

Eigenschaftsoptimierung und Prozessfensterbestimmung der γ -(TiAl)-Schmiedelegierung TNB-V4

Von der Fakultät für Maschinenbau, Elektrotechnik und
Wirtschaftsingenieurwesen der Brandenburgischen Technischen
Universität Cottbus - Senftenberg zur Erlangung des akademischen
Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften genehmigte
Dissertation

vorgelegt von

Diplom-Ingenieur

Sebastian Bolz

geboren am 08.03.1984 in Hennigsdorf / Brandenburg

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Vesselin Michailov

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Florian Pyczak

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Sabine Weiß

Tag der mündlichen Prüfung: 15.06.2015

Kurzfassung

Um das volle Eigenschaftspotential von Titanaluminiden auszuschöpfen, ist eine homogene und feinkörnige Mikrostruktur notwendig. Um diese zu erreichen, erweist sich Schmieden als ideal, da so eine Rekristallisation und damit Kornfeinung mit einer Formgebung kombiniert werden kann. Die aktuelle Legierungsentwicklung zielt mit β -stabilisierten Legierungen darauf ab, konventionelle Umformverfahren für die sonst schwer umformbaren γ -TiAl-Legierungen zu erschließen. Dadurch ließe sich eine für den industriellen Einsatz notwendige Kostenreduktion in der Herstellung von geschmiedeten Bauteilen auf Basis von Titanaluminiden erreichen. Aus diesem Grund wurden drei β -stabilisierte Legierungsvarianten gewählt und hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften und Umformbarkeit mit TNB-V2, einer der Legierungen, die den Stand der Technik zu Beginn dieser Arbeit darstellt, verglichen. Als optimal, hinsichtlich der geforderten Eigenschaften, erwies sich die Legierung Ti-44,5Al-6,25Nb-0,8Mo-0,1B, welche im weiteren Verlauf des Projektes als TNB-V4 bezeichnet wird.

Da die notwendigen Prozessparameter für die Umformung der jeweiligen Legierung angepasst werden müssen, wurde in der vorliegenden Arbeit ein entsprechendes Prozessfenster für TNB-V4 entwickelt. Die optimalen Parameter für eine Umformung sind eine Umformtemperatur im Bereich von 1210 – 1290 °C, eine Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} < 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und ein Umformgrad von $\varphi > 65 \%$. Die sehr hohen Umformtemperaturen und die Affinität zu Sauerstoff machen eine Schutzgasatmosphäre bzw. Vakuum während der Umformung unabdingbar. Aufbauend auf dem feinkörnigen Gefüge nach Umformung lässt sich das Gefüge durch gezieltes Wärmebehandeln hinsichtlich Phasenaufteilung und Gefügebau in gewissen Grenzen den Erfordernissen anpassen. Als ideale Wärmebehandlungsparameter erwiesen sich ein Lösungsglühen bei 1270 °C für eine Stunde mit Luftabkühlung und anschließendes Auslagern bei 800 °C für sechs Stunden mit Ofenabkühlung.

Anhand einer Bauteilschmiedung wurde gezeigt, dass das im Labormaßstab entwickelte Prozessfenster auch auf große Bauteile übertragen werden kann. Dies gilt allerdings nicht für die Wärmebehandlung, da die chemische Zusammensetzung der geschmiedeten Bauteile zu stark von den zuvor untersuchten Proben abwich. Um über mehrere Chargen hinweg die gleichen Eigenschaften gewährleisten zu können, müssen daher die Parameter individuell angepasst werden.

Schlagworte: Umformung, Titanaluminide, TNB-V4, Kriechen, mechanische Eigenschaften

Abstract

To get the full potential out of TiAl alloys a homogeneous and fine grained microstructure is necessary. A forging step seems to be ideal because combines the generation of a fine grained microstructure by recrystallization with the forming of the blank. Through the stabilization of β -Phase the possibility exists to use conventional hot working procedures. That is sufficient to lower the production costs of parts in an industrial scale. With that background three β -stabilized alloys were chosen and their mechanical properties and deformation behaviour compared with the TNB-V2 alloy, an alloy out of the previous generation TiAl alloys. Ti-44,5Al-6,25Nb-0,8Mo-0,1B later named by TNB-V4 delivered the best relationship of properties.

Since the hot working conditions have to be adapted for every TiAl alloy the conditions for TNB-V4 were determined in this work. That means that forging has to be conducted in the temperature range of 1210 – 1290 °C with a strain rate below $\dot{\varphi} < 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ up to a strain of $\varphi > 65\%$ to achieve a more or less homogenous and fine grained microstructure. To prevent oxidation and embrittlement an inert gas atmosphere or vacuum is necessary. To fulfil the requirements on the mechanical properties the achieved fine grained microstructure can be optimized by a final heat treatment. The two step heat treatment consists of a solution annealing step at 1270 °C for one hour followed by air cooling and aging at 800 °C for 6 hours followed by furnace cooling.

Finally the designed processing window and heat treatment was applied on an industrial scale forging. The gathered results showed that the processing window can be used to forge large parts. While the sensitivity on chemical composition for the forging step is low the heat treatment can't be easily applied without exact knowledge of the chemical composition. To get almost the same mechanical properties out of different charges of parts it is necessary to adapt the parameters of the heat treatment on the individual chemical composition every charge.

Keywords: deformation, titaniumaluminides, TNB-V4, creep, mechanical properties

Gewidmet meinem Vater und meinem Großvater.

Danksagung

Die vorliegende Dissertationsschrift entstand während meiner Tätigkeit als akademischer Mitarbeiter am Lehrstuhl Metallkunde und Werkstofftechnik der Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus - Senftenberg.

Meinen besonderen Dank spreche ich Herrn Prof. Dr.-Ing. F. Pyczak für die Übernahme des Hauptreferates, die hervorragende Betreuung, seine unermüdliche Diskussionsbereitschaft, seine zahlreichen Anregungen, für seine Geduld, Ermutigungen und sein unerschütterliches Vertrauen in mich aus. Danke.

Darüber hinaus möchte ich Frau Prof. Dr.-Ing. S. Weiß für die Übernahme des Korreferates, für die hilfreichen fachlichen Diskussionen, Anregungen und für das entgegengebrachte Interesse an meiner Arbeit danken.

Ganz besonders dankbar bin ich Frau Dr.-Ing. J. Lindemann für die fachliche Begleitung, die Bereitschaft zu Diskussionen und die unzähligen fachlichen Anregungen. Ohne sie wäre diese Arbeit nicht entstanden.

Ein besonderer Dank geht an einen der TiAl-Experten des Helmholtz-Zentrums Geesthacht, Herrn Dr.-Ing. M. Oehring, für die zahlreichen Diskussionen und Anregungen.

Die Dissertation entstand im Rahmen des Projektes „Präzital“, welches durch das BMBF gefördert wurde. Für diese Umsetzung sowie den Austausch mit den Mitarbeitern innerhalb des Forschungsprojektes möchte ich mich ebenfalls bedanken. In diesem Zusammenhang möchte ich Herrn K. Bauer-Partenheimer von der Leistriz Turbinenkomponenten GmbH hervorheben.

Den Mitarbeitern des Lehrstuhls Metallkunde und Werkstofftechnik sowie den studentischen Hilfskräften und Studien-/Bachelorarbeitern möchte ich für die gute Zusammenarbeit, ihre Hilfe und Unterstützung sowie das sehr gute Arbeitsklima danken. Hervorheben möchte ich in diesem Zusammenhang Birgit Kunze, Grit Rodenbeck, Kirsten Winzer, Dieter Domke, Rainer Konzack, Ronny Steinert, Marcus Rackel und Frank Holländer.

Ganz besonders danke ich meiner Lebensgefährtin Grit für ihre Geduld und ihr Verständnis sowie die tatkräftige Hilfe bei der Erstellung des Manuskriptes.

Meinen Eltern und Großeltern danke ich ganz herzlich für die persönliche Unterstützung während meines Studiums und meiner Dissertation.

Inhaltsverzeichnis

| | |
|--|----|
| Kurzfassung | 2 |
| Abstract..... | 3 |
| Danksagung | 5 |
| Inhaltsverzeichnis..... | 6 |
| Abkürzungen und Formelzeichen | 8 |
| 1 Einleitung | 9 |
| 2 Grundlagen und Literaturüberblick | 11 |
| 2.1 Eigenschaften von γ -Titanaluminidlegierungen..... | 11 |
| 2.2 Entwicklung der Mikrostruktur | 13 |
| 2.3 Plastische Verformungsmechanismen | 17 |
| 2.4 Mechanische Eigenschaften..... | 20 |
| 2.5 Legierungsentwicklung und -härtung..... | 24 |
| 2.6 Aufbau des Herstellungsprozesses | 28 |
| 2.6.1 Ingotherstellung..... | 28 |
| 2.6.2 Umformverfahren | 31 |
| 3 Aufgabenstellung | 34 |
| 4 Experimentelle Methoden..... | 35 |
| 4.1 Probenmaterial und -geometrie | 35 |
| 4.2 Werkstoffcharakterisierung..... | 35 |
| 5 Ergebnisse und Diskussion | 38 |
| 5.1 Legierungsentwicklung zur Verbesserung der Umformbarkeit..... | 38 |
| 5.2 Eigenschaftsprofil TNB-V4 | 49 |
| 5.3 Einfluss des Ausgangszustands auf die Umformbarkeit | 56 |
| 5.4 Wechselwirkung zwischen Gesenkmaterial, Umgebungsmedium und Rohling..... | 72 |
| 5.5 Schmiedeparameter und deren Einfluss auf die Eigenschaften..... | 77 |
| 5.5.1 Einfluss der Umformtemperatur..... | 77 |
| 5.5.2 Einfluss der Umformgeschwindigkeit..... | 79 |

| | | |
|----------|---|-----|
| 5.5.3 | Einfluss des Umformgrades | 87 |
| 5.6 | Wärmebehandlung zur Optimierung der Materialeigenschaften | 91 |
| 5.6.1 | Einfluss der Lösungsglühtemperatur | 92 |
| 5.6.2 | Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit..... | 99 |
| 5.6.3 | Einfluss der Auslagerungstemperatur..... | 105 |
| 5.6.4 | Eigenschaften nach optimierter Wärmebehandlung | 114 |
| 5.7 | Technische Umsetzung..... | 127 |
| 6 | Zusammenfassung..... | 136 |
| | Literaturverzeichnis | 139 |
| Anhang 1 | Probenzeichnungen | 146 |
| Anhang 2 | Tabellarische Übersicht der Zugversuchskennwerte | 147 |
| | Eidesstattliche Erklärung | 159 |

Abkürzungen und Formelzeichen

| | |
|-------------------------|---|
| HIP | <u>H</u> ot <u>I</u> sostatic <u>P</u> ressing |
| LCF | <u>L</u> ow <u>C</u> ycle <u>F</u> atigue |
| IM | <u>I</u> ngot <u>M</u> etallurgy |
| PM | <u>P</u> owder <u>M</u> etallurgy |
| DB | <u>D</u> iffusion <u>B</u> onding |
| SPF | <u>S</u> uper <u>P</u> lastic <u>F</u> orming |
| NNS | <u>N</u> ear- <u>N</u> et <u>S</u> hape |
| VAR | <u>V</u> acuum <u>A</u> rc <u>R</u> emelting/Melting |
| PAM | <u>P</u> lasma- <u>A</u> rc <u>M</u> elting |
| ISM | <u>I</u> nduction <u>S</u> kull <u>M</u> elting |
| EBM | <u>E</u> lectron <u>B</u> eam <u>M</u> elting |
| DSC | <u>D</u> ifferential <u>S</u> canning <u>C</u> alorimetry |
| EDX | <u>E</u> nergy- <u>D</u> ispersive <u>X</u> -Ray Spectroscopy |
| BSE | <u>B</u> ack <u>S</u> cattered <u>E</u> lectrons |
| SEM | <u>S</u> canning <u>E</u> lectron <u>M</u> icroscope |
| TEM | <u>T</u> ransmission <u>E</u> lectron <u>M</u> icroscope |
| Leg. | Legierung |
| FG | Feinguss geHIPt |
| UG | umgeformt |
| WQ | <u>W</u> ater <u>Q</u> enched |
| AC | <u>A</u> ir <u>C</u> ooled |
| FC | <u>F</u> urnace <u>C</u> ooled |
| $T_{\gamma\text{Solv}}$ | γ -Solvustemperatur |
| T_{β} | β -Transustemperatur |
| T_{LG} | Lösungsglühtemperatur |
| T_{A} | Auslagerungstemperatur |
| T_{V} | Versuchstemperatur |

1 Einleitung

Im Bereich moderner Strahltriebwerke sind zum einen ein höheres Bypass-Verhältnis und zum anderen ein höherer thermischer Wirkungsgrad treibende Faktoren zur Effizienzsteigerung. Um ein höheres Bypass-Verhältnis zu erreichen, sind verschiedene konstruktive Maßnahmen erforderlich, wie zum Beispiel leichte Composite-Fanschaufeln in Verbindung mit einem Getriebe zwischen Fan und Niederdruckturbine. Dadurch wird erreicht, dass sowohl der Fan langsamer, als auch die Niederdruckturbine schneller betrieben werden können und somit beide Baugruppen optimale Rotationsgeschwindigkeiten erreichen [1]. Ein höherer thermischer Wirkungsgrad wird durch eine höhere Verbrennungstemperatur erreicht. Die möglichen einsetzbaren Materialien der Nieder- und Hochdruckturbine sind hinsichtlich ihrer Einsatztemperatur in Verbindung mit ihren Materialeigenschaften stark eingeschränkt. Die Werkstoffe der Niederdruckturbinenschaufeln müssen zunehmend höhere Oberflächentemperaturen bzw. höhere Rotationsgeschwindigkeiten ertragen. Daher sind die Anforderungen, welche von den Werkstoffen bei Hochtemperatur erfüllt werden müssen, hohe Festigkeiten, geringes Gewicht sowie optimale Kriech-, Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit. Die bisher in Verwendung befindlichen Titanlegierungen haben ihr Limit der thermischen Belastbarkeit erreicht und schwere Nickelbasislegierungen kommen auf Grund der Größe der Schaufeln und dem daraus resultierenden Gewicht nicht in Frage [2].

Die sich gegenseitig ausschließenden Forderungen nach Hochtemperaturfestigkeit bei geringem Gewicht könnten zwar von Keramiken erfüllt werden, jedoch steht bisher der Mangel an Schadenstoleranz dem Einsatz entgegen. Legierungen auf Basis der intermetallischen Phase γ -(TiAl) bieten im Gegensatz dazu das entsprechende Potenzial, die Anforderungen zu erfüllen [3]. Basierend auf konventionellen Prozessrouten zur Herstellung von Bauteilen auf Nickel- oder Titanbasis wurden die entsprechenden Guss-, Schmiede- und pulvermetallurgischen Routen für das Prozessieren von TiAl-Legierungen adaptiert. Die Gussroute zählt zu den bevorzugten Verfahren der Bauteilherstellung, wobei insbesondere die Formfüllung ein Problem darstellt. Aktuelle Bauteilserien werden daher mit vergleichsweise hohem Aufmaß abgegossen und anschließend auf Endkontur gefräst. Bei den bekannten Abgussverfahren zeichnet sich besonders das Zentrifugalgießen aus, da sich kleine Ingots und Bauteile mit einer sehr homogenen Elementeverteilung und annähernder Defektfreiheit herstellen lassen. Jedoch lässt sich eine Restporosität nicht ausschließen, so dass ein HIP-Prozess angeschlossen werden muss. Bei den pulvermetallurgischen Prozessen ist es möglich, vorlegiertes oder elementares Pulver zu texturfreien und endkonturnahen Bauteilen zu verarbeiten. Der Vorteil dabei ist, dass sich Bauteile mit Endabmaßen herstellen lassen, ohne zusätzliche Prozessschritte, ausge-

nommen dem HIP-Prozess, anzuschließen. Bei den Umformverfahren zeichnet sich, hinsichtlich der Wirtschaftlichkeit, das Schmieden von Bauteilen aus, wobei zwischen konventionellem und isothermischem Schmieden unterschieden werden muss. Da das Umformen von Titanaluminiumlegierungen nur bei Rohlingstemperaturen oberhalb von 1000 °C und bei geringen Umformgeschwindigkeiten möglich ist, kommt hauptsächlich das Isothermschmieden zum Einsatz (Abbildung 3). Dabei müssen besondere Maßnahmen zum Schutz vor Oxidation getroffen werden, da es sonst zu einer Versprödung der Oberfläche und somit zur Rissbildung im Schmiedeteil kommt.

Um die Umformbarkeit zu verbessern, werden zunehmend β -stabilisierte γ -(TiAl)-Legierungen verwendet. Der hohe Anteil ungeordneter, bei Umformtemperatur relativ leicht zu verformender β -Phase, erleichtert den Umformprozess. Die sich aus dem Schmiedeprozess ergebende Gefügestruktur zeichnet sich durch ihre hohe Festigkeit und einer, hinsichtlich des Anwendungszwecks, ausreichenden Duktilität aus.

2 Grundlagen und Literaturüberblick

2.1 Eigenschaften von γ -Titanaluminidlegierungen

Hinsichtlich der wachsenden Anforderungen an die Hochtemperaturfestigkeit im Bereich der Verbrennungskraftmaschinen weisen Titanaluminide herausragende Eigenschaften auf. Diese lassen sich im Wesentlichen auf den streng geordneten kristallografischen Aufbau, die gerichteten chemischen Bindungen und die Zusammensetzung des Gefüges aus unterschiedlichen intermetallischen Phasen zurückführen. Im Temperaturbereich bis ca. 750 °C weisen Titanaluminide eine gute Oxidationsbeständigkeit, einen niedrigen Diffusionskoeffizienten, einen hohen Elastizitätsmodul sowie eine hohe Festigkeit und Kriechbeständigkeit auf. Insbesondere für den Triebwerksbau erweisen sich eine bei weitem geringere Neigung zur Entzündung (im Vergleich zu üblichen Titanlegierungen) und eine Dichte von 3,9 – 4,2 g/cm³ als einsatzrelevante Eigenschaften [4]. Das sich daraus ergebende sehr gute Hochtemperaturleichtbaupotenzial führt dazu, dass zunehmend Eisen- und Nickelbasis-Superlegierungen in den temperaturbelasteten Bereichen von Fahrzeug- und Flugzeugantrieben bei Temperaturen bis 800 °C verdrängt werden (Abbildung 1). Um die Festigkeit und Duktilität von Titanaluminidlegierungen weiter zu erhöhen, ist ein möglicher Ansatz eine Mikrostrukturoptimierung mittels Rekristallisation durch Umformen und anschließender Wärmebehandlung. Die geringe Duktilität des Gussgefüges, als auch die Neigung zu Spaltbruch bis hin zu sehr hohen Temperaturen, führen zu einer schlechten Prozessierbarkeit und gelten als die größten Herausforderungen. Erschwerend kommt die starke Abhängigkeit der entstehenden Mikrostruktur von der Umformtemperatur hinzu.

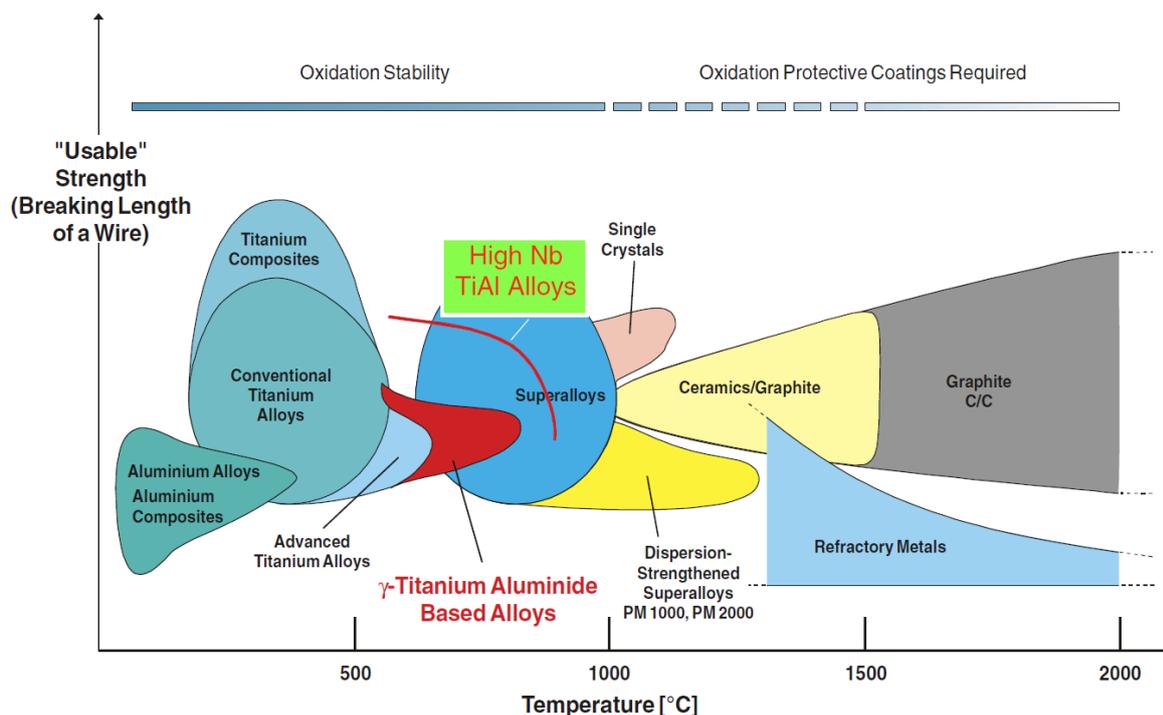


Abbildung 1: Vergleich der „nutzbaren“ Festigkeit von Hochtemperaturwerkstoffen [5]

Da TiAl-Legierungen einen sehr hohen spezifischen E-Modul von $E/\rho \approx 39 - 46 \text{ GPa}$ besitzen, ergeben sich, zusätzlich zur Hochtemperaturanwendung, für thermisch weniger belastete Bauteile ebenfalls Anwendungsmöglichkeiten [3]. Dabei werden insbesondere im Rennsport Ventile und Pleuel von Verbrennungsmotoren aus konventionellen Titan- und Stahlwerkstoffen durch TiAl-Legierungen ersetzt [6].

Neben den bisher genannten herausragenden Eigenschaften stellt die geringe plastische Verformbarkeit einen Nachteil dar. Die Duktilität bewegt sich dabei im Bereich zwischen 0,5 – 6%, was im Vergleich zu den zu substituierenden Legierungen als spröde gilt. Als weitere Alternative für den Hochtemperatureinsatz mit ähnlicher Gewichtersparnis gelten technische Keramiken. Diese sind jedoch nicht plastisch verformbar und die Risszähigkeit von $3 - 7 \text{ MPa/m}^{1/2}$ liegt unterhalb der von intermetallischen Legierungen ($5 - 25 \text{ MPa/m}^{1/2}$). Eine technische Verwendbarkeit ist somit nur für mechanisch unbelastete Bauteile möglich. Daher sind intermetallische Legierungen für die wachsenden Anforderungen bei Hochtemperaturanwendungen eine der zukunftsreichsten Lösungen, bedingen aber ein Umdenken beim Design von Bauteilen, um vorhandene Nachteile gegenüber heutigen Legierungen zu kompensieren [7].

2.2 Entwicklung der Mikrostruktur

Die Zusammensetzung aller technisch relevanten TiAl-Legierungen bewegen sich im Bereich von

$$\text{Ti} - (42 - 48 \text{ at. \%})\text{Al} - (0.1 - 10 \text{ at. \%})X, \quad (2.1)$$

wobei X für Legierungselemente wie Cr, Nb, W, V, Ta, Mn, Mo, Zr, Y, aber auch für Legierungselemente mit geringer Löslichkeit wie Si, B und C steht [8, 9]. Durch das Legieren mit verschiedenen Elementen sowie durch geeignete Herstellungsbedingungen lassen sich verschiedene Mikrostrukturen aus stabilen und metastabilen Phasen einstellen. Je nach gefordertem Eigenschaftsprofil gibt es zwei zugrunde liegende Legierungsstrategien. Bei der ersten Strategie werden vorrangig metallische Elemente zugesetzt, um Einfluss auf die Eigenschaften der γ -Phase zu nehmen (z. B. die Energie planarer Defekte oder den Diffusionskoeffizienten). In Bezug auf ternäre Phasendiagramme zeigt sich, dass die Löslichkeit in der γ -Phase für die meisten Legierungselemente auf 2 – 3 at. % limitiert ist [10-14]. Bei höheren Gehalten wird in einigen Fällen die β -Phase bzw. die geordnete Variante B2 stabilisiert. Niob hingegen lässt sich bis zu einem Gehalt von ca. 9 at. % bei Raumtemperatur in der γ -Phase in Lösung bringen. Unter Berücksichtigung des Verteilungsverhaltens der Elemente auf die beiden Phasen α_2 und γ lässt sich Mangan neben Niob ebenfalls in gleichen Anteilen sowohl in der α_2 - als auch in der γ -Phase lösen. Im Gegensatz dazu lassen sich Vanadium, Chrom, Molybdän, Tantal und Wolfram in der α_2 -Phase und Zirkon in der γ -Phase vermehrt anreichern. Als besonders starke β -Stabilisatoren haben sich Eisen, Chrom, Molybdän und Wolfram erwiesen [13]. Bei der zweiten Legierungsstrategie werden durch das Hinzulegieren von nichtmetallischen Elementen weitere Phasen neben α_2 und γ stabilisiert. Dadurch lässt sich zum Beispiel eine Ausscheidungshärtung, Kornfeinung während des Erstarrens oder eine leichtere Umformbarkeit erreichen.

Wie eingangs erwähnt, liegen die technisch relevanten Legierungen im Bereich von 42 – 49 at. % Aluminium. Deswegen sind die Hauptphasenbestandteile zum einen die γ -(TiAl)-Phase mit tetragonaler $L1_0$ -Struktur und zum anderen die α_2 -(Ti₃Al)-Phase mit hexagonaler DO_{19} -Struktur. Durch entsprechende Stabilisierung kann ebenfalls die β -Phase bzw. die geordnete Variante β_0 mit kubischer B2-Struktur auftreten (Abbildung 2).

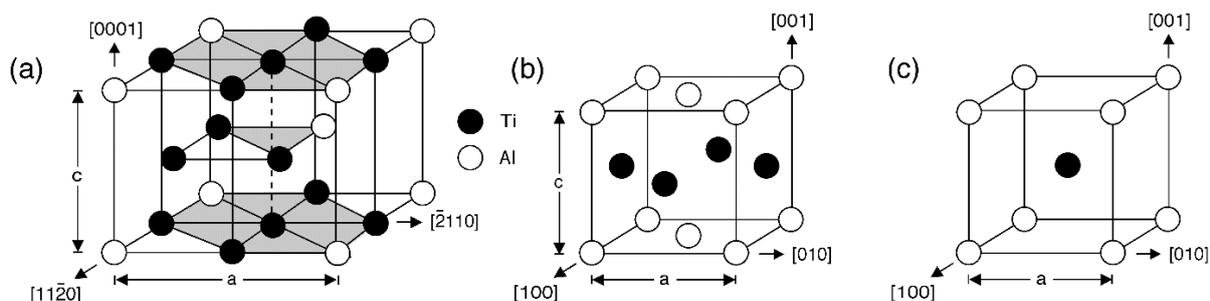
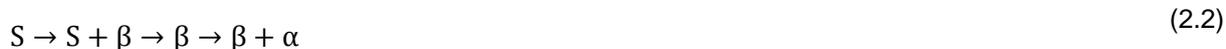


Abbildung 2: Kristallstrukturen der binären TiAl-Phasen. (a) Hexagonale α_2 -(Ti₃Al)-Phase, (b) tetragonale γ -(TiAl)-Phase, (c) kubische β_0 -Phase [15].

Je nach Zusammensetzung erfolgt die Erstarrung über eine bzw. zwei peritektische Reaktionen oder für Aluminiumgehalte von < 45 at. % über die β -Phase (Abbildung 3). Dabei erweist sich die Erstarrung über die peritektischen Reaktionen als problematisch, da es zur Ausbildung einer grob stängeligen Struktur mit Seigerungen während des Abgusses kommt, welche nur schwer in weiteren Prozessschritten beseitigt werden kann. Die Erstarrung über die β -Phase läuft mit deutlich weniger Aluminiumseigerungen ab, was auf eine Rückdiffusion des Aluminiums in die β -Phase und damit auf eine Gleichgewichtserstarrung hinweist [16]. Die während der Erstarrung der β -Phase gebildeten Dendriten wachsen mit der Vorzugsrichtung $\langle 110 \rangle$ parallel zum Wärmefluss. Bei binären Legierungen, welche über die β -Phase erstarren, ergibt sich bis zum Einphasengebiet α die Reaktionsfolge:



Die mit der Umwandlung der β - in die α -Phase einhergehende Orientierungsbeziehung

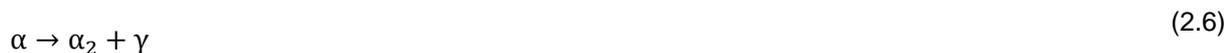
$$(\bar{1}10)_\beta \parallel (0001)_\alpha, [111]_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha, \quad (2.3)$$

führt zu zwölf möglichen Orientierungsvarianten und somit zu einem gleichachsigen Gefüge, gleich dem konventioneller Titanlegierungen. Verglichen mit Legierungen, welche über eine der peritektischen Reaktionen erstarren, erweist sich dies als Vorteil, da diese Legierungen durch das Wachstum der α -Körner entlang des Wärmeflusses eine Vorzugsrichtung aufweisen und somit zur Bildung einer Gusstextur neigen [17].

In Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung erfolgt nach dem Durchlaufen des α -Einphasengebietes die Gefügewandlung durch eine der beiden Reaktionen [18]:



Für technische γ -Basislegierungen mit Aluminiumgehalten im Bereich von 45 – 48 at. % kann des Weiteren die eutektoide Phasenumwandlung,



beobachtet werden. Aufgrund des thermodynamischen Gleichgewichts muss sich beim Unterschreiten der eutektoiden Temperatur für unter- bzw. übereutektoide Legierungen der Anteil an γ -Phase erhöhen. In Folge dessen kommt es vermutlich zum Wachstum bzw. zur Neubildung von γ -Lamellen. Dabei ist zu beachten, dass Abkühlraten im industriellen Maßstab nicht ausreichen, um das thermodynamische Gleichgewicht herzustellen und es zu unerwünschten Gefügeumwandlungen bei Einsatztemperatur kommen kann. Durch eine abschließende Wärmebehandlung ist es jedoch möglich, das Gleichgewicht dauerhaft herzustellen. Da die mechanischen Eigenschaften von γ -(TiAl)-Basislegierungen stark vom Gefüge abhängig sind, ist es möglich, durch eine thermische bzw. thermomechanische Behandlung einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften zu nehmen [18, 19]. Das Vorhandensein von einem (α) bzw. zwei (α , β) Einphasengebieten ist für TiAl unter den intermetallischen Strukturwerkstoffen weitestgehend einzigartig und kann durch Lösungsglühen dazu genutzt werden, das Gefüge, ähnlich wie bei klassischen Titanlegierungen, zu beeinflussen (Abbildung 3).

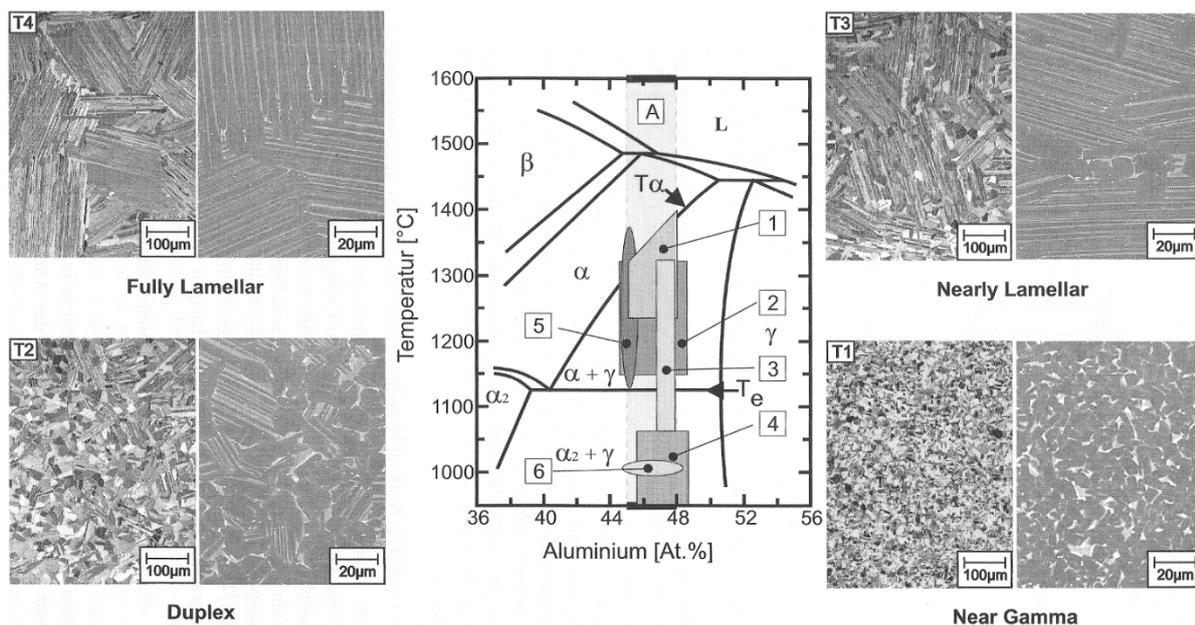


Abbildung 3: Ausschnitt aus dem binären Phasendiagramm Ti-Al (Mitte) und spezielle Gefügetypen (jeweils links: lichtmikroskopische Aufnahme und rechts: rasterelektronenmikroskopische Aufnahme). Die schattierten Bereiche kennzeichnen den typischen Al-Gehalt industrieller γ -(TiAl)-Basislegierungen [A] und die Temperaturfenster verschiedener thermomechanischer Verarbeitungsprozesse sowie nachfolgender Wärmebehandlungen: 1) Strangpressen; 2) Walzen; 3) Schmieden; 4) superplastische und konventionelle Umformung von Blechhalbzeugen; 5) Wärmebehandlungen: oberhalb T_{α} - völlig lamellare Gefüge (T4), knapp unterhalb T_{α} - nahezu lamellare Gefüge (T3), Zwischen T_e und T_{α} - Duplexgefüge (T2), um T_e - nahezu γ -Gefüge (T1); 6) Planglüh-temperatur von walzharten γ -(TiAl)-Blechen. T_{α} : α -Transustemperatur, T_e : eutektoide Temperatur [4]

Wird eine Lösungsglühung oberhalb der α -Transustemperatur durchgeführt, so lässt sich ein vollständig lamellares Gefüge einstellen. Hierbei entstehen, unabhängig von der ablaufenden Reaktion, parallel liegende und kristallographisch orientierte Platten (Lamellen). Für peritektisch erstarrte Legierungen folgt die lamellare Ausrichtung der einzelnen Kolonien zueinander aus der bevorzugten Wachstumsrichtung der α -Phase entlang [0001] parallel zum Wärmefluss und der Orientierungsbeziehung nach Blackburn [20]:

$$\{111\}_{\gamma} \parallel (0001)_{\alpha_2}, \langle 1\bar{1}0 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}. \quad (2.7)$$

Somit bestimmt die Basalebene (0001) der ursprünglichen α -Phase die Ausrichtung der entstandenen Lamellen. Im Gegensatz zu den α_2 -Lamellen bestehen γ -Lamellen aus unterschiedlich orientierten Bereichen (Domänen). Die Differenzierung erfolgt durch Rotation um ein Vielfaches von 60° um die [111] - Richtungen und es ergeben sich, neben den α_2/γ -Grenzflächen, auch verschiedene Arten von γ/γ -Grenzflächen. Dabei werden bei Rotation um 180° wahre Zwillingsgrenzflächen und bei Rotation um $\pm 60^\circ$ teilkohärente Zwillinge (Pseudozwillinge) gebildet [21]. Hinzu kommen noch mögliche Rotationsgrenzen durch Drehung um $\pm 120^\circ$ [22]. Durch die symmetrische Anordnung bei Rotation um 180° ist die Zwillingskorngrenze als einzige vollkohärent. Alle anderen Grenzflächen weisen, durch die Tetragonalität der γ -Phase und die unterschiedlichen Kristallstrukturen, Fehlpassungen bzw. elastische Verzerrungen im Bereich von 1 – 2 % auf [23]. Wegen der tetragonal verzerrten Gitterzelle der γ -Phase wird in der Formel (2.7) für die Differenzierung äquivalenter Richtungen eine gemischte Notation (...) verwendet.

Durch eine Wärmebehandlung knapp unterhalb der α -Transustemperatur lässt sich ein Gefüge aus überwiegend lamellaren Kolonien, ein nahezu lamellares Gefüge, einstellen. Das massive Kornwachstum, wie es bei einer Lösungsglühung oberhalb T_α entsteht, wird durch den geringen ungelösten globularen γ -Phasenanteil unterdrückt, so dass ein vergleichsweise feinkörnigeres Gefüge entsteht. Da der Anteil an globularen und lamellaren Bereichen stark von Glüh Temperatur und -dauer abhängt, kann beispielsweise durch eine längere Glühdauer der α -Phasenanteil erhöht werden [24, 25]. Mit abnehmender Lösungsglüh Temperatur im Zweiphasengebiet $\alpha_2 + \gamma$ nimmt der globulare Anteil an γ -Phase zu, so dass sich durch Glühung knapp oberhalb der eutektoiden Temperatur neben einem Duplexgefüge auch ein „Near- γ -Gefüge“ einstellen lässt. Die Lamellenbreite innerhalb der lamellaren Kolonien wird durch Legierungszusammensetzung und Abkühlgeschwindigkeit gesteuert und nimmt mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit ab [4, 15]. Bei Abkühlraten über 10 K/s erfolgt eine massive $\alpha \rightarrow \gamma_m$ -Umwandlung, was zu einem nadeligen Gefüge mit hoher Defektdichte führt [26]. Durch

eine sehr niedrige Abkühlgeschwindigkeit kann das thermische Gleichgewicht erreicht werden. Es kommt zur Ausscheidung der γ -Phase in globularer Form.

Neben den genannten Gefügen ist es auch durch Umformung im $(\alpha + \gamma)$ - bzw. $(\alpha_2 + \gamma)$ -Phasengebiet und anschließende Rekristallisation möglich, ein globulares bzw. nahezu globulares Gefüge einzustellen.

Da die mechanischen Eigenschaften mit dem Aufbau des Gefüges einhergehen, lässt sich zusammenfassend sagen, dass grobkörnige, vollständig lamellare Mikrostrukturen eine vergleichsweise gute Bruchzähigkeit und sehr gute Kriechfestigkeit aufweisen. Im Gegensatz dazu neigt diese Mikrostruktur zu einer geringen Duktilität bei niedrigen Temperaturen. Feinkörnige, globulare Gefüge mit einem geringen lamellaren Anteil (Near- γ - bzw. Duplex-Gefüge) besitzen hingegen eine akzeptable Festigkeit und Duktilität bei Raumtemperatur, aber eine geringe Bruchzähigkeit und Kriechfestigkeit [9]. Auf Grund der gegensätzlichen Eigenschaften der Mikrostrukturen ist es wichtig, bei der Einstellung des Gefüges darauf zu achten, welche Mikrostruktur für den jeweiligen Anwendungsfall günstig ist.

2.3 Plastische Verformungsmechanismen

Wie viele andere intermetallische Verbindungen sind auch Titanaluminide bei Raumtemperatur sehr spröde. Selbst bis 700 °C erreicht TiAl im Zugversuch nur Dehnungen im Bereich von 1 – 3 % [9, 22, 27]. Als Ursachen für die geringe plastische Verformbarkeit gelten eine zu geringe Dichte an gleitfähigen Versetzungen oder zu hohe Gleitwiderstände, welche die Versetzungsbewegung verhindern. Im Gegensatz dazu ist bei anwendungstypischen Temperaturen oberhalb von 700 °C mit Kriechverformung durch einsetzende Diffusionsvorgänge zu rechnen. Daher muss bei der Einstellung des Gefüges durch Legieren die Auswirkung auf die Verformungsmechanismen berücksichtigt werden [4, 28].

Unabhängig davon, ob es sich um lamellare oder globulare zweiphasige Gefügestrukturen handelt, erfolgt die Verformung nahezu ausschließlich in der γ -Phase [21, 29]. Als Ursache dafür gilt das geringe Verformungsvermögen der α_2 -(Ti₃Al)-Phase in Folge von schwer zu aktivierenden Gleitsystemen [15, 30]. Weitere Ursachen können eine starke Mischkristallhärtung und das Unvermögen zur Bildung von Verformungszwillingen sein [21, 28]. Damit wird das Verformungsverhalten hauptsächlich durch die Gleitelemente der L1₀-Struktur der γ -(TiAl)-Phase bestimmt (Abbildung 4 (a)).

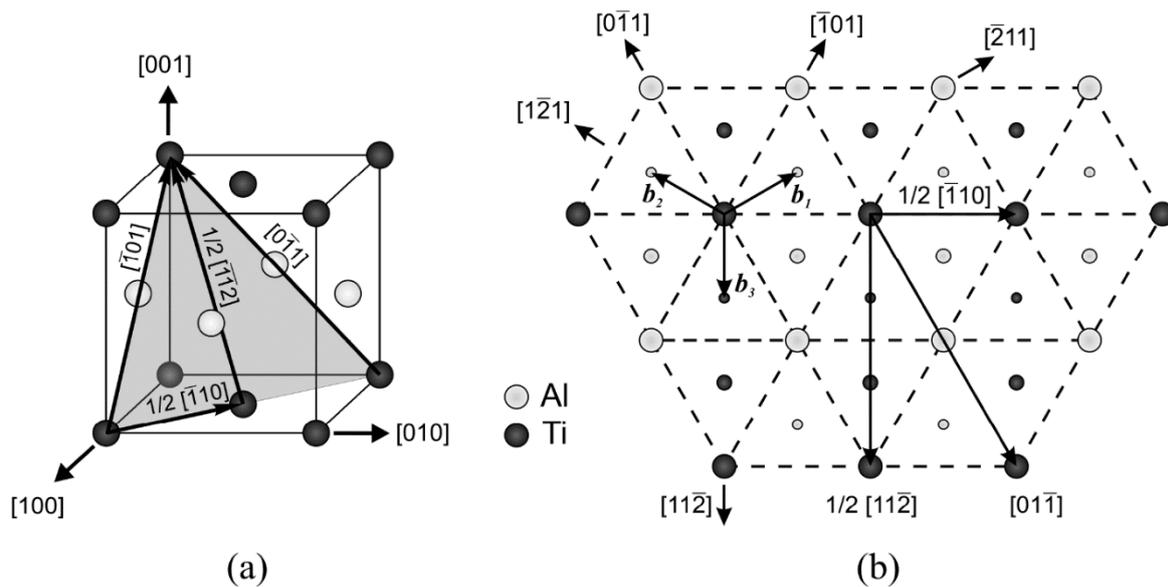


Abbildung 4: Gleit- und Zwillings-elemente der $L1_0$ -Struktur der γ -(TiAl)-Phase: a) Atomordnung und potenzielle Gleitrichtungen auf dicht gepackten $\{111\}_\gamma$ -Ebenen und b) schematische Darstellung der Stapelfolge von $\{111\}_\gamma$ -Ebenen durch kleine, mittlere und große Kreise. $b_1 = \frac{1}{6} [\bar{2}11]$, $b_2 = \frac{1}{6} [1\bar{2}1]$, $b_3 = \frac{1}{6} [11\bar{2}]$ ($b_3 \perp [\bar{1}10]$) [31]

Daher erfolgt die Gleitung, ähnlich wie in kubisch flächenzentrierten Metallen, auf den dichtest gepackten $\{111\}_\gamma$ -Ebenen entlang der $\langle 110 \rangle$ -Richtungen entweder als Einfachversetzung mit den Burgersvektoren $b = \frac{1}{2} \langle 110 \rangle$ oder als Superversetzung mit den Burgersvektoren $b = \frac{1}{2} \langle 112 \rangle$ bzw. $b = \langle 101 \rangle$ [32, 33]. Durch die atomare Anordnung entlang der c -Richtung der $L1_0$ -Struktur der γ -Phase sind die Burgersvektoren der Superversetzungen in etwa doppelt so groß und durch die stärkeren Ti-Al-Bindungen einer großen Gitterreibung (Peierls-Spannung) ausgesetzt. Vermutlich ist diese Art von Versetzungen erst mit einer hohen Schubspannung gleitfähig, wodurch die Verformung in der γ -Phase überwiegend durch Einfachversetzungen erfolgt [34].

Neben Versetzungen kann eine Verformung durch mechanische Zwillingsbildung auf den $\{111\}_\gamma$ -Ebenen mit dem Burgersvektor $b_3 = \frac{1}{6} \langle 11\bar{2} \rangle$ erfolgen (Abbildung 4.b) [28]. Im Gegensatz zur Scherung entlang b_3 wird bei Scherung um b_1 bzw. b_2 die Ordnung der $L1_0$ -Struktur verletzt und es kommt zur Bildung von Pseudozwillingen. Eine Scherung entlang $-2b_3$ wird als Anti-Zwillingsverformung bezeichnet [35]. Die im hohen Maße auftretende Zwillingsverformung in lamellaren Strukturen steht im Zusammenhang mit der dichten Anordnung von Grenzflächenversetzungen in lamellaren Grenzflächen. Diese können im Vergleich zu den Großwinkelkorngrenzen in globularen Gefügen als Quelle für Zwillingsversetzungen wirken [28].

Untersuchungen an Einkristallen haben gezeigt, dass die Verformung der α_2 -Phase in den meisten Fällen über Superversetzungsgleiten mit dem Burgersvektor $b = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$ entlang der Prismenebenen $\{10\bar{1}0\}$ erfolgt [36, 37]. Zwar kann die Superversetzung $1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$ auch auf den Basalebenen (0001) gleiten, bedarf aber im Vergleich zur Prismengleitung eines doppelt so großen Schmidt-Faktors, um effektiv stattzufinden [38-41]. Jedoch kommt es oft im Zuge vom Prismengleitung auch zusätzlich zu Basalgleitung [41]. Bei Temperaturen oberhalb von 700 °C wird das dritte Gleitsystem der hexagonal geordneten DO_{19} -Struktur der α_2 -Phase massiv betätigt. Dabei handelt es sich um die Superversetzung $1/3 \langle \bar{1}2\bar{1}6 \rangle$, welche entlang der Typ II-Pyramidalebenen $\{1\bar{2}11\}$ und unter bestimmten Umständen auch auf den Typ I-Pyramidalebenen $\{2\bar{2}01\}$ gleitfähig ist [36, 38, 39, 42-44]. Versetzungen mit dem Burgersvektor $b = 1/3 \langle \bar{1}2\bar{1}6 \rangle$ sind vom Typ $\langle 2c + a \rangle$ und führen damit zu einer Abscherung der hexagonalen Zelle in c -Richtung. Pyramidalgleitung konnte auch für α_2 -Lamellen in zweiphasigen TiAl-Legierungen beobachtet werden. So kann angenommen werden, dass die oberhalb 700 °C aktiven Gleitsysteme der α_2 -Phase die Verformung begünstigen [42].

Es liegen nur wenige Ergebnisse für das Verformungsverhalten der β_0 -Phase vor. Ausgehend vom krz-Kristallgitter (Kubisch Raum-Zentriert) von Metallen ergeben sich entlang der dichtestgepackten $\langle 111 \rangle$ -Richtungen (Burgersvektor $b = 1/2 \langle 111 \rangle$) auf den $\{110\}$ - sowie den $\{112\}$ - und $\{123\}$ -Ebenen zwölf Gleitsysteme [45]. Auf Grund der atomaren Anordnung ergibt sich für die $1/2 \langle 111 \rangle$ -Versetzung innerhalb der β_0 -Einheitszelle eine Antiphasengrenze. Es wurden auch Versetzungen mit dem Burgersvektor $\langle 100 \rangle$ auf den Gleitebenen $\{011\}$ und $\{001\}$ beobachtet [46, 47]. Die Bildung von Verformungszwillingen ist ebenfalls für die krz-Gitterstruktur bekannt. Für polykristalline Werkstoffe kann durch die erwähnten Verformungseigenschaften, welche grundsätzlich auch für die ungeordnete β -Phase zutreffen, eine Verbesserung der Duktilität erzielt werden. Für die geordnete B2-Struktur kommt eine Verformung nur durch Scherung entlang der $\langle 111 \rangle$ und $\langle 100 \rangle$ -Richtungen in Frage. Da jedoch für die $\langle 100 \rangle$ -Richtungen nur drei unabhängige Gleitsysteme existieren, scheint nur Gleitung entlang $\langle 111 \rangle$ in polykristallinen Werkstoffen zur Duktilität beizutragen [48, 49]. Es ist anzumerken, dass für beide Phasen (β und β_0) die zugrunde liegenden Verformungsmechanismen stark von der Legierungszusammensetzung, dem Grad der Ordnung, dem Einfluss von Punktdefekten und den Verformungsbedingungen abhängen.

2.4 Mechanische Eigenschaften

Wie in Kapitel 2.2 dargestellt, hängen die mechanischen Eigenschaften von den lamellaren und globularen Gefügebestandteilen ab. Für globulare Mikrostrukturen lässt sich die Abhängigkeit der Fließspannung von der Korngröße durch die Hall-Petch-Beziehung [50, 51]

$$\sigma = \sigma_0 + k_y \cdot D_0^{-1/2} \quad (2.8)$$

mit D_0 als Korndurchmesser, σ_0 als eine von D_0 unabhängige Reibspannung und k_y als eine material- und gefügespezifische Proportionalkonstante, hinreichend beschreiben. Für lamellare Strukturen kann aufgrund der ausgeprägten Anisotropie des Verformungsverhaltens diese Beziehung nicht angewandt werden. Zur Beschreibung der mechanischen Eigenschaften von lamellaren bzw. Duplexgefügen werden neben der Korngröße der einzelnen Phasenbestandteile weitere Strukturparameter, wie Koloniegröße und Lamellenabstände, benötigt. Untersuchungen an PST-Kristallen (Poly-Synthetically Itwinned) haben gezeigt, dass die Fließspannung im Wesentlichen vom mittleren Lamellenabstand abhängt [52]. Dies führt in Bezug auf polykristalline Gefüge dazu, dass die Koloniegröße eine untergeordnete Rolle spielt. Die Anisotropie der γ -Phase führt in Verbindung mit einer lamellaren Gefügestruktur zu einem anisotropen orientierungsabhängigen Verformungsvermögen von lamellaren Kolonien. Die Grenzflächen zwischen den Lamellen wirken dabei, ähnlich wie Korngrenzen, als effektive Gleithindernisse. Dadurch wird die Ausbreitung von Verformungszwillingen und Versetzungen senkrecht zur Lamellengrenze behindert. Daher kann die Verformung nur auf den $\{111\}_\gamma$ -Ebenen erfolgen, welche parallel zu den Grenzflächen liegen und wird auf den Gleitsystemen nahezu vollständig behindert, welche zu den Grenzflächen geneigt sind [21, 22, 53].

Bedingt durch eine hohe Gitterreibung, anisotrope Versetzungsbewegung und eine hohe Anzahl an Grenzflächen weisen Titanaluminide mit Duplexstruktur im Vergleich zu anderen Hochtemperaturwerkstoffen bei Raumtemperatur geringe Bruchdehnungen von maximal 2 – 3 % auf [22]. Ab ca. 200 °C ist die Verformung durch ein diskontinuierliches Fließen und eine negative Dehnratenempfindlichkeit gekennzeichnet. Als Ursache wird die Bildung von Defektmosphären, durch die die Versetzungsbewegung behindert wird, angenommen. Auf Grund der Abweichung der γ -Phase von der exakten TiAl-Stöchiometrie gängiger TiAl-Legierungen werden zur Kompensation des Titanüberschusses Ti_{Al} Antistrukturatome im Aluminiumuntergitter eingebaut. Assoziiert mit Leerstellen können Antistrukturatome schon bei geringen Temperaturen thermisch aktiviert und leicht umorientiert werden. Durch das erzeugte Spannungsfeld werden die Dipole, bestehend aus Antistrukturatom und Leerstelle, zur Versetzung gezogen und so die lokale Verzerrungsenergie gesenkt. Dadurch werden Versetzungen ähnlich dem

Snoek-Effekt verankert und am Klettern gehindert, was zu einer Versprödung des Materials führt. Die Wirksamkeit dieses Mechanismus hängt von der Abweichung des Aluminiumgehaltes von der stöchiometrischen Zusammensetzung ab. Da die Anwendungsfelder von TiAl-Legierungen ein häufiges Durchlaufen des Temperaturintervalls von 200 – 600 °C voraussetzen, muss dieser Effekt beim Einsatz der hier diskutierten Legierungen beachtet werden [28, 54, 55]. Ab Verformungstemperaturen von ca. 600 °C ist auf Grund der beschleunigten Diffusion eine effektive Verankerung der Versetzungen nicht mehr möglich, da die Defektatmosphären den Versetzungen ungehindert folgen können.

Wie andere intermetallische Werkstoffe sind Titanaluminide durch eine Änderung des spröden in ein duktilen Werkstoffverhalten innerhalb eines kleinen Temperaturintervalls im Bereich von ca. 700 °C gekennzeichnet (Spröd-Duktil-Übergang). Als Ursache dafür gelten die Mechanismen der Versetzungsdynamik, der mechanischen Zwillingsbildung und der dynamischen Rekristallisation [56, 57]. Während die beiden ersten Mechanismen von Anfang an ihren Beitrag leisten, trägt die dynamische Rekristallisation erst im späteren Verlauf zur Verformung bei. Da auf Grund der aufzubringenden Antiphasenenergie mit Einfachversetzungen keine Verformung in c -Richtung des γ -(TiAl)-Kristallgitters erfolgen kann, kommt es mit zunehmender Dichte an Versetzungen zum Aufbau von Rückspannungen. Die vorhandenen Superversetzungen reichen nicht aus, um diese Spannungen abzubauen. Ein alternativer Verformungsmechanismus ist die mechanische Zwillingsbildung, da diese eine Verformungskomponente in c -Richtung bietet. Die relativ geringe Scherung erfolgt entlang $1/6\langle 11\bar{2} \rangle \{111\}$ und erweist sich, da keine Umordnung von Atomen notwendig ist, als potentieller Verformungsmechanismus. Da durch Zwillingsbildung ein intrinsischer Stapelfehler in der $L1_0$ -Struktur entsteht, läuft wegen der niedrigen intrinsischen Stapelfehlerenergie von TiAl-Legierungen die Zwillingsbildung vermutlich bevorzugt ab. Somit wird die Bildung eines komplexen Stapelfehlers bzw. einer Antiphasengrenze durch Gleitung von Superversetzungen größtenteils unterdrückt [58, 59]. Ergänzend ist zu erwähnen, dass die Stapelfehlerenergie stark von der chemischen Zusammensetzung abhängt, so dass nicht alle TiAl-Legierungen zur mechanischen Zwillingsbildung neigen. Für den dritten Teilmechanismus, die dynamische Rekristallisation, bedarf es einer kritischen Verformung bzw. Temperatur, weshalb sie erst im späteren Verlauf der Hochtemperaturverformung auftritt. Bevorzugt beginnt die Bildung neuer Körner beispielsweise an Korngrenzentrümpelpunkten oder Punkten, an denen Zwillinge auf Korngrenzen treffen, da dort die Leerstellendichte sehr hoch ist. Die Triebkraft für das Wachstum ist deutlich höher als bei normalem Kornwachstum. Durch die Bildung von neuen Körnern werden Rückspannungen abgebaut und die Versetzungsdichte gesenkt [60]. Außerdem kann sich die Gitterstruktur neu

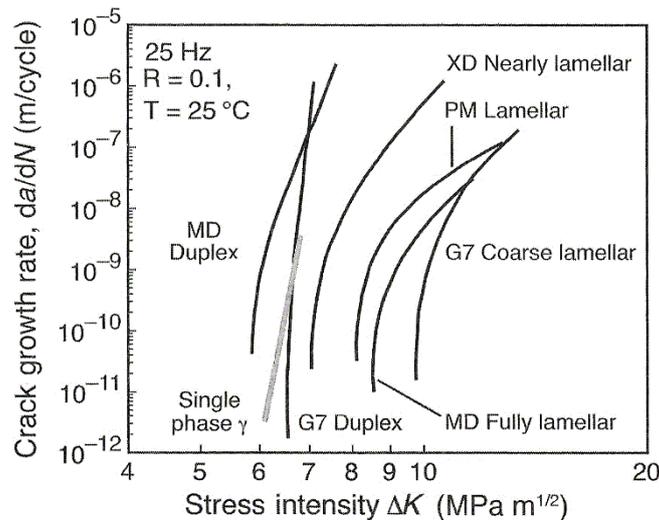
gebildeter Körner günstig zur Belastung ausrichten und somit die plastische Verformung begünstigen. Abhängig von Mikrostruktur, Temperatur, wirkender Spannung und Dehnrage wird das Verformungsverhalten bei Hochtemperatur von einem der genannten Mechanismen in Wechselwirkung mit den anderen dominiert.

Ermüdungsverhalten

Aufgrund vieler Einflussfaktoren auf das Ermüdungsverhalten müssen, wie bei allen intermetallischen Werkstoffen, die Ermüdungseigenschaften differenziert betrachtet werden. Die meisten Ergebnisse liegen für eine reine Zugbelastung, einem Spannungsverhältnis von $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} = 0,1$ und Frequenzen von 25 – 100 Hz vor, wobei σ_{\min} für die Minimal- und σ_{\max} für die Maximalspannung innerhalb der Zyklen stehen [61]. Im Gegensatz zu konventionellen Titanlegierungen weisen TiAl-Legierungen einen flachen Verlauf der Wöhler-Linie auf, so dass sich für ein vorgegebenes Spannungslevel von σ_{\max} ein großer Lastwechselbereich ergibt. Außerdem weisen TiAl-Legierungen keine ausgeprägte Dauerfestigkeit, sondern einen fortwährenden Abfall von σ_{\max} auf [62-65]. Im Verhältnis zur Zugfestigkeit können für eine Zyklenzahl von 10^6 sehr hohe Spannungen erreicht werden. Das $\sigma_{\max}/\sigma_{UTS}$ -Verhältnis hängt insbesondere im vorderen Verlauf der Wöhler-Linie von der Mikrostruktur ab und fällt bei 10^6 -Zyklen auf $\sigma_{\max}/\sigma_{UTS} = 0,8$ ab. Das $\sigma_{\max}/\sigma_{UTS}$ -Verhältnis ist deutlich höher im Vergleich zu anderen Hochtemperaturwerkstoffen [66]. Der Anrissort liegt in den meisten Fällen an der Oberfläche, so dass die Ermüdungsfestigkeit stark von der Oberflächenbeschaffenheit und dem randnahen Eigenspannungsprofil abhängt [67]. Bezeichnend für γ -(TiAl)-Legierungen ist ein sehr schnell verlaufendes Risswachstum je Zyklus da/dN , welches stark von dem Spannungintensitätsfaktor ΔK abhängt [62, 68-71]. Im Paris-Gesetz [72]

$$da/dN = C_p \cdot (\Delta K)^n \quad (2.9)$$

ergeben sich sehr hohe Exponenten n , welche 5 – 10 mal höher sind als für andere Legierungsklassen. C_p ist eine werkstoffspezifische Konstante. Für Nahezu- γ - bzw. Duplex-Gefüge umfasst die Rissausbreitungsrate für eine Änderung der Spannungintensität von $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ nahezu 6 Größenordnungen. Daraus ergibt sich ein Paris-Belastungs-Exponent von $n = 50$, der damit auf dem Niveau von Keramiken liegt [68, 69]. Da jedoch die kritische Spannungintensität für die Ausbreitung von Ermüdungsrissen mit $\Delta K_{TH} = 5 - 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ relativ hoch ausfällt und vergleichbar mit der von ferritischen Stählen ist, könnten Designkonzepte daran orientiert werden (Abbildung 5) [56, 73, 74].



XD: Ti-47.7Al-2Nb-0.8Mn-1 Vol.% TiB₂
 G7: Ti-47.3Al-2.3Nb-1.5Cr-0.4V
 MD: Ti-47Al-2Nb-2Cr-0.2B
 PM: Ti-47Al-2Nb-2Cr, powder metallurgy

Abbildung 5: Ermüdungsrisswachstumsraten von verschiedenen TiAl-Legierungen [15]

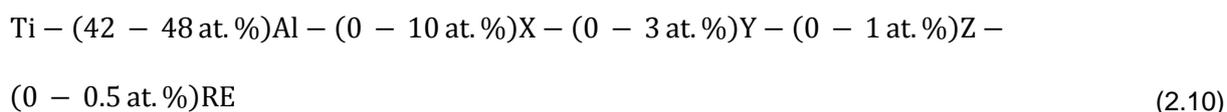
Es gibt einen entscheidenden Einfluss der Mikrostruktur auf das Risswachstum. Anhand von Untersuchungen an Duplex-Gefügen hat sich gezeigt, dass ein Versagen hauptsächlich durch transkristallines Versagen von γ -Körnern an der Probenoberfläche hervorgerufen wird [75]. Daher erhöht sich der Widerstand gegen Rissausbreitung mit abnehmendem Anteil an globularer γ -Phase und führt dazu, dass voll-lamellare Gefüge einen deutlich höheren Rissausbreitungswiderstand aufweisen (Abbildung 5). Dabei wirken sich eine Rissablenkung innerhalb der Lamellen als auch die Ausbildung von Mikrorissen begünstigend auf den Widerstand gegen Rissausbreitung aus [75]. Als Konsequenz des lamellaren Aufbaus ergibt sich je nach Ausrichtung der lamellaren Struktur zum Risspfad ein anisotropes Risswachstumsverhalten [76]. In verschiedenen Untersuchungen wurde gezeigt, dass der Einfluss der Temperatur auf den Rissfortschrittswiderstand im Temperaturbereich von 25 – 800 °C relativ gering ausfällt [76-79]. Dieser geringe Einfluss wird durch verschiedene, sich überlagernde Faktoren, wie der Anteil an globularer γ -Phase, die Frequenz, die Spannungsamplitude und das Umgebungsmedium bestimmt [64, 78, 80-82].

Das Verhalten unter LCF-Belastung ist für TiAl-Legierungen als kritisch einzustufen, da die plastische Verformbarkeit durch die plastische Anisotropie und das Fehlen von unabhängigen Gleit- und Zwillingsystemen gering ausfällt [15]. Unter TMF-Belastung (Thermo Mechanical Fatigue) muss zwischen In-Phase (T_{\max} und σ_{\max} gleichläufig) und Out-of-Phase (T_{\max} und

σ_{\max} gegenläufig) unterschieden werden, wobei im In-Phase-Modus deutlich bessere Ergebnisse erzielt werden. Als Ursache für die schlechten Ergebnisse des Out-of-Phase-Modus gilt die Oxidschichtbildung während der Hochtemperaturphase in Kombination mit der Zugbelastung während der Niedertemperaturphase. Das führt dazu, dass Rissflanken in die Oxidschicht induziert werden [83, 84]. Eine Überlagerung mit einer Kriechbelastung führt in Folge von Gefügeveränderungen durch die Umwandlung $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ während des Kriechzyklus zu einer weiteren Verschlechterung der Lebensdauer [85].

2.5 Legierungsentwicklung und -härtung

Nach den ersten beiden Legierungsgenerationen von Titanaluminiden wurde das Legierungskonzept weiterentwickelt und kann für eine große Anzahl an Legierungen der dritten Generation mit folgender Formel beschrieben werden.



Dabei steht X für Cr, Mn, Nb, Ta; Y für Mo, W, Hf, Zr; Z für C, B, Si und RE für seltene Erden. Elemente wie Hf, Zr und seltene Erden haben bisher keinen Einzug in technisch relevante Legierungen gehalten und sind somit eher experimenteller Natur. Neben Chrom hat sich vor allem Niob als Legierungsbestandteil etabliert. Dies ist darauf zurückzuführen, dass neben der hohen Löslichkeit eine deutliche Festigkeitssteigerung erzielt wird. Für zwei der bekanntesten Legierungen der dritten Generation, TNB- bzw. TNM-Legierungen, ergeben sich so für Niobgehalte zwischen 5 – 10 at. % Festigkeiten bei Raumtemperatur im Bereich von 800 – 1100 MPa. Bisher konnte nicht endgültig geklärt werden, ob die Steigerung auf Mischkristallhärtung oder Gefügeveränderungen zurückzuführen ist.

Eine Mischkristallhärtung ist nicht eindeutig nachweisbar. Zwar kann Niob bis zu 20 at. % in TiAl-Legierungen in Abhängigkeit von der Temperatur gelöst werden, Untersuchungen haben aber gezeigt, dass Niob nur in das Titanuntergitter der γ -(TiAl)-Phase eingebaut wird [15, 86]. Der Größenunterschied von Niob- und Titanatomen beträgt maximal 0,2 %. Da die Mischkristallverfestigung von der Differenz der Atomgrößen des Substitutions- und des Wirtsgitteratoms abhängt, erscheint der Effekt zu gering.

Als wahrscheinlicher gilt die Tatsache, dass durch Legieren mit Niob die Mikrostruktur verfeinert und so die Festigkeit gesteigert wird. Dabei kommt es zur Verringerung der β - sowie der

α -Transus-Temperatur in Verbindung mit einer Verkleinerung des α -Einphasengebietes (Abbildung 6), was sowohl bei globularen als auch in lamellaren Bereichen zu μm -großen Körnern bzw. Lamellen im nm-Bereich führt [32, 87-89]. Durch die dichte Anordnung von Grenzflächen werden Versetzungsbewegung und Zwillingsbildung stark behindert, was nach dem Hall-Petch-Mechanismus als Ursache der Verfestigungswirkung gesehen werden kann. Dieser Effekt beschränkt sich auf Legierungen mit einem Aluminiumgehalt ≤ 45 at. %. Für Legierungen mit einem höheren Al-Gehalt konnte dieser Effekt nicht beobachtet werden [90]. Neben der Festigkeitssteigerung weisen Legierungen mit Niobgehalten im Bereich von 5 – 10 at. % eine im Vergleich zum unlegierten Zustand erhöhte Raumtemperaturduktilität von bis zu 2 % auf. Im Falle von Niob-haltigen Legierungen kommt es neben dem Gleiten von Einfachversetzungen zu einer bemerkenswert hohen Anzahl an Gleitvorgängen von Superversetzungen. Die Existenz von aufgespaltenen Superversetzungen und Verformungszwillingen innerhalb eines Korns bzw. einer Lamelle deutet außerdem auf eine Verringerung der Stapelfehlerenergie hin. Durch das Auftreten der drei genannten Gitterdefekte sollten, unter der Voraussetzung, dass alle Gitterdefekte gleichmäßig aktiviert werden, ausreichend Gleitsysteme zur Verfügung stehen, um die Duktilität bei Raumtemperatur zu erklären. Weiterhin wirkt sich Niob positiv auf die Kriechbeständigkeit aus. Dabei werden durch Hinzulegen von höheren Gehalten an Niob Diffusionsvorgänge deutlich verlangsamt, was die Geschwindigkeit, mit der Versetzungen klettern können, reduziert und sich in einer relativ hohen Aktivierungsenergie bemerkbar macht. Somit wird neben der Kriechbeständigkeit auch die thermische Stabilität erhöht und die Kinetik, mit der Phasenumwandlungen sowie Rekristallisationsprozesse ablaufen, verlangsamt.

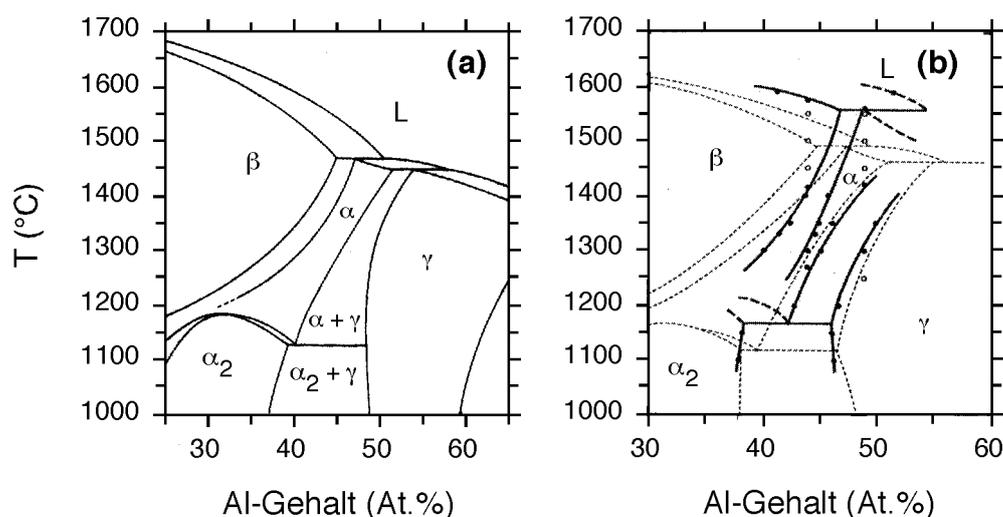


Abbildung 6: a) Binäres Ti-Al-Phasendiagramm, b) Quasibinärer Schnitt durch das ternäre Ti-Al-Nb-Phasendiagramm für eine Nb-Konzentration von 8 at. % im Vergleich mit dem binären Ti-Al-Phasendiagramm [4]

In manchen TNB- sowie in TNM-Legierungen wird Molybdän auf Grund eines deutlich höheren Aufteilungskoeffizienten $k_{\beta\alpha}$ als Niob zur Stabilisierung der β_0 -Phase hinzulegiert. Neben Niob und Molybdän haben Elemente wie Wolfram oder Tantal einen positiven Einfluss auf die Oxidationsbeständigkeit [27].

Eine weitere Legierungsstrategie verfolgt die Steigerung der Hochtemperaturfestigkeit und Kriechbeständigkeit durch Ausscheidungshärtung mittels Kohlenstoff, Silizium, Stickstoff, Sauerstoff oder Bor. Am meisten untersucht wurde bisher die Ausscheidungshärtung durch Kohlenstoff, wie zahlreiche Arbeiten belegen [15, 32, 91-93]. Die Löslichkeit von Kohlenstoff in den drei Phasen α , γ , β wird durch die Existenz von Ti_6 -Oktaedern bestimmt. Da innerhalb der α_2 - (Ti_3Al)-Phase Ti_6 -Oktaeder von Natur aus vorliegen, ist die Löslichkeit im Vergleich zur γ -Phase um das 6-fache höher [86]. Durch das Einlagern von Niobatomen in das Titanuntergitter der γ -Phase werden Titanatome dazu gezwungen, Plätze im Aluminiumuntergitter zu belegen, was dazu führt, dass Ti_6 -Oktaeder gebildet werden [94, 95]. Daher hängt der lösliche Kohlenstoffanteil in der γ -Phase unter anderem vom Niobgehalt ab. Generell steigt die Kohlenstofflöslichkeit mit steigendem Ti/Al-Verhältnis [94]. Es wird angenommen, dass die β -Phase und ihre geordnete Struktur β_0 nur eine geringe Löslichkeit für Kohlenstoff aufweisen. Neben der Stabilisation der α -Phase wirkt sich Kohlenstoff auch auf die eutektische Temperatur aus [96, 97]. Dabei führt Kohlenstoff zu einer deutlichen Steigerung der eutektischen Temperatur. Der Einfluss auf die γ -Solvustemperatur fällt im Gegensatz dazu gering aus [98].

Durch den Einfluss von Legierungselementen fällt die Löslichkeit von Kohlenstoff je nach Legierungsstrategie unterschiedlich aus. Anhand einer TNM-Legierung konnten bis zur maximalen Löslichkeit Härteanstiege von bis zu 100 HV10 erreicht werden. Darüber hinaus kam es zur Bildung von Perovskitausscheidungen [99]. Ein ähnliches Verhalten weisen auch TNB-Legierungen auf, wobei die Löslichkeit von Kohlenstoff auf Grund eines niedrigeren Ti/Al-Verhältnisses und eines geringen Anteils an α -Phase geringer ausfällt. Die Struktur der Perovskitausscheidungen ist die kubische Ti_3AlC -Phase. Neben der Perovskitstruktur kann ebenfalls die hexagonale Ti_2AlC -Phase auftreten [100, 101]. Kohlenstoff kann daher sowohl zur Ausscheidungs- als auch zur Mischkristallhärtung genutzt werden [94]. Zusätzlich kann durch Bildung von Nanozwillingen während der Verformung Kohlenstoff in fein verteilter Form zur Reduzierung von Spannungskonzentrationen und somit zur Duktilitätssteigerung beitragen [102]. Durch Stickstoff gebildete Nitride weisen dieselbe Struktur wie Karbide auf, was dazu führt, dass sowohl die Wärmebehandlung einen ähnlichen Einfluss auf die Struktur hat als auch eine Härtesteigerung erzielt werden kann [103]. Stickstoff führt jedoch im Gegensatz zu Kohlenstoff zu einem deutlichen Duktilitätsverlust, was dazu geführt hat, dass ein weiterer Einsatz von

Stickstoff in aktuellen Legierungen nicht stattgefunden hat, obgleich Stickstoff einen ähnlichen Kornfeinungseffekt wie Bor aufweist [27].

Die Löslichkeit von Sauerstoff ist in der α -Phase um den Faktor 50 höher als in der γ -Phase [86, 104]. Zudem hängt der lösliche Anteil vom Aluminiumgehalt der Legierung ab. Für Legierungen mit einem Aluminiumgehalt > 50 at. % wurden zwar α - Al_2O_3 -Ausscheidungen beobachtet, da jedoch Sauerstoff vermutlich eine Feinung des Gefüges verursacht, ist eine eindeutige Bestimmung des Härtungseffektes durch Ausscheidungen schwierig [105]. Sauerstoff erweist sich neben der hohen Löslichkeit in der α/α_2 -Phase auch als Stabilisator der α -Phase. Bei der Verarbeitung bei hohen Temperaturen muss daher darauf geachtet werden, dass durch die Sauerstoffaufnahme Oberflächenschichten aus α/α_2 -Phase von mehreren hundert Mikrometern auftreten können. In Verbindung mit der schlechten Verformbarkeit der α/α_2 -Phase ergibt sich so eine Verschlechterung der Eigenschaften. Um dies zu verhindern, werden in der Regel Maßnahmen, wie beispielsweise die Verwendung von Schutzgas bei hohen Temperaturen oder das Kapseln des Rohlings vor der Verarbeitung, getroffen.

Silizium führt neben einer Verbesserung der Kriecheigenschaften auch zu einer Stabilisierung des Gefüges und trägt zur Oxidationsbeständigkeit bei [106, 107]. Die grundlegende Härtung wird durch die Bildung von $\text{Ti}_5\text{-(Al, Si)}_3$ -Ausscheidungen (ζ -Phase) während des Alterns bzw. der Kriechverformung erzielt [108, 109].

Bor wird häufig mit Anteilen von 0,1 – 1 at. % hinzulegiert. Dabei ist Bor weitgehend unlöslich in den vorhandenen intermetallischen Phasen, so dass der Hauptteil als Boride, überwiegend TiB_2 bei typischen Borgehalten von < 1 at. %, ausgeschieden wird. Da Boride als Keimbildner während der Erstarrung bzw. Phasenumwandlung fungieren, kommt es zu einer Kornfeinung des Gefüges. Durch die Änderung des Gefüges ist ein Nachweis für eine Ausscheidungshärtung durch Bor erschwert. Ein Indiz für eine Ausscheidungshärtung an Legierungen mit Bor ist ein, im Vergleich zu Legierungen ohne Bor, verbessertes Einsatzhärtevermögen [110]. Der Effekt der Kornfeinung erweist sich insbesondere für Gussgefüge als vorteilhaft, da das ansonsten vorliegende grobkörnige Gefüge nur wenig durch anschließende Wärmebehandlung gefeinet werden kann. Bei Legierungen, welche über die β -Phase erstarren, lassen sich so Koloniegrößen von ca. $30 \mu\text{m}$ erreichen [91, 111-113]. Die entsprechenden feinkörnigen Gussgefüge stellen auch ein geeignetes Ausgangsgefüge für eine anschließende Warmumformung dar. Der für die Feinkornbildung notwendige Anteil an Bor hängt vom Aluminiumanteil ab [114]. In Legierungen mit geringem Anteil an Aluminium reicht ein Legierungsanteil von 0,1 - 0,2 at. % Bor aus, um eine Kornfeinung zu erzielen [111]. In Verbindung mit β -Stabilisatoren wie Niob,

Wolfram oder Tantal scheiden sich Monoboride aus, die die Verfügbarkeit von Bor zur Bildung von Titanboriden reduzieren.

2.6 Aufbau des Herstellungsprozesses

In Abbildung 7 ist eine Übersicht über die verschiedenen Herstellungs- und Verarbeitungstechnologien dargestellt. Ausgehend vom Ausgangsmaterial auf Basis der Ingotherstellung bzw. vorlegiertem Pulver schließt sich als erstes der HIP-Prozess zur Homogenisierung bzw. Konsolidierung an. Darauf folgen verschiedene Umformprozesse. Im folgenden Kapitel soll über die relevanten Prozessschritte dieser Arbeit ein kurzer Überblick gegeben werden.

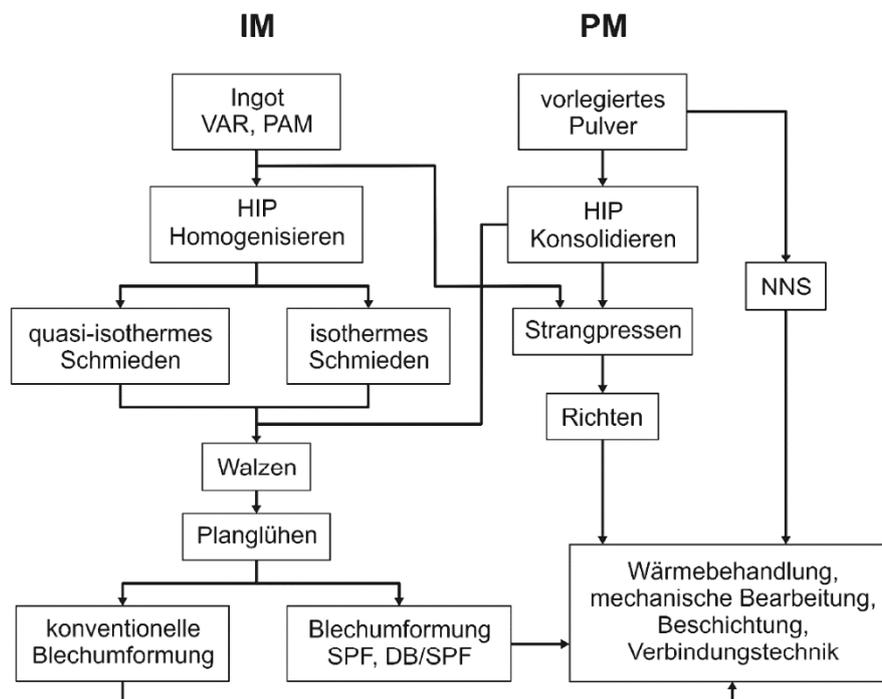


Abbildung 7: Übersicht verschiedener Herstellungsrouten [31]

2.6.1 Ingotherstellung

Als wichtigste Voraussetzung für einen ökonomischen Einsatz von Titanaluminiden gilt die Herstellung von Ingots mit einer reproduzierbaren Zusammensetzung und Qualität. Die Güte der herzustellenden Bauteile hängt dabei maßgeblich von einem defektfreien Ausgangsmaterial ohne mikrostrukturelle und chemische Inhomogenität über das gesamte Volumen ab. Da die Mikrostruktur und somit auch die mechanischen Eigenschaften unmittelbar vom Aluminiumgehalt abhängen, ist es nicht nur erforderlich, den vorgegebenen Gehalt an Aluminium möglichst exakt einzustellen, sondern auch eine Makrosegregation (hauptsächlich Aluminium)

der Legierungselemente möglichst gering zu halten. Im Vergleich zu Legierungen anderer Werkstoffklassen fällt die tolerierbare Abweichung, beispielsweise von Aluminium mit $\pm 0,3$ at. %, sehr gering aus. Die Ingotherstellung ist damit einer der wichtigsten Punkte in der Herstellungskette [15]. Die für die Herstellung von Ingots aus γ -(TiAl)-Legierungen angewandten Verfahren entstammen im Wesentlichen den Verfahren für konventionelle Titanlegierungen. Die drei am meisten angewandten Verfahren sind das VAR, das PAM und das ISM. Eine Ausnahme bildet das EBM-Verfahren. Da der Aluminiumgehalt durch starkes Abdampfen nicht kontrollierbar ist, kann dieses Verfahren für Titanaluminide nicht angewandt werden [115-118].

Am häufigsten wird das VAR-Verfahren verwendet. Als Ausgangsbasis dient ein kaltverpresster Block aus metallischen Granulaten. Die Zusammensetzung entspricht in etwa der gewünschten Legierung, wobei Elemente mit einem hohen Dampfdruck in höherer Konzentration beigefügt werden müssen, um den Massenverlust durch Abdampfen zu kompensieren. Durch ein Umschmelzen unter Vakuum wird der Gusskörper verschmolzen. Da die chemische Homogenität meist nicht gegeben ist, wird der Gusskörper ein zweites bzw. drittes Mal umgeschmolzen [4, 118]. Ein Problem stellt die inhomogene Verteilung von Aluminium innerhalb eines Gusskörpers dar, welche bis zu 1 at. % abweichen kann. Wie bereits erwähnt, hängen die Mikrostruktur und damit auch die einstellbaren mechanischen Eigenschaften maßgeblich vom Aluminiumgehalt ab, so dass das Materialverhalten deutlich unterschiedlich über die Länge bzw. den Durchmesser eines Gusskörpers ausfallen kann. Ein weiteres Problem sind mögliche Einschlüsse von hochschmelzenden Elementen, welche im kompakten Granulat von Aluminium umgeben waren. Durch den niedrigen Schmelzpunkt von Aluminium fallen die hochschmelzenden Bestandteile in die Schmelze, ohne sich vorher zu verflüssigen. Eine lokale Inhomogenität ist die Folge [119]. Dies ist insbesondere dem vertikalen Aufbau des VAR-Verfahrens geschuldet. GfE - Metalle und Materialien GmbH (Germany) hat deshalb das Verfahren um ein Zentrifugalgießrad mit Permanentkokillen erweitert. Dabei wird der Gusszylinder aus dem ersten VAR-Schritt ein zweites Mal aufgeschmolzen und anschließend in das Gießrad abgegossen (Abbildung 8). Durch Rotation wird die Schmelze horizontal erstarrt. Dadurch kann die Abweichung des Aluminiumgehaltes von 1,4 at. % auf 0,2 at. % gesenkt werden [120]. Außerdem lassen sich die kleineren Gusszylinder für die weitere Verwendung leichter handhaben und verringern den Materialverlust bei der Bearbeitung [91].

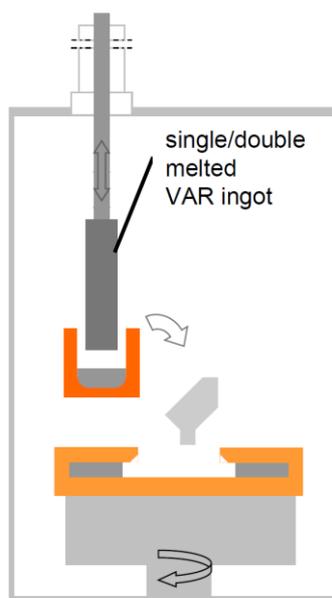


Abbildung 8: Schematische Darstellung des VAR-Zentrifugalgusses, entwickelt von GfE Metalle und Materialien GmbH [120]

Das PAM-Verfahren verwendet im Gegensatz zum VAR-Verfahren einen Plasmastrahl zum Aufschmelzen des verpressten Granulatblocks [121]. Es ist ebenfalls möglich, bereits aufgeschmolzene Legierungsblöcke wiederzuverwenden. Dabei wird dem Plasmastrahl kontinuierlich Material zugefügt und in einem Ofen flüssig gehalten. Durch den horizontalen Aufbau sind auch Systeme mit mehreren Becken möglich, wodurch die Schmelze länger flüssig bleibt. Ähnlich wie beim VAR-Verfahren wird damit eine deutlich bessere chemische Homogenität erzielt. Das flüssige Metall fließt anschließend in einen wassergekühlten Durchlauftiegel und erstarrt kontinuierlich [122]. Einer der Vorteile ist, dass die Verunreinigung der Schmelze durch Kontakt mit der Tiegelwand durch eine festbleibende Sohle verhindert wird. Außerdem sinken schwere hochschmelzende Einschlüsse im Schmelzbad zu Boden, so dass der finale Abguss weitestgehend frei von Einschlüssen bleibt. Durch die Gasatmosphäre, bevorzugt wird Helium verwendet, wird im Gegensatz zum Vakuum beim VAR-Verfahren das Abdampfen von Aluminium verhindert [123]. Obgleich das PAM-Verfahren mehrere Vorteile besitzt, gibt es auch Nachteile. Hochschmelzende Elemente können bei nicht ausreichender Aufenthaltszeit im Schmelzbad nicht schmelzen und zu früh mit abgegossen werden, was wiederum zu einer inhomogenen Verteilung von Legierungselementen führt [121]. Zusätzlich kommt es zur Porenbildung bei einem einfachen Plasmaschmelzen. Um die Homogenität zu steigern, sind daher drei wesentliche Aspekte zu beachten: Ein zweites oder drittes Aufschmelzen, eine Erhöhung der Verweildauer der Schmelze im Becken und eine Erhöhung des Schmelzvolumens [124, 125].

Beim ISM-Verfahren wird unlegiertes Ausgangsmaterial durch Induktion in einer wassergekühlten Kupferkokille aufgeschmolzen. Hierbei handelt es sich auch um ein Verfahren, welches den direkten Kontakt mit dem Kupferkessel durch eine permanent erstarrte Haut verhindert, so dass die Aufnahme von Fremdpartikeln unterbunden wird. Da Induktion selbst keine Anforderungen an das Umgebungsmedium stellt, kann der Prozess sowohl unter Schutzgas als auch unter Vakuum durchgeführt werden. Das Verfahren zeichnet sich dadurch aus, dass es sauber und in Relation zu den anderen Verfahren günstig und flexibel im Hinblick auf die Legierungszusammensetzung ist [116]. Da jedoch die Überhitzung der Schmelze gering ausfällt, muss das Schmelzbad in die Form abgegossen werden, was zu einem unkontrollierten Materialfluss in der Form und somit zu unerwünschten Nebeneffekten führt [126].

2.6.2 Umformverfahren

Umformverfahren gelten für viele Metalle als Standardverfahren zur Formgebung und Mikrostruktureinstellung. Insbesondere die Manipulation der Mikrostruktur ist für Titanaluminide nützlich, da sich dadurch die mechanischen Eigenschaften im Vergleich zu anderen Herstellungsverfahren steuern und verbessern lassen. Das spezifische Umformverhalten von geordneten intermetallischen Phasen, welches durch eine geringe Duktilität, Spaltbruchanfälligkeit bis zu hohen Temperaturen und eine ausgeprägte plastische Anisotropie geprägt ist, stellt das größte Problem beim Umformen von Titanaluminiden dar. Die heute möglichen Warmumformverfahren reichen von Schmieden und Walzen bis zu superplastischer Umformung.

Die Umformbarkeit wird für die meisten Metalle durch eine entsprechende Übergangstemperatur bestimmt. Während diese für konventionelle Metalle in etwa bei $0,6 \cdot T_m$ liegt, können die meisten γ -TiAl-Legierungen erst bei deutlich höheren Temperaturen umgeformt werden [127]. Zum Verständnis, welchen Einfluss die Temperatur auf das Umformverhalten hat und welche Dehnraten möglich sind, werden Druckversuche an kleinen Druckkörpern durchgeführt. Durch die ermittelten Fließkurven können Rückschlüsse für das Umformverfahren im industriellen Maßstab gezogen werden [128]. Für viele Titanaluminidlegierungen ist der Verlauf der Fließkurven durch eine Spannungsspitze und eine anschließende Spannungsreduktion hin zu einem scheinbar konstanten Level geprägt [129-131]. Entscheidend dafür sind zum einen die Umformtemperatur und Umformgeschwindigkeit und zum anderen der Gehalt an Aluminium, wobei nicht direkt der Aluminiumgehalt ausschlaggebend ist, sondern die Mikrostruktur vor der Umformung, die vom Aluminiumgehalt abhängt [132-134]. Zwar ist dieses Verhalten für eine dynamische Rekristallisation typisch, jedoch spielen auch adiabatische Erwärmung, Verformungslokalisierung und das Ausknicken bzw. Neuorientieren von Lamellen bei der Verformung

eine Rolle [131]. Letzteres ist insbesondere für grobe und texturierte Gussgefüge von Bedeutung, da die Umformung teils stark lokalisiert in Scherbändern entlang der Lamellenausrichtung erfolgt. Dabei kommt es zur Spannungsreduktion auf Grund der dynamischen Rekristallisation ausschließlich im Bereich des sich ausbildenden dreidimensionalen Netzwerks innerhalb des Werkstücks [135].

Auf Basis dieser Vorversuche werden Umformverfahren wie Heißgesenk- bzw. Isothermschmieden, Strangpressen oder Walzen ausgelegt. Das wichtigste Ziel dabei ist die Umwandlung der Mikrostruktur durch dynamische Rekristallisation, aber auch durch Phasenumwandlungen, globularer Eiformung und das Verfeinern bzw. Vergrößern von Gefügebestandteilen [34, 91, 136, 137]. Dafür entscheidend sind die Legierungszusammensetzung, Phasenumwandlungstemperaturen und Prozessparameter. Die Komplexität, mit der die Umwandlung der Mikrostruktur abläuft, nimmt in zwei oder mehrphasigen Legierungen, deren Al-Gehalte unter 50 at. % liegen, zu. Dadurch müssen die Umformprozesse oftmals auf die jeweilige Legierung zugeschnitten werden, um die finale Mikrostruktur kontrollieren zu können.

Aus technischer Sicht spielen die Ausgangsmikrostruktur und Gefügeinhomogenitäten eine große Rolle. Da die anisotropen Eigenschaften der lamellaren Kolonien mit kleiner werdenden Abmessungen abnehmen, sinkt die Wahrscheinlichkeit, dass es zur Fließlokalisierung durch bereits rekristallisierte Bereiche kommt. Das hat wiederum einen Einfluss auf die Homogenität und den Rekristallisierungsgrad. Dies wird durch einen Vergleich der Umformbarkeit einer Legierung aus feinkörnigem Pulvermaterial und grobkörnigem Gussmaterial bestätigt, wobei mit zunehmender Korngröße die Grenze zwischen Rissbildung während der Umformung und Rissfreiheit um zu 200 K höheren Temperaturen verschoben wird [138]. Da die Umformbarkeit hauptsächlich von der Mikrostruktur abhängt, ist diese für viele TiAl-Legierungsklassen meist beschränkt auf Umformtemperaturen über 1000 °C, so dass für konventionelles Heiß-Gesenkschmieden das Material gekapselt werden muss. Es hat sich jedoch bewährt, Legierungen mit hoher β -Stabilisierung zu verwenden, da sich so die Umformbarkeit, allerdings auf Kosten der Kriechbeständigkeit, deutlich verbessern lässt [139-142]. Eine Kombination mehrerer Umformverfahren ist ebenfalls möglich. So hat sich zum Beispiel das Strangpressen als Vorstufe des Schmiedens bewährt. Durch Strangpressen wird ein feinkörniges Gefüge erzielt, das sich deutlich schneller umformen lässt und dessen Homogenität sowohl chemisch als auch mikrostrukturell verbessert wird. Damit wird eine ideale Grundlage für ein kostenreduzierendes endkonturnahes Schmieden gelegt [8, 143]. β -stabilisierte Legierungen eignen sich nicht nur für das grobe Umformen von Ingots, sondern auch zum Bauteilschmieden. Da es durch solche Legierungen möglich wird, in einem einzigen Schmiedevorgang komplexe Strukturen zu

schmieden, kann eine Kostenreduktion erzielt werden. Außerdem wird durch den vergleichsweise hohen Anteil an β -Phase die Bearbeitbarkeit deutlich verbessert, was ebenso der Wirtschaftlichkeit zu Gute kommt [142, 144].

Für die Blechherstellung werden auf Grund der Geometrie des Bleches, hohe Anforderungen an das Vormaterial gestellt, so dass häufig vorumgeformtes Gussmaterial oder Halbzeuge auf pulvermetallurgischer Basis verwendet werden. Dadurch kann die geforderte chemische und mikrostrukturelle Homogenität gewährleistet werden. Die Blechherstellung, bedingt durch die Eigenschaften von Titanaluminiden, wird hauptsächlich durch Heißwalzen in einem kleinen Prozessfenster erreicht. Bisher ist nur die Plansee AG in Österreich in der Lage, TiAl-Bleche im industriellen Maßstab herzustellen [145].

3 Aufgabenstellung

Wie die Literaturrecherche zeigt, wird zum Erreichen des vollen Potenzials von Titanaluminiden ein Umformprozess benötigt. Durch die erzielte feinkörnige Struktur profitieren sowohl Festigkeit als auch Duktilität. Da für industrielle Maßstäbe vor allem der Kostenfaktor eine große Rolle spielt, gibt es momentan einen industriellen Trend zur Umformung von β -stabilisierten Titanaluminiden. Durch den hohen Anteil an β -Phase wird ein einstufiger Schmiedeprozess mit moderaten Anforderungen an die Prozessparameter möglich, was die Kosten der Herstellung von Bauteilen deutlich reduzieren kann. Dieser Entwicklung folgte das dieser Arbeit zugrundeliegende Projekt Präzital. Dabei wurde in vorangegangenen Arbeiten die Umformbarkeit von TNB-V2 und einiger Legierungsvarianten untersucht und bewertet. Darauf aufbauend wurden drei Legierungsmodifikationen ausgewählt, welche in dieser Arbeit hinsichtlich ihrer Eigenschaften und ihres Umformverhaltens untersucht werden sollen. Anhand der Legierung mit dem ausgewogensten Verhältnis aller Eigenschaften sollen anschließend die notwendigen Umformparameter für eine Schmiedung im industriellen Maßstab bestimmt werden. Ein weiterer Schwerpunkt des Projektes ist die Entwicklung eines neuartigen Gesenkwerkstoffes. Da die möglichen Wechselwirkungen zwischen Gesenkwerkstoff und Werkstück weitestgehend unbekannt sind, sollen Untersuchungen zeigen, inwieweit die Randschicht des Rohlings beeinflusst werden könnte.

Es ist zu erwarten, dass das nach Umformung entstandene feinkörnige Gefüge durch abschließendes Wärmebehandeln weiter optimiert werden kann. Um die Projektvorgaben der mechanischen Eigenschaften zu erreichen bzw. zu übertreffen, sollen optimale Wärmebehandlungsparameter festgestellt werden.

Ein abschließender Vergleich der im Labor erzielten Ergebnisse mit denen von Proben aus großen Bauteilen soll zeigen, in welchem Maß die ermittelten Parameter für das Prozessfenster und die Wärmebehandlung für reale Bauteile praktikabel sind.

4 Experimentelle Methoden

4.1 Probenmaterial und -geometrie

In dieser Arbeit wurden hoch Niob-haltige TiAl-Legierungen, welche durch die GfE Metalle und Materialien GmbH (Deutschland) hergestellt wurden, verwendet. Alle Legierungszusammensetzungen sind im Bereich der dritten Generation der TiAl-Legierungen angesiedelt. Diese Legierungsklasse zeichnet sich durch eine gesteigerte Festigkeit, Kriech- sowie Oxidationsbeständigkeit aus. Die Herstellung erfolgte mittels Vakuumlichtbogenschmelzens, teilweise in Kombination mit einem Schleudergussverfahren mit permanenten Gießformen. Dabei bestanden die Gießformen aus Edelstahl, um die Sauerstoffdiffusion im Vergleich zu Gießformen auf Oxidbasis zu minimieren. Abschließend wurden die Rohlinge zur Reduktion der Restporosität heißisostatisch bei 1210 °C für 4 h in einer Argonatmosphäre mit einem Druck von 150 MPa gepresst. Die abschließende Umformung erfolgte durch Strangpressen und/oder durch Schmieden bzw. Stauchen.

Unabhängig vom Herstellungsverfahren wurden als Ausgangsbasis Zylinder mit einem Durchmesser von 10 mm aus den Halbzeugen erodiert. Nach Abschluss der gewünschten Wärmebehandlung wurden die Zug-, Kriech- und Ermüdungsproben spanend aus dem Zylindermaterial hergestellt. Für Stauchproben wurden 10 mm Abschnitte der Zylinder verwendet. Durch die geringe Anzahl an Probenmaterial sind die Versuche zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften statistisch nicht abgesichert, so dass der Einfluss von Inhomogenitäten auf die Ergebnisse nicht bewertet werden kann. Zur Minimierung von Oberflächeneinflüssen während der Tests wurden die Zug- und Kriechproben im Bereich der Messlänge zunächst mittels SiC-Schleifpapier bis 1200 µm Körnung feingeschliffen und anschließend elektrolytisch poliert. Dabei wurde eine Elektrolytlösung mit der Zusammensetzung: 250 ml Methanol, 180 ml 1-Butanol, 30 ml Perchlorsäure verwendet (Spannung 19 V, Temperatur –25 °C). Der erzielte Abtrag betrug 200 µm vom Durchmesser. Für Proben zur makro- und mikroskopischen sowie röntgenografischen Untersuchung wurden, wenn nicht anders bezeichnet, Probenabschnitte der Zylinder entlang der Zylinderachse sowie der Umformebene verwendet.

4.2 Werkstoffcharakterisierung

Wenn in den folgenden Kapiteln nicht anders definiert, wurde für die Stauchversuche eine GLEEBLE 3000 verwendet. Dafür wurde die Probe im Vorfeld mit einem Thermoelement vom Typ K zur Regelung bestückt und anschließend zwischen zwei Stauchplatten eingespannt. Die

Erwärmung der Probe erfolgte per Widerstandsheizung, wobei der Strom über massive Kupferhalterungen durch Stauchplatten und Probe geleitet wird. Auf Grund des im Vergleich zu den Kupferhalterungen und Stauchplatten geringen Querschnitts der Proben fand die Erwärmung vorrangig in der Probe statt. Neben der Temperatur werden Umformgrad und -geschwindigkeit aufgezeichnet, wobei die Umformgeschwindigkeit und die Probentemperatur über den gesamten Versuch konstant gehalten werden. Die Versuche erfolgten unter Vakuum. Als Probengeometrie wurde ein Zylinder mit einem Durchmesser von 10 mm und einer Länge von 10 mm verwendet.

Die Zugversuche wurden an einer INSPEKT 100 Universalprüfmaschine der Firma Hegewald und Peschke unter Verwendung einer 100 kN Kraftmessdose durchgeführt. Dabei kamen zwei Dehnungsaufnehmer zum Einsatz. Für Raumtemperatur wurde ein „DSA 20/10M“ der Firma Schenck und für Hochtemperatur ein „MFHT“ der Firma MF Mess- und Feinwerktechnik GmbH verwendet. Die Traversengeschwindigkeit betrug 0,096 mm/min wodurch die laut DIN EN ISO 6892 geforderte Dehnrage von $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ eingehalten wurde. Als Materialkennwerte wurden ermittelt: 0,2 %-Dehngrenze ($R_{p0,2}$), Zugfestigkeit (R_m), E-Modul (E), technische Bruchdehnung (A_5). Die verwendete Probenform ist in Anhang 1 dargestellt. Zur Bestimmung der Kriechkurven wurde eine Kriechprüfmaschine der Firma Schenck verwendet. Die Probengeometrie ist im Anhang 1 dargestellt. Die Tests fanden an Luft statt. Die Längenänderungsmessung erfolgte mittels Extensometer. Die gezeigten Härtewerte wurden mit einem Vickershärteprüfgerät der Firma Frank bestimmt. Wenn nicht anders aufgeführt, wurden mindestens 3 Einzelmessungen je Zustand durchgeführt. Die Standardabweichung entspricht $\pm 5H V10$.

Zur Charakterisierung der Mikrostruktur wurden die getrennten Proben mit einer Warmeinbettpresse der Firma Struers eingebettet. Dafür wurde ein durch Kohlenstoffpartikel leitfähiger, Kunststoff verwendet. Da eine hohe Qualität der Schlitte gefordert war, wurden die Proben nach dem Einbetten mechanisch mit einer abnehmenden Körnung bis 2500 μm fein geschliffen. Anschließend wurden die Proben für 96 h in einem Vibrationspoliergerät poliert.

Übersichts- und Makroaufnahmen entstanden mit Hilfe einer hochauflösenden Spiegelreflexkamera bzw. einem Stereomikroskop vom Typ „Stemi 2000-C“ mit einer montierten Kamera der Firma Leica in Verbindung mit der Software „easylab“ der Firma Imagic. Auflichtmikroskopische Aufnahmen entstanden an einem Lichtmikroskop der Firma Zeiss vom Typ „Axiotech“ mit einer Vergrößerung bis 500-fach und drei Kontrastmodi: Polarisations-, Hellfeld- und Dunkelfeldkontrast. Mikrostrukturaufnahmen wurden an einem Rasterelektronenmikroskop (SEM) vom Typ „MIRA II XMH“ der Firma Tescan erstellt. Falls nicht anders gekennzeichnet, wurden

alle Aufnahmen im BSE-Kontrast aufgenommen. Für Elementanalysen wurde das EDX-System INCA der Firma Oxford verwendet. Dabei betrug die Anregespannung 15 kV und der Arbeitsabstand 15 mm. Thermokalorische Ergebnisse wurden mit Hilfe einer DSC 404F3 der Firma Netzsch ermittelt. Die DSC-Messungen erfolgten unter purem Argon. Die Probengröße entsprach 3 mm Durchmesser und einer ungefähren Höhe von 1 mm, so dass das Probengewicht 40 ± 3 mg entsprach. Zur qualitativen Bewertung der Phasenzusammensetzung wurden röntgenographische Analysen mittels eines Röntgendiffraktometers vom Typ „D8 Discover“ der Firma Bruker durchgeführt. Das Diffraktometer ist mit einer Kupferröhre ausgestattet, welche mit einer Spannung von 40 kV und einer Stromstärke von 40 mA betrieben wird. Die Diffraktogramme wurden im 2θ -Bereich von 20° bis 90° erstellt. Dabei erfolgten die Messungen mit der Reflexionsmethode. Als Proben wurden flache Abschnitte der erodierten Zylinder präpariert, deren analysierte Oberfläche senkrecht zur Zylinderachse orientiert war.

Falls nicht anders erwähnt, wurden Phasenanteile und Korn- bzw. Koloniegrößen durch statistische Auswertung von Gefügebildern bestimmt.

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Legierungsentwicklung zur Verbesserung der Umformbarkeit

Das folgende Kapitel bezieht sich hauptsächlich auf die Arbeit von Rexhausen [146], in der die Vorlegierungen für die im weiteren Verlauf verwendete Legierung TNB-V4 charakterisiert wurden. Auf Grund von Unstimmigkeiten sind für die vorliegende Arbeit Analysen teilweise wiederholt worden. Als Ausgangsbasis für den Umformprozess diente eine mit Molybdän legierte TNB-Legierung. Im Vergleich zu γ -TiAl-Legierungen der zweiten Generation liegt eine stärkere Stabilisierung der β/β_0 -Phase vor, was zu einer verbesserten Umformbarkeit im Temperaturbereich 1150 °C – 1300 °C führt [91]. Zudem wurden kleine Mengen an Kohlenstoff (Leg. C) und Bor (Leg. B und C) zulegiert. Durch die Zugabe von Bor wird die Feinkornbildung [147] schon während des Abgusses verbessert und durch die Zugabe von Kohlenstoff soll primär eine Verbesserung der Kriecheigenschaften erzielt werden [148]. In Tabelle 1 ist eine Übersicht über die getesteten Legierungen gegeben. Als Referenzmaterial dient TNB-V2 im stranggepressten Zustand, da diese Legierung dem Entwicklungsstand zu Beginn des Projektes „Präzital“ und somit thematisch dieser Arbeit entspricht. Dabei gilt zu beachten, dass die Strangpressparameter unterschiedlich sind, was einen Einfluss auf das Gefüge und somit auf die mechanischen Eigenschaften hat. Dadurch ist ein direkter Vergleich nicht möglich, aber es soll gezeigt werden, inwieweit sich die Versuchslegierungen von der Vergleichslegierung unabhängig vom Herstellungsprozess unterscheiden.

Tabelle 1: Übersicht der ausgewählten Legierungen

| Legierung | Chemische Zusammensetzung (At. %) | Thermomechanische Behandlung |
|-----------|-----------------------------------|--|
| A | Ti-44,5Al-6,25Nb-1,0Mo | Strangpressen: 1230 °C, 10:1 Spannungsarmglühen: 800 °C/6 h/FC |
| B | Ti-44,5Al-6,25Nb-1,0Mo-0.1B | |
| C | Ti-44,5Al-6,25Nb-1,0Mo-0.1B-0.2C | |
| TNB-V2 | Ti-45Al-8Nb-0.2C | HIP: 1250 °C/4 h/200 MPa Strangpressen: 1230 °C, 6:1 Spannungsarmglühen: 1030 °C/2 h/FC |

Im Vergleich zur TNB-V2-Legierung ist ein feinkörnigeres Duplexgefüge aus globularen γ -, α_2 - bzw. gestreckten β_0 -Körnern und α_2/γ -Kolonien für die Legierungen A und B festzustellen, während es sich bei TNB-V2 um ein globulares Gefüge aus α_2 - und γ -Körnern handelt. Die Homogenität der beiden Legierungsvarianten A und B wird durch teilweise grob-rekristallisierte γ -Körner mit Korngrößen von durchschnittlich 10 μm und nicht rekristallisierte grob-lamellare Kolonien mit Lamellenabständen bis zu 1 μm gestört. Die Ausrichtung der grob-lamellaren Kolonien entspricht der Vorzugsorientierung des Gefüges und ist in weiten Teilen von rekristallisierten γ -Körnern durchzogen bzw. teils komplett rekristallisiert. Die Größe der rekristallisierten Körner beträgt $\sim 2 \mu\text{m}$. Innerhalb der γ -Körner ist häufig Zwillingsbildung zu beobachten. Das Vorhandensein von lamellaren Kolonien aus dem Gussprozess lässt den Schluss zu, dass die Rekristallisation nicht vollständig abgeschlossen ist. Die Ursache für das deutlich feinkörnigere Gefüge ist im Wesentlichen auf ein höheres Umformverhältnis zurückzuführen, wobei ebenfalls das deutlich feinere Ausgangsgefüge für die Legierungen B und C vor dem Strangpressen, als auch die erhöhte Stabilisierung der β -Phase eine signifikante Rolle spielen. Legierung C weist, bis auf eine Ausnahme, ein Duplexgefüge mit einem hohen Anteil an rekristallisierten lamellaren Kolonien auf (Abbildung 9c). Im Gegensatz zu den Legierungen A und B sind in diesem Fall keine Überreste von lamellaren Paketen aus dem Abguss nachweisbar, so dass von einer vollständigen Umwandlung des Gussgefüges ausgegangen werden kann. Ebenso ist keine Vorzugsorientierung der Lamellen feststellbar, was auf eine Ausscheidung von Lamellen nach dem Strangpressen hindeutet. Die lamellaren Kolonien mit einem Durchmesser

von 30 – 50 μm umgibt größtenteils ein Netzwerk aus γ -Körnern und langgestreckten β_0 -Körnern. Die Lamellenbreite liegt unter 1 μm und konnte per Rasterelektronenmikroskop nicht ausreichend für eine Vermessung aufgelöst werden.

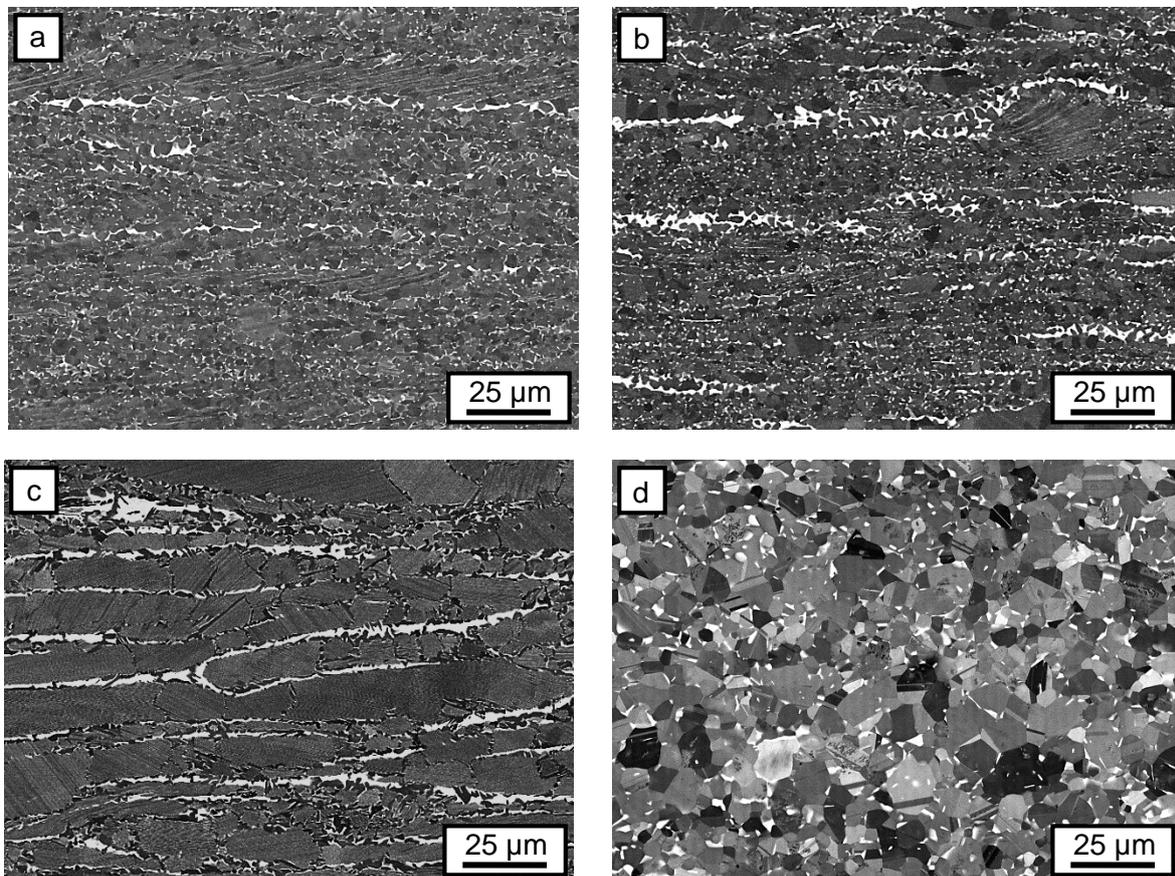


Abbildung 9: Stranggepresste Mikrostrukturen der TNM-Legierungsmodifikationen im Vergleich zur TNB-V2. Die Strangpressrichtung liegt jeweils horizontal in den Bildern. a) Leg. A, b) Leg. B, c) Leg. C, d) TNB-V2 (BSE-Kontrast)

Während für die Legierung TNB-V2 keine Vorzugsrichtung zu erkennen ist, ist für die Legierungen A - C jeweils eine Ausrichtung des Gefüges in Strangpressrichtung (horizontal im Bild) erkennbar (Abbildung 9a - c). Innerhalb der Messreihen der Legierungen A - C gibt es teils deutliche Unterschiede im Verhältnis von globularem zu lamellarem Anteil, aber auch im nicht rekristallisierten Anteil sowie der Größe der rekristallisierten Körner und Kolonien.

Ebenfalls auffällig für die Legierungen A - C ist die im BSE-Kontrast (Back Scattered Electrons) in weiß dargestellte β_0 -Phase, welche durch entsprechende Peaks im Diffraktogramm deutlich wird (Abbildung 10). Im Vergleich dazu lässt sich die β_0 -Phase für die Legierung TNB-V2 nicht per Röntgendiffraktometrie nachweisen, womit der Gehalt an β_0 unterhalb der Nachweisgrenze liegt.

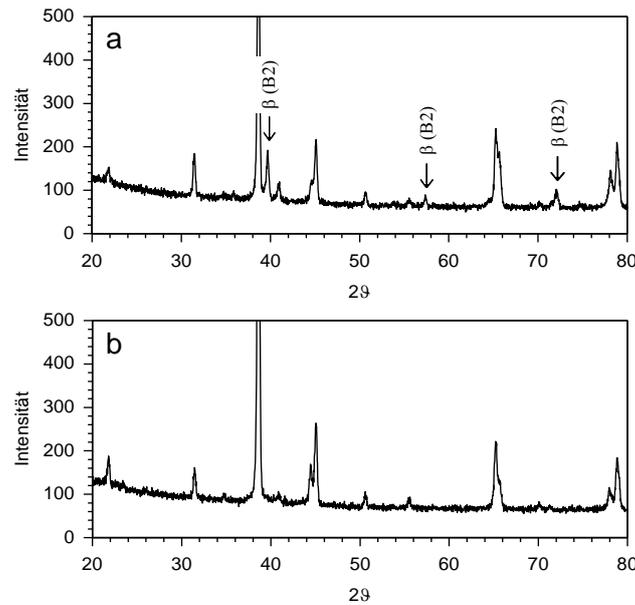


Abbildung 10: a) Diffraktogramm der Leg. A, B, C im Vergleich zur b) Legierung TNB-V2; bei Verwendung von K_{α} -Strahlung

Die Dehngrenze hängt primär vom Gefügestand ab, was in Abbildung 11a deutlich sichtbar ist. Die Legierungen A - C weisen im Temperaturbereich von 25 – 700 °C deutlich höhere $R_{p0,2}$ -Festigkeiten im Vergleich zur TNB-V2 auf. Dabei beträgt der Unterschied bei Raumtemperatur zur Legierung A und B ca. 135 MPa und zur Legierung C ca. 320 MPa. Bei 700 °C beträgt die Differenz 200 MPa bzw. 260 MPa. Bei 800 °C ist ein deutlicher Festigkeitsverlust bei den Legierungen A und B festzustellen, so dass diese auf dem Niveau von TNB-V2 mit 565 MPa liegen. Hingegen besitzt Legierung C mit einer Dehngrenze von durchschnittlich 740 MPa immer noch eine um 175 MPa höhere Dehngrenze. Außer für Legierung C fallen die Abweichungen der Werte mit 50 – 70 MPa gering aus. Obwohl die Dehngrenze von einem feineren Gefüge profitiert, ist ebenfalls festzustellen, dass insbesondere oberhalb des Spröd-Duktilübergangs bei ca. 700 °C die kohlenstoffhaltigen Legierungen C und TNB-V2 keine überproportionale Verringerung der Dehngrenze aufweisen.

Noch deutlicher ist der Einfluss des feinkörnigen Gefüges bei der Zugfestigkeit (Abbildung 11b) zu erkennen. Bei Raumtemperatur liegen die Festigkeiten der Legierungen A - C mit 1107 MPa, 1143 MPa und 1259 MPa deutlich oberhalb der TNB-V2 mit durchschnittlich 950 MPa. Bis einschließlich 700 °C bleibt diese Differenz weitestgehend erhalten. Ebenso wie bei der Dehngrenze kommt es bei 800 °C zu einem deutlichen Festigkeitsverlust der Legierungen A und B. Im Gegensatz dazu fällt auch hier die Festigkeit der kohlenstoffhaltigen Legierung C linear über der Temperatur ab, was einer Differenz sowohl bei Raumtemperatur mit 309 MPa, als auch bei 800 °C mit 330 MPa zur TNB-V2 entspricht. Die mittlere Abweichung fällt für die Le-

gierung C bemerkenswert hoch aus und erreicht bei 700 °C ca. 160 MPa. Die geringen Festigkeitskennwerte der TNB-V2 gehen hauptsächlich auf die zu hoch gewählte Temperatur des Spannungsarmglühens zurück. Da Karbide im Bereich von 800 – 900 °C gebildet werden [149], befindet sich der Kohlenstoff nach wie vor in Lösung, so dass keine Festigkeitssteigerung durch Karbidausscheidung erzielt wird.

Die Bruchdehnungen der Legierungen A und B liegen bei Raumtemperatur mit 1,16 % bzw. 1,22 % deutlich oberhalb der TNB-V2-Legierung (0,35 %). Legierung C erreicht mit 0,31 % eine vergleichbare Bruchdehnung (Abbildung 11c). Mit zunehmender Versuchstemperatur steigt die Bruchdehnung für die Legierungen A - C weiter an, so dass bei 800 °C Bruchdehnungen von 47 %, 30 % bzw. 7 % erreicht werden. Im Verhältnis dazu liegt die Bruchdehnung der Legierung TNB-V2 im gesamten Temperaturbereich unterhalb von 1 %.

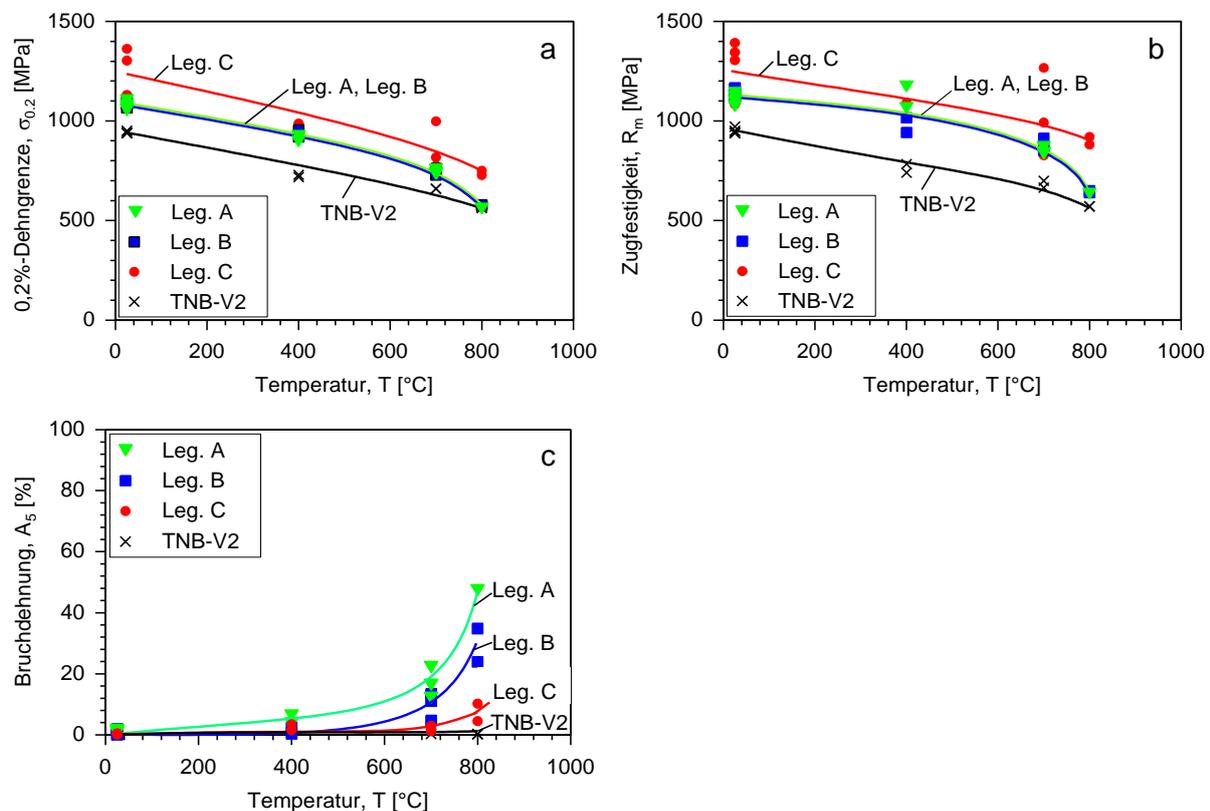


Abbildung 11: Temperaturabhängigkeit der a) Dehngrenze, b) Zugfestigkeit und c) Bruchdehnung der Legierungen A, B, C im Vergleich mit der Legierung TNB-V2

Die hohen Festigkeiten der Legierungen A - C im Zugversuch lassen ebenfalls hohe Dauerfestigkeiten erwarten. So erreichen alle Versuchslegierungen bei Raumtemperatur Dauerfestigkeiten im Bereich von 600 MPa, während die Dauerfestigkeit der Legierung TNB-V2 bei ca. 400 MPa liegt (Abbildung 12a). Im Gegensatz zu den statischen Festigkeiten erreicht die kohlenstoffhaltige Legierung C die geringste Dauerfestigkeit von ca. 600 MPa der drei Versuchslegierungen (Leg. A 650 MPa, Leg. B 725 MPa). Die Dauerfestigkeit der TNB-V2-Legierung

bleibt bis zu einer Temperatur von 700 °C erhalten bzw. fällt mit 450 MPa sogar höher aus. Die Dauerfestigkeiten der Legierungen A und B liegen auch bei 700 °C oberhalb der der Legierung C sowie TNB-V2, fallen allerdings auf 500 MPa für Legierung A und 525 MPa für Legierung B ab. Legierung C erreicht bei 700 °C eine Dauerfestigkeit von 450 MPa und liegt damit auf dem Niveau der TNB-V2, wobei festzustellen ist, dass die Ergebnisse der einzelnen Spannungshorizonte teils großen Schwankungen unterliegen (Abbildung 12b).

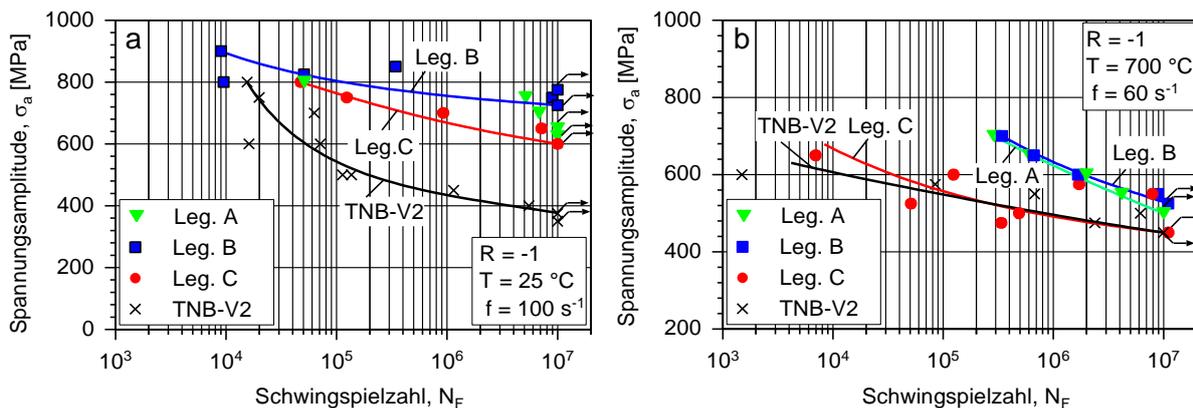


Abbildung 12: Wöhlerlinien der untersuchten Legierungen (Axialbelastung, $R = -1$); a) 25 °C, b) 700 °C

Die Schwankungen der mechanischen Eigenschaften und die dazu korrelierenden Gefüge sind hauptsächlich auf Schwankungen des Aluminiumgehaltes, auf das Vorhandensein von Kohlenstoff, den Einfluss der Temperatur während der Spannungsarmglühung und auf den Umformgrad zurückzuführen. Was den Einfluss des Aluminiumgehaltes betrifft, können für die Legierungen A - C folgende Aussagen getroffen werden:

Trägt man die Zugfestigkeiten über den Aluminiumgehalt der einzelnen Proben auf, erkennt man, dass sich die größte Abhängigkeit für die kohlenstoffhaltige Legierung C ergibt (Abbildung 13). Die hohen Festigkeiten werden vorrangig durch die nahezu lamellare Struktur erzielt. Im Gegensatz dazu fällt der Einfluss für die Legierungen A und B gering aus. Als Ursache für die lamellare Struktur der Legierung C kommt die Kombination aus dem vergleichsweise geringen Aluminiumgehalt und dem Hinzulegieren von Kohlenstoff in Frage. Dabei gilt, dass mit abnehmendem Al-Gehalt die γ -Solvestemperatur [150] sinkt. Gleiches gilt, wenn auch nur im geringen Maße, für die Zugabe von Kohlenstoff [98]. Durch die Zugabe von Kohlenstoff wird gleichzeitig die eutektoide Umwandlungstemperatur ($\alpha_2 + \gamma \rightarrow \alpha$) erhöht [151]. Dadurch ist es möglich, dass die Umformung oberhalb der γ -Solvestemperatur stattfand, was die lamellare Struktur, wie auch die vergleichsweise großen Kolonieabmessungen erklärt. Die abnehmende Festigkeit mit zunehmendem Al-Gehalt bekräftigt diese Aussage. Die Probe der Legierung C mit dem höchsten Gehalt an Aluminium weist kein lamellares Gefüge auf, sondern ist den Gefügen der Legierungen A und B sehr ähnlich. Diese Probe ist bereits im elastischen Bereich

gebrochen, so dass davon ausgegangen werden kann, dass sie auf Grund von Inhomogenitäten des Gefüges vorzeitig versagte.

Für die Legierungen A und B lassen sich bei den Festigkeiten Schwankungen im Bereich von 70 bzw. 50 MPa feststellen, wobei Legierung B tendenziell höhere Festigkeiten aufweist. Die höheren Festigkeiten sind dabei, bedingt durch die Zugabe von Bor, auf einen höheren lamellaren Anteil zurückzuführen. Titanboride fungieren dabei als Keime für eine heterogene Bildung von γ -Lamellen und begünstigen so die Entstehung einer lamellaren Mikrostruktur ($\alpha \rightarrow \alpha + \gamma$) gegenüber der massiven Umwandlung ($\alpha \rightarrow \gamma_m$) der α -Phase [152, 153]. Mit zunehmendem Al-Gehalt sinkt der lamellare Anteil, was allerdings auf Grund der sehr fein rekristallisierten Mikrostruktur keinen Einfluss auf die Festigkeit hat.

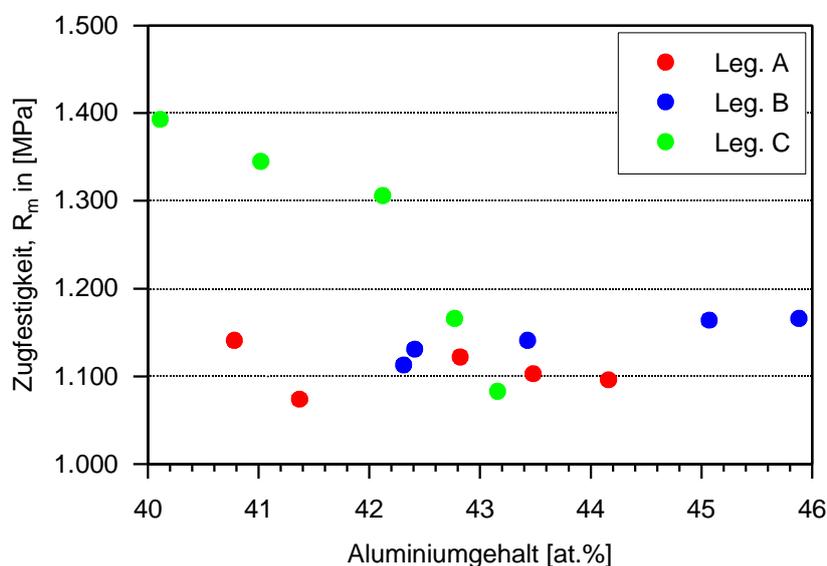


Abbildung 13: Abhängigkeit der Festigkeit vom Aluminiumgehalt der drei Legierungen A - C

Die Bruchdehnungen der Legierung C fallen, unabhängig vom Al-Gehalt, auf Grund des nahezu lamellaren Gefüges mit vergleichsweise großen Kolonien gering aus (Abbildung 14). Der Einfluss möglicher Karbide spielt dabei eine untergeordnete Rolle, da hier die verfestigende Wirkung der lamellaren Mikrostruktur im Vordergrund steht. Die Bruchdehnungen sowohl der Legierung A als auch B unterliegen teils großen Schwankungen, die mit zunehmendem Aluminiumgehalt ansteigen. Davon ausgenommen sind die beiden Proben der Legierung B mit dem höchsten Aluminiumgehalt. Diese weisen eine deutlich geringere Duktilität auf, was im Widerspruch mit den bisherigen Ergebnissen steht, so dass hier von einem defektbasierten Versagen ausgegangen werden muss.

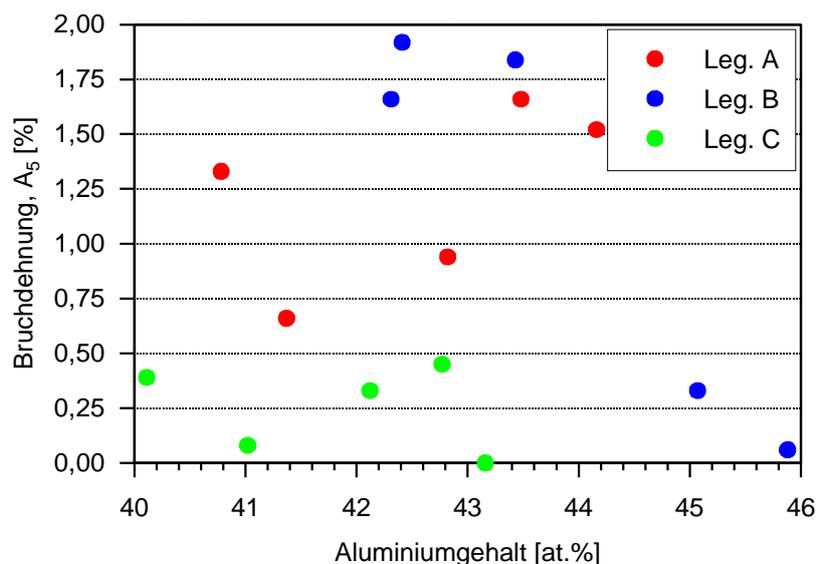


Abbildung 14: Abhängigkeit der Dehnung vom Aluminiumgehalt der drei Legierungen A - C

Ein Vergleich der Mikrostrukturen von Kriechproben zeigt, dass auch in diesem Fall für Legierung C ein Duplexgefüge mit einem sehr hohen lamellaren Anteil vorliegt (Abbildung 15c). In der Literatur wurden Vergleiche von lamellaren und Duplexgefügen durchgeführt, welche bei gleicher nomineller Zusammensetzung gezeigt haben, dass voll-lamellare Gefüge deutlich bessere Kriech Eigenschaften aufweisen als globulare Gefüge [154, 155]. Die hohe Kriechfestigkeit wird durch die geringen Lamellenabstände erreicht, da hierdurch die Gleitwege von Versetzungen und die Länge von Zwillingen, verglichen mit Duplex- bzw. globularen Gefügen, kurz ausfallen. Das führt in Verbindung mit der effektiven Behinderung von Versetzungsbewegung an Phasengrenzflächen und Korngrenzen zu einer deutlich besseren Kriechfestigkeit wie sie für Legierung C vorliegt. Durch die geringe Versetzungsbewegung ist für Legierung C keinerlei Verformung des Gefüges feststellbar. Langzeitkriechversuche haben allerdings gezeigt, dass sich die lamellaren Strukturen mit steigender Versuchszeit zunehmend globular einformen und somit entfestigen, was insbesondere für den Langzeiteinsatz von Bedeutung ist [156, 157]. Neben dem hohen Anteil an lamellaren Kolonien kommt für die Legierung C auch eine Ausscheidung von Karbiden als Erklärung für die gesteigerte Kriechfestigkeit in Frage. Diese Ausscheidungen verhindern zusätzlich die Versetzungsbewegung und verbessern so die Kriechfestigkeit.

Die Legierungen A und B weisen ein globulares Gefüge mit sehr kleinen Korngrößen auf. Da im Ausgangsgefüge für Legierung A kein und für Legierung B nur ein geringer Anteil an feinelamellaren Kolonien vorhanden war, kann für beide Legierungen eine Verfestigungswirkung durch eine Steigerung der Anzahl an Phasengrenzflächen nicht erreicht werden. Daher erfolgt für beide Legierungen eine deutliche Verformung des Gefüges durch Versetzungsbewegun-

gen und Grenzflächengleiten während des Kriechens. Infolge dessen kommt es zur Phasentransformation und dynamischen Rekristallisation des Gefüges, so dass die Kriechproben in Abbildung 15, verglichen mit Abbildung 9 (jeweils a und b), ein nochmals feineres Gefüge aufweisen. Ebenso sind die Korngrenzen nicht mehr klar rasterelektronenmikroskopisch aufzulösen.

Die Legierung TNB-V2 zeigt zwar im direkten Vergleich mit dem Ausgangsgefüge keine Veränderung des Gefüges, jedoch kann man an den Korngrenzen einen sehr feinkörnigen Saum rekristallisierten Gefüges erkennen. Sowohl bei den Legierungen A und B als auch bei der Legierung TNB-V2 ist Porenbildung festzustellen. Da ein Großteil der Verformung über die β_0 -Phase erfolgt sowie ein deutlich unterschiedliches Verformungsverhalten zwischen der β_0 , α_2 - und γ -Phase besteht, findet die Porenbildung hauptsächlich entlang der β_0 -Korngrenzen statt. Im Vergleich zu den Legierungen A und B weist die TNB-V2-Legierung eine deutlich höhere Anzahl an Poren auf. Dafür verantwortlich ist die geringere Verformung des Gefüges. Während für die Legierungen A und B, neben der Verformung der β_0 -Phase, ein Spannungsabbau über Rekristallisation und Phasentransformation erzielt wird, erfolgt die Verformung bei TNB-V2 nahezu ausschließlich über die β_0 -Phase.

Eine genaue Betrachtung des Gefüges zeigt, dass für Legierung B die Porenbildung primär an Titanboriden erfolgt. Das erscheint in Anbetracht der Behinderung der Versetzungsbewegung durch Ausscheidungen plausibel. Dass keine ausreichende Verfestigung durch die ausgeschiedenen Titanboride erzielt wird, liegt sowohl an der Größe als auch an der geringen Anzahl der Ausscheidungen. Durch Aufstauung von Versetzungen scheint die Last auf die Boride ausreichend hoch zu sein, so dass diese teilweise zerbrechen und unter weiterer Belastung weitere Ausgangspunkte für Poren bilden.

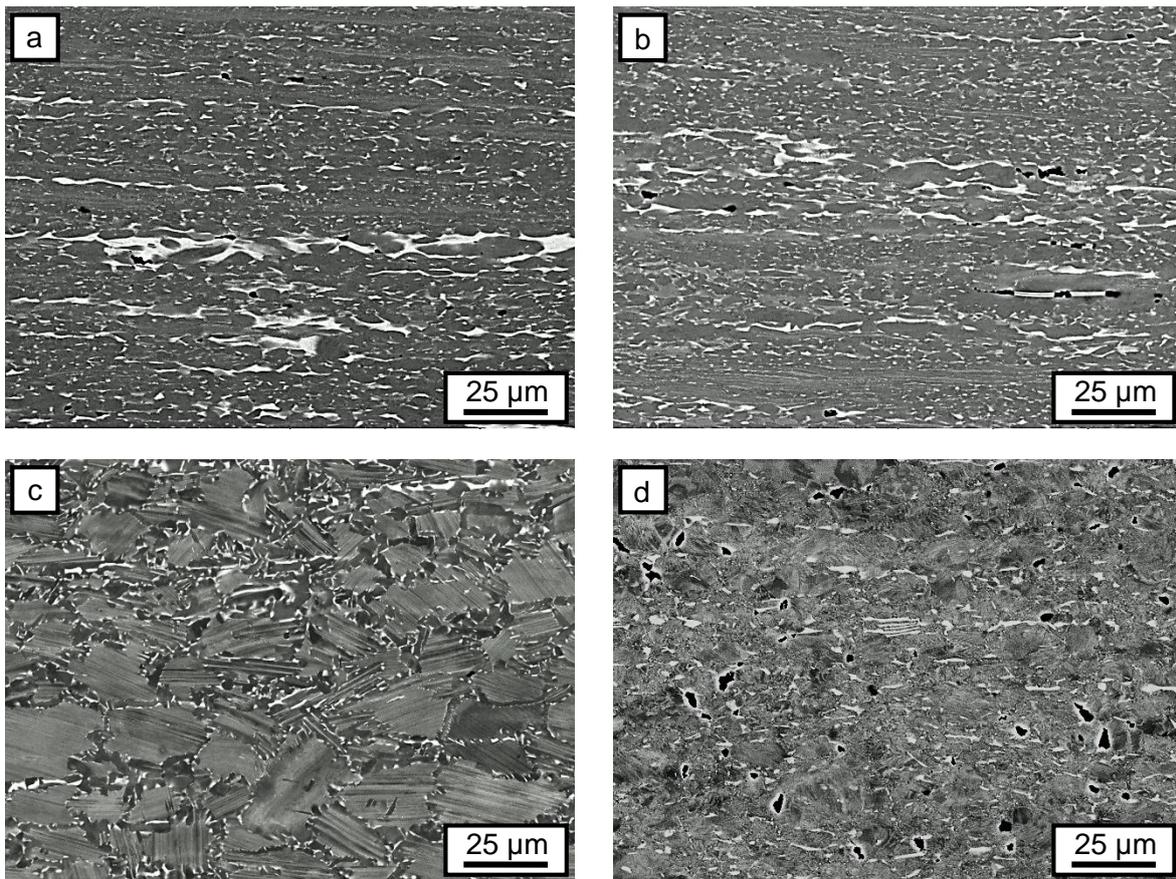


Abbildung 15: Mikrostrukturen der Kriechproben. Bruchflächennaher Bereich der TNM-Legierungen a) Leg. A und b) Leg. B sowie d) der TNB-V2-Legierung, c) Leg. C nach einer Kriechzeit von 650 h

Die Kriechkurven bei 700 °C und einer Anfangsspannung von 500 MPa sind in Abbildung 16 dargestellt. Dabei erweist sich die kohlenstoffhaltige Legierung C als besonders kriechfest, wobei nach 600 h kein Bruch der Versuchsprobe erfolgte (Abbildung 16). Die Standzeiten der Legierungen A und B sowie der TNB-V2-Legierung liegen zwischen 42 und 76 h. Im Gegensatz zur kohlenstoffhaltigen Legierung C ist für die Legierungen A und B sowie für die Legierung TNB-V2 auf Grund der kurzen Kriechzeiten nur der dritte Bereich der charakteristischen drei Bereiche des Kriechens zu erkennen. Dies lässt vermuten, dass es sich nahezu ausschließlich um tertiäres Kriechen handelt, obgleich die beiden ersten Stadien ebenfalls vorhanden sein werden.

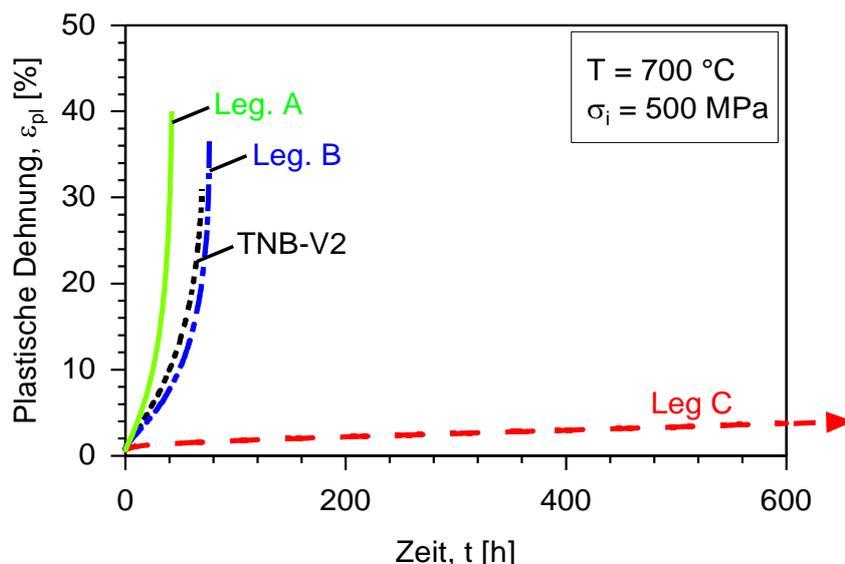


Abbildung 16: Kriechkurven der verschiedenen Legierungen ($\sigma_i = 500 \text{ MPa}$, $T = 700 \text{ °C}$)

Die Legierung TNB-V2 repräsentiert den Entwicklungsstand zu Beginn des Projektes Präzital, wobei die Wärmebehandlung nach dem Strangpressen als nicht ideal einzustufen ist. Ergebnisse aus der Arbeit von Roth-Fagaraseanu [61] zeigen, dass zwar die Zugversuchskennwerte für unterschiedliche Wärmebehandlungen durchaus vergleichbar mit den hier erzielten Ergebnissen sind, es aber durch gezielte Wärmebehandlung möglich ist, deutlich bessere Ermüdungs- und Kriecheigenschaften zu erzielen. Da sich aber ebenfalls gezeigt hat, dass die benötigten Umformkräfte, selbst bei sehr hohen Umformtemperaturen, für TNB-V2 zu hoch ausfallen, wurden die hier getesteten Legierungen A - C entworfen. Als bester Kompromiss zwischen quasistatischer Festigkeit, Duktilität, Ermüdungsfestigkeit und ausreichender Kriechfestigkeit hat sich Legierung B herausgestellt. Im Vergleich zur Legierung A erweist sich Legierung B als geringfügig fester und duktiler, bei Raumtemperatur ermüdungsfester. Bei gleicher Kriechbelastung weist Legierung B eine höhere Bruchzeit auf. Legierung C hingegen erreicht deutlich höhere quasistatische Festigkeiten, weist aber geringe Bruchdehnungen auf. Mittels Stauchversuchen an größeren Ingots der Legierungen A - C wurde die Umformbarkeit überprüft. Dabei wies Legierung B im Vergleich zu den beiden anderen Legierungsvarianten keine äußeren Schäden auf. Die Kombination aus guten Festigkeiten und einer guten Umformbarkeit ließ die Wahl für den weiteren Projekttablauf auf Legierung B fallen.

Anzumerken ist, dass chemische Homogenität und Phasen- bzw. Gefügekonstitution einen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von Titanaluminiden haben [4]. Wie hier gezeigt, wiesen alle Versuchslegierungen Schwankungen im Al-Gehalt auf, was die Mikrostruktur und so die mechanischen Eigenschaften teilweise massiv beeinflusste. Daher kann nicht ausgeschlossen werden, dass die Legierung C bei hinreichend exakter Einhaltung der chemischen Zusammensetzung und optimierter Wärmebehandlung, insbesondere durch die

zu erwartende höhere Kriechfestigkeit, der Legierung B überlegen wäre. Ein Vergleich der Legierungen TNB-V2 und -V5 zeigt, dass sich für die kohlenstoffhaltige TNB-V5 mit globularer Mikrostruktur bei Raumtemperatur Bruchdehnungen bis zu 1,7 % erzielen lassen [67]. Somit lässt sich durchaus ein vergleichbares Verhältnis von Festigkeit zu Duktilität bei kohlenstoffhaltigen Legierungen erzielen.

5.2 Eigenschaftsprofil TNB-V4

TNB-V4 ist eine leichte Modifikation der favorisierten Legierung B aus Kapitel 5.1, da der Molybdängehalt um 0,2 at. % reduziert wurde. Die Reduktion erfolgte auf Grund von Erfahrungen bei der Ingotherstellung, da ein zu hoher Gehalt an Niob und Molybdän zu Spannungsrissen und somit zur Zerstörung der Ingots führen. Die nominelle Zusammensetzung ergibt sich somit zu

$$\text{Ti} - 44,5 \text{ Al} - 6,25 \text{ Nb} - 0,8 \text{ Mo} - 0,1 \text{ B (at. \%)} \quad (5.1)$$

Im weiteren Verlauf dieser Arbeit wurden ausschließlich Untersuchungen an TNB-V4 durchgeführt. Bis zu einer Einsatztemperatur von 750 °C besteht TNB-V4 im fein-gegossenen und geHIPten Zustand aus den folgenden drei Gefügebestandteilen: der γ -, der α_2 - und der β_0 -Phase (sortiert nach Phasenvolumenanteil). In Abbildung 17 ist für den Gusszustand zu erkennen, dass der generelle Aufbau zum einen aus lamellaren α_2/γ -Kolonien und zum anderen aus globularen γ - bzw. β_0 -Körnern zwischen den Kolonien besteht. Die Koloniegröße fällt mit 30 – 100 μm vergleichsweise klein aus. Während des HIP-Prozesses findet eine Entmischung der α -Phase entsprechend $\alpha \rightarrow \gamma + \beta$ statt, was zum einen zu kleinen β -Ausscheidungen innerhalb der Kolonien und zum anderen zur Vergrößerung der γ -Lamellen führt. Durch die Zugabe einer geringen Menge an Bor ist neben den bereits genannten Phasen auch ein geringer Anteil an Titanboriden festzustellen. Entsprechend der chemischen Zusammensetzung erscheint die γ -Phase dunkelgrau, die α_2 -Phase hellgrau und die β_0 -Phase sowie Boride weiß.

Zwar gibt es, verglichen mit der Klasse der TNM-Legierungen, in der chemischen Zusammensetzung hinsichtlich Al-, Nb- und Mo-Gehalt geringfügige Unterschiede, jedoch sind Mikrostrukturzustand und Phasenvolumenanteile nahezu identisch [158]. Alle drei Phasen lassen sich ebenfalls röntgenographisch nachweisen.

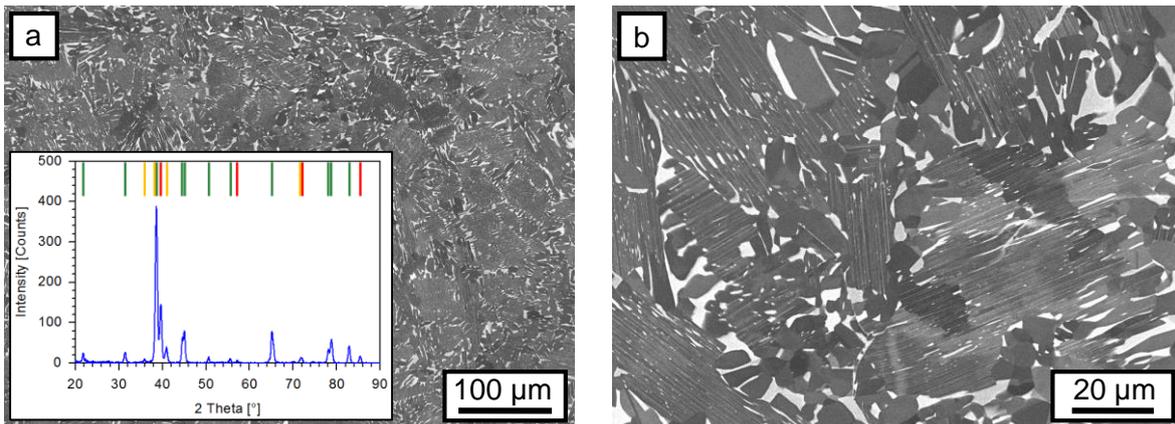


Abbildung 17: Gefüge des geHIPten Feingusses bei verschiedenen Vergrößerungen; α_2 -Phase (grau), γ -Phase (dunkelgrau), β_0 -Phase und Titanboride (weiß); BSE-Kontrast; Farben im Röntgendiffraktogramm: rot - β/β_0 -Phase, gelb - α_2 -Phase, grün - γ -Phase

Sowohl für die Umformung als auch für die Wärmebehandlung sind genaue Kenntnisse der Entordnungs- und Umwandlungstemperaturen wichtig, da sich so verschiedene Mikrostrukturen einstellen lassen. In den DSC-Messungen in Abbildung 18 sind drei entsprechende Temperaturen markiert. Die Entordnungstemperatur $\beta \rightarrow \beta_0$ liegt bei etwa 1218 °C und damit leicht über der Temperatur der TNM-Legierung Ti-43Al-4Nb-1Mo-0,1B (at. %) mit ca. 1210 °C [159]. Der zweite Peak bei 1273 – 1281 °C kann der γ -Solvustemperatur zugeordnet werden. Der letzte Peak bei 1427 °C lässt sich der β -Transustemperatur zuordnen.

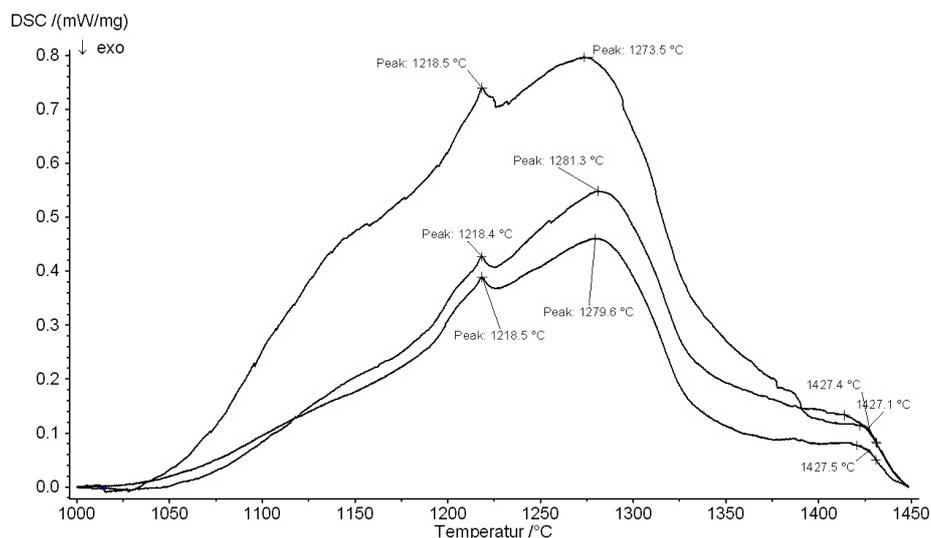


Abbildung 18: DSC-Messung von verschiedenen Abgüssen der Legierung TNB-V4

Gleiches Material wurde schrittweise mit 20 K/min im Synchrotronstrahl erwärmt, um die Phasenentwicklung exakt festzustellen. Mittels Rietveldanalyse wurden die Phasenanteile in 10 K Schritten über der Temperatur ermittelt. Die Entordnungstemperatur der α_2 -Phase liegt demnach bei 1200 °C und der β_0 -Phase bei 1210 °C, so dass die Entordnung der α_2 - und β_0 -Phase in einem kleinen Temperaturintervall stattfindet [160].

Ein Vergleich der Abbildung 19a und b zeigt, dass die Ausscheidung der in Lösung gebrachten γ -Phase durch die rasche Abkühlung (Wasserabschreckung) von 1225 °C im Vergleich zum Ausgangsgefüge unterdrückt wird. Dies hat zur Folge, dass der Anteil an α -Phase zunimmt. Da das Maximum der β_0 -Phase bei ca. 1180 °C liegt, nimmt der Anteil und somit die Korngröße bei 1225 °C, verglichen mit dem Ausgangszustand, zu. Die γ -Solvustemperatur liegt bei 1280 °C, was sich ebenfalls in einer Änderung der Mikrostruktur (vgl. Abbildung 19b und c) äußert. Sowohl der lamellare als auch der globulare Anteil der γ -Phase nimmt deutlich ab und der Anteil der α -Phase entsprechend zu. Da bei 1270 °C der Anteil an β -Phase geringer ist als bei 1300 °C, lässt ein Vergleich der Abbildung 19c mit d vermuten, dass das β -Minimum bereits bei 1270 °C liegt, wohingegen im Synchrotron das β -Minimum bei ca. 1300 °C liegt. Die Ursache dafür ist die deutliche Differenz der Aufheiz- bzw. Abkühlrate zwischen der Synchrotron-Messung und der wasserabgeschreckten Probe. Wie Watson et al. [159] zeigen, hängen die Umwandlungstemperaturen nicht nur von der Heiz- bzw. Abkühlrate ab, sondern auch davon, ob aufgeheizt oder abgekühlt wird.

Da durch das Überschreiten der γ -Solvustemperatur der gesamte γ -Phasenanteil in Lösung vorliegt, kommt es zu einer deutlichen Vergrößerung der α -Phase. Wie bereits erwähnt, scheint der β -Phasenanteil zuzunehmen. Im Vergleich zu nicht β -stabilisierten Titanaluminiden und/oder Bor-freien Legierungen wird eine weitere Vergrößerung der α -Phase durch die β -Phase und die Titanboride verhindert.

Die Umwandlung zur β -Phase beginnt bei 1380 °C, was sich in der Abbildung 19e zeigt. Durch die zunehmende Umwandlung der α - in die β -Phase tritt nach dem Wiederabkühlen statt der globularen eine lamellare Mikrostruktur, auch nahezu-lamellare β -Mikrostruktur genannt, auf [113]. Die Bildung der lamellaren Struktur wird dabei durch die schnelle Umwandlungskinetik $\beta \rightarrow \alpha$ bestimmt, da selbst Wasserabschreckung nicht ausreicht, um die Umwandlung zu unterdrücken. Durch Überschreiten der β -Transustemperatur liegt bei einer Glühung bei 1450 °C ausschließlich β -Phase vor. Da auch hier nicht die Umwandlung der β -Phase in die α -Phase unterdrückt werden kann, bildet sich nach Abkühlung ein lamellares $\alpha + \beta$ -Gefüge. Die Ausscheidung der γ -Phase wird jedoch weiterhin unterdrückt.

Da nicht für jeden hier gezeigten Zustand der TNB-V4-Legierung ermittelt wurde, inwieweit sich der dargestellte Anteil an β/β_0 -Phase in die ω_0 -Phase und ihre Varianten umgewandelt hat, wird zum größten Teil nicht auf die ω_0 -Phase eingegangen. Die Existenz der ω_0 -Phase und ihrer Varianten ist nicht nur für die TNB-V4-Legierung [160], sondern auch für andere β -stabilisierte Legierungen nachgewiesen [161]. Die Umwandlung der β_0 -Phase findet dabei bei Temperaturen im Bereich von 800 – 1100 °C abhängig von der Stabilisierung der β_0 -Phase,

statt. Das Auftreten der ω_0 -Phase neben der β_0 -Phase hat einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Deshalb sollte im Falle eines Einsatzes β -stabilisierter TiAl-Legierungen die Ausscheidung der ω_0 -Phase und die daraus folgenden Auswirkungen kontrolliert werden [162].

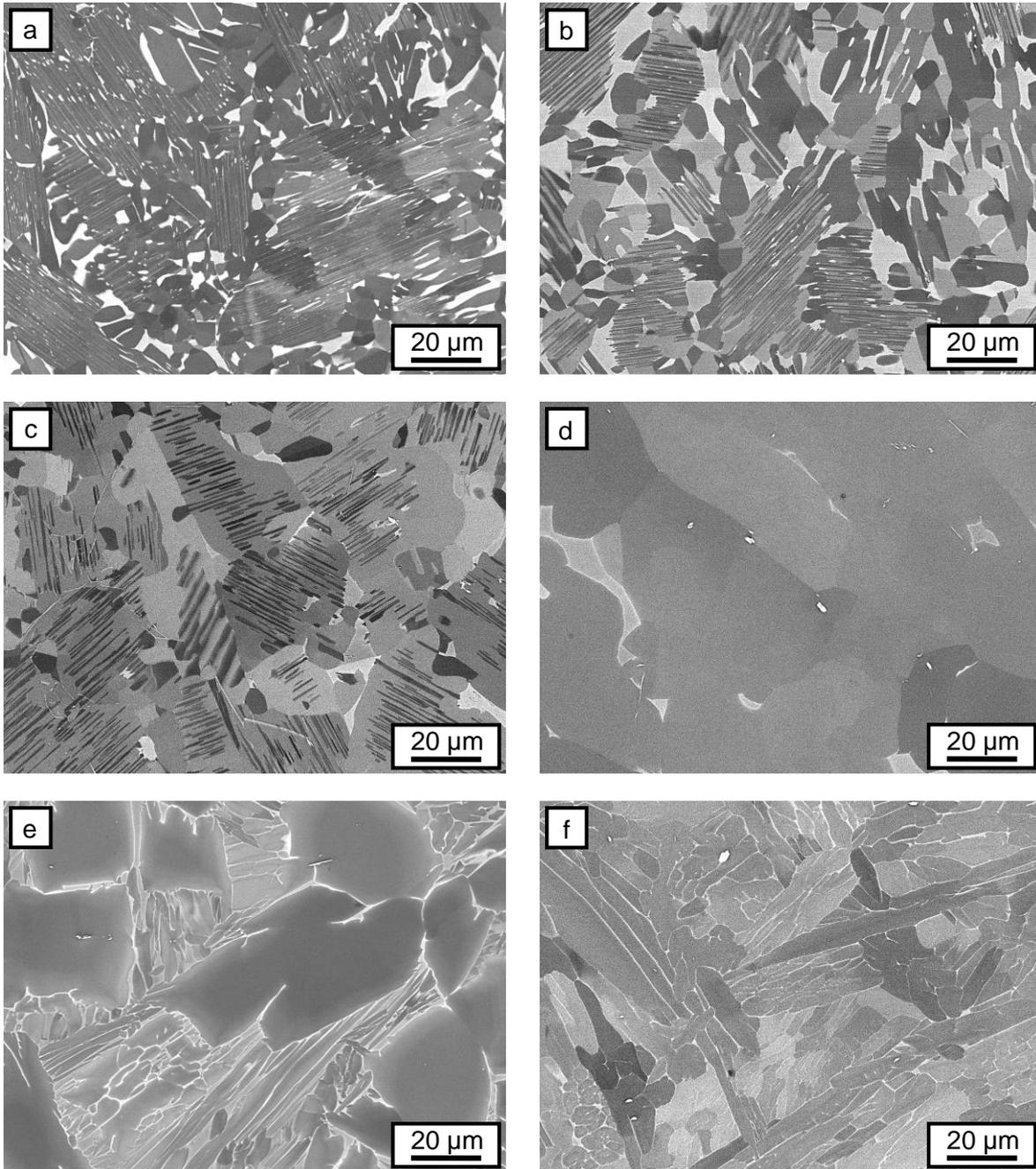


Abbildung 19: Mikrostrukturzustände unter- bzw. oberhalb der Umwandlungspunkte im Vergleich mit dem Ausgangszustand; a) Feinguss geHIPt, b) 1225 °C/1 h/WQ, c) 1270 °C/1 h/WQ, d) 1300 °C/1 h/WQ, e) 1400 °C/0,5 h/WQ, f) 1450 °C/0,5 h/WQ

Ausgangsbasis Feinguss ungeHIPt / geHIPt

Für den industriellen Einsatz von Titanaluminiden spielen insbesondere die Herstellungskosten eine entscheidende Rolle. Neben dem Hauptziel dieser Arbeit, durch die Stabilisierung der β -Phase konventionelle Umformtechniken verwenden zu können, wurden auch andere Möglichkeiten zur Verkürzung der Produktionskette und zur Reduktion der Herstellungskosten in Betracht gezogen. Eine Möglichkeit ist, auf den HIP-Prozess nach dem Abguss zu verzichten. Der in Abbildung 20 gezeigte Querschliff eines Gusszylinders vor dem HIP-Prozess zeigt, dass es in der oberen Hälfte mittig eine große Ansammlung von Poren gibt (rote Markierung). Die Porosität ist nicht durch gießtechnische Maßnahmen vermeidbar, so dass unabhängig vom Gussverfahren immer eine Restporosität im Rohling verbleibt.

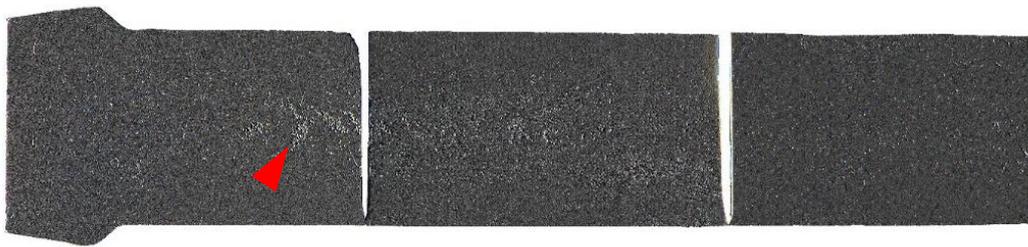


Abbildung 20: Querschliff eines Gusszylinders

Die Kombination aus Druck und Temperatur während des HIP-Vorgangs führt neben dem Verschluss der Poren zu einer Veränderung der Mikrostruktur. Durch das heißisostatische Pressen im Dreiphasengebiet $\alpha + \beta + \gamma$ bei 1210 °C wandelt sich das dendritische Erstarrungsgefüge zu einem feinkörnigen Duplexgefüge um. Die Aluminiumseigerungen bleiben indes erhalten und sind nach wie vor dunkel im Bild zu erkennen (vgl. Abbildung 21a und b).

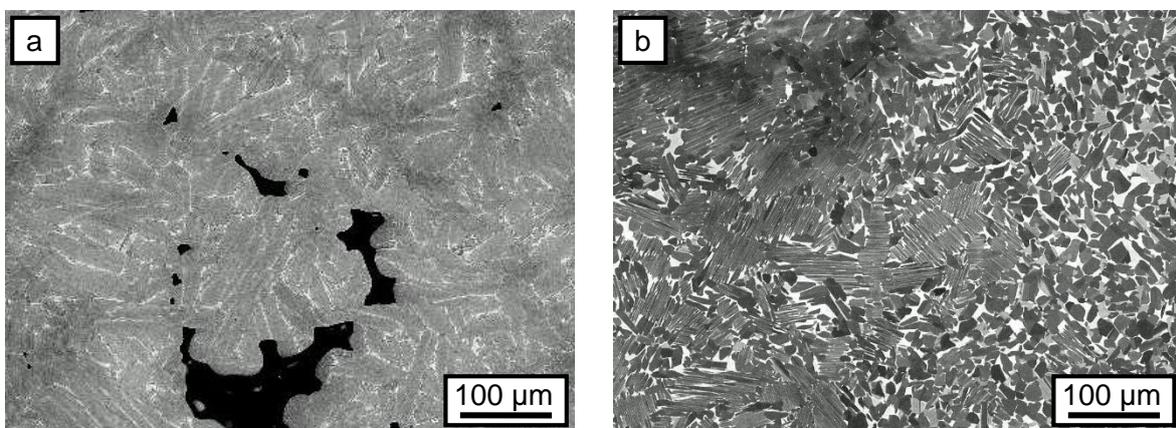
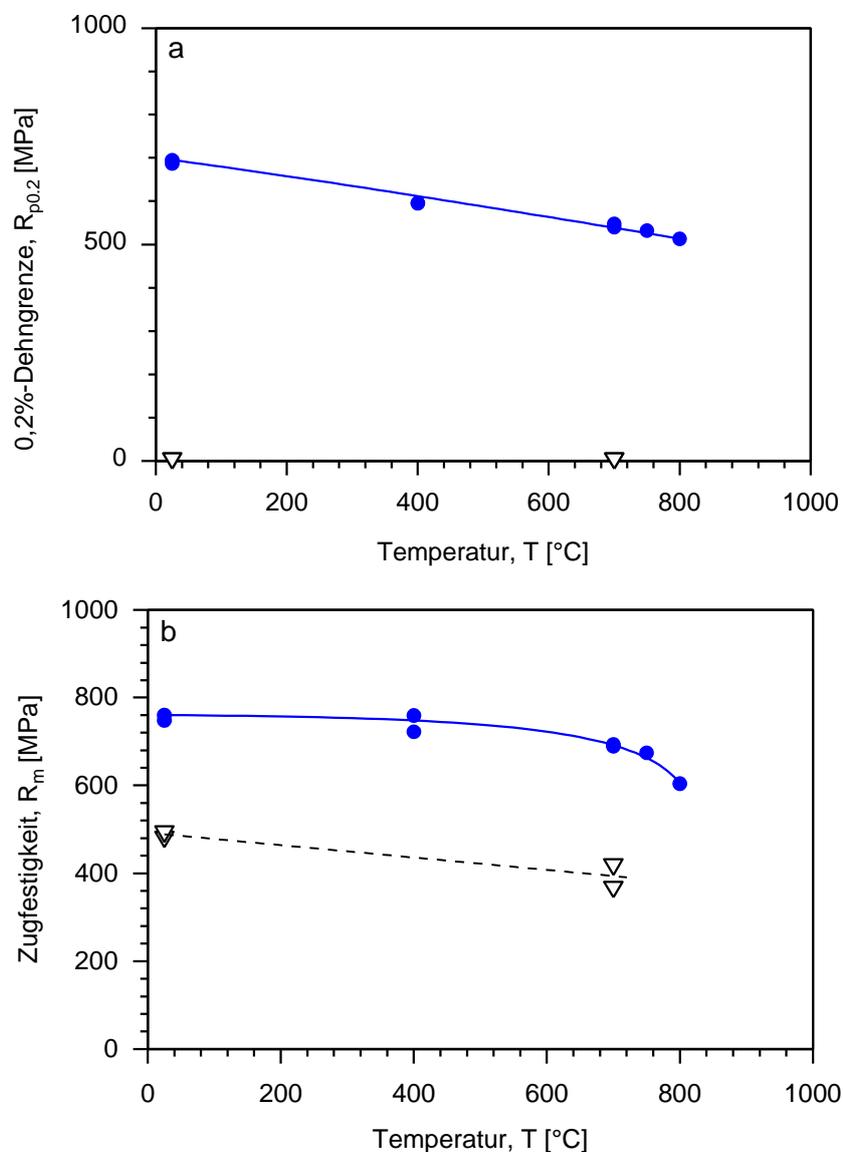


Abbildung 21: Gefüge der Legierung TNB-V4 im a) feingegossenen Zustand mit bzw. b) nach dem HIP-Prozess ohne Gussporen

Durch die Porosität und dem mit Seigerungen durchzogenen Gefüge werden die mechanischen Eigenschaften deutlich beeinflusst (Abbildung 22a - c). Die Vorschädigung durch Poren innerhalb der Versuchsprobe führt dazu, dass eine Duktilität unabhängig von der Versuchstemperatur quasi nicht vorhanden ist. Daher wird die $R_{p0,2\%}$ -Dehngrenze nicht erreicht, weder bei Raumtemperatur noch bei 750 °C Versuchstemperatur. Die $R_{p0,2\%}$ -Dehngrenze des geHIPten Zustandes beträgt bei Raumtemperatur ca. 690 MPa und die Bruchdehnung ca. 0,7 %. Die Zugfestigkeit steigt durch den HIP-Prozess im Temperaturbereich bis 700 °C um durchschnittlich 300 MPa bzw. 270 MPa an. Während die 0,2 %-Dehngrenze des geHIPten Materials im Temperaturbereich bis 800 °C nahezu linear abfällt, bleibt die Zugfestigkeit bis 700 °C annähernd auf dem Niveau der Werte bei Raumtemperatur und fällt erst oberhalb von 700 °C deutlich ab. Gleichzeitig kommt es zu einem eindeutigen Anstieg der Bruchdehnung.



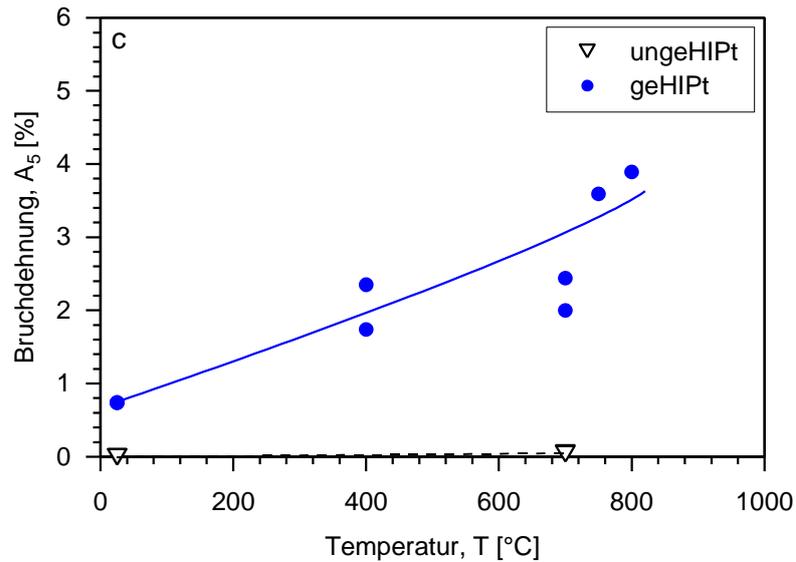


Abbildung 22: Vergleich der mechanischen Eigenschaften von ungeHIPten und geHIPten feingegossenem Ausgangsmaterial; a) 0,2 %-Dehngrenze, b) Zugfestigkeit, c) Bruchdehnung

Ein Einsatz von ungeHIPtem feingegossenem Ausgangsmaterial für Turbinenschaufeln erscheint auf Grund der sehr schlechten mechanischen Eigenschaften als wenig sinnvoll. Es wurde außerdem untersucht, ob das Verschließen der Poren durch den Umformprozess erfolgen kann, da so ebenfalls der HIP-Prozess überflüssig wäre. Stauchversuche im Temperaturbereich von 1200 – 1300 °C im Vakuum haben gezeigt, dass ein Verschluss der Poren durch eine einachsige Stauchung nicht möglich ist (Abbildung 23). Die Poren werden in Richtung des Materialflusses gestreckt, jedoch nicht verschlossen, infolge dessen ist eine teilweise Rissbildung an den Längsseiten erkennbar. Problematisch ist ebenfalls der Übergang zwischen Stirn- und Mantelfläche, da hier die größten Schubspannungen auftreten. Hier wurden Mikrorisse mit einer Länge bis zu 200 µm festgestellt.

Zum Erhalt gewünschter mechanischer Eigenschaften kann eine Verwendung von ungeHIPtem Ausgangsmaterial, sowohl für den gegossenen als auch für den umgeformten Zustand, ausgeschlossen werden. Wie Clemens et al. [163] für die Legierung Ti-48Al-2Cr gezeigt hat, ist auch bei der hier verwendeten TNB-V4-Legierung der beim HIP-Prozess vorliegende hydrostatische, mehrachsige Spannungszustand neben der hohen Temperatur unabdingbar, um die verbliebene Restporosität des Gussmaterials zu verschließen.

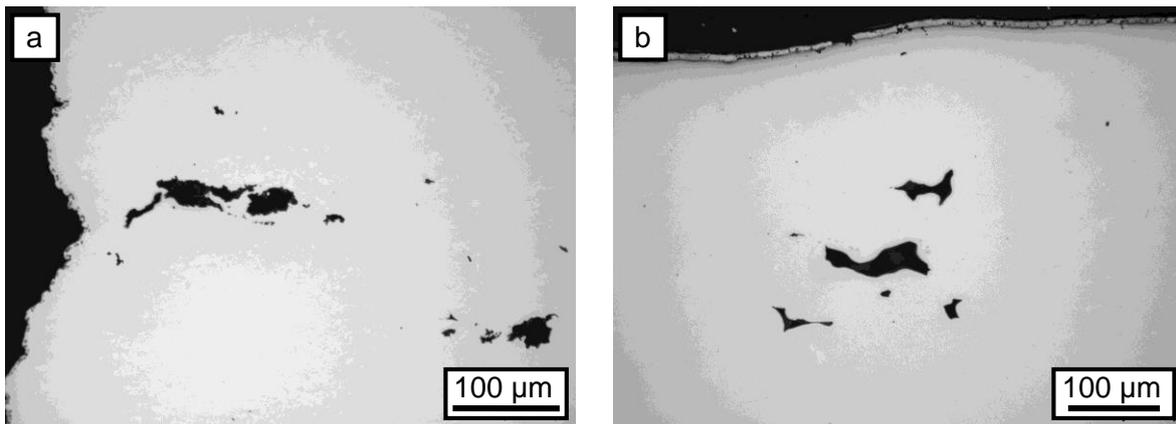


Abbildung 23: Lichtmikroskopische Aufnahmen von unverschlossenen Gussporen nach dem Umformen von feingegossenem ungeHIPtem Ausgangsmaterial und beginnender Rissbildung

5.3 Einfluss des Ausgangszustands auf die Umformbarkeit

Im Gegensatz zu den gängigen und in anderen Teilen dieser Arbeit beschriebenen Stauchversuchen wurde für die Untersuchungen in diesem Kapitel eine Universalprüfmaschine verwendet, die mit einer Vakuumkammer ausgerüstet ist. Die Umformung fand im Temperaturbereich von 1150 – 1300 °C mit den konstanten Werkzeuggeschwindigkeiten 0,2, 1,5 und 2,7 mm/min ohne Schmiermittel zwischen Probe und Gesenk unter Argonatmosphäre statt. Die Umformung erfolgte jeweils bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 0,69$. Die Proben waren auf dem unteren Gesenk bei Umformtemperatur belassen worden, so dass sich eine Kontaktzeit mit dem Untergesenk von insgesamt einer Stunde inklusive der Zeit zum Stauchen ergab. Dabei wurde, im Gegensatz zur sonst konstant gewählten Umformgeschwindigkeit, die Transversengeschwindigkeit konstant gehalten, so dass sich mit Änderung des Umformgrades ebenso eine Änderung der Umformgeschwindigkeit ergab. Da es in diesem Kapitel hauptsächlich um die mikroskopische Schädigung und die Notwendigkeit einer möglichen Vorumformung geht, spielt die Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ eine untergeordnete Rolle und wird daher nicht weiter betrachtet. Die Stauchversuche sind am Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik der Technischen Universität Dresden durchgeführt worden.

Bedingt durch den Herstellungsprozess unterliegt der Gehalt an Legierungselementen gewissen Schwankungen. Für Molybdän entspricht die zulässige Toleranz 0,3 at. % und hat mit dem sich daraus ergebenden geänderten Gehalt an β_0 -Phase einen Einfluss auf das Verformungsverhalten. Um zu klären, wie groß der Einfluss auf die Fließspannungen und die Mikrostruktur ist, wurden Umformversuche sowohl an Material mit 0,5 at. % als auch mit 0,8 at. % Molybdän

durchgeführt. Da für Legierungen ohne β -Stabilisierung in den meisten Fällen eine Vorumformung bzw. zweistufige Umformung zur Reduktion der Fließspannung notwendig ist, wurde ebenso für einen Molybdängehalt von 0,8 at. % eine Vorumformung vorgenommen. Das axiale Stauchen des Ingots mit einem Durchmesser von 80 mm und einer Höhe von 70 mm fand isotherm bei 1175 °C unter Stickstoffatmosphäre mit einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 1,86$ statt. Die Probenzylinder für das sekundäre Stauchen sind parallel zur Stauchrichtung entnommen worden.

Für einen Molybdängehalt von 0,5 at. % führt der niedrige Gehalt an β_0 -Phase zu Spitzenspannungen von ca. 190 MPa bei 1150 °C und 42 MPa bei 1300 °C (Abbildung 24). Dabei ist bis zu einer Temperatur von 1250 °C und einem Umformgrad $\varphi = 0,1$ ein ausgeprägtes Fließspannungsmaximum mit einer anschließenden Entfestigung zu erkennen. Die Differenz der Fließspannung zwischen Maximum und Minimum nimmt mit sinkender Temperatur zu. Ab 1280 °C ist eine derartige Verfestigung nicht mehr sichtbar. Da eine adiabatische Erwärmung in Folge sehr hoher Umformgeschwindigkeiten selbst bei einer maximalen Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} \sim 2,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (1,5 mm/min) bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 0,1$ nicht zu erwarten ist, kann als Hauptursache dynamische Rekristallisation angenommen werden. Für niedrige Umformtemperaturen kommt aber auch ein Ausknicken und Neuausrichten von Lamellenpaketen bzw. eine Spannungslokalisierung in Frage. Da lamellare Strukturen unter Belastung längs zur Lamellenrichtung wie Sandwichstrukturen fungieren, sind höhere Spannungen notwendig, um eine Verformung dieser zu erhalten. Nach Erreichen der notwendigen Last bei einem Umformgrad von etwa $\varphi = 0,1$ kommt es zum Ausknicken der Struktur und beginnender Rekristallisation in Folge von Spannungslokalisierung im Bereich der Ausbauchung [129, 130, 164-166]. Die gebildeten Subkorngrenzen sowie dichte Versetzungsstrukturen innerhalb der γ -Lamellen bilden mit den Koloniegrenzen ideale Ausgangspunkte für die Rekristallisation von γ -Körnern. Mit fortschreitender Umformung kommt es in Folge der Ausbauchung zu einer deutlichen Änderung der Orientierung in Bezug zur Belastungsrichtung der lamellaren Struktur. Ab einem Umformgrad von $\varphi = 0,5$ formt sich die α -Phase globular ein. Durch die Rekristallisation der γ -Phase und der globularen Eiformung der α -Phase kann es bei ausreichend hoher lokaler Spannung zur Bildung von Scherbändern kommen. Da es sich nicht ausschließlich um eine lamellare Mikrostruktur, sondern um ein Duplexgefüge handelt, erfolgt auch eine Umformung innerhalb der globularen Gefügebestandteile.

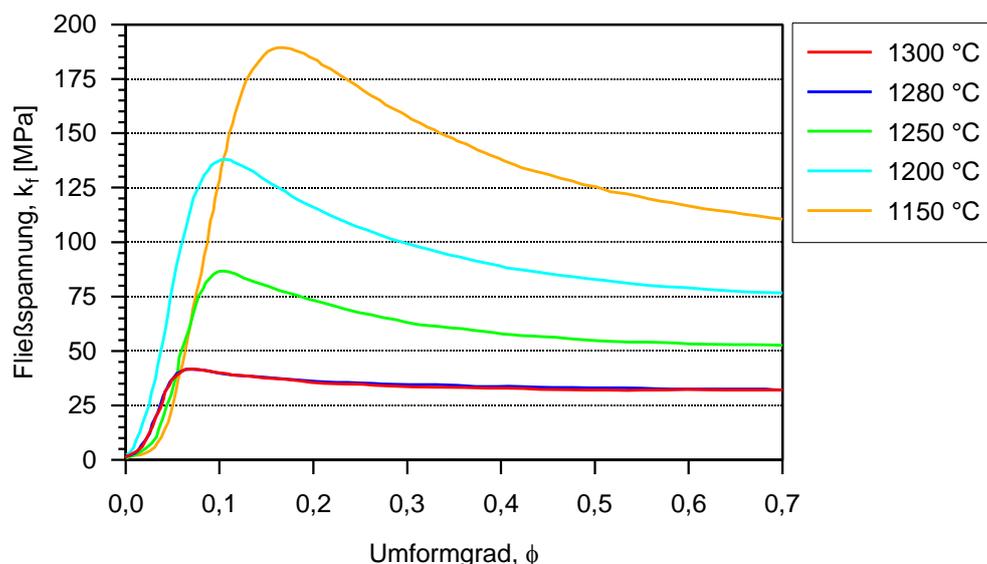


Abbildung 24: Einfluss der Umformtemperatur auf die Fließspannung bei einer konstanten Traversengeschwindigkeit von $1,5 \text{ mm/min} \hat{=} \dot{\phi} \sim 2,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ bei $\phi = 0,1$ für Material aus einem Ingot mit 0,5 at. % Mo

Mit Zunahme des Mo-Gehalts auf 0,8 at. % sinken die Fließspannungsmaxima für 1150 °C auf ca. 150 MPa und auf 39 MPa bei 1300 °C (Abbildung 25). Mit zunehmendem Molybdängehalt ist ein ausgeprägtes Fließspannungsmaximum nur bis zu einer Temperatur von 1200 °C erkennbar, darüber hinaus verbleibt die Fließspannung auf einem konstanten Niveau. Eine weitere Erhöhung der Temperatur hat kaum einen Einfluss, so dass die Fließspannungen im Temperaturbereich von 1250 – 1300 °C im Bereich von 40 – 30 MPa liegen. Laut Clemens et al. [91] ist Molybdän ein starker β -Stabilisator, was in dem vorliegenden Fall durch die Steigerung des Mo-Gehaltes zu einer zunehmenden Stabilisierung der β_0 -Phase führt. Grundsätzlich führt dies zu einem feinkörnigeren Gefüge und damit zu einer Verringerung der Koloniegröße. Daraus resultierend fallen die Fließspannungen einschließlich der Maxima im unteren Temperaturbereich geringer aus. Nachdem die Entordnungstemperatur der β -Phase mit der Versuchstemperatur von 1250 °C überschritten wird, erfolgt die Umformung vorrangig innerhalb der β -Phase. Dadurch findet ab einem Umformgrad von ca. $\phi = 0,1$ direkt dynamische Rekristallisation statt.

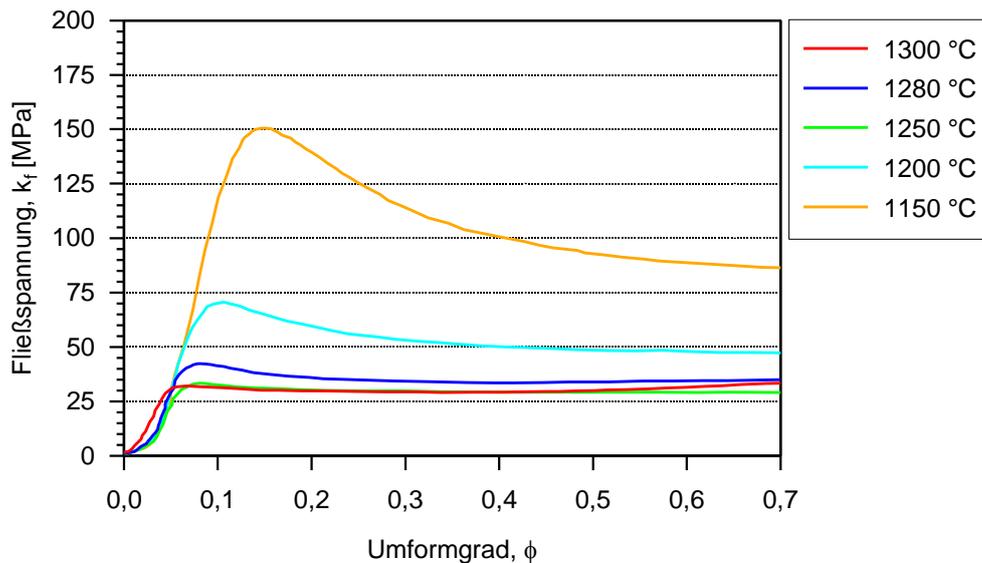


Abbildung 25: Einfluss der Umformtemperatur auf die Fließspannung bei einer konstanten Traversengeschwindigkeit von $1,5 \text{ mm/min} \hat{=} \dot{\phi} \sim 2,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ bei $\phi = 0,1$ für Material aus einem Ingot mit 0,8 at. % Mo

Die Vorumformung führt dazu, dass unabhängig von der Temperatur die Fließspannungen auf ein sehr niedriges Niveau von 25 – 35 MPa abfallen (Abbildung 26). Einzig bei 1150 °C wird eine durchschnittliche Fließspannung von ca. 75 MPa erreicht. Da die Entordnungstemperatur der β_0 -Phase oberhalb der Versuchstemperatur von 1150 °C liegt, erscheint eine höhere Fließspannung plausibel. Durch die kubischflächenzentrierte Gitterstruktur der ungeordneten β -Phase im Vergleich zum geordneten Gegenpart, der B2-Struktur, werden ausreichend Gleit- und Zwillingsysteme für die Verformung zur Verfügung gestellt [15], was die Verformung erleichtert. Da es unabhängig von der Versuchstemperatur keine Fließspannungsmaxima mit anschließender ausgeprägter Entfestigung gibt, kann davon ausgegangen werden, dass direkt dynamische Rekristallisation stattfindet. Dies ist ebenfalls plausibel, da das feinkörnige Gefüge durch die Vielzahl an Phasengrenz- und Koloniegrenzflächen ausreichend Ausgangspunkte für die Rekristallisation neuer Körner bietet. Dass die Spannungen für alle Versuchstemperaturen im Vergleich zum unverformten Ausgangszustand (vgl. Abbildung 25 mit Abbildung 26) niedriger ausfallen, liegt an der höheren Anzahl an Grenzflächen, die das Gleiten von Versetzungen entlang von schwer verformbaren Gefügebereichen erleichtern.

Die Verformung von Gefügen mit globularen und lamellaren Bestandteilen wird durch verschiedene Einflussfaktoren bestimmt. Dabei spielt neben der Größe von lamellaren Kolonien auch die Phasenaufteilung auf die drei Phasen α_2 , β_0 und γ eine entscheidende Rolle. Durch einen gesteigerten Anteil an β_0 -Phase wird ein feinkörnigeres Gefüge erzielt, was die Umformung unterhalb der Entordnungstemperatur der β -Phase erleichtert. Oberhalb der Entordnungstemperatur profitiert die Umformbarkeit von der höheren Anzahl von Gleit- und Zwillingsystemen der kubischflächenzentrierten Gitterstruktur der β -Phase, da dadurch die Fließkräfte reduziert

werden und verstärkt dynamische Rekristallisation stattfindet. Durch eine Vorumformung und dem daraus resultierenden feinkörnigeren Gefüge können die erforderlichen Fließspannungen nochmals weiter reduziert werden.

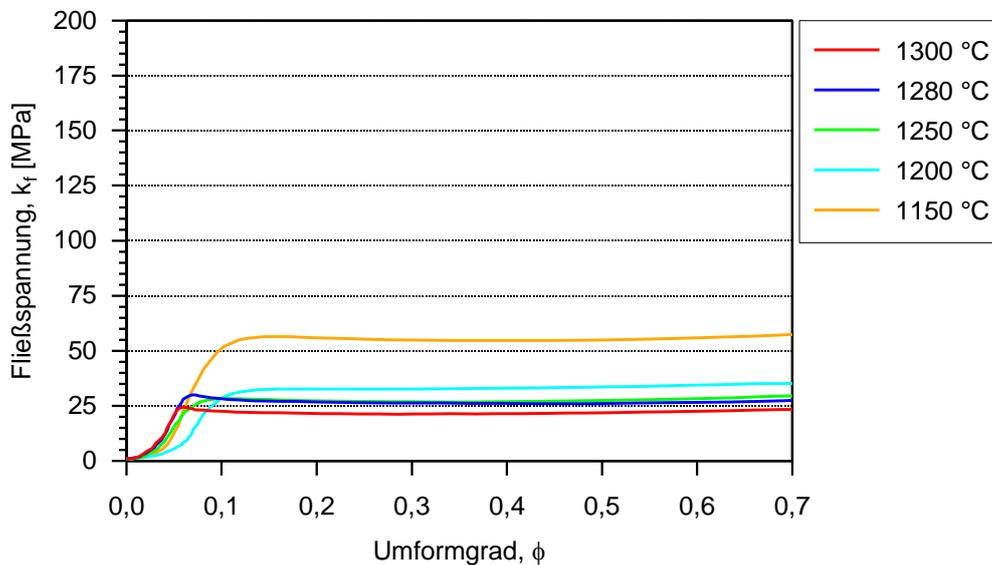


Abbildung 26: Einfluss der Umformtemperatur auf die Fließspannung bei einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 1,5 mm/min $\hat{=} \dot{\phi} \sim 2,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ bei $\phi = 0,1$ für Material aus einem Pancake mit 0,8 at. % Mo

Neben der Temperatur hat auch die Traversengeschwindigkeit einen Einfluss auf die Fließspannung. Da Titanaluminide mit zunehmender Temperatur eine steigende Dehnratenempfindlichkeit aufweisen, ist davon auszugehen, dass die Fließspannungen mit steigender Umformgeschwindigkeit zunehmen [167]. In Abbildung 27 - 29 ist zu erkennen, dass sich, unabhängig vom Ausgangszustand und der Umformtemperatur, mit zunehmender Traversengeschwindigkeit die Fließspannung erhöht. Dieser Effekt ist am deutlichsten für die Legierungsvariante mit 0,5 at. % Molybdän zu erkennen (Abbildung 27). Durch die Reduktion der Traversengeschwindigkeit von 2,7 mm/min auf 0,2 mm/min verringert sich die maximale Fließspannung bei 1250 °C von 105 MPa auf etwa ein Drittel mit 38 MPa. Bei einer Temperatur von 1150 °C senkt sich mit abnehmender Traversengeschwindigkeit die Fließspannung um etwa die Hälfte. Der zugrundeliegende Verformungsmechanismus der Dehnratenempfindlichkeit geht auf die Versetzungsannihilation an Korngrenzen zurück [168, 169]. In der vorliegenden Mikrostruktur wirken Phasengrenz- und Lamellengrenzflächen wie Korngrenzen. Ebenso kommt ein mögliches Korngrenzgleiten in Frage [170]. Mit zunehmender Temperatur überlagern strukturelle Änderungen infolge von dynamischer Erholung und Rekristallisation, wie bei 0,5 at. % Molybdängehalt, den Effekt der Dehnratenempfindlichkeit. Dies äußert sich durch die zunehmende Abflachung der Fließkurve mit abnehmender Traversengeschwindigkeit.

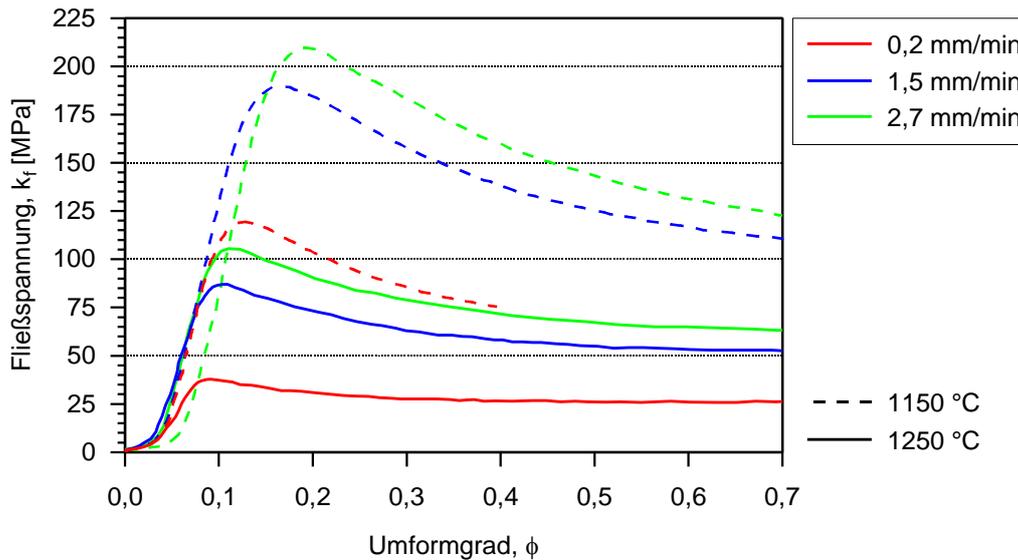


Abbildung 27: Einfluss der Werkzeuggeschwindigkeit auf die Fließspannung bei einer Umformtemperatur von 1150 °C und 1250 °C für a) Ingots mit 0,5 at.% Mo; 0,2 mm/min $\hat{=} \dot{\varphi} \sim 3,7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 1,5 mm/min $\hat{=} \dot{\varphi} \sim 2,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 2,7 mm/min $\hat{=} \dot{\varphi} \sim 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ jeweils bei $\varphi = 0,1$

Mit zunehmendem Molybdängehalt kann für eine Umformtemperatur von 1150 °C ein deutlicher Einfluss der Traversengeschwindigkeit beobachtet werden (Abbildung 28). Die Differenz liegt für die Geschwindigkeiten 2,7 mm/min und 0,2 mm/min bei ca. 85 MPa, was wiederum in etwa einer Halbierung entspricht. Im Gegensatz dazu ist bei 1250 °C kaum noch eine Veränderung der Fließspannung mit Variation der Traversengeschwindigkeit feststellbar. Die Fließspannungen variieren zwischen 43 MPa und 27 MPa, so dass die Differenz weniger als einer Halbierung entspricht.

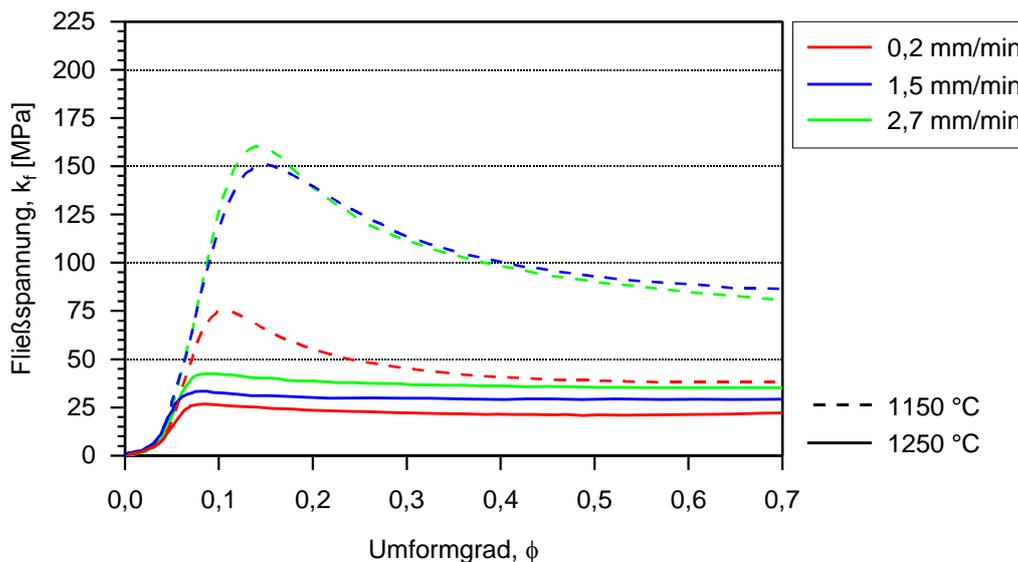


Abbildung 28: Einfluss der Werkzeuggeschwindigkeit auf die Fließspannung bei einer Umformtemperatur von 1150 °C und 1250 °C für Material aus einem Ingots mit 0,8 at.% Mo; 0,2 mm/min $\hat{=} \dot{\varphi} \sim 3,7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 1,5 mm/min $\hat{=} \dot{\varphi} \sim 2,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 2,7 mm/min $\hat{=} \dot{\varphi} \sim 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ jeweils bei $\varphi = 0,1$

Die Fließspannungen des feinkörnigeren Gefüges des vorverformten Ausgangsmaterials sind erwartungsgemäß geringer als beim reinen Gusszustand (vgl. Abbildung 28 mit Abbildung 29). Auch in diesem Fall ist wieder eine deutliche Abnahme der Fließspannung mit abnehmender Traversengeschwindigkeit zu beobachten. Hier wird bei 1150 °C die Fließspannung von ca. 80 MPa bei 2,7 mm/min auf 24 MPa bei 0,2 mm/min abgesenkt. Bei 1250 °C wird bei 0,2 mm/min eine Fließspannung von 16 MPa erreicht, was einer Differenz zur höchsten Traversengeschwindigkeit von 20 MPa entspricht.

Die Unterschiede zwischen den Fließkurven der Traversengeschwindigkeiten 0,2 mm/min und 1,5 mm/min fallen bis auf eine Ausnahme deutlich größer aus als zwischen 1,5 mm/min und 2,7 mm/min. Dies ist hauptsächlich der Differenz der Umformgeschwindigkeiten geschuldet, welche bei $\varphi = 0,1$, zwischen den Traversengeschwindigkeiten 0,2 mm/min und 1,5 mm/min einer Potenz und zwischen 1,5 mm/min und 2,7 mm/min knapp einer Verdoppelung entspricht. Analog bedeutet dies eine Differenz der Fließspannung von ca. 45 % bzw. 16 %, so dass diese Differenz verzerrt dargestellt wird. Spätere Stauchversuche wurden mit konstanten Umformgeschwindigkeiten gefahren, so dass die Differenz der Fließspannungen deutlich geringer ausfällt.

Der Einfluss von Umformtemperatur und Traversengeschwindigkeit sinkt mit steigendem Molybdängehalt von 0,5 at. % auf 0,8 at. %. Während unterhalb der Entordnungstemperatur der β -Phase das Verformungsverhalten der gesamten Mikrostruktur eine Rolle spielt, läuft oberhalb der Entordnungstemperatur die Verformung hauptsächlich in der β -Phase ab. Dies wird dadurch deutlich, dass sowohl die Temperatur (vgl. Abbildung 24 mit Abbildung 25) als auch die Traversengeschwindigkeit (vgl. Abbildung 27 mit Abbildung 28) einen zunehmend geringeren Einfluss auf die Fließspannung haben. Ab einer Umformtemperatur von 1280 °C übt auch der Molybdängehalt temperaturmäßig keinen Einfluss mehr aus. Oberhalb der Entordnungstemperatur der β -Phase von 1200 °C hat eine Primärumformung kaum einen Einfluss, da sich die Fließspannungen weder durch eine Verringerung der Traversengeschwindigkeit, noch durch eine Erhöhung der Umformtemperatur nur noch geringfügig ändern. Damit kann für die gegebene Legierung auf eine Vorumformung verzichtet werden.

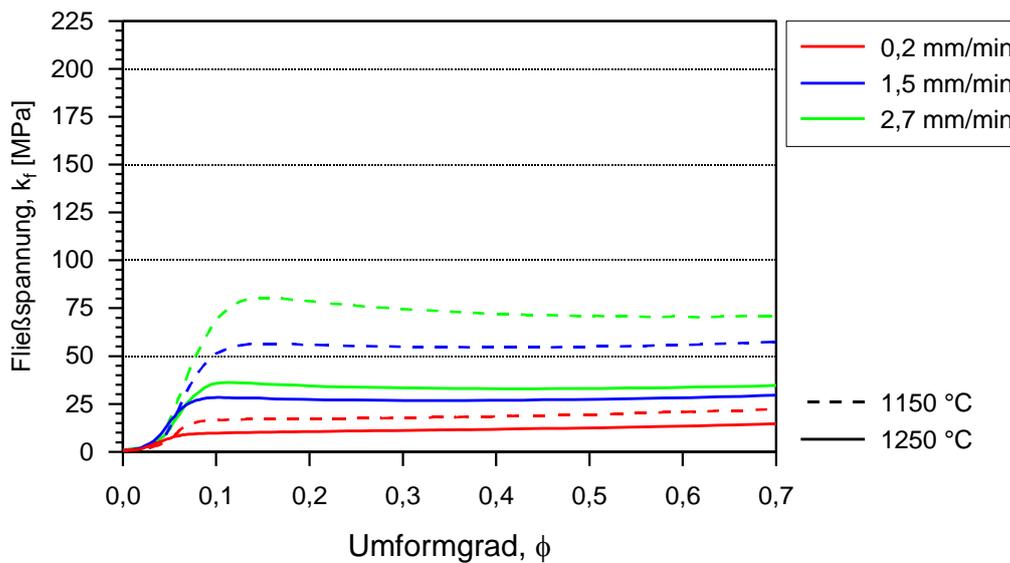


Abbildung 29: Einfluss der Werkzeuggeschwindigkeit auf die Fließspannung bei einer Umformtemperatur von 1150 °C und 1250 °C für Material aus einem Pancake mit 0,8 at.% Mo; 0,2 mm/min $\hat{=}$ $\dot{\phi} \sim 3,7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 1,5 mm/min $\hat{=}$ $\dot{\phi} \sim 2,8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 2,7 mm/min $\hat{=}$ $\dot{\phi} \sim 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ jeweils bei $\phi = 0,1$

Die Kombination aus rascher Umformung bei niedrigen Temperaturen führt zu hohen Spannungen im Gefüge, die nicht in jedem Fall durch reine Verformung abgebaut werden können. Sobald ein Maximum erreicht wird, kommt es zu Rissen an Phasengrenzflächen. In Tabelle 2 ist eine Übersicht über die Kombinationen aus Traversengeschwindigkeit, Temperatur und die resultierende Umformbarkeit gezeigt. Der Bereich, in dem ein defektfreies Umformen für einen Molybdängehalt von 0,5 at.% möglich ist, begrenzt sich auf die niedrigste Traversengeschwindigkeit und ein Temperaturintervall von 1250 – 1300 °C. Durch den höheren Anteil an β -Phase mit Steigerung des Gehaltes an Molybdän wird das Umformfenster auf 1200 °C erweitert. Jedoch kommt es bei höheren Traversengeschwindigkeiten abermals zur Rissbildung. Durch Vorumformung kann das Prozessfenster im Temperaturintervall von 1250 – 1300 °C zu höheren Geschwindigkeiten bis hin zu 2,7 mm/min erweitert werden. Hier zeigt sich, dass ein feinkörniges Gefüge mit einer entsprechend höheren Zahl an Phasengrenzflächen eine sekundäre Verformung begünstigt.

Tabelle 2: Prozessfenster für das defektfreie Schmieden (**grün**) in Abhängigkeit vom Mo-Gehalt und vom Mikrostrukturzustand der Schmiederohlinge. (**rot**) Risse, (**blau**) ungetestet

| Temperatur [°C] | TNB-0,5 Mo, Ingot | | | TNB-0,8 Mo, Ingot | | | TNB-0,8 Mo, vorumgeformt | | |
|--------------------|--------------------------|------|------|-------------------|------|------|-----------------------------|------|------|
| | Geschwindigkeit [mm/min] | | | | | | | | |
| | 0,2 | 1,5 | 2,7 | 0,2 | 1,5 | 2,7 | 0,2 | 1,5 | 2,7 |
| 1300 | grün | rot | blau | grün | rot | blau | grün | grün | grün |
| 1280 | grün | rot | blau | grün | rot | blau | grün | grün | grün |
| 1250 | grün | rot | blau | grün | rot | blau | blau | grün | grün |
| 1200 | rot | rot | blau | grün | rot | blau | blau | rot | rot |
| 1150 | blau | blau | blau | blau | blau | blau | blau | blau | rot |

Da die gestauchten Proben jeweils eine Stunde bei Umformtemperatur im Ofen waren, haben die Proben neben einer Umformung auch eine Wärmebehandlung erfahren. Daher ist eine Analyse der jeweiligen Umformgefüge unmittelbar nach der Umformung nicht möglich. In Abbildung 30a bis c sind die Gefüge der drei Ausgangsvarianten nach einer Umformung bei 1250 °C und einer Geschwindigkeit von 2,7 mm/min dargestellt. Man erkennt, dass durch den gesteigerten Molybdängehalt der Anteil an stabilisierter β_0 -Phase in TNB-0,8 Mo größer (2,5 % im Vergleich zu 12 %) ist. Die Mikrostruktur weist außerdem deutlich kleinere Kolonieabmessungen mit durchschnittlich 40 μm im Vergleich zu 70 μm auf. Durch die langsame Abkühlung im Ofen stellt sich eine Lamellenbreite von ca. 1 μm ein.

Eine Vorumformung führt nach dem sekundären Umformen und dem einstündigen Halten der Temperatur zu einem nahezu globularen Gefüge. Die Korngröße beträgt durchschnittlich 8 μm . Auch in diesem Fall fällt die Lamellenbreite mit 1 μm grob aus.

Abbildung 30d zeigt einen Riss, ausgehend vom Rand der Probe, mit einem Molybdängehalt von 0,8 at. %, die bei 1250 °C mit einer Traversengeschwindigkeit von 1,5 mm/min belastet wurde. Obgleich makroskopisch keine Risse festzustellen waren, hat sich bei rasterelektronischen Untersuchungen gezeigt, dass es in Folge der zu hohen Spannungen während der Umformung zu Rissen mit einer Länge von mehr als 300 μm kommt.

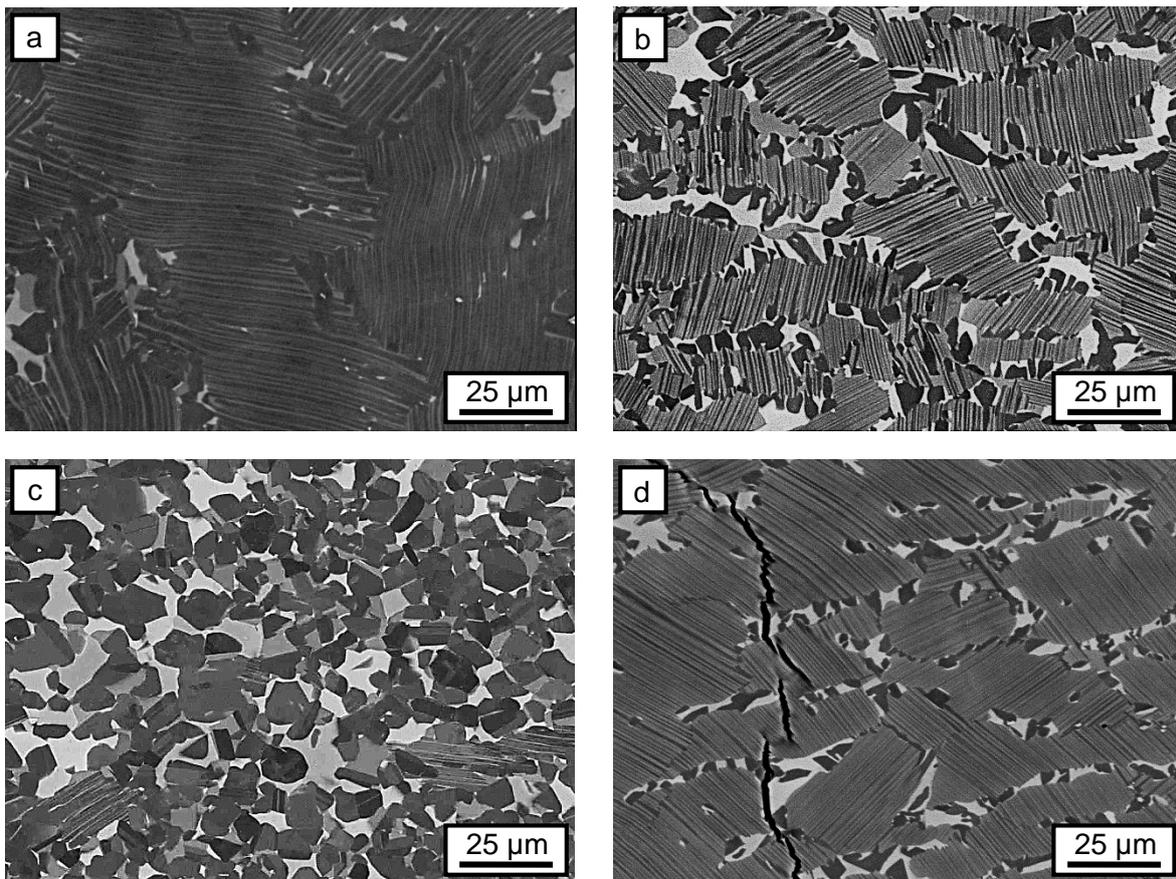


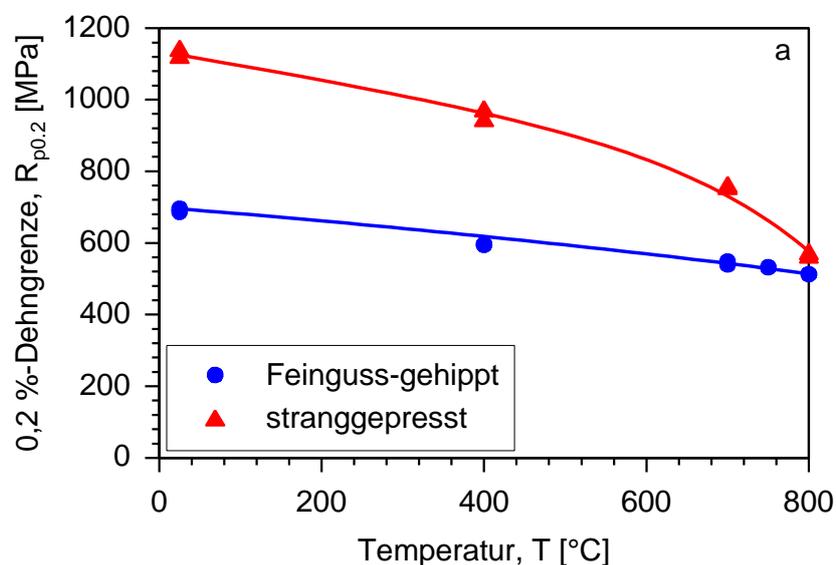
Abbildung 30: Geschmiedete Mikrostrukturen in Abhängigkeit vom Ausgangsmikrostrukturzustand der Schmiederohlinge. a) TNB-0,5 Mo (Ingot), b) TNB-0,8 Mo (Ingot), c) TNB-0,8 Mo (vorumgeformt), d) Riss im γ -TiAl-Material nach dem Schmieden bei 1250 °C mit einer Traversengeschwindigkeit von 1,5 mm/min (Legierung TNB-0,8 Mo)

Die Umformung von TNB-V4 ist also prinzipiell auch bei einem geringeren Molybdängehalt möglich, wobei beachtet werden muss, dass sich dadurch das mögliche Prozessfenster verkleinert. In jedem Fall ist es sinnvoll, oberhalb von 1200 °C umzuformen, da sich so die Fließspannungen deutlich verringern lassen. Um den Einfluss einer Streuung der Legierungszusammensetzung auf die defektfreie Umformung gering zu halten, empfiehlt es sich, möglichst langsam umzuformen. In Hinblick auf die auftretenden Fließspannungen während der Umformung bringt eine primäre Umformung nur eine geringe Verbesserung. Insbesondere deshalb, weil die Fließspannungen sich oberhalb der Entordnungstemperatur der β -Phase ohnehin auf einem niedrigen Niveau befinden. Für ein defektfreies Schmieden mit höheren Traversengeschwindigkeiten ist jedoch eine primäre Umformung unabdingbar.

Ein Eindruck von den mit einer Vorumformung erreichbaren mechanischen Eigenschaften lässt sich durch den Vergleich von stranggepresstem und dann umgeformtem Material mit dem Material gewinnen, das direkt nach dem Guss und einer anschließenden HIP-Behandlung

umgeformt wurde. Die Zusammensetzung entsprach der Zusammensetzung von TNB-V4 und damit der im vorangegangenen Kapitel untersuchten Legierungszusammensetzung. Die Umformung beider Ausgangszustände erfolgte bei 1250 °C im Dreiphasengebiet $\alpha + \beta + \gamma$ mit $\dot{\varphi} \sim 9,7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ bis zu einem Umformgrad von $\varphi \sim 65 \%$.

Da nach dem Strangpressen die Mikrostruktur ab einem Verhältnis von 6:1 vollständig rekristallisiert ist, entstehen für Bor-haltige Legierungen Korngrößen im Bereich von 1 – 3 μm in den feinen Bändern und in den größeren Bereichen zwischen 4 – 40 μm . Dies stimmt damit mit den Werten in der Literatur überein [171-173]. Durch die sehr feine Gefügestruktur werden, ähnlich den Werten in der Literatur, für TNB-V4 Festigkeiten bis 1150 MPa bei Bruchdehnungen von bis zu 0,5 % bei Raumtemperatur erreicht (Abbildung 31). Verglichen mit dem Ausgangszustand Feinguss geHIPt wird die Festigkeit um ca. 400 MPa bei Raumtemperatur gesteigert. Mit zunehmender Versuchstemperatur nimmt die Festigkeit deutlich ab, so dass bei 800 °C nur noch eine Differenz von 30 MPa existiert. Dabei verhalten sich Dehngrenze und Zugfestigkeit gleich. Während die Bruchdehnung bei Raumtemperatur für beide Ausgangszustände mit 0,5 % gleich ist, steigt sie im Falle des stranggepressten Zustandes deutlich mit der Temperatur an. Dabei liegt die Bruchdehnung bei 800 °C mit ca. 70 % weit oberhalb der 4 % des geHIPten Feingusses.



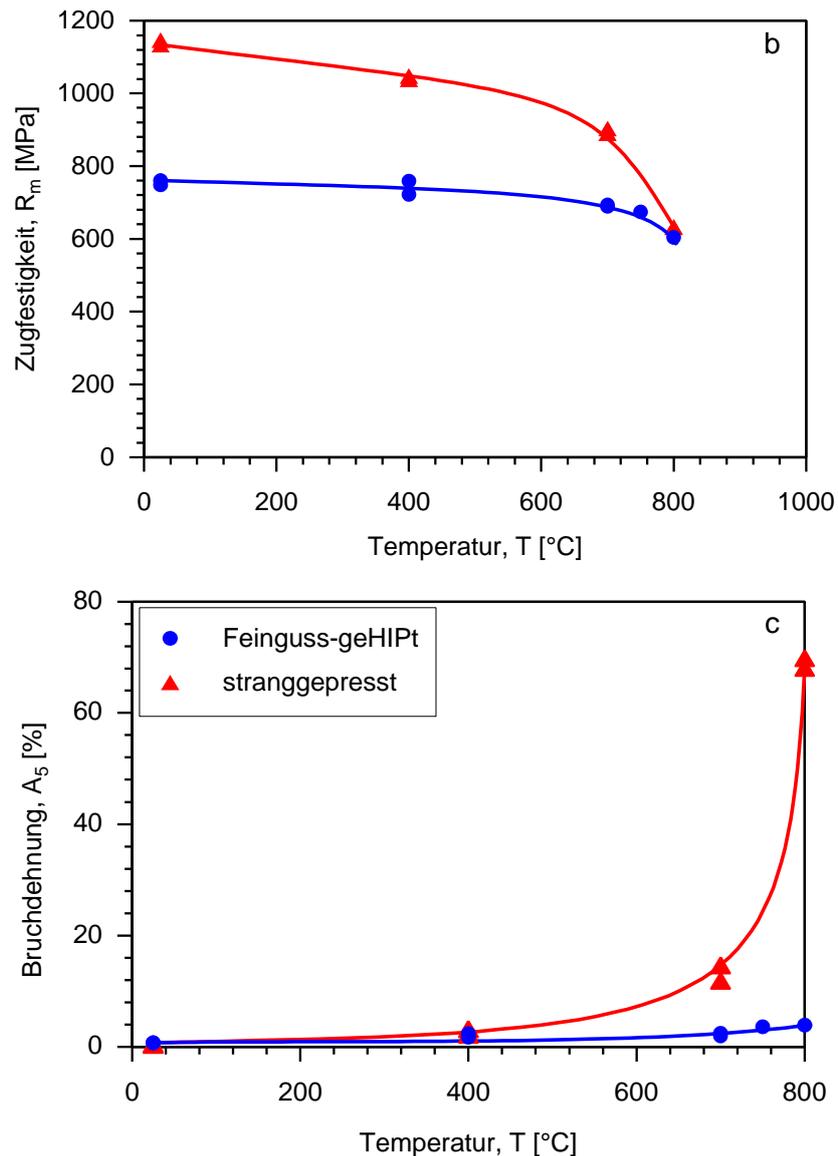


Abbildung 31: Vergleich der mechanischen Eigenschaften des stranggepressten und des feingegossenen und geHIPten Ausgangsmaterials; a) Dehngrenze, b) Zugfestigkeit, c) Bruchdehnung; Strangpressung bei 1230 °C, Verhältnis 10:1 und anschließende Spannungsarmglühung 800 °C/6 h/FC

Das feinkörnige Gefüge bzw. die bei Umformtemperatur hohe Duktilität machen Strangpressen zu einer idealen Basis für Schmiedevorgänge, da so die Fließkräfte effektiv reduziert werden können und ein konventionelles Heißgesenk-Schmieden möglich wird [15]. Wie in Abbildung 32 gezeigt, führt die Vorumformung durch Strangpressen zu einer Reduktion der Fließspannung bei langsamer Umformung um den Faktor 2. Das mögliche Umformfenster wird damit zu Temperaturen unterhalb von 1200 °C erweitert und das ohne einen Anstieg der Fließspannung. Bei einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ steigt die maximale Fließspannung auf 46 MPa an, liegt damit aber schon bei 1200 °C unterhalb des Fließspannungsmaximums des geHIPten Feingusses bei 1250 °C mit ca. 70 MPa. Erst bei Temperaturen von 1300 °C nähern sich die Fließspannungsmaxima bei ca. 40 MPa an.

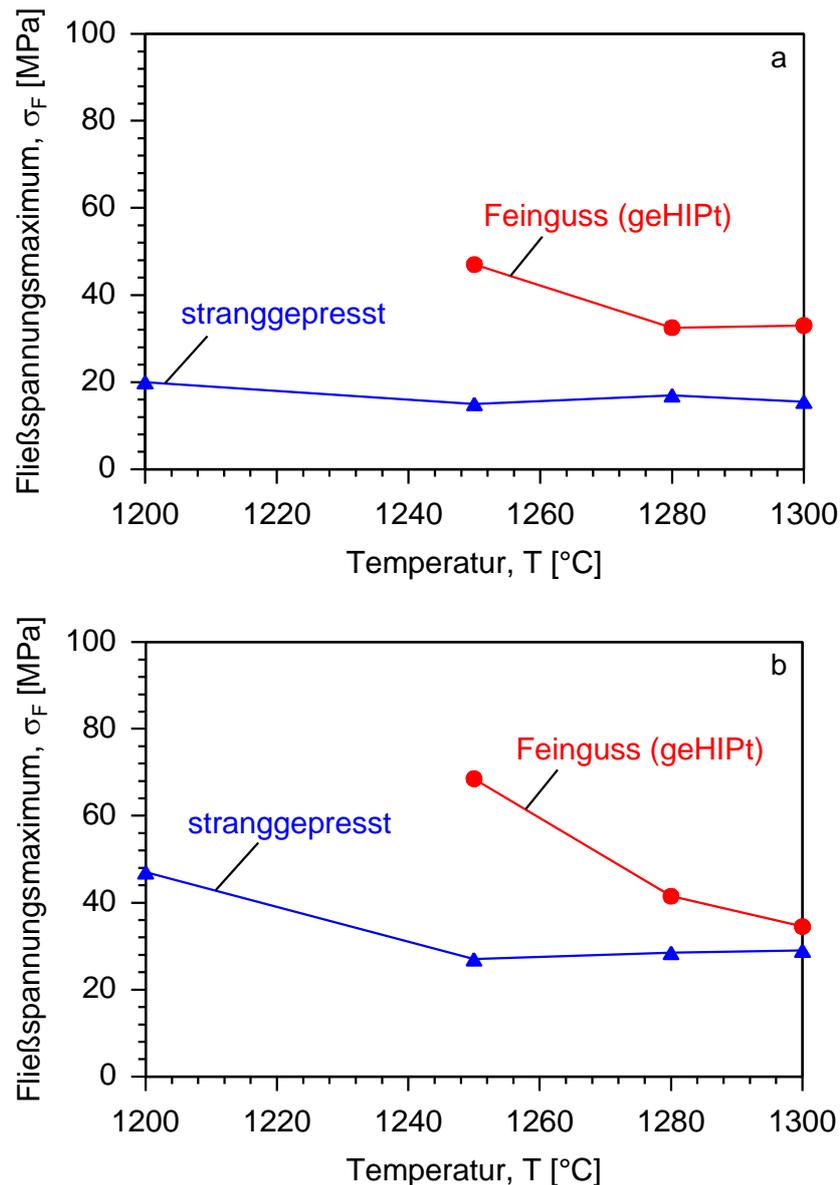


Abbildung 32: Vergleich der Fließspannungsmaxima für die beiden angegebenen Umformgeschwindigkeiten des stranggepressten und des feingegossenen und geHIPten Ausgangsmaterials bei a) $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ und b) $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} s^{-1}$

Bedingt durch die Anisotropie der plastischen Verformung der γ -TiAl-Phase und der mikrostrukturellen Anisotropie des mehrphasigen Gefüges, beispielsweise durch die Anordnung und Ausrichtung lamellarer Kolonien, besitzen insbesondere zweiphasige Titanaluminide anisotrope mechanische Eigenschaften. Der Einfluss der Textur und deren Entwicklung bei der Umformung sind damit von gesteigertem Interesse in Hinblick auf die mechanischen Eigenschaften [15]. Für die hier untersuchte TNB-V4-Legierung wurden keine Texturmessungen durchgeführt. Jedoch haben Gaitzenauer et al. [158] für die sehr ähnliche TNM-Legierung festgestellt, dass sich nach dem Schmieden die α -Phase in Richtung $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, die β_0 -Phase entlang $\langle 001 \rangle$ und die γ -Phase entlang $\langle 110 \rangle$ sowie schwach entlang $\langle 101 \rangle$ ausrichtet. Da die Umfor-

mung jedoch im Zweiphasengebiet $\alpha + \beta$ stattfand und damit die γ -Phase nicht bei der Umformung beteiligt war, muss die Textur nicht mit der hier zu erwartenden übereinstimmen. Ein weiterer Punkt der eine Rolle spielt, ist die Änderung zwischen dynamischer Erholung und Rekristallisation der α -Phase ober- bzw. unterhalb $T_{\gamma\text{Solv}}$ [174], was neben weiteren Einflüssen wie Phasentransformation und Kristallrotation die Textur beeinflusst.

Jedoch wurden zum besseren Verständnis der Anisotropie Proben auf ihre mechanischen Eigenschaften hin untersucht, welche jeweils parallel bzw. senkrecht zur ehemaligen Zylinderachse der Pancakes entnommen wurden (Abbildung 33).

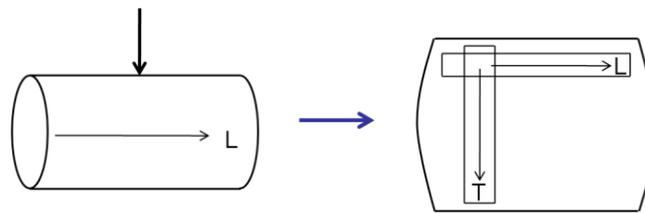


Abbildung 33: Probenentnahme nach dem Stauchen über der Mantelfläche (T – Transversal, L - Longitudinal)

Wie in Abbildung 34a gezeigt, weist die Mikrostruktur die typische Zeiligkeit von stranggepressten Titanaluminiden auf [34]. Nach dem Stauchen liegt auf Grund der einstündigen Verweilzeit auf dem Gesenk bei 1250 °C ein sehr großer Anteil an rekristallisierten γ -Körnern vor. Außerdem sinkt der Anteil an β_0 -Phase (Abbildung 34b). Die Homogenität des Gefüges profitiert von der Rekristallisation. Die Zeiligkeit des stranggepressten Ausgangszustandes bleibt hauptsächlich in der β_0 -Phase erhalten. Im Gegensatz dazu ist bei Probenentnahme quer zur ehemaligen Strangpressrichtung keine Ausrichtung des Gefüges zu erkennen. Das Gefüge fällt jedoch gröber aus (Abbildung 34.c). Zu einem ähnlichen Ergebnis kommen Schmörlzer et al. [141] für die TNM-Legierung umgeformt im Zweiphasengebiet $\alpha + \beta$. Andererseits haben Fröbel et al. [175] gezeigt, dass durch ein zweites Mal Strangpressen senkrecht zur ersten Strangpressrichtung die gerichtete Mikrostruktur nach dem zweiten Durchlauf nicht mehr vorhanden ist. Da der Umformgrad beim Strangpressen deutlich höher ist, kann davon ausgegangen werden, dass ein Umformgrad von $\varphi \sim 65\%$ nicht ausreicht, um die Mikrostruktur des stranggepressten Vormaterials vollständig umzuwandeln. Ein weiterer Punkt ist der vergleichsweise hohe Anteil an β -Phase bei β -stabilisierten Legierungen, der die Umformbarkeit bei hohen Temperaturen bestimmt.

Nach Umformung des geHIPten Feingusses ist im Bereich der Ausbauchung keine Vorzugsrichtung des Gefüges zu erkennen. Damit fällt die Verteilung aller Phasen homogen aus (Abbildung 53d). Im stranggepressten Zustand sind keine Überreste groblamellarer Kolonien und

im Falle des umgeformten Feingusses nur noch ein geringer Teil an groblamellaren Kolonien des Gussgefüges vorhanden, so dass die Mikrostrukturen vollständig rekristallisiert vorliegen.

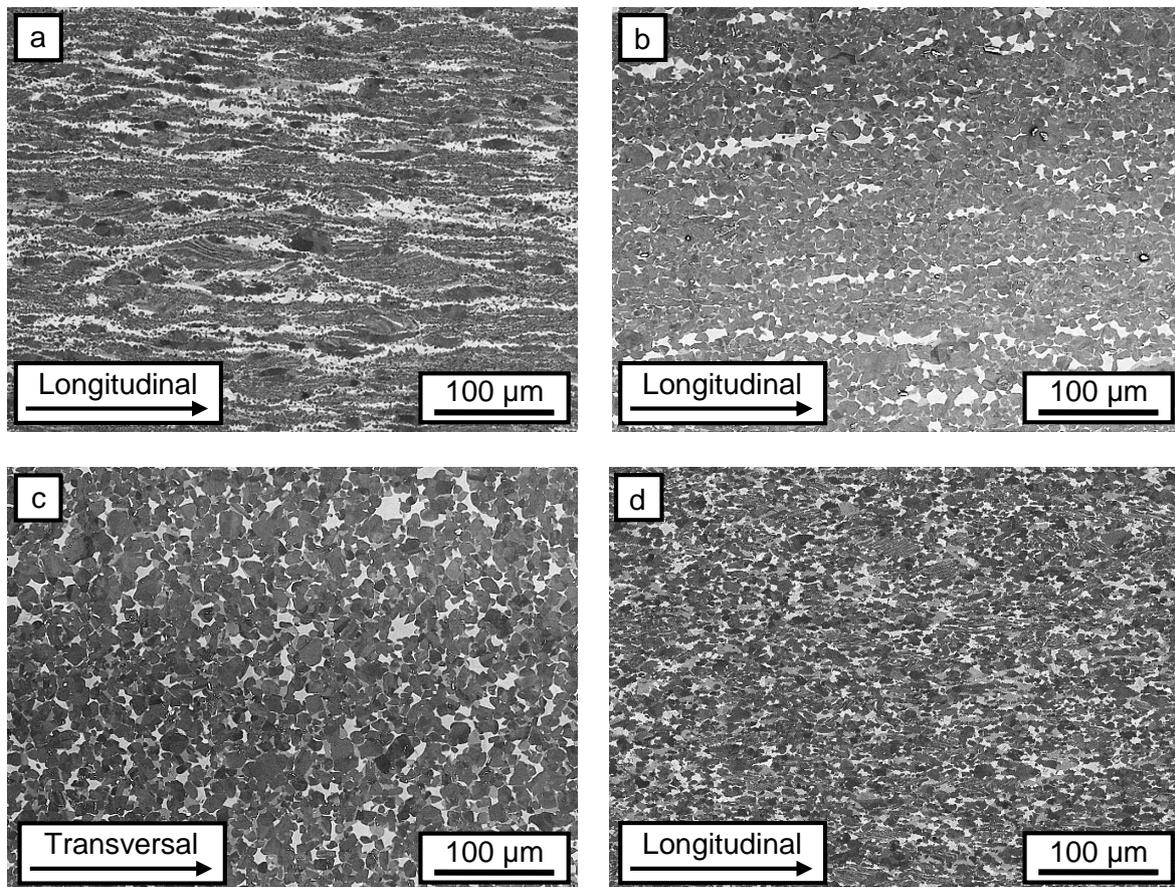


Abbildung 34: a) stranggepresster Ausgangszustand, b) stranggepresster Zustand nach der Umformung über der Mantelfläche longitudinal und c) transversal, d) Mikrostruktur nach Umformung des geHIPten Feingusses; Aufnahmen parallel zur Probenachse

Vergleicht man die mechanischen Eigenschaften longitudinal und transversal entnommener Proben des stranggepressten Zustandes, zeigt sich, dass parallel zur Strangpressrichtung entnommene Proben sowohl eine höhere Festigkeit als auch Bruchdehnung aufweisen (Abbildung 35). Der Unterschied beträgt für die Festigkeit bei Raumtemperatur 40 MPa und bei 700 °C 60 MPa. Die Differenz für die Dehngrenze beträgt unabhängig von der Temperatur 50 MPa und für die Bruchdehnung bei Raumtemperatur 0,9 %. Da die Mikrostruktur in Strangpressrichtung feiner ausfällt, lassen sich damit die höheren Festigkeiten und Duktilität erklären.

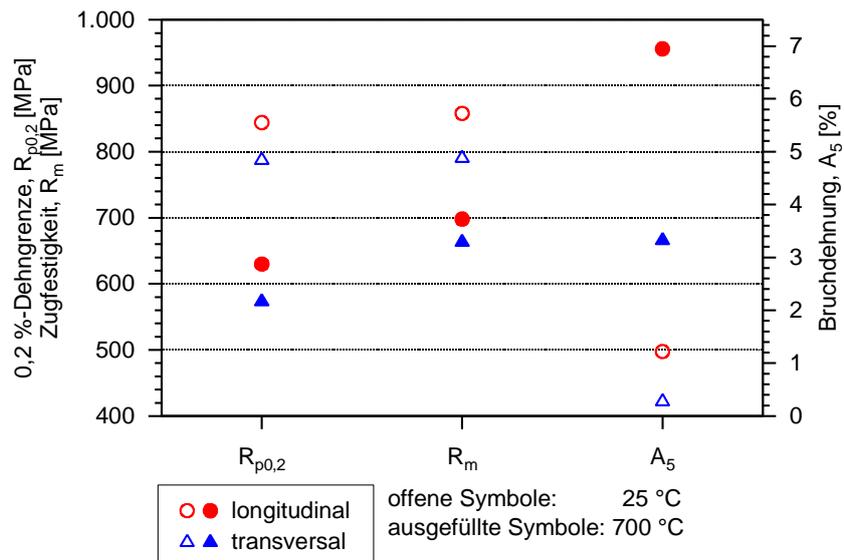


Abbildung 35: Vergleich der mechanischen Eigenschaften der longitudinal und transversal entnommenen Proben; stranggepresst Ausgangszustand

Bei Raumtemperatur ist für den geHIPten Feinguss bis auf die Dehngrenze kein Unterschied feststellbar (Abbildung 36). Bei 700 °C unterscheidet sich die Festigkeit um ca. 20 MPa und die Bruchdehnung um 4 %. Die Dehngrenze ändert sich unabhängig von der Versuchstemperatur um ca. 40 MPa je nach Entnahmerichtung. Verglichen mit dem stranggepressten Ausgangszustand fällt der Unterschied geringer aus, was darauf schließen lässt, dass der Einfluss des Strangpressens über die Umformung hinweg erhalten bleibt. Selbst die lange Verweilzeit auf dem Gesenk und die dadurch fortgeschrittene Rekristallisation kann die Anisotropie der mechanischen Eigenschaften nicht verhindern.

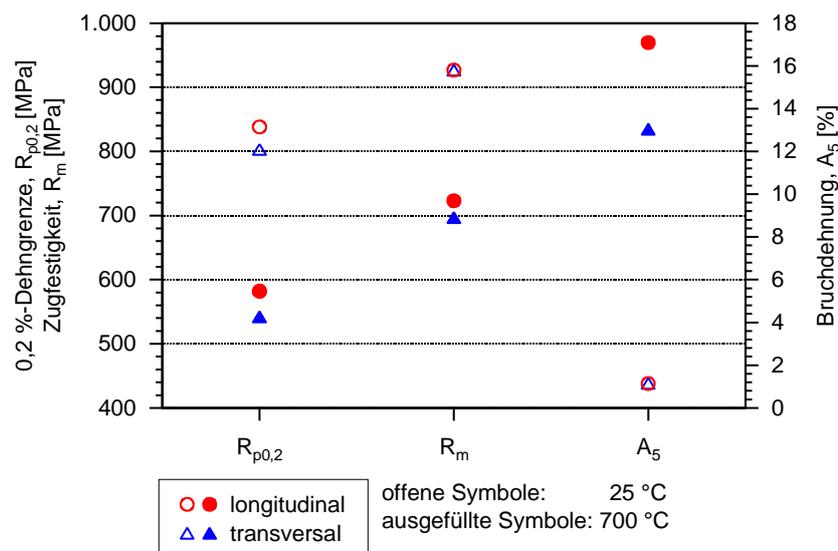


Abbildung 36: Vergleich der mechanischen Eigenschaften der longitudinalen und transversal entnommenen Proben; Feinguss geHIPt

Zwar wurde im weiteren Verlauf dieser Arbeit auf eine Vorumformung verzichtet, es sollte aber beim Einsatz von stranggepresstem Vormaterial bedacht werden, dass die Anisotropie nach der Umformung größer ist, als bei Verwendung von gegossenem Material.

5.4 Wechselwirkung zwischen Gesenkmaterial, Umgebungsmedium und Rohling

Neben der Entwicklung und Erprobung einer isotherm umformbaren TiAl-Legierung war auch die Entwicklung eines neuen Gesenkwerkstoffes einer der Forschungsschwerpunkte im Präzital-Projekt. Für ein Isothermschmieden sind, auf Grund der im Vergleich zu konventionellen Titanlegierungen sehr hohen Umformtemperaturen, neuartige Gesenkwerkstoffe notwendig. Die höchste dauerhaft ertragbare Temperatur liegt bei etwa 1200 °C für die allgemein verwendeten molybdänbasierten Gesenklegierungen TZM und MHC [176]. Darüber kann es zu deutlich kürzeren Standzeiten in Folge des Verformens der Gravur kommen, wodurch eine endkonturnahe Fertigung im Serienprozess kaum möglich ist. Durch die geringen Fließspannungen oberhalb von 1200 °C wurde erwogen, keramische Werkstoffe mit und ohne Faserverstärkung als Gesenkwerkstoff einzusetzen. Weitere Aspekte, die den Einsatz von Keramiken begünstigen, sind zum einen die geringe Wärmekapazität und zum anderen die geringere Wärmeleitfähigkeit. Dadurch lassen sich Energieaufwand bzw. Kühlaufwand reduzieren.

Durch die sehr hohen Umformtemperaturen wird die Diffusion zwischen Gesenk und Probe beschleunigt, so dass die Oberflächeneigenschaften des γ -TiAl-Materials nachhaltig beeinflusst werden können. Um für die untersuchten Gesenkwerkstoffe die gleichen Ausgangsbedingungen zu schaffen, wurde, wie in Kapitel 5.3 beschrieben, der Kontakt der Proben zum Gesenk, inklusive der Umformung, für eine Stunde aufrecht erhalten. Da sich die Oberflächen der Werkstücke unabhängig vom Gesenkmaterial ähneln, wird in diesem Kapitel exemplarisch für das graphitbasierende Gesenk die Diffusion zwischen Gesenk und Probe analysiert.

In Abbildung 37 sind Diffusionsschichten des Probenmaterials nach dem einstündigen Kontakt mit dem Graphitgesenk für die Umformtemperaturen 1200 °C und 1300 °C dargestellt. Es zeigt sich, dass mit ansteigender Temperatur die Schichtdicke zunimmt. Die Diffusionsschichten sind unabhängig vom verwendeten Gesenkmaterial immer zweilagig aufgebaut, wobei die äußere Diffusionsschichtdicke t_1 und die Gesamtschichtdicke t_g eindeutig mit der über EDX-Analysen ermittelten Elementverteilungen im oberflächennahen Bereich korreliert werden können.

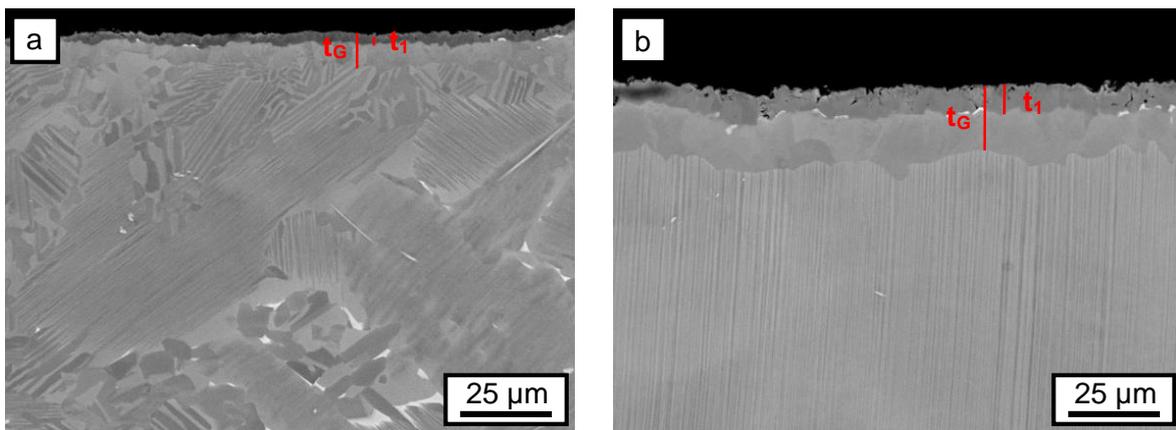


Abbildung 37: Diffusionsschichten auf der Stirnseite bei Verwendung von Graphitgesenken, a) 1200 °C, b) 1300 °C; Feinguss geHIPt, 1,5 mm/min Traversengeschwindigkeit

Die in Abbildung 38 gezeigten Elementverläufe entsprechen den in Abbildung 37 gezeigten Randschichtaufnahmen. Man erkennt, dass in der äußeren Diffusionsschicht jeweils eine deutliche Aluminiumverarmung gegenüber dem γ -TiAl-Grundwerkstoff vorliegt. In den inneren Diffusionsschichten wurden hingegen erhöhte Aluminiumgehalte bei gleichzeitig verringerten Titangehalten nachgewiesen. Im Bereich des Übergangs zwischen äußerer und innerer Diffusionsschicht befindet sich eine dünne, im BSE-Kontrast hell abgebildete Schicht, in der schwere Elemente wie Niob und Molybdän angereichert sind. Zusätzlich wurden bei Verwendung kohlenstoffhaltiger Gesenkmaterialien Kohlenstoffanreicherungen in der äußeren Diffusionsschicht gefunden, die durch Kohlenstoffpeaks in den jeweiligen Spektren nachgewiesen wurden, jedoch über EDX-Analysen nicht quantifizierbar sind. Die im BSE-Kontrast grundsätzlich dunkel erscheinende äußere Diffusionsschicht unterstützt jedoch die Annahme, dass diese mit leichten Elementen angereichert ist.

Laut Viala et al. [177] beginnt die chemische Reaktion an der Grenzfläche zwischen Graphit und Titanaluminiden mit der schnellen Bildung und des Wachstums einer Titankarbidsschicht an der Oberfläche des Graphits. Dadurch werden gebundene Aluminiumatome frei, was zu einer aluminiumreichen Schicht führt. Viala et al. bezeichnen diesen Prozess als kohlenstoffbedingte Entmischung von Titanaluminiden entsprechend der Gleichung:



Es werden zwei Typen der Reaktionszone, je nachdem, ob die freien Aluminiumatome ausreichend schnell diffundieren können, beschrieben. Solange sich die ungebundenen Aluminium-

atome ausreichend schnell aus der Reaktionszone bewegen können, wird eine dünne durchgängige Titankarbidsschicht an der Oberfläche des Graphits gebildet. Diese Schicht fungiert als Diffusionsbarriere und reduziert so die weitere Entmischung. Im Gegensatz dazu kann es bei nicht ausreichend schneller Diffusion der Aluminiumatome zur Bildung einer flüssigen Aluminiumschicht kommen, die, sobald ein Kontakt zur Reaktionszone besteht, die Diffusion beschleunigt. Als Unterscheidungsmerkmal wird die Dicke der Diffusionsschichten angeführt. Die hier ermittelten Schichtdicken von 15 μm bzw. 20 μm deuten auf das Vorliegen des ersten Reaktionstyps hin. Durch den generell höheren Gehalt an Titanatomen verläuft der Massenstrom tendenziell in Richtung der Reaktionszone, so dass sich die schweren Niob- bzw. Molybdänatome an der Grenzfläche zur kohlenstoffreichen oberen Diffusionsschicht sammeln.

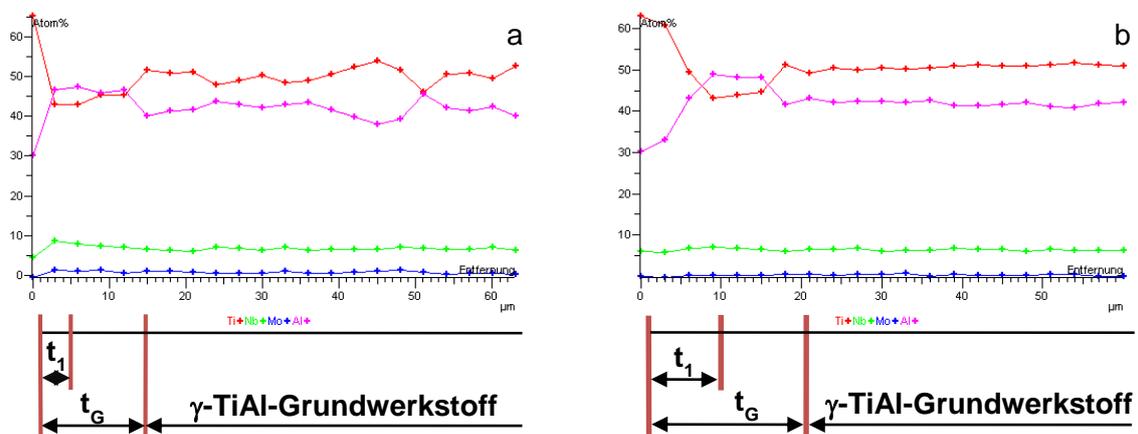
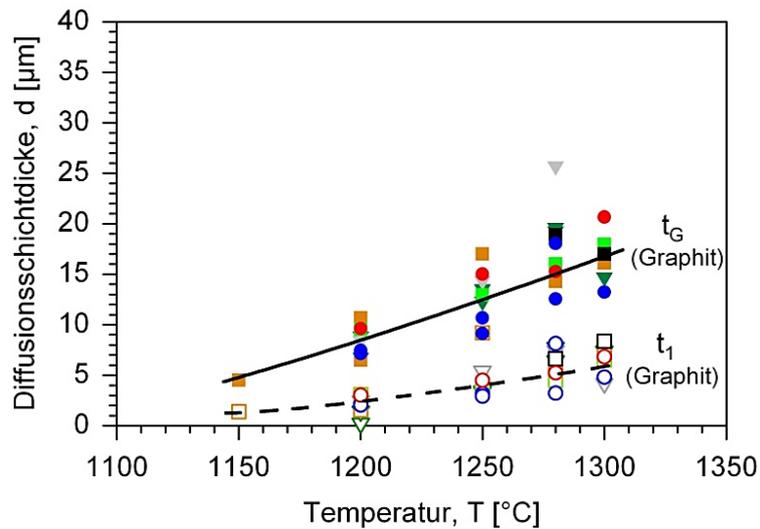


Abbildung 38: Elementverteilung im oberflächennahen Bereich des geschmiedeten γ -TiAl-Materials; a) Graphitgesenk 1200 °C, b) Graphitgesenk 1300 °C

In Abbildung 39 sind die Diffusionsschichten aller untersuchten Proben bei Anwendung von Graphitgesenken zusammengefasst. Man erkennt, dass sowohl die äußere als auch die gesamte Diffusionsschicht mit zunehmender Versuchstemperatur anwachsen. Die Diffusionsschichten liegen jedoch selbst bei 1300 °C und nach einer Kontaktzeit von einer Stunde unterhalb von 30 μm .



- | | |
|---|---|
| ○ | t_1 : TNM-0.8Mo (Ingots); 0,2 mm/min |
| ● | t_G : TNM-0.8Mo (Ingots); 0,2 mm/min |
| ○ | t_1 : TNM-0.8Mo (Ingots); 1,5 mm/min |
| ● | t_G : TNM-0.8Mo (Ingots); 1,5 mm/min |
| □ | t_1 : TNM-0.8 (vorumgeformt); 0,2 mm/min |
| ■ | t_G : TNM-0.8 (vorumgeformt); 0,2 mm/min |
| □ | t_1 : TNM-0.8Mo (vorumgeformt); 1,5 mm/min |
| ■ | t_G : TiNM-0.8Mo (vorumgeformt); 1,5 mm/min |
| □ | t_1 : TNM-0.8Mo (vorumgeformt); 2,7 mm/min |
| ■ | t_G : TNM-0.8Mo (vorumgeformt); 2,7 mm/min |
| ▽ | t_1 : TNM-0.5Mo (Ingots); 0,2 mm/min |
| ▽ | t_G : TNM-0.5Mo (Ingots); 0,2 mm/min |
| ▽ | t_1 : TNM-0.5Mo (Ingots); 1,5 mm/min |
| ▽ | t_G : TNM-0.5Mo (Ingots); 1,5 mm/min |

Abbildung 39: Diffusionsschichtdicken im γ -TiAl-Material bei Anwendung von Graphitgesenken im Temperaturbereich 1150 °C – 1300 °C

Neben der Diffusion an der Stirnfläche zwischen Gesenk und Probe kommt es auch zu Reaktionen auf der Mantelfläche. Wie die Versuche unter Schutzgas (Argon und Stickstoff) sowie im Vakuum zeigen, kommt es in jedem Fall zu einem Abdampfen von Aluminium. Wie in Abbildung 40 gezeigt, beträgt der Wirkungsbereich bis zu 100 μm bei einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ unter Vakuum bei 1200 °C. Die Probe wurde mit den Stauchplatten aufgeheizt und direkt nach dem Stauchen wieder abgekühlt. Im Fall der Schmiedung von Bauteilen sind die Aufenthaltszeiten im Ofen auf Grund des größeren Querschnittes länger, was eine größere Diffusionszone erwarten lässt. Im Gegensatz zur Diffusion auf die Stirnfläche existiert für die Mantelfläche unter Vakuum kein Reaktionspartner. Bei einer Schmiedung unter Schutzgas konnte weder für Argon noch für Stickstoff ein Eindiffundieren nachgewiesen werden. Daher wird für alle Umgebungsbedingungen davon ausgegangen, dass Aluminium zur Oberfläche diffundiert und abdampft. Dadurch entsteht eine zweilagige Diffusionsschicht. Die erste

Lage weist neben Poren auch eine Verarmung an Aluminium auf. Im gezeigten Beispiel erstreckt sich der Bereich über ca. 15 μm . Daran anschließend folgt eine ca. 100 μm breite Diffusionszone, die anhand des BSE-Kontrastes als aus den beiden Phasen α und γ zusammengesetzt, identifiziert werden kann.

Ähnlich dem Kirkendall-Effekt bildet sich an der Oberfläche ein Porensaum und der Aluminiumgehalt verringert sich [178]. Ähnlich der Oxidation von Titanaluminiden bildet sich ein ca. 10 μm schmaler Bereich, in dem ein Titanüberschuss vorliegt (Abbildung 40b). Daher kann vermutet werden, dass es sich dabei ebenfalls um die in der Literatur als kubisch identifizierte, Phase handelt [179-182]. Die Bildung von $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ konnte nur nach Langzeitoxidation nachgewiesen werden. Die darunterliegende ca. 100 μm dicke Diffusionszone weist eine geringe Aluminiumverarmung gegenüber dem Grundmaterial auf. Der Gehalt an Molybdän und Niob bleibt über die Breite der Schicht nahezu konstant. Auffällig ist, dass die β_0 -Phase nicht mehr stabilisiert wird. Dies ist insbesondere deshalb interessant, weil bei gleichbleibender Konzentration von Niob und Molybdän durch die Abnahme des Aluminiumgehaltes die Stabilisierung zunehmen müsste.

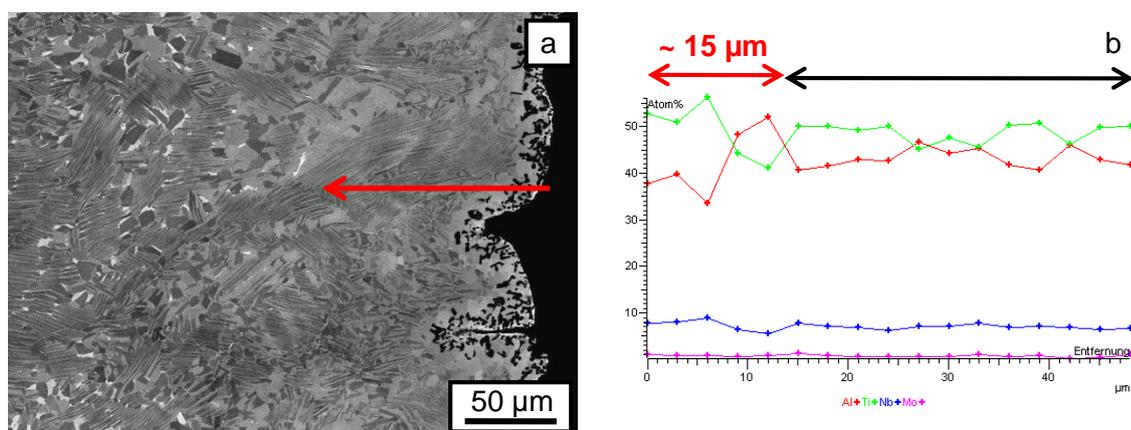


Abbildung 40: a) Diffusionsschicht auf der Mantelfläche bei 1200 $^{\circ}\text{C}$ unter Vakuum, b) EDX-Linescan über die Diffusionsschicht; Feinguss (ungeHIPT), $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

Da selbst bei endkonturnaher Schmiedung eine elektrochemische Oberflächenbehandlung als abschließender Bearbeitungsschritt durchgeführt werden muss, gelten die gebildeten Diffusionsschichten unabhängig vom verwendeten Gesenkwerkstoff (stirnseitig) als unproblematisch. Das Abdampfen über die Mantelfläche hängt hauptsächlich von der Temperatur und der Zeit, aber auch vom Umgebungsdruck, der Umformgeschwindigkeit und dem Gefügebau ab. Je nach Kombination dieser Faktoren können so Schichtdicken von über 200 μm erreicht werden.

5.5 Schmiedeparameter und deren Einfluss auf die Eigenschaften

In den vorangegangenen Kapiteln wurde neben der Legierungsentwicklung gezeigt, welche grundlegenden Faktoren das Umformverhalten beeinflussen. Darauf aufbauend wird in diesem Kapitel das Prozessfenster für die Umformung von TNB-V4 ermittelt. Dafür werden die drei wichtigsten Parameter, Umformtemperatur, -geschwindigkeit und -grad in sinnvollen Grenzen untersucht und bewertet. Mit dem ermittelten Parametersatz wird im letzten Kapitel dieser Arbeit eine Schmiedung im industriellen Maßstab durchgeführt.

5.5.1 Einfluss der Umformtemperatur

Wie in Kapitel 5.3 dargestellt, trägt die Steigerung der Umformtemperatur maßgeblich zur Reduktion der Umformkräfte bei. Dadurch ist es möglich, die Umformgeschwindigkeit zu steigern und so den Prozess effizienter zu machen. Da TNB-V4 im Temperaturbereich zwischen 1150 °C und 1450 °C mehrere Phasenfelder durchläuft, ist es möglich, durch die Umformtemperatur während des Stauchens unterschiedliche Gefüge einzustellen. Um die Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften zu bestimmen, werden in diesem Kapitel eine Umformung im Zweiphasengebiet $\alpha + \beta$ (1350 °C) der Umformung im Dreiphasengebiet $\alpha + \beta + \gamma$ (1250 °C) und dem Ausgangszustand gegenübergestellt.

Wie in Abbildung 41c zu erkennen ist, führt eine Umformung im Zweiphasengebiet $\alpha + \beta$ zu einem vollständig rekristallisierten Gefüge. Die Mikrostruktur besteht aus Kolonien (Durchmesser ca. 40 μm) mit gleichmäßigen Lamellenabständen, umgeben von kleinen γ - und langgestreckten β -Körnern. Die Lamellen sind frei von Fehlern, wie zum Beispiel Ausbauchungen oder Kleinwinkelkorngrenzen, was darauf schließen lässt, dass die Umformung im Zweiphasengebiet $\alpha + \beta$ stattfand und γ -Lamellen erst im Anschluss ausgeschieden wurden. Ähnliche Ergebnisse sind ebenfalls für die verwandte TNM-Legierung in der Literatur dokumentiert [150, 158, 183]. Durch Umformen bei 1270 °C wird ein Gefüge mit Korngrößen von 10 μm erzeugt. Für 1270 °C lassen sich in Abbildung 41b groblamellare Kolonien, geprägt durch Ausbauchen und Neuausrichten, erkennen. Wie in den vorangegangenen Kapiteln beschrieben, handelt es sich dabei um Überreste des Gussgefüges. Der β_0 -Phasenanteil beträgt für 1250 °C ca. 16 %. Der Anteil bei 1350 °C fällt mit 6 %, auf Grund des Minimums bei 1300 °C, geringer aus [160]. Die Temperatur beim heißisostatischen Pressen des Feingusses betrug 1230 °C, was als Konsequenz zu einem Duplexgefüge mit Koloniegrößen von 50 μm und einem β_0 -Phasenanteil von ca. 17 % führt.

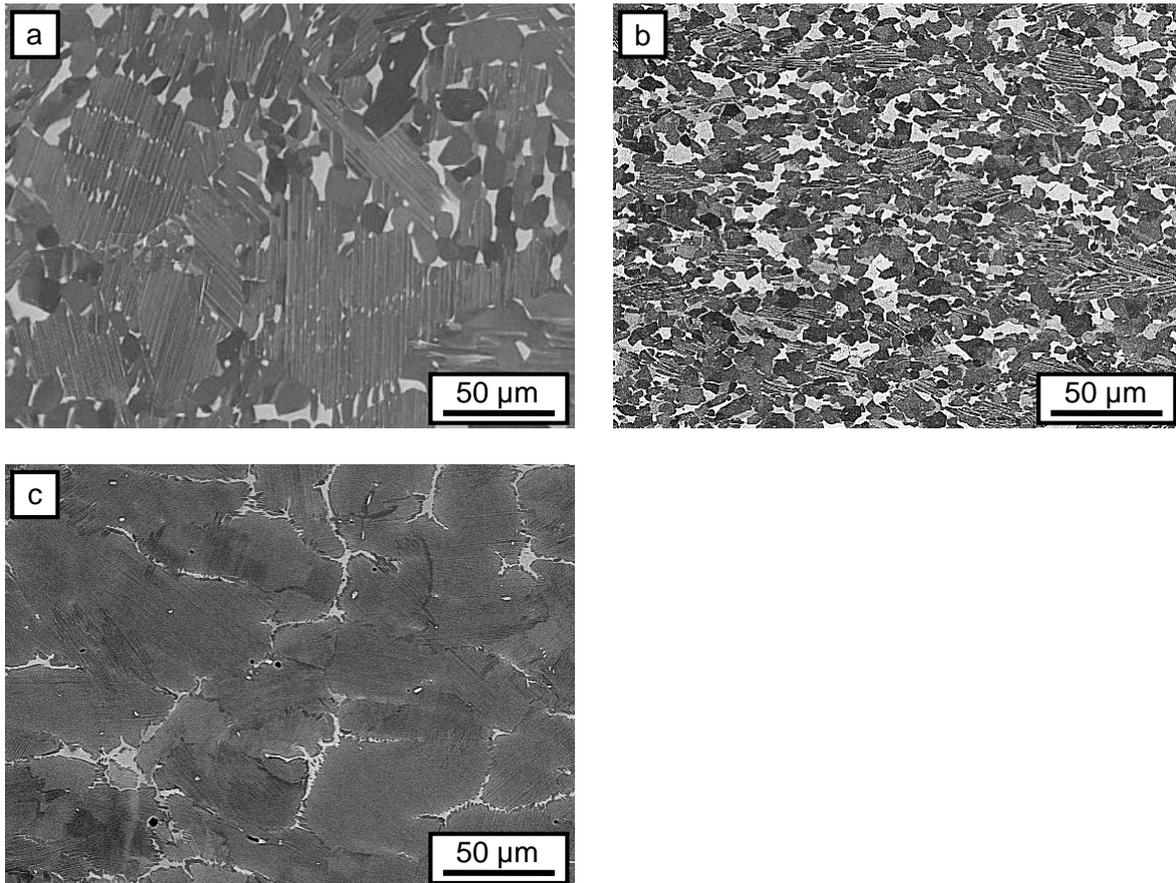


Abbildung 41: Mikrostrukturvergleich zwischen a) Ausgangsgefüge Feinguss geHIPt; b) gestaucht bei 1250 °C, $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\varphi = 0,68$, AC; c) gestaucht bei 1350 °C, $\dot{\varphi} = 2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $\varphi = 0,68$, AC

Die Werte der 0,2 %-Dehngrenze liegen für die Umformungen bei 1350 °C als auch bei 1250 °C, mit geringer Differenz, für Versuche bei Raumtemperatur bei ca. 800 MPa bzw. für 700 °C bei ca. 600 MPa. Mit 700 MPa und 540 MPa fallen die Werte für den unverformten Ausgangszustand geringer aus. Die Zugfestigkeit weist eine ähnliche Tendenz auf, so dass auch hier der Ausgangszustand mit einem Wert von 760 MPa (RT) und 700 MPa (700 °C), insbesondere bei Raumtemperatur, deutlich unterhalb der umgeformten Proben liegt. Die Ergebnisse bei Raumtemperatur betragen für die Umformung bei 1350 °C 880 MPa und für die Umformung bei 1250 °C 850 MPa. Bei 700 °C Versuchstemperatur fallen die Werte auf 830 MPa bzw. 730 MPa. Die Festigkeit wird hauptsächlich durch die Größe der lamellaren Kolonien in Verbindung mit der Lamellenbreite bestimmt. Während die Größe der α_2/γ -Kolonien für den unverformten Ausgangszustand und die Umformung bei 1350 °C nahezu identisch ist, führt die feine Struktur nach der Umformung zu einem deutlichen Festigkeitszuwachs. Wie in Kapitel 5.1 beschrieben, führt eine nahezu lamellare Mikrostruktur, wie hier durch Umformung bei 1350 °C eingestellt, gegenüber dem Duplexgefüge der Umformung bei 1250 °C, zu höheren Festigkeiten. Zudem erweist sich die nahezu voll-lamellare Mikrostruktur bis 700 °C als temperaturstabiler, was zu einem geringen Abfall der Festigkeit über der Temperatur führt.

Reziprok zur Festigkeit verhält sich die Duktilität, so dass Bruchdehnungen für die Umformung bei 1350 °C selbst bei 700 °C unterhalb von 1,5 % liegen. Verglichen mit dem unverformten Ausgangszustand zeigt das feinere Duplexgefüge der Umformung bei 1250 °C höhere Bruchdehnungen von bis zu 3,3 % bei 700 °C Versuchstemperatur.

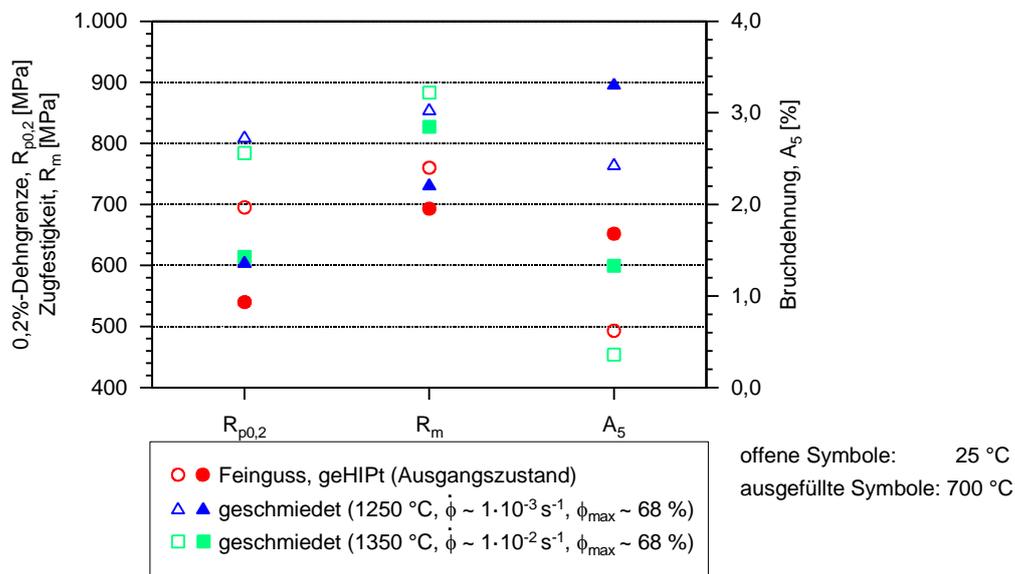


Abbildung 42: Vergleich der mechanischen Eigenschaften bei unterschiedlichen Schmiedetemperaturen

Die Reduktion der Fließspannung mit zunehmender Umformtemperatur macht die Umformung oberhalb der Dreiphasengebiete interessant. Mit dem daraus resultierenden nahezu lamellaren Gefüge mit Koloniegrößen von 40 μm sinkt jedoch deutlich die Bruchdehnung. Die lediglich moderaten Steigerungen der Festigkeiten im Temperaturbereich bis 700 °C können die geringe Duktilität nicht kompensieren und machen die Umformung im Zweiphasengebiet oberhalb 1300 °C für weitere Untersuchungen uninteressant. Durch die Fließspannungserhöhung unterhalb der Entordnungstemperatur der β -Phase von 1210 °C ergibt sich somit ein temperaturseitiges Umformfenster von 1210 °C – 1290 °C.

5.5.2 Einfluss der Umformgeschwindigkeit

Da die Umformgeschwindigkeit entscheidend für die Wirtschaftlichkeit des Umformprozesses ist, wurden Stauchversuche mit Geschwindigkeiten oberhalb der in Kapitel 5.3 bereits gezeigten Geschwindigkeiten durchgeführt. Die Proben wurden bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 0,9$ bei einer Temperatur von 1250 °C unter Vakuum gestaucht.

Erwartungsgemäß kommt es zum Anstieg der Fließspannung mit Steigerung der Umformgeschwindigkeit (Abbildung 43).

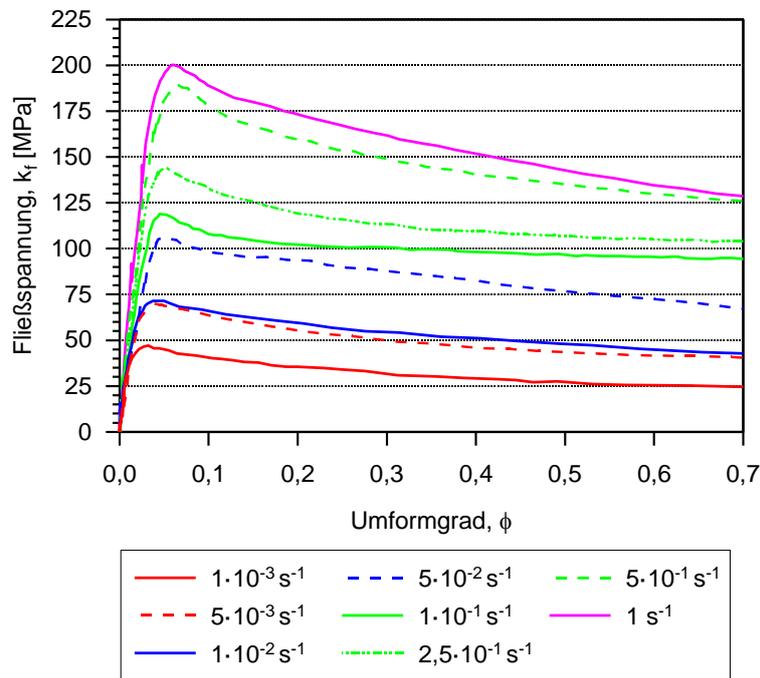


Abbildung 43: Fließkurven für die im Diagramm angegebenen Umformgeschwindigkeiten

Bedingt durch Reibung zwischen Gesenk und Stirnseite der Zylinderprobe, die nicht vollständig durch Schmierung verhindert werden kann, wird die Verformung in diesem Bereich, der sich konisch zur Mitte der Probe fortsetzt, gehemmt (Bereich B in Abbildung 44). Die Druckkegel wirken dadurch wie Keile, wodurch die Verformung von der Mitte ausgehend zur Zylinderwand verläuft, so dass der Materialfluss nahezu ausschließlich senkrecht zur Stauchrichtung verläuft (Bereich A in Abbildung 44). Dadurch findet ein Abgleiten des Materials entlang der Grenzflächen dieser beiden Zonen statt, was wiederum große Spannungsgradienten zur Folge hat, so dass der Spannungsabfall, die Differenz zwischen Maximal- und Minimalspannung, zunehmend größer wird.

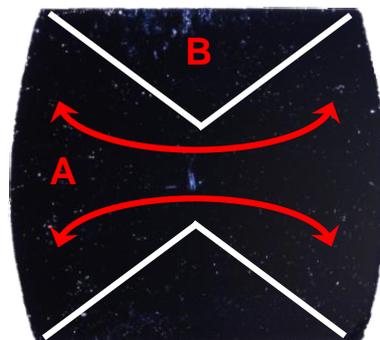


Abbildung 44: Materialfluss unter einachsiger Druckbelastung

Die Tendenz zur Bildung von Scherbändern wird über den Faktor

$$\alpha = \frac{\gamma^* - 1}{m} \quad (5.3)$$

beschrieben [127]. Die normalisierte Entspannungsrate γ^* wird ausgedrückt durch

$$\gamma^* = \frac{1 d\sigma}{\sigma d\varepsilon} \Big|_{\dot{\varepsilon}} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \varepsilon} \Big|_{\dot{\varepsilon}} = \left[\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right) \Big|_{\varepsilon, T} d\varepsilon + \left(\frac{\partial \sigma}{\partial T} \right) \Big|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} dT \right] / \sigma d\varepsilon \quad (5.4)$$

und die Dehnratenempfindlichkeit m durch

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \Big|_{\varepsilon, T} = \frac{\dot{\varepsilon}}{\sigma} \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\varepsilon}} \right) \Big|_{\varepsilon, T}, \quad (5.5)$$

wobei σ die Spannung, ε die Dehnung, T die Temperatur und $\dot{\varepsilon}$ die Umformgeschwindigkeit ist. Da die Spannungen im Gefüge neben der Temperatur auch von der induzierten Dehnung abhängen, ergibt sich folglich auch eine Abhängigkeit von der Umformgeschwindigkeit [164, 184, 185]. Zwar startet die Spannungslokalisierung theoretisch mit $\alpha \geq 0$, jedoch haben Semiatin et al. [127] nachgewiesen, dass es erst ab $\alpha \geq 5$ zur Bildung von Scherbändern kommt. Kim et al. [164] haben für nahezu γ -Gefüge Werte für den Spannungslokalisierungsfaktor von maximal 5,0 bei 1100 °C bzw. 4,7 bei 1200 °C und für nahezu voll-lamellare $\alpha_2 + \gamma$ -Gefüge 10 bzw. 18,1 ermittelt. Die ermittelten Werte liegen damit knapp unterhalb bzw. deutlich oberhalb des kritischen Wertes. Andererseits haben Halici et al. [186] für die vergleichbare TNM-Legierung nahezu ausschließlich Werte von $\alpha < 0$ ermittelt, was außer für niedrige Temperaturen und hohe Dehnraten ($\alpha > 0$) für ein stabiles Fließverhalten spricht.

Die Entfestigung geht für TNB-V4 neben der Veränderung der Mikrostruktur, in Folge von dynamischer Rekristallisation der γ -Phase bzw. globularem Einformen der α -Phase, auch auf das Fließverhalten der β -Phase zurück. Der Spannungsabfall mit zunehmender Dehnung hängt mit dem zunehmenden Anteil an rekristallisierten Körnern zusammen. Die Rekristallisationsrate nimmt mit sinkender Umformgeschwindigkeit und steigender Temperatur zu. Daher steigt die Fließentspannungsrate mit sinkender Umformgeschwindigkeit (Abbildung 45b) und zunehmender Temperatur [164].

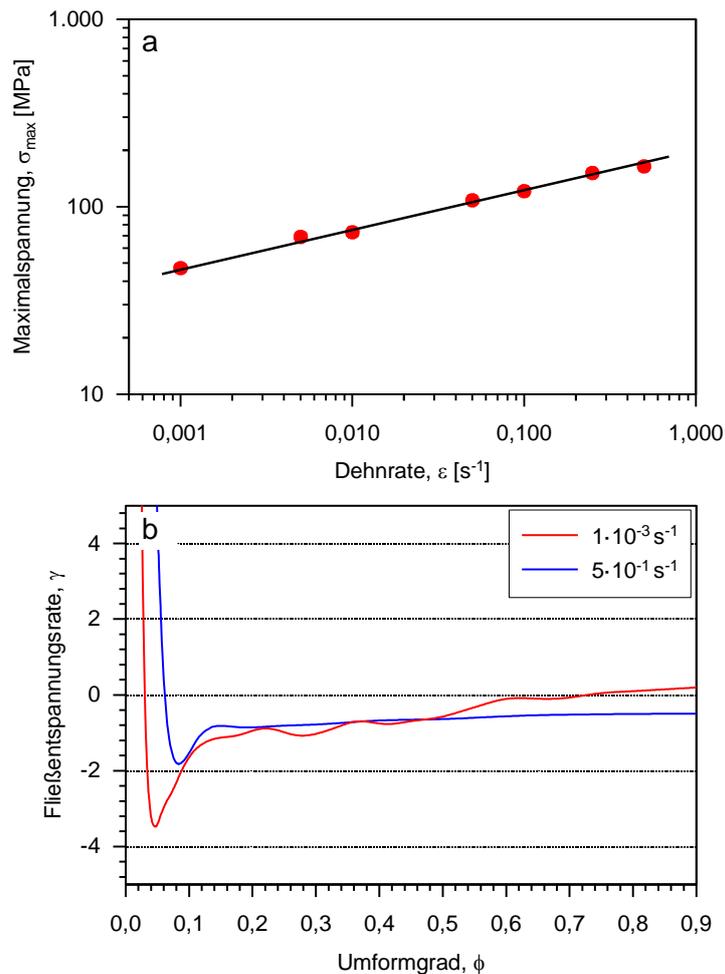


Abbildung 45: a) Variation der Peakspannung über der jeweiligen Umformgeschwindigkeit bei 1250 °C, b) Entspannungsrate für zwei Umformgeschwindigkeiten während der Umformung

Mit einer Dehnratenempfindlichkeit für die Duplexmikrostruktur des feingegossenen und geHIPten Ausgangszustandes von $m = 0,20$ (Abbildung 45a) ergibt sich bei $\phi = 0,9$ ein Spannungslokalisierungsfaktor α von -4 für eine Umformgeschwindigkeit von $1 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ und von $-7,5$ für $5 \cdot 10^{-1} s^{-1}$. Vergleicht man die hier gezeigten Werte für 1250 °C mit den Werten der TNM-Legierung bei 1220 °C, was einem ähnlichen Umformfenster entspricht [113], erweist sich gleichermaßen die Tendenz zum stabilen Fließverhalten. Dadurch wird bestätigt, dass β -stabilisierte Titanaluminide oberhalb der Entordnungstemperatur der β -Phase nicht zur Bildung von Scherbändern neigen. Jedoch tendieren sowohl TNB-V4 als auch die TNM-Legierung mit Abnahme der Umformtemperatur bzw. Zunahme der Umformgeschwindigkeit zum lokalen plastischen Fließen. Da die hohen Spannungen im Gefüge nicht mehr durch dynamische Rekristallisation bzw. Erholung abgebaut werden können, findet auf Grund der besseren Gleitbedingungen die Umformung vorrangig in der β -Phase statt. Damit werden zunehmend α -Werte

$\alpha > 0$ erzielt. Durch die hohe Umformgeschwindigkeit und nicht zuletzt dem hohen Umformgrad, lässt sich dies insbesondere an stranggepressten Materialien durch die zeilenartige Struktur der β -Phase parallel zur Strangpressrichtung beobachten [15]. Damit zeigen β -stabilisierte Titanaluminide zwar ein ähnliches Verhalten wie beispielsweise voll-lamellare Titanaluminide, jedoch findet keine Scherbandbildung statt.

Neben dem Abgleiten des Gefüges entlang des Druckkegels kommt es zusätzlich zur Faltenbildung am Rand der Druckproben (Abbildung 46). Dabei nimmt ab einer Umformgeschwindigkeit von $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ mit zunehmender Umformgeschwindigkeit die relative Breite der Falten ab und die Anzahl zu (Abbildung 46c - f). Im Faltenbereich ist entsprechend dem Materialfluss nach innen laufend eine zeilenartige Struktur der β -Phase zu beobachten, was auf die hauptsächliche Umformung der β -Phase zurückzuführen ist. Durch den hohen Spannungsgradienten zwischen der β -Phase und den beiden Phasen α und γ kommt es mit zunehmendem Umformgrad zur Versetzungsaufstauung an den jeweiligen Grenzflächen. Dies führt zum Abreißen der Grenzflächen. Dieser Effekt wird umso deutlicher, je mehr Energie (Zunahme der Umformgeschwindigkeit) in das Gefüge induziert wird. Die zunehmende Überlappung der Falten führt dazu, dass die ehemals freie Oberfläche zwischen den Falten zusammenklappt. Dadurch wird der durch Abdampfen aluminiumverarmte Bereich nach innen geführt und bildet so einen Anrissort durch Kerbbildung. Bei der höchsten Umformgeschwindigkeit (Abbildung 46f) reichen die Kerben bis zu $100 \mu\text{m}$ tief in das Material.

Der rekristallisierte Gefügeanteil nimmt mit abnehmender Umformgeschwindigkeit zu und fällt, ebenfalls zunehmend, homogener über das gesamte Gefüge verteilt aus. Dafür verantwortlich ist einen Wechsel des Verformungsregimes, da durch die langsamere Umformung und längere Haltezeit auf Umformtemperatur die induzierte Energie durch eine gleichmäßige Rekristallisation aller Phasen abgebaut wird. Da so die Umformung nicht mehr hauptsächlich durch die β -Phase getragen wird, ist keine Ausrichtung der β -Phase in Richtung des Materialflusses zu erkennen.

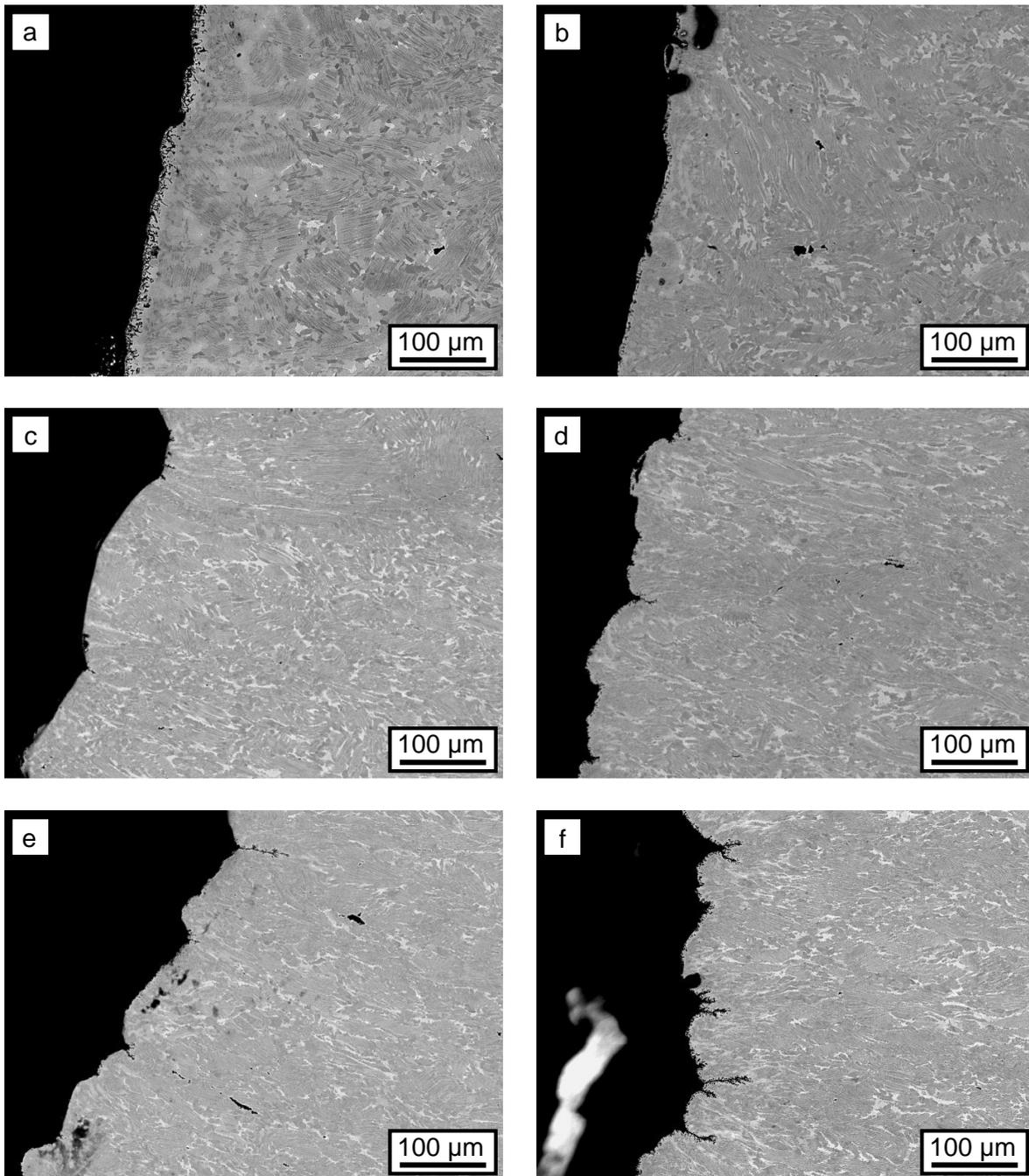


Abbildung 46: Zunehmende Faltenbildung an den Probenrändern mit steigender Umformgeschwindigkeit; a) $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, b) $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, c) $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, d) $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, e) $\dot{\varphi} = 2,5 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, f) $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$

Durch die Zunahme der inneren Spannungen mit zunehmender Umformgeschwindigkeit in Verbindung mit der lokalisierten Versetzungsbewegung in der β -Phase kommt es zunehmend zur Porenbildung (Abbildung 47). Während für langsame Umformgeschwindigkeiten bis $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ keine ausgeprägte Richtung der Poren zu erkennen ist, nimmt die Ausrichtung entlang des Materialflusses durch schnellere Umformung zu. Durch das Abgleiten ganzer Gefügebereiche entlang der Scherebene werden die Poren parallel zur Flussrichtung gestreckt. Die Häufigkeit mit der die Poren auftreten, nimmt ebenfalls mit Erhöhung der

Umformgeschwindigkeit zu, so dass bei einer Geschwindigkeit von $5 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ die Schädigung des Gefüges bis zur Probenmitte reicht.

Es muss angemerkt werden, dass die Poren im Inneren eine dendritische Morphologie aufweisen und an Boridteilchen (rot markiert in Abbildung 47a) im ehemaligen interdenritischen Bereich auftreten. Daher kann nicht ausgeschlossen werden, dass es sich dabei um eine Restporosität des Abgusses handelt.

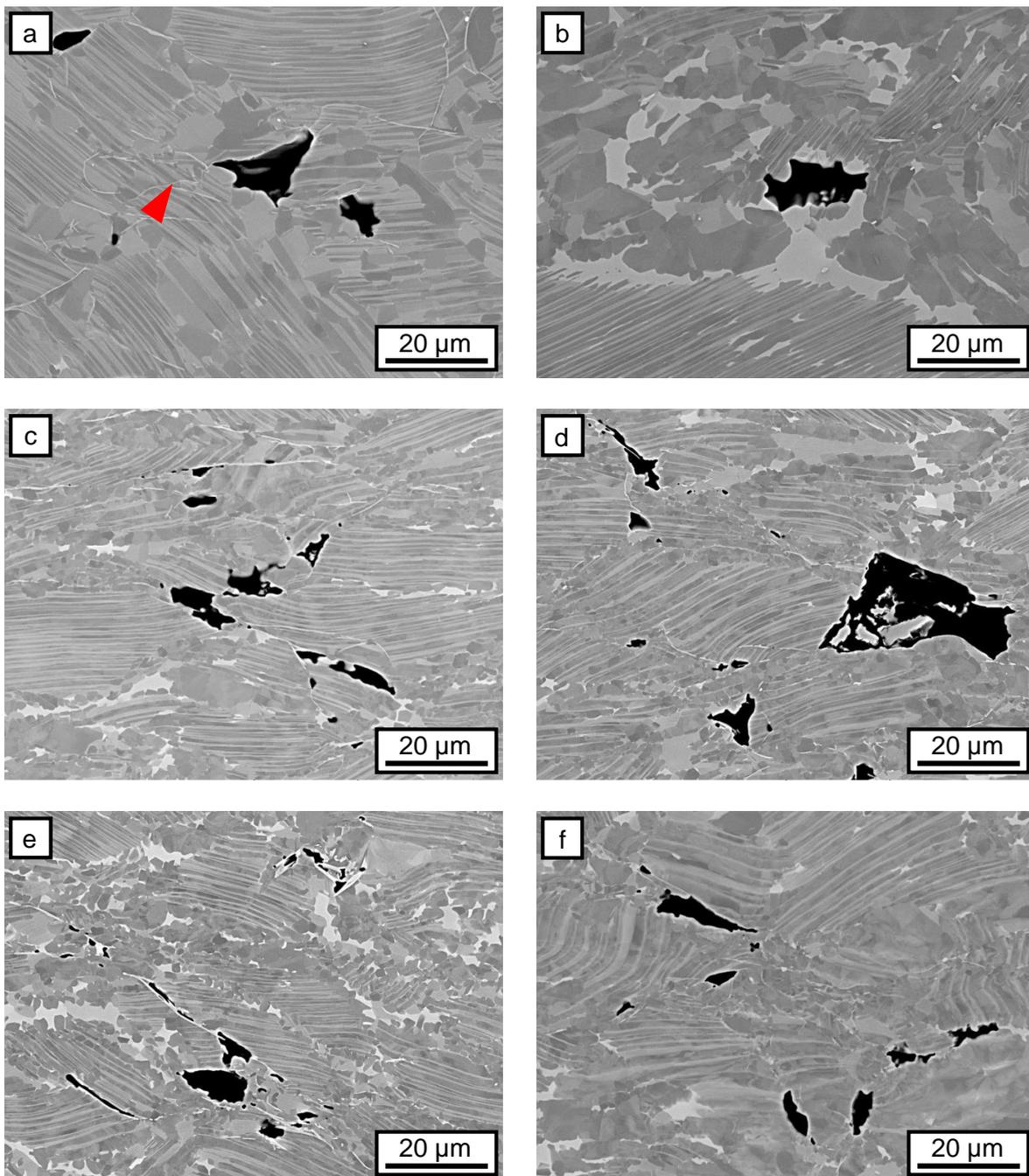


Abbildung 47: Zunahme der Häufigkeit und Größe der Defekte mit Erhöhung der Umformgeschwindigkeit; a) $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, b) $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, c) $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, d) $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, e) $\dot{\varphi} = 2,5 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, f) $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$

Da die β -Phase zum großen Teil als feinkörnige Struktur zwischen den lamellaren Kolonien vorliegt und bei höheren Umformgeschwindigkeiten die Verformung bevorzugt in der β -Phase abläuft, wird ein Ausknicken von lamellaren Kolonien vermutlich nahezu vollständig unterdrückt. Stattdessen werden die Kolonien mit dem Fließen des Materials in eine energetisch günstigere Ausrichtung parallel zum Material gedreht und gestreckt. Das Neuausrichten von lamellaren Kolonien ist in der Literatur bereits diskutiert worden [36]. Ein Ausknicken von lamellaren Kolonien ist erst bei Koloniegrößen $> 100 \mu\text{m}$ und einer 0° -Ausrichtung zur Belastungsrichtung (parallel) zu beobachten. Dies lässt den Schluss zu, dass es für β -stabilisierte TiAl-Legierungen einen kritischen Koloniedurchmesser gibt, ab dem es zum Ausknicken kommt. Darunter neigen Kolonien dazu, sich neu auszurichten.

Schädigungen während der Umformung lassen sich grundlegend in zwei Kategorien aufteilen. Zum einen in die Gruppe der risskontrollierten Fehler, zu denen Heißrissanfälligkeit, Trippelpunktaufreißen oder Hohlrumbildung an Korngrenzen zählen. Zum anderen in die Gruppe der spannungslokalisierten Fehler, die zu groben Scherrissen und mikrostrukturellen Inhomogenitäten führen [187]. Seetharaman und Semiatin [188-190] haben gezeigt, dass der Übergang zwischen sprödem, geprägt durch das Wachsen von keilförmigen Rissen und duktilem Versagen, geprägt durch Bildung und Wachstum von Kleinesthohlräumen, abrupt ausfällt. Als Ursache dafür gilt die beginnende dynamische Rekristallisation bei Erreichen der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur. Für lamellare Gefüge ist die Bildung von keilförmigen Rissen bei isothermer Hochtemperaturumformung ebenfalls möglich. Da die Schädigung durch Bildung von keilförmigen Rissen sich maßgeblich auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt, sollte dies möglichst vermieden werden.

Für die hier gezeigten Umformversuche liegt die Temperatur deutlich oberhalb der Spröd-Duktil-Übergangstemperatur. Daher ist hier Hohlrumbildung an Grenzflächen durch Grenzflächengleiten zu erkennen. Da sich jedoch die Porenbildung mit der Spannungslokalisierung in der β -Phase überlagert, ordnen sich die Poren ebenfalls zeilenartig an. Dies führt in Verbindung mit Faltenbildung und damit Kerbbildung an der Oberfläche zu einer erleichterten Anrissbildung und Rissfortführung. Daher ist hier mit einer deutlichen Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften zu rechnen.

Da sowohl die Homogenität des Gefüges durch gleichmäßige Rekristallisation als auch die geringe Schädigungsrate von langsamer Umformung profitieren, sollte eine Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ nicht überschritten werden.

5.5.3 Einfluss des Umformgrades

Die mechanischen Eigenschaften von Titanaluminiden können durch Umformung verbessert werden, hängen aber maßgeblich von der Homogenität des Gefüges ab. Durch den Rekristallisierungsprozess und globulares Einformen während der Umformung wird eine sehr feine Mikrostruktur, bestehend aus rekristallisierten γ - und β_0 -Körnern und globular eingeformter α_2 -Phase, gebildet. Bei zweiphasigen Legierungen werden in der Literatur Korngrößen von unter $10\ \mu\text{m}$ genannt [115, 132, 133, 166]. Da der Anteil an rekristallisierten bzw. globular eingeformten Körnern mit zunehmender Umformung wächst [191, 192], wurde untersucht, ab welchem Umformgrad von einer nahezu vollständigen Rekristallisation ausgegangen werden kann. Dafür wurden Stauchversuche bis zu einem Umformgrad von 15, 30, 45, 60 und 75 % bei $1250\ \text{°C}$ Umformtemperatur für die Umformgeschwindigkeiten $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ und $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ durchgeführt und rasterelektronenmikroskopisch untersucht. Die mikrostrukturelle Entwicklung ist für $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ in Abbildung 48 und für $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ in Abbildung 49 dargestellt.

Vergleicht man für eine Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$ die Umformgrade (Abbildung 48b - f) mit dem unverformten Ausgangszustand (Abbildung 48a), so beginnt die Rekristallisation erst ab einer Umformung von ca. 15 %. Darunter ist im direkten Vergleich keine Veränderung des Gefüges festzustellen. Bis zu einem Umformgrad von 75 % nimmt der rekristallisierte/globular eingeformte Gefügeanteil stetig zu, so dass bei $\varphi = 75\ \%$ nahezu das gesamte Gefüge rekristallisiert. Für Umformgrade zwischen 30 % – 60 % kommt es zunehmend zum Ausknicken von Lamellen, was die Rekristallisation begünstigt, so dass grob-lamellare Kolonien mit weiterer Steigerung des Umformgrades rekristallisieren bzw. globular einformen. Diese Zonen bilden eine kettenartige Struktur um die lamellaren Kolonien. Die verbleibenden Kolonien aus dem Gussgefüge richten sich gleichzeitig senkrecht zur größten lokal wirkenden Spannung aus und werden durch den zunehmenden Materialfluss gestreckt. Das Gefüge bei $\varphi = 75\ \%$ zeichnet sich durch feinstrukturierte lamellare Kolonien mit einem Durchmesser von ca. $30\ \mu\text{m}$ und globulare γ - und β_0 -Körner mit einem Durchmesser von ca. $5\ \mu\text{m}$ aus.

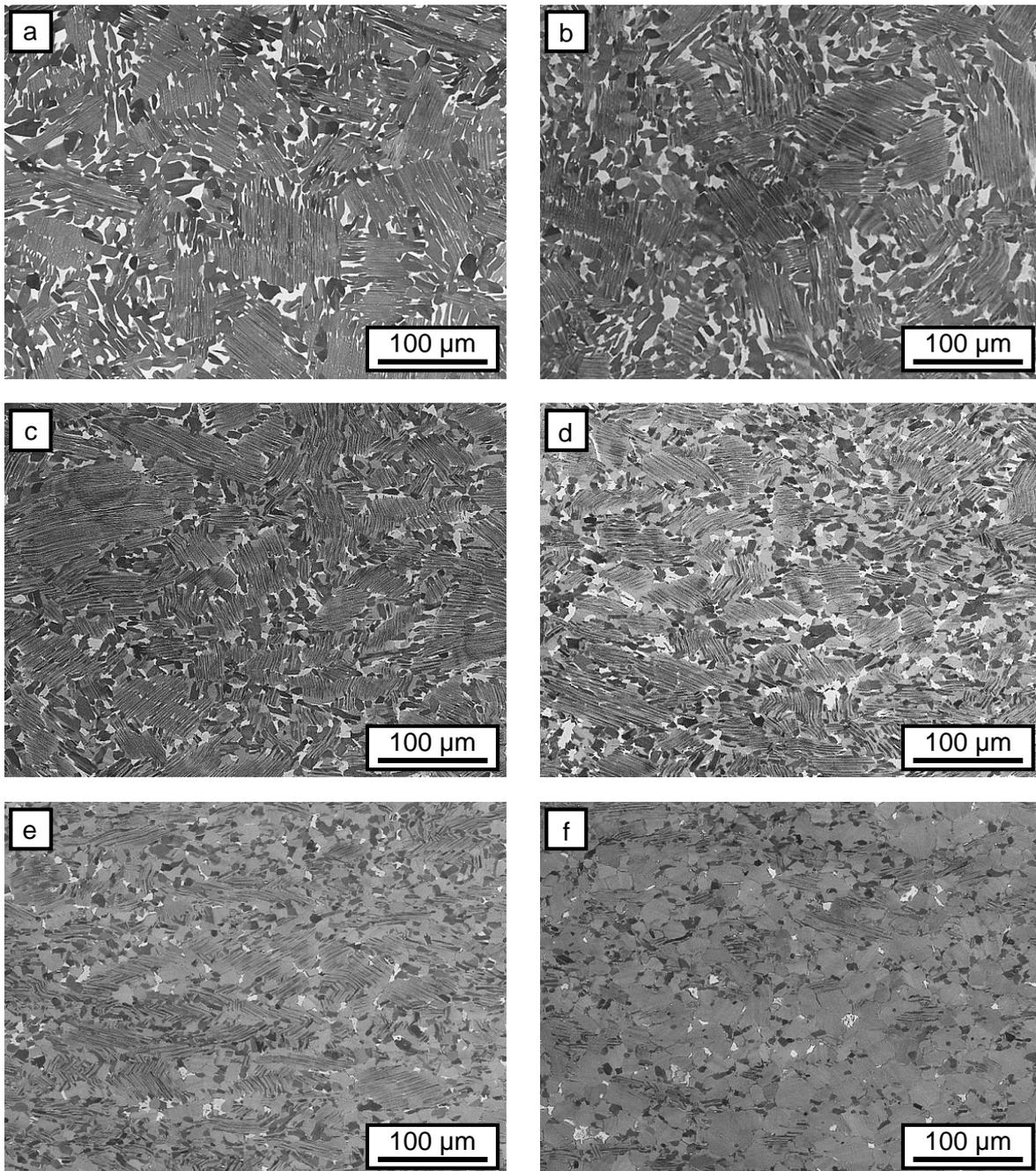


Abbildung 48: Vergleich der Mikrostruktur verschiedener Umformgrade bei $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; a) Referenz, b) $\varphi = 15 \%$, c) $\varphi = 30 \%$, d) $\varphi = 45 \%$, e) $\varphi = 60 \%$, f) $\varphi = 75 \%$; Stauchrichtung senkrecht im Bild

Durch eine fünffache Steigerung der Umformgeschwindigkeit wird der Anteil an rekristallisiertem/globular eingeformten Gefüge deutlich reduziert (Abbildung 49). Auch in diesem Fall ist bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 15 \%$ keine Veränderung des Gefüges feststellbar. Darüber hinaus kommt es auch hier zum Ausknicken von lamellaren Kolonien und damit einhergehend dem fortschreitenden Umwandeln des Gefüges. Bei einem Umformgrad von $\varphi = 75 \%$ sind nach wie vor Kolonien des Gussgefüges vorhanden. Die Struktur dieser Kolonien

ist durch den hohen Umformgrad und der daraus folgenden hohen Spannung durch Ausknicken und Neuausrichten geprägt. In Abbildung 49e ist neben der Umwandlung des Gefüges, ein Ablösen der Grenzflächen zwischen der β_0 -Phase und der umgebenden Matrix zu erkennen.

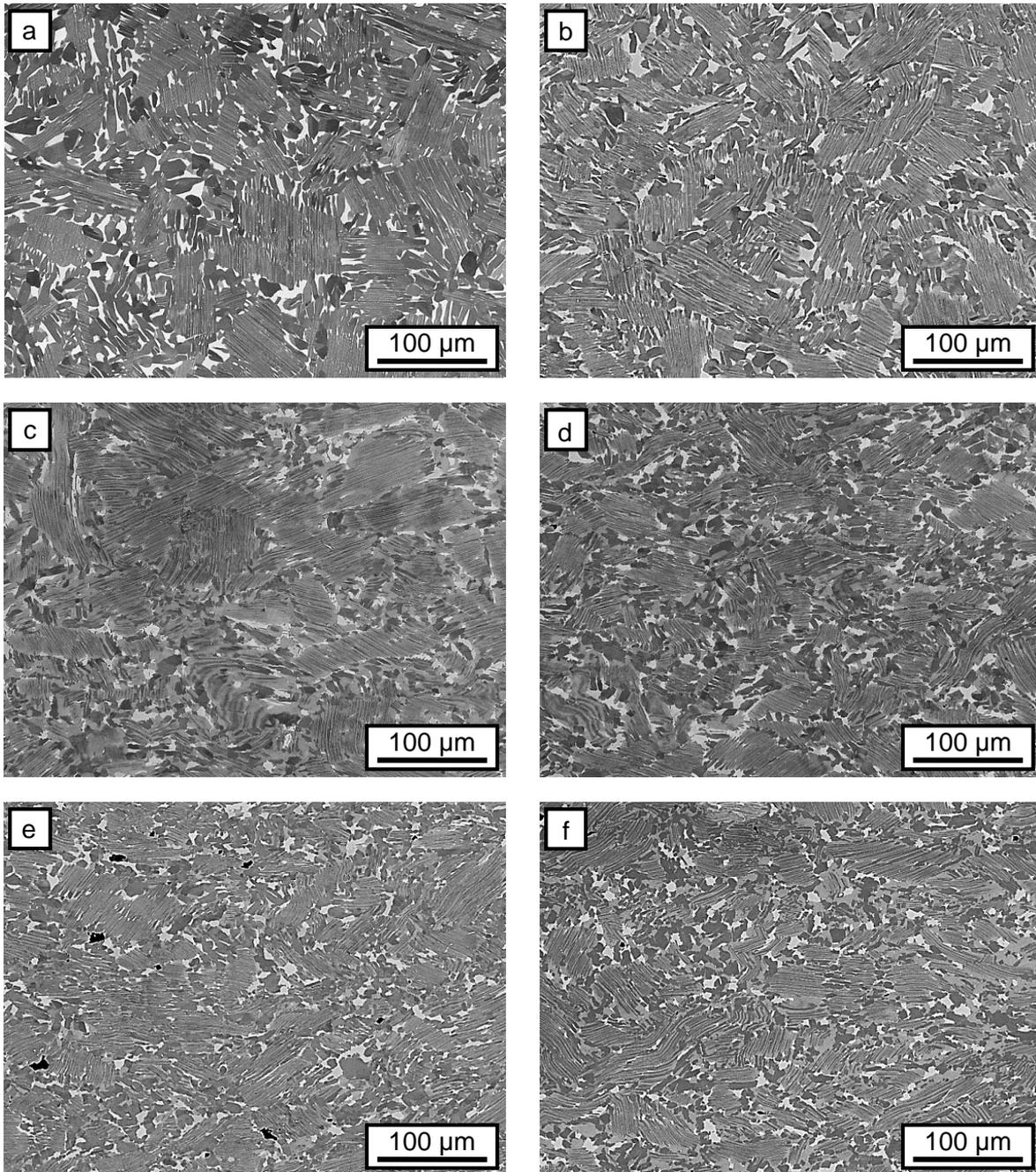


Abbildung 49: Vergleich der Mikrostruktur verschiedener Umformgrade bei $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; a) Referenz, b) $\varphi = 15\%$, c) $\varphi = 30\%$, d) $\varphi = 45\%$, e) $\varphi = 60\%$, f) $\varphi = 75\%$; Stauchrichtung senkrecht im Bild

Ähnlich der Rekristallisation von ein- und zweiphasigen Titanaluminidlegierungen ist auch für die dreiphasige TNB-V4-Legierung keine Rekristallisation unterhalb von $\varphi = 10\%$ zu erkennen [166, 193]. Laut Appel et al. [15] folgt die Umwandlungskinetik einem Avrami-Verhalten. An diesem Verhalten orientiert sich das Modell von Luton und Sellars [194], nach dem sich die Entwicklung des Volumenanteils X an dynamisch rekristallisierten Körnern durch die folgenden beiden Gleichungen beschreiben lässt:

$$X(\varepsilon \leq \varepsilon_c) = 0 \quad (5.6)$$

und

$$X(\varepsilon > \varepsilon_c) = 1 - e^{(-k_x \cdot ([\varepsilon - \varepsilon_c] / \dot{\varepsilon})^q)} \quad (5.7)$$

Dabei sind ε_c die kritische plastische Dehnung für den Beginn der dynamischen Rekristallisation und k_x sowie q Konstanten. Entsprechend dem Modell ergibt sich bei gleicher Dehnung ein höherer Anteil an rekristallisiertem/globular eingeformtem Gefüge mit niedrigerer Dehnrage. Dieses Verhalten spiegelt sich bei den hier gezeigten Umformgeschwindigkeiten wider.

Wie bereits erwähnt, kommt es mit zunehmendem Umformgrad zum Abreißen der Grenzflächen zwischen β -Phase und umgebender Matrix (Abbildung 50). Für beide untersuchten Umformgeschwindigkeiten treten erste Poren ab einem Umformgrad von $\varphi \geq 45\%$ auf. Menge und Größe nehmen mit dem Umformgrad zu, so dass davon ausgegangen werden kann, dass insbesondere für hohe Umformgeschwindigkeiten die erzeugten Spannungen, die durch Verformung abbaubaren Spannungen überschreiten.

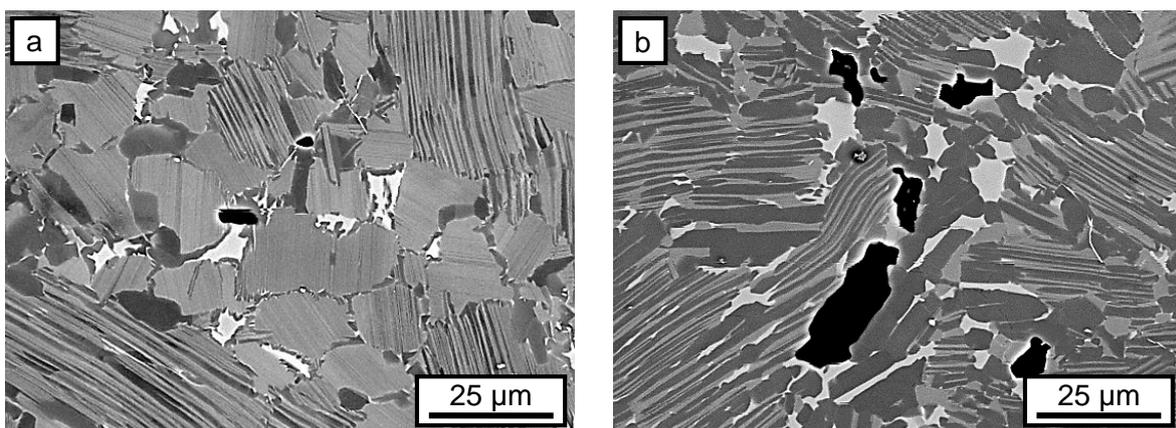


Abbildung 50: Aufreißen der Phasengrenzflächen bei sehr hohen Umformgraden ($\varphi \geq 75\%$); a) $\dot{\varphi} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, b) $\dot{\varphi} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

Um ein möglichst homogenes Gefüge nach dem Umformen zu erhalten, sind Umformgrade von mehr als $\varphi = 60\%$ notwendig. Dabei erweist sich eine geringe Umformgeschwindigkeit als vorteilhaft, weil so deutlich mehr Gefüge rekristallisiert/globularisiert wird. Da durch die

schnellere Umformung mehr Verformungsenergie in das Gefüge induziert wurde und die Probe eine entsprechend kürzere Aufhaltezeit bei Umformtemperatur in Verbindung mit einer hohen Abkühlrate hat, ist davon auszugehen, dass es durch anschließendes Wärmebehandeln möglich ist, die Rekristallisation in gewissen Grenzen fortzuführen [195, 196]. Für den Fall einer reinen einachsigen Stauchung ist darauf zu achten, dass es nicht zur Porenbildung kommt, da sonst die gewonnene Homogenität des Gefüges und damit die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften mit erhöhter Porosität erkauft wird. Daher sollte der Umformgrad für endkonturnahe Bauteile zwischen 60 % und 75 % liegen.

5.6 Wärmebehandlung zur Optimierung der Materialeigenschaften

Durch die unvollständige Rekristallisation während der Umformung verbleiben Inhomogenitäten, wie langgestreckte β_0 - oder α_2 -Körner oder nicht rekristallisierte lamellare Kolonien, im Gefüge. Wie Koeppel et al. [130] nachgewiesen haben, hängt die Bruchdehnung nicht maßgeblich von der Korngröße oder der Zusammensetzung ab, sondern von der Homogenität der Mikrostruktur. Da die Bruchdehnung ein kritischer Auslegungsparameter für viele technische Anwendungen ist, sollte diese möglichst groß ausfallen, was eine homogene, defektfreie Mikrostruktur voraussetzt. Durch eine Wärmebehandlung kann sowohl die gespeicherte Verformungsenergie als auch das thermodynamisch bedingte Phasengleichgewicht nach der Umformung dazu genutzt werden, das Gefüge maßgeblich zu beeinflussen. Die Wärmebehandlung besteht dabei aus drei Schritten. Als erster Schritt gilt die Lösungsglühtemperatur, bei der je nach Temperatur die Phasenanteile variiert werden können. Als zweites entscheidet die Abkühlrate über den Gleichgewichtszustand der Mikrostruktur. Da zu erwarten ist, dass nach zu schneller Abkühlung das thermodynamische Gleichgewicht nicht erreicht wird, kann die weitere Phasenausscheidung durch einen abschließenden Alterungsprozess (dritter Schritt) kontrolliert und so die gewünschte Mikrostruktur eingestellt werden (Abbildung 51).

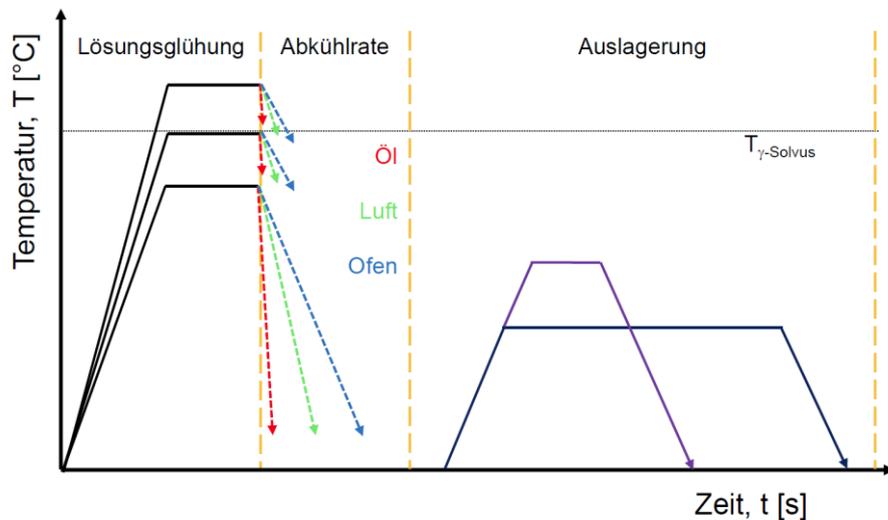


Abbildung 51: Aufbau der zweistufigen Wärmebehandlung

In den folgenden drei Abschnitten soll der Einfluss jedes Schrittes der Wärmebehandlung auf die Mikrostruktur gezeigt werden. Dafür wurden drei charakteristische Lösungsglühtemperaturen ausgewählt und jeweils durch die drei Abkühlmedien Öl, Luft und Ofen abgekühlt. Außerdem wurde der Einfluss der Auslagerungstemperatur für die meisten der sechs Lösungsglühungen untersucht. Neben den Gefügeuntersuchungen wurden auch die mechanischen Eigenschaften zur Charakterisierung der Zustände genutzt. Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse konnte eine Wärmebehandlung identifiziert werden, bei der die mechanischen Eigenschaften die Projektvorgaben erfüllen.

5.6.1 Einfluss der Lösungsglüh Temperatur

Da Titanaluminidlegierungen wie TNB-V4 mehrere Mehrphasengebiete bei der Abkühlung durchlaufen, kann durch eine entsprechende Wärmebehandlung die Mikrostruktur beeinflusst werden. Die dafür entscheidenden Temperaturen sind die eutektische Temperatur T_{eut} , γ -Solvus-Temperatur $T_{\gamma Solv}$ und die β -Transustemperatur T_{β} . Für TNB-V4 entspricht dies den Temperaturen 1200 °C, 1280 °C und 1420 °C [160]. Entsprechende Wärmebehandlungstemperaturen können auch genutzt werden, um für den gegossenen Zustand die mechanischen Eigenschaften zu beeinflussen. Daher wird neben dem Einfluss auf das umgeformte Gefüge auch der Einfluss auf das feingegossene und geHIPte Ausgangsgefüge dargestellt. In den folgenden Abschnitten werden für die beiden Ausgangszustände die Abkürzungen FG - Feinguss geHIPt und UG - umgeformt verwendet. Um den Zustand bei Lösungsglüh Temperatur einzufrieren, wurden die Proben nach der Glühung wasserabgeschreckt. Es gilt zu beachten, dass

sowohl die Gefügebildungen als auch die Härtemessungen an wasserabgeschreckten Proben mit einem daraus resultierenden sehr hohen Phasungleichgewicht durchgeführt wurden. Der Einfluss der Abkühlrate wird in Kapitel 5.6.2 diskutiert. Die Ergebnisse für den feingegossenen und geHIPten Ausgangszustand stammen aus der Arbeit von S. Höntsch [197].

In Abbildung 52 und Abbildung 53 ist die Entwicklung der beiden Ausgangsgefüge gegenübergestellt, wobei auf der linken Seite der feingegossene und geHIPte und rechts der geschmiedete Zustand abgebildet ist. Durch eine Glühung im Dreiphasengebiet $\alpha + \beta + \gamma$ mit einer Temperatur von 1225 °C, 25 °C oberhalb der eutektoiden Temperatur bzw. knapp oberhalb der Entordnungstemperaturen der α_2 - und β_0 -Phase, wird das Gefüge nur geringfügig beeinflusst. Ein Vergleich zwischen Abbildung 52a und Abbildung 41a (dem Ausgangszustand) zeigt, dass für das Gussgefüge die Breite der Lamellen sowie die Korngröße der γ -Phase abgenommen und die Menge an α -Phase zugenommen hat. Durch die Wasserabschreckung bleibt die α -Phase übersättigt, so dass keine Rückausscheidung stattfand. Dabei verringert sich die Koloniegröße von 100 – 50 μm auf 70 – 40 μm , was zwei Ursachen haben kann. Eine Theorie wäre, dass durch Reduzierung der γ -Phase und Stabilisierung der α -Phase an den Grenzen der Kolonien nicht nur die Lamellenabstände kleiner werden, sondern auch die Paketabmessungen. Eine andere, wahrscheinlichere Möglichkeit wäre die Nähe zum Maximum an β_0 -Phase (1180 °C) der Glühung bei 1225 °C, da sich so der β -Phasenanteil gegenüber dem Ausgangszustand geringfügig erhöht und dadurch die Phasenaufteilung ändert. Dies könnte letztendlich auch zu einer Kolonieverkleinerung führen. Das Gussgefüge wird durch die Umformung fast vollständig umgewandelt, so dass bei einer Lösungsglühungstemperatur von 1225 °C Korngrößen im Bereich bis 15 μm erreicht werden. Durch die fast vollständige Rekristallisierung und durch das globulare Einformen der groblamellaren Kolonien, liegen alle drei Phasen in globularer Form vor (Abbildung 52b).

Durch eine Erhöhung der Temperatur auf 1270 °C knapp unterhalb der γ -Solvustemperatur, wird für beide Zustände ein größerer Teil an γ -Phase in Lösung gebracht (Abbildung 52c - d). Für das Gussgefüge bedeutet dies, dass die γ -Lamellen zunehmend schmäler werden und gleichzeitig der Durchmesser der globularen γ -Phase abnimmt. Das Minimum der β -Phase liegt bei ca. 1300 °C, so dass ebenfalls ein Teil der β -Phase in Lösung geht. Dadurch nimmt der Anteil an α -Phase zu, was zur Folge hat, dass die Kolonien vom Rand zur Mitte hin zunehmend aufgelöst werden. Durch den geringer werdenden Anteil an wachstumshemmenden globularen Körnern nimmt die Größe der α -Körner zu. Dabei wird eine Koloniegröße zwischen 20 – 100 μm erreicht. Durch die zunehmende Übersättigung nimmt auch für den umgeformten Zustand die Größe der α -Körner zu Lasten der beiden anderen Phasen auf eine Korngröße

von 5 – 25 μm zu (Abbildung 54). Ein Vergleich der Gefüge bei 1225 $^{\circ}\text{C}$ und 1270 $^{\circ}\text{C}$ des umgeformten Zustandes lässt deutlich erkennen, dass durch die Wahl der Temperatur im Dreiphasengebiet unterhalb $T_{\gamma\text{Solv}}$ das Verhältnis primär zwischen globularer γ -Phase und globularer α -Phase und zum Teil auch der β -Phase variiert werden kann.

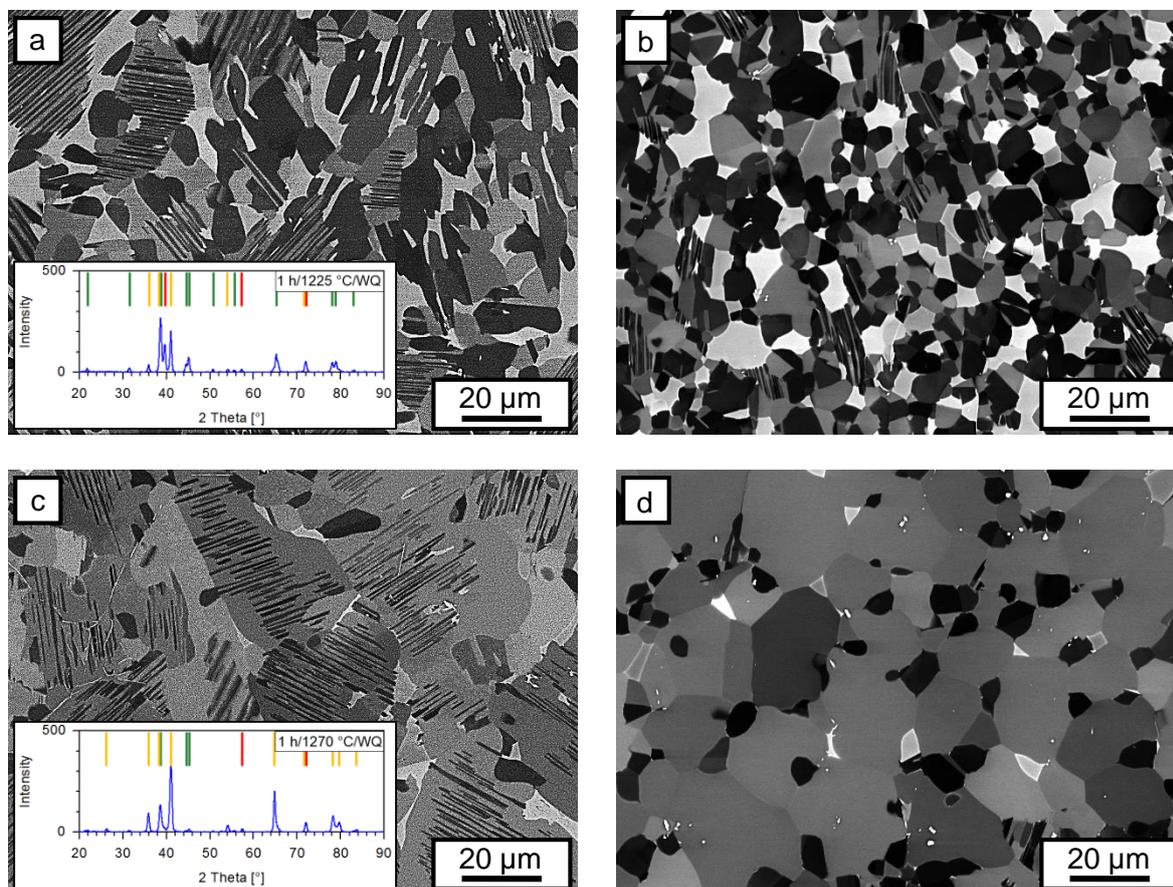


Abbildung 52: Vergleich der Lösungsglühtemperaturen des geHIPt Zustandes (links) und des geschmiedeten Zustandes (rechts); a)b) 1225 $^{\circ}\text{C}$, c)d) 1270 $^{\circ}\text{C}$; Wasserabgeschreckt (WQ); Farben im Röntgendiffraktogramm: rot - β/β_0 -Phase, gelb - α_2 -Phase, grün - γ -Phase

Durch Erreichen der γ -Solvustemperatur wird sowohl der lamellare als auch der globulare Anteil an γ -Phase in Lösung gebracht. Dabei ist der Ausgangszustand unerheblich, wie ein Vergleich der Abbildung 53a und b zeigt. Die Korngröße der α -Phase liegt im Bereich von 30 – 50 μm . Eine weitere Steigerung der Lösungsglüh Temperatur führt für beide Ausgangszustände ebenfalls zu gleichen Mikrostrukturen. Damit orientieren sich die gezeigten Gefüge an den in Kapitel 5.2 gezeigten und diskutierten Gefügen.

Durch eine Lösungsglühung bei 1400 $^{\circ}\text{C}$ und damit nahe T_{β} stellt sich für beide Ausgangsgefüge eine Gefüge aus globularer α -Phase und lamellaren $\alpha + \beta$ -Kolonien ein. Verglichen mit

dem umgeformten Zustand weist der geHIPte Feinguss einen höheren globularen α -Phasenanteil auf. Dessen Korngröße mit durchschnittlich $40\ \mu\text{m}$ ist doppelt so groß als beim umgeformten Zustand (vgl. Abbildung 53c und d). Drei mögliche Ursachen kommen dafür in Frage:

Zuerst eine Abweichung der Legierungszusammensetzung, da die β -Transustemperatur mit der Legierungszusammensetzung variiert. Als zweite Ursache ein Unterschied in der Lösungs- glühtemperatur, verursacht durch die Kombination aus einem sehr hohen Umwandlungsgradienten $\alpha \rightarrow \beta$ ab $1380\ \text{°C}$ und der Regelungstoleranz des Ofens bei sehr hohen Temperaturen. Als dritte ein Unterschied in der Abkühlrate, die maßgeblich von der Geschwindigkeit mit der die Probe aus dem Ofen genommen und in das Wasserbad gebracht wird, abhängt. Keiner der drei Faktoren kann als Ursache ausgeschlossen werden, da bereits kleine Abweichungen bei einem der drei Faktoren zu einer Änderung des Phasengleichgewichts zwischen der α - und der β -Phase führen.

Für beide Zustände kommt es innerhalb der globularen α -Phase zur Ausscheidung von γ_m (massiv γ) (Ausschnitt Abbildung 53d) an Titanboriden (rot markiert). Bei einer massiven Umwandlung wandelt sich die entordnete hexagonale α -Phase massiv in γ_m um. Dabei ist γ_m durch eine hohe Konzentration an internen Grenzen und Defekten gekennzeichnet [137, 198]. Da sich bei der Umwandlung die Zusammensetzung nicht ändert, muss γ_m an Aluminium verarmt sein [199]. Bei EBSD-Messungen (Electron-Back-Scattered-Diffraction) wurde festgestellt, dass es sich um TiB mit einer B27-Struktur handelt. Da diese Boride offensichtlich als Keimbildner innerhalb des übersättigten α -Korns dienen und durch Aluminiumseigerungen eine ausreichend hohe Al-Konzentration vorliegt, kommt es zur γ_m -Umwandlung. Dass Titanboride als Keimbildner fungieren, wird durch die parallele Lage der (010)-Ebene von TiB und der (110)-Ebene der γ -Phase bestätigt. Für eine tiefgreifendere Analyse wird auf die entsprechende Literatur [200-204] verwiesen.

Durch eine Glühung oberhalb der β -Transustemperatur wird für beide Ausgangszustände eine komplette Umwandlung des Gefüges erzielt, da sich so durch die sehr schnell ablaufende Ausscheidung $\beta \rightarrow \alpha$ ein voll-lamellares $\alpha + \beta$ -Gefüge einstellt (Abbildung 53e und f). Die bei $1400\ \text{°C}$ bereits festgestellte Umwandlung $\alpha \rightarrow \gamma_m$ kann bei $1450\ \text{°C}$ nur noch in geringem Maße festgestellt werden. Da die Umwandlung vermutlich mit Aluminiumseigerungen in der stark übersättigten α/α_2 -Phase im Zusammenhang steht und angenommen werden kann, dass die Seigerungen mit größer werdenden Kornabmessungen zunehmen, sind die Voraussetzungen zur Ausscheidung von γ_m durch die vergleichsweise schmalen Lamellen nur selten erfüllt. Somit scheint die Phasengeometrie ebenfalls ein Rolle bei der Ausscheidung von γ_m zu spielen.

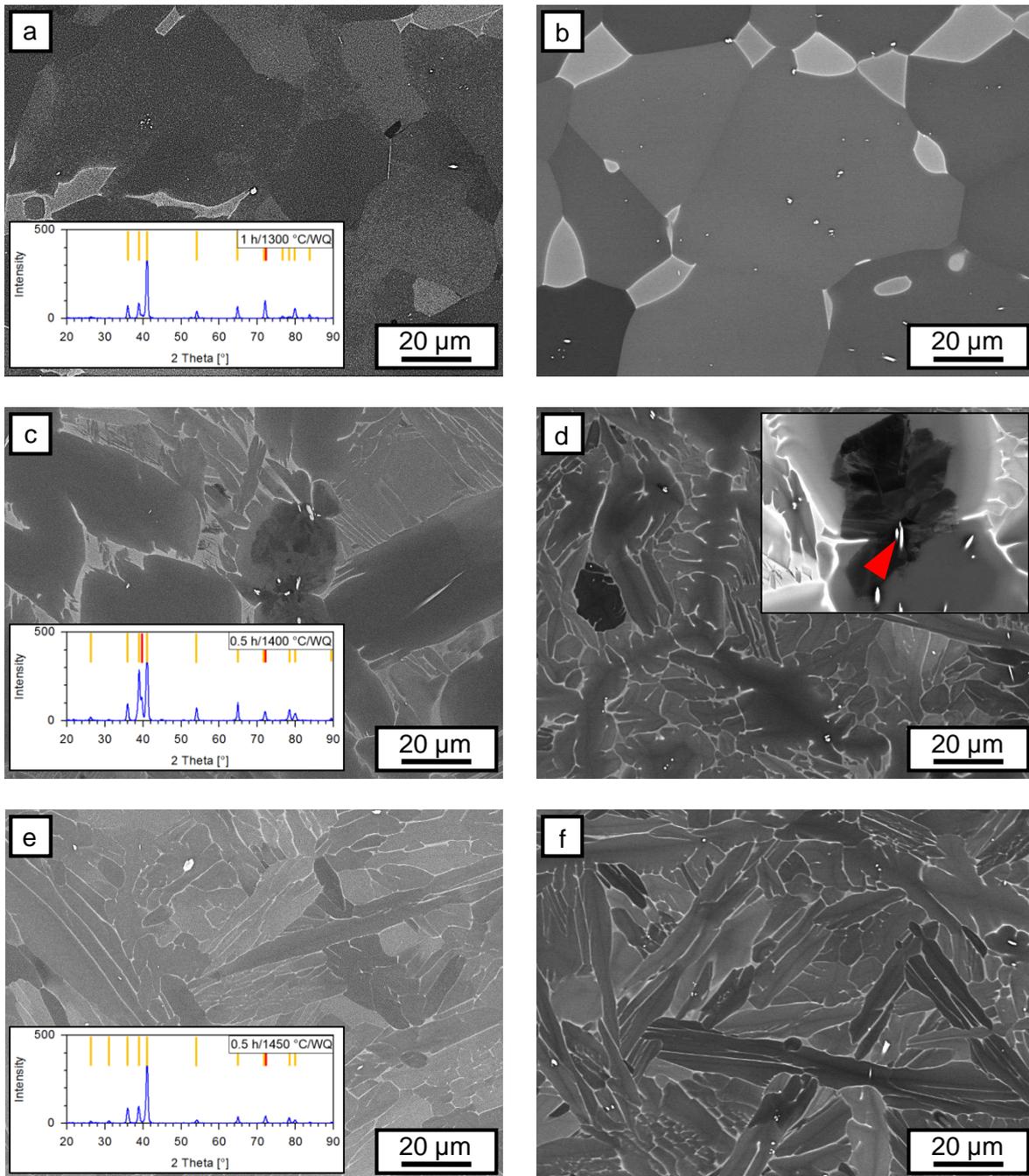


Abbildung 53: Vergleich der Lösungsglühtemperaturen des geHIPt Zustandes (links) und des geschmiedeten Zustandes (rechts); a)b) 1300 °C, c)d) 1400 °C, e)f) 1450 °C; Wasserabgeschreckt (WQ); Farben im Röntgendiffraktogramm: rot - β/β_0 -Phase, gelb - α_2 -Phase, grün - γ -Phase

Betrachtet man den Härteverlauf über die Lösungsglüh-temperatur (Abbildung 55) fällt auf, dass bis zu einer Temperatur von ca. 1225 °C die Härte für beide Ausgangszustände auf dem Niveau der beiden Ausgangsgefüge von ca. 360 HV10 verbleibt. Darüber hinaus nimmt die Härte nahezu linear auf ca. 440 HV10 bei 1300 °C zu. Sowohl Abbildung 54 als auch die Phasenanalyse per Synchrotron [160] zeigen, dass die Lösung der γ -Phase in die α -Phase bei ca.

1200 °C beginnt und anschließend nahezu linear bis ca. 1300 °C verläuft. Im gleichen Temperaturintervall fällt der β -Phasenanteil von seinem Maximum auf das Minimum ab. Da die geordnete β_0 -Phase laut [205, 206] die härteste der drei Phasen ist, sollte nach der Abschreckung die Steigung der Härtegeraden flacher als die der γ -Lösungsgeraden ausfallen. Da jedoch, wie bereits erwähnt, durch den sehr hohen Temperaturgradienten der Wasserabschreckung, verglichen mit dem der Synchrotronmessung, die β -Maximumtemperatur zu tieferen Temperaturen verschoben wird, kann ein exakter Vergleich der Steigungen nicht durchgeführt werden.

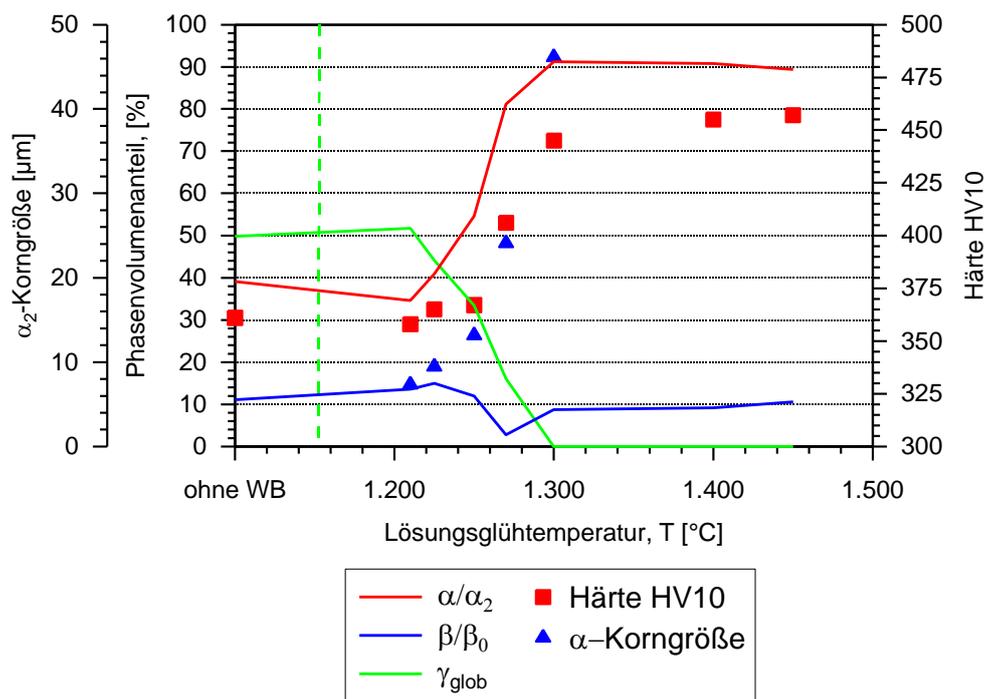


Abbildung 54: Phasenaufteilung, α_2 -Korngrößen und Härte über der Lösungsglühtemperatur mit anschließender Wasserabschreckung für den geschmiedeten Zustand, ausgewertet durch statische Auswertung von rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen

Der Anstieg der Härte oberhalb von 1300 °C bis 1450 °C fällt mit durchschnittlich 15 HV10 auf ca. 455 HV10 geringer aus als angenommen. Durch die zunehmende Lösung der α - in die β -Phase müsste die Härte deutlich zunehmen. Wie anhand der Gefüge bereits erklärt, kann jedoch die Umwandlung $\beta \rightarrow \alpha$ nicht unterbunden werden. Somit unterliegt nach Abschrecken von oberhalb γ -Solvustemperatur die Phasenaufteilung nur einer geringfügigen Schwankung. Dies zeigt, dass durch Härtemessungen an Proben, welche oberhalb der γ -Solvustemperatur lösungsgeglüht wurden, keine verlässlichen Aussagen über den Zustand bei Lösungsglühtemperatur getroffen werden können.

Der Härteverlauf fällt für beide Ausgangszustände fast identisch aus, was darauf schließen lässt, dass die Makrohärte, zumindest nach Wasserabschreckung, ausschließlich von der

Phasenaufteilung und nicht vom Ausgangszustand abhängt. Für die Abweichung der Härte des geHIPten Feingusses bei 1400 °C mit einer Härte von 475 HV10, scheint der deutlich größere und gleichzeitig gröbere bereits diskutierte α -Phasenanteil verantwortlich zu sein. Durch das sehr große β -Einphasengebiet ist die Härte bei einer Lösungsglühung bei 1450 °C für beide Zustände wieder identisch.

Die Standardabweichung liegt bei ± 5 HV10. Davon ausgenommen sind, unabhängig vom Ausgangsgefüge, die Temperaturen 1300 °C und 1450 °C. Hier liegen die Abweichungen bei ca. ± 16 HV10 bzw. bei 1450 °C bei durchschnittlich ± 10 HV10. Die hohe Standardabweichung bei 1300 °C lässt sich mit der γ -Solvustemperatur im selben Temperaturbereich erklären, da hier die lokale Phasenzusammensetzung direkt am Übergang zwischen den Phasenbereichen $\alpha + \beta + \gamma$ zu $\alpha + \beta$ instabil ist und sich so lokale Härteunterschiede einstellen. Die hohe Abweichung bei 1450 °C geht vermutlich auf das sehr hohe Phasenungleichgewicht durch Wasserabschreckung zurück, was mit zunehmender Temperatur zu sichtbaren Aluminiumseigerungen in der α -Phase führt und so die lokale Härtemessung beeinflusst.

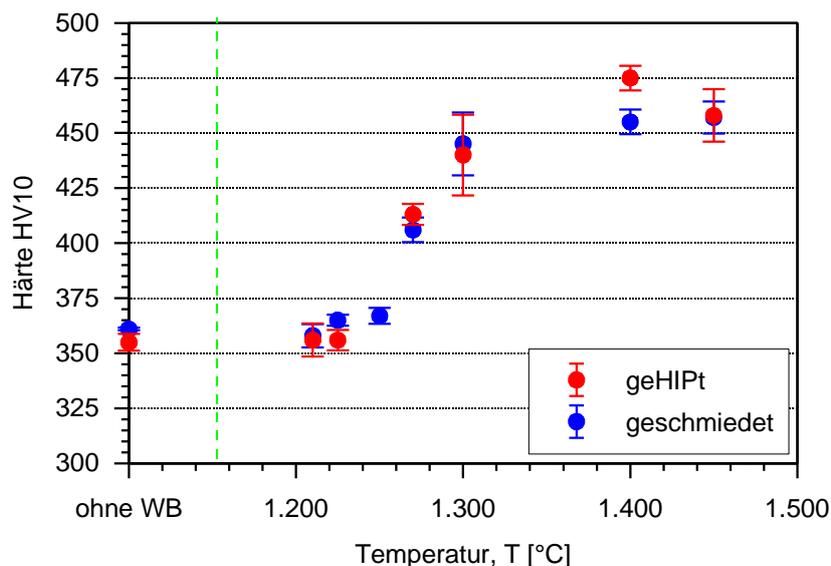


Abbildung 55: Härteverlauf über die Lösungsglüh-temperatur für die Ausgangszustände geHIPt feingegossen (rot) und geschmiedet (blau) nach einer Stunde Haltezeit und anschließender Wasserabschreckung

Unabhängig vom Ausgangszustand lässt sich für TNB-V4 eine Tief- und Hochlage der Härte, getrennt durch einen 100 K breiten Übergangsbereich, ausmachen. Innerhalb des Übergangs lässt sich durch Variation der Temperatur die Phasenaufteilung verändern und damit die Härte um ca. 80 HV10 von 360 HV10 auf 440 HV10 steigern. Während durch die Umformung bereits eine Homogenisierung des Gefüges durch Rekristallisation erreicht wurde, muss diese für den Gusszustand durch gezielte Wärmebehandlung erzielt werden. Um ein Optimum der mecha-

nischen Eigenschaften für den umgeformten Ausgangszustand zu erreichen, sollte die Lösungsglühtemperatur im Übergangsbereich und damit im Temperaturbereich zwischen 1200 °C und 1280 °C liegen. Für den feingegossenen und geHIPten Ausgangszustand ist ebenfalls eine Glühung im β -Einphasengebiet interessant, da so die nötige Homogenisierung durch komplette Auflösung des Gussgefüges und erneute Ausscheidung der gelösten Phasen erreicht werden kann [113].

5.6.2 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit

Als zweiter Parameter der Wärmebehandlung kann die Abkühlrate von der Lösungsglühtemperatur betrachtet werden. Je nachdem wie schnell die Abkühlung erfolgt, lässt sich das Phasenungleichgewicht beeinflussen, so dass insbesondere die Ausscheidung der γ -Phase gesteuert werden kann. Drei Lösungsglühtemperaturen wurden für den geHIPten Feinguss (1270 °C, 1300 °C, 1450 °C) und eine (1270 °C) für den umgeformten Ausgangszustand ausgewählt. Eine Lösungsglühung bei 1270 °C bietet zum einen die Möglichkeit, die Härte und so auch die Festigkeit um ca. 50 HV10 zu steigern und zum anderen bietet der Abstand zur γ -Solvustemperatur ausreichend Sicherheit, um eine Kornvergrößerung durch Legierungsschwankungen zu verhindern. Die beiden Lösungsglühtemperaturen 1300 °C und 1450 °C sind für die Homogenisierung der Mikrostruktur interessant. Insbesondere eine Glühung bei 1450 °C kann dazu verwendet werden, grobe $\alpha_2 + \gamma$ -Kolonien aufzulösen [207]. Zusätzlich kann durch schnell ablaufende Diffusionsprozesse eine chemische Homogenisierung erzielt werden [113]. Für Glühungen bei 1270 °C wurden drei Abkühlgeschwindigkeiten (Wasserabschreckung, Luftabkühlung und Ofenabkühlung) gewählt. Auf Grund der Bildung von globularer γ -Phase an den Korngrenzen der α -Phase bei langsamer Abkühlung durch Ofenabkühlung wurden, sowohl für 1300 °C als auch für 1450 °C, nur die beiden erstgenannten Abkühlraten untersucht.

Wie durch Schnitzer et al. [208] anhand der Legierung Ti-46Al-9Nb bzw. durch Chen et al. [209] anhand Ti-46-Al-8Nb-0,5B-0,2C gezeigt, führt die im Vergleich zur Wasserabschreckung geringere Abkühlrate der Luftabkühlung nicht zur nahezu ausschließlichen Bildung von übersättigtem α_2 , sondern vorrangig zur Bildung von $\alpha_2 + \gamma$ -Kolonien. Dabei wird die Lamellenbildung durch γ -Ausscheidungen entlang der α_2 -Körner während der Abkühlung initiiert (Ausschnitt Abbildung 56d), wobei für den feingegossenen und geHIPten Zustand ebenfalls die nicht aufgelösten groben γ -Lamellen als Kristallisationskeime dienen. Die Koloniegröße nimmt, verglichen mit dem wasserabgeschreckten Zustand, durch die Ausscheidung zu. Vergleicht man Abbildung 56a und c mit b und d hängt die Umwandlung nicht vom Ausgangszustand ab, da für beide Zustände die Ausscheidung von feinen γ -Lamellen zu beobachten ist.

Während für den feingegossenen und geHIPten Zustand die sehr feinen γ -Lamellen mit den groben nicht aufgelösten Lamellen koexistieren, erweist sich eine Umformung als vorteilhaft, da so ausschließlich Lamellen im Nanometerbereich innerhalb der α_2 -Phase gebildet werden. Zusätzlich bilden sich in der β_0 -Phase kleine γ -Ausscheidungen (vergrößerte Ansicht in Abbildung 56d). In den Röntgendiffraktogrammen lässt sich dies ebenfalls ablesen, da hier die Peakintensitäten der α_2 -Phase zurückgehen und sich die Intensitäten der γ -Phase erhöhen. Ähnliche Ergebnisse sind für artverwandte β -stabilisierte γ -TiAl-Legierungen in der Literatur zu finden [205, 209].

Es sei noch erwähnt, dass es auf Grund großer thermischer Spannungen für den umgeformten Zustand nach Wasserabschreckung zur Rissbildung an Tripelpunkten kommt (Ausschnitt von Abbildung 56b). Um die Schädigung des Gefüges zu vermeiden, wurde für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften auf Ölabschreckung zurückgegriffen.

Eine Ofenabkühlung führt im Falle des geHIPten Feingusses zu einer Vergrößerung der γ -Lamellen sowie zu einer Vergrößerung der γ -Körner (Abbildung 56e). Der deutlich höhere γ -Phasenanteil lässt sich ebenfalls in den Röntgendiffraktogrammen feststellen. Dort werden kaum noch α -Peaks, dafür aber mehr γ -Peaks ermittelt. Verglichen mit dem luftabgekühlten Zustand, führt die vermehrte Ausscheidung der γ -Phase nicht zu einer weiteren Kolonievergrößerung. Durch die langsamere Abkühlung vergrößern sich die γ -Ausscheidungen innerhalb der β_0 -Phase, so dass sich die β_0 -Phase entlang von $\alpha_2 + \gamma$ -Kolonien und neu entstandenen γ -Körnern befindet.

Für den umgeformten Zustand hingegen kommt es durch die geringe Abkühlrate, ausgehend von den Korngrenzen der α -Phase, zum Wachstum von γ -Körnern (Abbildung 56f). Parallel zum Wachstum der γ -Körner kommt es auch für diesen Ausgangszustand zur Vergrößerung der γ -Lamellen innerhalb der Kolonien. Im Gegensatz zum luftabgekühlten Zustand des umgeformten Materials als auch zum ofenabgekühlten Zustand des feingegossenen und geHIPten Ausgangszustandes führt die Bildung von γ -Körnern zu einer Gefügefeynung, so dass der mittlere Korn- und Koloniedurchmesser $15\ \mu\text{m}$ entspricht. Durch die globulare Ausscheidung verschiebt sich das Verhältnis von Kolonien und globularer γ -Phase deutlich in Richtung des globalen Gefügeanteils. Vergleicht man bei gleicher Wärmebehandlung den Einfluss der Wärmebehandlung auf das Gefüge mit dem des bei $1350\ \text{°C}$ umgeformten Probenmaterials (nahezu voll-lamellar), scheint die Neigung zur Bildung von γ -Körnern vom Gefügezustand abzuhängen (Ausschnitt Abbildung 56f). Auf Grund der wenigen publizierten Ergebnisse bezüglich der Bildung von γ -Körnern bei langsamer Abkühlung, fällt ein Vergleich mit anderen

Legierungen schwer. Zwar wurde für Ti48Al eine notwendige Abkühlrate von 5 K/min ermittelt, jedoch entspricht die hier verwendete Abkühlrate dem fünffachen [26]. Dies führt zu dem Schluss, dass TNB-V4 deutlich stärker zur Bildung von γ -Körnern bei langsamer Abkühlung neigt. Diese Vermutung wird durch Ergebnisse von Pouly et al. [210] an Ti45Al2Nb-2Cr, verglichen mit Ti49Al, bestätigt.

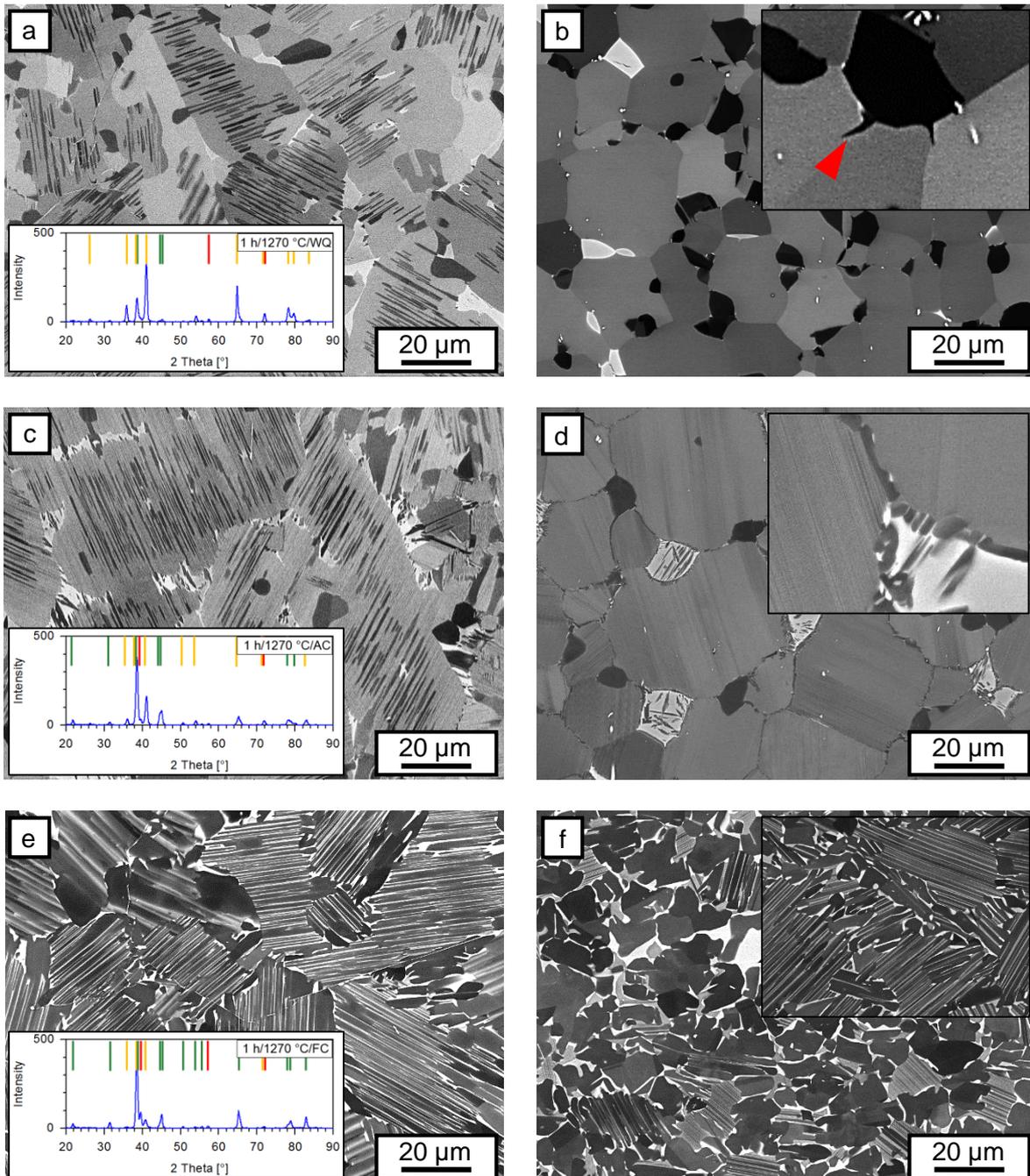
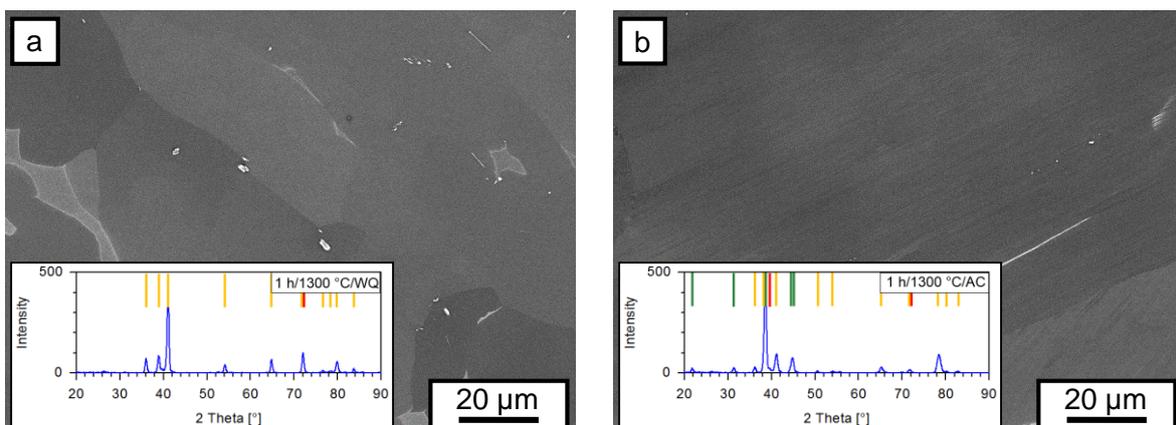


Abbildung 56: Vergleich der Abkühlraten nach einer Glühung für 1 h bei 1270 °C für den geHIPten Feinguss (links) und den umgeformten Zustand (rechts); a)b) waserabgeschreckt, c)d) luftabgekühlt, e)f) ofenabgekühlt; Farben im Röntgendiffraktogramm: rot - β/β_0 -Phase, gelb - α_2 -Phase, grün - γ -Phase

Verglichen mit der Lösungsglüh­temperatur von 1270 °C ist die Ausscheidung feiner γ -Lamellen für die Temperaturen 1300 °C und 1450 °C identisch (Abbildung 57a - d). Gegenüber dem wasserabgeschreckten Zustand sind für beide Lösungsglüh­temperaturen nach dem Luftabkühlen größere Paketabmessungen feststellbar. Im Falle von 1300 °C werden so Koloniegrößen von bis zu 100 μm erreicht. Durch die geringere Abkühlrate bei Luftabkühlung können Diffusionsvorgänge länger ablaufen, was vermutlich zuerst zu einem vermehrten Wachstum der α -Phase führt und anschließend zum Ausscheiden von γ -Lamellen. Verglichen mit der Legierung Ti45Al5Nb neigt TNB-V4 erst bei Lösungsglüh­temperaturen weit oberhalb der γ -Solvustemperatur zur Ausscheidung von γ_m (Abbildung 53). Für beide Legierungen reicht jedoch Luftabkühlung aus, um erste γ_m -Bereiche zu bilden (rote Markierung Abbildung 57e) [200]. Verglichen mit dem wasserabgeschreckten Zustand nimmt die Häufigkeit bei 1450 °C mit Luftabkühlung zu, was vermutlich auf die breiteren Lamellen zurückzuführen ist. Neben der Ausscheidung von γ -Lamellen bzw. γ_m in der α_2 -Phase können für die hier dargestellten Lösungsglüh­temperaturen nach Luftabkühlung, auch feine γ -Ausscheidungen innerhalb der β_0 -Phase beobachtet werden. Durch die vollständige Auflösung der γ -Phase bei Lösungsglühungen oberhalb $T_{\gamma\text{SolV}}$ und Wasserabschreckung sind folglich keine γ -Peaks mehr nachweisbar (Röntgendiffraktogramme Abbildung 57a und c). Im Gegensatz dazu sind nach Luftabkühlung lamellare Ausscheidungen der γ -Phase sichtbar, was durch Intensitäten der γ -Phase in den Beugungsprofilen bestätigt wird.

Da sich bereits bei 1270 °C gezeigt hat, dass eine geringe Abkühlrate, wie im Falle der Ofenabkühlung, eine deutliche Verringerung der Härte mit sich bringt, wurde für die beiden Lösungsglüh­temperaturen 1300 °C und 1450 °C auf diese verzichtet.



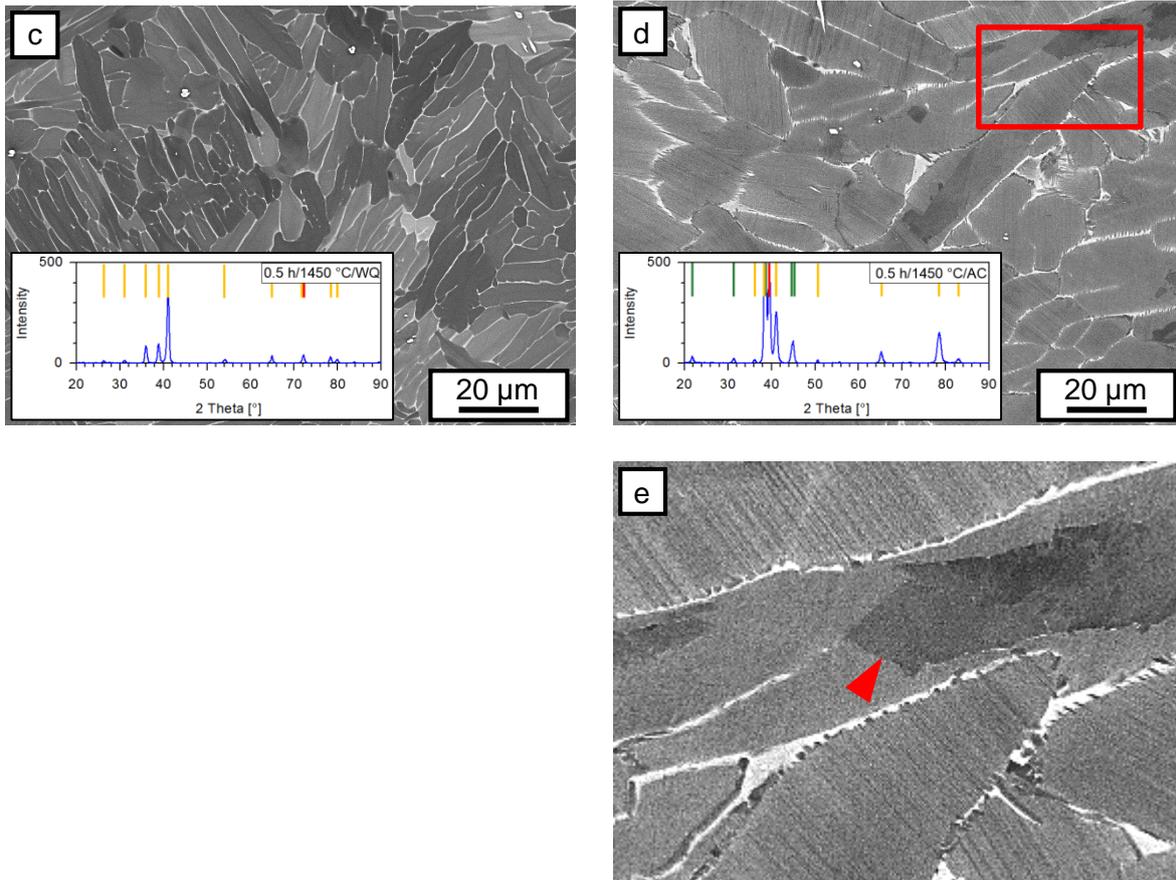


Abbildung 57: Einfluss der Abkühlrate bei Temperaturen von 1300 °C (oben) und 1450 °C (unten) für den feingegossenen und geHIPten Zustand; a)c) wasserabgeschreckt, b)d) luftabgekühlt; e) Ausschnitt des Gefüges bei 1450 °C und Luftabkühlung; Farben im Röntgendiffraktogramm rot - β/β_0 -Phase, gelb - α_2 -Phase, grün - γ -Phase

Die korrespondierenden Härte­werte für die verschiedenen Abkühl­geschwin­dig­keiten sind in Abbildung 58 über der Lösungsglühtem­peratur zusammengefasst. Für eine Lösungsglühtem­peratur von 1270 °C ergibt sich eine sichtbare Abhän­gigkeit der Härte von der Abkühlrate. Während für Ofenabkühlung Härten von 321 HV10 (FG) bzw. 334 HV10 (UG) erreicht werden, kann die Härte durch Wasserabschreckung auf 413 HV10 bzw. 406 HV10 gesteigert werden. Da durch langsamere Abkühlung die Lamellenbreite zunimmt, sinkt die verfestigende Wirkung von lamellaren Kolonien [211]. Dies gilt allerdings nur unter der Bedingung, dass lamellare Strukturen vorhanden sind, was für die hier gezeigten Abkühlraten nur für Luft- und Ofenabkühlung gilt. Durch Wasserabschreckung wird nachweislich die Ausscheidung der γ -Phase unterdrückt, was zu einer Übersättigung der α_2 -Phase bei Raumtemperatur führt. Dies hat zur Folge, dass es zu hohen inneren Spannungen kommt, was wiederum die Härte deutlich ansteigen lässt.

Die Abkühlrate hat bei einer Lösungsglüh-temperatur von 1300 °C kaum einen Einfluss auf die Härte. Alle Werte, unabhängig vom Ausgangszustand, liegen bei 440 HV10. Durch Lösungs-glühen oberhalb der γ -Solvustemperatur liegt keine globulare γ -Phase mehr vor. Beide Ab-kühlraten haben annähernd den gleichen Anteil an β -Phase, so dass die Härte vorrangig von der α_2 -Phase bzw. den α_2/γ -Kolonien bestimmt wird. Damit liegt die Vermutung nahe, dass die Härtesteigerung durch Übersättigung der α_2 -Phase auf gleichem Niveau liegt wie die durch Ausscheidung von γ -Lamellen. Das kann dazu führen, dass die zugrundeliegenden Mechanis-men, Erhöhung der Anzahl an Phasengrenzflächen und Mischkristallverfestigung [205], zu-mindest bei 1300 °C, nahezu den gleichen Einfluss auf die Härte hätten.

Wie im vorigen Kapitel beschrieben, steigt die Härte nach einer Glühung bei 1450 °C nochmals an. Die geringe Tendenz bei 1300 °C, dass durch Wasserabschreckung eine höhere Härte erreicht wird, fällt bei 1450 °C mit einer Steigerung um 20 HV10 auf 456 HV10 deutlicher aus. Da mit sinkender Abkühlrate der Anteil, ähnlich der Lösungsglühung bei 1300 °C, an γ -Phase ansteigt, kann auch bei einer Lösungsglühung bei 1450 °C die Härte der vornehmlich aus übersättigter α_2 -Phase bestehenden Mikrostruktur nach Wasserabschreckung nicht erreicht werden. Damit geht ein Abbau der inneren Spannungen der α_2 -Phase einher. Dies kann nicht durch die Entwicklung zusätzlicher Grenzflächen mittels Bildung lamellarer $\alpha_2 + \gamma$ -Kolonien kompensiert werden. Gegenüber der Glühung im Zweiphasengebiet $\alpha + \beta$ (1300 °C) wird nach Glühung im Einphasengebiet β (1450 °C) in einem ähnlichen Abkühlintervall nicht nur die Aus-scheidung der γ -Phase unterdrückt, es muss außerdem noch die Ausscheidungsreaktion $\beta \rightarrow \alpha$ ablaufen. Daraus resultierend sollte es zu noch höheren Spannungen im Gefüge kommen, was die Härtesteigerung erklären würde. Die Härte nach Luftabkühlung liegt, unabhängig da-von, ob im Ein- oder Zweiphasengebiet lösungsgeglüht wurde, mit 440HV10 auf gleichem Ni-veau. Dieser Umstand ist bemerkenswert, da sich bei 1300 °C das β -Minimum befindet und so deutlich größere Paketabmessungen erreicht werden als bei der Glühung bei 1450 °C. Außer-dem ändert sich durch Überschreiten der β -Transustemperatur die Struktur der α -Phase und damit auch der α_2/γ -Kolonien von globular zu grob-lamellar. Damit scheinen weder der grö-ßere Anteil an β -Phase bei 1450 °C noch die kleineren Paketabmessungen bzw. deren äußere Form einen Einfluss auf die Härte zu haben. Dies bekräftigt die Vermutung, dass die Härte oberhalb der γ -Solvustemperatur hauptsächlich durch die α_2 -Phase bzw. die α_2/γ -Kolonien bestimmt wird.

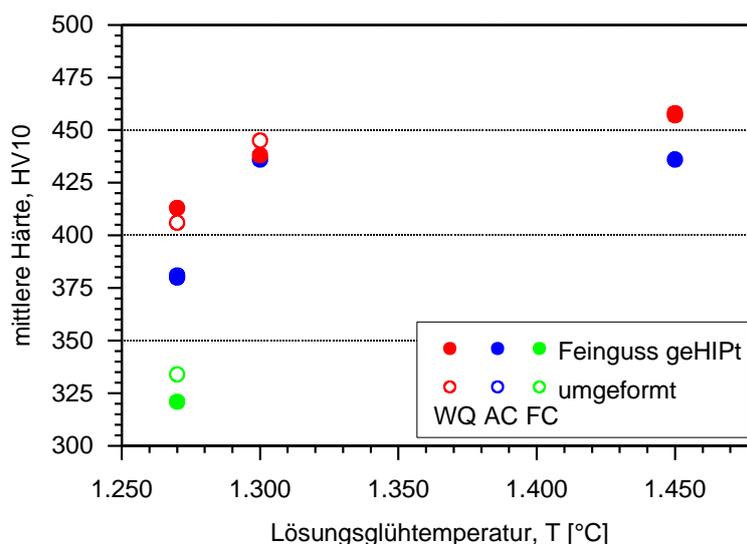


Abbildung 58: Vergleich der Härte HV10 der verschiedenen Abkühlraten für die beiden Ausgangszustände geHIPter Feinguss und geschmiedet ausgehend von den drei Lösungsglühtemperaturen 1270 °C, 1300 °C und 1450 °C; WQ – Wasserabschreckung, AC – Luftabkühlung, FC – Ofenabkühlung

Ausgehend von den drei Lösungsglühtemperaturen besitzt die Lösungsglühung bei 1270 °C das größte Potenzial, die mechanischen Eigenschaften durch verschiedene Abkühlraten einzustellen. Obgleich sich die Mikrostrukturen der beiden Ausgangszustände bei dieser Temperatur unterscheiden, erreichen beide nahezu identische Härtewerte. Auf Grund des großen Härtespektrums wurden alle drei Abkühlraten für beide Ausgangszustände für die Bestimmung weiterer mechanischer Kennwerte gewählt, wobei Wasserabschreckung durch Ölabschreckung ersetzt wurde. Für die beiden Lösungsglühtemperaturen 1300 °C und 1450 °C wurde für den feingegossenen Zustand im weiteren Verlauf auf Wasser- und Ölabschreckung auf Grund der sehr hohen Spannungen verzichtet.

5.6.3 Einfluss der Auslagerungstemperatur

Da das Gefüge nach der Abkühlung von der Lösungsglühtemperatur weit vom thermodynamischen Gleichgewicht entfernt ist, kann durch Auslagerung eine Stabilisierung erreicht werden. Je nach Temperatur werden deutliche Unterschiede in der Phasenzusammensetzung erzielt [160, 183]. Um den Einfluss der Auslagerungstemperatur zu analysieren, wurden Auslagerungen bei Temperaturen zwischen 800 °C und 1270 °C durchgeführt und anschließend im Ofen abgekühlt.

Abbildung 59 gibt eine Übersicht über die mikrostrukturellen Veränderungen durch Variation der Auslagerungstemperatur. Für Auslagerungstemperaturen bis 900 °C besteht die Mikrostruktur aus lamellaren Kolonien mit sehr feinen Lamellenabständen sowie γ - und β_0 -Körnern

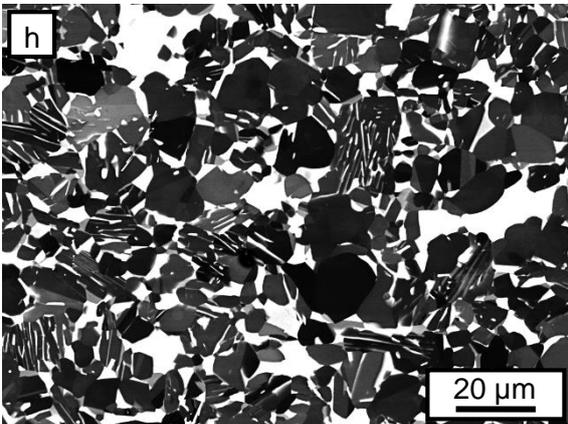
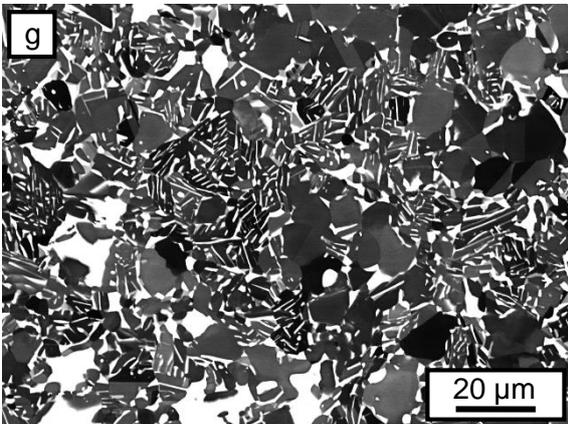
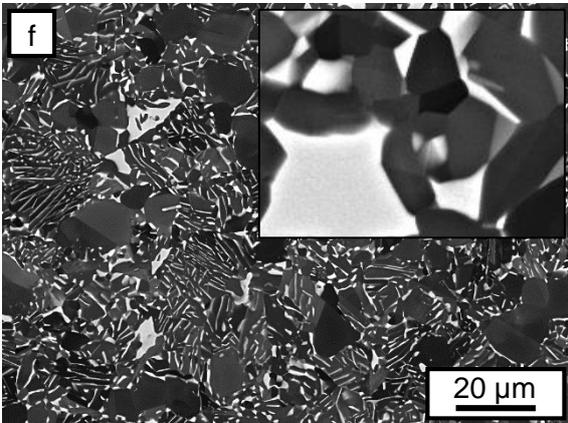
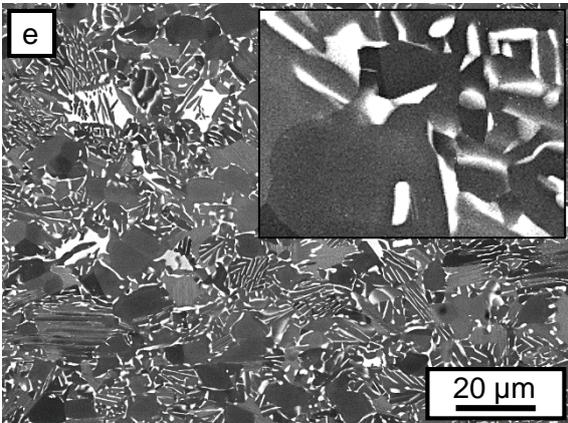
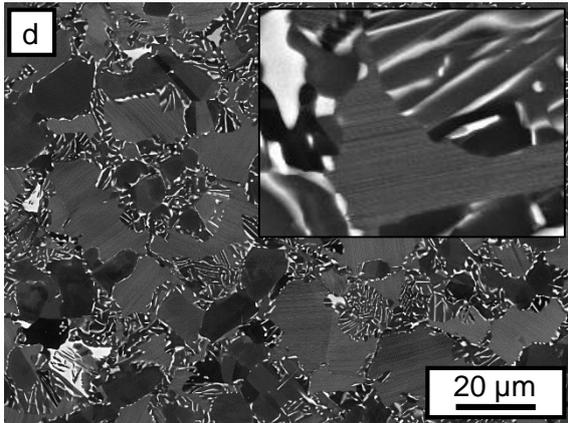
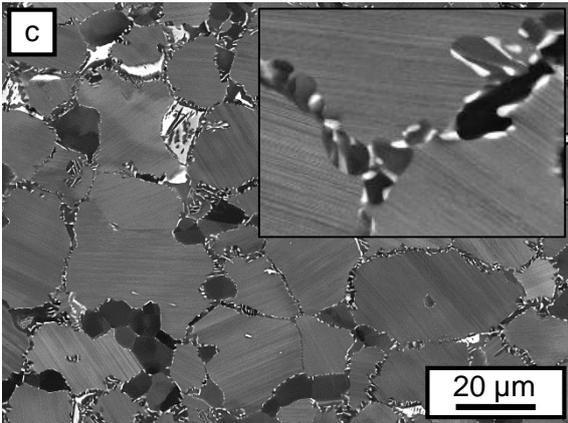
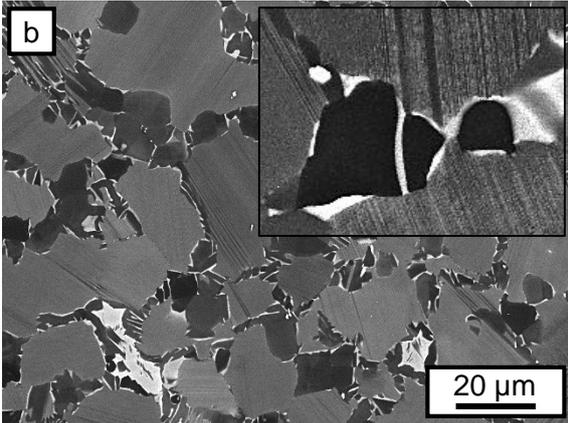
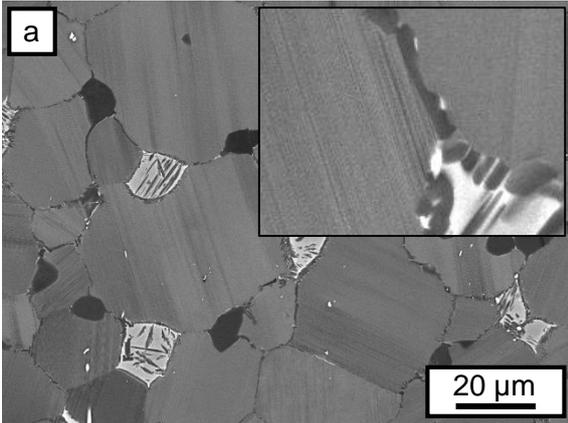
(Abbildung 59b und c). Ausgehend von der Mikrostruktur nach Lösungsglühung und Abkühlung vergrößern sowohl die großen γ -Körner als auch die sehr kleinen entlang der Kolonien. Dadurch sinkt der Durchmesser der Kolonien mit zunehmender Auslagerungstemperatur, so dass davon auszugehen ist, dass eine ausschließlich lamellare Umwandlung von $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ nicht erreicht werden kann. Verglichen mit dem Gefüge nach der Lösungsglühung bei 1270 °C nimmt auch der Anteil an β -Phase zu, was allerdings nicht zum Wachstum der nach Lösungsglühung vorhandenen Körner, sondern zur Ausscheidung von sekundär ausgeschiedenem β_{sek} führt. Die feinen β_{sek} -Ausscheidungen bilden sich zwischen den globularen γ -Körnern und den $\alpha_2 + \gamma$ -Kolonien.

Bis zu einer Auslagerungstemperatur von 1000 °C verringert sich zunehmend die Größe der lamellaren Kolonien zu Lasten der zellularen Reaktion [212]. Dabei werden die Kolonien zunehmend von den Phasengrenzen aus, durch die zellulare Reaktion zersetzt. Diese perlitähnliche Struktur besteht aus irregulär geformten α_2 -, γ - und β_0 -Bestandteilen [183]. Zwischen 1000 °C und der eutektoiden Temperatur von ca. 1200 °C wird die lamellare Struktur vollständig durch die zellulare Reaktion ersetzt (Abbildung 59e - i). Außerdem ist eine zunehmende Vergrößerung der zellularen Struktur zu erkennen. Da sich nach Luftabkühlung bereits $\alpha_2 + \gamma$ -Kolonien gebildet haben, kann die zellulare Reaktion als $\alpha_2 + \gamma \rightarrow \gamma + \beta_0$ definiert werden. Die Zunahme an umgewandeltem Gefüge mit steigender Temperatur lässt vermuten, dass die zellulare Reaktion bei niedrigen Anlasstemperaturen nicht abgeschlossen ist. Andererseits variiert die Phasenzusammensetzung unterhalb von 1000 °C nicht wesentlich, so dass entweder das thermodynamische Gleichgewicht noch nicht erreicht wurde oder parallel eine andere Reaktion abläuft, die für den Ausgleich der Phasenzusammensetzung sorgt [150, 160, 213]. Eine mögliche Ursache könnte die Umwandlungskinetik der perlitisch-zellularen Reaktion sein. Es wird vermutet, dass die Umwandlungsgeschwindigkeit erst mit Unterkühlung unterhalb T_{eut} zunimmt, ein Maximum erreicht und anschließend rapide mit sinkender Temperatur abnimmt [214]. Die Tatsache, dass bereits bei 800 °C ein geringer Anteil lamellarer Kolonien perlitisch/zellular umgewandelt ist, unterstützt diese Vermutung.

Denquin et al. [213] beschreiben den Hintergrund der zellularen Reaktion auf Basis der Vergrößerung der lamellaren $\alpha_2 + \gamma$ -Struktur. Das Wachstum von γ -Lamellen wird durch die Übersättigung der α_2 -Phase bestimmt. Der Wachstumsprozess verlangsamt sich mit der Zeit, da die Übersättigung zunehmend abnimmt. Sobald die Übersättigung vollständig abgebaut ist, kann ein weiteres Wachstum nur noch durch diffusionsgestütztes, konkurrierendes Wachstum zwischen zwei γ -Lamellen erfolgen. Dabei wird diese Art des normalen Vergrößerns durch Reduktion der Grenzflächenenergie unterstützt. Korngrenzen hingegen besitzen eine hohe

Leerstellendichte und unterstützen damit vermutlich eine deutlich beschleunigte Diffusion. Daraus resultiert eine hohe Rate der diskontinuierlichen Reaktion, in der primäre γ -Lamellen der angrenzenden Kolonie aufgelöst werden. Die Ausscheidung der γ -Phase erfolgt anschließend hinter der in die Kolonie hineinwachsenden Korngrenze in globularer Form. Verglichen mit dem regulären Lamellenwachstum scheint die diskontinuierliche Reaktion ausgehend von den Korngrenzen ein einfacherer Prozess zu sein.

Die Vergrößerung der Mikrostruktur setzt sich oberhalb der eutektoiden Temperatur fort, was nach Überschreiten von T_{eut} (Abbildung 59i und j) zur bereits gezeigten Ausscheidung von γ_{glob} führt. Liegt die Auslagerungstemperatur nahe der Lösungsglühstemperatur, so steigt der Anteil an lamellaren $\alpha_2 + \gamma$ -Kolonien wieder an. Durch Überschreiten der eutektoiden Temperatur und anschließender Ofenabkühlung wird nicht nur die Reaktion $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ durchlaufen, sondern auch die Entordnungsreaktion $\beta_0 \rightarrow \beta$, was zur Folge hat, dass durch das langsame Abkühlen über diese Reaktionen hinweg ausreichend Zeit bleibt, um ein thermodynamisches Gleichgewicht zu erreichen.



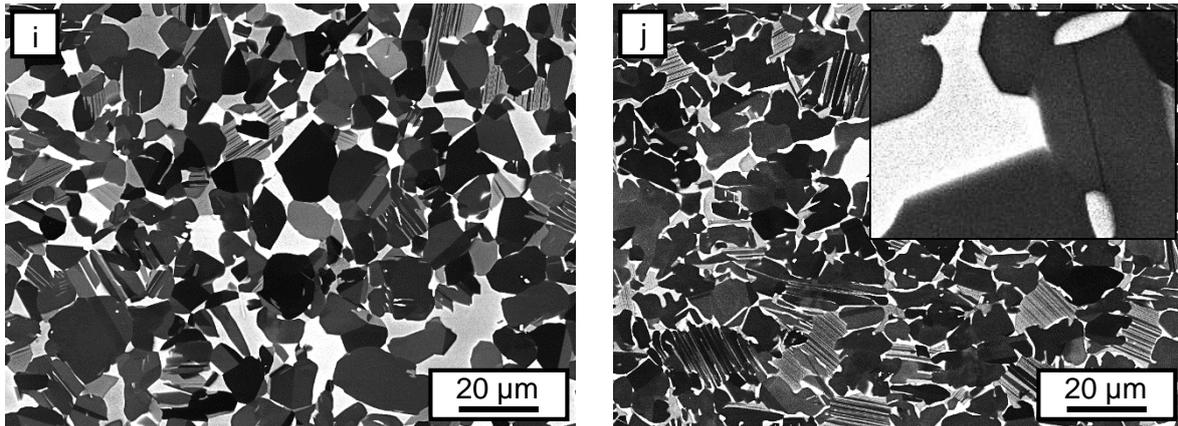


Abbildung 59: Einfluss der Auslagerungstemperatur nach Lösungsglühen bei 1270 °C (a), Haltezeit 1 h und Luftabkühlung, die Proben wurden anschließend jeweils 2h lang wärmebehandelt und anschließend im Ofen abgekühlt; b) 800 °C, c) 900 °C, d) 950 °C, e) 1000 °C, f) 1050 °C, g) 1100 °C, h) 1150 °C, i) 1200 °C, j) 1270 °C

In Abbildung 60 ist zum einen der Härteverlauf und zum anderen der β_0 -Phasenvolumenanteil über der Auslagerungstemperatur dargestellt. Bis zu einer Temperatur von 900 °C ist eine Härtesteigerung gegenüber dem Ausgangszustand von ca. 50 HV10 auf 418 HV10 zu erkennen. Darüber hinaus nimmt die Härte mit zunehmender Auslagerungstemperatur auf einen Wert von 330 HV10 kontinuierlich ab. Der Volumenanteil der β_0 -Phase nimmt durch Auslagerung bis 900 °C von ca. 3 % auf 6 % zu. Eine weitere Steigerung der Lösungsglühstemperatur führt bei 1200 °C zu einem Maximum von 22 % und einem anschließenden Abfall auf ca. 14 % bei 1270 °C.

Die Härte korreliert mit den Gefügen, so dass bis ca. 900 °C vorrangig die lamellare Ausscheidung und damit eine normale Vergrößerung der Mikrostruktur zu erwarten ist. Die Härtesteigerung im Vergleich zum nicht ausgelagerten Zustand kann durch eine unvollständige lamellare Reaktion nach dem Abkühlen von der Lösungsglühstemperatur erklärt werden. Erst das Anlassen im Temperaturbereich bis 900 °C führt zu einer homogenen Ausscheidung von γ -Lamellen.

Durch die einsetzende diskontinuierliche, zelluläre Reaktion mit zunehmender Auslagerungstemperatur kommt es zu einer fortschreitenden Vergrößerung und einem Abbau der festigkeitssteigernden lamellaren Kolonien. In Kombination mit der Reaktion $\alpha_2 + \gamma \rightarrow \gamma + \beta_0$ kommt es zunehmend zur Ausscheidung von γ_{glob} , was ebenfalls zu einem Abfall der Härte führt. Zwar wächst der Anteil an β_0 -Phase ebenfalls mit der Auslagerungstemperatur, jedoch kann die zu erwartende Härtesteigerung den Härteabbau nicht kompensieren. Das β -Maximum bei 1200 °C stimmt mit den ermittelten aus den Synchrotronmessungen überein. Durch die perlitisch/zelluläre Reaktion kann im Vergleich dazu der Anteil deutlich gesteigert werden [160].

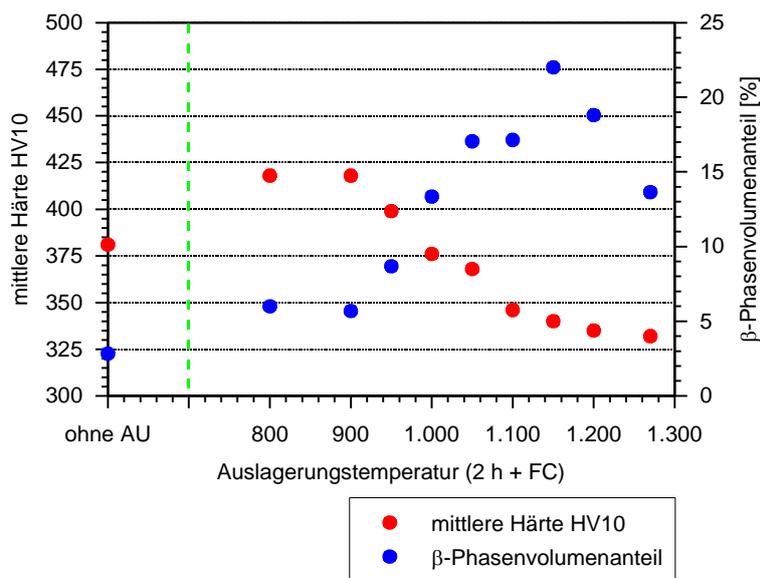


Abbildung 60: Härte und β -Phasenvolumenanteil in Abhängigkeit von der Auslagerungstemperatur nach Lösungsglühung bei 1270 °C und anschließender Luftabkühlung; AU - Auslagerung

Stellt man die Mikrostrukturen nach dem Lösungsglühen bei 1270 °C und Auslagern bei 800 °C für verschiedene Abkühlraten der Lösungsglühstemperatur gegenüber, wird klar, dass die Neigung zum diskontinuierlichen Wachstum der β_0 - und γ -Phase unmittelbar von der Reaktion $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ innerhalb der lamellaren Kolonien abhängt. Da, im Vergleich zur Luftabkühlung, nach Ölabschreckung die Reaktion $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ unvollständig abläuft, wird durch Anlassen vorrangig die lamellare Ausscheidung gefördert, was daran zu erkennen ist, dass zum einen die Lamellen feiner sind, als auch dadurch, dass die Größe der γ - und β_0 -Ausscheidungen entlang der Koloniegrenzen kleiner ist (vgl. Abbildung 61a und c).

Eine Auslagerung bei 1000 °C beschleunigt die Einstellung des Phasengleichgewichtes, so dass nach Erreichen der Grenzlamellenbreite die perlitisch/zelluläre Reaktion in den Vordergrund tritt und die Mikrostruktur dominiert (Abbildung 61b und d). Durch die schneller ablaufenden Ausscheidungsreaktionen, verglichen mit der Auslagerung bei 800 °C, wird für beide Abkühlraten nahezu die gleiche Phasenaufteilung erreicht. Interessanterweise scheint der gelöste Anteil an γ -Phase bzw. der Übersättigungsgrad der α_2 -Phase einen Einfluss auf das Ausmaß der zellulären Reaktion zu haben. Da bei Lösungsglühung über $T_{\gamma\text{SolV}}$ sich nach Abkühlung nahezu ausschließlich γ_{lam} ausscheidet, führt eine Auslagerung bei 1000 °C dazu, dass das Gefüge nach Ölabschreckung fast nur aus perlitisch/zellulärer Struktur besteht, während nach Luftabkühlung überwiegend lamellare $\alpha_2 + \gamma$ -Kolonien vorhanden sind.

Wie bereits im vorigen Kapitel beschrieben, führt eine Ofenabkühlung zur Ausscheidung von γ_{glob} , was auch als eine fortschreitende Vergrößerung der Mikrostruktur in Folge einer höheren

Auslagerungstemperatur betrachtet werden kann. Durch die geringe Abkühlrate der Ofenabkühlung erreicht das Gefüge das thermodynamische Gleichgewicht bereits nach der Abkühlung. Dies bestätigt die Beobachtung, dass weder eine Auslagerung bei 800 °C noch bei 1000 °C einen Einfluss auf das Gefüge hat (Abbildung 61e und f).

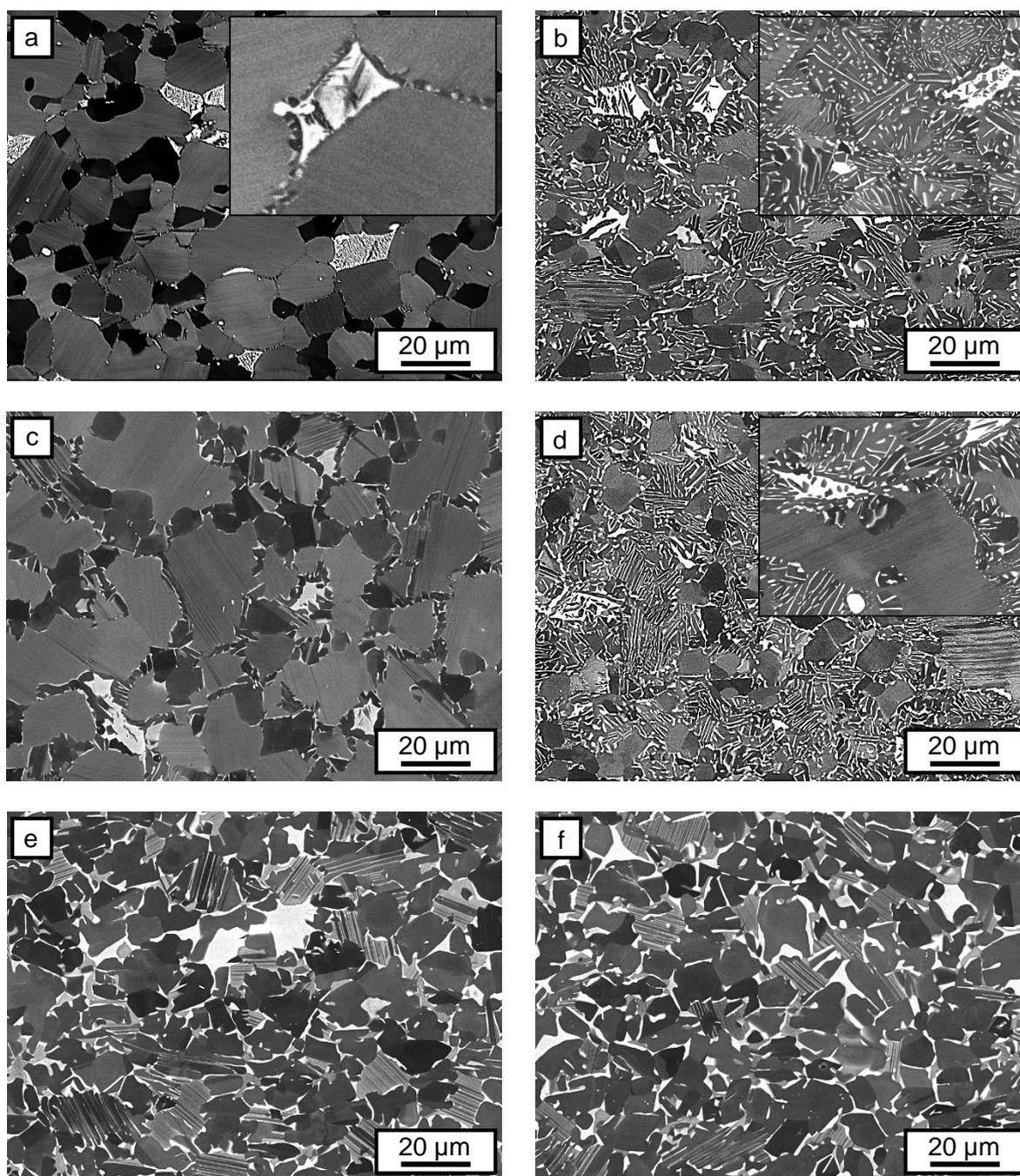


Abbildung 61: Mikrostrukturen des umgeformten Zustandes nach Lösungsglühung bei 1270 °C und anschließender a)b) Ölabschreckung, c)d) Luftabkühlung und e)f) Ofenabkühlung nach einer Auslagerung bei 800 °C (links) und bei 1000 °C (rechts); Ausschnitte in b) Ölabschreckung und d) Luftabkühlung - Lösungsglühung bei 1300 °C und Auslagerung bei 1000 °C

Der Einfluss des Ausgangsgefüges auf die Mikrostruktur nach dem Auslagern hängt maßgeblich von der Lamellenbreite ab. Für eine Auslagerung bei 800 °C kann für FG quasi keine perlitisch/zellulare Reaktion entlang der Korngrenzen festgestellt werden (Abbildung 62c und d). Lediglich kleine γ -Körner werden sichtbar. Das spiegelt sich ebenfalls in den Röntgendiffraktogrammen wieder. Dort nehmen die Peakintensitäten der γ -Phase nach Auslagerung bei 800 °C deutlich zu, was wiederum hauptsächlich der lamellaren γ -Ausscheidung geschuldet ist. Vergleicht man den Zustand FG und UG sowohl vor als auch nach der Auslagerung bei 800 °C, bleibt die Koloniegröße für den feingegossenen und geHIPten Zustand auf gleichem Niveau. Das Gleiche gilt für die nicht aufgelösten γ_{prim} -Lamellen (Abbildung 62a bis d). Für den umgeformten Ausgangszustand ist bereits eine Verringerung der Koloniegröße durch den Beginn der zellularen Reaktion entlang der Korngrenzen festzustellen. Durch Auslagerung bei 1000 °C ist für den Zustand UG die zellulare Reaktion sehr weit fortgeschritten. Auf der anderen Seite bleibt durch die groblamellare Struktur des Zustandes FG, die zellulare Reaktion auf die Korngrenzen beschränkt (Abbildung 62e und f). Die Änderung der Peakintensitäten hält sich dadurch in Grenzen. Während sich für die Intensitäten der γ -Peaks kaum eine Veränderung einstellt, kann lediglich eine leichte Erhöhung des β_0 -Peaks bei 39,5° festgestellt werden. Dies stützt die Vermutung, dass die Grenzflächenenergie eine entscheidende Rolle für das diskontinuierliche Wachstum spielt. Es sollte jedoch nicht außer Acht gelassen werden, dass Veränderungen der Peakhöhen auch durch Texturänderungen oder schlechtere Kornstatistik entstehen können und dass Unterschiede beim Ausmaß der zellularen Reaktion zwischen FG und UG aufgrund des niedrigeren Anteils an Korngrenzen in FG vorhanden sein können.

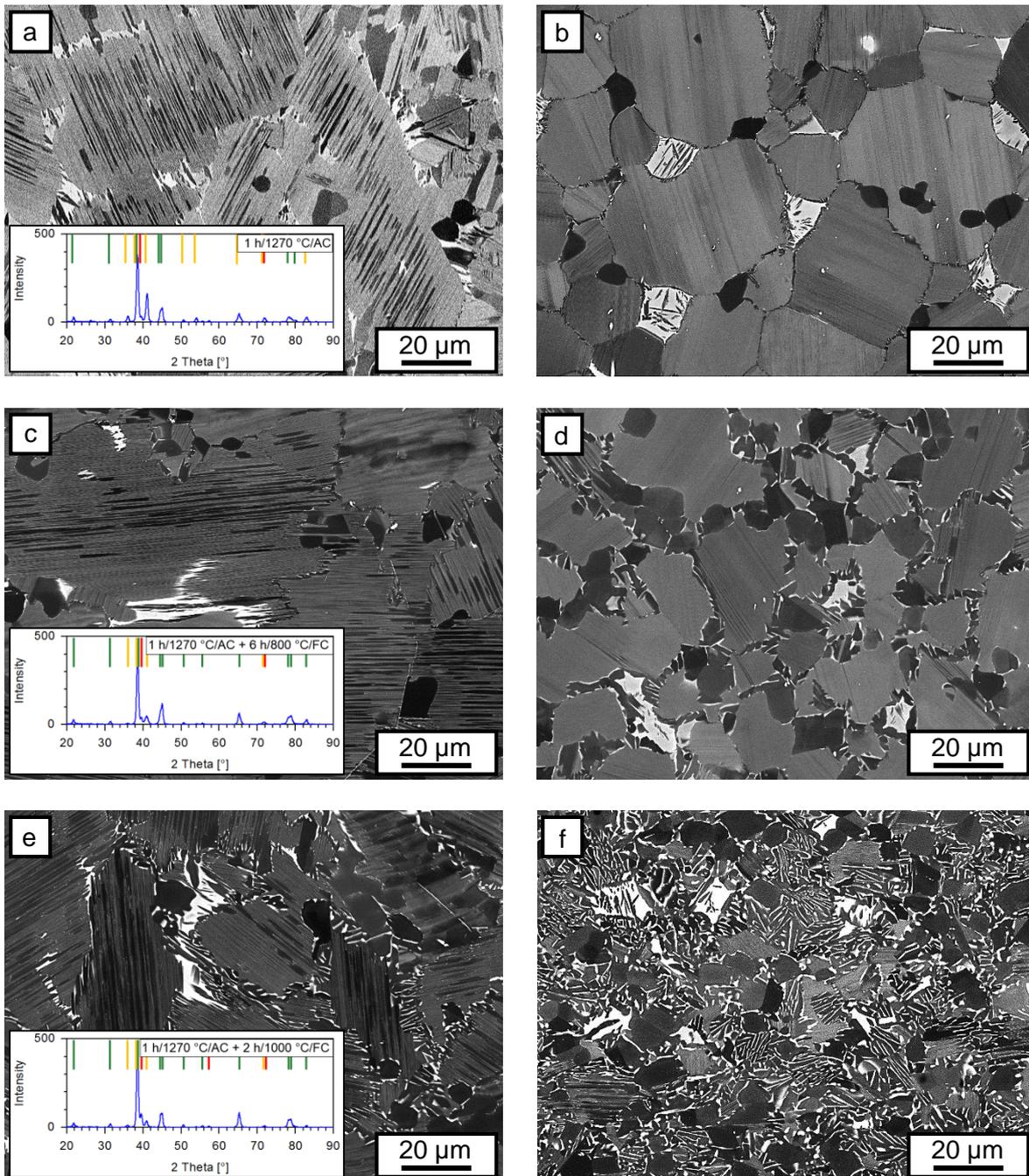


Abbildung 62: Einfluss des Ausgangsgefüges auf die Mikrostruktur nach Lösungsglühung bei 1270 °C und anschließender Luftabkühlung nach einer Auslagerung bei 800 °C (c und d) und bei 1000 °C (e und f) verglichen mit dem nicht ausgelagerten Zustand (a und b); links FG - Feinguss geHIPt, rechts UG - umgeformt; Farben im Röntgendiffraktogramm rot - β/β_0 -Phase, gelb - α_2 -Phase, grün - γ -Phase

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass durch eine langsame Abkühlung mittels Ofenabkühlung das thermodynamische Gleichgewicht bereits nahezu erreicht wird, so dass sich mit einer Auslagerung keine Mikrostrukturveränderung erreichen lässt. Durch höhere Abkühlraten befindet sich die Mikrostruktur außerhalb des Gleichgewichtes, was die Möglichkeit bietet, durch gezieltes Auslagern die Mikrostruktur zu beeinflussen. Je nach gewählter Temperatur

kann entweder die lamellare Ausscheidung der γ -Phase stabilisiert oder die perlitisch/zellulare Reaktion gefördert werden. Dabei zeigt sich, dass nicht nur Temperatur und Zeit einen Einfluss darauf haben, welche der beiden Reaktionen primär abläuft, sondern auch der Übersättigungsgrad der α_2 -Phase und die γ -Lamellenbreite vor der Auslagerung.

5.6.4 Eigenschaften nach optimierter Wärmebehandlung

Wie in den vorangegangenen Kapiteln gezeigt, kann durch eine zweistufige Wärmebehandlung eine Bandbreite an unterschiedlichen Gefügen eingestellt werden. Um bewerten zu können, welches der Gefüge für den späteren Einsatz am geeignetsten und eine Umformung zwingend erforderlich ist, werden in diesem Kapitel die mechanischen Eigenschaften ausgewählter Wärmebehandlungszustände an beiden Ausgangszuständen gegenübergestellt.

Für den umgeformten Ausgangszustand erscheint eine Lösungsglühtemperatur im Bereich von 1200 °C – 1300 °C als sinnvoll, da sich bereits gezeigt hat, dass sich in diesem Bereich ein deutlicher Härteanstieg durch die zunehmende Lösung der γ -Phase in der α_2 -Phase erzielen lässt. Je nach Abkühlrate und anschließender Auslagerung kann die Ausscheidung gezielt gesteuert werden. Daher wurden für die drei Lösungsglühtemperaturen T_{LG} 1250 °C, 1270 °C und 1300 °C nahezu jede Kombination aus Abkühlrate und Auslagerung untersucht. Für die beiden Lösungsglühtemperaturen 1250 °C und 1300 °C wurde auf Ofenabkühlung verzichtet, da die bevorzugte Bildung von γ_{glob} für beide Temperaturen vergleichbare Eigenschaften wie bei 1270 °C erwarten lässt. Um den Einfluss der Auslagerungstemperatur T_A und damit der Balance zwischen lamellarer Ausscheidung und perlitisch/zellularer Reaktion zu zeigen, wurde das mögliche Temperaturfeld unterhalb von T_{eut} auf zwei Auslagerungstemperaturen, 800 °C und 1000 °C, begrenzt. Eine Übersicht der Wärmebehandlungen ist in Tabelle 3 gegeben.

Tabelle 3: Übersicht der Wärmebehandlungen am umgeformten Ausgangszustand für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

| Bezeichnung | Lösungsglühung | | | Auslagerung | | |
|-------------|----------------|---------------------|-----------|-------------|------------------|-----------|
| | Zeit | Temperatur T_{LG} | Abkühlung | Zeit | Temperatur T_A | Abkühlung |
| WB1 | 1 h | 1270 °C | Öl | 6 h | 800 °C | Ofen |
| WB2 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB3 | | | Luft | 6 h | 800 °C | |
| WB4 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB5 | | | Ofen | 6 h | 800 °C | |
| WB6 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB7 | | 1250 °C | Öl | 2 h | 1000 °C | |
| WB8 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB9 | | | Luft | 6 h | 800 °C | |
| WB10 | | 1300 °C | Öl | 2 h | 1000 °C | |
| WB11 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB12 | | | Luft | 6 h | 800 °C | |

In Abbildung 63 sind die mechanischen Kennwerte der verschiedenen Wärmebehandlungen am umgeformten Zustand, den Werten ohne Wärmebehandlung des feingegossenen und geHIPten und des umgeformten Zustandes gegenübergestellt. Dabei stehen die offenen Symbole für Versuche bei Raumtemperatur und die gefüllten Symbole für Versuche bei 700 °C und die Farben Rot und Blau für die Auslagerungstemperaturen 800 °C bzw. 1000 °C. Betrachtet man die Werte für die Dehngrenze, wird deutlich, welches Potenzial die Umformung zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften besitzt. Allein durch die Umformung kann die Dehngrenze bei Raumtemperatur um ca. 150 MPa auf 840 MPa und bei 700 °C um 50 MPa auf knapp 600 MPa gesteigert werden. Durch eine anschließende Wärmebehandlung können Werte von bis zu 920 MPa erreicht werden. Da jeder der drei Wärmebehandlungsparameter der zweistufigen Wärmebehandlung einen spezifischen Einfluss auf die Mikrostruktur hat, soll im folgenden Abschnitt der Einfluss jedes der Parameter soweit wie möglich getrennt voneinander betrachtet werden.

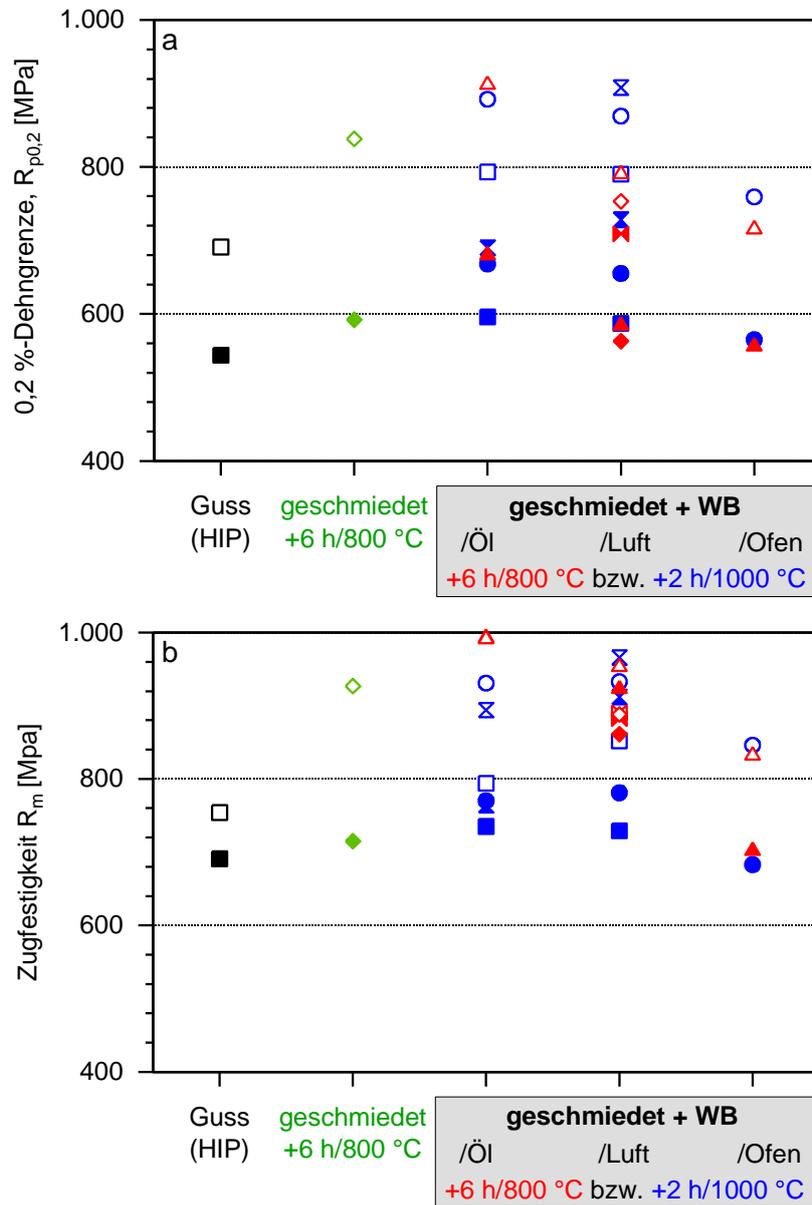
Als erster Schritt der zweistufigen Wärmebehandlung gilt die Wahl der Lösungsglühetemperatur. Variiert man die Temperatur im Bereich von 1250 °C – 1300 °C, so zeigt sich, dass mit steigender Temperatur die Festigkeiten zunehmen bzw. die Bruchdehnung abnimmt. Für Versuche bei Raumtemperatur $T_V = 25$ °C werden die Dehngrenzen auf Grund der zu geringen Bruchdehnung für $T_{LG} = 1300$ °C mit Ausnahme für $T_A = 1000$ °C (910 MPa) nicht erreicht. In diesen Fällen liegt die Bruchspannung σ_B unterhalb der 0,2 %-Dehngrenze. Auf der anderen

Seite liegen die Werte für Duplexgefüge, $T_{LG} = 1250\text{ °C} - 1270\text{ °C}$ im Bereich von 720 MPa und 915 MPa. Tendenziell gleich skaliert R_m mit der Lösungsglüh­temperatur. Hier werden für 1300 °C 890 MPa – 970 MPa und für 1250 °C bzw. 1270 °C 795 MPa und 930 MPa erreicht. Mit Steigerung der Lösungsglüh­temperatur verhält sich die Bruchdehnung reziprok zur Festigkeit. Verglichen mit den Werten von Duplexgefügen mit Bruchdehnungen von 0,6 % – 3,6 % wird durch Lösungsglühung bei 1300 °C eine Bruchdehnung von 0,4 % nicht überschritten. Betrachtet man das Festigkeits-Duktilitäts-Verhältnis innerhalb einer Lösungsglühreihe (1250 °C – 1300 °C) bei gleicher Abkühlung und Auslagerung, kann angenommen werden, dass die Lamellenbreite konstant über den Lösungsglüh­temperaturen bleibt. Damit skaliert das Festigkeits-Duktilitäts-Verhältnis nahezu ausschließlich mit dem Verhältnis von γ_{glob} zu $\alpha_2 + \gamma$ -Kolonien. Dieses Verhalten ist dabei beinahe unabhängig von der Abkühlrate und der Auslagerung, da innerhalb jeder Lösungsglühreihe das gleiche Verhalten festzustellen ist. Gleiches gilt auch für Versuche bei 700 °C. Bedingt durch die Nähe zur Spröd-Duktil-Übergangstemperatur sinken die Festigkeiten bzw. steigen die Duktilitäten je nach Wärmebehandlung teils deutlich. Der Zusammenhang zwischen dem Anteil von γ_{glob} und der Festigkeit bzw. Duktilität lässt sich ebenfalls in der Literatur finden [18, 215].

Als zweiter Schritt der Wärmebehandlung zählt die Abkühlrate, mit der die Proben von der Lösungsglüh­temperatur abgekühlt werden. Bei Raumtemperatur werden durch Ölabschreckung, je nach T_{LG} und T_A , Dehngrenzen zwischen 790 MPa und 915 MPa, Zugfestigkeiten zwischen 795 MPa und 995 MPa und Dehnungen von 0,1 % bis 0,6 % erreicht. Mittels Luftabkühlungen werden Dehngrenzen von 750 MPa – 910 MPa und Festigkeiten von 890 MPa – 965 MPa erreicht. Die Dehngrenzen liegen zwischen 0,1 % und 0,82 %. Wird die Abkühlrate (Ofenabkühlung) weiter abgesenkt, sinkt der Bereich der Dehngrenzen auf 720 MPa – 760 MPa und der Bereich der Zugfestigkeit auf 835 MPa – 846 MPa. Gegensätzlich dazu steigt die Dehnung auf 1,35 % bzw. 1,55 %. Wie in Kapitel 5.6.2 beschrieben, nimmt die Breite der Lamellenabstände zu, so dass die Festigkeitsab- bzw. Duktilitätszunahme, stark vereinfacht betrachtet, wie eine Hall-Patch-Beziehung verstanden werden kann [216, 217]. Andererseits kommt es insbesondere durch Ofenabkühlung zu einer Zunahme des globularen γ -Anteils, was ebenfalls einen Einfluss auf das Festigkeits-Duktilitäts-Verhältnis hat. Um dieses Verhalten besser zu erkennen, sind in Abbildung 64 ausschließlich die Werte für $T_{LG} = 1270\text{ °C}$ dargestellt. Dort zeigt sich auch, dass die Abnahme der Festigkeit bzw. Zunahme der Duktilität auch bei Versuchstemperaturen von 700 °C die gleiche Tendenz besitzt.

Der dritte Schritt, die Auslagerungstemperatur, hat auf Grund der in Kapitel 5.6.3 gezeigten strukturellen Änderungen, insbesondere unter Hochtemperaturbelastung, einen signifikanten

Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Bedingt durch die beiden Schritte der Lösungsglühung stellen sich unterschiedliche Mikrostrukturen ein. Dadurch wird der Einfluss der Auslagerung maßgeblich beeinflusst, so dass die Bewertung, im Vergleich zu den beiden Schritten der Lösungsglühung, komplexer ausfällt. Als erstes muss hier zwischen Duplexgefügen (1250 °C und 1270 °C) und nahezu voll-lamellaren Gefügen (1300 °C) unterschieden werden.



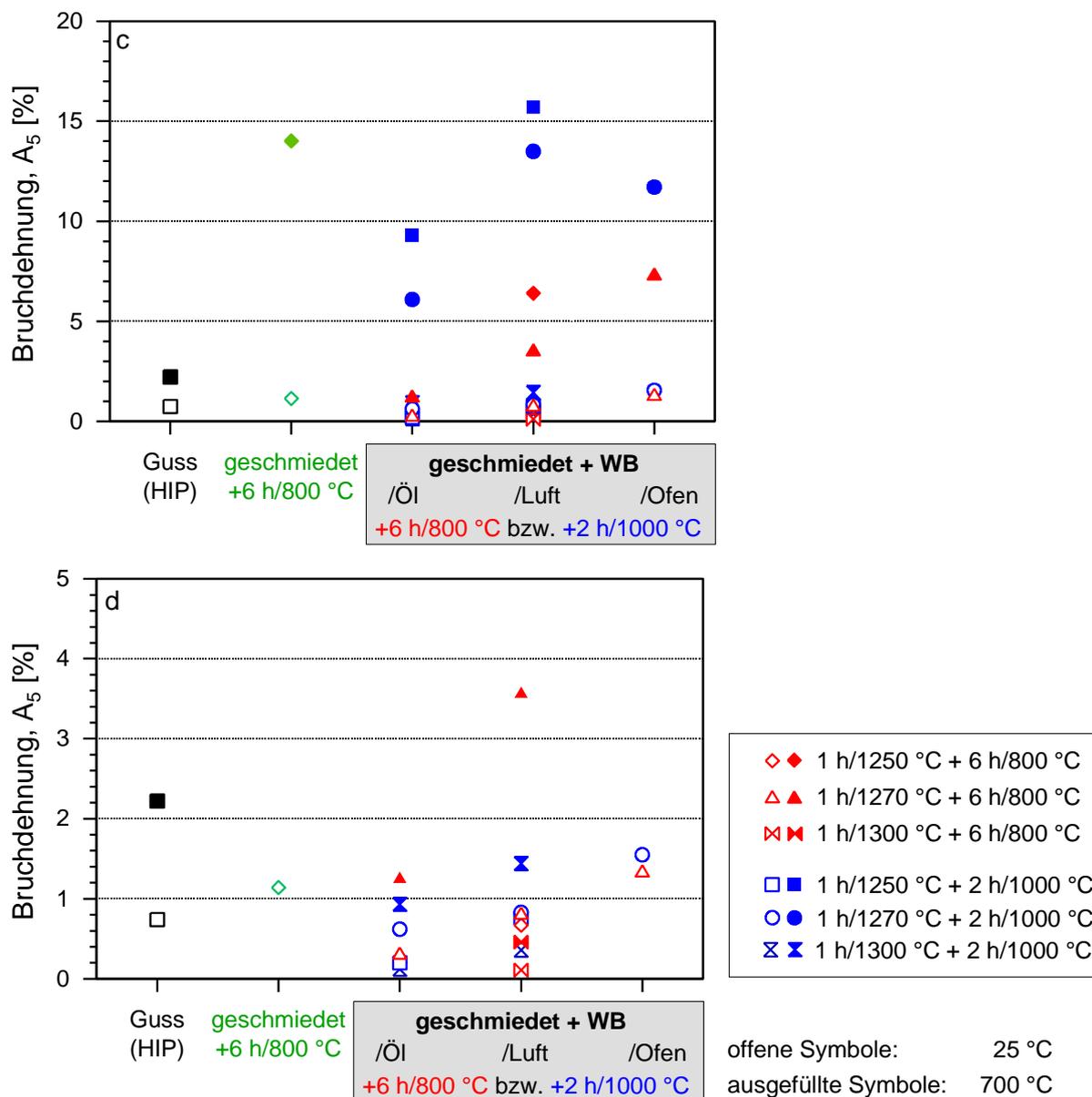


Abbildung 63: Mechanische Eigenschaften nach verschiedenen Endwärmebehandlungen im Vergleich zu den beiden Ausgangszuständen geHIPt feingegossen und umgeformt; a) Dehngrenze, b) Zugfestigkeit, c) Bruchdehnung, d) Ausschnitt aus dem unteren Bereich der Bruchdehnung

Im Falle von Duplexgefügen fällt anhand von $T_{LG} = 1270$ °C eine Erklärung für die Abhängigkeit der Dehngrenzen von den Abkühlraten der Ölabschreckung bzw. Luftabkühlung schwer (Abbildung 64a). Während sich bei Ölabschreckung die Dehngrenzen trotz deutlich unterschiedlichem Gefüge kaum unterscheiden, steigt durch Luftabkühlung die Dehngrenze mit steigender Auslagerungstemperatur. Die Dehngrenze beträgt bei Raumtemperatur für die Ölabschreckung und $T_A = 800$ °C 915 MPa bzw. für $T_A = 1000$ °C 890 MPa. Die Differenz zwischen den Auslagerungstemperaturen beträgt bei Luftabkühlung, ausgehend von 795 MPa bei $T_A = 800$ °C, 75 MPa. Synchrotronmessungen zeigen, dass sich die Phasenzusammensetzung, absolut betrachtet, geringfügig mehr für den ölabschreckten Zustand ändert. Während

bei $T_A = 800\text{ °C}$ die lamellaren Ausscheidungen die Mikrostruktur dominieren, ist es bei 1000 °C die perlitisch/zellulare Reaktion. Wie bereits beschrieben, führt die Zunahme der Lamellenbreite durch eine abnehmende Abkühlrate zur Reduktion der Festigkeiten. Andererseits scheint die perlitisch/zellulare Reaktion für beide Abkühlraten abgeschlossen, so dass sich die Dehngrenzen auf gleichem Niveau befinden. Es kann spekuliert werden, dass sich bei Ölabschreckung die Einflüsse beider Reaktionen auf die Dehngrenze, der lamellaren Ausscheidung und der perlitisch/zellularen Reaktion auf das Gefüge in Verbindung mit der geringfügig größeren Änderung der Phasenaufteilung ungefähr ausgleichen. Während durch Vergrößerung der vorherrschenden lamellaren Struktur bei $T_A = 800\text{ °C}$ die Dehngrenze sinkt, bleibt sie für $T_A = 1000\text{ °C}$ auf gleichem Niveau. Es muss allerdings auch beachtet werden, dass je Wärmebehandlung und Versuchstemperatur nur eine Probe zur Verfügung stand, so dass die getätigte Vermutung auf keinerlei statistischer Basis aufbaut. Daher kann ein Einfluss von Materialfehlern nicht ausgeschlossen werden. Interessanterweise haben Wallgram et al. [150] für die sehr ähnliche TNM-Legierung sowohl für Raum- als auch für Hochtemperatur bei ähnlichen Wärmebehandlungsparametern höhere Dehngrenzen durch eine niedrigere Auslagerungstemperatur erreicht.

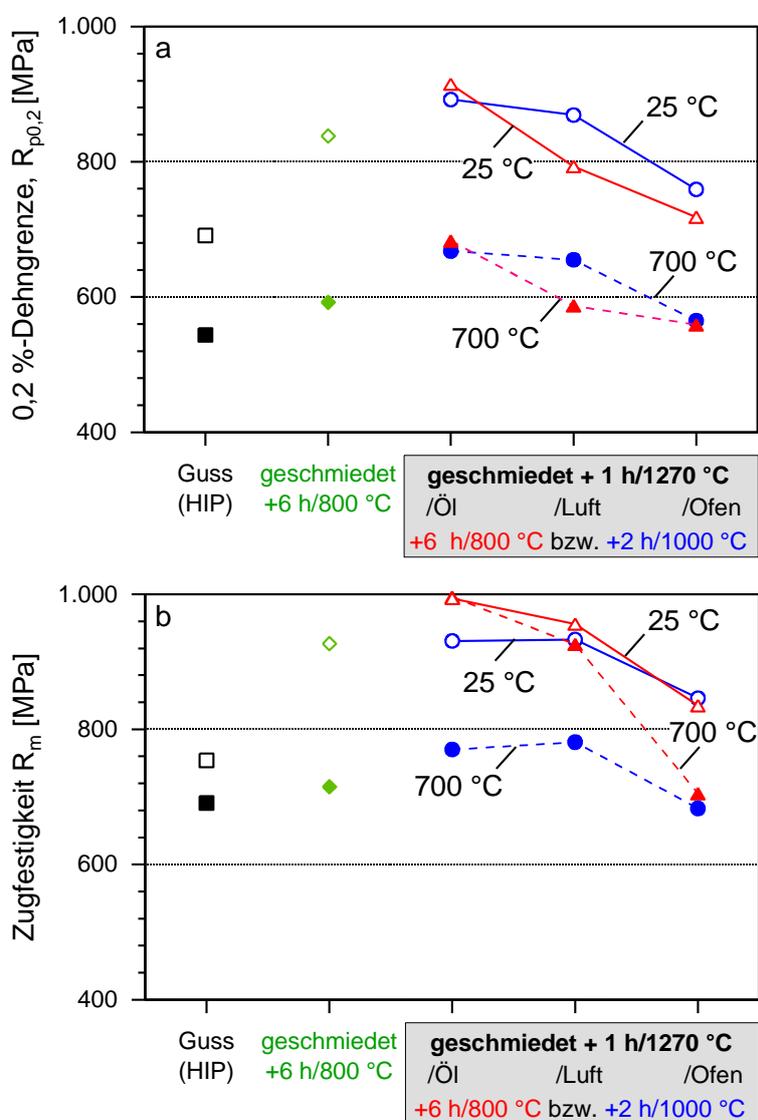
Für die Zugfestigkeit werden durch Auslagerung bei 800 °C unabhängig von der Abkühlrate höhere Werte, insbesondere bei hohen Versuchstemperaturen, erreicht (Abbildung 64b). Dabei werden Werte bei Raumtemperatur von 995 MPa bei Ölabschreckung und 955 MPa bei Luftabkühlung erreicht. Für $T_A = 1000\text{ °C}$ hingegen 930 MPa bzw. 935 MPa . Hier führt die gröbere perlitisch/zellulare Reaktion im Sinne der Hall-Patch-Beziehung, aber auch in Bezug auf den zunehmenden γ -Phasenanteil zur Reduktion der Festigkeit. Das erklärt auch den größeren ausfallenden Unterschied bei Hochtemperatur, da hier die bessere Verformbarkeit der γ -Phase zum Tragen kommt. Dies zeigt sich im gegensätzlichen Sinn auch im Verlauf der Bruchdehnungen (Abbildung 64c). Hier werden bei 700 °C bei $T_A = 1000\text{ °C}$ Werte oberhalb von 5% erreicht, wo hingegen bei $T_A = 800\text{ °C}$ die Werte unterhalb von 5% verbleiben.

In der bisher geführten Diskussion wurde die Ofenabkühlung nicht mit einbezogen, da, wie zuvor erwähnt, durch Ofenabkühlung von der Lösungsglühstemperatur bereits das thermodynamische Gleichgewicht erreicht wird, so dass sich hier weder die Festigkeiten noch die Dehnung für die beiden betrachteten Auslagerungstemperaturen von 800 °C und 1000 °C signifikant voneinander unterscheiden. Damit hat eine weitere Auslagerung keinen Einfluss mehr.

Für nahezu voll-lamellare Gefüge, wie sie nach Lösungsglühung oberhalb $T_{\gamma\text{Solv}}$ vorliegen, können durch Auslagerung bei 1000 °C eine Verbesserung sowohl der Festigkeiten als auch der Duktilitäten unabhängig von der Versuchstemperatur erreicht werden. Bei $T_V = 25\text{ °C}$ und

Luftabkühlung von der Lösungsglühtemperatur bedeutet das für die Zugfestigkeit eine Steigerung um 70 MPa auf 965 MPa und für die Duktilität um 0,2 % auf 0,35 %. Durch Ölabschreckung reduziert sich die Zugfestigkeit auf 895 MPa und die Duktilität auf 0,12 %. Bei einer Versuchstemperatur von 700 °C nimmt die Differenz der Werte zwischen den Auslagerungstemperaturen zu.

Durch die sehr hohen Festigkeiten der nahezu voll-lamellaren Gefügestruktur ist der Einfluss von Inhomogenitäten des Gefüges bzw. von äußeren Schäden deutlich kritischer als bei Duplexgefügen mit hinreichender Duktilität. Dadurch liegt die Bruchspannung oftmals unterhalb der Dehngrenze, so dass die wahre Festigkeit in der Regel nicht erreicht wird. Durch die Vergrößerung des Gefüges mittels perlitisch/zellulärer Reaktion wird demnach eine Steigerung der Duktilität erzielt und so insgesamt eine höhere Bruchspannung erreicht.



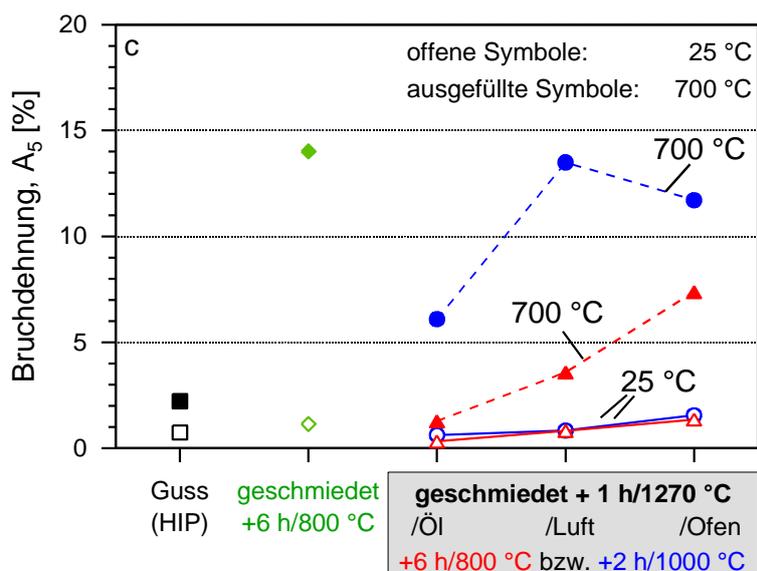


Abbildung 64: Vergleich der mechanischen Eigenschaften nach Lösungsglühung bei 1270 °C für drei Abkühlraten und zwei Auslagerungstemperaturen

Neben den quasistatischen Eigenschaften spielt für den späteren Einsatz in Flugtriebwerken insbesondere Kriechen eine entscheidende Rolle. Um den Einfluss der Mikrostrukturvariation durch Veränderung der Abkühlrate auf das Kriechverhalten zu bestimmen, wurden die in Abbildung 65a und b gezeigten Kriechversuche bei 700 °C mit einer Initialspannung von 350 MPa bzw. 250 MPa durchgeführt.

Die Dehnraten bei einer Initialspannung von 350 MPa sinken beim sekundären Kriechen mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit, was der gleichen Tendenz wie bei den bereits gezeigten Zugversuchen entspricht (Abbildung 65a). In der Literatur [218-220] wird dieses Verhalten, welches durch eine Verringerung der Lamellenbreite nicht nur zu einem Festigkeitsanstieg führt, sondern den Kriechwiderstand erhöht, ebenfalls diskutiert. Maruyama et al. [219] haben außerdem gezeigt, dass die Kriechrate mit der Zunahme an γ_{glob} verringert wird, was ebenfalls im Zusammenhang mit der Abkühlrate steht. Für eine Initialspannung von 250 MPa ist die Kriechrate sowohl bei Luftabkühlung als auch für Ölabschreckung höher als für Ofenabkühlung. Außerdem lässt sich Primärkriechen für die beiden erst genannten feststellen, während für Ofenabkühlung der Bereich des primären Kriechens vermutlich kaum ausgeprägt und so nicht zu erkennen ist (Abbildung 65b). Je nach Literatur werden für ausgeprägtes Primärkriechen eine hohe Dichte von Versetzungen an den kohärenten Lamellengrenzen oder Phasentransformation in Folge des thermodynamischen Ungleichgewichtes bzw. Zwillingbildung verantwortlich gemacht [221-223]. Sowohl Langzeitauslagerungen als auch Kriechversuche haben gezeigt, dass sich die Mikrostruktur weiter verändern kann. Dies trifft auch auf β -stabilisierte Titanaluminide zu, wobei sich sowohl die geordnete β_0 -Phase aus der α_2 -Phase, als

auch ω_0 aus α_2 bzw. β_0 ausscheiden kann [224-227]. Da die höheren Abkühlraten ein ausgeprägtes primäres Kriechverhalten zeigen, wäre eine mögliche Erklärung durch fortschreitende Phasenumwandlung gegeben. Eine Analyse der zugrundeliegenden Mechanismen ist Bestandteil weiterer Untersuchungen.

Diese Aussagen werden zum Teil durch TEM-Untersuchungen an den beiden luft- und ofenabgekühlten Proben nach Erreichen von 3% Dehnung bei 700 °C und einer Initialspannung von 250 MPa gestützt [160]. So lässt sich innerhalb der β_0 -Phase eindeutig die ω_0 -Phase nachweisen. In Verbindung mit dem höheren β_0 -Phasengehalt durch Ofenabkühlung könnte die vergleichbare Kriechrate zur Luftabkühlung durch den erhöhten Kriechwiderstand der fein strukturierten β_0/ω_0 -Phase erklärt werden. Für die ofenabgekühlte Probe konnte eine fortschreitende Vergrößerung der lamellaren Kolonien beobachtet werden, so dass angenommen werden kann, dass sich selbst nach langsamer Ofenabkühlung die Phasenaufteilung nach wie vor nicht im thermodynamischen Gleichgewicht befindet. Für eine tiefergreifende Analyse wird an dieser Stelle auf die Literatur verwiesen werden [160, 228].

Eine Steigerung der Auslagerungstemperatur auf 1000 °C führt für beide Spannungen zu einer erhöhten Kriechrate (Abbildung 65c und d). Wie im letzten Absatz bereits beschrieben, wäre auch hier eine mögliche Erklärung eine weiterablaufende Strukturumwandlung. Ein genaueres Studium dieses Verhaltens stand nicht im Vordergrund der Untersuchungen und bleibt so Bestandteil weiterer Erforschungen.

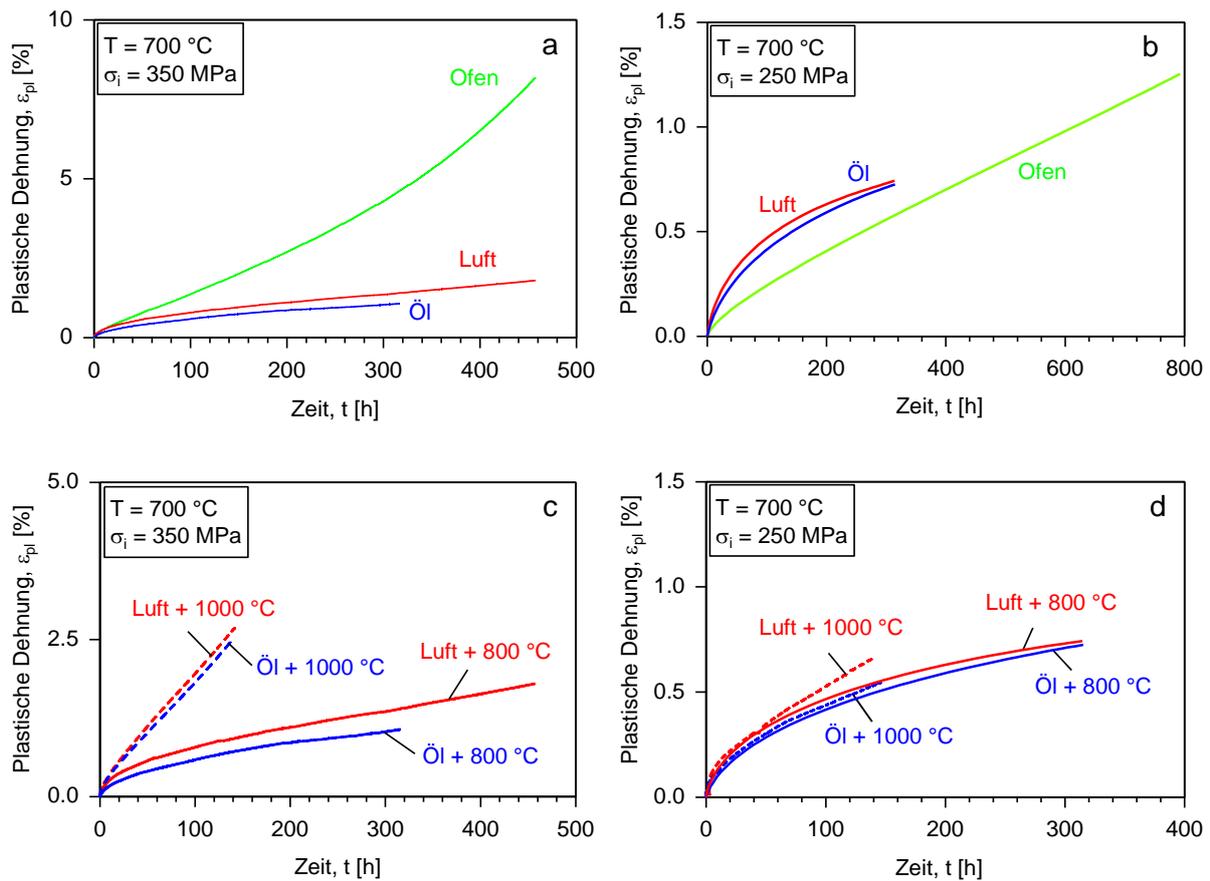


Abbildung 65: Kriechkurven aufgezeichnet bei 700 °C und einer Initialspannung von 350 MPa (a und c) bzw. 250 MPa (b und d); a)b) wärmebehandelt mit 1270 °C für 1 h abgekühlt mit den angegebenen Raten und anschließend bei 800 °C für 6 h und Ofenabkühlung ausgelagert; c)d) wärmebehandelt bei 1270 °C für 1 h und Luftabkühlung anschließend mit den angegebenen Auslagerungen ausgelagert

Ein Vergleich aller hier präsentierten mechanischen Eigenschaften zeigt, dass das beste Verhältnis aus Festigkeit, Duktilität und Kriechbeständigkeit für WB3, bestehend aus Lösungsglühen bei 1270 °C für 1 h und Luftabkühlung und anschließendem Auslagern bei 800 °C für 6 h und Ofenabkühlung, erreicht wird. Zwar werden zum Teil einzelne Kennwerte nach anderen Wärmebehandlungen übertroffen, jedoch führt in diesen Fällen eine Festigkeitssteigerung gleichzeitig zu einer Duktilitätsverminderung oder umgekehrt. Außerdem führt eine Auslagerung bei 800 °C zu einer weitestgehend stabilen Vergrößerung der Lamellen innerhalb der Kolonien, was im Vergleich zur diskontinuierlichen Ausscheidung durch die perlitisch/zellularen Reaktion besser zu kontrollieren ist. In Bezug auf die technische Umsetzbarkeit gilt Luftabkühlung ohnehin als hinreichender Kompromiss aus Machbarkeit und Wirtschaftlichkeit. Eine Lösungsglühung bei 1270 °C bietet ausreichend Abstand zum Zweiphasengebiet $\alpha + \beta$, was zusätzlich der Umsetzbarkeit zu Gute kommt. Neben dem guten Festigkeits-Duktilitäts-Verhältnis zeichnet sich WB3 auch bei der Kriechbeständigkeit aus, da hier sowohl für 350 MPa als auch bei 250 MPa Initialspannung eine gute Kriechbeständigkeit erzielt wird [160]. Verglichen mit

dem im Ofen abgekühlten Zustand zeigt sich die höhere Kriechfestigkeit allerdings erst nach 1000 h. Eine bessere Kriechfestigkeit lässt sich ebenfalls für die Auslagerungstemperatur von 800 °C gegenüber 1000 °C feststellen.

Um zu klären, ob eine Umformung zwingend erforderlich ist bzw. ob durch gezieltes Wärmebehandeln die mechanischen Eigenschaften des Gussgefüges soweit verbessert werden können, dass es mit den umgeformten Proben konkurrieren kann, wurden auf Basis der gemachten Erfahrungen beim umgeformten Zustand die in Tabelle 4 gezeigten Wärmebehandlungen auch am Gusszustand durchgeführt.

Tabelle 4: Übersicht Wärmebehandlungen am feingegossenen und geHIPten Zustand für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

| Bezeichnung | Lösungsglühung | | | Auslagerung | | |
|-------------|----------------|---------------------|-----------|-------------|------------------|-----------|
| | Zeit | Temperatur T_{LG} | Abkühlung | Zeit | Temperatur T_A | Abkühlung |
| WB3 | 1 h | 1270 °C | Luft | 6 h | 800 °C | Ofen |
| WB4 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB5* | | | Ofen | | | |
| WB9 | | 1250 °C | Luft | 2 h | 800 °C | |
| WB12 | | 1300 °C | Luft | 2 h | 800 °C | |
| WB13 | 0,5 h | 1450 °C | Luft | 2 h | 800 °C | |

Die in Abbildung 66 gegebene Übersicht der mechanischen Eigenschaften zeigt, dass sich durch alle Wärmebehandlungen, mit Ausnahme von WB5*, eine Verbesserung der Dehngrenze und Zugfestigkeit erzielen lässt. Verglichen mit dem nicht wärmebehandelten umgeformten Zustand werden nur durch WB13 ähnliche Werte für die Festigkeiten erreicht. Die Dehngrenzen liegen bei Raumtemperatur im Bereich von 650 MPa bis 880 MPa und die Zugfestigkeiten zwischen 745 MPa und 920 MPa.

Beschränkt man sich bei der Betrachtung ausschließlich auf die Variation der Lösungsglüh-temperatur mit anschließender Luftabkühlung und Auslagerung bei 800 °C, steigen die Festigkeiten mit zunehmender Lösungsglüh-temperatur an. Dieses Verhalten wird sowohl bei Raumtemperatur als auch bei 700 °C beobachtet. Wie bereits gezeigt, führt der massive Anstieg der Korngröße durch Glühung knapp oberhalb von $T_{\gamma\text{SolV}}$ zum vorzeitigen Bruch, so dass für Raumtemperatur keine Dehngrenze bestimmt werden kann und mit einer Bruchdehnung von 0,02 % nahezu keine plastische Verformung stattfindet. Mit wachsender Koloniegröße und je nach Lage und Ausrichtung der Kolonien steigt die Wahrscheinlichkeit eines vorzeitigen Bruches, da die lamellaren Kolonien zunehmend zu kritischen Defekten werden [130, 229, 230]. Für die Festigkeit spielt neben dem Lamellenabstand, der durch Überschreiten von $T_{\gamma\text{SolV}}$ deutlich verringert wird, auch die Größe der Kolonien und die Homogenität des Gefüges eine Rolle.

Da durch Glühung im β -Einphasengebiet sowohl die Größe der Kolonien verringert als auch eine homogene fein-lamellare Ausscheidung der γ -Phase erzielt wird, können durch WB13 nicht nur die höchsten Festigkeiten, sondern auch eine höhere Duktilität (0,26 % bei $T_V = 25\text{ °C}$) als durch WB12 erreicht werden. Auf Grund des noch vorhandenen Anteils an γ_{glob} bei Glühungen unterhalb von $T_{\gamma\text{Solv}}$ fällt die Duktilität für WB3 und WB4 zwar geringfügig höher aus, da jedoch in der Regel Duplexgefüge nicht die Festigkeiten von voll-lamellaren Gefügen erreichen, sinken die Festigkeiten im Vergleich zu den Wärmebehandlungen WB12 und 13 zu geringeren Werten. Einen weiteren Einfluss könnten auch die nicht vollständig aufgelösten, primären γ -Lamellen haben. Diese wirken sich, bedingt durch ihre relative Breite, als Defekte in der Mikrostruktur aus, so dass es zum vorzeitigen Versagen kommen könnte.

Bei WB5* wurde auf eine Auslagerung verzichtet, da sich bei den Versuchen am umgeformten Material bereits gezeigt hat, dass das thermodynamische Gleichgewicht nahezu erreicht und damit, zumindest im Zugversuch, keinerlei Veränderung festgestellt wurde. Durch die vergleichsweise langsame Abkühlung vergrößert neben γ_{glob} auch γ_{lam} , so dass auf der einen Seite die Festigkeiten sowohl gegenüber den anderen Wärmebehandlungen als auch gegenüber dem Ausgangszustand sinken, jedoch auf der anderen Seite bei $T_V = 25\text{ °C}$ eine vergleichbare Bruchdehnung von 0,35 % erreicht wird. Der höhere Anteil an γ -Phase hat insbesondere bei $T_V = 700\text{ °C}$ einen duktilitätssteigernden Effekt, da die Bruchdehnung auf 2,7 % steigt und damit die mit Abstand höchste Hochtemperaturduktilität aller Wärmebehandlungszustände von gegossenem Ausgangsmaterial erzielt wird. Der entstandene Homogenisierungseffekt durch Vergrößerung sowohl von γ_{glob} als auch von γ_{lam} trägt ebenfalls zur Verbesserung der Duktilität bei.

Die Änderung der Auslagerungstemperatur zwischen WB3 und WB4 hat im Gusszustand keinen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Da für WB4 die zelluläre Ausscheidung lediglich auf die Koloniegrenzen beschränkt bleibt, dominiert nach wie vor der lamellare Gefügeanteil, bestehend aus primär und sekundär ausgeschiedenen γ -Lamellen. Dies lässt die Vermutung zu, dass die mechanischen Eigenschaften durch diese auch bei höheren Auslagerungstemperaturen bestimmt werden.

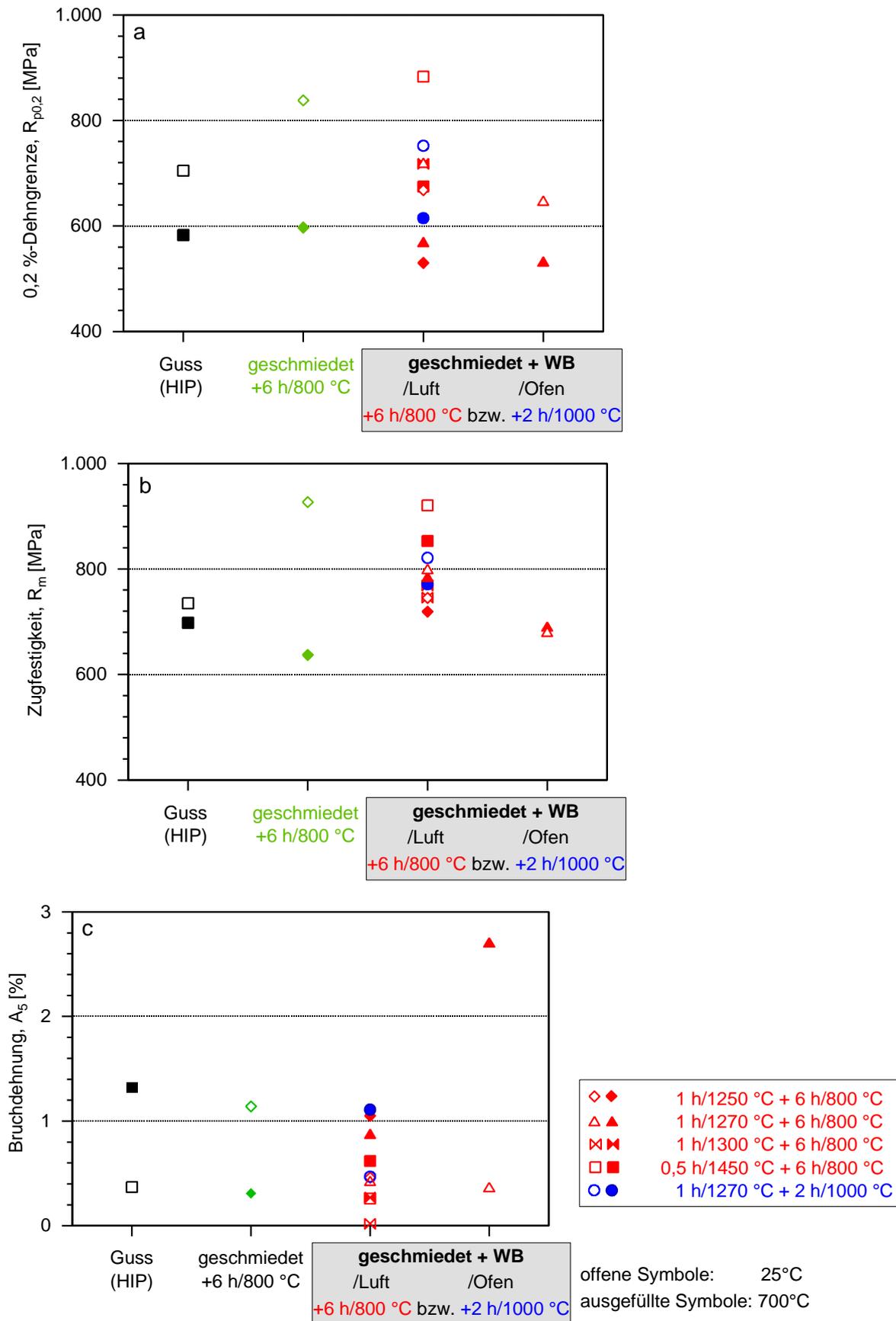


Abbildung 66: Mechanische Eigenschaften des feingegossenen und geHIPten Ausgangszustandes von TNB-V4; Zuordnung der Wärmebehandlungsparameter anhand der Legende; a) Dehngrenze, b) Zugfestigkeit, c) Bruchdehnung

Wie die mechanischen Eigenschaften des geHIPten und wärmebehandelten Gusszustandes zeigen, ist eine homogene Mikrostruktur für die hier untersuchte β -stabilisierte γ -TiAl-Legierung unerlässlich. Schwaighofer et al. [113] kommen für die sehr ähnliche TNM-Legierung zu demselben Schluss. Daher führt im Fall des Gusszustandes ausschließlich WB13 zu einer Verbesserung gegenüber dem Ausgangszustand. Allerdings werden dadurch nur die Werte des nicht wärmebehandelten, umgeformten Ausgangszustandes erreicht. Dies zeigt, dass eine Umformung und anschließende Wärmebehandlung zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere in Hinblick auf die erreichbare Duktilität, führen.

5.7 Technische Umsetzung

Auf Basis der ermittelten Parameter für die Umformung und die Wärmebehandlung wurden mittels eines nahezu isothermen Umformprozesses Schmiedungen im industriellen Maßstab durchgeführt und die erhaltenen Schaufelrohlinge entsprechend wärmebehandelt. Um einen Vergleich zum Prozess im Labormaßstab zu erhalten, wurde einer der zwei wärmebehandelten Schaufelrohlinge zerstört, um Zug- bzw. Schliffproben herzustellen.

In Tabelle 5 sind die als ideal ermittelten den real verwendeten Parametern gegenübergestellt. Dass die verwendeten von den idealen Parametern abweichen, liegt an der technischen Realisierbarkeit bei Schmiedungen im industriellen Maßstab und in der Verwendung einer Gravur.

Tabelle 5: Gegenüberstellung der idealen und realen Parameter des Umformprozesses und der Wärmebehandlung

| Parameter | Ideal | Real |
|-----------------------|--|--------------------------------------|
| Umformtemperatur | 1210 °C – 1290 °C | Rohling: 1250 °C Gravur: 1200 °C |
| Umformgeschwindigkeit | $< 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ | $< 3,5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ |
| Umformgrad | $> 65 \%$ | Maximum $\sim 85 \%$ |
| Umgebungsmedium | Schutzgas oder Vakuum | |
| Wärmebehandlung | Lösungsglühung: 1270 °C für 1 h und Luftabkühlung Auslagerung: 800 °C für 6 h und Ofenabkühlung | |

Die Entwicklung eines neuen Gesenkwerkstoffes auf keramischer Basis konnte bis zum Ende des Projektes nicht abgeschlossen werden, so dass für die technische Umsetzung auf ein molybdänbasierendes Gesenk zurückgegriffen wurde. Die Hochtemperatureinsatzfähigkeit solcher Gesenke ist jedoch limitiert, wodurch die Gesenktemperatur auf 1200 °C begrenzt werden musste. Da der Einfluss der Gesenktemperatur auf die Umformung nicht untersucht wurde

sowie das Ziel ein isothermer Umformprozess war, sollte diese so hoch wie möglich gewählt werden.

In Abbildung 67a ist der Schaufelrohling nach der Umformung gezeigt. Da die Schaufel auf Grund unzureichender Schmierung in der Gravur verklemmt war, konnte sie nicht vor der Abkühlung der Gravur entnommen werden. Durch unterschiedliche Ausdehnungskoeffizienten von Gesenk und Schaufelrohling führte dies letztendlich zum Abriss des Deckbandes. Es wurde eine zweite Schaufel geschmiedet, welche direkt nach der Umformung entnommen wurde. Da für die zweite Schaufel nicht untersucht wurde, warum das Deckband ebenfalls abgerissen ist, können nur Vermutungen angestellt werden. Eine Möglichkeit ist, dass trotz oberem und unterem Anstauens des Gusszylinders die größten Spannungen bei der Umformung im Bereich des Überganges zwischen Deckband bzw. Schaufelfuß und Schaufelblatt entstehen. Durch die kleinen Krümmungsradien der Schaufelgeometrie an dieser Stelle können durch Materialfluss entlang des Radius lokal die Spannungen höher ausfallen als die Mikrostruktur durch Abgleiten, dynamische Rekristallisation oder Erholung kompensieren kann. Mit zunehmender Geschwindigkeit nimmt die Spannungslokalisation in der β -Phase zu, so dass es zum Grenzflächenabreißen kommen könnte. Neben der Möglichkeit des Grenzflächenabreißens könnte es aufgrund des geringeren Volumens des Deckbandes im Vergleich zum Schaufelfuß zu einer schnelleren Abkühlung im oberen Bereich der Schaufel kommen. Das führt letztlich zu einer Überlagerung von thermischen Spannungen, mechanisch eingebrachten Spannungen und Defekten. Dabei darf nicht vernachlässigt werden, dass es durch Abdampfen von Aluminium zur Stabilisierung der α -Phase und Auflösen der β -Phase an der Oberflächenkontur kommt, was sich ebenfalls nachteilig für die lokale Umformung erweisen könnte. Da Informationen zum Schmieden im industriellen Maßstab unzureichend veröffentlicht werden und dieses Versagen nicht Bestandteil dieser Untersuchungen war, kann kein entsprechender Nachweis erbracht werden.

Der Härteverlauf zu den in Abbildung 67b gezeigten Messpunkten ist in Abbildung 67c sowohl mit als auch ohne Wärmebehandlung dargestellt. Ohne Wärmebehandlung wird eine mittlere Härte von 315 HV10 erreicht, wobei die Schwankungen über dem Schaufelquerschnitt mit ± 5 HV10 gering ausfallen. Da die Mikrostruktur verhältnismäßig homogen über den Querschnitt einen großen Anteil an γ_{glob} aufweist sowie keinerlei lamellare Kolonien existieren, wird die Härte durch die Eigenschaften von γ_{glob} bestimmt (Abbildung 68a, c, e). Nach Wärmebehandlung schwankt die Härte um 30 HV10 zwischen 350 HV10 und 380 HV10, wobei die Härte von der Austritts- (Pos. S3) zur Eintrittskante (Pos. S1) der Schaufel abfällt. Gegenüber dem Gefüge vor der Wärmebehandlung liegt nun ein Duplexgefüge mit entsprechendem Anteil an

lamellaren Kolonien vor, wodurch die Härte um bis zu 65 HV10 ansteigt. Der Härteabfall von der Austritts- zur Eintrittskante hängt mit der Koloniegröße und damit von der Hall-Patch-Beziehung ab, wobei die Koloniegröße an der Eintrittskante ca. 13 μm und an der Austrittskante ca. 17 μm entspricht (Abbildung 68b, d, f). Verglichen mit der einachsigen Stauchung der Vorversuche ist das Formfüllen einer 3D-Gravur asymmetrisch, so dass der Umformgrad über der Schaufelgeometrie schwankt. Ausgehend von einem mittig eingelegten, symmetrisch angestauchten Zylinders (Pos. S2) unterliegt die Mikrostruktur zur Eintrittskante (Pos. S1) einem größeren Umformgrad, was zu einem feinkörnigeren Gefüge nach Umformung und so auch nach Wärmebehandlung führt. Ein weiterer Punkt ist, dass das Schaufelvolumen über dem Schaufelblattquerschnitt nicht konstant ist, was sich in einem abweichenden Abkühlgradienten äußern würde. Dies würde auch erklären, warum erst nach dem Wärmebehandeln ein Härteabfall über dem Schaufelblattquerschnitt beobachtet werden kann.

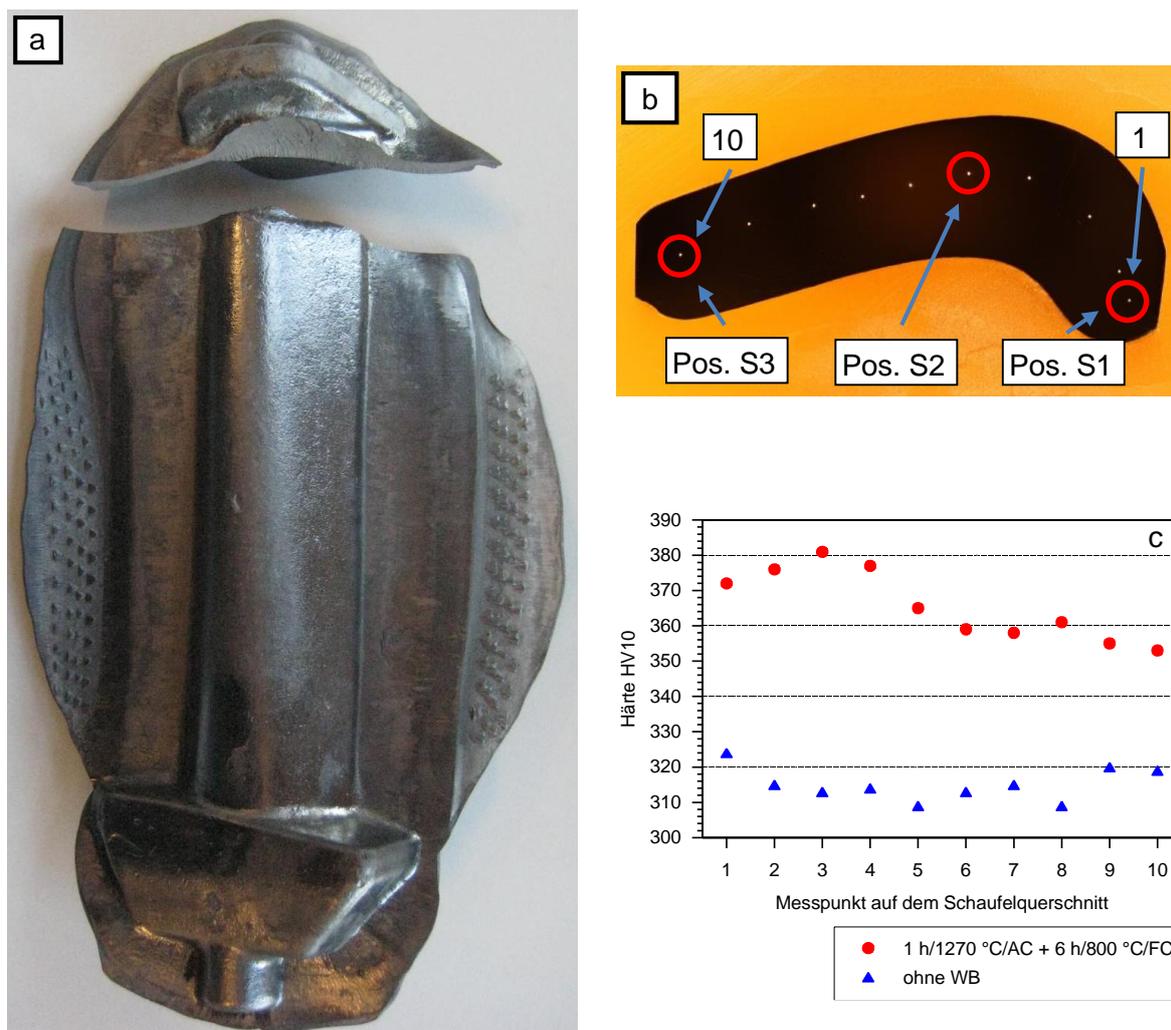


Abbildung 67: a) Schaufelrohling mit abgerissenem Deckband vor der Wärmebehandlung, b) Schaufelquerschnitt mittig des Schaufelblattes mit Markierungen für Härtemessungen und Gefügaufnahmen, c) Härteverlauf über den Querschnitt des Schaufelrohlings mit und ohne Wärmebehandlung

Interessanterweise fällt der Anteil an β_0 -Phase nach Wärmebehandlung in der Mitte (S2) auf 0,8 %, verglichen mit 4 % für die Positionen S1 und S3, deutlich ab. Dass sowohl die Abkühlraten als auch die Umformgrade über dem Schaufelblattquerschnitt unterschiedlich ausfallen, begründet nicht die große Differenz des Gehaltes an β_0 -Phase. Wie in den vorangegangenen Kapiteln gezeigt, beeinflussen die beiden Parameter Abkühlrate von Lösungsglüh-temperatur und Umformgrad die generelle Phasenaufteilung nicht ausreichend, um die Differenz von mehr als 3 % im β/β_0 -Phasenanteil zu erklären. In Frage kämen dafür nur eine Abweichung in der Umform- bzw. Lösungsglüh-temperatur oder der chemischen Zusammensetzung über dem Schaufelquerschnitt. Da ersteres eher unwahrscheinlich ist, wäre eine Abweichung in der chemischen Zusammensetzung die plausibelste Annahme. Da das Gefüge der Zugproben homogen ausfällt, wurde dieser Effekt nicht weiter untersucht. Vergleicht man das Gefüge nach dem Umformen mit dem aus Vorversuchen, fällt auf, dass die Mikrostruktur im Bereich des Schaufelblattes nicht nur nahezu vollständig rekristallisiert/globular eingeformt ist, sondern auch der

Anteil an γ_{glob} deutlich höher ausfällt. Da die Vorgabe des notwendigen Umformgrades mit ca. 85 % für die Schaufelschmiedung erfüllt wird, erklärt sich die nahezu vollständige Rekristallisation. Der hohe Anteil an γ_{glob} geht auf die im Vergleich zu den Vorversuchen langsamere Abkühlung zurück. Wie bereits erwähnt, klemmte die Schaufel auf der Gravur fest, so dass die Schaufel mit der Gravur abkühlen musste, was zu einer Abkühlrate auf dem Niveau von Ofenabkühlung führte. Wie in den Abbildung 61e und f gezeigt, neigt TNB-V4 dazu, bei langsamer Abkühlung von knapp oberhalb T_{eut} globulare γ -Körner zu bilden.

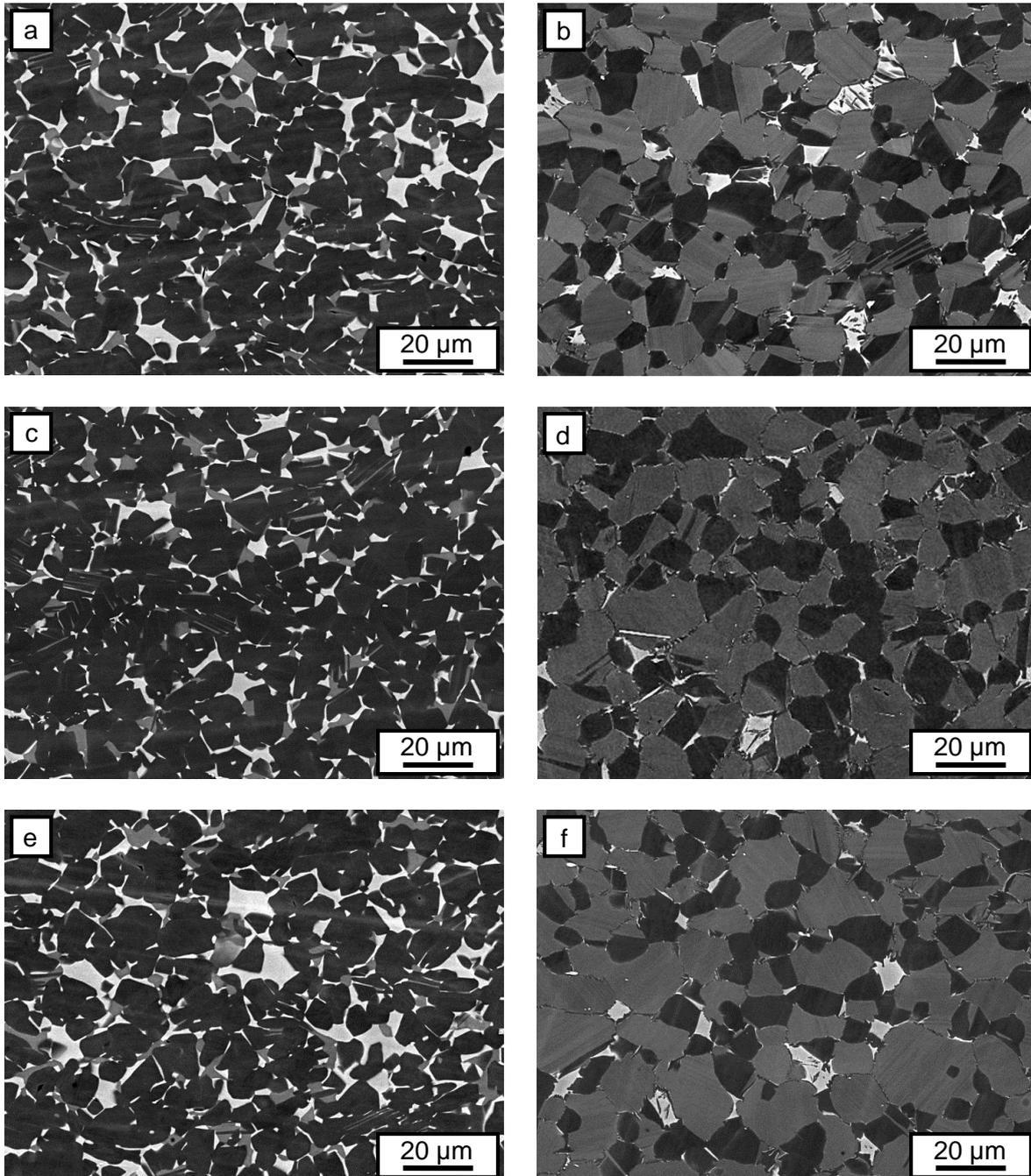


Abbildung 68: Mikrostruktur des Schaufelrohlings für die drei Positionen a) S1 Eintrittskante, c) S2 Schaufelmitte und e) S3 Austrittskante; vor (links) und nach (rechts) der Wärmebehandlung

Nach Lösungsglühung sollte der Anteil an γ_{glob} im gleichen Maße in Lösung gebracht sein wie bei den Vorversuchen. Im direkten Vergleich zwischen Abbildung 68b und Abbildung 61c zeigt sich, dass dies nicht der Fall ist. Durch den höheren γ_{glob} -Gehalt verringert sich die Kolonigröße im Vergleich zu der in den Vorversuchen um $3\ \mu\text{m}$ auf ca. $20\ \mu\text{m}$. Da während der Schmiedung und Wärmebehandlung die vorgegebenen Parameter in groben Grenzen eingehalten wurden, kann entweder das größere Volumen der Schaufel zur Reduktion der Abkühlgeschwindigkeit von der Lösungsglühtemperatur geführt haben oder die chemische Zusammensetzung weicht von der chemischen Zusammensetzung der Vorversuchsproben ab. Durch eine geringe Abkühlrate kommt es im Falle von TNB-V4 durchaus zur Ausscheidung von γ_{glob} . Jedoch vergrößern auch die γ -Lamellen. Da dies für die Mikrostruktur der Schaufel nicht der Fall ist, kann nur ein Unterschied in der Zusammensetzung dazu geführt haben. In Abbildung 69 sind die Aufheizkurven beider Materialien gegenübergestellt. Wie zu erkennen, unterscheiden sich sowohl $T_{\gamma\text{Solv}}$ als auch T_{β} um $15\ \text{K}$ bzw. $30\ \text{K}$ von den Übergangstemperaturen des Probenmaterials aus den Vorversuchen, was die Vermutung einer Abweichung der Legierungszusammensetzung bestätigt.

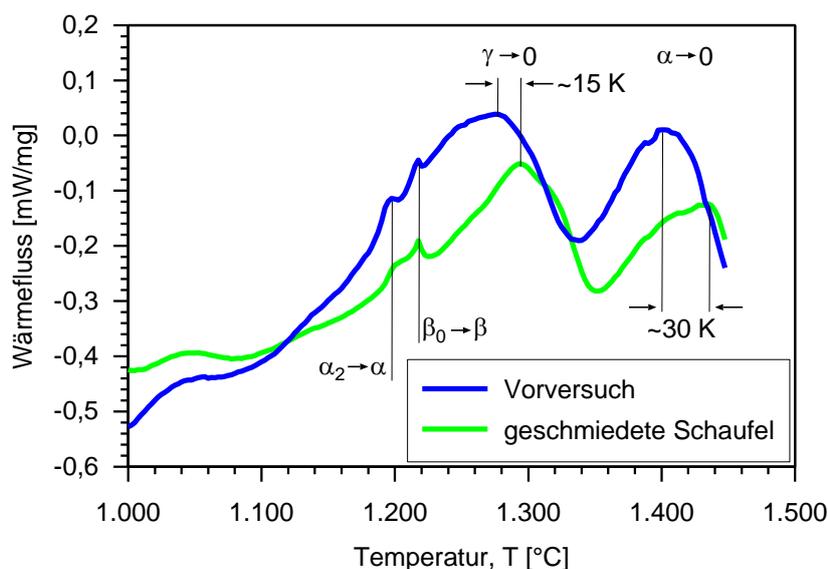


Abbildung 69: Vergleich der Aufheizkurven des Materials aus den Vorversuchen und der Schaufel

Die mechanischen Eigenschaften der aus dem Bereich des Schaufelfußes und des unteren Teils des Schaufelblattes gewonnenen Proben sind in Abbildung 70 den Ergebnissen aus den Vorversuchen gegenübergestellt. Das Verhältnis der Werte bleibt für beide Versuchstemperaturen annähernd gleich. Daher wird hier der Vergleich anhand der Raumtemperaturwerte durchgeführt. Die Festigkeiten der Schaufel gliedern sich zwischen den Ergebnissen der Vorversuche mit und ohne Wärmebehandlung ein. Die Dehngrenze liegt dabei mit $705\ \text{MPa}$ auf

dem Niveau des unbehandelten umgeformten Vorversuchszustandes mit 690 MPa und unterhalb der 790 MPa des wärmebehandelten Zustandes. Dementsprechend liegt die Zugfestigkeit mit 865 MPa zwischen 690 MPa und 955 MPa. Die Bruchdehnung hingegen liegt mit 1,5 % bei Raumtemperatur oberhalb der beiden Werte für den unbehandelten und behandelten Vorversuchszustand mit 0,75 % und 0,8 %. Wie in den vorangegangenen Kapiteln sowie in [113] gezeigt, basiert das Verhältnis aus Festigkeit und Duktilität nicht nur auf den Phasenanteilen, sondern auch auf deren mikrostrukturellen Aufbau. Während die Festigkeit des wärmebehandelten Materials der Vorversuche durch die Größe, Feinheit der Struktur und einer möglichst homogenen Verteilung der lamellaren Kolonien bestimmt wird, sinkt für die geschmiedete und wärmebehandelte Schaufel die Festigkeit durch den geringeren Anteil an Kolonien. Im Gegensatz dazu wird die geringe Duktilität des nahezu voll-lamellaren Gefüges durch den hohen Anteil an γ_{glob} annähernd verdoppelt. Da die gespeicherte Energie der Umformung durch Wärmebehandlung dazu genutzt werden kann, bisher nicht rekristallisierte Gefügebereiche nachträglich rekristallisieren zu lassen, liegt im Fall des unbehandelten, umgeformten Zustandes ein Duplexgefüge aus rekristallisierten/globular eingeformten Körnern und groblamellaren Kolonien, Artefakten des Gusszustandes, vor. Da sowohl ein feiner Lamellenabstand als auch im besonderen Maße eine homogene Verteilung aller Gefügebestandteile entscheidend für Duktilität und Festigkeit sind, erreicht der unbehandelte, umgeformte Zustand weder die Festigkeit noch die Duktilität der wärmebehandelten Proben.

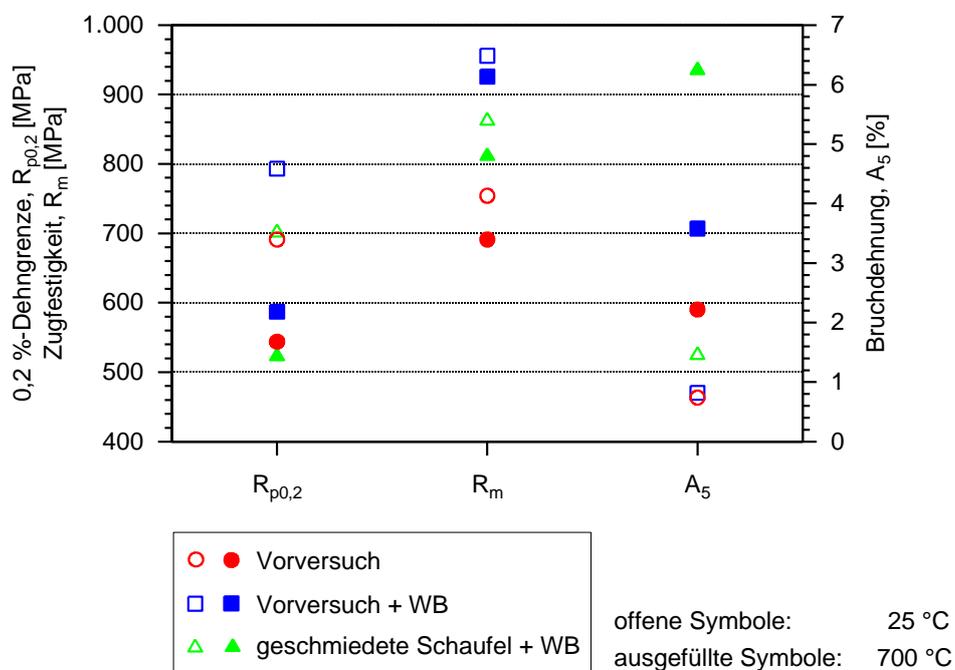


Abbildung 70: Vergleich der mechanischen Eigenschaften der wärmebehandelten Schaufel mit denen der nicht wärmebehandelten und wärmebehandelten Proben der Vorversuche bei Raumtemperatur und 700 °C Versuchstemperatur

Weil sich gezeigt hat, dass die durch Vorversuche bestimmte Wärmebehandlung von der chemischen Zusammensetzung abhängt, bietet sich im Falle der Schaufel eine Anhebung der Lösungsglühtemperatur um 10 – 15 K zur Auflösung von mehr γ_{glob} an. Dadurch kann das Festigkeits-Duktilitäts-Verhältnis der chemischen Zusammensetzung angepasst werden.

Da, wie bereits erwähnt, die Umformgrade über das dreidimensionale Profil der Schaufel schwanken, wird nicht in jedem Bereich der notwendige Umformgrad zur vollständigen Rekristallisation erreicht, so dass, wie in Abbildung 71b (vgl. zu Abbildung 71a) gezeigt, für den Schaufelfuß primäre lamellare Kolonien vorhanden sind. Außerdem führt das größere Volumen des Schaufelfußes zu einer langsameren Abkühlung im Vergleich zum Schaufelblatt, was neben einer Abweichung der chemischen Zusammensetzung ebenfalls zu einer Änderung des Phasenanteils von γ_{glob} auf 56 % und der β_0/ω_0 -Phase auf 11 % ausgehend von 48 % bzw. 7 % für das Schaufelblatt beiträgt. Da der Schaufelfuß in der Regel einer geringeren Belastung ausgesetzt ist als der Übergang zum Schaufelblatt oder das Schaufelblatt selbst, sollte dies für den späteren Einsatz eine untergeordnete Rolle spielen.

Wie bereits in Kapitel 5.4 gezeigt, kommt es zwischen Gesenk bzw. Umgebung und Rohling zu verschiedenen Diffusionsprozessen. Die Diffusionsschichten sind in den meisten Fällen unkritisch, da für die Endbearbeitung zumindest ein elektrochemischer Abtrag zur Erlangung der notwendigen Oberflächengüte notwendig ist. Wie in Abbildung 71c zu erkennen, wird durch das Abdampfen von Aluminium die Zusammensetzung und damit auch das Gefüge bis zu 400 μm tief in das Material hinein beeinflusst. Die Möglichkeit, Titanaluminide elektrochemisch zu bearbeiten, ist zwar gegeben, jedoch ist für den industriellen Einsatz Zeit eine kritische Größe, so dass unter diesem Gesichtspunkt darauf geachtet werden muss, welcher Schichtdickenabtrag zwingend erforderlich ist. Für die hier untersuchte Schaufel kommt allerdings belastend hinzu, dass die Schaufel sehr langsam abgekühlt wurde, was zwingend zur Vergrößerung der Schicht führte. Vermutlich wird bei einer Serienfertigung und damit bei der schnellen Entnahme der Schaufel aus der Gravur die Randschicht schmaler ausfallen. Hinzu kommt, dass die Randschicht nur für endkonturnahe Bauteile interessant ist, da durch das Ausfräsen des endgültigen Bauteils ohnehin ausreichend Material abgetragen wird. Dies wäre in dem hier gezeigten Fall notwendig gewesen.

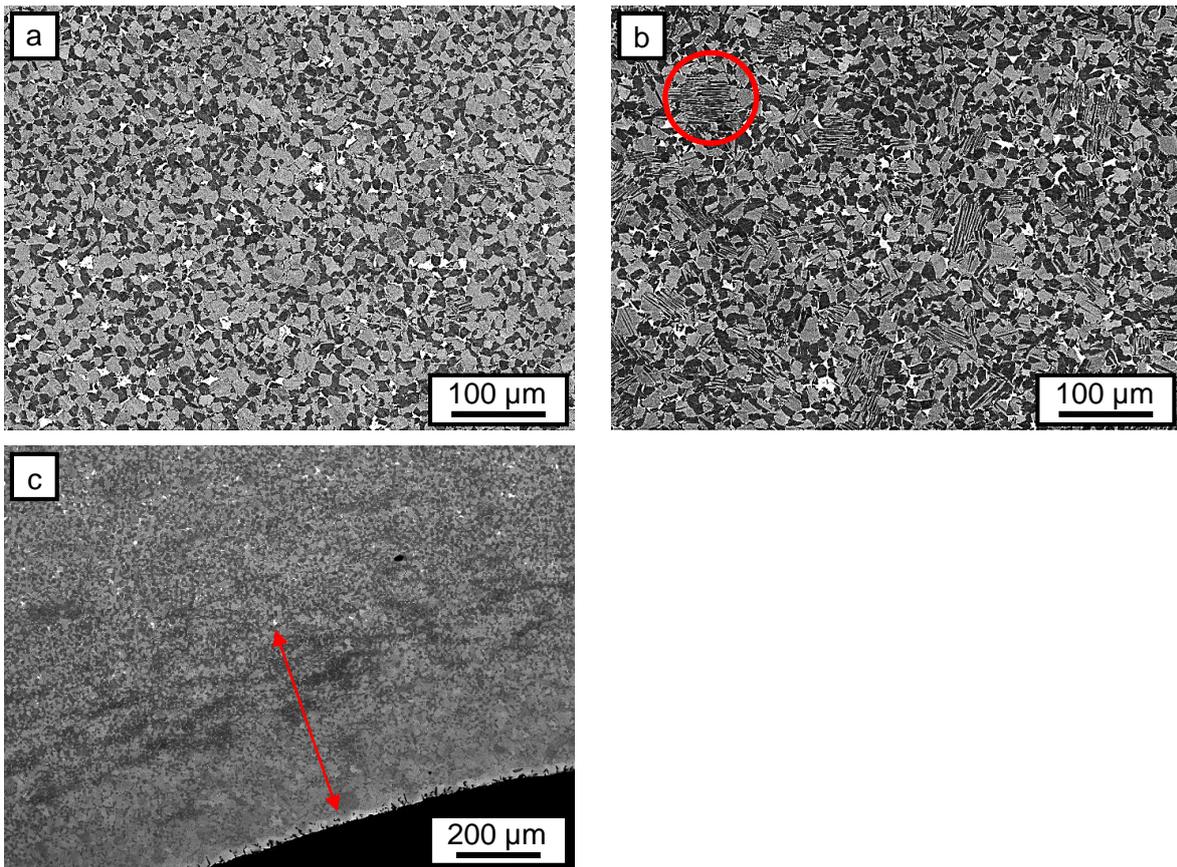


Abbildung 71: a) Gefüge des Schaufelblattes nach Wärmebehandlung, b) Gefüge des Schaufelfußes nach Wärmebehandlung, c) Gefügeveränderung am Schaufelrand

Anhand der Demonstration der Bauteilschmiedung wird klar, dass die Idealbedingungen nur bedingt auf den Realfall anwendbar sind. Während die Vorgaben für die Umformung durchaus eingehalten werden können, resultieren Unterschiede aus dem Größenunterschied zwischen kleinen Laborproben und großen Bauteilen. Durch die Geometrie der Schaufel werden im Vergleich zum einachsigen Stauchversuch unterschiedliche Umformgrade und damit Rekristallierungsgrade erreicht, so dass nicht immer gewährleistet werden kann, dass die Mikrostruktur nach der Wärmebehandlung vollends homogen vorliegt. Ein weiterer Punkt, der beachtet werden muss, ist dass die Schaufel verschiedene Volumina besitzt und so die Abkühlrate bei der Wärmebehandlung beeinflusst wird. Da im Serienprozess die chemische Zusammensetzung einer natürlichen Schwankung von Charge zu Charge unterliegt und β -stabilisierte Titanaluminide, wie die hier verwendete TNB-V4, empfindlich auf Änderungen des Aluminiumgehaltes reagieren, muss die Wärmebehandlung entsprechend angepasst werden.

6 Zusammenfassung

Gegenstand dieser Arbeit war die Auswahl einer potenziell gut umformbaren, β -stabilisierten γ -TiAl-Legierung, die materialeitige Auslegung des Umformprozesses und die Optimierung der zweistufigen Wärmebehandlung. Dazu wurden drei Versuchslegierungen entwickelt und auf ihre mechanischen Eigenschaften und auf die Umformbarkeit hin geprüft. Für die daraus hervorgegangene Legierung wurde durch Stauchversuche ein Umformfenster bestimmt und zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften eine zweistufige Wärmebehandlung entwickelt. Das Umformfenster umfasst dabei die kritischen Größen Umformtemperatur, -geschwindigkeit und Umformgrad, deren Einfluss auf das Gefüge systematisch untersucht wurde. Effekte wie die Diffusion zwischen Gesenk bzw. Umgebungsmedium oder der Einfluss eines stranggepressten Ausgangsmaterials wurden ebenfalls analysiert. Die Wärmebehandlung wurde hinsichtlich der Mikrostrukturentwicklung und deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften optimiert. Anhand einer Schmiededemonstration einer Niederdruckturbinenschaufel wurde gezeigt, inwieweit die aus Vorversuchen stammenden Parameter im industriellen Einsatz umgesetzt werden können. Die wichtigsten Ergebnisse dieser Arbeit können wie folgt zusammengefasst werden:

1. Um das Potential von Titanaluminiden ausschöpfen zu können, ist eine Umformung bzw. das daraus resultierende feinkörnige Gefüge ein praktikabler Ansatz, da außerdem noch die Formgebung im Umformschritt erfolgen kann. Gängige TiAl-Gusslegierungen sind nur bedingt zur Umformung geeignet. Eine Stabilisierung der β_0 -Phase bietet auf Grund der offeneren Struktur im geordneten und im ungeordneten Zustand durch Bereitstellung von ausreichend Gleitsystemen die Möglichkeit, deutlich leichter umzuformen. Hinsichtlich ihrer Umformbarkeit und ihrer mechanischen Eigenschaften wurde die β -stabilisierte γ -TiAl-Legierung, im weiteren Verlauf TNB-V4 genannt, ausgewählt.
2. Die verbleibende Restporosität und deren negativer Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften machen einen HIP-Prozess nach dem Abguss erforderlich. Der Versuch, die Porosität durch den Umformprozess selbst zu beseitigen, führte nicht zum gewünschten Erfolg.
3. Das optimale Umformfenster für die TNB-V4-Legierung definiert sich aus dem Temperaturfenster von 1210 °C bis 1290 °C, einer Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi} < 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und einem Umformgrad $\varphi > 65 \%$.
4. Beim Einsatz von vorumgeformtem Material muss im Falle von stranggepresstem Material darauf geachtet werden, dass nach sekundärer Umformung eine Anisotropie der

Materialeigenschaften vorliegt. Material, welches nur gestaucht oder zweifach gestaucht wurde, weist keine Anisotropie auf.

5. Die Diffusion zwischen Gesenk und Rohling führt, je nach Temperatur und Kontaktzeit, zur Bildung einer Randschicht von bis zu 20 μm . Durch Abdampfen von Aluminium über der freien Oberfläche wird der Rand bis zu 100 μm Tiefe beeinflusst. Durch die lange Aufenthaltszeit auf dem Gesenk wuchs die beeinträchtigte Randzone auf 400 μm an. Ein signifikanter Unterschied zwischen einer Umformung unter Schutzgas oder Vakuum konnte nicht festgestellt werden. Bei endkonturnahen Bauteilen muss darauf geachtet werden, dass der Abtrag in den verbleibenden Arbeitsschritten, beispielsweise dem elektrochemischen Abtragen, ausreichend hoch ausfällt. Für die Demonstrator-schaufel, wie sie hier hergestellt wurde, wird durch das Aufmaß ausreichend Material durch Fräsen abgetragen, so dass die Diffusionsschicht unkritisch ist.
6. Die Verbesserung der mechanischen Kennwerte wird maßgeblich durch die Wärmebehandlung erzielt, welche sich nach der Umformung anschließt. Dabei hat, neben dem Ausgangsgefüge nach Umformung, auch die Legierungszusammensetzung einen Einfluss, da sich daraus die Umwandlungstemperaturen ergeben, an denen sich sowohl Lösungsglüh- als auch Auslagerungstemperatur der zweistufigen Wärmebehandlung orientieren. Für TNB-V4 hat sich im Rahmen der Vorversuche eine Lösungsglühung knapp unterhalb $T_{\gamma\text{Soliv}}$ bei 1270 °C für 1 h und anschließender Luftabkühlung als erste Stufe und eine Auslagerung bei 800 °C für 6 h mit anschließender Ofenabkühlung als zweite Stufe bewährt.
7. Die ermittelten Prozessparameter aus Vorversuchen lassen sich nur bedingt auf ein reales Bauteil applizieren. Die Umformung konnte im vorgegebenen Fenster durchgeführt werden, wobei die sehr langsame Abkühlung durch die Verweilzeit auf der Gravur zu einer nahezu vollständigen Rekristallisation geführt hat. Die Anwendung der Wärmebehandlung blieb, in Hinblick auf die mechanischen Eigenschaften, hinter den Erwartungen zurück. Als Ursache dafür gelten an erster Stelle eine Abweichung der chemischen Zusammensetzung und damit eine Verschiebung der Umwandlungstemperaturen zu höheren Temperaturen. Ebenso hat auch der Rekristallisationsgrad einen Einfluss. Da die chemische Zusammensetzung Schwankungen unterliegt, ist eine individuelle Anpassung der Wärmebehandlung sinnvoll.
8. Durch die gesamte Arbeit hindurch spielt sowohl lokal als auch global die chemische Zusammensetzung eine entscheidende Rolle. Dieser Umstand geht auf den steilen Abfall der γ -Solustemperatur mit sinkendem Al-Gehalt zurück. Um den technischen Einsatz von β -stabilisierten γ -TiAl-Legierungen gewährleisten zu können, muss daher

die Schwankung der Legierungszusammensetzung auf ein Minimum reduziert werden. Nur so können mechanische Eigenschaften im Rahmen einer Spezifikation in der Serienproduktion zuverlässig eingehalten werden.

Literaturverzeichnis

- [1] P. Duchstein, Einleitung, Getriebeturbofan und konventioneller Turbofan: Ein Vergleich auf der Basis stationärer Leistungsrechnungen, Diplomica Verlag, 2013, pp. 8-12.
- [2] N. Brehm, T. Schilling, DGLR-Jahrestagung, (1998).
- [3] S. Knippscheer, G. Frommeyer, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 37 (2006) 724-730.
- [4] C. Leyens, M. Peters, Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications, Wiley-VCH, Weinheim, 2003.
- [5] W. Smarsly, MATERIALICA Kongress, München, Deutschland, 2007, pp. 17.
- [6] V. Güther, P. Janschek, G. Kerzendorf, J. Lindemann, E. Schillo, B. Viehweger, K. Weinert, Entwicklung und Erprobung eines gamma-TiAl-Pleuels für Verbrennungsmotoren, in: K. Weinert (Ed.) Spanende Fertigung: Prozesse, Innovationen, Werkstoffe, Vulkan-Verlag, 2005, pp. 363-371.
- [7] D.M. Dimiduk, Materials Science and Engineering: A, 263 (1999) 281-288.
- [8] Y.W. Kim, D.M. Dimiduk, JOM, 43 (1991) 40-47.
- [9] Y.W. Kim, JOM, 46 (1994) 30-39.
- [10] T.J. Jewett, B. Ahrens, M. Dahms, Intermetallics, 4 (1996) 543-556.
- [11] A.K. Singh, D. Banerjee, Metallurgical and Materials Transactions A, 28 (1997) 1745-1753.
- [12] A.K. Singh, D. Banerjee, Metallurgical and Materials Transactions A, 28 (1997) 1735-1743.
- [13] R. Kainuma, Y. Fujita, H. Mitsui, I. Ohnuma, K. Ishida, Intermetallics, 8 (2000) 855-867.
- [14] A. Hellwig, M. Palm, G. Inden, Intermetallics, 6 (1998) 79-94.
- [15] F. Appel, J.D.H. Paul, M. Oehring, Gamma titanium aluminide alloys: science and technology, Wiley-VCH, Weinheim, Germany, 2011.
- [16] C. McCullough, J.J. Valencia, C.G. Levi, R. Mehrabian, Acta Metallurgica, 37 (1989) 1321-1336.
- [17] V. Küstner, M. Oehring, A. Chatterjee, V. Günther, H.-G. Brokmeier, H. Clemens, F. Appel, Gamma Titanium Aluminides 2003, (2003) 89-96.
- [18] Y.W. Kim, Acta Metallurgica et Materialia, 40 (1992) 1121-1134.
- [19] Y. Yamabe, M. Takeyama, M. Kikuchi, in: Y.W.W. Kim, R.; Yamaguchi, M. (Ed.) Gamma titanium aluminides, TMS, Warrendale, PA, 1995, pp. 111-130.
- [20] M.J. Blackburn, The Science, Technology and Application of Titanium, Pergamon Press Ltd., Oxford, 1970, pp. 633.
- [21] F. Appel, R. Wagner, Materials Science and Engineering: R: Reports, 22 (1998) 187-268.
- [22] M. Yamaguchi, H. Inui, K. Ito, Acta Materialia, 48 (2000) 307-322.
- [23] B.K. Kad, P.M. Hazzledine, Philosophical Magazine Letters, 66 (1992) 133-139.
- [24] H. Clemens, P. Schretter, W. Glatz, Praktische Metallographie, 33 (1996) 19.
- [25] S.A. Jones, M.J. Kaufman, Acta Metallurgica et Materialia, 41 (1993) 387-398.
- [26] M. Takeyama, T. Kumagai, M. Nakamura, M. Kikuchi, in: R.L. Dariola, J. J.; Liu, C. T.; Martin, P. L.; Miracle, D. B.; Nathal, M. V. (Ed.) Structural intermetallics TMS, Warrendale, PA, 1993, pp. 167-176.
- [27] S.C. Huang, in: R.L. Darolia, J. J.; Liu, C. T.; Martin, P. L.; Miracle, D.B.; Nathal, M. V. (Ed.) Structural Intermetallics, TMS, Warrendale, PA, 1993, pp. 299-308.
- [28] D. Herrmann, Diffusionsschweißen von gamma-(TiAl)-Legierungen : Einfluss von Zusammensetzung, Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften, 2009.
- [29] F. Appel, P.A. Beaven, R. Wagner, Acta Metallurgica et Materialia, 41 (1993) 1721-1732.
- [30] F.O.R. Fischer, Institut für Werkstofftechnik, Siegen, 2000.
- [31] D. Peter, Fakultät für Maschinenbau, Ruhr-Universität Bochum, 2010, pp. 141.
- [32] F. Appel, M. Oehring, R. Wagner, Intermetallics, 8 (2000) 1283-1312.
- [33] S.H. Whang, Y.D. Hahn, Scripta Metallurgica et Materialia, 24 (1990) 1679-1684.

- [34] F. Appel, U. Brossmann, U. Christoph, S. Eggert, P. Janschek, U. Lorenz, J. Müllauer, M. Oehring, J.D.H. Paul, *Advanced Engineering Materials*, 2 (2000) 699-720.
- [35] J.W. Christian, D.E. Laughlin, *Acta Metallurgica*, 36 (1988) 1617-1642.
- [36] Y. Umakoshi, T. Nakano, T. Takenaka, K. Sumimoto, T. Yamane, *Acta Metallurgica et Materialia*, 41 (1993) 1149-1154.
- [37] H.A. Lipsitt, D. Shechtman, R.E. Schafrik, *Metall and Mat Trans A*, 11 (1980) 1369-1375.
- [38] H. Inui, Y. Toda, Y. Shirai, M. Yamaguchi, *Philosophical Magazine A*, 69 (1994) 1161-1177.
- [39] H. Inui, Y. Toda, M. Yamaguchi, *Philosophical Magazine A*, 67 (1993) 1315-1332.
- [40] M. Legros, A. Corn, D. Caillard, *Philosophical Magazine A*, 73 (1996) 61-80.
- [41] M. Legros, A. Couret, D. Caillard, *Philosophical Magazine A*, 73 (1996) 81-99.
- [42] J.M.K. Wiezorek, P.M. Deluca, M.J. Mills, H.L. Fraser, *Philosophical Magazine Letters*, 75 (1997) 271-280.
- [43] M. Legros, Y. Minonishi, D. Caillard, *Philosophical Magazine A*, 76 (1997) 995-1011.
- [44] M. Legros, Y. Minonishi, D. Caillard, *Philosophical Magazine A*, 76 (1997) 1013-1032.
- [45] N.E. Paton, J.C. Williams, *Second International Conference on the Strength of Metals and Alloys*, ASM, Metals Park, USA, 1970, pp. 108-112.
- [46] I. Baker, *Materials Science and Engineering: A*, 192–193, Part 1 (1995) 1-13.
- [47] G. Sauthoff, *Titanium Aluminides and Related Phases*, Intermetallics, Wiley-VCH Verlag GmbH, 2007, pp. 14-38.
- [48] D. Banerjee, A.K. Gogia, T.K. Nandy, *Metall and Mat Trans A*, 21 (1990) 627-639.
- [49] S. Naka, T. Khan, *Alloy Design*, *Intermetallic Compounds - Principles and Practice*, John Wiley & Sons, Ltd, 2002, pp. 841-855.
- [50] E.O. Hall, *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 64 (1951) 747.
- [51] N.J. Petch, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 174 (1953) 25-28.
- [52] T. Fujiwara, A. Nakamura, M. Hosomi, S.R. Nishitani, Y. Shirai, M. Yamaguchi, *Philosophical Magazine A*, 61 (1990) 591-606.
- [53] M. Yamaguchi, Y. Umakoshi, *Progress in Materials Science*, 34 (1990) 1-148.
- [54] U. Fröbel, F. Appel, *Acta Materialia*, 50 (2002) 3693-3707.
- [55] U. Fröbel, F. Appel, *Intermetallics*, 14 (2006) 1187-1193.
- [56] D.M. Dimiduk, in: Y.W.W. Kim, R.; Yamaguchi, M. (Ed.) *Gamma titanium aluminides Symposium*, *Gamma titanium aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1995, pp. 3-20.
- [57] W.T. Marketz, F.D. Fischer, H. Clemens, *International Journal of Plasticity*, 19 (2003) 281-321.
- [58] C.L. Fu, M.H. Yoo, *Scripta Materialia*, 37 (1997) 1453-1459.
- [59] G. Hug, A. Loiseau, P. Veyssi re, *Philosophical Magazine A*, 57 (1988) 499-523.
- [60] B. Skrotzki, T. Rudolf, G. Eggeler, *Zeitschrift für Metallkunde*, 90 (1999) 10.
- [61] D. Roth-Fagaraseanu, *Chair of Metallurgy and Material Design*, BTU Cottbus, 2008, pp. 126.
- [62] S.J. Balsone, J.M. Larsen, D.C. Maxwell, J.J. Wayne, *Materials Science and Engineering: A*, 192–193, Part 1 (1995) 457-464.
- [63] J. Kumpfert, Y.W. Kim, D.M. Dimiduk, *Materials Science and Engineering: A*, 192–193, Part 1 (1995) 465-473.
- [64] S.M.L. Sastry, H.A. Lipsitt, *Metall and Mat Trans A*, 8 (1977) 299-308.
- [65] S.J. Trail, P. Bowen, *Materials Science and Engineering: A*, 192–193, Part 1 (1995) 427-434.
- [66] J.M. Larsen, A.H. Rosenberger, B.D. Worth, K. Li, D.C. Maxwell, W.J. Porter, in: Y.W.D. Kim, D. M.; Loretto, M. H. (Ed.) *Gamma titanium aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1999, pp. 463-472.
- [67] M. Glavatskikh, *Lehrstuhl Metallkunde und Werkstofftechnik*, BTU Cottbus, 2011, pp. 97.
- [68] R.H. Dauskardt, *Acta Metallurgica et Materialia*, 41 (1993) 2765-2781.
- [69] R.O. Ritchie, R.H. Dauskardt, *J Ceram Soc Jpn*, 99 (1991) 1047-1062.
- [70] K.T. Venkateswara Rao, Y.W. Kim, C.L. Muhlstein, R.O. Ritchie, *Materials Science and Engineering: A*, 192–193, Part 1 (1995) 474-482.

- [71] K.T. Venkateswara Rao, G.R. Odette, R.O. Ritchie, *Acta Metallurgica et Materialia*, 42 (1994) 893-911.
- [72] P. Paris, F. Erdogan, *Journal of Fluids Engineering*, 85 (1963) 528-533.
- [73] J.P. Campbell, J.J. Kruzic, S. Lillibridge, K.T.V. Rao, R.O. Ritchie, *Scripta Materialia*, 37 (1997) 707-712.
- [74] Y.W. Kim, D.M. Dimiduk, in: M.V.D. Nathal, R.; Liu, C. T.; Martin, P. L.; Miracle, D. B.; Wagner, R.; Yamaguchi, M. (Ed.) *Structural intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 1997, pp. 531-544.
- [75] B.D. Worth, J.M. Larsen, S.J. Balsone, J.W. Jones, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28 (1997) 825-835.
- [76] P. Bowen, R.A. Chave, A.W. James, *Materials Science and Engineering: A*, 192-193, Part 1 (1995) 443-456.
- [77] S.J. Balsone, J.W. Jones, D.C. Maxwell, in: T.S.D. Srivatsan, D. L. (Ed.) *Fatigue and fracture of ordered intermetallic materials*, TMS, Warrendale, PA, 1994, pp. 307-318.
- [78] J.M. Larsen, B.D. Worth, S.J. Balsone, A.H. Rosenberger, in: G.N. Lütjering, H. (Ed.) *Fatigue '96*, Pergamon, Tarrytown, NY, 1996, pp. 1719-1730.
- [79] K.T. Venkateswara Rao, Y.W. Kim, R.O. Ritchie, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 33 (1995) 459-465.
- [80] G. Hénaff, G. Odemer, A. Tonneau-Morel, *International Journal of Fatigue*, 29 (2007) 1927-1940.
- [81] A.L. McKelvey, K.T.V. Rao, R.O. Ritchie, *Scripta Materialia*, 37 (1997) 1797-1803.
- [82] B.D. Worth, J.M. Larsen, S.J. Balsone, J.W. Jones, in: P.A.E. Blenkinsop, W. J.; Flower, H. M. (Ed.) *Titanium World conference*, Institute of Materials, London, 1996, pp. 286-293.
- [83] V. Bauer, H.J. Christ, *Intermetallics*, 17 (2009) 370-377.
- [84] H.J. Christ, *Materials Science and Engineering: A*, 468-470 (2007) 98-108.
- [85] Y.S. Park, S.W. Nam, S.J. Yang, S.K. Hwang, *Materials Transactions*, 42 (2001) 4.
- [86] A. Menand, A. Huguet, A. Nérac-Partaix, *Acta Materialia*, 44 (1996) 4729-4737.
- [87] J.D.H. Paul, F. Appel, R. Wagner, *Acta Materialia*, 46 (1998) 1075-1085.
- [88] F. Appel, M. Oehring, J.D.H. Paul, U. Lorenz, in: K.J.D. Hemker, D. M.; Clemens, H.; Darolia, R.; Inui, H.; Larsen, M. J.; Sikka, V. K.; Thomas, M.; Whittenberger, J. D. (Ed.) *Structural intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 2001, pp. 63-72.
- [89] F.D. Fischer, T. Waitz, C. Scheu, L. Cha, G. Dehm, T. Antretter, H. Clemens, *Intermetallics*, 18 (2010) 509-517.
- [90] Z.C. Liu, J.P. Lin, S.J. Li, G.L. Chen, *Intermetallics*, 10 (2002) 653-659.
- [91] H. Clemens, S. Mayer, *Advanced Engineering Materials*, 15 (2013) 191-215.
- [92] R.M. Imayev, V.M. Imayev, T.G. Khismatullin, M. Oehring, F. Appel, *Phys. Metals Metallogr.*, 102 (2006) 105-113.
- [93] T. Kawabata, M. Tadano, O. Izumi, *ISIJ International*, 31 (1991) 1161-1167.
- [94] C. Scheu, E. Stergar, M. Schober, L. Cha, H. Clemens, A. Bartels, F.P. Schimansky, A. Cerezo, *Acta Materialia*, 57 (2009) 1504-1511.
- [95] A. Menand, H. Zapolsky-Tatarenko, A. Nérac-Partaix, *Materials Science and Engineering: A*, 250 (1998) 55-64.
- [96] F. Appel, M. Oehring, J.D.H. Paul, C. Klinkenberg, T. Carneiro, *Intermetallics*, 12 (2004) 791-802.
- [97] H.F. Chladil, H. Clemens, H. Leitner, A. Bartels, R. Gerling, W.T. Marketz, *Advanced Engineering Materials*, 7 (2005) 1131-1134.
- [98] H.S. Park, S.W. Nam, N.J. Kim, S.K. Hwang, *Scripta Materialia*, 41 (1999) 1197-1203.
- [99] E. Schwaighofer, B. Rashkova, H. Clemens, A. Stark, S. Mayer, *Intermetallics*, 46 (2014) 173-184.
- [100] S. Chen, P.A. Beaven, R. Wagner, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 26 (1992) 1205-1210.
- [101] W.H. Tian, M. Nemoto, *Intermetallics*, 5 (1997) 237-244.
- [102] F. Appel, F.D. Fischer, H. Clemens, *Acta Materialia*, 55 (2007) 4915-4923.
- [103] W.H. Tian, M. Nemoto, *Intermetallics*, 13 (2005) 1030-1037.
- [104] A. Nérac-Partaix, A. Menand, *Scripta Materialia*, 35 (1996) 199-203.

- [105] T. Kawabata, T. Abumiya, O. Izumi, *Acta Metallurgica et Materialia*, 40 (1992) 2557-2567.
- [106] S. Tsuyama, S. Mitao, K. Minakawa, *Materials Science and Engineering: A*, 153 (1992) 451-456.
- [107] T. Noda, M. Okabe, S. Isobe, M. Sayashi, *Materials Science and Engineering: A*, 192-193, Part 2 (1995) 774-779.
- [108] P.I. Gouma, M. Karadge, *Materials Letters*, 57 (2003) 3581-3587.
- [109] M. Es-Souni, A. Bartels, R. Wagner, *Materials Science and Engineering: A*, 192-193, Part 2 (1995) 698-706.
- [110] J. Müllauer, F. Appel, *MRS Online Proceedings Library*, 753 (2002).
- [111] R.M. Imayev, V.M. Imayev, M. Oehring, F. Appel, *Intermetallics*, 15 (2007) 451-460.
- [112] A. Gaitzenauer, M. Müller, H. Clemens, P. Voigt, R. Hempel, S. Mayer, *Berg Huettenmaenn Monatsh*, 157 (2012) 319-322.
- [113] E. Schwaighofer, H. Clemens, S. Mayer, J. Lindemann, J. Klose, W. Smarsly, V. Güther, *Intermetallics*, 44 (2014) 128-140.
- [114] D. Hu, *Intermetallics*, 9 (2001) 1037-1043.
- [115] D.M. Dimiduk, P.L. Martin, Y.W. Kim, *Materials Science and Engineering: A*, 243 (1998) 66-76.
- [116] S. Reed, in: Y.W.W. Kim, R.; Yamaguchi, M. (Ed.) *Gamma titanium aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1995, pp. 475-482.
- [117] P.A. McQuay, R. Simpkins, D.Y. Seo, T.R. Bieler, in: Y.W.D. Kim, D. M.; Loretto, M. H. (Ed.) *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1999, pp. 197-208.
- [118] V. Güther, A. Otto, H. Kestler, H. Clemens, in: Y.W.D. Kim, D. M.; Loretto, M. H. (Ed.) *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1999, pp. 225-230.
- [119] V. Güther, R. Joos, H. Clemens, in: K.J.D. Hemker, D. M.; Clemens, H.; Darolia, R.; Inui, H.; Larsen, M. J.; Sikka, V. K.; Thomas, M.; Whittenberger, J. D. (Ed.) *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 2001, pp. 167-174.
- [120] M. Achtermann, V. Güther, J. Klose, H.P. Nicolai, *Intermetallics*, Nürnberg, 2011.
- [121] D.R. Clemens, in: D.M.C. Dimiduk, H.; Darolia, R.; Inui, H.; Larsen, J. M.; Sikka, V. K.; Thomas, M.; Whittenberger, J. D. (Ed.) *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 2001, pp. 217-224.
- [122] T.P. Johnson, J.M. Young, R.M. Ward, M.H. Jacobs, in: R.L. Darolia, J. J.; Liu, C. T.; Martin, P. L.; Miracle, D.B.; Nathal, M. V. (Ed.) *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 1993, pp. 159-166.
- [123] G. Lütjering, J.C. Williams, *Technological Aspects, Titanium*, Springer Berlin Heidelberg, 2007, pp. 53-173.
- [124] B. Godfrey, M.H. Loretto, *Materials Science and Engineering: A*, 266 (1999) 115-122.
- [125] B. Godfrey, A.L. Dowson, M.H. Loretto, in: P.A.E. Blenkinsop, W. J.; Flower, H. M. (Ed.) *Titanium world conference*, Institute of materials, 1996, pp. 489-496.
- [126] J. Mi, R.A. Harding, M. Wickins, J. Campbell, *Intermetallics*, 11 (2003) 377-385.
- [127] S.L. Semiatin, J.J. Jonas, *American Society for Metals, Metals Park, Ohio*, 1984.
- [128] G.E. Dieter, *Introduction in Forming and forging*, in: S.L.D. Semiatin, J. R. (Ed.) *ASM Metals Handbook: Forming and Forging*, American Society for Metals, 1988, pp. 363.
- [129] N. Fujitsuna, H. Ohyama, Y. Miyamoto, Y. Ashida, *ISIJ International*, 31 (1991) 1147-1153.
- [130] C. Koeppel, A. Bartels, J. Seeger, H. Mecking, *Metall and Mat Trans A*, 24 (1993) 1795-1806.
- [131] S.L. Semiatin, N. Frey, S.M. El-Soudani, J.D. Bryant, *Metall and Mat Trans A*, 23 (1992) 1719-1735.
- [132] M. Nobuki, T. Tsujimoto, *ISIJ International*, 31 (1991) 931-937.
- [133] H. Fukutomi, C. Hartig, H. Mecking, *Zeitschrift für Metallkunde*, 81 (1990) 272-277.
- [134] M. Hasegawa, M. Yamamoto, H. Fukutomi, *Acta Materialia*, 51 (2003) 3939-3950.
- [135] D. Ponge, G. Gottstein, *Acta Materialia*, 46 (1998) 69-80.
- [136] H. Clemens, H. Kestler, *Advanced Engineering Materials*, 2 (2000) 551-570.
- [137] H. Clemens, S. Mayer, *Berg Huettenmaenn Monatsh*, 156 (2011) 255-260.
- [138] R. Srinivasan, J.P. Singh, E. Tuval, I. Weiss, *Scripta Materialia*, 34 (1996) 1295-1301.

- [139] H. Clemens, H.F. Chladil, W. Wallgram, G.A. Zickler, R. Gerling, K.D. Liss, S. Kremmer, V. Güther, W. Smarsly, *Intermetallics*, 16 (2008) 827-833.
- [140] A. Gaitzenauer, M. Schenk, W. Kuchling, H. Clemens, P. Voigt, R. Hempel, S. Mayer, *Berg Huettenmaenn Monatsh*, 158 (2013) 113-117.
- [141] T. Schmoelzer, K.D. Liss, S. Mayer, K. Yan, M. Reid, R.J. Dippenaar, M.J. Peel, H. Clemens, *Materials Science Forum*, 706-709 (2002) 1725-1730.
- [142] T. Tetsui, K. Shindo, S. Kaji, S. Kobayashi, M. Takeyama, *Intermetallics*, 13 (2005) 971-978.
- [143] D.U. Furrer, R.R. Hoffman, Y.-W. Kim, in: Y.W.W. Kim, R.; Yamaguchi, M. (Ed.) *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1995, pp. 611-618.
- [144] T. Tetsui, K. Shindo, S. Kobayashi, M. Takeyama, *Scripta Materialia*, 47 (2002) 399-403.
- [145] S.L. Semiatin, M. Ohls, W.R. Kerr, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 25 (1991) 1851-1856.
- [146] T. Rexhausen, *Chair of Metallurgy and Material Design*, Technical University Cottbus-Senftenberg, 2007, pp. 61.
- [147] J.D. Bryant, L. Christodoulou, J.R. Maisano, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24 (1990) 33-38.
- [148] L. Cha, C. Scheu, H. Clemens, H.F. Chladil, G. Dehm, R. Gerling, A. Bartels, *Intermetallics*, 16 (2008) 868-875.
- [149] L. Wang, *Chair of Microstructural Material Design*, Technical University Cottbus-Senftenberg, 2014, pp. 133.
- [150] W. Wallgram, T. Schmöelzer, L. Cha, G. Das, V. Güther, H. Clemens, *International Journal of Materials Research*, 100 (2009) 1021-1030.
- [151] H.F. Chladil, H. Clemens, H. Leitner, A. Bartels, R. Gerling, F.P. Schimansky, S. Kremmer, *Intermetallics*, 14 (2006) 1194-1198.
- [152] Z. Zhang, K.J. Leonard, D.M. Dimiduk, V.K. Vasudevan, in: K.J.D. Hemker, D. M.; Clemens, H.; Darolia, R.; Inui, H.; Larsen, M. J.; Sikka, V. K.; Thomas, M.; Whittenberger, J. D. (Ed.) *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, 2001, pp. 515-526.
- [153] Y.W. Kim, D.M. Dimiduk, in: K.J.D. Hemker, D. M.; Clemens, H.; Darolia, R.; Inui, H.; Larsen, M. J.; Sikka, V. K.; Thomas, M.; Whittenberger, J. D. (Ed.) *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, 2001, pp. 625-632.
- [154] M.F. Bartholomeusz, J.A. Wert, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25 (1994) 2371-2381.
- [155] S.-H. Huang, *Metall and Mat Trans A*, 23 (1992) 375-377.
- [156] R.W. Hayes, P.L. Martin, *Acta Metallurgica et Materialia*, 43 (1995) 2761-2772.
- [157] F. Herrouin, D. Hu, P. Bowen, I.P. Jones, *Acta Materialia*, 46 (1998) 4963-4972.
- [158] A. Gaitzenauer, A. Stark, D. Gosslar, H. Clemens, S. Mayer, *Advanced Engineering Materials*, 16 (2014) 445-451.
- [159] I.J. Watson, K.-D. Liss, H. Clemens, W. Wallgram, T. Schmoelzer, T.C. Hansen, M. Reid, *Advanced Engineering Materials*, 11 (2009) 932-937.
- [160] S. Bolz, M. Oehring, J. Lindemann, F. Pyczak, J. Paul, A. Stark, T. Lippmann, S. Schrüfer, D. Roth-Fagaraseanu, A. Schreyer, S. Weiß, *Intermetallics*, 58 (2015) 71-83.
- [161] A. Stark, A. Bartels, H. Clemens, F.P. Schimansky, *Advanced Engineering Materials*, 10 (2008) 929-934.
- [162] G.L. Chen, W.J. Zhang, Z.C. Liu, S.J. Li, Y.-W. Kim, *Gamma titanium aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1999, pp. 371-380.
- [163] H. Clemens, P. Schretter, K. Wurzwallner, A. Bartels, *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale, PA, 1993, pp. 205-2014.
- [164] H.Y. Kim, S.H. Hong, *Materials Science and Engineering: A*, 271 (1999) 382-389.
- [165] V. Seetharaman, S.L. Semiatin, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27 (1996) 1987-2004.
- [166] S.L. Semiatin, J.C. Chesnutt, C.M. Austin, V. Seetharaman, in: M.V.D. Nathal, R.; Liu, C. T.; Martin, P. L.; Miracle, D. B.; Wagner, R.; Yamaguchi, M. (Ed.) *Structural Intermetallics* TMS, Warrendale, PA, 1997, pp. 263-276.
- [167] G. Hullin, 2014.

- [168] A. Böhner, V. Maier, K. Durst, H. Höppel, M. Göken, *Advanced Engineering Materials*, 13 (2011) 251-255.
- [169] Y.J. Li, X.H. Zeng, W. Blum, *Acta Materialia*, 52 (2004) 5009-5018.
- [170] T.G. Langdon, *J Mater Sci*, 41 (2006) 597-609.
- [171] J.A. Jiménez, O.A. Ruano, G. Frommeyer, S. Knippscher, *Intermetallics*, 13 (2005) 749-755.
- [172] M. Oehring, U. Lorenz, R. Niefanger, U. Christoph, F. Appel, R. Wagner, H. Clemens, N. Eberhardt, *Gamma Titanium Aluminides*, TMS, Warrendale, PA, 1999, pp. 439-441.
- [173] J. Wesemann, G. Frommeyer, J. Kruse, *Intermetallics*, 9 (2001) 273-278.
- [174] T. Schmoelzer, K.D. Liss, C. Kirchlechner, S. Mayer, A. Stark, M. Peel, H. Clemens, *Intermetallics*, 39 (2013) 25-33.
- [175] U. Fröbel, A. Stark, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46 (2015) 439-455.
- [176] J.A. Shields, *Applications of Molybdenum Metal and its Alloys*, 2 ed., International Molybdenum Association (IMOA), London, UK, 2013.
- [177] J.C. Viala, N. Peillon, L. Clochefert, J. Bouix, *Materials Science and Engineering: A*, 203 (1995) 222-237.
- [178] E. Kirkendall, L. Thomassen, C. Upthegrove, *Transactions of the AIME*, 133 (1939) 186-203.
- [179] Y.F. Cheng, F. Dettenwanger, J. Mayer, E. Schumann, M. Rühle, *Scripta Materialia*, 34 (1996) 707-711.
- [180] R. Kremer, W. Auer, *Materials and Corrosion*, 48 (1997) 35-39.
- [181] S. Taniguchi, N. Hongawara, T. Shibata, *Materials Science and Engineering: A*, 307 (2001) 107-112.
- [182] A. Zeller, F. Dettenwanger, M. Schütze, *Intermetallics*, 10 (2002) 59-72.
- [183] L. Cha, H. Clemens, G. Dehm, *International Journal of Materials Research*, 102 (2011) 703-708.
- [184] J.J. Jonas, R.A. Holt, C.E. Coleman, *Acta Metallurgica*, 24 (1976) 911-918.
- [185] S.L. Semiatin, G.D. Lahoti, *Metall and Mat Trans A*, 12 (1981) 1705-1717.
- [186] D. Halici, D. Prodinger, C. Poletti, D. Huber, M. Stockinger, C. Sommitsch, *Modelling of the Ductile Damage Behaviour of a Beta Solidifying Gamma Titanium Aluminide Alloy during Hot-Working*, *Materials Science Forum*, 2013, pp. 556-561.
- [187] G.E. Dieter, H.A. Kuhn, S.L. Semiatin, *Handbook of Workability and Process Design*, ASM International, 2003.
- [188] V. Seetharaman, S.L. Semiatin, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28 (1997) 2309-2321.
- [189] V. Seetharaman, S.L. Semiatin, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29 (1998) 1991-1999.
- [190] S.L. Semiatin, V. Seetharaman, *Scripta Materialia*, 36 (1997) 291-297.
- [191] R.M. Imayev, V.M. Imayev, M. Oehring, F. Appel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36 (2005) 859-867.
- [192] R.M. Imayev, G.A. Salishchev, V.M. Imayev, M.R. Shagiev, A.V. Kuznetsov, F. Appel, M. Oehring, O.N. Senkov, F.H. Froes, in: Y.W.D. Kim, D. M.; Loretto, M. H. (Ed.) *Gamma titanium aluminides TMS*, Warrendale, PA, 1999, pp. 565-572.
- [193] H. Fukutomi, A. Nomoto, Y. Osuga, S. Ikeda, H. Mecking, *Intermetallics*, 4 (1996) 49-55.
- [194] M.J. Luton, C.M. Sellars, *Acta Metallurgica*, 17 (1969) 1033-1043.
- [195] T. Carneiro, Y.W. Kim, *Intermetallics*, 13 (2005) 1000-1007.
- [196] H. Clemens, T. Schmoelzer, M. Schloffer, E. Schwaighofer, S. Mayer, G. Dehm, *MRS Online Proceedings Library*, 1295 (2011) null-null.
- [197] S. Höntschi, *Chair of Metallurgy and Material Design*, Technical University Cottbus-Senftenberg, 2011, pp. 49.
- [198] H.I. Aaronson, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33 (2002) 2285-2297.
- [199] S.K. Bhattacharyya, J.H. Perepezko, T.B. Massalski, *Acta Metallurgica*, 22 (1974) 879-886.
- [200] E. Gamsjäger, Y. Liu, M. Rester, P. Puschnig, C. Draxl, H. Clemens, G. Dehm, F.D. Fischer, *Intermetallics*, 38 (2013) 126-138.

- [201] L. Cha, T. Schmoelzer, Z. Zhang, S. Mayer, H. Clemens, P. Staron, G. Dehm, *Advanced Engineering Materials*, 14 (2012) 299-303.
- [202] A. Rostamian, A. Jacot, *Intermetallics*, 16 (2008) 1227-1236.
- [203] S.R. Dey, E. Bouzy, A. Hazotte, *Scripta Materialia*, 57 (2007) 365-368.
- [204] A. Sankaran, E. Bouzy, M. Humbert, A. Hazotte, *Acta Materialia*, 57 (2009) 1230-1242.
- [205] M. Schloffer, F. Iqbal, H. Gabrisch, E. Schwaighofer, F.-P. Schimansky, S. Mayer, A. Stark, T. Lippmann, M. Göken, F. Pyczak, H. Clemens, *Intermetallics*, 22 (2012) 231-240.
- [206] H.Z. Niu, Y.Y. Chen, S.L. Xiao, L.J. Xu, *Intermetallics*, 31 (2012) 225-231.
- [207] A. Stark, M. Oehring, F. Pyczak, A. Schreyer, *Advanced Engineering Materials*, 13 (2011) 700-704.
- [208] R. Schnitzer, H.F. Chladil, C. Scheu, H. Clemens, S. Bystrzanowski, A. Bartels, S. Kremmer, *Practical Metallography*, 44 (2007) 430-442.
- [209] Z. Chen, X. Su, Z. Xiang, Z. Nie, *Journal of Materials Science & Technology*, 28 (2012) 453-460.
- [210] P. Pouly, M.J. Hua, C.I. Garcia, A.J. DeArdo, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 29 (1993) 1529-1534.
- [211] F. Perdrix, M.F. Trichet, J.L. Bonnentien, M. Cornet, J. Bigot, *Intermetallics*, 7 (1999) 1323-1328.
- [212] H.I. Aaronson, M. Enomoto, J.K. Lee, *Mechanisms of diffusional phase transformations in metals and alloys*, CRC Press, Boca Raton, Fla., 2010.
- [213] A. Denquin, S. Naka, *Acta Materialia*, 44 (1996) 353-365.
- [214] R.D. Doherty, Chapter 15 - Diffusive Phase Transformations in the Solid State, in: R.W.C. Haasen (Ed.) *Physical Metallurgy (Fourth Edition)*, North-Holland, Oxford, 1996, pp. 1363-1505.
- [215] S.C. Huang, E.L. Hall, *Metall and Mat Trans A*, 22 (1991) 427-439.
- [216] Y. Umakoshi, T. Nakano, *Acta Metallurgica et Materialia*, 41 (1993) 1155-1161.
- [217] V.K. Vasudevan, S.A. Court, P. Kurath, H.L. Fraser, *Scripta Metallurgica*, 23 (1989) 467-469.
- [218] P.D. Crofts, P. Bowen, I.P. Jones, *Scripta Materialia*, 35 (1996) 1391-1396.
- [219] K. Maruyama, R. Yamamoto, H. Nakakuki, N. Fujitsuna, *Materials Science and Engineering: A*, 239-240 (1997) 419-428.
- [220] T.A. Parthasarathy, M. Keller, M.G. Mendiratta, *Scripta Materialia*, 38 (1998) 1025-1031.
- [221] M. Es-Souni, A. Bartels, R. Wagner, *Acta Metallurgica et Materialia*, 43 (1995) 153-161.
- [222] W.J. Zhang, S.C. Deevi, *Intermetallics*, 10 (2002) 603-611.
- [223] W.J. Zhang, S.C. Deevi, *Intermetallics*, 11 (2003) 177-185.
- [224] X.W. Du, J. Zhu, X. Zhang, Z.Y. Cheng, Y.W. Kim, *Scripta Materialia*, 43 (2000) 597-602.
- [225] Z.W. Huang, *Acta Materialia*, 56 (2008) 1689-1700.
- [226] J. Lapin, T. Pelachová, M. Dománková, *Intermetallics*, 19 (2011) 814-819.
- [227] J.G. Wang, T.G. Nieh, *Intermetallics*, 8 (2000) 737-748.
- [228] M. Schloffer, B. Rashkova, T. Schöberl, E. Schwaighofer, Z. Zhang, H. Clemens, S. Mayer, *Acta Materialia*, 64 (2014) 241-252.
- [229] C. Koeppel, A. Bartels, H. Clemens, P. Schretter, W. Glatz, *Materials Science and Engineering: A*, 201 (1995) 182-193.
- [230] G.B. Viswanathan, V.K. Vasudevan, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 32 (1995) 1705-1711.

Anhang 1 Probenzeichnungen

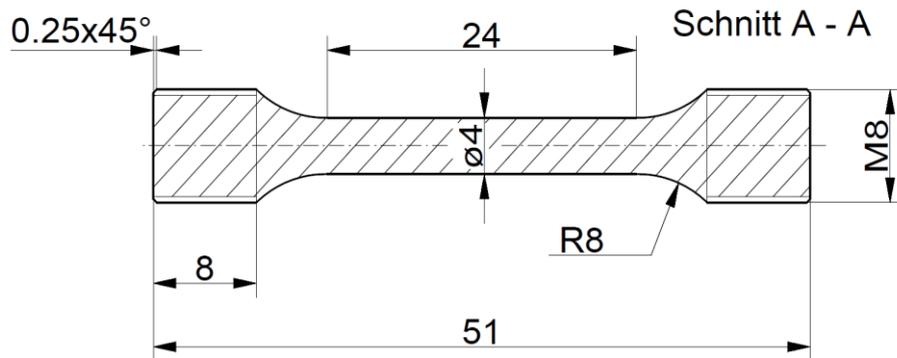


Abbildung 72: Zugprobenform

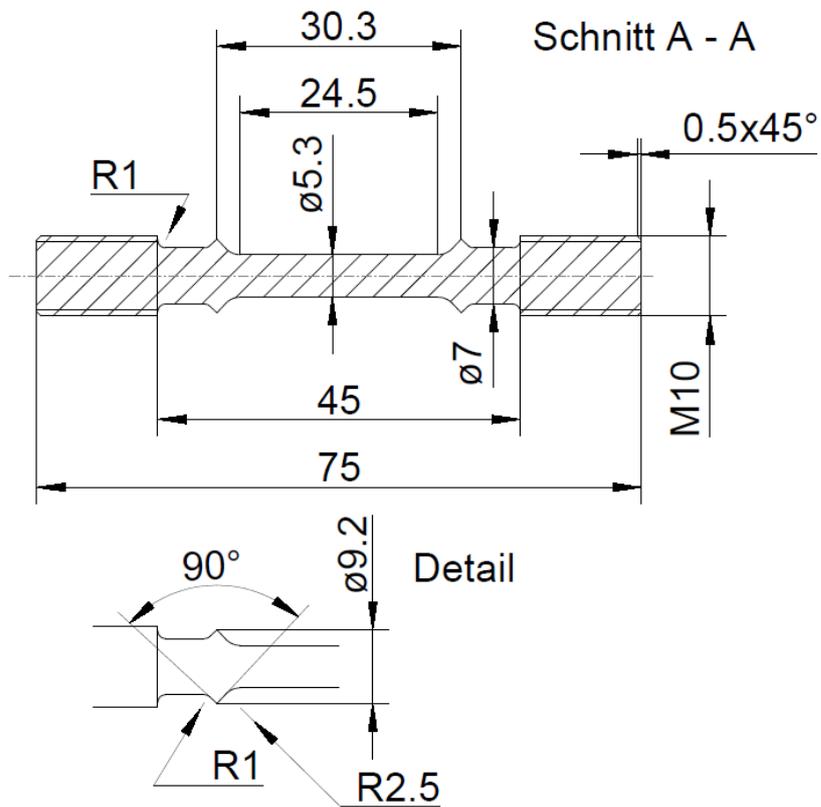


Abbildung 73: Kriechprobenform

Anhang 2 Tabellarische Übersicht der Zugversuchskennwerte

Ergebnisse Kapitel 5.1

| Legierung | Temperatur [°C] | Kennwerte | | | |
|----------------------|--------------------|------------------|---------------------|------------------------|--------------------------|
| | | E-Modul [GPa] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruch- dehnung [%] |
| Leg. A | RT | 163 | 1059 | 1096 | 1,52 |
| | | 168 | 1080 | 1141 | 1,33 |
| | | 177 | 1053 | 1074 | 0,66 |
| | | 166 | 1104 | 1122 | 0,94 |
| | | 172 | 1069 | 1103 | 1,66 |
| Mittelwert | | 169 | 1073 | 1107 | 1,22 |
| Standardabweichung s | | 4 | 15 | 19 | 0,34 |
| | 400 | 170 | 924 | 1176 | 6,35 |
| | | 170 | 898 | 1064 | 3,78 |
| Mittelwert | | 170 | 911 | 1119 | 5,07 |
| Standardabweichung s | | 0 | 13 | 55 | 1,29 |
| | 700 | 135 | 924 | 837 | 12,15 |
| | | 146 | 898 | 837 | 22,24 |
| | | 163 | 757 | 869 | 16,43 |
| Mittelwert | | 148 | 860 | 848 | 16,94 |
| Standardabweichung s | | 10 | 68 | 14 | 3,53 |
| | 800 | 124 | 560 | 635 | 47,39 |
| Mittelwert | | 124 | 560 | 635 | 47,39 |
| Standardabweichung s | | 0 | 0 | 0 | 0 |

| Legierung | Temperatur [°C] | Kennwerte | | | |
|----------------------|--------------------|------------------|---------------------|------------------------|--------------------------|
| | | E-Modul [GPa] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruch- dehnung [%] |
| Leg. B | RT | 163 | 1105 | 1164 | 0,33 |
| | | 170 | - | 1166 | 0,06 |
| | | 163 | 1083 | 1131 | 1,92 |
| | | 166 | 1066 | 1113 | 1,66 |
| | | 160 | 1088 | 1141 | 1,84 |
| Mittelwert | | 164 | 1086 | 1143 | 1,16 |
| Standardabweichung s | | 3 | 11 | 18 | 0,77 |
| | 400 | 173 | 955 | 1016 | 2,43 |
| | | | 920 | 942 | 0,37 |
| Mittelwert | | 173 | 938 | 979 | 1,4 |
| Standardabweichung s | | 0 | 18 | 37 | 1,03 |
| | 700 | 144 | 955 | 865 | 11,1 |
| | | 145 | 920 | 852 | 4,72 |
| | | 152 | 728 | 913 | 13,48 |
| Mittelwert | | 147 | 868 | 877 | 9,77 |
| Standardabweichung s | | 3 | 93 | 24 | 3,36 |
| | 800 | 117 | 575 | 649 | 34,82 |
| | | 114 | 579 | 640 | 23,92 |
| Mittelwert | | 116 | 577 | 645 | 29,37 |
| Standardabweichung s | | 2 | 2 | 5 | 5,45 |

| Legierung | Temperatur [°C] | Kennwerte | | | |
|----------------------|--------------------|------------------|---------------------|------------------------|--------------------------|
| | | E-Modul [GPa] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruch- dehnung [%] |
| Leg. C | RT | 161 | 1130 | 1166 | 0,45 |
| | | 173 | - | 1083 | 0 |
| | | 152 | 1363 | 1393 | 0,39 |
| | | 155 | 1304 | 1306 | 0,33 |
| | | 147 | - | 1345 | 0,08 |
| Mittelwert | | 158 | 1266 | 1259 | 0,31 |
| Standardabweichung s | | 8 | 90 | 107 | 0,12 |
| | 400 | 160 | 984 | 1090 | 3,46 |
| | | 175 | 987 | 1015 | 1,54 |
| Mittelwert | | 168 | 986 | 1053 | 2,5 |
| Standardabweichung s | | 8 | 2 | 38 | 0,96 |
| | 700 | 153 | 984 | 992 | 2,97 |
| | | 146 | 987 | 827 | 2,09 |
| | | 129 | 998 | 1267 | 1,22 |
| Mittelwert | | 143 | 990 | 1029 | 2,09 |
| Standardabweichung s | | 9 | 6 | 159 | 0,58 |
| | 800 | 116 | 728 | 881 | 10,22 |
| | | 130 | 750 | 920 | 4,5 |
| Mittelwert | | 123 | 739 | 901 | 7,36 |
| Standardabweichung s | | 7 | 11 | 20 | 2,86 |

| Legierung | Temperatur [°C] | Kennwerte | | | |
|----------------------|--------------------|------------------|---------------------|------------------------|--------------------------|
| | | E-Modul [GPa] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruch- dehnung [%] |
| TNB-V2 | RT | 173 | - | 971 | 0 |
| | | 172 | 950 | 950 | 0,2 |
| | | 171 | 941 | 943 | 0,5 |
| | | 169 | 938 | 938 | 0,7 |
| Mittelwert | | 171 | 943 | 951 | 0,35 |
| Standardabweichung s | | 1 | 5 | 10 | 0,25 |
| | 400 | 183 | 718 | 740 | 1,01 |
| | | 160 | 729 | 783 | 2,26 |
| Mittelwert | | 172 | 724 | 762 | 1,64 |
| Standardabweichung s | | 12 | 6 | 22 | 0,63 |
| | 700 | 133 | 660 | 665 | 0,34 |
| | | 134 | 660 | 669 | 1,57 |
| Mittelwert | | 134 | 660 | 682 | 0,96 |
| Standardabweichung s | | 1 | 0 | 17 | 0,62 |
| | 800 | 126 | 567 | 571 | 0,24 |
| | | 122 | 563 | 571 | 0,25 |
| Mittelwert | | 124 | 565 | 571 | 0,25 |
| Standardabweichung s | | 2 | 2 | 0 | 0,01 |

Ergebnisse Kapitel 5.2

| Zustand | Temperatur [°C] | E-Modul [GPa] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruch- dehnung [%] |
|----------|--------------------|------------------|---------------------|------------------------|--------------------------|
| ungeHIPt | 25 | 141 | - | 477 | 0.00 |
| | | 141 | - | 489 | 0.00 |
| geHIPt | 25 | 162 | 687 | 748 | 0.74 |
| | | 163 | 695 | 760 | 0.74 |
| | 400 | 152 | 595 | 759 | 2.35 |
| | | 149 | 596 | 722 | 1.74 |
| ungeHIPt | 700 | 94 | - | 414 | 0.05 |
| | | 121 | - | 363 | 0.04 |
| geHIPt | 700 | 130 | 540 | 693 | 2.44 |
| | | 136 | 548 | 689 | 2.00 |
| | 750 | 122 | 532 | 674 | 3.59 |
| | 800 | 120 | 513 | 604 | 3.89 |

Ergebnisse Kapitel 5.3

Vergleich stranggepresst - Feinguss geHIPt

| Zustand | Temperatur [°C] | E-Modul [GPa] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruchdehnung [%] |
|-----------------|-----------------|---------------|------------------|---------------------|------------------|
| Stranggepresst | 25 | 158 | 1144 | 1147 | 0,5 |
| | | 156 | 1125 | 1134 | 0,35 |
| | 400 | 175 | 975 | 1048 | 2,18 |
| | | 156 | 947 | 1039 | 3,18 |
| | 700 | 142 | 763 | 890 | 14,67 |
| | | 134 | 758 | 903 | 11,86 |
| | 800 | - | 566 | 633 | 69,9 |
| | | 96 | 576 | 632 | 68,1 |
| Feinguss geHIPt | 25 | 162 | 687 | 748 | 0,74 |
| | | 163 | 695 | 760 | 0,47 |
| | 400 | 152 | 595 | 759 | 2,35 |
| | | 149 | 596 | 722 | 1,74 |
| | 700 | 130 | 540 | 693 | 2,44 |
| | | 136 | 548 | 689 | 2,00 |
| | 800 | 122 | 532 | 674 | 3,59 |
| | | 120 | 513 | 604 | 3,59 |

Vergleich der Entnahmerichtung - stranggepresst

| Richtung | Temperatur [°C] | E-Modul [GPa] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruch- dehnung [%] |
|----------|--------------------|------------------|---------------------|------------------------|--------------------------|
| längs | 25 | 164 | 844 | 858 | 1,22 |
| | 700 | 124 | 630 | 698 | 6,95 |
| quer | 25 | 158 | 790 | 793 | 0,31 |
| | 700 | 115 | 576 | 666 | 3,36 |

Vergleich der Entnahmerichtung - Feinguss geHIPt

| Richtung | Temperatur [°C] | E-Modul [GPa] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruch- dehnung [%] |
|----------|--------------------|------------------|---------------------|------------------------|--------------------------|
| längs | 25 | 162 | 838 | 927 | 1,14 |
| | 700 | 125 | 582 | 723 | 17,1 |
| quer | 25 | 162 | 803 | 927 | 1,16 |
| | 700 | 123 | 542 | 697 | 13,04 |

Ergebnisse Kapitel 5.5.1

| Schmiede- temperatur [°C] | Temperatur [°C] | E-Modul [GPa] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruch- dehnung [%] |
|---------------------------------|--------------------|------------------|---------------------|------------------------|--------------------------|
| Ausgangs- zustand | 25 | 162 | 695 | 760 | 0,62 |
| | 700 | 130 | 540 | 693 | 2,44 |
| 1250 | 25 | 164 | 811 | 855 | 1,71 |
| | 700 | 133 | 606 | 733 | 3,32 |
| 1350 | 25 | 156 | 784 | 883 | 0,36 |
| | 700 | 115 | 614 | 827 | 1,33 |

Ergebnisse Kapitel 5.6.4

Ausgangszustand - geschmiedet

| Bezeichnung | Lösungsglühung | | | Auslagerung | | |
|-------------|----------------|---------------------|-----------|-------------|------------------|-----------|
| | Zeit | Temperatur T_{LG} | Abkühlung | Zeit | Temperatur T_A | Abkühlung |
| WB1 | 1 h | 1270 °C | Öl | 6 h | 800 °C | Ofen |
| WB2 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB3 | | | Luft | 6 h | 800 °C | |
| WB4 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB5 | | | Ofen | 6 h | 800 °C | |
| WB6 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB7 | | 1250 °C | Öl | 2 h | 1000 °C | |
| WB8 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB9 | | | Luft | 6 h | 800 °C | |
| WB10 | | 1300 °C | Öl | 2 h | 1000 °C | |
| WB11 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB12 | | | Luft | 6 h | 800 °C | |

Ausgangszustand - Feinguss geHIPt

| Bezeichnung | Lösungsglühung | | | Auslagerung | | |
|-------------|----------------|---------------------|-----------|-------------|------------------|-----------|
| | Zeit | Temperatur T_{LG} | Abkühlung | Zeit | Temperatur T_A | Abkühlung |
| WB3 | 1 h | 1270 °C | Luft | 6 h | 800 °C | FC |
| WB4 | | | | 2 h | 1000 °C | |
| WB5* | | | Ofen | | | |
| WB9 | | 1250 °C | Luft | 2 h | 800 °C | |
| WB12 | | 1300 °C | Luft | 2 h | 800 °C | |
| WB13 | 0,5 h | 1450 °C | Luft | 2 h | 800 °C | |

Ausgangszustand - geschmiedet

| Bezeichnung | Temperatur [°C] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruchdehnung [%] |
|-------------|-----------------|------------------|---------------------|------------------|
| WB1 | 25 | 915 | 994 | 0,32 |
| | 700 | 683 | 996 | 1,27 |
| WB2 | 25 | 892 | 931 | 0,62 |
| | 700 | 668 | 770 | 6,09 |
| WB3 | 25 | 793 | 956 | 0,82 |
| | 700 | 587 | 926 | 3,58 |
| WB4 | 25 | 869 | 933 | 0,83 |
| | 700 | 665 | 781 | 13,49 |
| WB5 | 25 | 718 | 835 | 1,35 |
| | 700 | 559 | 705 | 7,37 |
| WB6 | 25 | 759 | 846 | 1,55 |
| | 700 | 565 | 683 | 11,71 |
| WB7 | 25 | 793 | 794 | 0,2 |
| | 700 | 596 | 735 | 9,3 |
| WB8 | 25 | 790 | 852 | 0,76 |
| | 700 | 587 | 729 | 15,7 |
| WB9 | 25 | 753 | 888 | 0,67 |
| | 700 | 563 | 861 | 6,4 |
| WB10 | 25 | - | 894 | 0,12 |
| | 700 | 690 | 764 | 0,93 |
| WB11 | 25 | 908 | 966 | 0,36 |
| | 700 | 728 | 912 | 1,44 |
| WB12 | 25 | - | 891 | 0,11 |
| | 700 | 709 | 882 | 0,46 |

Ausgangszustand - Feinguss geHIPt

| Bezeichnung | Temperatur [°C] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruchdehnung [%] |
|-------------|-----------------|------------------|---------------------|------------------|
| WB3 | 25 | 720 | 800 | 0,43 |
| | 700 | 570 | 785 | 0,88 |
| WB4 | 25 | 752 | 821 | 0,47 |
| | 700 | 615 | 771 | 1,11 |
| WB5* | 25 | 648 | 681 | 0,37 |
| | 700 | 533 | 691 | 2,71 |
| WB9 | 25 | 668 | 745 | 0,46 |
| | 700 | 530 | 719 | 1,05 |
| WB12 | 25 | - | 746 | 0,02 |
| | 700 | 718 | 769 | 0,27 |
| WB13 | 25 | 883 | 921 | 0,26 |
| | 700 | 675 | 853 | 0,62 |

Ergebnisse Kapitel 5.7

| Zustand | Temperatur [°C] | E-Modul [GPa] | Dehngrenze [MPa] | Zugfestigkeit [MPa] | Bruchdehnung [%] |
|--------------------|-----------------|---------------|------------------|---------------------|------------------|
| Vorversuch ohne WB | 25 | 162 | 691 | 754 | 0,72 |
| | 700 | 130 | 544 | 691 | 2,22 |
| Vorversuch mit WB | 25 | 161 | 793 | 956 | 0,82 |
| | 700 | 126 | 587 | 926 | 3,58 |
| Schaufel mit WB | 25 | 163 | 704 | 865 | 1,49 |
| | 700 | 140 | 526 | 814 | 6,28 |

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 gültige Promotionsordnung der Fakultät für Maschinenbau, Elektrotechnik und Wirtschaftsingenieurwesen der Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus - Senftenberg ist mir bekannt.

Cottbus, 31. Juli 2015