1 Einleitung und Zielsetzung

Die EU-Kommission legte 2009 einen Gesetzesentwurf vor, nach dem die CO_2-Emissionen von Neuwagen ab dem Jahr 2020 im Durchschnitt der gesamten Flotte eines Herstellers auf 95 gCO_2/km sinken müssen [N.N.1]. Im Jahr 2013 verkaufte Audi ca. 1,58 mio. Fahrzeuge mit einem Flottenverbrauch von 134 gCO_2/km und produzierte ca. 1,93 mio. Motoren, [N.N.2]. Audi will auch in Zukunft eine große Anzahl sportlicher Premiumfahrzeuge im Markt platzieren und muss dafür die gesetzlichen CO_2-Vorgaben einhalten. Eine wesentliche Kernkompetenz der AUDI AG sind die TFSI- und TDI-Technologien. Diese sind Kombinationen der Turboaufladung mit der Benzin- und der Diesel-Direkteinspritzung zur Steigerung der Motorleistung bei gleichzeitig reduziertem Kraftstoffverbrauch bzw. CO_2-Ausstoß. Ein Baustein für weitere Verbesserungen kann die Titanaluminid-Turbinenrad-Technologie im Abgasturbolader liefern. Die Substitution der schwereren Nickelbasis-Turbinenräder durch leichte Titanaluminid (TiAl)-Turbinenräder, verspricht bei den Audi-Ottomotoren, ein Potenzial zur Dynamiksteigerung von 20 % und über das Downsizing bzw. Downspeeding ein CO_2-Reduktionspotential von 1 bis 2 gCO_2/km. Bei Dieselmotoren sind die genannten Vorteile weniger ausgeprägt.

Dem großen Potenzial stehen gleichzeitig aber auch große Herausforderungen gegenüber. Turbinenräder müssen bei Audi-Ottomotoren Abgastemperaturen von teilweise über 1000 °C und Drehzahlen von bis zu 170.000 min^{-1} bei zum Teil hohen Lastanteilen dauerhaft standhalten. Daraus resultieren hohe Anforderungen an die Bauteilqualität sowie Festigkeit und Oxidationsbeständigkeit des Werkstoffs. Hinzu kommen fertigungstechnische Herausforderungen, die aus der Dünnwandigkeit der Flügel bis 0,4 mm, ihrer räumlichen Verschränkung und ihrer Länge resultieren. Eine Erhöhung der Flügelwanddicke zur Sicherstellung der gießtechnischen Machbarkeit und zur Minimierung des Ausschusses ist ebenso unerwünscht, wie ein Absenken der maximalen Abgastemperatur und Drehzahl zur Steigerung der Dauerhaltbarkeit, weil dadurch der Vorteil des Titanaluminids deutlich geschmälert wird.

TiAl-Turbinenräder wurden bereits in geringen Stückzahlen seit 1998 im Mitsubishi Lancer und seit 2003 im Subaru Legacy jeweils im 2,0 l-Ottomotor bei Abgastemperaturen von maximal 950 °C ausschließlich im japanischen Markt eingesetzt, [N.N.3]. Bei Porsche kamen TiAl-Turbinenräder von 2010 bis 2012 in einem zusätzlich ab Werk bestellbaren Turbo Kit für den V8-Ottomotor des Panameras ebenfalls in minimalen Stückzahlen zum Einsatz, [Kri2010]. Die Turbinenräder wurden dabei jeweils im Differenzdruckgießen mit Flügelwandstärken von größer 1,0 mm hergestellt und bei niedrigerem Belastungskollektiven betrieben.

Verglichen mit den in Serie befindlichen Legierungen müssen bei den geforderten Abgastemperaturen von 1000 °C und gleichzeitig hohem Volllastanteil kriechfestere TiAl-Legierungen verwendet werden, [Hul2013]. Gleichzeitig verschlechtert sich dabei das Fließvermögen der TiAl-Legierungen, [Die1994], was sich negativ auf die gießtechnische Darstellbarkeit von dünnwandigen Turbinenflügeln auswirken kann. Während in den vergangenen Jahren Titanaluminid-Legierungen mit verbesserter Kriechbe-

Dieses Werk ist copyrightgeschützt und darf in keiner Form vervielfältigt werden noch an Dritte weitergegeben werden.
Es gilt nur für den persönlichen Gebrauch.

ständigkeit entwickelt wurden, sind die am Markt verfügbaren Gießtechnologien heute nicht geeignet extrem dünnwandige und geometrisch komplexe Turbinenräder in Großserie prozesssicher und mit akzeptablen Kosten herzustellen.

Das potentiell am besten geeignete Gießverfahren zur Herstellung von dünnwandigen TiAl-Turbinenrädern, entsprechend den Audi-Anforderungen, ist das Schleuderfeingießverfahren. Mit diesem Verfahren hergestellte Prototypen-Turbinenräder wurden bereits erfolgreich bei der Audi AG auf dem Motorprüfstand, [Hul2013] und bei der DaimlerChrysler AG in einem Fahrzeug [Wor2003] getestet. Aufgrund des hohen Gießdrucks durch die wirkenden Flieh-, Coriolis- und Gewichtskräfte kann den schlechten Gießeigenschaften kriechfester TiAl-Legierungen entgegen gewirkt werden, [Wor2003]. Diesem Vorteil steht aber eine komplexe und bis heute wenig verstandene Formfüllung gegenüber. Es fehlen gesicherte Informationen über die Wechselwirkungen zwischen Gießsystem, Gieß- und Maschinenparametern sowie deren Auswirkungen auf die Gussqualität. Das geringe Prozessverständnis und das deswegen kaum bewertbare technische und wirtschaftliche Risiko sind wesentliche Gründe, die der Umsetzung des Schleuderfeingießens in die industrielle Großserie entgegenstehen.

Ziel dieser Arbeit ist es daher, mit Hilfe von experimentellen und numerischen Untersuchungen, ein grundlegendes Prozessverständnis zum Schleuderfeingießen von TiAl-Turbinenrädern zu erzeugen. Dazu wurde folgende Herangehensweise gewählt.

Experimentelle Untersuchungen sollen dazu dienen den Zusammenhang zwischen Gießparametern, Turbinenradposition am Anguss, sowie Gussqualität am Beispiel eines vierfach Anguss für eine vorgegebene TR-Geometrie aufzuzeigen. Die Auswertung der Versuche nach Art und Häufigkeit der Gussfehler in den verschiedenen Turbinenradpositionen soll die Wirkung der Coriolis-, Flieh- und Gewichtskraft auf die Gussqualität bewertbar machen. Zugleich dienen die Experimente dem Abgleich der numerischen Simulation.

Ziel der numerischen Simulation ist es, die geometrischen und physikalischen Randbedingungen beim Schleudergießen von TiAl-Turbinenrädern im Rechner abzubilden, um den Formfüllungs- und Erstarrungsvorgang darzustellen. Zusätzlich sollen die Gieß- und Angussparameter systematisch variiert werden, um die wesentlichen Prozesseinflussgrößen zu identifizieren, den Einfluss der Prozesskräfte zu verstehen und Erkenntnisse für eine optimierte Gieß- und Anschnitttechnik abzuleiten.

Dieses Werk ist copyrightgeschützt und darf in keiner Form vervielfältigt werden noch an Dritte weitergegeben werden.
Es gilt nur für den persönlichen Gebrauch.

2 Stand der Technik

In diesem Kapitel wird der technische Wissensstand als Grundlage für die durchgeführten Untersuchungen zum Zeitpunkt der Erstellung der Dissertation beschrieben. Dabei wird auf das Turbinenrad als Bauteil eines Abgasturboladers, die Werkstoffgruppe der y-Titanaluminide, deren gießtechnische Verarbeitung und auf die numerische Simulation des Schleuderfeingießverfahrens eingegangen. Darüber hinaus dient Stand der Technik zur Einordnung der in dieser Arbeit erzielten Ergebnisse.

2.1 Anforderungen an Turbinenräder

Zu Beginn dieses Kapitels werden die Funktionsweise eines Turbinenrads im Abgasturbolader, die während des Betriebes entstehenden Belastungen und die daraus resultierenden Werkstoffanforderungen sowie die potentiell geeigneten Werkstoffe vorgestellt.

2.1.1 Funktionsweise eines Abgasturboladers

Seit im Jahr 1909 das erste Patent zum Abgasturbolader von Alfred Büchi angemeldet wurde [Jen1993], hat sich am Aufbau und der Funktionsweise des Abgasturboladers grundlegend nicht viel verändert. In Abbildung 2-1 ist die schematische Funktionsweise eines Abgasturboladers dargestellt. Der Abgasturbolader ist eine Strömungsmaschine, die sich im Wesentlichen aus einer „heißen“ Abgasturbine und einem „kalten“ Verdichter zusammensetzt, [Sko2006]. Beide bestehen jeweils aus einem Gehäuse und einem Turbinen- bzw. Verdichterrad. Die beiden letztgenannten sind wiederum über eine Welle miteinander verbunden und bilden das sogenannte Laufzeug, [May2001, Gol2005]. In der Turbine werden die Motorabgase aufgestaut, so dass sich ein Druck- und Temperaturgefälle zwischen Turbineneingang und -ausgang einstellt. Dieses Gefälle wird in der Turbine in kinetische Energie umgesetzt, wobei das Turbinenrad und das gesamte Laufzeug in Rotation versetzt wird. Im Verdichter wird die Verbrennungsluft durch die identische Rotation des Verdichterrads angesaugt, beschleunigt und schließlich verdichtet. Gleichzeitig kommt es beim Verdichten zu einer Temperaturerhöhung, die sich negativ auf den Motorwirkungsrad auswirken kann. Diese Erhöhung wird mit Hilfe der Ladeluftkühlung vermindert. Entscheidend für einen hohen Wirkungsgrad des Abgasturboladers ist ein möglichst hoher Turbinendurchsatz, wodurch die Turbinenflügel möglichst dünn auszuführen sind. Dementsprechend weisen Turbinenräder eine hohe geometrische Komplexität auf. Um die Verluste gering zu halten, wird ein möglichst kleiner Spalt zwischen Turbinenrad und Turbinengehäuse eingestellt.

Aufgrund der zusätzlichen Verdichtung der Verbrennungsluft außerhalb der Arbeitszylinder kann eine höhere Ladungsmenge pro Zeiteinheit durch den Motor durchgesetzt und so die Motorleistung gesteigert werden, [Hie2003]. Großvolumige Saugmotoren können so durch turboaufgeladene Motoren mit kleinerem Hubraum bei gleicher Leistung und geringerem Kraftstoffverbrauch ersetzt werden, [Sch2006]. Dieses Prinzip wird auch als Downsizing bezeichnet.

Ein großer Nachteil bei der Verwendung von Abgasturboladern im Vergleich zu leistungsgleichen Saugmotoren ist ihr prinzipbedingter schlechterer Drehmomentaufbau. Im niedrigen Motordrehzahlbe-

Dieses Werk ist copyrightgeschützt und darf in keiner Form vervielfältigt werden noch an Dritte weitergegeben werden.
Es gilt nur für den persönlichen Gebrauch.

reich muss ein großer Teil der Antriebsleistung der Turbine zur Überwindung des Massenträgheitsmoments des Laufzeugs aufgewendet werden. Das schlechte Ansprechverhalten kann prinzipiell über zwei Wege verbessert werden. Zum einen wird über eine zweistufige Aufladung mit Hochdruck- und Niederdruckturbine oder einer variable Turbinengeometrie mehr Leistung zur Verdichtung der Ansaugluft bei schon geringsten Motordrehzahlen bereitgestellt. Zum anderen kann die Trägheit der zu beschleunigenden Masse des Laufzeugs verringert werden, um so mehr Turbinenleistung für die Verdichtung der Ladeluft zur Verfügung zu stellen. Den größten Anteil hat dabei das Turbinenrad bzw. die Dichte des verwendeten Werkstoffs.

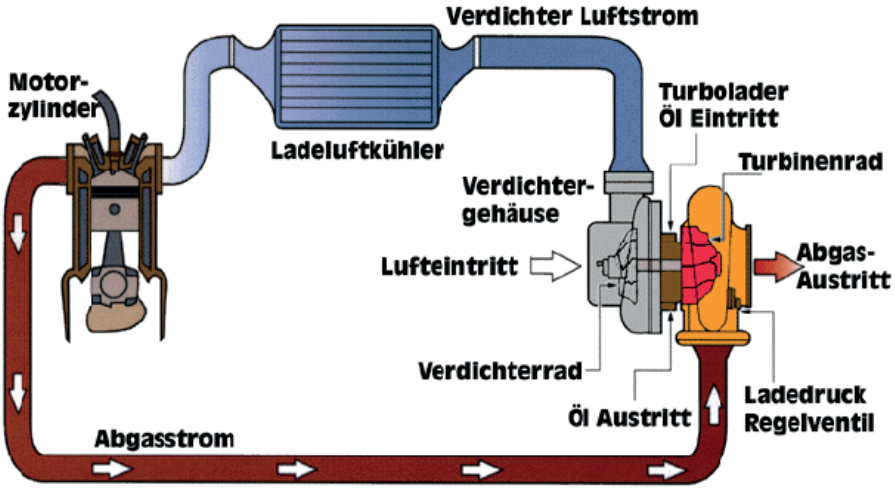

Abbildung 2-1: Schematische Funktionsweise eines Abgasturboladers, [N.N.4].

2.1.2 Beanspruchungen

Turbinenräder werden in Otto-Anwendungen mit Abgastemperaturen von bis zu 1050 °C beaufschlagt [Doe2006] und unterliegen gleichzeitig Drehzahlen bis ca. 200.000 U/min, [May1994]. Aufgrund des großen transienten Betriebsanteils des Abgasturboladers, unterliegen Turbinenräder gleichzeitig hohen mechanischen und hohen thermischen Wechselbelastungen. Daraus resultieren Kriechbelastungen, HCF- und LCF-Ermüdungsbeanspruchungen, denen potentielle Turbinenradwerkstoffe standhalten müssen. Des weiteren müssen sie bei den hohen Abgastemperaturen eine ausreichende Oxidationsbeständigkeit aufweisen und Erosionsangriffen widerstehen können.

Abbildung 2-2 zeigt die berechneten Temperatur-, Spannungs- und Kriechdehnungsverteilungen über einem Otto-Turbinenrad im stationären Zustand mit einer zu Grunde gelegten Abgastemperatur von 950 °C und einer Drehzahl von 150.000 U/min. Die Gaseintrittskante nimmt dabei in etwa die Gastemperatur an und durch die Wärmeabfuhr in die Welle stellt sich in den Schaufeln ein Temperaturgefälle von ca. 100 °C ein. Hohe Spannungen treten an der Flügelanbindung zur Nabe und am Übergang vom Radrücken zum Wellenstumpf auf. Die thermisch-mechanische FEM-Kriechanalyse zeigt, dass hohe Kriechdehnungen nicht nur an der Flügelanbindung auftreten, sondern sich in einem größeren Bereich des Turbinenflügels ausdehnen. Ursache dafür ist die Überlagerung von zur Nabe hin

Dieses Werk ist copyrightgeschützt und darf in keiner Form vervielfältigt werden noch an Dritte weitergegeben werden.
Es gilt nur für den persönlichen Gebrauch.

fallenden Bauteiltemperaturen und dabei gleichzeitig ansteigenden Fliehkraftspannungen. Aufgrund dessen gilt diesem gesamten Bauteilbereich hohe Aufmerksamkeit.

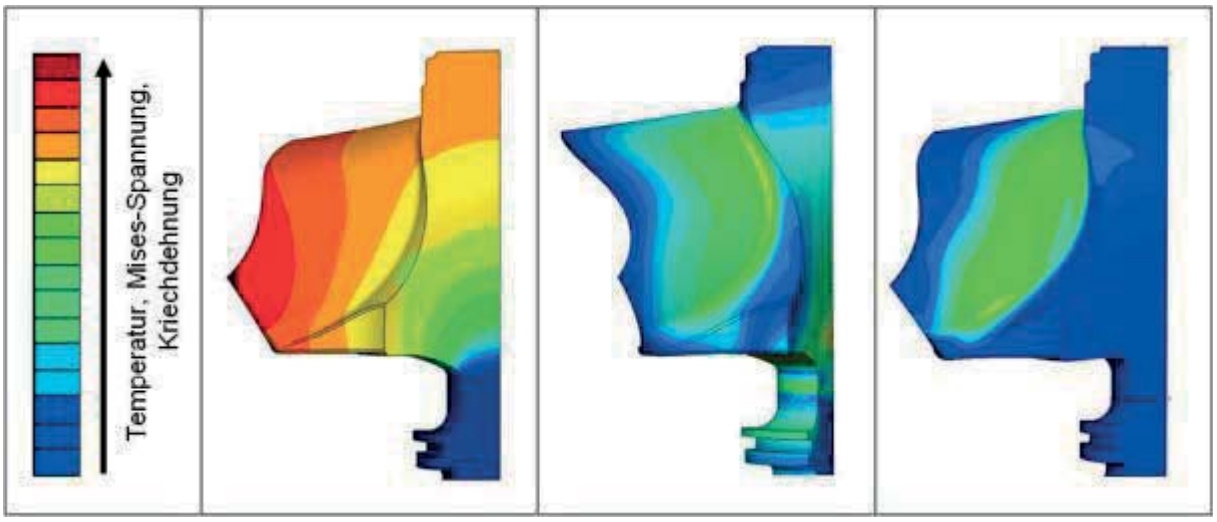

Abbildung 2-2: FEM-Simulation der Temperaturverteilung (Links), der Spannungsverteilung nach Mises (Mitte) sowie der Kriechdehnung (Rechts) für ein Turbinenrad eines Audi-Ottomotors im stationären Zustand bei einer Abgastemperatur von 950 °C und einer Drehzahl von 150.000 U/min, [Hil2010].

2.1.3 Potentielle Turbinenradwerkstoffe

Aktuell werden aufgrund ihrer guten Hochtemperatureigenschaften meist Ni-Basislegierungen als Turbinenradwerkstoff verwendet. Dabei kommen unterschiedliche Legierungen in Abhängigkeit von der Einsatztemperatur in Frage, [May1994]. Bei Abgastemperaturen bis etwa 850 °C kommt meist die Legierung GMR 235 und bis zu 950 °C Inconel 713 zum Einsatz. Die im Zuge der Verbrauchsoptimierung von Ottomotoren notwendige Steigerung der Abgastemperatur auf bis zu 1050 °C [Sch2006] erfordert den Einsatz von hochtemperaturbeständigen und gleichzeitig teureren Ni-Basis-Legierungen wie MAR-M246 oder MAR-M247, [Sim2000]. Nachteilig bei den genannten Legierungen sind ihre relativ hohen Dichten, die je nach Legierung von ca. 8,0 bis ca. 8,4 g/cm³ variieren und dabei das Ansprechverhalten des Abgasturboladers reglementieren. Daraus resultiert der Wunsch leichtere Werkstoffe einzusetzen, ohne jedoch Abstriche bei der Temperatureinsatzgrenze, dem Wirkungsgrad und der Betriebssicherheit vorzunehmen. Als Alternativen bieten sich Keramiken und die Werkstoffgruppe der intermetallischen Metallaluminide an.

Hochleistungskeramiken wie z.B. Si_3N_4 sind jedoch sehr spröde, weshalb die filigranen Turbinenflügel sehr leicht durch Verbrennungsrückstände oder Abplatzungen aus dem Abgaskrümmer zerstört werden können, [Nis1987]. Als Folge müssen die Turbinenflügel im Vergleich zu metallischen Werkstoffen dicker ausgeführt sowie gegebenenfalls deren Anzahl reduziert werden, [Nis1987]. Dies führt zu einer meist inakzeptablen Verschlechterung des Wirkungsgrads, weshalb sich Turbinenräder aus Keramik nicht durchgesetzt haben [Sim2000].

Dieses Werk ist copyrightgeschützt und darf in keiner Form vervielfältigt werden noch an Dritte weitergegeben werden.
Es gilt nur für den persönlichen Gebrauch.

Bei den Metallaluminiden kommen Nickelaluminide mit einer Dichte von ca. 6 g/cm³ und Titanaluminide mit einer Dichte von ca. 4 g/cm³ als Turbinenradwerkstoffe in Frage. Im Vergleich zu Nickelaluminiden besitzen Titanaluminide durch ihren Dichtevorteil das größte Potenzial zur Verbesserung des Ansprechverhaltens. Aufgrund ihrer guten Hochtemperatureigenschaften und ihrer im Vergleich zu Keramiken höheren Duktilität bieten sie die notwendigen Voraussetzungen für einen Einsatz als Turbinenradwerkstoff, [Kim1994, McQ1998, Lap2009, Pet2009].

Aus der im Vergleich zu den Ni-Basislegierungen geringeren Dichte lassen sich folgende Potentiale und Vorteile für den Abgasturbolader- bzw. Motorbetrieb ableiten: Eine Verbesserung des dynamischen Drehmomentaufbaus und einer entsprechenden Reduzierung des „Turbolochs“, [Nis1987, Nod1998, Tet2002, Wor2003, Ebi2004, Zha2006]. Die Verwendung von größeren Turbinenrädern mit höherer Luftfördermenge ohne Anhebung der Massenträgheitskräfte und Aufweitung des „Turbolochs“, [Wor2003]. Mehr werkstoffseitige Freiheitsgrade zur Verbesserung des thermodynamischen Wirkungsgrads, [Wor2003]. Die Verschiebung der Resonanzfrequenzen des Rotors zu höheren Werten, [Phi2001, Zha2006] und ein positiver Einfluss auf das Einregelverhalten des Ladedrucks, [Wor2003].

Den Potentialen stehen engere Einsatzgrenzen und höhere Herausforderungen im Vergleich zu den Ni-Basislegierungen gegenüber. Abhängig vom thermomechanischen Beanspruchungsprofil des Abgasturboladers sind die heute verfügbaren Titanaluminid-Legierungen hinsichtlich Kriechfestigkeit und Oxidationsbeständigkeit jedoch nur bis zu einer Abgastemperatur von 950 °C geeignet, [Tet2006]. Die bekannten Serienerfahrungen stammen zum Großteil aus dem japanischen Markt mit vergleichsweise niedrigem Belastungsprofil. Dabei wurden TiAl-Turbinenräder seit 1998 in Kleinstserie im Mitsubishi Lancer Evolution 2.0l und seit 2003 im Subary Legacy 2.0l eingesetzt, [N.N.3, Tet2002, Tet2006]. Die schwierige gießtechnische Verarbeitung von TiAl mündet im Vergleich zu den Ni-Basislegierungen oft in einfachen Turbinenradgeometrien mit kürzeren, dickeren sowie weniger verschränkten Turbinenflügeln. Als Folge reduzieren sich die genannten Vorteile. Entscheidend für den Großserieneinsatz ist daher eine prozesssichere Herstellung [Lap2009] zu akzeptablen Kosten ohne Einschränkungen bei der Turbinenradgeometrie.

2.2 γ-Titanaluminide

In diesem Kapitel wird die im Legierungssystem von Titan (Ti) und Aluminium (Al) entstehenden Legierungsgruppe der γ-Titanaluminide vorgestellt. Näher eingegangen wird auf die Mikrostrukturen sowie die Wirkung verschiedener Elemente auf die Legierungseigenschaften, wobei die Legierungszusammensetzungen in at.-% angegeben werden. Darüber hinaus werden die gießtechnischen und thermophysikalischen Eigenschaften der γ-Titanaluminide beschrieben.

2.2.1 Aufbau, Gefüge und Legierungen

Titan bildet aufgrund seiner hohen Schmelztemperatur von 1670 °C und seines geringen Wärmeausdehnungskoeffizienten von 8 bis $10 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ ein ideales Basismetall für hochtemperaturbeanspruchte Werkstoffe, [Lüt2007, Pet2009]. Bei 882 °C wandelt reines α-Titan in β-Titan um, wobei sich die Gitter-

Dieses Werk ist copyrightgeschützt und darf in keiner Form vervielfältigt werden noch an Dritte weitergegeben werden.
Es gilt nur für den persönlichen Gebrauch.

struktur von hexagonal dichtest gepackt in kubisch flächenzentriert ändert. Mit Erhöhung des Aluminiumgehalts wird das Phasengebiet des α-Titans sukzessive zu höheren Temperaturen erweitert und die α/β-Umwandlungstemperatur angehoben, siehe Abbildung 2-3. Dabei entstehen im Legierungssystem von Titan und Aluminium mehrere intermetallische Phasen: α_2-Ti_3Al, γ-TiAl, $TiAl_2$ und Al_3Ti. Jedoch sind nur für die beiden ersten Phasen ausgeprägte Existenzbereiche vorhanden. Die α_2-Ti_3Al-Phase entsteht bei einem temperaturabhängigen Aluminiumgehalt von 22 bis 39 at.-% und hat eine hexagonal dichtest gepackte DO19-Struktur, [Kim1989]. Die γ-TiAl-Phase entsteht bei einem temperaturabhängigen Aluminiumgehalt von 49 bis 66 at.-% und besitzt eine tetragonal flächenzentrierte L10-Struktur.

Im Vergleich zu den entsprechend einphasigen Legierungen bieten die zweiphasigen Legierungen aus der α_2-Ti_3Al- und der γ-TiAl-Phase ein überlegenes Eigenschaftsprofil, [Kim1989, Kim1991]. Die Majoritätsphase bildet dabei die γ-TiAl-Phase, die durch maximal 20 Vol.-% α_2-Ti_3Al-Phase ergänzt wird [Rom1997]. Aufgrund der Dominanz der γ-Phase werden entsprechende Legierungen im Stand der Technik häufig als γ-Titanaluminidlegierungen bezeichnet, [Pet09]. Die Höhe des Aluminiumanteils hat großen Einfluss auf die Eigenschaften dieser Legierungen. Untersuchungen von [Hua1991a] mit 48 bis 54 at.-% Aluminium zeigen, dass bei 48 at.-% die höchsten Fließspannungen auftreten. Gleichzeitig kommt es bei dieser Al-Konzentration zu einem Duktilitätsmaximum aufgrund eines optimalen α_2/γ-Volumenverhältnisses von 3 bis 15 %, [Kim1989, Kim1991, Aus1993]. Nach [Kim1991, Kim1994, Lap2009, Pet2009] sind γ-Titanaluminidlegierungen mit einem Aluminiumgehalt von 45 bis 48 bzw. 49 at.-% für technische Anwendungen am vielversprechendsten.

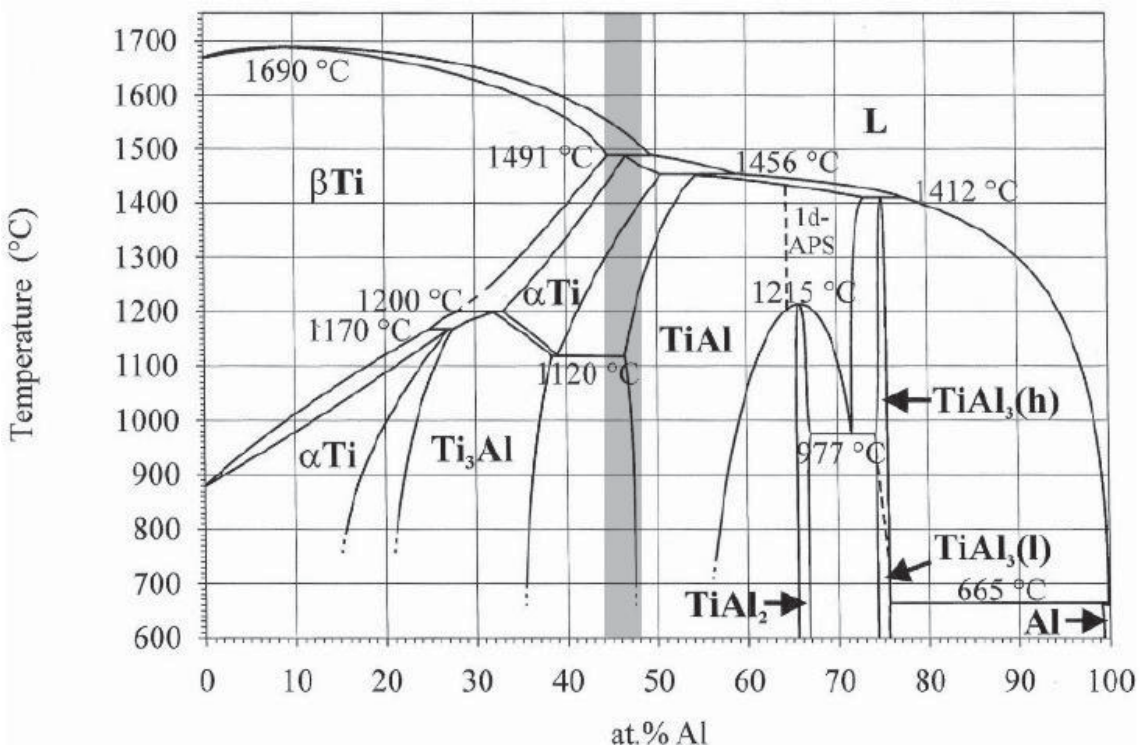

Abbildung 2-3: Titan-Aluminium-Phasendiagramm nach [McC1989, Pal2006, Agu2010] wobei die graue Markierung den für technische Anwendungen interessanten Legierungsbereich kennzeichnet, [Kim1991, Kim1994, Lap2009, Pet2009].

Dieses Werk ist copyrightgeschützt und darf in keiner Form vervielfältigt werden noch an Dritte weitergegeben werden.
Es gilt nur für den persönlichen Gebrauch.

Veränderungen der chemischen Zusammensetzung, insbesondere des Aluminiumgehalts, führen zu unterschiedlichen Anteilen der α_2- und γ-Phasen, [Hua1989, Kim1991, Aus1993, Kim1994, Küs2003]. Je nach Wahl der chemischen Zusammensetzung können folgende Gefügetypen im technisch interessanten Legierungsbereich auftreten: vollständig lamellar, teillamellar und Duplex, siehe Abbildung 2-4. Ein vollständig lamellares Gefüge besteht aus kristallographisch unterschiedlich orientierten Lamellenkolonien mit abwechselnden α_2- und γ-Platten, die aus der α-Festphase heraus entstehen [Kim1989]. Die Lamellenkolonien weisen dabei ein Größe von ungefähr 200 bis 500 µm auf [Hua1989, Kim1994]. Sind zwischen den einzelnen Lamellenkolonien fein verteilte γ-Körner vorhanden, wird dieser Gefügeaufbau als teillamellares Gefüge bezeichnet. Duplexgefüge weisen hingegen ein nahezu gleiches Volumenverhältnis von γ-Körnern und α_2- / γ-Lamellenkolonien auf. Die Korn- bzw. Koloniegröße beträgt bei dieser Mikrostruktur etwa 10 bis 25 µm, [Hua1989]. Near-γ Gefüge bestehen verglichen mit Duplexgefügen aus gröberen γ-Körnern mit dazwischen liegenden feinen α_2- / γ-Lamellenbändern, [Hua1989, Kim1994].

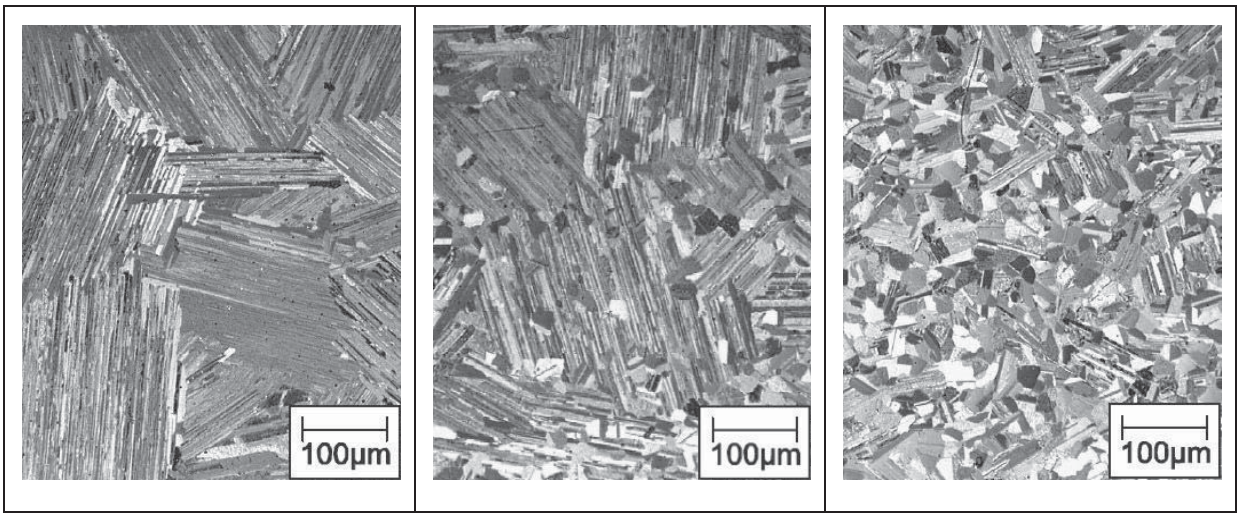

Abbildung 2-4: Typische Mikrostrukturen von γ-TiAl-Legierungen: vollständig lamellar (Links), teillamellar (Mitte) und Duplex (Rechts), [Sma2007].

Neben der chemischen Zusammensetzung haben die Verarbeitungsprozesse wie zum Beispiel das Gießen und die Wärmebehandlung einen entscheidenden Einfluss auf die Mikrostruktur und somit auf die daraus resultierenden Eigenschaften [Kim1991, Kim1994, Die1994, Küs2003, Wor2003, Rot2008]. Verschiedene Mikrostrukturen resultieren aus verarbeitungsbedingt unterschiedlichen Erstarrungs- bzw. Abkühlpfaden, die wiederum vom Aluminiumgehalt abhängig sind [Küs2003, Hul2013]. Mit zunehmender Erstarrungs- bzw. Abkühlgeschwindigkeit wechselt das Gefüge von einer Duplexstruktur über ein vollständig lamellares Gefüge zu einem federartigem Widmannstättengefüge und besteht bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten aus massiven globularen γ-Körner sowie einem geringen α_2-Anteil, [Tak1993]. Bei realen Gießprozessen sind die Abkühlgeschwindigkeiten aber meist so gering, dass entweder ein Duplex- oder ein lamellares Gefüge entsteht. In Abhängigkeit vom Al-Gehalt kann prinzipiell zwischen vier Pfaden unterschieden werden [Küs2003, Hul2013]. Bei der vollständigen Erstarrung über die β-Phase bei < 44,8 at.-% Aluminium entstehen volllamellare Strukturen mit einer geringen Mikrosegregation. Zwischen 44,8 und 47,3 at.-% Al erstarrt die α-Phase über eine

Dieses Werk ist copyrightgeschützt und darf in keiner Form vervielfältigt werden noch an Dritte weitergegeben werden.
Es gilt nur für den persönlichen Gebrauch.

unterperitektische Reaktion direkt aus der Schmelze und lässt ebenfalls ein volllamellares Gefüge entstehen. Die Mikrostruktur ist allerdings kolumnar und weist eine starke Textur sowie Mikrosegregation auf. Die peritektische Zusammensetzung liegt etwa bei 47,3 at.-% Al. Oberhalb von 47,3 at.-% und bis zu 49 at.-% Al wandeln sich die Schmelze sowie die bereits erstarrte β-Phase über eine überperitektische Reaktion in die feste α-Phase um. Hierbei bildet sich eine teillamellare Mikrostruktur aus. Oberhalb von 49 at.-% Aluminium bildet sich aus der Schmelze primär die α-Phase aus und in den interdendritischen Zwischenräumen entstehen γ-Festphasen. Nach der Festkörperumwandlung der α-Phase zu α_2 / γ-Lamellenkolonien entsteht ein dendritisches Duplexgefüge. Die angegebenen Aluminiumgehalte gelten für das binäre Legierungssystem Titan und Aluminium. Zusätzliche Legierungselemente wie zum Beispiel Niob führen zu Verschiebungen dieser Phasengrenzpunkte im Phasendiagramm, [Che1999a, App2000a]. Diese lassen sich jedoch mit dem Aluminium-Äquivalent unter Einbeziehung der zusätzlichen Legierungselemente berechnen, [Inu2003, Hul2013].

Vollständig lamellare Gefüge sind in Bezug auf Kriechfestigkeit, Bruchzähigkeit sowie Kerbschlagzähigkeit den teillamellaren Gefügen und den Duplex-Strukturen überlegen, [Kim1991, Kim1994, Zha2003, Hul2013]. Jedoch zeigen sie eine geringere Duktilität sowie Streckgrenze, [Kim1991, Kim1994]. Aufgrund der in Unterkapitel 2.1.2 genannten Anforderungen an potentielle Turbinenradwerkstoffe ist ein vollständig lamellares Gefüge für TiAl-Turbinenräder zu favorisieren. Im Allgemeinen weisen γ-TiAl-Legierungen, mit dem für Turbinenradanwendungen interessanten Aluminiumgehalt von 45 bis 48 bzw. 49 at.-%, im Gusszustand eine vollständig bzw. teillamellare Mikrostruktur auf, [Eyl1998, Ris1998, Kua2002, Wor2003, Jov2005, Liu2005, Mos2008].

Neben Aluminium bewirken weitere Elemente eine Veränderung des Gefüges bzw. der Eigenschaften von γ-TiAl-Legierungen. Nach [Kim1990] können drei Legierungselement-Gruppen unterschieden werden. Die Zugabe von Chrom (Cr), Vanadium (V), oder Mangan (Mn) führt zu einer Erhöhung der Raumtemperaturduktilität auf bis zu 3,5 %, [Kim1989, Hua1991, Hua1991b, Kim1991, Aus1993, Kaw1997, Lap2009]. Die Elemente Niob (Nb), Tantal (Ta), Wolfram (W) und Molybdän (Mo) verbessern im allgemeinen die Hochtemperatureigenschaften. Dabei führt eine Zugabe von Nb, W und Ta zu einer Erhöhung der Kriechfestigkeit bei gleichzeitiger Verringerung der Duktilität, [Aus1993, App2000, Zha2003, Lüt2007]. Nb und W erhöhen darüber hinaus die Oxidationsbeständigkeit, wohingegen Ta diese wiederum verringert, [McK1992, Mak1992, Yos1994, Tet2002]. Ebenfalls eine positive Wirkung auf die Hochtemperatureigenschaften haben die Elemente Silizium (Si), Bor (B) und Kohlenstoff (C). Silizium führt in geringen Mengen zu einer Steigerung der Kriech- und Oxidationsbeständigkeit, [Mak1992, Wan1997]. Bor wirkt kornfeinend und Kohlenstoff erhöht ebenfalls den Kriechwiderstand. Ein erhöhter Gehalt an Sauerstoff (O) führt zu einer Abnahme der Duktilität, [Kim1989, Kim1994, Lap2009]. Daher sollte dem Sauerstoffgehalt bei TiAl-Legierungen mit ihrer ohnehin geringen Duktilität besondere Aufmerksamkeit gewidmet werden. In Abbildung 2-5 sind die Legierungselemente mit ihrer maßgeblichen Eigenschaftsverbesserung in einer allgemeingültigen Formel für γ-Titanaluminide dargestellt. Die Formel beschränkt sich auf den für Turbinenradanwendungen interessanten Legierungsbereich, [Kim1991, McQ1998, Agu2010].

Dieses Werk ist copyrightgeschützt und darf in keiner Form vervielfältigt werden noch an Dritte weitergegeben werden.
Es gilt nur für den persönlichen Gebrauch.

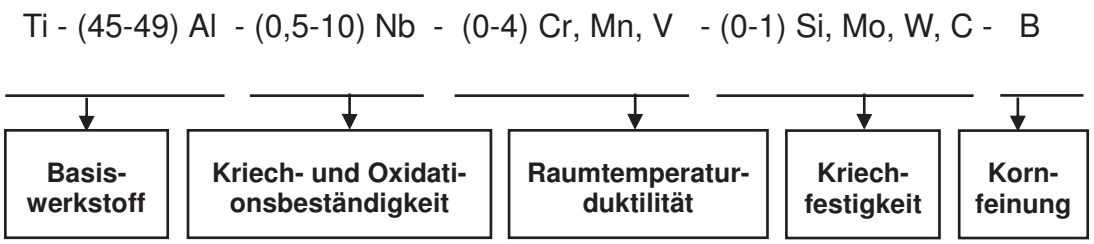

Abbildung 2-5: Allgemeine Formel der chemischen Zusammensetzung der γ-Titanaluminide in dem für technische Anwendungen interessanten Legierungsbereich, mit Zuordnung der Legierungselemente zu deren vorwiegend beeinflussten Eigenschaften, Werte in at.-%, [Kim1991, McQ1998, Agu2010].

Die γ-Titanaluminide lassen sich in drei Legierungsgenerationen einteilen, [McQ1998, App2003, Lap2009]. Die erste Generation besteht vorwiegend aus binären TiAl-Legierungen mit variierendem Aluminiumgehalt, wohingegen die zweite Generation zusätzlich mit Cr, Mn, Nb und V legiert sind, [Hua1991, Hua1991b, McQ1998]. Ziel der ersten beiden Generationen war eine Verbesserung der Raumtemperaturduktilität sowie der Oxidationsbeständigkeit. Typische Vertreter der zweiten Generation sind die sogenannte GE-Legierung Ti-48Al-2Nb-2Cr, [Hua1989] und die Legierung Ti-48Al-2Nb-2Mn [Lap2009]. Die erstgenannte Legierung war Gegenstand zahlreicher Untersuchungen bzw. Veröffentlichungen und wird daher oft als Referenz für neue Legierungsentwicklungen herangezogen. Die Legierungen der zweiten Generation sind den Nickelbasis-Superlegierungen hinsichtlich Festigkeit und Kriechbeständigkeit bei bereits mittleren Temperaturen unterlegen, wodurch weitere Entwicklungen zur dritten Generation führten, [App2003]. Durch einen erhöhten Niobgehalt sowie die Zugabe von Kohlenstoff und Bor wurde eine verbessertes Eigenschaftsprofil bei hohen Temperaturen erzielt. Die TNB-Legierungsgruppe Ti-45Al-(5-10)Nb-C(-B) ist ein typischer Vertreter.

2.2.2 Mechanische Eigenschaften

Titanaluminide können Zugfestigkeiten von 420 MPa bis 1100 MPa, Streckgrenzen von 380 MPa bis 1040 MPa und Bruchdehnungen bis 5 % aufweisen. Diese Werte hängen stark von der chemischen Zusammensetzung, der Mikrostruktur und des Verarbeitungszustands ab, [App2011]. Weiterhin zeigen sie einen ausgeprägten Spröd-Duktil-Übergang bei einer Temperatur von 550 °C bis 750 °C, [Kim1991]. Beim Überschreiten dieser Temperaturschwelle erhöht sich die Duktilität deutlich, was auf die zunehmende Zwillingsbildung und Versetzungsbewegung zurückgeführt werden kann.

[Wor2003] untersuchte neben der gießtechnischen Herstellung von TiAl-Turbinenrädern auch die mechanischen Eigenschaften von verschiedenen TiAl-Legierungen. Die Proben wurden dabei aus den im Schwerkraft- bzw. Schleuderfeinguss hergestellten Turbinenrädern entnommen. Die Gusslegierung Ti-45Al-2Nb-2Mn-0,8 vol.-% TiB2 besitzt nach [Wor2003] im gehipten Zustand eine Zugfestigkeit von ca. 630 MPa, eine Streckgrenze von ca. 535 MPa sowie eine Bruchdehnung bei Raumtemperatur von 0,75 %. Sie ist nach [Wor2003] grundsätzlich für eine Turbinenradanwendung im Dieselmotor geeignet. Die von [Wor2003] untersuchte TNB-Legierung Ti-45Al-(5-10)Nb-C-B weist im gehipten Zustand eine vergleichbare Zugfestigkeit von ca. 620 MPa zur erstgenannten Legierung auf. Mit mittleren Nb-

Dieses Werk ist copyrightgeschützt und darf in keiner Form vervielfältigt werden noch an Dritte weitergegeben werden.
Es gilt nur für den persönlichen Gebrauch.