

# **EINFLUSS DES KUGELSTRAHLENS AUF DIE SCHWINGFESTIGKEIT VON Ti-6AL-4V**

**DIPLOMARBEIT**

Miroslav Bosnjak



**MONTANUNIVERSITÄT LEOBEN**  
**Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau**  
**Leoben, Austria**

**BETREUER**

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. Wilfried Eichlseder

*Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, Austria*

Dipl.-Ing. Dr. Bernd Oberwinkler

*Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, Austria*

Leoben, Dezember 2010



## Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre hiermit an Eides statt, die vorliegende Diplomarbeit

*„Einfluss des Kugelstrahlens auf die Schwingfestigkeit von Ti-6Al-4V“*

eigenständig unter Zuhilfenahme der angeführten Quellen angefertigt zu haben.

Miroslav Bosnjak

Leoben, im Dezember 2010

## Vorwort

Die vorliegende Diplomarbeit entstand im Rahmen meines Studiums Montanmaschinenwesen mit dem Schwerpunkt Computational Design am Department Product Engineering, Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, an der Montanuniversität Leoben.

Mein Dank gilt dem Leiter des Lehrstuhls für Allgemeinen Maschinenbau, Herrn **Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Wilfried Eichlseder**, für die Ermöglichung und Förderung dieser Arbeit.

Für die Themenstellung und für die Betreuung der Diplomarbeit möchte ich mich besonders bei Herrn **Dipl.-Ing. Dr. mont. Bernd Oberwinkler** bedanken. Herzlichen Dank für die vielen hilfreichen Anregungen und Diskussionen, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Für die Bereitstellung des Probenmaterials gilt mein besonderer Dank **Dipl.-Ing. Dr. Martin Riedler** sowie **Dipl.-Ing. Dr. Martin Stockinger** von Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG. Für das Kugelstrahlen der Proben danke ich Herrn **Dipl.-Ing. Robert Schreiber** von Pankl Aerospace Systems Europe GmbH.

An dieser Stelle möchte ich mich auch bei meinen Freunden und Studienkollegen für deren Unterstützung und die gute Zusammenarbeit im Laufe meines Studiums bedanken.

Ein ganz besonderer Dank gilt abschließend meinen Eltern, die mir das Studium ermöglicht haben und stets helfend zur Seite standen.

## Kurzfassung

In den meisten Bauteilen tritt durch die Belastung (Biegung, Torsion sowie deren Kombination) die maximale Beanspruchung in der oberflächennahen Schicht auf. Sind zusätzlich noch Kerben vorhanden, so erhöht sich die Beanspruchung in der Randschicht um ein Vielfaches. Um die Schwingfestigkeit zu steigern bietet es sich an, die lokale Festigkeit in dem Bereich der maximalen Beanspruchung zu steigern. Dazu werden diverse Oberflächenverfestigungsverfahren eingesetzt. Eines dieser Verfahren ist das Kugelstrahlen, das aufgrund seiner Einfachheit und Flexibilität verbreitet Anwendung findet und sich in weiten Bereichen der Industrie, wie z.B. im Werkzeug- und Anlagenbau, in der Fahrzeugindustrie, sowie im Flugzeug- und Triebwerksbau, fest etabliert hat. Dabei handelt es sich um ein Kaltbearbeitungsverfahren bei dem eine Werkstückoberfläche mit einem Strahlmittel beschossen wird. Mit Hilfe dieses Verfahrens werden Druckeigenspannungen im Randbereich von Bauteilen induziert, die sich mit den Lastspannungen überlagern und dabei die zum Riss führenden Zugspannungen in der Randschicht reduzieren.

Im Rahmen dieser Diplomarbeit wurde der Einfluss des Kugelstrahlens auf die Schwingfestigkeit der Titanlegierung Ti-6Al-4V untersucht. Das umfangreiche Versuchsprogramm beinhaltete Umlaufbiege-, Zug/Druck-, Torsion- sowie Multiaxialermüdungsversuche. Letztere setzten sich dabei aus einer Kombination von Umlaufbiegung und Torsion zusammen.

Um den Einfluss der Strahlintensität auf die Schwingfestigkeit zu ermitteln, erfolgte das Kugelstrahlen der Ermüdungsproben bei drei unterschiedlichen Intensitäten entsprechend den Vorgaben der Military Specification (MIL). Es wurden Eigenspannungsmessungen an den Proben durchgeführt, die jedoch mit ansteigender Strahlintensität kaum nennenswerte Unterschiede im Eigenspannungsprofil aufzeigten. In Zusammenhang mit den drei Strahlintensitäten erfolgte weiters eine Rauheitsmessung, bei der ein annähernd linearer Anstieg der Rauheiten mit steigender Strahlintensität festzustellen war.

Die erhaltenen Schwingfestigkeitsergebnisse unter Umlaufbiegung zeigten beachtliche Steigerungen der Lebensdauer infolge des Kugelstrahlens. Der Grund dafür liegt in den induzierten Druckeigenspannungen, die die Rissausbreitung hemmen. In Abhängigkeit von der Spannungsamplitude konnten Anrisse sowohl unter der Oberfläche, als auch an der Oberfläche festgestellt werden. Mit Hilfe einer Finite-Elemente-Simulation konnten die mit den Druckeigenspannungen im Gleichgewicht stehenden Zugeigenspannungen ermittelt werden, welche hauptverantwortlich für die Rissinitiierung unter der Oberfläche sind. Bei größeren Spannungsamplituden überschreiten die ermittelten Vergleichsspannungen nach v.Mises an der Oberfläche die Grenze der Druckfließspannung von Ti-6Al-4V. Dadurch kommt es zum zyklischen Plastifizieren dieser Bereiche, was in weiterer Folge zu Anrissen an der Oberfläche führt. Aufgrund der unter Umlaufbiegung gewonnen Ergebnisse wurde eine neuartige Auswertung der Wöhlerlinie für Ti-6Al-4V gewählt. Die mit unterschiedlichen Intensitäten gestrahlten Umlaufbiegeproben zeigten keine Unterschiede im Schwingfestigkeitsverhalten. Der Grund dafür sind die lediglich geringen Variationen im Eigenspannungsprofil. Zusätzlich wurde das Verhalten von kugelgestrahlten Proben bei unterschiedlichen Kerbgeometrien untersucht. Anhand der hier durchgeführten Versuche konnte kein Effekt des relativen Spannungsgradienten gezeigt werden.

Mit Hilfe von Zug/Druck-Ermüdungsversuchen wurde der Mittelspannungseinfluss untersucht. Es konnte bei rein wechselnder Belastung im Bereich der Zeitfestigkeit eine Steigerung um den Faktor 30 erzielt werden. Bei schwellenden Belastungen geht der positive Effekt des Kugelstrahlens jedoch fast zur Gänze verloren.

Mit Hilfe von Torsions- und Multiaxial-Schwingversuchen wurde die Wirkung der Mehrachsigkeit der Beanspruchung in Kombination mit gestrahlten Oberflächen beim Werkstoff Ti-6Al-4V erforscht. In beiden Fällen konnte eine Steigerung der Lebensdauer erzielt werden.

Die vorhandenen Eigenspannungen wurden als eine Haupteinflussgröße auf die Schwingfestigkeit identifiziert, weshalb sie bei der Auslegung von Bauteilen besonders berücksichtigt werden müssen. Speziell bei Ti-6Al-4V können sich Zugeigenspannungen aufgrund der anomal hohen Mittelspannungsempfindlichkeit kritisch auf das Ermüdungsverhalten auswirken. In der heutigen Zeit haben Gewichtreduzierung, optimale Ausnutzung von Werkstoffen und zugleich immer kürzer werdende Produktentwicklungszeiten enorme Bedeutung. Dabei spielt die computerunterstützte Lebensdauerbewertung eine wesentliche Rolle, weswegen es in weiterer Folge unumgänglich ist die Eigenspannungen in solch einer Lebensdauerberechnung zu berücksichtigen.

## Abstract

In the majority of components the stress maximum occurs at the surface layer due to the type of external load (bending, torsion, plus their combination). In the presence of notches, the notch stress is raised to a multiple of the nominal stress. In order to increase the fatigue strength, it is recommended to enhance the local strength in the region of the stress maximum. For this purpose surface hardening procedures are commonly used. One of this procedures is shot-peening, which is used in many fields of the industry, for example toolmaking, plant construction, automotive- and aircraft industry, due to its simpleness and flexibility. It is a cold work process which creates strain hardening and a layer of compressive residual stresses at the surface by bombarding the surface with a shot. These induced compressive residual stresses interact with the mechanical load and reduce the crack-initiating tensile stresses in the surface layer. In this diploma thesis the influence of shot-peening on the fatigue strength of the titanium alloy Ti-6Al-4V was investigated. The extensive experimental program comprised rotating bending-, tension/compression-, torsion- and multiaxial fatigue testing. Latter is a combination of rotating bending and alternating torsion.

To investigate the influence of shot peening intensity on the fatigue behavior, the shot peening was performed with three different intensities according to the military specification (MIL). The measurement of the residual compressive stresses offered no significant differences of the residual stress distribution with varying shot peening intensity. However a roughness measurement showed a linear increase of roughness with increasing shot peening intensity.

The results obtained under rotating bending showed a significant increase of the finite life fatigue strength due to shot peening. The reason for this are the induced residual compressive stresses, which inhibit crack propagation. Both crack initiation under the surface and at the surface were detected in respect of the stress amplitude. With the aid of finite-element-analyses, the residual tensile stresses, which are balanced with the compressive residual stresses, were determined. It was shown that they are the main reason for crack initiation underneath the surface. At higher stress amplitudes the equivalent stress according to v.Mises exceeds on the surface the limit of compressive flow stress of Ti-6Al-4V. This leads to cyclic plastification at these regions which leads to crack initiation at the surface. Based on the results obtained under rotating bending, a new type of S/N-curve for shot peened Ti-6Al-4V was developed.

Additionally the fatigue strengths of shot peened specimens with different notches were proved. Based on the performed experiments, no influence of the relative stress gradient was determined.

Utilising tension/compression tests, the mean stress effect was investigated. For fully reversed loading an increase was achieved by factor of 30 in the finite life region. For higher stress ratios the positive effect of shot peening gets completely lost. Furthermore the fatigue behavior of Ti-6Al-4V and the effects of shot peening under torsional and multiaxial loading was investigated. In both cases, an increase of fatigue strength was observed due to shot peening treatment.

The existing residual stresses were identified as the main influence on the fatigue strength. Therefore they have to be considered in the design of components. Especially for Ti-6Al-4V the tensile residual stresses can have a critical impact on the fatigue behavior due to the abnormally high mean stress sensitivity. In this day and age weight reduction, optimum use of materials, and shorter and shorter product development times have enormous importance. Thereby the computer-based lifetime estimation plays an essential role. It hence necessary to implement residual stresses in such calculations.

## Inhaltsverzeichnis

<b>Inhaltsverzeichnis.....</b>	<b>1</b>
<b>1. Verwendete Formelzeichen .....</b>	<b>2</b>
1.1. Lateinische Symbole.....	2
1.2. Griechische Symbole.....	3
<b>2. Einleitung .....</b>	<b>4</b>
<b>3. Stand der Technik .....</b>	<b>5</b>
3.1. Der Werkstoff Titan und seine Legierungen .....	5
3.1.1. Titangewinnung .....	5
3.1.2. Titanlegierungen .....	7
3.2. Mechanische Eigenschaften von Ti-6Al-4V.....	8
3.2.1. Statische Kennwerte .....	8
3.2.2. Schwingfestigkeit.....	9
3.2.3. Einfluss von Kerben.....	12
3.2.4. Einfluss des Gefüges.....	14
3.2.5. Einfluss der chemischen Zusammensetzung.....	15
3.2.6. Einfluss von Mittelspannung .....	15
3.2.7. Mehraxiale Ermüdung .....	19
3.3. Kugelstrahlen.....	22
3.3.1. Allgemeines .....	23
3.3.2. Strahlparameter des Kugelstrahlprozesses .....	26
3.3.3. Strahlmittel .....	30
3.3.4. Wirkung des Kugelstrahlens auf die Schwingfestigkeit .....	31
<b>4. Experimentelle Untersuchungen.....</b>	<b>34</b>
4.1. Verwendete Prüfmaschinen und Geräte .....	34
4.1.1. Konfokales Lasermikroskop Olympus LEXT OLS3000 .....	34
4.1.2. Stereomikroskop SZX12.....	34
4.1.3. Umlaufbiegemaschine AMB UB3 .....	34
4.1.4. Mehraxiale Prüfmaschine AMB TOBI1 .....	35
4.1.5. SincoTec Resonanzprüfmaschine 150 MAG .....	36
4.2. Werkstoff und verwendete Probengeometrien .....	36
4.2.1. Prüfmaterial .....	36
4.2.2. Herstellung.....	36
4.2.3. Probenfertigung .....	39
4.2.4. Probengeometrien für die Ermüdungsversuche .....	40
4.2.5. Ermittlung von Kerbformzahl $K_t$ und rel. Spannungsgradient $\chi^*$ .....	41
4.3. Verwendete Strahlparameter beim Kugelstrahlen .....	42
4.3.1. Strahlmittel .....	42
4.3.2. Intensität und Überdeckung .....	43
4.4. Charakterisierung der Randschicht.....	45
4.4.1. Gefüge der Randschicht.....	45
4.4.2. Eigenspannungen .....	45
4.4.3. Oberflächentopographie.....	47
4.5. Simulation der Gleichgewichtseigenspannungen .....	48
4.6. Schwingfestigkeitsversuche.....	52
4.6.1. Schwingfestigkeit unter Umlaufbiegung .....	52
4.6.2. Schwingfestigkeit unter Zug/Druck-Beanspruchung .....	63
4.6.3. Schwingfestigkeit unter Torsion .....	69
4.6.4. Schwingfestigkeit unter multiaxialer Belastung .....	72
<b>5. Schlussfolgerung und Ausblick .....</b>	<b>75</b>
<b>6. Referenzen .....</b>	<b>77</b>

# 1. Verwendete Formelzeichen

## 1.1. Lateinische Symbole

Formelzeichen	Einheit	Bezeichnung
$C_0$	-	Oberflächenfaktor
$b$	-	Zahl der gebrochenen Proben
$d$	mm	Durchmesser
$f$	Hz	Frequenz
$G$	N	Gewichtskraft
$g$	$m/s^2$	Gravitationskonstante
$I$	A(mm)	Strahlintensität
$j$	-	Ordnungszahl
$k$	-	Neigung der Wöhlerlinie bzw. Stoßziffer
$K_D$	-	Exponent bei Gradientenmodell
$K_f$	-	Kerbwirkungszahl
$K_t$	-	Kerbformzahl
$M$	-	Mittelspannungsempfindlichkeit
$m$	kg	Masse
$M_b$	Nmm	Biegemoment
$N$	-	Schwingspielzahl
$N_D$	-	Ecklastspielzahl
$N_G$	-	Grenzschwingspielzahl
$n_\chi$	-	Stützziffer
$p$	Pa	Druck
$P_{\ddot{u}}$	%	Überlebenswahrscheinlichkeit
$R$	-	Spannungsverhältnis
$r$	-	Radius
$R_a$	$\mu m$	arithmetischer Mittenrauwert
$Re$	$N/mm^2$	Streckgrenze
$R_m$	$N/mm^2$	Zugfestigkeit
$R_{p0.2}$	$N/mm^2$	0,2%-Dehngrenze
$R_z$	$\mu m$	gemittelte Rautiefe
$T$	-	Schwingspieldauer
$T_N$	-	Streuspanne im Zeitfestigkeitsbereich
$v$	mm/s	Geschwindigkeit
GEH	-	Gestaltänderungsenergiehypothese
HV	-	Vickershärte
HRC	-	Rockwellhärte
KH	HV	Kugelhärte
LW	-	Lastwechsel
MAX	-	Multiaxiale Beanspruchung (UB+T)
T	-	Torsion
UB	-	Umlaufbiegung
WH	HV	Werkstoffhärte
ZD	-	Zug/Druck

## 1.2. Griechische Symbole

Formelzeichen	Einheit	Bezeichnung
$\sigma$	$\text{N/mm}^2$	Spannung
$\sigma_o$	$\text{N/mm}^2$	Oberspannung
$\sigma_u$	$\text{N/mm}^2$	Unterspannung
$\sigma_m$	$\text{N/mm}^2$	Mittelspannung
$\sigma_a$	$\text{N/mm}^2$	Amplitudenspannung
$\sigma_{aD}$	$\text{N/mm}^2$	Schwingfestigkeit
$\Delta\sigma$	$\text{N/mm}^2$	Schwingbreite
$\sigma_{Kmax}$	$\text{N/mm}^2$	maximale Spannung im Kerbgrund
$\sigma_{nenn}$	$\text{N/mm}^2$	Nennspannung
$\sigma_{aDK}$	$\text{N/mm}^2$	Dauerfestigkeit eines gekerbten Stabes
$\chi, \chi^*$	$\text{N/mm}^3; \text{mm}^{-1}$	Spannungsgradient, rel. Spannungsgradient
$\sigma_{zdw}$	$\text{N/mm}^2$	Schwingfestigkeit unter Zug-Druck-Belastung
$\sigma_{bw}$	$\text{N/mm}^2$	Schwingfestigkeit und Biegewechselbelastung
$\sigma_n$	$\text{N/mm}^2$	Normalspannung
$\tau$	$\text{N/mm}^2$	Schubspannung
$\sigma_v$	$\text{N/mm}^2$	Vergleichspannung, allgemein und v. Mises Hypothese
$\alpha_0$	-	Anstrengungsverhältnis
$\sigma_F$	$\text{N/mm}^2$	Fließspannung
$\sigma_b$	$\text{N/mm}^2$	Biegespannung
$\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$	$\text{N/mm}^2$	Schubspannungskomponenten des Spannungstensors
$\sigma_{a,bu}$	$\text{N/mm}^2$	Spannungsamplitude bei Umlaufbiegung
$\sigma_{a,ZD}$	$\text{N/mm}^2$	Spannungsamplitude bei Zug-Druck
$\sigma_{DM}$	$\text{N/mm}^2$	Dauerfestigkeit unter Berücksichtigung der lokalen Mittelspannung nach Modell von Oberwinkler
$\sigma_{DMU}$	$\text{N/mm}^2$	Dauerfestigkeit der "Wöhlerlinie Modell ungestrahlt $R=-1$ "
$\sigma_{ES}$	$\text{N/mm}^2$	Eigenspannung

## 2. Einleitung

Hohe Anforderungen an die Entwicklung von Werkstofftechnik, Fertigungstechnik und Konstruktion werden von der Industrie besonders in Hinblick auf Leichtbau gestellt. Es ist bekannt, dass fast alle Gebrauchseigenschaften des Bauteils, einschließlich des Ermüdungsverhaltens, erheblich durch die Oberflächenverfestigungsverfahren, die heute einen festen Bestandteil der modernen Fertigungstechnik darstellen, verbessert werden können. Eines dieser Verfestigungsverfahren ist das Kugelstrahlen, welches schon seit vielen Jahren als Standard-Serienprozess bei der Fertigung von zahlreichen Bauteilen in der Luft- und Raumfahrtindustrie bis hin zum Rennsport, eingesetzt wird. Der gezielte Einsatz dieses Oberflächenbearbeitungsverfahrens ermöglicht Steigerungen der Zeit- bzw. Dauerfestigkeit und kann daher zu günstigeren Dimensionierungen und Gewichtseinsparungen beitragen. Kugelstrahlen ist ein Verfahren zur Steigerung der Schwingfestigkeit und findet auch in Zusammenhang mit Ti-6Al-4V Gebrauch. Dabei handelt es sich um ein Kaltbearbeitungsverfahren, bei dem kleine Kugeln auf eine Bauteiloberfläche geschleudert werden, wodurch es zu einer Verfestigung der Randschicht sowie zu Induzierung von Druckeigenstress im Bauteilrandbereich kommt. Diese positiven Auswirkungen auf die Ermüdungslebensdauer von Titanlegierungen wurden bereits in zahlreichen Arbeiten nachgewiesen. [1],[2],[3],[4]

In der vorliegenden Diplomarbeit wird über das Ermüdungsverhalten von definiert wärmebehandeltem Ti-6Al-4V im gestrahlten sowie im ungestrahlten Zustand berichtet. Dabei werden Wöhlerversuche im Zeit- bzw. Langzeitfestigkeitsbereich durchgeführt. Das umfangreiche Versuchsprogramm beinhaltet Umlaufbuge-, Zug/Druck-, Torsion- sowie die Multiaxialermüdungsversuche. Es wird untersucht, welchen Einfluss das Kugelstrahlen unter Berücksichtigung mehrerer Einflussgrößen, wie unterschiedliche Strahlintensitäten, Mittelspannungen und Kerbgeometrien, auf die Schwingfestigkeit ausübt. Die oberflächennahe Randschicht wird durch quantitative Angaben zu den vorliegenden Eigenstress und Oberflächentopographien charakterisiert. Weiters wird ein besonderes Augenmerk auf die Bruchflächenanalyse gelegt. Dabei soll verifiziert werden ob es zu einem Anriss unterhalb oder an der Oberfläche gekommen ist.

Mit Hilfe von Torsions- und Multiaxial-Schwingversuchen wurde die Wirkung der Mehrachsigkeit der Beanspruchung in Kombination mit gestrahlten Oberflächen beim Werkstoff Ti-6Al-4V erforscht.

### 3. Stand der Technik

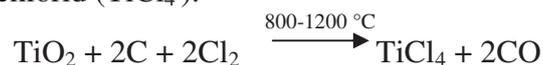
#### 3.1. Der Werkstoff Titan und seine Legierungen

##### 3.1.1. Titangewinnung

Nach der Häufigkeit der in der Erdkruste vorkommenden Elemente steht Titan an neunter, nach der Häufigkeit der Metalle an der vierten Stelle. Es kommt in der Natur allerdings nicht als reines Metall vor, sondern immer nur in Verbindung mit Sauerstoff als Oxid. Ausgangsstoffe für die Gewinnung des Titans sind Rutil ( $\text{TiO}_2$ ; 90% des Titanvorkommens) und Ilmenit ( $\text{FeTiO}_3$ ). Abbaugelände liegen in Australien, Südafrika, Nordamerika, Skandinavien und in weiten Teilen Russlands sowie in der Ukraine und Kasachstan.

Das derzeit am häufigsten angewendete Verfahren zur Titangewinnung wurde 1939 vom Luxemburger William Kroll entwickelt. Kroll selbst ging 1939 davon aus, dass das von ihm entwickelte Verfahren aufgrund der vielen Verfahrensschritte keine Zukunft in der Titanmassenproduktion haben würde. Dieses hat sich jedoch bis heute als das technisch-wirtschaftlich am meisten geeignete Verfahren etabliert.

Nach der Aufbereitung und Anreicherung der Erze mit Titandioxid erfolgt eine Chlorierung und man erhält Titan-tetrachlorid ( $\text{TiCl}_4$ ).



Wird Ilmenit als Ausgangsrohstoff verwendet, so wird dieses mit Kohlenstoff im Lichtbogenofen reduziert. Das flüssige Eisen sammelt sich am Boden und wird dort von Zeit zu Zeit abgestochen.



Schließlich erhält man wieder das Titandioxid (Rutil), welches dann wiederum, wie oben beschrieben, zu Titan-tetrachlorid verarbeitet wird.

Nach dem Erhalt des Titan-tetrachlorides kommt der eigentliche Kroll-Prozess zum tragen. Mit Hilfe von Magnesium wird das Titan vom Chlor getrennt. Die Reduktion des  $\text{TiCl}_4$  erfolgt unter Argon als inertem Schutzgas, da das Titan als relativ unedles Metall eine hohe Affinität zu den atmosphärischen Gasen besitzt. Das Verfahren erfolgt in speziellen Reaktoren die meist aus Stahl oder Chrom-Nickel-Stahl bestehen. Je nach Größe des Reaktors werden 1,5 bis 7 t Titanschwamm pro Charge erzeugt.

Zu Beginn des Prozesses wird Magnesium in diesem Reaktor eingeschmolzen. Bei einer Temperatur von 700 °C wird das  $\text{TiCl}_4$  dann kontinuierlich über mehrere Tage eingetropft oder gasförmig von oben in den Reaktor zugeführt. Das entstehende Magnesiumchlorid ist flüssig und sinkt aufgrund seiner höheren Dichte gegenüber dem Titan und Magnesium auf den Reaktorboden. Das flüssige  $\text{MgCl}_2$  sammelt sich daher unter der Magnesiumschmelze und kann diskontinuierlich abgezogen werden. Der Titanschwamm hingegen schlägt sich am Reaktor nieder und bildet oberhalb der Magnesiumschmelze eine feste Kruste. Das Magnesium steigt aufgrund der Kapillarwirkung durch den porösen Titanschwamm an dessen Oberfläche und reagiert dort weiter mit dem gasförmigen  $\text{TiCl}_4$ . Ist das zu Beginn in den Reaktor eingefüllte Magnesium verbraucht, wird die  $\text{TiCl}_4$ -Zufuhr gestoppt. Anschließend muss der Titanschwamm von Magnesium- und  $\text{MgCl}_2$ -Resten gereinigt werden. Dieser Prozess erfolgt heute meistens durch eine Vakuumdestillation. Schlussendlich wird der im Reaktor zurückgebliebene Schwammkuchen (Abb. 3.1), der ca. ein Gewicht von 4t besitzt, mechanisch entfernt und zerkleinert.



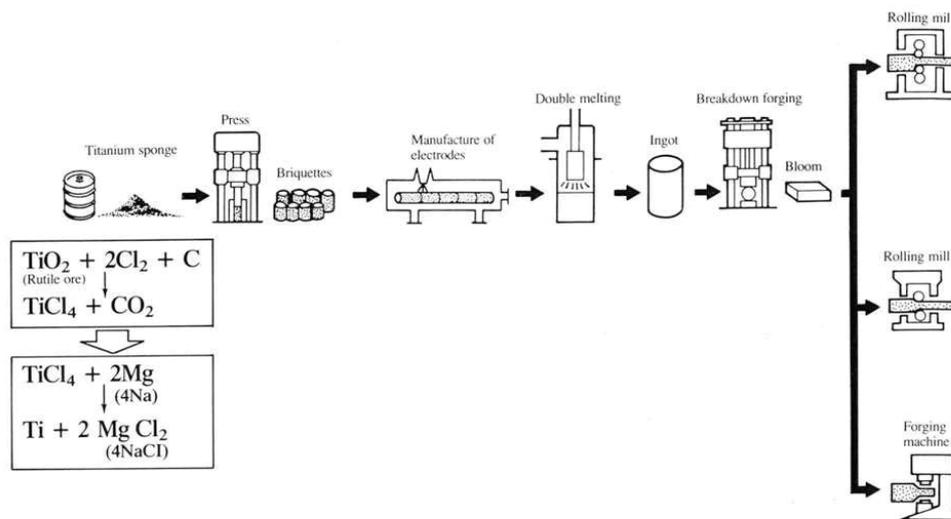
**Abb. 3.1:** Schwammkuchen [5]

Zunächst werden grobe Stücke vom Schwammkuchen mittels einer Guillotine abgetrennt. Diese groben Bruchstücke werden anschließend zwischen rotierenden Walzen zum sog. Titanschwamm zerkleinert. Der in Abb. 3.2 zu sehende Titanschwamm mit einer Dichte von  $1,2 - 3 \text{ g/cm}^3$  dient als Ausgangsbasis für die Herstellung jeglicher Halbzeugfabrikate auf Titanbasis, aber auch für die Auflegierung titanstabilisierter Edelstahlsorten.



**Abb. 3.2:** Titanschwamm [6]

Wegen der noch verbleibenden Reste von Verunreinigungen aus der Magnesiumreduktion und wegen der Porosität des Schwammes ist ein Umschmelzen notwendig. Dieser Schmelzvorgang beseitigt außerdem die leicht flüchtigen Reduktionsrückstände (z.B. Natrium oder Chloride) und ermöglicht die Zugabe von Legierungselementen. Dazu wird der anfallende Schwamm in einer Presse vorverdichtet, und die so entstandenen „Compacts“ mit etwaigen Legierungszusätzen zu einer Elektrode zusammengeschweißt, welche in weiterer Folge mehrfach umgeschmolzen wird. Das Umschmelzen erfolgt in einem Vakuumlichtbogenofen. Schlussendlich hat man ein Produkt in Guss-, Block- und/oder Brammenform mit der für die Weiterverarbeitung erforderlichen Homogenität. Abb. 3.3 zeigt einen groben Überblick über die Herstellung von Titan.



**Abb. 3.3:** Herstellung von Titan [7]

Ein alternatives großtechnisches Verfahren zum Kroll-Prozess stellt der Hunter-Prozess dar. Bei diesem Verfahren wird als Reduktionsmittel Natrium anstatt Magnesium verwendet. [8], [9]

### 3.1.2. Titanlegierungen

Heute sind uns weit über 100 Titanlegierungen bekannt, von denen aber nur etwa 20 bis 30 eine kommerzielle Bedeutung erlangt haben. Davon entfallen ca. 50% auf die klassische Legierung Ti-6Al-4V und weitere 30% auf unlegiertes Titan. [8], [9]

Je nach Gefügeausbildung kann man folgende Einteilung der Legierungen treffen:

- $\alpha$  – und near  $\alpha$ -Legierungen:  
 In diesem Gefüge findet man ausschließlich hexagonal-dichtest gepackte  $\alpha$ -Mischkristalle bzw.  $\alpha$ -Mischkristalle mit geringen  $\beta$ -Auscheidungen. Sie haben hohe Anteile an Aluminium und erreichen hohe Festigkeitswerte. Weiters kennzeichnet sie die hohe Korrosionsbeständigkeit bei Temperaturen zwischen 300 und 500°C.  $\alpha$ -Legierungen können nicht vergütet werden und sind gut schweißbar.
- $(\alpha+\beta)$ -Legierungen:  
 Diese Legierungen besitzen bei Raumtemperatur ein Gefüge aus hexagonal dichter gepackter  $\alpha$ -Phase und kubisch-raumzentrierter  $\beta$ -Phase. Bei Abschreckung zeigen sie einen martensitischen Phasenübergang. Ein Vergüten ist möglich, wodurch hohe Festigkeitswerte erzielt werden können. Nachteilig ist die entsprechend höhere Sprödigkeit, welche die Verformbarkeit beeinträchtigt.
- Metastabile  $\beta$ -Legierungen:  
 Haben ebenfalls ein  $(\alpha+\beta)$ -Gefüge, jedoch lässt sich dieses Gefüge nicht mehr martensitisch umwandeln.

- $\beta$ -Legierungen:  
 Dieses Gefüge besteht ausschließlich aus einer  $\beta$ -Phase. Reine  $\beta$ -Legierungen haben einen höheren Anteil an betastabilisierenden Legierungsbestandteilen. Durch entsprechende Wärmebehandlungen lassen sich sehr hohe Festigkeitswerte erzielen. Außerdem weisen sie eine extrem hohe Korrosionsbeständigkeit auf.

## 3.2. Mechanische Eigenschaften von Ti-6Al-4V

### 3.2.1. Statische Kennwerte

Statische Kennwerte der Legierung Ti-6Al-4V können kaum exakt angegeben werden, da sie aufgrund unterschiedlicher Wärmebehandlungen sehr starken Schwankungen unterworfen sind. In der Realität werden oft spezielle Eigenschaften des verwendeten Materials verlangt, um die Anforderungen im Betrieb zu erfüllen. Daher werden konkrete Wärmebehandlungen durchgeführt. In [10] sind für eine Vielzahl von Wärmebehandlungen die dazugehörigen Kennwerte aufgelistet.

Einige Richtwerte des Materials Ti-6Al-4V sind in Tab. 3.1 aufgelistet.

Werkstoffeigenschaften Ti-6Al-4V	Kennwert
<i>mechanische Eigenschaften (20 °C)</i>	
Dichte $\rho$	4,51 g/cm <sup>3</sup>
E-Modul E	115 GPa
Dehngrenze $R_{p0.2}$	990 MPa
Zugfestigkeit $R_m$	1150 MPa
Bruchdehnung A	20 %
Poissonzahl $\nu$	0,28 – 0,32
<i>physikalische Eigenschaften (20 °C)</i>	
Spezifische Wärme $c_p$	580 J/kgK
Wärmeleitfähigkeit $\lambda$	6,6 W/mK
Wärmeausdehnung $\alpha$	$9,0 \cdot 10^{-6} /K$
$\beta$ -Transus-Temperatur $T_\beta$	980 °C
Schmelzpunkt $T_s$	1688 °C

**Tab. 3.1:** Werkstoffeigenschaften von Ti-6Al-4V [10]

Laut ASTM B348 [11] liegt die Mindestanforderung an die Zugfestigkeit bei 895 MPa, für die 0,2%-Dehngrenze bei 825 MPa, für die Brucheinschnürung bei 25% und für die Bruchdehnung (4d) bei 10%.

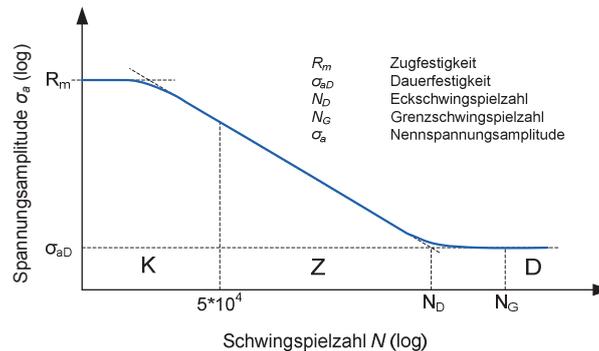
### 3.2.2. Schwingfestigkeit

Unter Schwingfestigkeit versteht man die Festigkeit des Werkstoffes gegenüber zyklischer Beanspruchung, d.h. zeitabhängiger Belastung. Im Gegensatz zu Maschinenteilen mit ruhenden Beanspruchungen neigen jene mit zeitlich veränderlichen Beanspruchungen dazu, schon bei niedrigen Lasten nach einer gewissen Anzahl von Lastwechsell zu versagen. Dieser Effekt wird Ermüdung genannt. Um die Versagensgrenzen durch Ermüdung zu charakterisieren, unterwirft man die Bauteile (normierte Probenkörper oder reale Bauteile) einer schwingenden Belastung bei festgelegter Mittelspannung und einer Spannungsamplitude als Parameter (Wöhlerversuch). Für die festigkeitsmäßige Auslegung schwingend beanspruchter Bauteile ist von entscheidender Bedeutung, dass bereits Spannungen im elastischen Bereich einen Bruch (Dauerschwingbruch) verursachen können. Dieses hat zur Folge, dass Bauteile, die statisch für eine bestimmte Spannung richtig ausgelegt sind, bei schwingender Beanspruchung unter derselben Spannung versagen können. Daher ist es erforderlich, zusätzlich zum statischen Nachweis, auch einen Festigkeitsnachweis für schwingbeanspruchte Bauteile durchzuführen. Ungeachtet der Überlegungen der Betriebsfestigkeit bleibt die Notwendigkeit bestehen, jedes schwingend beanspruchte Maschinenteil auch gegen einzelne hohe Belastungen statisch abzusichern und die Gefahren eines möglichen Sprödbruchs auszuschließen. Für eine Schwingfestigkeitsuntersuchung wird eine idealisierte Schwingbelastung in Form einer Sinusschwingung um eine statische Mittellast herangezogen. Schwingende Beanspruchungen sind zeitlich veränderliche Beanspruchungen, die sich mehr oder weniger regelmäßig wiederholen. [12], [13]

Um ein Maß dafür zu erhalten, wie sich Werkstoffe unter schwingender Beanspruchung verhalten, werden Wöhlerlinien verwendet. Hierbei prüft man, welche Schwingspielzahl eine Probe bei schwingender Beanspruchung mit festgelegter Mittelspannung erreicht, bis es zum Bruch kommt. Die prinzipielle Darstellung einer Wöhlerlinie mit ausgeprägter Dauerfestigkeit und mit den entsprechenden Bereichsdefinitionen zeigt Abb. 3.4. Die Wöhlerlinie kann mit Hilfe der drei Größen  $\sigma_{aD}$ ,  $N_D$  und  $k$  dargestellt werden. Für den Zeitfestigkeitsbereich gilt der folgende Zusammenhang:

$$N = N_D \cdot \left( \frac{\sigma_a}{\sigma_{aD}} \right)^{-k} \quad \text{Glg. (3.1)}$$

$N$ ..... Schwingspielzahl  
 $N_D$ ..... Eckschwingspielzahl  
 $\sigma_{aD}$  .... Dauerfestigkeit  
 $\sigma_a$  ..... Nennspannungsamplitude  
 $k$  ..... Neigung der Zeitfestigkeitslinie



**Abb. 3.4:** Schematische Wöhlerlinie [15]

Man unterscheidet:

- Den Bereich der Kurzzeitfestigkeit K (Low Cycle Fatigue, LCF):  $N < 10^3 - 10^4$
- Den Bereich der Zeitfestigkeit:  $10^3 - 10^4 < N < 2 \cdot 10^6$   
 Abhängig von der zu ertragenden Amplitude halten Bauteile eine gewisse Zyklenzahl aus.
- Den Bereich der Dauerfestigkeit bzw. Langzeitfestigkeit D (High Cycle Fatigue, HCF):  $N > 2 \cdot 10^6$   
 Das Bauteil erträgt eine Belastung mit unbeschränkter Zykluszahl.

Der Begriff der Langzeitfestigkeit wird hier aufgrund jener Tatsache eingeführt, als dass der Begriff Dauerfestigkeit aufgrund neuer Erkenntnisse als nicht mehr zeitgemäß gilt und im Falle gewisser Aluminiumlegierungen nicht zutrifft. [14], [15]

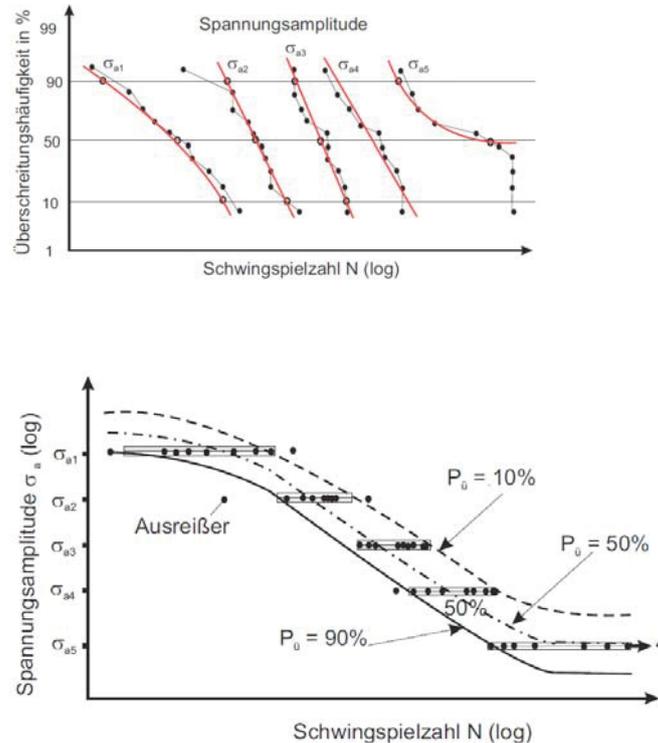
Bei der Auswertung der Versuchsergebnisse zur Ermittlung der Wöhlerlinie gibt es unterschiedliche Verfahren. Die in dieser Arbeit verwendeten werden hier angeführt. Die Auswertung der Zeitfestigkeit erfolgte separat von der Dauerfestigkeit und wurde mit Hilfe einer logarithmischen Normalverteilung bestimmt. Die Bestimmung der Dauerfestigkeit erfolgte mittels arcsin $\sqrt{P}$ -Verfahren.

### Zeitfestigkeitsbereich:

Für die statistische Auswertung der Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich kann eine Gauß-Normalverteilung der Lastzyklen angenommen werden. Dabei werden die  $n$  Versuchspunkte eines Spannungshorizontes in aufsteigender Reihenfolge der Schwingspielzahlen geordnet und mit einer Ordnungszahl  $j$  durchnummeriert. Jeder Versuchswert erhält zur Auftragung im Gauß'schen Wahrscheinlichkeitsnetz einen Wert der Überlebenswahrscheinlichkeit  $P_{ii}$  zugeordnet, der wie folgt berechnet wird:

$$P_{ii} = \frac{3j-1}{3n+1} \qquad \text{Glg. (3.2)}$$

Mit der hier gefundenen Verteilungsfunktion lassen sich die Streubandgrenzen für 10% und 90% Ausfallwahrscheinlichkeit errechnen. Eine schematische Darstellung des hier beschriebenen zeigt Abb. 3.5. [12]



**Abb. 3.5:** Statistische Auswertung der Schwingspielzahlen bis Bruch im Wahrscheinlichkeitsnetz (oben) und Übertragung in das Streuband der Versuchsergebnisse im Wöhler-Diagramm nach Haibach (unten) [12]

**Dauerfestigkeitsbereich:**

Die arcsin√P- Transformation stellt eine Schätzfunktion dar, mit deren Hilfe es möglich ist, ausgehend von einem begrenzten Stichprobenumfang brauchbare Schätzwerte für die Versagenswahrscheinlichkeit von Prüflingen zu ermitteln. Der Vorteil dieser Transformation besteht darin, dass die Varianz der Transformationsgröße ab 5 – 7 Proben einen konstanten Wert erreicht. Die Transformationsfunktion hat eine empirische Basis.

Dazu wird das Koordinatensystem gedreht. Die Merkmalsgröße ist nun die ertragene Spannung. Die Versagenswahrscheinlichkeit bei einer bestimmten Belastung wird nach Glg. (3.3) berechnet.

$$P = \frac{b}{n} \tag{Glg. (3.3)}$$

*b*...Zahl der gebrochenen Proben  
*n*...Gesamtzahl der Proben

Diese Ergebnisse mehrerer Spannungshorizonte werden dann einer arcsin√P – Transformation unterzogen. Damit erhält man die Dauerfestigkeit bei z.B. 50% Überlebenswahrscheinlichkeit und die Streubandbreite. [16]

Mit dem Schnittpunkt der Zeitfestigkeitslinie und der Dauerfestigkeitslinie ergibt sich die Ecklastspielzahl  $N_D$ . Die Wöhlerlinie wird mit den drei Größen Dauerfestigkeit  $\sigma_D$ , Ecklastspielzahl  $N_D$  und der Neigung der Zeitfestigkeit  $k$  dargestellt. Das Streumaß wurde im Zeitfestigkeitsbereich für jedes Niveau berechnet und gemittelt.

Bezüglich der Dauerfestigkeit von Ti-6Al-4V konnte gezeigt werden, dass diese bei  $10^8$  Lastwechsel ausgeprägt vorliegt. Eine genaue Diskussion findet sich in [19].

### 3.2.3. Einfluss von Kerben

Die Spannungsüberhöhung im Kerbgrund von Bauteilen unter statischer Belastung wird mit Hilfe der Formzahl  $K_t$  bestimmt. Diese ergibt sich aus dem Quotienten der maximal im Kerbgrund herrschenden Spannung  $\sigma_{Kmax}$  und der Nennspannung im Kerbquerschnitt  $\sigma_{Nenn}$  :

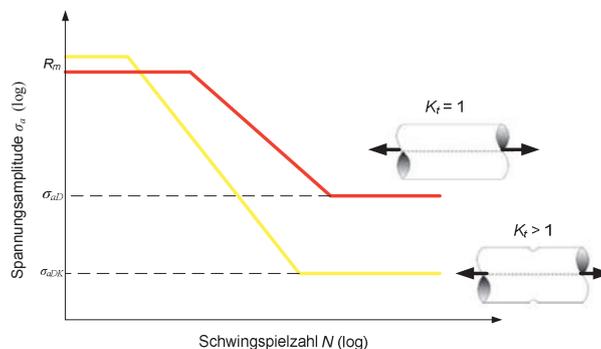
$$K_t = \frac{\sigma_{Kmax}}{\sigma_{Nenn}} \quad \text{Glg. (3.4)}$$

Die Formzahl ist also ein dimensionsloser Faktor und kennzeichnet die Überhöhung der Nennspannung im Kerbgrund. Unter der Voraussetzung einer elastischen Beanspruchung ( $\sigma_{max} < R_{p0.2}$ ), ist die Formzahl abhängig von der Geometrie der Kerbe und des Bauteils sowie von der Belastungsart (Zug/Druck, Biegung, Torsion). Bei gleicher Geometrie von Kerbe und Bauteil wird die Nennspannung durch eine Zugbeanspruchung stärker überhöhrt als bei Biegebeanspruchung. Torsion führt zur geringsten Überhöhung der Nennspannung.

Um das tatsächliche Verhalten von gekerbten Bauteilen unter dynamischer Beanspruchung zu beschreiben, wird die Kerbwirkungszahl  $K_f$  verwendet:

$$K_f = \frac{\sigma_{aD}}{\sigma_{aDK}} \quad \text{Glg. (3.5)}$$

Die nennspannungsbasierte Dauerfestigkeit  $\sigma_{aDK}$  eines gekerbten Bauteils ist der im Versuch ermittelte Wert, die Werkstoffdauerfestigkeit  $\sigma_{aD}$  ( $K_t = 1$ ) wird am ungekerbten Probestab ermittelt.



**Abb. 3.6:** Einfluss der Kerbwirkung auf die Lage der Zug/Druck-Wöhlerlinie (schematisch) [15]

Das dynamische Konzept orientiert sich an dem der statischen Stützwirkung. Hier wird angenommen, dass in einem beanspruchten Bauteil außen liegende Bereiche früher fließen als innen liegende. Die innen liegenden „stützen“ die überlasteten Bereiche, weil die äußeren Schichten nicht unabhängig von den inneren gleiten können. Die Innenbereiche bleiben also elastisch beansprucht, während außen schon plastisches Fließen begonnen hat.

Diese Stützwirkung wirkt hemmend auf Risseinleitung und Risswachstum, sodass die Schwingfestigkeit erhöht wird. Dieses Phänomen wird mit Hilfe der Stützziffer  $n_\chi$  beschrieben.

$$n_\chi = \frac{K_t}{K_f} \qquad \text{Glg. (3.6)}$$

Kerben oder Bauteile die durch ungleichmäßigen Kraftfluss beansprucht sind, zeichnen sich durch einen unregelmäßigen Verlauf des Spannungsniveaus aus. Diese Unregelmäßigkeit lässt sich durch die Ableitung der Spannung ausdrücken; entweder durch den Spannungsgradienten  $\chi$ , oder bezogen auf die lokale Spannung, dem relativen Spannungsgradient  $\chi^*$  [mm<sup>-1</sup>] der wie folgt definiert ist:

$$\chi^* = \frac{1}{\sigma_{\max}} \left( \frac{d\sigma}{dx} \right) \qquad \text{Glg. (3.7)}$$

Die Stützwirkung ist umso höher je größer der Spannungsgradient ist, weil unterschiedlich hochbeanspruchte Stellen enger beieinander liegen. Für die wichtigsten Kerbformen und Beanspruchungsarten können die Beziehungen zwischen  $\chi^*$  und  $n_\chi$  aus Tabellen und Schaubildern entnommen werden. An dieser Stellen sei noch zusätzlich darauf hingewiesen, dass in machen Werkstoffen eine Kerbwirkung bereits im Gefüge vorhanden ist (z.B. Graphitlamellen), und dass sich eine zusätzliche, geometrische Kerbe nur dann negativ auf die Schwingfestigkeit auswirkt, wenn ihre Kerbwirkung die des Gefüges überschreitet.

Ein Modell zur Lebensdauerberechnung für Stähle und Aluminiumlegierungen basierend auf lokalen Spannungen unter Berücksichtigung der Stützwirkung, wurde von Eichlseder [52] entwickelt. Der Ansatz basiert auf zwei Schwingfestigkeitskennwerten: der Dauerfestigkeit  $\sigma_{zdw}$  eines ungekerbten Stabes ( $\chi^* = 0$ ) unter Zug/Druckbelastung und der Dauerfestigkeit  $\sigma_{bw}$  einer Biegeprobe mit dem Durchmesser  $d$  und dem relativen Spannungsgradienten  $\chi^* = 2/d$ . Zur Beschreibung der Dauerfestigkeit von Bauteilen mit beliebigen Spannungsgradienten muss zwischen diesen beiden, durch Versuche ermittelten Werten, inter- bzw. extrapoliert werden. Dazu verwendete Eichlseder einen Exponentialansatz, der durch den materialspezifischen Exponenten  $K_D$  charakterisiert wird.

$$\sigma_D = \sigma_{zdw} \cdot \left( 1 + \left( \frac{\sigma_{bw}}{\sigma_{zdw}} - 1 \right) \cdot \left( \frac{\chi^*}{2/d} \right)^{K_D} \right) \qquad \text{Glg. (3.8)}$$

Bei der Titanlegierung Ti-6Al-4V konnte in der Arbeit von Oberwinkler B. [19] eine solche Stützwirkung teilweise beobachtet werden. Mit steigendem Spannungsgradienten wurden Schwingfestigkeitssteigerungen im zeitfesten Bereich vermerkt.

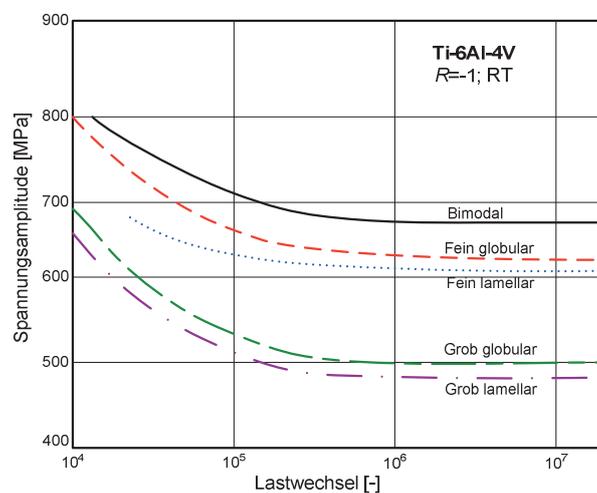
Doch im Bereich der Dauerfestigkeit erfolgte diese erwartete Steigerung nicht. Der Grund dafür ist in der maximalspannungskontrollierten Rissinitiierung zu finden.

### 3.2.4. Einfluss des Gefüges

Die eingesetzte Titanlegierungen Ti-6Al-4V ist den  $(\alpha+\beta)$ -Titanlegierungen zuzuordnen. Die Gefügeausbildung wird durch die Umformparameter und die anschließende Wärmebehandlung bestimmt und ist von diesen äußerst empfindlich anhängig. Diese führt zu einem inhomogenen Gefüge über Querschnitt und Länge des Bauteils. Eine weitere Schwierigkeit bei dieser Legierung besteht in der starken Abhängigkeit der bruchmechanischen Kenn- und vor allem der Schwingfestigkeitswerte von der Gefügeausbildung. Der Einfluss der Gefügeausbildung auf die im Zugversuch ermittelten Eigenschaften ist dagegen geringer. [22]

Feine Gefüge erhöhen sowohl die Festigkeit als auch die Duktilität, verzögern die Rissbildung und sind Voraussetzung für superplastisches Verhalten. Grobe Gefüge sind hingegen beständiger gegen Kriechen und Rissausbreitung. Globulare Gefüge besitzen höhere Festigkeiten, Dauerfestigkeiten und Bruchdehnungen und werden bei superplastischer Umformung bevorzugt eingesetzt. Die lamellaren Gefüge hingegen weisen höhere Widerstände gegen Kriechen und Ermüdungsrissausbreitung auf und führen zu höheren Bruchzähigkeiten. Bimodale Gefüge stellen eine Kombination zwischen lamellarem und globularem Gefüge dar, was sich im ausgewogenen mechanischen Verhalten bemerkbar macht. [8], [23]

Abb. 3.7 zeigt den Einfluss des Gefüges auf die Dauerfestigkeit nach Lütjering G. und Gysler A. [24].

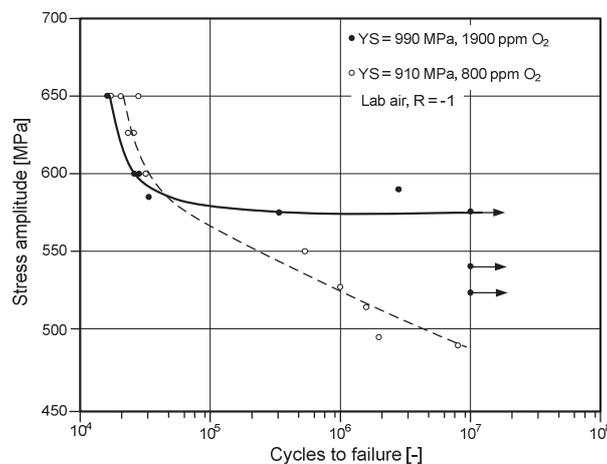


**Abb. 3.7:** Einfluss der Mikrostruktur auf die Schwingfestigkeit von Ti-6Al-4V [24]

In der Arbeit von Oberwinkler B. [19] wurde der Einfluss acht verschiedener Mikrostrukturen anhand von Umlaufbiegeversuchen bei  $R = -1$ , untersucht. Die Schwingfestigkeiten bei  $10^8$  Lastwechseln variierten zwischen 460 MPa und 640 MPa.

### 3.2.5. Einfluss der chemischen Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung kann sich sowohl auf die statischen Festigkeitswerte, als auch auf die Schwingfestigkeit auswirken. Der Einfluss des Sauerstoffs auf die Schwingfestigkeit nach Starke E.A und Lütjering G. [10] ist in Abb. 3.8 veranschaulicht. Das Absenken des Sauerstoffgehaltes von typischerweise 0,19 Gewichtsprozent auf 0,08 Gewichtsprozent reduziert sowohl die Dehngrenze von 990 MPa auf 910 MPa, als auch die Schwingfestigkeit. Der Sauerstoffgehalt beeinflusst die Aushärte- und Verfestigungsmechanismen dahingehend, als dass der Widerstand gegen Versetzungsbewegungen zunimmt, was wiederum die statische Festigkeit und die Schwingfestigkeit erhöht. [10]



**Abb. 3.8:** Einfluss des Sauerstoffgehalts auf die Schwingfestigkeit von Ti-6Al-4V [10]

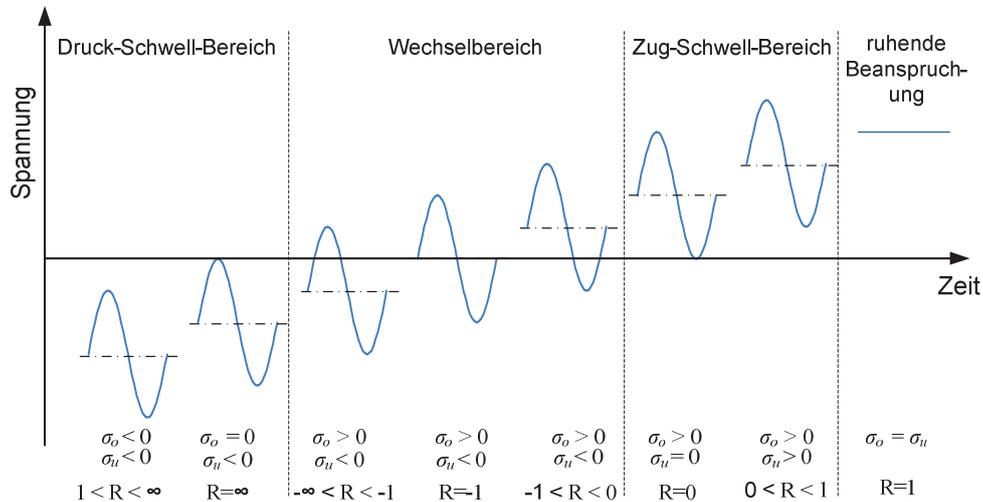
### 3.2.6. Einfluss von Mittelspannung

Die Mittelspannung hat einen entscheidenden Einfluss auf die ertragbare Spannungsamplitude, welche mit steigendem Spannungsverhältnis  $R$  und der daraus resultierenden Erhöhung der Mittelspannung abnimmt. Allgemein kann gesagt werden, dass die Schwingfestigkeit bei Zugmittelspannung ab- und bei Druckmittelspannung zunimmt. Als Gründe hierfür werden genannt:

- Werkstoffgleiten wird durch die bei Zugspannung auftretender Normalspannung in der Gleitebene erleichtert und durch Druckspannung erschwert.
- Durch die zunehmende Oberspannung tritt makroskopisches Fließen auf, woraus eine zyklische Dehnungszunahme erfolgt.

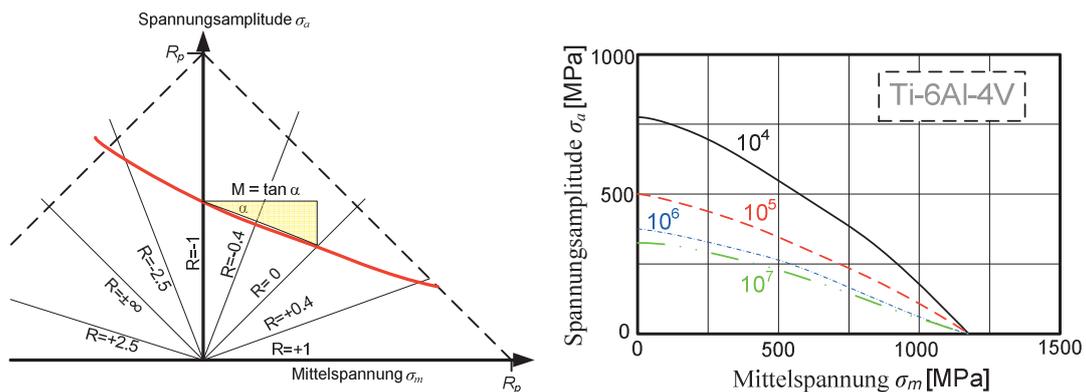
Entsprechend der Lage der Mittelspannung sowie der Höhe der Spannungsamplitude bzw. dem Vorzeichen von Ober- und Unterspannung unterscheidet man die in Abb. 3.9 dargestellten Beanspruchungsbereiche. Beanspruchungen, deren Amplituden die Nulllinie schneiden, werden als Wechselbeanspruchungen ( $R=-1$ ) bezeichnet. Die reine Wechselbeanspruchung ist durch  $\sigma_m = 0$  gekennzeichnet. Beanspruchungsverläufe, die die Nulllinie nicht schneiden, werden als Schwellbeanspruchungen bezeichnet. Es lässt sich das sogenannte Spannungsverhältnis  $R$  wie folgt definieren:

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad \text{Glg. (3.9)}$$



**Abb. 3.9:** Belastungsfälle [13]

Der Einfluss von Mittelspannung und der ertragbaren zyklischen Spannungsamplitude wird in Dauer- und Zeitfestigkeitsschaubildern dargestellt. Übliche Darstellungsweisen sind jene von Smith und Haigh, wobei das Haigh - Diagramm heutzutage bevorzugt eingesetzt wird. In Abb. 3.10 (li) ist ein Haigh - Diagramm schematisch dargestellt, bei dem die ertragbare Spannungsamplitude als primär schwingungsrelevante Beanspruchungsgröße über der Mittelspannung aufgetragen ist. Ein Haigh-Diagramm für Ti-6Al-4V, welches in der Arbeit von Schijve [50] gezeigt wurde, zeigt Abb. 3.10 (re).



**Abb. 3.10:** Schematisches Haigh-Diagramm (li), und Haigh-Diagramm für Ti-6Al-4V (re) [15], [50]

Zur Kennzeichnung des Einflusses der Mittelspannung auf die dauernd ertragbare Spannungsamplitude wird die Mittelspannungsempfindlichkeit  $M$  eingeführt. Diese beträgt nach Schütz

$$M = \tan(\alpha) = \frac{\sigma_a(R = -1) - \sigma_a(R = 0)}{\sigma_m(R = 0)} \quad \text{Glg. (3.10)}$$

und bezeichnet die Neigung einer Geraden im Haigh-Diagramm zwischen  $R = -1$  und  $R = 0$ . Ziel der Definition der Mittelspannungsempfindlichkeit ist es, eine Möglichkeit zu schaffen, für jedes beliebige Spannungsverhältnis eine ertragbare Spannungsamplitude bei einer festgelegten Lebensdauer im Haigh – Diagramm angeben zu können. [15]

Es existieren Modelle die den Einfluss der Mittelspannung, verschiedener Werkstoffe berücksichtigen. Die drei gebräuchlichsten sind jene von Goodman, Glg. (3.11), Soderberg, Glg. (3.12), und Gerber, Glg. (3.13).

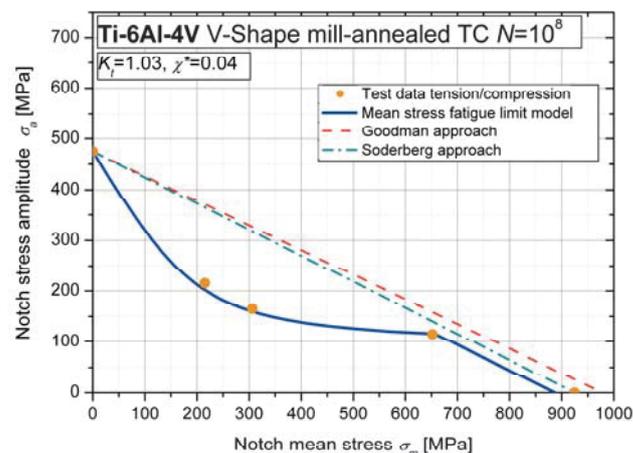
$$\sigma_a = \sigma_a \Big|_{R=-1} \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_m}{R_m} \right) \quad \text{Glg. (3.11)}$$

$$\sigma_a = \sigma_a \Big|_{R=-1} \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_m}{R_{p,t}} \right) \quad \text{Glg. (3.12)}$$

$$\sigma_a = \sigma_a \Big|_{R=-1} \cdot \left( 1 - \left( \frac{\sigma_m}{R_m} \right)^2 \right) \quad \text{Glg. (3.13)}$$

Der Ansatz von Goodman wird oft bei Ti-6Al-4V angewendet. Dabei wird aber der anomale Mittelspannungseffekt vernachlässigt, was zu einer Überschätzung der Lebensdauer führt.

Von Oberwinkler B. [19] wurde ein innovatives Modell aufgestellt, welches den anomalen Mittelspannungseffekt mitberücksichtigt. Dieses hat für bimodale Ti-6Al-4V Gefüge, in denen keine kristallographische Textur vorhanden ist, Gültigkeit. Weiters wurde gezeigt, dass im Falle eines isotrop globularen Gefüges die Mittelspannungsanomalie mit dem selben Modell berücksichtigt werden kann. Der Vergleich des neu entwickelten Modells nach Oberwinkler mit den bis dato üblichen Ansätzen von Goodman und Soderberg zur Berücksichtigung der Mittelspannung ist in Abb. 3.11 dargestellt. Der Verlauf lässt sich mit Glg. (4.5) realisieren. Diese hat einen Gültigkeitsbereich bei Spannungsverhältnissen  $R$  von  $-1 \leq R \leq 0,7$ .



**Abb. 3.11:** Mittelspannungseinfluss nach Oberwinkler, Goodman und Sorderberg [19]

Der Grund für die anomal hohe Mittelspannungsempfindlichkeit von Ti-6Al-4V ist die maximalspannungskontrollierte Rissinitiierung.

### **Eigenspannungsempfindlichkeit:**

Bei jeder plastischen Verformung entstehen Eigenspannungen mit umgekehrtem Vorzeichen der Belastungsspannung. Daher können bereits durch geeignete Wahl der Bearbeitungsparameter beim Zerspanungsvorgang für die Schwingfestigkeit günstige Eigenspannungszustände in einer dünnen Randschicht des Werkstückes erzeugt werden. Vielfach werden Druckeigenspannungen gezielt über Festhämmern und Kugelstrahlen oder durch thermische und thermo-chemische Verfahren in das Werkstück eingebracht. Letztere sind von einer deutlichen Zunahme der Festigkeit aufgrund einer Gefügeumwandlung begleitet.

Eigenspannungen sind wie Mittelspannungen und können sich daher je nach Vorzeichen positiv oder negativ auf die Dauerfestigkeit auswirken. Analog zur Mittelspannungsempfindlichkeit nimmt die Eigenspannungsempfindlichkeit mit steigender Zugfestigkeit des Werkstoffs zu, da der Abbau von Eigenspannungen mit zunehmender Werkstofffestigkeit erschwert wird. Eigenspannungen sind nicht immer stabil und werden teilweise abgebaut, wenn plastische Wechselverformungen eintreten. Dies ist insbesondere bei gekerbten Bauteilen der Fall, da die Überlagerung aus Lastspannungen und Eigenspannungen schnell die Fließgrenze erreichen können. [12]

#### **3.2.6.1. Größeneinfluss**

Alle Effekte, die sich bei Bauteilen im Rahmen veränderlicher geometrischer, herstellungsbedingter und mikrostruktureller Verhältnisse einstellen, werden als Größeneinfluss zusammengefasst. Diese können sich sowohl festigkeitssteigernd als auch -mindernd auswirken. Grundsätzlich unterscheidet man folgende Sorten von Größeneinflüssen [15]:

- Spannungsmechanischer Größeneinfluss
- Technologischer Größeneinfluss
- Oberflächentechnischer Größeneinfluss
- Statistischer Größeneinfluss

#### **Spannungsmechanischer Größeneinfluss:**

Dieser Einfluss beruht auf unterschiedlicher Stützwirkung bei unterschiedlichem Spannungsgradienten [13]. Das bedeutet das kleinere Proben, aufgrund des kleineren Durchmessers, einen hohen Spannungsgradienten und ein kleines hochbeanspruchtes Volumen besitzen. Dieses hat zur Folge, dass sich eine höhere Stützwirkung ergibt und somit ein günstigeres Schwingverhalten resultiert. Deswegen spielt der Größeneinfluss bei kleineren Probegeometrien (bis etwa 50 mm) eine wesentlich größere Rolle als bei größeren Proben, da diese nur noch geringe Änderungen des Spannungsgradienten aufweisen.

In der Arbeit von Hirsch T. [65] wurde eine Untersuchung an glatten Proben aus Ti-6Al-4V unter Wechselbiegebeanspruchung mit einem Spannungsverhältnis  $R = 0,1$  an 6 mm und 16 mm dicken Proben für  $N_B < 10^6$  beschrieben. Es resultierten stets gleiche Bruchlastspielzahlen. Ein statistischer Größeneinfluss konnte aufgrund gleicher Probenbreite ausgeschlossen werden.

Da beide Probengeometrien jedoch aus zwei verschiedenen dicken Walzplatten der gleichen Charge gefertigt und die Oberflächen beim Fräsen möglicherweise unterschiedlich verfestigt wurden, ist es denkbar, dass ein technologischer Größeneinfluss die Wirkung eines spannungsmechanischen Größeneinflusses überdecken. [12]

### **Technologischer Größeneinfluss:**

Das unterschiedliche Gefüge einer großen gegenüber einer kleinen Probe, entstanden durch unterschiedliche mechanische und thermische Herstellungsverfahren, wird durch den technologischen Größeneinfluss berücksichtigt [15]. Bezüglich Ti-6Al-4V konnten keine Angaben über diesen Einfluss gefunden werden.

### **Oberflächentechnischer Größeneinfluss:**

Die ungleiche relative Tiefenwirkung von Verfahren zum Einbringen von Druckeigenspannungen bildet den oberflächentechnischen Größeneinfluss.

### **Statistischer Größeneinfluss:**

Der statistische Größeneinfluss besagt, dass die Wahrscheinlichkeit des Auftretens einer mikrostrukturellen Fehlstelle in der Oberflächenrandschicht der großen Probe größer als in jener der kleinen Probe ist [15]. Bei der Auslegung von Bauteilen müssen daher entsprechende Korrekturfaktoren berücksichtigt werden, die den Einfluss der Größe des Bauteils mit berücksichtigen. Im Falle der Titanlegierung Ti-6Al-4V konnte dieser Größeneinfluss ausgeschlossen werden, da es sich um einen fehlerfreien Werkstoff handelt. [14],[19]

## **3.2.7. Mehraxiale Ermüdung**

### **3.2.7.1. Allgemeines**

In der Realität liegt an den schwingbruchkritischen Stellen eines Bauteils ein multiaxialer Beanspruchungszustand vor. Ein multiaxialer Spannungszustand kann einerseits durch eine Überlagerung von mehreren Kräften bzw. Momenten, andererseits durch die geometrische Form etwa im Kerbgrund eines einachsigen beanspruchten Bauteils auftreten.

Für die rechnerische Überprüfung, ob ein Bauteil „dauerfest“ ausgelegt ist oder über einen vorgeschriebenen Einsatzzeitraum funktionsfähig bleibt, bedient man sich verschiedener Festigkeitshypothesen, welche eine Bewertung des multiaxialen beanspruchten Bauteils mit Werkstoffkennwerten, gewonnen unter einachsiger Versuchsdurchführung, ermöglichen sollen. Der vorliegende ebene oder räumliche Spannungszustand wird dabei in den meisten Fällen auf einen Spannungsskalar umgerechnet, welcher Werkstoffkennwerten wie z.B. der Dauerfestigkeit unter wechselnder Zug/Druckbeanspruchung gegenübergestellt wird. Die Vorgehensweise ähnelt bei den Berechnungsmethoden stark dem quasistatischen Festigkeitsnachweis. So werden eventuell nicht berücksichtigte Einflüsse des multiaxialen Beanspruchungszustandes oder auch Einflüsse der Werkstoff- und Herstellstreuungen durch Sicherheitsfaktoren in den zulässigen Festigkeitswerten berücksichtigt.

Die stetig steigenden Anforderungen an die Beanspruchbarkeit der Bauteile durch Leistungssteigerungen bzw. Forderung nach Leichtbau führen zu einer Reduktion der Sicherheiten. Dies hat zur Folge, dass die Kenntnis der einzelnen Einflüsse überlagerter Beanspruchungen auf das Schwingfestigkeitsverhalten notwendig wird. In weiterer Folge geht es nun um die Festlegung einer Systematik der Einteilung der zahlreichen möglichen Beanspruchungskombinationen, um die Fülle der vorliegenden Möglichkeiten auf einige Hauptfälle zu reduzieren. Dabei haben sich einige Begriffe als wichtig erwiesen, die in weiterer Folge näher erläutert werden. [14], [15]

*Periodisch:* Ein Beanspruchungs-Zeitverlauf ist periodisch, wenn eine Zeitkonstante  $T$  existiert, für die gilt:

$$\sigma(t) = \sigma(t + T) \quad \text{Glg. (3.14)}$$

Die Frequenz, in welcher die Beanspruchung auftritt, errechnet sich aus der inversen Funktion der Zeitkonstanten  $T$ :

$$f = \frac{1}{T} \quad \text{Glg. (3.15)}$$

*Proportional:* Zwei Beanspruchungs-Zeitverläufe  $\sigma(t)$  und  $\tau(t)$  sind zueinander proportional, wenn das Verhältnis der beiden zeitunabhängig konstant bleibt unter der Bedingung, dass der Nenner gleich Null ist. Verändert sich das Verhältnis mit der Zeit, spricht man von zueinander nichtproportionalen Beanspruchungs-Zeitverläufen. Ein wesentliches Unterscheidungsmerkmal zwischen proportionaler und nicht proportionaler Beanspruchung besteht darin, dass sich bei proportionaler Beanspruchung die Hauptspannungsrichtung nicht ändert, während es bei nicht proportionaler Beanspruchung ständig zu einer sich ändernden Hauptspannungsrichtung kommt. [15]

*Synchron:* Zwei Beanspruchungs-Zeitverläufe  $\sigma(t)$  und  $\tau(t)$  sind synchron, wenn sie gleiche Schwingungsformen, Frequenzen bzw. Periodendauern und gleiche Anfangsphasenwinkel haben. [15]

### 3.2.7.2. Festigkeitshypothesen

Bauteile, die einer einachsigen Zugbeanspruchung unterliegen, versagen unter statischer Beanspruchung, falls die wirkende Spannung am Bauteil die Streckgrenze (Fließen) oder die Zugfestigkeit (Bruch) erreicht. Reale Bauteile unterliegen bei einer Betriebsbeanspruchung meist einem mehrachsigen Spannungszustand, z.B. Biegung mit überlagerter Torsion, das auch ein Teil dieser Diplomarbeit war und später noch beschrieben wird. Es stellt sich dabei die Frage, welche Beanspruchungen bzw. in welcher Kombination die wirkenden Beanspruchungen zu einem Versagen führen. Zur Lösung dieses Problems wurden verschiedene Festigkeitshypothesen entwickelt, wobei hier nur die relevantesten kurz erläutert werden. Mit Hilfe einer Festigkeitshypothese lässt sich ein mehrachsiger Spannungszustand in einen gleichwertigen einachsigen Spannungszustand überführen.

Die somit berechnete fiktive Vergleichsspannung  $\sigma_v$  kann dann, analog zum Zugstab, mit den im einachsigen Zugversuch oder Ermüdungsversuch ermittelten Werkstoffkennwerten verglichen werden. Um die richtige Festigkeitshypothese anwenden zu können, muss das Werkstoffverhalten berücksichtigt werden. Dementsprechend werden verschiedene Festigkeitshypothesen unterschieden. Für die praktische Anwendung wird in der Regel zwischen spröden und duktilen Werkstoffen unterschieden.

Die wichtigsten Hypothesen sind:

- **Normalspannungshypothese (NH)**  
Wird angewendet, wenn damit zu rechnen ist, dass die größte auftretende Normalspannung den Bruch hervorruft. Sie ist besonders für spröde Werkstoffe geeignet, vor allem bei überwiegender Zugbeanspruchung. [18]
- **Schubspannungshypothese (SH)**  
Wird angewendet, wenn angenommen werden kann, dass die größte auftretende Schubspannung für das Versagen maßgebend ist. Sie wird vorzugsweise bei ruhender Zug- und Druckbeanspruchung verformbarer Werkstoffe und bei Druckbeanspruchung spröder Werkstoffe angewendet. [18]
- **Gestaltänderungshypothese (GEH)**  
Hat sich vorwiegend im Maschinenbau für duktile Werkstoffe durchgesetzt. Sie ist für ruhende und schwingende Beanspruchungen geeignet und wird angewendet, wenn ein Versagen durch zu große Verformung oder einen Dauerbruch zu erwarten ist. [18]

In dieser Arbeit wird mit der GEH gearbeitet. Die Eignung dieser Vergleichsspannungshypothese zur Bewertung der Rissinitiierung in Ti-6Al-4V wurde von Oberwinkler B. [19] belegt. Die Gestaltänderungsenergiehypothese nach v. Mises wird auch gerne zur Schwingfestigkeitsberechnung von Komponenten eingesetzt, da gerade bei duktilen Werkstoffen unter synchroner multiaxialer Beanspruchung die Übereinstimmung der rechnerischen Vergleichsspannung mit den aus dem Versuch ermittelten Festigkeitswerten gut übereinstimmt. [10]

Die Vergleichsspannung nach v.Mises lautet:

$$\sigma_v = \sqrt{\frac{1}{2} \left[ (\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2) \right]} \quad \text{Glg. (3.16)}$$

Neben diesen drei genannten Festigkeitshypothesen gibt es noch eine Reihe weiterer, die jedoch für praktische Berechnungen, insbesondere im Bereich des Maschinenbaus, kaum Anwendung finden. Diese klassischen Hypothesen wurden dabei für statische Beanspruchungen erstellt, wobei sie auch für proportionale Beanspruchungen gute Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen bringen.

Bei regellosen Lasten treffen die oben erwähnten Hypothesen nicht mehr zu, weil sich die Richtung der Hauptspannungen während eines Lastzykluses ändert. Für dynamische Beanspruchungen wurden daher andere Festigkeitshypothesen erstellt, die in folgende Gruppen eingeteilt werden können:

- Verfahren der kritischen Schnittebene
- Verfahren der integralen Anstrengung
- Energiebasierte Kriterien
- Empirische Verfahren

### Empirische Verfahren:

In den letzten Jahrzehnten wurden viele empirische Modelle entwickelt, die die Wirkung multiaxialer Beanspruchungen erfassen. Auf Grund dessen, dass viele Bauteile einer kombinierten Biege-/Torsionsbeanspruchung ausgesetzt sind, wurden zahlreiche empirische Modelle entwickelt, welche die Auswirkungen auf das Ermüdungsverhalten beschreiben sollen. Da oft die Normal- und Schubspannungen in unterschiedlichen Lastfällen auftreten, muss die Schubspannung korrigiert und mit dem Anstrengungsverhältnis  $\alpha_0$  nach Bach auf den Lastfall der Normalspannung umgerechnet werden.

$$\alpha_0 = \frac{\sigma_{zul}}{\tau_{zul}} \quad \text{Glg. (3.17)}$$

Für die häufig vorkommende Beanspruchung auf Biegung und gleichzeitiger Torsion gilt für die GEH:

$$\sigma_v = \sqrt{\sigma_b^2 + 3(\alpha_0 \cdot \tau_t)^2} \quad \text{Glg. (3.18)}$$

Ein weiteres Modell wurde von Gough und Pollard entwickelt. Diese Hypothese sieht ebenso, eine werkstoffabhängige Gewichtung der Schub- und Normalspannungen vor. Durch die elliptische Beziehung:

$$\left( \frac{\sigma_{xx, a}}{\sigma_w} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{xy, a}}{\tau_w} \right)^2 = 1 \quad \text{Glg. (3.19)}$$

werden die Versuchsergebnisse von Stahlproben mit proportionaler Beanspruchung gut beschrieben. Bei Verwendung von anderen Werkstoffen haben sich andere Exponenten als zweckmäßig erwiesen. [17]

### 3.3. Kugelstrahlen

Die Oberfläche ist der meist beanspruchte Bereich von Bauteilen unter schwingender Beanspruchung. Während bei statischer Beanspruchung eine geringe Abhängigkeit der Werkstoffkennwerte ( $R_m, R_{p0.2}$ ) von der Oberflächenrauigkeit zu beobachten ist, so ist der Zustand der Oberfläche auf die Kennwerte der Schwingfestigkeit (z.B.  $\sigma_w$ ) von erheblicher Bedeutung. Hierfür gibt es mehrere Ursachen:

1. Die maximale Spannung tritt in der Regel an der Oberfläche auf (z.B. bei Biegung und Torsion oder an Kerben).
2. Das Oberflächenprofil begünstigt infolge Mikrokerbwirkung eine oberflächliche Mikrorissbildung.

3. Die Oberflächen sind häufig Riss erzeugenden Einflüssen wie z.B. Korrosion ausgesetzt.

Der Einfluss der Oberfläche wird rechnerisch durch einen Korrekturfaktor, den sog. Oberflächenfaktor  $C_o$ , berücksichtigt. Die Einflussnahme der Rauheit auf die Schwingfestigkeit wird hauptsächlich durch die lokale Spannungsüberhöhung, die durch das Oberflächenprofil verursacht wird, erklärt. Reale technische Werkstoffe weisen eine Mikrostruktur auf, die wiederum eine Kerbwirkung bedingt. Diese beiden Einflüsse überlagern sich. Daher zeigt sich, dass Werkstoffe mit einer groben Mikrostruktur, d.h. großer innerer Kerbwirkung, eine geringere Abhängigkeit der Dauerfestigkeit von der Rauheit zeigen, als solche mit einer feineren Mikrostruktur [13]. Generell verringert sich die Schwingfestigkeit mit abnehmender Qualität der Oberfläche. Allgemein kann gesagt werden, dass nur unter gleichzeitiger Verwendung hochfester Werkstoffe und hoher Oberflächenqualität in besonders beanspruchten Teilbereichen eine Verbesserung der Schwingfestigkeit in schwingend beanspruchten Bauteilen zu erreichen ist. [21]

Eine Möglichkeit den Oberflächenzustand zu verändern und eine Schwingfestigkeitssteigerung zu erzielen ist das Kaltbearbeitungsverfahren Kugelstrahlen, welches im Anschluss ausführlich beschrieben wird.

### 3.3.1. Allgemeines

Das Kugelstrahlen ist ein seit über 50 Jahren bekanntes Verfahren zur Verbesserung der Schwingfestigkeit von Bauteilen. Es wurde ursprünglich in der amerikanischen Kraftfahrzeugindustrie entwickelt, wird aber in der Zwischenzeit von praktisch allen Industriezweigen angewandt, bei denen schwingende Beanspruchungen auftreten.

Beim Kugelstrahlen handelt es sich um ein Kaltbearbeitungsverfahren, bei dem eine Werkstückoberfläche mit einem Strahlmittel beschossen wird. Dabei werden kugelförmige Partikel, die wie winzige Schmiedehämmer wirken, gezielt auf eine bestimmte Oberfläche geschossen weshalb eine begrenzte plastische Verformung in der Bauteilrandschicht erzeugt wird. Jede Kugel die das Werkstück trifft hinterlässt dabei eine flache Kalotte an der Oberfläche. Beim Zusammenprall des Strahlmittels mit dem Strahlgut (Werkstück) kommt es aufgrund der bei diesem teilelastischen Stoß übertragenen kinetischen Energie zur Kaltverfestigung und zu einer elastisch-plastischen Verformung der Oberflächenrandzone. Hierdurch werden in den oberflächennahen Schichten sowohl Druckeigenstressungen induziert als auch die Versetzungsdichte erhöht. Die plastische Deformation der Bauteiloberfläche bewirkt eine Steigerung der Randschichthärte und hat eine höhere Verschleißbeständigkeit zur Folge. Des Weiteren wird die Oberflächerrauigkeit durch den Kugelstrahlprozess verändert.

Die Oberflächenrauigkeit, die induzierten Druckeigenstressungen und die Versetzungsdichte der oberflächennahen Schichten sind die drei Haupteinflussgrößen des Kugelstrahlens auf die resultierenden Ermüdungslebensdauern. [26]

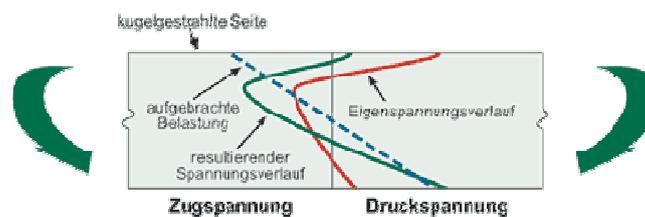


**Abb. 3.12:** Entstehung von Druckeigenstressung beim Kugelstrahlen [27]

Eigenstressen sind jene Spannungen, die nach dem Bearbeitungsverfahren des Werkstückes ohne zusätzlich aufgebrachte Belastungen noch übrig vorhanden sind. Eigenstressen können entweder als Zugeigenstressen oder Druckeigenstressen existieren. Eine bekannte Tatsache ist, dass Risse in Bauteilen innerhalb einer Druckeigenstressenschicht nicht entstehen oder sich dort ausbreiten. Da nahezu alle Ermüdungs- und Spannungsrissskorrosionsschäden von der Bauteiloberfläche ausgehen, wird ihre Lebensdauer durch das Kugelstrahlen beträchtlich erhöht.

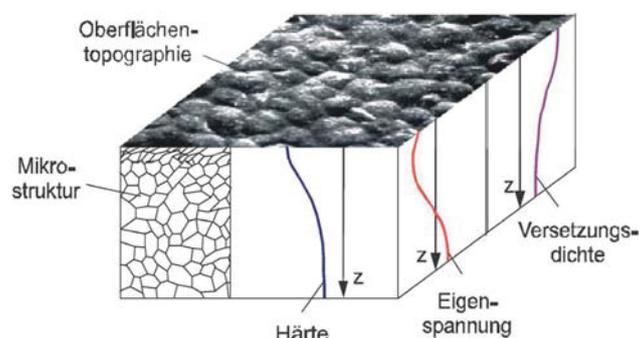
Die durch das Kugelstrahlen erzeugten Druckeigenstressen in der Oberflächenrandschicht betragen bis zu 60% der Werkstoffzugfestigkeit und gleichen die durch mechanische Bearbeitung eingebrachten Zugspannungen aus oder verringern diese. Was im Endeffekt bedeutet, dass weniger Zugspannungen im Bauteil zu einer längeren Betriebslebensdauer führen.

Ein typischer Druckeigenstressverlauf nach einem Kugelstrahlprozess ist in Abb. 3.13 zu sehen. Die rote Linie stellt hier den Verlauf der eingebrachten Eigenstressen dar, welche ihre maximale Druckeigenstress knapp unter der kugelbestrahlten Oberfläche hat. Die blaue Linie zeigt den Spannungsverlauf bei Biegebeanspruchung. Grün ist der resultierende Spannungsverlauf der sich aus der Zusammensetzung von Druckeigenstress und Biegespannung ergibt.



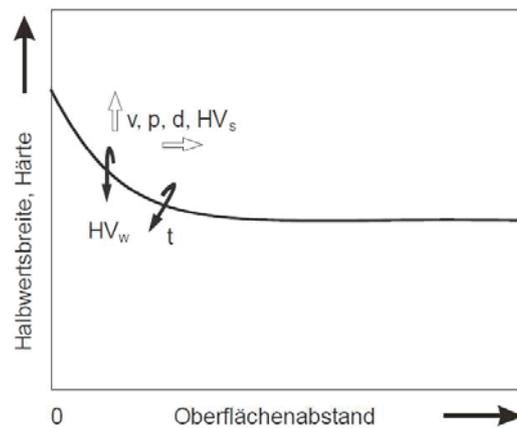
**Abb. 3.13:** Eigenstressverlauf durch Kugelstrahlen [27]

Weitere typische Phänomene, bedingt durch das Kugelstrahlen sind in Abb. 3.14 schematisch dargestellt.



**Abb. 3.14:** Schematische Darstellung des Eigenstress-, Härte- und Versetzungsdichteverlaufs [64]

Die oberflächennahe Versetzungsdichte wird bei kaltverfestigenden Materialien in der Randzone erhöht [42]. Damit verbunden ist die Zunahme der Verfestigung bzw. der lokalen Streckgrenze. Abb. 3.15 zeigt den Einfluss verschiedener Strahlparameter auf das Halbwertsbreiten- bzw. Härteprofil, was als Maß für den Verfestigungszustand gilt.



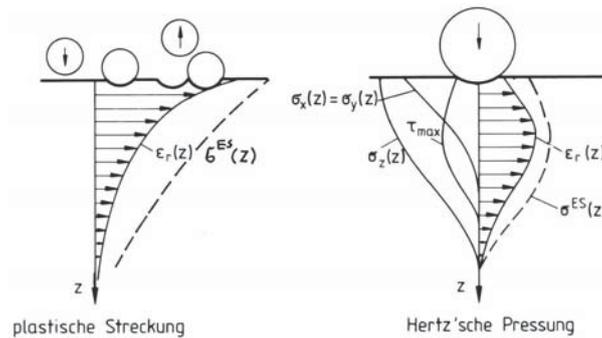
**Abb. 3.15:** Schematische Darstellung des Einflusses auf den Verfestigungszustand bei Erhöhung unterschiedlicher Strahlparameter [28]

Bei einer Erhöhung der Strahlparameter Strahlmittelgeschwindigkeit, Strahldruck, mittlerer Strahlmitteldurchmesser und Strahlmittelhärte kommt es zu einem Anstieg des Verfestigungszustandes sowie der Tiefenlage. Steigen hingegen die Strahlguthärte und der Überdeckungsgrad bzw. die Strahlzeit an, kann es zu Entfestigungsvorgängen kommen. [43]

Die vollständige Bedeckung einer kugelgestrahlten Oberfläche mit Kalotten ist von entscheidender Bedeutung für den Erfolg eines Kugelstrahlvorgangs. Die Überdeckung ist das Maß der ursprünglichen Oberfläche, die durch vom Kugelstrahlen verursachte Kalotten bedeckt worden ist. Die Überdeckung sollte niemals unter 100% betragen, da in den nicht kugelgestrahlten Bereichen, die keine Druckspannungen aufweisen, Ermüdungs- und Spannungsrissskorrosionsrisse auftreten können. Wenn die Deckung mit über 100% (z.B. 150%) vorgegeben wird, so bedeutet dies, dass die Bearbeitungszeit für die Erreichung einer Überdeckung von 100% um den entsprechenden Faktor zu verlängern ist. Demnach erfordert eine Überdeckung von 200% das Doppelte der für die 100%-ige Überdeckung benötigten Bearbeitungszeit.

Um die beim Verfestigungsstrahlen auftretenden Randschichtzustände deuten zu können, haben sich zwei unterschiedliche Modellvorstellungen zur Beschreibung der inhomogenen Umformvorgänge bewährt. Beim ersten Modell geht man von einer direkten plastischen Streckung der oberflächennahen Schicht durch die vielen Einschläge der Kugeln aus. Der Ablauf dazu wurde bereits einige Zeilen vorher erklärt. Ein solches Verhalten wird bei einem im Vergleich zum Strahlmittel weichen Strahlgut (bei Stählen: Härte < 300 HV) beobachtet.

Die zweite bedeutsame und besonders bei harten Materialzuständen auftretenden Eigenspannungskomponente entsteht durch die sogenannte Hertz'sche Pressung. Beim Auftreffen des Strahlmittels auf das Strahlgut stellt sich kurzzeitig ein dreiaxiger Spannungszustand im Randbereich ein. Dieser hat zu Folge dass sich die maximale Schubspannung  $\tau_{max}$  knapp unter der Oberfläche befindet. Kommt es zur Überschreitung der Streckgrenze des Strahlgutes, werden die maximalen plastischen Verformungen an der Stelle der maximalen Schubspannung auftreten. Diese lokalen Streckungen haben wiederum lokale Druckeigenspannungen zur Folge. Die hier beschriebenen Modelle vereinfachen die realen Prozesse sehr stark und gehen von einer quasistatischen Beanspruchung plus im Fall des Modells nach Hertz von einer elastischen Verformung aus.



**Abb. 3.16:** Eigenspannungskomponenten durch die plastische Streckung der Oberfläche und die Hertz'sche Pressung [45]

Um einen solchen Prozess real abbilden zu können, müssen weitere Faktoren wie Geometrieinflüsse, thermische, dynamische und zyklische Werkstoffeffekte (z.B. Ver- und Entfestigungsvorgänge), sowie Reibungseffekte mit berücksichtigt werden. [44], [45]

### 3.3.2. Strahlparameter des Kugelstrahlprozesses

Wie oben beschrieben und wie bereits in zahlreichen Arbeiten in der Vergangenheit festgestellt wurde, bekommt man durch den Einsatz des Kugelstrahlprozesses und den damit

verbundenen Druckeigenspannungsverlauf eine Schwingfestigkeitssteigerung des Bauteils. Für die Höhe der Steigerung ist der Druckeigenspannungsverlauf in der Randzone entscheidend. Dieser hängt wiederum von folgenden Faktoren ab:

- Bauteil
  - Werkstoff (Festigkeit)
  - Eigenspannungszustand (z.B. Wärmebehandlung, Bearbeitung)
  - Spannungszustand (Beanspruchungsverlauf aus Belastung)
  
- Strahlmittel
  - Art (Werkstoff)
  - Härte
  - Korngröße und Korngrößenverteilung
  - Kornform
  
- Strahlparameter
  - Strahldruck oder Strahlmittelgeschwindigkeit
  - Strahlzeit bzw. Überdeckung
  - Strahlintensität
  - Auftreffwinkel

Die in der Praxis am häufigsten verwendeten Anlagen basieren auf zwei Bauweisen, nämlich mit Schleuderrad oder mit Druckluft. Weitere Parameter die dadurch eingestellt werden können sind Düsendurchmesser, Düsenabstand zum Werkstück und auch der Massenfluss. Je nach Einsatzgebiet werden verschiedene Arten von Strahlanlagen verwendet.

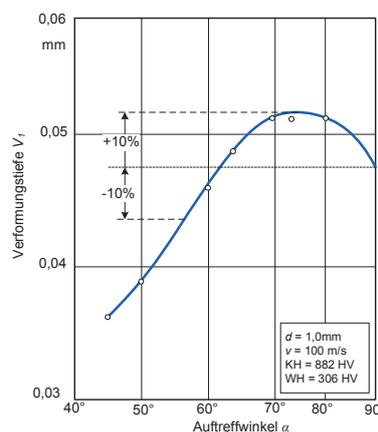
Bei der Schleuderradanlage ergibt sich ein relativ breiter Abwurfsektor beim Abwurf der Strahlmittelkörner aus den Schleuderradkammern, weshalb derartige Anlagen eher für großflächige Bauteile am wirtschaftlichsten sind.

Die Druckluftanlagen bieten durch ihre mechanischen Bewegungseinrichtungen die Möglichkeit, gezielt bestimmte Bereiche von Bauteilen zu strahlen. Dadurch können komplizierte Geometrien wie Kerbstellen bearbeitet werden. Druckluftanlagen bieten folgende Vorzüge:

- hohe Anpassungsfähigkeit an die Strahlaufgabe (lokal unterschiedliche Strahlintensitäten)
- große Einstellgenauigkeit der Strahlparameter
- gleichmäßiger Bedeckungsgrad
- höchste Reproduzierbarkeit

Eine neue Generation der Strahlanlagen ist die Ultraschall-Kugelstrahlanlage. Hierbei werden das Strahlmittel und das Strahlgut gemeinsam in eine Kammer gegeben. Die Kammer wird einem starken Ultraschallfeld ausgesetzt, dessen hohe kinetische Energie sich auf das Strahlmittel und dadurch auf das Strahlgut überträgt.

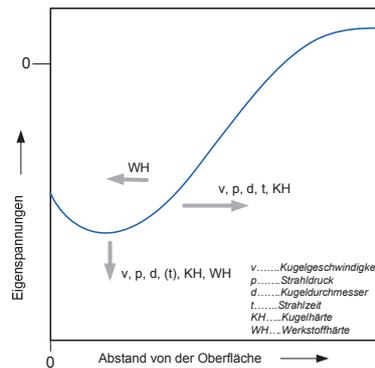
Der Auftreffwinkel spielt eine entscheidende Rolle beim Kugelstrahlprozess. Üblicherweise ist der Auftreffwinkel zwischen der Oberfläche und der Flugrichtung des Strahlmittelkorns  $90^\circ$ . Laut [32] können jedoch größere Verformungstiefen in Abhängigkeit des Bauteilwerkstoffs bei Auftreffwinkeln zwischen  $70^\circ$  und  $85^\circ$  erzielt werden. Wie in Abb. 3.17 veranschaulicht, konnten bei höherer Kugelgeschwindigkeit und hoher Kugelhärte etwa 10% größere Verformungstiefen ermittelt werden. Die Ursache liegt in der Größe der Stoßkraft-Komponenten, die normal und tangential zur Bauteiloberfläche wirken.



**Abb. 3.17:** Verformungstiefe von Kugleindrücken in Abhängigkeit des Auftreffwinkels [32]

In [28] wurden zwei unterschiedliche Werkstoffarten einem Kugelstrahlprozess unterzogen, wobei jeweils einige Strahlparameter verändert worden sind. Primär wurde dabei untersucht wie sich die Strahlparameter auf den Eigenspannungsverlauf und dessen Wirktiefe auswirken. In Abb. 3.18 wird gezeigt wie die tendenzielle Wirkung einiger elementarer Strahlparameter auf die Ausbildung der Eigenspannungen im Randbereich ist.

Der Eigenspannungsbetrag wird hauptsächlich durch größere Strahlgut- und Strahlmittelhärte sowie die Strahlmittelgeschwindigkeit bzw. den Strahl Druck, weniger durch den Strahlmitteldurchmesser und die Strahlzeit erhöht. Dagegen wird die Tiefenlage des Druckeigenspannungsmaximums und überhaupt die Dicke der mit Druckeigenspannungen behafteten Randschicht wesentlich durch die Strahlmittelgeschwindigkeit bzw. den Strahl Druck, die Strahlmittelabmessungen, die Strahlzeit, die Strahlmittelhärte und die Härte des Strahlgutes beeinflusst.



**Abb. 3.18:** Wirkung elementarer Strahlparameter auf die Eigenspannungsbildung [28]

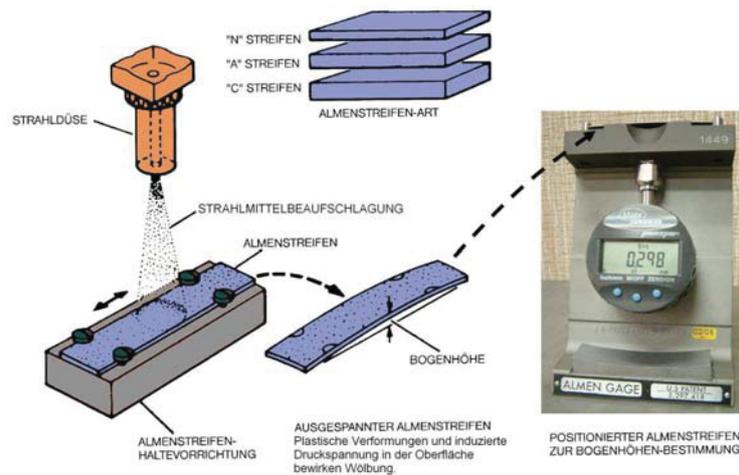
In der Praxis wird ein Strahlprozess nicht durch die oben genannten elementaren Parameter beschrieben sondern meist durch die Angabe der Almenintensität, der Überdeckung und des verwendeten Strahlmittels.

Die Almenintensität, auch Strahlintensität genannt ist ein empirisch ermittelter Wert für die Energie, welche beim Kugelstrahlen in ein genormtes Stahlplättchen eingebracht wird, und errechnet sich theoretisch entsprechend Glg. (3.20). Da sich jedoch die Stoßziffer und die Überdeckung experimentell kaum genau bestimmen lassen, wird in der Praxis der so genannte Almentest zur Kennzeichnung der Strahlintensität und des Überdeckungsgrades verwendet.

$$I = n \cdot t \cdot \frac{m \cdot v^3}{2} \cdot (1 - k^2) \quad \text{Glg. (3.20)}$$

- n*.....Anzahl der Strahlkörner je Volumeneinheit
- t*.....Strahlzeit
- m*.....Masse des Strahlmittels
- v*.....Korngeschwindigkeit
- k*.....Stoßziffer zwischen Strahlgut und Strahlmittel

Das Almentest-Verfahren basiert auf dem Prinzip der Durchbiegung normierter Plättchen durch den Beschuss mit Strahlmitteln. Die Ursache für die Entstehung der Biegung der so genannten Almenprobe ist die plastische Streckung. Die Bogenhöhe der Almenprobe (Durchbiegung) lässt sich mittels einer Messuhr bestimmen (siehe Abb. 3.19).



**Abb. 3.19:** Messprinzip von Bogenhöhe beim Almentest [45]

Werden einzelne Almenproben unterschiedlichen Strahldauern ausgesetzt, so stellen sich auch unterschiedliche Bogenhöhen ein. Dabei entspricht die gemessene Bogenhöhe in Millimeter der Strahlintensität, wobei es drei verschiedene Stärken von Almenproben gibt, die je nach Strahlanwendung ausgewählt werden. Bei den verwendeten Prüfstreifen handelt es sich um einen Federstahl SAE 1070 mit 44 – 50 HRC. Die drei verschiedenen Ausführungen der Almenplättchen für die verschiedenen Intensitätsbereiche lauten:

- Streifen „N“ für Bogenhöhen kleiner 0,1 A(mm)
- Streifen „A“ für Bogenhöhen von 0,1 bis 0,6 A(mm)
- Streifen „C“ für Bogenhöhen größer 0,6 A(mm)

Die Krümmung des Streifens nähert sich mit steigender Strahlzeit einem Sättigungswert, was in einer Sättigungskurve (Abb. 3.20) aufgetragen wird. Mit steigender Strahlzeit, steigt auch die Anzahl der Kugeleinschläge und somit auch die plastische Streckung der Oberfläche. Zeitgleich erfolgt eine Aufhärtung der Oberfläche. Diese Kaltverfestigung wirkt der plastischen Streckung entgegen und führt somit zur Sättigung der Almendurchbiegung. Die Strahlintensität beschreibt den Wert der Bogenhöhe, bei dem die Durchbiegung des Almenstreifens bei Verdoppelung der Strahlzeit nicht mehr als 10% steigt.

In der Industrie wird meist ein Bedeckungsgrad von 100% angestrebt was allerdings reell nicht bestimmbar ist. Stattdessen wird die Strahldauer bis zum Erreichen der Sättigung angegeben, die als  $t_{98\%}$  formuliert wird. Die 98% stehen für den Überdeckungsgrad, also den prozentuellen Anteil der bestrahlten Fläche, welche auch tatsächlich vom Strahlmittel getroffen wurde. Da sich die 100% Überdeckung aus statistischen Gründen nicht erreichen lässt, wird meist ein Vielfaches von  $t_{98\%}$  angegeben. Der Multiplikator von  $t_{98\%}$  wird als Strahlzeitfaktor bezeichnet. Es ist jedoch auch üblich, die Überdeckung mit mehr als 100% anzugeben.

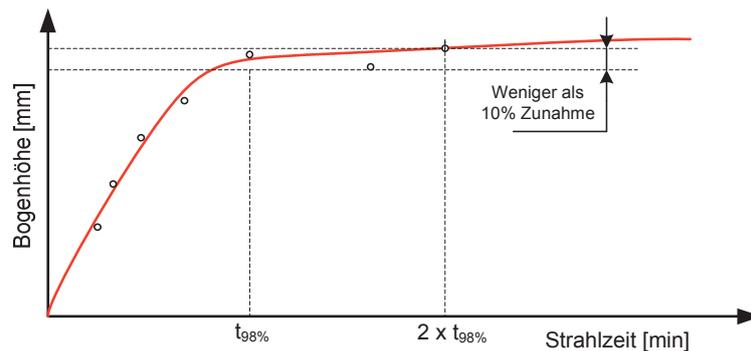


Abb. 3.20: Schematische Darstellung einer Sättigungskurve [45]

Eine gezielte Vorhersage eines Eigenspannungsverlaufs, nur aufgrund der Almenintensitäten und Überdeckungen ist kaum möglich, da gleiche Almenintensitäten und Überdeckungen durch völlig unterschiedliche Kombinationen der elementaren Strahlparameter, wie z.B. Geometrie oder Geschwindigkeit des Strahlmittels, eingestellt werden können. Aufgrund dessen kann es zu Differenzen in den Eigenspannungsverläufen kommen und in weiterer Folge auch Unterschiede in der Schwingfestigkeit hervorgerufen werden. Deshalb ist es nicht immer zweckmäßig Vergleiche mit Literaturergebnissen nur aufgrund von Almenintensität und Überdeckung anzustellen. [27], [28], [29], [30], [31], [32]

### 3.3.3. Strahlmittel

Die Auswahl des Strahlmittelwerkstoffes hängt davon ab, aus welchem Werkstoff das zu bestrahlende Bauteil ist, da das Strahlmittel eine höhere Härte haben muss. Üblicherweise kommen kugelförmige Strahlmittel aus Stahl und Gusswerkstoff zum Einsatz. Dort wo geringere Intensitäten erforderlich sind, wie z.B. bei Aluminium- und Magnesiumlegierungen oder wo die Verunreinigung des Strahlgutes durch ein Strahlmittel vermieden oder wieder beseitigt werden muss, weil sie z.B. Grund für Korrosion sein könnte, verwendet man Glasperlen oder Keramik. Für die Ausbildung des Eigenspannungsverlaufs sind primär die Härte und die Festigkeit des Strahlmittels verantwortlich. Die Kornform ist ein wesentlicher Faktor für die Entstehung der Oberflächenrauigkeit, weshalb eine Überwachung des Strahlmittels während des Prozessablaufs essentiell ist. Gebrochenes, spitzes und auch zu kleines Korn muss aus dem Strahlmittelkreislauf entfernt werden.

Die Strahlmittelkörnungen sind nach der Society of Automotive Engineers SAE J444<sup>1</sup> (DIN 8201) genormt. Die Wahl der Strahlmittelkörnung erfolgt nach der Bauteilgeometrie. Als Richtwert sollte gelten, dass der Strahlmitteldurchmesser maximal halb so groß wie der kleinste zu strahlende Radius sein soll, damit auch in diesen Bereichen die gewünschte Verfestigung erzielt wird. Eine Auflistung der Strahlmittel ist in [33] zu finden.

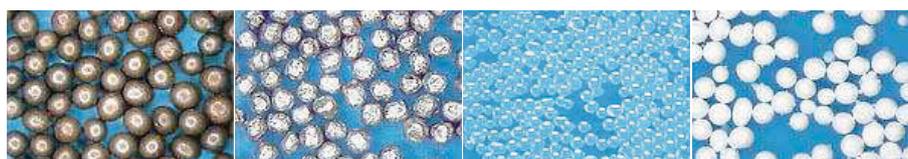


Abb. 3.21: Strahlmittelarten;  
 von links nach rechts: Stahlguss rund; Stahldrahtkorn; Glasperlen; Keramikperlen [34]

### 3.3.4. Wirkung des Kugelstrahlens auf die Schwingfestigkeit

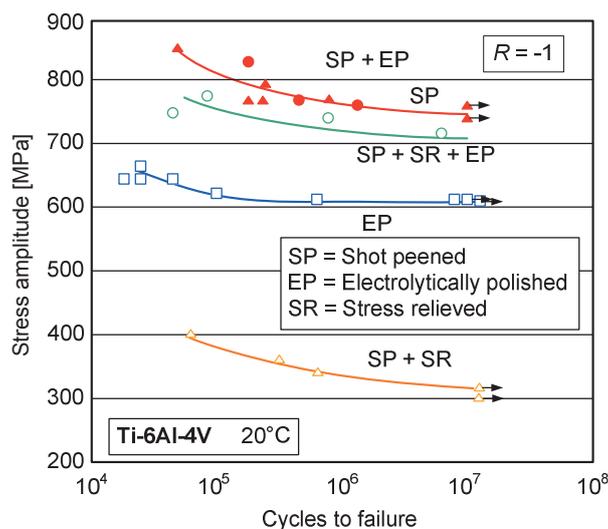
Zahlreichen Arbeiten in der Literatur zeigen, dass sich das Kugelstrahlen positiv auf die Schwingfestigkeit auswirkt. D.h. im Allgemeinen wird eine Erhöhung der Lebensdauer erzielt. Eine Erklärung hierfür liefert die Superposition der erzeugten Druck-Eigenstressungen in den oberflächennahen Schichten mit den Zug- und Druck-Spannungen durch die Lastaufbringung (Abb. 3.13).

Die resultierende Spannung bei einem beliebigen Abstand von der Oberfläche ist gleich groß wie die Summe aus Eigenstressung und der Zug- bzw. Druck-Spannung auf Grund der Lastaufbringung bei diesem Abstand. Die Spannungsspitzen der Belastung werden abgebaut und in tiefere Randschichten verschoben. Überdies verzögern die vom Kugelstrahlen eingebrachten Druckeigenstressungen und hohen Versetzungsdichten in der Randzone etwaige Rissbildung und Rissausbreitung. [35], [36]

Beim relativ kerbempfindlichen Ti-6Al-4V muss darauf geachtet werden, dass gewisse Strahlparameter, wie z.B. Strahlintensität nicht beliebig stark durchgeführt werden können weil es durch die zunehmende Rauigkeit zu einer Abnahme der Schwingfestigkeit führt. Weiters kann ein Überstrahlen auftreten, bei dem die Schwingfestigkeit aufgrund von Materialschädigung absinkt.

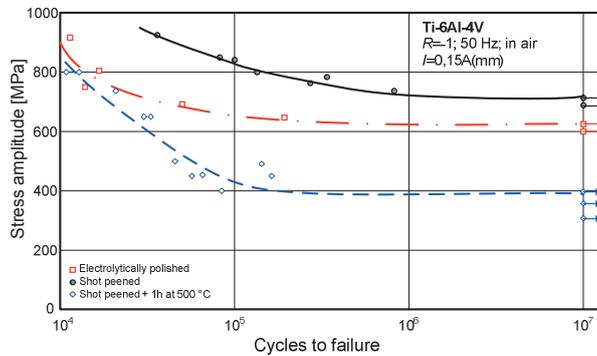
In der Literatur wurden unzählige Arbeiten zu diesem Thema veröffentlicht. Aufgrund der Vielseitigkeit der Legierung Ti-6Al-4V gibt es einen großen Wertebereich der Resultate, wie dies bereits schon bei der Schwingfestigkeit festgestellt wurde. Jetzt kommt noch der Einfluss der Parameterkombinationen des Kugelstrahlprozesses hinzu.

Abb. 3.22 zeigt, wie sich das Kugelstrahlen auf die Schwingfestigkeit der Titanlegierung Ti-6Al-4V nach Gray H. et. al. [10], auswirkt. Im Vergleich zum Referenz-Zustand, dem elektrolytisch polierten Zustand, resultiert durch das Kugelstrahlen eine Steigerung der Dauerfestigkeit von rund 23%. Der EP-Zustand ist eigenstressungsfrei, weist keine hohe Versetzungsdichte im Randbereich auf und besitzt dazu noch eine sehr glatte Oberfläche. Es handelt sich dabei um ungekerbte Proben wobei die Prüfung durch Umlaufbiegung erfolgte. Des Weiteren wurden die Proben mit einer Strahlintensität von  $I = 0,28 \text{ A(mm)}$  gestrahlt.



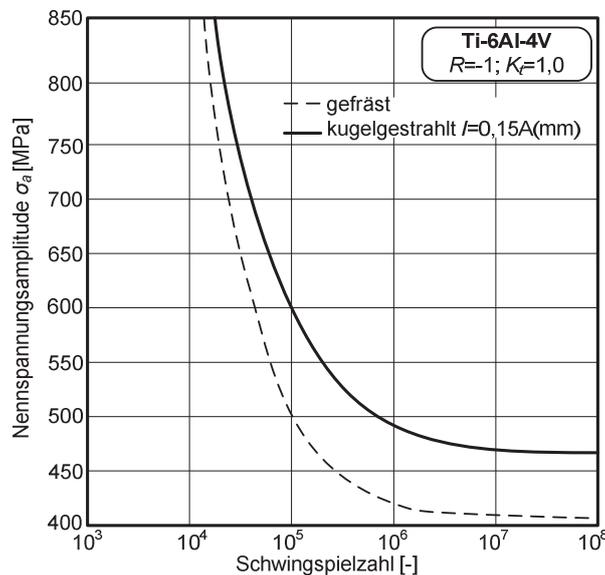
**Abb. 3.22:** Einfluss des Kugelstrahlens auf die Schwingfestigkeit nach Gray H. et al. [10]

Wagner L. et al. [1] erreichten an ihren Versuchen an fein globularem Gefüge eine Steigerung der Dauerfestigkeit von ca. 17%. Die Strahlbehandlung erfolgte mit S230 ( $\varnothing 0,6$  mm) Stahlkugeln und einer Strahlintensität von  $I = 0,15$  A(mm). Die Proben hatten die Form einer Sanduhr und einen Durchmesser von  $d = 3,8$  mm. Die daraus resultierenden Wöhlerlinien zeigt Abb. 3.23.



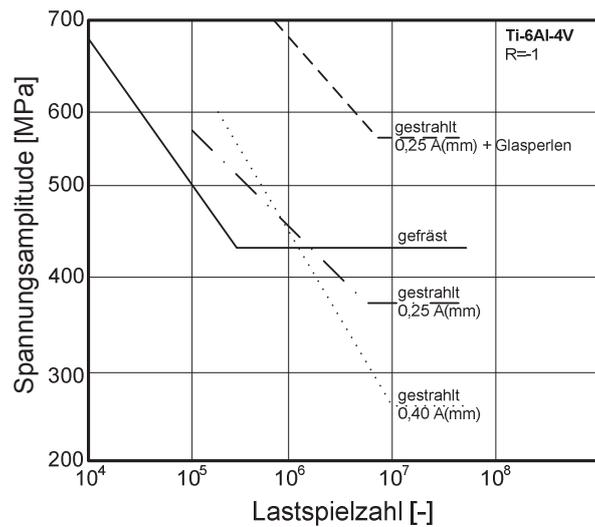
**Abb. 3.23:** Einfluss des Kugelstrahlens auf die Schwingfestigkeit von Ti-6Al-4V nach Wagner L. et al. [1]

Wie auch Wagner L. erzielten auch Franz H.E. und Olbricht A. [37] eine ähnliche Verbesserung der Dauerfestigkeit. Auch hier wurde mit einer Intensität von  $I = 0,15$  A(mm) gestrahlt und es erfolgte eine Steigerung der Dauerfestigkeit von rund 15%, was in Abb. 3.24 zu sehen ist.



**Abb. 3.24:** Einfluss des Kugelstrahlens auf die Schwingfestigkeit von Ti-6Al-4V nach Franz H. E. et al. [37]

Eine weitere Publikation dazu ist jene von Wohlfahrt H. [35], der durch Kugelstrahlen ein Absinken der Dauerfestigkeit bei gleichzeitigem Anstieg der Zeitfestigkeit erreichte. Erst nach zusätzlichem Strahlen mit Glasperlen, was zur Oberflächenglättung verwendet wird, erzielte man eine Dauerfestigkeitssteigerung von rund 25%. Bei der Titanlegierung Ti-6Al-4V bewirken nur gezielt ausgewählte Strahlbedingungen eine Wechselfestigkeitssteigerung gegenüber dem üblichen gefrästen Zustand. Die Ergebnisse zeigt Abb. 3.25.

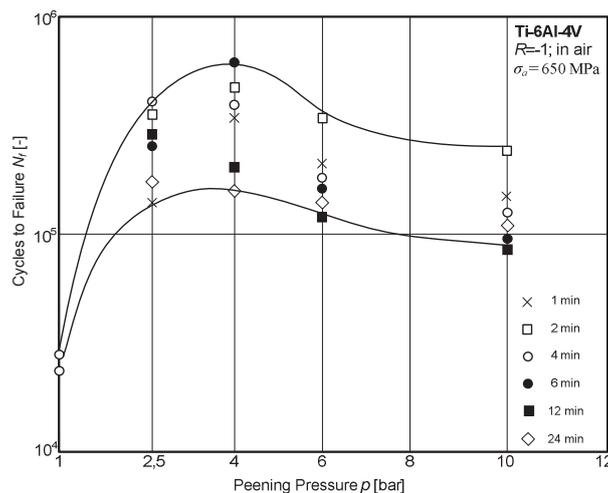


**Abb. 3.25:** Einfluss des Kugelstrahlens auf die Schwingfestigkeit von Ti-6Al-4V nach Wohlfahrt H. [35]

Wagner L. und Lütjering G. [1], [2] erforschten den Einfluss der Kugelstrahlparameter Strahldruck und Strahldauer auf die Randschicht, welche charakterisiert wird über Oberflächenrauheit, Eigenspannungen und Mikrohärtte, sowie auf die Schwingfestigkeit anhand von Umlaufbiegeversuchen auf einem Lastniveau.

Dabei erhielten sie einen Anstieg der Druckeigenspannungsmaxima sowie der Tiefe der Druckeigenspannungen mit steigendem Strahldruck. Nach einer bestimmten Strahldauer, erreichte die Oberflächenrauheit eine Sättigung, wobei das Sättigungsniveau mit dem Strahldruck anstieg. Die Mikrohärtte fiel mit zunehmendem Strahldruck bzw. mit zunehmender Strahldauer ab.

In Abb. 3.26 wird veranschaulicht wie sich der Strahldruck und die Strahldauer auf die Schwingfestigkeit von grob lamellarem Ti-6Al-4V auswirken. Die Prüfung erfolgte durch Umlaufbiegung auf einem Lastniveau von 650 MPa.



**Abb. 3.26:** Einfluss der Strahlparameter auf die Schwingfestigkeit nach Wagner L. und Lütjering G. [2]

Wie in der Abb. 3.26 deutlich zu erkennen ist liegt das Maximum der Schwingfestigkeit bei einem Strahldruck von 4 bar und einer Strahldauer von 6 Minuten.

## 4. Experimentelle Untersuchungen

### 4.1. Verwendete Prüfmaschinen und Geräte

#### 4.1.1. Konfokales Lasermikroskop Olympus LEXT OLS3000

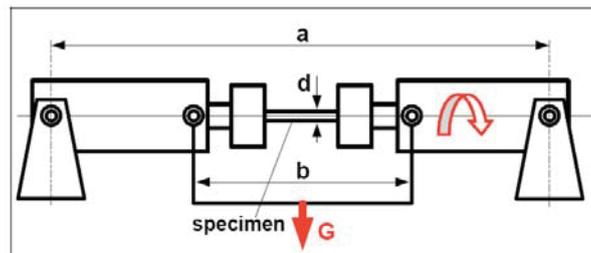
Dieses Mikroskop ist ein Confocal Laser Scanning Microscope der Firma Olympus, welches zusätzliche Funktionen (Hellfeld, Dunkelfeld, Differential Interference Contrast DIC) eines Lichtmikroskops bietet. Es erreicht eine maximale Vergrößerung von 14400x und erlaubt 3-dimensionale Oberflächendarstellung und Vermessung sowie Rauheitsbewertung. Es wurde zur Rauheitsmessung der Proben eingesetzt.

#### 4.1.2. Stereomikroskop SZX12

Dieses Mikroskop wurde für die Analyse der Bruchflächen eingesetzt. Es bietet Vergrößerungen von 3,5-fach bis 144-fach.

#### 4.1.3. Umlaufbiegemaschine AMB UB3

Bei dieser Umlaufbiegemaschine handelt es sich um eine eigens konstruierte und gebaute Prüfmaschine des Institutes für Allgemeinen Maschinenbau der Montanuniversität Leoben, welche sich für einstufige Umlaufbiegeversuche eignet. Durch den 4-Punkt-Umlaufbiege Aufbau wird ein konstanter Biegemomentverlauf über die ganze Probe gewährleistet, was bei einem 3-Punkt Biegeversuch nicht gegeben ist. Abb. 4.1 demonstriert das Arbeitsprinzip einer solchen 4-Punkt Umlaufbiegemaschine.



**Abb. 4.1:** Arbeitsprinzip eines 4-Punkt Umlaufbiegeprüfstandes

Die Proben werden an beiden Enden mittels einer Spannzanze eingespannt, welche in eine konische Spindel eingebaut werden. Diese Lösung hat mehrere Vorteile, wie der breite Bereich der Einspanndurchmesser (von 8mm bis 16 mm) und die Austauschbarkeit der Spannhülsen, die durch Fretting gefährdet werden. Jede Spindel ist in einem Lagerbock gelagert damit sie um die Probenachse rotieren können. Die beiden Lagerböcke lassen sich um die Querachse schwenken. Auf diese Art leitet das Gewicht  $G$  ( $G=mg$ ) (Abb. 4.1) ein konstantes Biegemoment  $M_b$  entlang der Probe ein.

$$M_b = G \frac{(a-b)}{4} \quad \text{Glg. (4.1)}$$

Die Biegeennspannung berechnet sich wie folgt:

$$\sigma_b = mg \frac{(a-b)}{4} \frac{32}{d^3 \pi} \quad \text{Glg. (4.2)}$$

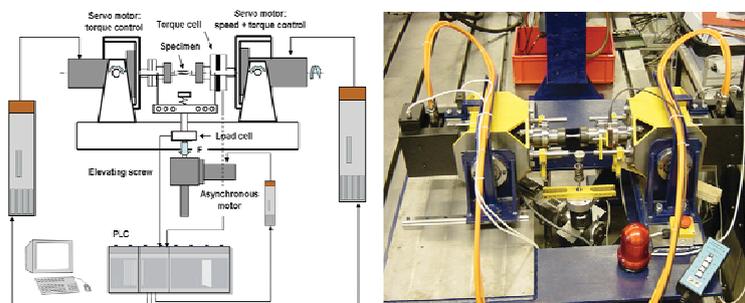
Der UB3 Prüfstand auf dem die Versuche gefahren worden sind, wird in Abb. 4.2 gezeigt. Der elektrische Antrieb ist ein Asynchronmotor ( $P = 0,55 \text{ kW}$ ) mit Frequenzumrichter – Steuerung. Die Drehzahl ist einstellbar von ca. 500 bis 5500 U/min, was eine Prüffrequenz bis ca. 95 Hz erlaubt. Der obere Drehzahlbereich verlangt allerdings wegen Resonanzgefahr erhöhte Form- und Lagetoleranzen der Proben.



**Abb. 4.2:** UB3 Prüfstand

#### 4.1.4. Mehraxiale Prüfmaschine AMB TOBI1

Bei diesem Prüfstand handelt es sich auch um eine Eigenentwicklung des Institutes für Allgemeinen Maschinenbau der Montanuniversität Leoben. Er wurde entwickelt, um die in der Realität oft vorkommenden kombinierten Belastungen von Biegung und Torsion, so realitätsnahe wie möglich abbilden zu können. An dieser Prüfmaschine sind sowohl einaxiale Versuche bei reiner Umlaufbiegung und reiner Torsion, als auch mehraxiale Versuche für kombinierte Belastungen von Umlaufbiegung und Torsion bei einer Prüffrequenz von bis zu 60 Hz durchführbar. In Abb. 4.3 ist der schematische Aufbau des Prüfstandes und die bereits bestehende Prüfmaschine, die am Institut für Allgemeinen Maschinenbau der Montanuniversität Leoben steht, zu sehen. Das Aufbringen des Biegemomentes erfolgt über eine Gewindespindel die von einem Asynchronmotor angetrieben wird.



**Abb. 4.3:** Schematische Aufbau (li) und bestehende mehraxiale Prüfmaschine TOBI1 (re)

#### 4.1.5. SincoTec Resonanzprüfmaschine 150 MAG

Auf dieser Prüfmaschine wurden die Zug/Druck-Versuche gefahren um den Mittelspannungseinfluss auf die Schwingfestigkeit von Ti-6Al-4V zu bestimmen. Bei der Prüfmaschine handelt es sich um eine elektromagnetische Resonanzprüfmaschine der Reihe POWER SWING NewLine der Firma SincoTec<sup>®</sup> mit einer Nennkraft von 150 kN. Der Prüfstand ist als Dreimassenschwinger ausgeführt und verfügt zur Beeinflussung der Prüffrequenz über schraubbare Zusatzgewichte. In Abb. 4.4 ist der Aufbau dieser Prüfeinheit dargestellt.



Abb. 4.4: Resonanzprüfmaschine

## 4.2. Werkstoff und verwendete Probengeometrien

### 4.2.1. Prüfmaterial

Das in dieser Diplomarbeit verwendete Material wurde von der Firma Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG, in Form von Ti-6Al-4V V-Shapes, bereitgestellt. Die Schmiedestücke bestehen aus einem ( $\alpha+\beta$ )-Gefüge.

### 4.2.2. Herstellung

Der Herstellungsablauf wurde von der Firma Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG mit dem Finiten Element Programm Deform<sup>TM</sup> simuliert. Die einzelnen Simulationsschritte sind in Abb. 4.5 zu sehen. Dabei erfolgt der Schmiedevorgang in zwei Hitzen mit je einer Pressung. Ein Hauptkriterium für die V-Shape Gestalt war es, einen möglichst gleichmäßigen Umformgrad in Längsrichtung zu erreichen. Dieser war erforderlich um einen möglichst gleichmäßigen Messbereich der Proben, die quer aus dem V-Shape herausgeschnitten wurden, zu haben. Das Resultat der Finiten Element Analyse bezüglich des Umformgrades und der Temperaturverteilung in der V-Shape Geometrie sind in Abb. 4.6 dargestellt.

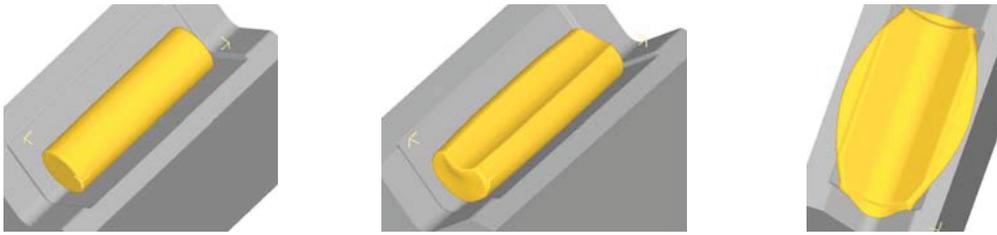


Abb. 4.5: Halbzeug (l), dir erste Pressung (m), fertiges V-Shape (r)

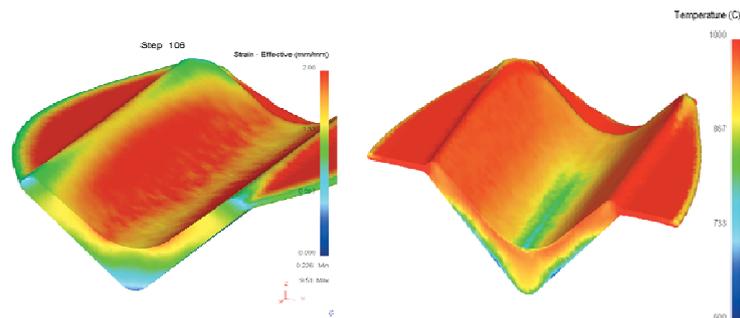


Abb. 4.6: Verteilung von Umformgrad (l) und Temperatur (r) im V-Shape

#### 4.2.2.1. Schmieden

Der Rohmaterial-Block für die V-Shapes hatte einen Durchmesser von 230 mm. Dieser wurde zuerst in einem Ofen auf 940 °C erwärmt und anschließend mit einem Freiformschmiedehammer zu einem Halbzeug mit einem Durchmesser von 100 mm vorgeschmiedet. Dieses Halbzeug wurde danach in einem Drehherdofen auf eine Temperatur von 930 °C erwärmt und in weiterer Folge mit Hilfe einer 350MN Spindelpresse fertig geschmiedet (Abb. 4.7 und Abb. 4.8). Dabei erfolgte das Schmieden in zwei Hitzen mit je einer Pressung.



Abb. 4.7: Rohmaterial (li), Drehherdofen (m), Gesenk (re)



Abb. 4.8: Schwenkvorrichtung mit V-Shape (li), 350MN-Spindelpresse(m), fertiges V-Shape (re)

#### 4.2.2.2. Wärmebehandlung

Nach dem Schmiedeprozess wurde nachträglich ein Mill-Glühen (720°C / 2h / Luftabkühlung) durchgeführt. Dabei wurden die V-Shapes zwei Stunden lang bei einer Temperatur von 720 °C geglüht und anschließend an Luft abgekühlt.

#### 4.2.2.3. Gefügecharakterisierung

In dieser Diplomarbeit wurde ausschließlich die ( $\alpha+\beta$ )-Legierung Ti-6Al-4V behandelt. Je nach verwendeter Wärmebehandlung können die Mikrostruktur und folglich auch die mechanischen Eigenschaften des Ti-6Al-4V sehr variieren.

Infolge der oben beschriebenen Bearbeitung und Wärmebehandlung entstand das in Abb. 4.9 gezeigte Gefüge.

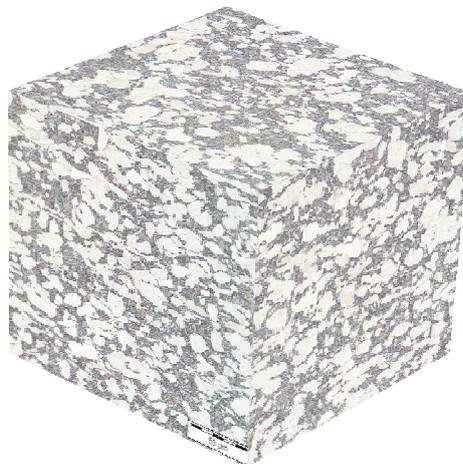


Abb. 4.9: V-Shape mill-annealed Gefüge der Titanlegierung Ti-6Al-4V

Dabei handelt sich um ein mill-annealed Gefüge, das aus einem Anteil von globularer, primärer  $\alpha$ -Phase in einer Matrix aus lamellar angeordnetem  $\alpha$  und  $\beta$  besteht. Solche Gefüge sind bekannt für ihr ausgewogenes Profil an Gebrauchseigenschaften, da sie die guten Eigenschaften von lamellaren und globularen Gefügen vereinen. In Anbetracht der gewählten Schmiedetemperatur von 930°C (durchaus typisch für die  $(\alpha+\beta)$ -Legierung Ti-6Al-4V) ist eine Kristalltextur nicht vorhanden [41]. Was jedoch gut erkennbar ist, ist die ausgeprägte Textur der primären  $\alpha$ -Körner (weiße Flächen in Abb. 4.9) die aufgrund des Schmiedeprozesses entstand, da Mill-annealing zu keiner kompletten Rekristallisation führt. Es wurde eine durchschnittliche  $\alpha$ -Korngröße von 8,7  $\mu\text{m}$ , ein  $(\alpha+\beta)$ -Gehalt von 20,3% und eine  $\alpha$ -Lamellenlänge von 0,65  $\mu\text{m}$  ausgewertet.

Seitens des Herstellers gibt es keine exakten Angaben bezüglich der chemischen Zusammensetzung, jedoch befinden sich sämtliche Werte innerhalb der von der ASTM B348 vorgeschriebenen Grenzen.

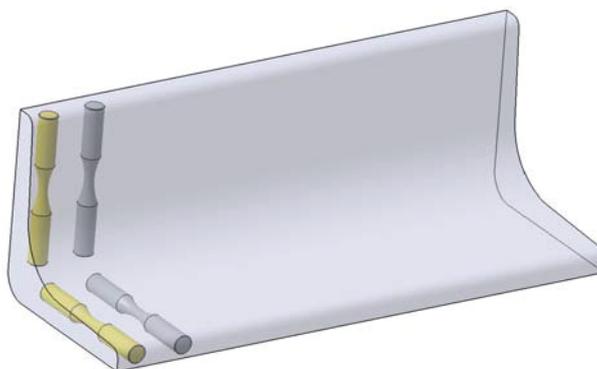
Ti	Al	V	C	Fe	O <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>
Basis	5,5 – 6,75	3,5 – 4,5	< 0,10	< 0,40	< 0,20	< 0,0125	< 0,05

**Tab. 4.1:** Chemische Zusammensetzung von Ti-6Al-4V nach ASTM B348 in Prozent [11]

### 4.2.3. Probenfertigung

Die Proben für die Versuche wurden aus dem V-Shapes entnommen. Dabei wurden die V-Shapes Bandsäge zerschnitten. Anschließend wurden diese Teile auf einer Universalfräsmaschine zu einem 4-Kant gefräst. Danach erfolgte eine Drehbearbeitung auf einer konventionellen Drehmaschine, wo aus jedem 4-Kant ein Rundstab gedreht wurde. Schlussendlich spannte man die Rundstäbe in eine CNC-Drehmaschine, wo sie deren fertige Endgeometrie erhielten.

Diese Bearbeitungsschritte erfolgten sowohl für die ungestrahlten als auch die im gestrahlten Zustand geprüften Proben, um Einflüsse der Drehparameter auf die Schwingfestigkeit und die Eigenschaften der Randzone (Eigenspannungen, etc.) ausschließen zu können. Näheres zum Kugelstrahlen der Proben findet sich im Kapitel “Verwendete Strahlparameter beim Kugelstrahlen“.



**Abb. 4.10:** Probenentnahme aus dem V-Shape

#### 4.2.4. Probengeometrien für die Ermüdungsversuche

##### 4.2.4.1. Probengeometrien für die Umlaufbiege-Prüfung

Für die Umlaufbiege-Prüfung (UB) werden drei verschiedene Probengeometrien verwendet. Alle Proben besitzen im Prüfquerschnitt einen Durchmesser von 6 mm. Neben der in Abb. 4.11 gezeigten ungekerbten Probe wurden auch gekerbte Proben eingesetzt. Die Geometrien der gekerbten Proben sind Abb. 4.13 und Abb. 4.12 zu entnehmen. Die ungekerbten Proben wurden mit Strahlintensitäten von  $I=0,16$  A(mm),  $I=0,20$  A(mm) und  $I=0,25$  A(mm) kugelgestrahlt. Die gekerbten Proben ausschließlich mit der Intensität von  $I=0,16$  A(mm).

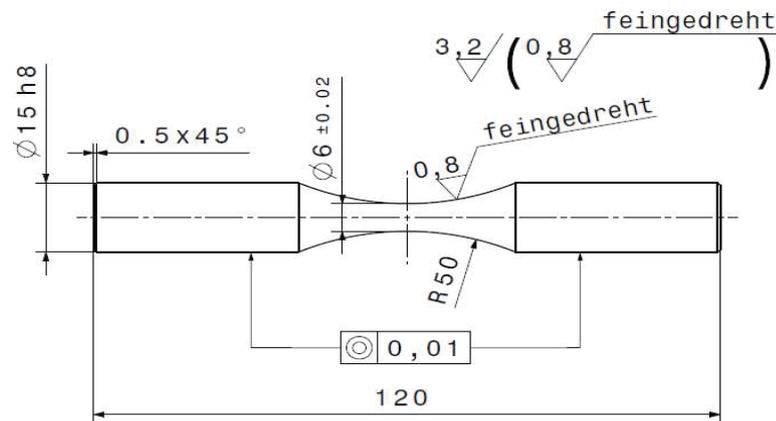


Abb. 4.11: Ungekerbte Probengeometrie für Umlaufbiegung,  $r=50$  mm,  $d=6$  mm

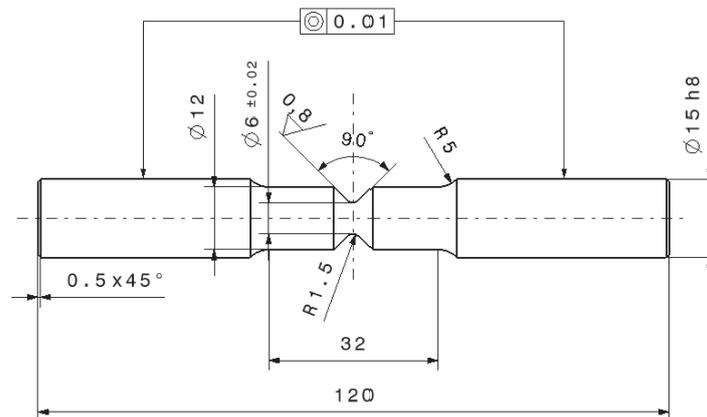
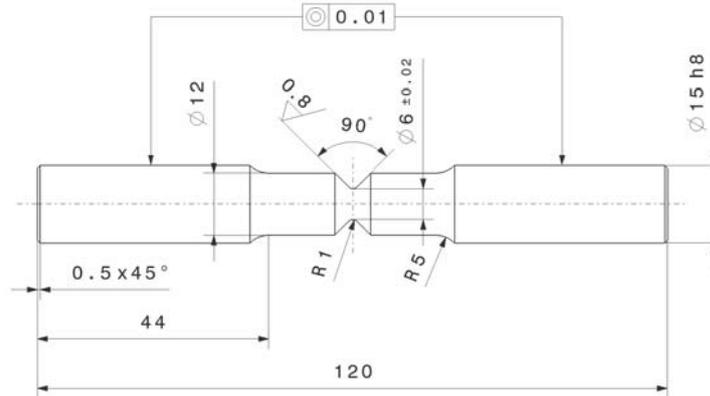


Abb. 4.12: Gekerbte Probengeometrie für Umlaufbiegung,  $r=1,5$  mm,  $d=6$  mm



**Abb. 4.13:** Stark gekerbte Probengeometrie für Umlaufbiegung,  $r = 1 \text{ mm}$ ,  $d = 6 \text{ mm}$

#### 4.2.4.2. Probengeometrien für die Zug/Druck-Prüfung

Für die Zug/Druck-Versuchsdurchführung wurden ausschließlich die ungekerbten Probengeometrien (Abb. 4.11) verwendet.

#### 4.2.4.3. Probengeometrie für die Torsions- und Multiaxial-Prüfung

Die für die Torsions- bzw. Multiaxial-Prüfung (TOBI) eingesetzte Probengeometrie ist gleich jener der ungekerbten, die bei der Umlaufbiegeprüfung verwendet wurde (Siehe Abb. 4.11).

#### 4.2.5. Ermittlung von Kerbformzahl $K_t$ und rel. Spannungsgradient $\chi^*$

An dieser Stelle sei auf die Dissertation von Oberwinkler B. [19] verwiesen werden, aus der die Werte für  $K_t$  und  $\chi^*$  entnommen wurden. Hier wird nur kurz erläutert wie die Ermittlung dieser beiden Werte erfolgte.

Die Bestimmung der Kerbformzahl  $K_t$  und des bezogenen Spannungsgefälles  $\chi^*$  wurde mit Hilfe einer Finite-Elemente-Simulation im Programm Abaqus<sup>®</sup> durchgeführt. Aus den Normalspannungsverläufen lässt sich  $K_t$  durch Glg. (3.4) ermitteln. Für Rundproben mit dem Durchmesser  $d$  im Prüfquerschnitt wird die Nennspannung bei einem angelegten Biegemoment  $M_b$  wie folgt berechnet:

$$\sigma_{nenn} = \frac{32 \cdot M_b}{d^3 \cdot \pi} \quad \text{Glg. ( 4.3)}$$

Die Berechnung des bezogenen Spannungsgefälles kann mit Hilfe von Glg. (3.7) erfolgen. Es besteht die Möglichkeit sowohl den Normalspannungsverlauf als auch den Vergleichsspannungsverlauf (z.B. nach v.Mises) für die Ermittlung von  $\chi^*$  heranzuziehen, jedoch ist es üblich den Normalspannungsverlauf zu verwenden. Deshalb wird auch bei der Auswertung der Wöhlerversuche das auftretende bezogene Spannungsgefälle in Bezug auf die Normalspannungen genommen. Tab. 4.2 zeigt die ermittelten Werte der verwendeten Proben.

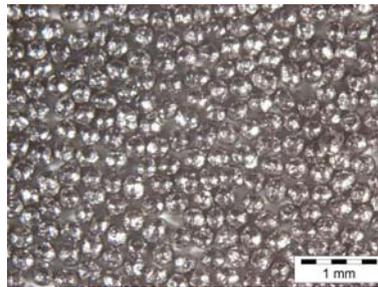
Belastungsart	Kerbform	Kerbradius [mm]	$K_t$ [-]	$\chi^*$ [mm <sup>-1</sup> ]	$K_{t,Mises}$ [-]	$\chi^{*Mises}$ [mm <sup>-1</sup> ]
Zug/Druck	ungekerbt	50	1.03	0.04	1.02	0.05
Zug/Druck	gekerbt	5	1.25	0.41	1.17	0.56
Zug/Druck	stark gekerbt	1	2.05	2.54	1.84	3.60
Umlaufbiegung	ungekerbt	50	1.02	0.37	1.01	0.38
Umlaufbiegung	gekerbt	1.5	1.50	1.58	1.36	2.05
Umlaufbiegung	stark gekerbt	1	1.69	2.11	1.52	2.73
Torsion	ungekerbt	50	1.01	0.36	-	0.36

**Tab. 4.2:** Relativer Spannungsgradient und Kerbformzahl der Rundproben [19]

### 4.3. Verwendete Strahlparameter beim Kugelstrahlen

#### 4.3.1. Strahlmittel

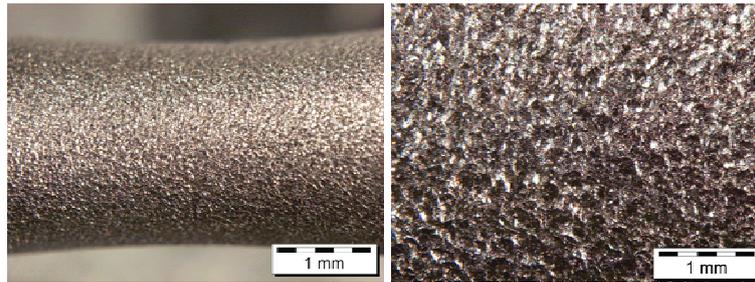
Bei dem verwendeten Strahlmittel handelt es sich um ein kugelförmiges Drahtkorn der Kornklasse 0,35 mm mit einer Härte von 640 HV und hat die Bezeichnung StD-G3-0,35-HV640. Sämtliche Parameter des Strahlmittels betreffend wurden konstant gehalten, um einen Einfluss seitens des Strahlmittels auf die Ergebnisse ausschließen zu können.



**Abb. 4.14:** Strahlmittel [38]

Wie bereits in Kapitel 3.3.3 erwähnt sind die Strahlmittel nach SAE (Society of Automotive Engineers) bzw. DIN 8201 genormt. Überdies gibt es von der U.S. Navy Vorgaben hinsichtlich Korngröße beim Kugelstrahlen von Ti-6Al-4V. Diese liegen bei 110 bis 170 nach SAE Bezeichnung, was einer nominellen Korngröße von 0,28 bis 0,43 mm entspricht. Somit liegt das hier verwendete Strahlmittel bezüglich Korngröße innerhalb des von der U.S. Navy geforderten Spektrums. [39]

In den beiden nachfolgenden Bildern ist eine kugelgestrahlte Oberfläche zu sehen. Die Aufnahme erfolgte mit einem Stereomikroskop des Typs SZX12. Bei dem linken Bild wurde eine 11,2-fache und beim rechten eine 40-fache Vergrößerung verwendet. Ein Unterschied zwischen einer 0,25 A(mm) und einer 0,16 A(mm) gestrahlten Oberfläche ist mittels Stereomikroskop kaum erkennbar.



**Abb. 4.15:** kugelgestrahlte Oberfläche  $I = 0,25 \text{ A(mm)}$

### 4.3.2. Intensität und Überdeckung

Bis auf die beiden Strahlparameter Intensität und Überdeckung wurden alle anderen konstant gehalten, um Einflüsse auf die Ergebnisse zu vermeiden. Bezüglich Intensität für Ti-6Al-4V gibt es von der Military Specification (MIL) Vorgaben, die der nachfolgenden Tab. 4.3 zu entnehmen sind.

Dicke [mm]	Intensität [A(mm)]
bis 2,30	0,08 bis 0,15
2,31 und höher	0,15 bis 0,25

**Tab. 4.3:** MIL-Vorgaben hinsichtlich Strahlintensität für Ti-6Al-4V [40]

Die in dieser Arbeit verwendeten Proben wurden mit Intensitäten von  $I=0,16 \text{ A(mm)}$ ,  $I=0,20 \text{ A(mm)}$  und  $I=0,25 \text{ A(mm)}$  gestrahlt. Tab. 4.4 gibt einen Überblick welche Probengeometrien mit welchen Intensitäten gestrahlt worden sind.

Belastungsart	Intensität [A(mm)]	Radius [mm]
UB	$I= 0,16$	R= 50
UB	$I= 0,16$	R= 1,5
UB	$I=0,16$	R= 1
UB	$I= 0,20$	R= 50
UB	$I= 0,25$	R= 50
Torsion	$I= 0,16$	R= 50
TOBI	$I= 0,16$	R= 50

**Tab. 4.4:** Überblick der verwendeten Strahlintensitäten

Das Kugelstrahlen wurde mittels Druckluft durchgeführt. Die dazugehörigen Sättigungskurven sind aus den nachfolgenden Abbildungen ersichtlich. Als Soll-Überdeckung wurden 200 % vorgegeben.

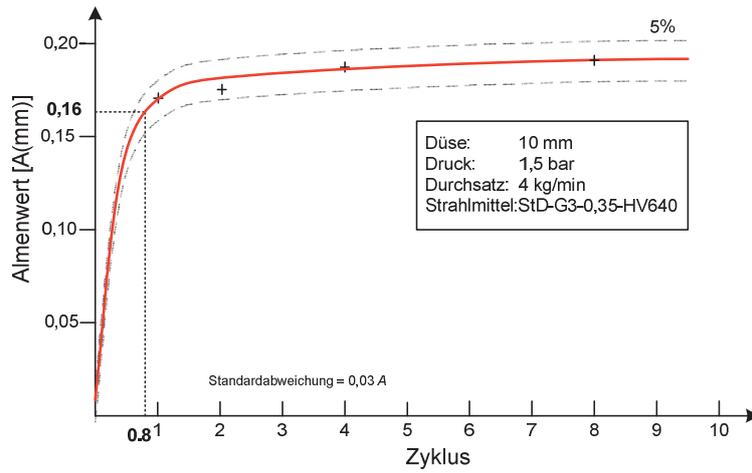


Abb. 4.16: Sättigungskurve für eine Strahlintensität von  $I=0,16$  A(mm)

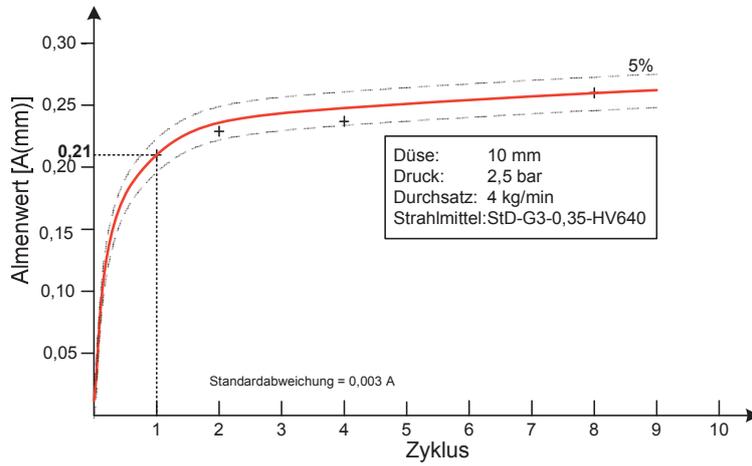


Abb. 4.17: Sättigungskurve für eine Strahlintensität von  $I=0,20$  A(mm)

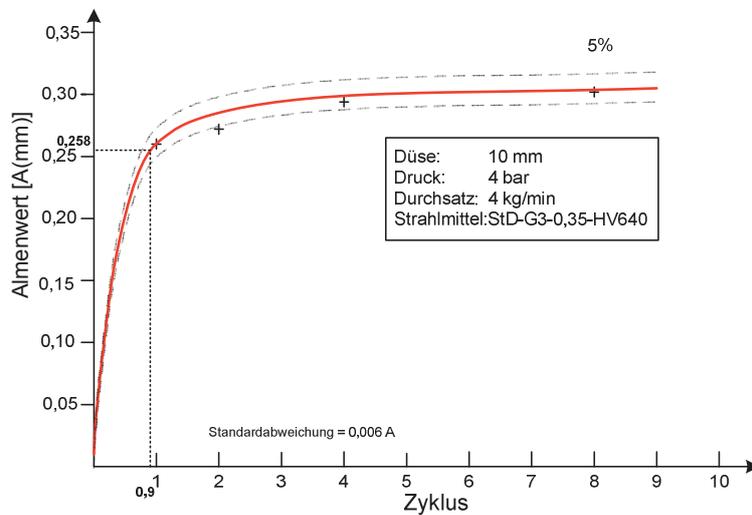


Abb. 4.18: Sättigungskurve für eine Strahlintensität von  $I=0,25$  A(mm)

## 4.4. Charakterisierung der Randschicht

Um die Einflüsse des Kugelstrahlens auf das Material festzustellen, muss die Randschicht der Proben charakterisiert werden. Dazu dienen im Wesentlichen drei Parameter:

- Gefüge der Randschicht
- Eigenspannungszustand in der Randschicht
- Oberflächentopographie

### 4.4.1. Gefüge der Randschicht

Im Bereich der Randschicht lässt sich, laut Arbeiten von Oberwinkler B. [14] und Crößmann I. [26], infolge des Kugelstrahlens eine plastische Deformation im Gefüge erkennen. Dabei kommt es zu einer Quetschung der  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phase im Randbereich der Proben. Die Tiefen der sichtbaren plastischen Verformungen liegen je nach Strahlintensität zwischen 10  $\mu\text{m}$  und 30  $\mu\text{m}$ . Bei einer Intensität von  $I=0,16 \text{ A(mm)}$  stellte Oberwinkler B. [14] eine plastische Deformation in einer Tiefe von 10 bis 15  $\mu\text{m}$ , sowohl bei einem globularen als auch bei einem lamellaren Gefüge, fest. Dasselbe erfolgte auch bei der höheren Strahlintensität von  $I=0,25 \text{ A(mm)}$ . Wie zu erwarten, fielen die plastischen Deformationen im Gefüge deutlicher aus und deren Tiefe stieg in den Bereich von ca. 20 bis 25  $\mu\text{m}$ . Aufgrund dieser Ergebnisse wurde auf eine Gefügeanalyse der Randschicht der aktuellen Proben verzichtet, da diese mit den gleichen Strahlintensitäten gestrahlt wurden und kein nennenswerter Informationsgewinn zu erwarten war.

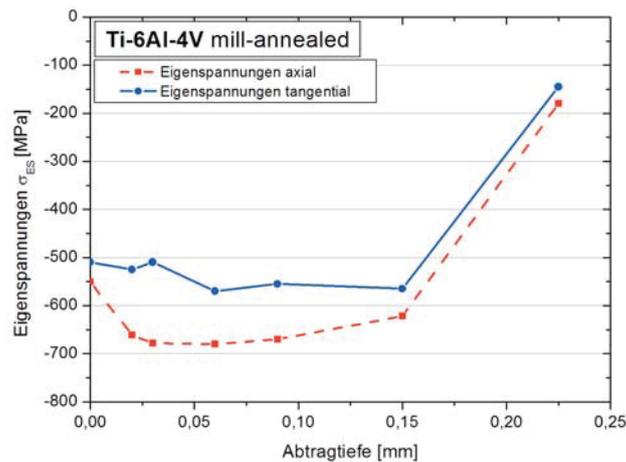
### 4.4.2. Eigenspannungen

Die Eigenspannungsmessung der Proben erfolgte am Institut für Füge- und Schweißtechnik der Technischen Universität Braunschweig unter Anwendung des röntgenographischen  $\sin^2\psi$ -Verfahrens. Jeweils eine ungekerbte Probe der verwendeten Strahlintensitäten  $I=0,16 \text{ A(mm)}$ ,  $I=0,20 \text{ A(mm)}$ ,  $I=0,25 \text{ A(mm)}$  und eine Probe im ungestrahlten Zustand wurden vermessen. Die gekerbten Proben wurden nur im ungestrahlten Zustand hinsichtlich ihrer Eigenspannungen charakterisiert. Zur Verdeutlichung dient Tab. 4.5.

Strahlintensität [A(mm)]	Kerbform	Kerbradius [mm]
0,16	ungekerbt	50
0,20	ungekerbt	50
0,25	ungekerbt	50
ungestrahlt	ungekerbt	50
ungestrahlt	stark gekerbt	1
ungestrahlt	gekerbt	1.5
ungestrahlt	mild gekerbt	5

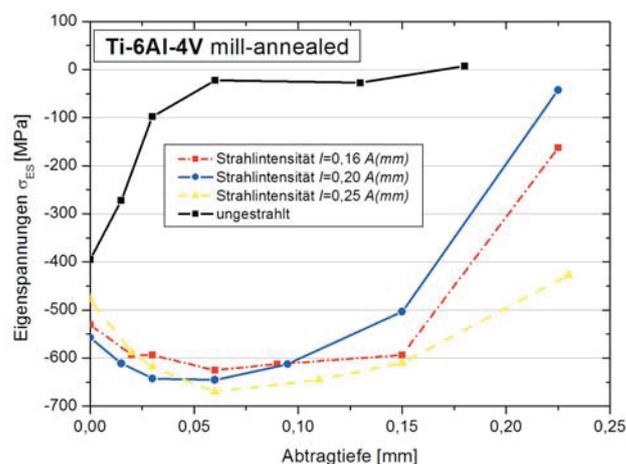
**Tab. 4.5:** Proben die einer Eigenspannungsmessung unterzogen worden sind

Gemessen wurden Eigenspannungen in axialer und tangentialer Richtung. Als Beispiel dient Abb. 4.19. Dabei handelt es sich um eine ungekerbte ( $r = 50 \text{ mm}$ ) Probe, die mit einer Strahlintensität  $I = 0,16 \text{ A(mm)}$  gestrahlt wurde.



**Abb. 4.19:** Eigenspannungsverlauf in axialer und tangentialer Richtung einer ungekerbten Probe, gestrahlt  $I = 0,16 \text{ A(mm)}$

In der Arbeit von Oberwinkler B. [14] wurde gezeigt, dass sich die Axial bzw. Tangentialeigenspannungen nach einer Belastung auf einen Mittelwert einstellen. Dies wurde anhand von Eigenspannungsmessungen vor und nach dem Belasten einer Probe bestätigt. Des Weiteren konnte eine Relaxation der Eigenspannungen bei höheren Belastungen festgestellt werden. Um einen Vergleich der Messungen darstellen zu können wurden daher die Mittelwerte zwischen den axial- und tangential gemessenen Eigenspannungen berechnet. Die gemittelten Verläufe der Eigenspannungen sind in Abb. 4.20 dargestellt.



**Abb. 4.20:** Gegenüberstellung der Eigenspannungen zwischen gestrahlten und ungestrahlten Proben

Kugelstrahlbehandlungen ergeben, wie in Abb. 4.20 dargestellt, charakteristische Tiefenverläufe der Eigenspannungen, mit einem Druckeigenspannungsmaximum unter der Oberfläche. Unabhängig von den gewählten Strahlintensitäten treten in dem vorliegenden Fall sehr ähnliche Druckeigenspannungen auf. Die maximalen Druckeigenspannungen liegen wie erwartet bei der höchsten Strahlintensität von  $I = 0,25 \text{ A(mm)}$  vor und erreichen einen Wert von knapp unter 700 MPa. Ebenso verschob sich die Lage des Druckeigenspannungsmaximums mit der Erhöhung der Strahlintensität weiter unter die Oberfläche. Man kann jedoch sagen, dass die Höhe der Druckeigenspannungen durch die stärkere Intensität nicht mehr signifikant erhöht werden konnte.

Der Unterschied der Eigenspannungen zwischen gestrahlten und ungestrahlten Proben ist in Abb. 4.20 dargestellt. Die gezeigten Verläufe wurden an einer ungekerbten Probe ( $r = 50 \text{ mm}$ ) bestimmt. Die Eigenspannungswerte der kugelgestrahlten Proben sind direkt an der Oberfläche um ca. 25% höher als diejenigen der ungestrahlten Proben. In einer Tiefe von ca.  $60 \mu\text{m}$  am Eigenspannungmaximum der gestrahlten Proben, ist die Eigenspannung der ungestrahlten Proben bereits auf einen Wert nahe Null gesunken. Die Differenz in diesem Bereich von ca.  $600 \text{ MPa}$  sollte einen dominierenden Einfluss auf die Lebensdauer- bzw. Dauerfestigkeitszunahme haben.

#### 4.4.3. Oberflächentopographie

Zur Charakterisierung der Oberflächentopographie der Proben wurden der arithmetische Mittenrauwert  $R_a$  und die gemittelte Rautiefe  $R_z$  bestimmt. Die Messung der Rauheit erfolgte mit Hilfe eines konfokalen Lasermikroskops (Olympus LEXT OLS3000). Untersucht wurden sowohl ungestrahlte als auch gestrahlte Proben.

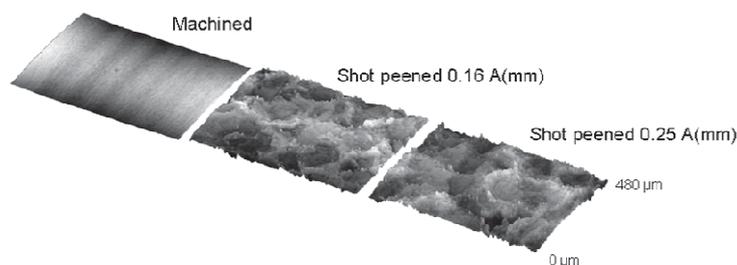
Die angegebenen Werte sind Mittelwerte aus jeweils drei Messungen pro Probe und erfolgten immer im Kerbgrund. Weiters wurde darauf geachtet, dass zumindest 10 Einschläge auf einer Messlänge liegen, um verlässliche Ergebnisse zu erhalten [48].

Zunächst aber wird auf die drehend hergestellten Proben eingegangen. Die gemittelten  $R_a$  bzw.  $R_z$  – Werte der Proben können Tab. 4.6 entnommen werden. Wie oben bereits erklärt, handelt es sich dabei um einen Mittelwert aus jeweils drei Messstellen, die stets im Kerbgrund gemessen worden sind.

Probenform	$R_a [\mu\text{m}]$	$R_z [\mu\text{m}]$
ungekerbt $r = 50 \text{ mm}$	0,6	1,4
gekerbt $r = 1,5 \text{ mm}$	0,9	2,3
stark gekerbt $r = 1 \text{ mm}$	1,4	3,6

**Tab. 4.6:** Gemessenen Rauheitswerte der gedrehten Proben

In der Abb. 4.21 sind die 3D-Topografien der drehend hergestellten- und kugelgestrahlten Oberflächen dargestellt.



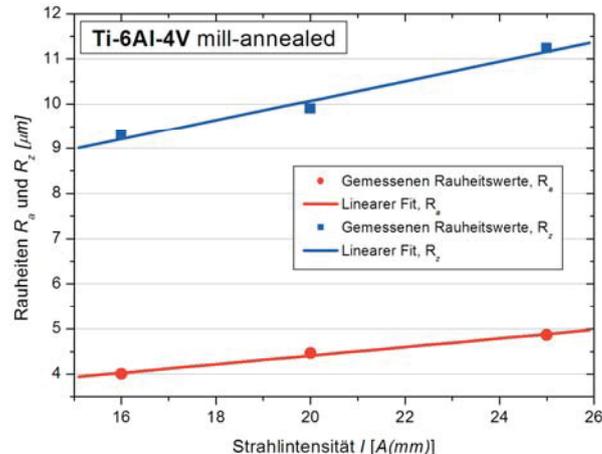
**Abb. 4.21:** 3D-Topografie der drehend hergestellten Proben (li) und der kugelgestrahlten Proben (re)

Die Rauheitsmessung der gestrahlten Proben ergab folgende Ergebnisse (Tab. 4.7). Dabei handelt es sich wiederum um einen Mittelwert aus jeweils drei Messstellen.

Probenform	Almenintensität [A(mm)]	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]
ungekerbt r =50 mm	16	4	9,2
ungekerbt r =50 mm	20	4,46	9,9
ungekerbt r =50 mm	25	4,86	11,24
gekerbt r =1,5 mm	16	3,5	8,6
stark gekerbt r =1 mm	16	3,7	8,8

**Tab. 4.7:** Gemessenen Rauheitswerte der gestrahlten Proben

Die Rauheitsmessung der gestrahlten Proben ergab stets höhere Werte von  $R_a$  und  $R_z$  im Vergleich zu den ungestrahlten Probenoberflächen. Weiters ist zu vermerken, dass mit zunehmender Strahlintensität auch eine Steigerung der Rauheiten zustande gekommen ist. Anhand von den gemessenen Rauheitswerten konnte ein annähernd linearer Zusammenhang zwischen Rauheit und Strahlintensität gefunden werden (Abb. 4.22). Einen solchen linearen Zusammenhang belegte auch die Arbeit von Wagner L. [49]. Beim Strahlgut handelte es sich hierbei um eine Aluminiumlegierung Al2024. Der annähernd lineare Anstieg der Rauheit über die Strahlintensität konnte für zwei verschiedene Strahlmittel, die zwar gleiche Durchmesser aber unterschiedliche Härte besaßen, gefunden werden. Die Rauheitssteigerung erfolgt solange bis ein Sättigungszustand eingetreten ist, der sich ab einer bestimmten Strahlintensität einstellt. Ab diesem Wert kann keine nennenswerte Rauheitszunahme verifiziert werden.

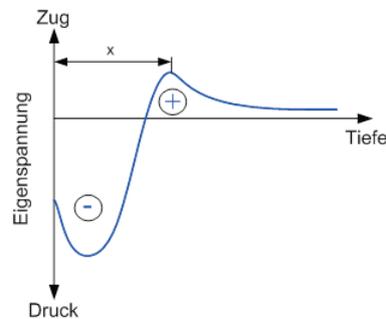


**Abb. 4.22:** Zusammenhang von Rauheit und Strahlintensität

## 4.5. Simulation der Gleichgewichtseigenstressungen

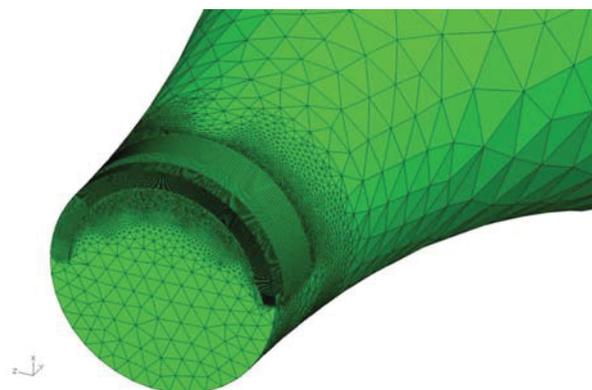
Ziel der Simulation mit Hilfe der Finite-Elemente Methode ist die Bestimmung der Zugeigenstressungen im Probeninneren. Bereits Wagner L. [53] und Novovic D. [54] haben sich mit diesem Thema auseinandergesetzt und haben Ermüdungsrisse unter der Oberfläche, im Bereich der maximalen Zugeigenstressungen, bei kugelgestrahlten Proben festgestellt.

Mögliche Abnahmen der Lebensdauerwerte nach dem Kugelstrahlen werden von [55] mit dem Auftreten von Unteroberflächenanrissen im Bereich der den Druckeigenstressungen am Rand das Gleichgewicht haltenden Zugeigenstressungen im Probeninneren begründet. Die Abb. 4.23 zeigt einen schematischen Eigenspannungstiefenverlauf einer gestrahlten Probe, mit der sich einstellenden maximalen Zugeigenstressung in der Tiefe  $x$ .



**Abb. 4.23:** Rissinitiation im Bereich der maximalen Zugspannung einer kugelgestrahlten Probe

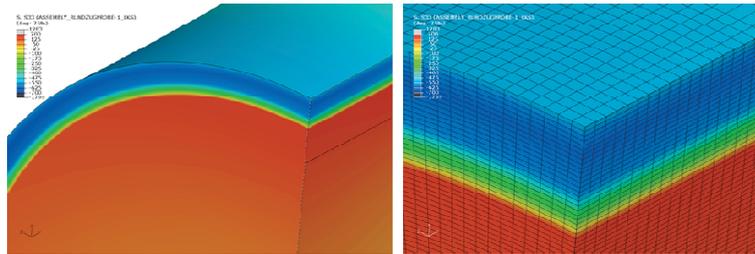
Für die Modellierung und Simulation kam die FEM-Software ABAQUS<sup>®</sup> zum Einsatz. Bei der Modellbildung nützte man die Symmetrie der Probe. Die Probe wurde in der Symmetrieebene auf der Kerbseite axial fixiert und am freien Ende mit einem Biegemoment um die z-Achse beaufschlagt. Weil mit steigender Elementanzahl systematisch auch der Rechenaufwand steigt, wurde die in Abb. 4.24 gezeigte Partitionierung und Vernetzung der Probe vorgenommen. Um ein Modell mit möglichst hoher Aussagekraft zu bekommen, wurde der Randbereich in der Probenmitte mit  $0,01 \times 0,03 \times 0,03$  mm C3D8R-Elementen (Quader) bis zu einer Tiefe von 0,5 mm vernetzt. In Längsrichtung (y) erfolgten zwei weitere Partitionen mit stets einer Verdoppelung des y-Maßes der C3D8R-Elemente. Der Grund dafür war wiederum, die Reduzierung der Elementanzahl. Für den Rest der Probe verwendete man immer größer werdende C3D4-Elemente (Tetraeder). Die gemessenen Eigenspannungswerte (siehe Abb. 4.20) der gestrahlten sowie der gedrehten Proben wurden in den fein vernetzten Teil über das Inputfile eingebracht.



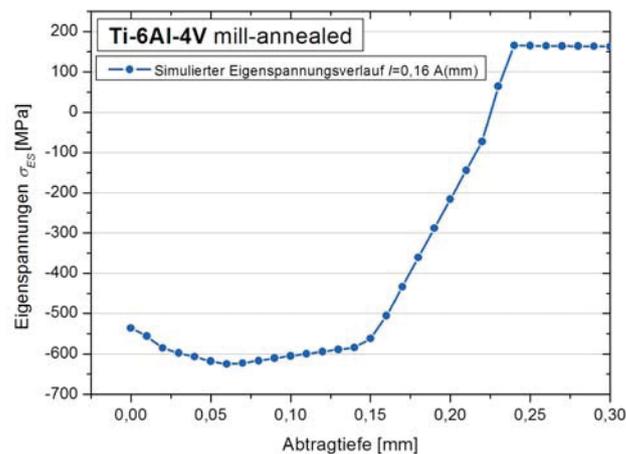
**Abb. 4.24:** Partitionierung und Vernetzung der Probe

Die Auswertung erfolgte auf Normalspannungsbasis. In Abb. 4.25, ist der im Gleichgewicht stehende Eigenspannungsverlauf der simulierten Probe zu sehen. Rechts davon ist eine vergrößerte Darstellung der fein vernetzten Quader-Elemente dargestellt.

Darunter ist der ausgelesene Spannungsverlauf entlang der Kante abgebildet. Wie der Abb. 4.26 zu entnehmen ist, stellt sich das Zugspannungsmaximum von ca. 160 MPa in einer Tiefe von 230  $\mu\text{m}$  unter der Oberfläche ein und fällt in weiterer Folge minimal ab. Die Simulationsergebnisse der beiden anderen Strahlintensitäten  $I=0,20 \text{ A(mm)}$  und  $I=0,25 \text{ A(mm)}$  weisen kaum nennenswerte Unterschiede im Eigenspannungsverlauf auf und wurden infolgedessen auch nicht in die Arbeit aufgenommen.



**Abb. 4.25:** Eigenspannungen einer gestrahlten Probe



**Abb. 4.26:** Eigenspannungsverlauf als Funktion des Randabstandes (unten),  $I = 0,16 \text{ A(mm)}$

Unter Belastung stellen sich die in Abb. 4.27 gezeigten Normalspannungen ein. Vorerst wird nur auf die unter Zug belastete Seite eingegangen. Dabei wurde eine Kerbspannungsamplitude  $\sigma_{a,bu} = 700 \text{ N/mm}^2$  aufgebracht, was ein Biegemoment von  $M_b = 14840 \text{ Nmm}$  um die z-Achse bedeutet. Auffallend dabei ist die Position des Spannungsmaximums, das wiederum in einer Tiefe von 230  $\mu\text{m}$  auftritt. Der Verlauf ist im Prinzip der gleiche wie im unbelasteten Zustand, nur kommt es hier zur Verschiebung der Spannungen in Bereiche größerer Zugspannungen, aufgrund der aufgetragenen Belastung. Die Druckeigenspannungen wirken den aufgetragenen Zugspannungen entgegen somit fallen die tatsächlichen Spannungen bis zu einer Tiefe von ca. 150  $\mu\text{m}$  relativ niedrig aus. Der Maximalwert beträgt ca. 810 MPa und nimmt mit größer werdender Abtragtiefe minimal ab.

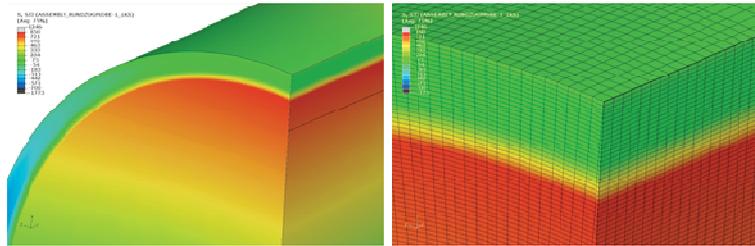


Abb. 4.27: Spannungen einer kugelgestrahlten Probe unter Belastung

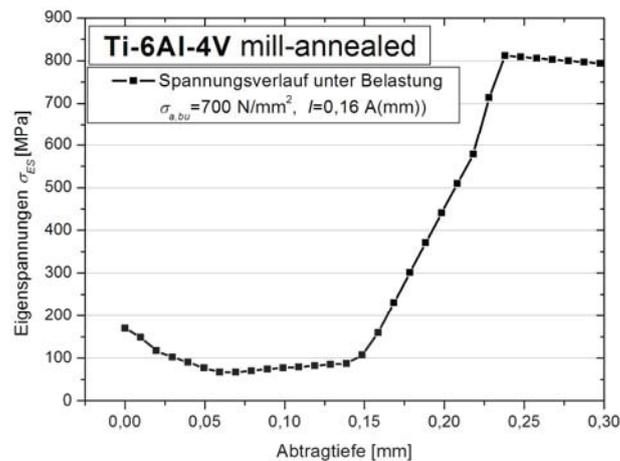


Abb. 4.28: Spannungsverlauf als Funktion des Randabstandes einer beanspruchten Probe,  $l=0,16$  A(mm)

Die Eigenspannungsmessung der gedrehten Proben zeigt Abb. 4.20. Infolge dieser Druckeigenspannungen lieferte die Simulation die unten dargestellten Ergebnisse. Die dem Druckeigenspannungen im Gleichgewicht stehenden Zugeigenspannungen haben einen Maximalwert von ca. 10 MPa, bei einer Abtragtiefe von 50  $\mu$ m. Unter Belastung ändert sich die Position der maximalen Spannung nicht. Es gilt das gleiche Verhalten wie bereits zuvor (gestrahlte Probe) beschrieben.

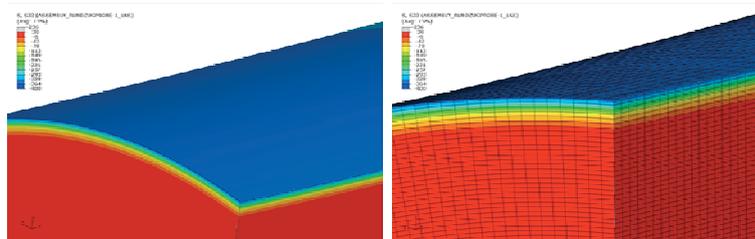


Abb. 4.29: Eigenspannungen einer mittels CNC-Drehmaschine hergestellten Probenoberfläche

## 4.6. Schwingfestigkeitsversuche

Im Folgenden werden zunächst Untersuchungen an gestrahlten, sowie ungestrahlten Proben beschrieben. Der Vergleich der Ergebnisse aus Schwingversuchen an diesen Probenzuständen ermöglicht Aussagen über den Einfluss der Eigenspannungen, Rauheit und der Verfestigung auf das Dauerschwingverhalten. Ferner dienen die Resultate der ungestrahlten Proben (die aus einer früheren Arbeit von Oberwinkler B. [19] übernommen wurden) als Bezugszustand für die kugelgestrahlten Proben.

Die Schwingversuche wurden an Prüfmaschinen durchgeführt, die bereits im Kapitel “Verwendete Prüfmaschinen und Geräte“ erklärt worden sind. Ziel der Schwingversuche ist die Bestimmung der Schwingfestigkeit sowohl von ungestrahlten als auch gestrahlten Proben. Alle Versuche wurden als einstufige Wöhlerversuche durchgeführt. Bei der Durchführung des Schwingversuchs werden die Lastgrenzen konstant gehalten. Deswegen spricht man von einem spannungskontrollierten Versuch.

Die Lebensdauer – ausgedrückt durch die Anzahl  $N$  der bis zum Bruch ertragenen Schwingspiele – ist stark von der Größe der Schwingungsamplitude und ihrer Mittelspannung abhängig und wird zusätzlich durch eine Reihe anderer Parameter entscheidend bestimmt. Der Frequenzeinfluss spielt dabei keine Rolle und wurde im vorliegenden Fall aufgrund der geringen Unterschiede vernachlässigt. Die Wöhlerauswertung der Versuchdaten erfolgte im Bereich der Zeitfestigkeit mittels Log-Normal-Verteilung, im Langzeitfestigkeitsbereich mittels  $\arcsin\sqrt{P}$  – Verfahren.

### 4.6.1. Schwingfestigkeit unter Umlaufbiegung

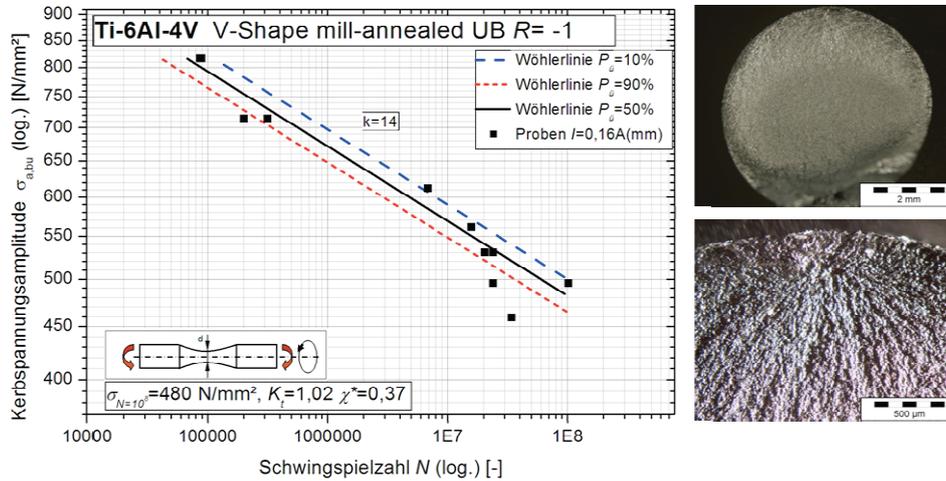
Die Prüfung der Proben erfolgte auf der Prüfmaschine UB3 (Siehe Kapitel “Verwendete Prüfmaschinen und Geräte“). Durch die Rotation der Proben unter konstantem Biegemoment ergibt sich zwangsläufig eine wechselnde Belastung mit einem Spannungsverhältnis  $R = -1$ . Die Durchführung der Tests erfolgte bei einer Frequenz von 70 Hz sowie bei Raumtemperatur und Umgebungsluft.

Die Bruchflächenanalyse erfolgte mittels Stereomikroskop (Olympus SZX12). Es werden jeweils zwei exemplarische Abbildungen der Bruchfläche gezeigt, ein Überblick mit 16-facher Vergrößerung und eine detaillierte Ansicht des Bruchausgangs mit 64-facher Vergrößerung. In dieser Arbeit werden ausschließlich Bruchflächen der gestrahlten Proben gezeigt. Auf die Bruchflächen der ungestrahlten Proben sei an dieser Stelle auf Oberwinkler B. [19] verwiesen. Der Anrissort ist bei allen gezeigten Abbildungen auf zwölf Uhr positioniert.

#### 4.6.1.1. Ungekerbt $r = 50$ mm, Strahlintensität $I = 0,16$ A(mm)

In Abb. 4.30 ist die Wöhlerlinienauswertung der gestrahlten ( $I=0,16$  A(mm)), ungekerbten Proben dargestellt. Aufgrund des hohen Zeitbedarfs wurde die Versuchsdurchführung bei einer Schwingspielzahl von  $10^8$  abgebrochen und jene Proben die darüber hinaus liefen als Durchläufer bewertet. Das Streumaß ist relativ klein, was vermutlich auf das spezielle Design des V-Shapes und dessen gleichmäßigen Umformgrads, zurückzuführen ist. Es wurden in Anhängigkeit von der Spannungsamplitude Anrisse, sowohl von der Oberfläche aus als auch unter der Oberfläche festgestellt. Abb. 4.30 (rechts oben) zeigt beispielhaft einen Anriss unter der Oberfläche wobei die typischen Merkmale einer Bruchfläche zu erkennen sind. Auf zwölf Uhr ist die Rissinitiierung (die darunter noch im Detail dargestellt wurde) zu sehen.

Dabei handelt sich eindeutig um einen Anriss unterhalb der Oberfläche. Der helle Bereich ist das Gebiet des stabilen Risswachstums (langsames Risswachstum), der mit weiterer Schwingspielzahl ins Gebiet des instabilen Restbruchs übergeht (dunklerer Bereich). Genaueres zur Rissinitiation wird im anschließenden Kapitel "Diskussion" erklärt.



**Abb. 4.30:** Umlaufbiegewöhlerlinie (li) und Bruchfläche (re) der Proben; ungekerbt, gestrahlt  $I=0,16 \text{ A(mm)}$

Parameter	Bezeichnung	Einheit	Wert
$\sigma_N=1E7$	Schwingfestigkeit bei $N=10^7$	MPa	570
$k$	Neigung	-	14
$T_N$	Streumaß	-	1:2.8

**Tab. 4.8:** Parameter für Wöhlerlinie ungekerbt, gestrahlt  $I=0,16 \text{ A(mm)}$

#### 4.6.1.2. Ungekerbt $r = 50 \text{ mm}$ , Strahlintensität $I = 0,20 \text{ A(mm)}$

In Abb. 4.31 ist die Wöhlerlinie der ungekerbten Proben, die mit einer Strahlintensität  $I=0,20 \text{ A(mm)}$  bestrahlt wurden, dargestellt. Die dazugehörigen Parameter sind Tab. 4.9 zu entnehmen. Der Streubereich ist, bedingt durch die kleinere Anzahl der vorhandenen Proben nicht statistisch belegt. Es konnten Anrisse sowohl von der Oberfläche als auch unter der Oberfläche festgestellt werden. Genaueres wird im anschließenden Kapitel "Diskussion" diskutiert. Abb. 4.31 (re) zeigt einen Anriss unter der Oberfläche.

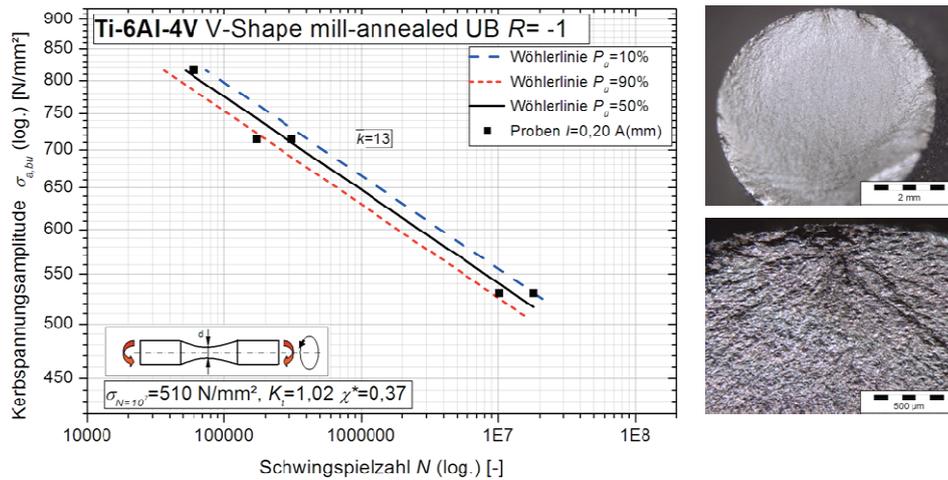


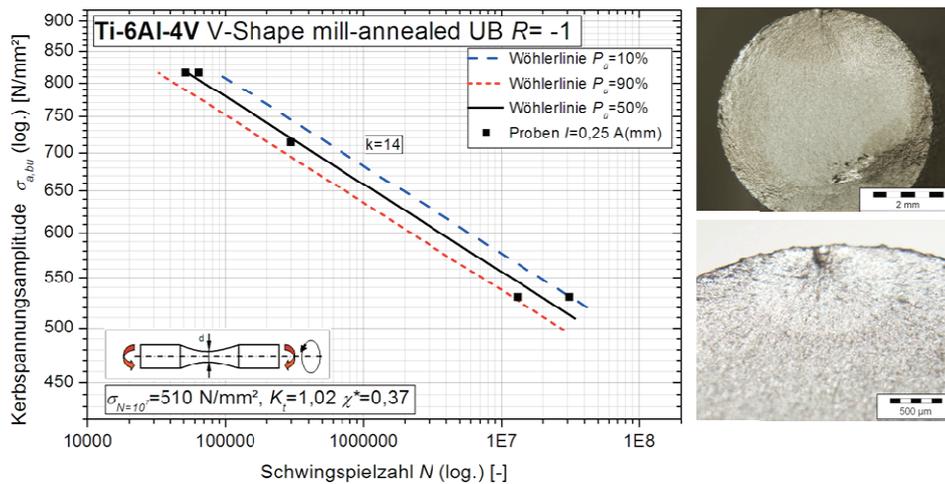
Abb. 4.31: Umlaufbiegewöhlerlinie (li) und Bruchfläche (re) der Proben; ungekerbt, gestrahlt  $I=0,20$  A(mm)

Parameter	Bezeichnung	Einheit	Wert
$\sigma_N=1E7$	Schwingfestigkeit bei $N=10^7$	MPa	540
$k$	Neigung	-	13
$T_N$	Streumaß	-	1:2.0

Tab. 4.9: Parameter der Wöhlerlinie ungekerbt, gestrahlt  $I=0,20$  A(mm)

#### 4.6.1.3. Ungekerbt $r = 50$ mm, Strahlintensität $I = 0,25$ A(mm)

Abb. 4.32 zeigt die Wöhlerlinie der ungekerbten Proben mit Strahlintensität  $I = 0,25$  A(mm). Die Parameter sind der Tab. 4.10 zu entnehmen. Die Analyse der Bruchflächen zeigte typische Merkmale eines Dauerbruchs unter Umlaufbiegung. Ab einem bestimmten Spannungsniveau wurden ausschließlich Anrisse unter der Oberfläche festgestellt. Ein Beispiel einer Bruchfläche mit definierter Anrissstelle unterhalb der Oberfläche zeigt Abb. 4.32 (re). Die helle Ellipse um die Anrissstelle herum ist ein Kennzeichen dafür, dass der Riss unter Vakuum gewachsen ist, was einen Anriss unterhalb der Oberfläche bestätigt. Weiters lässt sich dabei ablesen, dass die Rissausbreitungsgeschwindigkeit überproportional größer zum Mittelpunkt der Probe, als zum Rand ist. Grund dafür sind die induzierten Druckeigenstressungen, welche die Rissausbreitung drastisch verzögern.



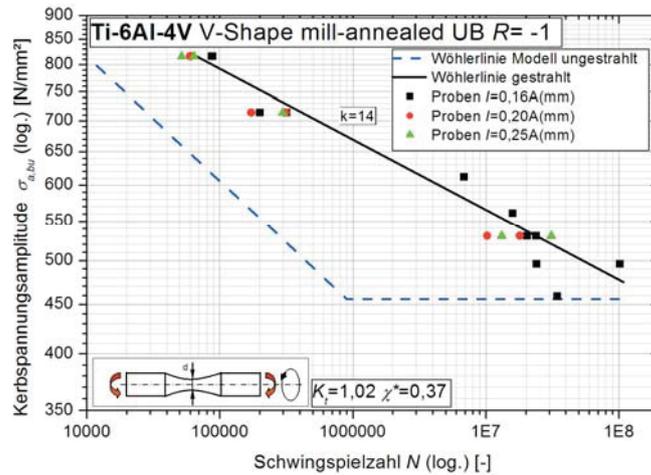
**Abb. 4.32:** Umlaufbiegewöhlerlinie (li) und Bruchfläche (re) der Proben; ungekerbt, gestrahlt  $I=0,25$  A(mm)

Parameter	Bezeichnung	Einheit	Wert
$\sigma_N = 1E7$	Schwingfestigkeit bei $N=10^7$	MPa	510
$k$	Neigung	-	14
$T_N$	Streumaß	-	1:2.65

**Tab. 4.10:** Parameter der Wöhlerlinie ungekerbt, gestrahlt  $I= 0,25$  A(mm)

#### 4.6.1.4. Gegenüberstellung ungekerbter Proben verschiedener Strahlintensität

Im Vergleich der zuvor gezeigten Wöhlerlinien konnte keine nennenswerte Steigerung der Zeitfestigkeit mit steigender Strahlintensität festgestellt werden. Aufgrund dessen wurden alle Proben gemeinsam in einer Wöhlerlinie ausgewertet ( Abb. 4.33). Die Wöhlerlinie der ungestrahlten Proben basiert auf dem entwickelten Modell von Oberwinkler B. [19]. Anhand dieses Modells wurde die unten gezeigte “Wöhlerlinie Modell ungestrahlt“ berechnet. Die Kugelstrahlbehandlung führt zu einer Steigerung der Schwingfestigkeit im Zeitfestigkeitsbereich, welche aber bei  $10^8$  Lastwechsel in die Schwingfestigkeit des ungestrahlten Materials mündet. Eine Übersicht der Steigerungen von gestrahltem zu ungestrahltem Material wird in Tab. 4.11 zusammengefasst. Konkrete Aussagen über das Schwingverhalten von kugelgestrahlten Proben jenseits von  $10^8$  Lastwechsel waren aufgrund des definierten Prüfbereichs nicht möglich. Es wird vermutet, dass die Dauerfestigkeit der kugelgestrahlten Proben unter jener der ungestrahlten liegt. Grund dafür könnten die knapp unter der Oberfläche vorherrschenden Zugeigenspannungen bedingt durch das Kugelstrahlen sein. Die unten gezeigte Wöhlerlinie der kugelgestrahlten Proben dient vorerst nur zur Abschätzung der Steigerung. Genaueres wird im anschließenden Kapitel “Diskussion“ erklärt.



**Abb. 4.33:** Gegenüberstellung von ungestrahltem und gestrahltem Material, ungekerbt  $r = 50 \text{ mm}$

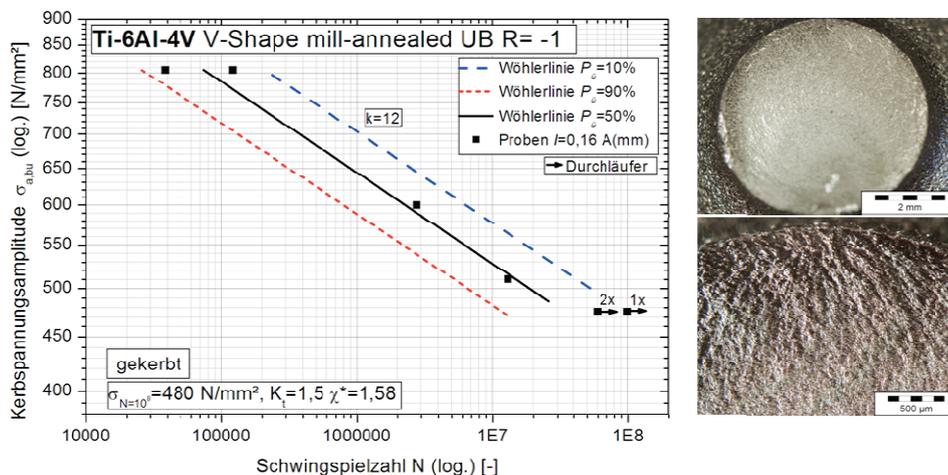
Lastwechsel	Steigerung [%]
1E5	30
1E6	48
1E7	24
1E8	0

**Tab. 4.11:** Schwingfestigkeitssteigerungen von gestrahltem zu ungestrahltem Material, ungekerbt  $r = 50 \text{ mm}$

#### 4.6.1.5. Gekerbt $r = 1,5 \text{ mm}$ , Strahlintensität $I = 0,16 \text{ A(mm)}$

Um den Einfluss des relativen Spannungsgradienten auf die Schwingfestigkeit festzustellen, wurden an gekerbten Umlaufbiegeproben (siehe Abb. 4.12) Wöhlerversuche durchgeführt. Die Auswertung der Wöhlerversuche findet sich in Abb. 4.34, die dazugehörigen Parameter der Wöhlerlinie in Tab. 4.12. Die Auswertung erfolgte auf Basis von Kerbspannungen.

Bei der Analyse der Bruchflächen zeigte sich meist ein charakteristisches Bruchverhalten mit einem Anriss (Abb. 4.34 rechts), wobei eine Bruchfläche mehrere Anrissstellen aufwies. Bei der 16-fachen Vergrößerung (siehe Abb. 4.34 rechts oben) ist der Anriss sehr schön auf zwölf Uhr zu erkennen. Die Bruchflächenbilder deuten auf einen Anriss unter der Oberfläche. Aus der 64-fach vergrößerten Detailansicht ist der exakte Rissausgang schwer zu erkennen.



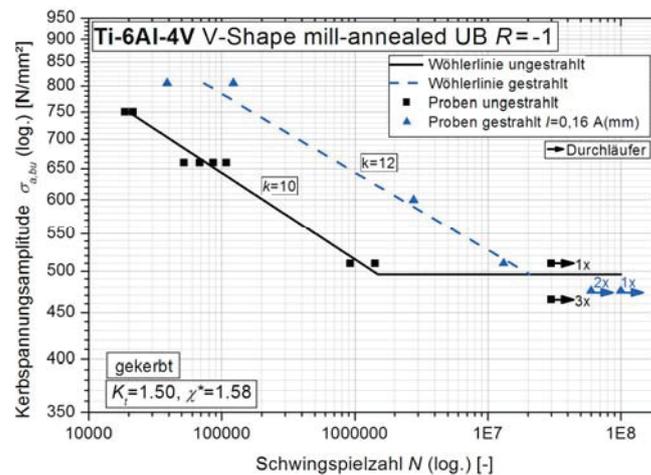
**Abb. 4.34:** Umlaufbiegewöhlerlinie (li) und Bruchfläche (re) der Proben; gekerbt, gestrahlt  $I=0,16 \text{ A(mm)}$

Parameter	Bezeichnung	Einheit	Wert
$\sigma_N = 1E7$	Schwingfestigkeit bei $N=10^7$	MPa	530
$k$	Neigung	-	12
$T_N$	Streumaß	-	1:8.0

**Tab. 4.12:** Parameter der Wöhlerlinie gekerbt, gestrahlt  $I=0,16$  A(mm)

#### 4.6.1.6. Gegenüberstellung von ungestrahlten und gestrahlten Proben

Es wurden an gekerbten Proben Schwingfestigkeitssteigerungen im zeitfesten Bereich durch das Kugelstrahlen erzielt (Abb. 4.35). In Tab. 4.13 werden die durch das Kugelstrahlen von gekerbten ( $r = 1,5$  mm) Proben verursachten Steigerungen der Schwingfestigkeit bei unterschiedlichen Lastwechseln aufgezeigt. Eine exakte Aussage über das Dauerfestigkeitsniveau war aufgrund der geringen Anzahl von Proben nicht möglich. Der gezeigte Vergleich lässt jedoch vermuten, dass die Dauerfestigkeit der gestrahlten Proben ungefähr jener der ungestrahlten Proben entspricht. Bei den stark gekerbten gestrahlten Proben war aufgrund der geringen Probenanzahl keine Wöhlerlinienauswertung möglich. Es wird daher nur die Gegenüberstellung der Datenpunkte mit den Ergebnissen der ungestrahlten Proben Abb. 4.36 gezeigt. Eine tendenzielle Steigerung der Schwingfestigkeit im zeitfesten Bereich ist auch bei stark gekerbten Proben ersichtlich. Der genaue Anrissort konnte nicht immer eindeutig festgestellt werden. Das hier ausgewählte Beispiel deutet auf eine Rissinitiiierung unter der Oberfläche hin.



**Abb. 4.35:** Gegenüberstellung von ungestrahltem und gestrahltem Material, gekerbt  $r = 1,5$  mm

Lastwechsel	Steigerung [%]
1E5	22
1E6	25
1E7	7
1E8	0

**Tab. 4.13:** UB Schwingfestigkeitssteigerungen von gestrahltem zu ungestrahltem Material,  $r = 1,5$  mm

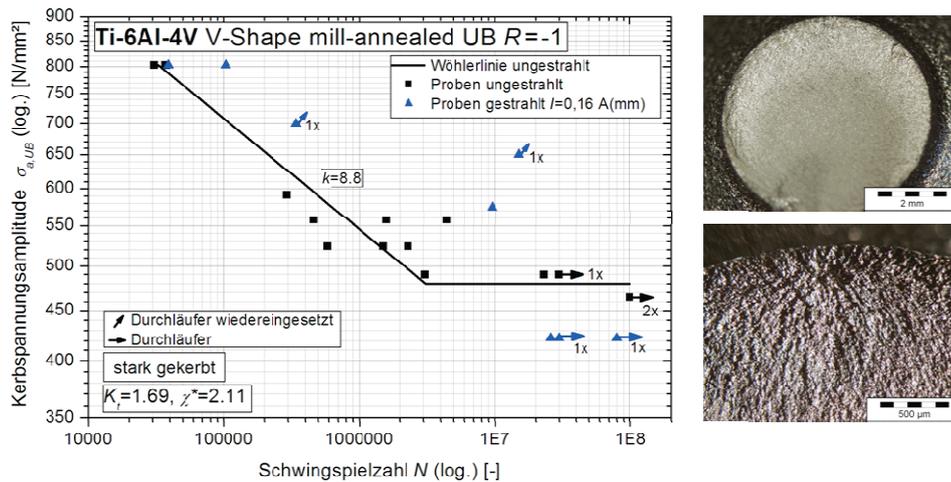


Abb. 4.36: Gegenüberstellung von ungestrahltem und gestrahltem Material, stark gekerbt  $r=1$  mm

#### 4.6.1.7. Diskussion

In dieser Diskussion werden die unter Umlaufbiegung gewonnen Versuchsdaten und deren Oberflächenzustände sowie Auswirkungen auf das Schwingfestigkeitsverhalten erklärt. Weiters wird auf die Ursachen der zwei gefundenen Rissinitiiierungsarten eingegangen. Dabei werden die Schwingfestigkeiten der geprüften Proben miteinander verglichen und die Ursachen auftretenden Unterschiede erklärt. Schließlich wird eine neuartige Wöhlerlinienauswertung für gestrahltes Ti-6Al-4V vorgestellt.

Wie zuvor bereits beschrieben, konnte keine Steigerung der Schwingfestigkeit mit ansteigender Strahlintensität gefunden werden (Abb. 4.33). Was jedoch eindeutig festgestellt werden konnte ist ein tendenzieller Anstieg der Schwingfestigkeit von kugelgestrahlten im Vergleich zu ungestrahlten Proben im zeitfesten Bereich.

In Abb. 4.37 werden alle unter Umlaufbiegung geprüften Proben zusammengefasst. Darin sind sowohl ungekerbte als auch gekerbte Probengeometrien inkludiert. Die “Wöhlerlinie Modell ungestrahlt“ dient dabei als Referenz zu den gestrahlten Proben.

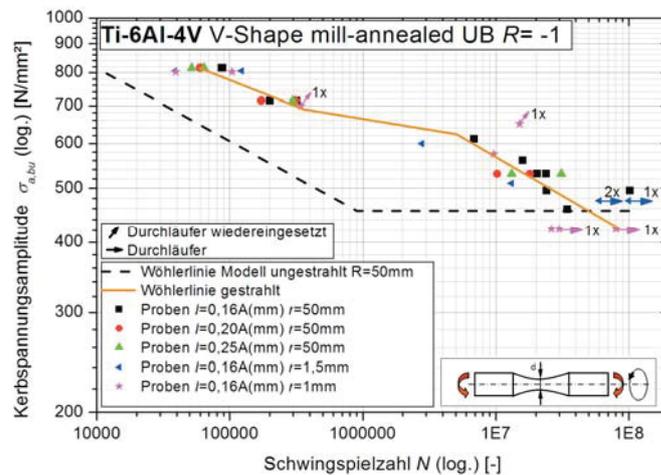
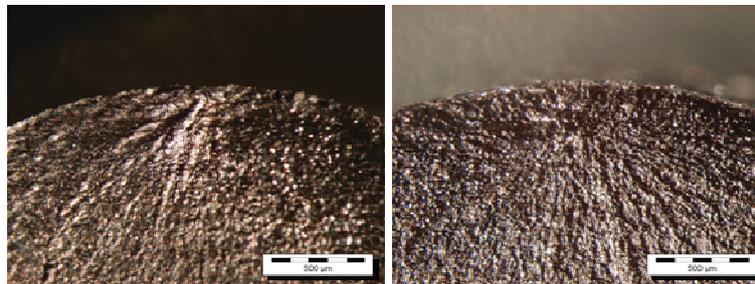


Abb. 4.37: Zusammenfassung aller gestrahlten Proben mit dem neu gewählten 3-Linien Modell

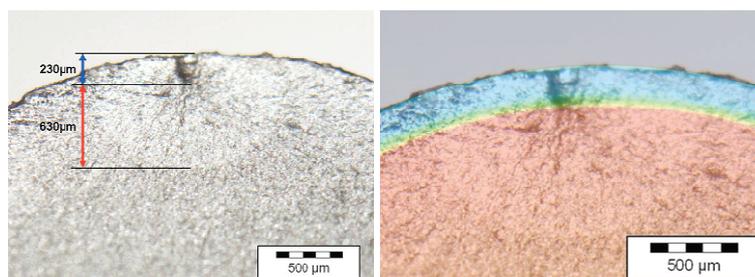
Wie Eingangs bereits erwähnt, konnten Anrisse sowohl von der Oberfläche aus, als auch unter der Oberfläche festgestellt werden. Zu Oberflächenanrissen kam es ab einem Spannungsniveau von ca.  $\sigma_{a,bu} = 700$  MPa. Anrisse unter der Oberfläche wurden bei Spannungsniveaus unter  $\sigma_{a,bu} = 600$  MPa festgestellt. Solch ein Rissinitiierungsverhalten in Abhängigkeit der Kerbspannungsamplitude wurde bei allen kugelgestrahlten Probenserien für ein Spannungsverhältnis  $R = -1$  festgestellt.

Abb. 4.38 zeigt das Erscheinungsbild dieser beiden Rissinitiierungsarten, wobei der Rissausgang jeweils auf zwölf Uhr positioniert ist. Es handelt sich dabei um eine ungekerbte Probenserie, bei der ein Kugelstrahlen mit einer Strahlintensität  $I=0,16$  A(mm) erfolgte. Auf der linken Seite ist die Bruchfläche einer bei  $\sigma_{a,bu}=714$  MPa Kerbspannungsamplitude belasteten Probe zu sehen. Der Anriss geschah an der Oberfläche. Der Riss wuchs anschließend ins Innere der Probe. Die rechte Bruchfläche entstand bei einer Kerbspannungsamplitude von  $\sigma_{a,bu} = 530$  MPa. Der Anriss erfolgte unter der Oberfläche, im Bereich der maximalen Zugeigenspannung (siehe Abb. 4.25).



**Abb. 4.38:** Rissinitiierung von der Oberfläche (li) und unter der Oberfläche (re)

Die induzierten Druckeigenspannungen haben einen maßgeblichen Einfluss auf die Lebensdauer dynamisch beanspruchter Bauteile. Betrachtet man den Rissbildungsort der gestrahlten Proben, so wird deutlich, dass durch das Kugelstrahlen der Rissausgang ins Innere der Probe verlagert wird. Verantwortlich dafür sind die in Abb. 4.25 gezeigten Zugeigenspannungsmaxima. Als Beweis dafür gilt die in Abb. 4.39 dargestellte Bruchfläche einer kugelgestrahlten Probe. Die Rissinitiierung erfolgte in einer Tiefe von  $230 \mu\text{m}$ , was mit der durchgeführten Simulation der Gleichgewichtseigenspannungen (Abb. 4.26 und Abb. 4.28) übereinstimmt. Abb. 4.39 (re) zeigt die Überlagerung von Simulation und Bruchfläche. Ein weiterer positiver Effekt der induzierten Druckeigenspannungen ist die Verzögerung der Rissausbreitung an die Oberfläche. Wie anhand Abb. 4.39 (li) zu sehen ist, erfolgte die Rissausbreitung lange Zeit ohne Kontakt zu Umgebungsluft (d.h. im Vakuum). Das Risswachsen an die Oberfläche wurde durch die Druckeigenspannungen stark verzögert, sodass der Riss in der gleichen Zeit, eine um fast  $1/3$  kürzere Distanz zurücklegen konnte als ins innere der Probe. Diese Tatsache ist für den Anstieg der Lebensdauer im zeitfesten Bereich verantwortlich (siehe Abb. 4.33).



**Abb. 4.39:** Rissinitiierung und Risswachstum einer gestrahlten Probe,  $I=0,25$  A(mm)

Im Falle der ungestrahlten Proben konnte dieser Effekt nicht gefunden werden. Die Simulation der gedrehten Proben (Abb. 4.29) bestätigt die Beobachtungen von Oberwinkler B. [19], der einen Anriss in einer Tiefe von 50  $\mu\text{m}$  feststellen konnte. Laut Simulation treten die Zugeigenspannungsmaxima genau in dieser Tiefe auf, was somit die Ursache für die Rissinitiierung sein dürfte.

Aufgrund dieser Gegebenheit wurde das in Abb. 4.37 gezeigte 3-Linien Modell gewählt. Es unterteilt sich in drei Bereiche. Der erste Bereich gilt für ein Spannungsniveau von ca.  $\sigma_{a,bu}=700$  MPa und darüber. Ab dieser Belastung kommt es zum zyklischen Plastifizieren der Proben im Druckbereich. Dies führt in weiterer Folge zu Anrissen an der Oberfläche.

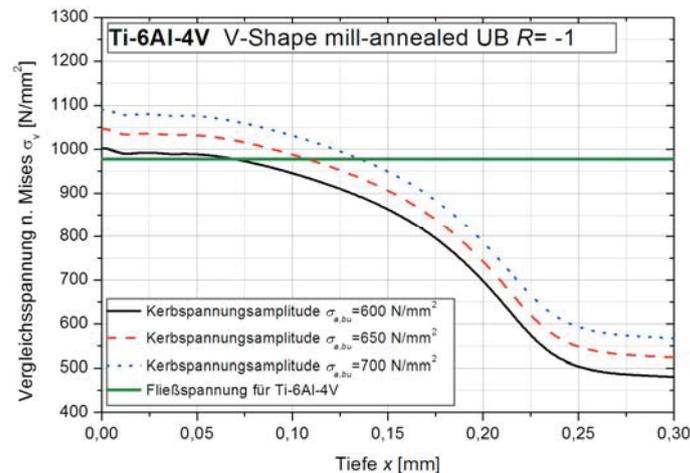
Um die Ursachen dieser Beobachtungen näher zu beleuchten, wurde der Spannungszustand einer ungekerbten Probe berechnet. Die erhaltenen Ergebnisse dazu können Abb. 4.40 entnommen werden. Für die Auswertung wurde die Vergleichsspannung nach Mises herangezogen. Die Eignung dieser Vergleichsspannungshypothese zur Bewertung der Rissinitiierung in Ti-6Al-4V wurde von Oberwinkler B. [19] belegt. Mit dem verwendeten röntgenographischen  $\sin^2\psi$ -Verfahren zur Messung der Eigenspannungen konnte die vorherrschende Radialeigenspannungskomponente nicht eruiert werden. Auf Basis der durchgeführten Simulation des Kugelstrahlprozesses von Oberwinkler B. [14] wurde ermittelt, dass die Radialeigenspannungskomponente etwa 15% der Axial- bzw. Tangentialeigenspannungen beträgt. Unter Annahme dass sich die Radialeigenspannung von 0% an der Oberfläche bis auf 15% innerhalb der ersten 0,04 mm aufbaut, stellt sich der in Abb. 4.40 gezeigte Vergleichsspannungsverlauf nach Mises ein. Entsprechend der Glg. (3.16) wurde die Vergleichsspannung nach Mises zum einen an der Oberfläche und zum anderen im Druckspannungsmaximum berechnet. Zur besseren Übersicht wurden die dabei gewonnen Ergebnisse in Tab. 4.14 zusammengefasst. In tangentialer Richtung wirken nur die dort herrschenden Druckeigenspannungen. Unter der Axialspannung versteht man die Überlagerung von den Druckeigenspannungen und der Spannungsamplitude  $\sigma_a$ . In Radialrichtung wirken unter der Oberfläche die zuvor erwähnten Radialeigenspannungen, welche ihren Maximalwert von  $\sigma_z=-97$  MPa im Druckspannungsmaximum besitzen.

$\sigma_a = 600$ MPa	Oberfläche	Druckeigenspannungsmaximum
Tangentialspannung $\sigma_x$	-550 MPa	-650 MPa
Axialspannung $\sigma_y$	-1150 MPa	-1250 MPa
Radialspannung $\sigma_z$	-	-97 MPa
Vergleichsspannung $\sigma_v$	<b>1002 MPa</b>	<b>990 MPa</b>

**Tab. 4.14:** Vergleichsspannung nach Mises an der Oberfläche und im Druckeigenspannungsmaximum

Die Ursache für das zyklische Plastifizieren der Probe an der Oberfläche wird mit dem Überschreiten der Fließspannung begründet (siehe Abb. 4.40). Diese Tatsache bestätigt die Beobachtungen von Anrissen an der Oberfläche.

El-Magd [56] untersuchte das Fließverhalten von Ti-6Al-4V mittels Stauchversuchen an zylindrischen Proben. Anhand der vorliegenden Dehnung und Dehnrate, wurde die Fließspannung mit Hilfe der Resultate von El-Magd auf einen Wert von  $\sigma_F = 978$  MPa geschätzt. Dieser Wert findet eine gute Übereinstimmung mit dem von Oberwinkler B. [19] entwickelten Modell zur Bestimmung der Druckfließspannung von Ti-6Al-4V. Unter Verwendung dieses Modells beträgt der errechnete Wert der Druckfließspannung  $\sigma_F = 962$  MPa. Mit den in Abb. 4.40 gezeigten Spannungsverläufen wird bestätigt, dass die untere Grenze für Oberflächenanrisse bei einer Belastung von  $\sigma_{a,bu} = 600$  MPa liegt.



**Abb. 4.40:** Gegenüberstellung von der Vergleichsspannung nach v. Mises und der Fließspannung für Ti-6Al-4V

Unter dieser Belastung konnten ausschließlich Anrisse unter der Oberfläche festgestellt werden. So gesehen herrschen zwei verschiedene Rissmechanismen vor. Zum einen kommt es zu Anrissen an der Oberfläche, bedingt durch das zyklische Plastifizieren und zum anderen findet der Rissausgang unter der Oberfläche statt, welcher durch die maximalen Zugeigenstressungen hervorgerufen wird. Betrachtet man in Abb. 4.37 den Bereich zwischen  $\sigma_{a,bu} = 700$  MPa und  $\sigma_{a,bu} = 800$  MPa, so ist der Trend erkennbar, dass mit zunehmender Rauheit die Schwingfestigkeit tendenziell abnimmt. Weil es in diesem Gebiet zu Anrissen von der Oberfläche gekommen ist, sollten die Rauheiten einen Einfluss auf die Schwingfestigkeit ausüben. Bedingt durch die geringe Probenanzahl können diesbezüglich keine genaueren Aussagen vorgenommen werden.

Aufgrund der gewonnenen Ergebnisse und der oben beschriebenen Rissmechanismen die bei den kugelgestrahlten Proben auftreten, wurde ein 3-Linien-Modell zur Beurteilung der Lebensdauer gewählt. Das eingezeichnete 3-Linien-Modell reproduziert dabei die Wöhlerlinie bei  $P_{ii}=50\%$  Überlebenswahrscheinlichkeit.

Die Neigung bei Anrissen unter der Oberfläche wird aufgrund des dort vorherrschenden lokalen Spannungsverhältnisses etwas steiler. Mit Hilfe der von Oberwinkler B. [19] entwickelten Formel zur Bestimmung der Neigung, unter Berücksichtigung der lokalen Mittelspannungen, wurde eine Neigung  $k=7,3$  bestimmt. Die Gleichung dazu lautet:

$$k = 8 - 1,8 \cdot (1 + R) \qquad \text{Glg. ( 4.4)}$$

Weiters wurde versucht, anhand eines Kitagawa-Diagramms die Dauerfestigkeit der kugelgestrahlten Proben abzuschätzen. Auf die Lesart dieses Diagrammtyps sei an dieser Stelle auf [58] verwiesen. Dabei wurde die Tatsache berücksichtigt, dass der Rissfortschritt unter Vakuum erfolgte. Nach einem Modell von Oberwinkler B. [19], welches wiederum den Mittelspannungseinfluss berücksichtigt, wurde eine Berechnung der Dauerfestigkeit vollzogen und beläuft sich auf  $\sigma_{DM} = 300$  MPa (Glg. ( 4.5)). Durch die erhöhte Stützwirkung und auf Basis von Rissstoppen durch den erhöhten Schwellwert der Rissausbreitung, welcher mit Hilfe von [57] abgeschätzt wurde, kommt es zu einer Erhöhung der Dauerfestigkeit auf einen Wert von ca.  $\sigma_D = 350$  MPa.

$$\sigma_{DM} = \sigma_{DMU} \cdot e^{-0.83(1+R)} \quad \text{Glg. ( 4.5)}$$

$\sigma_{DM}$  .... Dauerfestigkeit unter Berücksichtigung der Mittelspannung nach Modell von Oberwinkler B.

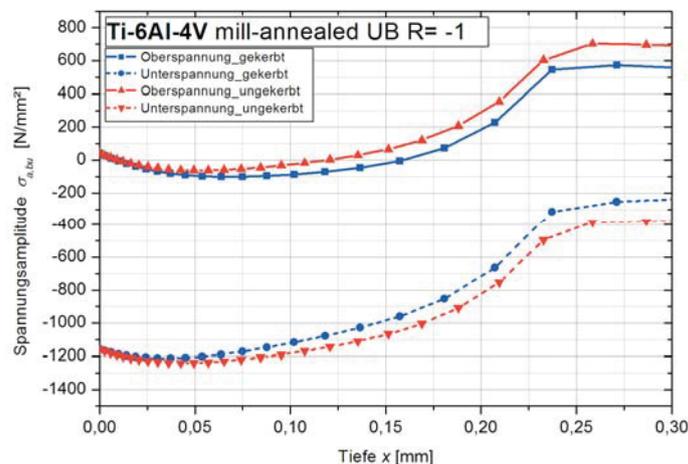
$\sigma_{DMU}$  .. Dauerfestigkeit der “Wöhlerlinie Modell ungestrahlt  $R = -1$ “

$R$ ..... Spannungsverhältnis

Warum die Steigerung der ungekerbt gestrahlten zu den ungekerbt ungestrahlten größer ausgefallen ist, als die Steigerung der gekerbt gestrahlten zu den gekerbt ungestrahlten, lässt sich wie folgt erklären. Im Falle der ungestrahlten Proben herrscht eine Stützwirkung der gekerbten Proben. Die Ergebnisse dazu findet man in [19]. Bei den gestrahlten Proben war jedoch keine Stützwirkung festzustellen. Dies führt zu der unterschiedlichen Steigerung infolge des Kugelstrahlens (vergleiche Tab. 4.13 und Tab. 4.11).

Abb. 4.41 zeigt den tatsächlichen Verlauf der Spannungsamplituden einer gekerbten sowie ungekerbten Probe, unter Berücksichtigung des jeweiligen Spannungsgradienten und der Druckeigenspannungen. Die Spannungsamplitude der gekerbten Probe ist deutlich geringer, was mit dem größeren Spannungsgradienten begründet werden kann. Aufgrund der Tatsache, dass die Mittelspannungen der gekerbten und ungekerbten Proben identisch sind, jedoch die Spannungsamplitude der gekerbten Probe geringer, sollte sich die Stützwirkung in der resultieren Lebensdauer bemerkbar machen. Die in dieser Arbeit durchgeführten Versuche konnten diesen Effekt nicht belegen (siehe Abb. 4.37). Da an den gekerbten Proben keine Eigenspannungsmessung durchgeführt wurde, wird vermutet, dass aufgrund der Kerbgeometrie geringere Druckeigenspannungen durch den Kugelstrahlprozess induziert wurden. Die Ursache hierfür liegt höchstwahrscheinlich darin, dass es aufgrund der schrägen Seitenfläche der Kerbe zu einem Zusammenstoß (Behinderung) zwischen rückprallenden und geschossenen Kugeln kommt und dadurch die gewünschte Strahlintensität deutlich geringer ausfällt. Aufgrund dieser geringeren Druckeigenspannungen, wäre ein schnelleres Risswachstum durchaus vorstellbar, was den nicht vorhandenen Stützeffekt der gestrahlte gekerbten Proben erklären würde.

An der Oberfläche ist der Verlauf identisch und weicht erst mit zunehmender Tiefe ab. Kommt es zu Anrissen an der Oberfläche der Probe, wie oben bereits beschrieben, so spielt die Differenz der Spannungsamplituden zwischen gekerbt und ungekerbt keine Rolle in Bezug auf die Schwingfestigkeit.



**Abb. 4.41:** Spannungsverlauf einer ungekerbten und gekerbten Probe unter Berücksichtigung der Spannungsgradienten und Eigenspannungen

Die Oberflächenzustände der kugelgestrahlten Titanlegierung Ti-6Al-4V lassen sich eindeutig durch die vorliegenden Eigenspannungen, Härten und Rautiefen beschreiben. Diese Größen wirken sich in charakteristischer Weise auf das Schwingverhalten aus. Oberwinkler B. [14] untersuchte die Härte von Ti-6Al-4V in der Randschicht, vor und nach dem Kugelstrahlen. Die Prüfung ergab dabei keine nachweislichen Veränderungen der Martens-Härte im Bereich der Randschicht. Diese Tatsache lässt vermuten, dass die Härte der Randschicht kaum Einfluss auf das Schwingverhalten ausübt. Somit wurde diese in dieser Arbeit vernachlässigt.

In zahlreichen Arbeiten zeigte sich, dass sich eine erhöhte Oberflächenrauigkeit insbesondere bei Werkstoffen mit hoher Zugfestigkeit negativ auf die Ermüdungslebensdauer auswirkt. Dies entspricht der erhöhten Kerbempfindlichkeit härterer Werkstoffe, die auch bei der Titanlegierung Ti-6Al-4V vorliegt. Durch die Erhöhung der Oberflächenrauigkeit wird eine frühe Rissinitiierung begünstigt, verändert die Rissausbreitung jedoch nicht. Die Bruchflächenanalyse zeigte jedoch meist einen Anriss unter der Oberfläche (z.B. Abb. 4.32). Da die Rissbildung im Inneren der Probe erfolgt, ist der Einfluss der Oberflächenrauigkeit zu vernachlässigen. Es wird vermutet, dass die Rauheiten erst im dauerfesten Bereich eine Rolle spielen könnten. Infolge von lokalen Spannungsspitzen kann es zu einem Anriss an der Oberfläche kommen, dem jedoch die Druckeigenspannungen in seiner Rissausbreitung stark behindern. Aufgrund der limitierten Prüfzeit, konnte das Gebiet der Dauerfestigkeit ( $N > 10^8$ ) nicht geprüft werden. Im Falle der ungestrahlten Proben, diagnostizierte Oberwinkler B. [19] einen Anriss entweder direkt oder knapp unter der Oberfläche, in einer Tiefe von ca. 50  $\mu\text{m}$ . Aufgrund dieser Feststellung ist der Einfluss von Oberflächenrauigkeiten im Falle der ungestrahlten Proben nicht auszuschließen. Die gemessenen Rauheiten der gedrehten sowie gestrahlten Proben können Tab. 4.6 und Tab. 4.7 entnommen werden.

#### 4.6.2. Schwingfestigkeit unter Zug/Druck-Beanspruchung

Ziel dieser Versuche war die Untersuchung des Mittelspannungseinflusses auf das Dauerschwingverhalten von gestrahltem Ti-6Al-4V. Alle Tests erfolgten bei Raumtemperatur und in Umgebungsluft. Für die Untersuchungen unter Zug/Druck-Wechselbelastung wurden die Probenformen nach Abb. 4.11 verwendet. Dabei handelt es sich um ungekerbte gestrahlte Proben mit der Strahlintensität  $I=0,16\text{A}(\text{mm})$ . Die Versuche wurden an einer Resonanzprüfmaschine des Typs SinocTec Power Swing MAG 150 kN, mit einer Frequenz von ca. 95 Hz und bei drei verschiedenen Spannungsverhältnissen  $R$  durchgeführt. Die Spannungsverhältnisse  $R$  beliefen sich dabei auf -1, 0 und 0.3. Die Bruchflächenanalyse erfolgte mittels Stereomikroskop der Marke Olympus SZX12. Es werden jeweils zwei exemplarische Bilder der Bruchflächen gezeigt, ein Übersichtsschaubild mit 16x Vergrößerung und eine detaillierte Ansicht des Bruchausgangs mit 64x Vergrößerung. Der Rissausgang befindet sich immer auf 12 Uhr. Die Wöhlerlinienauswertungen der drei verschiedenen Spannungsverhältnisse -1, 0, 0.3 sind den Abb. 4.42 - Abb. 4.44 zu entnehmen. Aufgrund der geringen Anzahl kugelgestrahlter Proben konnte keine Auswertung vorgenommen werden, weswegen nur die Versuchsdaten eingezeichnet wurden. Bei den mit 730 MPa belasteten Proben unter wechselnder Belastung erfolgte der Anriss an der Oberfläche. Alle anderen Bruchflächen zeigten einen Anriss unter der Oberfläche.

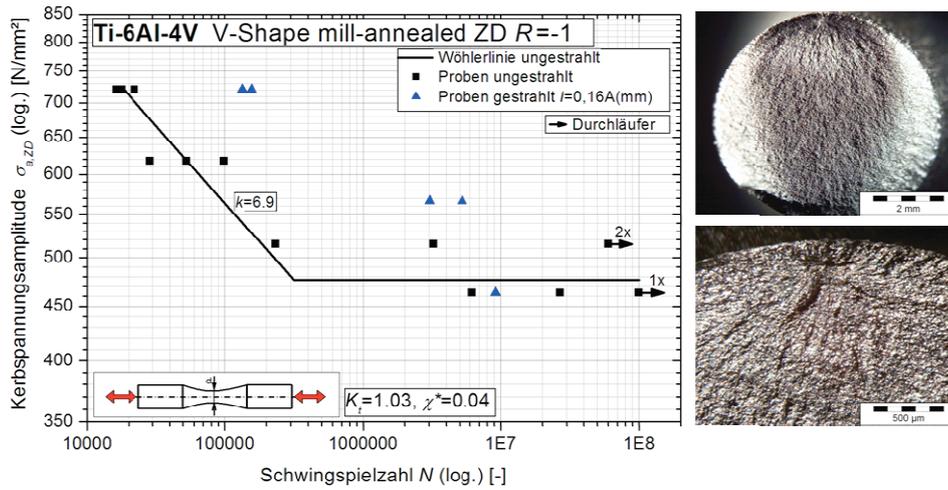


Abb. 4.42: Gegenüberstellung ZD Proben von ungestrahltem und gestrahltem Material (li), Bruchfläche (re),  $R = -1$

Lastwechsel	Steigerung [%]
1E5	30
1E6	26
1E7	0

Tab. 4.15: ZD Schwingfestigkeitssteigerungen von gestrahltem zu ungestrahltem Material  $R = -1$

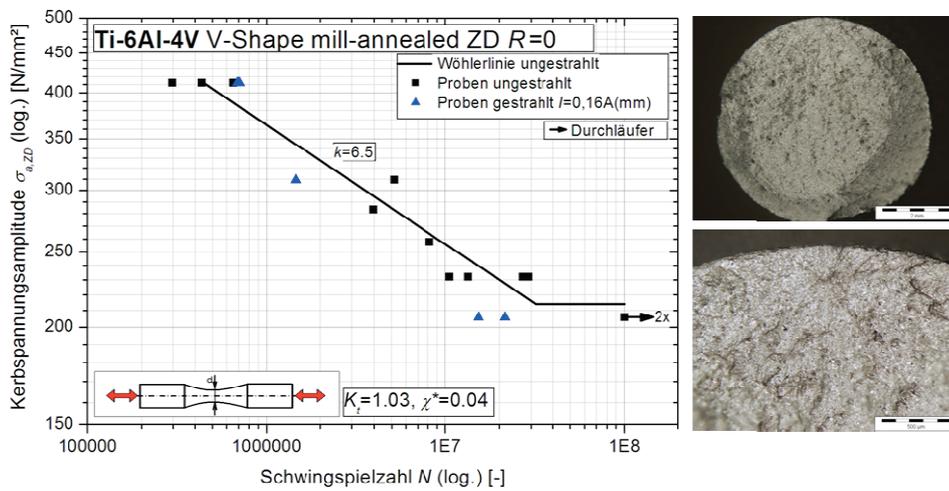


Abb. 4.43: Gegenüberstellung ZD Proben von ungestrahltem und gestrahltem Material (li), Bruchfläche (re),  $R = 0$

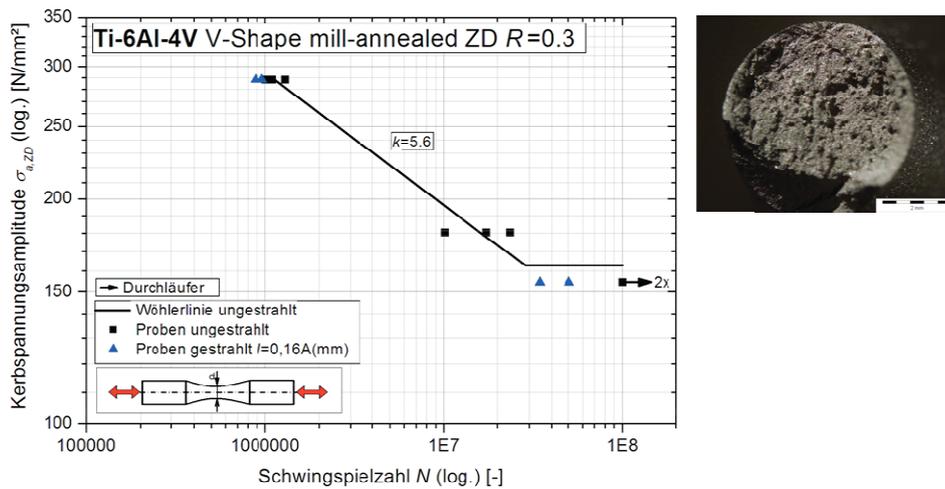


Abb. 4.44: Gegenüberstellung ZD Proben von ungestrahltem und gestrahltem Material (li), Bruchfläche (re),  $R = 0.3$

#### 4.6.2.1. Diskussion

In Abb. 4.45 wurden die Schwingversuche ( $R = -1$ ) unter Umlaufbiegung und Zug/Druck an ungekerbten gestrahlten Proben miteinander verglichen. An den unter Zug-Druck geprüften Proben, die eine Vergleichsspannung nach v.Mises von  $\sigma_v = 1103 \text{ MPa}$  ( $\sigma_{a,ZD} = 730 \text{ MPa}$ ) an der Kerbgrundoberfläche besitzen, wurden Anrisse an der Oberfläche beobachtet. Die Ursache dafür liegt im Überschreiten der Fließspannung von Ti-6Al-4V. Auf Grund dessen konnte das "3-Linien-Modell" ebenso für die Auswertung der unter Zug-Druck gewonnen Prüfergebnisse herangezogen werden. Beim Vergleich der Ergebnisse wurde eine geringere Schwingfestigkeit der Zug/Druck-Proben in Vergleich zu den Umlaufbiegeproben für Spannungsamplituden kleiner 600 MPa (Anriss unter Oberfläche) festgestellt.

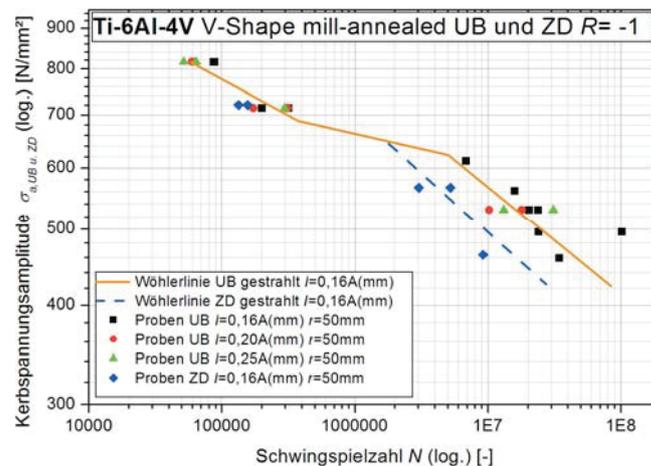
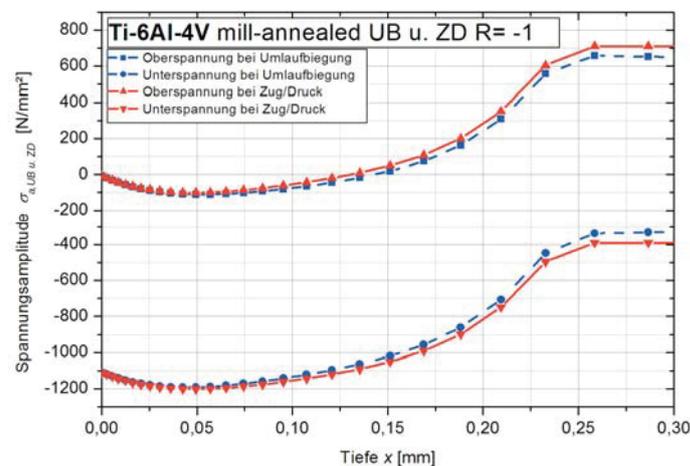


Abb. 4.45: Gegenüberstellung von Umlaufbiegung und Zug/Druck,  $R = -1$

In zahlreichen Arbeiten wurde anhand zyklischer Untersuchungen ein erheblicher Einfluss der Beanspruchungsart auf die Schwingfestigkeit gezeigt. Bei der Umlaufbiegebelastung von Rundproben ist die Spannungsverteilung sehr inhomogen: verschwindende Spannungen in der Probenachse, Höchstspannungen am Rand und dazwischen ein linearer Anstieg.

Die hochbeanspruchten Stellen am Kerbgrund werden durch weniger beanspruchte Bereiche gestützt. Diese wirken hemmend auf Risseinleitung und Risswachstum, sodass die Schwingfestigkeit erhöht wird. Bei der Zug-Druck-Belastung einer ungekerbten Probe entfällt die Stützwirkung der niedriger beanspruchten Bereiche, was eine Belastung des gesamten Querschnittes bedeutet und somit zu niedrigerer Schwingfestigkeit im Vergleich zur Biegewechselfestigkeit führt. Abb. 4.46 zeigt den Belastungsverlauf einer bei  $\sigma_a = 550$  MPa eingespannten Probe unter Berücksichtigung des Spannungsgradienten und der Eigenspannungen. Durch den Entfall der Stützwirkung unter Zug-Druck-Beanspruchung, ergibt sich eine immer größer werdende Spannungsamplitude im Vergleich zur Umlaufbiegung, was mit der Abnahme der Schwingfestigkeit resultiert. Nahe der Oberfläche sind die Verläufe, aufgrund der gleichen Kerbgrundbeanspruchung und ähnlicher Gradienten identisch und weichen erst mit zunehmender Tiefe voneinander ab. Deswegen spielt dieser Effekt nur bei Anrissen unter der Oberfläche eine Rolle und hat bei Anrissen an der Oberfläche keine Auswirkungen.



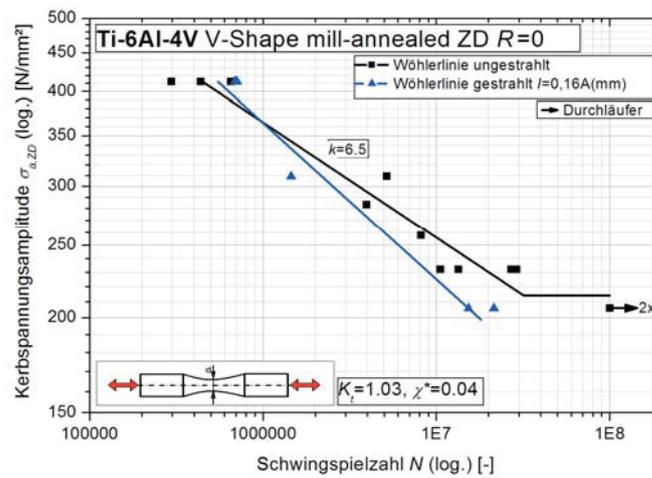
**Abb. 4.46:** Gegenüberstellung der Spannungsverläufe einer ungekerbt-gestrahlten Probe unter Berücksichtigung der Spannungsgradienten und Eigenspannungen bei Zug-Druck und Umlaufbiegung

Ein weiterer Grund für die geringere Zug/Druck-Schwingfestigkeit könnte die Tatsache sein, dass bei gleichem Spannungsverhältnis unterschiedliche Rissspitzenbelastungen über der Zeit auftreten. Unter Zug/Druck-Belastung erfahren alle Punkte der Rissspitze zur gleichen Zeit die gleiche Belastung und somit gleichzeitig das Spannungsmaximum. Unter Umlaufbiegung erfahren die Punkte im Prinzip den gleichen Belastungsverlauf, jedoch tritt das Spannungsmaximum für jeden Punkt zu einem anderen Zeitpunkt auf.

In Abb. 4.47 werden die Wöhlerlinien von gestrahlten und ungestrahlten Proben für ein Spannungsverhältnis  $R = 0$  miteinander verglichen. Auf dem Spannungsniveau von  $\sigma_{a,ZD} = 400$  MPa befinden sich drei gestrahlte Proben, die aufgrund einer ähnlichen Lebensdauer nicht zu erkennen sind. Das Abnehmen der Schwingfestigkeit der gestrahlten Proben mit kleiner werdender Spannungsamplitude, wird mit dem lokalen Spannungsverhältnis begründet. Bei der Ermittlung des jeweiligen Spannungsverhältnisses, dass im Zugeigenspannungsmaximum berechnet wird, wurde auf die Glg. (3.9) zurückgegriffen. Bei dem Spannungsniveau von  $\sigma_{a,ZD}=400$  MPa berechnete man ein Spannungsverhältnis von  $R=0,15$ . Die Berechnung des Spannungsverhältnisses bei der Kerbspannungsamplitude von  $\sigma_{a,ZD} = 200$  MPa ergab  $R=0,3$ . Im Falle der ungestrahlten Proben ist das Spannungsverhältnis  $R=0$  konstant.

Diese Tatsache hat zur Folge, dass es im Bereich von  $10^7$  Lastwechseln zu einer Abnahme der Schwingfestigkeit der kugelgestrahlten Proben kommt. Mit Hilfe der von Oberwinkler B. [19] aufgestellten Modelle, mit denen die Schwingfestigkeit von Ti-6Al-4V in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses  $R$  berechnet werden kann, konnte eine Wöhlerlinie für alle lokalen Spannungsverhältnisse aufgestellt werden. Näheres wird im Anschluss beschrieben.

Das Maximum der Vergleichsspannung nach v.Mises wurde im Zugeigenspannungsmaximum gefunden und beträgt  $\sigma_v=851$  MPa. Damit wurde sichergestellt, dass es bei den geprüften Spannungsamplituden zu keiner Überschreitung der Fließspannung kommt und dass der Anriss unter der Oberfläche erfolgte.

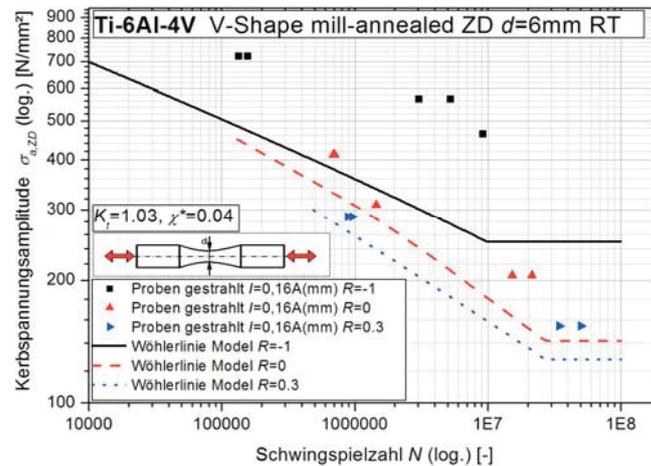


**Abb. 4.47:** Gegenüberstellung ZD Wöhlerlinie von gestrahlten und ungestrahlten Proben

Betrachtet man die erhaltenen Ergebnisse in Abb. 4.42 - Abb. 4.44, so wurde bei rein wechselnder Belastung eine um den Faktor 40 höhere Schwingfestigkeit mittels Kugelstrahlen erzielt. Beim Spannungsverhältnis von  $R=0$  sind die positiven Eigenschaften des Kugelstrahlens bereits kaum vorhanden, wirken sich bei Spannungsniveaus unter  $\sigma_{a,ZD} = 350$  MPa sogar negativ auf die Schwingfestigkeit aus.

Anhand der von Oberwinkler B. [19] aufgestellten Modelle, welche den Mittelspannungseinfluss berücksichtigen, wurden die lokalen Wöhlerlinien für alle drei untersuchten globalen Spannungsverhältnisse berechnet. Die Ermittlungen der lokalen Spannungsverhältnisse erfolgten jeweils im Zugeigenspannungsmaximum, d.h. bei einer vorherrschenden Zugeigenspannung von 160 MPa (Siehe Kapitel "Simulation"). In Abb. 4.48 sind die berechneten "Modell-Wöhlerlinien" (theoretisch für an Anriss von der Oberfläche) und die Versuchsdaten dargestellt. Aufgrund der lokalen Spannungsverhältnisse, welche mit abnehmender Kerbspannungsamplitude veränderliche Werte annehmen, kommt es im Falle der "Wöhlerlinie Modell  $R=0$ " aber auch bei  $R=-1$  zu einer leichten Wölbung im zeitfesten Bereich. Vergleicht man nun die berechneten Wöhlerlinien mit den Prüfergebnissen, so ist ein Anstieg der Lebensdauern zu erkennen. Hauptverantwortlich hierfür sind die induzierten Druckeigenspannungen, die sich auf die Rissausbreitung sehr stark hemmend auswirken und somit zu einer Steigerung der Lebensdauer führen. Die Wöhlerlinien der Versuchsdaten wurden hier nicht eingezeichnet, die Neigungen sind zu den berechneten nahezu parallel. Die bei  $R=0.3$  dargestellten Versuchsdaten deuten auf eine etwas flacher Neigung der Wöhlerlinie hin.

Im Zugeigenspannungsmaximum konnte eine Vergleichspannung n. Mises von  $\sigma_v=950$  MPa berechnet werden. Diese Tatsache lässt vermuten dass es unter der Oberfläche zu einem zyklischen Plastifizieren kommt, was somit die flachere Neigung der Wöhlerlinie bestätigt.



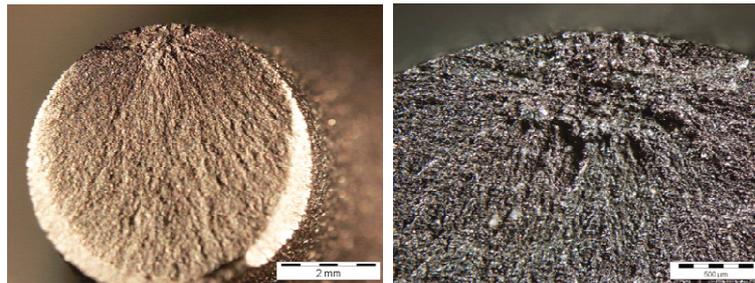
**Abb. 4.48:** Wöhlerlinien unter Berücksichtigung der lokalen Spannungsverhältnisse nach Modell von Oberwinkler B. + Versuchsdaten

Wie oben bereits erwähnt wurden große Steigerungen in der Lebensdauer durch Kugelstrahlen bei rein wechselnder Belastung erzielt. Im Gegensatz dazu kommt es bei Spannungsverhältnissen von 0 und 0.3 zu keiner Steigerung.

Die Dauerfestigkeit von Ti-6Al-4V hängt mehr oder weniger von der maximalen Spannung ab, unabhängig vom Spannungsverhältnis. Das erforderliche Spannungsniveau um Versetzungsbewegungen oder Rissinitiierungen innerhalb eines Kornes hervorzurufen, ist bei einem isotropen Material stets gleich. Die Schwingfestigkeit im zeitfesten Bereich zeigt eine Abhängigkeit von der Spannungsamplitude und dem Spannungsverhältnis. Anhand der ungestrahlten Prüfergebnisse konnte gezeigt werden, dass das Risswachstumsverhalten für  $R=-1$  und  $R=0$  nahezu ident ist. Bis auf minimale Abweichungen, ist die  $R=0$  Wöhlerlinienneigung eine Verlängerung der  $R=-1$  Neigung. Diese Tatsache besagt, dass das Risswachsen, welches bei den ungestrahlten Proben in Luft abläuft, bei  $R=-1$  und  $R=0$  gleich schnell vonstatten geht. Für die Rissinitiierung sind die maximalen Spannungen verantwortlich. Im Falle der gestrahlten Proben erfolgt die Rissinitiierung unter der Oberfläche und somit zu einer Rissausbreitung unter Vakuum. Im Vakuum nimmt die Rissfortschrittgeschwindigkeit ab weshalb ein anderer Rissmechanismus zum tragen kommt. Die größere Steigerung bei  $R=-1$  im Vergleich zu  $R=0$  bzw.  $R=0.3$  wird wie folgt erklärt: Es wird vermutet dass bei rein wechselnder Beanspruchung aufgrund der hohen Belastung im Druckbereich es zu einem Mikroverschweißen der kleinen Spröbruchflächen kommt. Diese Verschweißungen müssen immer wieder aufs Neue aufgebrochen werden, was sich in der in Abb. 4.48 gezeigten Steigerung der Lebensdauer auswirkt. Aufgrund dieses Mikroverschweißens und zugleich der vorherrschenden Druckeigenspannungen wird die Rissausbreitung erheblich gehemmt. Im Falle der ungestrahlten Proben entstand der Anriss an der Oberfläche. Dadurch kommt es am Anriss zu einer Oxidbildung, die den Effekt des Mikroverschweißens verhindern.

Bei schwellender Zugbelastung kann aufgrund des fehlenden Druckbereichs kein Mikroverschweißen auftreten, was sich in der viel geringeren Steigerung der Schwingfestigkeit bemerkbar macht.

Aufgrund der stets unter Zugbelastung stehenden Proben und des langsamen Risswachstums unter Vakuum wird vermutet das im Bereich der maximalen Zugeigenspannungen auch in ungünstiger liegenden Körnern Risse initiieren können. Diese Vielzahl von Anrissen wachsen in weiterer Folge zusammen und führen zu einem vorzeitigen Versagen. Die in Abb. 4.49 gezeigten Bruchbilder bestätigen die oben genannten Überlegungen. Auf der linken Seite ist ein Bruchbild einer Probe bei einem Spannungsverhältnis  $R=0$  zu sehen und auf der rechten Seite eines bei einem Spannungsverhältnis  $R=0.3$ . Wie anhand dieser beiden Bilder zu erkennen ist, laufen diese Phänomene sowohl bei  $R=0$  als auch bei  $R=0.3$  ab, weshalb in beiden Fällen keine Steigerung durch das Kugelstrahlen erzielt werden konnte.



**Abb. 4.49:** Bruchfläche einer Probe bei einem Spannungsverhältnis  $R=0$  (li) und bei  $R=0.3$  (re)

Solch eine Art des Bruchausgangs wurde bei einem Spannungsverhältnis  $R=-1$  nicht gefunden. Zusammenfassend kann gesagt werden, dass bei rein wechselnder Belastung eine Steigerung der Schwingfestigkeit durch das Kugelstrahlen erzielt werden kann, jedoch im Bereich der schwellenden Zug-Druck-Belastung keine Steigerung realisierbar ist.

### 4.6.3. Schwingfestigkeit unter Torsion

Die Prüfung der Torsionsproben erfolgte auf der mehraxialen Prüfmaschine TOBI (Siehe Kapitel "Verwendete Prüfmaschinen und Geräte") bei einer Frequenz von 30 Hz. Die Belastung erfolgte wechselnd, d.h. mit einem Spannungsverhältnis  $R=-1$ . Abb. 4.50 zeigt die unter Torsion gewonnenen Ergebnisse. Bei den kugelgestrahlten Proben wurde eine Strahlintensität von  $I=0,16 \text{ A(mm)}$  angewandt.

Das Stereomikroskop Olympus SZX12 wurde zur Bruchflächenanalyse verwendet. An dieser Stelle sei gesagt, dass die verschmierte Bruchfläche der Torsionsprobe, verursacht durch die Schubspannungen, sehr schwer zu deuten war. Die Probenserie wurde nach zwei Proben beendet, da diese bei einem Spannungsniveau von 400 MPa bereits Bruchschwingspielzahlen jenseits  $10^7$  Lastwechsel aufweisen.

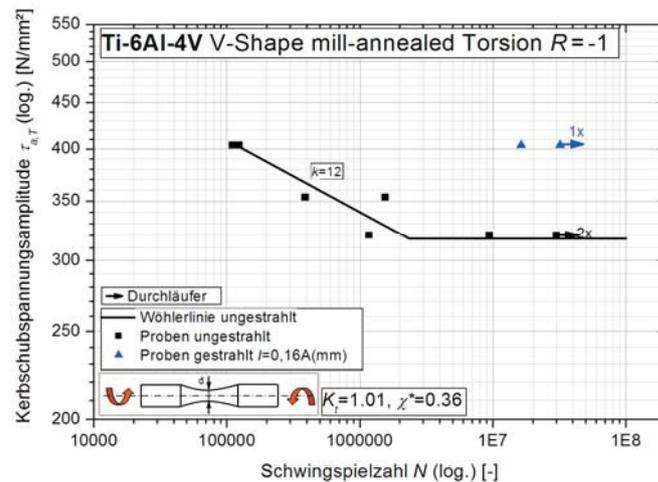


Abb. 4.50: Gegenüberstellung Torsions-Wöhlerlinie von ungestrahltem und gestrahltem Material

#### 4.6.3.1. Diskussion

Betrachtet man einen Mohr'schen Spannungskreis für reine Torsion, so ist ersichtlich, dass die Richtung der Hauptnormalspannung um einen Winkel von  $45^\circ$  zur Probenachse verdreht ist. Die maximale Schubspannung wirkt somit unter  $90^\circ$  zur Probenachse bzw. in Richtung der Probenachse. In den Arbeiten von Oberwinkler B. [14], [19] wurde anhand der Torsionsproben ein Anriss unter Schubspannung mit nachfolgender Rissausbreitung unter Normalspannungen festgestellt. Die Bruchflächenanalyse der gestrahlten Probe ereignete sich als äußerst schwierig, da kaum ein exakter Anrissort zu erkennen war. Der vermutliche Rissausgang ist der Abb. 4.51 zu entnehmen.

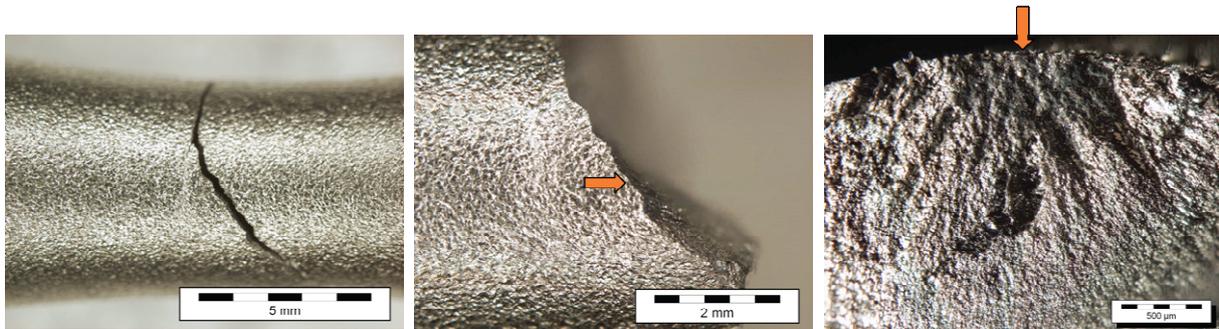


Abb. 4.51: Rissinitiierung einer kugelgestrahlten Probe unter Torsion

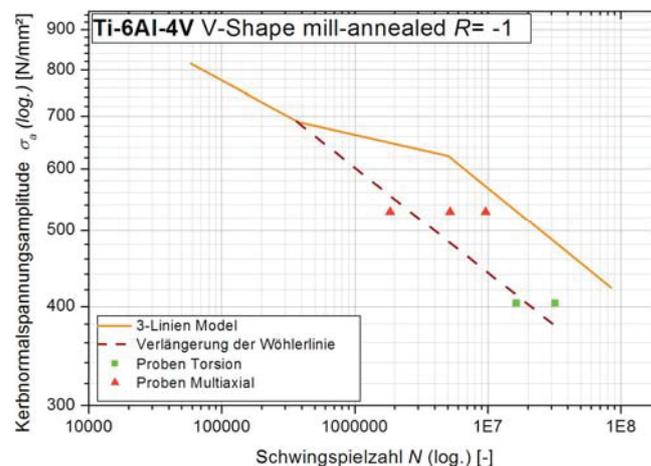
Aufgrund der Vergleichsspannung nach v.Mises von  $\sigma_v = 885$  MPa an der Probenoberfläche wird die Fließspannung nicht überschritten. Die Bruchflächenanalyse deutet auf einen Anriss an der Oberfläche (Abb. 4.51), wobei die eingezeichneten Pfeile die wahrscheinliche Rissinitiierungsstelle kennzeichnen. Im Gegensatz zu Oberwinkler B. [19], der anhand der ungestrahlten Proben einen Anriss und das nachfolgende Kurzrisswachstum unter Schubspannungen gefunden hatte, verzeichnet die hier gezeigte Bruchfläche einen normalspannungskontrollierten Anriss bzw. Rissausbreitung.

Eine Möglichkeit die zu einem Anriss an der Oberfläche führen könnte ist die Tatsache dass die Schubspannungen bei höheren Spannungsamplituden durch die Mises Vergleichsspannung unterschätzt werden.

So wirkt der Schubspannungsanteil nicht mehr mit  $\sqrt{3} \tau$  sondern geht mit einem  $\sqrt{3.8} \tau$  - Faktor ein. Dadurch kann es passieren, dass der Anriss unter Schubspannung erfolgt und kurz danach auf einen normalspannungskontrollierten Riss wechselt. Die Risspitze erfährt eine Kombination vom Mode I und Mode II, wodurch es zu einem Rissflankenabrieb (Titanoxid) kommt und dadurch zu der in Abb. 4.51 (re) gezeigten bräunlich-schwarz gefärbten Bruchfläche. Die unterschiedlichen Rissbeanspruchungsarten werden im Anschluss beschrieben.

Fröschl J. [62] führte Torsionsprüfungen an Stahl durch und stellte fest, dass die Fließgrenze um 19% ansteigt. Würde diese Tatsache auch im Falle der Titanlegierung Ti-6Al-4V zutreffen, so liege die Torsionsfließspannung bei 1100 MPa. Laut Sines G. und Ohgi G. [63] wird ein Effekt der Torsionsmittelspannung aktiv sobald die maximale Torsionsspannung 80% der Torsionsfließspannung erreicht. Das wäre im Falle von Ti-6Al-4V eine Vergleichsspannung von 880 MPa. Dies deutet darauf hin, dass ab dieser Spannung eine Änderung des Schädigungsverhaltens auftritt. Eine ähnliche Beobachtung wurde auch in der Arbeit von Oberwinkler B. [19] gemacht. Dieses Verhalten unter Torsionsbeanspruchung würde die Tatsache erklären, dass der Anriss von der Oberfläche aus erfolgte.

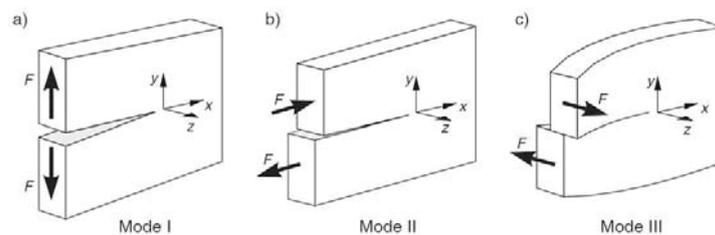
Verlängert man die Wöhlerlinie des 3-Linien-Modells wo es zu Anrissen an der Oberfläche gekommen ist, so erhält man eine Wöhlerlinie die normalspannungskontrollierte Risse repräsentiert (Abb. 4.52). Zwischen den Spannungsamplituden von 700 MPa und 800 MPa kommt es zu einer etwas flacheren Wöhlerlinie, da es hier bereits in Richtung des LCF-Bereichs geht und dort vermehrt ein zyklisches Plastifizieren auftritt. Wie bereits in Abb. 4.51 zu erkennen war, erfolgte bei der kugelgestrahlten Torsionsprobe das Risswachsen normalspannungskontrolliert, also unter einem Winkel von 45°. Diese Tatsache wird mit der in Abb. 4.52 dargestellten Wöhlerlinie belegt. Darin wird gezeigt dass die Rissausbreitung welche unter Normalspannungen erfolgt unabhängig von der Belastungsart ist, solange ausschließlich nur Normalspannungen dafür verantwortlich sind. Im Vergleich zu den ungestrahlten Proben konnte eine Steigerung der Lebensdauer um den Faktor 200 erzielt werden, was auf die eingebrachten Druckeigenspannungen, die sich auf das Rissausbreiten hemmend auswirken, zurückzuführen ist.



**Abb. 4.52:** Wöhlerlinie für normalspannungsgesteuertes Rissverhalten von der Oberfläche aus

Anschließend werden die bei einer Torsionsprobe auftretenden Rissbeanspruchungsarten vorgestellt. Grundsätzlich werden nach *Irwin* [59] drei Rissbeanspruchungsarten (Moden) unterschieden Abb. 4.53:

- Mode I:  
Normalbeanspruchungen, die ein Öffnen des Risses, d.h. ein symmetrisches Entfernen der Rissufer bezüglich der Rissebene bewirken
- Mode II:  
Schubbeanspruchungen, die ein entgegengesetztes Gleiten der Rissoberflächen in der Rissebene hervorrufen
- Mode III:  
nicht-ebene Spannungszustände, die ein Gleiten der Rissoberflächen quer zur Rissrichtung bewirken [59], [60]



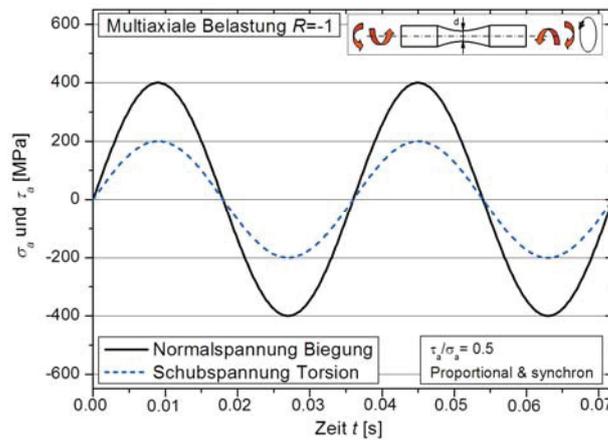
**Abb. 4.53:** Die drei grundlegenden Rissbeanspruchungsarten der Bruchmechanik [61]

Wie Anfangs bereits erwähnt ist das Auftreten von Mode I in Kombination mit Mode II dafür verantwortlich, dass es zu dieser lokalen bräunlich-schwarz gefärbten Bruchfläche kommt. Unter Mode II drücken die Druckeigenstressungen die Risspitze zusammen was eine größere Reibung zwischen den Rissflanken verursacht und somit zu dem erwähnten Rissflankenabrieb (Titanoxid). Auffallend ist auch die viel größere Steigerung der Lebensdauer zwischen gestrahlten und ungestrahlten Proben unter Torsion im Vergleich zu UB und ZD. Die Ursache dafür liegt in der Rissbeanspruchungsart der ungestrahlten und gestrahlten Proben. Bei den ungestrahlten Proben erfolgte die Rissinitiierung und das darauf folgende Kurzrisswachstum schubspannungsinduziert, also unter Mode II wohingegen bei den gestrahlten Proben der Mode II größtenteils unterdrückt wurde und im wesentlichen nur Mode I zum tragen kommt. Die Schubspannungen wirken sich um einiges schädlicher aus, woraus die relativ geringe Lebensdauer der ungestrahlten Proben resultiert. Käme es im Falle der gestrahlten Proben auch zu einem schubspannungsinduzierten Anriss bzw. Kurzrisswachstum, so würde die Steigerung vermutlich noch um einiges größer ausfallen, da unter Mode II, bedingt durch die Druckeigenstressungen, die Rissflanken zusammengedrückt werden und dadurch die Rissausbreitung noch stärker behindern würden.

#### 4.6.4. Schwingfestigkeit unter multiaxialer Belastung

Der Einfluss der multiaxialen Belastung spielt eine wesentliche Rolle bei der Lebensvorhersage, basierend auf lokalen Spannungen. Brauchbare Arbeiten aus der Literatur sind bezüglich Dauerschwingverhalten unter multiaxialer Belastung von Ti-6Al-4V sehr rar. In den hier durchgeführten Versuchen setzt sich die multiaxiale Beanspruchung aus Umlaufbiegung und Torsion zusammen.

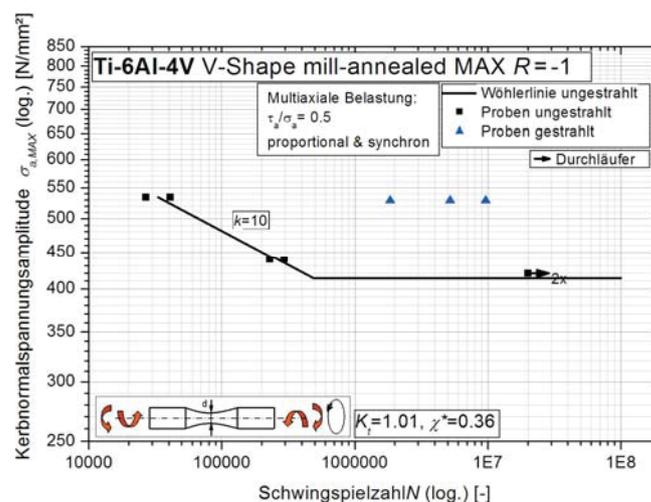
Die aufgetragenen Belastungen sind zueinander proportional und synchron, wie in Abb. 4.54 gezeigt wird. Eine synchrone Belastung liegt vor, wenn zwei Beanspruchungsläufe identische Zeitfunktionen  $f(t)$  haben, d.h. ihre Phase, Frequenz und Schwingungsform gleich ist [51]. Zugleich liegt hier eine proportionale Beanspruchung vor, was bedeutet, dass das Verhältnis der Mittelwerte und Amplituden konstant sein muss. Das Verhältnis von Schubspannung zu Normalspannung wurde auf den Wert 0.5 festgelegt.



**Abb. 4.54:** Beispiel einer proportional und synchronen multiaxialen Belastung

Die multiaxiale Prüfung erfolgte auf der mehraxialen Prüfmaschine TOBI (Siehe Kapitel “Verwendete Prüfmaschinen und Geräte“). Die Belastung erfolgte wechselnd, d.h. mit einem Spannungsverhältnis  $R = -1$  und einer Frequenz von 30 Hz.

Bei den kugelgestrahlten Proben wurde eine Strahlintensität von  $I = 0,16 \text{ A}(\text{mm})$  angewendet. Wie in Abb. 4.55 zu sehen ist, bewirkte das Kugelstrahlen analog zur Torsionsprüfung, eine Steigerung der Schwingfestigkeit um einen Faktor von ca. 100. Daher wurden nur auf dem höchsten Lastniveau 3 gestrahlte Proben geprüft.

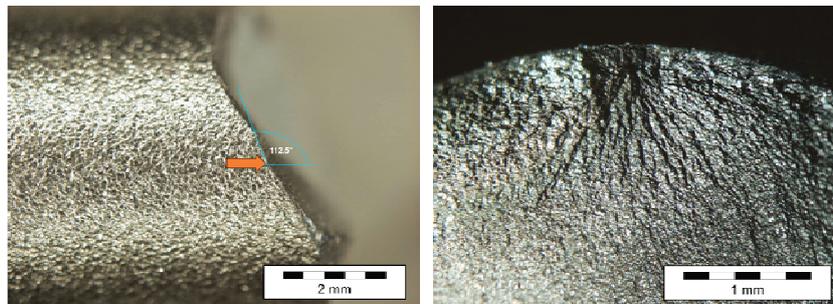


**Abb. 4.55:** Gegenüberstellung der multiaxialen Wöhlerlinien von ungestrahltem und gestrahltem Material

#### 4.6.4.1. Diskussion

Anhand eines Mohr'schen Spannungskreises [14] konnte gezeigt werden, dass die Hauptnormalspannung, bei dem vorliegenden Belastungsverhältnis  $\tau_a/\sigma_a=0.5$ , unter einem Winkel von  $\pm 22.5^\circ$  wirkt. Entsprechend dieser Tatsache stellen sich die maximalen Schubspannungen unter einem Winkel von  $\pm 22.5^\circ$  bzw.  $\pm 67.5^\circ$  ein. Die Hauptspannungsrichtung ändert sich nicht mit der Zeit, da es sich um eine proportionale Beanspruchung handelt.

Betrachtet man nun die Bruchflächen der unter multiaxial geprüften Proben, so entstand der Anriss vermutlich an der Oberfläche. Die berechnete Vergleichsspannung nach Mises, unter Berücksichtigung der Druckeigenspannungen an der Oberfläche (siehe Abb. 4.20), ergab einen Wert von  $\sigma_v=1042$  MPa. Dies führt eindeutig zu einer Überschreitung der Fließspannung, was somit den Anriss an der Oberfläche bestätigt. Der Rissausgang und das Bruchaussehen sind Abb. 4.56 zu entnehmen, wobei der eingezeichnete Pfeil die Rissinitiierungsstelle kennzeichnet.



**Abb. 4.56:** Rissinitiiierung einer kugelgestrahlten Probe unter multiaxialer Belastung

Aus Abb. 4.56 ist ersichtlich, dass die gemessenen Winkel an der Anrissstelle sehr gut mit den mittels Mohr'schen Spannungskreis vorhergesagten übereinstimmen. Der Anriss erfolgte vermutlich unter Normalspannung, was aufgrund der Bruchcharakteristik nicht eindeutig zu bestimmen war. Geht man von einer Hauptnormalspannungsrichtung von  $22.5^\circ$  aus, liegt der normalspannungsgesteuerte Riss rechtwinkelig dazu, also unter einem Winkel von  $112.5^\circ$ . Diese Tatsache findet mit dem in Abb. 4.56 (li) gefundenen Rissverhalten eine sehr gute Übereinstimmung, was ein definitives Risswachsen unter Normalspannungen bestätigt. Die in Abb. 4.52 dargestellte Wöhlerlinie für normalspannungsgesteuertes Rissverhalten von der Oberfläche aus, belegt die zuvor beschriebene Theorie des Risswachsens unter Normalspannungen.

Weiters kommt es im Falle der multiaxialen Proben zu keinem Rissflankenabrieb (Titanoxid), wie dies bei den Torsionsproben beobachtet wurde. Anscheinend ist der Schubspannungsanteil zu gering um solch einen Abrieb zu produzieren.

Die induzierten Druckeigenspannungen verzögern das Rissausbreitungsgeschehen und führen dadurch zu einem Anstieg der Lebensdauer um einen Faktor von ca. 100 im Vergleich zu den ungestrahlten Proben.

## 5. Schlussfolgerung und Ausblick

In Rahmen dieser Diplomarbeit wurde der Einfluss des Kugelstrahlens auf die Schwingfestigkeit von Ti-6Al-4V untersucht. Dabei wurden zahlreiche Schwingversuche unter verschiedenen Beanspruchungen durchgeführt und mit jenen der ungestrahlten Proben verglichen. Die versuchstechnischen Untersuchungen im Zuge dieser Diplomarbeit haben gezeigt, dass die Schwingfestigkeit der Titanlegierung Ti-6Al-4V wesentlich durch das Kugelstrahlen beeinflusst wird.

Die Messung der Eigenspannungen ergab mit steigender Strahlintensität kaum nennenswerte Unterschiede im Druckeigenspannungmaximum. Mit Hilfe einer Simulation konnten auch die Zugeigenspannungen ermittelt werden, deren Maximum von 160 MPa in einer Tiefe von 230  $\mu\text{m}$  unter der Oberfläche auftritt.

Die Umlaufbiegeschwingfestigkeit konnte durch das Kugelstrahlen erheblich angehoben werden. Steigerungen der Lebensdauer im Zeitfestigkeitsbereich bis zu einem Faktor von 63 wurden realisiert. Bemerkenswert war jedoch, dass mit einer Strahlintensität von  $I=0,25\text{A}(\text{mm})$  und  $I=0,20\text{A}(\text{mm})$  keine zusätzlichen Steigerungen erzielt werden konnten. Die Ursache hierfür liegt darin, dass mit steigender Strahlintensität kaum größere Druckeigenspannungen induziert wurden. Der Bereich nach  $10^8$  Lastwechsel konnte aufgrund des zu großen Zeitbedarfs nicht untersucht werden. Weiters wurden gekerbte Proben einer Umlaufbiegeprüfung unterzogen. Wie in Abb. 4.37 zu erkennen ist, konnten keine nennenswerten Steigerungen der Schwingfestigkeit infolge des dort vorherrschenden Spannungsgradienten erzielt werden. Es wird vermutet, dass aufgrund der engen Kerbgeometrien niedrigere Druckeigenspannungen induziert wurden. Dies erklärt die fehlende Stützwirkung aufgrund höherer Rissfortschrittsraten. Aufgrund der erhaltenen Ergebnisse unter Umlaufbiegung wurde ein 3-Linien-Modell zur Lebensdauerbewertung gewählt. Dieses berücksichtigt dabei die zwei unterschiedlichen Rissmechanismen. Ab einem Lastniveau von ca. 650 MPa konnten Anrisse an der Oberfläche gefunden werden, wohingegen unter dem Lastniveau von 600 MPa ausschließlich Anrisse unterhalb der Oberfläche auftreten. Diese Tatsache wurde mit der Berechnung der Vergleichsspannung nach Mises an der Oberfläche belegt. Bei der Amplitudenspannung von 650 MPa überschreitet die Vergleichsspannung nach Mises die Fließspannung von Ti-6Al-4V, weswegen es zu einem zyklischen Plastifizieren und somit zu Anrissen an der Oberfläche kommt. Beim Auftreten von Rissinitiiierungen unterhalb der Oberfläche, die bevorzugt im Bereich der maximalen Zugeigenspannungen auftreten, kommen die induzierten Druckeigenspannungen voll zur Geltung. Sie wirken sich stark hemmend auf die Rissausbreitung aus, was in der großen Steigerung der Schwingfestigkeit im Bereich der Zeitfestigkeit kugelgestrahlter Proben bei Amplituden kleiner 600 MPa unter Umlaufbiegung resultiert.

Neben den Umlaufbiegeversuchen wurden auch Zug/Druck-Versuche durchgeführt. Ziel dieser Versuche war es den Mittelspannungseinfluss auf gestrahltes Ti-6Al-4V zu untersuchen. Bei dem Spannungsverhältnis  $R = -1$  konnten ähnliche Ergebnisse wie bei der Umlaufbiegeprüfung gewonnen werden. Das 3-Linien-Modell zur Auswertung der Lebensdauer findet auch im Falle der unter Zug/Druck gewonnenen Ergebnisse gute Übereinstimmung. Die Ergebnisse dazu können Abb. 4.45 entnommen werden. Auch hier konnten die zwei zuvor beschriebenen Rissmechanismen festgestellt werden.

Die Bruchbildanalysen ergaben zum einen Anrisse an der Oberfläche und zum anderen fand der Anriss seinen Ausgang unter der Oberfläche. Ab einer Schwingspielzahl von ca. 2 Millionen Lastwechsel nimmt die Zug/Druck-Schwingfestigkeit im Vergleich zur Umlaufbiegeschwingfestigkeit etwas ab, was mit der fehlenden Stützwirkung erklärt werden kann. Bei einem aufgebrauchten Spannungsverhältnis von  $R = 0$  ist der positive Effekt des Kugelstrahlens kaum mehr vorhanden. Die Schwingfestigkeiten der kugelgestrahlten Proben liegen teilweise unter jenen der ungestrahlten. Das selbige Verhalten konnte auch bei dem Spannungsverhältnis  $R=0.3$  gefunden werden. Als Resümee kann gesagt werden, dass das Kugelstrahlen bei schwellenden Zugbeanspruchungen keinerlei Vorteile mit sich bringt und keine Verbesserungen der Schwingfestigkeit realisiert werden können.

Unter Torsionsbeanspruchung wurden Lebensdauersteigerungen bis zu einem Faktor 200 erzielt (siehe Abb. 4.50). Leider konnte aufgrund des zu großen Zeitbedarfs der Bereich nach  $10^8$  Lastwechseln nicht untersucht werden. Anhand der Bruchflächenanalyse konnte der genaue Rissausgang, bedingt durch die verschmierte Bruchfläche aufgrund der Schubspannungen, nicht exakt bestimmt werden. Es wird jedoch ein Anriss von der Oberfläche aus vermutet, was mit einer Theorie von Fröschl J. [62] und Sines G. [63] belegt wurde. Die Rissausbreitung geschah unter Normalspannungen und ist somit hauptverantwortlich für die Lebensdauer der Torsionsproben. Auffallend ist auch die viel größere Steigerung der Lebensdauer zwischen gestrahlten und ungestrahlten Proben unter Torsion im Vergleich zu Umlaufbiegung und Zug/Druck. Die Ursache dafür liegt in der Rissbeanspruchungsart der ungestrahlten und gestrahlten Proben. Bei den ungestrahlten Proben erfolgte die Rissinitiierung und das darauf folgende Kurzrischwachstum schubspannungsinduziert, also unter Mode II wohingegen bei den gestrahlten Proben der Mode II größtenteils unterdrückt wurde und im wesentlichen nur Mode I zum tragen kommt. Die Schubspannungen wirken um einiges schädlicher, was zu einer relativ geringen Lebensdauer der ungestrahlten Proben führt. Käme es im Falle der gestrahlten Proben auch zu einem schubspannungsinduzierten Anriss bzw. Kurzrischwachstum, so würde die Steigerung vermutlich um einiges größer ausfallen, da unter Mode II, bedingt durch die Druckeigenspannungen, die Rissflanken zusammengepresst werden und dadurch die Rissausbreitung stark behindern. Anscheinend wirken sich die Druckeigenspannungen energetisch günstiger auf normalspannungskontrolliertes Rissverhalten aus, weswegen es bei den kugelgestrahlten Proben zu keinem eindeutigen Anriss unter Schubspannungen gekommen ist, wie es bei den ungestrahlten Proben der Fall war.

Versuche an kugelgestrahlten Proben unter multiaxialer Belastung ergaben nennenswerte Steigerungen der Schwingfestigkeit im Vergleich zu ungestrahlten Proben. Hauptverantwortlich hierfür sind wiederum die eingebrachten Druckeigenspannungen, die eine stark hemmende Wirkung auf die Rissausbreitung besitzen. Die multiaxiale Beanspruchung setzte sich dabei aus einer Umlaufbiege- und Torsionsbeanspruchung zusammen. Es konnte ein Anriss an der Oberfläche der Probe beobachtet werden, was auf die hohe Vergleichsspannung nach v.Mises von  $\sigma_v = 1042$  MPa zurückzuführen ist. Auf Grund dessen kommt es zu einem zyklischen Plastifizieren in diesen Bereichen der Probenoberfläche und in weiter Folge zu Rissinitiierung. Das Risswachsen geschah normalspannungskontrolliert.

Die vorhandenen Eigenspannungen wurden als eine Haupteinflussgröße auf die Schwingfestigkeit identifiziert, weshalb sie bei der Auslegung von Bauteilen besonders berücksichtigt werden müssen. In der heutigen Zeit haben Gewichtreduzierung, optimale Ausnutzung von Werkstoffen und zugleich immer kürzer werdende Produktentwicklungszeiten enorme Bedeutung. Dabei spielt die computerunterstützte Lebensdauerbewertung eine wesentliche Rolle, weswegen es in weiterer Folge sinnvoll wäre die lokalen Eigenspannungen in solch einer Lebensdauerberechnung zu berücksichtigen.

## 6. Referenzen

- [1] Wagner L., Lütjering G.: "Influence of the Shot Peening Parameters on the Surface Layer Properties and the Fatigue Life of Ti-6Al-4V", Shot Peening, American Shot Peening Society, Seite 194 bis 200, 1984
- [2] Wagner L., Lütjering G.: "Influence of the Shot Peening Treatment on the Fatigue Limit of Ti-6Al-4V", Shot Peening, American Shot Peening Society, Seite 201 bis 207, 1984
- [3] Wagner L.: "Der Einfluss von Kugelstrahlen auf das Ermüdungsverhalten hochfester Titanlegierungen", Ruhr-Universität Bochum, Dissertation, 1981
- [4] Gray H.: "Einfluss einer Kugelstrahlbehandlung auf das Ermüdungsverhalten von Titanlegierungen bei erhöhten Temperaturen", Technische Universität Hamburg-Harburg, Dissertation, 1988
- [5] Andy Reiche: "Herstellung von Titan", [www.andy-reiche.de](http://www.andy-reiche.de)
- [6] <http://www.thyssenkrupp-metallurgie.de/ferro-legierungen/sonderprodukte/titanschwamm.html#c441>
- [7] Bozena Arnold: "Titanwerkstoffe", <http://agilelaws.com/MM/Dateien/B104-Titanwerkstoffe.pdf>
- [8] M. Peters, C. Leyens: "Titan und Titanlegierungen", WILEY-VCH Verlag GmbH & CO, 2002, ISBN 3-527-30539-4
- [9] H. Schumann, H. Oettel: "Metallografie", 14. Auflage, WILEY-VCH Verlag GmbH & CO, KGaA, Weinheim, ISBN 3-527-30679-X
- [10] Boyer R., Welsch G., Collings E.W.: "Materials Properties Handbook: Titanium Alloys", Seite 483 bis 547, ASM International, 1994, ISBN 0-871-70481-1
- [11] American Society for Testing and Materials: "Annual Book of ASTM Standards", Section 2, Nonferrous Metal Products, Vol. 02.04, ASTM B348-83, Seite 142 bis 145, Philadelphia, 1988, ISSN 0192-2998
- [12] Haibach E.: "Betriebsfestigkeit - Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung", 3., korrigierte und ergänzte Auflage, Springer - Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2005, ISBN 10 3-540-29363-9
- [13] Radaj D., Vormwald M.: "Ermüdungsfestigkeit - Grundlagen für Ingenieure", 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2007, ISBN 978-3-540-71458-3
- [14] Oberwinkler B.: "Schwingfestigkeit von Ti-6Al-4V: Betrachtung mehrerer Einflussgrößen", Diplomarbeit an der Montanuniversität, Leoben 2007
- [15] Eichlseder W.: "Skriptum zur Vorlesung Betriebsfestigkeit I", Institut für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben, 2008
- [16] Dengel D.: "Die  $\arcsin\sqrt{P}$ -Transformation - ein einfaches Verfahren zur grafischen und rechnerischen Auswertung geplanter Wöhlerversuche", Zeitschrift für Werkstofftechnik, 6. Jahrgang, Heft 8, Seite 253 bis 288, August 1975
- [17] Ninic D., Stark H.L.: "A multiaxial fatigue damage function", School of Mechanical and Manufacturing Engineering, University of New South Wales, Sydney 2052, Australia, 2007
- [18] Decker, "Maschinenelemente - Funktion, Gestaltung und Berechnung", 15. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, 2000, ISBN 3-446-21525-5
- [19] Oberwinkler B.: "Fatigue-Proof and damage tolerant lightweight design of Ti-6Al-4V Forgings", Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2010
- [20] U.S. Department of Defense: "Military Handbook - Metallic Materials and Elements of Aerospace Vehicle Structures", MIL-HDBK-5J, Kapitel 5, Seite 67, January 2003
- [21] Läßle V.: "Einführung in die Festigkeitslehre - Lehr und Übungsbuch", 2. Auflage, Vieweg + Teubner - Verlag, 2008, ISBN 978-3-8348-9496-0 (Online)
- [22] Broichhausen J., Telfah M.: "Wechselbeziehung zwischen Umformgrad, thermischer Nachbehandlung, Gefügeinhomogenität und Verhalten bei schwingender Beanspruchung der Werkstoffes Ti-6Al-4V", Forschungsberichte des Landes Nordrheinwestfalen: Nr. 350: Fachgruppe Hüttenwesen, Werkstoffkunde, ISBN 3-531-03130-9

- [23] Nalla R.K., Boyce B.L., Campbell J.P., et al.: "Influence of Microstructure in High- Cycle Fatigue of Ti-6Al-4V: Bimodal vs. Lamellar Structures", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, Seite 899 bis 918, März 2002
- [24] Lütjering G., Gysler A.: "Titanium Science and Technologie", Vol.4, DGM, Seite 2068, 1985
- [25] Adachi S., Wagner L., Lütjering G.: "Influence of microstructure and mean stress on fatigue strength of Ti-6Al-4V", Titanium '84 - Science and Technology, vol. 4. Munich: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde EV: 1985. p. 2051-8.
- [26] Crößmann I.: "Einfluss von Ultraschall-Kugelstrahlen auf die Oberflächenrandzone und die Ermüdungseigenschaften von Ti-6Al-4V im Vergleich zu konventionellen Stahlkugelstrahlen", Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2008
- [27] Metal Improvement Company: "Kugelstrahl-Anwendungen", Seventh Edition, [www.kugelstrahlen-shotpeening-mic.de](http://www.kugelstrahlen-shotpeening-mic.de)
- [28] Herzog R., Zinn W., Scholtes B., Wohlfahrt H.: "Zur Aussagefähigkeit der Almenintensität als Kennwert bei der gezielten Eigenspannungserzeugung durch Kugelstrahlen", Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Vol. 27, Issue 12, Seite 608 bis 617, 1996
- [29] Rösler: <http://www.rosler.com/english/shot-peening.html>
- [30] Whellabrator Group: "Shot peening in der Praxis", [www.shkg.de](http://www.shkg.de)
- [31] Schulze V.: "Characteristics of Surface Layers Produced by Shot Peening", Proc.ISCP-8, Seite 145 bis 160, 2003, ISBN 3-527-30537-8
- [32] Spur G.: "Handbuch der Fertigungstechnik - Band 2/3 Umformen und Zerteilen", Carl Hanser Verlag München Wien, 1985, ISBN 3-446-13947-8, Seite 1360 bis 1371
- [33] [www.herfeldt.de](http://www.herfeldt.de)
- [34] Würth Strahlmittel: [www.eisenwerk-wuerth.de](http://www.eisenwerk-wuerth.de)
- [35] Wohlfahrt H.: "Kugelstrahlen und Dauerschwingverhalten", Institut für Werkstofftechnik, Universität - Gesamthochschule Kassel, Bundesrepublik Deutschland
- [36] Champaigne J.: "Shot Peening Overview", <http://www.shotpeener.com/learning/spo.pdf>
- [37] Franz H.E., Olbricht A.: "Optimization of Shot Peening to Improve the Fatigue Strength of Ti-6Al-4V", ICSP 3, Oktober 1987, in Shot Peening: Science, Technology, Application Vol2, Seite 439 bis 446
- [38] OSK-Kiefer GmbH: [http://www.osk-kiefer.de/download/buchteile/files/de/26-Strahlmittel\\_und\\_Strahlmittelaufbereitung.pdf](http://www.osk-kiefer.de/download/buchteile/files/de/26-Strahlmittel_und_Strahlmittelaufbereitung.pdf)
- [39] U.S. Navy: "Peening of Metal Parts", NADEPJAX LPS 500, Naval Air Station, Jacksonville Florida, Jänner 1995
- [40] U.S. Army: "Military Specification - Shot Peening of Metal Parts", MIL-S-13165C, Februar 1998
- [41] Lütjering G.: "Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (a+b) titanium alloys", Mater Sci Eng A 1998, A243:32-45
- [42] Dörr T.: "Auswirkungen von Kugelstrahlen auf das Ermüdungsverhalten von Leichtmetallwerkstoffen auf Titan- und Aluminumbasis, Dissertation, BTU Cottbus, 2000
- [43] Hoffmeister J.: "Beschreibung des Eigenspannungsabbaus in kugelgestrahltem Inconel 718 bei thermischer, quasistatischer und zyklischer Beanspruchung", Dissertation, Karlsruhe Institut für Technologie, 2009
- [44] Zimmerman M.: "Numerische und experimentelle Untersuchungen zur Randschichtausbildung beim Druckluft- und Ultraschallkugelstrahlen nach IN718, Dissertation, Universität Karlsruhe, 2009
- [45] Thümmler P.: "Beschreibung der Vorgänge beim Ultraschallkugelstrahlen unter Berücksichtigung der Strahlintensität und der Kugelbewegung bei Parameteränderung", Dissertation, BTU Cottbus, 2008
- [46] Nikitin I.: "Schwingfestigkeit und Randschichtoptimierung", Skriptum SS 2007, Universität Kassel, 2007
- [47] International Organization for Standardization: "ISO 4287: Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface texture: Profile method – Terms, definitions and surface texture parameters", 1997

- [48] Clausen R., Stangenberg J.: "Roughness of Shot-Peened Surfaces - Definition and Measurement", ICSP-7, Warschau, 1999
- [49] Dörr T., Hilpert M., Beckmerhagen P., Kiefer A., Wagner L.: "Influence of shot peening on fatigue performance of high-strength aluminium and magnesium alloys", In: 7<sup>th</sup> International Conference on Shot Peening, Warschau, 1999, Seite 153-160
- [50] Schijve J.: "Fatigue of Structures and Materials", Kluwer Academic Publishers, 2001, ISBN 0-7923-7014-7
- [51] Sanetra C.: "Untersuchungen zum Festigkeitsverhalten bei mehrachsiger Randombeanspruchung unter Biegung und Torsion", Dissertation an der TU Clausthal, Clausthal, 2001, Seite 10 bis 15
- [52] Eichlseder W.: "Rechnerische Lebensdaueranalyse von Nutzfahrzeugkomponenten mit der Finite Elemente Methode", Dissertation an der TU Graz, 1989
- [53] Ludian T., Wagner L.: "Mechanical surface treatments for improving fatigue behavior in titanium alloys", Advances in Material Science, Vol.8, No.2(16), 2008
- [54] Novovic D.: "The effect of machined topography and integrity on fatigue life", International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol.44, Seite 125-134, 2004
- [55] Starker P.: "Der Größeneinfluss auf das Biegeverhalten von CK 45 in verschiedenen Bearbeitungs- und Wärmebehandlungszuständen", Dissertation, Universität Karlsruhe, 1981
- [56] El-Magd E., Treppmann C., Korthäuer M.: "Fließverhalten metallischer Werkstoffe in Abhängigkeit von Dehngeschwindigkeit und Temperatur am Beispiel von CK45N und Ti-6Al-4V", Roell Amsler Symposium 2003, Seite 81 bis 90
- [57] Gray III G.T., Lütjering G.: "The effect of microstructure and stress ratio on fatigue crack propagation behavior of Ti-6Al-4V", Titanium '84 - Science and Technology, Vol. 4, eds. Lütjering G., Zwickler U., Bunk W., Seite 2251-2258, DGM, 1985
- [58] Kitagawa H., Takahashi S.: "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or cracks in the early stage", Proc. of the second int. conference on mech. behavior of materials, ASM, Seite 627-631, 1976
- [59] Irwin G.R.: "Analyses of stresses and strains near the end of crack traversing a plate", J. Appl. Mechanics, Vol. 54, Seite 361-364, 1957
- [60] Irwin G. R.: "Fracture", Handbuch der Physik, Band 6, Springer Verlag, Berlin, Seite 551-590, 1958
- [61] Sander M.: "Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen", Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2008, ISBN 978-3-540-77733-5
- [62] Fröschl J.: "Fatigue behavior of forged components: Technological effects and multiaxial fatigue", Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2006
- [63] Sines G., Ohgi G.: "Fatigue Criteria under Combined Stresses or Strains", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 103, Issue 2, Seite 82-90, 2000
- [64] Schmolzer Industrietechnik: "Strahltechnische Oberflächenbehandlung", <http://www.docin.com/p-65023010.html>
- [65] Hirsch T.: "Zum Einfluss des Kugelstrahlens auf die Biegeschwingfestigkeit von Titan- und Aluminiumlegierungen", Dissertation, Fakultät für Maschinenbau der Universität Karlsruhe, 1983