussstücke*. Vorlesungsumdruck, Kapitel 8.5, Gießerei-Institut, RWTH Aachen, 1998
- [27] WU, X.: *Review of alloy and process development of TiAl-alloys*. Intermetallics, 14, 1114-1122, 2006
- [28] WÜRKER, L. W.: *Zur Rissbildung und Rissvermeidung bei der Gießtechnischen Verarbeitung von γ -Titanaluminiden*. Dissertation, Gießerei-Institut, RWTH-Aachen, 2000
- [29] YANG, R., Y.Y. CUI, L.M. DONG UND Q. JIA: *Alloy development and shell mould casting of gamma TiAl*. Journal of Materials Processing Technology, 135, 179-188, 2003
- [30] ZGV-ZENTRALE FÜR GUSSVERWENDUNG: *Feingießen – Herstellung, Eigenschaften, Anwendung*. Konstruieren + giessen, 33, Kapitel 3.8, Titan und Titan-Basislegierungen Nr.1, 24-25, 2008
- [31] ZOLLERN GMBH & CO. KG: *Gießereitechnik – Feinguss*. Broschüre, 2004