

3 Grundlagen

Der folgende Abschnitt beschreibt die verwendeten additiven Fertigungsverfahren und gibt einen Überblick über den Werkstoff Titan.

Additiv gefertigtes TiAl6V4 unterscheidet sich in seinen mechanischen Kennwerten von Guss- oder Schmiedematerial. Der aktuelle Stand der Literatur wird daher zusammengefasst. Einflussfaktoren auf die mechanischen Eigenschaften, bekannt aus Guss- oder Schmiedebauteilen, werden beschrieben.

Die Grundlagen der Betriebsfestigkeitsanalyse finden sich im letzten Teil dieses Kapitels.

3.1 Additive Fertigung

Die additive Fertigung zählt zu den Urformverfahren. Endkonturnahe Bauteile entstehen direkt aus 3D-CAD Modellen durch das Aufschmelzen von Pulver oder Draht. Das Material wird dabei meist durch eine fokussierte Energiequelle (Laser, Elektronenstrahl, Plasma-Lichtbogen etc.) verschweißt. Die dreidimensionale Form entsteht durch das Stapeln von zweidimensionalen Schichten.

Tabelle 3.1 beschreibt die Vor- und Nachteile der unterschiedlichen Prozessvarianten der additiven Fertigung metallischer Bauteile.

Tabelle 3.1: Klassifizierung der additiven Fertigung nach [6]

	Additive Fertigung metallischer Bauteile						
Prozess	Pulverbett		Pulverdüse	Drahtdüse		andere	
Energiequelle	Laserstrahl	Elektronenstrahl	Laserstrahl	Laserstrahl	Lichtbogen	Elektronenstrahl	Kaltgasspritzen etc.
Vorteile	hohe geometrische Flexibilität		große Materialvielfalt	hohe Auftragsrate		geringe Wärmezufuhr	
Nachteile	geringe Auftragsrate		geringe Materialausbeute	geringe geometrische Flexibilität		geringe geometrische Flexibilität	

Jeder Prozess hat dabei seine eigenen spezifischen Merkmale, wie Auftragsrate, Wärmeeintrag, Prozessatmosphäre, Genauigkeit oder Materialausnutzungsgrad. Sie bestimmen die bevorzugten Einsatzmöglichkeiten für unterschiedlichste Bauteile.

Im Folgenden werden die in der vorliegenden Arbeit verwendeten pulverbett- und drahtbasierten Prozesse näher erläutert.

3.1.1 Pulverbettbasierte Prozesse

Die pulverbettbasierten Prozesse erstellen die Zielgeometrie Schicht für Schicht aus dem zu Pulver verdüsten Grundwerkstoff. Ein 3D-CAD-Modell der Wunschgeometrie wird dabei virtuell in gleich dicke Schichten unterteilt und an eine Fertigungseinheit übermittelt. Die Anlage baut aus diesen Informationen durch das Aufschmelzen des Pulvers sukzessive Werkstoffschicht für Werkstoffschicht übereinander. Die weitgehende Geometriefreiheit erlaubt komplexe Geometrien.

Beim selektiven Laserschmelzen (PB-LB) wird eine dünne Pulverschicht auf eine absenkbare Bauplattform (typischerweise 250x250mm) aufgetragen. Ein Laserstrahl erhitzt zeilenweise die Bereiche des Pulvers, die Teil der zukünftigen Geometrie sein sollen. Dabei wird das Pulver vollständig aufgeschmolzen. Durch die anschließende schnelle Erstarrung entsteht eine dünne Schicht aus festem Material. Das restliche Pulver der Ebene verbleibt im Ursprungszustand. Anschließend senkt sich die Bauplattform und ein Raket trägt erneut eine dünne Schicht Pulver auf. Der Prozess beginnt von Neuem. Aufgrund des Schmelzprozesses verbinden sich die Schichten untereinander. Die Affinität des flüssigen TiAl6V4 zu Sauerstoff macht eine Abschirmung des Schmelzbades durch ein Inertgas notwendig.

Das selektive Elektronenstrahlschmelzen (PB-EB) arbeitet nach einem ähnlichen Wirkprinzip. Bedingt durch den Elektronenstrahl als Energiequelle erfolgt der Prozess in einer Vakuumkammer. Als zusätzlicher Schritt wird jede Lage vor dem eigentlichen Schmelzprozess angesintert. Der Elektronenstrahl rastert zu diesem Zweck über das Pulver auf der Bauplattform. Auf- und Entladeeffekte des Pulvers sowie der Elektronenstrahldruck im Auftreffbereich führen ansonsten zu einem Verblasen der Pulverpartikel [7]. Das Ansintern der Pulverpartikel erfordert in der Prozesskammer eine Temperatur von ca. 630°C. Eigenspannungen im TiAl6V4 werden dadurch bereits während des Prozesses abgebaut. Durch das Ansintern des Pulvers sind funktionsintegrierte Bauteile wie Gitter- oder Hohlstrukturen nicht ohne Weiteres realisierbar, da sich Pulveragglomerate nur schwer entfernen lassen.

Abbildung 3.1 fasst das Funktionsprinzip beider Verfahren nochmals zusammen.

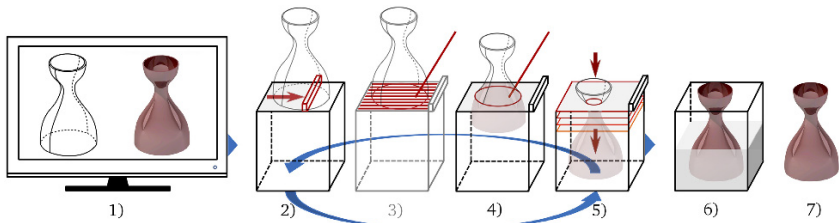


Abbildung 3.1: Funktionsprinzip der pulverbettbasierten Prozesse: 1) CAD-Modell des Bauteils, 2) Pulverauftrag, 3) Ansintern (nur PB-EB), 4) Selektives Verschmelzen, 5) Absenken der Bauplattform, 6) Entfernen des nicht aufgeschmolzenen Pulvers, 7) Fertigtes Bauteil

3.1.2 Drahtbasierte Prozesse

Bei der drahtbasierten additiven Fertigung handelt es sich um ein formgebendes Auftragsschweißen. Eine Energiequelle erzeugt ein Schmelzbad, in die ein Draht befördert wird. Indem die Fertigungseinheit während des Prozesses verfährt, lassen sich zeilenförmige Schweißbahnen nebeneinander auftragen. Durch das Überschweißen bereits bestehender Bahnen entsteht das dreidimensionale, endkonturnahe Bauteil. Die notwendigen Bahnen werden auch hier aus einem 3D-CAD-Modell des Bauteils errechnet. Durch die abschließende zerspanende Bearbeitung entsteht das fertige Bauteil.

Die drahtbasierte additive Fertigung erreicht bereits jetzt Bauteillängen von 1 m [8] und Auftragsraten von $2500 \text{ cm}^3/\text{h}$ [9]). Vorteile dieser Technologie sind der optimierte Materialausnutzungsgrad und die Reduzierung der Bearbeitungszeiten im Vergleich zu zerspanenden Fertigungsverfahren.

Abbildung 3.2 fasst das Funktionsprinzip der drahtbasierten Prozesse zusammen.

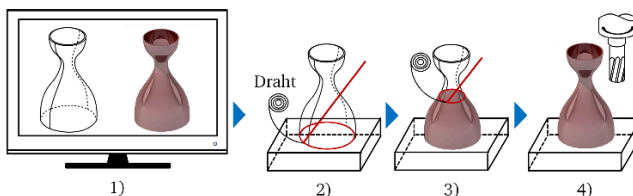


Abbildung 3.2: Funktionsprinzip der drahtbasierten Prozesse: CAD-Modell des Bauteils, 2) Schmelzen des Drahtes, 3) Anheben des Auftragsschweißkopfes und Auftrag einer neuen Schmelzbahn, 4) Bearbeitung des Bauteils

3.2 Titan und Titanlegierungen

Titanlegierungen lassen sich durch ihre hohe Festigkeit und gute Korrosionsbeständigkeit bei gleichzeitig geringer Dichte beschreiben [10]. Hauptabnehmer ist die Luftfahrtindustrie, die den Werkstoff im Rumpfbereich, für Fahrwerkskomponenten oder in modernen Hochdruckverdichtern des Triebwerks einsetzt [11].

3.2.1 Titan

Titan ist ein allotropes Element. Unterhalb von 882°C ist das Kristallgitter hexagonal dicht gepackt (hex, Abbildung 3.3a), bekannt als α -Phase. Oberhalb dieser Temperatur zeigt Titan eine kubisch raumzentrierte (krz, Abbildung 3.3b) Kristallstruktur, die β -Phase. Die exakte Transformationstemperatur wird stark durch interstitielle Elemente und Substitutionselemente beeinflusst und damit durch die Reinheit des Titans [12]. Bei ca. 1670°C geht die β -Phase in den schmelzflüssigen Zustand über [13].

Abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit und der chemischen Zusammensetzung erfolgt die Umwandlung von β -Ti in α -Ti entweder diffusionslos (martensitisch) oder diffusionsgesteuert. Aufgrund der sechs $\{110\}$ -Ebenen des β -Ti mit jeweils zwei $\langle 111 \rangle$ -Richtungen ergeben sich zwölf unterschiedliche Orientierungsmöglichkeiten der kubisch raumzentrierten β -Phase. Die kristallografische Orientierungsbeziehung entspricht demnach der Burgers-Beziehung [10, 12, 14]: $\{0001\} \alpha // \{110\} \beta$ und $\langle 110 \rangle \alpha // \langle 111 \rangle \beta$.

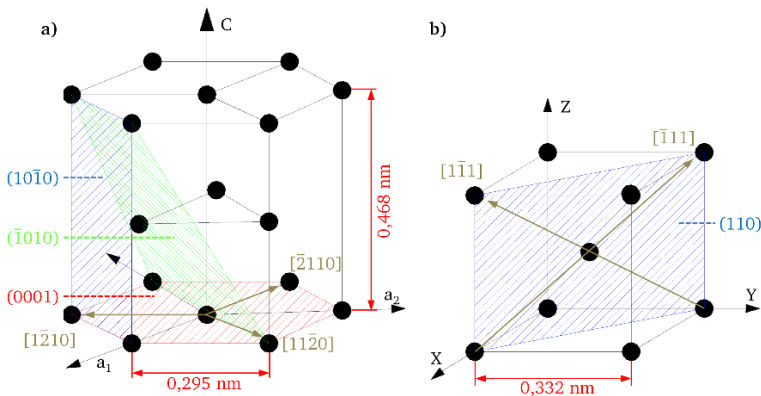


Abbildung 3.3: Elementarzelle a) α -Ti; b) β -Ti; in Anlehnung an [6, 10]

Kristallografisch texturiertes α -Ti (hex) führt zu einer Richtungsabhängigkeit der elastischen Eigenschaften aufgrund der unterschiedlichen Gitterkonstanten. Der E-Modul variiert zwischen 145 GPa (Beanspruchung parallel zur c-Achse) und 100 GPa (Beanspruchung senkrecht zur c-Achse) für einkristallines α -Ti [12].

Neben einer Texturierung beeinflussen auch Verunreinigungen die mechanischen Eigenschaften. Ihre Geschwindigkeit zur Diffusion in das Titan ist dabei abhängig von der Temperatur und dem Kristallgitter. Aufgrund der erhöhten Packungsdichte des hex-Gitters (74 %) ist die Diffusionsgeschwindigkeit erheblich geringer als für die des krz-Gitters (68 %) [15]. Kenntnisse über die Diffusionsgeschwindigkeit sind für das Bewerten der Herstellungsprozesse und der anschließenden Wärmebehandlungen von Bedeutung [12]. Abbildung 3.4 zeigt eine Auswahl an Diffusionskoeffizienten, abhängig von der Temperatur.

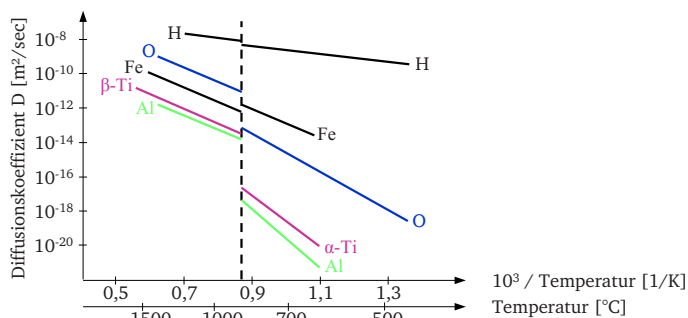


Abbildung 3.4: Arrhenius-Diagramm der Selbstdiffusion in Titan für unterschiedliche Legierungselemente; in Anlehnung an [6, 15]

Es zeigt sich, dass Titan in der β -Phase ca. drei Größenordnungen schneller diffundiert als in der α -Phase. Interstitiell gelöste Elemente, wie Sauerstoff und Wasserstoff, zeigen eine noch höhere Diffusionsrate für beide Phasen.

Sauerstoff erhöht dabei die Zugfestigkeit und Streckgrenze durch Mischkristallhärtung, verringert jedoch die Dehngrenze des Titans [16]. Neben dem Sauerstoff verändern auch N, C und Fe die Eigenschaften. Nach [16] lässt sich ein Anstieg der Härte (HV) mit steigendem Legierungsanteil (0-0,6 Gew.-%) feststellen [12, 16].

3.2.2 TiAl6V4

Legierungselemente können die $\alpha \rightarrow \beta$ Umwandlungstemperatur des Titans (882°C) verändern. Sie werden daher unterteilt in α -stabilisierende-, β -stabilisierende- oder neutrale Legierungselemente (Abbildung 3.5).

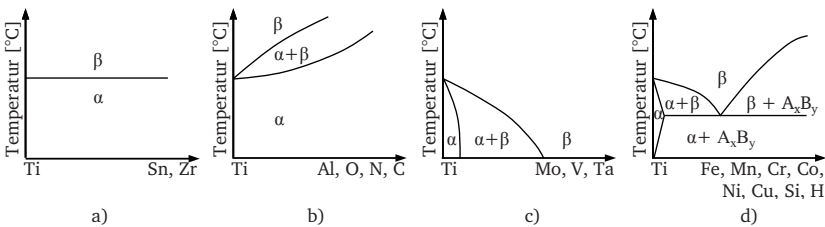


Abbildung 3.5: Einfluss der wichtigsten Legierungselemente auf die α - β Umwandlungstemperatur: a) Neutral, b) α -Stabilisatoren, c) β -Stabilisatoren isomorph, d) β -Stabilisatoren eutektoid; in Anlehnung an [10]

Die hieraus entstehenden Titanlegierungen gliedern sich in fünf Kategorien: α -Legierungen, nahe α -Legierungen, α - β -Legierungen, metastabile β -Legierungen und β -Legierungen [10]. Ergänzende Literatur findet sich in [10, 12, 13]. Im Folgenden wird die in dieser Arbeit verwendete α - β -Legierung (TiAl6V4) näher beschrieben.

TiAl6V4 ist die am häufigsten verwendete Titanlegierung [16]. Aufgrund der ausgewogenen Eigenschaften in Bezug auf Festigkeit, Duktilität und Bruchzähigkeit wird sie bevorzugt in der Luftfahrt eingesetzt [10, 12, 16].

TiAl6V4 enthält ca. 6% Aluminium und 4% Vanadium. Das Aluminium erhöht dabei die Festigkeit durch Mischkristallhärtung. Die Duktilität wird hingegen durch das Vanadium erreicht, indem die β -Phase bis auf Raumtemperatur stabilisiert wird [17].

Tabelle 3.2 fasst die charakteristischen Eigenschaften des TiAl6V4 zusammen.

Tabelle 3.2: Charakteristische Eigenschaften von TiAl6V4 [10, 12, 16, 18, 19]

Physikalische Eigenschaften	TiAl6V4
Dichte bei Raumtemperatur	4,43 g/cm ³
Schmelzpunkt	1655 ± 15 °C
Phasentransformation	995 ± 15 °C
Martensit-Starttemperatur	800 °C
Kristallstruktur	α : hex, β : krz
linearer Ausdehnungskoeffizient (0-815 °C)	11 · 10 ⁻⁶ /°C
spezifische Wärmekapazität bei Raumtemperatur	580 J/kg · K
E-Modul	110 - 140 GPa
Poissonzahl	0,34
Streckgrenze	800 - 1100 MPa
Zugfestigkeit	900 - 1200 MPa
Bruchdehnung	13 - 16%

Durch die Anordnung und Größe der beiden Phasen lassen sich die Eigenschaften variieren. So wird die Mikrostruktur je nach thermomechanischer Behandlung unterschieden in lamellar, globular oder bimodal. Tabelle 3.3 zeigt den generellen Zusammenhang zwischen der Mikrostruktur und den mechanischen Eigenschaften.

Tabelle 3.3: Vergleich der mechanischen Eigenschaften unterschiedlicher Mikrostrukturen für Ti-Al6V4 [10, 12, 20] +verbessert, - verringert

Gefügetyp	lamellar	bimodal	globular
statische Festigkeit	-	+	+
Bruchdehnung	-	+	+
Bruchzähigkeit	+	-	-
zyklische Festigkeit	-	+	++
Risswachstumswiderstand	+	+	-

Je nach Herstellungsverfahren entstehen somit unterschiedliche Gefüge mit individuellen mechanischen Eigenschaften.

3.2.3 Additiv gefertigtes TiAl6V4

Die additive Fertigung ist vergleichbar mit einem Mehrlagenschweißprozess. Der Energieeintrag sowie der Wärmefluss bei der Erstarrung beeinflusst die Mikrostruktur [16]. Additiv gefertigtes TiAl6V4 zeichnet sich durch eine heterogene Keimbildung und eine rasch gerichtete Erstarrung aus. Folglich lässt sich das Material im aufgebauten Zustand wie folgt beschreiben:

- Die Makrostruktur zeigt säulenförmige ehemalige β -Korngrenzen, die gegen den Wärmefluss erstarren (Abbildung 3.6a). Abhängig vom Energieeintrag, der Erstarrungsgeschwindigkeit und den Temperaturgradienten entstehen unterschiedlich breite ehemalige β -Körner. So zeigt Brandl [6] für den drahtbasierten Prozess eine Abhängigkeit der Breite der ehemaligen β -Korngrenzen von der verwendeten Laserenergie sowie der Draht- und Vorschubgeschwindigkeit. Auch die pulverbettbasierten Prozesse zeigen ehemalige β -Korngrenzen. Im direkten Vergleich jedoch in ihrer Breite verringert [21]. Letztlich wachsen die β -Körner über mehrere Lagen durch das Wiederaufschmelzen der vorherigen Schichten.
- Die Mikrostruktur besteht aus lamellarem α . Die Anordnung kann je nach Prozessbedingungen als Martensit-, Kolonien- oder Widmanstätten-Struktur beschrieben werden (Abbildung 3.6a-c).

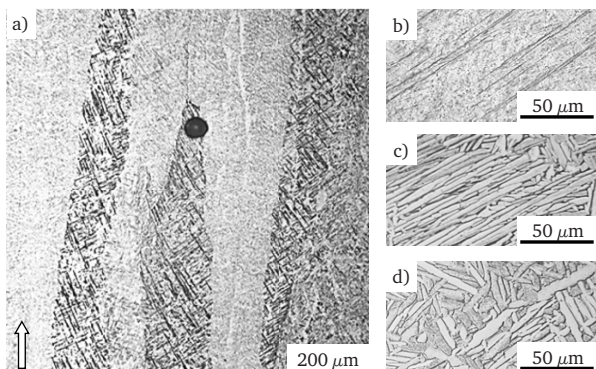


Abbildung 3.6: Allgemeine Makro- und Mikrostrukturen von additiv gefertigtem TiAl6V4: a) Geordnete ehemalige β -Körner in Aufbaurichtung; b) Martensit; c) Kolonien, d) Widmanstätten-Gefüge

Detaillierte, mikrostrukturelle Untersuchungen zu additiv gefertigtem TiAl6V4 mittels draht- oder pulverbettbasierter Prozessführung finden sich in [21-26].

3.2.4 Einflussfaktoren auf die Festigkeiten von additiv gefertigtem TiAl6V4

Je nach additivem Verfahren variieren die mechanischen Eigenschaften. Zusätzlich zeigen sich auch innerhalb eines Verfahrens Streuungen. [6, 21, 27-32].

Abbildung 3.7 vergleicht die statischen Werte für vier verschiedene additive Prozesse.

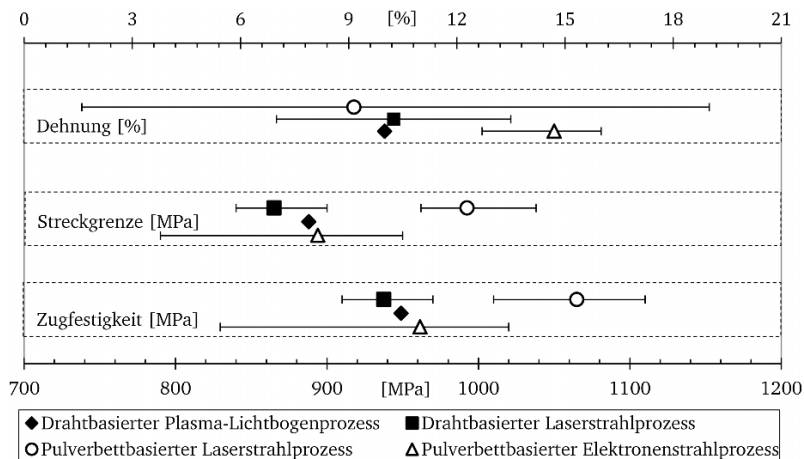


Abbildung 3.7: Vergleich der mechanischen Kennwerte aus der Literatur, von additiv gefertigtem TiAl6V4, in Aufbaurichtung; in Anlehnung an [6, 21, 27-32]

Um die Streuungen der mechanischen Kennwerte zu beschreiben, werden die folgenden Einflussgrößen näher erläutert:

- chemische Zusammensetzung
- Mikrostruktur
- Materialfehler (Poren, Lunker, Delaminationen, Oberflächenrauheiten etc.)

Da nur wenige Daten zu additiv gefertigtem TiAl6V4 existieren, erfolgt die Beschreibung der Einflussgrößen anhand von Guss- und Schmiedematerial.

3.2.4.1 Chemische Zusammensetzung

Neben den Hauptlegierungselementen Aluminium und Vanadium beeinflusst insbesondere der Sauerstoff die Festigkeiten und Duktilitäten. Als Zwischengitteratom stabilisiert er die α -Phase (Festigkeit \uparrow) und erhöht die hexagonale Gitterkonstante c/a (Bruchdehnung \downarrow , Bruchzähigkeit \downarrow) [17]. Abbildung 3.8 beschreibt den Einfluss des Sauerstoffgehaltes auf die Festigkeit und Bruchzähigkeit von TiAl6V4-Gussmaterial.

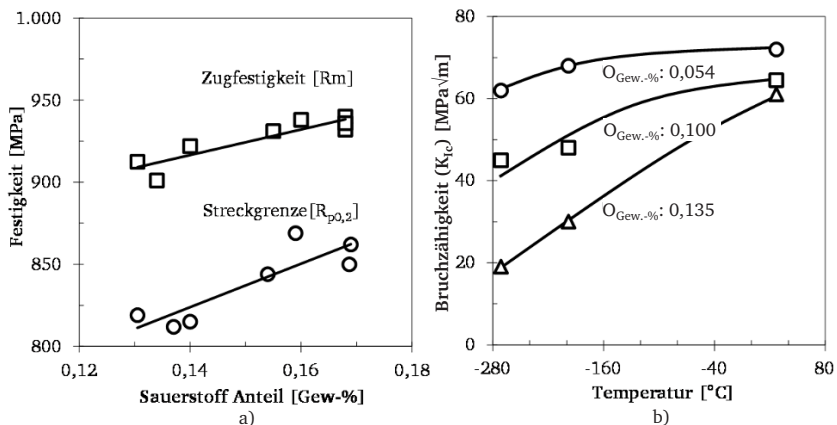


Abbildung 3.8: Einfluss des Sauerstoffgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften von TiAl6V4: a) Zugfestigkeiten in Abhängigkeit des Sauerstoffgehaltes von polierten Gussproben, spannungsarmgeglüht (705 °C/2 h/Luftabkühlung); in Anlehnung an [33]; b) Bruchzähigkeit in Abhängigkeit des Sauerstoffgehaltes und der Temperatur; in Anlehnung an [16]

Die zyklischen Festigkeiten werden zusätzlich durch eine mit Sauerstoff angereicherte Randschicht (α -case) beeinflusst. So zeigen Strasky et al. [34] einen Abfall der zyklischen Festigkeiten bei drahterodierten Proben mit α -case (Abbildung 3.9).

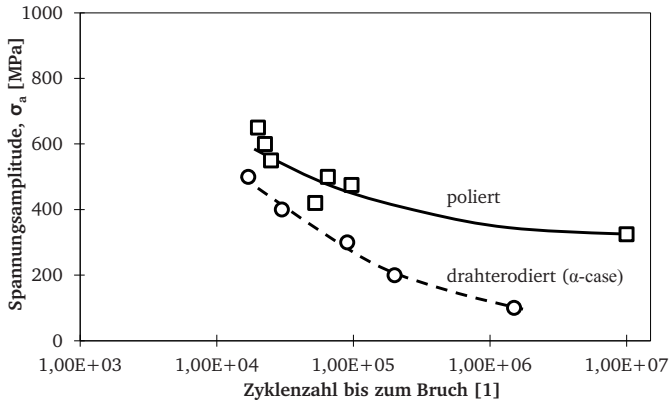


Abbildung 3.9: Einfluss der Randschichtversprödung durch Sauerstoff (α -case) an drahterodierten TiAl6V4-Proben mit lamellarem Gefüge auf die zyklischen Festigkeiten, $R = -1$, Frequenz: 50 Hz; in Anlehnung an [34]

Untersuchungen über den Einfluss des Sauerstoffgehaltes in additiv gefertigtem Material sind aus der Literatur nicht bekannt. Allerdings zeigen sich auch hier Unterschiede in den Sauerstoffgehalten. Abhängig von dem verwendeten Titanpulver (TiAl6V4 oder TiAl6V4 ELI), dem Anteil des Recyclinggrades, der Schmelzbadabschirmung durch Inertgas oder Vakuum etc. ist auch hier ein Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften zu erwarten.

3.2.4.2 Mikrostruktur

Die Mikrostruktur nimmt Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Durch eine gezielte Prozessführung/Wärmebehandlung lässt sich das lamellare Gefüge verändern (Abbildung 3.10).

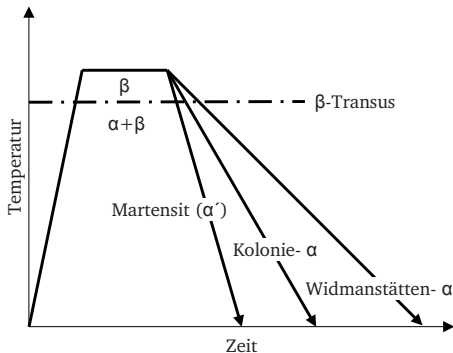


Abbildung 3.10: Einfluss der Abkühlgeschwindigkeiten auf die Feinheit des TiAl6V4 Gefüges; in Anlehnung an [16, 35]; a) Martensit (α'): Abkühlgeschwindigkeit $> 410^\circ\text{C/s}$; b) Kolonie- α : Abkühlgeschwindigkeit $410^\circ\text{C/s} - 20^\circ\text{C/s}$; c) Widmanstätten- α : Abkühlgeschwindigkeit $< 20^\circ\text{C/s}$

Lütjering et al. [12] beschreiben den Einfluss der α -Koloniegröße auf die mechanischen Eigenschaften. Andere Arbeiten beziehen sich auf die Breite der α -Lamellen (Tabelle 3.4) [36].

Tabelle 3.4: Einfluss der Lamellenbreite auf die Zugfestigkeiten von TiAl6V4; ausgelagert bei 500°C für 24 h

Mikrostruktur	Breite der α -Lamelle [μm]	0,2 % Streckgrenze [MPa]	Brucheinschnürung [%]
lamellar	0,5	1040	16
lamellar	1	980	18
lamellar	10	930	14

Beide Theorien basieren auf der effektiven Gleitlänge (Hall-Petch-Beziehung). Ein feines Korn erhöht somit die Festigkeit und verringert die Bruchzähigkeit durch eine geringere Neigung zur Rissablenkung (Mikrorisswachstum) [37-39].

Die Rissinitiation unter zyklischer Belastung in einer lamellaren α - β -Titanlegierung ist hauptsächlich abhängig von den ersten Versetzungsbewegungen. Wird durch feine Lamellen die Versetzungsbewegung verhindert, erhöht sich die technische Dauerfestigkeit (Abbildung 3.11). Auch Mikrorisse sind abhängig von der Gleitlänge. Mit

steigender Gleitlänge erhöht sich die Rissfortschrittsgeschwindigkeit in diesen Gleitbändern. [20, 40]

Bei langen Rissen und einem niedrigen Verhältnis von Unter- zu Oberspannung (R -Verhältnis) nimmt die Risspitzengeometrie sowie das Risssschließen zusätzlich Einfluss auf die Rissfortschrittsgeschwindigkeit. In der Tendenz sinkt sie mit steigender α -Kolonie-Größe. [40]

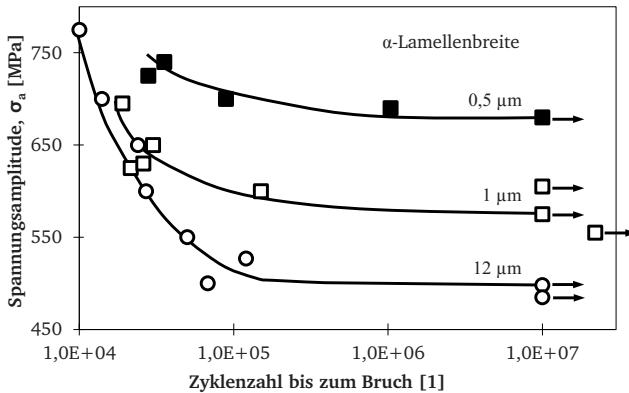


Abbildung 3.11: Einfluss der Lamellenbreite auf die Schwingfestigkeit für TiAl6V4, $R = -1$; in Anlehnung an [20]

Auch additiv gefertigtes Material zeigt unterschiedliche Mikrostrukturen. Je nach Prozess variiert z. B. die Schmelzbadtemperatur und -größe, der Wärmefluss oder das Vorheizsystem. Ein Vergleich zwischen den Verfahren findet sich nicht in der Literatur.

3.2.4.3 Materialfehler

Unter Zugbeanspruchung reduzieren Materialfehler (Poren, Lunker, Bindefehler) die Querschnittsfläche und führen zu einer Spannungsüberhöhung. Beides kann die Festigkeit und die Duktilität des Materials reduzieren. Dabei ist die Zugfestigkeit im Wesentlichen von der Anzahl, Größe und Verteilung der Poren abhängig [41, 42].

Auch unter zyklischer Beanspruchung können Materialfehler die Ermüdungsfestigkeiten beeinflussen, abhängig von ihrer Form, Lage und Anordnung zueinander [43]. So beschreiben Yan et al. [44] eine Reduzierung der Ermüdungsfestigkeit für gesintertes TiAl6V4 in Abhängigkeit der Dichte des Materials und der Geometrie der Poren.

Additiv gefertigtes Material zeigt unterschiedlichste Materialfehler (Tabelle 3.5). Dabei ist ihr Einfluss auf die zyklischen Festigkeiten laut Leuders et al. [28] signifikant.

Eine bruchmechanische Beschreibung scheint daher vielversprechend [45].

Tabelle 3.5: Materialfehler in TiAl6V4 aufgebaut mittels pulverbettbasierter Verfahren

Verfahren	Materialfehler	Durchmesser/Rautiefe [μm]	Quelle
pulverbettbasierter Laserstrahlprozess	Pore	50	[28]
	Porenzeile	5000	[46]
	Bindefehler	100, 300	[47, 48]
	Oberflächenrauheit	$R_a = 3 - 20$	[30]
pulverbettbasierter Elektronenstrahl	Pore	1 - 6, 100	[49, 50]
	Oberflächenrauheit	$R_a = 3 - 20$	[49]

3.3 Betriebsfestigkeitsanalyse

Bei der festigkeitsgerechten und bruch sicheren Gestaltung von Bauteilen ist sicherzustellen, dass die geforderte Lebensdauer unter zeitlich veränderlichen, zyklischen Betriebsbelastungen zuverlässig und sicher erreicht wird. Somit berücksichtigt die Betriebsfestigkeitsanalyse neben einem bestimmungsgemäßen Gebrauch auch Sonderereignisse, Missbrauch, Kriechen und Verschleiß. Neben der Betriebsbelastung beeinflussen auch Konstruktion, Werkstoff und Fertigung die Betriebsfestigkeit eines Bauteils. [51]

Während die klassischen Konzepte der Betriebsfestigkeit eine umfassende Aussage über die Lebensdauer eines Bauteils bis zum technischen Anriss ermöglichen, kann mit den Konzepten der klassischen Bruchmechanik und des Ermüdungsrisswachstums die Restlebensdauer des Bauteils ermittelt werden [52].

3.3.1 Klassische Betriebsfestigkeit

Die klassische betriebsfeste Auslegung kann in drei Gruppen unterteilt werden [52]:

- Nennspannungskonzept
- Strukturspannungskonzept
- örtliches Konzept

Das Nennspannungskonzept verwendet die globalen Belastungen und Beanspruchungen im Nennquerschnitt sowie Formzahlen oder Kerbfallklassen und vergleicht diese mit Bemessungswöhlerlinien [51, 52]. Als bauteilbasiertes Konzept stößt dieses Modell bei komplexen Geometrien an seine Grenzen [51, 53].

Die Auslegung von Schweißnähten kann auf Basis des Strukturspannungskonzepts erfolgen [52]. Dabei wird in den meisten Fällen die Spannungsverteilung außerhalb der

Schweißnaht auf die Nahtübergangskerbe interpoliert [51]. Die so ermittelte Spannung wird mit entsprechenden Strukturspannungswöhlerlinien verglichen [51].

Das örtliche Konzept bietet im Gegensatz zu den bereits vorgestellten Konzepten den Vorteil, dass die lokalen Beanspruchungsgrößen an den kritischen Stellen für komplexe Geometrien ermittelt werden können [51]. Hierbei wird die Dehnungswöhlerlinie mit der kritischen elastisch-plastischen örtlichen Beanspruchung verglichen, unter der Verwendung einer Schadensakkumulationshypothese [52, 54]. Charakteristische Eigenschaften, wie Spannungsgradienten, Mehrachsigkeit oder der Größeneinfluss, bleiben jedoch meist unberücksichtigt [52].

Da Bauteile aus additiv gefertigtem TiAl6V4 bereits bei der Inbetriebnahme Fehlstellen, wie Poren, Bindefehler oder raue Oberflächen, aufweisen, ist eine Bauteildimensionierung bzw. Lebensdauerabschätzung auf Basis der Bruchmechanik sinnvoll [52, 55, 56]. Insbesondere dann, wenn, wie in der Luftfahrt üblich, die Bauteile trotz eines Fehlers (z. B. Riss) ihre Funktion und Tragfähigkeit für einen gewissen Zeitraum behalten müssen.

3.3.2 Klassische Bruchmechanik

Strukturelle Komponenten besitzen ausnahmslos Imperfektionen, wie z. B. Oberflächenrauheiten, Kerben, Poren, Einschlüsse oder Konzentrationsunterschiede [38]. Bei einer Belastung kommt es zu einer Spannungskonzentration. Unter zyklischer Belastung entstehen dort Risse, die mit der Zeit wachsen und zum Versagen des Bauteils führen. In Abhängigkeit von der Funktion des Bauteils kann dies zu einem katastrophalen Versagen der gesamten Struktur führen. Die Materialermüdung ist somit einer der Hauptfaktoren, welche die Lebensdauer struktureller Bauteile limitiert. Ein intelligentes Design und die richtige Materialauswahl können somit Kosten einsparen [57] und die Sicherheit erhöhen.

In der Luftfahrtindustrie wird daher neben neuen Prozessen und Materialien auch an der Analyse der Festigkeiten und damit an Konstruktionsprinzipien gearbeitet.

Konstruktionsprinzipien für Flugzeugstrukturen:

1. „Safe life“-Ansatz: Der Werkstoff wird als defektfrei angenommen. Durch die Verwendung von Sicherheitsfaktoren soll die Funktion über die Lebensdauer sichergestellt werden.
2. „Damage tolerant“-Ansatz: Der Werkstoff wird als defektbehaftet angenommen. Das Risswachstum wird bei der Auslegung des Bauteils toleriert. Die Lebensdauer wird durch regelmäßige Intervalle mittels zerstörungsfreier Prüfung sichergestellt.

Der „Damage tolerant“-Ansatz basiert auf der Bruchmechanik. Übermäßige Sicherheitsaufschläge können dadurch vermieden werden [57]. Zusätzlich führt der „Safe life“-Ansatz nicht immer zu einer konservativen Abschätzung der Lebensdauer. Das belegt unter anderem der Absturz des Kampfflugzeuges F111. Die Struktur versagte bereits nach 1/3 der zulässigen Last, da sich an Defekten in Schmiedebauteilen Risse bildeten [58].

Bruchmechanische Modelle beschreiben somit den Einfluss von Rissen im Material. Spröde Werkstoffe oder Werkstoffe mit geringer plastischer Zone lassen sich mit der linearelastischen Bruchmechanik beschreiben. Zeigt der Werkstoff eine ausgeprägte plastische Zone, die im Vergleich zur Risslänge oder anderen charakteristischen Abmessungen (bspw. Wanddicke) nicht mehr klein ist, sind die Annahmen der linearen Elastizitätstheorie, die dem Konzept der linear elastischen Bruchmechanik zugrunde liegen, nicht mehr gültig [59]. Die elastisch-plastische Bruchmechanik erlaubt die Beschreibung von Rissen mit ausgeprägter plastischer Zone durch ein wegunabhängiges Linienintegral (J-Integral).

Im Nachfolgenden wird das in dieser Arbeit verwendete linear elastische Konzept für den statischen und zyklischen Belastungsfall näher erläutert.

3.3.2.1 Linear elastische Bruchmechanik für den statischen Belastungsfall

Die linear elastische Bruchmechanik (LEBM) erfasst das Bruchverhalten unter der Annahme einer elastischen Verformung. Die Ableitung dieses Konzeptes kann auf Basis der Elastizitätstheorie durch die Analyse der elastischen Spannungsverteilung an der Risspitze erfolgen.

Als Grundlage für die Spannungsverteilung eines Risses dient die Kerbspannungslehre. Ein Riss lässt sich demnach als Grenzfall der Kerbe (Kerbradius ~ 0) beschreiben (Abbildung 3.12b). Abbildung 3.12a zeigt den mehrachsigen Spannungszustand an einer Kerbe.

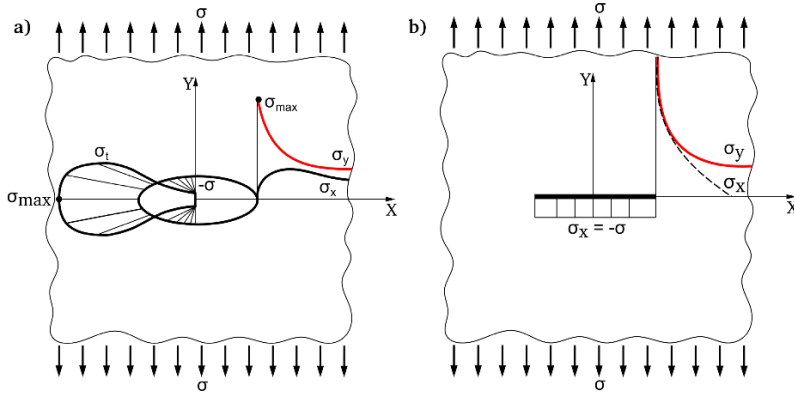


Abbildung 3.12: Der Riss als Sonderfall der Kerbe: a) Spannungsverteilung an einer elliptischen Kerbe, b) Scheibe mit Innenriss; in Anlehnung an [60]

Die maximale Spannung einer elliptischen Kerbe lässt sich durch die Nennspannung (σ_N), die Länge der großen Halbachse (a') und den Kerbradius (ϱ) in einer unendlich ausgedehnten Platte wie folgt beschreiben:

$$\sigma_{max} = \sigma_N \left[1 + 2 \left(\frac{a'}{\varrho} \right)^{1/2} \right] \quad (3.1)$$

Für einen ideal scharfen Riss ($\varrho \rightarrow 0$) strebt σ_{max} gegen unendlich. An der Rissspitze liegt eine mathematische Singularität vor (Abbildung 3.12b). Die Beziehungen der Kerbspannungslehre können auf Risse somit nicht angewendet werden.

Durch die Beschreibung der Spannungsintensität nach Irwin [61] gelingt es, das Spannungsfeld mit der folgenden mathematischen Beziehung zu beschreiben:

$$\sigma_{ij} = 1/(2\pi r)^{1/2} [K_I f_{ij}^I + K_{II} f_{ij}^{II} + K_{III} f_{ij}^{III}] \quad (3.2)$$

K_I , K_{II} und K_{III} sind dabei die Spannungsintensitätsfaktoren (SIF), welche den Spannungsanstieg an der Rissspitze für unterschiedliche Relativbewegungen beschreiben (Abbildung 3.13). Die dimensionslosen Funktionen f_{ij} sind abhängig von der Geometrie und dem Belastungszustand.

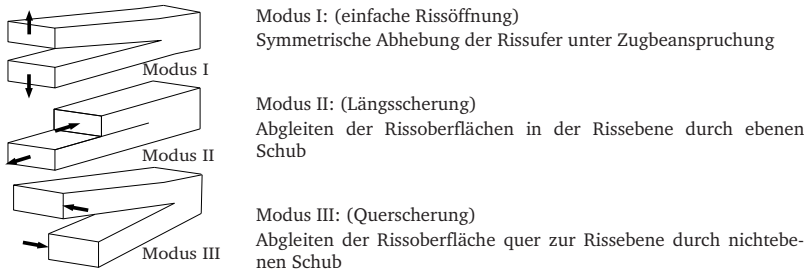


Abbildung 3.13: Rissbeanspruchungsarten der Bruchmechanik

Für eine reine Modus I Belastung und der Vernachlässigung der nicht Singularität für $r \rightarrow 0$ gelten somit folgende Beziehungen:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3}{2} \theta \right) \quad (3.3)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3}{2} \theta \right) \quad (3.4)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3}{2} \theta \quad (3.5)$$

Für den Winkel $\theta = 0$ und der Polarkoordinate $r = x$ entlang der x-Achse lassen sich die Spannungen wie folgt beschreiben:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{(2\pi x)^{1/2}} \quad (3.6)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{(2\pi x)^{1/2}} \quad (3.7)$$

$$\tau_{xy} = 0 \quad (3.8)$$

Es handelt sich hierbei um Näherungsgleichungen. Bei Annäherung an die Risssspitze strebt die Spannung somit mit einer \sqrt{r} -Singularität gegen unendlich.

Der Spannungsintensitätsfaktor (K_I) charakterisiert das Risssspitzenfeld, wenn die plastische Zone um die Risssspitze vernachlässigbar klein gegenüber dem K_I bestimmtem Feld ist ($0 < r_{pl} \ll a$) (Abbildung 3.14).

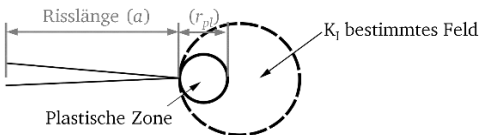


Abbildung 3.14: Gültigkeitsbereich des K-Konzepts

K_I , K_{II} und K_{III} sind abhängig von der Nennspannung (σ), der Rissgeometrie/Risslänge (a) sowie der Bauteil- und Belastungsgeometrie (Y) [62].

Sie können für die Modus I Belastung wie folgt dargestellt werden:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y_I \quad (3.9)$$

K-Faktor-Lösungen in Abhängigkeit der Bauteilgeometrie und Belastungsart finden sich unter anderem in folgenden Kompendien [63-66].

Erreicht ein ruhender Riss in einer Probe mit ebenem Dehnungszustand einen Wert, bei dem sich der Riss instabil ausbreitet, spricht man von der werkstoffabhängigen Bruchzähigkeit. Diese wird für die unterschiedlichen Moden als K_{IC} , K_{IIIC} , K_{IIIIC} bezeichnet und ist nicht bauteilabhängig, wenn die Gültigkeitsgrenzen der LEBM eingehalten werden.

Die Nachteile der LEBM liegen in der Idealisierung der Spannungsüberhöhung an der Risspitze. Auch bei makroskopisch sprödem Bruchverhalten zeigt sich vor der Risspitze eine plastische Zone. Formal lässt sich diese z. B. über den Ansatz der effektiven Risslänge korrigieren [67]:

$$a_{eff} = a + r_{pl} \quad (3.10)$$

Die physikalische Risspitze (a) wird hierbei um eine Strecke (r_{pl}) verlängert. Der verlängerte Riss (a_{eff}) nimmt die durch die Fließgrenze abgeschnittene Spannungssingularität auf.

Die plastische Risslängenkorrektur lässt sich sowohl für den ebenen Verzerrungszustand (EVZ, Abbildung 3.15) als auch den ebenen Spannungszustand (ESZ, Abbildung 3.15) berechnen. Beide lassen sich mit der Schubspannungs- oder Gestaltänderungsenergiehypothese und der Nahfeldgleichung berechnen.

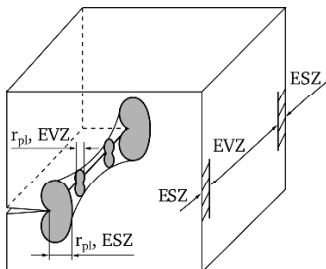


Abbildung 3.15: Plastische Zone in einem dickwandigen Bauteil mit ebenem Spannungszustand (ESZ) an der Bauteiloberfläche und ebenem Verzerrungszustand (EVZ) im Bauteilinneren für Mode I Belastung; in Anlehnung an [60]

In Abhängigkeit des Spannungsintensitätsfaktors (K_I) und der Streckgrenze ($R_{p0,2}$) ergeben sich für $\theta = 0$ folgende Abschätzungen:

$$ESZ: r_{pl,ESZ} = \left(\frac{K_I}{R_{p0,2}} \right)^2 \quad (3.11)$$

$$EVZ: r_{pl,EVZ} = \left(\frac{K_I}{R_{p0,2}} \right)^2 \cdot (1 - 2\nu)^2 \quad (3.12)$$

Mit der effektiven Risslänge lässt sich der modifizierte Spannungsintensitätsfaktor wie folgt berechnen:

$$K_{I,eff} = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a_{eff}} \cdot Y_I(a_{eff}) \quad (3.13)$$

Die bruchmechanische Bauteilauslegung für den statischen Fall (Modus I) kann somit für nicht vermeidbare Rissgrößen wie folgt erfolgen:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y_I \geq K_{IC} \quad (3.14)$$

Durch das Umstellen der Gleichung lässt sich die kritische Fehlergröße

$$a_c = \frac{1}{\pi \cdot Y_I^2} \cdot \frac{K_{IC}^2}{\sigma^2} \quad (3.15)$$

und die kritische Spannung

$$\sigma_c = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y_I} \quad (3.16)$$

abschätzen.

3.3.2.2 Linear elastische Bruchmechanik für den zyklischen Belastungsfall

Als Ergebnis einer Betriebsbelastung können feine Anrisse bereits unterhalb des statischen, bruchmechanischen Werkstoffkennwertes (z. B. K_{IC}) wachsen.

Bei einer zyklischen Belastung mit konstanter Amplitude lässt sich das Wachstum der Risse durch die Risswachstumsgeschwindigkeit pro Zyklus (da/dN) beschreiben.

Durch die schwingende Belastung ändert sich das Spannungsfeld an der Riss Spitze. Aus den Spannungsintensitätsfaktoren für die Maximalspannung

$$K_{I,max} = \sigma_{max} \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y_I \quad (3.17)$$

und der Minimalspannung

$$K_{I,min} = \sigma_{min} \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y_I \quad (3.18)$$

lässt sich der zyklische Spannungsintensitätsfaktor für konstante Lastamplitude er-
rechnen:

$$\Delta K_I = K_{I,max} - K_{I,min} = \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y_I \quad (3.19)$$

Hier am Beispiel einer Modus I Belastung (3.19).

Trägt man nun die Risswachstumsgeschwindigkeit (da/dN) in Abhängigkeit zum zy-
klischen Spannungsintensitätsfaktor doppellogarithmisch auf, ergibt sich oftmals der
in Abbildung 3.16 dargestellte Verlauf.

Diese sigmoidale Kurve lässt sich in drei unterschiedliche Bereiche aufteilen. Ersterer
beinhaltet den Schwellenwert (ΔK_{th}). Risse, deren zyklische Spannungsintensitätsfak-
toren unterhalb des Schwellenwertes liegen (10^{-10} m/Zyklus [68]), sind nach der klassi-
schen Bruchmechanik nicht ausbreitungsfähig. Man spricht in diesem Zusammenhang
auch von der bruchmechanischen Dauerfestigkeit. Der obere Teil der Kurve beinhaltet
den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK_{IC} ab dem instabiles Risswachstum zum
Versagen der Probe führt. Zwischen diesen Bereichen zeigt sich eine lineare Abhän-
gigkeit. Sie kann durch die Gleichung

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (3.20)$$

von Paris und Erdogan [69] beschrieben werden.

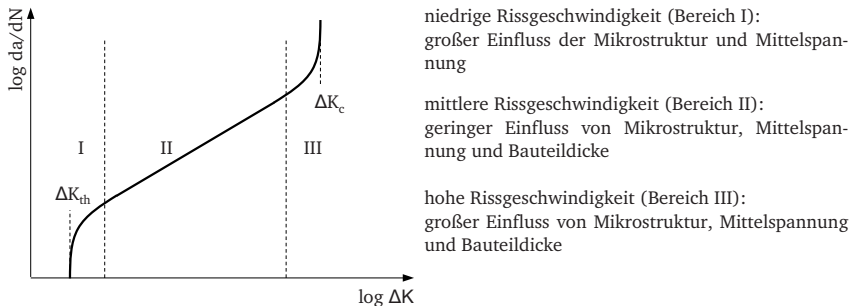
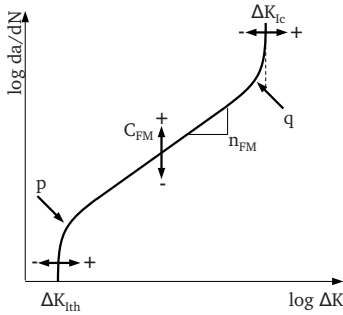


Abbildung 3.16: Zusammenhang der Risswachstumsgeschwindigkeit (da/dN) vom zyklischen Spannungsintensitätsfaktor (ΔK) bei konstanter Last; in Anlehnung an [60]

Funktionen, die das Risswachstum exakter wiedergeben, beschreiben zusätzlich den
Bereich I und III der da/dN - ΔK Kurve. Ein bekannter Ansatz ist die Funktion von
Forman, Newmann und de Koning:



$$\frac{da}{dN} = C_{FM} * \left[\left(\frac{1-\gamma}{1-R} \right) \Delta K_I \right]^{n_{FM}} * \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{I,th}}{\Delta K_I} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{I,max}}{K_{I,c}} \right)^q}$$

Abbildung 3.17: Einflussparameter der von Forman, Newmann und de Koning entwickelten Funktion auf die da/dN - ΔK Kurve; in Anlehnung an [70]

Sie beinhaltet neben den Faktoren $\Delta K_{I,th}$, $\Delta K_{I,c}$ und den Materialparameter C_{FM} , n_{FM} , p , q auch einen Term für das Spannungsverhältnis (R). Den Einfluss der einzelnen Faktoren auf die da/dN - K Kurve zeigt Abbildung 3.17. Durch die Rissöffnungsfunktion (γ) lässt sich zusätzlich das Riss schließen berücksichtigen.

Elber [71] zeigt in seiner Arbeit, dass sich Ermüdungsrisse unter zyklischer Zugbelastung mit konstanter Amplitude bereits vor dem Erreichen der Minimallast schließen. Somit wird die Ausbreitung des Risses nicht durch die komplette Belastungsamplitude bestimmt, sondern vielmehr durch eine effektive zyklische Spannungsintensität (Abbildung 3.18):

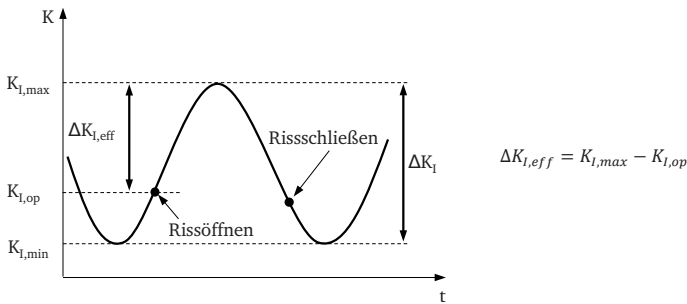


Abbildung 3.18: Einfluss des Riss schließens auf den effektiven zyklischen Spannungsintensitätsfaktor; in Anlehnung an [60]

$K_{I,op}$ entspricht hierbei der Beanspruchung, bei dem der Riss vollständig geöffnet ist. Die Erklärungen für diesen Effekt sind vielfältig. Im Wesentlichen führen Plastifizierungen des Materials, Oxide/Flüssigkeiten im Riss oder die Rauheit der Rissfront zu diesem Ereignis [60]. Insbesondere das rauheitsinduzierte Riss schließen nimmt Einfluss auf den Bereich nahe des Threshold (Schwellenwert für die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors).

Ein Überblick zur Bestimmung der Rissöffnungsfunktion findet sich in [62, 72].

Durch die LEBM lassen sich somit lange Risse mit kleiner plastischer Zone beschreiben. Kurze Risse nahe dem Threshold führen jedoch zu einer Anomalie. Bei identischer zyklischer Belastung können kurze Risse daher schneller wachsen als lange, selbst bei Beanspruchung unterhalb des Threshold (ΔK_{th}). Die Besonderheiten des Kurzrisswachstums werden im nachfolgenden Abschnitt näher erläutert.

Kurzrisswachstum:

Das Risswachstum kurzer Risse unterscheidet sich zum Teil signifikant von dem der langen Risse. So wachsen kurze Risse häufig schneller als lange [73] sowie unterhalb des Schwellenwertes [38].

Eine einheitliche Definition eines kurzen Risses existiert nicht. Taylor [74] beschreibt den Übergang zwischen langen und kurzen Rissen, wenn der Radius der plastischen Zone 1/10 der Risslänge beträgt. In der ASTM wird dieser Übergang bei 1/50 definiert. Der Begriff der kurzen Risse lässt sich zusätzlich in physikalisch kurze Risse, mechanisch kurze Risse und mikrostrukturell kurze Risse unterscheiden. Modelle, die diese Stadien beschreiben, finden sich in [75-82].

Eine Lebensdauerabschätzung auf Basis von Langrissdaten ist damit für kurze Risse nicht mehr konservativ. Eine Möglichkeit zur Optimierung lässt sich durch die Korrektur der Langrissdaten um das Risssschließen erzielen. Nalla et al. [83] zeigen diesen Effekt für physikalisch kurze Risse in lamellarem TiAl6V4. Der Threshold kurzer Risse lag hierbei innerhalb des Streubands der um das Risssschließen korrigierten langen Risse (Abbildung 3.19).

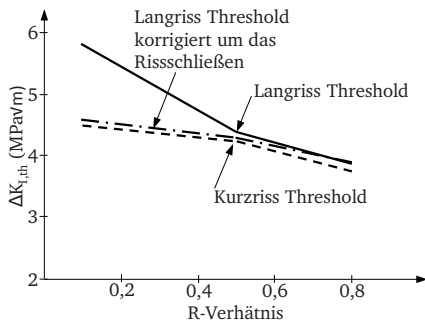


Abbildung 3.19: Unterschiede in den Thresholdwerten zwischen langen und kurzen Rissen bei Modus I Belastung eines lamellaren TiAl6V4 Gefüges; in Anlehnung an [83]

3.3.3 Modelle zur Beschreibung der Defekte

Defekte können Einfluss auf die Schwingfestigkeit des Materials nehmen. Ihr Einfluss ist dabei unter anderem abhängig von der Defektgeometrie, der Defektgröße, dem Defektort [43] sowie der Belastungsart und -richtung. All diese Faktoren lassen sich durch einen SIF beschreiben. So existieren für einfache Defektarten analytische oder numerische Lösungen in Handbüchern [63].

Im Nachfolgenden werden Ansätze beschrieben, die in modifizierter Form auch in dieser Arbeit verwendet werden. Sie sind insbesondere für kleine, porenartige Defekte, wie sie hier untersucht werden, entwickelt worden. Eine Übersicht über weitere Modelle findet sich in [84].

$\sqrt{\text{area}}$ -Konzept:

Murakami und Endo [85, 86] beschreiben zweidimensionale und dreidimensionale Defekte über die Quadratwurzel der projizierten Fläche senkrecht zur maximalen Zugspannung (Abbildung 3.20).

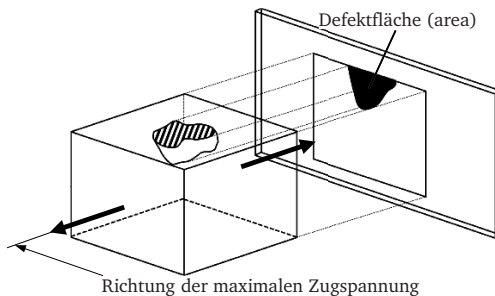


Abbildung 3.20: Definition des geometrischen Parameters $\sqrt{\text{area}}$; in Anlehnung an [84]

Das $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept beschreibt somit einen Defekt als äquivalenten Riss. Der Einfluss der Defektform wird dabei vernachlässigt.

Insbesondere für verschiedene Stähle zeigen Murakami und Endo [87] einen linearen Zusammenhang zwischen ΔK_{th} und $\sqrt{\text{area}}$ (Abbildung 3.21). Sie untersuchten dabei Löcher ($\varnothing 40\text{-}500\mu\text{m}$, Tiefe $> 40\mu\text{m}$), Kerben (Tiefe: $5\text{-}300\mu\text{m}$) sowie Risse (Tiefe: $30\text{-}260\mu\text{m}$) und stellten bei logarithmischer Skalierung, unabhängig von Material und Art des Defektes, eine Steigung von $1/3$ fest. Die Beziehung zwischen ΔK_{th} und $\sqrt{\text{area}}$ lässt sich somit wie folgt ableiten:

$$\Delta K_{th} \propto (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (3.21)$$

Die Gültigkeit dieser Beziehung begrenzten Murakami und Endo aufgrund des linearen Zusammenhangs auf Defekte mit einem $\sqrt{area} < 1000 \mu\text{m}$ (Abbildung 3.21) sowie auf die Analyse der Dauerfestigkeit.

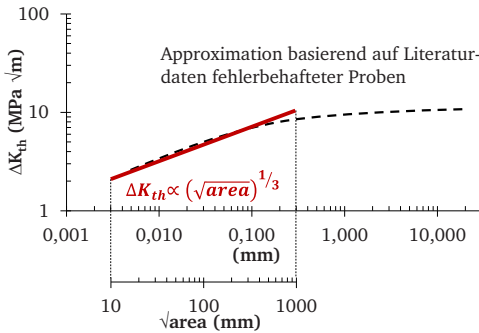


Abbildung 3.21: Abhängigkeit des ΔK_{th} von der Riss- oder Defektgröße nach Murakami für Stahl; in Anlehnung an [84]

Äquivalente initiale Fehlergröße (EIFS):

Eine Herausforderung der bruchmechanischen Lebensdauerabschätzung ist die Bestimmung der initialen Rissgröße (Zyklenzahl null). Nicht immer lässt sich, wie bei dem \sqrt{area} -Konzept gefordert, eine initiale Fehlergröße bestimmen. Das EIFS-Konzept bestimmt diese Größe durch Rückwärtsextrapolation von Rissen, die während der Belastung auftreten [88]. Durch die Bestimmung mehrerer initialer Risse ergibt sich eine Verteilung, die zur schadenstoleranten Auslegung herangezogen werden kann. Dieser probabilistische Ansatz findet insbesondere in der Luftfahrtindustrie Anwendung [89-91]. So nutzt unter anderem die Bundesluftfahrtbehörde der USA (FAA) das EIFS-Konzept zur Berechnung und Überprüfung der Inspektionsintervalle von Luftfahrkomponenten [92].

In der Literatur finden sich unterschiedlichste Anwendungsgebiete des EIFS-Konzeptes. So nutzen Ghidini und Dalle Donne [93] erfolgreich einen EIFS zur Lebensdauerabschätzung von korrodiertem AA 2024-T3, indem Sie den Lochfraß und die interkristalline Korrosion durch einen Oberflächenriss beschreiben. Xing et al. [94] zeigen die Anwendbarkeit des Konzeptes für nicht gekerbte Proben aus TiAl6V4 mit Hilfe eines halbelliptischen Oberflächenrisses.

3.3.4 Modelle zur Beschreibung der Oberflächenrauheit

Die Oberflächenqualität, bedingt durch den Prozess und die anschließende Nachbehandlung, nimmt Einfluss auf die Schwingfestigkeit von TiAl6V4 [95, 96]. Dabei werden die Ermüdungseigenschaften insbesondere durch:

- geometrische Parameter, wie die Oberflächenrauheit,
- mechanische Parameter, wie die Eigenspannungen,
- metallurgische Parameter, wie die Mikrostruktur

beeinflusst. Welcher dieser Parameter dominiert, ist unterschiedlich. Leverant et al. [97] zeigen für TiAl6V4 einen signifikanten Einfluss der Oberflächeneigenspannungen auf die zyklischen Festigkeiten. Novovic et al. [98] beschreiben diesen Effekt als signifikant für Rauheiten kleiner $R_a = 2,5 - 5 \mu\text{m}$. Werden die Eigenspannungen hingegen durch eine gezielte Wärmenachbehandlung ($600^\circ\text{C}/1\text{h}$) weitgehend abgebaut [99] oder liegt eine erhöhte Rauheit vor (AM Pulverbettverfahren: $R_a = 6 - 12 \mu\text{m}$ [29]), dominiert die Oberflächenrauheit die Ermüdungslebensdauer. Vorausgesetzt, das Material zeigt keine dominierenden intrinsischen Defekte.

Im Nachfolgenden werden Modelle erklärt, die den Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Ermüdungseigenschaften beschreiben. Mit Ausnahme des $\sqrt{\text{area}_R}$ -Konzeptes basieren sämtliche Verfahren auf dem Nennspannungskonzept.

FKM-Richtlinie:

Die FKM-Richtlinie [100] beschreibt den Einfluss der Oberflächenrauheit für Stähle, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffe. Für Normalspannungen lässt sich die Wechselfestigkeit (S_{wk}) vereinfachend wie folgt abschätzen:

$$S_{wk} = \sigma_w \cdot K_{R,\sigma} \quad (3.22)$$

Der Rauheitsfaktor ($K_{R,\sigma}$) ermittelt sich wie folgt:

$$K_{R,\sigma} = 1 - a_{R,\sigma} \cdot \lg\left(\frac{R_z}{\mu\text{m}}\right) \cdot \lg\left(\frac{2 \cdot R_m}{R_{m,N,\min}}\right) \quad (3.23)$$

Darin sind $a_{R,\sigma}$, R_m , $R_{m,N,\min}$ werkstoffabhängige Koeffizienten. R_z beschreibt die gemittelte Rautiefe der Oberfläche.

Ansatz von Neuber:

Neuber [101] beschreibt den Einfluss der Oberflächenrauheit auf den Spannungsintensitätsfaktor (K_t) wie folgt:

$$K_t = 1 + n \sqrt{\lambda (R_z/p)} \quad (3.24)$$

„ R_z “ und „ p “ beschreiben die gemittelte Rautiefe und den Kerb-Radius, „ n “ den

Spannungszustand ($n = 2$ für Zug). Der Faktor λ charakterisiert das Verhältnis zwischen dem Abstand periodischer Kerben (b) und deren Höhe (t_K). Mit Bezug auf Abbildung 3.22 lässt sich $\lambda = b/t_K$ errechnen und berücksichtigt somit den Einfluss der Interferenz mehrerer Kerben.

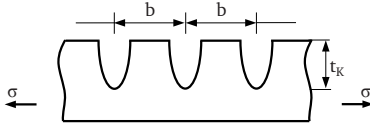


Abbildung 3.22: Berechnung des Quotienten (λ) aus dem Abstand (b) und der Höhe (t_K) periodischer Kerben

Ansatz von Arola/Williams:

Arola und Williams [102] beschreiben den Einfluss der Oberflächenrauheit ähnlich wie Neuber über den Spannungsintensitätsfaktor (K_t). Dabei werden die dominierenden Profiltäler und durchschnittlichen Talradien zur Beschreibung der Kerbwirkung wie folgt genutzt:

$$K_t = 1 + n \left(\frac{R_a}{p'} \right) \left(\frac{R_t}{R_z} \right) \quad (3.25)$$

R_a , R_t und R_z sind die Mittelrautiefe, maximale Profilhöhe und gemittelte Rautiefe. „ p' “ beschreibt den effektiven Profilradius und „ n “ den Spannungszustand.

$\sqrt{area_R}$ -Konzept:

Murakami [86] beschreibt die Oberflächenrauheiten als mechanisches Äquivalent zu periodischen Oberflächenrissen (Abbildung 3.23a). Die Tiefe und der Abstand der Kerben zueinander definieren die Spannungsüberhöhung (Abbildung 3.23b).

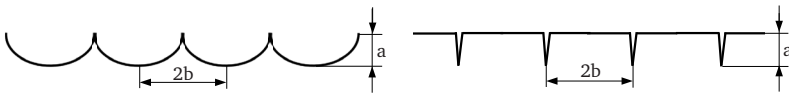


Abbildung 3.23: Kerben und deren äquivalente Risse; in Anlehnung an [86]

Der als $\sqrt{area_R}$ beschriebene Faktor lässt sich durch die LEBM:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y_I \quad (3.26)$$

und dem \sqrt{area} -Konzept für Oberflächenfehler

$$K_{I,max} = 0,65\sigma \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (3.27)$$

wie folgt beschreiben:

$$\sqrt{area_R} = (Y/0,65)^2 \cdot a \quad (3.28)$$

Mit dieser äquivalenten Rissgröße lassen sich nun Analysen über die technische Dauermfestigkeiten treffen. Der Geometriefaktor (Y) kann der Abbildung 3.24 entnommen werden.

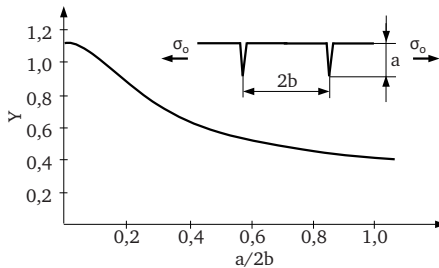


Abbildung 3.24: Geometriefaktor für periodische Oberflächenrisse; in Anlehnung an [86]

Takahashi und Murakami [103] zeigen die Anwendbarkeit dieses Konzeptes für periodische Oberflächenrauheiten.

Sämtliche Modelle beschreiben den Einfluss einer periodischen Oberflächenrauheit auf die Schwingfestigkeiten, wie sie von gefrästen oder gedrehten Oberflächen bekannt ist. Die Anwendbarkeit dieser Modelle auf additiv gefertigtes Material ist daher stark eingeschränkt.

Untersuchung der Einflussparameter auf die
mechanischen Eigenschaften von additiv gefertigtem
TiAl6V4

Greitemeier, D.

2016, XXXI, 142 S. 126 Abb., 13 Abb. in Farbe.,

Softcover

ISBN: 978-3-658-15734-0