

Montanuniversität Leoben

**Hochtemperaturbeständigkeit und
Schweißbarkeit einer intermetallischen
TiAl-Legierung für die Anwendung als
Turbinenrad im Abgasturbo-lader**



Die vorliegende Arbeit wurde am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit Bosch Mahle Turbo Systems GmbH & Co. KG durchgeführt.

Leoben, Juni 2014

Diese Diplomarbeit wurde im Rahmen des Research Studios Austria der österreichischen Forschungsförderungsgesellschaft (FFG) mit dem Titel "Werkstoffe und Bauteile für energieeffiziente Motoren und Antriebe sowie für die Energietechnik" (Projektnummer: 832040) durchgeführt.

Eidesstattliche Erklärung:

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, Juni 2014

(Lukas Samer)

FÜR MEINE ELTERN
ALS DANK FÜR DAS GESCHENK
EINER AUSBILDUNG UND DAS
BEISPIEL EINER LEBENSEINSTELLUNG

Danksagung

Meinen Betreuern, Frau Ass.Prof. Dr. Svea Mayer und Herrn Prof. Dr. Helmut Clemens, möchte ich sehr herzlich für die Betreuung meiner Diplomarbeit danken. Sie waren jederzeit bereit mich bei den auftretenden Fragen und Problemen zu unterstützen. Ebenfalls konnte ich durch sie lehrreiche Erfahrungen im Bereich der Wissenschaft und Industrie sammeln, welche für meinen weiteren Werdegang sehr hilfreich sein werden. An dieser Stelle nochmal ein großes Dankeschön.

Bei meinen Kollegen aus der TiAl-Arbeitsgruppe, Frau Dipl.-Ing. Andrea Gaitzenauer, Herrn Dipl.-Ing. Robert Werner, Herrn Dipl.-Ing. Emanuel Schwaighofer und Herrn Dipl.-Ing. Albert Themeßl, bedanke ich mich für die fachlichen Ratschläge sowie für die Hilfsbereitschaft, welche mir ein zielstrebiges Arbeiten ermöglichten.

Herrn Gerhard Hawranek sei an dieser Stelle für die zahlreichen Untersuchungen am Raster-elektronenmikroskop und für die praktischen Tipps hinsichtlich der Probenpräparation gedankt.

Ein Dank an alle Mitarbeiterinnen und Mitarbeiter des Departments Metallkunde und Werkstoffprüfung, die mich in meiner Tätigkeit unterstützt haben.

Abschließend bedanke ich mich bei meinen Kooperationspartnern der Fa. Bosch Mahle Turbo Systems GmbH & Co. KG, insbesondere bei Herrn Dr. Andreas Prang, Herrn Dipl.-Ing. (BA) Christian Holzschuh, Frau Dipl.-Ing. (FH) Tatjana Kuzivanov und Herrn Jochen Schray, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Glück Auf!

Inhaltsverzeichnis

	Seite
Abkürzungsverzeichnis	iii
1 Einleitung und Motivation.....	1
2 Theoretische Grundlagen	3
2.1 Aufbau und Funktionsweise eines Abgasturboladers	3
2.1.1 Fertigung des Turbinenrads.....	4
2.2 TNM ⁺ -Legierung.....	5
2.2.1 Hochtemperaturkorrosion (Oxidation)	6
2.2.2 Zelluläre Reaktion	7
2.3 Schweißtechnik.....	8
2.3.1 Diffusionsschweißen (DS)	9
2.3.2 Elektronenstrahlschweißen (ES).....	9
2.3.3 Schweißen unter Verwendung einer Zwischenschicht	11
3 Experimentelles	12
3.1 Probenmaterial	12
3.2 Probenpräparation	17
3.3 Mikrostrukturelle Charakterisierung.....	19
3.4 Quantitative Gefügeauswertung	20
3.5 Härteprüfung	20
4 Ergebnisse und Diskussion	22
<i>TEIL I: Gefügestabilität</i>	
4.1 Gefüge nach isothermen Wärmebehandlungen	22
4.2 Gefüge nach dem Testlauf am Heißgasprüfstand	27
<i>TEIL II: Oberflächencharakterisierung einer Turbinenradschaufel</i>	
4.3 Beschichtetes Turbinenrad zur Erhöhung des Oxidationsschutzes	29
4.4 Unbeschichtetes Turbinenrad nach dem Heißgasprüfstandslauf.....	31
<i>TEIL III: Anbindung der Welle an das Turbinenrad</i>	
4.5 Diffusionsschweißen ohne Druck	37
4.6 Diffusionsschweißen mit Druck.....	37
4.7 Elektronenstrahlschweißen unter Verwendung einer Zwischenschicht.....	43

4.8 Gewindeverbindung	45
<i>TEIL IV: Untersuchung einer am Turbinenrad abgebrochenen Schaufelkante</i>	
4.9 Makroskopischer und mikroskopischer Befund	46
5 Zusammenfassung	49
Literaturverzeichnis	51
Anhang A: Ausgangszustände der Turbinenräder	I
Anhang B: Gefüge der wärmebehandelten Proben	II
Anhang C: Gefüge der Turbinenräder	V
Anhang D: EDX-Analysen an Turbinenradschaufeln	VII
Anhang E: EDX-Analyse der Probe 03-IN718	X
Anhang F: EDX-Mapping von der Schweißnaht der Probe 03-IN718	XI
Anhang G: EDX-Analyse der Elektronenstrahlschweißung	XII

Abkürzungsverzeichnis

°C	Grad Celsius
at.%	Atomprozent
AC	Air Cooling (Luftabkühlung)
ATL	Abgasturbolader
BMTS	Bosch Mahle Turbo Systems GmbH & Co. KG
BSE	Back Scattered Electrons (Rückstreuelektronen)
DS	Diffusionsschweißen
EDX	Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (energiedispersive Röntgenspektroskopie)
ES	Elektronenstrahlschweißen
h	Stunde
HGP	Heißgasprüfstand
HV10	Härte nach Vickers mit 9.81 Newton Prüfkraft
IN625	Nickelbasis-Superlegierung (Inconel 625)
IN718	Nickelbasis-Superlegierung (Inconel 718)
IN738	Nickelbasis-Superlegierung (Inconel 738)
m.%	Massenprozent
min	Minute
PTFE	Polytetrafluorethylen
REM	Rasterelektronenmikroskop
SE	Secondary Electrons (Sekundärelektronen)
SiC	Siliziumkarbid
T _{eu}	eutektoide Temperatur
TiAl	Titanaluminid
TR	Turbinenrad
U/min	Umdrehungen pro Minute
vol.%	Volumenprozent
WBH	Wärmebehandlung
WEZ	Wärmeeinflusszone
α	ungeordnete hexagonale Ti(Al)-Phase
α_2	geordnete hexagonale Ti ₃ Al-Phase
β	ungeordnete kubisch raumzentrierte Ti(Al)-Phase
β_0	geordnete kubisch raumzentrierte TiAl-Phase
γ	geordnete tetragonal flächenzentrierte TiAl-Phase

1 Einleitung und Motivation

Aufgeladene Verbrennungsmotoren werden für Fahrzeuge auf dem Land, der Schiene, dem Wasser und der Luft sowie für Industrieanwendungen eingesetzt. Die Aufladung mittels Abgasturboladern hat seit einigen Jahren eine Schlüsselrolle zur Effizienzsteigerung von Verbrennungsmotoren eingenommen, wobei deren Bedeutung in Zukunft zunehmen wird, solange Kraftstoffe als Energieträger für Antriebssysteme heiß verbrannt werden. Ein Abgasturbolader ermöglicht unter Ausnutzung der Abgasenergie eine Erhöhung der Ladeluft-dichte, wodurch eine effizientere Verbrennung des Kraftstoffs bewirkt wird. In weiterer Folge sinkt der Ausstoß von Schadstoffen, wodurch ein Beitrag zur Erfüllung von gesetzlich festgelegten Grenzwerten, z.B. in der Euro-6-Norm, geleistet wird. Des Weiteren wird durch die Technologie der Aufladung das Konzept des Downsizings ermöglicht, bei dem bei gleichbleibender Leistung die Baugröße des Motors reduziert wird (geringeres Hubvolumen) und durch die somit erhaltene Gewichtseinsparung eine Senkung des Kraftstoffverbrauchs erzielt wird [1-3].

Die vorliegende Diplomarbeit beschäftigt sich mit dem Turbinenrad des Abgasturboladers, das einer Abgastemperatur von bis zu 850 °C im Dieselmotor sowie 1050 °C im Ottomotor und Drehzahlen kleiner als 300.000 Umdrehungen pro Minute ausgesetzt ist. Der untersuchte Turbinenradwerkstoff ist eine intermetallische TiAl-Legierung, ein innovativer Leichtbauwerkstoff für die Anwendung im Hochtemperaturbereich, im Speziellen die Varianten TNM und TNM⁺, die im Zuge des Downsizing eine attraktive Alternative zu Nickelbasislegierungen darstellen. Aufgrund der geringen Dichte der TiAl-Legierungen wird darüber hinaus das Beschleunigungsverhalten des Fahrzeugs deutlich verbessert [1,4-6]. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Hochtemperaturbeständigkeit und Schweißneigung intermetallischer TiAl-Legierungen untersucht. Dazu wurde die Gefügestabilität, das Oxidationsverhalten und das Schädigungsverhalten von TNM⁺-Turbinenrädern untersucht, die unterschiedliche Testläufe am Heißgasprüfstand absolvierten. Um zusätzliche Erkenntnisse über die Gefügestabilität in Abhängigkeit von Glüh-temperatur und Haltezeit zu erlangen, beziehungsweise zur Ermittlung der Anwendungsgrenzen, wurden Wärmebehandlungsstudien an TNM⁺-Proben durchgeführt und die Ergebnisse mit jenen der Heißgasprüfstandstests verglichen. Des Weiteren wurde eine am Turbinenrad aufgebrachte Oxidationsschutzschicht charakterisiert. Für die Anbindung der Welle an ein TNM-Turbinenrad wurden unterschiedliche Füge-techniken untersucht und die sich ausbildende Fügezone analysiert.

Die Charakterisierung der Mikrostruktur, Fügezone und Oberfläche erfolgte mittels Rasterelektronenmikroskopie und energiedispersiver Röntgenspektroskopie. Mithilfe der quantitativen Metallografie und Härteprüfung nach Vickers wurden die Gefügeänderungen der wärmebehandelten Proben bestimmt.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Aufbau und Funktionsweise eines Abgasturboladers

Bei der Abgasturboaufladung wird ein großer Teil der sonst verlorenen Abgasenergie genutzt, um den Wirkungsgrad des Motors zu verbessern. Der Abgasmassenstrom versetzt das Turbinenrad (TR), wie in Abb. 2.1 gezeigt, in Rotation. Das über eine Welle verbundene Verdichterrad kann dadurch die Ansaugluft komprimieren. Die durch die Verdichtung erwärmte Luft wird im Ladeluftkühler wieder gekühlt. Bei jedem Einlasstakt gelangt ein Überschuss an Sauerstoff in die Brennkammer des Motors, wodurch der Kraftstoff nahezu vollständig verbrennt und somit schädliche Emissionen (Stickoxide NO_x , Kohlenmonoxid CO) reduziert werden. Das TR ist während des Betriebs hohen Abgastemperaturen von etwa $850\text{ }^\circ\text{C}$ bei Dieselmotoren bis zu $1050\text{ }^\circ\text{C}$ bei Ottomotoren ausgesetzt und erfährt gleichzeitig Drehzahlen von maximal 300.000 U/min [6].

Bei aufgeladenen Verbrennungsmotoren wird aufgrund der vorverdichteten Verbrennungsluft ein besseres Kraftstoff/Luft-Gemisch in der Brennkammer ermöglicht. Dadurch lässt sich das Hubvolumen des Motors bei gleichbleibender Leistung reduzieren, d.h. durch eine Verringerung der Zylinderanzahl bei gleichem Zylinderhubvolumen oder umgekehrt ergibt sich eine kleinere Baugröße des Motors (sog. Downsizing) und die daraus resultierende Gewichtseinsparung führt zu einer Senkung des Kraftstoffverbrauchs [1,2].

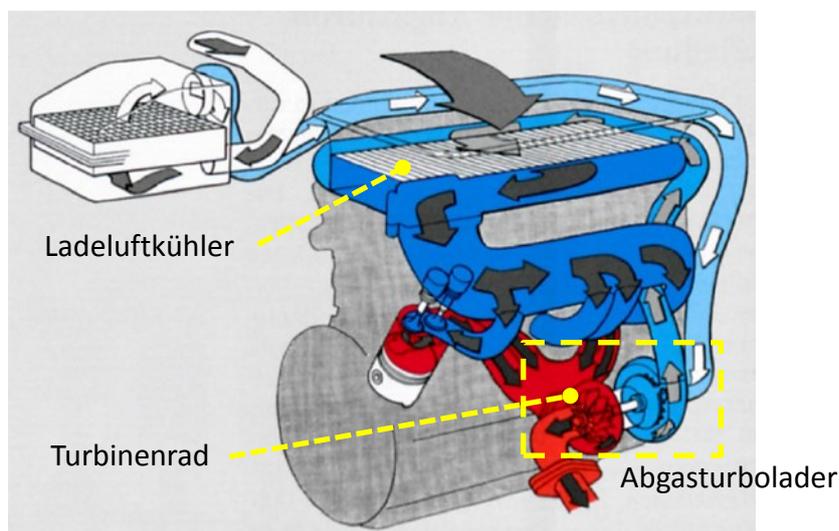


Abb. 2.1: Funktionsweise eines Abgasturboladers. Blau bzw. rot markierte Wege kennzeichnen den Luft- bzw. Abgasstrom [6].

Als Turboloch wird das verzögerte Reagieren des Laufzeugs (Abb. 2.2) auf die Fahrpedalstellung bezeichnet. Das Ansprechverhalten wird einerseits durch die mechanische Trägheit

des Laufzeugs und andererseits durch den verzögerten Aufbau von Abgasenergie während der Beschleunigung, die sog. thermische Trägheit, bestimmt. Eine Möglichkeit die mechanische Trägheit zu reduzieren und somit das Beschleunigungsverhalten deutlich zu verbessern, führt über eine Massenreduktion durch den Einsatz von innovativen Hochtemperaturleichtbauwerkstoffen, wie den intermetallischen TiAl-Legierungen mit einer Dichte von etwa 4.1 g/cm^3 . Sie weisen ca. die Hälfte der Dichte der zurzeit verwendeten Nickelbasislegierungen auf [1,6,7].

Für Automobile und leichte Nutzfahrzeuge wird für das Turbinenrad hauptsächlich die radiale Bauweise (Abb. 2.2) angewendet, bei der die Anströmung in radialer Richtung von außen nach innen (d.h. das Abgas wird über den Radumfang mit konstanter Geschwindigkeit zugeführt) und das Ausströmen in axialer Richtung erfolgt. Kleine Radialturbinen haben gegenüber vergleichbaren Axialturbinen einen höheren Wirkungsgrad und sind bei hohen Stückzahlen auch kostengünstiger herzustellen [6].

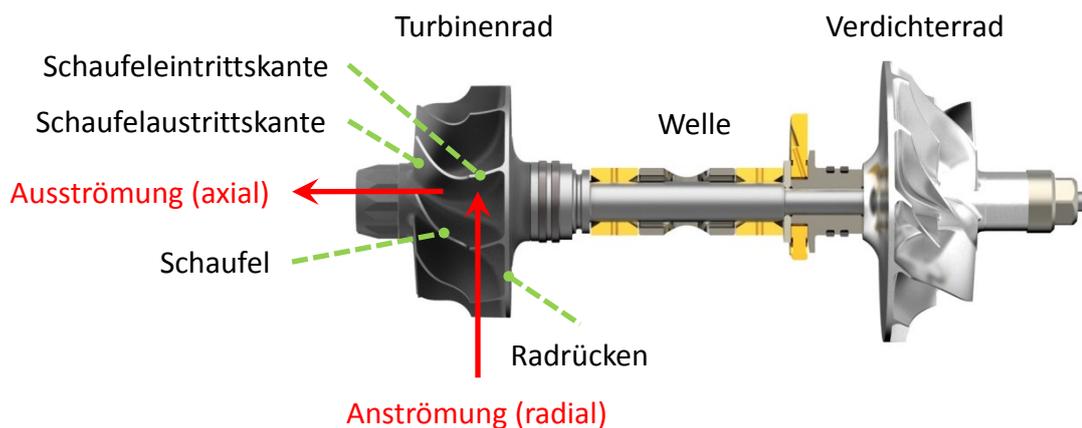


Abb. 2.2: Das Laufzeug besteht aus Turbinenrad, Welle und Verdichterrad. Es stellt das Herzstück des Abgasturboladers dar [8].

2.1.1 Fertigung des Turbinenrads

Es gibt mehrere Routen um ein Turbinenrad zu fertigen. Neben dem etablierten Feingussverfahren gibt es eine Verfahrensrouten für TiAl-Legierungen, die über ein einfaches oder mehrfaches Vakuum-Lichtbogenumschmelzen in einem Skull Melter führt. Die Schmelze wird anschließend im Schleudergussverfahren zu zylindrischen Ingots abgegossen. Die Gussporosität wird durch heißisostatisches Pressen geschlossen. Nach einem eigenschaftsoptimierten Schmiedeprozess liegt eine Schmiederonde vor, aus der mittels Präzisionsfräsen ein TR gefertigt wird [9].

2.2 TNM⁺-Legierung

TNM⁺ ist eine γ -TiAl-Basislegierung mit einer nominellen Zusammensetzung von Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B-0.3C-0.3Si (in at.%) und basiert auf dem Konzept der TNM-Legierung mit einer nominellen Zusammensetzung von Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (in at.%). Beide Legierungen zeichnen sich durch gute mechanische Eigenschaften mit einer im Vergleich zu anderen Hochtemperaturwerkstoffen geringen Dichte aus und sind gegen Titanfeuer resistent. Sie sind nicht nur isotherm, sondern auch konventionell schmiedbar. Wärmebehandlungen ermöglichen die Einstellung verschiedener Mikrostrukturen, wodurch gezielt Festigkeit und Duktilität beeinflusst werden können [4,5,10,11].

Abb. 2.3 zeigt ein Phasenanteilsdiagramm einer TNM⁺-Legierung. Die Phasenverläufe wurden durch in-situ Messungen mittels hochenergetischer Synchrotronstrahlung ermittelt [12]. Bei Raumtemperatur liegen die intermetallischen Phasen γ -TiAl (L1₀-Struktur), α_2 -Ti₃Al (D0₁₉-Struktur) und β_0 -TiAl (B2-Struktur) geordnet vor. Im Rahmen dieser Arbeit wurden isotherme Wärmebehandlungen im (α_2 + γ + β_0)-Phasengebiet bis zu einer Temperatur von 1100 °C, das entspricht einer Temperatur kleiner als der eutektoiden Temperatur T_{eu} , durchgeführt, wobei davon ausgegangen werden kann, dass keine Entordnung $\beta_0 \rightarrow \beta$ bzw. $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ stattfand.

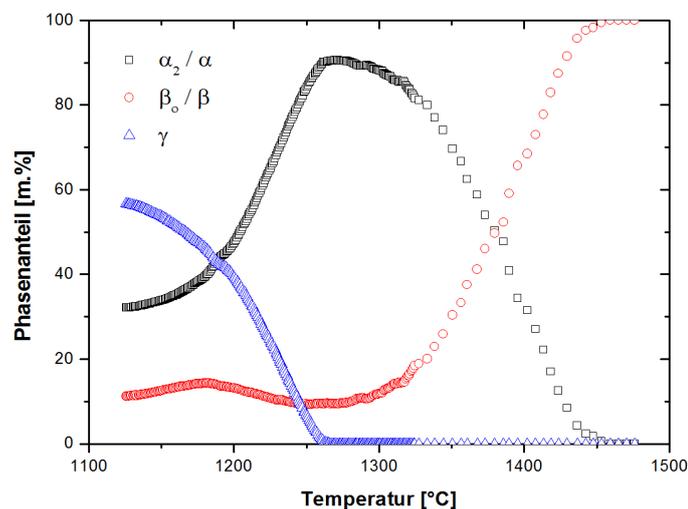


Abb. 2.3: Phasenanteilsdiagramm einer TNM⁺-Legierung mit der Zusammensetzung Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B-0.3C-0.3Si (in at.%) [12].

Gegenüber der TNM-Legierung wird bei TNM⁺ C und Si zulegiert. Dadurch wird die RT-Festigkeit auch aufgrund der Mischkristallhärtung gesteigert. Bei höheren Temperaturen kann es zur Ausscheidung von Ti₅Si₃-Siliziden zwischen den α_2 / γ -Lamellen kommen, die als

Hindernisse für Versetzungen wirken. Des Weiteren bewirken Karbide und Silizide eine feine Ausbildung der α_2/γ -Lamellen. Dies führt zu einer Verbesserung der Kriechbeständigkeit. Die Bildung der ω -Phase, die ein sprödes Verhalten aufweist, wird durch den C unterdrückt [13-15]. Auf die Oxidationsbeständigkeit wirkt sich C und Si ebenfalls günstig aus, wobei Si den Oxidationsmechanismus der Al-Aktivität zur Al_2O_3 -Deckschichtbildung fördert [11,16,17].

2.2.2 Hochtemperaturkorrosion (Oxidation)

Das Turbinenrad im Abgasturbolader wird im Zuge der Verbrennung eines Kraftstoff/Luft-Gemischs, einer komplexen Atmosphäre bei hohen Temperaturen ausgesetzt. Es können mehrere Arten der Hochtemperaturkorrosion, wie Nitrierung und Sulfidierung aufgrund von Verunreinigungen im Kraftstoff, auftreten. Die Reaktion mit Sauerstoff ist dabei aber der wichtigste Korrosionsvorgang, da die Bildung einer schützenden Oxiddeckschicht entscheidend für die Beständigkeit des Werkstoffs ist [11,18].

Bei TiAl-Legierungen kommt es trotz des hohen Al-Gehalts zu keiner Ausbildung einer rein auf Al_2O_3 basierenden Deckschicht, die eine gute Schutzwirkung besitzt. Wegen der ähnlichen Gleichgewichtsdrücke von Al_2O_3 und TiO, das sehr schnell zu TiO_2 weiter oxidiert, wird die selektive Oxidation des unedleren Elements Aluminium behindert und es entsteht ein Gemenge aus Al_2O_3 und TiO_2 . Titanoxid ist ein schnellwachsendes Oxid mit einem stark fehlgeordneten Gitteraufbau und verschlechtert daher die Schutzwirkung der Deckschicht, die ab einer kritischen Dicke abplatzt. Bei einer Oxidation unter Luftatmosphäre lagert sich zusätzlich TiN im Gemenge $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ ab [11,19,18].

Eine Erhöhung des Legierungsgehalts an Nb bietet die Möglichkeit, die Oxidationsbeständigkeit von γ -Titanaluminiden zu verbessern. Bei TNM^+ wird durch Legieren von wenigen at.% Si, die Beständigkeit geringfügig verbessert. Im Allgemeinen aber gilt, dass in Folge von legierungstechnischen Maßnahmen die mechanischen Eigenschaften des gesamten Werkstoffs beeinflusst werden und schlussendlich die Optimierung des Oxidationsschutzes nur in einem begrenzten Umfang erfolgen kann [11].

Nach Referenz [19] und [20] wird durch eine Oberflächenmodifikation von TiAl-Legierungen mittels geringen Mengen an Fluor, unter Ausbildung des sog. Halogeneffekts, die Oxidationsbeständigkeit entscheidend gesteigert. Die Kinetik der Oxidbildung wird in Richtung einer durchgehenden, gut anhaftenden, reinen Al_2O_3 -Deckschicht verschoben, ohne eine wesentliche Veränderung der mechanischen Eigenschaften hervorzurufen. Zudem kann die Aufbringung an fertigen Bauteilen erfolgen und die Problematik einer Delamination der Schicht, wie dies bei konventionell aufgetragenen Schichten eintreten kann, wird umgangen.

Es sei aber an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass abhängig von der chemischen Zusammensetzung und der vorhandenen Mikrostruktur, die Ausbildung der Oxidschicht sowie das Oxidationsverhalten unterschiedlich sein kann [11]. Für großtechnische Anwendungen ergibt sich die Möglichkeit, das Fluor in Form einer chemischen Verbindung über eine Polymerbehandlung aufzutragen. Im nächsten Schritt muss eine gezielte Voroxidation oberhalb von 900 °C vorgenommen werden, um das stabile $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ zu bilden und es im Zuge der Abkühlung zu keiner Umwandlung in die γ -Modifikation kommt [18]. Darüber hinaus gibt es noch weitere Verfahren für die Einbringung des Fluors, wie z.B. über einen Tauchprozess in verdünnte Flusssäure [19,20].

Wechselwirkung – Erosion/Korrosion

Erosion bezeichnet einen mechanischen Materialabtrag an der Bauteiloberfläche, verursacht durch feste Partikel in einem strömenden Medium, und führt mit zunehmendem Fortschritt zur Schädigung des Werkstoffs. Die Art der Abtragung ist abhängig von der Geschwindigkeit, Härte, Form und Größe der Teilchen sowie vom Auftreffwinkel und der Teilchendichte im Medium. Oberflächen mit einem duktilen Verhalten werden verstärkt bei schrägem Aufprall erodiert. Hingegen spröde Oberflächen wie Oxideckschichten oder keramische Wärmedämmschichten erfahren vorwiegend durch senkrechtetes Auftreffen der Teilchen einen Materialabtrag [18].

Das gleichzeitige Auftreten von Erosion und Korrosion kann zu unterschiedlichen Effekten führen. Ein kontinuierlicher Abtrag der schützenden Deckschicht bewirkt eine Beschleunigung des Korrosionsvorgangs und somit einen zunehmenden Verzehr des Grundmaterials. Durch die Erosion können auch korrosiv wirkende Beläge, wie z.B. Salzsäuren bei Heißgaskorrosion, entfernt werden. Eine Abschwächung des Korrosionsangriffs ist nur bedingt gegeben, da gleichzeitig eine Schädigung der Deckschicht bzw. des Grundmaterials eintritt. Hingegen können Ablagerungen von festen Partikeln auf der Oberfläche einen Korrosionsschutz und/oder einen Wärmeschutz bieten, solange die gebildete Schicht nicht aufgrund von thermischen Spannungen abplatzt [18].

2.2.1 Zellulare Reaktion

Abb. 2.4 zeigt das Gefüge einer TNM^+ -Legierung, die 100 h bei 950 °C gegläht und danach an Luft abgekühlt wurde. Bei dieser Temperatur wurde das Ausgangsgefüge unterhalb der T_{eu} im $(\alpha_2+\gamma+\beta_0)$ -Phasengebiet gegläht, wobei es zu einer zellularen Reaktion gekommen ist.

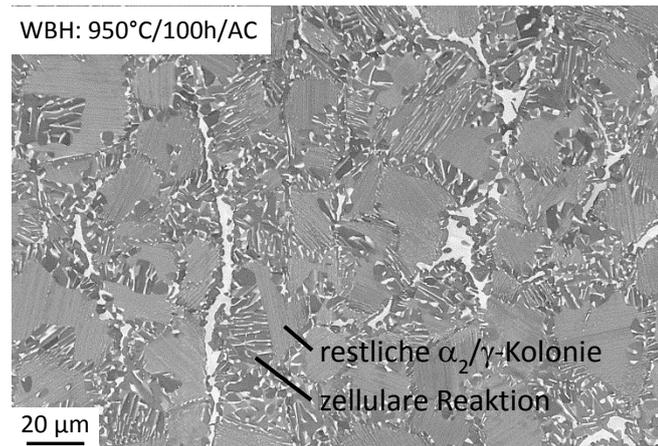


Abb. 2.4: Gefüge einer TNM^+ -Legierung mit zellularen Reaktionsbereichen nach isothermer Wärmebehandlung (WBH) bei $950^\circ\text{C}/100\text{h}/\text{AC}$ (engl.: air cooling, AC). Die Gefügaufnahme erfolgte mittels eines Rasterelektronenmikroskops (REM) unter Verwendung des Rückstreuungselektronenkontrasts (engl.: back scattered electrons, BSE).

Die zelluläre Reaktion stellt eine Entmischungsreaktion der Form $(\alpha_2+\gamma)_{\text{lamellar}} \rightarrow (\alpha_2+\gamma+\beta_0)_{\text{zellulär}}$ dar, die von der Koloniegrenze ausgeht und bei Fortschritt die gesamte lamellare Struktur der α_2/γ -Kolonie zersetzt. Im Detail gesehen setzt eine diskontinuierliche Vergrößerung $(\alpha_2+\gamma)_{\text{feinlamellar}} \rightarrow (\alpha_2+\gamma)_{\text{grob lamellar}}$ ein, gekoppelt mit einem Entmischungsvorgang $\alpha_2 \rightarrow \beta_0 + \gamma$. Dies führt zur Reaktionsgleichung $(\alpha_2+\gamma)_{\text{feinlamellar}} \rightarrow (\alpha_2+\gamma+\beta_0)_{\text{grob lamellar}}$ und schlussendlich nach Auflösung der Lamellenstruktur zur Gesamtreaktion $(\alpha_2+\gamma)_{\text{lamellar}} \rightarrow (\alpha_2+\gamma+\beta_0)_{\text{zellulär}}$. Die Phasenanteile und die chemische Zusammensetzungen der Phasen α_2 , γ und β_0 entwickeln sich in Richtung des thermodynamischen Gleichgewichts. Die treibende Kraft für die zelluläre Reaktion ist das chemische Ungleichgewicht, bedingt durch die Gefügeeinstellung beim Schmieden sowie die hohe Oberflächenenergie der feinlamellaren α_2/γ -Kolonien. Die zelluläre Reaktion verursacht eine Abnahme der Festigkeit und führt zu einer Erhöhung der Duktilität und Kriechrate [10,21-23].

2.3 Schweißtechnik

In diesem Kapitel wird kurz auf die verwendeten Schweißverfahren eingegangen und Informationen über die in der Literatur bekannten Schweißeigenschaften von einzelnen Werkstoffen wiedergegeben, die Aufschluss auf das Schweißverhalten der in dieser Arbeit verwendeten Legierungen geben. Es kann aber an dieser Stelle angegeben werden, dass in der Literatur über das Fügen von intermetallischen TiAl-Legierungen noch wenig publiziert wurde.

2.3.1 Diffusionsschweißen (DS)

Beim Diffusionsschweißen (DS) werden die Fügepartner im Vakuum oder unter Schutzgas bei erhöhter Temperatur und unter Anwendung eines stetigen Drucks verbunden. Zu Beginn werden durch den Anpressdruck (relativ kleine plastische Verformungen) die Rauigkeitsspitzen eingeebnet, wodurch die effektive Diffusionsfläche vergrößert wird. In weiterer Folge werden durch die hohe Temperatur Diffusionsprozesse gestartet, die zu einer Schweißverbindung im festen Zustand führen. Die Haltezeit von Druck und Temperatur beeinflusst die beginnende Kriechverformung sowie das Ausmaß der Diffusion und das Kornwachstum. Die Schweißtemperatur liegt häufig im Bereich um $0.7 \cdot T_S$ [K], wobei T_S die Schmelz- oder Solidustemperatur der am niedrigsten schmelzenden Komponente ist. Der Anpressdruck beträgt im Allgemeinen 5 bis 30 N/mm² und bei Nickelbasislegierungen liegt dieser im Bereich von 60 bis 150 N/mm². DS ermöglicht das Verbinden einer Reihe von Werkstoffen und Werkstoffkombinationen, wobei für ein optimales Fügeergebnis die Sauberkeit der Oberfläche maßgebend ist [24-26]. In Tab. 2.1 sind aus der Literatur bekannte Schweißparameter von diffusionsgeschweißten Werkstoffen zusammengefasst.

Tab. 2.1: Schweißparameter von diffusionsgeschweißten Werkstoffen.

Schweißung	Literaturquelle	Schweißparameter			Nahtbreite [μm]
		Druck [MPa]	Temperatur [°C]	Zeit [h]	
Ti6242/IN625	[27]	15	900	0.5	ca. 10
TiAl6V4/TiAl6V4	[11]	2 bis 6	920 bis 950	2 bis 3	-
Ti6242/316L (anschließend WBH bei 900°C/30min/AC)	[28]	15	900	0.25	ca. 5

2.3.2 Elektronenstrahlschweißen (ES)

Bei dem Elektronenstrahlschweißen (ES) erfolgt die Energieeinbringung mittels beschleunigter Elektronen. Beim Aufprall auf das Werkstück wird ein Großteil ihrer kinetischen Energie in Wärme umgewandelt, wobei auch die Emission von Röntgenstrahlung erfolgt. Der Prozess wird unter Vakuum durchgeführt. Die besonderen Vorteile des ES im Vergleich zu anderen Schmelzschweißverfahren sind nachfolgend angegeben [29]:

- hohe Leistungsflussdichte für große Schweißnahttiefen,
- durch eine schmale Schmelz- und Wärmeeinflusszone (Verhältnis Nahtbreite zu Nahttiefe 1:10 bis 1:50) sowie durch eine hohe Schweißgeschwindigkeit wird eine geringe Wärmeeinbringung im Vergleich zu anderen Schmelzschweißverfahren ermöglicht,
- in der Regel wird kein Schweißzusatz benötigt,

- elektronenstrahlgeschweißte Bauteile weisen niedrige Eigenspannungen und somit geringen Verzug auf. Das bietet die Möglichkeit, endbearbeitete Einzelteile maßhaltig zusammen zu fügen [24].
- Durch Strahlpendeln oder Strahldefokussieren kann bei einigen Werkstoffen das Erstarren der Schmelze verzögert werden. Dadurch können bestimmte Gasreaktionen abklingen und die Porenbildung wird unterdrückt [24].

Eine Möglichkeit um mittels ES ein TR aus Titanaluminid mit dem Wellenwerkstoff 42CrMo4 zu verbinden, besteht darin, dass eine Ni-Basislegierung als Zwischenschicht eingesetzt wird. Aus diesem Grund bezieht sich die nachfolgende Literaturstudie auf diese 3 Werkstoffklassen.

Un- und niedriglegierte Stähle (Vergütungsstahl 42CrMo4)

Wegen der hohen Abkühlgeschwindigkeiten beim ES beginnt das Aufhärten dieser Stahlgüten bei etwa 0.2 % C. Mit steigendem C-Gehalt nimmt die Härte aufgrund zunehmender Martensitbildung zu, wobei Werte von mehr als 700 HV erreicht werden können. Die maximalen Härtewerte sind allerdings auf die schmalen Schmelz- und Wärmeeinflusszonen beschränkt, so dass sie weniger kritisch zu bewerten sind als bei anderen Schweißverfahren. Bei Stählen mit besonders hohen C-Gehalten besteht die Neigung zu Kaltrissen, wodurch Wärmebehandlungen vor und nach dem Schweißen durchgeführt werden müssen [29].

Ni-Basislegierungen

Eine große Bedeutung hat das ES-Verfahren beim Schweißen hochwarmfester Nickellegierungen. Mit zunehmendem Legierungsgehalt, insbesondere von Al und Ti, nimmt die Neigung zu Heißrissen zu und zwar sowohl in der Schmelz- als auch in der Wärmeeinflusszone [30]. Die Elemente Cr, Fe und Co bilden mit Ni in weiten Bereichen Mischkristalle und beeinflussen die Schweißseignung nur wenig. Dagegen sind die Elemente S und P im festen Zustand nahezu unlöslich und wirken sich in Richtung zunehmender Heißrissempfindlichkeit aus, wobei S den stärksten Einfluss ausübt. Des Weiteren kann eine Porenbildung verursacht durch die Anwesenheit von Gasen, wie O₂, N₂ und H₂, auftreten [31].

Titanlegierungen

Titan gehört zu den gasempfindlichen Werkstoffen, d.h. es reagiert bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen mit den Gasen O₂, N₂ und H₂ und verliert dabei an Duktilität. Beim Erstarren der Schmelze muss ein sprunghafter Abfall der Löslichkeit für Gase, insbesondere für H₂ berücksichtigt werden, der die Neigung zur Porenbildung unterstützt. Da aber das ES unter Vakuum erfolgt, ist Ti besonders gut zu schweißen [24,29].

2.3.3 Schweißen unter Verwendung einer Zwischenschicht

Durch die Verwendung einer Zwischenschicht kann eine stoffschlüssige Verbindung zwischen zwei metallischen Werkstoffen erzielt werden, bei denen zuvor ohne Zwischenschicht keine Schweißung zustande gekommen ist [29]. Eine Schichtaufbringung kann unter anderem durch Kaltgasspritzen erfolgen oder in Form einer Folie realisiert werden. Für eine Welle, auf der Turbinen- und Verdichterrad befestigt sind, wird häufig der Werkstoff 42CrMo4 verwendet. Wie in [9] berichtet, kann der unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizient zwischen 42CrMo4 und der TNM-Legierung zu thermischen Spannungen in der Fügezone führen. Eine Lösung nach [32] wäre die Verwendung einer Zwischenschicht mit der sich die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten ausgleichen lassen und Eigenstress abgebaut werden. Des Weiteren kann das Fügen mithilfe einer Zwischenschicht Folgendes bewirken [24]:

- Verringerung der thermischen Belastung der Fügepartner bzw. Senkung der Füge-temperatur [33],
- Erhöhung des Diffusionsvermögens beim Diffusionsschweißen sowie
- geringerer Bearbeitungsaufwand bei den zu fügenden Oberflächen (Ausgleich von Rauigkeitsspitzen).

Der Nachteil der Verwendung liegt aber nach [26] darin, dass es oftmals zur Bildung von spröden intermetallischen Phasen kommt, wodurch die Festigkeit und das Korrosionsverhalten negativ beeinflusst werden.

3 Experimentelles

3.1 Probenmaterial

Die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen wurden an unterschiedlichsten Titanaluminid-Proben der nominellen Zusammensetzung von Tab. 3.1 vorgenommen.

Tab. 3.1: Nominelle Zusammensetzung der untersuchten TiAl-Legierungen.

Legierung		Ti	Al	Nb	Mo	B	C	Si
TNM	at.%	bal.	43.5	4.0	1.0	0.1	-	-
	m.%	bal.	28.6	9.1	2.3	0.03	-	-
TNM ⁺	at.%	bal.	43.0	4.0	1.0	0.1	0.3	0.3
	m.%	bal.	28.3	9.1	2.3	0.03	0.09	0.21

Proben für die Wärmebehandlungen

Zur Beurteilung der Gefügestabilität wurden an den TNM⁺-Schmiederonden sowie am TNM⁺-Turbinenrad TR 013-0834, welches keinen Testlauf am Heißgasprüfstand (HGP) absolvierte, isotherme WBH durchgeführt. Die TNM⁺-Legierung wurde schmelzmetallurgisch von der GfE Metalle und Materialien GmbH, Nürnberg, Deutschland, hergestellt. Durch eine anschließende eigenschaftsoptimierte Schmiedung entsteht eine Schmiederonde aus der das TR mittels Präzisionsfräsen gefertigt wird. Die Schmiederonde wurde von der Hanseatischen Waren Handelsgesellschaft mbH & Co. KG, Bremen, Deutschland, geliefert. Für genauere Informationen bezüglich der Legierungsherstellung und des eigenschaftsoptimierten Schmiedeprozesses sei auf die Referenz [9] verwiesen. Für die aus TNM⁺ gefertigten Schmiederonden ist des Weiteren die tatsächliche chemische Zusammensetzung bekannt und in Tab. 3.2 ersichtlich.

Tab. 3.2: Ist-Zusammensetzung der TNM⁺-Schmiederonden (Chargen-Nr.: 125895, Gießcharge: 124541). Die Messergebnisse stammen von der Hanseatischen Waren Handelsgesellschaft mbH & Co. KG.

Legierung		Ti	Al	Nb	Mo	B	C	Si	H	N	O
TNM ⁺ (Schmiederonde)	at.%	bal.	43.28	4.02	1.00	0.087	0.34	0.28	0.041	0.012	0.18
	m.%	bal.	28.60	9.15	2.35	0.023	0.10	0.19	0.001	0.004	0.07

In Tab. 3.3 sind die durchgeführten isothermen WBH angegeben. Die Glühungen werden zum einen in einem Hochtemperatur-Kammerofen RHF 1600 der Fa. Carbolite, Großbritannien, abgewickelt. Die Überwachung des Temperaturverlaufs erfolgte über ein externes Pt/PtRh-Thermoelement vom Typ S. Zum anderen wurden die Proben in einem Kammerofen, Modell N 11/HR der Fa. Nabertherm, Deutschland, wärmebehandelt. Dabei erfolgte die Temperaturüberwachung mittels eines externen Ni/NiCr-Thermoelements vom Typ K. Für beide Öfen kann angenommen werden, dass während der Glühbehandlung die Temperaturführung um maximal ± 5 °C von der Solltemperatur abweicht. Die Glühungen erfolgten unter Luft als Ofenatmosphäre und nach Ablauf der Glühdauer wurden die Proben an Luft abgekühlt.

Tab. 3.3: Auflistung der am TNM⁺-Probenmaterial durchgeführten Wärmebehandlungen. Die Probe TR 013-0834 absolvierte keinen Testlauf am HGP. Die Bezeichnung x steht für eine isotherme Glühung mit anschließender Luftabkühlung.

Glühdauer [h]	Glühtemperatur [°C]				
	900	950	980	1050	1100
	TR 013-0834		Schmiederonde		
30	x ²	x ²		x ¹	x ¹
100	x ²	x ²	x ²		
300			x ²		
500			x ²		

¹Ofen: Carbolite, ²Ofen: Nabertherm

Turbinenräder

In Tab. 3.4 sind die in dieser Arbeit untersuchten Turbinenräder und weitere Informationen aufgelistet. Die von Bosch Mahle Turbo Systems GmbH & Co. KG (BMTS) übergebenen Ausgangszustände der Turbinenräder sind im Anhang A ersichtlich.

Um einen besseren Oxidationsschutz zu erhalten, wurde die Probe TR 013-1798 bei Raumtemperatur mit einer fluorhaltigen Polymerlösung, einem sog. Polytetrafluorethylen (PTFE), besprüht, an Laborluft getrocknet und im Ofen unter Laborluft voroxidiert. Weitere Informationen zu der angewandten Methode finden sich in [19] und [20]. Die Aufbringung des Oxidationsschutzes auf die Probe TR 013-1798 erfolgte durch das Forschungsinstitut Dechema, Deutschland.

Die Proben TR 013-0832, TR 013-1797 und TR 013-0833 wurden einem Testlauf am HGP der Firma BMTS unterzogen, der eine Prüfung des Verhaltens des Abgasturboladers bzw. des Turbinenrads auch ohne einen Motorlauf unter möglichst realistischen Bedingungen ermöglicht. Als Brennstoff für den Antrieb des Abgasturboladers kam Erdgas zum Einsatz. Zusätzlich ist bei dem Turbinenrad TR 013-0833 ein Teilstück einer Schaufel abgebrochen. Es soll die Frage geklärt werden, wie es zu diesem Bruch kam, da ein Schaufelabriss während des Betriebs hohe Folgeschäden mit sich bringt. Das abgebrochene Teilstück stand dabei jedoch nicht zur Verfügung.

Des Weiteren wurde die Gewindeverbindung der Turbinenräder TR 013-0832 und TR 013-1797 mit einer 42CrMo4-Welle auf Schädigung untersucht.

Tab. 3.4: Auflistung der untersuchten Turbinenräder mit weiteren Informationen.

Probenart	Probenbez.	Legierung	Testlauf am HGP (Temperatur/Zeit)	Untersuchung
TR (halbiert)	TR 013-1798	TNM ⁺ mit Beschichtung	-	Analyse der Oxidationsschutzschicht
TR (halbiert)	TR 013-0832	TNM ⁺	865°C/10h	Gefügestabilität, Gewindeverbindung, Oberflächencharakterisierung einer Schaufel
TR (halbiert)	TR 013-1797	TNM ⁺	950°C/100h	Gefügestabilität, Gewindeverbindung, Oberflächencharakterisierung einer Schaufel
Läufer (=TR + Welle)	TR 013-0833	TNM ⁺	Vorzeitiger Abbruch während des Hochlaufs: 900°C/0.5h	Gefügestabilität, Oberflächencharakterisierung einer Schaufel, Bruchflächenanalyse einer abgebrochenen Schaufelkante

Diffusionsschweißung

Von der Fakultät für Maschinenbau der TU Ilmenau, Deutschland, wurden 4 Schweißversuchsproben (siehe Tab. 3.5) bereitgestellt, an denen die Mikrostruktur der Fügstellen analysiert wurde. Bei allen Proben erfolgte eine einheitliche Schweißvorbereitung. Die Fügepartner wurden 5 min lang mit einer TiAl-Beize, bestehend aus 220 ml destilliertem H₂O + 230 ml HNO₃ (65%-ig) + 50 ml HF (40%-ig), behandelt. Anschließend wurden sie mit Wasser abgespült und in einem Ultraschallbad in Aceton 2 min lang gereinigt. Die geschweißten Proben wurden mittels Drahterodieren zugeschnitten und in eingebetteter Form zur Verfügung gestellt.

Tab. 3.5: Diffusionsgeschweißtes Probenmaterial mit den zugehörigen Schweißparametern.

Probenbez.	Schweißung	Schweißparameter		
		Druck p [MPa]	Temperatur T [°C]	Zeit t [h]
01-IN625	TNM/IN625	0	1000	2
02-IN625	TNM/IN625	0	1000	0.5
03-IN718	TNM/IN718	20	1000*	3
04-IN718	TNM/IN718	20	1000*	3

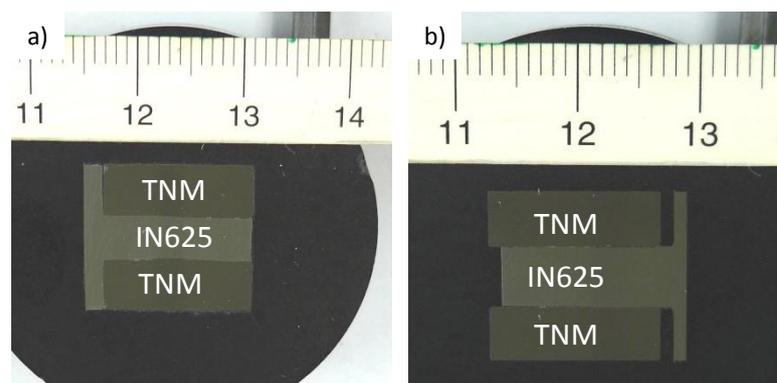
*Abweichung von bis zu ± 50 °C vom Sollwert durch fehlerhafte Temperaturregelung.

In Tab. 3.6 sind die verwendeten Ni-Basislegierungen mit der zugehörigen nominellen Zusammensetzung aufgelistet, welche mit der TNM-Legierung verschweißt wurden.

Tab. 3.6: Nominelle Zusammensetzung der Ni-Basislegierungen [34].

Legierung	nominelle Zusammensetzung	
IN625	at.%	Ni-23.58Cr-2.91Fe-2.70Nb-0.25Ti-0.33Al-5.67Mo-0.308C-0.12Mn-0.59Si
	m.%	Ni-20.57Cr-2.73Fe-4.21Nb-0.20Ti-0.15Al-9.12Mo-0.062C-0.11Mn-0.28Si
IN718	at.%	Ni-21.1Cr-19.2Fe-3.2Nb-1.1Ti-1.1Al-1.8Mo-0.39C
	m.%	Ni-19.0Cr-18.5Fe-5.1Nb-0.9Ti-0.5Al-3.0Mo-0.08C

Für die Proben mit der Bezeichnung 01-IN625 und 02-IN625, Abb. 3.1, wurde eine Diffusions-schweißung ohne Druck von außen aufgebracht. Über eine Presspassung wird ein Druck zwischen den beiden Werkstoffen erzeugt, wobei vor der Schweißung der Zapfen (IN625) in das Zapfenloch (TNM) gepresst wird.

**Abb. 3.1:** Metallographische Längsschliffe der diffusionsgeschweißten Proben unter Anwendung einer Presspassung: a) Probe 01-IN625 und b) Probe 02-IN625.

Die Proben mit der Bezeichnung 03-IN718 und 04-IN718, Abb. 3.2, wurden druckbeaufschlagt diffusionsgeschweißt, wobei die gefügten Teile die geometrische Form eines Zylinders hatten. Anhand der Zylinderproben (Durchmesser = 14 mm, Länge = 37.5 mm) mit der Bezeichnung TNM-342 und IN718-149 wurden die Ausgangszustände im Längsschliff und

Querschliff für die Proben 03-IN718 und 04-IN718 vor der Schweißung charakterisiert. An ihnen wurde keine Schweißvorbereitung (Beizen) durchgeführt.

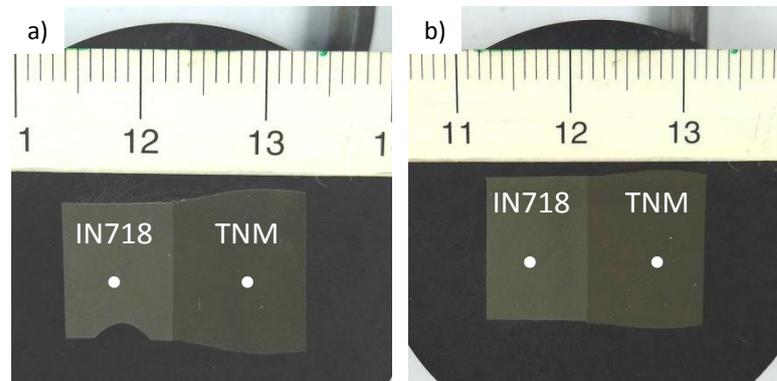


Abb. 3.2: Metallographische Längsschliffe der diffusionsgeschweißten Proben: a) Probe 03-IN718 und b) Probe 04-IN718. Die Ermittlung der chemischen Zusammensetzung des Grundmaterials und die Dokumentation des Grundgefüges mittels REM-Aufnahmen (BSE-Kontrast) erfolgten an den mit weißen Punkten gekennzeichneten Stellen.

Elektronenstrahlschweißung

Abb. 3.3 zeigt einen mittels Elektronenstrahl geschweißten Läufer bestehend aus TR (TNM-Legierung) und Welle (42CrMo4-Legierung), der von BMTS zur Verfügung gestellt wurde. Das zu charakterisierende Teilstück ist in Abb. 3.3 durch einen Kreis gekennzeichnet. Mithilfe einer Zwischenschicht aus IN738 wurde das TR an die Welle geschweißt. Die Aufbringung der Zwischenschicht auf das TR erfolgte durch Kaltgasspritzen und wurde von der Fa. Praxair vorgenommen. Der Läufer wurde einem Abrisstest unter Torsionsbelastung unterzogen. Bei einem maximalen Drehmoment von 71.5 Nm kam es zwischen Zwischenschicht und TR zum Bruch. In Tab. 3.7 ist die nominelle Zusammensetzung der verwendeten Zwischenschicht IN738 sowie der 42CrMo4-Legierung angeführt.

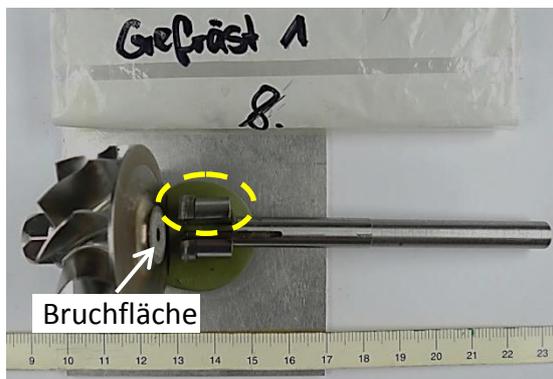


Abb. 3.3: Mithilfe einer Zwischenschicht aus IN738 elektronenstrahlgeschweißter Läufer an dem ein Abrisstest unter Torsionsbelastung durchgeführt wurde und bei einem Drehmoment von 71.5 Nm brach. Das zu charakterisierende Teilstück ist durch einen Kreis gekennzeichnet.

Tab. 3.7: Nominelle Zusammensetzung der Ni-Basislegierung IN738 [34] sowie des Vergütungsstahls 42CrMo4 [35].

Legierung	nominelle Zusammensetzung	
IN738	at.%	Ni-17.3Cr-8.1Co-1.03Mo-0.8W-1.2Nb-7.1Al-4.0Ti-0.80C-0.05B-0.1Zr
	m.%	Ni-16.0Cr-8.5Co-1.75Mo-2.5W-2.0Nb-3.4Al-3.4Ti-0.17C-0.01B-0.1Zr
42CrMo4	at.%	Fe-(1.74-2.05)C-(0.95-1.26)Cr-(0.09-0.17)Mo-(max. 0.78)Si-(0.60-0.90)Mn-(max. 0.062)P-(0.05)S
	m.%	Fe-(0.38-0.45)C-(0.90-1.20)Cr-(0.15-0.30)Mo-(max. 0.40)Si-(0.60-0.90)Mn-(max. 0.035)P-(0.03)S

3.2 Probenpräparation

Materialtrennungen bzw. Probenzuschnitte erfolgten abhängig von der Geometrie entweder an einer Trennmaschine vom Typ AbrasiMatic 300 der Fa. Bühler GmbH, Deutschland, unter Verwendung einer Korundtrennscheibe, oder mittels einer Trennmaschine vom Typ Brillant 221 der Fa. ATM GmbH, Deutschland, mit einer Diamanttrennscheibe. Die anschließende Probeneinbettung erfolgte durch Warmeinbetten mittels der Einbettpresse CitoPress-20 in das leitfähige Einbettmittel PolyFast, beides Fa. Struers.

Schmiederonden und Probe TR 013-0834

Für die isothermen Wärmebehandlungsversuche wurden die rotationssymmetrischen Schmiederonden und die Probe TR 013-0834 entlang der Rotationsachse geviertelt. Somit ist sichergestellt, dass jedes Teilstück annähernd die gleichen Eigenschaften bzgl. des Umformgrads aufweist. Nach der WBH wurde von einer Schnittseite der geviertelten Probe eine etwa 1 mm dicke Scheibe abgetrennt um einen Einfluss der Randzone durch Oxidbildung und den sog. α -Case auszuschließen [11]. Die auf der gegenüberliegenden Oberfläche anhafteten Oxidschichten, entstanden durch die WBH, wurden mittels SiC-Schleifpapier entfernt, um im nachfolgenden Präparationsschritt eine ausreichend elektrisch leitende Kontaktfläche für das elektrolytische Polieren zu gewährleisten und in weiterer Folge eine Verunreinigung des Vakuums während der REM-Untersuchung zu verhindern.

Die Schliffpräparation für die anschließende REM-Untersuchung erfolgte folgendermaßen:

- Nassschleifen von Hand auf SiC-Papier mit den Körnungen 500, 800, 1000, 1200, 2400 und 4000 unter Verwendung einer LaboPol-21, der Fa. Struers, bei 300 U/min
- Elektrolytisches Polieren mittels einer LectroPol-5 mit A3-Elektrolyten, beides Fa. Struers. Es wurde eine Spannung von 36 Volt, eine Flussrate von 11, eine Ätzzeit von 25 Sekunden und eine Temperatur unterhalb 20 °C verwendet [36]. Die Temperatur sollte nicht höherliegen, da es sonst zu einer stärkeren Relief- und Schlierenbildung

kommen kann. Die Kühlung der Proben und des Elektrolyten wurde über kaltes Wasser bewerkstelligt. Durch das elektrolytische Polieren wird im Gegensatz zum mechanischen Polieren eine spannungsfreie Oberfläche erzielt.

Diffusionsgeschweißte Proben

Die Schliffpräparation der DS-Proben wurde auf die TNM-Legierung abgestimmt, wodurch es zur Schmierschichtbildung auf der Ni-Basislegierung kam. Sie erfolgte folgendermaßen:

- Nassschleifen von Hand auf SiC-Papier mit den Körnungen 500, 800, 1000, 1200, 2400 und 4000 unter Verwendung einer LaboPol-21, der Fa. Struers, bei 300 U/min
- Polieren von Hand auf einem MD Mol-Tuch der Fa. Struers mit Mastermet(I)-Suspension und anschließend auf einem MD Chem-Tuch der Fa. Struers mit Mastermet(II)-Suspension unter Verwendung einer TegraPol-31, Fa. Struers, bei 150 U/min

Elektronenstrahlgeschweißte Probe

Die Schliffpräparation der ES-Probe erfolgte folgendermaßen:

- Warmeinbettung
- Nassschleifen von Hand auf SiC-Papier mit den Körnungen 500, 800, 1000 und 1200 4000 unter Verwendung einer LaboPol-21, der Fa. Struers, bei 300 U/min
- Polieren von Hand auf einem MD Mol-Tuch der Fa. Struers mit 3 µm Diamantsuspension und anschließend auf einem MD Nap-Tuch der Fa. Struers mit 1 µm Diamantsuspension unter Verwendung einer TegraPol-31, Fa. Struers, bei 150 U/min
- Nitalätzung für die Untersuchung am Lichtmikroskop

Probe: TR 013-1798, TR 013-0832, TR 013-1797 und TR 013-0833

Die Schliffpräparation für die Gefügeuntersuchung am REM wurde wie bei den Schmiederronden gehandhabt. Die Schriffe der Turbinenräder TR 013-0832 und TR 013-1797 wurden aufgrund einer weiteren Überprüfung der Gewindeverbindung anschließend nach den Präparationsschritten der diffusionsgeschweißten Proben neu präpariert, da mittels elektrolytischen Polierens keine Kantenpräparation möglich war.

Zur Charakterisierung des aufgetragenen Oxidationsschutzes sowie der oxidierten Turbinenräder, welche einen Testlauf am HGP absolvierten, wurde jeweils eine Schaufel abgetrennt. Dies erfolgte durch einseitige Kerbung mit einem Dremel® um eine Sollbruchstelle vorzugeben. Die gekerbten Schaufeln wurden mit flüssigem Stickstoff gekühlt. Der zu analysierende Oberflächenbereich entsprechend der angeströmten Seite, siehe Abb. 3.4, wurde unter Zug mittels einer Biegebeanspruchung gebrochen und im REM untersucht.

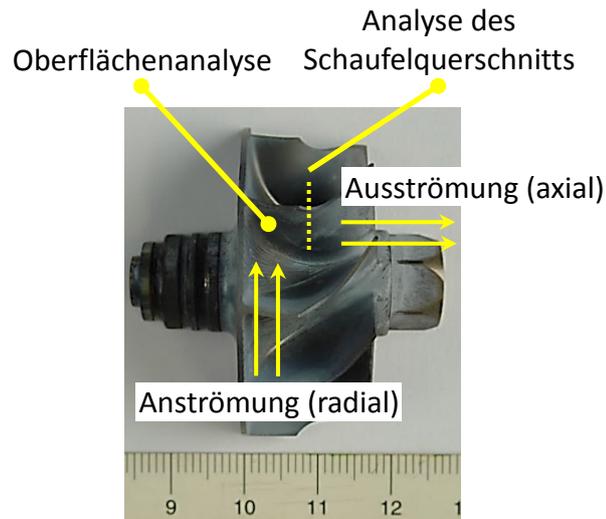


Abb. 3.4: Positionen für die Oberflächencharakterisierung einer TR-Schaufel. Eine Oberflächenanalyse wurde auf der Vorderseite, das entspricht der angeströmten Seite, (EDX-Bezeichnung: Oberfl. 1) und an der Rückseite (EDX-Bezeichnung: Oberfl. 2) der Schaufel im Bereich der Eintrittskante vorgenommen. Vom unter flüssigem Stickstoff gebrochenen Schaufelquerschnitt wurde der Bereich der angeströmten Seite untersucht (EDX-Bezeichnungen der analysierten Schichten: Schicht S1 bis S3).

3.3 Mikrostrukturelle Charakterisierung

Stereomikroskopie

Mittels des Stereomikroskops Discovery V20 der Fa. Zeiss, Deutschland, wurden die Gewindefürungen der Turbinenräder, die Fügestellen sowie die Bruchflächen untersucht. Die Kamera AxioCam MRc5 und die Software AxioVision, beide von der Fa. Zeiss, dienen zur Erstellung der zugehörigen Bildaufnahmen.

Lichtmikroskopie

Die Charakterisierung des mit Nital geätzten Schliffs der Elektronenstrahlschweißung erfolgte mit dem Mikroskop Axio Imager M1m der Fa. Zeiss, Deutschland. Dokumentiert wurde die Fügestelle mithilfe einer Kamera des Typs AxioCam MRc5 und der Software AxioVision, beide von der Fa. Zeiss.

Rasterelektronenmikroskopie

Für die Untersuchung der Gefüge, der Bruchflächen und der Oberflächen der am HGP gelaufenen TR sowie des beschichteten TR wurde ein Rasterelektronenmikroskop EVO 50 der Fa. Zeiss, Deutschland, mit LaB₆-Kathode verwendet. In Kombination mit einer energie-dispersiven Röntgenspektroskopie (engl.: energy dispersive X-ray spectroscopy, EDX) vom

Typ INCA Dry Cool der Fa. Oxford Instruments, Großbritannien, wurden durch Flächen-, Linien- und Punktanalysen die chemischen Zusammensetzungen der Proben qualitativ und quantitativ bestimmt. Ein EDX-Mapping wurde für die Darstellung der Elementverteilung in der Schweißnaht angewandt. Im Allgemeinen liegt die Nachweisgrenze für die Detektion eines Elements bei etwa 5 at.% [37]. Ausgenommen von dieser Regel sind leichte Elemente, wie z.B. B und C, für die eine höhere Nachweisgrenze gilt.

Bei den REM-Aufnahmen des TNM- und TNM⁺-Gefüges unter Verwendung des BSE-Kontrasts erscheint die γ -TiAl Phase dunkel und die mit Nb und Mo angereicherte β_0 -TiAl Phase erscheint hell. Der Kontrast der α_2 -Ti₃Al Phase liegt zwischen den beiden [38]. Für die REM-Aufnahmen von Oberflächentopographien sowie Bruchflächen kam der SE-Kontrast (engl.: secondary electrons, SE) zum Einsatz, wobei keine spezielle Probenpräparation notwendig war. Die untersuchten Oberflächen müssen nur frei von losen Partikeln und flüchtigen Bestandteilen sein. Notwendigerweise wurden die Proben im Ultraschallreiniger mit Aceton davor gereinigt.

3.4 Quantitative Gefügeauswertung

An den wärmebehandelten Proben wurde zur Beurteilung der Gefügestabilität eine quantitative Gefügeauswertung durchgeführt. Zu diesem Zweck wurden die im BSE-Kontrast erstellten REM-Aufnahmen in 500-facher Vergrößerung von drei unterschiedlichen Positionen der Probe (ersichtlich im Anhang B), herangezogen und mit dem Programm Photoshop 7.0 von Adobe aufbereitet. Mithilfe der Software AnalySIS der Fa. Olympus, Deutschland, wurde der Anteil der globularen γ -Körner, der β_0 -Phase sowie der Anteil der α_2/γ -Kolonien im Gefüge bestimmt. Für beide Softwareanwendungen wurde nach der Anleitung von [36] vorgegangen. Die zahlenmäßige Auswertung der Gefügeanteile erfolgte für jede Probe über die Bildung eines Mittelwerts aus den drei Positionen.

3.5 Härteprüfung

Bei jeder wärmebehandelten Probe erfolgten mindestens sechs Härtemessungen, woraus der arithmetische Mittelwert und die dazugehörige Standardabweichung berechnet wurden. Die Positionierung der Härteeindrücke orientierte sich nach jenen Stellen an denen die REM-Aufnahmen des Gefüges erstellt wurden (pro Stelle wurden zwei Einzelmessungen durchgeführt, die Positionen sind im Anhang B ersichtlich).

Zur Anwendung kam das Härteprüfverfahren nach Vickers HV10 (DIN EN ISO 6507) bei einer Belastungsdauer von 15 Sekunden. Die daraus resultierenden Eindruckdiagonalen ermöglichten die Bestimmung der Härte über mehrere Gefügebestandteile. Verwendet wurde ein Universalhärteprüfgerät vom Typ M4C 025 G3M der Fa. EMCO-TEST, Österreich.

Um Gerätemessfehler auszuschließen, wurden eingangs an einer Vergleichsplatte mit bekannter Härte Referenzmessungen durchgeführt.

4 Ergebnisse und Diskussion

TEIL I: Gefügestabilität

4.1 Gefüge nach isothermen Wärmebehandlungen

Für die nachfolgende Diskussion der einzelnen Gefüge nach erfolgter isothermer Wärmebehandlung wird beispielhaft die Gefüeaufnahme von Position 2 der Schmiederonde bzw. von Position b des Turbinenrads TR 013-0834 herangezogen, da es verglichen mit den REM-Aufnahmen der restlichen Positionen keine relevanten mikrostrukturellen Unterschiede gibt. Die Lage der Positionen sowie die zugehörigen REM-Aufnahmen im BSE-Kontrast mit 500-facher Vergrößerung befinden sich im Anhang B.

Ausgangsgefüge – Schmiederonde und TR 013-0834

In Abb. 4.1a und b ist das Ausgangsgefüge einer geschmiedeten Ronde zu sehen.

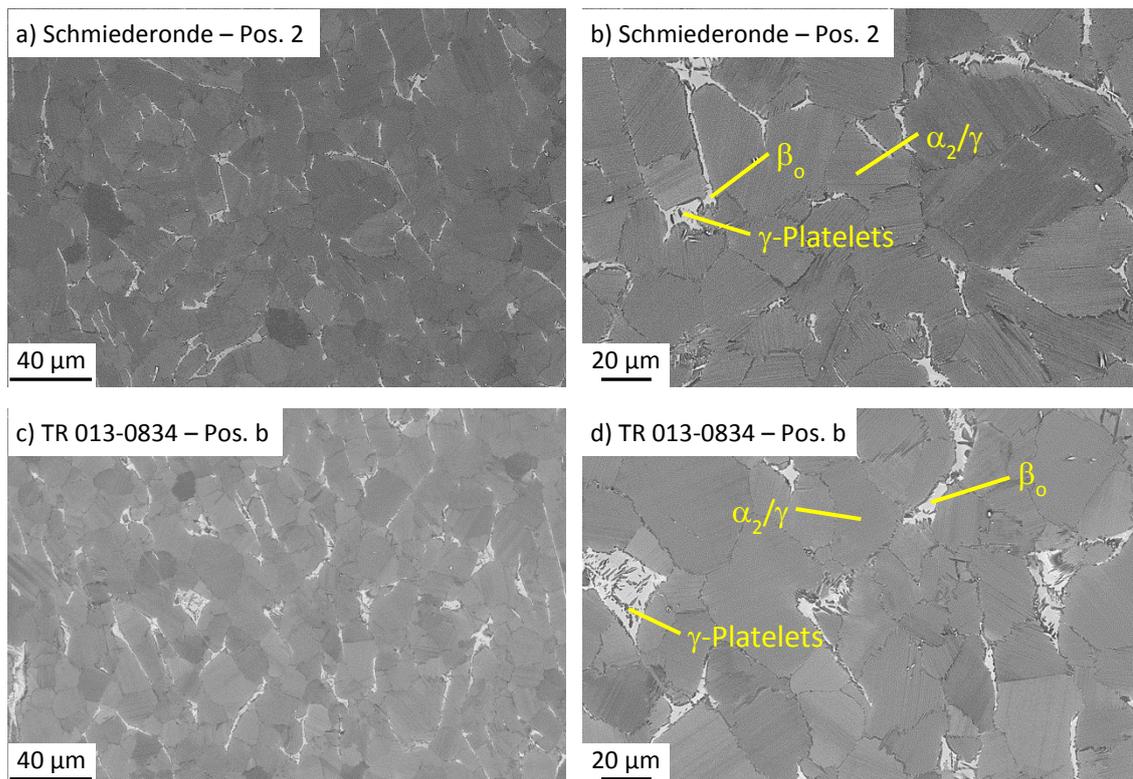


Abb. 4.1: REM-Aufnahmen (BSE-Kontrast) der Ausgangsgefüge: Schmiederonde mit a) 200-facher und b) 500-facher Vergrößerung. TR 013-0834 mit c) 200-facher und d) 500-facher Vergrößerung.

Es liegen lamellare α_2/γ -Kolonien vor, an deren Koloniegrenzen β_o -Phase und feine globulare γ -Körner (γ_{globular}) vorhanden sind. Feine γ -Platelets sind auch stellenweise innerhalb der β_o -Phase zu erkennen. Gleiches gilt für das Ausgangsgefüge der Probe TR 013-0834, dargestellt in Abb. 4.1c und d. Beide Ausgangszustände dienen als Referenz für die Beurteilung der Gefügestabilität.

Glühdauer von 30 h

Die Entwicklung des Gefüges bei einer Glühdauer von 30 h mit anschließender Luftabkühlung ist für die Temperaturen zwischen 900 °C und 1100 °C in 50 °C Schritten in Abb. 4.2 dargestellt. Die Glühungen bei 900 °C bzw. 950 °C erfolgten am TNM⁺-Turbinenrad TR 013-0834 und für die WBH bei 1050 °C und 1100 °C wurde die TNM⁺-Schmiederonde herangezogen.

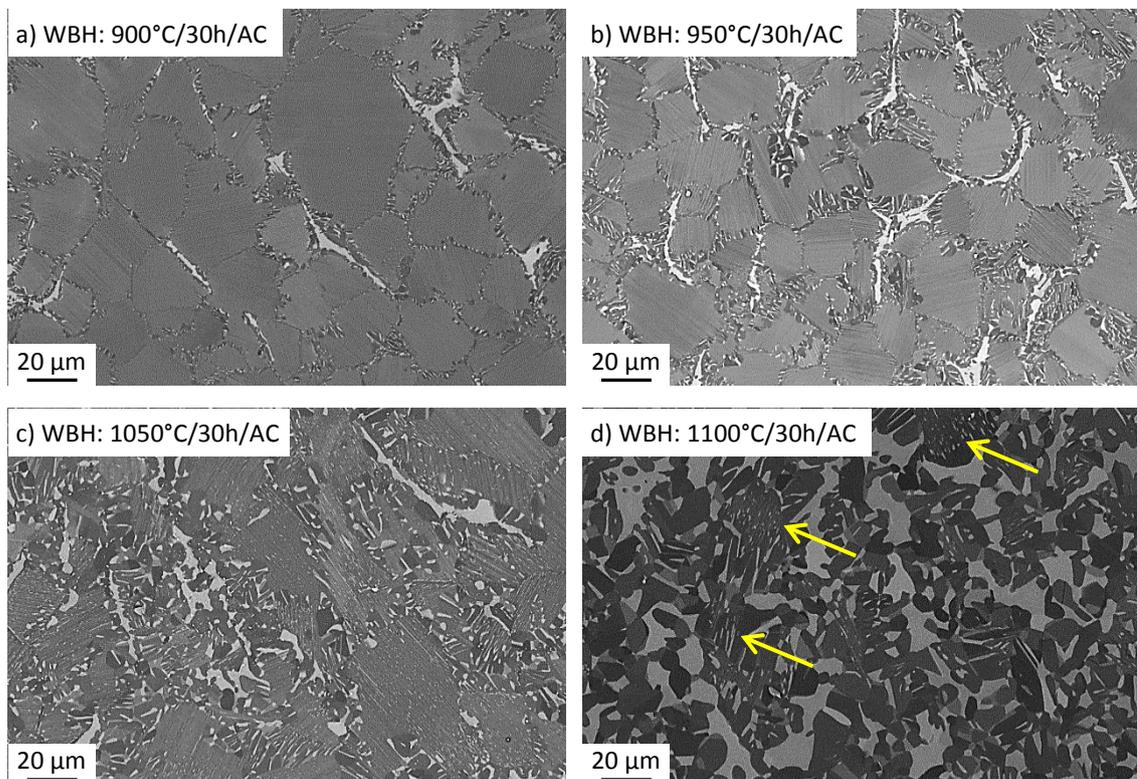


Abb. 4.2: REM-Gefügaufnahmen (BSE-Kontrast, 500-fache Vergrößerung) der isothermen WBH nach einer Glühdauer von 30 h mit anschließender Luftabkühlung. Für die Glühung bei a) 900 °C bzw. b) 950 °C wurde das TNM⁺-Turbinenrad TR 013-0834 herangezogen und bei c) 1050 °C bzw. d) 1100 °C die TNM⁺-Schmiederonde verwendet. Die Pfeile in Abb. d kennzeichnen die Reste von ehemaligen α_2/γ -Kolonien.

Im Vergleich zum Ausgangsgefüge (Abb. 4.1d) sind bei 900 °C für 30 h (Abb. 4.2a) erste leichte Veränderungen erkennbar. Eine zelluläre Zersetzung der α_2/γ -Kolonien tritt an den Koloniegrenzen auf, die bei einer Temperaturerhöhung auf 950 °C (Abb. 4.2b) und 1050 °C (Abb. 4.2c) deutlich zunimmt. Zusätzlich haben sich bei 1050 °C die globularen γ -Körner vergrößert und in den α_2/γ -Kolonien feine $\beta_{o,sek}$ -Ausscheidungen gebildet. Bei 1100 °C (Abb. 4.2d) nähert sich das Gefüge dem homogenisierten Zustand. Von den ursprünglichen α_2/γ -Kolonien sind nur mehr Reste vorhanden, in denen die β_o -Ausscheidungen vergrößert vorliegen. Der Anteil an β_o -Phase ist deutlich gestiegen und die Phasenanteile entwickeln sich in Richtung des thermodynamischen Gleichgewichts. Aufgrund der unterschiedlich ausgeprägten Graustufen der globularen Körner, kann neben $\gamma_{globular}$ auf das Vorhandensein von $\alpha_{2,globular}$ geschlossen werden. Ein quantitativer Nachweis der vorliegenden Phasen kann mittels einer Röntgendiffraktometrie geliefert werden.

Glühdauer von 100 h

Entlang der Koloniegrenzen ist bei 900 °C (Abb. 4.3a) eine zelluläre Reaktion deutlich ersichtlich, die mit zunehmender Temperatur fortschreitet (Abb. 4.3b und c). Ab 950 °C beginnen sich ganze α_2/γ -Kolonien zu zersetzen und es tritt eine Vergrößerung der γ -Körner ein. Diese Gefügeveränderungen sind bei 980 °C etwas stärker ausgeprägt. Zusätzlich sind innerhalb der α_2/γ -Kolonien feine $\beta_{o,sek}$ -Ausscheidungen ersichtlich. Die Glühungen bei 900 °C bzw. 950 °C erfolgten am TNM⁺-Turbinenrad TR 013-0834 und für die WBH bei 980 °C wurde die TNM⁺-Schmiederonde herangezogen. Nach jeder WBH erfolgte eine Abkühlung an Luft.

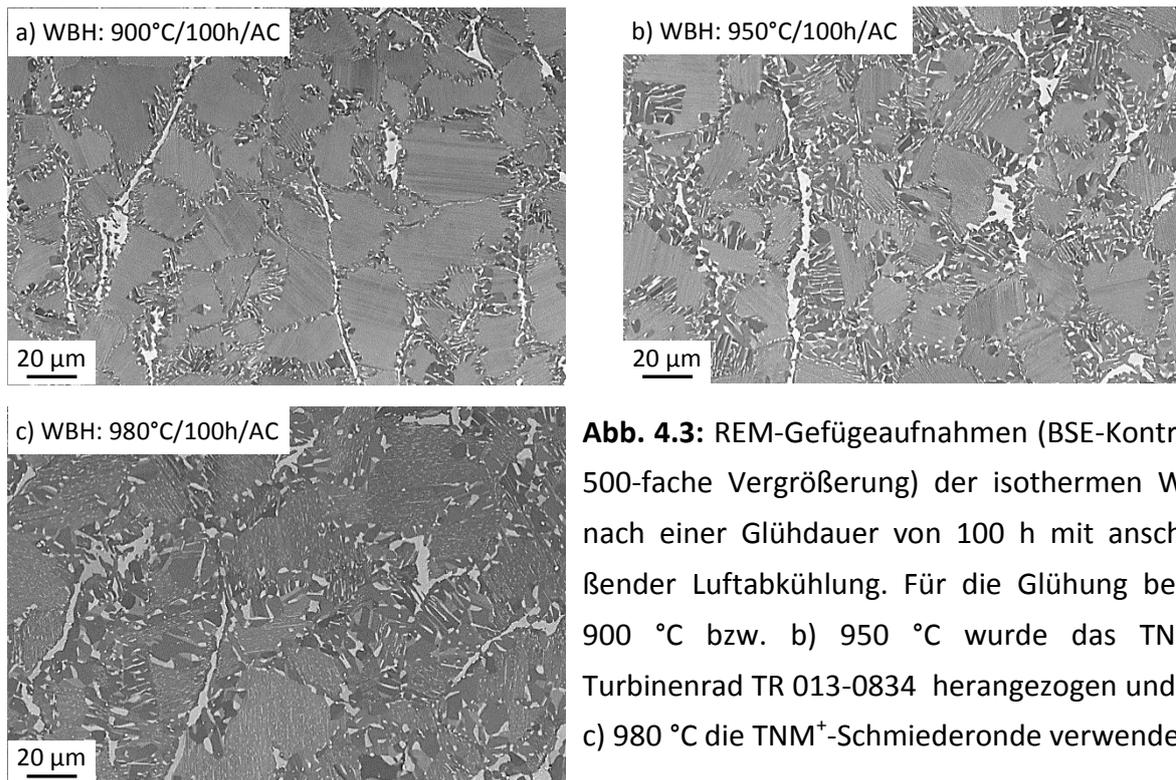


Abb. 4.3: REM-Gefügebildungen (BSE-Kontrast, 500-fache Vergrößerung) der isothermen WBH nach einer Glühdauer von 100 h mit anschließender Luftabkühlung. Für die Glühung bei a) 900 °C bzw. b) 950 °C wurde das TNM⁺-Turbinenrad TR 013-0834 herangezogen und bei c) 980 °C die TNM⁺-Schmiederonde verwendet.

Glühdauer von 300 h und 500 h

Abb. 4.4 zeigt die Gefüge der Glühungen bei 980°C/300h (Abb. 4.4a) und 980°C/500h (Abb. 4.4b) mit anschließender Luftabkühlung. Die WBH erfolgten an der TNM⁺-Schmiederonde. Bei der Glühdauer von 500 h sind die ursprünglichen α_2/γ -Kolonien durch die zelluläre Reaktion merklich stärker zersetzt worden als bei der Glühdauer von 300 h. In beiden Fällen liegen innerhalb der α_2/γ -Kolonien $\beta_{o,sek}$ -Ausscheidungen vor.

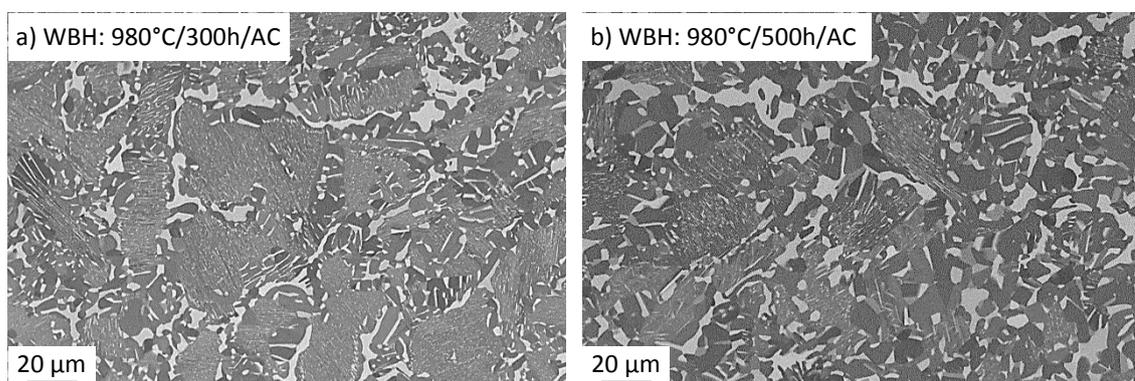


Abb. 4.4: REM-Gefügebildungen (BSE-Kontrast, 500-fache Vergrößerung) der isothermen WBH bei 980 °C mit anschließender Luftabkühlung mit einer Glühdauer von a) 300 h und b) 500 h. Beide Glühungen erfolgten an der TNM⁺-Schmiederonde.

Entwicklung der Härte und Gefügeanteile

Abb. 4.5 zeigt die über qualitative Metallographie bestimmten Gefügeanteile und die gemittelte Härte HV10 jedes Wärmebehandlungszustands. Die zugehörigen Messwerte sind in Tab. 4.1 und 4.2 angeführt. Der Ausgangszustand der Schmiederonde (ohne WBH) weist eine Härte von 429 HV10 auf. Mit zunehmender Glüh­temperatur bzw. Glühdauer nimmt die Härte der TNM⁺-Legierung ab. Wie im Kapitel 3.5 angegeben, wurden je zwei Härtemessungen in drei definierten Bereichen für jede Probe durchgeführt. Bei keiner Probe konnte eine Abhängigkeit der Härte von der Position nachgewiesen werden.

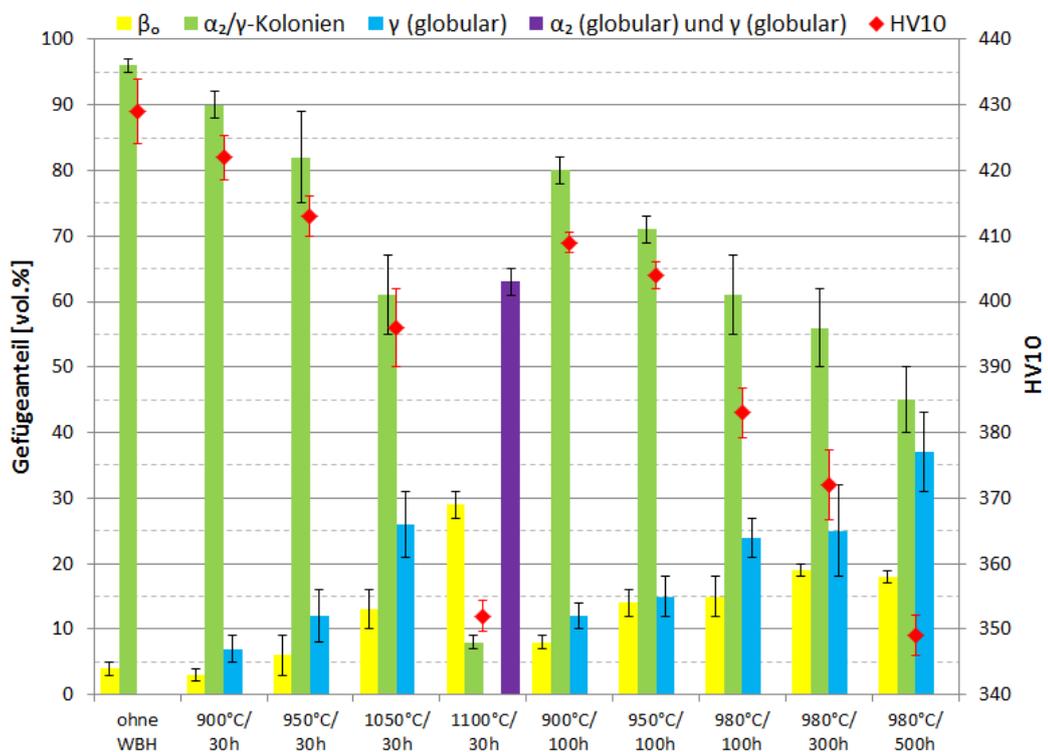


Abb. 4.5: Gefügeanteile und Härte der geschmiedeten Proben nach isothermer Glühung. Der quantitativ ermittelte Gefügeanteil β_0 inkludiert ebenfalls den Anteil an $\beta_{0,sek}$, welcher sich im Zuge der Glühung in den α_2/γ -Kolonien gebildet hat. Für die WBH 1100°C/30h wurde bei der Bestimmung des globularen Anteils jener von $\gamma_{globular}$ und $\alpha_{2,globular}$ zusammengefasst.

Tab. 4.1: Mittelwerte der HV10 Härtemessungen mit dazugehöriger Standardabweichung.

Glüh­temperatur / Glühdauer									
ohne WBH ¹	900°C/30h ²	950°C/30h ²	1050°C/30h ¹	1100°C/30h ¹	900°C/100h ²	950°C/100h ²	980°C/100h ¹	980°C/300h ¹	980°C/500h ¹
429±5	422±3	413±3	396±6	352±2	409±2	404±2	383±4	372±5	349±3

¹Schmiederonde, ²TR 013-0834

Tab. 4.2: Mittels quantitativer Bildanalyse an REM-Aufnahmen ermittelte Gefügeanteile der isothermen Glühungen mit dazugehöriger Standardabweichung (in vol.%).

Gefüge- anteil	Glühtemperatur / Glühdauer									
	ohne WBH ¹	900°C/ 30h ²	950°C/ 30h ²	1050°C/ 30h ¹	1100°C/ 30h ¹	900°C/ 100h ²	950°C/ 100h ²	980°C/ 100h ¹	980°C/ 300h ¹	980°C/ 500h ¹
β_o	4±1	3±1	6±3	13±3	29±2	8±1	14±2	15±3	19±1	18±1
α_2/γ - Kolonien	96±1	90±2	82±7	61±6	8±1	80±2	71±2	61±6	56±6	45±5
γ_{globular}	-	7±2	12±4	26±5	-	12±2	15±3	25±7	24±3	37±6
$\alpha_{2,\text{globular}}$ und γ_{globular}	-	-	-	-	63±2	-	-	-	-	-

¹Schmiederonde, ²TR 013-0834

Erkenntnisse aus den Wärmebehandlungen

Bei der WBH 900°C/30h tritt im Vergleich zum Ausgangsgefüge eine zelluläre Reaktion mit geringem Ausmaß auf, die sich auf die α_2/γ -Koloniegrenzen beschränkt. Die Härte sinkt dabei nur geringfügig von 429 HV10 auf 422 HV10. Bei höheren Glühtemperaturen, wie auch bei längeren Glühzeiten wird die Mikrostruktur zunehmend verändert, bei gleichzeitig abnehmender Härte. Bei den durchgeführten Untersuchungen innerhalb dieser Arbeit liegt die Grenze der Gefügestabilität für eine Glühdauer von 30 h bei einer Temperatur $T \leq 900$ °C. Im Vergleich zur 900 °C WBH bei einer längeren Glühdauer von 100 h ergibt sich eine Härte von 409 HV10, was auf eine Veränderung der Mikrostruktur im Zuge zellulärer Reaktion zurückzuführen ist. Des Weiteren kann aus Abb. 4.5 hinsichtlich der Härte und Gefügeanteile ein ähnlicher Grad der Gefügestabilität bei den wärmebehandelten Proben 950°C/30h und 900°C/100h nachgewiesen werden.

4.2 Gefüge nach dem Testlauf am Heißgasprüfstand

Die Untersuchungsergebnisse werden in diesem Kapitel anhand ausgewählter Gefügebilder präsentiert. Im Anhang C befindet sich eine Zusammenstellung aller angefertigten REM-Aufnahmen in BSE-Kontrast, wobei deren Aufnahmestellen entlang der Turbinenradachse (Position 1-3) und an exponierten Stellen an der Schaufel wie auch am Radrücken (Position 4 und 5) gekennzeichnet sind.

Das Turbinenrad TR 013-0832 wurde bei 865 °C für eine Dauer von 10 h getestet. Abb. 4.6a zeigt das Gefüge beispielhaft an Position 2 und Abb. 4.6b an Position 5. Der Testlauf für das Turbinenrad TR 013-0833 wurde vorzeitig während des Hochlaufs bei 900 °C und 0.5 h abgebrochen (Abb. 4.6c und d). Bei keinem der beiden Turbinenräder tritt eine zelluläre

Zersetzung der α_2/γ -Kolonien auf (Abb. 4.6) und das Gefüge gleicht dem Ausgangszustand (Abb. 4.1d).

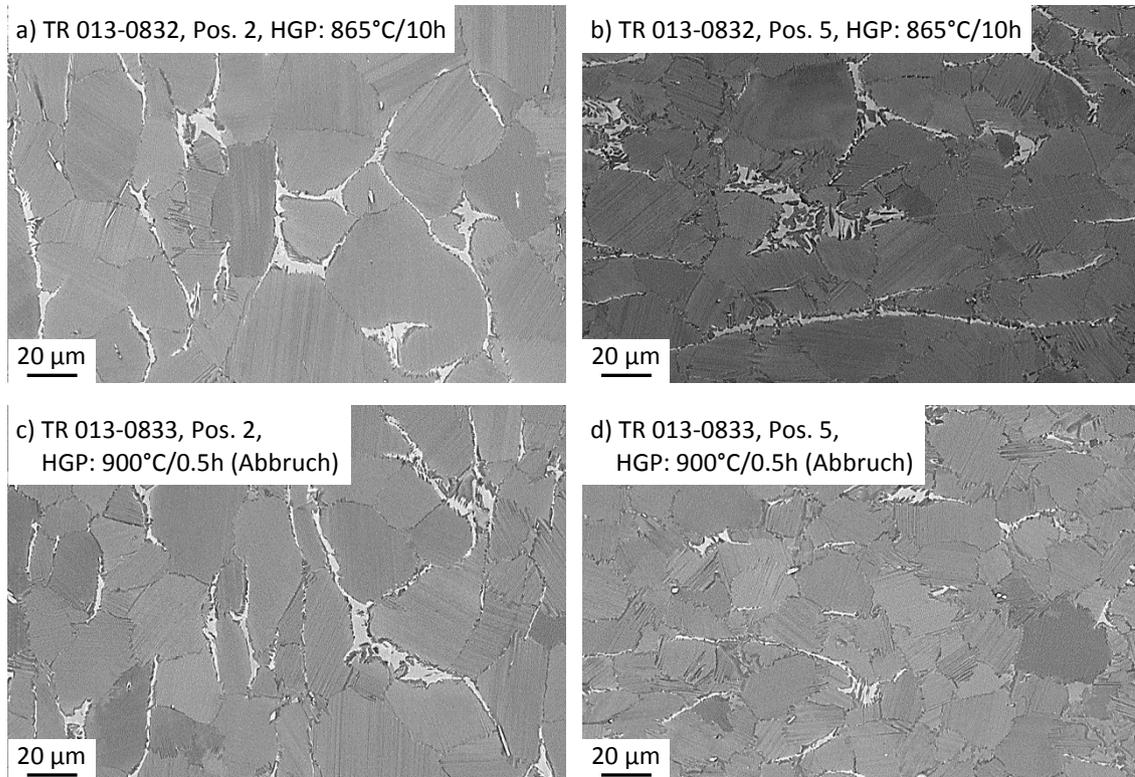


Abb. 4.6: REM-Gefügeaufnahmen im BSE-Kontrast mit 500-facher Vergrößerung von den am HGP getesteten Turbinenrädern bei 865°C/10h (a und b) sowie 900°C/0.5h (c und d). Die zugehörigen Positionen sind dem Anhang C zu entnehmen. Pos. 2 entspricht dabei jener der Turbinenradachse (a und c) und Pos. 5 jener der Schaufel (b und d).

Bei dem Turbinenrad TR 013-1797 aus Abb. 4.7 (HGP: 950°C/100h) sind entlang der Turbinenradachse (Abb. 4.7a), gegenüber dem Ausgangszustand (Abb. 4.1d), keine Veränderungen der Mikrostruktur feststellbar. Hingegen sind an den exponierten Stellen, Schaufel (Abb. 4.7b, Position 4) und Radrücken (Abb. 4.7c, Position 5), erste Anzeichen einer zellularen Reaktion an den α_2/γ -Koloniegrenzen erkennbar. Aber in beiden Fällen tritt sie in einem sehr geringen Ausmaß auf. Um eine Änderung des Lamellenabstands der α_2/γ -Kolonien zu quantifizieren, wären weiterführende Untersuchungen mittels Transmissionselektronenmikroskopie notwendig. Verglichen mit der isothermen WBH bei 950°C/100h (aus Abb. 4.3b) ist das Ausmaß der zellularen Reaktion in Abb. 4.7b und c deutlich geringer. Dieses Verhalten zeigt, dass das Turbinenrad nicht die Abgastemperatur von 950 °C erreicht, sondern die thermische Belastung der TNM⁺-Legierung am HGP viel geringer ist.

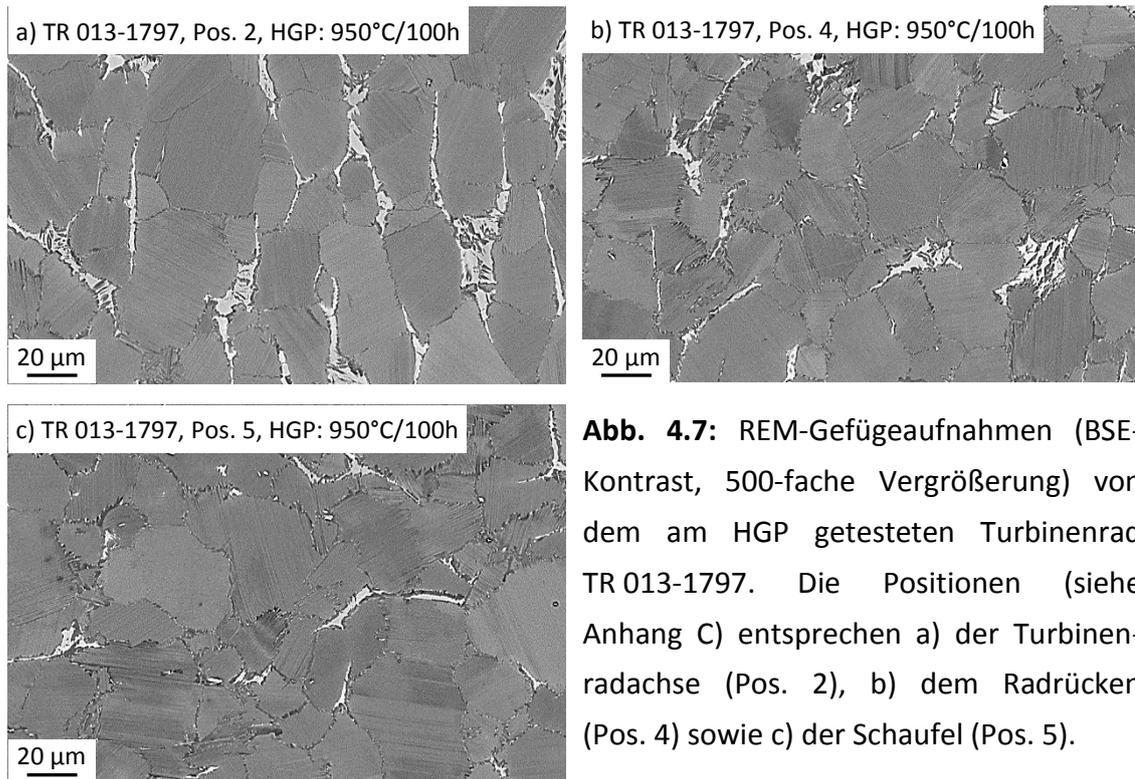


Abb. 4.7: REM-Gefügebildungen (BSE-Kontrast, 500-fache Vergrößerung) von dem am HGP getesteten Turbinenrad TR 013-1797. Die Positionen (siehe Anhang C) entsprechen a) der Turbinenradachse (Pos. 2), b) dem Radrücken (Pos. 4) sowie c) der Schaufel (Pos. 5).

TEIL II: Oberflächencharakterisierung einer Turbinenradschaufel

Im Anhang D befinden sich die EDX-Analysen der untersuchten TNM⁺-Turbinenradschaufeln sowie das EDX-Spektrum des TNM⁺-Grundmaterials, das den Ausgangszustand der Turbinenräder darstellt. Bezüglich der Bezeichnung der EDX-Spektren und der zugehörigen Entnahmestelle sei auf Abb. 3.4 verwiesen.

4.3 Beschichtetes Turbinenrad zur Erhöhung des Oxidationsschutzes

TR 013-1798 (kein Testlauf am HGP)

Das Turbinenrad TR 013-1798 in Abb. 4.8 wurde im Zuge einer Fluorbehandlung mit einer flächendeckenden Oxidschicht überzogen. Die ursprüngliche Frässtruktur von der Fertigung des Turbinenrads aus der Schmiederonde ist noch gut erkennbar, wobei die oxidierten Flächen und Kanten keine Unregelmäßigkeiten aufweisen. Das EDX-Spektrum von der Oberfläche der Schaufelvorderseite (Oberfl. 1 in Abb. 4.8a) und der Schaufelrückseite (Oberfl. 2) zeigt neben Sauerstoff (O) und den Legierungselementen der TNM⁺-Legierung keine Auffälligkeiten.

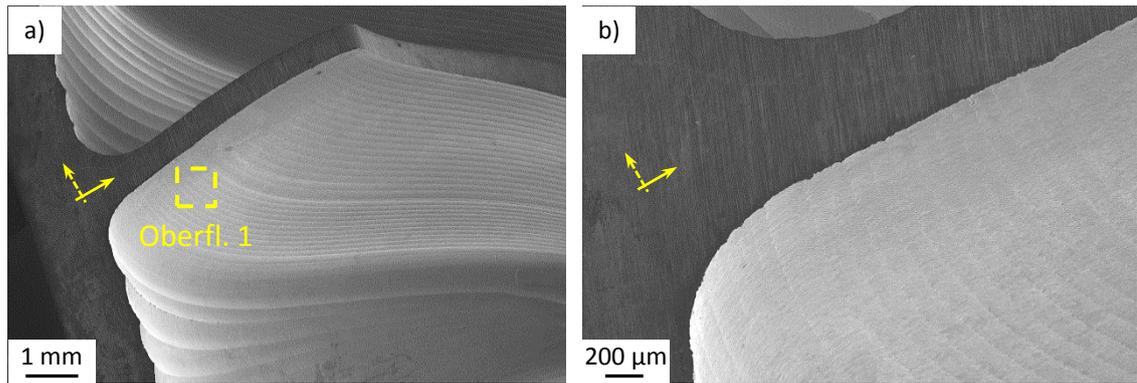


Abb. 4.8: REM-Aufnahmen (SE-Kontrast) von der Schaufelvorderseite (Anströmung) im Bereich der Eintrittskante vom TR 013-1798 (ohne HGP-Testlauf): a) Übersichtsaufnahme, und b) Detailansicht von Abb. a. Die zugehörige EDX-Oberflächenanalyse der Position Oberfl. 1 ist im Anhang D ersichtlich.

Die ca. 0.5 µm dicke Oxidschicht (Abb. 4.9, Schicht S1) ist durch die notwendige Voroxidation, um eine schützende Al_2O_3 -Deckschicht zu erzeugen, entstanden. Sie ist homogen ausgebildet und mit dem Grundmaterial, ohne erkennbare Fehlstellen, durchgehend verbunden. Stellenweise ist die Schichtdicke kleiner als 0.5 µm. Die EDX-Analysen von Schicht S1 und den Oberflächenanalysen Oberfl. 1 und Oberfl. 2 sind im Anhang D angeführt.

Im Anhang C sind die REM-Aufnahmen (BSE-Kontrast) des beschichteten Turbinenradgefüges TR 013-1798 dargestellt. Im Vergleich mit dem Gefüge des Turbinenrads TR 013-0834 im Anhang B, welches als Referenz für das Ausgangsgefüge vor der Aufbringung des Oxidations-schutzes herangezogen wird, ist keine Veränderung der Mikrostruktur erkennbar.

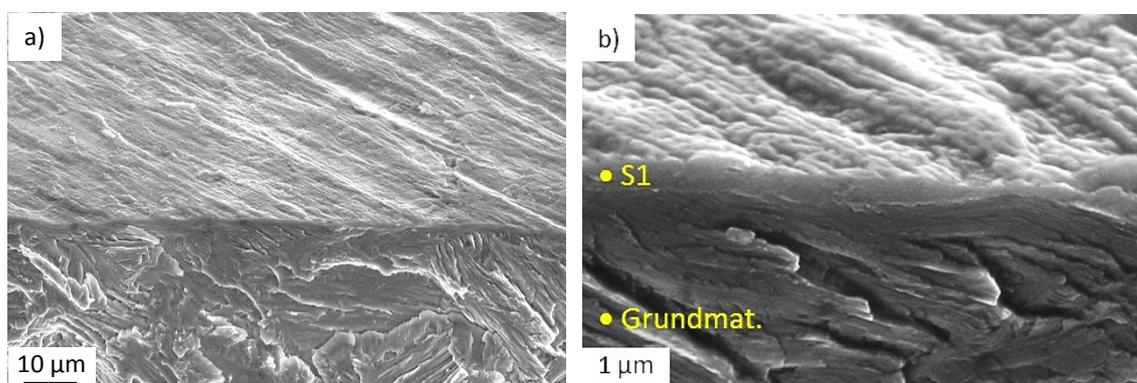


Abb. 4.9: REM-Aufnahmen (SE-Kontrast) des Schaufelquerschnitts vom TR 013-1798 (ohne HGP-Testlauf): a) Übersichtsaufnahme und b) Detailansicht von Abb. a. Die EDX-Analyse der Oxidschicht S1 ist im Anhang D ersichtlich.

4.4 Unbeschichtetes Turbinenrad nach dem Heißgasprüfstandslauf

TR 013-0832 (HGP: 865°C/10h)

Im Bereich der Schaufeleintrittskante (Abb. 4.10a und b) liegt eine Schädigung der angeströmten Fläche in Form von Einschlagkrater vor, die mit zunehmender Entfernung von der Eintrittskante abklingt (siehe Pfeile). Die Einschlagkrater werden durch die sich im Abgas befindlichen Partikeln verursacht. Entlang des Kantenverlaufs sind des Weiteren vereinzelt Materialausbrüche vorhanden (siehe Pfeile). Die EDX-Analyse Oberfl. 1, im Anhang D ersichtlich, zeigt den Nachweis einer Oxidschicht (Sauerstoffpeak) und neben den Legierungselementen der TNM⁺-Legierung wurden noch weitere Elemente, wie Fe, Cr, Ni und Mn detektiert, welche von metallischen Bauteilen des HGP stammen, die sich vor dem TR im Abgasstrom befinden. Die Schaufelrückseite (Abb. 4.10c) weist gegenüber dem Bereich der Einschlagkrater eine stärkere Belagsbildung auf (siehe Pfeile). Gegenüber dem Grundmaterial ist im EDX-Spektrum von Oberfl. 2 im Anhang D eine stärkere Kohlenstoffintensität erkennbar, die auf Verbrennungsrückstände rückführbar sein kann.

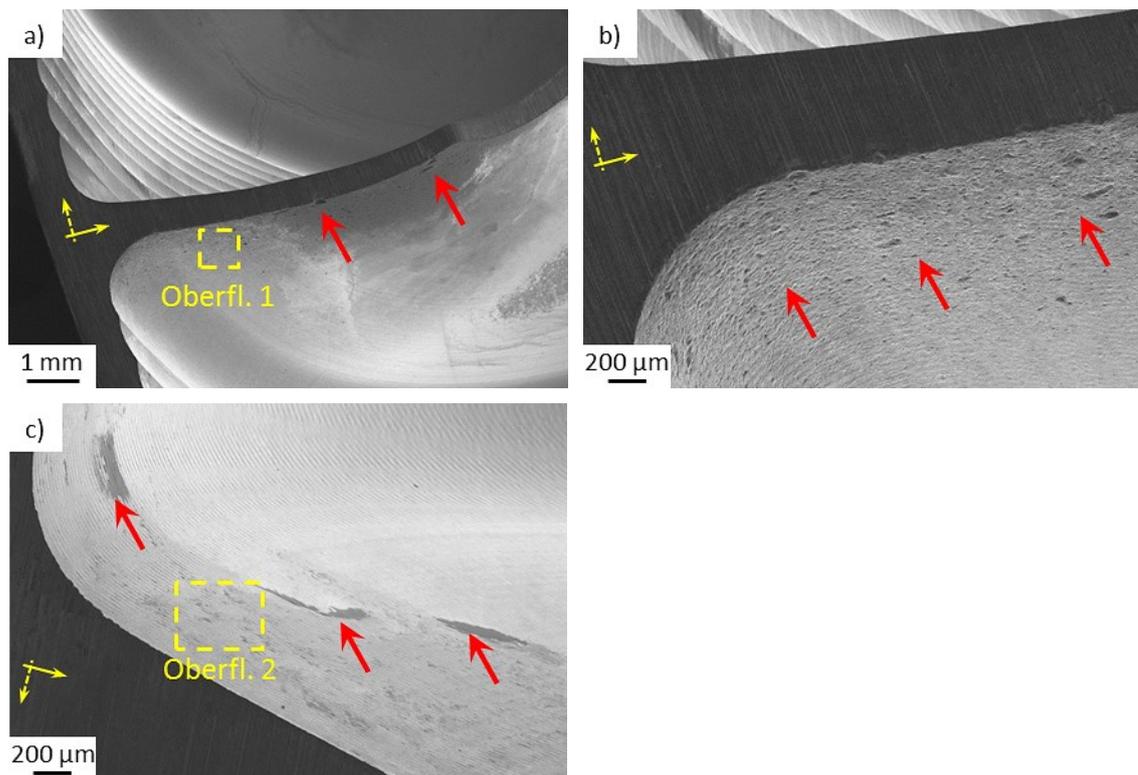


Abb. 4.10: REM-Aufnahmen (SE-Kontrast) der Schaufeleintrittskante vom TR 013-0832 (HGP: 865°C/10h): a) Schaufelvorderseite (Anströmung), b) Detailansicht von Abb. a) und c) Schaufelrückseite mit sichtbaren Belägen auf der Oberfläche (Pfeilmarkierung). Die Pfeile in a) und b) kennzeichnen Bereiche mit Materialausbrüchen bzw. Einschlagkrater. Die EDX-Oberflächenanalysen (Oberfl. 1, Oberfl. 2) sind im Anhang D angeführt.

Die während des HGP-Laufs gebildete Oxidschicht (Abb. 4.11a und b) besitzt eine durchschnittliche Dicke von $1\ \mu\text{m}$, wobei der Übergangsbereich Oxid/Grundmaterial durch zahlreiche Fehlstellen gekennzeichnet ist. Gegenüber dem Grundmaterial weisen die Spektren der Schicht S1, Oberfl. 1 und Oberfl. 2 kein Mo auf. Der Grund dafür ist das träge Diffusionsverhalten von Mo [4].

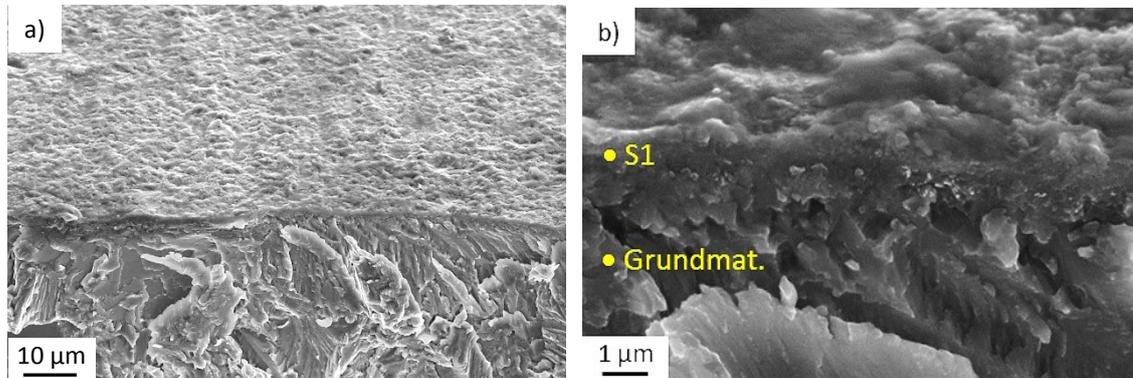


Abb. 4.11: REM-Aufnahmen (SE-Kontrast) des Schaufelquerschnitts vom TR 013-0832 (HGP: $865^\circ\text{C}/10\text{h}$): a) Übersichtsaufnahme und b) Detailansicht von Abb. a). Die EDX-Analyse der Oxidschicht S1 ist im Anhang D ersichtlich.

TR 013-1797 (HGP: 950°C/100h)

Im Vergleich zum Turbinenrad TR 013-0832, das am HGP bei 865 °C für 10 h gelaufen ist, ist der Oberflächenverschleiß im Bereich der Schaufeleintrittskante (siehe Abb. 4.12a und b) deutlich ausgeprägter. Abseits der Einschlagkrater sind vermehrt Oberflächenbeläge vorhanden. Die Schaufelrückseite (Abb. 4.12c und d) weist eine flächendeckende Belagsbildung auf. Die EDX-Spektren von Oberfl. 1 und Oberfl. 2 bestätigen die stärkere Ablagerung sowie das Auftreten zusätzlicher Elemente.

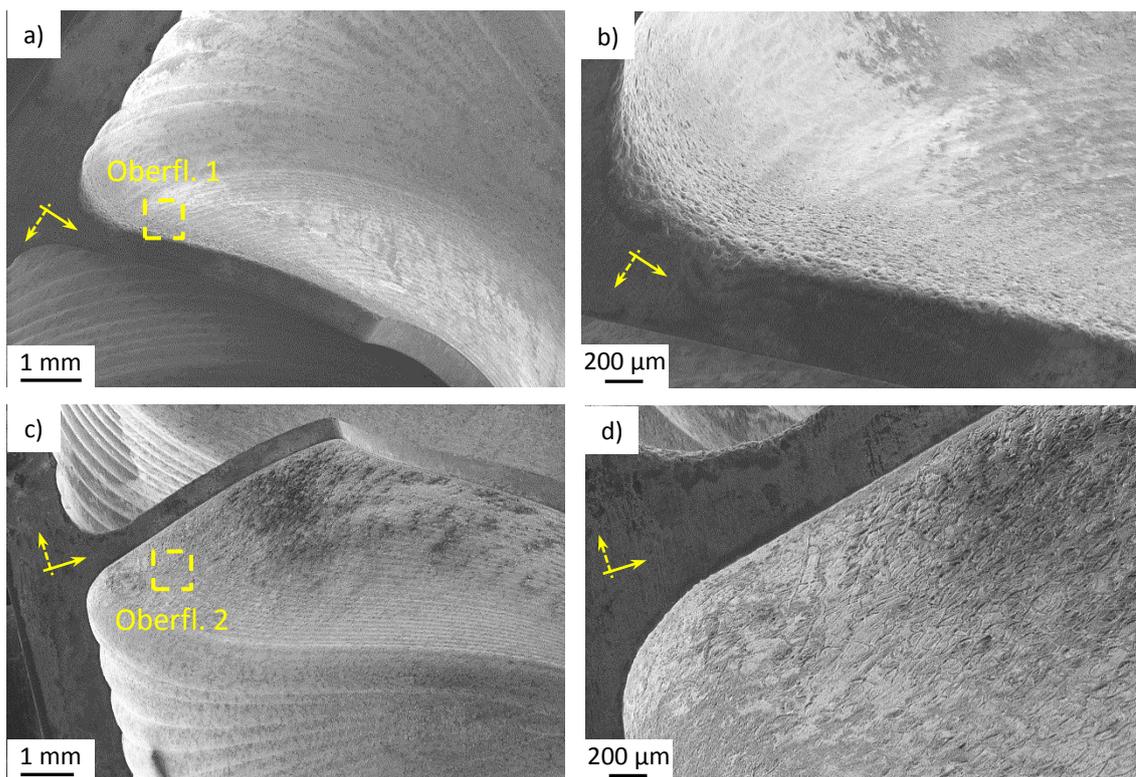


Abb. 4.12: REM-Aufnahmen (SE-Kontrast) im Bereich der Schaufeleintrittskante vom TR 013-1797 (HGP: 950°C/100h): a) Schaufelvorderseite (Anströmung), b) Detailansicht von Abb. a), c) Schaufelrückseite und d) Detailansicht von Abb. c). Die EDX-Oberflächenanalysen (Oberfl. 1, Oberfl. 2) sind im Anhang D angeführt.

Die Oxidschicht (Abb. 4.13) ist etwa 2 μm dick, besteht aus mehreren Lagen, und der Übergangsbereich von Oxid zum Grundmaterial weist zahlreiche Fehlstellen auf. In der äußeren Schicht S1 wurden neben den Elementen des Grundmaterials auch Ablagerungen detektiert. Im Anschluss befindet sich ein an Al reicher Saum (Schicht S2), ermittelt durch die hohe EDX-Intensität, gefolgt von einer Schicht S3, die neben Sauerstoff (O) nur mehr die Elemente des Grundmaterials beinhaltet. Der Aufbau der Oxidschicht kann mit den in [19] publizierten Daten verglichen werden.

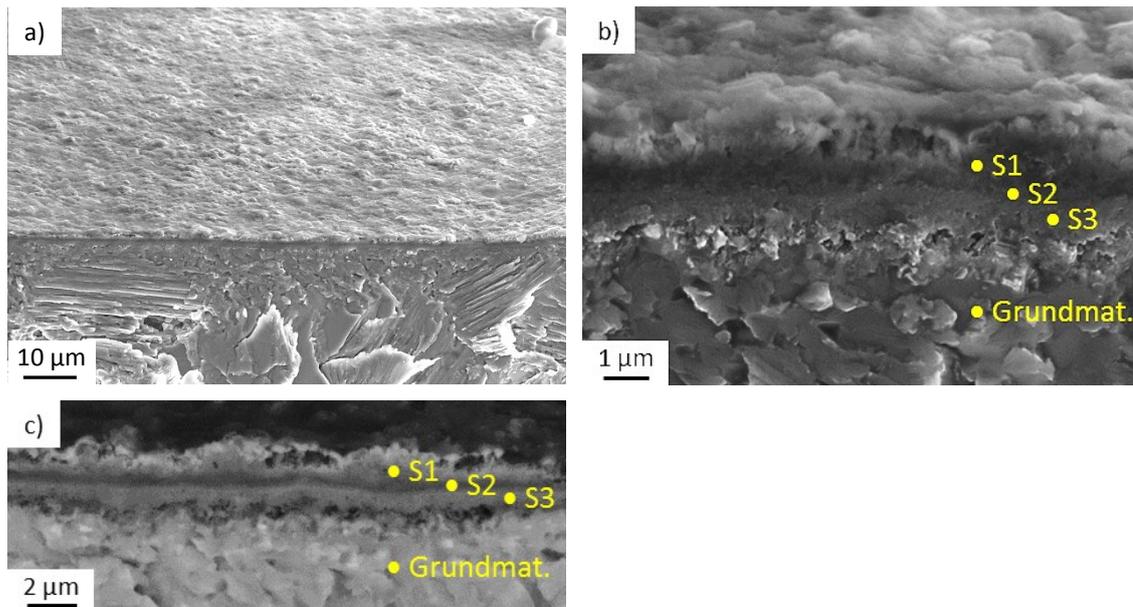


Abb. 4.13: REM-Aufnahmen des Schaufelquerschnitts vom TR 013-1797 (HGP: 950°C/100h): a) Übersichtsaufnahme (SE-Kontrast), b) Detailansicht von Abb. a) (BSE-Kontrast) und c) Übersichtsaufnahme (BSE-Kontrast). Die EDX-Analysen der Schicht S1 bis S3 (mehrlagige Oxidschicht) sind im Anhang D ersichtlich.

TR 013-0833 (HGP: Abbruch während des Hochlaufs, 900°C/0.5h)

Im Bereich der Schaufeleintrittskante auf Seiten der angeströmten Fläche sind mehrere Einschlagkrater vorhanden, bei gleichzeitigem Vorliegen von mehreren groben Materialausbrüchen (Abb. 4.14). Wie bei der Probe TR 013-0832 zeigen die EDX-Spektren von Oberfl. 1 und Oberfl. 2 Ablagerungen von Fe, Cr und Ni. Eine grobe Belagsbildung an der Vorderseite (Anströmung) und an der Rückseite der Schaufel ist nicht ersichtlich.

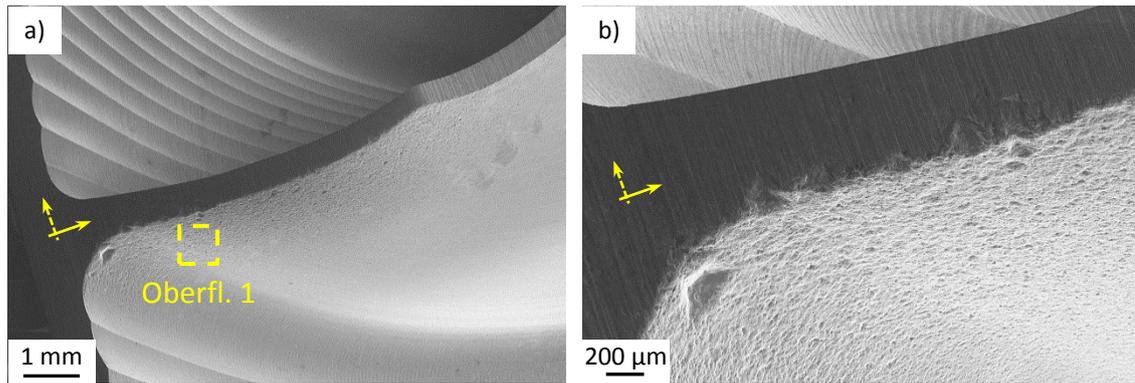


Abb. 4.14: REM-Aufnahmen (SE-Kontrast) von der Schaufelvorderseite (Anströmung) im Bereich der Eintrittskante vom TR 013-0833 (HGP: Abbruch während des Hochlaufs, 900°C/0.5h): a) Übersichtsaufnahme und b) Detailansicht von Abb. a). Die EDX-Oberflächenanalyse (Oberfl. 1) ist im Anhang D angeführt.

Die Dicke der Oxidschicht (Abb. 4.15, Schicht S1) variiert und ist stellenweise bis zu 0.5 µm dick. Der Übergang zwischen dem Oxid und dem Grundmaterial ist kontinuierlich. Die chemische Analyse von der Oxidschicht S1 zeigt wie die EDX-Spektrum von Oberfl.1 und Oberfl. 2 das Vorhandensein von Elementen des Grundmaterials Ti, Al, Nb und Mo sowie das Auftreten von Cr, Ni und Fe.

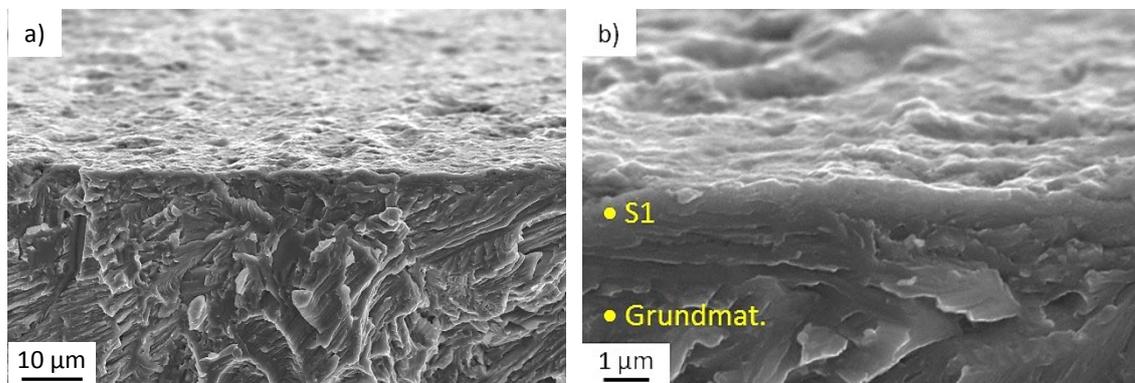


Abb. 4.15: REM-Aufnahmen (SE-Kontrast) des Schaufelquerschnitts vom TR 013-0833 (HGP: Abbruch während des Hochlaufs, 900°C/0.5h): a) Übersicht und b) Detailansicht von Abb. a). Die EDX-Analyse der Oxidschicht S1 ist im Anhang D ersichtlich.

Erkenntnisse aus der Oberflächencharakterisierung

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass bei den am HGP gelaufenen TR die Oberfläche verändert wird. Durch die im Abgas vorhandenen Partikel tritt verstärkt eine Schädigung in Form von Einschlagkrater an der Oberfläche im Bereich der Schaufeleintrittskante auf. Die Partikel stammen unter anderem von metallischen Bauteilen des HGP, die sich vor dem TR im Abgasstrom befinden. Darauf weisen die auf den Schaufeln

detektierten Elemente, wie Fe, Cr, Mn und Ni, hin. Detektierte Chromablagerungen könnten sich des Weiteren unter einer Bildung des stabilen Cr_2O_3 -Oxids positiv auf das Oxidationsverhalten auswirken [11,18]. An jenen Oberflächenbereichen, die nicht unter Partikelbeschuss liegen, sind stärkere Belagsbildungen beobachtbar, deutlich am TR 013-1797 zu erkennen, wobei diese Beläge einen weiteren möglichen Oxidationsschutz darstellen, solange sie nicht abplatzen [18]. Eine erhöhte Kohlenstoffintensität auf der Turbinenradoberfläche gegenüber dem Grundmaterial sowie die detektierten Elemente S, Ca und P stammen vermutlich von Verbrennungsrückständen bzw. von dem im Verbrennungsgas enthaltenen Verunreinigungen, wobei der HGP mit Erdgas betrieben wird [18]. Bei Gegenüberstellung des HGP-Tests von $865^\circ\text{C}/10\text{h}$ (TR 013-0832) und $950^\circ\text{C}/100\text{h}$ (TR 013-1797) zeigt sich, dass durch Erhöhung der Betriebstemperatur und Laufzeit sich der Aufbau des Oxids von einer einlagigen Schicht mit einer Dicke von ca. $1\ \mu\text{m}$ in Richtung eines mehrlagigen Aufbaus mit einer Dicke von ca. $2\ \mu\text{m}$ entwickelt. Des Weiteren ist ein deutlich stärkerer Verschleiß der angeströmten Fläche im Bereich der Schaufeleintrittskante beim Testlauf von $950^\circ\text{C}/100\text{h}$ beobachtbar.

TEIL III: Anbindung der Welle an das Turbinenrad

4.5 Diffusionsschweißen ohne Druck

Von der Probe 01-IN625 (Abb. 3.1a) ist in Abb. 4.16a ein Teilbereich der Fügestelle zu sehen, wobei dieser Teilbereich im Wesentlichen den gesamten Fügeverlauf zwischen TNM und IN625 wiedergibt. Es existiert keine stoffschlüssige Verbindung, was das Auftreten der Einbettmasse zwischen den Fügepartnern bestätigt (Abb. 4.16b). In Abb. 4.16c ist die Mikrostruktur im BSE-Kontrast im Bereich der Fügestelle dargestellt, woraus hervorgeht, dass während der Schweißung die Fügepartner einen Kontakt zueinander hatten. Der beschriebene Sachverhalt der Probe 01-IN625 ist ebenfalls für die Probe 02-IN625 gültig.

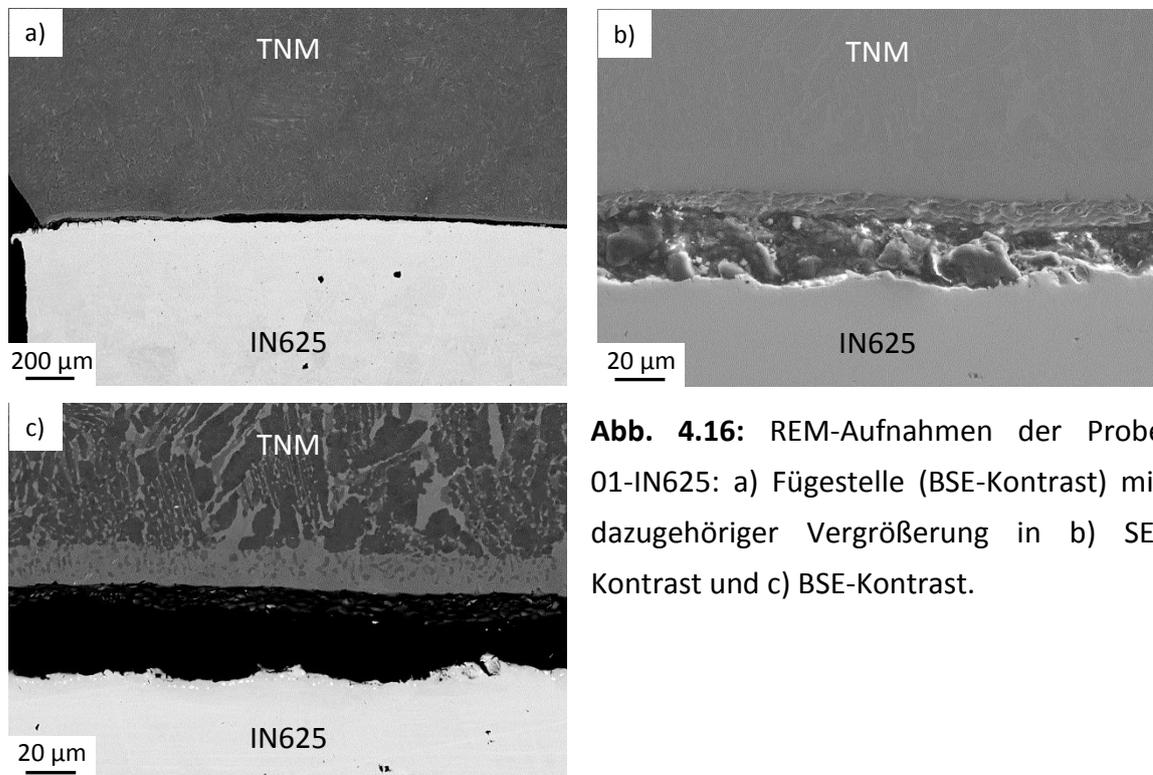


Abb. 4.16: REM-Aufnahmen der Probe 01-IN625: a) Fügestelle (BSE-Kontrast) mit dazugehöriger Vergrößerung in b) SE-Kontrast und c) BSE-Kontrast.

4.6 Diffusionsschweißen mit Druck

Probe 03-IN718 – Makroskopischer Befund

In Abb. 3.2a ist deutlich erkennbar, dass die geschweißte TNM-Legierung von der ursprünglichen Zylinderform aufgrund plastischer Verformung abweicht. Dies weist auf eine ungeeignete Druck/Temperatur/Zeit-Führung während der Diffusionsschweißung hin.

Probe 03-IN718 – Grundgefüge vor und nach der Schweißung

In Abbildung 4.17a ist das Grundgefüge der TNM-Legierung vor der Schweißung dargestellt. Es zeigt α_2/γ -Kolonien mit β_o -Phase an den Koloniegrenzen. Das Grundgefüge nach der Schweißung abseits der Schweißnaht (die genauere Position ist Abb. 3.2a zu entnehmen) weist hingegen eine weit fortgeschrittene zelluläre Reaktion auf (Abb. 4.17b). Die chemische Zusammensetzung der TNM-Legierung ist im Anhang E angeführt und entspricht der in Tab. 3.1 angegebenen nominellen Zusammensetzung.

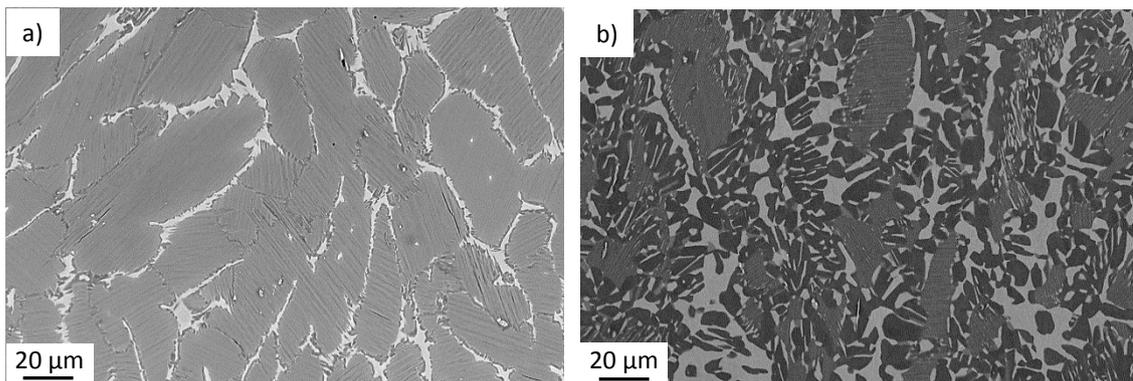


Abb. 4.17: REM-Aufnahme (BSE-Kontrast) des TNM-Grundgefüges a) vor (als Zylinderprobe TNM-342 als Querschliff) und b) nach (als Probe 03-IN718, die genaue Position der Aufnahme geht aus Abb. 3.2a hervor) dem Diffusionsschweißen.

Im Falle der IN718-Legierung weist das Grundgefüge vor der Schweißung (Abb. 4.18a) homogen verteilte Nb-reiche Ausscheidungen in länglicher Form auf. Nach der Schweißung sind im Grundgefüge (Abb. 4.18b) diese Ausscheidungen zeilig angeordnet und es treten vermehrt auch TiN-Ausscheidungen auf, die in der REM-Aufnahme im BSE-Kontrast schwarz in Erscheinung treten. Die chemische Zusammensetzung des IN718-Grundmaterials ist im Anhang E angeführt und entspricht der in Tab. 3.6 angegebenen nominellen Zusammensetzung.

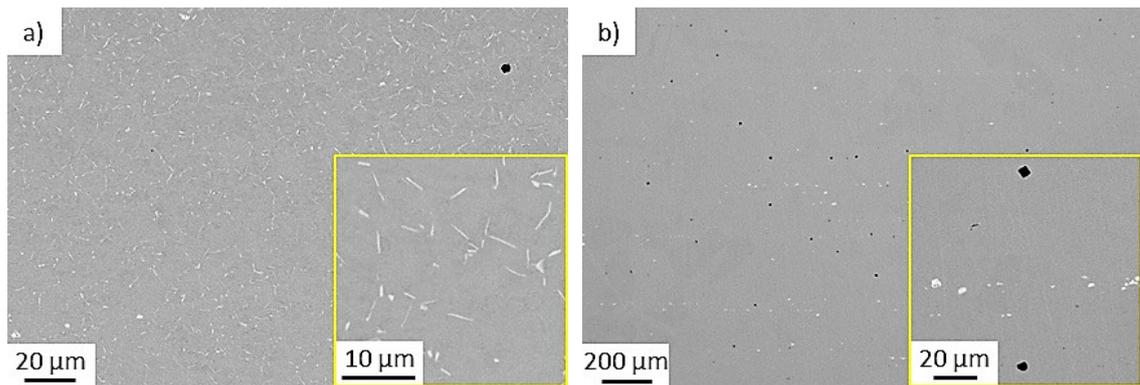


Abb. 4.18: REM-Aufnahme (BSE-Kontrast) des IN718-Grundgefüges a) vor (als Zylinderprobe IN718-149 als Querschliff) und b) nach (als Probe 03-IN718, die genaue Position der Aufnahme geht aus Abb. 3.2a hervor) dem Diffusionsschweißen.

➔ **Fazit:** Im Allgemeinen ist eine Veränderung des Grundgefüges außerhalb der Fugestelle, wie in Abb. 4.17 und 4.18 ersichtlich, für eine diffusionsgeschweißte Probe untypisch, da der Wärmeeinfluss auf das Gefüge lokal begrenzt ist.

Probe 03-IN718 – Schweißnaht

In Abb. 4.19 ist die Schweißnaht der Probe 03-IN718 zu sehen. Sie verläuft zwischen den beiden Fügepartnern TNM und IN718 geradlinig und ist ca. 60 µm breit. Links und rechts davon schließen die wärmebeeinflussten Grundgefüge der Fügepartner an. Die Spektren 27 und 28 in Abb. 4.19 weisen die Zusammensetzung des TNM-Grundmaterials auf. Die EDX-Analyse in den Bereichen 5 und 6 weicht hingegen vom Grundmaterial IN718 ab. Im Bereich 7 ist aber wieder keine markante Abweichung vorhanden (die zugehörigen Spektren sind im Anhang E angeführt). Die Schweißnaht besteht aus 4 Zonen, die in weiterer Folge näher charakterisiert werden.

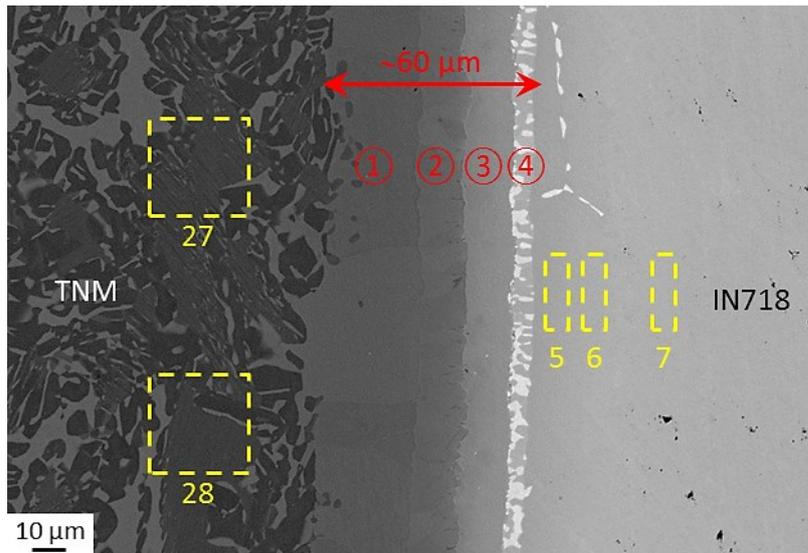


Abb. 4.19: REM-Aufnahme (BSE-Kontrast) der Schweißnaht von Probe 03-IN718 mit den gebildeten Zonen ① bis ④.

Die Markierungen geben die Positionen der EDX-Flächenanalysen an, welche im Anhang E ersichtlich sind.

In Abb. 4.20 ist ein qualitatives Konzentrationsprofil von der DS-Schweißnaht dargestellt, entsprechend einer EDX-Analyse entlang der eingezeichneten Linie im BSE-Kontrast der REM-Aufnahme des analysierten Gefüges. Angemerkt sei an dieser Stelle, dass die wahren Konzentrationsverhältnisse nicht wiedergegeben werden, worauf unterstützend, quantitative EDX-Analysen an den markierten Positionen in Abb. 4.21 vorgenommen wurden. Die Einzelergebnisse sind im Anhang E ersichtlich.

In Anlehnung an Referenz [27] wird die ursprüngliche Werkstoffgrenze vor dem Schweißen zwischen Zone 2 und 3 in Abb. 4.20 festgelegt. Entlang dieses Stoßbereichs konnten keine Oxide nachgewiesen werden, was wie bei Referenz [27] angeführt, auf eine sachgemäße Atmosphäre während des Schweißprozesses hinweist. Aus Sicht der Thermodynamik wird zwischen den Fügepartnern ein Konzentrationsausgleich über Diffusionsvorgänge angestrebt, solange es die Kinetik zulässt [39,40]. D.h. während des Schweißprozesses diffundiert von der TNM-Seite Ti, Al sowie Nb und Mo in Richtung der IN718-Legierung. Erkennbar am jeweils abnehmendem Konzentrationsverlauf in Abb. 4.20. Von Seiten der IN718-Legierung diffundiert vor allem Ni, als auch Cr und Fe in Richtung der TNM-Legierung, wiederum am jeweils abnehmendem Konzentrationsverlauf erkennbar.

In Zone 1 hat sich hauptsächlich die β_0 -TiAl Phase gebildet, erkennbar im BSE-Kontrast sowie durch die Funktion von Nb und Mo als β -Stabilisatoren [11]. Der Konzentrationsverlauf von Al zeigt im Übergang zur Zone 2, im Gegensatz zu den anderen Verläufen, keine sprunghafte Änderung. Im Übergangsbereich zur Zone 3 kommt es laut Spektrum 17 und 24 zu einer Ansammlung von Bor. Des Weiteren ist Zone 3 reich an Ni (Spektrum 13 und 14). Zone 4 weist eine Breite von etwa 6 μm auf, in der die Ni-Konzentration signifikant abfällt und es verstärkt zu einer Anreicherung von Nb, Mo und Cr kommt. Die im BSE-Kontrast sehr hell erscheinende Phase ist reich an Nb und Mo (Spektrum 8 und 9). Die zweite in Zone 4

vorkommende Phase, gekennzeichnet durch ein gräuliches Erscheinungsbild, besitzt einen hohen Cr-Anteil (Spektrum 11 und 12), das auf die Bildung der spröden σ -Phase schließen lässt [27].

In Abb. 4.21 sind die Positionen von weiteren chemischen Analysen ersichtlich. Für die Spektren 17 und 22 bis 26 muss jedoch beachtet werden, dass die Messungen durch das endliche Volumen der Anregungsbirne, etwa $1 \mu\text{m}^3$, verfälscht wurden. Ein EDX-Mapping von der Schweißnaht ist im Anhang F dargestellt. Im Wesentlichen wird darin die Grundinformation des Konzentrationsprofils von Abb. 4.20 wiedergegeben.

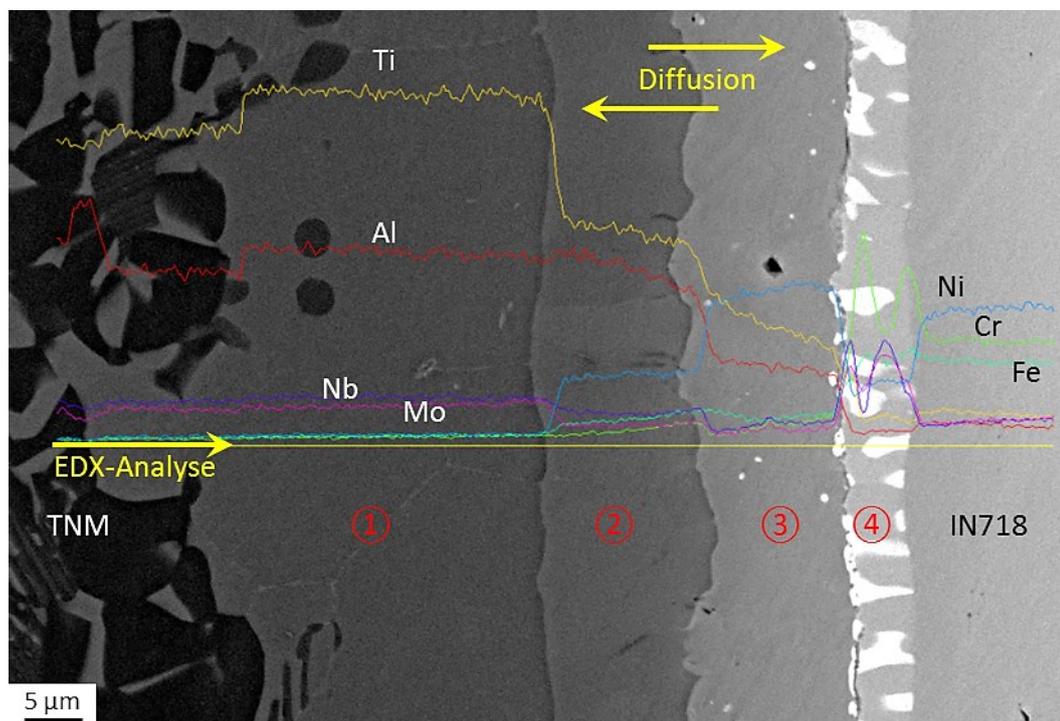


Abb. 4.20: Qualitatives Konzentrationsprofil von der Schweißnaht der Probe 03-IN718 mit den gebildeten Zonen ① bis ④. Die EDX-Analyse wurde entlang der eingezeichneten Linie durchgeführt (keine Wiedergabe der wahren Konzentrationsverhältnisse). Im Hintergrund befindet sich die REM-Aufnahme (BSE-Kontrast) des analysierten Gefüges.

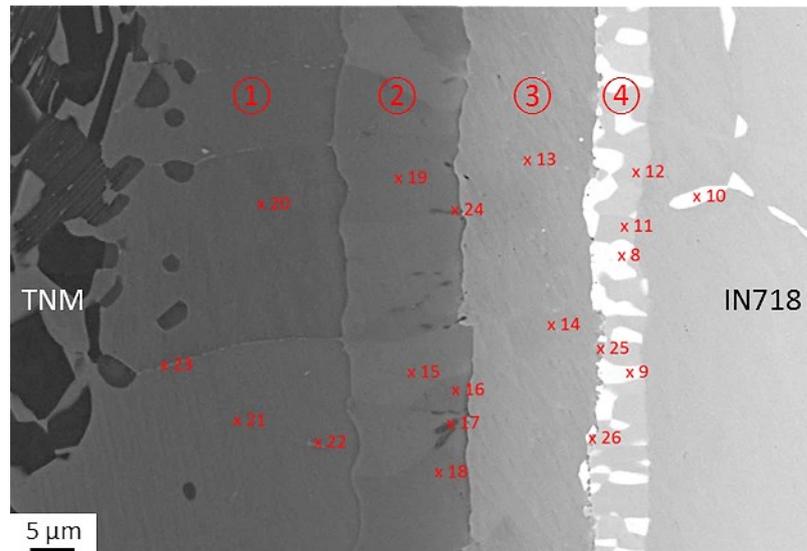


Abb. 4.21: REM-Aufnahme (BSE-Kontrast) der Schweißnaht von Probe 03-IN718 mit den gebildeten Zonen ① bis ④. Die Markierungen geben die Positionen der analysierten Phasen an, deren chemische Zusammensetzung im Anhang E angegeben sind. Die Messergebnisse der Spektren 17 und 22 bis 26 werden aufgrund der etwa $1 \mu\text{m}^3$ großen Anregungsbirne verfälscht.

Vergleich – Probe 03-IN718 und 04-IN718

In Abb. 4.22 ist ein Vergleich zwischen Probe 03-IN718 und Probe 04-IN718 dargestellt. Beide wurden mit den gleichen Parametern diffusionsgeschweißt. Die Erkenntnisse aus den vorangegangenen Untersuchungen an Probe 03-IN718, wie z.B. auftretende plastische Verformung des TNM-Fügepartners, ein verändertes Grundgefüge der IN718- und TNM-Legierung nach der Schweißung sowie der Aufbau der Schweißnaht, sind auch für die Probe 04-IN718 gültig.

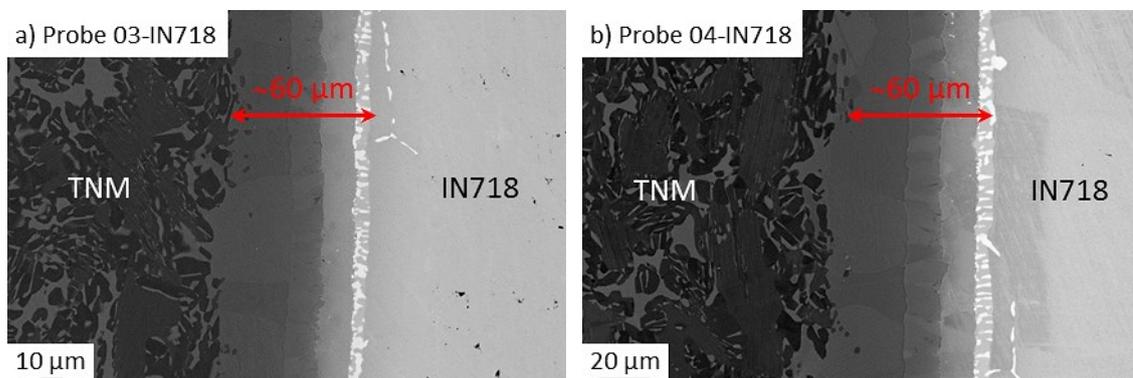


Abb. 4.22: REM-Aufnahme (BSE-Kontrast) der Schweißnaht von a) Probe 03-IN718 und b) Probe 04-IN718.

4.7 Elektronenstrahlschweißen unter Verwendung einer Zwischenschicht

In Abb. 4.23a ist eine Hälfte des Längsschliffes der rotationssymmetrischen Schweißung zwischen Welle und TR zu sehen. Die Schweißtiefe erstreckt sich etwa bis zum halben Wellenradius. Die Schmelzzone, im Folgenden Schweißnagel genannt, ist nagelförmig ausgebildet. Eine Hülse diente der Vermeidung eines breiten Nagelkopfes. Auf Seiten der Welle wird der Schweißnagel von einer Wärmeeinflusszone (WEZ) abgetrennt. Innerhalb dieser (Abb. 4.23b bis d) liegt ein martensitisches Gefüge vor, das durch die Nitalätzung dunkelblau kontrastiert wird, wobei der Anteil an Martensit in Richtung der Schweißnagelspitze abnimmt. Das Grundgefüge der Welle ist bainitisch. Bezüglich der Bewertung der Schweißseignung aufgrund der Bildung von Martensit sei auf Kapitel 2.3.2 verwiesen.

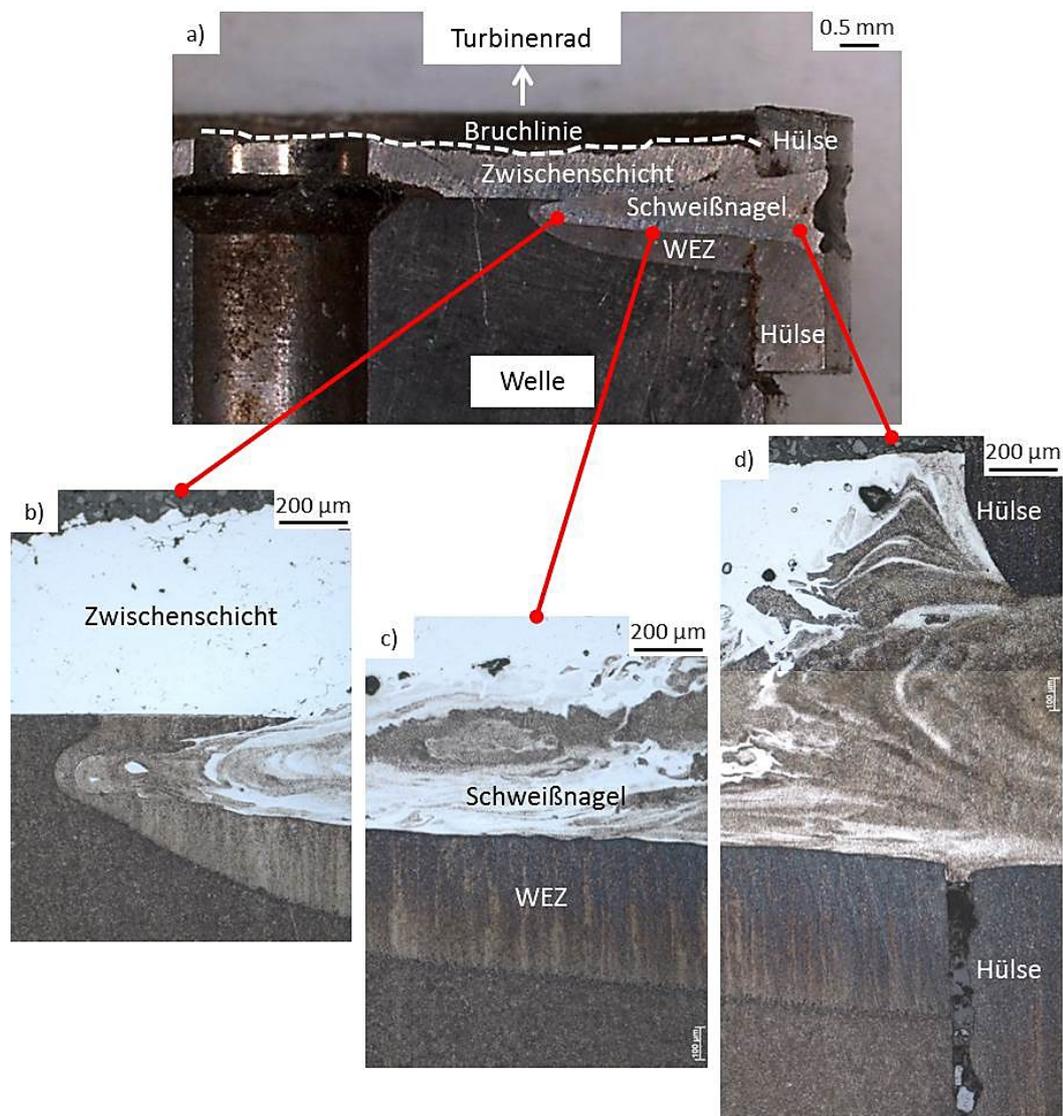


Abb. 4.23: Elektronenstrahlgeschweißter Läufer nach Absolvierung eines Abrisstests: a) Stereomikroskopische Aufnahme der Schweißstelle und b) bis d) lichtmikroskopische Gefügaufnahmen nach erfolgter Nitalätzung.

Die REM-Aufnahme in Abb. 4.24 zeigt eine erhöhte Porenbildung im Bereich der Zwischenschicht. Die Phasenverteilung innerhalb des Schweißnagels bzw. der WEZ ist homogen. An den markierten Positionen 1 bis 9 wurden EDX-Analysen durchgeführt, deren Ergebnisse im Anhang G zusammengestellt sind. Die Spektren 1 und 2 weisen im Vergleich zur nominellen Zusammensetzung der IN738-Legierung aus Tab. 3.7 kein Nb auf. An den Positionen 3 bis 5 sind gegenüber der 42CrMo4-Welle leicht erhöhte Cr-Konzentrationen und erhöhte Ni-Konzentrationen feststellbar. Die Spektren 6 bis 9 weisen annähernd die Zusammensetzung der 42CrMo4-Legierung auf.

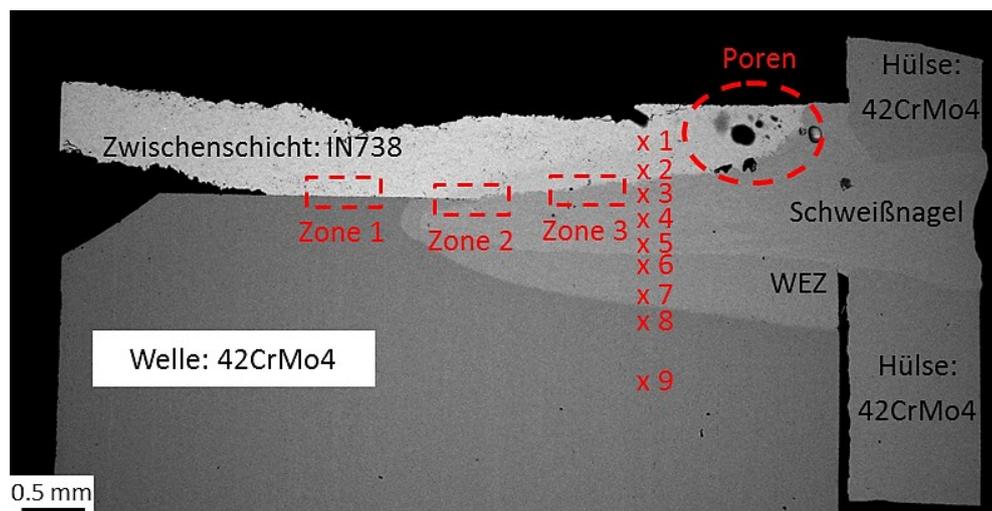


Abb. 4.24: REM-Aufnahme (BSE-Kontrast) der in Abb. 4.23a dargestellten Schweißstelle. Die Detailaufnahmen der Zonen 1 bis 3 sind der Abb. 4.25 zu entnehmen. Die Ergebnisse der EDX-Analysen an den markierten Punkten 1 bis 9 sind im Anhang G ersichtlich.

Wie aus Abb. 4.25a und 4.25b hervorgeht, existiert entlang der Grenzfläche zwischen der Zwischenschicht und Welle keine durchgehende Verbindung. Eine kontinuierliche, stoffliche Verbindung zeigt Zone 3 in Abb. 4.25c, wobei in diesem Bereich die Zwischenschicht ein deutlich anderes Gefüge besitzt als in Abb. 4.25b und vermehrt kleine Ausscheidungen auftreten.

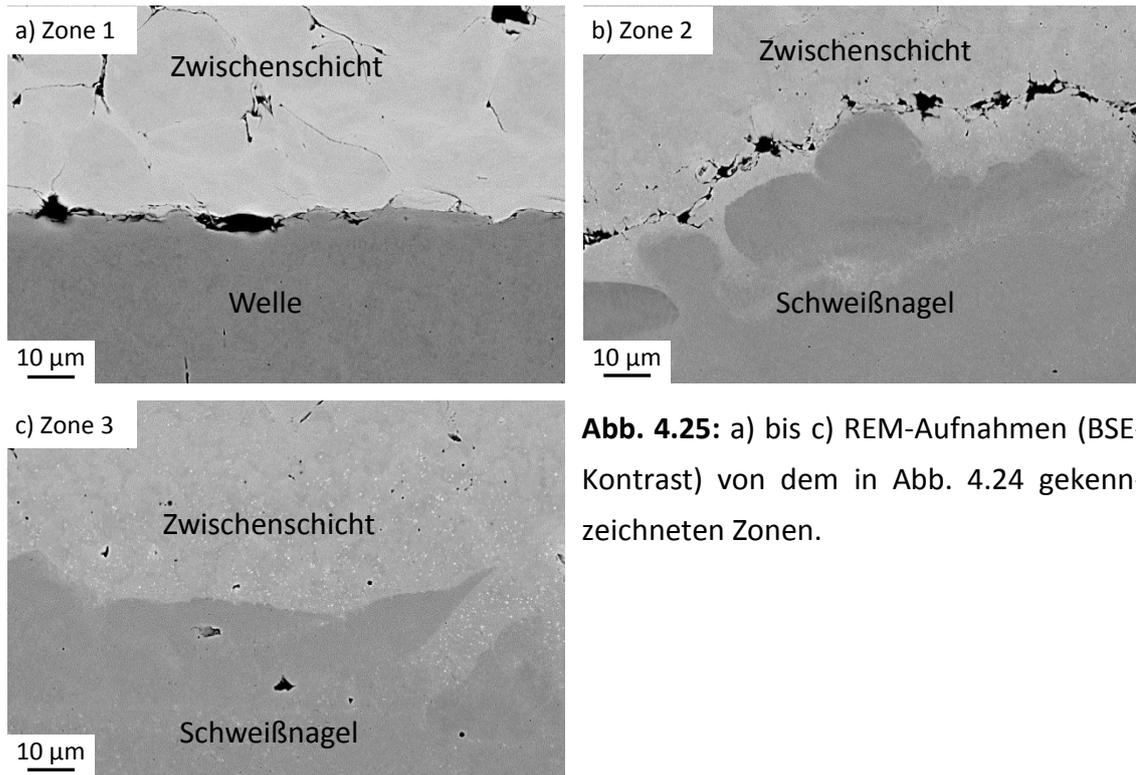


Abb. 4.25: a) bis c) REM-Aufnahmen (BSE-Kontrast) von dem in Abb. 4.24 gekennzeichneten Zonen.

4.8 Gewindeverbindung

Die Anbindung der Stahlwelle (42CrMo4) an das TR aus TNM⁺, wurde bei den Proben TR 013-0832 und TR 013-1797 (siehe Tab. 3.4) durch eine Gewindeverbindung realisiert. Beide absolvierten einen Testlauf am HGP. In Abb. 4.26a und 4.27a sind die zugehörigen Gewinde im Stereomikroskop zu sehen. In beiden Fällen sind am Außengewinde des TR und am Innengewinde der Welle keine Risse erkennbar und eine sichtbare plastische Deformation der Gewindezähne liegt ebenfalls nicht vor. Ein Vergleich des TNM⁺-Gefüges im Bereich des Außengewindes (Abb. 4.26b und 4.27b) mit dem Ausgangsgefüge in Abb. 4.1c zeigt ebenfalls keine Veränderung der Mikrostruktur.

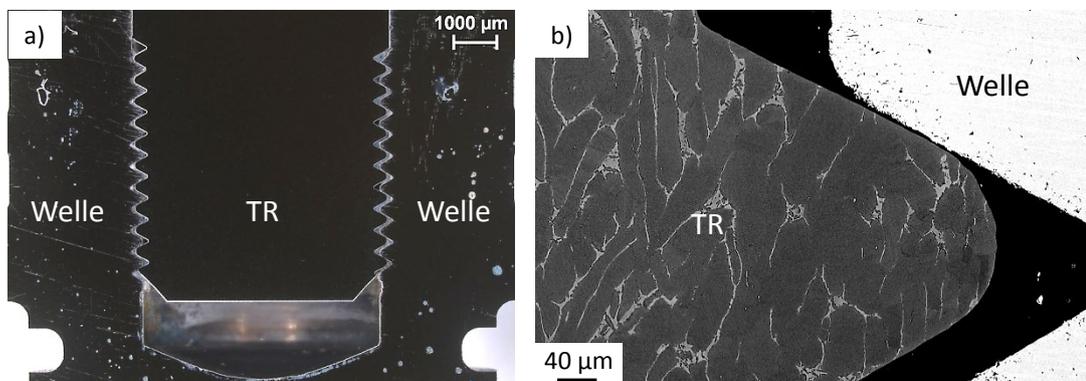


Abb. 4.26: Probe TR 013-0832: a) stereomikroskopische Aufnahme der Gewindeverbindung, b) REM-Aufnahme (BSE-Kontrast) eines Gewindezahns am Außengewinde des Turbinenrads.

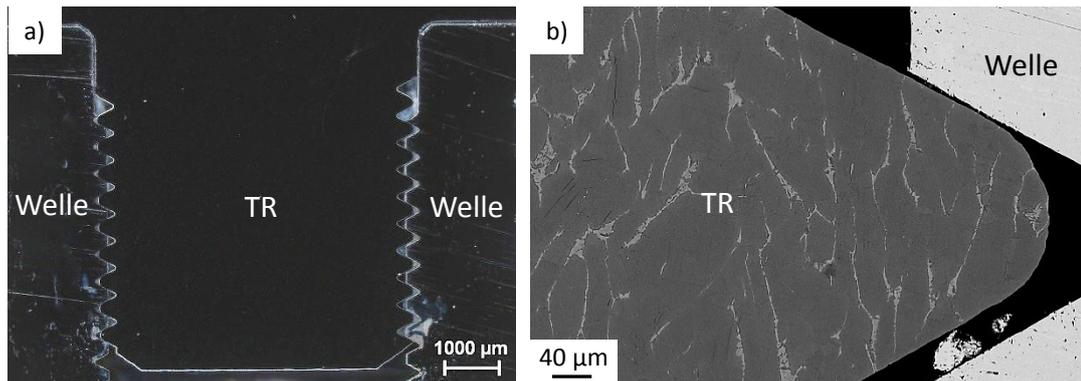


Abb. 4.27: Probe TR 013-1797: a) stereomikroskopische Aufnahme der Gewindeverbindung, b) REM-Aufnahme (BSE-Kontrast) eines Gewindezahns am Außengewinde des Turbinenrads.

TEIL IV: Untersuchung einer am Turbinenrad abgebrochenen Schaufelkante

4.9 Makroskopischer und mikroskopischer Befund

In Abb. 4.28a ist das beschädigte TR 013-0833 mit der abgebrochenen Schaufelkante (siehe Pfeil) zu sehen. Am TR sowie an den Schaufeln ist keine Formänderung von der ursprünglichen Geometrie erkennbar. Eine stereomikroskopische Untersuchung zeigt jedoch an mehreren Schaufeln das Auftreten einer lokalen Schädigung im Übergangsbereich zwischen Austritts- und Eintrittskante. Die zugehörigen Positionen sind in Abb. 4.28a markiert. In Abb. 4.28b ist exemplarisch eine REM-Aufnahme einer lokal beschädigten Schaufelkante dargestellt. Darüber hinaus sind bei den Schaufeln, mit Ausnahme der durch den Partikelschlag verursachten Einschlagkrater an der angeströmten Fläche im Bereich der Schaufeleintrittskante, keine markanten Oberflächenmerkmale feststellbar.

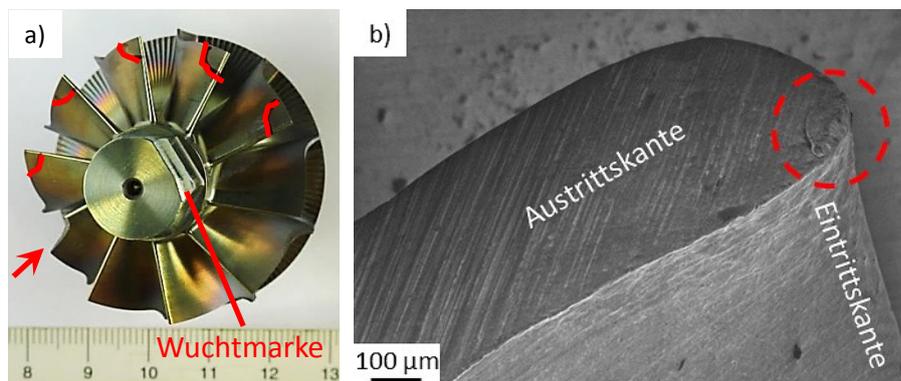


Abb. 4.28: Probe TR 013-0833: a) abgebrochene Schaufelkante (siehe Pfeil). Bei den restlichen Schaufelmarkierungen liegt jeweils eine Schädigung im Übergangsbereich zwischen Austritts- und Eintrittskante vor und b) REM-Aufnahme (SE-Kontrast) einer lokal beschädigten Schaufel.

Die Bruchfläche selbst besitzt ein glänzendes Erscheinungsbild und ein spröder Gewaltbruch kann nachgewiesen werden (siehe Abb. 4.29). Auf der Bruchoberfläche sind keine Gefügeanomalien, wie Poren oder Einschlüsse erkennbar. Sowohl an der Randzone auch im Inneren der Bruchfläche liegt keine vom Grundmaterial abweichende chemische Zusammensetzung vor. Ausnahme ist die an der Oberfläche vorhandene Oxidschicht (siehe Kapitel 4.4, Abb. 4.15).

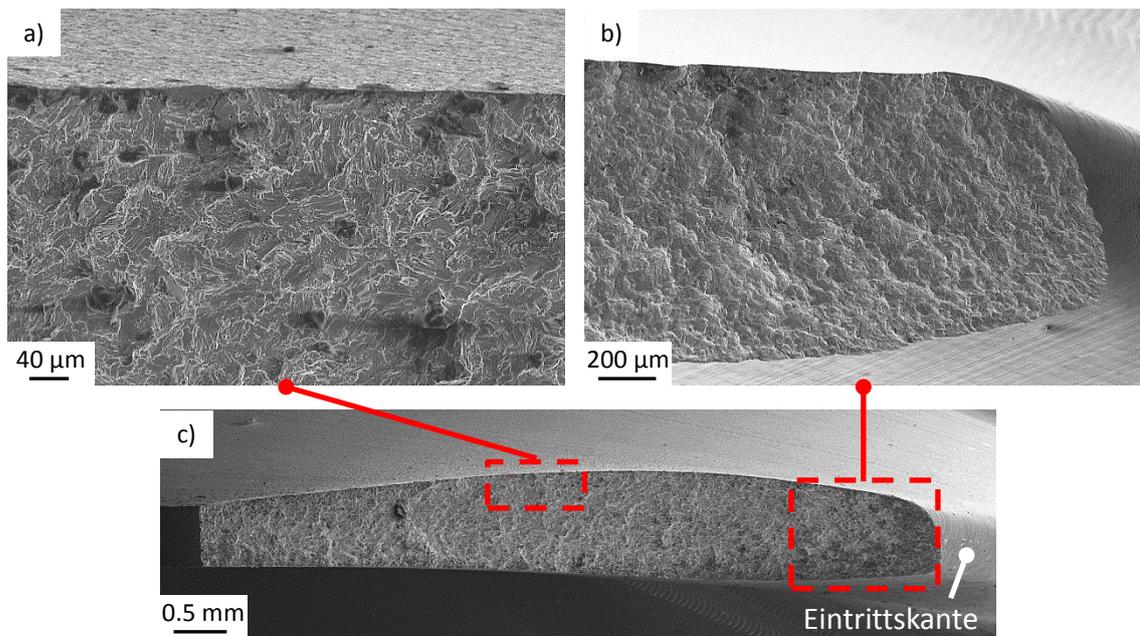


Abb. 4.29: REM-Aufnahmen (SE-Kontrast) der Bruchfläche von der abgebrochenen Schaufelkante. In a) und b) sind Vergrößerungen einzelner Teilbereiche von der in c) dargestellten Übersichtsaufnahme ersichtlich.

Fazit der Untersuchung

Die Untersuchungsergebnisse weisen darauf hin, dass ein Bruch der TR-Schaufelkante während des Testlaufs am HGP in Folge einer Vorschädigung durch Werkstoff- oder Bearbeitungsfehler ausgeschlossen werden können. Hinweise dazu liefern die fehlende Oxidschicht auf der Bruchfläche, die sich während eines HGP-Testlaufs aufgrund der herrschenden Bedingungen für Hochtemperaturkorrosion ausbilden würde, sowie die fehlende Kontamination der Bruchfläche durch Fremdelemente (siehe Kapitel 4.4). Ebenso dafür sprechen die nur lokal erfolgten Schädigungen, wohingegen bei einem Schaufelbruch während der Rotation im HGP, verursacht durch eine Berührung zwischen TR und Gehäuse, weit aus größere Folgeschäden zu erwarten sind. Auf der Bruchfläche sind auch keine Sekundärschäden, wie Kratzer, zu finden. Durch das Vorhandensein eines spröden Gewaltbruchs kann der Rückschluss gezogen werden, dass der Bruch der TNM⁺-Legierung bei

einer Temperatur weit unter jener der im HGP herrschenden Temperatur von 900 °C erfolgt ist. Dies führt zur Annahme, dass der Bruch durch Einwirken einer mechanischen Kraft nach dem Test im Zuge der Demontage des Turbinenrads verursacht wurde.

Eine Empfehlung um in Zukunft einen Schadensfall dieser Art zu vermeiden, ist ein sachgemäßer Montage- und Demontageprozess des TR bei HGP-Tests und in weiterer Folge im Fertigungsbetrieb. Intermetallische TiAl-Legierungen besitzen aufgrund ihrer Eigenschaften ein sprödes Verhalten bei Raumtemperatur und sind infolgedessen wenig tolerant gegenüber schlagender Beanspruchung.

5 Zusammenfassung

Um die Grenzen der Gefügestabilität der TNM^+ -Legierung mit der nominellen Zusammensetzung Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B-0.3C-0.3Si (in at.%) zu bestimmen, war es erforderlich isotherme Wärmebehandlungsstudien durchzuführen. Dazu wurden im Anschluss REM-Untersuchungen der Mikrostruktur in Kombination mit quantitativer Gefügeanalysen und Härtemessung angewandt. Anhand der REM-Aufnahmen konnte bei einer WBH von 900°C/30h mit anschließender Luftabkühlung das Auftreten der zellularen Reaktion, mit geringem Ausmaß, entlang der α_2/γ -Koloniegrenzen festgestellt werden. Gegenüber dem geschmiedeten Ausgangszustand mit 429 HV10, ergibt sich für die wärmebehandelte Probe bei 900°C/30h eine etwas niedrigere Härte von 422 HV10. Mit steigender Glüh Temperatur bzw. längerer Glühdauer fällt der Härteverlust größer aus, der auf eine zunehmende Veränderung der Mikrostruktur zurückgeht. Dies führt zur Erkenntnis, dass der Grenzbereich der Gefügestabilität für eine Glühdauer von 30 h mit anschließender Luftabkühlung bei einer Temperatur $T \leq 900$ °C liegt.

Die am HGP getesteten TNM^+ -Turbinenräder bei 865°C/10h und 900°C/0.5h (vorzeitiger Abbruch während des Hochlaufs) weisen bei den REM-Aufnahmen an den verschiedenen TR-Positionen keine Gefügeveränderungen gegenüber dem Ausgangszustand auf. Hingegen das Gefüge des am HGP gelaufenen TR bei 950°C/100h zeigt an den exponierten Stellen an der Schaufel wie auch am Umfang des Radrückens, erste Anzeichen einer zellularen Reaktion an den α_2/γ -Koloniegrenzen. Verglichen mit der WBH im Laborofen bei 950°C/100h, bei der die zelluläre Zersetzung der α_2/γ -Kolonien ausgeprägter ist, wird deutlich, dass die thermische Belastung des Turbinenrads bei einem realitätsnahen Test am HGP viel geringer ausfällt.

Bei den HGP-Tests 865°C/10h und 900°C/0.5h zeigt die gebildete Oxidschicht einen einlagigen Schichtaufbau mit einer Dicke von etwa 0.5 bis 1 μm . Bei dem HGP-Test 950°C/100h ist eine Entwicklung der Oxidschicht in Richtung eines mehrlagigen Aufbaus erkennbar, wobei die Dicke 2 μm beträgt und der Verschleiß im Bereich der Schaufeleintrittskante intensiver wird. Jene Oberflächenbereiche, die nicht unter Partikelbeschuss liegen, weisen eine stärkere Belagsbildung an der Oberfläche auf. Detektierte Chromablagerungen könnten sich unter einer Bildung des stabilen Cr_2O_3 -Oxids positiv auf das Oxidationsverhalten auswirken [11,18].

Der mittels einer Fluorbehandlung auf das TNM^+ -Turbinenrad aufgebraachte Oxidationschutz, weist eine mit dem Grundmaterial durchgehend verbundene, ca. 0.5 μm dicke Oxid-

schicht auf. Die Mikrostruktur des Grundgefüges wurde durch die notwendige Voroxidation, um eine schützende Al_2O_3 -Deckschicht zu erzeugen, nicht beeinflusst.

Die mittels einer Presspassung diffusionsgeschweißten Proben der TNM- und IN625-Legierung, bei denen während des Diffusionsvorgangs kein zusätzlicher Druck von außen aufgebracht wurde, weisen keine stoffschlüssige Verbindung der Fügepartner auf. Bei den konventionell diffusionsgeschweißten Proben unter Druck kommt es zu einer Verschweißung. Die Fügestelle besteht dabei aus mehreren Zonen mit einer Gesamtbreite von etwa $60\ \mu\text{m}$. Bei jeder Probe wurde das Grundgefüge der TNM-Legierung als auch der IN718-Legierung, gegenüber dem Ausgangszustand, auch außerhalb der WEZ beeinflusst und der TNM-Fügepartner einer plastischen Verformung unterzogen.

Bei der Grundcharakterisierung der mittels Elektronenstrahl geschweißten Probe, am Beispiel der Anbindung eines TNM-Turbinenrads an eine 42CrMo4-Welle mithilfe einer IN738-Zwischenschicht, ist eine verstärkte Porenbildung in der Zwischenschicht beobachtbar und des Weiteren weist die Zwischenschicht, an manchen Stellen, keine Verbindung mit der Welle auf. Die erstarrte Schmelzzone zwischen IN738 und 42CrMo4 ist nagelförmig ausgebildet und auf Seiten der Welle weist die WEZ ein martensitisches Gefüge auf.

Die geschraubten Wellenverbindungen der Turbinenräder TR 013-0832 und TR 013-1797, welche am HGP einen Testlauf absolvierten, besitzen rissfreie Gewindeflanken ohne Veränderungen des TNM^+ -Grundmaterials im Gewindebereich.

Der untersuchte Schadensfall einer abgebrochenen Schaufelkante eines TNM^+ -Turbinenrads, verdeutlicht die Wichtigkeit eines sachgemäßen Umgangs mit dem Werkstoff γ -Titanaluminid, um Schädigungen von Turbinenrädern bei Montageprozessen zu vermeiden.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass im Rahmen dieser Diplomarbeit für die beiden Legierungen TNM und TNM^+ als TR neue Erkenntnisse gewonnen wurden, die zur Lösung aktueller Fragestellungen im Zuge der Einführung als Turbinenradwerkstoff im Abgasturbolader dienen.

Literaturverzeichnis

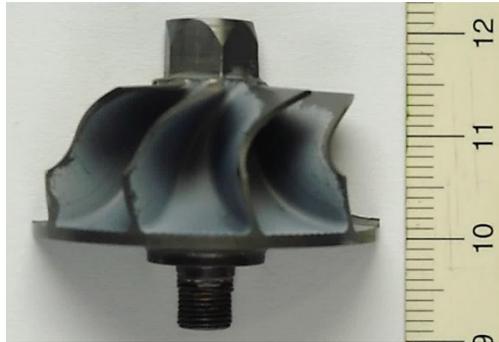
- [01] H.-H. Braess, "Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik", Springer Vieweg, Wiesbaden, 2013, p. 350-366.
- [02] R. Golloch, "Downsizing bei Verbrennungsmotoren", Springer-Verlag, Berlin Heidelberg 2005, p. 1-3.
- [03] Europäische Union, Verringerung der Schadstoffemissionen von leichten Kraftfahrzeugen, http://europa.eu/legislation_summaries/transport/transport_environment/l28186_de.htm, März 2014
- [04] H. Clemens, S. Mayer, Design, Processing, Microstructure, Properties and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys, *Advanced Engineering Materials* 15-Nr.4 (2013) 191-215.
- [05] H. Clemens, S. Mayer, Intermetallisches Titanaluminid – Ein innovativer Leichtbauwerkstoff für Hochtemperaturanwendungen, *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 156-Nr. 7 (2011) 255–260.
- [06] M. Mayer, G. Krämer, "Abgasturbolader: Sinnvolle Nutzung der Abgasenergie", Verlag Moderne Industrie, Landsberg, 1994.
- [07] H. Pucher, K. Zinner, "Aufladung von Verbrennungsmotoren", Springer Vieweg, Berlin Heidelberg, 2012, p. 1-4.
- [08] Bosch Mahle Turbo Systems GmbH & Co. KG, <http://www.bmturbosystems.com/downloads/pressebilder.html>, Mai 2014.
- [09] A. Gaitzenauer, M. Schenk, W. Kuchling, H. Clemens, P. Voight, R. Hempel, S. Mayer, Gefüge und Eigenschaften einer mehrphasigen intermetallischen Titanaluminidlegierung für innovative Leichtbauanwendungen, *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 158-Nr.3 (2013) 113-117.
- [10] H. Clemens, S. Mayer, Intermetallische γ -Titanaluminid-Basislegierungen aus metallographischer Sicht – eine Fortsetzung, *Prakt. Metallographie* 48 (2011) 64-100.
- [11] C. Leyens, M. Peters, "Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications", Wiley-VCH, Weinheim, 2003, p. 89-146, p. 187-223, p. 273-288.
- [12] E. Schwaighofer, Entwicklung einer hochfesten und kriechresistenten γ -TiAl Basislegierung für Strahltriebwerkskomponenten, Dissertation, Montanuniversität Leoben, Österreich, 2014.
- [13] S.W. Kim, P. Wang, M.H. Oh, D.M. Wee, K.S. Kumar, Mechanical properties of Si- and C-doped directionally solidified TiAl-Nb alloys, *Intermetallics* 12 (2004) 499-509.
- [14] A. Dlouhy, K. Kucharova, Creep and microstructure of near-gamma TiAl alloys, *Intermetallics* 12 (2004) 705-711.
- [15] A. Stark, A. Bartels, H. Clemens, F.P. Schimansky, On the formation of ordered ω -phase in high Nb containing γ -TiAl based alloys, *Advanced Engineering Materials* 10 (2008) 929-934.
- [16] S. Taniguchi, K. Uesaki, Y.-C. Zhu, Y. Matsumoto, T. Shibata, Influence of implantation of Al, Si, Cr or Mo ions on the oxidation behaviour of TiAl under thermal cycle conditions, *Materials Science and Engineering: A* 266 (1999) 267-275.
- [17] J. Doychak, in J.H. Westbrook, R.L.Fleischer (Ed.), "Oxidation behavior of high-temperature intermetallics", John Wiley & Sons, New York, 1994, p. 977-1016.
- [18] R. Bürgel, H.J. Maier, T. Niendorf, "Handbuch Hochtemperaturwerkstofftechnik", Vieweg + Teubner Verlag, Wiesbaden, 2011, p. 260-335.

- [19] A. Donchev, E. Richter, M. Schütze, R. Yankov, Improving the oxidation resistance of TiAl-alloys with fluorine, *Journal of Alloys and Compounds* 452 (2008) 7-10.
- [20] M. Schütze, W. Möller, R. Dörner, Schlussbericht "Grenzen des Halogeneffekts für TiAl-Hochtemperaturleichtbaulegierungen unter industriellen Bedingungen", Dechema Karl-Winnacker-Institut, Forschungszentrum Dresden-Rossendorf Institut für Ionenstrahlphysik und Materialforschung, Universität Frankfurt Institut für Kernphysik, 2009.
- [21] L. Cha, H. Clemens, G. Dehm, Microstructure evolution and mechanical properties of an intermetallic Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy after ageing below the eutectoid temperature, *International Journal of Materials Research* 102 (2011) 703-708.
- [22] W. Wallgram, T. Schmölzer, L. Cha, G. Das, V. Güther, H. Clemens, Technology and mechanical properties of advanced γ -TiAl based alloys, *International Journal of Materials Research* 100 (2009) 1021-1030.
- [23] R. Yamamoto, K. Mizoguchi, G. Wegmann, K. Maruyama, Effects of discontinuous coarsening of lamellae on creep strength of fully lamellar TiAl alloys, *Intermetallics* 6-Nr.7-8 (1998) 699-702.
- [24] D. Böhme, F.-D. Hermann, "Handbuch der Schweißverfahren", Teil II, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1992, p. 305-309, p. 209-210.
- [25] J. Ruge, "Handbuch der Schweißtechnik", Band II: Verfahren und Fertigung, Springer-Verlag, Berlin, 1993, p. 190-193.
- [26] H. Kellerer, Das Diffusionsschweißen von Titanlegierungen, *Z. f. Werkstofftechnik* 5 (1972) 250-258.
- [27] B. Aleman, I. Gutierrez, J. J. Urcola, Interface Microstructures in the Diffusion Bonding of a Titanium Alloy Ti 6242 to an INCONEL 625, *Metallurgical and Materials Transactions* 26A (1995) 437-446.
- [28] B. Aleman, I. Gutierrez, J. J. Urcola, The Use of Kirkendall Effect for Calculating Intrinsic Diffusion Coefficients in a 316L/Ti6242 Diffusion Bonded Couple, *Scripta Materialia* 36-Nr.5 (1997) 509-515.
- [29] H. Schultz, "Elektronenstrahlschweißen", Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 2000, p. 3-77.
- [30] V.P. Morochko, A classification of high-temperature nickel alloys by their electron-beam weldability, *Autom. Wdg.* 33 (1980) 29-31.
- [31] J. Ruge, "Handbuch der Schweißtechnik", Band I: Werkstoffe, Springer-Verlag, Berlin, 1991, p. 136, p. 245-300.
- [32] P.M. Bartle, Introduction in diffusion bonding, *Met. Constr.* 1 (1969) 241-244.
- [33] S. Dahms, Diffusionsschweißen von Werkstoffen mit unterschiedlichen Eigenschaften, Dissertation, Tallinn University of Technology, Estland, 2011.
- [34] H. Clemens, Manuskript zur Vorlesung "Metallkunde II", Department Metallkunde und Werkstoffprüfung, Montanuniversität Leoben, Österreich, 2013.
- [35] J. Ruge, "Handbuch der Schweißtechnik", Band I: Werkstoffe, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 1991, p. 136.
- [36] M. Schloffer, Charakterisierung der Mikrostrukturentwicklung von "hot-die" geschmiedetem TNM-Titanaluminid, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, Österreich, 2010.
- [37] A. Kneiße, Manuskript zur Übung "Metallkundliche Arbeitsverfahren", Department Metallkunde und Werkstoffprüfung, Montanuniversität Leoben, Österreich, 2011.

-
- [38] E. Schwaighofer, Einfluss von Wärmebehandlungen auf die Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften gegossener und heißisostatisch gepresster TNM-Legierungen, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, Österreich, 2010.
 - [39] G. Gottstein, "Physikalische Grundlagen der Materialkunde", Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2007, p. 155-192.
 - [40] J. Crank, "The Mathematics of Diffusion", Clarendon Press, Oxford, 1975, p. 44-68.

Anhang A: Ausgangszustände der Turbinenräder

Beschichtet – TR 013-1798 (kein Testlauf am HGP)



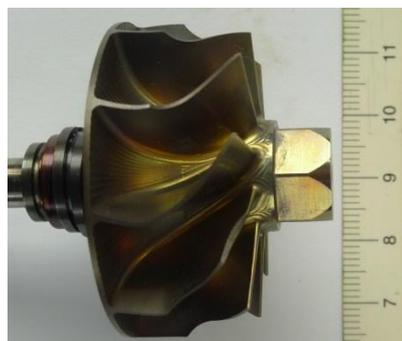
Unbeschichtet – TR 013-0832 (HGP: 865°C/10h)



Unbeschichtet – TR 013-1797 (HGP: 950°C/100h)



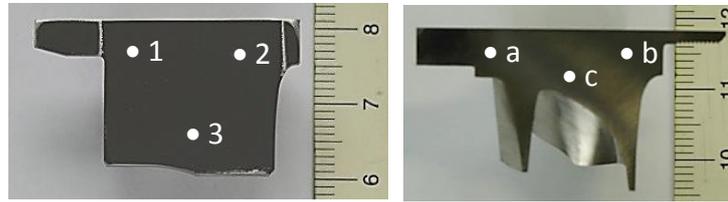
Unbeschichtet – TR 013-0833 (HGP: Abbruch während des Hochlaufs, 900°C/0.5h)



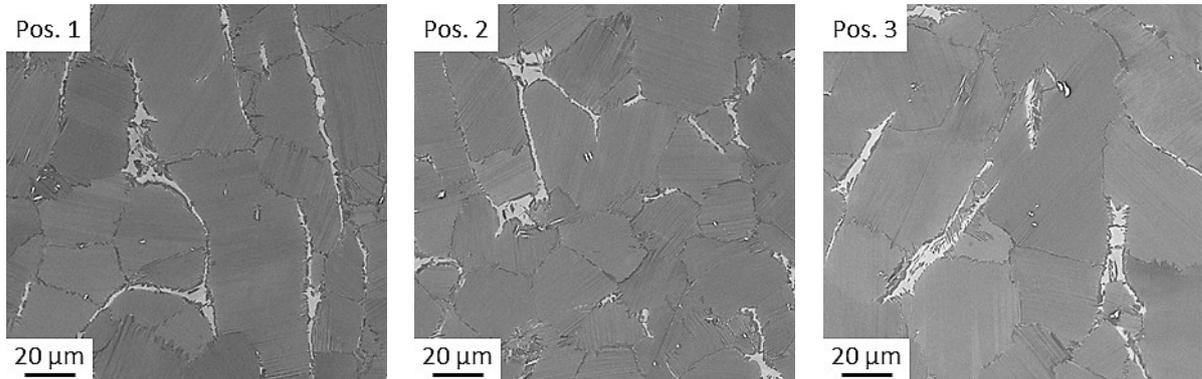
Anhang B: Gefüge der wärmebehandelten Proben

Positionen der REM-Aufnahmen und Härtemessungen

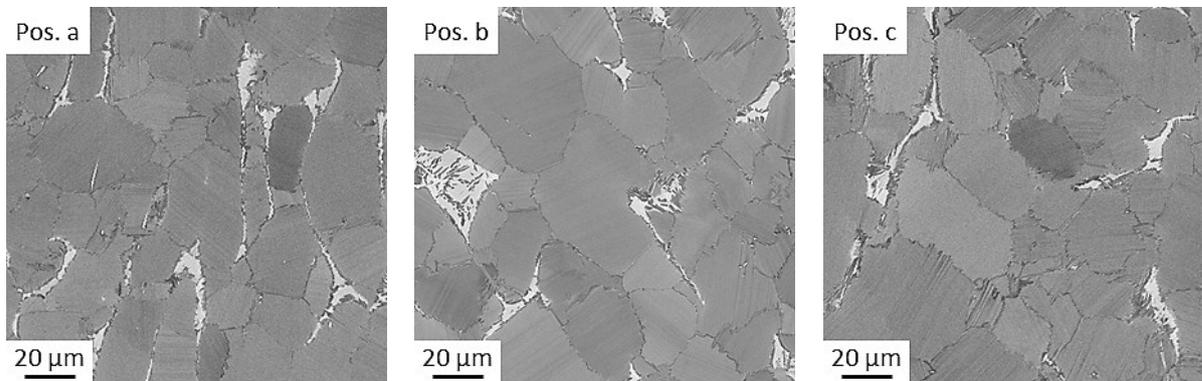
Schmiederonde (geviertelt) TR 013-0834 (geviertelt)



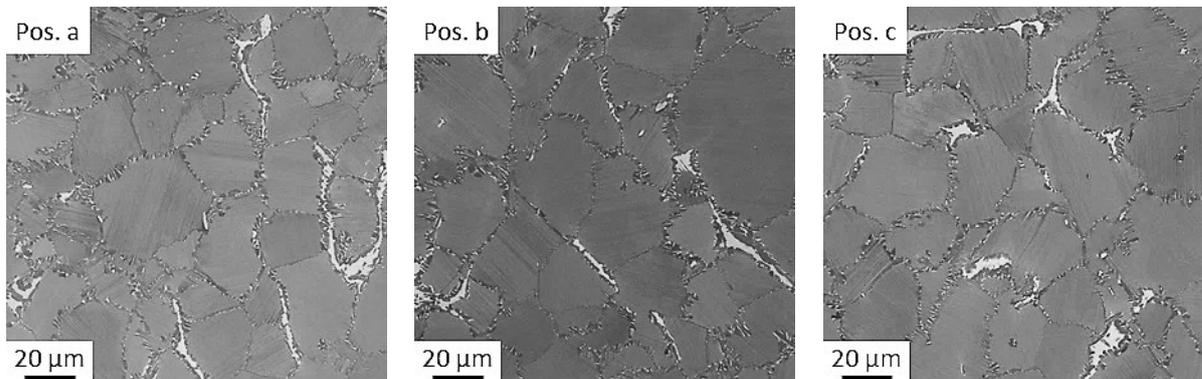
Schmiederonde – Ausgangsgefüge – Härte: 429 HV10 (± 5)

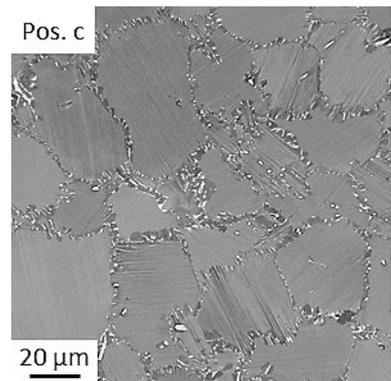
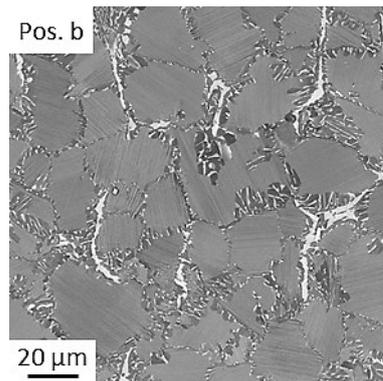
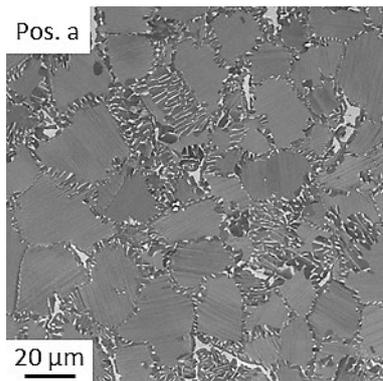
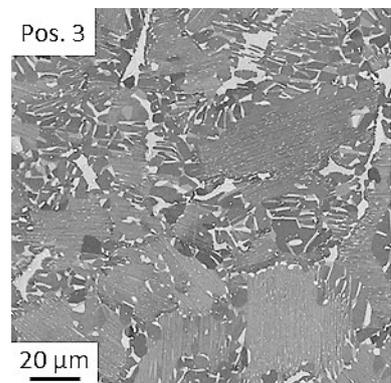
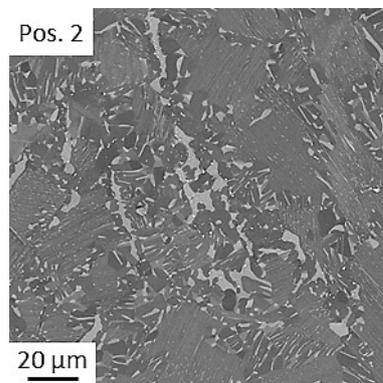
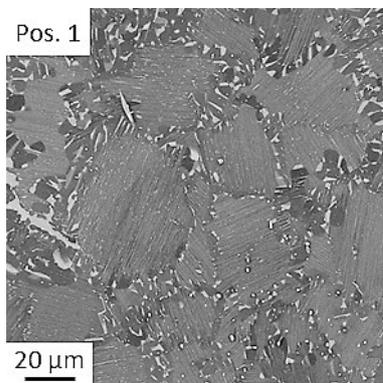
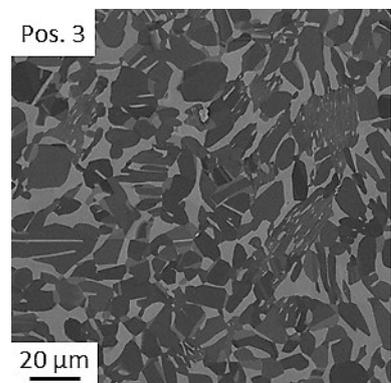
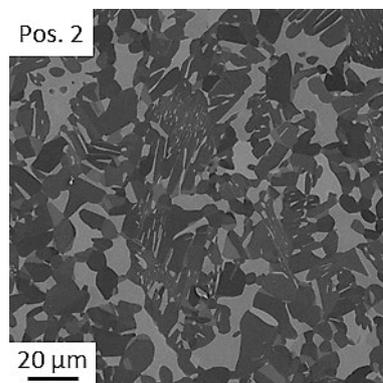
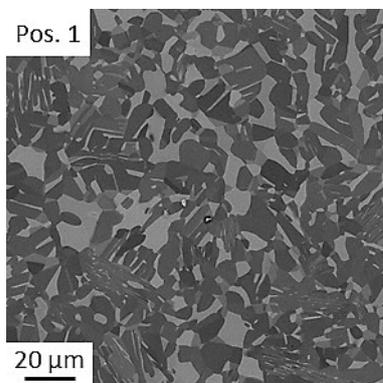
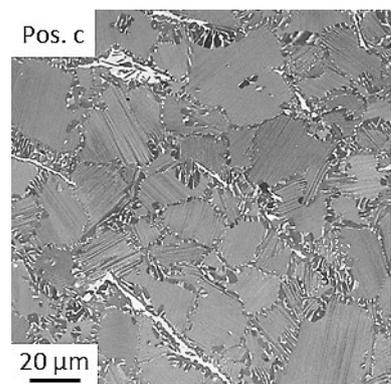
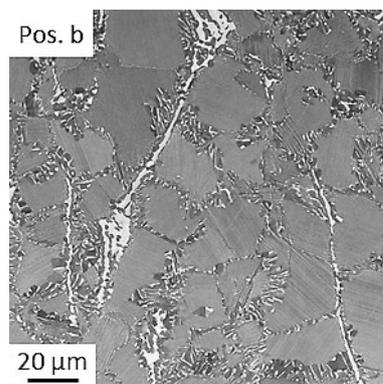
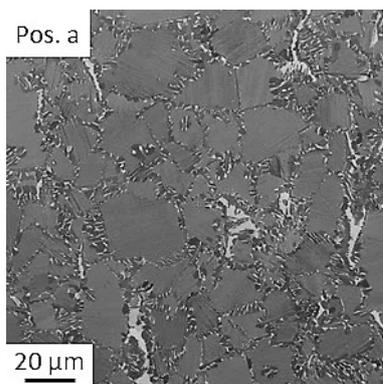


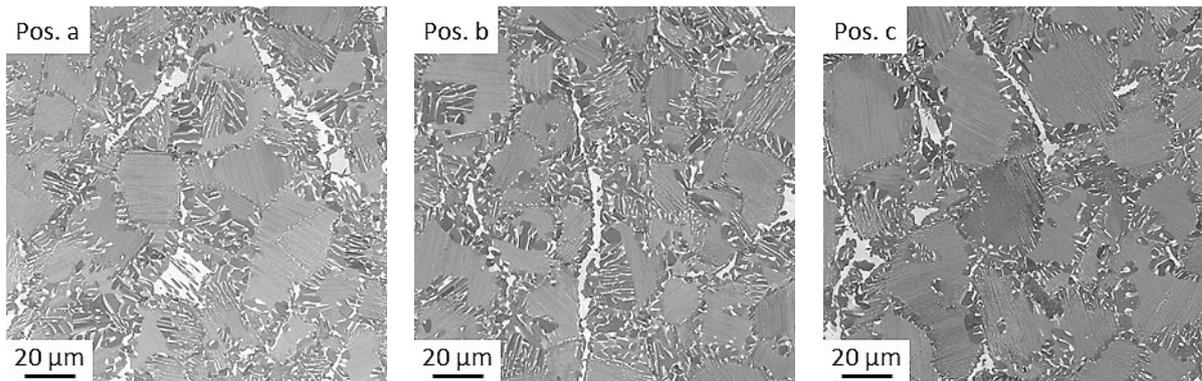
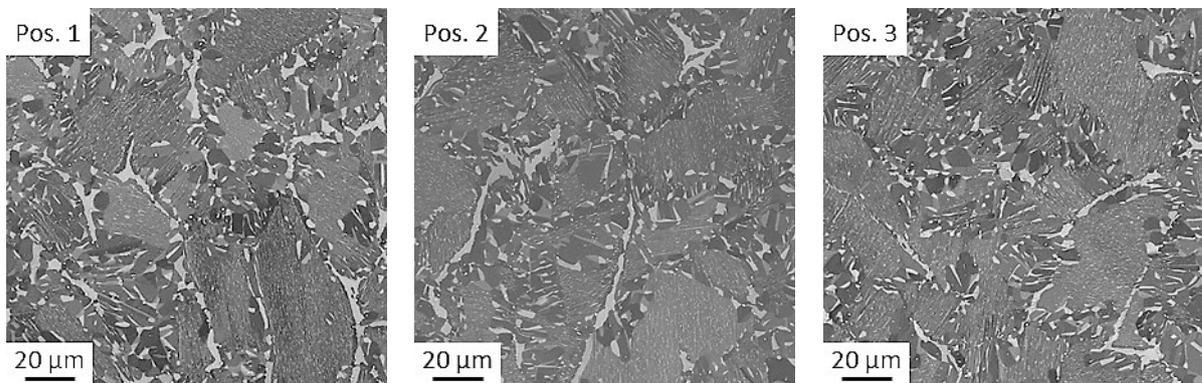
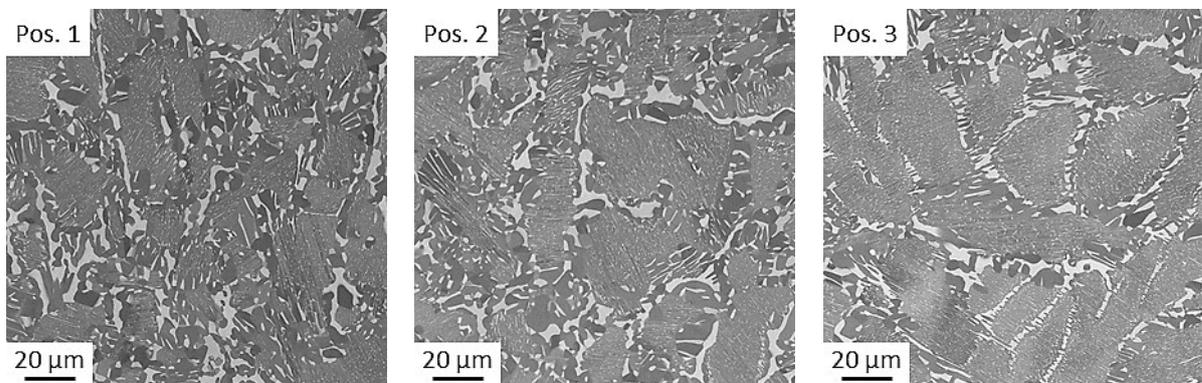
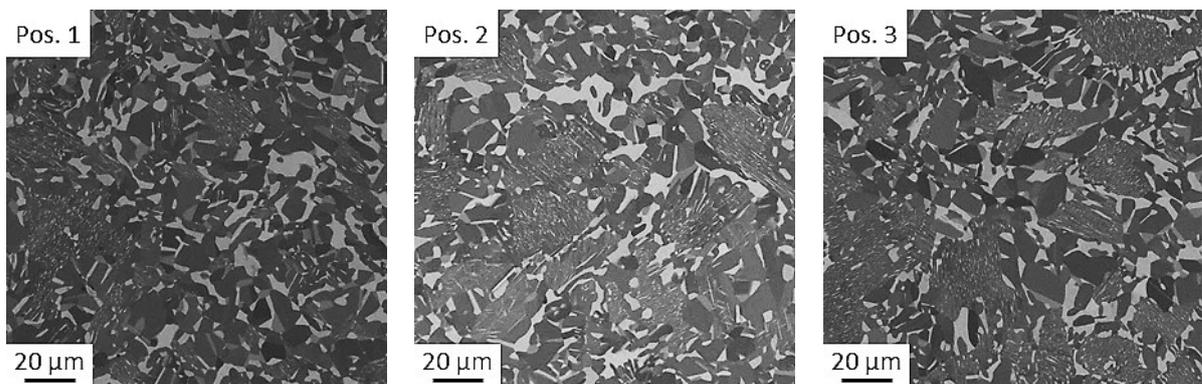
TR 013-0834 – Ausgangsgefüge – Härte: 429 HV10 (± 5)



TR 013-0834 – WBH: 900°C/30h/ – Härte: 422 HV10 (± 3)

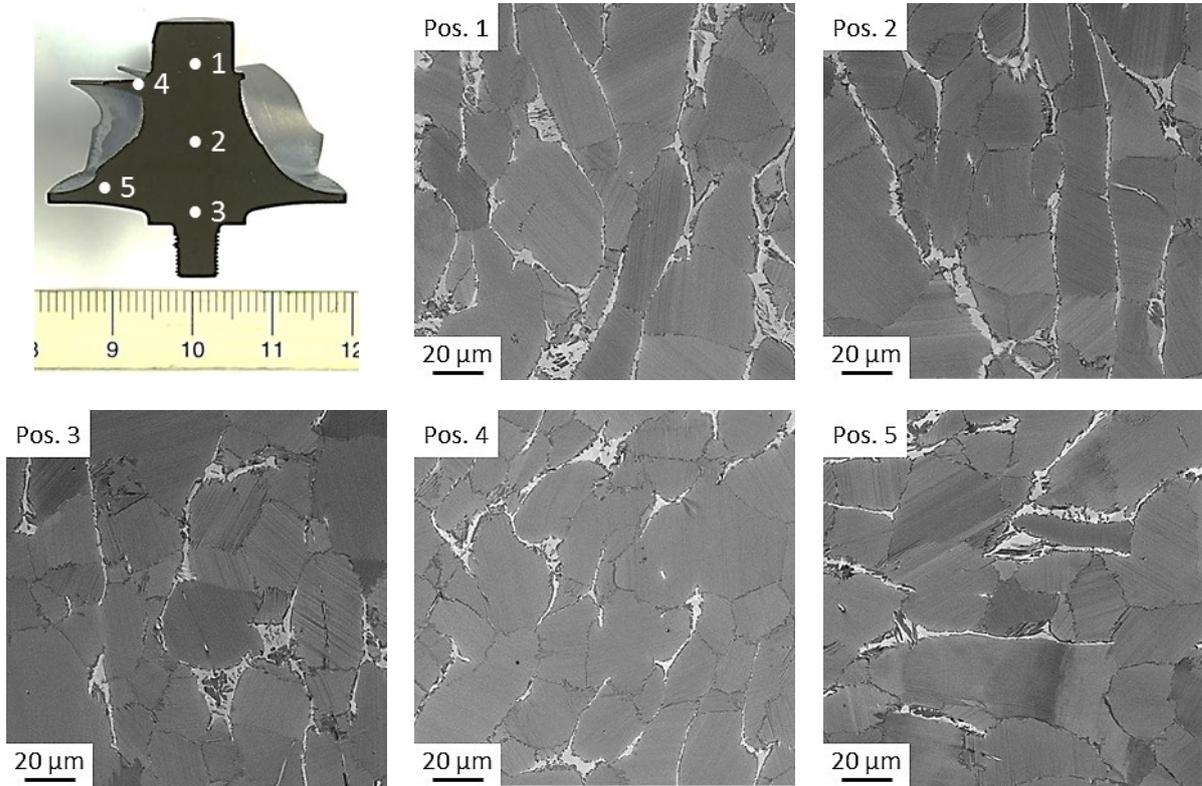


TR 013-0834 – WBH: 950°C/30h/AC – Härte: 413 HV10 (±3)**Schmiederonde – WBH: 1050°C/30h/AC – Härte: 396 HV10 (±6)****Schmiederonde – WBH: 1100°C/30h/AC – Härte: 352 HV10 (±2)****TR 013-0834 – WBH: 900°C/100h/AC – Härte: 409 HV10 (±2)**

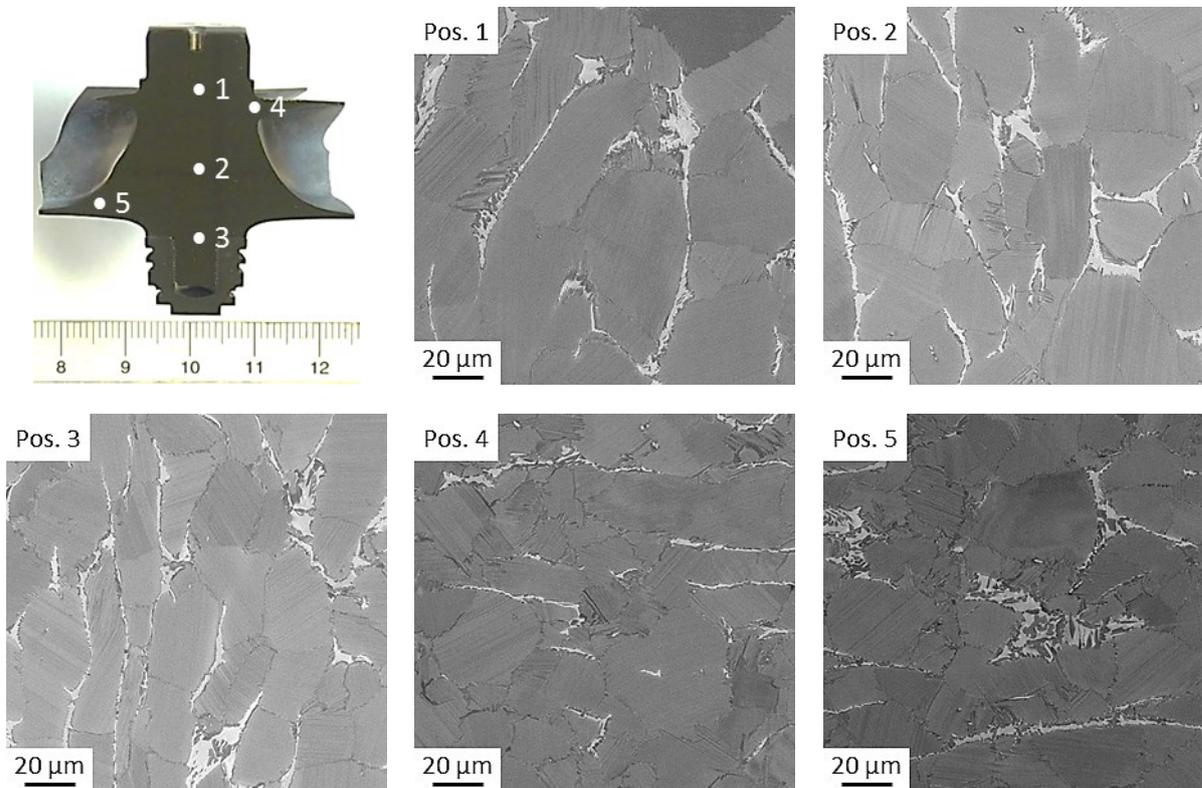
TR 013-0834 – WBH: 950°C/100h/AC – Härte: 404 HV10 (± 2)**Schmiederonde – WBH: 980°C/100h/AC – Härte: 383 HV10 (± 4)****Schmiederonde – WBH: 980°C/300h/AC – Härte: 372 HV10 (± 5)****Schmiederonde – WBH: 980°C/500h/AC – Härte: 349 HV10 (± 3)**

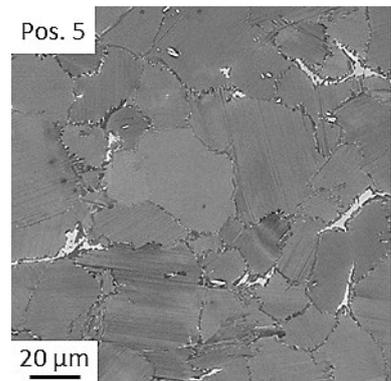
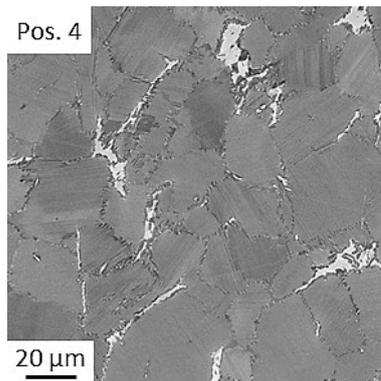
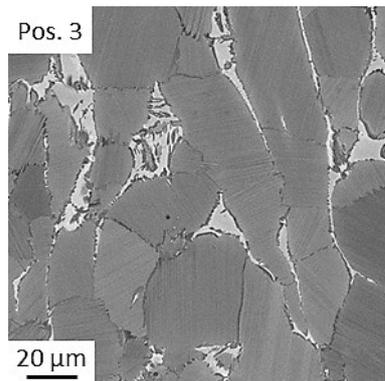
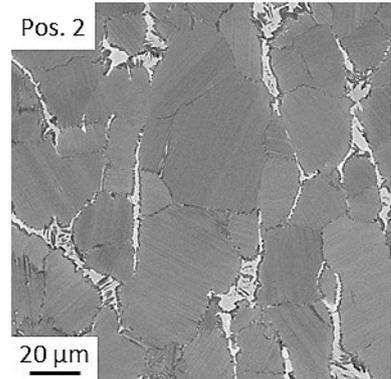
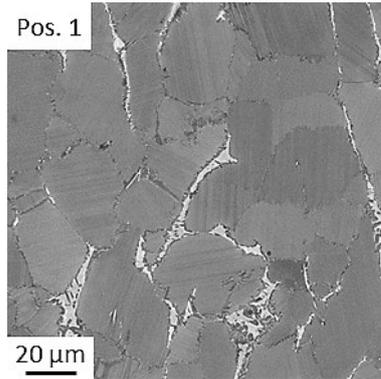
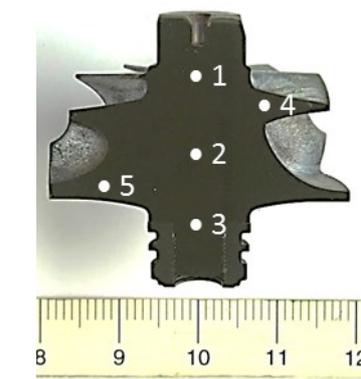
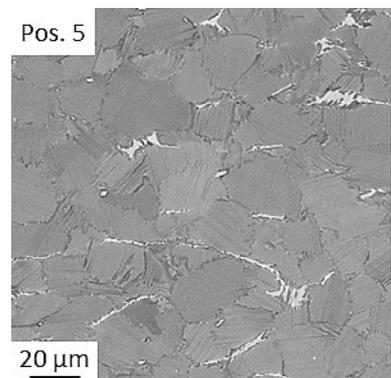
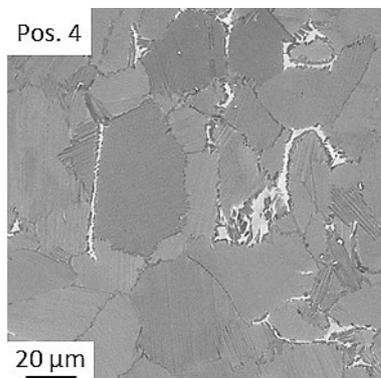
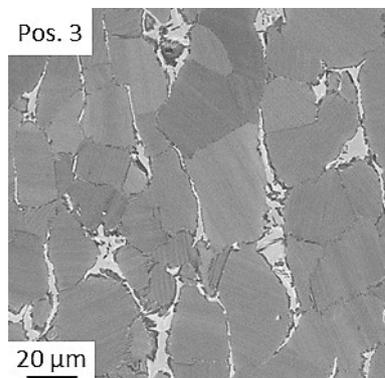
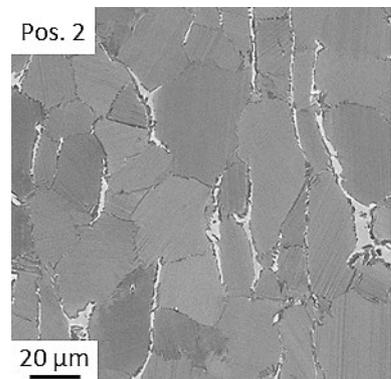
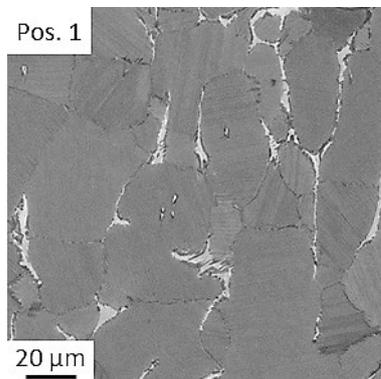
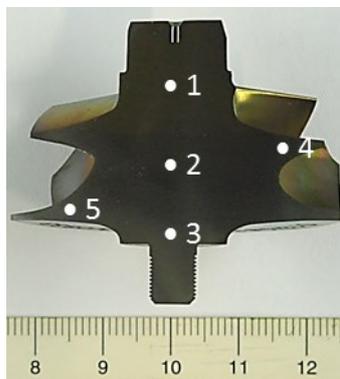
Anhang C: Gefüge der Turbinenräder

Beschichtet – TR 013-1798 (kein Testlauf am HGP)



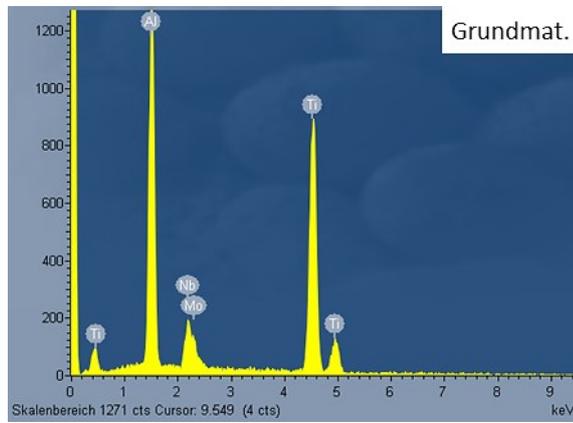
Unbeschichtet – TR 013-0832 (HGP: 865°C/10h)



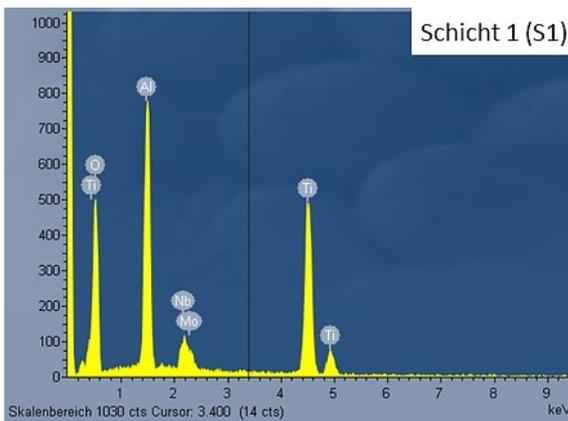
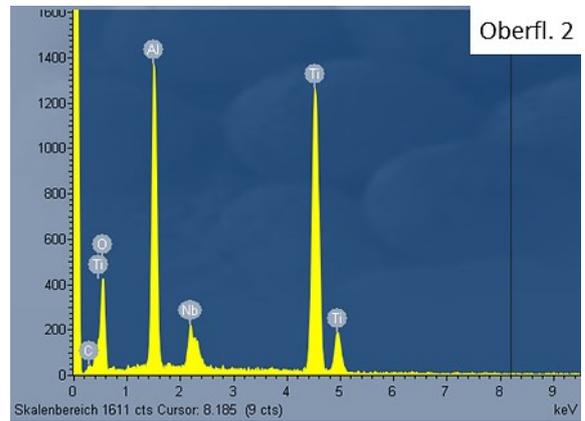
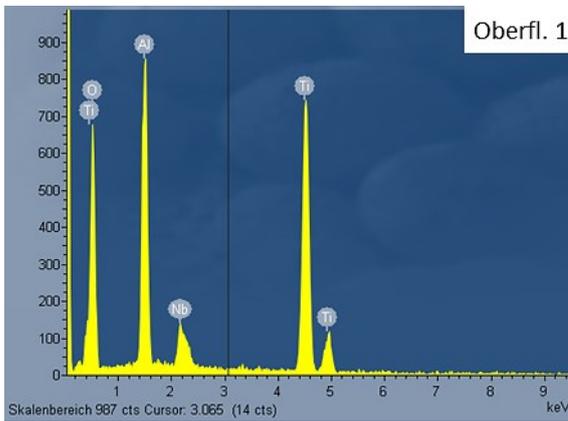
Unbeschichtet – TR 013-1797 (HGP: 950°C/100h)**Unbeschichtet – TR 013-0833 (HGP: Abbruch während des Hochlaufs, 900°C/0.5h)**

Anhang D: EDX-Analysen an Turbinenradschaufeln

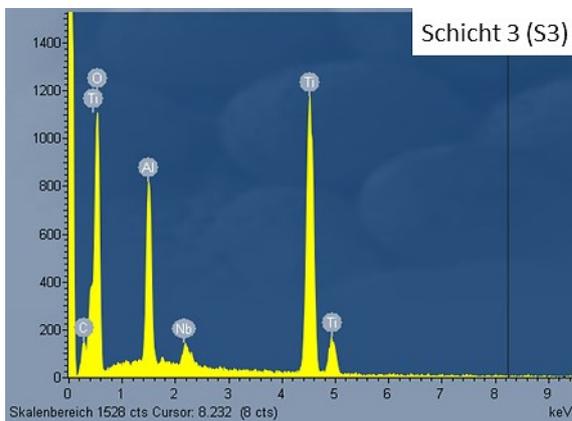
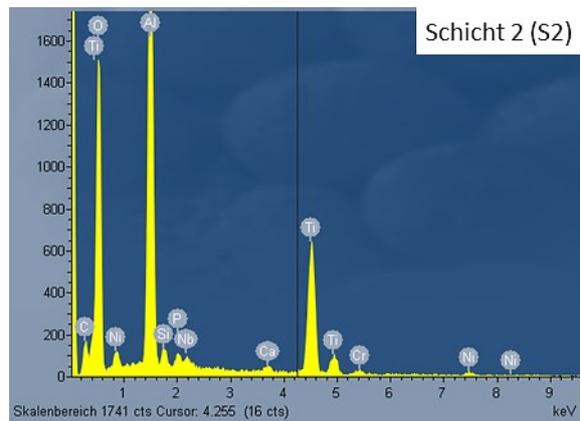
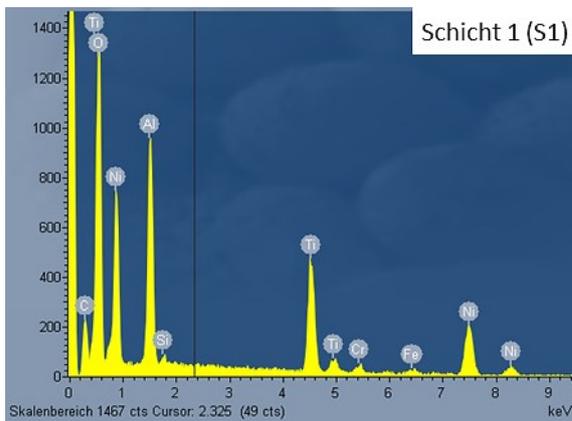
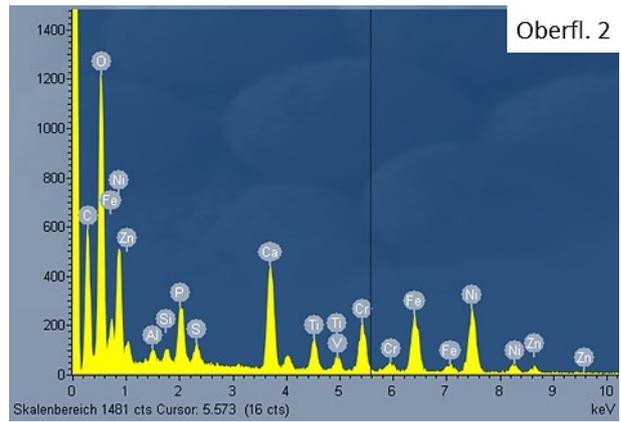
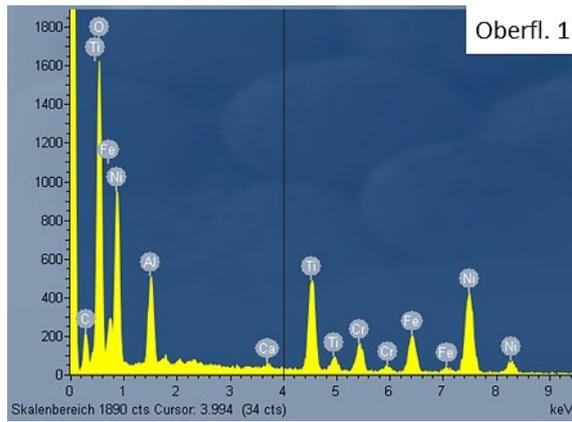
Grundmaterial – TNM+-Legierung



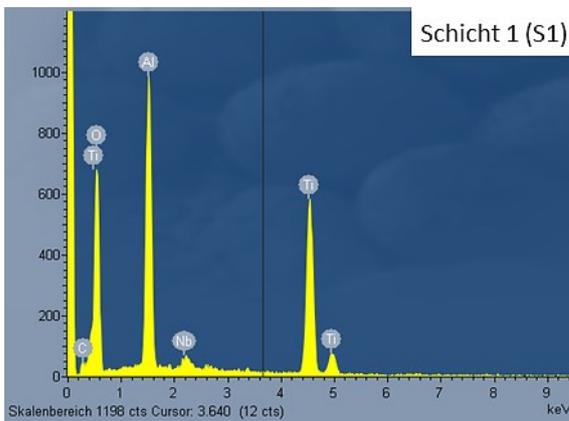
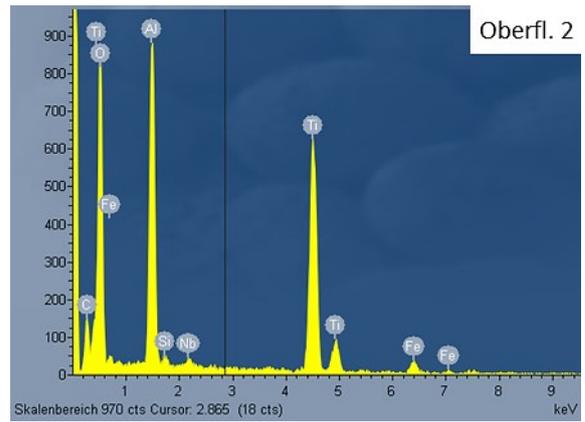
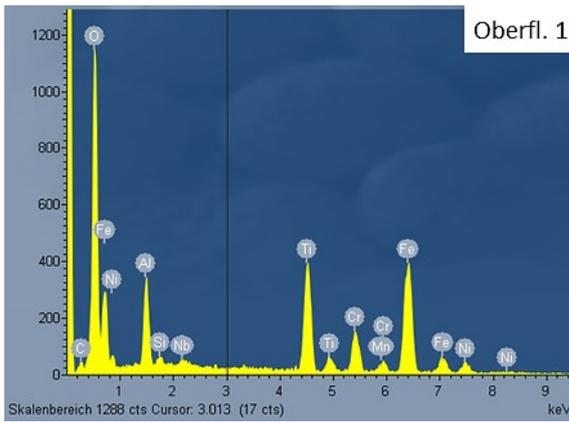
Beschichtet – TR 013-1798 (kein Testlauf am HGP)



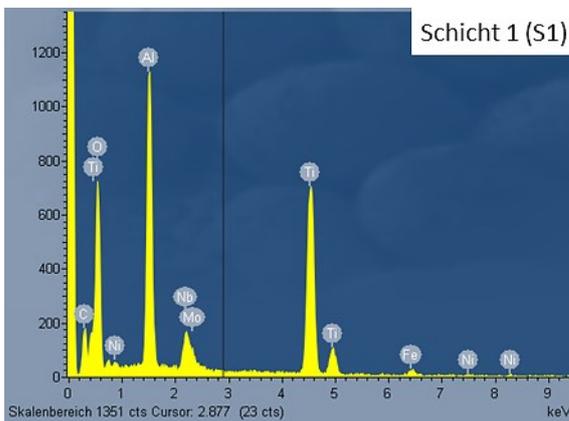
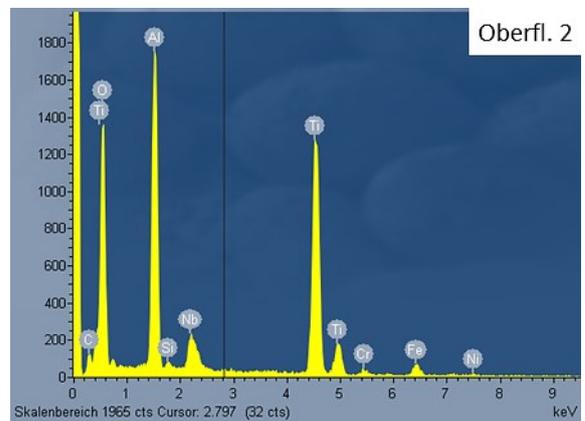
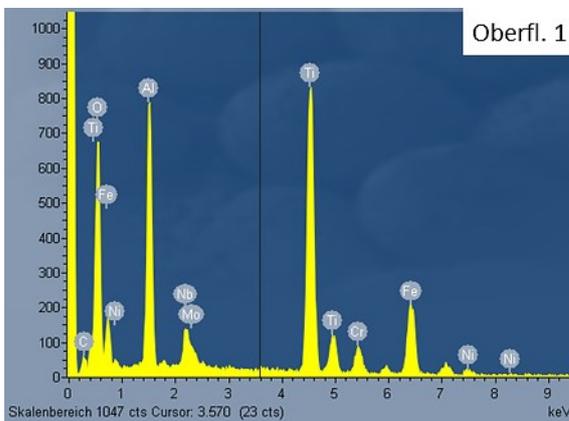
Unbeschichtet – TR 013-1797 (HGP: 950°C/100h)



Unbeschichtet – TR 013-0832 (HGP: 865°C/10h)



Unbeschichtet – TR 013-0833 (HGP: Abbruch während des Hochlaufs, 900°C/0.5h)

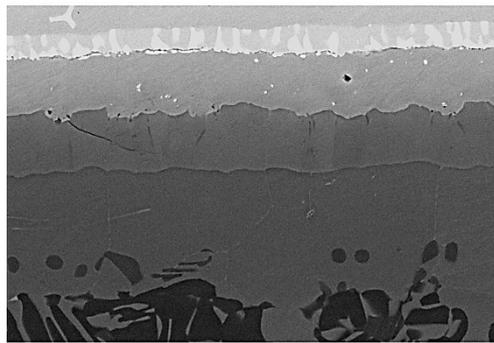


Anhang E: EDX-Analyse der Probe 03-IN718

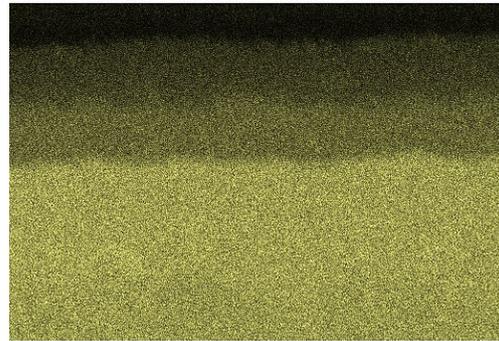
Alle Resultate in **Atom%**

Spektrum	B	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
IN718 Grundmat.		1.34	1.13	18.79	18.78	bal.	3.68	2.17
TNM Grundmat.		44.39	bal.				4.44	1.10
Spektrum 5		6.66	4.68	19.11	19.67	bal.	2.17	1.69
Spektrum 6		3.70	3.26	19.25	19.32	bal.	3.47	2.00
Spektrum 7		1.32	1.23	19.22	18.81	bal.	4.00	1.98
Spektrum 8		2.43	5.28	20.84	22.20	bal.	17.20	7.71
Spektrum 9		2.51	4.90	20.98	22.53	bal.	17.23	7.29
Spektrum 10		1.92	3.41	19.94	21.49	bal.	18.71	7.84
Spektrum 11		2.12	2.47	bal.	23.99	20.54	1.84	5.87
Spektrum 12		2.03	2.05	bal.	23.57	21.07	2.00	5.93
Spektrum 13		25.77	19.55	1.83	4.42	bal.	1.82	
Spektrum 14		24.91	18.90	1.91	4.39	bal.	1.88	
Spektrum 15		bal.	30.84	1.54	4.20	18.97	3.29	0.41
Spektrum 16		bal.	30.40	2.42	5.51	19.91	2.87	0.43
Spektrum 17	bal.	1.41	7.75		0.18	0.84	1.18	0.23
Spektrum 18		bal.	30.53	1.50	4.33	19.77	3.48	0.27
Spektrum 19		bal.	30.98	1.37	4.25	19.03	3.27	0.30
Spektrum 20		36.71	bal.	0.84	1.28	2.14	4.67	1.98
Spektrum 21		36.67	bal.	0.57	1.30	1.60	4.72	1.97
Spektrum 22		29.79	bal.	0.83	1.21	1.27	6.95	2.53
Spektrum 23		38.11	bal.	0.64	1.19	4.69	4.61	1.55
Spektrum 24		35.40	bal.	1.42	3.11	17.93	3.97	0.34
Spektrum 25			bal.	6.40	3.44	4.02	37.49	1.87
Spektrum 26		1.05	bal.	18.69	10.14	8.51	28.34	3.55
Spektrum 27		42.40	bal.				4.96	1.77
Spektrum 28		44.90	bal.				4.50	1.14

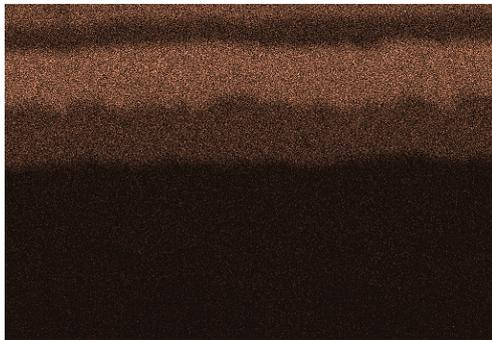
Anhang F: EDX-Mapping von der Schweißnaht der Probe 03-IN718



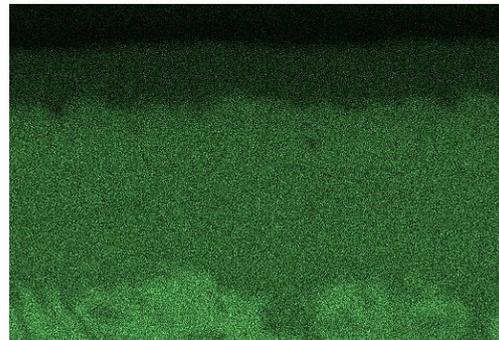
50µm Elektronenbild 1



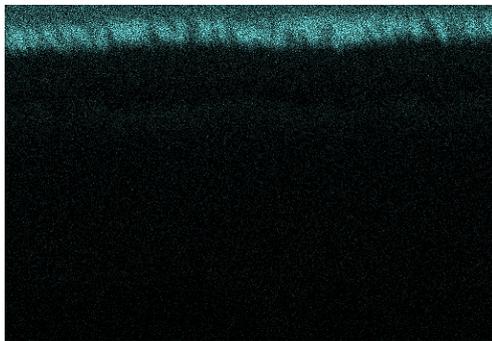
Ti Ka1



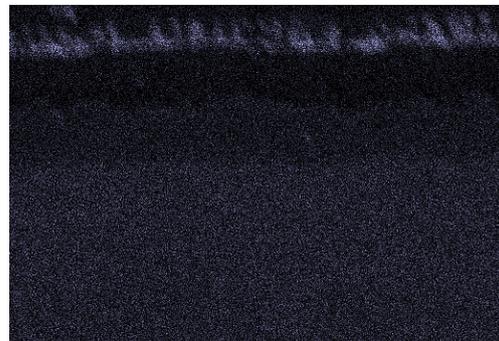
Ni Ka1



Al Ka1



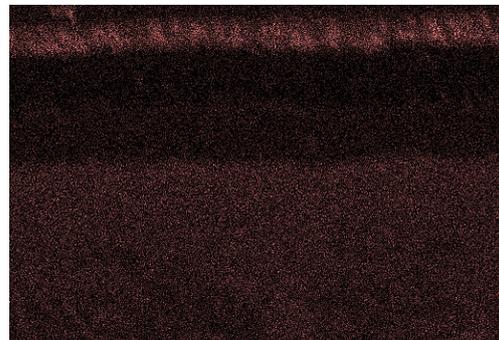
Cr Ka1



Nb La1



Fe Ka1



Mo La1

Anhang G: EDX-Analyse der Elektronenstrahlschweißung

Alle Resultate in **Atom%**

Spektrum	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	W
Spektrum 1	8.21	1.46	4.10	16.72			8.01	bal.	1.06	0.62
Spektrum 2	7.93	1.30	3.87	16.45			8.09	bal.	0.93	0.85
Spektrum 3	1.13	1.11	0.56	3.47	0.67	bal.		8.81	0.22	
Spektrum 4	1.52	0.74	0.87	4.05	0.61	bal.		10.89	0.31	
Spektrum 5	1.09	0.90	0.56	3.53	0.59	bal.		9.03		
Spektrum 6		0.74		1.35	0.82	bal.				
Spektrum 7		0.41		1.15	0.72	bal.				
Spektrum 8		0.47		0.98	0.69	bal.				
Spektrum 9		0.50		1.11	0.65	bal.				