

Verbesserung des Ermüdungsverhaltens von γ -TiAl-Legierungen durch mechanische Oberflächenbehandlung

Von der Fakultät Maschinenbau, Elektrotechnik und Wirtschaftsingenieurwesen der Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus zur Erlangung des akademischen Grades einer Doktorin der Ingenieurwissenschaften genehmigte
Dissertation

vorgelegt von

Diplom-Ingenieurin

Maria Glavatskikh

geboren am 15. Oktober 1981 in Glazov, Russland

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Vesselin Michailov

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Christoph Leyens

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Florian Pyczak

Tag der mündlichen Prüfung: 6. Oktober 2011

Kurzfassung

Gegenstand der Arbeit war die Untersuchung mechanischer Oberflächenbehandlungen zur Verbesserung des Ermüdungsverhaltens von hochfesten γ -TiAl-Legierungen TNB-V2 und TNB-V5. Zu diesem Zweck wurden die Verfahren Kugelstrahlen und Festwalzen angewendet. Die Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens erfolgte unter Umlaufbiegebeanspruchung bei Raumtemperatur ($R=-1$, 60 Hz). Für die Bewertung des Verfestigungspotentials durch mechanische Oberflächenbehandlung wurden die prozessinduzierten Randschichteigenschaften wie Rauheit, Eigenspannungen, Mikrohärtigkeit, Halbwertsbreite und Mikrostrukturänderungen in Abhängigkeit von Verfahrensparametern analysiert. Im Hinblick auf die vorgesehenen Hochtemperaturanwendungen von Titanaluminiden wurden außerdem Untersuchungen zur Stabilität der Randschichtverfestigung gegenüber thermischer Erholung und Ausheilung durchgeführt.

Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass durch Kugelstrahlen zyklisch stabile Druckeigenspannungen in der Randschicht erzeugt werden, wodurch eine deutliche Verbesserung der Wechselfestigkeit gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand erreicht wird. Festwalzen hat keine Auswirkung auf die Dauerfestigkeit, was auf den nahezu nicht vorhandenen Mikrohärtigkeitanstieg direkt an der Oberfläche sowie auf den Abbau von Druckeigenspannungen nach wenigen Zyklen zurückzuführen ist. Spanende Bearbeitung durch Drehen führt zu vergleichbaren Randschichtverfestigungen mit ähnlicher Tiefenwirkung wie beim Kugelstrahlen, sowie zu einem deutlichen Anstieg der Wechselfestigkeit gegenüber dem Referenzzustand.

Im Temperaturbereich zwischen 500 °C und 650 °C werden die Druckeigenspannungen schnell abgebaut, so dass die Oberflächenrauheit von entscheidender Bedeutung wird. Die verbleibende Randschichtverfestigung ist effektiver, wenn die Oberflächenrauheit reduziert wird, so dass das Abpolieren der Oberfläche nach dem Kugelstrahlen empfehlenswert ist. Oberhalb 700 °C ist die Randschichtverfestigung durch Kugelstrahlen nicht mehr effektiv, da die induzierten Punktdefekte sehr schnell ausheilen und in der verformten Randschicht Rekristallisationsvorgänge ablaufen.

Abstract

The main subject of this work was the investigation of mechanical surface treatments for improvement of fatigue behavior of high strength γ -TiAl alloys TNB-V2 and TNB-V5.

For this purpose shot peening and roller burnishing were applied. Rotating bending fatigue tests were carried out with $R=-1$ at a frequency of 60 s^{-1} . For evaluation of hardening potential as a result of mechanical surface treatment the near-surface properties of different surface conditions were analyzed. Thereby such characteristics as surface roughness, residual stress profiles, microhardness, half-width breadth and microstructural changes were determined.

With regard to desired application of titanium aluminides at high temperatures the influence of thermal exposure on the near-surface properties and resulting fatigue strength was investigated.

The results of this work show that shot peening leads to a development of cyclically stable residual compressive stresses in the near-surface region and as a result to a significant improvement of fatigue performance in comparison to electropolished reference state.

Roller burnishing does not contribute to improvement of fatigue strength. The reason for this is almost no increase of microhardness directly on the surface as well as residual stress relaxation after a few cycles.

Conventional turning leads to high dislocation densities and residual compressive stresses in the near-surface region resulting in a considerable increase of fatigue strength similar to shot peening.

In temperature range between $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ a rapid relaxation of compressive residual stresses occurs, so that surface roughness is of vital importance. The remaining surface hardening is more effective when the surface roughness is reduced, so that the polishing of the surface after shot peening is recommended. At application temperatures above $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ shot peening does not contribute to improvement of fatigue performance due to a quick relaxation of point defects and recrystallization processes in the near-surface area.

Eidesstattliche Erklärung

Hiermit erkläre ich an Eides statt, dass ich die vorliegende Dissertation ohne fremde Hilfe und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Quellen und Hilfsmittel angefertigt und die den benutzten Quellen wörtlich oder inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe. Zudem wurde die Arbeit nicht in der gegenwärtigen oder einer ähnlichen Form an einer anderen Fakultät eingereicht. Auch habe ich weder in der Vergangenheit Promotionsanträge gestellt, noch ist dies aktuell an einer anderen Fakultät der Fall.

Die derzeit geltende Promotionsordnung der Fakultät für Maschinenbau, Elektrotechnik und Wirtschaftsingenieurwesen der Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus ist mir bekannt.

Berlin, den 25.05.2011

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Lehrstuhl Metallkunde und Werkstofftechnik der Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Christoph Leyens für die zahlreichen Anregungen und fachlichen Diskussionen, die engagierte und zügige Durchsicht des Manuskripts und die Übernahme des Hauptreferats, sowie für das jederzeit entgegengebrachte Vertrauen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Florian Pyczak danke ich für die Durchsicht der Arbeit, die zahlreichen Anregungen sowie für die Übernahme des Korreferats herzlich.

Besonders hervorheben möchte ich die sehr gute Betreuung durch Frau Dr.-Ing. Janny Lindemann. Sie begleitete mit großer Umsicht den Fortgang der Arbeit und trug durch fachliche Diskussionen und Anregungen sowie die kritische Durchsicht der Arbeit erheblich zum Gelingen der Dissertation bei.

Einen besonderen Dank möchte ich den TiAl-Experten vom Institut für Metallphysik der GKSS, Geesthacht, insbesondere Herrn Dr.-Ing. Fritz Appel und Herrn Dr.-Ing. Michael Oehring, für die zahlreichen Diskussionen und Anregungen aussprechen.

Mein Dank gilt allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Lehrstuhls Metallkunde und Werkstofftechnik für die positive Arbeitsatmosphäre und gute Zusammenarbeit. Ich danke allen, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Besonders hervorheben möchte ich hierbei Frau Birgit Kunze, Frau Grit Rodenbeck und Frau Kirsten Winzer, sowie Herrn Dieter Domke und Herrn Reiner Konzak.

Mein besonderer Dank gilt meiner Familie für das Verständnis und die liebevolle Unterstützung, die sie mir während dieser Zeit entgegengebracht hat.

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung	1
2 Titanaluminid-Legierungen auf der Basis von Gamma-TiAl	3
2.1 Potential und Einsatzbereiche	3
2.2 Zusammensetzung und Gefügetypen	4
2.3 Festigkeitseigenschaften.....	7
2.3.1 Verformungsmechanismen.....	7
2.3.2 Mechanische Eigenschaften	8
2.3.3 Ausscheidungshärtung	11
2.3.4 Gradierte Morphologie	13
2.3.5 Ermüdungsverhalten von TiAl	13
3 Mechanische Oberflächenbehandlung	19
3.1 Kugelstrahlen	19
3.2 Festwalzen	21
3.3 Verfahrensinduzierte Veränderungen der Randeigenschaften	22
3.4 Stabilität von Eigenspannungszuständen nach der mechanischen Oberflächenbehandlung	24
3.4.1 Auswirkungen von Eigenspannungen auf das Wechselverformungsverhalten	24
3.4.2 Zyklischer Eigenspannungsabbau	27
3.4.3 Thermischer Eigenspannungsabbau	28
4 Aufgabenstellung	31
5 Versuchsdurchführung	33
5.1 Untersuchte Legierungen	33
5.2 Verwendete Probengeometrie	33
5.3 Ermittlung mechanischer Eigenschaften	34
5.3.1 Zugversuche	34
5.3.2 Ermüdungsversuche	35
5.4 Verfahren zur mechanischen Oberflächenverfestigung	36
5.4.1 Kugelstrahlen	36
5.4.2 Festwalzen	36
5.5 Mikrostrukturelle Untersuchungen	38
5.5.1 Metallographische Probenpräparation.....	38

5.5.2 Mikroskopische Analyse	39
5.6 Charakterisierung von Gradienten der Kaltverfestigung in der Probenrandschicht nach mechanischer Oberflächenbehandlung	39
5.7 Methoden zur Erhöhung der thermischen Stabilität der Randschichtverfestigung.....	42
6 Ergebnisse und Diskussion	43
6.1 Mikrostruktur und quasistatische Festigkeitseigenschaften der untersuchten Legierungen.....	43
6.2 Einfluss von Oberflächenverfestigungen auf das Ermüdungsverhalten ungekerbter Proben.....	45
6.2.1 Kugelstrahlen	45
6.2.2 Festwalzen	54
6.2.3 Spanende Bearbeitung.....	61
6.2.4 Vergleich der Effekte der Oberflächenverfestigung für die Legierungen TNB-V2 und TNB-V5.....	65
6.3 Oberflächenverfestigung gekerbter Proben.....	68
6.4 Thermische Stabilität der Randschichtverfestigung.....	72
6.4.1 Einfluss der Auslagerung auf die Ermüdungseigenschaften.....	72
6.4.2 Kinetik der Entfestigung	76
6.4.3 Kompressionsversuche.....	81
6.5 Untersuchung von Methoden zur Erhöhung der thermischen Stabilität der Randschichtverfestigung	85
6.5.1 Methoden.....	85
6.5.2 Heterogene Keimbildung von Perowskit-Ausscheidungen an Versetzungen.....	85
6.5.3 Randschichtverfestigung durch gezielte Phasenumwandlung der Randschicht	90
7 Zusammenfassung.....	97
Literaturverzeichnis.....	101

1 Einleitung

Aufgrund ihrer relativ geringen Dichte, der hohen spezifischen Kriechfestigkeit und Steifigkeit bei höheren Temperaturen, ihrer geringen Neigung zu sogenanntem Titanfeuer und ihrer gegenüber Titan-Legierungen verbesserten Oxidationsbeständigkeit werden heute die intermetallischen $\gamma(\text{TiAl})$ -Basislegierungen als die bedeutendste „neue“ Werkstoffklasse für Leichtbauanwendung in der Luft- und Raumfahrt sowie im Automobilmotorenbau betrachtet. In den letzten Jahren konzentrierte sich die Entwicklung von $\gamma(\text{TiAl})$ auf die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, der Oxidations- und der Kriechbeständigkeit. Die intensive Forschung hat zu einem tiefgehenden Verständnis der bei der Verformung stattfindenden Gleit- und Zwillingsprozesse, der Gefüge-Eigenschafts-Beziehung sowie der Wechselwirkungen von Versetzungen mit Punktdefekten und Ausscheidungsphasen geführt. Auf dieser Basis konnten die Eigenschaften von TiAl-Legierungen gezielt auf mögliche Anwendungen hin optimiert werden. Titanaluminide werden bereits als Ventilwerkstoff im Motorenbau verwendet. Bauteile aus TiAl wurden bereits in den Flugzeugtriebwerken eingesetzt [1]; die damit verbundene Gewichtsersparnis wird die Effizienz von Triebwerken steigern und Schadstoffemissionen deutlich reduzieren [2].

Die rotierenden Bauteile zum Beispiel in einem Triebwerk werden meist zyklisch beansprucht. Die Oberfläche spielt dabei eine besondere Rolle. Erstens liegt der Ursprung eines Ermüdungsbruches bei schwingender Beanspruchung in einem homogenen Werkstoff auch bei einer über dem Querschnitt gleichmäßiger Belastung an der Bauteiloberfläche, da dort in der Regel der ebene Spannungszustand und ein korrosiver Umgebungseinfluss wirken. Zweitens treten durch die Belastungsart beziehungsweise die Bauteilgeometrie oft die höchsten Spannungen in der äußeren Randschicht des Bauteils auf, die einen Rissstart von der Oberfläche zusätzlich erzwingen. Die Lebensdauer schwingend beanspruchter Bauteile kann durch eine gezielte thermische, mechanische oder thermomechanische Behandlung der Randschicht erhöht werden [3]. Die am häufigsten verwendeten Verfahren der mechanischen Oberflächenbehandlung sind unter anderem das Kugelstrahlen und Festwalzen. Das Hauptziel dieser Verfahren besteht in der Randschichtverfestigung bei gleichzeitiger Erzeugung von oberflächennahen Druckeigenspannungen.

Insgesamt liegen derzeit in der Literatur nur wenige Untersuchungen zu mechanischer Oberflächenverfestigung von Titanaluminiden vor. Eine systematische, mehrere Legierungen umfassende Untersuchung fehlt jedoch.

Im Rahmen dieser Arbeit sollten deswegen Kenntnisdefizite hinsichtlich der Oberflächenbehandlung von Titanaluminiden beseitigt werden. Zur Verbesserung der Festigkeitseigenschaften und Zuverlässigkeit von intermetallischen TiAl-Werkstoffen wurden Verfahren zur mechanischen Oberflächenverfestigung durch Kugelstrahlen oder Festwalzen untersucht. Die Untersuchungen befassen sich mit den Einflüssen von Druckeigenstressungen, oberflächennahen Defektstrukturen und Oberflächenschädigung auf die Entstehung und Ausbreitung von Rissen. Im Hinblick auf die vorgesehenen Hochtemperaturanwendungen von Titanaluminiden folgten Untersuchungen zur Stabilität der Randschichtverfestigung gegenüber thermischer Erholung und Ausheilung. Zusätzlich wurden neue Verfahren zur Randschichtverfestigung durch das Implementieren von Ausscheidungsreaktionen bzw. Phasentransformationen erprobt.

2 Titanaluminid-Legierungen auf der Basis von Gamma-TiAl

2.1 Potential und Einsatzbereiche

Titanaluminide auf der Basis von γ (TiAl) weisen zahlreiche vorteilhafte Eigenschaften auf. Sie sind vor allem für thermisch und mechanisch hoch beanspruchte Komponenten in Verbrennungsmotoren und Triebwerken als Werkstoffalternative zu warmfesten Stählen und Superlegierungen attraktiv. Titanaluminide zeichnen sich durch eine hohe Festigkeit und Kriechbeständigkeit sowie eine gute Oxidationsbeständigkeit bei Einsatztemperaturen bis etwa 750 °C aus. Mit einer Dichte von etwa 3,8 - 4,1 g/cm³ weisen diese Legierungen nur die Hälfte der Dichte von Nickelsuperlegierungen und somit ein deutliches Gewichtsersparpotential auf. Wie in Abbildung 1 zu sehen ist, übertrifft die spezifische Festigkeit von TiAl-Legierungen diejenige von polykristallinen Superlegierungen auf Nickel-Basis [4].

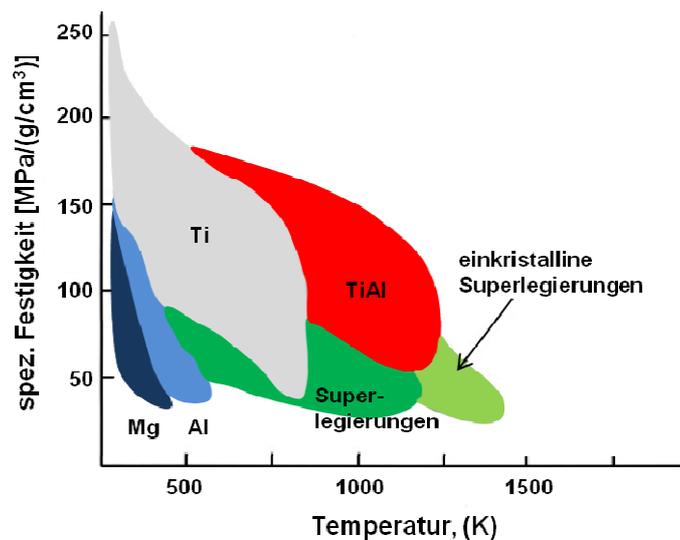


Abbildung 1: Spezifische Festigkeit einiger Werkstoffe in Abhängigkeit von der Temperatur [4, 5]

Eine Gewichtsreduzierung hat insbesondere bei rotierenden und oszillierenden Bauteilen, wie Turbinenrädern von Abgasturboladern, Ventilen und Kolben, eine wesentliche Verringerung der Reibungsverluste und der Trägheitskräfte zur Folge. Für Jetantriebe sind Turbinen- und Verdichterschaufeln aus Titanaluminiden in der Entwicklung (Abbildung 2a). Aufgrund des im Vergleich zum Stahl und zu konventionellen Titanlegierungen außergewöhnlich hohen spezifischen Elastizitätsmoduls von $E/\rho \approx 39 - 46 \text{ GPa cm}^3 \text{ g}^{-1}$ sowie einer hohen Dehngrenze

von $R_{p0,2} \approx 1 \text{ GPa}$ haben Titanaluminide auch das Potential für Anwendungen bei niedrigeren Temperaturen, wie Pleuel und Kolbenbolzen in Verbrennungsmotoren (Abbildung 2b) [6].

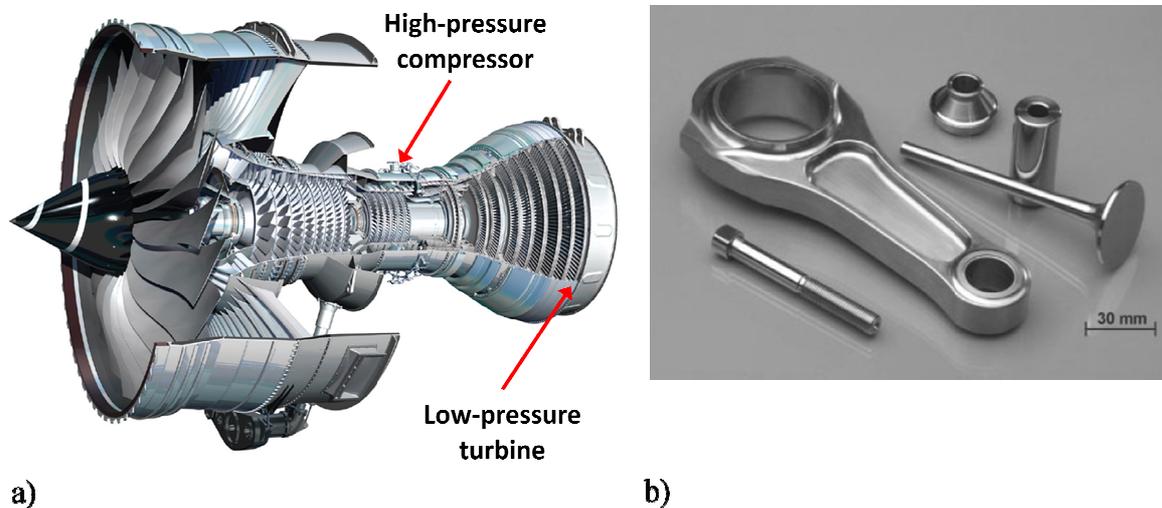


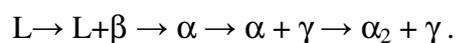
Abbildung 2: a) Flugzeugtriebwerk Trent XWB der Firma Rolls Royce. Anwendungspotential von Titanaluminiden in Niederdruckturbine und im Verdichter [7]; b) Beispiele für Motorkomponenten aus TiAl-(Cr, Nb, Ta, B)-Legierungen (Gamma-MET[®]) [6]

2.2 Zusammensetzung und Gefügetypen

Heutzutage sind industriell einsatzfähige Legierungsvarianten mit Zusammensetzungen von Ti - 43...49Al (alle Angaben in At.%) verfügbar, die durch zusätzliche Legierungselemente wie z.B. Nb, B, C (0,1 - 10 At.%) modifiziert sind [8].

Zur Konstitution von technischen Titanaluminid-Legierungen tragen neben der Majoritätsphase $\gamma(\text{TiAl})$ mit geordneter tetragonal flächenzentrierter $L1_0$ -Struktur meist auch 2 - 20 % $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ (geordnete hexagonale DO_{19} - Struktur) und 2 - 10 % der kubisch-raumzentrierten β -Phase beziehungsweise deren geordneter Variante B2 bei (Abbildung 3) [9].

Die Phasenumwandlungsgrenzen und die Positionen der Phasengrenzen (siehe Abbildung 3) können durch Zusätze von Legierungselementen sowie durch die Herstellungsverfahren beeinflusst werden. Bei langsamer Abkühlung aus der Schmelze ergibt sich für Legierungen mit einem Al-Gehalt von 47 At.-% folgender Umwandlungspfad:



Die Kristallisation aus der Schmelze erfolgt zunächst unter Bildung dendritischer Körner des kubisch raumzentrierten β -Mischkristalls, die sich bevorzugt mit der $\langle 100 \rangle$ -Richtung parallel zur Wärmeflussrichtung orientieren [5, 12]. Da die β -Phase nur etwa 44 % Al löst, führt das Wachstum der β -Dendriten bei Legierungen mit höherem Al-Gehalt zu Seigerungen. Bei etwa 1500 °C findet eine peritektische Umwandlung von Schmelze und β -Dendriten zur α -Phase statt. Weiterhin entsteht aufgrund der geringen Anzahl an Kristallisationskeimen und der durch die hohe Temperatur bedingten schnellen Wachstumsrate ein sehr grobkörniges α -Gefüge. Wird bei weiterer Abkühlung die α -Transus-Temperatur unterschritten, so schneidet sich die γ -Phase in Form feiner Lamellen aus. Beim Erreichen der eutoktoiden Temperatur von 1125 °C wandelt sich die hexagonale ungeordnete α -Phase in die geordnete α_2 -Phase um. Aus den α -Körnern entstehen daher Kolonien von parallelen α_2 - und γ -Plättchen. Die Koloniegröße wird deshalb durch die Größe der α -Körner bestimmt. Zwischen den α_2 - und γ -Plättchen dieser lamellaren Morphologie bestehen die zuerst von *Blackburn* beobachteten Orientierungsbeziehungen [5, 13]:

$$\{111\}_\gamma \parallel (0001)_{\alpha_2}, \langle 1\bar{1}0 \rangle_\gamma \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2} \quad (2.1)$$

Das Vorhandensein eines Hochtemperatur-Einphasengebietes zeichnet γ -Titanaluminid-Legierungen in besonderer Weise gegenüber anderen intermetallischen Werkstoffen aus, die für strukturelle Anwendungen in Frage kommen. Nach Lösungsglühen im α -Gebiet ist eine Vielzahl unterschiedlicher Phasenumwandlungen durch Abkühlen und nachfolgende Wärmebehandlungen möglich, wodurch sich ein unterschiedliches Gefüge in einem breiten Bereich einstellen lässt (Abbildung 4) [9].

Die charakteristischen Mikrostrukturen von γ -Titanaluminid-Legierungen unterscheiden sich in der Phasenmorphologie (lamellar, nahezu lamellar, duplex, nahezu globular oder globular), in den Korn- beziehungsweise Koloniegrößen des Gefüges und in den Volumenanteilen der koexistierenden Phasen $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ und $\gamma(\text{TiAl})$.

Globulare oder Duplexgefüge werden meist über Umformtechnologien mit nachfolgenden Wärmebehandlungen hergestellt. Der Anteil von lamellaren und globularen Gefügeanteilen lässt sich über die Umform- bzw. Glüh-Temperatur beeinflussen. Beim Umformen knapp unterhalb der α -Transus-Temperatur entsteht ein nahezu lamellares Gefüge mit kleiner Koloniegröße.

Mit abnehmender Umformtemperatur beziehungsweise zunehmendem Abstand zur α -Transus-Temperatur steigt der Anteil globularer Körner im Gefüge, so dass ein duplex-Gefüge entsteht [17]. Umformen bei niedrigen Temperaturen (1150 °C) führt zu einer vollständig globularen Mikrostruktur [5].

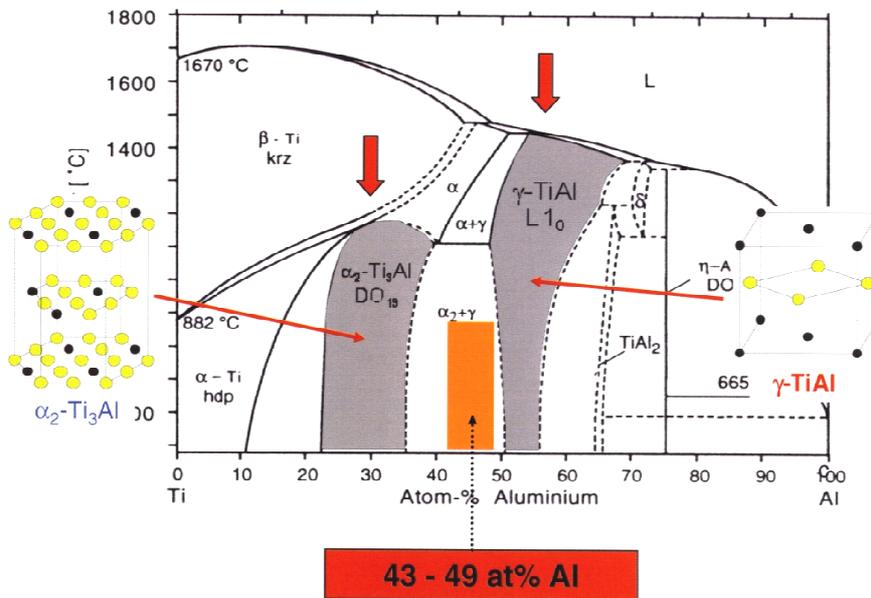


Abbildung 3: Binäres Ti-Al-Phasendiagramm nach McCullough [10, 11]. Kristallstrukturen der hexagonalen α_2 (Ti₃Al)-Phase links (Strukturbezeichnung DO₁₉, Gitterparameter a = 0,5782 nm, c = 0,4629 nm) und der tetragonalen γ (TiAl)-Phase rechts (Strukturbezeichnung L1₀, Gitterparameter a = 0,4005 nm, c = 0,4070 nm)

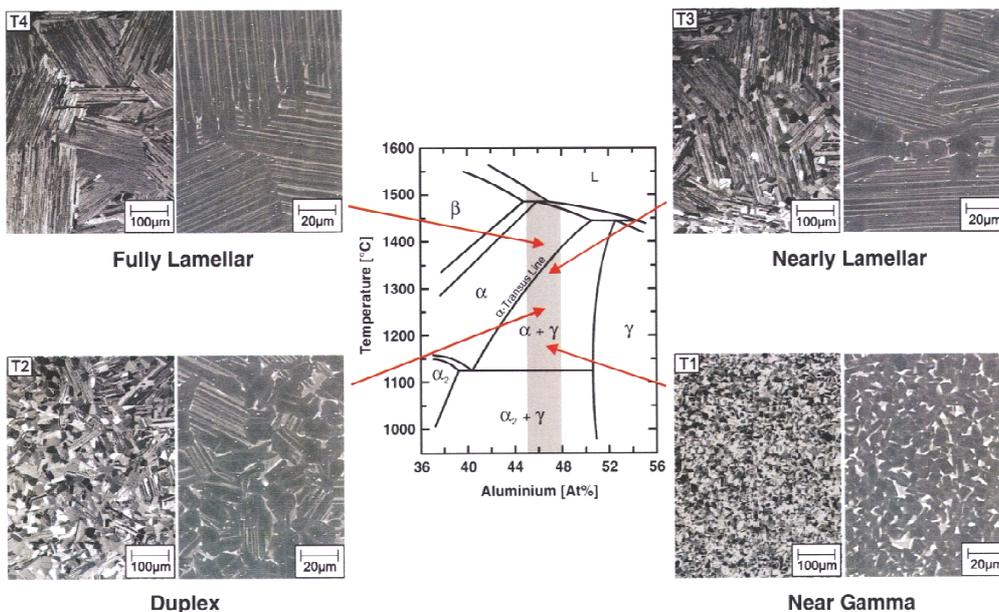


Abbildung 4: Verfügbare Gefüge zur Eigenschaftsoptimierung [14, 15]

2.3 Festigkeitseigenschaften

2.3.1 Verformungsmechanismen

Titanaluminide sind wie viele andere intermetallische Phasen relativ spröde Materialien, welche bis zu Temperaturen von etwa 700 °C nur geringe Zugdehnungen im Bereich von 1 - 3 % aufweisen [6, 9]. Ein solches Verhalten entsteht oftmals durch eine zu geringe Dichte von gleitfähigen Versetzungen oder durch hohe Gleitwiderstände, die die Versetzungsbewegung behindern. Andererseits treten bei Titanaluminiden bei den für die Anwendung typischen hohen Temperaturen oftmals unerwünschte Verformungsvorgänge auf, die durch Diffusionsprozesse unterstützt werden und zum Kriechen des Materials führen [18, 19].

Das Verformungsverhalten von zweiphasigen $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \gamma(\text{TiAl})$ Legierungen wird durch Gleitsysteme der γ -Phase mit $L1_0$ -Struktur bestimmt, da die α_2 -Phase aufgrund der zu geringen Anzahl von unabhängigen Gleitsystemen schwer verformbar ist [20]. Als andere Ursache der schlechten Verformbarkeit der α_2 -Phase wird eine starke Mischkristallhärtung durch die hohe Löslichkeit für Sauerstoff, Stickstoff und Kohlenstoff sowie das Unvermögen, mechanisch zu verzwilligen, angenommen [5, 21].

Die Abgleitung in der $\gamma(\text{TiAl})$ -Phase erfolgt ebenso wie bei kubisch flächenzentrierten Metallen unter nahezu allen Verhältnissen auf $\{111\}_\gamma$ -Ebenen entlang den dicht gepackten $\langle 110 \rangle$ -Richtungen. Hierfür können Einfachversetzungen mit Burgersvektoren $b = 1/2 \langle 110 \rangle$ und Superversetzungen mit den Burgersvektoren $b = 1/2 \langle 112 \rangle$ beziehungsweise $b = \langle 101 \rangle$ aktiviert werden (Abbildung 5) [8, 22]. Bedingt durch die Ordnung der $L1_0$ -Struktur sind die Burgersvektoren der Superversetzungen etwa doppelt so groß wie bei gewöhnlichen Versetzungen. Deshalb sind diese Versetzungen einer hohen Gitterreibung (Peierls-Spannung) ausgesetzt und vermutlich erst bei einer hohen Schubspannung gleitfähig. Man kann daher davon ausgehen, dass die Verformung der γ -Phase überwiegend durch die Bewegung von Einfachversetzungen erzeugt wird [23].

Die Verformung von $\gamma(\text{TiAl})$ kann außerdem durch mechanische Zwillingsbildung entlang $1/6 \langle 11-2 \rangle \{111\}_\gamma$ erfolgen [5]. Die bei der Zwillingsverformung auftretende Scherung erfolgt entlang b_3 , so dass die Ordnung der $L1_0$ -Struktur erhalten bleibt (Abbildung 5). Scherungen entlang b_1 und b_2 verletzen die Ordnung und führen zu Pseudozwillingen. In lamellaren Strukturen tritt in hohem Maße Zwillingsverformung auf; in aluminiumreichen einphasigen γ -Legierungen spielt sie dagegen eine untergeordnete Rolle [9]. Im Gegensatz zu den Großwinkelkorngrenzen globularer Körner enthalten die meisten lamellaren Grenzflächen

eine dichte Anordnung von Fehlpassungsversetzungen, die leicht als Quelle für Zwillingsversetzungen wirken können [5].

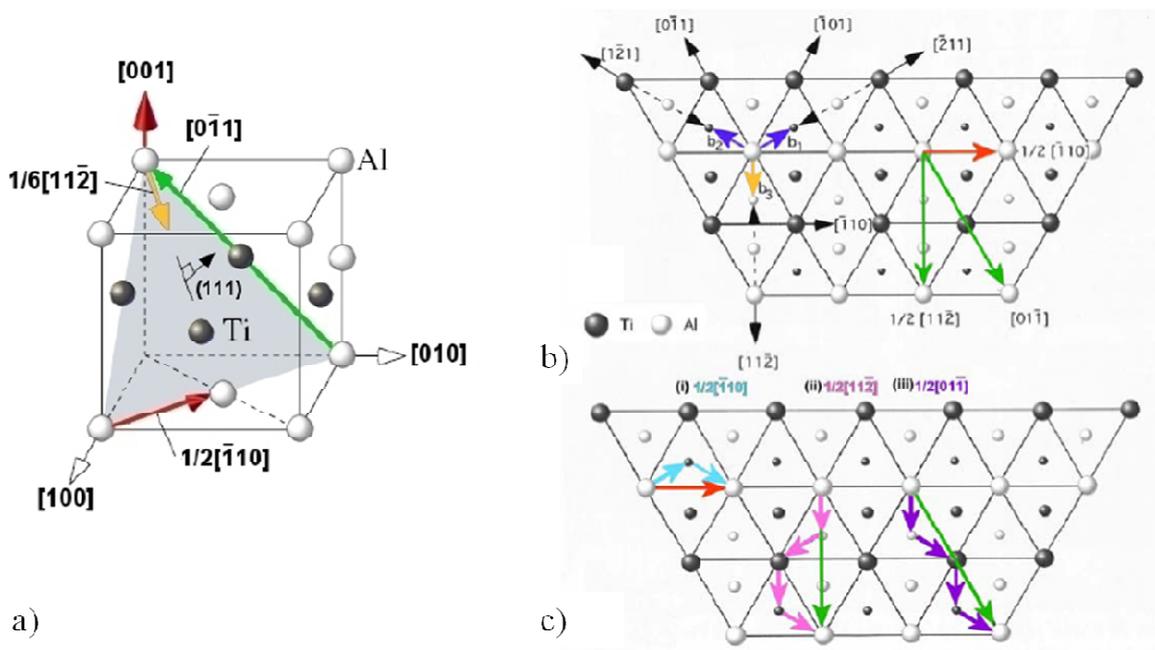


Abbildung 5: Gleitung und mechanische Verzwilligung in der L1₀-Struktur. a) Atomanordnung und potentielle Gleitrichtungen auf den dicht gepackten {111}-Ebenen. b) Schematische Darstellung der atomaren Stapelfolge von {111}-Ebenen. $b_1 = 1/6[-201]$, $b_2 = 1/6[1-21]$ und $b_3 = 1/6[11-2]$ sind die Burgersvektoren von Zwillings-Partialversetzungen. b_3 repräsentiert die Scherung bei geordneter (wahrer) mechanischer Verzwilligung. Bei Scherung entlang b_1 und b_2 entstehen Pseudozwillinge, durch die die L1₀-Struktur zerstört wird. c) Schematische Darstellung von planaren Aufspaltungsreaktionen von vollständigen Versetzungen mit den Burgersvektoren (i) $b = \langle -101 \rangle$, (ii) $b = 1/2\langle 11-2 \rangle$, (iii) $b = 1/2\langle 01-1 \rangle$ [21, 24]

2.3.2 Mechanische Eigenschaften

Generell kann der Einfluss der Mikrostruktur auf die mechanischen Eigenschaften von γ (TiAl)-Basislegierungen wie folgt zusammengefasst werden:

- Grobkörnige, vollständig lamellare Mikrostrukturen zeigen relativ gute Bruchzähigkeiten [25] und ausgezeichnete Kriechfestigkeiten. Bauteile mit vollständig lamellarer Mikrostruktur sind bei niedrigen Temperaturen jedoch spröde und haben nur eine vergleichsweise niedrige Festigkeit.
- Feinkörnige globulare Gefüge, wie zum Beispiel „Near Gamma-“ sowie Duplexgefüge mit einem geringen Anteil an lamellaren Kolonien, weisen eine relativ niedrige Bruchzähigkeit und Kriechfestigkeit auf. Im Gegensatz zu lamellaren Gefügetypen zeigen sie aber eine akzeptable Duktilität und Festigkeit [26, 27].

Bei lamellaren Strukturen ist die Korrelation zwischen Zugfestigkeit und Gefüge wesentlich unübersichtlicher als beim globularen Gefüge, da zur Beschreibung des Gefüges mindestens zwei strukturelle Parameter, der Lamellenabstand und die Koloniegröße erforderlich sind. In der Arbeit von *Fujiwara et al.* [28] wurden die Eigenschaften lamellarer Mikrostrukturen anhand der PST-Kristalle (polysynthetically twinned) ausführlich untersucht. Dabei wurde gezeigt, dass bei polykristallinen, vollständig lamellaren Gefügen die Fließspannung vorwiegend durch den mittleren Lamellenabstand und weniger durch die Koloniegröße bestimmt ist. Die plastische Verformbarkeit lamellarer Strukturen ist stark von der Orientierung der Lamellen in Bezug auf die Belastungsrichtung abhängig. Die lamellaren Grenzflächen sind ebenso wie die Korngrenzen sehr effektive Gleithindernisse, die die Ausbreitung von Versetzungen und Verformungszwillingen stark behindern. Verformungsprozesse können relativ leicht auf $\{111\}$ Ebenen erfolgen, werden dagegen in den zu den Grenzflächen geneigten Gleitsystemen stark blockiert [21].

Das Verformungsverhalten lamellarer Strukturen ist aufgrund der $L1_0$ -Struktur der γ -Phase sehr anisotrop. Außerdem stellen innere Grenzflächen sehr starke Hindernisse für Einfachversetzungen dar. Um isotrope Festigkeitseigenschaften zu erreichen, ist deshalb ein texturfrees, feinkörniges Gefüge erforderlich.

Für die globulare Mikrostruktur kann die Abhängigkeit der Fließspannung polykristalliner Materialien σ von der Korngröße zufriedenstellend durch die Hall-Petch-Beziehung

$$\sigma = \sigma_0 + k_y \cdot D_0^{-1/2} \quad (2.2)$$

beschrieben werden. D_0 ist der Korndurchmesser und σ_0 ist eine von D_0 unabhängige Reibungsspannung. k_y ist eine material- bzw. gefügespezifische Proportionalitätskonstante, die unter anderem durch die geometrische Konfiguration der Versetzungsaufstauungen an Korngrenzen, so genannte pile-ups, bestimmt wird. Für globulare TiAl-Legierungen liegt k_y im Bereich von 0,9 bis 1,5 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ [29]. Eine derartige Abschätzung der Festigkeit ist für globulare Legierungen sinnvoll, für lamellare Strukturen aufgrund ihrer ausgeprägten Anisotropie des Verformungsverhaltens jedoch ungeeignet.

Für Duplexgefüge, die sowohl globulare als auch lamellare Anteile besitzen, gibt es zurzeit noch keine Beschreibung der Fließspannung durch Gefügeparameter.

Titanaluminide wie alle anderen intermetallischen Werkstoffen sind dadurch gekennzeichnet, dass sich die Verformung innerhalb eines relativ engen Temperaturbereiches von sprödem zu

duktilen Verhalten ändert (Spröd-zu-Duktil Übergang). Während die Festigkeitsverringern und der Bruchdehnungsanstieg bis zu 700 °C nur mäßig sind, sinkt die Fließspannung bei Temperaturen oberhalb 700 °C stark ab und die Duktilität nimmt stark zu. Hinsichtlich der Gleitwiderstände und Versetzungsbeweglichkeiten lassen sich drei Temperaturbereiche unterscheiden [5, 9]:

- 1) Bis 200 °C zeigen TiAl-Legierungen hohe Festigkeiten und ein sprödes Bruchverhalten mit entsprechend geringen Bruchdehnungen, die durch hohe Gitterreibung, anisotrope Versetzungsbeweglichkeit und die hohe Anzahl an Grenzflächen erklärt werden können.
- 2) Im mittleren Temperaturbereich von 200 bis 400 °C weisen Reckalterungsversuche [30] und eine negative Dehnratenempfindlichkeit darauf hin, dass die Versetzungsbeweglichkeit durch Defektagglomerate reduziert wird (Portevin-Lechatelier-Effekt). Leerstellen können zusammen mit Antistrukturatomen schon bei verhältnismäßig geringen Temperaturen durch thermische Aktivierung diffundieren. Die Pärchen, bestehend aus jeweils einer Leerstelle und einem Antistrukturatom, können als elastische Dipole betrachtet werden. Diese Dipole können sich im Spannungsfeld von Versetzungen anordnen, wodurch sich deren Linienenergie verringert. Dieser Vorgang führt zu einer sehr effektiven Verankerung der Versetzungen und schließlich zur Versprödung des Materials [5, 30].
- 3) Oberhalb von etwa 600 °C diffundieren die Defektagglomerate schnell genug, um den Versetzungen ohne Verzögerung zu folgen. Ab etwa 700 °C setzen mit zunehmender Temperatur thermisch aktivierte Prozesse ein, welche die Versetzungsbeweglichkeit stark erhöhen [9]. Hierzu zählen das Klettern von Versetzungen, das spontane Überspringen von Hindernissen, die Versetzungsmultiplikationen durch Bardeen-Herring-Kletterquellen, die Gleitung von Superversetzungen und die dynamische Erholung. Auf diese Weise steigt die Duktilität mit der Temperatur stark an, während die Fließspannung abnimmt.

Das Verformungsverhalten von zweiphasigen Titanaluminid-Legierungen hängt stark von der Zusammensetzung ab. Legierungselemente wie Cr, Mo, Mn, V, Nb und Cu verbessern die Duktilität durch verstärkte mechanische Zwillingsbildung bei niedrigen Temperaturen, indem sie die Stapelfehlerenergie senken [31]. Zusätze wie zum Beispiel Mo, Ta und Nb, führen außerdem zur Verbesserung der Warmfestigkeit, der Oxidationsbeständigkeit sowie der

Verarbeitbarkeit. Eine Stabilisierung des Gefüges und eine Verbesserung der Kriechfestigkeit wird zusätzlich durch Ausscheidungsreaktionen über Karbide, Boride und Silizide erreicht [32]. Diese Elemente steigern die Hochtemperaturfestigkeit und die Kriechbeständigkeit durch Ausscheidungs- oder Dispersionshärtung. Eine bessere Verarbeitbarkeit von $\gamma(\text{TiAl})$ -Basislegierungen wird durch Bildung von thermodynamisch stabilen Dispersoiden (zum Beispiel Boriden) erreicht, welche bei schmelzmetallurgisch hergestellten $\gamma(\text{TiAl})$ -Basislegierungen ein feinkörniges Gussgefüge bewirken. Bei thermomechanischen Behandlungen über der α -Transustemperatur verhindern derartige Ausscheidungen das Kornwachstum im Einphasengebiet [9].

2.3.3 Ausscheidungshärtung

TiAl-Legierungen mit 5 - 10 At.% Nb zeichnen sich durch Fließspannungen von mehr als 800 MPa bei Raumtemperatur aus. Als der Festigkeitssteigerung zugrunde liegende Mechanismen wurden in [9] die Mischkristallhärtung sowie Gefügeeinflüsse betrachtet. Eine starke Mischkristallhärtung ist angesichts der geringen Größenunterschiede von Ti- und Nb-Atomen kaum zu erwarten [33]. Da das Aktivierungsvolumen durch die Nb-Zusätze nicht geändert wird, muss der Härtungseffekt auf athermische Mechanismen zurückgeführt werden, die vermutlich mit Gefügeänderungen im Zusammenhang stehen. Durch elektronenmikroskopische Untersuchung konnte gezeigt werden, dass durch Nb-Zusätze eine sehr starke Gefügefinesung eintritt [9]. Zur Festigkeitssteigerung von TiAl-Legierungen wurde außerdem eine Ausscheidungshärtung durch Oxide, Nitride, Silizide oder Karbide erprobt [34, 35]. Bei modernen TNB-Legierungen bewirken die Kohlenstoffzusätze in Verbindung mit geeigneten Wärmebehandlungen die Bildung von fein dispers verteilten Perowskit-Ausscheidungen, welche die Gleit- und Klettervorgänge effektiv behindern [36-39].

Die Kohlenstoffausscheidungen, bedingt durch Wärmebehandlungs- und Auslagerungsbedingungen, können entweder als kubische Ti_3AlC -Perowskit-Phase („P“-Phase) oder hexagonale Ti_2AlC -Phase („H“-Phase) auftreten [39].

Durch eine Glühung bei 1250 °C und Abschrecken wird Kohlenstoff in Lösung gebracht. Nachfolgendes Auslagern bei 750 °C führt zur Bildung von Ti_3AlC -Perowskit-Ausscheidungen. Glühungen oberhalb von 800 °C oder längere Haltezeiten führen dagegen zur Bildung der H-Phase Ti_2AlC , die sich meist in Form von größeren Plättchen ausscheidet [40].

Bei homogenisierten und abgeschreckten Legierungen, in denen der Kohlenstoff gelöst ist, ist die Fließspannung bei Raumtemperatur nahezu unabhängig von der Kohlenstoffkonzentration. Das deutet darauf hin, dass die gelösten Kohlenstoffatome sehr schwache Gleithindernisse sind, die mit Hilfe von thermischer Aktivierung überwunden werden können und daher bei hohen Temperaturen als Gleithindernisse nicht mehr wirksam sind. Im Gegensatz dazu können an bei 750 °C ausgelagerten Proben, in denen Perowskit-Ausscheidungen vorliegen, sehr gute Hochtemperaturfestigkeiten erreicht werden [38].

Die H-Phase trägt dagegen aufgrund sehr grober Dispersion nicht zur Steigerung der Festigkeit bei [39, 40]. Die Ergebnisse dieser Untersuchung gehen konform mit der vielfach gemachten Beobachtung, dass eine effektive Ausscheidungshärtung nur bei sehr feiner Verteilung der Ausscheidungen erreicht werden kann.

Obwohl die feine Verteilung der Perowskit-Ausscheidungen zu einer starken Festigkeitssteigerung führt, tritt keine Versprödung der TiAl-Legierungen auf. Detaillierte elektronenmikroskopische Untersuchungen [38] haben gezeigt, dass an den Ausscheidungen Zwillinge erzeugt werden, was sich möglicherweise sehr günstig auf das Verformungsverhalten bei tiefen Temperaturen auswirkt.

In der Arbeit von *Christoph* [37] sind die Mischkristall- und Ausscheidungshärtung zweiphasiger γ -Titanaluminid-Legierungen untersucht worden. Dabei wurde der Kohlenstoff bis zu einer Konzentration von 0,37 At.-% systematisch zulegiert und durch geeignete Wärmebehandlungen in verschiedene Ausscheidungszustände überführt. Dadurch lassen sich mit feindispersen Ausscheidungen der Perowskit-Phase wesentliche Festigkeitssteigerungen von bis zu 300 MPa erreichen, die bis zu Verformungstemperaturen von 973 K aufrecht erhalten werden.

Die Ausscheidungen bilden sich bevorzugt an Versetzungen [38, 39], so dass die durch eine Oberflächenverfestigung eines lösungsgeglühten Materials erzeugten Versetzungen bei der anschließenden Auslagerung besonders effektiv von den Perowskit-Ausscheidungen blockiert werden. Die auf diese Weise entstandenen Versetzungsstrukturen könnten thermisch deutlich stabiler sein als die durch konventionelle Oberflächenbehandlung erzeugten Versetzungsstrukturen.

Eine Wärmebehandlung im Bereich von 1200 °C mit anschließender langsamer Abkühlung führt dagegen zur Bildung von sehr groben Ausscheidungen der H-Phase [39, 40]. In diesem Zustand ist die Fließspannung ebenfalls relativ niedrig und praktisch unabhängig von der Kohlenstoffkonzentration. In der vorliegenden Arbeit wurde deswegen versucht, durch die

hohe Abkühlgeschwindigkeit (Ölabschreckung) eine möglichst feine Kohlenstoffverteilung zu produzieren (Punkt 6.5).

2.3.4 Gradierte Morphologie

Unter den unterschiedlichen Mikrostrukturen von zweiphasigen TiAl-Legierungen kann die beste Hochtemperatur-Ermüdungsfestigkeit offensichtlich mit lamellarer Mikrostruktur erreicht werden, die aus Kolonien von parallelen γ (TiAl) und α_2 (Ti₃Al)-Plättchen besteht [41, 42].

Ein Gefüge, bestehend aus lamellarer Mikrostruktur am Rand und Duplexmikrostruktur im Kern, lässt die Vorteile für die Anwendungen bei hohen Temperaturen erwarten, da eine feinkörnig lamellare Randschicht zu einer verbesserten Ermüdungsfestigkeit führt und das feine Duplexgefüge im Kern für eine gleichzeitig ausreichende hohe Duktilität sorgt.

Im System TiAl können durch entsprechende Al-Gehalte und durch das Zulegieren mit anderen metallischen Elementen drei Phasen im Gleichgewicht eingestellt werden, nämlich α oder α_2 , γ und β -Phasen. Das ungeordnete krz-Gitter (kubisch-raumzentriert) der β -Phase besitzt genügend unabhängige Gleitsysteme und kann deswegen direkt zu einer höheren Duktilität der Mikrostruktur führen. Die β -Phase oder deren geordnete Variante B2 können als Zwischenphase dienen, durch welche der Umwandlungspfad verläuft und durch welche die Mikrostruktur gesteuert werden kann [43-45]. Da das lamellare Randschichtgefüge einen relativ großen Anteil weniger dicht gepackter Phasen enthält, wie zum Beispiel die α_2 -Phase oder andere verwandte Phasen wie B2, B19 oder B33 [41], können als Folge dieser Wärmebehandlung in der Randschicht Druckeigenspannungen entstehen, die thermisch sehr stabil sind, da die eingestellten Mikrostrukturen im Temperaturbereich des vorgesehenen Einsatzes von Titanaluminiden (650 - 800 °C) thermisch stabil bleiben.

2.3.5 Ermüdungsverhalten von TiAl

Die lebensdauerbestimmenden Vorgänge während der Wechselbeanspruchung eines metallischen Werkstoffes setzen sich zusammen aus dem anrissfreien Ver- und Entfestigungsverhalten, der Rissbildung, der Rissausbreitung und schließlich dem Restbruch des Werkstoffes [46].

Der Vergleich des Ermüdungsverhaltens von Titanaluminiden ist aufgrund der großen Spannweite von Einflussfaktoren recht komplex. In der Literatur liegen die meisten Ermüdungsdaten für konstante Belastungsamplituden mit Spannungsverhältnissen

$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0,1$ vor, die bei Frequenzen von 25 - 100 Hz aufgenommen wurden. σ_{\min} und σ_{\max} sind die Minimal- bzw. Maximalwerte der Spannung innerhalb der Zyklen [47]. Außerdem wurden HCF (high-cycle fatigue)- und LCF (low-cycle fatigue)-Verhalten, Umgebungseinfluss sowie der Risswiderstand des Werkstoffs intensiv untersucht [20, 48, 49]. Im Rahmen verschiedener Arbeiten wurden sowohl die isothermen als auch thermo-mechanischen Ermüdungseigenschaften ermittelt [20, 24, 49-51].

Bei konventionellen zweiphasigen $\gamma(\text{TiAl})$ -Legierungen, die unter monotoner Zugbelastung bei Raumtemperatur eine Fließspannung von 500 MPa haben, wird unter zyklischer Belastung meist eine Dauerfestigkeit von mindestens 80 % der Fließspannung erreicht [9, 52-55]. Dieses Verhältnis ist im Vergleich zu anderen Strukturwerkstoffen mit 30 bis 50 % [56] relativ hoch. Die Wöhlerkurven, bei denen die Spannungsamplitude gegen die Lastspielzahl bis zum Bruch aufgetragen wird, sind bis zu Temperaturen von etwa 600 °C meist sehr flach. Oberhalb von 800 °C weisen die Legierungen mit lamellaren Gefügen meist deutlich bessere Ermüdungseigenschaften als im Duplex-Zustand auf [13, 52, 57].

In der Arbeit von *Sastry* [13] wurde das Hochtemperatur-Ermüdungsverhalten an zweiphasigen TiAl-Legierungen Ti-36,5Al (Gew. %) untersucht. Abbildung 6b stellt das Verhältnis der Ermüdungsfestigkeit bei 10^6 Zyklen zur Zugfestigkeit (UTS) als Funktion der Temperatur dar. Infolge einer Temperaturerhöhung von Raumtemperatur bis 700 °C nimmt dieses Verhältnis nur geringfügig ab: von 0,8 auf etwa 0,7. Bei 700 °C besitzt der Werkstoff somit etwa fast die gleiche Ermüdungsfestigkeit wie bei Raumtemperatur. Die Ergebnisse dieser Untersuchung beziehen sich jedoch auf die gegebene Legierung.

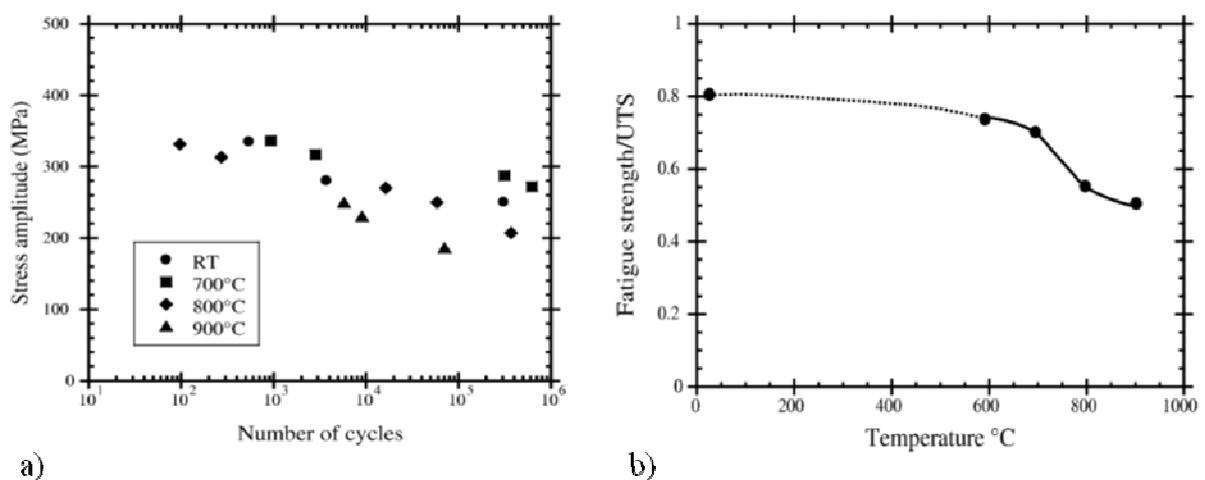


Abbildung 6: a) Wöhler-Kurven der Ti-36,5Al (gew.-%)-Legierung bei unterschiedlichen Temperaturen; b) Temperatureinfluss auf den Ermüdungsfestigkeit [13, 49]

Besonders problematisch ist allerdings bei TiAl-Legierungen, dass das Risswachstum unter zyklischer Belastung sehr anisotrop und außerdem extrem schnell erfolgt [52]. Die Risswachstumsgeschwindigkeit pro Zyklus da/dN wächst deshalb sehr stark mit dem wirksamen Spannungsintensitätsfaktor ΔK an. Für den relativ kleinen Bereich der Spannungsintensität von $1\text{MPa}\sqrt{m}$ umfasst die Rissausbreitungsrate in Duplex-Legierungen bzw. sechs Größenordnungen. Dies manifestiert sich in hohen Exponenten n im Paris-Gesetz

$$da/dN = C_p (\Delta K)^n, \quad (2.3)$$

die fünf bis zehnmal größer als bei duktilen metallischen Werkstoffen sind. C_p ist eine werkstoffspezifische Konstante. Die aus der Ausbreitung von Ermüdungsrissen ableitbare Lebensdauer ist daher bei Titanaluminid-Legierungen sehr gering. Die kritische Spannungsintensität für die Ausbreitung von Ermüdungsrissen ist mit $\Delta K_{th} = 5\text{-}10\text{MPa}\sqrt{m}$ allerdings relativ hoch und vergleichbar mit den an ferritischen Stählen beobachteten Werten, woran eventuell neue Designkonzepte orientiert werden können.

Bei gekerbten Bauteilen spielt die Phase der stabilen Rissausbreitung hinsichtlich der Gesamtlebensdauer die entscheidende Rolle. Mit steigendem Kerbfaktor, das heißt, mit wachsender Kerbtiefe und kleiner werdendem Kerbradius, nähert sich die geometrische Kerbe den Merkmalen eines technischen Anrisses an. Ein gekerbtes Bauteil kann daher bei sehr hohem Kerbfaktor als rissbehaftetes Teil angesehen werden, bei dem das Stadium der Rissbildung keine Bedeutung hat. Das Stadium der stabilen Rissausbreitung kann durch tiefreichende Druckeigenstressungen im Bereich des Kerbgrundes deutlich verlängert werden, was den Einsatz von Oberflächenverfestigungen bei gekerbten Geometrien besonders effektiv macht. Die im Kerbgrund vorliegende Spannungsüberhöhung kann mit der geometrischen Formzahl nach der Beziehung:

$$\sigma_{max} = k_t \cdot \sigma_a \quad (3.4)$$

abgeschätzt werden, wobei k_t eine Funktion von Kerbgeometrie und Belastungsart ist. Die Stabilitätsbedingungen sind im Vergleich zum ungekerbten Zustand günstiger, da aufgrund des dreiachsigen Spannungszustandes im Bereich des Kerbgrundes ein Eigenstressabbau erschwert wird [3].

Die Kerbempfindlichkeit der Ti-48Al-2Mn-2Nb+TiB₂-Legierung wurde in [54] erforscht. Die Ergebnisse sind in Abbildung 7 zusammenfassend dargestellt. Obwohl die Ermüdungslebensdauer gekerbter Proben bei Raumtemperatur im Vergleich zu ungekerbten Proben deutlich geringer ist, weisen diese Werkstoffe besonders bei hohen Kerfaktoren K_t eine deutliche Verfestigung im Kerbgrund auf. In [58] wurde gezeigt, dass die Kerbempfindlichkeit der TiAl-Legierungen im Vergleich zu konventionellen Titanlegierungen deutlich geringer ist. Diese Erscheinung wurde auf die ausgeprägte zyklische Verfestigung in γ (TiAl) zurückgeführt.

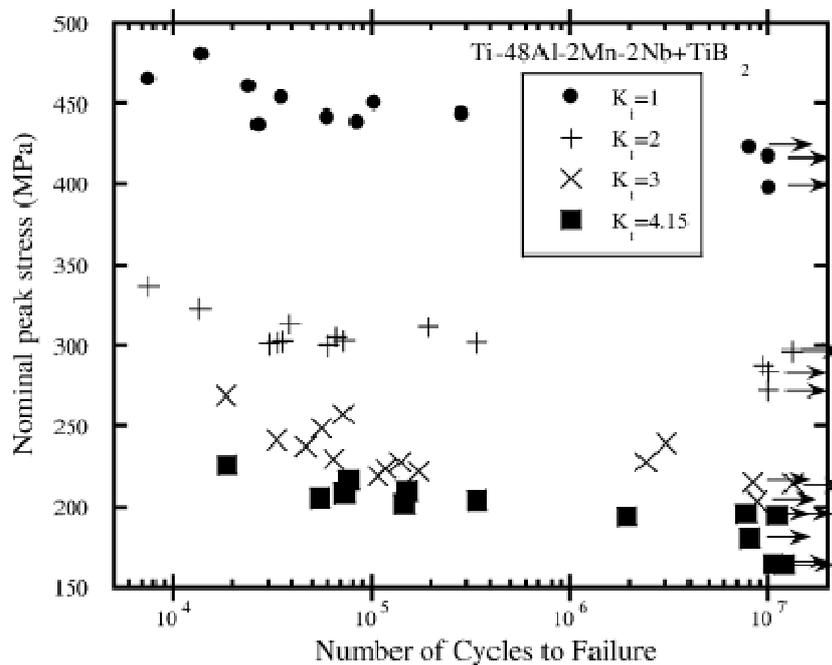


Abbildung 7: Kerbempfindlichkeit der Ti-48Al-2Mn-2Nb+TiB₂-Legierung [49, 54]

Die Oberflächenschädigung bei der Probenfertigung sowie innere Defekte, die durch metallurgische Herstellung entstehen, und geometrische Spannungskonzentrationsstellen haben einen großen Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften von TiAl-Legierungen. Da Titanaluminide sogar bei erhöhten Temperaturen sehr spröde sind, kann das Vorhandensein der Defekte zu einem deutlichen Verlust des Ermüdungswiderstandes führen. Die Defekt-empfindlichkeit von TiAl-Legierungen wurde aus diesem Grund besonders untersucht.

Die Art der Oberflächenbearbeitung wurde von *Vaidya* [59] bei Raumtemperatur in spannungsgeregelten Versuchen als weiterer kritischer Einflussfaktor für die Ermüdungslebensdauer identifiziert (Abbildung 8).

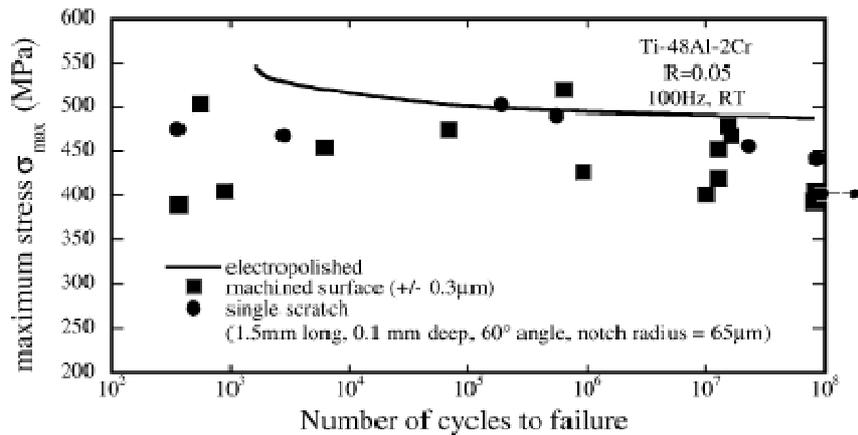


Abbildung 8: Einfluss mechanischer Bearbeitung auf die Ermüdungseigenschaften [49, 59]

Abbildung 8 zeigt, dass electropolierte Oberflächen eine höhere Dauerfestigkeit aufweisen als maschinell bearbeitete Oberflächen, was auf unterschiedliche Oberflächenrauheiten zurückzuführen ist. Andererseits ist es deutlich zu sehen, dass bei maschinell bearbeiteten Oberflächen (machined) sowie beim Einzelriss (single scratch) große Streuungen vorliegen, die teilweise die Ermüdungsfestigkeit vom electropolierten Zustand (electropolished) erreichen. In [60] wurde außerdem nachgewiesen, dass die infolge mechanischer Bearbeitung induzierte Oberflächenrauigkeit durch Erzeugung von Druckeigenspannungen ausgeglichen werden kann. So zeigten *Jones* und *Eylon* [61] sogar, dass eine Oberflächenbearbeitung durch Drehen zu einer Erhöhung der Dauerfestigkeit bei 760 °C führen kann. Die Ursache dafür ist die Bildung des rekristallisierten Oberflächenbereiches, welcher zur Verschiebung des Rissbildungsortes zum Probeninneren beiträgt. Von *Berteaux* [62] wurde der Einfluss der Oberflächenrauheit und von Druckeigenspannungen auf die Ermüdungseigenschaften der Ti-48Al-2Cr-2Nb-Legierung untersucht. Die ermittelten Dauerfestigkeiten in dieser Studie wurden hauptsächlich auf die Höhe der Druckeigenspannungen zurückgeführt. Die Ermüdungsfestigkeit des gedrehten Zustands wurde dabei als Gleichgewicht aus dem negativen Einfluss von Oberflächenrauheit und der positiven Wirkung von Eigenspannungen erklärt. Die wichtigste Erkenntnis aus diesen Experimenten ist, dass die mechanische Oberflächenbearbeitung von Titanaluminid-Legierungen zu ausgeprägten Druckeigenspannungen in der Randschicht führt.

In diesem Zusammenhang wurde in der Arbeit von *Lindemann et al.* [58] gezeigt, dass bei der Legierung Ti-47Al-3,7(Nb, Cr, Mn, Si)-0,5B mit lamellarer Mikrostruktur höhere Verfestigungen und Druckeigenspannungen durch Kugelstrahlen induziert werden konnten

als bei der Titanlegierung TIMETAL 1100, so dass die untersuchte TiAl-Legierung eine höhere Lebensdauer zur Folge hat.

Viele Aspekte der Ermüdungsfestigkeit von Titanaluminid-Legierungen sind jedoch noch nicht aufgeklärt. Unter anderen liegen systematische Untersuchungen zur Auswirkung mechanischer Oberflächenbehandlungen auf das Ermüdungsverhalten moderner TiAl-Legierungen bisher noch nicht vor.

3 Mechanische Oberflächenbehandlung

Mechanische Oberflächenbehandlungen, beispielsweise Festwalzen, Kugelstrahlen oder Laserschockbehandlung, sind sehr effektive Verfahren zur Erhöhung des Werkstoffwiderstandes gegen Verschleiß, Spannungsrisskorrosion und insbesondere zur Steigerung der Schwingfestigkeit in einer Vielzahl technischer Anwendungen [63].

Durch mechanische Oberflächenverfestigungsverfahren ist es möglich, oberflächennahe Druckeigenspannungs- und Verfestigungszustände in das Bauteil einzubringen und somit die Randschicht lokal zu verstärken [64].

3.1 Kugelstrahlen

Das Kugelstrahlen ist ein Oberflächenverfestigungsverfahren, bei dem das Strahlmittel durch unterschiedliche Strahlgeräte auf das Strahlgut geschleudert wird (DIN 8200). Das Hauptziel des Verfestigungskugelstrahlens besteht in der Randschichtverfestigung bei gleichzeitiger Erzeugung von oberflächennahen Druckeigenspannungen. Ein unerwünschter Nebeneffekt des Verfestigungsstrahlens ist die gleichzeitig erhöhte Oberflächenrauheit.

Das Ergebnis der mechanischen Oberflächenbehandlung durch Kugelstrahlen ist jeweils vom eingesetzten Verfahren und dessen Strahlparametern abhängig. Zu den Strahlparametern zählen das Strahlmittel, die Strahlmittelgeschwindigkeit, der Auftreffwinkel, der Strahlmitteldurchsatz, der Überdeckungsgrad und die Strahlzeit sowie die Intensität.

In der industriellen Praxis wird zur gezielten Einbringung von kugelgestrahlten Randschichtzuständen das von [65] entwickelte Almen-Verfahren eingesetzt. Bei diesem Verfahren werden sogenannte Almen-Plättchen mit den gleichen Strahlbedingungen wie später das Strahlgut behandelt, mit der Ausnahme der Strahlzeit. Es werden verschiedene Almenplättchen auf einem Halter mit unterschiedlichen Strahlzeiten kugelgestrahlt. Bei der anschließenden Demontage des Almenplättchens vom Halter biegt sich das Plättchen aufgrund der eingebrachten Druckeigenspannung konvex zur bestrahlten Oberfläche durch. Die sich ergebende Krümmung bzw. die Durchbiegung bei den genormten Plättchen wird vermessen und über der Strahlzeit aufgetragen. Daraus ergibt sich die sogenannte Sättigungskurve, wie in Abbildung 9 dargestellt ist. Am Sättigungspunkt der Kurve kann die Almenintensität abgelesen werden. Die Sättigung ist definitionsgemäß erreicht, wenn bei Verdoppelung der Strahlzeit die Bogenhöhe um 10 % zunimmt [64].

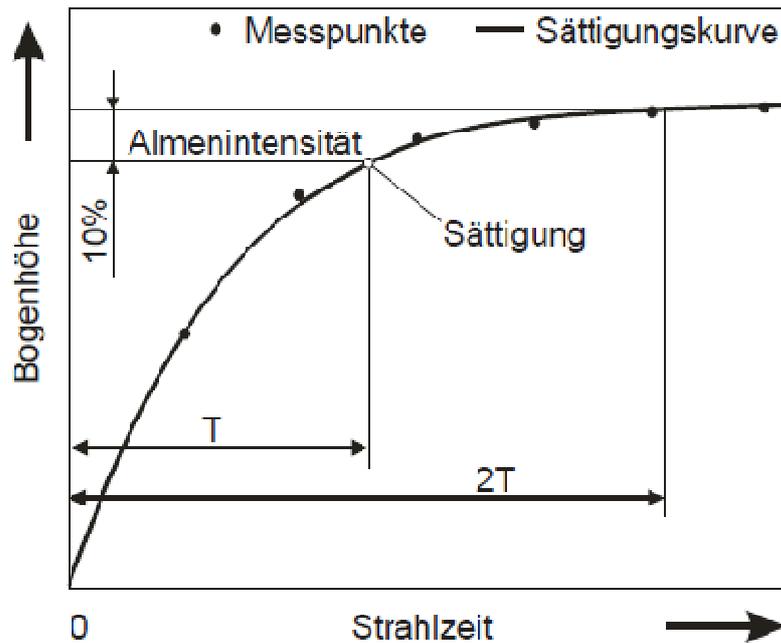


Abbildung 9: Sättigungskurve zur Bestimmung der Almenintensität [64]

Die so ermittelte Almenintensität ist ein Maß für die in das Bauteil eingebrachte Energie des Strahlmittelstroms. Sie ist allerdings nicht dazu geeignet, eindeutige Aussagen über den Eigenspannungszustand zu treffen, da mit unterschiedlichen Strahlparametern zwar die gleiche Intensität aber dennoch unterschiedliche Eigenspannungszustände erzeugt werden können [64, 66].

Strahlmittelwerkstoff, Größe und Härte des Strahlmittels müssen der Festigkeit des zu bestrahlenden Bauteils angepasst sein, um maximale Druckeigenspannungsbeiträge und damit die gewünschte Erhöhung der Dauerfestigkeit zu erzielen. Der Durchmesser des Strahlmittels muss ebenfalls der Geometrie des Strahlgutes angepasst sein und ist so zu wählen, dass es auch bei geringeren Querschnitten weder zu Maß- noch Formänderung kommt (DIN 8201 [67]). Die Strahlmittelgeschwindigkeit wird über die Umdrehungsgeschwindigkeit des Schleuderrades beziehungsweise bei Druckluftstrahlssystemen über den Druck geregelt. Unter dem Strahlmitteldurchsatz versteht man die Strahlmittelmenge, die pro Zeiteinheit auf das zu bestrahlende Bauteil trifft. Der Überdeckungsgrad ist der prozentuale Anteil der vom Strahlmitteleinschlag getroffenen Strahlgutoberfläche und steigt mit Zunahme der Strahlzeit asymptotisch an. Von einer einfachen Überdeckung spricht man bei einem Überdeckungsgrad von 98 Prozent.

3.2 Festwalzen

Beim Festwalzen wälzt ein Körper, der dem Anwendungsfall entsprechend geformt ist, auf der Bauteiloberfläche ab. Der Walzkörper wird dabei mit einer definierten Kraft auf die Oberfläche gedrückt. Diese Kraft führt zu einer elastisch-plastischen Verformung der Randschicht. Die teils elastische, teils plastische Umformung führt zum Aufbau von Druckeigenspannungen und zu einer Verfestigung der Randschicht. Die Oberfläche wird dabei zugleich geglättet. Diese drei Effekte machen in Kombination das Festwalzen zu einem sehr effizienten Verfahren zur Erhöhung der Schwingfestigkeit. Vergleicht man das Festwalzen mit anderen Verfahren, die eine Steigerung der Schwingfestigkeit zum Ziel haben, so zeigt sich, dass sowohl die Kombination dieser drei Effekte als auch die Wirkung der durch den Prozess eingebrachten Druckeigenspannungen zu einer größeren Festigkeitssteigerung führen. Im Vergleich zum Kugelstrahlen ermöglicht der Prozess des Festwalzens, bedingt durch die Größe des Walzkörpers, eine größere Einwirktiefe und somit eine tiefer reichende Verfestigung, stärkere Druckeigenspannungsinduzierung und sehr geringe Rauheit [68, 69]. Während die Verringerung der Oberflächenrauheit die Ermüdungsrissbildung verzögert, hemmen Druckeigenspannungen hauptsächlich die Rissausbreitung. Oberflächenverfestigungen hingegen erhöhen hauptsächlich den Widerstand gegen Rissbildung [70].

Zu den Festwalzverfahren zählen das Vorschubverfahren für das Festwalzen von Achsen und Wellen sowie das Festwalzen mittels Profilwalzen für Querschnittsübergänge, Ringkerben und Ausrundungsradien.

Die optimale Festwalzkraft wird in Versuchen ermittelt, da es bei entsprechend hohen Festwalzkräften zu ungünstigen Eigenschaften hinsichtlich der Schwingfestigkeit kommt [71]. Wie die Abbildung 10a zeigt, erhöhen sich die Größe und die Tiefe der Druckeigenspannungen mit der Vergrößerung der Walzkraft ($F_1 - F_3$). Bei einer weiteren Erhöhung der Belastung verschiebt sich das Druckeigenspannungsmaximum zwar in tiefere Schichten, die Oberflächendruckeigenspannungen werden aber reduziert (F_4) und können im Extremfall in Zugeigenspannungen übergehen (F_5) [72].

Abbildung 10b stellt den Einfluss der Festwalzkraft auf die Rauheit des normalgeglühten Stahls SAE1045 dar [67]. Es ist deutlich zu erkennen, dass mit steigender Festwalzkraft die Rauheit zunächst abnimmt, danach ein Minimum durchläuft und schließlich aufgrund der Risse und Überwalzungen (Oberflächenschädigung) wieder zunimmt.

Entsprechend sollte für jeden untersuchten Werkstoff eine optimale Festwalzkraft hinsichtlich der prozessinduzierten Druckeigenspannungen und der minimalen Rauheit ermittelt werden.

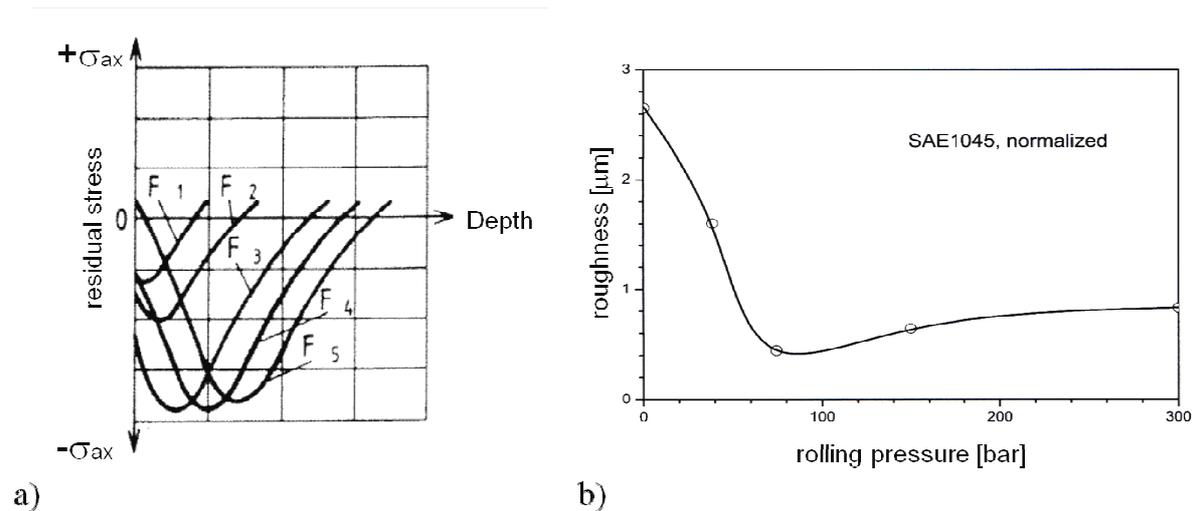


Abbildung 10: a) Typischer Eigenspannungsverlauf nach der Verfestigung mit unterschiedlichen Walzkraften [72] und b) Einfluss der Festwalzkraft auf die Rauheit für normalgeglühten Stahl SAE1045 [67]

3.3 Verfahrensinduzierte Veränderungen der Randeigenschaften

Zur Beschreibung der inhomogenen Umformvorgänge in der Randschicht nach der mechanischen Oberflächenbehandlung haben sich zwei unterschiedliche Modellvorstellungen bewährt [73]. Das erste Modell geht davon aus, dass durch viele Strahlmitteleinschläge eine direkte plastische Streckung in der oberflächennahen Schicht entsteht (Abbildung 11a). Das zweite Modell beruht auf der Hertz'schen Pressung. Beim Auftreffen des Strahlmittels beziehungsweise beim Drücken der Festwalzrolle auf die Werkstückoberfläche stellt sich kurzzeitig ein dreiachsiger Spannungszustand im oberflächennahen Bereich ein. Dadurch kann die Streckgrenze des Werkstoffs in einer bestimmten Oberflächenentfernung überschritten werden, so dass es dort zur plastischen Deformation kommt (Abbildung 11b).

In der Praxis treten beide den Modellvorstellungen zugrunde liegenden Mechanismen gleichzeitig auf. Das Druckeigenspannungsmaximum kann demnach entweder an der Oberfläche oder in einem Abstand unterhalb der Oberfläche auftreten, je nachdem, welcher Prozess überwiegt [73].

Die verfahrensinduzierten Veränderungen der Randschichten betreffen hauptsächlich nachfolgende Randschichteigenschaften:

- Oberflächenrauheit
- Versetzungsdichte
- Makroeigenspannungszustand [74].

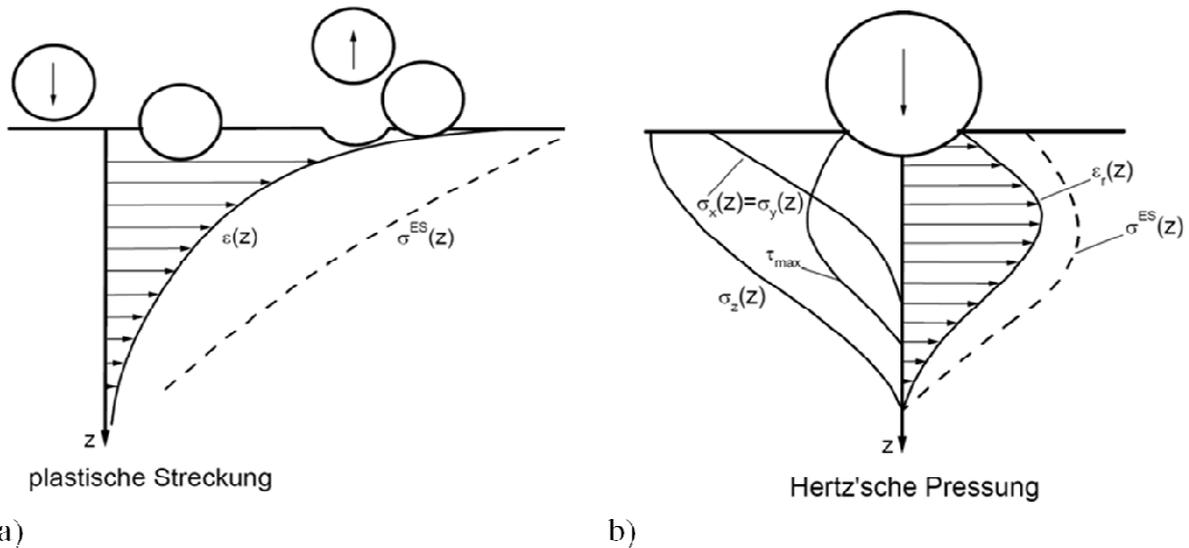


Abbildung 11: Elementare Deformationsprozesse bei der mechanischen Oberflächenbehandlung: a) Deformationsprozesse beim Kugelstrahlen und b) Flächenpressung, Koordinaten- und Vergleichsspannungen bei Herz'scher Pressung (schematisch) [64, 73].

Lässt man vereinfachend eine additive Wirkung der einzelnen Einflussgrößen auf die Änderung der Wechselfestigkeit nach mechanischer Oberflächenbehandlung zu, so ergibt sich folgende Abhängigkeit [73]:

$$\Delta R_W = \Delta R_W^{HV} + \Delta R_W^{ES} + \Delta R_W^{Ph} + \Delta R_W^{Rt}. \quad (3.1)$$

Dabei ist ΔR_W die Wechselfestigkeitsänderung, ΔR_W^{HV} die Änderung der Festigkeit der Randschicht, ΔR_W^{ES} der modifizierte Eigenspannungszustand, ΔR_W^{Ph} die Gefügeänderung auf Grund von Phasenumwandlungen und ΔR_W^{Rt} die Änderung der Oberflächenrauheit.

Da eine mechanische Oberflächenbehandlung bei Gamma-Titanaluminiden nicht zu Phasenumwandlungen führt, sind drei Faktoren zu nennen, deren Wirkung im Einzelnen kurz beschrieben wird:

Verfestigung:

Die Erhöhung der Versetzungsdichte in der Randschicht führt zur Behinderung der Versetzungsbewegung in diesem Bereich. Durch die lokale Streckgrenzenerhöhung im oberflächennahen Bereich werden die für die Rissbildung bei Ermüdungsbeanspruchung notwendigen mikroplastischen Abgleitvorgänge unterdrückt [3].

Oberflächenrauheit:

Eine erhöhte Rauheit hat grundsätzlich einen negativen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten. Mit steigender Zugfestigkeit des Werkstoffes wird die Rauheit aufgrund der größeren Kerbempfindlichkeit von entscheidender Bedeutung [63]. Die Oberflächenrauheit hat dagegen keinen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten, wenn die Rissbildung unterhalb der Oberfläche stattfindet [3].

Eigenspannungszustand:

Druckeigenspannungen überlagern sich äußeren Zuglastspannungen und verringern damit die äußeren Belastungen der Randschicht. Druckeigenspannungen haben lediglich einen geringen Einfluss auf die Rissbildung bei zyklischer Belastung, die Rissausbreitung vorhandener Risse wird aber deutlich erschwert.

3.4 Stabilität von Eigenspannungszuständen nach der mechanischen Oberflächenbehandlung

3.4.1 Auswirkungen von Eigenspannungen auf das Wechselverformungsverhalten

Eigenspannungen sind Spannungen, die in Bauteilen ohne Einwirkung äußerer Kräfte und Momente vorliegen. Dabei stehen die mit Eigenspannungen verbundenen inneren Kräfte und/oder Momente im Gleichgewicht. Es wird dabei zwischen Eigenspannungen erster, zweiter und dritter Art unterschieden, die über makroskopische Bereiche, über mehrere Kristallite bzw. innerhalb eines Kristallits wirken. Bedeutsam hinsichtlich der Schwingfestigkeit ist in erster Linie der Einfluss der makroskopischen Eigenspannungen [56, 73].

In der Regel ist die Modifizierung des Eigenspannungszustandes mit einer Änderung des mikrostrukturellen Zustandes (Ver- und Entfestigung) und der Oberflächentopografie verbunden. Infolge dieses komplexen Zusammenhanges ist eine eindeutige Bewertung des Einflusses von Eigenspannungen auf das Ermüdungsverhalten schwierig.

Für die Quantifizierung der Wirkung von Makroeigenspannungen auf die Dauerschwingfestigkeit können die Beträge der Eigenspannungen und der Amplitude der gleichgerichteten Lastspannungen nicht einfach linear aufsummiert werden. Vielmehr werden in diesem Fall Eigenspannungen hinsichtlich ihrer Auswirkungen wie Mittelspannungen eingestuft [74].

Für kerbwirkungsfreie Proben und Bauteile lässt sich dies quantitativ durch die Beziehung

$$R_D^{ES} = R_W^0 - m \cdot \sigma^{ES} \quad (3.2)$$

beschreiben. R_W^0 ist dabei die Wechselfestigkeit des eigenspannungsfreien und R_D^{ES} die Dauerfestigkeit des eigenspannungsbehafteten Zustandes. m ist die werkstoffspezifische Eigenspannungsempfindlichkeit. Sie ist umso größer, je höher die Zugfestigkeit bzw. Härte des betrachteten Werkstoffzustands ist.

Bei Werkstoffen höherer Festigkeit, bei denen man von weitgehend konstanten Eigenspannungen während einer Schwingbelastung im Übergangs- bzw. Dauerfestigkeitsbereich ausgehen kann, lässt sich die Dauerfestigkeit des eigenspannungsbehafteten Zustands R_D^{ES} in Anlehnung an die *Goodman*-Beziehung [73]

$$R_D^m = R_W^0 (1 - \sigma_m / R_m) \quad (3.3)$$

durch den Quotienten

$$m = R_W^0 / R_m \quad (3.4)$$

abschätzen. R_D^m ist die Dauerfestigkeit bei mittelspannungsbehafteter Beanspruchung, σ_m die wirkende Mittelspannung und R_m die Zugfestigkeit des betrachteten Werkstoffzustands.

Experimentelle Untersuchungen zeigen [73, 75], dass in bestimmten Fällen die Wirkung von Eigenspannungen bei schwingender Beanspruchung durch Lastmittelspannungen erzeugt bzw. kompensiert werden können, wenn die Eigenspannungen ebenso wie die Mittelspannungen während der gesamten Lebensdauer stabil bleiben. Aus dieser Tatsache folgt, dass die Auswirkungen von Eigenspannungen dann in Form von Dauerfestigkeitschaubildern in Analogie zu den Auswirkungen von Mittelspannungen dargestellt werden können. Abbildung 12 zeigt als Beispiel, wie das *Haigh*-Diagramm eines eigenspannungsbehafteten, mittelspannungsfrei schwingbeanspruchten Prüfkörpers aussieht [75].

Dabei sind nur solche Gesamtspannungsamplituden $\sigma_a^{LS} \pm \sigma^{LS}$ zugelassen, die kleiner als die zyklische Streckgrenze $R_{eS}^{Zykl.}$ des untersuchten Werkstoffzustands sind. Innerhalb des getönten Bereichs liegen dann alle diejenigen Kombinationen aus Eigenspannungen und Lastspannungsamplituden, die dauerhaft ohne Überschreiten der zyklischen Streckgrenze ertragen werden. Es wird angenommen, dass in diesem Fall die im Ausgangszustand vorliegenden Eigenspannungen voll wirksam bleiben und nicht abgebaut werden. Im Realfall

werden bei Gesamtspannungsamplituden, bei denen die zyklische Streckgrenze überschritten wird, Eigenspannungsumlagerungen auftreten. Um dies zu berücksichtigen, wird in der Abbildung 12 vereinfachend angenommen, dass die ursprünglich vorhandenen Eigenspannungen auf den Wert $(R_{es}^{Zykl} - R_W^0) / (1-m)$ abgebaut bzw. stabilisiert werden. Folglich gibt der stark ausgezogene, doppelt geknickte Kurvenzug in der Abbildung 12 den Eigenspannungseinfluss auf die Dauerfestigkeit wieder. Man erkennt unmittelbar, dass Eigenspannungen, die außerhalb des $[(R_{es}^{Zykl} - R_W^0) / (1+m), R_{es}^{Zykl} - R_W^0] / (1-m)$ Intervalls liegen, die Dauerfestigkeit nicht mehr weiter im günstigen oder ungünstigen Sinn beeinflussen können, da es dann zu einem teilweisen Eigenspannungsabbau kommt. Das nutzbare Eigenspannungsintervall wird durch das Verhältnis zwischen zyklischer Streckgrenze und Zugfestigkeit des betrachteten Werkstoffzustands bestimmt. Außerdem ist natürlich die Eigenspannungsempfindlichkeit m von Bedeutung [73].

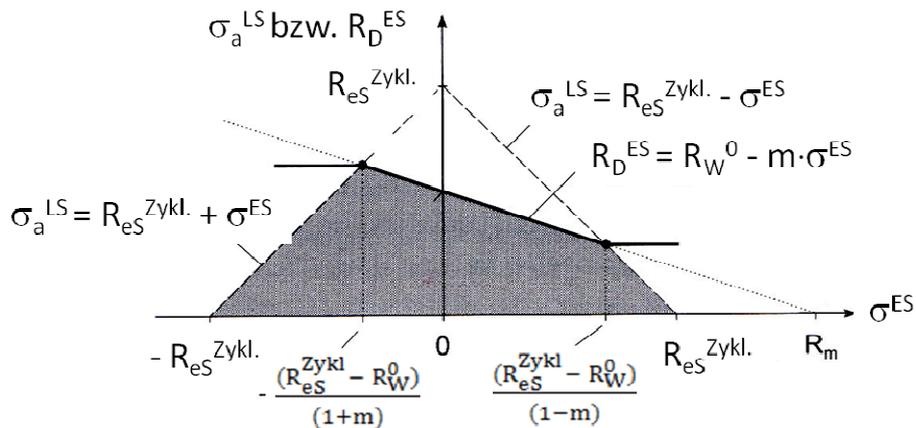


Abbildung 12: Haigh-Diagramm mittlungslos beanspruchter eigenspannungsbehafteter Werkstoffzustände (schematisch) [75]

Die Gleichung (3.2) verdeutlicht, dass Druckeigenspannungen zu einer Steigerung der Dauerschwingfestigkeit führen. Besonders günstig wirkt sich eine druckeigenspannungsbehaftete Randschicht dann aus, wenn dieser Bereich gleichzeitig der höchstbeanspruchte ist. Dies ist bei Biege- und Torsionsbeanspruchung und an geometrischen Kerben der Fall. Druckeigenspannungen verringern den effektiven maximalen Spannungsintensitätsfaktor und verstärken den Risschließeffekt [76].

3.4.2 Zyklischer Eigenspannungsabbau

Die Eigenspannungszustände infolge zyklischer Beanspruchung können in drei Phasen eingeteilt werden. Die erste Phase ist durch die Erstbelastung mit anschließender Lastumkehr, also dem ersten Zyklus, definiert. Bei dieser Phase kommen keine zusätzlichen Effekte zum Tragen als die bei einer rein quasistatischen Beanspruchung. Die zweite Phase ist die eigentliche zyklische Beanspruchung im anrissfreien Zustand. Die Stabilität der Randschicht wird hierbei hauptsächlich durch das Wechselverformungsverhalten bestimmt und ist damit auf zyklische plastische Verformungen zurückzuführen. Demnach spielt die zyklische Streckgrenze beziehungsweise die Tatsache, ob das Material ver- oder entfestigt, eine entscheidende Rolle. Übersteigt die lokale Beanspruchung die lokale zyklische Streck- oder Stauchgrenze, ändert sich der Eigenspannungszustand [64]. Nach der zweiten Phase, welche den Abbau der Druckeigenspannungen im oberflächennahen Bereich während der zyklischen Belastung charakterisiert, folgt die dritte Phase des Risswachstums [67].

Die erste und zweite Phase des zyklischen Eigenspannungsabbaus können in vier unterschiedliche Fälle zusammengefasst werden, welche in Abbildung 13 dargestellt sind.

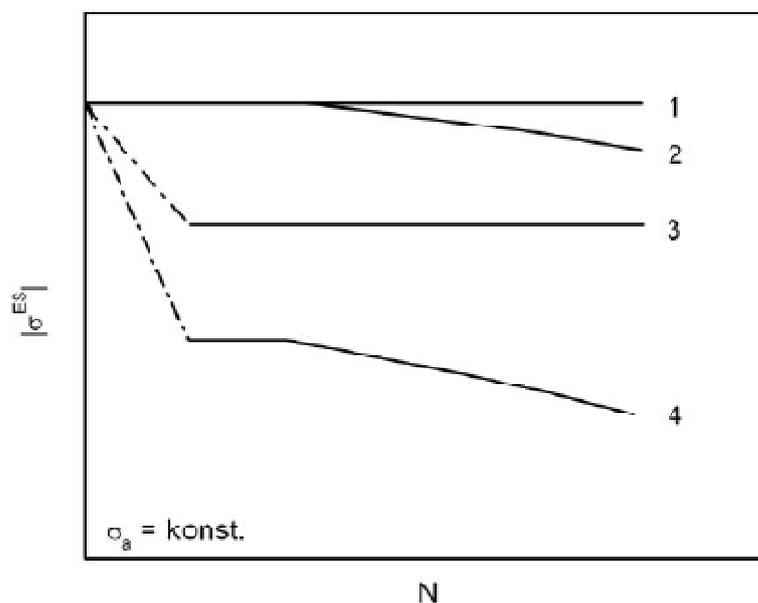


Abbildung 13: Schematische Darstellung verschiedener Möglichkeiten der zyklischen Eigenspannungsrelaxation [64]

Die Eigenspannungen bleiben stabil, wenn die lokale Beanspruchung weder die lokale Streck- oder Stauchgrenze, noch die zyklische Streckgrenze überschreitet (vgl. Abbildung 13, Fall 1). Ist die lokale Beanspruchung ausschließlich größer als die lokale zyklische Streckgrenze,

kommt es zu dem in Abbildung 13 als Fall 2 bezeichneten Verlauf der Eigenspannungen über die Zyklenzahl. Die Eigenspannungen bauen sich aufgrund der Plastifizierung schwach mit der Zyklenzahl ab. Wie der Fall 3 zeigt, bauen sie sich nur im ersten Zyklus ab und bleiben dann stabil, wenn die lokale Streck- beziehungsweise Stauchgrenze, aber nicht die zyklische Streckgrenze durch lokale Beanspruchung überschritten wird. Werden sowohl die lokale Streck- oder Stauchgrenze als auch die zyklische Streckgrenze durch lokale Beanspruchung überschritten, bauen sich die Eigenspannungen nach dem ersten Zyklus weiter ab (vgl. Fall 4 in Abbildung 13). Für diese vier Fälle sind in [64, 67, 73] entsprechende experimentelle Belege zu finden.

3.4.3 Thermischer Eigenspannungsabbau

Die günstige Wirkung von Druckeigenspannungen auf die Ermüdungsfestigkeit wird oft durch deren Abbau während einer Ermüdungsbeanspruchung bzw. Temperaturerhöhung deutlich herabgesetzt.

Beim thermischen Abbau von Eigenspannungen handelt es sich im Wesentlichen um eine Spannungsrelaxation, bei der elastische in plastische Dehnungen umgesetzt werden.

Bei Zufuhr thermischer Energie werden Eigenspannungen abgebaut, wobei hier mehrere charakteristische Temperaturbereiche unterschieden werden können. Im Temperaturbereich $T \geq 0,5 \cdot T_S$ (T_S = Solidustemperatur in Kelvin [K]) werden Makroeigenspannungen durch Rekristallisationsprozesse vollständig beseitigt. Die Mikroigenspannungen beziehungsweise die Verfestigungszustände werden hierbei stark verringert, aber nicht vollständig abgebaut. Die Ursache dafür sind im Material vorhandene Gitterstörungen sowie die verschiedenen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der unterschiedlichen Gefügebestandteilen, die zu Mikroigenspannungen führen [64]. Die bei Temperaturen unterhalb $0,5 \cdot T_S$ vorherrschenden Kriech- beziehungsweise Relaxationsprozesse, die zu einem thermischen Eigenspannungsabbau führen, sind auf diffusionskontrollierte Versetzungsbewegungen zurückzuführen. Die Temperatur und die Zeit sind daher in gewissen Grenzen austauschbar. Abhängig von der vorherrschenden Temperatur kommt es entweder bei niedrigen Temperaturen zur Versetzungskernndiffusion oder bei erhöhten Temperaturen zur Volumendiffusion. Dabei korreliert die scheinbare Aktivierungsenthalpie mit den entsprechenden Prozessen. Ist der aktive Mechanismus die Versetzungskernndiffusion, so ist die Aktivierungsenthalpie ungefähr halb so groß wie die Aktivierungsenthalpie für Selbstdiffusion ($\Delta H_A \approx 0,5 \cdot \Delta H_S$). Ist hingegen der vorherrschende Prozess auf die Volumendiffusion zurückzuführen, sind die

beiden Aktivierungsenthalpien ungefähr gleich groß [64]. Abbildung 14 fasst schematisch die Temperaturabhängigkeit des jeweils dominierenden Prozesses bei konstanter Zeit zusammen.

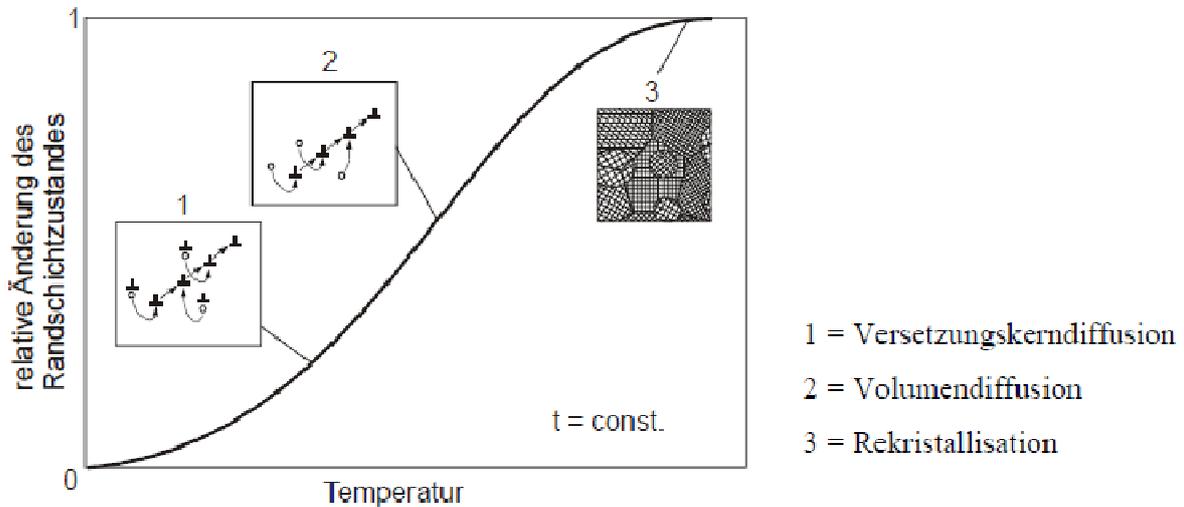


Abbildung 14: Schematische Darstellung des Einflusses der Auslagerungstemperatur auf den für die Änderung des Randschichtzustandes verantwortlichen Prozess [64, 67]

Für die quantitative Prozessbeschreibung des thermischen Makro- und Mikro-eigenstress-Abbaus wird in der Literatur oft der Zener-Wert-Avrami-Ansatz verwendet [64]:

$$\frac{\sigma^{ES}(t,T)}{\sigma^{ES}(t=0)} = \exp\left(-\left(C \cdot t \cdot \exp\left(\frac{\Delta H_A}{kT}\right)\right)^m\right) \quad (3.3)$$

Dabei sind $\sigma^{ES}(t=0)$ der ermittelte Eigenspannungswert eines Strahlzustandes vor der Auslagerung, ΔH_A die Aktivierungsenthalpie des geschwindigkeitsbestimmenden Vorgangs, m ein Exponent, C eine Geschwindigkeitskonstante und k die Boltzmannkonstante.

Die den thermischen Eigenspannungsabbau bestimmenden Prozesse hängen nicht nur von der Auslagerungszeit und -temperatur, sondern auch von der Art der Eigenspannungserzeugung beziehungsweise von der Art der Verformung sowie des Verformungsgrades, von der Höhe der Eigenspannungen und vom Werkstoffzustand ab [77]. Dies ist auf die Erhöhung der inneren Energie durch Gitterstörungen und der damit verbundenen Erhöhung der freien Enthalpie des Werkstoffzustandes zurückzuführen. Wird das Material in diesem thermomechanisch instabilen Zustand erwärmt, steht neben der thermischen Aktivierungsenergie zusätzlich die freie Enthalpie zur Verfügung, so dass es zu Versetzungsanihilationen und Umordnungen kommt [78]. Es bilden sich energetisch günstige Versetzungsanordnungen aus.

Ein Vergleich zwischen den verschiedenen Strahlzuständen zeigt, dass sich die Eigenspannungen bei gleichen Auslagerungsbedingungen mit zunehmender Almenintensität schneller abbauen [64]. Ein Vergleich des thermischen Eigenspannungsabbaus an und unterhalb der Oberfläche zeigt, dass bei allen Strahlzuständen die Eigenspannungen an der Oberfläche deutlich schneller abgebaut werden als im unteren Bereich. Die Kinetik des Halbwertsbreitenabbaus unterscheidet sich wesentlich von der des Makroeigenspannungsabbaus. Im Vergleich zu Makroeigenspannungsänderungen stellen sich die entsprechenden Halbwertsbreitenänderungen erst bei höheren Temperaturen beziehungsweise bei längeren Auslagerungszeiten ein [73].

4 Aufgabenstellung

Der beschriebene Stand der Technik zeigt, dass die Auswirkung der mechanischen Oberflächenbehandlung auf Ermüdungseigenschaften von modernen hoch Niob-haltigen TNB-Legierungen bisher nur wenig erforscht wurde. Ausgehend von den bisherigen Untersuchungen können die Ermüdungsfestigkeiten der γ -TiAl-Legierungen der 2. Generation durch mechanische Oberflächenverfestigungen deutlich erhöht werden. Aufgrund der mit hohen Kugelstrahlintensitäten verbundenen zunehmenden Oberflächenschädigung konzentriert sich die Arbeit neben dem Kugelstrahlen auf die Oberflächenverfestigung durch Festwalzen. Beim Festwalzen können tiefere Randschichtverfestigungen bei gleichzeitig wesentlich geringerer Oberflächenschädigung im Vergleich zum Kugelstrahlen erreicht werden. Im Hinblick auf die geplante Hochtemperaturanwendung sind außerdem Untersuchungen zur thermischen Stabilität der Randschichtverfestigung unter Berücksichtigung des Mikrostruktureinflusses erforderlich. Außerdem sind die Legierungszusammensetzungen moderner TNB-Legierungen möglicherweise zur Erzeugung thermisch stabilerer Versetzungsstrukturen über eine Kombination von mechanischer Oberflächenbehandlung mit anschließender Aushärtung geeignet.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden diese Fragestellungen aufgegriffen und in folgende Aufgabenstellungen gegliedert:

- Anwendung mechanischer Oberflächenbehandlungen durch Kugelstrahlen und Festwalzen zur Verbesserung des Ermüdungsverhaltens der hochfesten TiAl-Legierungen TNB-V2 und TNB-V5
- Optimierung der Strahlintensität der Kugelstrahlbehandlung und der Festwalzkraft beim Festwalzen
- Bewertung des Verfestigungspotentials durch Kugelstrahlen bzw. Festwalzen durch systematische Charakterisierung und den Vergleich der prozessinduzierten Randschichteigenschaften wie Rauheit, Eigenspannungen, Mikrohärtigkeit, Halbwertsbreite und Mikrostrukturänderungen
- Untersuchungen zur Stabilität der Randschichtverfestigung gegenüber thermischer Erholung und Ausheilung

- Erprobung neuer Verfahren zur Verbesserung der thermischen Stabilität der Randschichtverfestigung nach konventioneller mechanischer Oberflächenbehandlung durch Implementieren von Ausscheidungsreaktionen bzw. Phasentransformationen

5 Versuchsdurchführung

5.1 Untersuchte Legierungen

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden die modernen hoch Niob-haltige Legierungen TNB-V2 und TNB-V5 untersucht, welche bei GKSS entwickelt und dem Lehrstuhl Metallkunde und Werkstofftechnik zur Verfügung gestellt wurden. Diese Werkstoffe stellen Legierungen der am weitesten entwickelten dritten Generation dar, die sich durch eine besonders hohe Festigkeit und Beständigkeit gegenüber Kriechen und Oxidation auszeichnen. Die untersuchten Legierungen sind mittels Vakuumlichtbogenschmelzverfahren bei der Firma GfE Metalle und Materialien GmbH (Deutschland) hergestellt worden. Die Werkstoffe wurden dabei mehrfach umgeschmolzen und anschließend durch heißisostatisches Pressen bei 1200 °C verdichtet. Anschließend wurde die TNB-V5-Legierung zur Kornfeinung knapp unterhalb der α -Transustemperatur stranggepresst und zum Abbau der inneren Spannungen bei 1030 °C für 2 Stunden gegläht. Bei der TNB-V2-Legierung wurde eine zweistufige Endwärmebehandlung an Rohlingen mit 8 mm Durchmesser durchgeführt.

Die Abmessungen der stranggepressten Halbzeuge, die Herstellungs- und die Wärmebehandlungsparameter sind in der Tabelle 1 zusammengefasst.

5.2 Verwendete Probengeometrie

Für Zugversuche wurden Rundproben mit Gewindeköpfen entsprechend Abbildung 15 verwendet. Das Verhältnis der Ausgangsmesslänge zum Ausgangsdurchmesser ist gleich 5:1 (kurzer Proportionalstab).

Als Ermüdungsproben für Umlaufbiegeversuche wurden gekahlte Rundproben verwendet. Ihre Geometrie ist in Abbildung 16 dargestellt. Der minimale Durchmesser im Bereich der Kehlung betrug dabei 3,8 mm.

Nach der Fertigung wurden die Proben im Bereich der Messlänge beziehungsweise der Kehlung mit einem SiC-Papier (bis 1200er Körnung) fein geschliffen und anschließend elektrolytisch poliert. Die verwendete Elektrolytlösung weist folgende Zusammensetzung auf:

- 290 Methanol; 180 ml 1-Butanol; 30 ml Perchlorsäure.

Das Polieren erfolgte bei einer Spannung von 17 V und einer Temperatur von -30 °C. Der Oberflächenabtrag durch elektrolytisches Polieren lag im Bereich von etwa 100 μm von jeder Seite bzw. 200 μm vom Durchmesser. Für die gewählten Bedingungen ergab sich damit eine Polierzeit von etwa 0,75 Stunden je Probe.

Tabelle 1: Thermomechanische Behandlungen und Gefügekenzahlen untersuchter TiAl-Legierungen (VAR – Vakuumlichtbogenschmelzverfahren, HIP – heißisostatisches Pressen, OA – Ofenabkühlung, LA – Lüftabkühlung)

Legierung	Thermomechanische Behandlung	Mikrostruktur
TNB-V2 (Ti-45Al-9Nb-0,2C)	a) Werkstoff 1 Stranggepresstes Halbzeug: 70 x 45 mm VAR, HIP: 1220 °C/ 180 MPa/ 4 h Strangpressen: 1230 °C/ 14,8:1 Spannungsarmglühen: 1050 °C Rekristallisationsglühung: 1310 °C/ 0,5 h/ LA (Ø 8,5 mm) Spannungsarmglühen: 800 °C/ 6h/ OA	duplex, nahezu globular Koloniegröße ~ 20 µm γ-Korngröße ~ 5 – 10 µm
	b) Werkstoff 2 Stranggepresstes Halbzeug: Ø 90 mm VAR, HIP Strangpressen: 1230°C/ 6:1 Spannungsarmglühen: 1030 °C/ 2h/ OA	nahezu globular inhomogen γ-Korngröße ~ 5 – 50 µm
TNB-V5 (Ti-45Al-5Nb-0,2B-0,2C)	Stranggepresstes Halbzeug: Ø 45 mm VAR, HIP Strangpressen: 1230 °C/ 15:1 Spannungsarmglühen: 1030 °C/ 2 h/ OA	nahezu globular γ-Korngröße ~ 5 µm, stäbchenförmige Boride mit max. Länge von ~ 20 µm und max. Breite von ~ 1 µm

5.3 Ermittlung mechanischer Eigenschaften

5.3.1 Zugversuche

Die Zugversuche wurden auf einer spindelgetriebenen Zugprüfmaschine „inspekt 100“ der Firma Hegewald und Peschke durchgeführt. Für die Bestimmung des E-Moduls wurde ein induktiver Wegaufnehmer „DAS 20/10M“ der Firma Schenk verwendet, mit dem eine Weglänge von maximal ± 2 mm registriert werden kann. Die Anfangsdehnrage betrug bei allen Versuchen $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Im Zugversuch wurden folgende Materialkennwerte ermittelt: E-Modul (E), 0,2 % - Dehngrenze ($R_{p0,2}$), Zugfestigkeit (R_m) und die technische Bruchdehnung (A_5). Die Versuche erfolgten an jeweils zwei Proben je Mikrostrukturzustand.

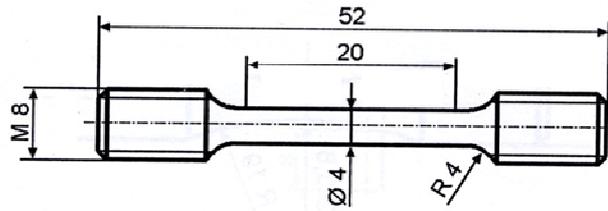


Abbildung 15: Zugprobe

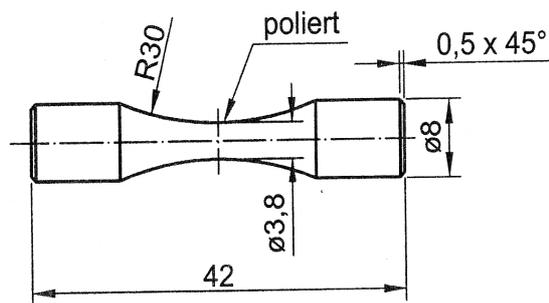


Abbildung 16: Ermüdungsprobe

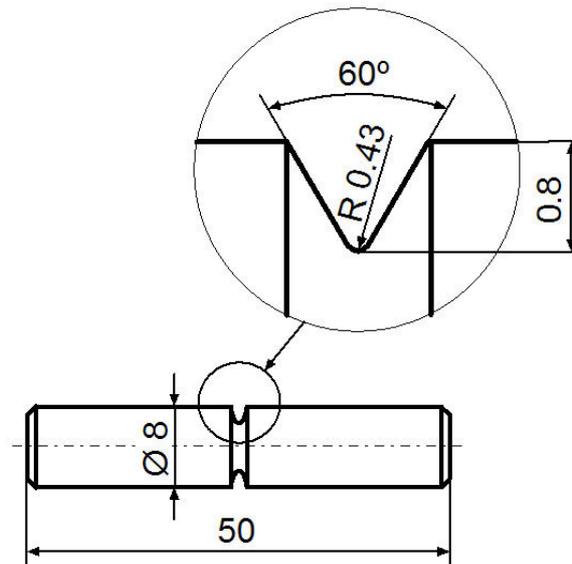


Abbildung 17: Probengeometrie der gekerbten Ermüdungsproben

5.3.2 Ermüdungsversuche

Die Dauerschwingversuche erfolgten unter Umlaufbiegebeanspruchung an einer Umlaufbiegemaschine des Typs „PUPG“ der Firma Schenk.

Zur Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens wurden Ermüdungsversuche bei Raumtemperatur und bei Spannungsverhältnissen $R = -1$ ($R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ mit σ_{\min} : Minimalspannung und σ_{\max} : Maximalspannung) durchgeführt. Alle Ermüdungsversuche erfolgten spannungsgeregelt und an Laborluft. Die Frequenz der sinusförmigen Belastung betrug 60 Hz.

5.4 Verfahren zur mechanischen Oberflächenverfestigung

5.4.1 Kugelstrahlen

Die Kugelstrahlbehandlungen wurden unter Einsatz eines keramischen Strahlmittels auf Zirkonoxidbasis mit einer mittleren Kugelgröße im Bereich von 425 bis 600 μm an einer Injektorstrahlanlage durchgeführt (Abbildung 18).

Zur Ermittlung einer optimalen Strahlintensität in Bezug auf die Verbesserung der Ermüdungsfestigkeit wurde die Strahlintensität in einem Bereich von 0,1 - 0,6 mmN variiert. Die Proben wurden beim Kugelstrahlen in eine Rotationsvorrichtung eingespannt, in der sie während der Strahlbehandlung mit einer Geschwindigkeit von 1/s rotierten. Das Kugelstrahlen erfolgte sowohl an ungekerbten als auch an gekerbten Ermüdungsproben. Das Strahlen aller Proben erfolgte mit 100% Überdeckung.

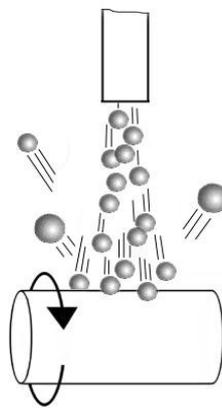


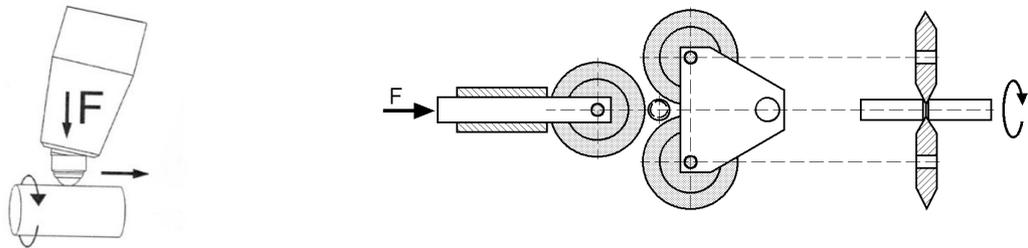
Abbildung 18: Schematisches Prinzip des Kugelstrahlens

5.4.2 Festwalzen

Neben dem Kugelstrahlen wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit zur mechanischen Oberflächenverfestigung auch das Festwalzen untersucht. Das Festwalzen ungekerbter Ermüdungsproben erfolgte mit Hilfe eines hydrostatischen Festwalzwerkzeuges der Firma Ecoroll. Dabei wird eine Hartmetallkugel mit einem Durchmesser von 6 mm mit Hilfe eines

Hydraulikaggregates auf die Probenoberfläche gedrückt (Abbildung 19a). Zur Bestimmung der optimalen Festwalzkraft kann der Festwalzdruck stufenlos bis maximal 900 N variiert werden. Das Werkzeug wird auf den Support einer konventionellen Drehmaschine gespannt und während der Festwalzbehandlung mit einer konstanten Vorschubgeschwindigkeit von 6 mm/min über die Probe geführt.

Von der Legierung TNB-V2 wurden zusätzlich gekerbte Ermüdungsproben mit Hilfe einer 3-Rollen-Festwalzvorrichtung nach *Kloos* im Kerbgrund festgewalzt. Dabei werden drei Hartmetallrollen, deren Geometrie (Flankenwinkel, Spitzenradius) an die Kerbform der Proben angepasst ist, in den Kerb gepresst. Die Walzkraft kann hierbei stufenlos bis etwa 2800 N variiert werden (Abbildung 19b).



a)

b)

Abbildung 19: a) Hydrostatisches Festwalzwerkzeug für ungekerbte Proben, b) Aufbau einer 3-Rollen-Festwalzvorrichtung nach *Kloos* für gekerbte Proben

Für die Ermittlung des Kerbeinflusses wurden Rundproben mit einem mittigen, umlaufenden V-Kerb präpariert (Abbildung 17). Der Kerbfaktor lag im Bereich von 2,0 bis 2,7.

Bei der Vorbereitung gekerbter Proben für das Festwalzen sind einige Besonderheiten im Vergleich zum Festwalzen ungekerbter Proben zu beachten. Die Spannungsspitzen im Kerbgrund werden beispielsweise stark durch die Geometrie der Kerben bestimmt, so dass zur Sicherstellung vergleichbarer Ergebnisse bei den Ermüdungsversuchen die Geometrie im Kerbgrund möglichst konstant gehalten werden muss. Da die Geometrie der Rollen eines Festwalzwerkzeuges der Kerbform angepasst ist, darf außerdem die Kerbgeometrie beim Polieren vor dem Festwalzen nicht erheblich verändert werden. Um eine konstante (immer gleiche) Geometrie von Kerben sowohl bei den Proben im festgewalzten als auch im elektrolytisch polierten Ausgangszustand sicherzustellen, wurde bei der Probenfertigung wie folgt vorgegangen:

(I) Die Proben wurden mit gleicher Kerbtiefe, jedoch mit einem unterschiedlichen Radius im Kerbgrund gefertigt. So wurden die Proben für das Festwalzen entsprechend der Abbildung 17 mit einem Radius im Kerbgrund von 0,43 mm versehen, während die Proben für einen elektrolytisch polierten Ausgangszustand mit einem Kerbradius von 0,3 mm angefertigt wurden. Da sich beim Festwalzen der Radius im Kerbgrund von 0,43 auf etwa 0,30 mm verringert hat, konnte dadurch sichergestellt werden, dass Ermüdungsversuche bei beiden Zuständen mit vergleichbaren Kerbformzahlen erfolgten.

(II) Um die Kerbgeometrie beim elektrolytischen Polieren nicht erheblich zu verändern, wurde der Materialabtrag im Vergleich zu ungekerbten Proben deutlich geringer gehalten. Er lag bei allen Zuständen (EP, EP+SP, EP+DR) im Bereich von 15 bis 20 μm ; DR (deep rolling) = festgewalzt mit einer 3-Rollen-Festwalzvorrichtung.

5.5 Mikrostrukturelle Untersuchungen

5.5.1 Metallographische Probenpräparation

Die durch mechanische Oberflächenbehandlungen auftretenden mikrostrukturellen Änderungen wurden mit Hilfe von rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen charakterisiert. Derartige Untersuchungen stellen relativ hohe Anforderungen an die metallographische Präparation von Querschliffen, da die mikroskopisch auflösbare Prozesszone, ausgehend von der Oberfläche, nur über wenige Mikrometer in das Material hineinreicht und dadurch bei der Probenpräparation leicht abgetragen bzw. verändert werden kann. Das üblicherweise zur Anwendung kommende elektrolytische Polieren war für die Probenpräparation ungeeignet, da hierbei die zu untersuchende oberflächennahe Schicht bevorzugt abgetragen wird. Bei der Präparation wurden die Proben in einen lichtaushärtbaren Kunststoff (Technorit 200 LC) eingebettet. Die Querschnittsflächen wurden zunächst mechanisch mit abnehmender Korngröße des Schleifmittels bis zu einer Körnung von 2500 geschliffen. Die so erhaltenen Flächen wurden dann mit einem Vibrationsschleifgerät etwa eine Woche lang poliert. Dadurch konnte ein wesentlich geringerer Materialabtrag als beim elektrolytischen Polieren gewährleistet werden, so dass die oberflächennahe Schicht besser erhalten werden konnte. Die Oberflächenzone wurde im Rasterelektronenmikroskop, vorzugsweise mit rückgestreuten Elektronen abgebildet.

5.5.2 Mikroskopische Analyse

Die Mikrostruktur- und Bruchflächenuntersuchungen erfolgten mit einem Rasterelektronenmikroskop „MIRA“ der Firma Tescan. Es verfügt über BSE- und SE-Detektoren und ist mit einem EDX- und einem WDX-Analysesystem ausgestattet. Um verschiedene Gefügebestandteile zu unterscheiden, wurden mikroskopische Bilder im Rückstreuungskontrast (BSE) aufgenommen. In diesem Kontrasttyp wirkt sich die Masse der Elemente auf die Helligkeit neben der Kristallorientierung aus (Ordnungszahlkontrast). Je schwerer die Elemente an einer bestimmten Stelle sind, desto heller erscheint der entsprechende Bildpunkt. Dies führt dazu, dass die schwerere α_2 -Phase meist heller erscheint als die leichtere γ -Phase, wodurch eine tendenzielle Unterscheidung der beiden Phasen ohne Ätzen der Schliifoberfläche möglich ist. Alle Gefügebilder wurden mit einem Arbeitsabstand von etwa 6 mm und einer Beschleunigungsspannung von 20 kV aufgenommen. Für die Bruchflächenuntersuchungen kam der SE-Detektor (Topographiekontrast) zur Anwendung.

Für die lokale Messung der Legierungszusammensetzung wurde das EDX-Analysesystem INCA der Firma Oxford Instruments verwendet. Der Arbeitsabstand betrug dabei 15 mm, die Beschleunigungsspannung lag bei 15 kV. Vor der Messung wurde das System jeweils mit Hilfe geeigneter Standardproben kalibriert.

5.6 Charakterisierung von Gradienten der Kaltverfestigung in der Probenrandschicht nach mechanischer Oberflächenbehandlung

Zur Charakterisierung der Randschichteigenschaften nach mechanischer Oberflächenbehandlung wurden folgende Untersuchungen durchgeführt:

- Messung von Rauheitsprofilen
- Messung von Eigenspannungs-Tiefen-Profilen
- Ermittlung von Härte-Tiefen-Profilen
- Röntgenographische Bestimmung der Halbwertsbreite

Rauheitsmessung

Für die Rauheitsmessungen kam das Rauheitsmessgerät „Surftest“ der Firma Mitutoyo zur Anwendung. Die Messungen erfolgten in Probenlängsrichtung. Die Messlänge betrug bei allen Messungen 4,0 mm. Dabei wurden die maximale Profilhöhe R_y und die durchschnittliche Rauheit R_a bestimmt.

Mikrohärtemessung

Zur Bestimmung von Härte-Tiefen-Profilen nach dem Festwalzen und Kugelstrahlen wurden Querschliffe entsprechend der im Punkt 5.5.1 beschriebenen Vorgehensweise durch Vibrationspolieren präpariert. Die Messungen erfolgten mit einem Vickers-Mikrohärteprüfsystem „AP PAAR Microhardness Tester MHT-10“ der Firma Anton Paar Graz. Bei der Mikrohärtemessung kam eine Diamantpyramide mit einer quadratischen Grundfläche zum Einsatz, die 60 s lang mit einer Kraft von 1 N in den Probenkörper eingedrückt wurde. Der Abstand zwischen den einzelnen Eindrücken betrug 30 µm bei einer durchschnittlichen Eindruckdiagonalenlänge von 24 µm.

Die Vickershärte lässt sich nach folgender Gleichung berechnen:

$$HV = 0,102 \frac{F}{A} = 0,102 \frac{2F \sin(136^\circ / 2)}{d^2} \approx 0,1891 \frac{F}{d^2} \quad (5.1)$$

wobei

F - Prüfkraft [N],

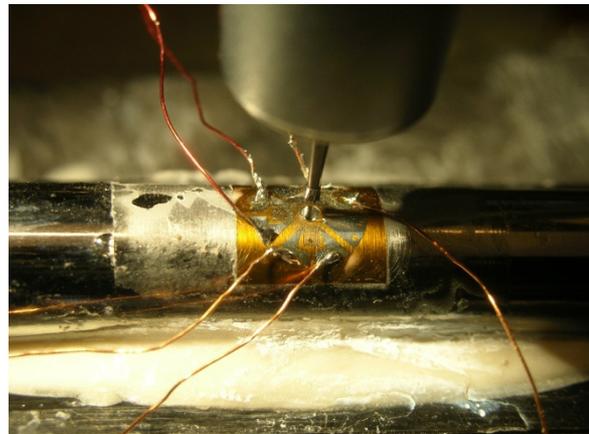
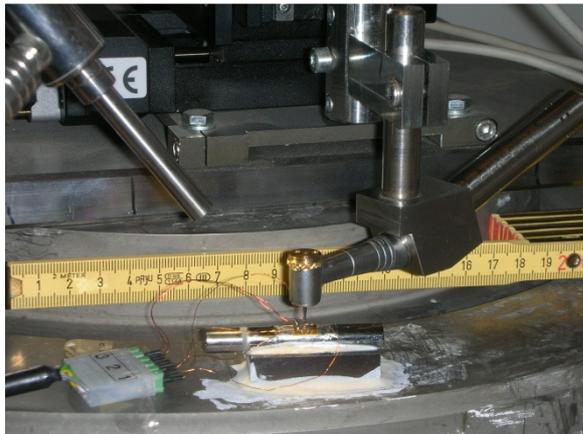
A - Eindruckoberfläche [mm²],

d - arithmetischer Mittelwert aus den gemessenen Eindrucksdiagonalen [mm] bezeichnen.

Eigenspannungsmessungen

Zur Ermittlung der Eigenspannungs-Tiefen-Profile nach der mechanischen Oberflächenbehandlung kam die inkrementelle Bohrlochmethode zum Einsatz. Diese Methode lässt die Messung des oberflächennahen Eigenspannungszustandes auf zylindrischen Proben mit den für die Ermüdungstests üblichen Abmessungen (Ø 8 mm) zu. Bei der inkrementellen Bohrlochmethode wird mit Hilfe einer luftangetriebenen Spezialbohrmaschine mit einer Drehzahl größer 200000 U/min stufenweise eine Bohrung ins Zentrum einer Dehnungsmessstreifen-Rosette (DMS-Rosette) eingebracht (Abbildung 20). Aus der Bohrlochverformung nach jedem Bohrschritt, die mit den Dehnungsmessstreifen der DMS-Rosette registriert wird, konnten die Eigenspannungs-Tiefen-Profile ermittelt werden. Die DMS-Rosetten wurden auf der Probenoberfläche so angebracht, dass ein Dehnungsmessstreifen in Stablängsrichtung und ein anderer Dehnungsmessstreifen in Festwalzrichtung ausgerichtet wurden. Die im Rahmen dieser Arbeit eingestellte Bohrschritttiefe von etwa 10 µm ermöglichte eine hohe Auflösung der ermittelten Eigenspannungs-Tiefen-Profile, welche

mit der üblichen röntgenografischen Bestimmung der Eigenspannungen direkt vergleichbar ist [79].



a) Versuchsaufbau, b) Detailaufnahme einer DMS-Rosette mit Lötstellen

Röntgenografische Bestimmung der Halbwertsbreiten- und Phasenanalyse

In der vorliegenden Arbeit dient die Röntgenfeinstrukturanalyse zur qualitativen Phasenanalyse, Eigenspannungsbestimmung sowie zur Ermittlung der Halbwertsbreite.

Die Röntgenprofile wurden an einem Universal-Röntgen-Diffraktometer XRD 300 PTS der Firma Seifert mit einer Fokussierung nach *Bragg-Brentano*-Geometrie gemessen.

Beim Verfahren nach *Bragg* und *Brentano* fallen der Fokussierungskreis und der Messkreis mit dem Detektionssystem nicht zusammen. Die Probe befindet sich in der Mitte des Messkreises und muss bei jeder Detektorstellung den Fokussierungskreis tangieren. Das kann durch gekoppelte Bewegung von Detektor und Probe im Verhältnis von 2:1 erreicht werden.

Es wurde mit $\text{Cu-K}\alpha$ -Strahlung ($\lambda_{\text{Cu}} = 1,5406 \text{ \AA}$) gearbeitet. Um die störenden Strahlungsanteile ($\text{K}\beta$ -Strahlung, Fluoreszenzstrahlung, usw.) unterdrücken zu können, wurde ein Nickelfilter benutzt.

Die Probenuntersuchung erfolgte bei einer Beschleunigungsspannung von 40 kV und einer Stromstärke von 30 mA.

Die Ermittlung der Diffraktogramme wurde mit einer Schrittweite von $\Delta 2\theta = 0,025^\circ$ durchgeführt.

Die Messung der Halbwertsbreite erfolgte am (202)-Reflex der γ -Phase im Winkelbereich 2θ von 62° bis 68° , da dieser Reflex ausreichende Intensität, keine Überlappungen zeigt und gut ausgewertet werden könnte. Durch wiederholte Messungen nach stufenweisem Abtragen der verfestigten Randschicht durch elektrolytisches Polieren konnte das Halbwertsbreiten –

Tiefen – Profil als Maß für die Veränderung der Versetzungsdichte in Abhängigkeit vom Randabstand ermittelt werden.

Für die röntgenographische Eigenspannungsmessung an den geschliffenen Proben wurde der (422)-Doppelpeak der γ -Phase bei einem Winkel von 138° gemessen. Die Auswahl dieses Peaks ist auf die Ausreichende Intensität sowie das Vorhanden der Daten aus der Literatur für die Berechnung der Eigenspannungen [81] zurückzuführen. Dabei betrug die Schrittweite für den Kippwinkel ψ 10° . Die Messungen wurden bis zu einem maximalen Kippwinkel von $\pm 60^\circ$ durchgeführt, so dass sich 13 Messungen ergaben. Für die Auswertung der Gitterdehnungsverteilungen nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren [80] wurden jeweils die Elastizitätsmoduln $E^{\{hkl\}}$ und die Querkontraktionszahlen $\nu^{\{hkl\}}$ aus [81] zugrundegelegt.

5.7 Methoden zur Erhöhung der thermischen Stabilität der Randschichtverfestigung

Alternatives Verfahren der Randschichtverfestigung

Die Methode der alternativen Randschichtverfestigung beruht auf einer bei GKSS neu entwickelten Wärmebehandlung für TNB-Legierungen, bei der Proben mit Duplexgefüge an der Oberfläche in ein feinkörniges lamellares Gefüge umgewandelt werden. Zunächst war es erforderlich, Glüh Temperatur und –zeit für die gewünschte Gefügeumwandlung am Rand zu optimieren. Dazu wurden Proben der TNB-V5-Legierung mit 8 mm Durchmesser und etwa 10 mm Länge gefertigt. Die an den Proben anliegenden Temperaturen wurden mit einem zusätzlichen Thermoelement direkt neben den Proben gemessen. Da die Solltemperatur erst nach einigen Minuten nach der Probenbeschickung erreicht wird, die Haltezeiten jedoch im Sekunden-Bereich liegen sollten, lagen die Glüh Temperaturen etwas unter den Solltemperaturen. Der während der Glühung vorliegende Temperaturbereich wurde festgehalten (zum Beispiel $1327 - 1336^\circ\text{C}$, 180 s: während der Haltezeit von 180 s hat sich die Temperatur von 1327 auf 1336°C erhöht).

Nach der Festlegung der optimalen Temperatur und Zeit für die Gefügetransformation im Randbereich wurden die bearbeiteten Proben vor der Wärmebehandlung festgewalzt. Die Festwalzkraft betrug dabei 165 N.

6 Ergebnisse und Diskussion

6.1 Mikrostruktur und quasistatische Festigkeitseigenschaften der untersuchten Legierungen

Im Rahmen dieser Arbeit wurden die hoch Niob-haltigen Legierungen TNB-V2 und TNB-V5 untersucht. Die thermomechanischen Behandlungen und die vorliegenden Mikrostrukturen wurden bereits im Kapitel 5.1 vorgestellt. Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen der untersuchten Legierungen sind in Abbildung 21 und Abbildung 22 wiedergegeben. Die Strangpressrichtung liegt in den dargestellten Bildern horizontal. Das Duplexgefüge der TNB-V2-Legierung, das als Folge einer Wärmebehandlung dicht unterhalb der α -Transustemperatur (Werkstoff 1 in Tabelle 1) entstanden ist, weist einen Primärgamma-Volumenanteil von etwa 20 Prozent auf. Es ist sehr homogen und besteht aus lamellaren ($\alpha_2+\gamma$)-Kolonien mit einer Größe von etwa 20 μm und aus feinen γ -Körnern mit einer Korngröße von etwa 5 μm (Abbildung 21a). Die globulare Mikrostruktur der TNB-V2-Legierung, die nach dem Strangpressen und einer Endwärmebehandlung bei 1030 °C vorliegt (Werkstoff 2 in Tabelle 1), ist sehr inhomogen. Die γ -Korngröße variiert zwischen 5 und 50 μm (Abbildung 21b).

Das Gefüge der TNB-V5-Legierung zeigt nach dem Strangpressen sowohl globulare Mikrostrukturbereiche mit einer mittleren γ -Korngröße von etwa 5 μm als auch Gefügebereiche mit einem großen Anteil lamellarer ($\alpha_2+\gamma$)-Kolonien mit einer mittleren Koloniegröße von etwa 50 μm (Abbildung 22). Im Gegensatz zur TNB-V2-Legierung sind im Gefüge der TNB-V5-Legierung stäbchenförmige Boride mit einer maximalen Länge von etwa 20 μm und einer maximalen Breite von etwa 1 μm erkennbar (in Abbildung 22 durch weiße Pfeile markiert).

Die mechanischen Eigenschaften der untersuchten TNB-Legierungen bei Raumtemperatur sind in Tabelle 2 zusammenfassend dargestellt.

Die ermittelten E-Module liegen zwischen 169 und 176 MPa und korrelieren gut mit den Angaben in der Literatur [82]. Die 0.2 %-Dehngrenzen der verschiedenen Mikrostrukturen der TNB-V2-Legierung sind nahezu gleich, während die Zugfestigkeit des Duplexgefüges etwas oberhalb der des globularen Gefüges liegt. Die Streuung in den Bruchdehnungswerten der TNB-V2-Legierung ist vermutlich auf die starke Variation in der Korngröße zurückzuführen.

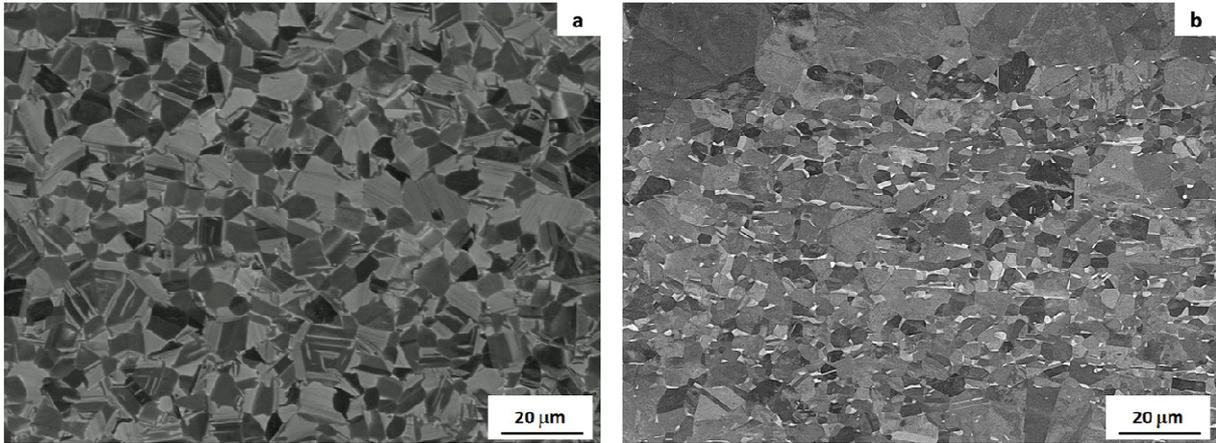


Abbildung 21: a) Duplex - und b) nahezu globulares γ Gefüge von TNB-V2-Legierung im stranggepressten Zustand, Längsschliffe, Rückstreuerelektronenkontrast

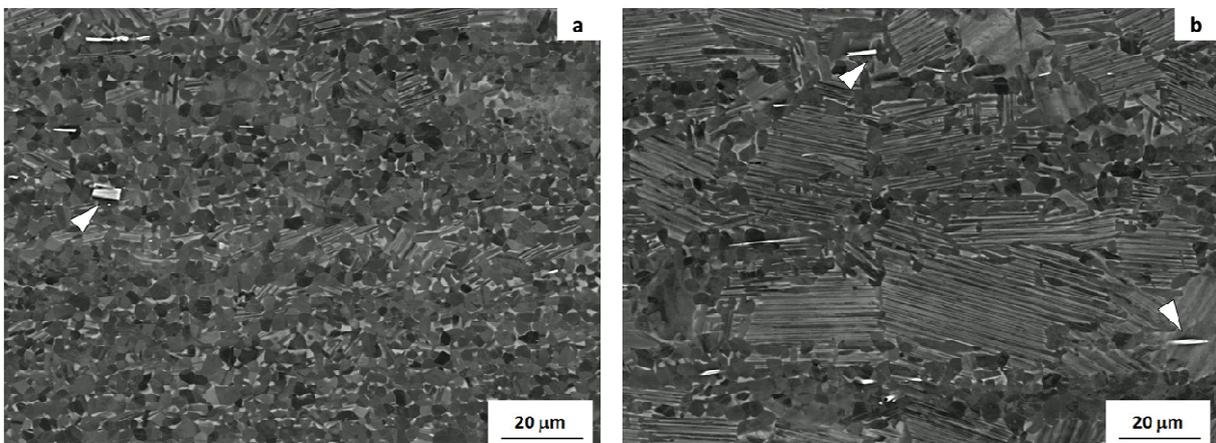


Abbildung 22: Gefügeaufnahmen der TNB-V5-Legierung: a) nahezu globular und b) Duplexbereich, Rückstreuerelektronenkontrast

Die Streuungen in den Bruchdehnungswerten der TNB-V5-Legierung werden durch die inhomogene Mikrostruktur des stranggepressten Ausgangsmaterials verursacht (Abbildung 22). Bei der überwiegend globularen Mikrostruktur (Abbildung 22a) wurde die maximale Bruchdehnung bei geringerer 0,2% - Dehngrenze ($A_5 = 1,7 \%$, $R_{p0,2} = 1010 \text{ MPa}$) beobachtet. Proben mit Duplexgefüge (Abbildung 22b) zeigen geringere Bruchdehnungswerte und höhere 0,2% - Dehngrenze ($A_5 = 0,6 \%$, $R_{p0,2} = 1080 \text{ MPa}$). Die Variation der Mikrostruktur in der stranggepressten TNB-V5-Legierung wurde bereits in der Literatur [82, 83] diskutiert und auf lokale Schwankungen im Aluminiumgehalt und auf damit verbundene Schwankungen in der α -Transustemperatur zurückgeführt. Die höhere 0.2 %-Dehngrenze der TNB-V5-Legierung weist auf einen höheren Widerstand gegenüber plastischer Verformung im Vergleich zur TNB-V2-Legierung hin.

Tabelle 2: Zugversuchskennwerte untersuchter TiAl-Legierungen bei Raumtemperatur

Legierung	E [GPa]	R_{p0,2} [MPa]	R_m [MPa]	A₅ [%]
TNB-V2 (duplex)	172	939	1038	0,6
	170	986	1071	0,5
TNB-V2 (globular)	173	971	971	0,2
	169	938	957	0,9
TNB-V5	170	1080	1156	0,6 (duplex)
	176	1010	1052	1,7 (globular)

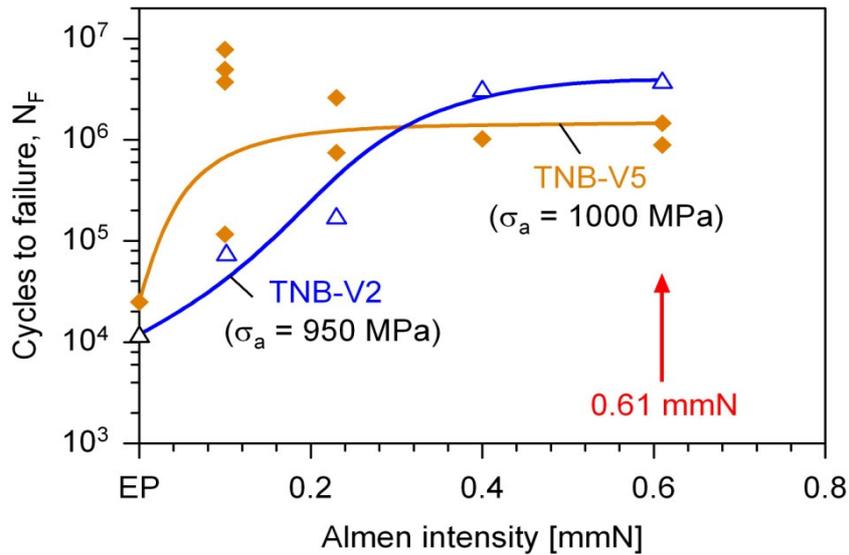
Es ist deutlich zu erkennen, dass bei Raumtemperatur alle untersuchten Legierungen hohe Festigkeiten und ein relativ sprödes Bruchverhalten mit entsprechend geringen Bruchdehnungen aufweisen, die durch hohe Gitterreibung, die anisotrope Versetzungsbeweglichkeit und die hohe Anzahl an Grenzflächen erklärt werden können [2,6].

6.2 Einfluss von Oberflächenverfestigungen auf das Ermüdungsverhalten ungekerbter Proben

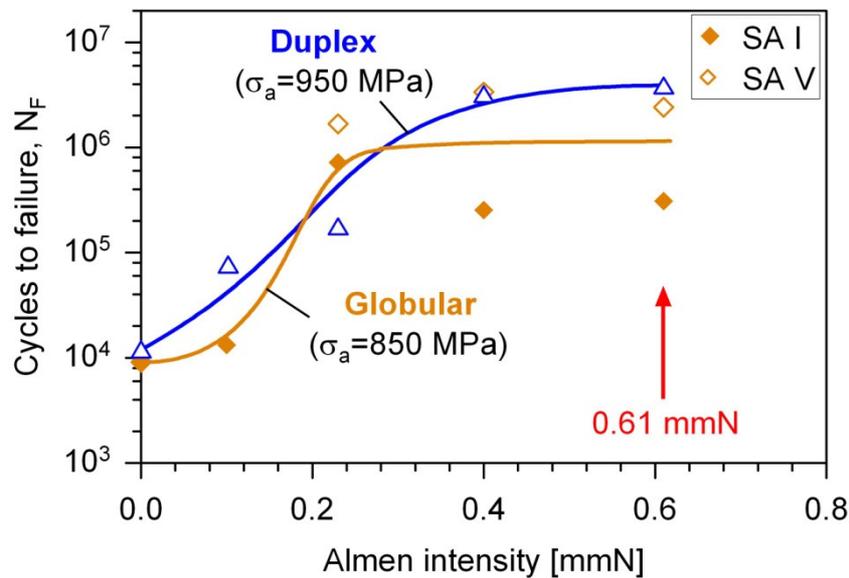
6.2.1 Kugelstrahlen

Um die Abhängigkeit der Lebensdauer bei Ermüdungsbeanspruchung von der Almenintensität zu ermitteln, wurden die Proben unter Variation der Almenintensität in einem breiten Wertebereich von 0,1 bis 0,61 mmN kugelgestrahlt und Ermüdungsversuche bei einer konstanten Spannungsamplitude σ_a durchgeführt. Die Spannungsamplitude bei den Ermüdungsversuchen lag für die höchstfeste TNB-V5-Legierung bei 1000 MPa, für die TNB-V2-Legierung im Duplexzustand bei 950 MPa und im globularen Zustand bei 850 MPa. Alle Proben wurden vor dem Kugelstrahlen elektrolytisch poliert, um alle Einflüsse, die aus der Probenfertigung resultieren (Rauheit, Verfestigung, Eigenspannungen) auszuschließen [76].

In Abbildung 23 ist die Lebensdauer der TNB-Legierungen in Abhängigkeit von der Almenintensität bei den gewählten konstanten Spannungsamplituden σ_a wiedergegeben. Man erkennt, dass durch das Kugelstrahlen die Ermüdungslebensdauer um 2 - 3 Größenordnungen verbessert wird. Außerdem zeigte sich, dass im untersuchten Strahlintensitätsbereich das Kugelstrahlen nicht zu einem so genannten Überstrahleffekt, das heißt, dem Abfall der Lebensdauer bei hohen Strahlintensitäten infolge starker Oberflächenschädigung, führt und die Rissbildung unter der Oberfläche stattfindet (Abbildung 24).



a)



b)

Abbildung 23: Ermüdungslebensdauer der TNB-Legierungen in Abhängigkeit von der Strahlintensität. a) TNB-V2 und TNB-V5-Legierungen mit Duplexmikrostruktur; b) TNB-V2-Legierung mit globularem und Duplex Gefüge (Umlaufbiegung, $f = 60 \text{ s}^{-1}$, $T=25 \text{ °C}$). (SA I und SA V – unterschiedliche Strangabschnitte mit unterschiedlicher Korngrößenverteilung)

Höchste Lebensdauern wurden jeweils für Almenintensitäten größer als 0,40 mmN erreicht. In der Abbildung 23a ist die Abhängigkeit der Bruchschwingspielzahl von der Strahlintensität für die beiden TNB-Legierungen im Vergleich dargestellt. Bei der TNB-V5-Legierung, welche die höchste Fließspannung aufweist, wird die Sättigung bereits bei einer relativ kleinen Strahlintensität von etwa 0,23 mmN erreicht. Die Lebensdauer in diesem Strahlbereich unterliegt dabei einer starken Streuung. Verantwortlich für diese starken Streuungen der Lebensdauer im Bereich geringer Strahlintensitäten sind möglicherweise

unterschiedliche Abträge des Probenmaterials beim elektrolytischen Polieren vor dem Kugelstrahlen und die nach der mechanischen Bearbeitung verbleibenden Druckeigenspannungen beziehungsweise die Verfestigung in der Randschicht. Es zeigte sich, dass Proben mit einem geringeren Abtrag (etwa 100 μm) die größte Lebensdauer aufweisen ($7,8 \cdot 10^6$ Zyklen). Bei größerem Abtrag (etwa 200 μm) verringert sich die Lebensdauer auf $1,1 \cdot 10^5$ Zyklen. Im Bereich hoher Strahlintensitäten werden bearbeitungsinduzierte Druckeigenspannungen und Verfestigung durch das Kugelstrahlen überdeckt.

Ein Vergleich der beiden Mikrostrukturen der Legierung TNB-V2 (Abbildung 23b) zeigt, dass die Lebensdauer des globularen Gefüges starken Streuungen unterliegt. Diese Streuungen sind auf die Inhomogenität der Mikrostruktur zurückzuführen (Punkt 6.1).

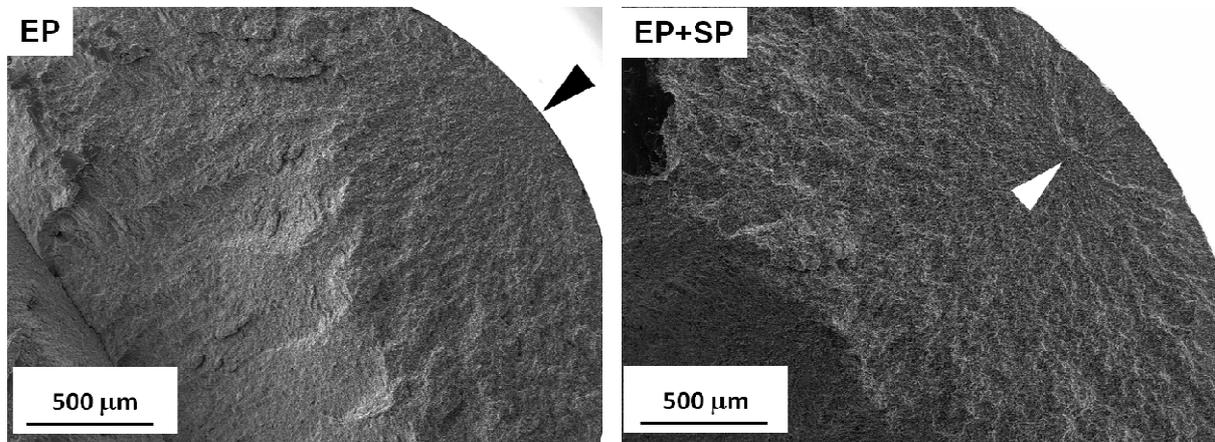


Abbildung 24: Ermüdungsbruchflächen verschiedener Oberflächenzustände der Legierung TNB-V5. EP: elektrolytisch poliert, EP+SP: elektrolytisch poliert + kugelgestrahlt

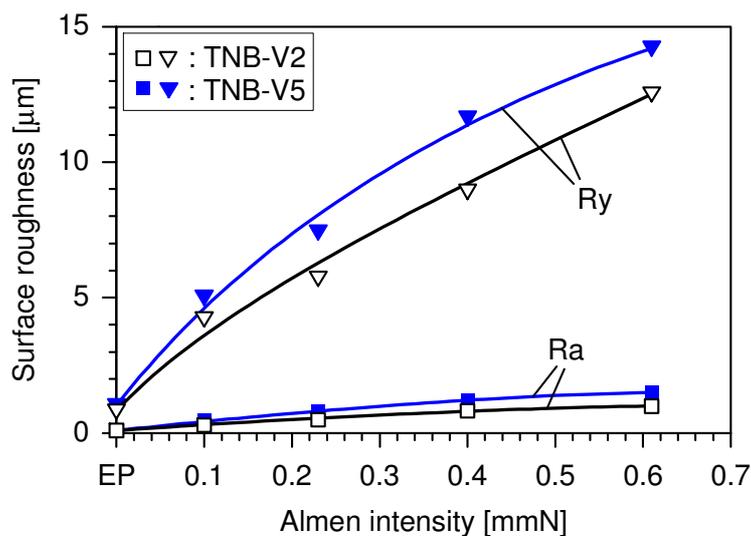
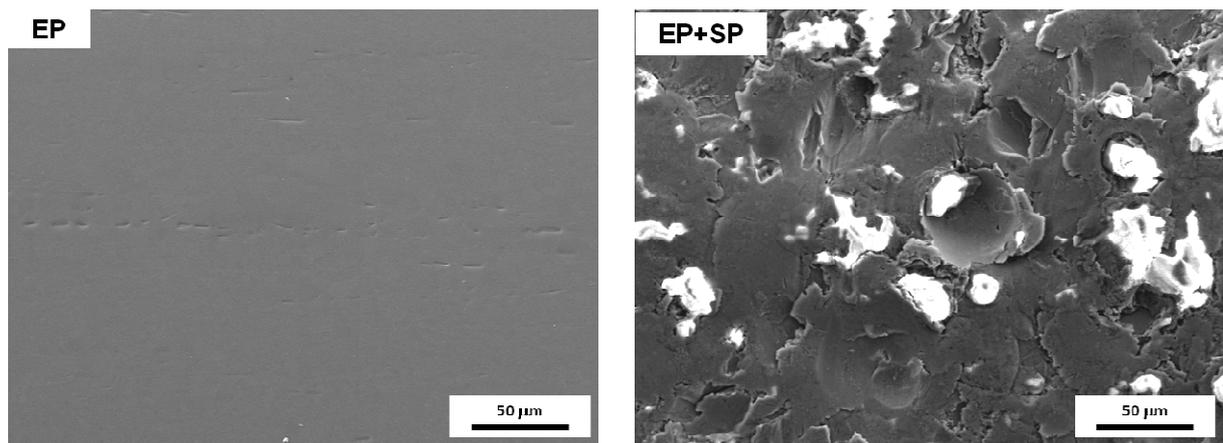


Abbildung 25: Einfluss der Strahlintensität auf die Rauheitswerte elektrolytisch polierter Proben (EP) der TNB-Legierungen (beide Legierungen im Duplexzustand)

Abbildung 25 stellt den Einfluss der Strahlintensität auf die Rauheitswerte elektrolytisch polierter Proben (EP) der untersuchten TNB-Legierungen dar. Es ist deutlich zu erkennen, dass mit zunehmender Strahlintensität die Oberflächenrauheit steigt. In Abbildung 26 sind die Aufnahmen von Probenoberflächen der TNB-V5-Legierung nach dem elektrolytischen Polieren (links) und nach dem Kugelstrahlen bei einer Almenintensität von 0,61 mmN (rechts) dargestellt. Der elektrolytisch polierte Zustand zeigt mit einem arithmetischen Mittelrauheitswert R_a von etwa 0,1 μm und einer maximalen Rauheitstiefe R_y von 1,2 μm eine sehr geringe Oberflächenrauheit und eine glatte Topographie ohne wesentliche Höhenunterschiede. Durch das Kugelstrahlen nimmt der Mittelrauheitswert R_a stark zu und liegt bei einer Strahlintensität von 0,61 mmN bei etwa 1,4 μm . Die maximale Rauheitstiefe R_y liegt bei einer Strahlintensität von 0,61 mmN zwischen 12 μm und 14 μm . Neben den deutlichen Partikeleinschlägen sind auf der kugelgestrahlten Oberfläche verbleibende Zirkonoxid-Partikel erkennbar (Abbildung 26).

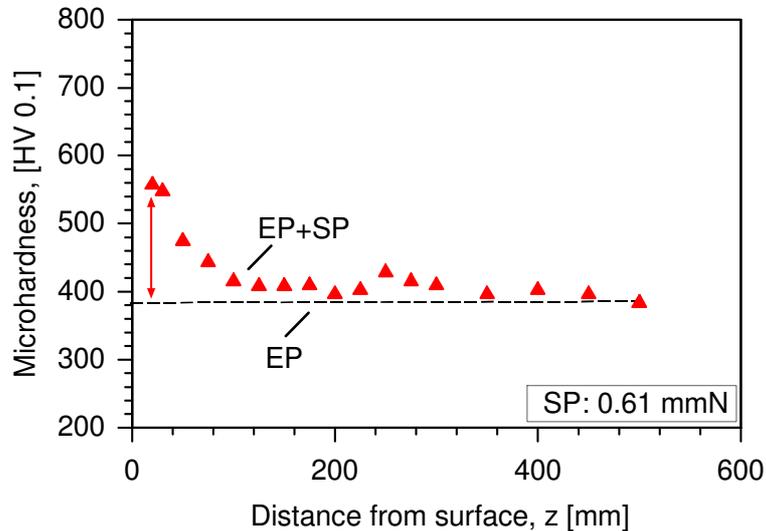


a) b)
Abbildung 26: Oberflächen der TNB-V5-Legierung a) nach dem elektrolytischen Polieren und b) nach dem Kugelstrahlen bei einer Almenintensität von 0,61 mmN (rechts). Abbildung mit Sekundärelektronen; die hellen Bereiche stellen Rückstände des Strahlmittels dar

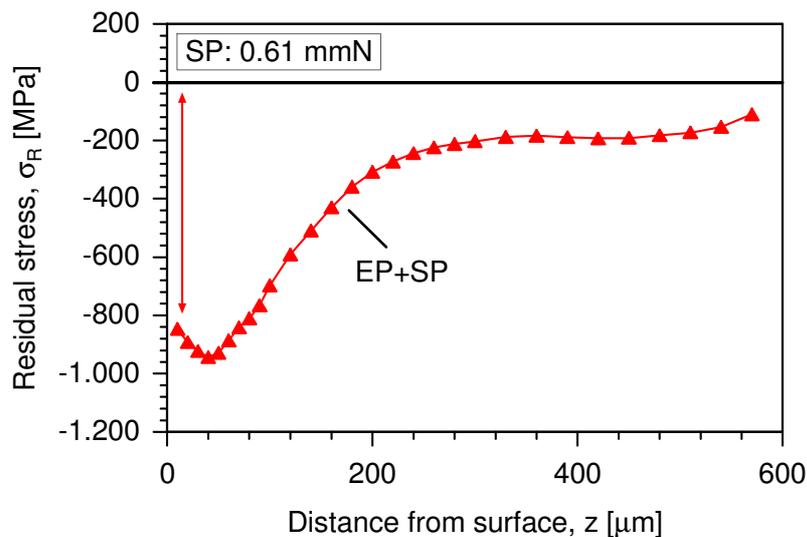
Entsprechend der ermittelten Abhängigkeiten wurden alle weiteren Kugelstrahlbehandlungen mit Strahlintensitäten, die im Sättigungsbereich liegen, durchgeführt (0,61 mmN).

Das Kugelstrahlen mit gewählter Strahlintensitäten führt zu einem deutlichen Anstieg der Härte in der plastisch verformten Randschicht. Die Härtesteigerung in der Randschicht und die Eindringtiefe der plastischen Verformung werden jeweils vom Widerstand gegenüber plastischer Verformung bestimmt. So beträgt die Härtesteigerung bei der Legierung TNB-V5 etwa 200 HV 0,1 (Abbildung 27a). Gleichzeitig beträgt die Eindringtiefe der plastischen Verformung etwa 100 μm , was im Vergleich zur γ -TAB-Legierung der zweiten Generation

deutlich geringer ist [84] und auf die hohe Dehngrenze der TNB-V5-Legierung zurückzuführen ist. Die Eigenspannungs-Tiefen-Profile zeigen erwartungsgemäß Druckeigenspannungen bis zu -1000 MPa in der verfestigten Randschicht (Abbildung 27b).



a)



b)

Abbildung 27: a) Härte- und b) Eigenspannungs-Tiefen-Profile der Legierung TNB-V5 nach dem Kugelstrahlen

Die durch Kugelstrahlen verursachten strukturellen Änderungen in TNB- Legierungen wurden in dieser Arbeit mit Hilfe von Rasterelektronenmikroskopie charakterisiert und sind in Abbildung 28 und Abbildung 29 zusammenfassend dargestellt. Typisch für beide Legierungen sind deutliche Verformungsgradienten, die durch mechanische Bearbeitung verursacht werden. Die stärkste Verformung ist dabei in unmittelbarem Probenrandbereich zu sehen (Abbildung 28a und Abbildung 29a). Zur Probenmitte werden die Verformungen

geringer (Abbildung 28b und Abbildung 29b). In einer Entfernung von etwa 100 μm vom Probenrand ist eine unverformte Ausgangsmikrostruktur zu sehen (Abbildung 28c und Abbildung 29c). Innerhalb des verformten Randschichtbereiches liegt eine hohe Defektdichte vor, die am starken Dehnungscontrast in den γ -Körnern zu erkennen ist. In der äußersten Randschicht kann zudem das Abknicken von Lamellen und ein teilweises Auflösen der Lamellenstruktur festgestellt werden.

Ein Vergleich von Mikrostrukturen der TNB-V2- und V5-Legierung zeigt, dass die V2-Legierung ein deutlich gröberes Gefüge mit einem höheren Anteil von lamellaren Bereichen besitzt. Die Körner enthalten eine hohe Dichte mechanischer Zwillinge und einzelne Lamellenkolonien sind stark gebogen. Die TNB-V5-Legierung besteht dagegen aus stark verformten globularen γ -Körnern mit einzelnen Lamellenkolonien.

Neueste TEM-Untersuchungen [85] der äußersten Oberflächenschicht nach mechanischer Bearbeitung haben gezeigt, dass die Korngröße dort meist kleiner ist als 20 nm und dass die Körner oftmals in eine amorphe Matrix eingebettet sind. Dabei sind die Körner meist extrem stark verformt, was durch eine hohe Versetzungs- und Zwillingsdichte belegt wird [5]. Abbildung 30 zeigt am Beispiel der TNB-V5 Legierung den Einfluss des Kugelstrahlens auf das Ermüdungsverhalten elektrolytisch polierter Proben. Man erkennt, dass das Kugelstrahlen zu einer deutlichen Verbesserung des Ermüdungsverhaltens gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand führt. So steigt die Wechselfestigkeit durch das Kugelstrahlen von 775 MPa auf 850 MPa. Die Lebensdauerverbesserung im Zeitfestigkeitsbereich beträgt etwa zwei Größenordnungen. Der positive Einfluss des Kugelstrahlens bei den untersuchten TiAl-Legierungen ist auf prozessinduzierte Randschichtverfestigungen zurückzuführen, die die negative Wirkung der Oberflächenrauheit überkompensieren.

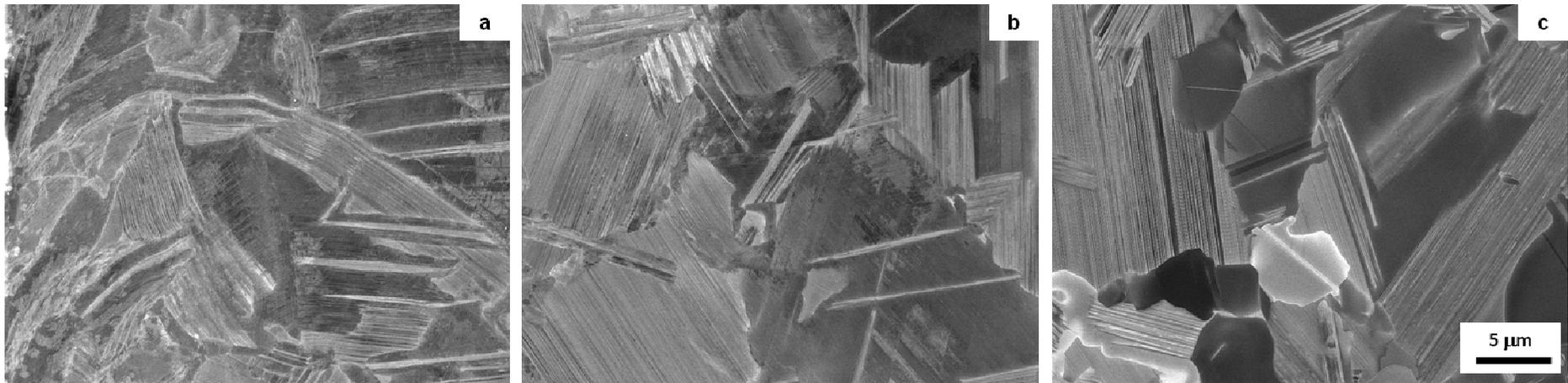


Abbildung 28: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der TNB-V2-Legierung (Duplexgefüge) nach dem Kugelstrahlen, EP+SP (SP: 0.61 mmN): a) direkter Randbereich (Rand links im Bild), b) 50 μm vom Rand entfernt, c) 100 μm vom Rand entfernt

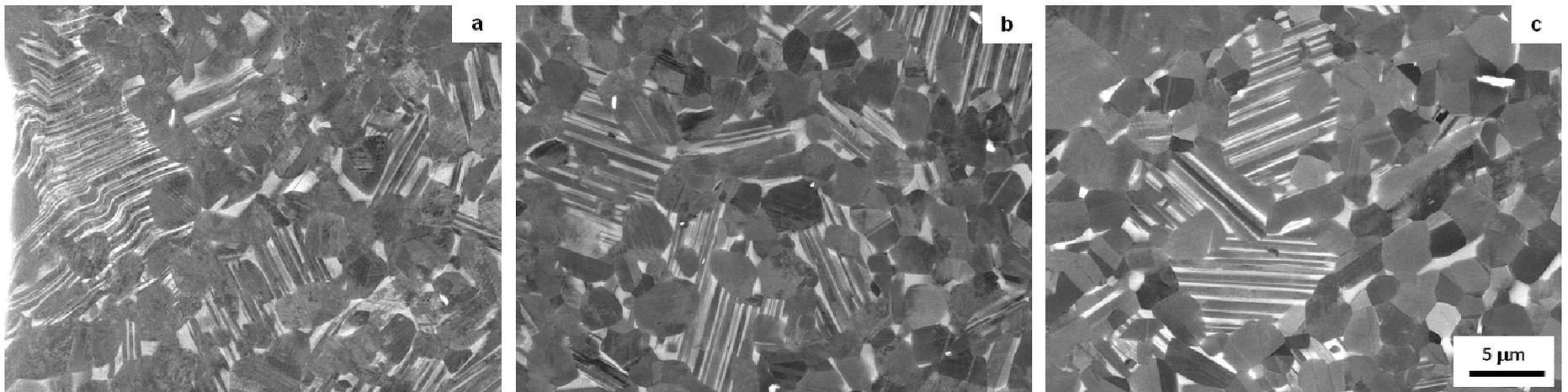


Abbildung 29: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der TNB-V5-Legierung nach dem Drehen und anschließendem Kugelstrahlen, T+SP (SP: 0.61 mmN): a) direkter Randbereich (Rand links im Bild), b) 50 μm vom Rand entfernt, c) 100 μm vom Rand entfernt

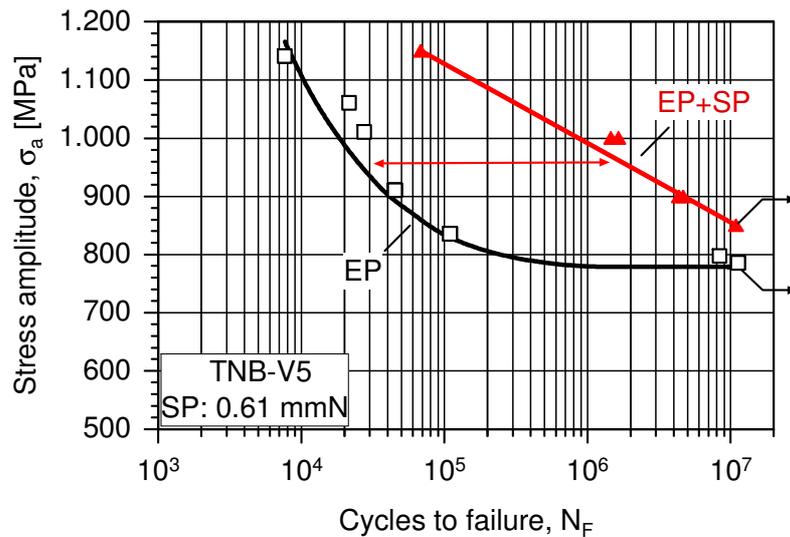


Abbildung 30: Ermüdungsverhalten (Umlaufbiegebelastung, $R = -1$, $f = 60 \text{ s}^{-1}$, $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$) verschiedener Oberflächenzustände der Legierung TNB-V5. Kugelstrahlen im Vergleich zum elektrolytisch polierten Zustand

In der Literatur [61, 86, 87] wird darauf hingewiesen, dass durch mechanische Bearbeitung in TiAl-Legierungen hohe Druckeigenstressungen entstehen, so dass es sinnvoll erschien, den Einfluss der Drehbearbeitung auf das Ermüdungsverhalten zu berücksichtigen.

Deswegen wurden in der vorliegenden Arbeit die mechanischen Oberflächenbehandlungen sowohl an elektrolytisch polierten als auch an gedrehten Proben der untersuchten TNB-Legierungen durchgeführt.

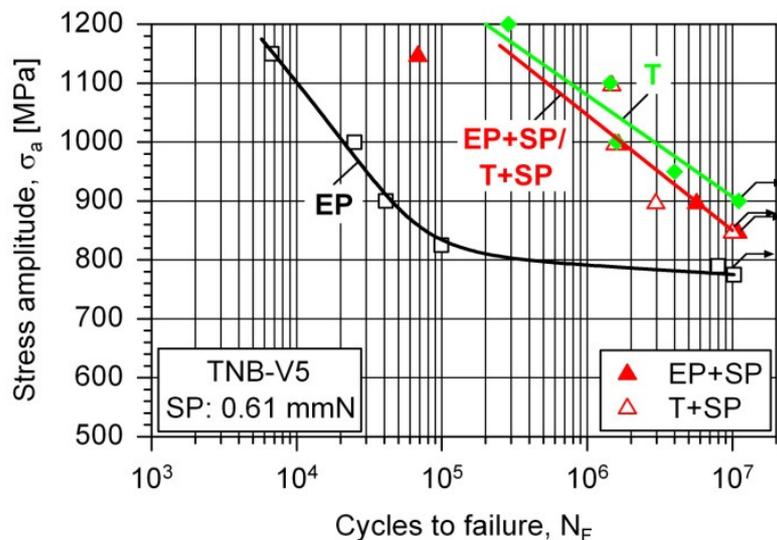
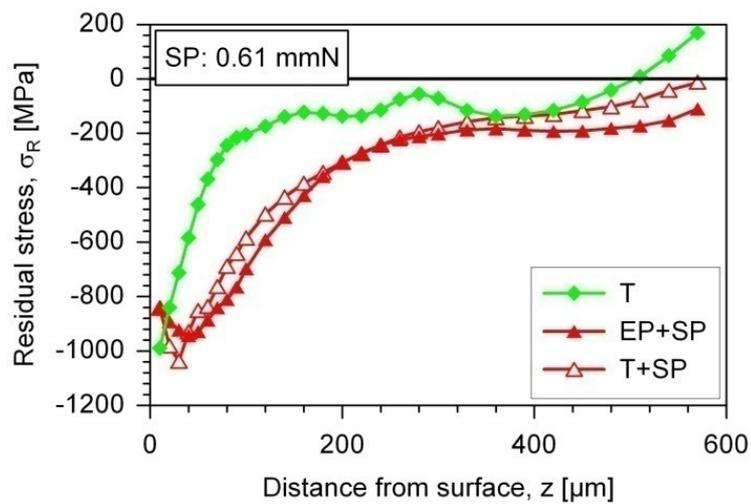
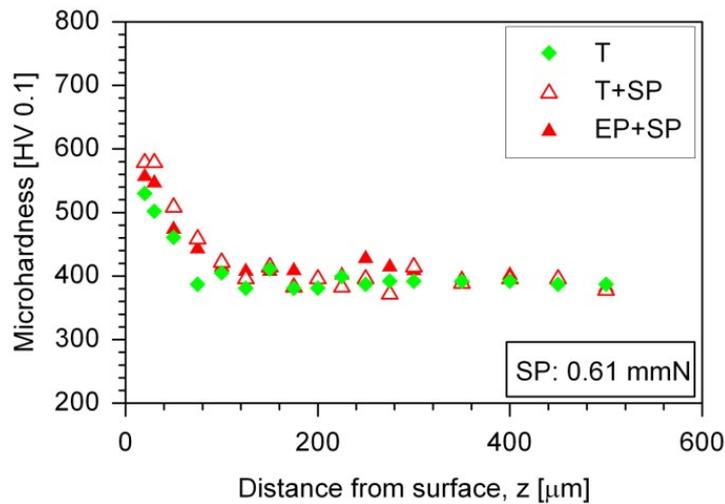


Abbildung 31: Ermüdungsverhalten (Umlaufbiegebelastung, $R = -1$, $f = 60 \text{ s}^{-1}$, $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$) verschiedener Oberflächenzustände der Legierung TNB-V5. Kugelstrahlen im Vergleich zum Drehen und zum elektrolytisch polierten Zustand

Entgegen den Erwartungen führt eine mechanische Bearbeitung durch Drehen zu ähnlichen Verbesserungen des Ermüdungsverhaltens wie das Kugelstrahlen (Abbildung 31), verursacht durch ähnliche Druckeigenspannungsverläufe (Abbildung 32a) und den Mikrohärteanstieg (Abbildung 32b) in der Probenrandschicht. Die durch das Drehen und Kugelstrahlen induzierten Druckeigenspannungen bleiben offensichtlich zyklisch stabil, da die Rissbildung jeweils unter der Oberfläche auftritt (Abbildung 33). Die Verbesserung des Ermüdungsverhaltens nach dem Kugelstrahlen und Drehen im Vergleich zum elektrolytisch polierten Zustand korreliert somit eng mit den erzeugten hohen Druckeigenspannungen und der Verfestigung in der Randschicht.



a)



b)

Abbildung 32: a) Eigenspannungs- und b) Härte-Tiefen-Profile verschiedener Oberflächenzustände der Legierung TNB-V5 nach dem Kugelstrahlen (SP) im Vergleich zum Drehen (T)

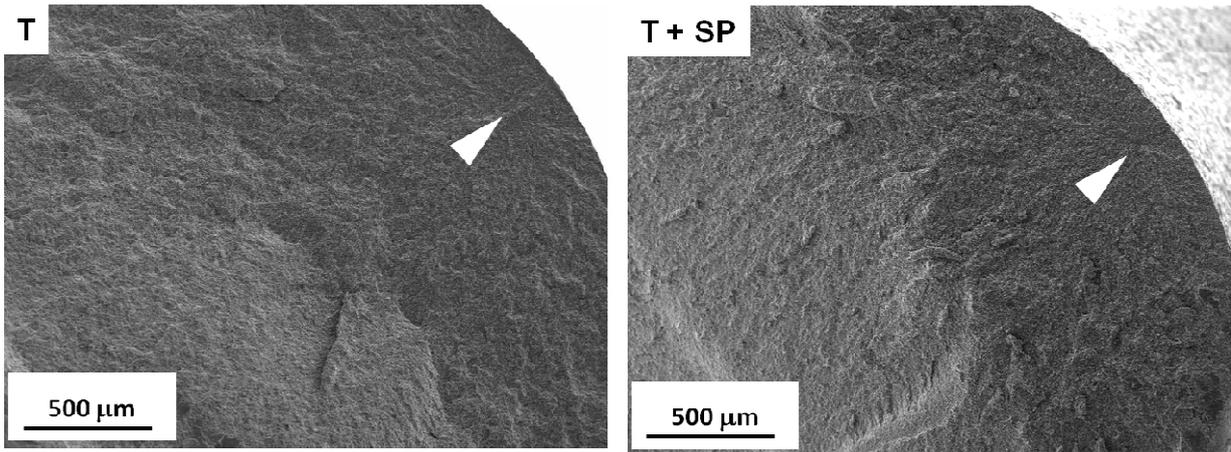


Abbildung 33: Ermüdungsbruchfläche der Legierung TNB-V5 im gedrehten Zustand (T) und gedrehten und kugelgestrahlten Zustand (T+SP)

6.2.2 Festwalzen

Ein Vorteil des Festwalzens im Vergleich zum Kugelstrahlen ist eine deutlich bessere Oberflächengüte, ausgedrückt durch niedrige Oberflächenrauheit. Beim Festwalzen können zudem höhere und tiefer reichende plastische Verformungen erzeugt werden [3, 68, 70, 88, 89]. In Abbildung 34 ist der Einfluss der Festwalzkraft auf die Rauheit einer gedrehten Oberfläche am Beispiel der TNB-V5-Legierung dargestellt. Es zeigt sich, dass die Rauheitswerte R_a und R_y nach dem Festwalzen mit den Rauheitswerten nach dem elektrolytischen Polieren vergleichbar sind und deutlich unterhalb der Rauheitswerte nach dem Kugelstrahlen liegen.

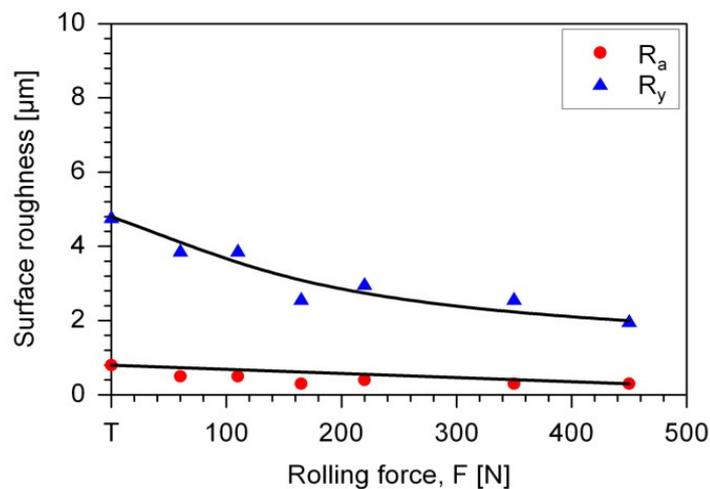


Abbildung 34: Einfluss der Festwalzkraft auf die Rauheitswerte gedrehter Proben (T) der Legierung TNB-V5

Bei der Untersuchung einer geeigneten Festwalzkraft für das Festwalzen der TNB-V5-Legierung wurde entgegen den Erwartungen festgestellt, dass das Festwalzen elektrolytisch polierter Proben zu keiner Verbesserung der Lebensdauer führt (Abbildung 35, Zustände EP+RB). Auch die Lebensdauer gedrehter Proben steigt durch das Festwalzen nur geringfügig an (Abbildung 35, T+RB). Bei Festwalzkraften größer 450 N wurde unabhängig vom Ausgangszustand (gedreht oder elektrolytisch poliert) ein Versagen der Proben beim Festwalzen festgestellt.

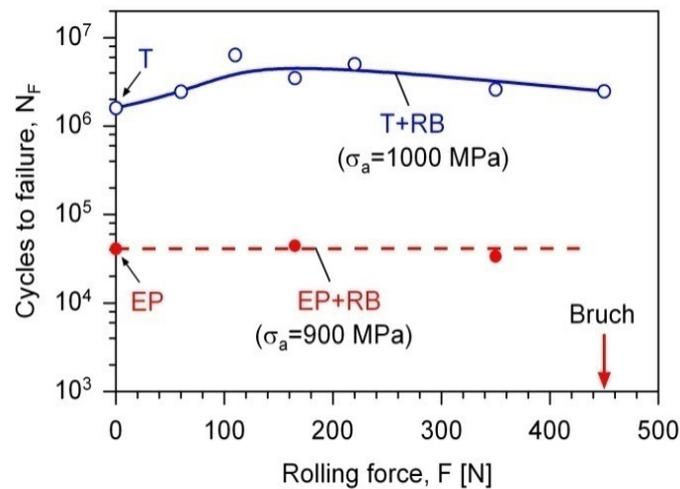
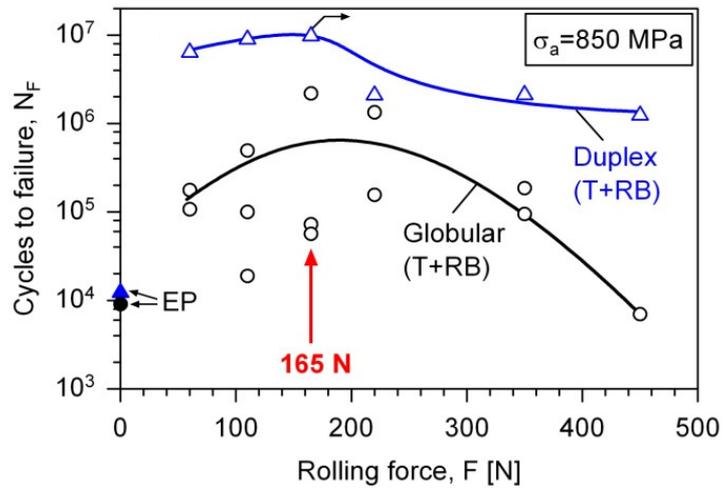


Abbildung 35: Ermüdungslebensdauer ungekerbter Proben der Legierung TNB-V5 in Abhängigkeit von der Festwalzkraft (Umlaufbiegung, $f = 60 \text{ s}^{-1}$, $T = 25 \text{ °C}$); Vergleich unterschiedlicher Ausgangszustände für das Festwalzen (EP+RB: elektrolytisch poliert + festgewalzt, T+RB: gedreht + festgewalzt)

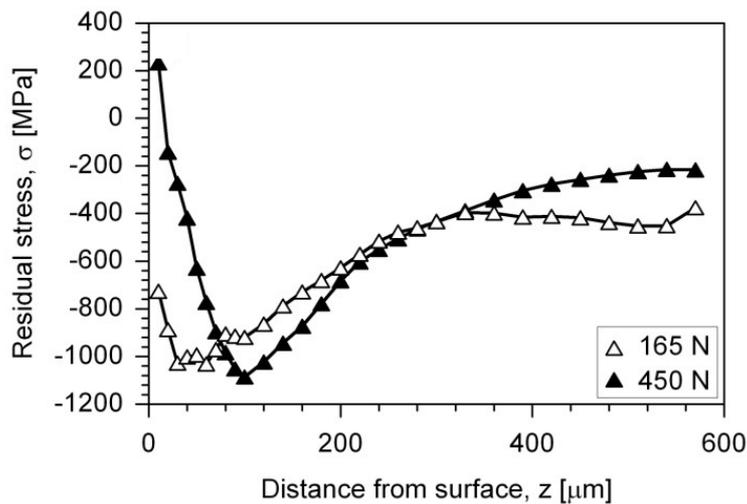
Das Festwalzen gedrehter Proben der Legierung TNB-V2 zeigte ähnliche Ergebnisse zum Einfluss der Festwalzkraft auf die Ermüdungslebensdauer im Vergleich zur TNB-V5-Legierung (Abbildung 36a). Die Lebensdauerverbesserungen bleiben bis zu einem Festwalzdruck von etwa 165 N erhalten und verringern sich um etwa zwei Größenordnungen bei Festwalzdrücken höher als 165 N. Ursache für die geringeren Lebensdauerverbesserungen bei höheren Festwalzdrücken sind abnehmende Druckeigenspannungen bzw. Zug-eigenspannungen an der Oberfläche (Abbildung 36b). Ausgehend von Untersuchungen zur Optimierung der Festwalzkraft wurde im Rahmen dieser Arbeit für weitere Ermüdungsversuche eine für die Lebensdauer optimale Festwalzkraft von 165 N gewählt.

In Abbildung 37 ist der Einfluss des Festwalzens auf das Ermüdungsverhalten der Legierung TNB-V5 dargestellt. Es zeigt sich übereinstimmend mit den Vorversuchen zur Ermittlung einer geeigneten Festwalzkraft, dass das Festwalzen elektrolytisch polierter Proben zu keiner Verbesserung gegenüber dem elektrolytisch polierten Referenzzustand führt. Ebenso führt

auch das Festwalzen gedrehter Proben zu keiner weiteren Verbesserung des Ermüdungsverhaltens gegenüber dem gedrehten Zustand.



a)



b)

Abbildung 36: a) Ermüdungslebensdauer ungekerbter Proben der Legierung TNB-V2 in Abhängigkeit von der Festwalzkraft (Umlaufbiegung, $f = 60 \text{ s}^{-1}$, $T = 25 \text{ °C}$); Vergleich der Mikrostrukturen (Duplexgefüge bzw. globulares Gefüge), b) Eigenspannungs-Tiefen-Profile in Abhängigkeit von der Festwalzkraft (TNB-V2, Duplexgefüge)

Vergleicht man die Ermüdungsrisssbildungsorte verschiedener Oberflächenzustände miteinander (Abbildung 38), so wird deutlich, dass die Risssbildung bei den Zuständen T beziehungsweise T+RB, deren Wechselfestigkeit deutlich oberhalb der des EP-Zustandes liegt, unter der Oberfläche einsetzt. Im Gegensatz dazu findet die Ermüdungsrisssbildung beim Zustand EP+RB an der Oberfläche statt. Diese Ergebnisse führen zum Schluss, dass sich bei den Zuständen T und T+RB stabile Druckeigenspannungen bilden. Bei dem Zustand EP+RB

sind entweder keine Druckeigenspannungen vorhanden oder diese Eigenspannungen sind nicht zyklisch stabil.

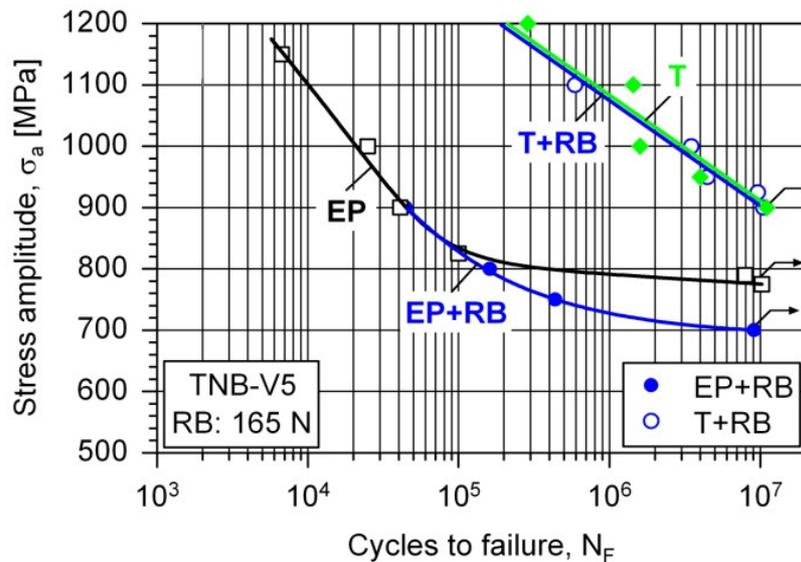


Abbildung 37: Ermüdungsverhalten verschiedener Oberflächenzustände der Legierung TNB-V5, Umlaufbiegebelastung, $R = -1$, $f = 60 \text{ s}^{-1}$, $T = 25 \text{ °C}$. Festwalzen im Vergleich zum Drehen und zum elektrolytisch polierten Zustand

Die mittels Bohrlochmethode ermittelten Eigenspannungen zeigten, dass die oberflächennahen Druckeigenspannungen aller drei Zustände ähnlich sind und im Bereich zwischen -800 und -1000 MPa liegen (Abbildung 39a).

Im Gegensatz zu den Eigenspannungen unterscheiden sich die oberflächennahen Mikrohärtungen der verschiedenen Oberflächenzustände deutlich. So betragen die maximalen Mikrohärtewerte im oberflächennahen Bereich beim Zustand EP+RB etwa 400 HV 0.1, während die Mikrohärtewerte bei Zuständen T bzw. T+RB im Bereich von 500 bis 530 HV 0.1 liegen. Die Härte-Tiefen-Profile der Zustände T und T+RB, deren Wöhlerlinien nahezu identisch sind (Abbildung 39b), sind sehr ähnlich.

Die Mikrohärtewerte können erheblich von den Eigenspannungen beeinflusst werden. Deswegen wurde der oberflächennahe Verfestigungszustand der verschiedenen festgewalzten Oberflächen mit der röntgenografischen Bestimmung der Halbwertsbreite der (202)-Interferenz der γ -Phase an der Probenoberfläche charakterisiert. Die ermittelten Werte sind in der Tabelle 3 aufgelistet. Es ist deutlich erkennbar, dass die Halbwertsbreiten der Zustände EP und T ebenso wie die Mikrohärtewerte durch das Festwalzen kaum beeinflusst werden. Das bedeutet, dass das Festwalzen nicht zur Verfestigung direkt an der Oberfläche beiträgt,

was auf eine vergleichsweise hohe Streckgrenze ($R_{p0,2}$) der untersuchten Legierung zurückzuführen ist [69].

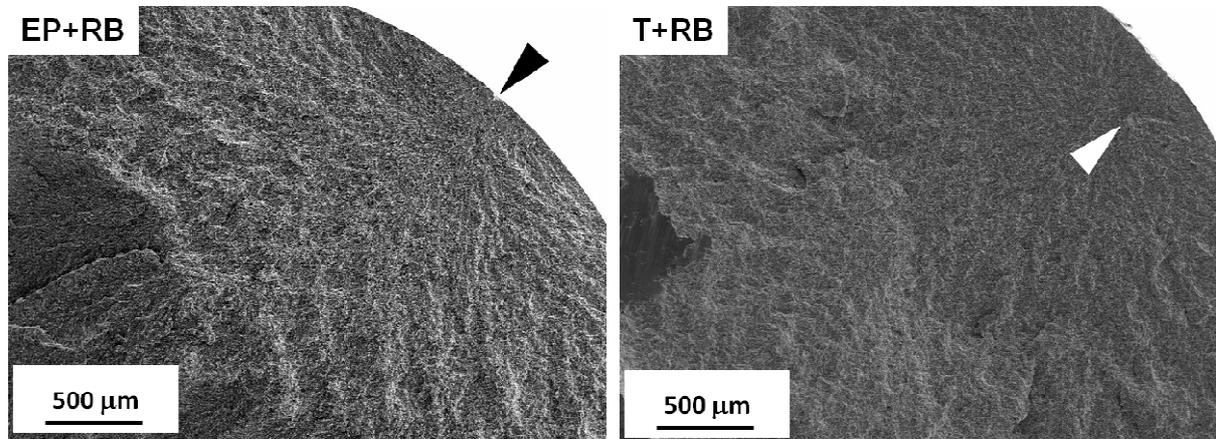


Abbildung 38: Ermüdungsbruchflächen der TNB-V5-Legierung nach dem Festwalzen. EP+RB: elektrolytisch poliert + festgewalzt; T+RB: gedreht + festgewalzt

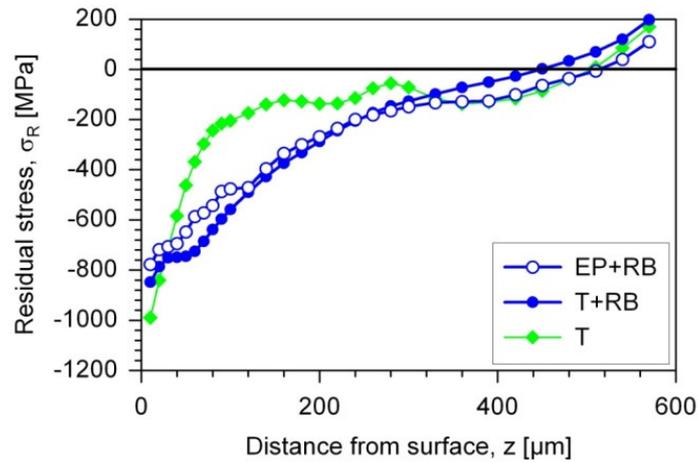
Der Vergleich von Mikrostrukturen der TNB-V5-Legierung im Zustand EP+RB und T+RB ist in Abbildung 40 dargestellt. Nach dem Festwalzen elektrolytisch polierter Proben können mittels REM keine mikrostrukturellen Veränderungen nachgewiesen werden. Nach dem Festwalzen gedrehter Proben treten in der äußersten Randschicht das Abknicken von Lamellen sowie ein starker Dehnungskontrast in γ -Körnern auf, was einer deutlich größeren Verformung entspricht.

Der direkt an der Oberfläche vorliegende Verfestigungszustand hat entscheidenden Einfluss auf die zyklische Stabilität der Druckeigenspannungen und damit auf das Ermüdungsverhalten nach der Randschichtverfestigung.

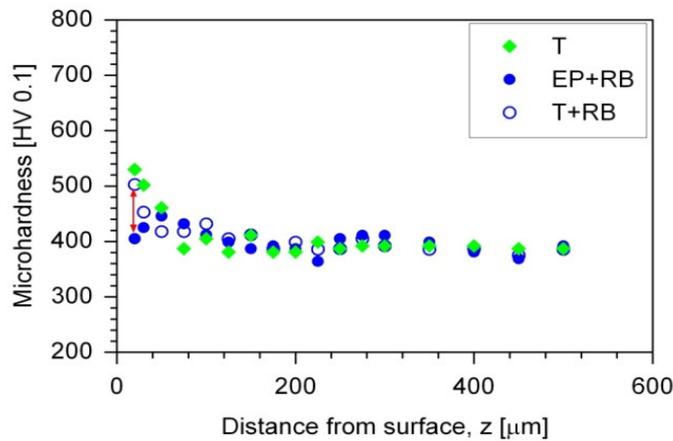
So unterscheiden sich die Druckeigenspannungen der Zustände EP+RB und T+RB kaum voneinander (Abbildung 39a), bleiben aber beim Zustand T+RB offensichtlich zyklisch stabil und führen zur Rissbildung unter der Oberfläche (Abbildung 38). Die festwalzinduzierten Druckeigenspannungen des Zustandes EP+RB bleiben vermutlich zyklisch nicht stabil. Zur Prüfung dieser Annahme wurden die festgewalzten Proben der Zustände EP+RB und T+RB jeweils 5000 Zyklen bei einer Spannungsamplitude von 800 MPa im Umlaufbiegeversuch getestet und danach entlastet.

Anschließend wurden die oberflächennahen Eigenspannungen mit der Bohrlochmethode gemessen und mit den jeweiligen Eigenspannungs-Tiefen-Profilen vor der zyklischen Belastung verglichen. In Abbildung 41 sind die Ergebnisse der Versuche dargestellt.

Es wurde festgestellt, dass sich die Druckeigenstressungen des Zustandes T+RB (Abbildung 41b) durch die zyklische Belastung nicht verändert haben, während die Druckeigenstressungen des Zustandes EP+RB durch die gleiche zyklische Belastung deutlich reduziert wurden (Abbildung 41a). So verringern sich die Oberflächen-Druckeigenstressungen innerhalb von 5000 Zyklen von etwa - 800 MPa auf etwa - 350 MPa.



a)



b)

Abbildung 39: a) Eigenspannungs- und b) Härte-Tiefen-Profile verschiedener Oberflächenzustände der Legierung TNB-V5 nach dem Festwalzen (RB) im Vergleich zum Drehen (T)

Tabelle 3: Halbwertsbreiten der TNB-V5-Legierung für unterschiedliche Oberflächenzustände

Oberflächenzustand	Halbwertsbreite, 20 {202}γ
EP	0,7015
EP+RB	0,7494
T	1,1955
T+RB	1,1609

Die vorliegenden Ergebnisse zeigen, dass die Ermüdungsfestigkeit ungekerbter Proben der Legierung TNB-V5 durch das Festwalzen nicht verbessert werden kann. Grund dafür ist unzureichende Verfestigung der Randschicht, die dazu führt, dass die induzierten Druckeigenspannungen nicht zyklisch stabil sind. Diese Ergebnisse unterscheiden sich von der weitverbreiteten Vorstellung, dass durch das Festwalzen erhebliche Verbesserungen der Dauerfestigkeit von unterschiedlichen Werkstoffen bei Raumtemperatur erreicht werden können [70, 90, 91]. Eine mögliche Erklärung für diese Vorstellung kann sein, dass als Ausgangszustand für Untersuchungen zum Festwalzen oft eine Oberfläche nach der spanenden Bearbeitung, zum Beispiel durch das Drehen, verwendet wurde. Als Folge wurde die Verbesserung des Ermüdungsverhaltens auf das Festwalzen allein zurückgeführt, obwohl tatsächlich die Kombination von Drehen und Festwalzen zur Lebensdauerverbesserung beiträgt. Diese Schlussfolgerung erfordert weitere Untersuchungen an verschiedenen Werkstoffen, unter anderem an Stahl, Titan- und Magnesiumlegierungen.

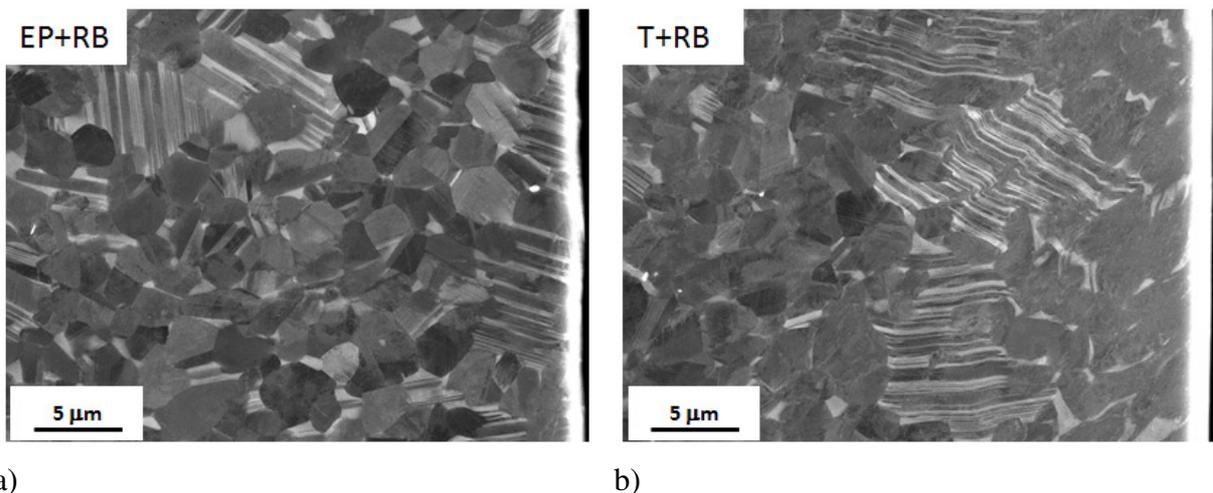
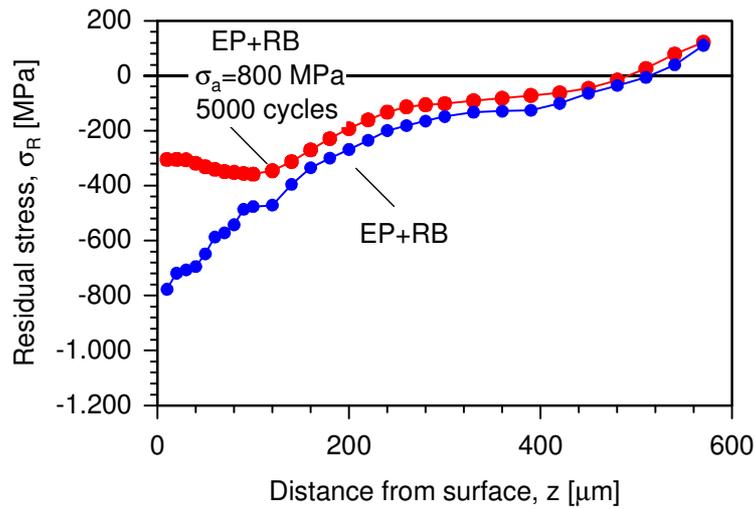
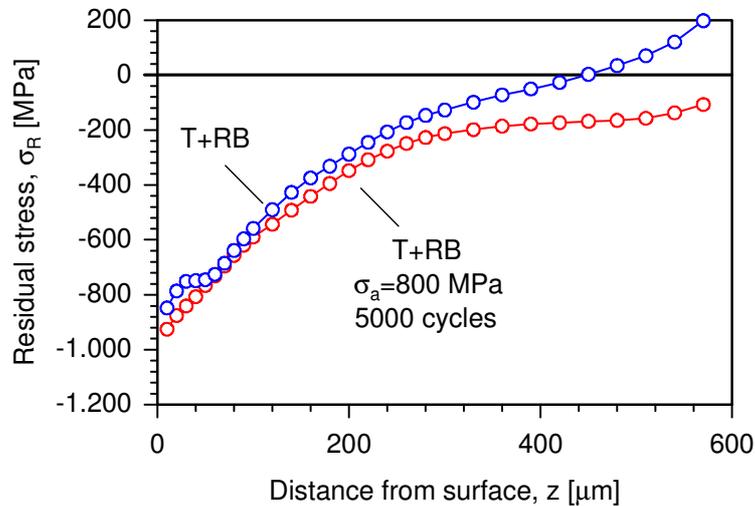


Abbildung 40: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der TNB-V5-Legierung a) nach dem elektrolytischen Polieren und b) nach dem Drehen mit anschließendem Festwalzen, direkter Randbereich (Rand rechts in Bildern)



a)



b)

Abbildung 41: Zyklischer Eigenspannungsabbau von festgewalzten Proben der TMB-V5-Legierung nach 5000 Zyklen bei 800 MPa im a) elektrolytisch polierten Zustand und b) im gedrehten Zustand

6.2.3 Spanende Bearbeitung

Wie im Punkt 6.2.1 bereits beschrieben wurde, führt eine spanende Bearbeitung durch das Drehen zur deutlichen Oberflächenverfestigung und somit zur Ermüdungsfestigkeits-erhöhung, die mit der nach dem Kugelstrahlen vergleichbar ist. Im Rahmen dieses Abschnitts wurde die Tiefenwirkung der beim Drehen induzierten Verfestigung durch Einstellung definierter Abtragstiefen untersucht. Weiterhin ist das Schleifen als anderes mechanisches Bearbeitungsverfahren untersucht worden. Dazu wurde zuerst ein elektrolytisch polierter Zustand eingestellt und anschließend mit definierten Parametern geschliffen.

Abbildung 42 zeigt anhand von Wöhler-Kurven, wie die unterschiedlichen Oberflächenbehandlungen die Lebensdauer der TNB-V5-Legierung beeinflussen. Das Verhalten von Zuständen T und T+EP (100 μm) wurde bereits in früheren Kapiteln ausführlich diskutiert. Der Zustand T+EP (50 μm) weist eine mittlere Lebensdauer zwischen den Wöhler-Linien der Zustände T und T+EP (100 μm) auf, was aufgrund der Verringerung der Mikrohärt- und Eigenspannungswerte zu erwarten ist (Abbildung 43).

Tabelle 4 stellt die untersuchten Oberflächenzustände dar.

Tabelle 4: Oberflächenzustände der TNB-V5-Legierung

Oberflächenzustand	Beschreibung
Gedreht (T)	PKD beschichtetes Werkzeug, Meißelradius 0,4 mm, Vorschub 0,1 mm, Spindeldrehzahl 2500 min^{-1}
Gedreht und elektrolytisch poliert I (T+EP (100 μm))	Abtrag etwa 100 μm (Referenzzustand)
Gedreht und elektrolytisch poliert I (T+EP (50 μm))	Abtrag weniger als 50 μm
Gedreht, elektrolytisch poliert und geschliffen (T+EP (100 μm) +G)	SiC-Papier Körnung 240 (Korngröße 60 μm), Wasserabkühlung, Rotationsgeschwindigkeit 20 s^{-1} , 1 min

Das Schleifen (T+EP (100 μm) +G) führt zur geringfügigen Erhöhung der Dauerfestigkeit im Vergleich zum elektrolytisch polierten Zustand (T+EP (100 μm)). Der Effekt des Schleifens auf die Lebensdauer ist bei der hochfesten TNB-V5-Legierung deutlich geringer als bei der γ -TAB-Legierung [58], führt aber nicht zu Verschlechterung des Ermüdungsverhaltens, wie es bei der pulvermetallurgisch hergestellten Legierung Ti-48Al-2Cr-2Nb in [92] gezeigt wurde. Die Eigenspannungs- und Härte-Tiefen-Profile für den Zustand EP+G und T für TNB-V5-Legierungen sind der Abbildung 43 zu entnehmen. Die roten Linien zeigen die Abträge beim elektrolytischen Polieren und die verbleibenden Druckeigenspannungen bzw. die Mikrohärt im Randbereich. Es ist zu erkennen, dass das Schleifen deutliche Druckeigenspannungen verursacht (was auch in der Literatur bereits nachgewiesen wurde [60]), aber nicht zum messbaren Anstieg der Mikrohärt führt. Die Tiefenwirkung dieser Druckeigenspannungen ist deutlich geringer als nach dem Drehen und konnte somit nur röntgenographisch gemessen werden (Punkt 5.6). Die anschließenden Halbwertsbreitenmessungen (Tabelle 5) zeigten, dass sich die Versetzungsdichte nach dem Schleifen erhöht. Obwohl das Schleifen zur Änderung der Randeigenschaften der untersuchten Legierung führt, sind diese Änderungen nicht

ausreichend, um den Rissbildungsort unter der Oberfläche zu verschieben (Abbildung 38) und die Lebensdauer deutlich zu verbessern.

Die oben beschriebenen Ergebnisse zeigen, dass sich nach dem Drehen mit den genannten Drehparametern eine Randschicht von etwa 100 μm bildet, die deutliche Druckeigenspannungen bis -1000 MPa und einen Mikrohärteanstieg um etwa 130 HV 0,1 aufweist. Für einen Referenzzustand müssen deswegen mindestens 100 μm von der Randschicht bzw. 200 μm vom Durchmesser abgetragen werden, um die nach der spanenden Bearbeitung induzierten Randschichtveränderungen zu beseitigen.

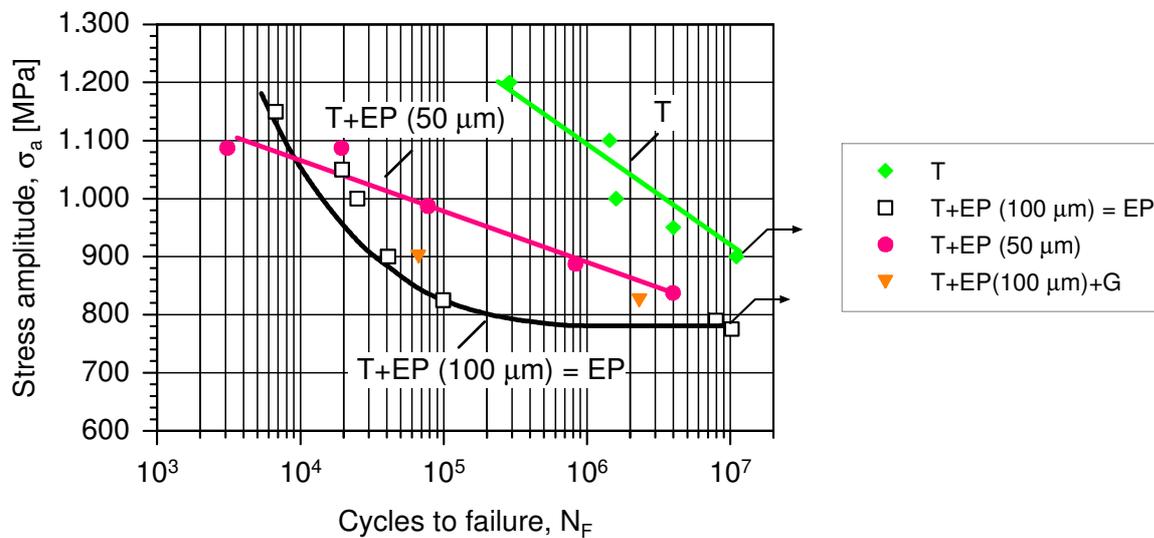
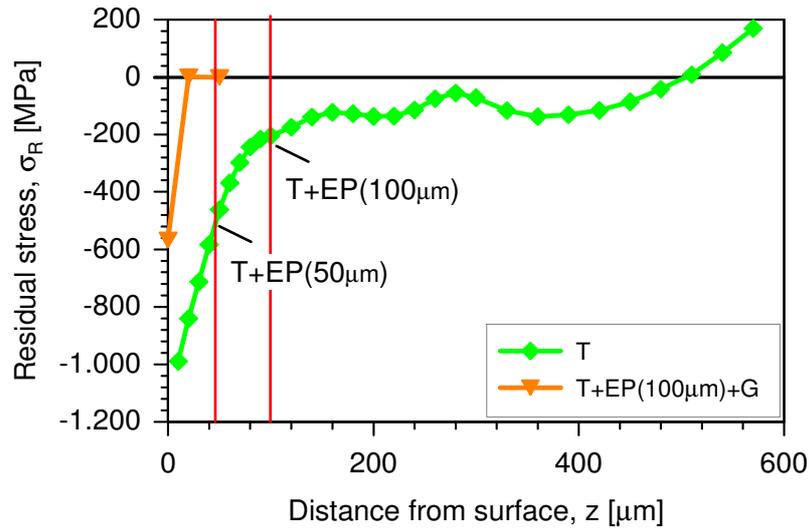


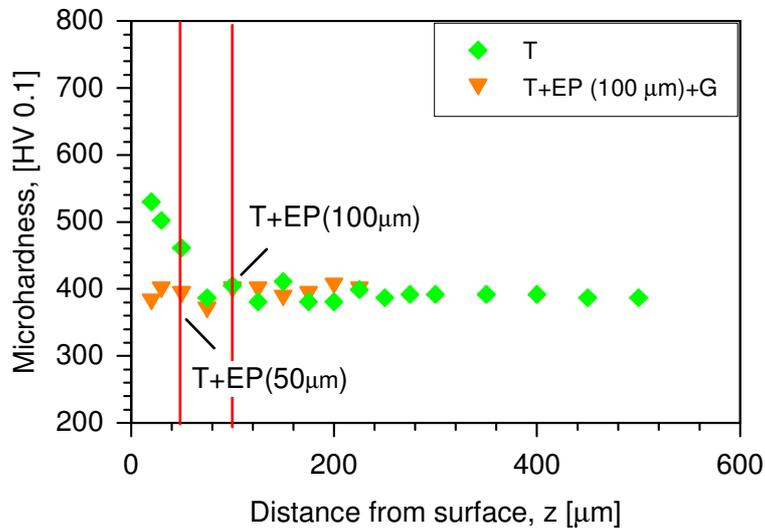
Abbildung 42: Ermüdungsverhalten (Umlaufbiegebelastung, $R = -1$, $f = 60 \text{ s}^{-1}$, $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$) verschiedener Oberflächenzustände der Legierung TNB-V5. Einfluss des Schleifens und des Abtrags beim elektrolytischen Polieren im Vergleich zum Drehen und zum elektrolytisch polierten Zustand

Über die Induzierung hoher Druckeigenspannungen in TiAl-Legierungen durch mechanische Bearbeitung wurde bereits in [86, 87, 93, 94] berichtet. Die Höhe und Eindringtiefe der durch mechanische Bearbeitung induzierten Druckeigenspannungen ist dabei ebenso wie bei den eigenen Untersuchungen mit der nach dem Kugelstrahlen vergleichbar. Die Oberflächenverfestigung durch mechanische Bearbeitung und die entsprechende Auswirkung auf das RT-Ermüdungsverhalten sind für TiAl-Legierungen entsprechend eigener Untersuchungen jedoch außergewöhnlich groß im Vergleich zu konventionellen Titanlegierungen [58, 95]. Die positive Wirkung von Randschichtverfestigung und Druckeigenspannungen durch mechanische Bearbeitung von TiAl auf das Ermüdungsverhalten überwiegt dabei deutlich gegenüber dem negativen Einfluss der Oberflächenschädigung. Da jedoch der Oberflächenverfestigungszustand nach spanender Bearbeitung je nach Verfahren und Werkzeugzustand

sehr stark variieren kann [60, 96], ist der positive Effekt einer spanenden Bearbeitung auf das Festigkeitsverhalten bei der Bauteilauslegung nur begrenzt anwendbar. Der Abtrag beim elektrolytischen Polieren der gedrehten Proben kann als weiterer kritischer Einflussfaktor für die Ermüdungslebensdauer identifiziert werden, da die Dauerfestigkeit erheblich von der Höhe der vorliegenden Druckeigenstressungen und Verfestigung abhängig ist.



a)



b)

Abbildung 43: a) Eigenspannungs- und b) Härte-Tiefen-Profile verschiedener Oberflächenzustände der Legierung TNB-V5 nach dem elektrolytischen Polieren und Schleifen

Tabelle 5: Änderung der Halbwertsbreite der TNB-V5 Legierung nach dem Schleifen im Vergleich zum elektrolytisch polierten Zustand

Legierung	Oberflächenzustand	Halbwertsbreite, $2\theta \{202\}^\circ$
TNB-V5	EP	0,3125
	EP+G	0,7604

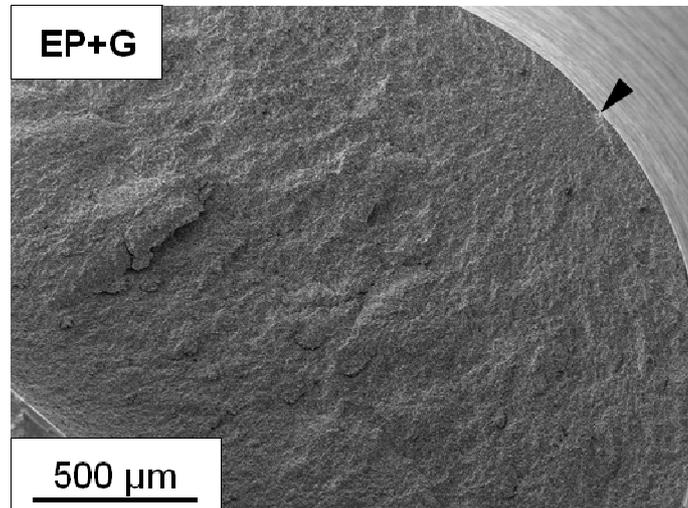
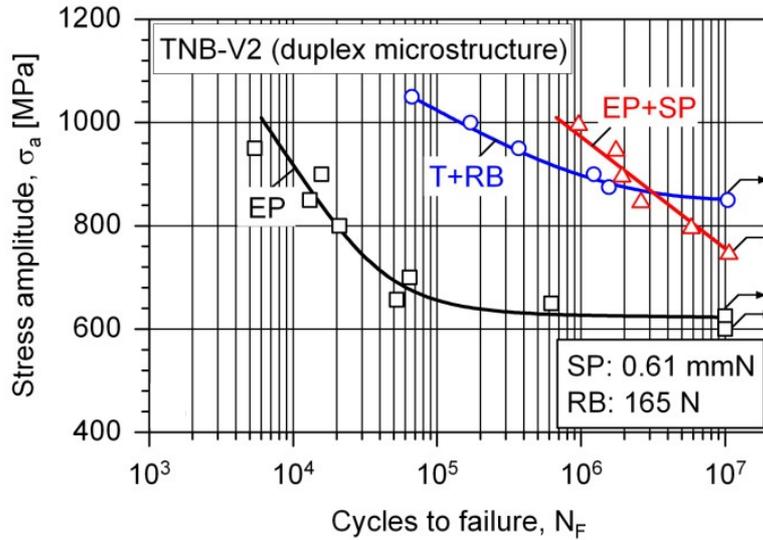


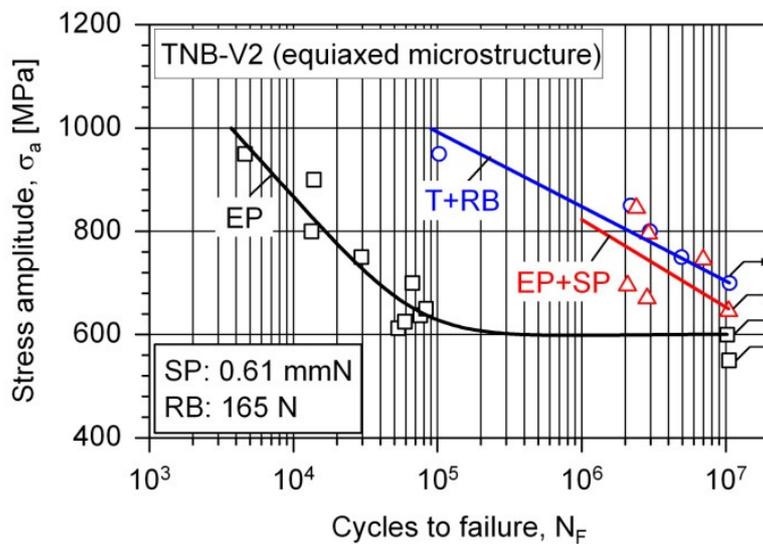
Abbildung 44: Ermüdungsbruchfläche des elektrolytisch polierten und geschliffenen Oberflächenzustandes der Legierung TNB-V5

6.2.4 Vergleich der Effekte der Oberflächenverfestigung für die Legierungen TNB-V2 und TNB-V5

Beim Vergleich der Auswirkungen von Oberflächenverfestigungen auf das Ermüdungsverhalten der Legierungen TNB-V5 und TNB-V2 zeigte sich, dass bei der Einstellung gleicher Bearbeitungsparameter beim Drehen sowie gleicher Verfahrensparameter beim Kugelstrahlen und Festwalzen ähnliche Ergebnisse erreicht werden (Abbildung 45). Eine maximale Zunahme der Wechselfestigkeit im Vergleich zum elektrolytisch polierten Referenzzustand wird jeweils für den gedrehten und anschließend festgewalzten Zustand erreicht (Zustand T+RB), wobei die größte Steigerung von etwa 36 % beim Duplexgefüge der TNB-V2-Legierung vorliegt. Eine geringere Wechselfestigkeitszunahme von etwa 16 % ist bei der Legierung TNB-V5 auf die höhere Streckgrenze und den höheren Widerstand gegenüber plastischer Verformung zurückzuführen. Der geringste Einfluss der mechanischen Oberflächenbehandlung auf die Wechselfestigkeit konnte für globulares Gefüge bei der Legierung TNB-V2 festgestellt werden und liegt bei etwa 8 % (Abbildung 45b). Bei vergleichbaren Dehngrenzen der beiden Mikrostrukturzustände ist dieses Verhalten beim globularen Gefüge auf ein geringeres Verfestigungsvermögen zurückzuführen.



a)



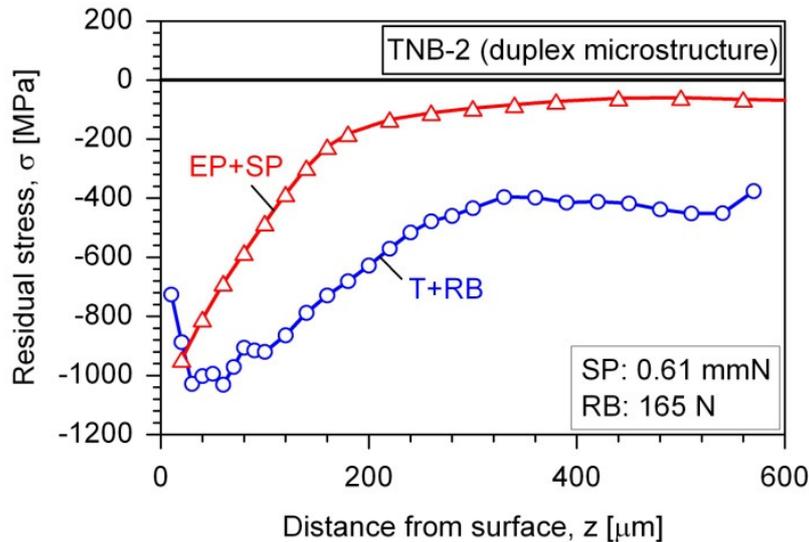
b)

Abbildung 45: Ermüdungsverhalten der TNB-V2-Legierung, Umlaufbiegebelastung, $R = -1$, $f = 60 \text{ s}^{-1}$, RT.
a) Duplexmikrostruktur, b) globulare Mikrostruktur

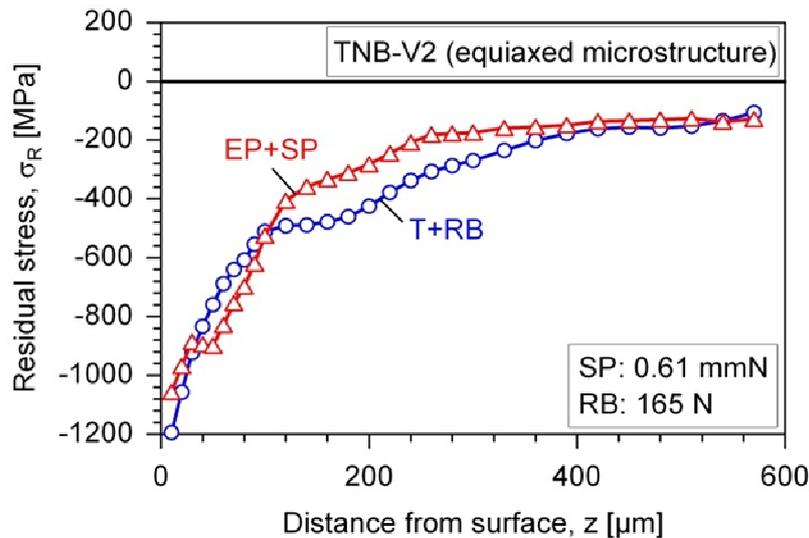
Bei der TNB-V2-Legierung mit Duplexmikrostruktur werden im gedrehten und anschließend festgewalzten Zustand höhere Wechselfestigkeiten erreicht als im kugelgestrahlten Zustand. Dieses Verhalten resultiert aus größeren Tiefen der plastischen Verformung beim Drehen mit anschließendem Festwalzen (Abbildung 46).

Eine im Vergleich zum Kugelstrahlen geringere Oberflächenrauheit nach dem Festwalzen trägt dabei nicht zu höheren Wechselfestigkeiten bei, da die Ermüdungsrissbildungsorte von kugelgestrahlten sowie gedrehten und festgewalzten Proben jeweils unter der Oberfläche beobachtet wurden (Abbildung 47). Eine größere Tiefe des Rissbildungsortes beim Zustand

T+RB im Vergleich zum Zustand EP+SP bestätigt dabei die größere Eindringtiefe der plastischen Verformung infolge des Festwalzens.



a)



b)

Abbildung 46: Eigenspannungs-Tiefen-Profile der Oberflächenzustände T+RB und EP+SP im Vergleich:
a) TNB-V2, Duplexgefüge, b) TNB-V2, globulares Gefüge

Insgesamt zeigen die vorliegenden Untersuchungen, dass das Kugelstrahlen und Drehen zu charakteristischen Änderungen der randnahen Eigenspannungszustände, Mikrohärtewerte und Mikrostrukturen führen, welche erhebliche Auswirkungen auf die Dauerfestigkeit der untersuchten Legierung bei Raumtemperatur haben. Das Festwalzen hat dagegen keinen positiven Einfluss auf das Ermüdungsverhalten, was auf nicht vorhandenen Mikrohärteanstieg direkt an der Oberfläche zurückzuführen ist. Diese Ergebnisse bestätigen, dass im

Vergleich zum Kugelstrahlen für festgewalzte Proben die ausreichende Verfestigung in der Randschicht von entscheidender Bedeutung ist [69].

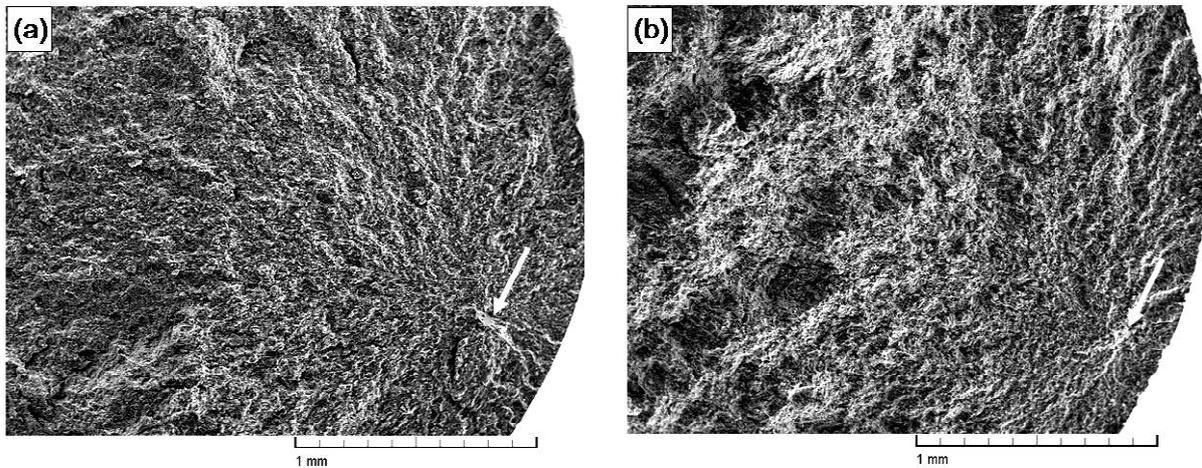


Abbildung 47: Typische Ermüdungsbruchflächen der TNB-V2-Legierung (Duplexgefüge): a) T+RB (RB: 165 N), b) EP+SP (SP: 0,61 mmN)

6.3 Oberflächenverfestigung gekerbter Proben

Abbildung 48 stellt die Lebensdauer gekerbter Proben der TNB-V2-Legierung als Funktion der Festwalzkraft für Nennspannungen im Kerbgrund von 700 und 850 MPa dar. Bei einer Nennspannung von 700 MPa wurde die höchste Lebensdauer bei Festwalzkraften im Bereich von 250 bis 500 N erreicht, während bei einer Spannungsamplitude von 850 MPa noch kein deutlicher Lebensdauerabfall bis zu einer Festwalzkraft von 750 N nachgewiesen wurde. Festwalzkraften von 1000 N führten bereits beim Festwalzen zum Versagen des Materials. Als optimale Festwalzkraft für gekerbte Proben wurde auf Basis dieser Untersuchungen eine Festwalzkraft von 500 N gewählt. Obwohl die Steigerung der Lebensdauer bei den gewählten Nennspannungsamplituden im Vergleich zum elektrolytisch polierten Zustand nicht ausgewiesen werden kann, da die im Kerbgrund vorliegenden Spannungen ohne Randschichtverfestigung zum sofortigen Versagen führen würden, lassen die Ergebnisse bereits an dieser Stelle den Schluss zu, dass die Oberflächenverfestigung insbesondere bei gekerbten Proben sehr effektiv ist.

In der Abbildung 49 ist der Einfluss des Festwalzens (DR: 500 N) und des Kugelstrahlens (SP: 0.61 mmN) auf das Ermüdungsverhalten gekerbter Proben der Legierung TNB-V2 dargestellt. Es zeigt sich, dass bei gekerbten Proben die Auswirkung einer mechanischen Oberflächenbehandlung auf das Dauerschwingverhalten deutlich größer ist als bei ungekerbten Proben. So beträgt die Steigerung der dauerhaft ertragbaren Nennspannung

durch Festwalzen etwa 67 % ($k_t = 2.6$) und die durch Kugelstrahlen etwa 86 % ($k_t = 2.0$). Im Gegensatz zu ungekerbten Proben geht die Ermüdungsrissbildung bei gekerbten Proben jeweils vom Kerbgrund aus. Oberflächenuntersuchungen der Durchläuferproben (Abbildung 50) zeigten Risse im Kerbgrund, die aber nicht zum Bruch führen, so dass die ermittelten Dauerfestigkeiten Schwellwerte gegenüber Rissausbreitung repräsentieren. Dabei beträgt die dauerhaft ertragbare Spannungskonzentration im Kerbgrund unter Berücksichtigung der verschiedenen Kerbfaktoren etwa 1300 MPa und ist beim Kugelstrahlen und Festwalzen etwa gleich. Dagegen unterscheidet sich der Einfluss von Kugelstrahlen und Festwalzen deutlich im Zeitfestigkeitsbereich. So weist die deutlich flacher verlaufende Wöhlerlinie nach dem Kugelstrahlen auf eine wesentlich höhere Rissausbreitungsgeschwindigkeit infolge einer geringeren Tiefe der Druckeigenspannungen hin.

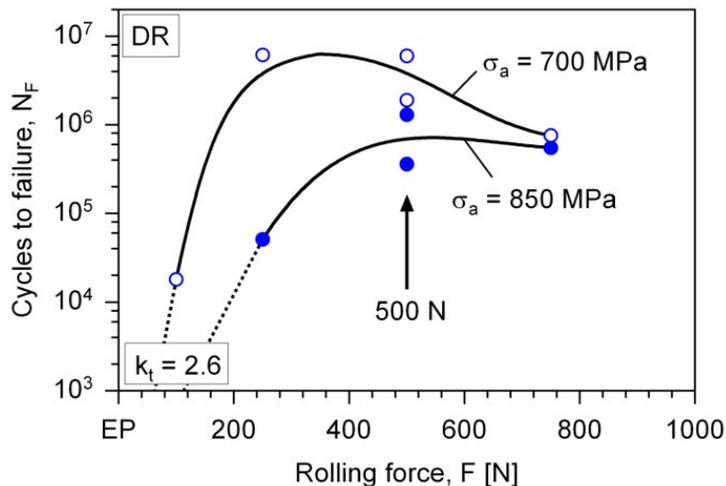


Abbildung 48: Ermüdungslebensdauer gekerbter Proben der Legierung TNB-V2 (Duplexgefüge) in Abhängigkeit von der Festwalzkraft (Umlaufbiegung, $f = 60 \text{ s}^{-1}$, $T = 25 \text{ °C}$)

Die Untersuchungen der Ermüdungsbruchflächen der festgewalzten Proben zeigen die besonders starke Behinderung der Rissausbreitung nach dem Festwalzen (Abbildung 51). So ist auf den Ermüdungsbruchflächen der festgewalzten Proben im Gegensatz zu den kugelgestrahlten Proben ein über den gesamten Umfang der Probe ausgeprägter äußerer verfestigter Bereich zu erkennen, in dem die Rissausbreitungsgeschwindigkeit teilweise so stark reduziert wird, dass Risse am Übergang von diesem Bereich zum Probeninneren gestoppt werden. Die Tiefe des verfestigten Bereichs beträgt bei einer Festwalzkraft von 500 N etwa 400 μm und korreliert gut mit der Verfestigungstiefe des Härte-Tiefen-Profiles (Abbildung 52).

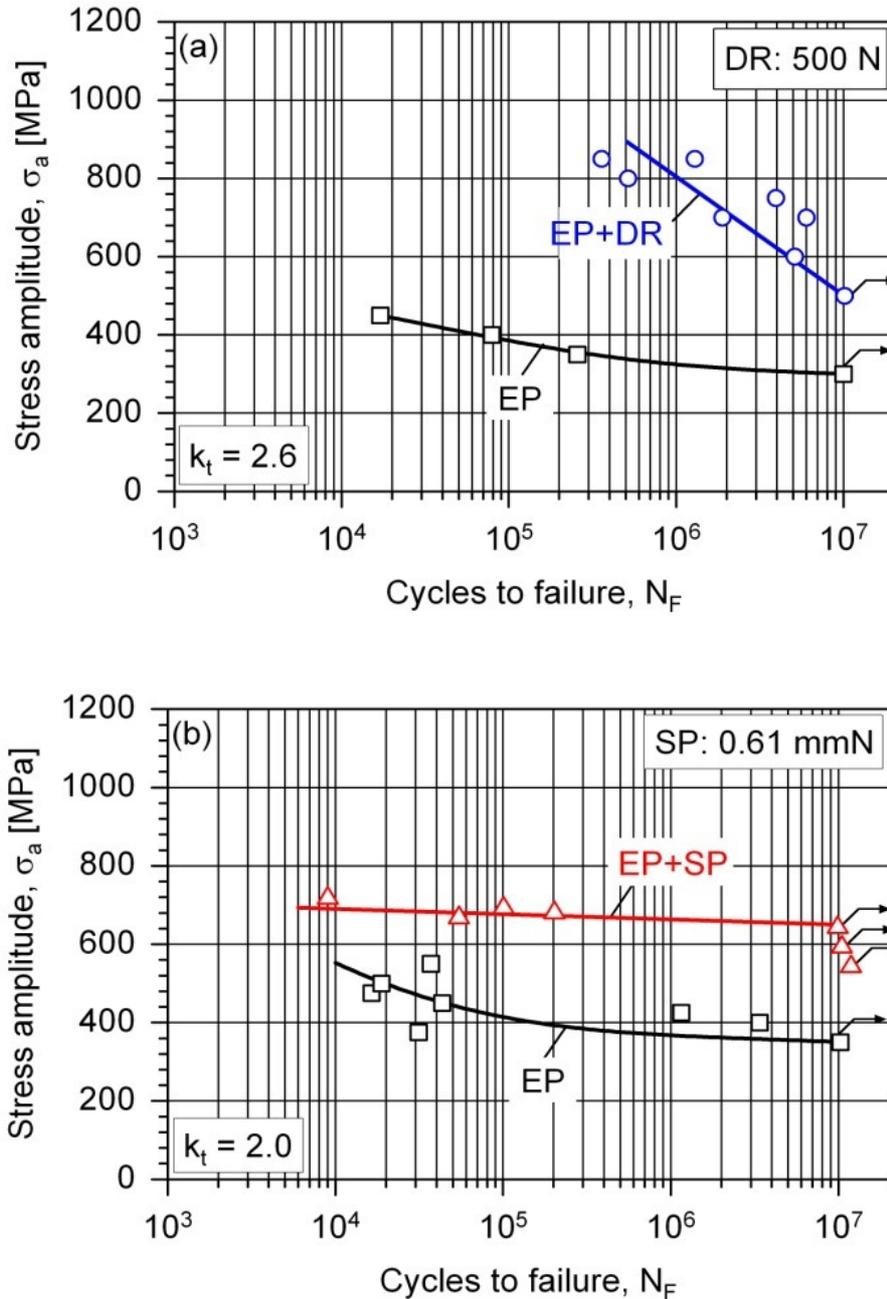


Abbildung 49: Einfluss mechanischer Oberflächenverfestigungen auf das Ermüdungsverhalten gekerbter Proben der TNB-V2-Legierung (Duplexgefüge): a) Festwalzen (DR: 500 N), b) Kugelstrahlen (SP: 0,61 mmN)

Diese Ergebnisse bestätigen, dass durch mechanische Bearbeitung der untersuchten Legierung die Kerbwirkung deutlich verringert werden kann. Die durch das Festwalzen und Kugelstrahlen erzeugten Druckeigenspannungen sind für die technische Anwendung von entscheidender Bedeutung [97]. Sie sind insbesondere maßgeblich für die bei gekerbten Teilen erreichbaren hohen Steigerungsraten der Dauerschwingfestigkeit verantwortlich. Das Ermüdungsverhalten dieser Teile zeigt die Besonderheit, dass während der Schwingbeanspruchung auch unterhalb der Dauerfestigkeit im Kerbgrund die Anrisse entstehen

(Abbildung 50 und Abbildung 51), diese jedoch unter Wirkung der fertigungs- und belastungsinduzierten Druckeigenstressungen zum Stillstand kommen.

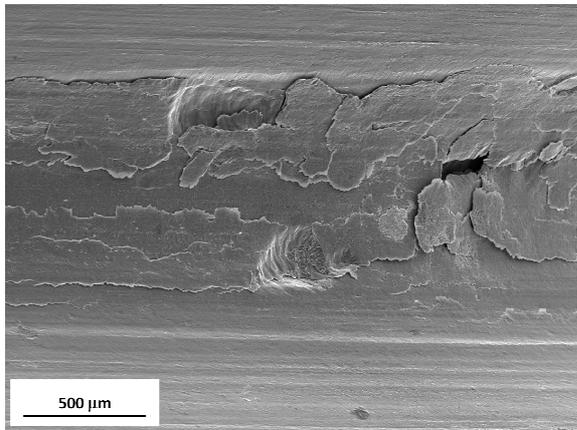
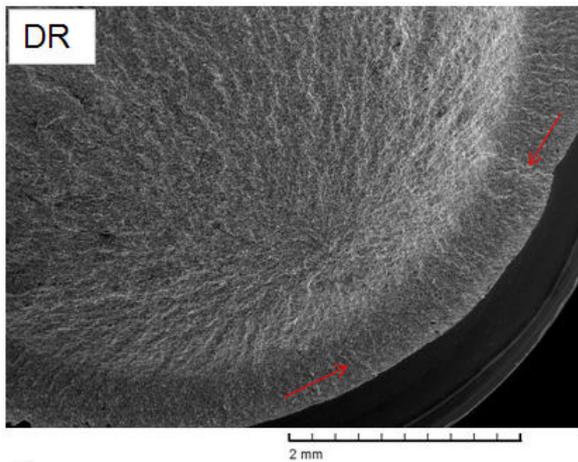
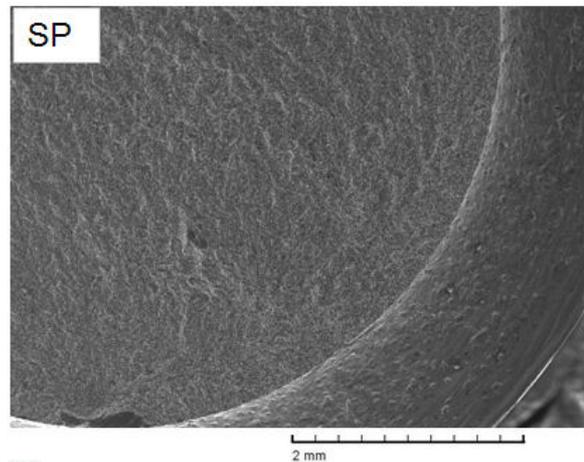


Abbildung 50: Risse im Kerbgrund einer Durchläuferprobe der TNB-V2-Legierung. Rasterelektronenmikroskopaufnahme



a)



b)

Abbildung 51: Ermüdungsbruchflächen gekerbter Proben der Legierung TNB-V2 (Duplexgefüge): a) nach dem Festwalzen mit einer Festwalzkraft von 500 N und b) nach dem Kugelstrahlen mit einer Strahlintensität von 0.61 mmN

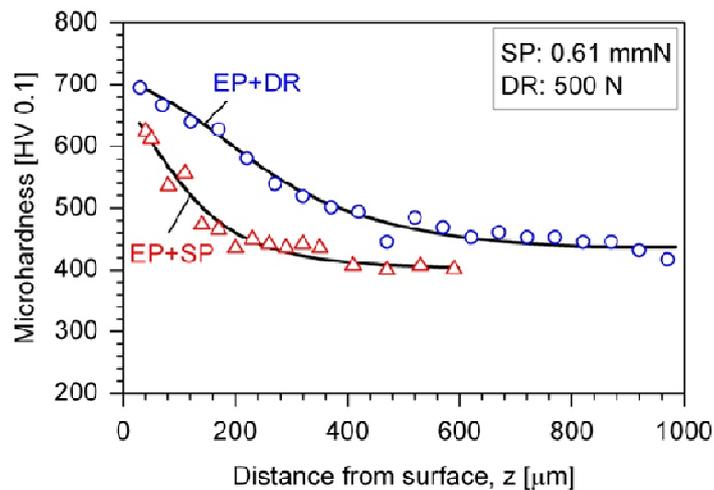
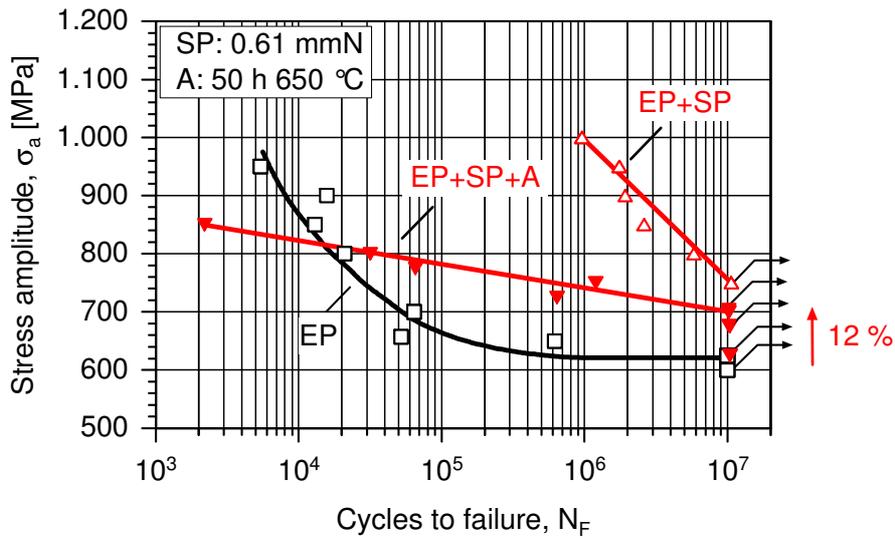


Abbildung 52: Vergleich der Härte-Tiefen-Profile im Kerbgrund nach dem Festwalzen (DR: 500 N) und nach dem Kugelstrahlen (SP: 0.61 mmN)

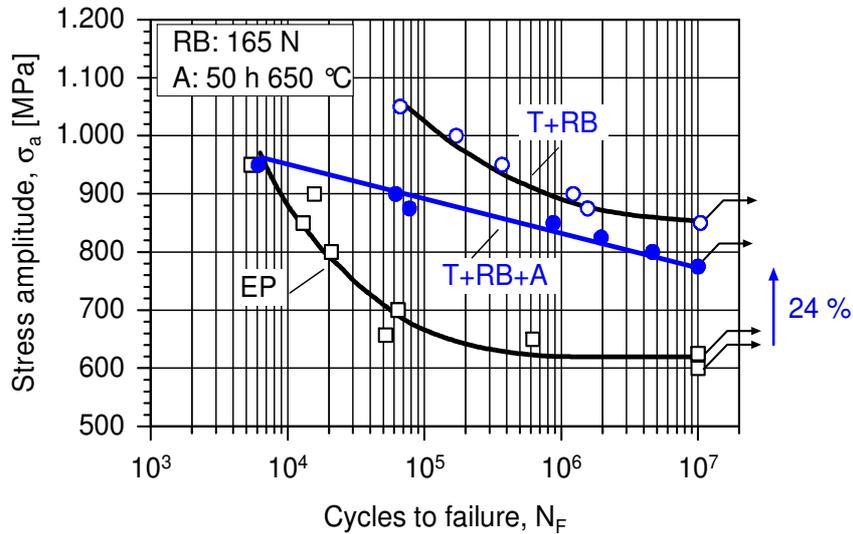
6.4 Thermische Stabilität der Randschichtverfestigung

6.4.1 Einfluss der Auslagerung auf die Ermüdungseigenschaften

Für Hochtemperaturanwendungen von TiAl-Legierungen in Flugtriebwerken und Automotoren ist die thermische Stabilität der Randschichtverfestigung von entscheidender Bedeutung. Dafür wurden Ermüdungsversuche an oberflächenverfestigten und anschließend 50 Stunden bei 650 °C geglühten Proben durchgeführt.

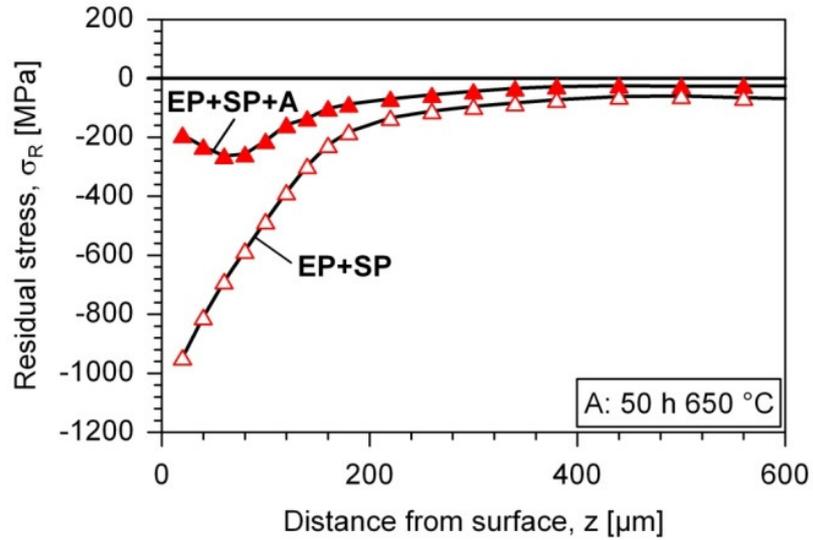


a)

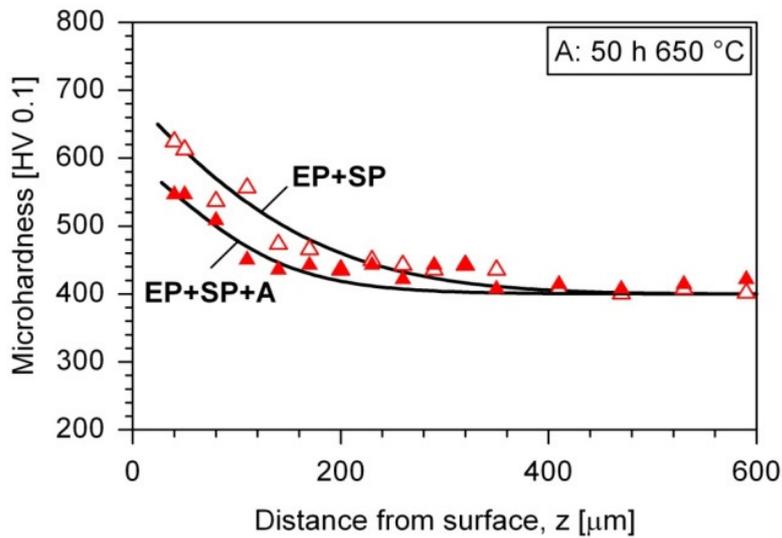


b)

Abbildung 53: Ermüdungsverhalten oberflächenverfestigter und anschließend bei 50 Stunden und 650 °C geglühter Proben im Vergleich zum elektrolytisch polierten Zustand



a)



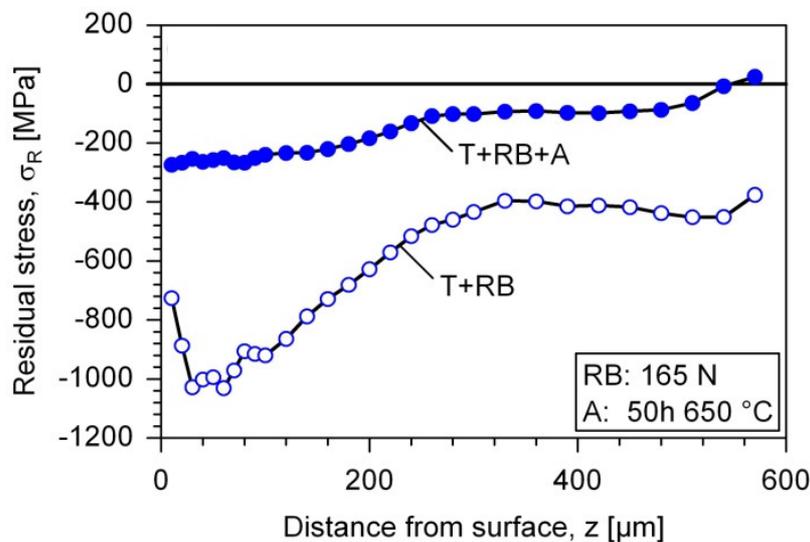
b)

Abbildung 54: Einfluss der Glühung bei 50 Stunden und 650 °C auf die Randschichteigenschaften des kugelgestrahlten Zustandes der TNB-V2-Legierung (SP: 0,61 mmN): a) Eigenspannungs- und b) Härte-Tiefenprofile

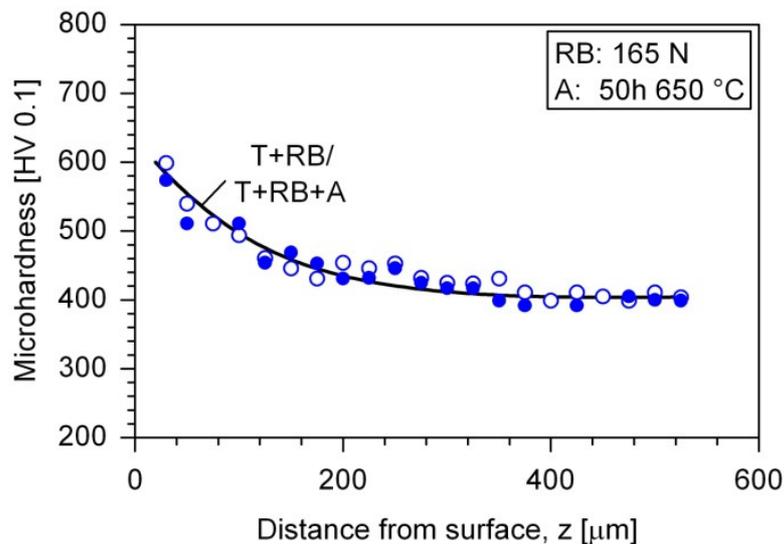
Die Ergebnisse der Untersuchungen zeigten, dass die Glühung von 50 Stunden bei 650 °C zu einer deutlichen Verschlechterung des Ermüdungsverhaltens gegenüber dem oberflächenverfestigten und nicht geblühten Zustand führt (Abbildung 53). Die Ursache für die Verringerung der Ermüdungsfestigkeit ist der nahezu vollständige Druckeigenspannungsabbau (Abbildung 54a und Abbildung 55b) sowie eine deutliche Reduzierung der Mikrohärtigkeit bei dem kugelgestrahlten und geblühten Zustand (Abbildung 54b).

Trotz einer Glühung und des daraus resultierenden Abbaus der Druckeigenspannungen führt die mechanische Oberflächenbehandlung durch Festwalzen und Kugelstrahlen mit einem

anschließenden Glühen zu einem Wechselfestigkeitsgewinn im Vergleich zum elektrolytisch polierten Zustand (Abbildung 53). Dabei ist die nach dem Glühen verbleibende Wechselfestigkeitssteigerung des festgewalzten Zustandes (T+RB+A: 24 %) doppelt so hoch im Vergleich zum kugelgestrahlten Zustand (EP+SP+A: 12 %). Hauptursache dafür ist die deutlich höhere Oberflächengüte nach dem Festwalzen. Aufgrund des Eigenspannungsabbaus nach dem Glühen setzt die Ermüdungsrissbildung bei den geglühten Zuständen an der Oberfläche ein (Abbildung 56), so dass das Ermüdungsverhalten der geglühten Zustände erheblich von der Oberflächengüte beeinflusst wird.



a)



b)

Abbildung 55: Einfluss der Glühung bei 50 Stunden und 650 °C auf die Randschichteigenschaften des gedrehten und anschließend festgewalzten Zustandes (T+RB) der TNB-V2-Legierung (Duplexgefüge): a) Eigenspannungs-Tiefen-Profile, b) Härte-Tiefen-Profile

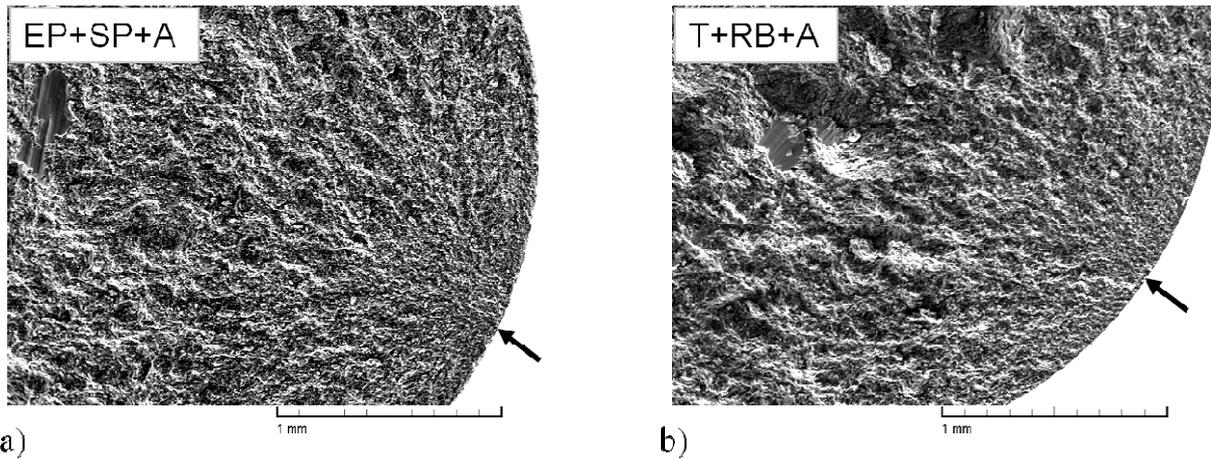


Abbildung 56: typische Ermüdungsbruchflächen oberflächenverfestigter und anschließend bei 50 h und 650 °C geglähten Proben a) nach dem Kugelstrahlen und b) nach dem Festwalzen

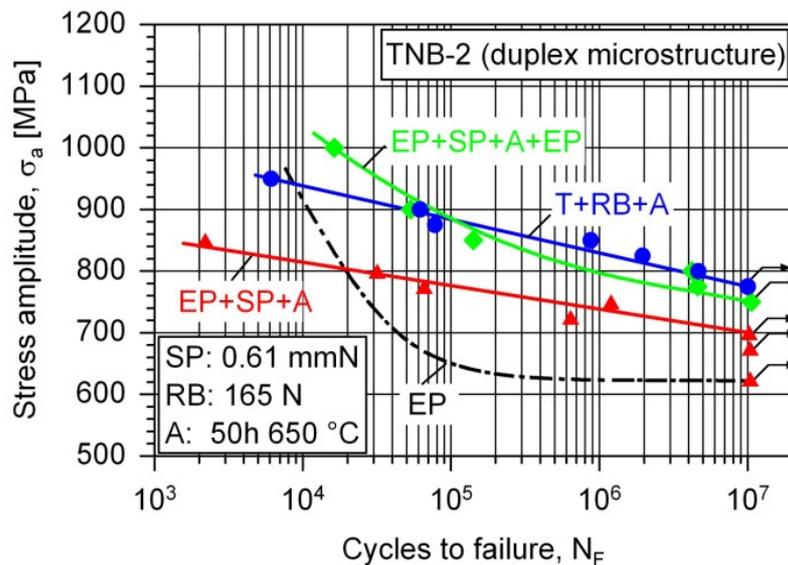


Abbildung 57: Einfluss des nachfolgenden Polierens der Oberfläche nach dem Kugelstrahlen und Glühen auf das Ermüdungsverhalten oberflächenverfestigter und anschließend bei 50 Stunden und 650 °C geglähter Proben

Die Wechselfestigkeit einer kugelgestrahlten und geglähten Oberfläche kann somit durch ein nachfolgendes Polieren der Oberfläche, welches zur Beseitigung der kugelstrahlinduzierten Mikrorisse führt, wesentlich erhöht werden [84]. Die nach dem Polieren der kugelgestrahlten und geglähten Proben ermittelte Wechselfestigkeit (Zustand EP+SP+A+EP, $\sigma_a 10^7 = 750$ MPa Abbildung 57) entspricht der Wechselfestigkeit des kugelgestrahlten Zustandes. Diese Wechselfestigkeitssteigerung gegenüber dem elektrolytisch polierten Zustand ist auf den erhöhten Widerstand gegenüber Ermüdungsrissbildung durch die lokal an der Oberfläche vorliegende höhere Festigkeitserhöhung zurückzuführen.

6.4.2 Kinetik der Entfestigung

Wie schon beschrieben, führt die Glühung von 50 Stunden bei 650 °C zu einem nahezu vollständigen Abbau der durch die Randschichtverfestigung induzierten Druckeigen-
spannungen, während die durch mechanische Oberflächenbehandlung induzierte Härte-
steigerung thermisch deutlich stabiler ist (Abbildung 54, Abbildung 55). Dieses Ergebnis
wurde in weiteren Tests zur Kinetik der Entfestigung von kugelgestrahlten Randschichten
systematisch untersucht. Die Untersuchungen erfolgten für Duplexgefüge der Legierung
TNB-V2 im Temperaturbereich von 500 bis 800 °C Dabei wurden neben Eigenspannungs-
und Mikrohärtmessungen die Halbwertsbreiten des $(202)_\gamma$ -Peaks an der Oberfläche bestimmt
und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen zu ablaufenden Mikrostruktur-
änderungen durchgeführt.

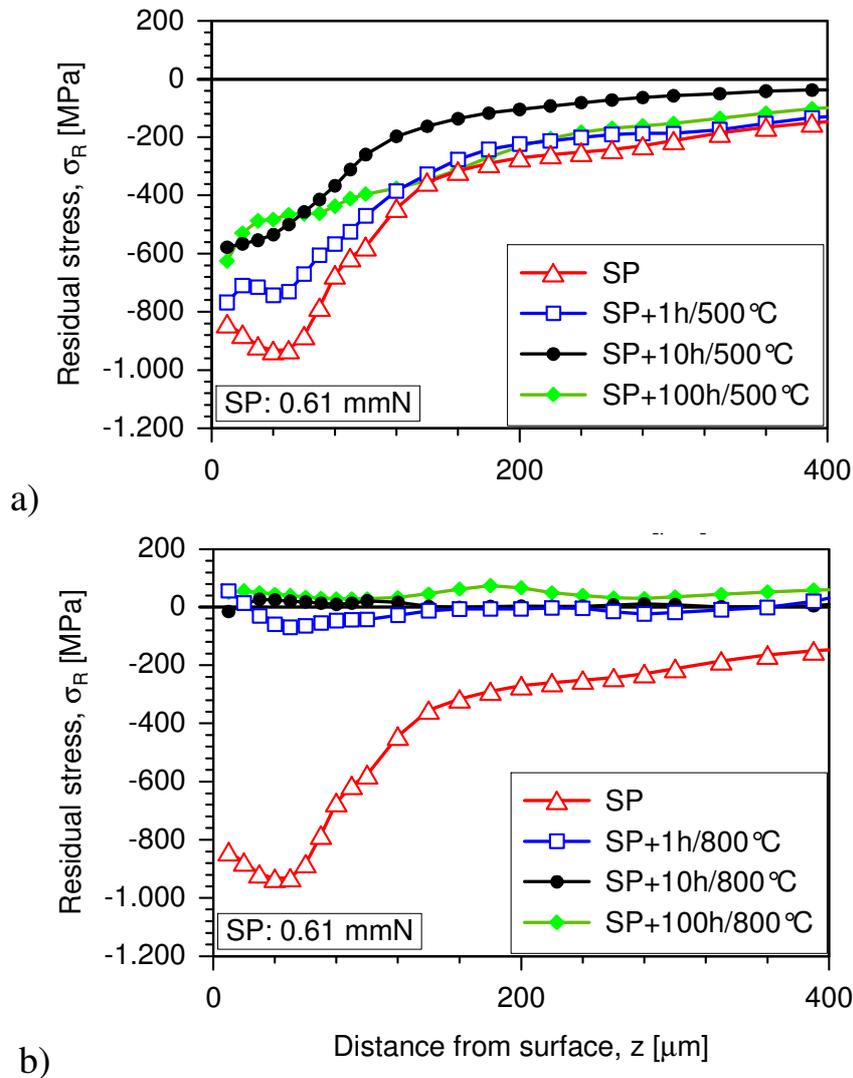


Abbildung 58: Einfluss der Auslagerung nach 1, 10 und 100 Stunden auf den Eigenspannungsabbau der kugelgestrahlten TNB-V2-Legierung bei 500 °C und bei 800 °C

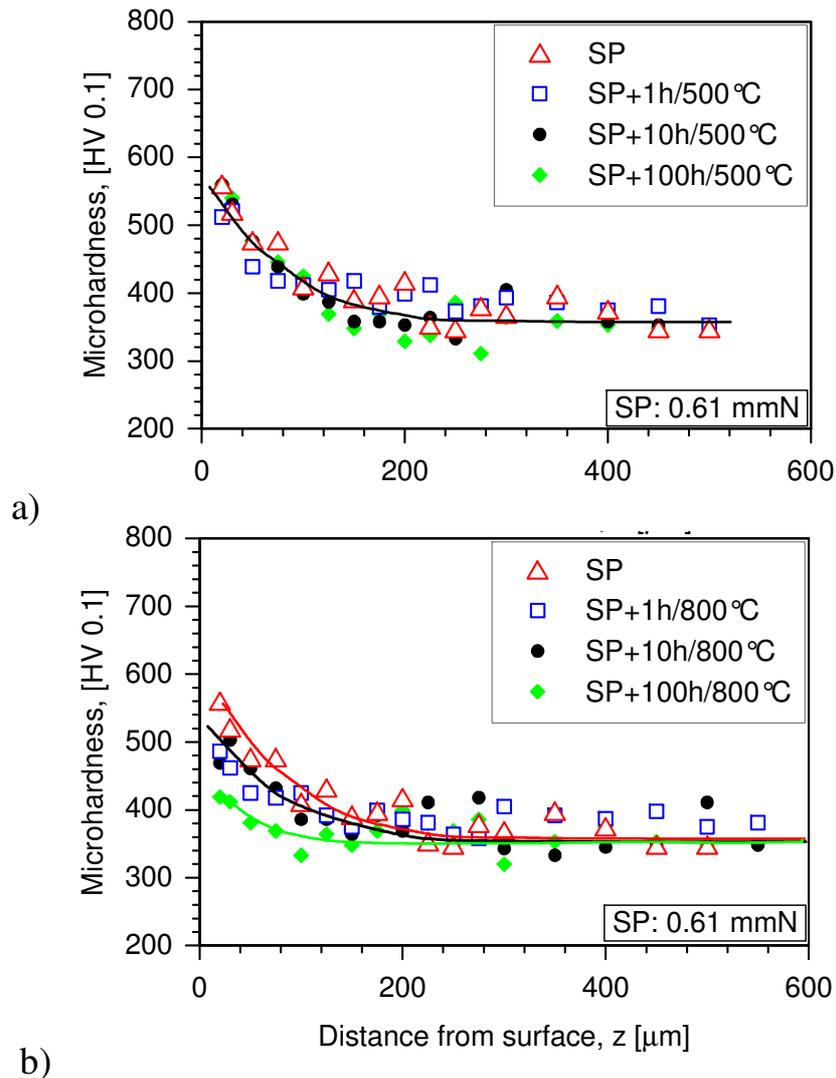
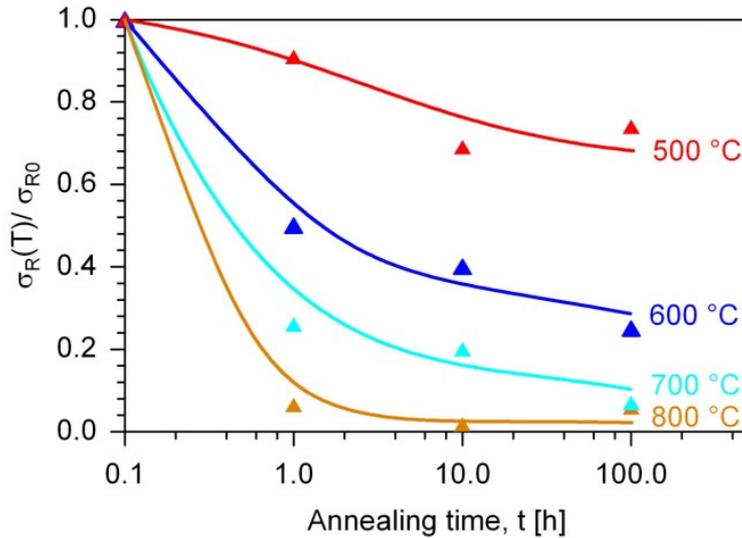


Abbildung 59: Einfluss der Auslagerung nach 1, 10 und 100 Stunden auf den Mikrohärteabbau der kugelgestrahlten TNB-V2-Legierung bei 500 °C und bei 800 °C

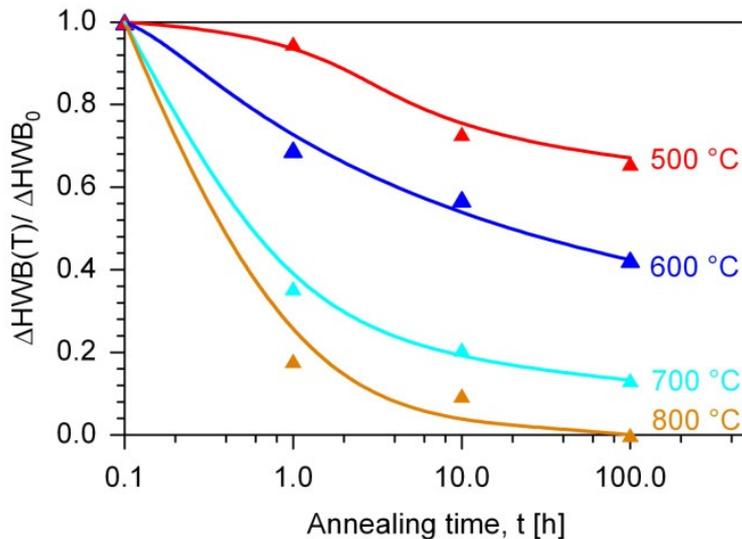
In Abbildung 58 sind die Eigenspannungs- und Mikrohärte-Tiefen-Profile infolge einer Glühung bei Temperaturen von 500 und 800 °C und bei unterschiedlichen Auslagerungszeiten dargestellt. Die Eigenspannungs-Tiefen-Profile nach einer Glühung bei 500 °C (Abbildung 58a) zeigen, dass sich die Eigenspannungen in Oberflächennähe schneller abbauen als im Materialinneren, was mit den Eingaben in [64, 98] übereinstimmt. Die nach einer Glühung von 100 Stunden bei 500 °C verbleibenden Oberflächen-Druckeigen-spannungen betragen noch etwa 75 % des Ausgangswertes.

Der Vergleich der Härte-Tiefen-Profile nach Glühbehandlungen bei 500 °C und 800 °C (Abbildung 58b, d) zeigt, dass nach einer Glühung bei 500 °C selbst nach 100 Stunden keine deutliche Reduzierung der Mikrohärtewerte erkennbar ist, während nach einer Auslagerung bei 800 °C die Mikrohärte bereits nach eine Stunde abnimmt.

Bei der Auslagerung bei 800 °C fällt auf, dass die Druckeigenspannungen sehr schnell abgebaut werden, während die Abnahme der Mikrohärtewerte deutlich geringer ist. So sind die kugelstrahlinduzierten Druckeigenspannungen bereits nach 1 Stunde Glühzeit nahezu vollständig abgebaut, während der Mikrohärteabfall an der Oberfläche nur etwa 20 HV0,1 beträgt.



a)



b)

Abbildung 60: Einfluss von Glüh­temperatur und -zeit auf den Abbau der Oberflächen-Druckeigenspannungen und Oberflächen-Halbwertsbreiten kugelgestrahlter Proben der Legierung TNB-V2 (Duplexgefüge): a) Oberflächen-Druckeigenspannungen nach Glühung bezogen auf die Oberflächen-Druckeigenspannungen nach dem Kugelstrahlen, b) Differenz aus der Oberflächenhalbwertsbreite nach der Glühung und der Halbwertsbreite im unverfestigten Zustand bezogen auf die entsprechende Halbwertsbreitendifferenz nach dem Kugelstrahlen

In Abbildung 60 sind die Oberflächen-Druckeigenspannung und die Oberflächen-Halbwertsbreite, bezogen auf die Ausgangswerte nach dem Kugelstrahlen in Abhängigkeit von Glüh­temperatur und -zeit dargestellt. Für die Halbwertsbreite (Abbildung 60b) wurde die

Differenz aus der gemessenen Halbwertsbreite nach Auslagerung und der Halbwertsbreite des unverformten Kernmaterials zur entsprechenden mittleren Differenz vor Auslagerung aufgetragen.

Es ist gut erkennbar, dass bei Temperaturen oberhalb 600 °C eine deutlich ausgeprägte Entfestigung stattfindet. Dabei nehmen die Druckeigenstressungen bei gegebener Temperatur und Zeit stärker ab als die Halbwertsbreite. So sinken die Oberflächen-Druckeigenstressungen bereits nach einer Glühung von 1 Stunde bei 600 °C auf die Hälfte des Ausgangswertes ab, während die Halbwertsbreite nach dieser Glühung nur um etwa 30 Prozent abnimmt. Bei Temperaturen größer als 700 °C sinken Oberflächen-Druckeigenstressungen und Halbwertsbreite in etwa gleichem Maße. Ein deutlich schnellerer Abbau der Druckeigenstressungen im Vergleich zur Halbwertsbreite nach Glühungen bei Temperaturen $T < 0,5 \cdot T_S$ [K] wurde auch für andere oberflächenverfestigte Materialien beobachtet und ist darauf zurückzuführen, dass der Abbau von Druckeigenstressungen lediglich eine Versetzungsbewegung erfordert, während für die Reduzierung von Mikrospannungen eine erhebliche Verringerung der Versetzungsdichte notwendig ist [67, 99].

Die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen von Randschichten zeigten, dass nach der Auslagerung bei 500 bzw. 600 °C sogar nach 100 Stunden keine mikrostrukturellen Änderungen im Vergleich zum kugelgestrahlten Zustand auftreten (Abbildung 61a und b).

Erst im Temperaturbereich von 700 °C bis 800 °C entstehen in der verformten äußersten Randschicht neue, defektfreie γ -Körner durch Rekristallisation (Abbildung 62 und Abbildung 63). Alle Gefügeaufnahmen zeigen oberflächennahe Mikrostrukturen mit höher Defektdichte neben neuen, durch Rekristallisation entstandenen, defektfreien γ -Körnern (in Bildern durch weiße Pfeile markiert).

Während die rekristallisierten Körner nach einer einstündigen Glühung bei 700 °C in der äußersten Randschicht inhomogen verteilt sind (Abbildung 62a), bildet sich nach 100 Stunden ein rekristallisierter Bereich mit einer Dicke von 1 bis 2 μm (Abbildung 62b, schwarzer Pfeil). Bei gleicher Glühzeit und einer Temperatur von 800 °C steigt dieser Bereich bereits auf 7 bis 10 μm Dicke an (Abbildung 63b). Da die rekristallisierte, äußerste Randschicht nach einer Glühung bei 700 °C noch sehr dünn ist, sind die ablaufenden Entfestigungsprozesse anhand der Härte-Tiefen-Profile erst ab 800 °C eindeutig nachweisbar.

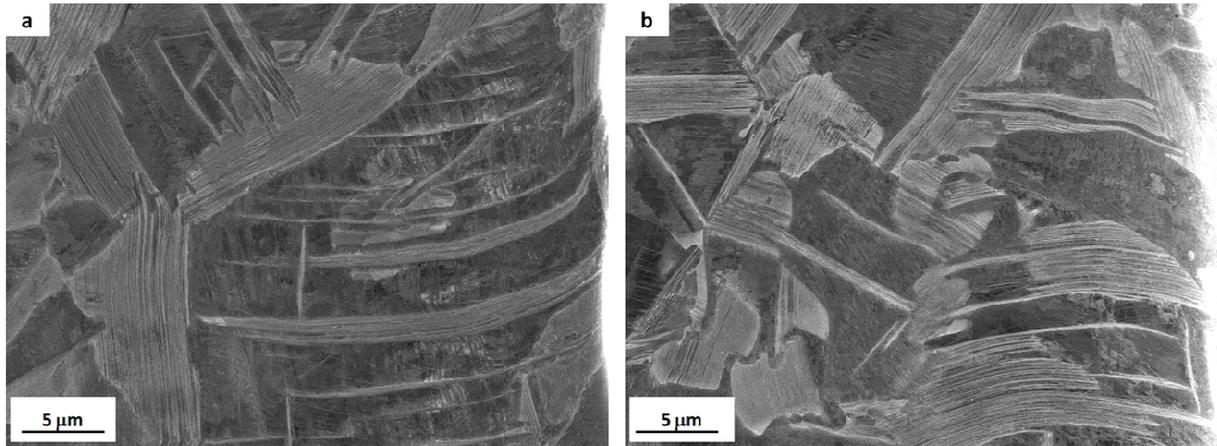


Abbildung 61: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von Randschichten der TNB-V2-Legierung a) nach dem Kugelstrahlen und b) anschließender Auslagerung von 100 Stunden bei 600 °C. Der kugelgestrahlte Rand ist in den Bildern rechts zu sehen.

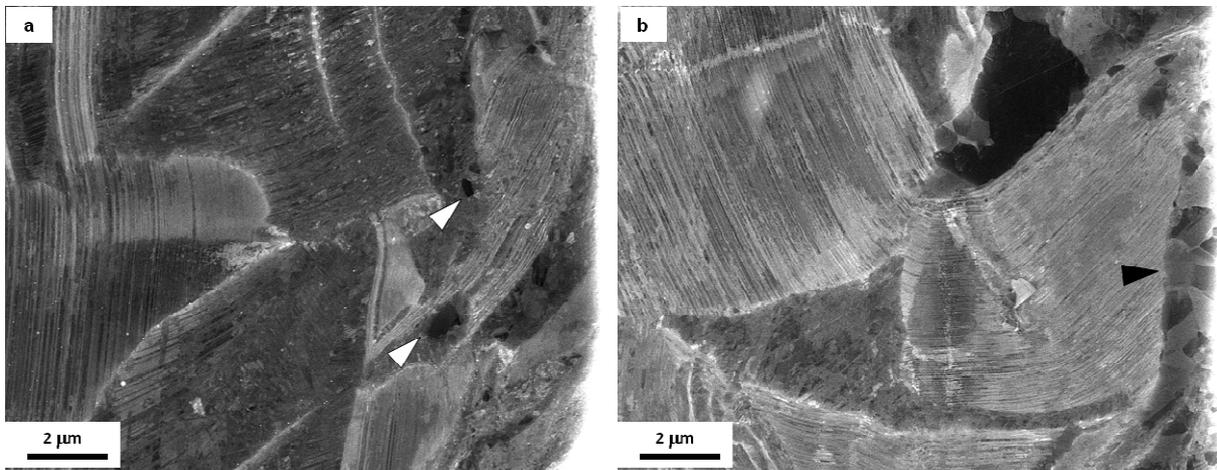


Abbildung 62: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von Randschichten der TNB-V2-Legierung a) nach dem Kugelstrahlen und Auslagern von 1 Stunde und b) 100 Stunden bei 700 °C. Das Wachstum der γ -Körner innerhalb der stark verformten Randschicht ist rechts zu sehen.

Auffällig sind in den Gefügebildern die Lamellenkolonien, die eine Grenze zwischen den neu gebildeten γ -Körnern und dem Ausgangsgefüge bilden (Abbildung 63b). In der Literatur [5] wurde berichtet, dass sich die rekristallisierten γ -Körner bevorzugt in Lamellenrichtung ausbreiten. Vermutlich stellen die α_2 -Lamellen eine starke Wachstumsbarriere für die Bildung neuer, rekristallisierter Körner dar, was durch ihren höheren Titan-Gehalt und die abweichende Kristallstruktur erklärt werden kann. In der Arbeit von *Herrmann* [5] wurde auch bewiesen, dass die Rekristallisation der γ -Körner bevorzugt in einer Orientierung verläuft, die den Abbau von Spannungen senkrecht zum verformten Rand durch Abgleiten auf $\{111\}$ -Ebenen ermöglicht.

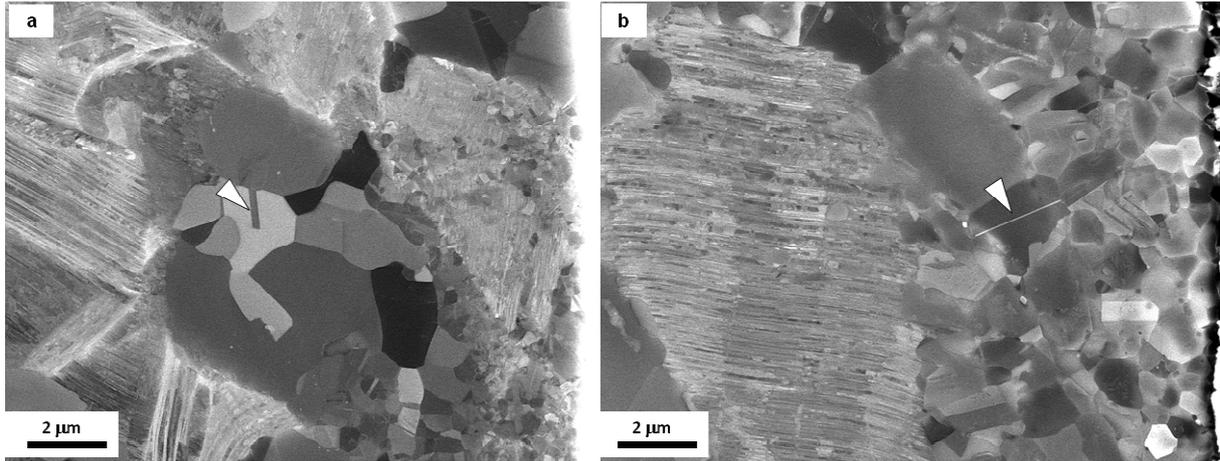


Abbildung 63: TNB-V2-Legierung nach dem Kugelstrahlen und Auslagern a) 1 Stunde und b) 100 Stunden bei 800 °C. Das Wachstum der γ -Körner innerhalb der stark verformten Randschicht ist rechts zu sehen. Zu beachten ist die hohe Anzahl der Rekristallisationszwillinge innerhalb der neu gebildeten γ -Körner.

Der Elementarprozess beim thermischen Eigenspannungsabbau ist die Verkleinerung der den Eigenspannungen zukommenden elastischen Deformationen und ihr Ersatz durch mikroplastische Deformationen als Folge bestimmter mikrostruktureller Prozesse. Dies kann beispielsweise durch Versetzungsbewegungen und/oder Versetzungskriechen im Bereich der Wirksamkeit von Eigenspannungsfeldern erfolgen. Diese Triebkraft zur Verringerung der Versetzungsdichte und damit der Mikroeigenspannungen ist bei höheren Auslagerungstemperaturen so groß, dass oberflächennah Rekristallisationsvorgänge einsetzen [74].

6.4.3 Kompressionsversuche

Die thermische Stabilität von durch Kompression erzeugten Verformungsstrukturen wurde durch *Appel* im Rahmen des DFG-Forschungsvorhabens LI 773/3-2, AP 49/5-2 untersucht und in der Arbeit von *Herrmann* [5] veröffentlicht.

Das Verfestigungsverhalten der Legierungen TNB-V2 und TNB-V5 wurde mit Hilfe von Kompressionsversuchen im Temperaturbereich von 25 °C bis 1000 °C ermittelt. Hierzu wurde die Fließspannung im Rahmen des für die thermisch aktivierte Versetzungsgleichung üblichen Modells in der Form

$$\sigma = \sigma_{\mu} + \sigma^{*} = \sigma_{\mu} + (f/V)(\Delta F^{*} + kT \ln \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0) \quad (6.2)$$

beschrieben. Die in dieser Gleichung enthaltenen Parameter sind: σ_{μ} =athermischer Spannungsanteil, σ^{*} =thermischer Spannungsanteil, V =Aktivierungsvolumen, ΔF^{*} =freie Aktivierungsenergie und f =Taylorfaktor. Die durch Gleichung 6.2 definierten thermo-

dynamischen Gleitparameter wurden mit Hilfe von Geschwindigkeits- und Temperaturwechselversuchen, wie in [21] beschrieben ist, untersucht. Abbildung 64 zeigt beispielsweise die Registrierkurven von Druckversuchen zur Bestimmung des Aktivierungsvolumens, bei denen die Verformungsgeschwindigkeit reversibel verändert wurde.

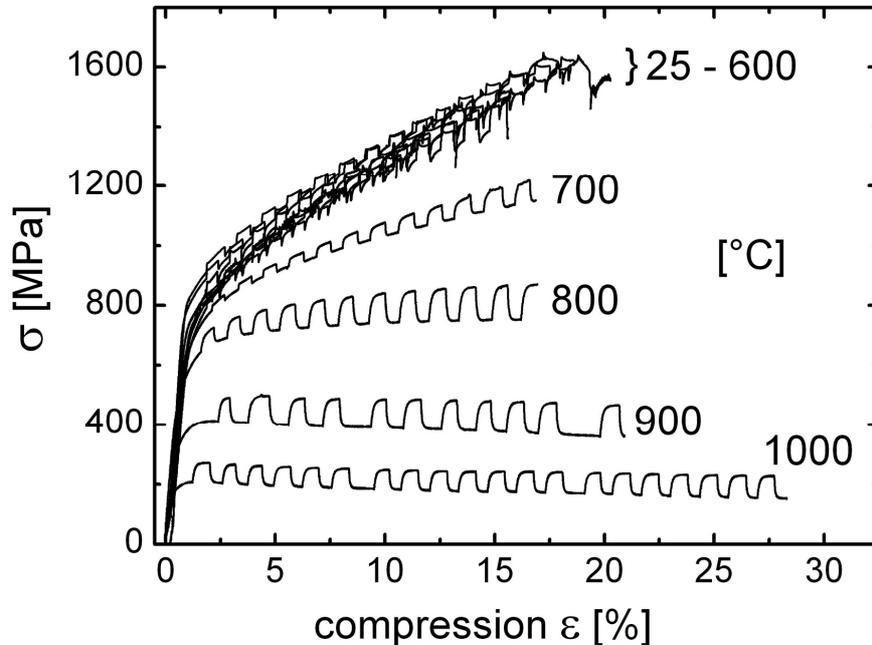


Abbildung 64: Druckversuche zur Bestimmung des Aktivierungsvolumens für die thermisch aktivierte Versetzungsgleitung. Legierung TNB-V2. Aus: Arbeitsbericht zum DFG Forschungsvorhaben LI 773/3-2, AP 49/5-2. Grafik: Dr. F. Appel, GKSS

Die aus diesen Experimenten erhaltenen Abhängigkeiten der Fließspannung σ und der Dehnratenempfindlichkeit ($\Delta\sigma/\Delta\ln \dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$) von der Temperatur sind in Abbildung 65 gezeigt.

Die aus den Dehnratenempfindlichkeiten bestimmten Aktivierungsvolumen zeigen, dass sich der Verformungsmechanismus im untersuchten Temperaturbereich mehrfach ändert.

Wie bereits in Kapitel 2.3.2 beschrieben, kann der plötzliche Abfall der Festigkeit dadurch erklärt werden, dass oberhalb von 600 °C Versetzungsklettern auftritt, das bei noch höheren Temperaturen zur dynamischen Erholung und Rekristallisation führt. Bei den höchsten Temperaturen entfestigen sich daher die Proben. Die bei den hohen Verformungstemperaturen durchgeführten Untersuchungen wurden bereits in [5] veröffentlicht.

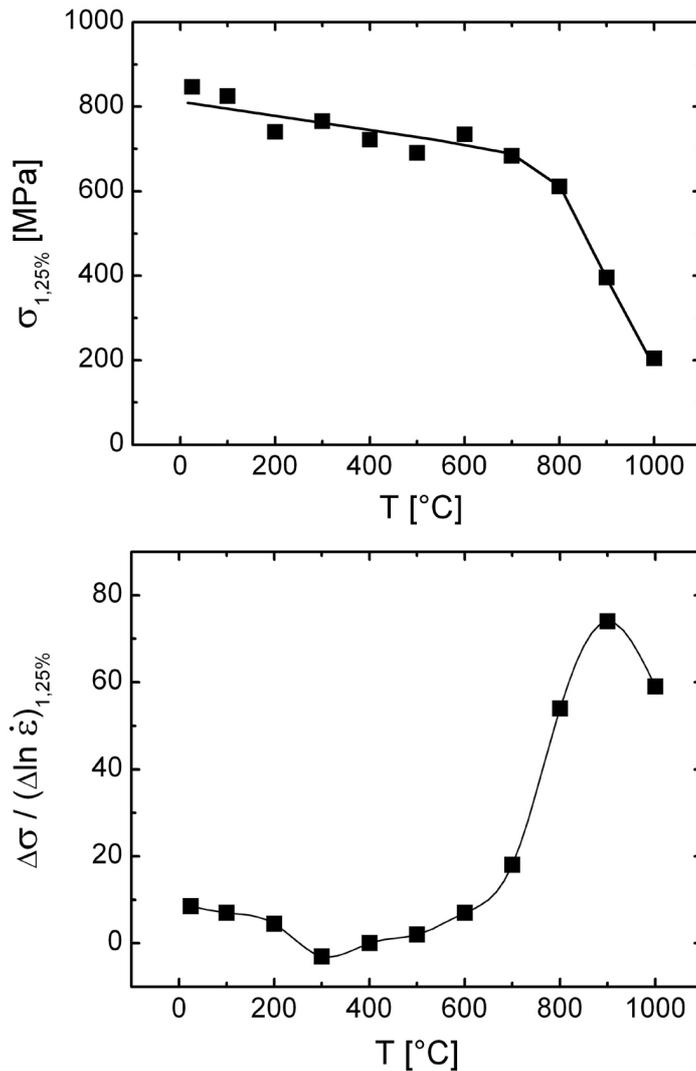


Abbildung 65: Abhängigkeit der am Verformungsbeginn bei $\epsilon = 1,25\%$ bestimmten Fließspannung $\sigma_{1,25}$ und der Dehnratenempfindlichkeit $(\Delta\sigma/\Delta\ln \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0)_{1,25}$ von der Temperatur. Aus: Arbeitsbericht zum DFG-Forschungsvorhaben LI 773/3-2, AP 49/5-2. Grafik: Dr. F. Appel, GKSS

Das Verfestigen ist bei Raumtemperatur immer von einer Zunahme des reziproken Aktivierungsvolumens begleitet (Abbildung 66b), was entsprechend Gleichung 6.2 darauf hinweist, dass zur Verfestigung im Wesentlichen die Gleithindernisse beitragen, die zu einem thermischen Spannungsanteil σ^* führen. Die relevanten Gleithindernisse sind Versetzungsdipole und Punktdefekttagglomerate, die durch Sprünge in Schraubenversetzungen erzeugt werden [21]. Da diese Defekte sehr kleine Materialvolumen repräsentieren, ist zu erwarten, dass der damit in Zusammenhang stehende Anteil der Verfestigung bei relativ niedrigen Temperaturen wieder ausgeheilt werden kann. Dies konnte an den TNB-Legierungen durch isotherme Glühungen bestätigt werden. Abbildung 66 zeigt die Registrierkurve eines solchen

Experiments, das an der TNB-V5-Legierung durchgeführt wurde. Danach sind nach einer 50-stündigen Glühung bei 750 °C mehr als 50 % der Gesamtverfestigung wieder ausgeheilt. Typisch für dieses Verhalten ist, dass die Ausheilung der Fließspannung von einer vollständigen Ausheilung des reziproken Aktivierungsvolumens begleitet ist (Abbildung 66b). Gleiches Verhalten wurde auch an der Legierung TNB-V2 beobachtet [5]. Es muss betont werden, dass die Ausheilung der Verfestigung an beiden TNB-Legierungen schon bei 650 °C sehr markant ist (Punkt 6.4.2).

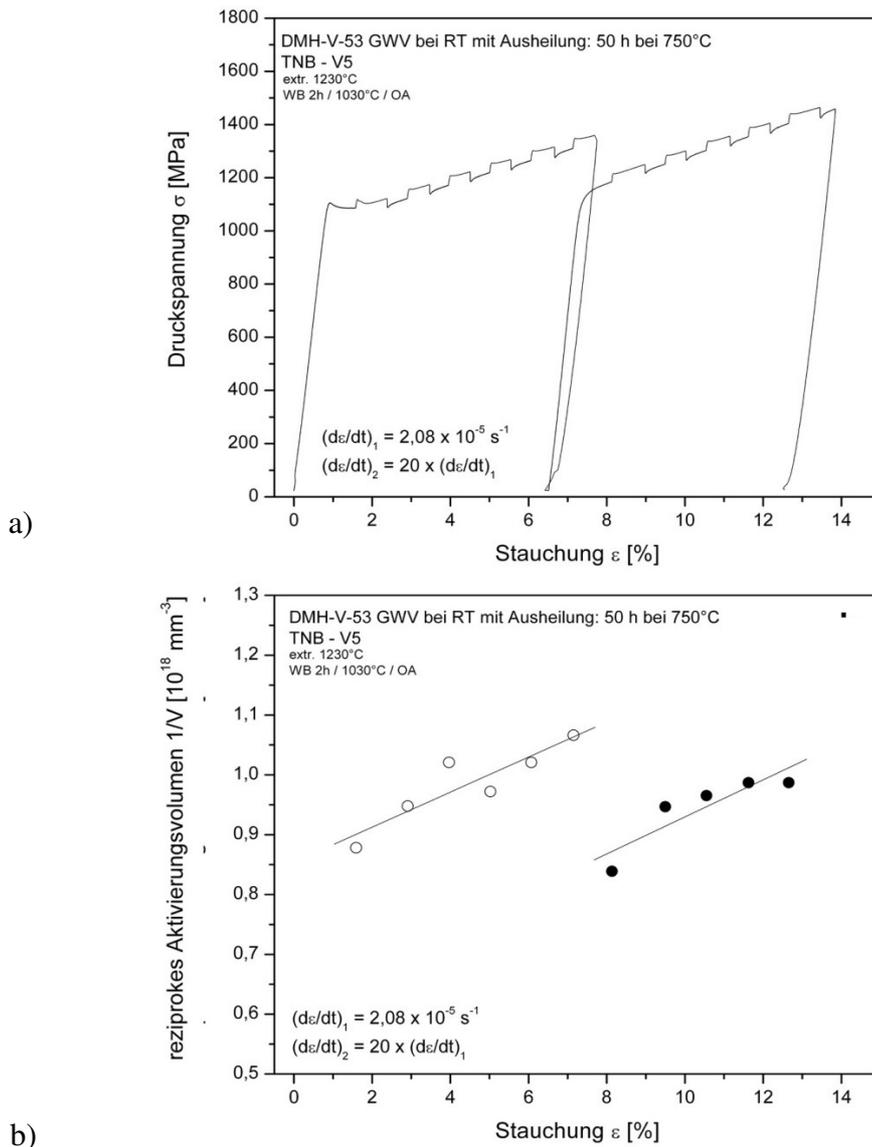


Abbildung 66: Verfestigung und thermische Stabilität von Verformungsstrukturen.

a) Registrierkurve eines Verformungsexperiments an der TNB-V5-Legierung bei Raumtemperatur gefolgt einer fünfzigstündigen Glühung bei 750 °C und erneuter Verformung bei Raumtemperatur. Zu beachten ist die deutliche Ausheilung der Fließspannung durch die Glühung. b) Ausheilung des zugehörigen reziproken Aktivierungsvolumens durch Glühung bei 750 °C. Aus: Arbeitsbericht zum DFG-Forschungsvorhaben LI 773/3-2, AP 49/5-2. Grafik: Dr. F. Appel, GKSS

Insgesamt weisen diese Ergebnisse darauf hin, dass bei der Verfestigung von TiAl-Legierungen weniger Versetzungsstrukturen mit weit reichenden inneren Spannungsfeldern entstehen, die thermisch recht stabil sind, als Punkdefekte, die aufgrund ihrer geringen Volumina thermisch wenig stabil sind.

6.5 Untersuchung von Methoden zur Erhöhung der thermischen Stabilität der Randschichtverfestigung

6.5.1 Methoden

Aufgrund der Entfestigungsvorgänge insbesondere im Temperaturbereich oberhalb 700 °C bleibt die durch Kugelstrahlen beziehungsweise Festwalzen erzeugte Oberflächenverfestigung bei Titanaluminiden auf relativ niedrige Anwendungstemperaturen beschränkt. Zur Verbesserung der thermischen Stabilität der Randschichtverfestigung wurden im Rahmen dieser Arbeit deshalb zwei nachfolgend beschriebene Methoden erprobt, mit denen die Ausheilung der Defekte unterdrückt werden sollte.

- 1) Heterogene Keimbildung von Perowskit-Ausscheidungen an Versetzungen
- 2) Alternative Randschichtverfestigung

6.5.2 Heterogene Keimbildung von Perowskit-Ausscheidungen an Versetzungen

Die Methode bezieht sich auf eine modifizierte Oberflächenverfestigung für kohlenstoffhaltige TNB-Legierungen. In diesen Legierungen können mit geeigneten Wärmebehandlungen fein dispers verteilte Perowskit-Ausscheidungen gebildet werden, die Gleit- und Kletttervorgänge von Versetzungen effektiv behindern [36, 37]. Erfolgt die Bildung der Ausscheidungen bevorzugt an Versetzungen, die durch die Randschichtverfestigung induziert werden, so entstehen möglicherweise thermisch stabilere Versetzungsstrukturen im Vergleich zu konventionellen Oberflächenverfestigungen [100]. Ausgehend von diesen Überlegungen erfolgte an stranggepressten Proben der kohlenstoffhaltigen Legierung TNB-V2 nachfolgendes Experiment.

Zylindrische Probenrohlinge (\varnothing 8 mm, 50 mm lang) wurden 0,5 Stunden bei 1305 °C lösungsgeglüht und abgeschreckt (**SHT** – **S**olution **H**eat **T**reatment). Beim Lösungsglühen sollte neben der Auflösung grober Karbide ein Duplexgefüge eingestellt werden, um die Vergleichbarkeit zu bereits vorhandenen Ermüdungsversuchen zu ermöglichen (Abbildung 67). Um eine hohe Versetzungsdichte im oberflächennahen Bereich zu erzeugen, wurden die

Umlaufbiegeproben nach der Fertigung im Bereich der Kehlung anschließend festgewalzt (**T+RB**: 165 N). Danach sind die Proben zwei Stunden bei 750 °C laut [37] ausgelagert worden. Nach dem Abtrag der entstandenen Oxidschicht (~ 15 µm) wurden die Proben im Umlaufbiegeversuch getestet.

In Abbildung 67 ist der Vergleich von Mikrostrukturen der TNB-V2-Legierung zu sehen. Es ist deutlich erkennbar, dass die Mikrostrukturen vergleichbar sind, so dass ein Vergleich der Ergebnisse mit bereits vorliegenden Ermüdungsergebnissen zur Randschichtverfestigung möglich ist.

Das Ermüdungsverhalten der TNB-V2-Legierung nach der alternativen Oberflächenverfestigung (SHT/AC+RB+2h 750°C+EP) ist in Abbildung 68 dargestellt. Es zeigte sich, dass durch eine gezielte heterogene Ausscheidung von Karbiden an Versetzungen das Ermüdungsverhalten kaum verbessert wird und wesentlich schlechter ist als das Ermüdungsverhalten nach Oberflächenverfestigung durch Festwalzen (**T+RB**) am vollständig eingestellten Duplexgefüge (Werkstoff 1 in der Tabelle 1).

Vergleicht man die Randschichteigenschaften nach der alternativen Randschichtverfestigung mit denen nach konventioneller Oberflächenverfestigung so zeigt sich, dass der Mikrohärteanstieg nach der alternativen Randschichtverfestigung geringer ist (Abbildung 69: Kurven AC und **T+RB**). Gleichzeitig weist die verfestigte Randschicht nahezu keine Eigenspannungen auf (Abbildung 69 AC und RB). Beides führt zu dem zunächst nicht erwarteten geringen Effekt auf das Ermüdungsverhalten. Eine Ursache für die geringe Verfestigungswirkung nach der alternativen Randschichtverfestigung ist sicher die während der Auslagerung bei 750 °C gleichzeitig ablaufende Entfestigung aufgrund einer starken Abnahme der Versetzungsdichte. Entsprechend den Ergebnissen aus dem Punkt 6.4.2 ist oberhalb 700 °C bereits nach kurzen Auslagerungszeiten eine deutliche Abnahme der Halbwertsbreite und damit der Versetzungsdichte zu erwarten. Die sich bei der Auslagerung bei 750 °C bildenden Ausscheidungen werden damit nicht in der Lage sein ausreichend viele Versetzungen zu blockieren.

Die Untersuchungen zum Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit nach dem Lösungsglühen auf die Ausscheidungsreaktion bei alternativer Oberflächenverfestigung haben keine deutlichen Auswirkungen auf die Eigenspannungen und Mikrohärtewerte im oberflächennahen Bereich gezeigt (Abbildung 69a und Abbildung 70). Unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit von der Lösungsglühtemperatur (Luft (AC)- bzw. Ölabbkühlung (OQ)) wurden keine Eigenspannungen nachgewiesen. Die Mikrohärte-Tiefen-Profile nach modifizierter Oberflächenverfestigung sind mit den Mikrohärte-Tiefen-Profilen nach konventioneller Oberflächen-

verfestigung durch Festwalzen des komplett eingestellten Endgefüges vergleichbar (Abbildung 69).

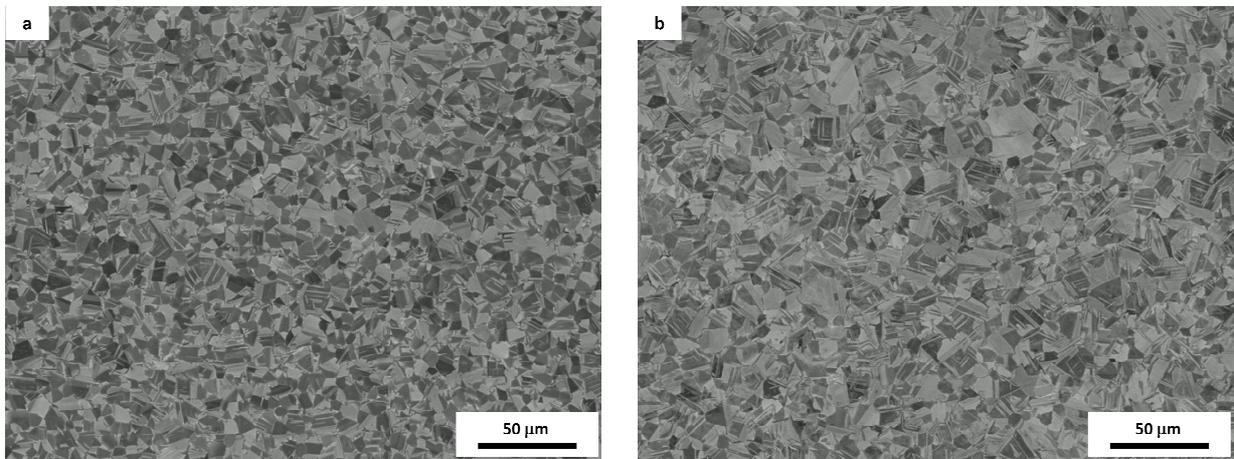


Abbildung 67: Nahezu vollständig lamellare Mikrostrukturen nach Glühung von stranggepresstem Material dicht unterhalb der α -Transustemperatur; a) Werkstoff 1 entsprechend Tabelle 1, b) Werkstoff 2 (Tabelle 1) nach der Wärmebehandlung 0,5 h bei 1305 °C/ Luft + 2h bei 750°C/ Luft

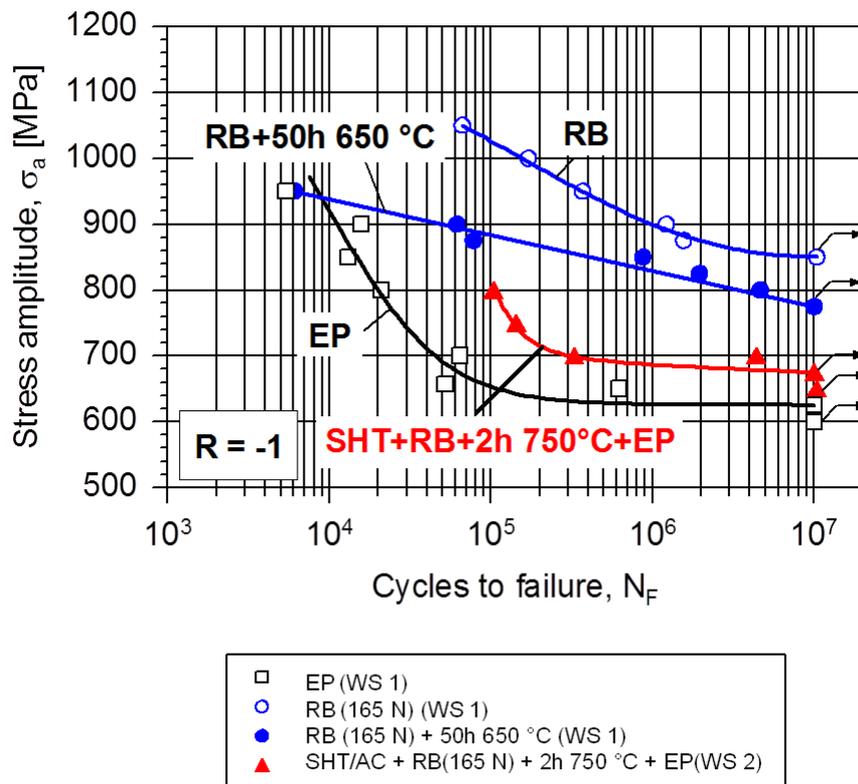
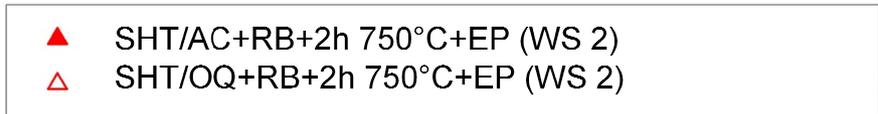
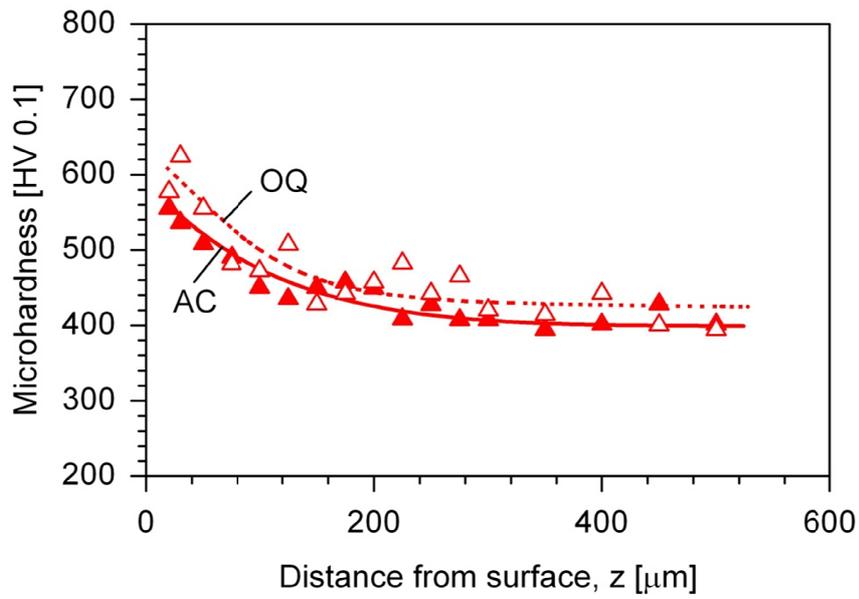
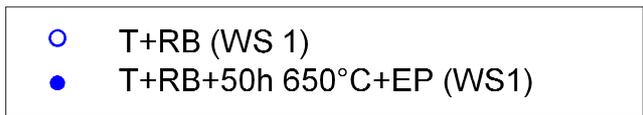
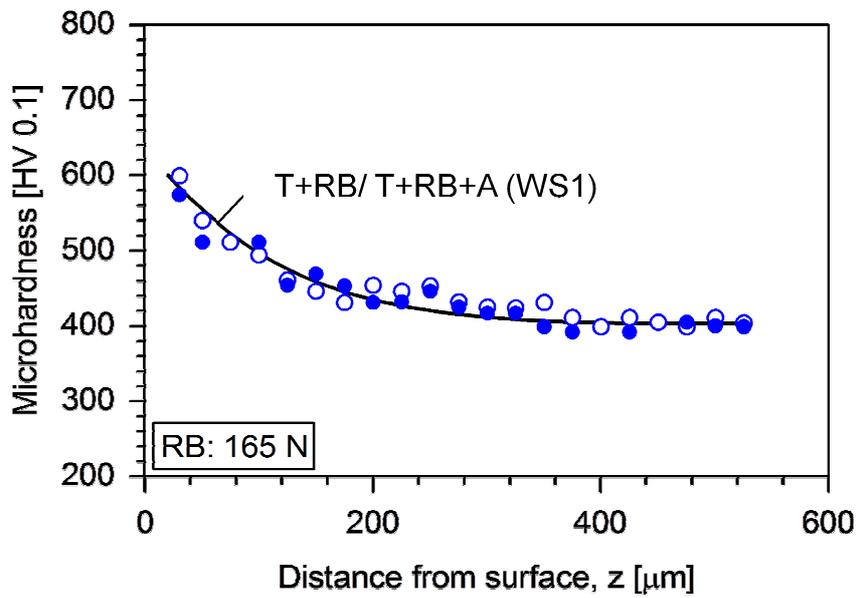


Abbildung 68: Ermüdungsverhalten der TNB-V2-Legierung nach alternativer Oberflächenverfestigung im Vergleich zu konventioneller Oberflächenverfestigung



a)



b)

Abbildung 69: Härte-Tiefen-Profile nach a) alternativer Oberflächenverfestigung im Vergleich zu b) konventioneller Oberflächenverfestigung

Eine weitere Ursache kann der mit 0,2 At. % relativ geringe Kohlenstoffgehalt in der Legierung TNB-V2 sein. Entsprechend [38] setzt ein deutlicher Aushärtungseffekt durch fein dispers verteilte Perowskit-Ausscheidungen erst oberhalb von 0,2 At. % Kohlenstoff ein. Der mittels Gas-Extraktion bestimmte Kohlenstoffgehalt zeigte 0,2 At. % und kann als kritischer Grenzwert betrachtet werden. Als Weiteres wurde angenommen, dass die Lösungsglüh-temperatur zu hoch ist. Das bedeutet, dass die Lösung von Kohlenstoff vorrangig in der α -Phase abläuft und es kaum zur Bildung von Karbiden in der γ -Phase kommt. Dazu wurden die weiteren Experimente laut [37] bei einer Lösungsglüh-temperatur von 1250 °C und längerer Haltezeit (1 Stunde) zur vollständigen Auflösung von groben Karbiden durchgeführt. Die Ausscheidungskinetik wurde an unverfestigtem Material (TNB-V2 und Ti-48Al-2Cr-0.2C) überprüft. Ziel der Auslagerungsexperimente war, die durch die Lösungsglühung feinverteilten Verunreinigungsdefekte in eine zur Erhöhung der Fließspannung bzw. Makro-härte geeignete Dispersion von Ausscheidungen zu überführen (Abbildung 71). Es ist klar erkennbar, dass für beide untersuchten Legierungen keine deutliche Härtesteigerung nach der Auslagerung nachweisbar ist.

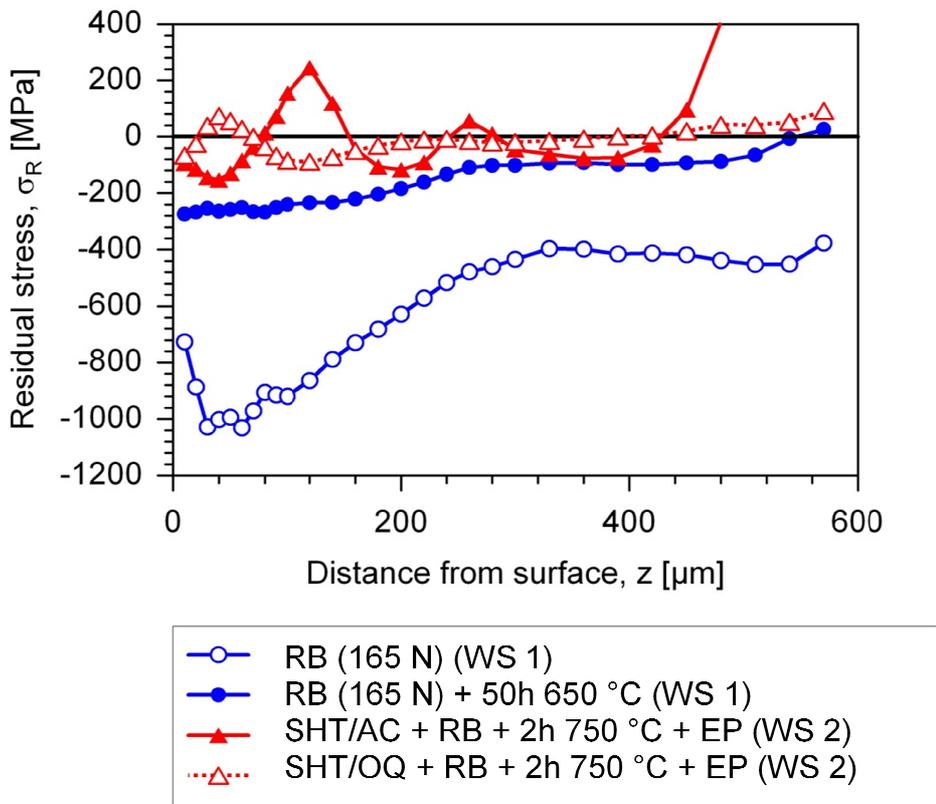


Abbildung 70: Eigenspannungs-Tiefen-Profile nach modifizierter Oberflächenverfestigung im Vergleich zu konventioneller Oberflächenverfestigung (AC - Luftabkühlung, OQ - Ölbadkühlung)

In wissenschaftlichen Gesprächen zu diesem Befund wies *Appel* [105] darauf hin, dass die Legierungszusammensetzung der Legierung TNB-V2 möglicherweise nicht optimal ist. Aufgrund des niedrigen Al-Gehaltes in der TNB-V2-Legierung ist der Volumenanteil der α_2 -Phase relativ hoch. Da die α_2 -Phase eine höhere Löslichkeit für Kohlenstoff als die γ -Phase hat [101], wurde der größte Teil des Kohlenstoffs vermutlich durch die α_2 -Phase aufgenommen. Da die Legierung bei einer sehr hohen Temperatur stranggepresst wurde, ist wahrscheinlich ein hoher Anteil an Kohlenstoff an den zahlreichen neu gebildeten Grenzflächen ausgeschieden. Insgesamt lag dadurch in der γ -Phase nicht genügend Kohlenstoff für den gewünschten Effekt vor. Höhere Kohlenstoffgehalte wirken sich aber nachteilig auf die Konstitution von Legierungen mit der Basiszusammensetzung Ti-45Al-(5-10)Nb aus. Außerdem hat *Appel* [105] darauf hingewiesen, dass bei den erforderlichen Glühbehandlungen eine unerwünschte Versprödung von TiAl-Legierungen auftritt. Dieser Effekt ist erst in jüngster Zeit als generelles Problem bei TiAl-Legierungen erkannt worden. Es gibt zurzeit weder eine zufriedenstellende Erklärung noch Lösungsvorschläge für das Phänomen oder Vorschläge für die Überwindung des Problems.

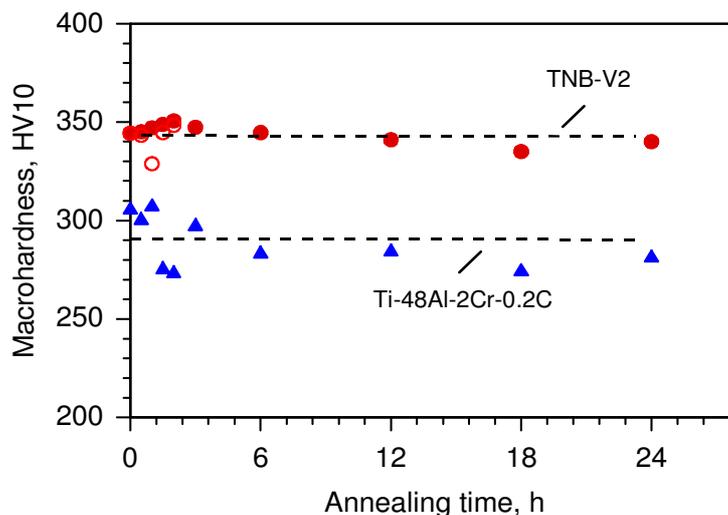


Abbildung 71: Makrohärte lösungsgeglühter γ -TiAl-Legierungen (TNB-V2 und Ti-48Al-2Cr-0.2C) in Abhängigkeit von der Auslagerungszeit

6.5.3 Randschichtverfestigung durch gezielte Phasenumwandlung der Randschicht

Diese Methode für die Erhöhung der thermischen Stabilität der Randschichtverfestigung beruht auf einer bei GKSS neu entwickelten Wärmebehandlung für TNB-Legierungen. Dabei

wird das Duplexgefüge an der Oberfläche in ein feinkörniges lamellares Gefüge umgewandelt. Das gradierte Gefüge lässt Vorteile für Hochtemperaturanwendungen erwarten, da die feinkörnig lamellare Randschicht zu einer verbesserten Hochtemperatur-Ermüdungsfestigkeit und das feine Duplexgefüge im Kern für eine gleichzeitig ausreichende hohe Duktilität sorgt. Da das lamellare Randschichtgefüge einen relativ großen Anteil weniger dicht gepackter Phasen enthält wie die α_2 -Phase oder anderer verwandter Phasen wie B2, B19 oder B33 [42], können im Ergebnis dieser Wärmebehandlung in der Randschicht Druckeigenspannungen entstehen, die vermutlich thermisch sehr stabil sind, da die eingestellten Mikrostrukturen im Temperaturbereich des vorgesehenen Einsatzes von Titanaluminiden (650°C – 800°C) thermisch stabil bleiben. Zur Erprobung der Methode war es zunächst erforderlich, Glüh Temperatur und -zeit für die gewünschte Gefügeumwandlung am Rand zu optimieren. In weiteren Tests wurde außerdem versucht, die durch Oberflächenverfestigung gespeicherte mechanische Energie für die Gefügetransformation am Rand zu nutzen. Dazu wurden die bearbeiteten Proben vor der Wärmebehandlung festgewalzt.

Abbildung 72 zeigt für die Legierung TNB-V5 die Randschichtumwandlung im Vergleich zum extrudierten Ausgangsmaterial. Man erkennt, dass neben der angestrebten vollständig lamellaren Randschicht (Abbildung 72b rechts) auch im Kern eine Gefügeumwandlung erfolgt ist (Abbildung 72b links), die nicht beabsichtigt war, sich aber technisch bei Glühungen im Kammerofen mit abschließender Abschreckung nicht vermeiden ließ. Die Dicke der vollständig lamellaren Randschicht, die bei den Glühversuchen erzeugt werden konnte, lag zwischen 100 bis 150 μm .

Die röntgenographische Phasenanalyse erfolgte laut Abbildung 73 sowohl in der Randschicht als auch im transformierten Kern der Proben.

Abbildung 74 stellt die Röntgenbeugungsuntersuchungen der TNB-V5-Legierung vor und nach der alternativen Wärmebehandlung dar. Es ist deutlich erkennbar, dass der α_2 -Volumenanteil in der Randschicht durch die Phasenumwandlung zunimmt. Die Entstehung weiterer Phasen ist aus den Diffraktogrammen nicht ersichtlich.

Aufgrund der α_2 -Phasenbildung im Randbereich entstehen im oberflächennahen Bereich Druckeigenspannungen, die deutlich tief reichender sind als die transformierte Randschicht. Man erkennt außerdem, dass das Festwalzen vor der Kurzzeitglühung zu erhöhten Druckeigenspannungen im oberflächennahen Bereich und zu einer Erhöhung der Mikrohärtewerte in der Randschicht führt (Abbildung 75).

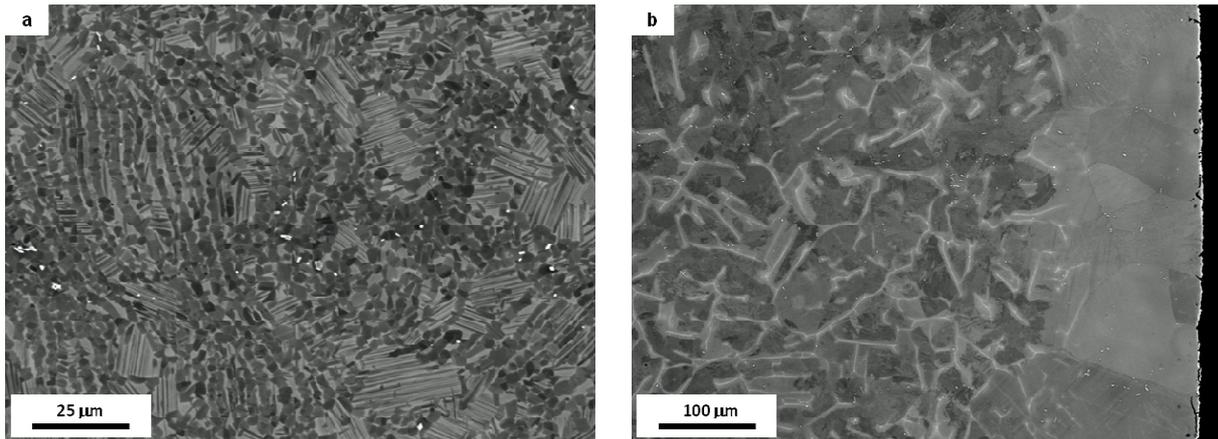


Abbildung 72: a) Stranggepresster Ausgangszustand der TNB-V5-Legierung (Querschliff); b) Randschichtumwandlung nach alternativer Wärmebehandlung, lamellare Randschicht ist etwa 150 μm dick

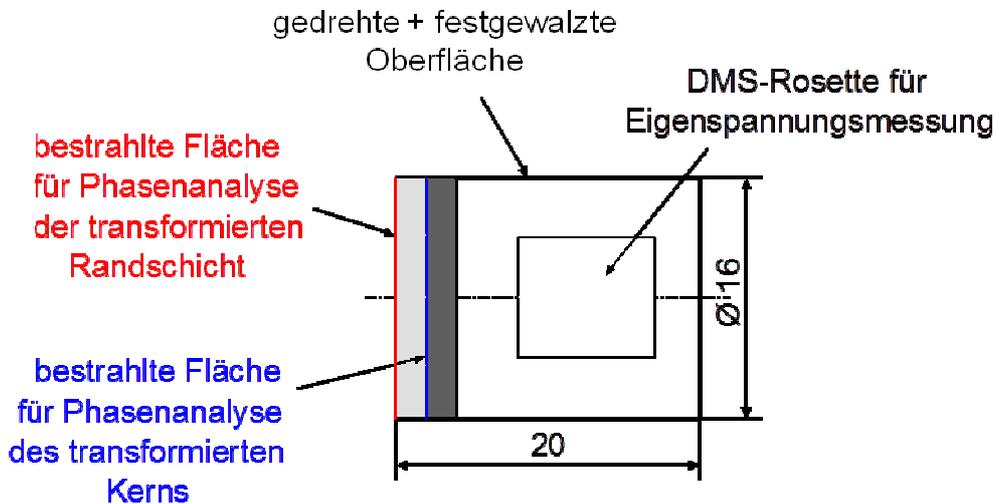


Abbildung 73: Schematische Darstellung der bestrahlten Flächen für die Phasenanalyse nach der alternativen Randschichtverfestigung

Die Druckeigenstressungen in der Randschicht, die durch die Gefügeumwandlung am Rand erzeugt wurden, sind im Vergleich zu den Druckeigenstressungen nach konventioneller Oberflächenverfestigung betragsmäßig zwar deutlich geringer, aber thermisch eindeutig stabiler (Abbildung 76). Dieser prinzipielle Vorteil gegenüber dem Kugelstrahlen und Festwalzen unterstreicht das Potential der Methode.

Die Gefügeumwandlung am Rand konnte in weiteren Tests auch an Ermüdungsproben erzeugt werden. Die Ermüdungsversuche selbst waren nicht erfolgreich, was vermutlich auf eine Versprödung der Oberfläche durch die kurzzeitige Glühung bei sehr hohen Temperaturen zurückzuführen ist [102-104]. Obwohl die Proben nach der Glühung sorgfältig poliert wurden, konnte mit dem Abtrag nicht die gesamte versprödete Randschicht abgetragen und gleichzeitig abgesichert werden, dass die umgewandelte Randschicht, die die Druck-

eigenspannungen verursacht, nicht entfernt wird. In Abbildung 77 ist die Bruchfläche einer Ermüdungsprobe mit umgewandelter Randschicht gezeigt. Man erkennt deutlich den äußeren versprödeten Bereich. Die Dicke des Bereichs korreliert mit der Dicke der umgewandelten Randschicht nach dem Polieren und beträgt in diesem Fall etwa 50 bis 60 μm .

Die alternative Randschichtverfestigung bietet durch lokale Phasentransformation gute Möglichkeiten zur Überwindung des generellen Problems von mechanisch verfestigten Oberflächen sowie der geringen thermischen Stabilität der Verfestigung. An dieser Stelle wäre zu empfehlen, Phasenumwandlungen bei tieferen Temperaturen auszunutzen, wodurch die Oxidationsprobleme weitgehend vermieden werden könnten.

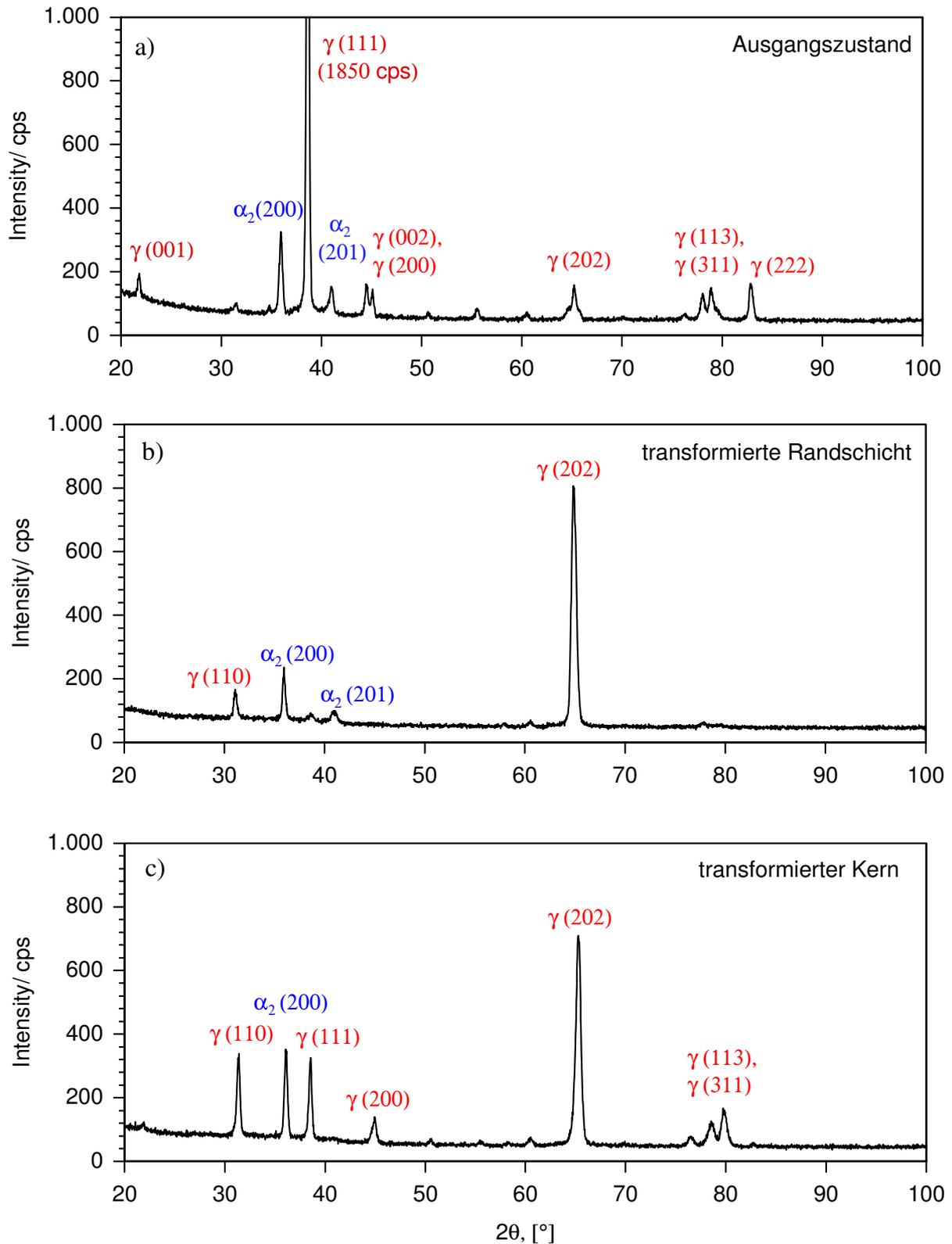


Abbildung 74: Diffraktogramme der TNB-V5-Legierung mit Cu $K\alpha_1$ -Strahlung:

a) extrudierter Ausgangszustand (Querschliff), Gitterkonstanten: γ -Phase: $a = 0,4017$ nm; $c = 0,4074$ nm; α_2 -Phase: $a = 0,5764$ nm; $c = 0,4656$ nm;

b) transformierte Randschicht gemäß Abb. 72: Gitterkonstanten: γ -Phase: $a = 0,3985$ nm; $c = 0,4140$ nm; α_2 -Phase: $a = 0,5766$ nm; $c = 0,4712$ nm;

c) transformierter Kern (Querschliff), Gitterkonstanten: γ -Phase: $a = 0,4032$ nm; $c = 0,4066$ nm

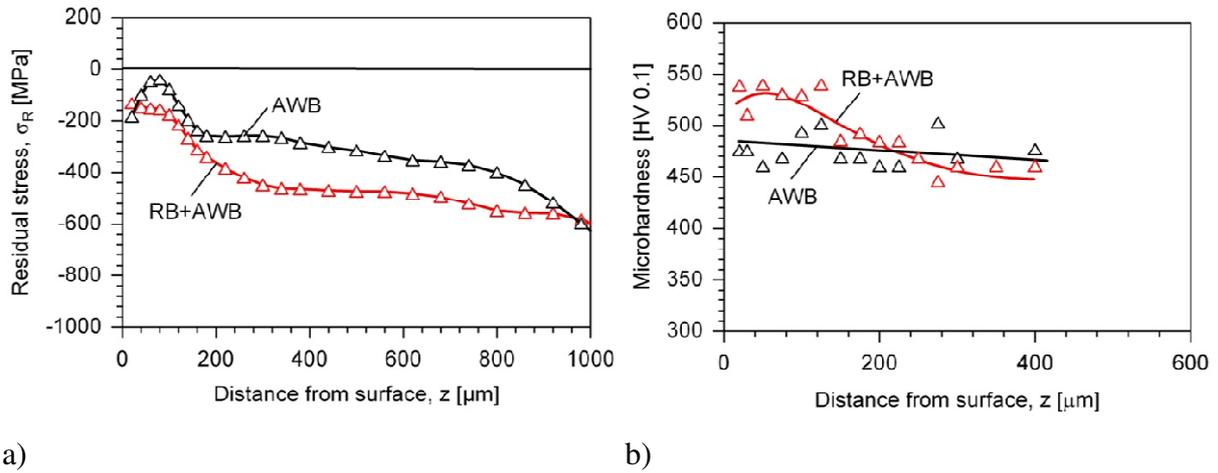


Abbildung 75: Einfluss des Festwalzens auf a) das Eigenspannungs-Tiefen-Profil und b) das Härte-Tiefen-Profil nach alternativer Randschichtverfestigung

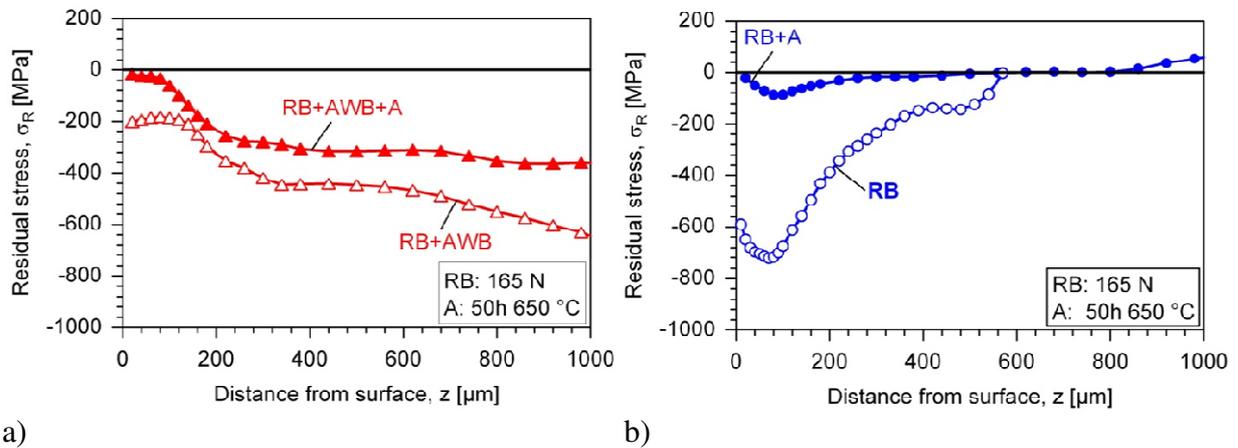


Abbildung 76: Einfluss einer Glühung 50 h bei 650 °C auf das Eigenspannungs-Tiefen-Profil nach a) alternativer Randschichtverfestigung und b) nach mechanischer Behandlung durch das Festwalzen

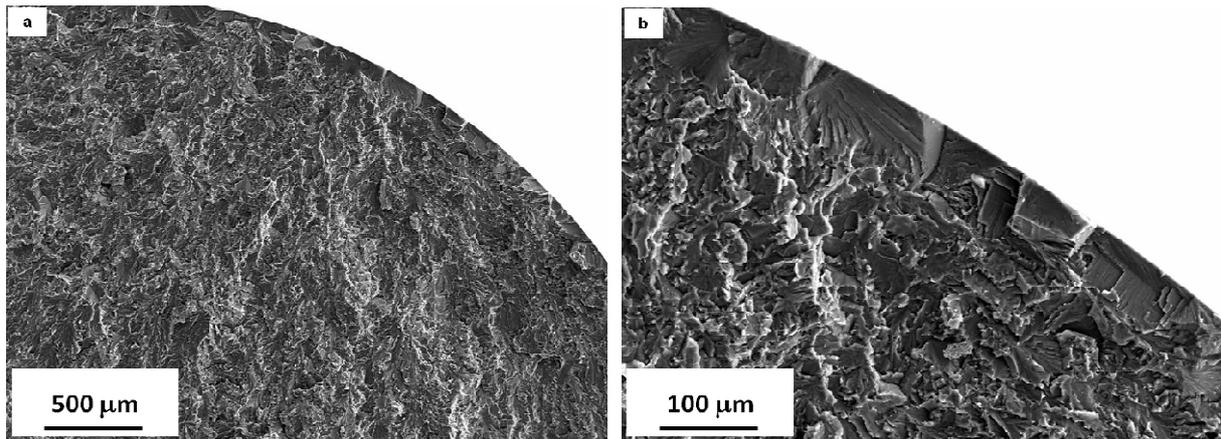


Abbildung 77: Bruchfläche der TNB-V5-Legierung nach alternativer Randschichtverfestigung (RB + AWB (1410 °C/120 s/Öl)). Bruch der Probe bereits bei Lastaufbringung für Umlaufbiegeprüfung. Umgewandelte, vollständig lamellare Randschicht (50 bis 60 μm) ist auf der Bruchfläche deutlich erkennbar. Sekundärelektronenkontrast

7 Zusammenfassung

Gegenstand der vorliegenden Arbeit war die Untersuchung mechanischer Oberflächenbehandlungen zur Verbesserung des Ermüdungsverhaltens der hochfesten TiAl-Legierungen TNB-V2 und TNB-V5. Dazu wurden das Kugelstrahlen und das Festwalzen angewendet, wobei die Strahlintensität der Kugelstrahlbehandlung und die Festwalzkraft beim Festwalzen in weiten Grenzen variiert wurden. Für die Bewertung des Verfestigungspotentials durch Kugelstrahlen bzw. Festwalzen wurden die prozessinduzierten Randschichteigenschaften wie Rauheit, Eigenspannungen, Mikrohärtigkeit, Halbwertsbreite und Mikrostrukturänderungen systematisch untersucht und verglichen. Im Hinblick auf die vorgesehenen Hochtemperaturanwendungen von Titanaluminiden wurden außerdem Untersuchungen zur Stabilität der Randschichtverfestigung gegenüber thermischer Erholung und Ausheilung durchgeführt. Zur Verbesserung der thermischen Stabilität der Randschichtverfestigung nach konventioneller mechanischer Oberflächenbehandlung wurden in der Endphase der Arbeit außerdem neue Verfahren zur Randschichtverfestigung durch Implementieren von Ausscheidungsreaktionen bzw. Phasentransformationen erprobt.

Die wichtigsten Ergebnisse der Arbeit können wie folgt zusammengefasst werden:

- 1) Kugelstrahlen ungekerbter Proben führt zu Wechselfestigkeitssteigerung bis zu 20 % und Lebensdauerverbesserung im Zeitfestigkeitsbereich um 2 bis 3 Größenordnungen gegenüber dem elektrolytisch polierten Zustand. Die starke Erhöhung der Wechselfestigkeit der TNB-Legierungen ist durch hohe Mikrohärtesteigerung um etwa 200 HV 0,1 und hohe Druckeigenspannungen bis zu -1000 MPa in der Randschicht verursacht. Gleichzeitig findet die Ermüdungsrissbildung etwa 200 μm unter der Oberfläche statt, so dass der negative Einfluss der großen Rauheit nach dem Kugelstrahlen überkompensiert wird.
- 2) Festwalzen ungekerbter Proben führt zu keiner Verbesserung des Ermüdungsverhaltens im Vergleich zum elektrolytisch polierten Referenzzustand. Die Ursache hierfür ist der nahezu nicht vorhandene Mikrohärteanstieg direkt an der Oberfläche. Die durch das Festwalzen induzierten hohen Druckeigenspannungen sind zyklisch nicht stabil und werden nach wenigen Zyklen abgebaut.
- 3) Die Auswirkung mechanischer Oberflächenbehandlung durch Kugelstrahlen bzw. Festwalzen auf das Ermüdungsverhalten gekerbter Proben ist besonders wirkungsvoll. So beträgt die Steigerung der dauerhaft ertragbaren Nennspannung für die TNB-V2-Legierung durch Kugelstrahlen etwa 86 % und durch das Festwalzen etwa 67 % gegenüber dem

elektrolytisch polierten Referenzzustand, so dass die Kerbwirkung fast vollständig überkompensiert wird.

4) Spanende Bearbeitung durch Drehen kann zu ähnlichen Randschichtverfestigungen mit ähnlicher Tiefenwirkung im Vergleich zum Kugelstrahlen führen. Der positive Effekt des Drehens auf das Festigkeitsverhalten bei der Bauteilauslegung ist jedoch nicht verwendbar, da der Oberflächenverfestigungszustand nach spanender Bearbeitung je nach Verfahren und Werkzeugzustand sehr stark variieren kann. Der Abtrag beim elektrolytischen Polieren gedrehter Proben muss berücksichtigt werden, da die Dauerfestigkeit erheblich von der Höhe der vorliegenden Druckeigenspannungen und Verfestigung abhängig ist.

5) Für Einsatztemperaturen oberhalb 700 °C ist die Randschichtverfestigung durch Kugelstrahlen nicht effektiv, da die durch die Kaltverfestigung induzierten Defekte sehr schnell ausheilen. Ergebnisse der Dehnratenwechselversuche hatten gezeigt, dass bei der Verfestigung von TiAl-Legierungen Punktdefekte wie Versetzungsdipole und Punktdefekt-agglomerate entstehen, die aufgrund ihrer geringen Volumina thermisch wenig stabil sind, und der damit im Zusammenhang stehende Anteil der Verfestigung bei relativ niedrigen Temperaturen wieder ausgeheilt werden kann.

6) Entsprechend kommt es nach dem Glühen im Temperaturbereich oberhalb 600 °C zu einem deutlichen Abbau der Randschichtverfestigung. Dabei werden die Eigenspannungen bei Temperaturen von 500 °C bis 700 °C im Vergleich zur Versetzungsdichte deutlich schneller abgebaut. Die Ermüdungsfestigkeit kann durch das Kugelstrahlen erhöht werden, wenn gleichzeitig die Oberflächenrauheit durch elektrolytisches Polieren reduziert wird

7) Es wurden zwei Methoden zur Erhöhung der thermischen Stabilität der Randschichtverfestigung untersucht:

- Heterogene Ausscheidung von feindispers verteilten Karbiden an Versetzungen durch modifizierte Oberflächenverfestigung der kohlenstoffhaltigen TNB-V2-Legierung.
- Gezielte Phasenumwandlung im Randbereich durch Hochtemperatur-Kurzzeitglühung der TNB-Legierungen.

Die erste Methode war nicht erfolgreich, da während der Bildung der Ausscheidungen bereits deutliche Entfestigung abläuft. Dagegen bietet die Randschichtverfestigung durch lokale Phasenumwandlungen gute Möglichkeiten, das generelle Problem von mechanisch verfestigten Oberflächen, die geringe thermische Stabilität der Verfestigung aufweisen, zu überwinden. Ermüdungsversuche an umgewandelten Proben waren jedoch nicht erfolgreich, da gleichzeitig Versprödung der Oberfläche durch den Sauerstoffeintrag passiert.

In zukünftigen Arbeiten zum Einfluss mechanischer Oberflächenbehandlung auf das Ermüdungsverhalten von γ -TiAl-Basislegierungen muss ein Verständnis entwickelt werden, welche Strahlmitteln, Strahlintensitäten bzw. welche Strahlarten den größeren Beitrag zur Verbesserung der Hochtemperaturemüdungsverhalten leisten.

Weiterhin sollen für die untersuchten Legierungen die Wöhler-Linien im Bereich der Anwendungstemperaturen ermittelt werden. Die Versuchsdurchführung an kleinen Proben mit genormten Abmessungen ist jedoch mit einem sehr hohen Aufwand verbunden und technisch schwer realisierbar.

Eine der weiteren zukünftigen Aufgaben besteht in der Entwicklung von neuen robusten beta-gamma-TiAl Legierungen, die durch Stabilisierung der β -Ti-Phase auf legierungstechnischem Weg aus den bekannten γ -TiAl Basislegierungen entstehen. Damit soll durch den Einbau der kubisch raumzentrierten β -Ti-Phase insbesondere die Umformbarkeit im Temperaturgebiet zwischen 1100 °C und 1300 °C entscheidend verbessert werden, ohne die wesentlichen vorteilhaften Eigenschaften nennenswert zu beeinträchtigen.

Die Voraussetzungen für die Umsetzung von Titanaluminiden in die Praxis sind die Optimierung und Weiterentwicklung wirtschaftlicher Prozesse zur Herstellung der Halbzeuge mit optimierten Eigenschaften sowie Entwicklung zuverlässiger Schutzsysteme zur Erhöhung der Oxidationsbeständigkeit bei hohen Temperaturen.

Literaturverzeichnis

1. <http://www.flightglobal.com/articles/2006/06/13/207148/power-house.html>.
2. T. K. Heckel, *Isotherme und Thermomechanische Ermüdung von Titanlegierungen. Vergleich einer kommerziellen near- α -Legierung mit einer TiAl-Legierung der 3. Generation*, Dissertation, Universität Siegen, 2009.
3. A. Drechsler, *Einfluss des Festwalzens auf das Dauerschwingverhalten der metastabilen Beta-Titanlegierung Ti-10V-2Fe-3Al*, Dissertation, Brandenburgische Technische Universität Cottbus, 2001.
4. D. M. Dimiduk, *Gamma titanium aluminide alloys: an assessment within the competition of aerospace structural materials*. Materials Science and Engineering A, 1999. 263(2): p. 281-288.
5. D. Herrmann, *Diffusionsschweißen von γ (TiAl)-Legierungen: Einfluss von Zusammensetzung, Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften*, Dissertation, Technische Universität Hamburg-Harburg, 2009.
6. S. Knippscheer and G. Frommeyer, *Neu entwickelte TiAl-Basislegierungen für den Leichtbau von Triebwerks- und Motorkomponenten-Eigenschaften, Herstellung, Anwendung*. Mat.-wiss. u. Werkstofftech., 2006. 37(9): p. 724-730.
7. [http://www.rolls-royce.com/Images/brochure TrentXWB tcm92-5753.pdf](http://www.rolls-royce.com/Images/brochure_TrentXWB_tcm92-5753.pdf).
8. F. Appel, M. Oehring, and R. Wagner, *Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys*. Intermetallics, 2000. 8: p. 1283-1312.
9. F. Appel and M. Oehring, *γ -Titanaluminid-Legierungen: Legierungsentwicklung und Eigenschaften in Titan und Titanlegierungen*, M. Peters and C. Leyens, Editors. 2002, Wiley-VCH. p. 39-137.
10. C. McCullough, *et al.*, *Phase Equilibria and Solidification in Ti-Al Alloys*. Acta Metallurgica, 1989. 37: p. 1321.
11. W. Smarsly. *Titanaluminide als Leichtbauwerkstoff*. in MATERIALICA Kongress „INNOVATIVER LEICHTBAU mit Metall“. 2007.
12. A. K. Singh, K. Muraleedharan, and D. Banerjee, *Solidification structure in a cast [γ] alloy*. Scripta Materialia, 2003. 48(6): p. 767-772.
13. S. M. L. Sastry and H. A. Lipsitt, *Fatigue deformation of TiAl base alloys*. Metall. Trans. A, 1977. 8A: p. 299-308.
14. H. Clemens *at all.*, *Titanaluminid. Ein innovativer Werkstoff für hohe Temperaturen*. in *Werkstoffkongress 04./05.11.2004*. Leoben.
15. H. Clemens, *et al.*, *Processing and Application of Engineering γ -TiAl Based Alloys*, in *Ti-2003. Science and Technology*, J.A. G. Lütjering, Editor. 2004, Wiley-VCH.

16. Y.-W. Kim, *Microstructural evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy*. Acta Metallurgica et Materialia, 1992. 40(6): p. 1121-1134.
17. W. J. Zhang, U. Lorenz, and F. Appel, *Recovery, recrystallization and phase transformations during thermomechanical processing and treatment of TiAl-based alloys*. Acta Materialia, 2000. 48(11): p. 2803-2813.
18. F. Appel, *et al.*, *Thermally activated deformation mechanisms in micro-alloyed two-phase titanium aluminide alloys*. Materials Science and Engineering A, 1997. 233(1-2): p. 1-14.
19. F. Appel, *Diffusion assisted dislocation climb in intermetallic gamma TiAl*. Materials Science and Engineering A, 2001. 317(1-2): p. 115-127.
20. F. O. R. Fischer, *Isothermes und thermomechanisches Hochtemperaturermüdungsverhalten einer γ -TiAl-Legierung*, in *Institut für Werkstofftechnik*, Dissertation, Universität Siegen, 2000.
21. F. Appel and R. Wagner, *Microstructure and deformation of two-phase [gamma]-titanium aluminides*. Materials Science and Engineering: R: Reports, 1998. 22(5): p. 187-268.
22. G. L. Chen, *et al.*, *Microstructure and Properties of High-Nb Containing TiAl-Base Alloys*, in *Gamma Titanium Aluminides 1999*, Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk, and M.H. Loretto, Editors. 1999, The Minerals, Metals and Materials Society.
23. F. Appel, *et al.*, *Recent Progress in the Development of Gamma Titanium Aluminide Alloys*. Advanced Engineering Materials, 2000. 2(No. 11): p. 699-720.
24. S. P. Brookes, *Thermo-mechanical fatigue behaviour of the near- γ -titanium aluminide alloy TNB-V5 under uniaxial and multiaxial loading*, Dissertation, Herausgeber: BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 2009.
25. Y. Mutoh, *et al.*, *Effect of microstructure on fatigue crack growth in TiAl intermetallics at elevated temperature*. Materials Science & Engineering, 2000. A323: p. 62-69.
26. H. Kestler and H. Clemens, *Herstellung, Verarbeitung und Anwendungen von γ (TiAl)-Basislegierungen*, in *Titan und Titanlegierungen*, M. Peters and C. Leyens, Editors. 2002, Wiley-VCH. p. 369-405.
27. J. Kumpfert, Y. W. Kim, and D. M. Dimiduk, *Effect of microstructure on fatigue and tensile properties of the gamma TiAl alloy Ti-46.5Al-3.0Nb-2.1Cr-0.2W*. Materials Science & Engineering, 1995. A192/193: p. 465-473.
28. T. Fujiwara, *et al.*, *Deformation of polysynthetically twinned crystals of TiAl with a nearly stoichiometric composition*. Philosophical Magazine A, 1990. 61(4): p. 591-606.
29. C. Koeppe, *et al.*, *General Aspects of the Thermomechanical Treatment of Two-Phase Intermetallic TiAl Compounds*. Metall. Trans. A, 1993. 24A: p. 1795-1806.

30. U. Fröbel and F. Appel, *Strain ageing in γ (TiAl)-based titanium aluminides due to antisite atoms*. Acta Materialia, 2002. 50(14): p. 3693-3707.
31. W. J. Zhang and F. Appel, *Effect of Al content and Nb addition on the strength and fault energy of TiAl alloys*. Materials Science and Engineering A, 2002. 329-331: p. 649-652.
32. T. Tetsui, *Effects of high niobium addition on the mechanical properties and high-temperature deformability of gamma TiAl alloy*. Intermetallics, 2002. 10: p. 239-245.
33. J. D. H. Paul, F. Appel, and R. Wagner, *The Compression Behaviour of Niobium Alloyed γ -Titanium Aluminides*. Acta Materialia, 1998. 46(4): p. 1075-1085.
34. P. I. Gouma and M. J. Mills, *Characterization of the precipitation process in a TiAl-based alloy with carbon and silicon additions*. Philosophical Magazine Letters, 1998. 78(1): p. 59-66.
35. P. I. Gouma, M. Karadge, and Y.-W. Kim, *Precipitation Strengthening of Fully Lamellar Gamma-TiAl Alloyed With Carbon and Silicon* Materials Science Forum, 2003. 426-432: p. 4635.
36. S. Chen, P. A. Beaven, and R. Wagner, *Carbide Precipitation in γ -TiAl Alloys*. Scripta Metallurgica et Materialia, 1992. 26: p. 1205-1210.
37. U. Christoph, *Mischkristall- und Ausscheidungshärtung zweiphasiger Gamma-Titanaluminidlegierungen*, Dissertation, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH. Geesthacht, 1997.
38. U. Christoph, F. Appel, and R. Wagner, *Dislocation dynamics in carbon-doped titanium aluminide alloys*. Materials Science & Engineering, 1997. A239-240: p. 39-45.
39. W. H. Tian and M. Nemoto, *Effect of carbon addition on the microstructures and mechanical properties of γ -TiAl alloys* Intermetallics, 1997. 5(3): p. 237-244.
40. W. H. Tian, T. Sano, and M. Nemot, *Structure of perovskite carbide and nitride precipitates in $L1_0$ -ordered TiAl*. Phill. Mag., 1993. A 68: p. 965.
41. F. Appel, M. Oehring, and J. D. H. Paul, *Nano-Scale Design of TiAl Alloys Based on δ -Phase Decomposition*. Advanced Engineering Materials, 2006. 8(5): p. 371-376.
42. F. Appel, M. Oehring, and J. D. H. Paul, *A novel in situ composite structure in TiAl alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2008. 493(1-2): p. 232-236.
43. A. Hellwig, M. Palm, and G. Inden, *Phase equilibria in the Al-Nb-Ti system at high temperatures*. Intermetallics, 1998. 6(2): p. 79-94.
44. M. Takeyama and S. Kobayashi, *Physical metallurgy for wrought gamma titanium aluminides: Microstructure control through phase transformations*. Intermetallics, 2005. 13(9): p. 993-999.

45. T. T. Cheng and M. H. Loretto, *The decomposition of the beta phase in Ti-44Al-8Nb and Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si alloys*. Acta Materialia, 1998. 46(13): p. 4801-4819.
46. L. Wagner, *Der Einfluss von Kugelstrahlen auf das Ermüdungsverhalten hochfester Titanlegierungen*, Dissertation, Abteilung für Maschinenbau der Ruhr-Universität Bochum, 1981.
47. D. Roth-Fagaraseanu, *Entwicklung und Bewertung von Herstellungsprozessen für TiAl Verdichterschaufeln*. Dissertation, Brandenburgische Technische Universität: Cottbus, 2008.
48. A. Zeller, *Einfluss von Wasserdampf auf die Oxidations-, Kriech- und Ermüdungseigenschaften einer TiAl-Legierung*. Dissertation, RWTH Aachen, 2001.
49. G. Henaff and A.-L. Gloanec, *Fatigue properties of TiAl alloys*. Intermetallics, 2005. 13(5): p. 543-558.
50. M. Roth and H. Biermann, *Thermo-mechanical fatigue behaviour of the γ -TiAl alloy TNB-V5*. Scripta Materialia, 2006. 54: p. 137-141.
51. V. Bauer and H.-J. Christ, *Thermomechanical fatigue behaviour of a third generation γ -TiAl*. Intermetallics, 2009. 17: p. 370-377.
52. P. Bowen, N. J. Rogers, and Q. W. James, *Fracture and Fatigue of Cast Gamma TiAl Based Aluminides*, in *Gamma Titanium Aluminides*, R.W. Y.-W. Kim, M. Yamaguchi, Editor. 1995, The Minerals, Metals and Materials Soc. p. 849-865.
53. J. M. Larsen, *Assuring reliability of gamma titanium aluminides in long-term service*, in *Gamma titanium aluminides. The Materials, Metals and Minerals Society*, Y.-W. Kim, D.M. Dimiduck, and M. Loretto, Editors. 1999. p. 463-472.
54. S. J. Trail and P. Bowen, *Effects of stress concentrations on the fatigue life of a gamma-based titanium aluminide*. Materials Science and Engineering 1995. A192/193: p. 427434.
55. M. Glavatskikh, *et al.*, *Surface Strengthening for Enhanced Fatigue Performance of Gamma Titanium Aluminides*, in *TMS 2008*, New Orlean.
56. D. Radaj, *Ermüdungsfestigkeit. Grundlagen für Leichtbau, Maschinen- und Stahlbau*. 1995: Springer.
57. Y.-W. Kim and D. M. Dimiduk, *Structural Intermetallics 1997* in *TMS*, R.D. M.V. Nathal, C.T. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle, R. Wagner, M. Yamaguchi, Editor. 1997: Warrendale, PA., p. 531-543.
58. J. Lindemann, D. Roth-Fagaraseanu, and L. Wagner, *Notch Effects on HCF-Strength of Gamma Titanium Aluminides*, in *Ti-2003, Titanium Science and Technology* G. Lütjering and J. Albrecht, Editors. 2004, WILEY-VCH-Verlag, Weinheim p. 2425.
59. W. V. Vaidya, K.-H. Schwalbe, and R. Wagner, *Understanding the Fatigue Resistance of Gamma Titanium Aluminide*, in *Gamma Titanium Aluminides*, Y.-W.

- Kim, R. Wagner, and M. Yamaguchi, Editors. 1995, *The Minerals, Metals and Materials Soc.* p. 867-874.
60. S. A. Bentley, A. L. Mantle, and D. K. Aspinwall, *The effect of machining on the fatigue strength of a gamma titanium aluminide intermetallic alloy*. *Intermetallics*, 1999. 7: p. 967-969.
61. P. E. Jones and D. Eylon, *Effect of conventional machining on high cycle fatigue behavior of the intermetallic alloy Ti-47Al-2Nb-2Cr (at.%)*. *Materials Science & Engineering* 1999. A263: p. 296-304.
62. M. T. O. Berteaux, M. Francois. *Effects of machining on high cycle fatigue of a gamma-TiAl Alloys*. in *Euromat*. 2003. Lausanne, Switzerland.
63. H. Wohlfahrt, *Auswirkungen mechanischer Oberflächenbehandlungen auf das Dauerschwingverhalten unter Einschluss von Rissbildung und Rissausbreitung*, in *Mechanische Oberflächenbehandlungen*, P.K. H. Wohlfahrt, Editor. 2000, WILEY-VCH Verlag. p. 55-85.
64. J. Hoffmeister, *Beschreibung des Eigenspannungsabbaus in kugelgestrahltem Inconel 718 bei thermischer, quasistatischer und zyklischer Beanspruchung*, Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, 2009.
65. J. O. Almen, *Improving fatigue strength of machine parts*. *Iron Age*, 1943.
66. R. Herzog, *et al.*, *Zur Aussagefähigkeit der Almenintensität als Kennwert bei der gezielten Eigenspannungserzeugung durch Kugelstrahlen*. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 1996. 27: p. 608-617.
67. V. Schulze, *Modern Mechanical Surface Treatment. States, Stability, Effects*. 2006: WILEY-VCH.
68. K. Röttger, G. Wilcke, and S. Mader, *Festwalzen – eine Technologie für effizienten Leichtbau*. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, 2005. 36(6): p. 270-274.
69. I. Altenberger. *Deep Rolling - The Past, The Present and The Future*. <http://www.shotpeener.com/library/pdf/2005065.pdf>.
70. I. Altenberger, *et al.*, *Verhalten laserschockverfestigter und festgewalzter Randschichten der Ti-Legierung Ti-6Al-4V bei schwingender Beanspruchung unter erhöhten Temperaturen*. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* 34, 2003. 34: p. 529-541.
71. K. H. Kloos and J. Adelman, *Schwingfestigkeitssteigerung durch Festwalzen*. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, 1988. 19: p. 15-23.
72. G. Berstein and B. Fuchsbauer, *Festwalzen und Schwingfestigkeit*. *Z. Werkstofftech.*, 1982. 13: p. 103-109.
73. B. Scholtes, *Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen. Ursachen, Ermittlung und Bewertung*. 1991: DGM.

74. B. Scholtes and Vöhringer, *Ursachen, Ermittlung und Bewertung von Randschichtveränderungen durch Kugelstrahlen*. Mat.-wiss. u. Werkstofftech., 1993. 24: p. 421-431.
75. E. Macherauch and H. Wohlfahrt, *Eigenspannungen und Ermüdung*, in *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*, D. Munz, Editor. 1985, DGM. p. 237-284.
76. T. Dörr, *Auswirkung von Kugelstrahlen auf das Ermüdungsverhalten von Leichtmetallwerkstoffen auf Titan- und Aluminiumbasis*, Dissertation, Brandenburgische Technische Universität Cottbus, 2000.
77. M. Roth, *Die thermische Stabilität von Eigenspannungen in kugelgestrahlten Oberflächen*. Z. Werkstofftech., 1987. 18: p. 225-228.
78. G. Gottstein, *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. 2001: Springer.
79. V. Läßle, *Einführung in die Festigkeitslehre. Lehr- und Übungsbuch*. 2008: Vieweg+Teubner Verlag | GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden 2008.
80. B. Ortner, *An analytic and generalized formulation of the $\sin^2 \psi$ -method*. Z. Metallkd., 2005. 96(9): p. 1049-1055.
81. E. Eiper, *et al.*, *X-ray elastic constants determined by the combination of $\sin^2 \psi$ and substrate-curvature methods*. Z. Metallkd., 2005. 96(9): p. 1069-1073.
82. J. D. H. Paul, *et al.*, *Strength Properties of a Precipitation Hardened High Niobium Containing Titanium Aluminide Alloy*, in *Gamma Titanium Aluminides 2003*, Y.-W. Kim, H. Clemens, and A.H. Rosenberger, Editors. 2003. p. 403-408.
83. R. T. Zheng, *et al.*, *The ambient temperature tensile behavior of duplex γ -TiAl-based alloys*. Materials Science & Engineering, 2003. A362: p. 192-199.
84. J. Lindemann, C. Buque, and F. Appel, *Acta Materialia*, 2006. 54: p. 1155.
85. F. Appel, *unveröffentlichte Forschung*. 2008, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht: D-21502 Geesthacht.
86. X. Wu, *et al.*, *The role of surface condition, residual stress and microstructure on pre-yield cracking in Ti44Al8Nb1B*. Intermetallics, 2004. 12: p. 281–287.
87. H. Richter and F. Hoffmann, *Eigenspannungsmessungen an oberflächenbearbeiteten Proben aus einem Gamma-Titanaluminidwerkstoff*. Mat.-wiss. u. Werkstofftech., 2002. 33: p. 24-2.
88. H. Wohlfahrt and P. Krull. *Mechanische Oberflächenbehandlungen. Grundlagen - Bauteileigenschaften - Anwendungen*. 2000: WILEY-VCH Verlag GmbH.
89. I. Altenberger. *Alternative Mechanical Surface Treatments: Microstructures, Residual Stresses and Fatigue Behavior*. in *Shot peening*. 2003. Garmisch-Partenkirchen, Germany: WILEY-VCH

90. I. Altenberger, *et al.*, *Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304*. Materials Science & Engineering, 1999. A264: p. 1-16.
91. P. Zhang, *et al.*, *Effect of roller burnishing on fatigue properties of the hot-rolled Mg–12Gd–3Y magnesium alloy*. Materials Chemistry and Physics, 2010. 124: p. 835–840.
92. O. Berteaux, M. Thomas, and M. Francois. *Effect of machining on high cycle fatigue of gamma-TiAl Alloy*. in *Euromat*. 2003. Lausanne, Switzerland.
93. A. L. Mantle and D. K. Aspinwall, *Surface integrity and fatigue life of turned gamma titanium aluminide*. Journal of Materials Processing Technology, 1997. 72: p. 413-420.
94. A. L. Mantle and D. K. Aspinwall, *Surface integrity of high speed milled gamma titanium aluminide*. Journal of Materials Processing Technology, 2001. 118: p. 143-150.
95. M. Kocan, A. Ostertag, and L. Wagner, *Shot Peening and Roller-Burnishing to Improve Fatigue Resistance of the (a+b) Titanium Alloy Ti-6Al-4V*, in *Shot Peening*, L. Wagner, Editor. 2003, WILEY-VCH. p. 461-467.
96. D. Ulutan and T. Ozel, *Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review*. International Journal of Machine Tools and Manufacture. In Press, Corrected Proof.
97. K. H. Kloos, B. Kaiser, and J. Adelman, *Rissfortschrittsverhalten festgewalzter Kerbproben unter Axialbelastung*. Mat.-wiss. u. Werkstofftech., 1992. 23: p. 423-431.
98. V. Schulze, *et al.*, *Zum thermischen Abbau von Kugelstrahl-Eigenspannungen bei vergütetem 42 CrMo 4*. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. , 1993. 24: p. 258-267.
99. I. Altenberger, *et al.*, *High Temperature Fatigue of Mechanically Surface Treated Materials*, in *Shot Peening*, L. Wagner, Editor. 2003, WILEY-VCH. p. 483-489.
100. J. K. Gregory, C. Müller, and L. Wagner, *Bevorzugte Randschichtaushärtung: Neue Verfahren zur Verbesserung des Dauerschwingverhalten mechanisch belasteter Bauteile*. Metallwissenschaft und Technik, 1993. 47(10): p. 915-919.
101. A. Menand, A. Huguet, and A. Nerac-Partaix, *Interstitial Solubility in γ and α_2 Phases of TiAl-Based Alloys*. Acta Materialia, 1996. 44(12): p. 4729-4737.
102. X. Wu, *et al.*, *Oxidation-induced embrittlement of TiAl alloys*. Intermetallics, 2009. 17(7): p. 540-552.
103. R. Pather, *et al.*, *The effect of high temperature exposure on the tensile properties of γ TiAl alloys* Intermetallics, 2003. 11(10): p. 1015-1027.
104. M. Thomas, *et al.*, *Effects of exposure at 700 °C on RT tensile properties in a PM γ -TiAl alloy*. Intermetallics, 2006. 14(10-11): p. 1143-1150.
105. F. Appel, *persönliche Information*, 2009