

## Untersuchungen zum Einsatzhärten additiv gefertigter Stähle

Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades  
Doktor-Ingenieurin (Dr.-Ing.) der Fakultät für Maschinenbau  
und Schiffstechnik der Universität Rostock

*vorgelegt von Sina Jelena Mallow*  
*geboren am 30.06.1994 in Berlin*

Gutachter:

*Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler*

Universität Rostock

Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik

Lehrstuhl für Werkstofftechnik

*Prof. Dr.-Ing. habil. Rainer Fechte-Heinen*

Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien

Bremen

Abgabe: 20.02.2024, Verteidigung: 17.10.2024





„The future is already here - it's just not very evenly distributed.”

*William Ford Gibson*



## Kurzfassung

Das pulverbettbasierte Laserstrahlschmelzen (PBF-LB/M, laser-based powder bed fusion of metals) ermöglicht als additives Fertigungsverfahren die endkonturnahe Herstellung komplexer Bauteile in einem Schritt. In Kombination mit dem Einsatzhärten könnten so künftig leichtere, funktionsintegrierte Getriebebauteile hergestellt werden, die sich durch hochfeste Randschichten bei ausreichend zähem Bauteilkern auszeichnen. Die prozessbedingt neuen Ausgangszustände infolge sehr hoher Erstarrungsraten beim PBF-LB/M führen zu Fragestellungen hinsichtlich der Einsatzhärteergebnisse bei Anwendung von Standardparametern für diese Wärmebehandlung. Diesen Fragestellungen wird in der vorliegenden Arbeit durch werkstoffwissenschaftliche Untersuchungen anhand der Einsatzstähle 20MnCr5 (Werkstoffnummer 1.7147) und 17CrNi6-6 (Werkstoffnummer 1.5918) nach Verarbeitung im PBF-LB/M-Prozess nachgegangen. Diese Stähle finden eine breite Anwendung insbesondere im Maschinen- und Getriebebau. Um die Qualität der Einsatzhärteergebnisse beurteilen zu können, erfolgte ein stetiger Vergleich mit Proben aus der konventionellen schmelzmetallurgischen Fertigungskette.

Als wirtschaftlichste Variante wurde angenommen, die PBF-LB/M-Bauteile ohne Weichzerspannung in den Aufkohlungsprozess zu geben und im Anschluss daran ein Direkthärten durchzuführen. Die Kenntnis über die Prozesskette ist insofern wichtig, als dass auch die Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Prozessschritten z.B. infolge höherer Rauigkeiten nach dem PBF-LB/M-Prozess berücksichtigt werden müssen. Welche Eigenschaften für einen PBF-LB/M-Einsatzstahl in dieser Prozesskette erreichbar sind und welche Chancen und Herausforderungen bei diesen Bauteilen in einem konventionellen Einsatzhärteprozess entstehen, wird umfänglich dargestellt und diskutiert. Kohlenstoff- und Härtetiefenverläufe wurden ermittelt. Die resultierenden Gefüge in Rand und Kern wurden außerdem auf ihre Korngrößenverteilungen untersucht. Bei allen Prozessrouten wurde der Einfluss der Oberflächenrauheit infolge verschiedener Baurichtungen und spanender Oberflächenbearbeitung berücksichtigt.

Grundlegende Erkenntnisse konnten durch die in-situ-Untersuchung der Umwandlungskinetik im Werkstoff durch Dilatometerexperimente an beiden Stählen aus den unterschiedlichen Fertigungsketten beim Erwärmen und Abkühlen erlangt werden. Die mikrostrukturellen Veränderungen, Kohlenstoff- und Härtetiefenverläufe nach Durchlauf in industriellen Wärmebehandlungsanlagen wurden ermittelt. Neben überzeugenden Ergebnissen bzgl. Gefüge, Härte- und Kohlenstofftiefenverläufen führte das Einsatzhärten mit Standardparametern aufgrund des mehrstündigen Haltens bei hohen Temperaturen während der Aufkohlung zu erhöhtem und teilweise unregelmäßigem Kornwachstum.

## Abstract

Laser-based powder bed fusion of metals (PBF-LB/M) is an additive manufacturing process that enables near-net-shape production of complex components in a single step. In combination with case-hardening, lightweight and functionally integrated gear components could be produced in the future which feature high-strength surfaces combined with a tough core. However, the process-related initial microstructure resulting from very high solidification rates in PBF-LB/M can lead to case-hardening results that differ from those conventionally achieved. This was investigated using case-hardening steels 20MnCr5 (1.7147) and 17CrNi6-6 (1.5918) after manufacturing via PBF-LB/M. These steels are widely used in mechanical engineering and gear manufacturing. In order to be able to assess the quality of the case-hardening results, a continuous comparison was made with samples from the conventional production chain.

As the most economical option it was assumed to transfer the PBF-LB/M components directly into the carburising process without soft machining, and to perform direct hardening. Knowledge of the process chain is important insofar as the interactions between the different process steps must also be taken into account (e.g. surface roughness caused by PBF-LB/M). The properties that can be achieved for a case-hardened PBF-LB/M steel, and the opportunities and challenges that arise for these components in a conventional case-hardening process are presented and discussed in detail. Carbon and hardness profiles were determined. The resulting microstructures in the surface and core were also analysed for their grain size distributions. For all process routes, the influence of surface roughness due to different building directions and surface machining were observed.

Fundamental findings were obtained through in-situ investigations of transformation kinetics in the material by dilatometry on small samples of both steels from different production chains during heating and cooling. The microstructural changes, carbon and hardness profiles were determined after passing through industrial heat treatment furnaces. In addition to promising results regarding microstructure, hardness and carbon profiles, case-hardening with standard parameters led to increased and sometimes irregular grain growth because of soaking at high temperatures for several hours during carburisation.

## Inhalt

|          |                                                                   |           |
|----------|-------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>1</b> | <b>Einleitung.....</b>                                            | <b>1</b>  |
| <b>2</b> | <b>Stand der Technik.....</b>                                     | <b>5</b>  |
| 2.1      | Einsatzstähle .....                                               | 5         |
| 2.1.1    | 20MnCr5 .....                                                     | 7         |
| 2.1.2    | 17CrNi6-6.....                                                    | 8         |
| 2.2      | Einsatzhärten.....                                                | 9         |
| 2.3      | Pulverbettbasiertes Schmelzen von Metall mittels Laserstrahl..... | 17        |
| 2.4      | Einsatzhärten von PBF-LB/M-Stählen.....                           | 24        |
| <b>3</b> | <b>Werkstoffe und Methoden .....</b>                              | <b>31</b> |
| 3.1      | Einsatzstahl 20MnCr5.....                                         | 31        |
| 3.2      | Einsatzstahl 17CrNi6-6 .....                                      | 32        |
| 3.3      | Referenzwerkstoffe.....                                           | 33        |
| 3.4      | PBF-LB/M-Prozess .....                                            | 33        |
| 3.5      | Oberflächenbearbeitung .....                                      | 34        |
| 3.6      | Einsatzhärten.....                                                | 35        |
| 3.7      | Rauheitsmessung .....                                             | 37        |
| 3.8      | Dilatometrie.....                                                 | 38        |
| 3.9      | Optische Emissionsspektroskopie .....                             | 40        |
| 3.10     | Metallographie .....                                              | 41        |
| 3.11     | Röntgendiffraktometrie.....                                       | 42        |
| 3.12     | Härteprüfung.....                                                 | 42        |

---

|          |                                                                                                                     |             |
|----------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------|
| <b>4</b> | <b>Ergebnisse und Diskussion .....</b>                                                                              | <b>45</b>   |
| 4.1      | 20MnCr5: Untersuchung des Ausgangszustandes .....                                                                   | 45          |
| 4.2      | 20MnCr5: In-situ-Untersuchungen zur Umwandlungskinetik .....                                                        | 50          |
| 4.2.1    | Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Verhalten .....                                                                   | 50          |
| 4.2.2    | Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Verhalten .....                                                                         | 54          |
| 4.3      | 20MnCr5: Charakterisierung der Einsatzhärteergebnisse .....                                                         | 58          |
| 4.3.1    | Niederdruckaufgekohlter Zustand CHD 0,3 mm .....                                                                    | 58          |
| 4.3.2    | Niederdruckaufgekohlter Zustand CHD 0,8 mm .....                                                                    | 61          |
| 4.3.3    | Gasaufgekohlter Zustand CHD 0,5 mm .....                                                                            | 65          |
| 4.3.4    | Gasaufgekohlter Zustand CHD 0,8 mm .....                                                                            | 70          |
| 4.4      | 17CrNi6-6: Untersuchung des Ausgangszustandes .....                                                                 | 74          |
| 4.5      | 17CrNi6-6: In-situ-Untersuchungen zur Umwandlungskinetik .....                                                      | 76          |
| 4.5.1    | Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Verhalten .....                                                                   | 76          |
| 4.5.2    | Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Verhalten .....                                                                         | 80          |
| 4.6      | 17CrNi6-6: Charakterisierung der Einsatzhärteergebnisse .....                                                       | 84          |
| 4.6.1    | Niederdruckaufgekohlter Zustand CHD 0,3 mm .....                                                                    | 84          |
| 4.6.2    | Niederdruckaufgekohlter Zustand CHD 1,0 mm .....                                                                    | 88          |
| 4.6.3    | Gasaufgekohlter Zustand CHD 0,5 mm .....                                                                            | 91          |
| 4.6.4    | Gasaufgekohlter Zustand CHD 0,8 mm .....                                                                            | 93          |
| 4.7      | Vergleichende Darstellung der Einsatzstähle, Fertigungsketten,<br>Aufkohlungsverfahren und Einsatzhärtetiefen ..... | 97          |
| <b>5</b> | <b>Zusammenfassung .....</b>                                                                                        | <b>99</b>   |
|          | <b>Selbstständigkeitserklärung .....</b>                                                                            | <b>I</b>    |
|          | <b>Literaturverzeichnis .....</b>                                                                                   | <b>II</b>   |
|          | <b>Anhang .....</b>                                                                                                 | <b>VIII</b> |
|          | <b>Danksagung .....</b>                                                                                             | <b>XXIX</b> |



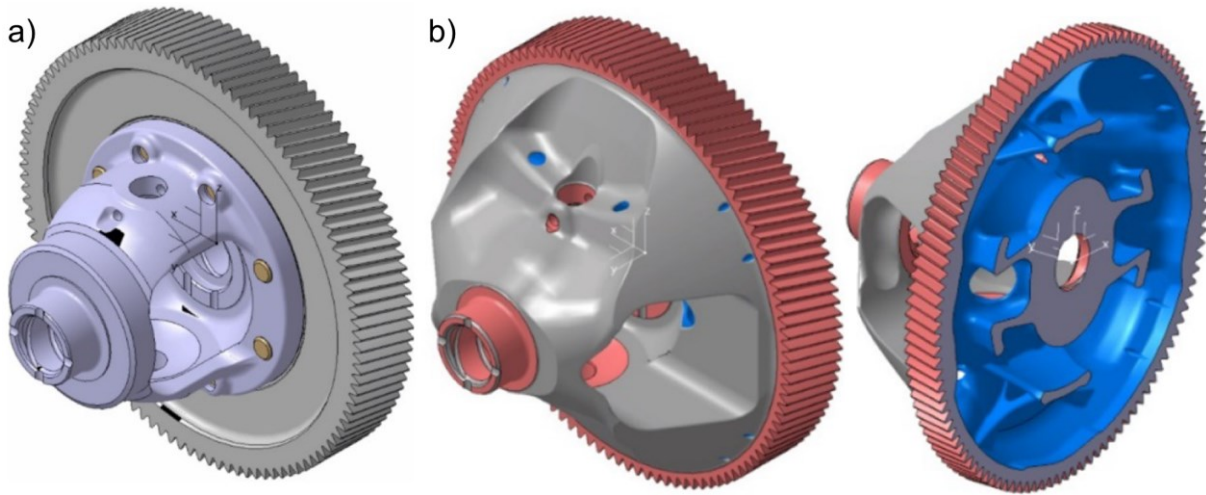
## 1 Einleitung

Mit weltweit 1.888 Millionen Tonnen Rohstahlerzeugung für das Jahr 2023 [1] ist Stahl einer der wichtigsten Werkstoffe des heutigen industrialisierten Lebens. Durch hohe Festigkeit, Zähigkeit, vergleichsweise geringe Kosten und eine breite Verfügbarkeit und Verarbeitbarkeit findet Stahl vielseitige Anwendung in allen ingenieurwissenschaftlichen Bereichen und bleibt damit gegenüber anderen Werkstoffen wettbewerbsfähig [2]. In allen diesen ingenieurwissenschaftlichen Anwendungen sorgen Themen wie Ressourcenknappheit, Mangel an Wasser und landwirtschaftlich nutzbaren Flächen, zurückgehende Artenvielfalt, Naturkatastrophen, Abfallprodukte, giftige und umweltbelastende Emissionen sowie allgegenwärtig der Klimawandel für ein stetiges Umdenken hin zu mehr Nachhaltigkeit in allen Lebensbereichen und insbesondere im technischen Bereich. Es wird nicht mehr nur die Nutzungsphase von Produkten hinsichtlich Energieverbrauch und Emissionen kritisch betrachtet. Auch die Rohstoffgewinnung, Produktherstellung, Transportwege sowie das (vorläufige) Ende des Lebenszyklus rücken zunehmend in den Fokus der Gesellschaft [3]. Gleichzeitig steigt die Nachfrage nach innovativen und flexiblen Techniklösungen für eine grüne, emissionsarme Zukunft insbesondere in den Bereichen erneuerbare Energien und Elektromobilität. Daher verwundert es nicht, dass die umsatzstärksten Sparten des deutschen Maschinenbaus aus dem Werkzeugbau und der Antriebstechnik bestehen [4]. Eine Fertigungstechnologie, die in diesem Zusammenhang Potential birgt und zunehmend an industrieller Bedeutung gewinnt, ist die additive Fertigung (AM). AM entwickelt sich als vergleichsweise junges Fertigungsverfahren seit mehr als drei Jahrzehnten und wird inzwischen nicht mehr nur für den Modell- und Prototypenbau, sondern auch zur Herstellung von Werkzeugen, (Schnitt-)Mustern und Bauteilen genutzt. Die große Designfreiheit bringt viele potenzielle Vorteile mit sich. Zum Beispiel können hoch individualisierte, funktionsoptimierte, biomimetische und/oder generative<sup>1</sup> Designbauteile ohne zusätzliche Produktionshilfsmittel oder Werkzeuge umgesetzt werden. Weiterhin können zwei Bauteile oder eine Bauteilgruppe zu einem Einzelbauteil umkon-

---

<sup>1</sup> Mit dem generativen Designansatz ist gemeint, dass mit Hilfe von Algorithmen automatisiert zahlreiche Bauteilentwürfe erzeugt werden. Diese Entwürfe basieren außerdem auf Eingaben wie Werkstoff und vorherrschende Beanspruchungsarten, sodass aus den vielen verschiedenen Bauteildesigns systematisch die am besten angepassten Versionen herausgefiltert werden können. [5]

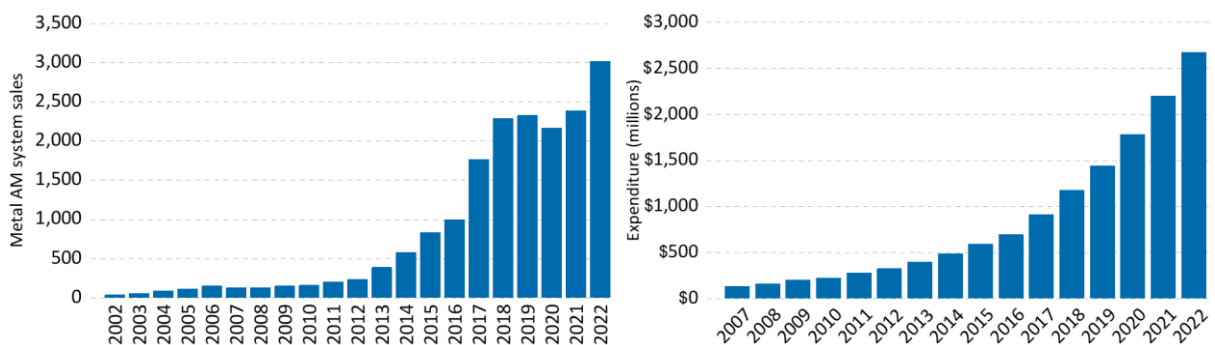
struiert werden. Dadurch verringert sich die Anzahl an Einzelbauteilen und Fertigungsprozessen, Lagerbeständen sowie im besten Fall auch der Aufwand für Montage, Instandhaltung und Qualitätskontrolle. Darüber hinaus führt die Optimierung von Strukturen und Topologie zu Material- und Gewichtsreduktion sowie zu erhöhten Steifigkeiten und Festigkeiten, die jedoch nur mit AM-Systemen kosteneffizient umgesetzt werden können. [6] Ein Beispiel, das diese Punkte sehr gut veranschaulicht, ist in Abbildung 1-1 dargestellt. In dieser Studie von Kluge et al. wurde ein Differentialgehäuse mit Stirnrad neu entworfen und zu einem Gesamtbauteil zusammengefasst, da diese Konstruktion das höchste Gewichtseinsparungspotential bot [7].



**Abbildung 1-1: a) eine konventionelle Baugruppe aus Differentialgehäuse und Stirnrad, die in b) eine Neukonstruktion umgewandelt wurde und mittels AM zu fertigen ist [7]**

Weitere Vorteile bestehen in kurzen Durchlaufzeiten vom digitalen Konstruktionsentwurf zum fertigen Bauteil, die hohe Flexibilität bei der Änderung von Bauteildesigns und die on-demand Fertigung, die eine besondere Rolle bei Ersatzteilen und kurzfristigen Reparaturen spielt. Der Aspekt der Nachhaltigkeit ist in Bezug auf AM jedoch umstritten. Am Beispiel des pulverbettbasierten Laserstrahlschmelzens von Metallen (PBF-LB/M, Abkürzung nach DIN EN ISO/ASTM 52900 [8]) zeigt sich ein hoher Ressourcenaufwand sowohl bei der Bereitstellung der Ausgangsmaterialien als Pulver als auch während des AM-Prozesses. Erst die Betrachtung des gesamten Bauteillebenszyklus wird zeigen, ob sich der erhöhte Ressourcenaufwand in der Bauteilherstellung mit einem komplexen Design in der Nutzungsphase auszahlt und Ressourceneinsparungen erzielt werden können. Abbildung 1-2 zeigt die steigende Nachfrage an metallischen Werkstoffen im AM-Bereich. Mit einem Anteil von rund 18 % am Gesamtmaterialumsatz (Stand 2022) besitzen Metalle also eine bedeutende Marktposition in der additiven Fertigung. [6] Wichtig zu verstehen dabei ist, dass AM-Technologien nicht die konventionellen Fertigungsverfahren verdrängen werden. Große Bauteilstückzahlen werden auch in Zukunft vor dem Hintergrund der Nachhaltigkeit konventionell gefertigt werden. Ein konventionelles Bauteil einfach durch ein AM-Teil gleichen Designs zu ersetzen, ist zu vermeiden und führt lediglich zu höheren Kosten bei längeren Fertigungszeiten. AM stellt

vielmehr eine ergänzende Möglichkeit dar, den Wert eines Produkts zu steigern, wenn es um kleine Fertigungsserien bis Einzelanfertigungen geht. So führt beispielsweise eine gesteigerte geometrische Komplexität des AM-Bauteils nicht automatisch zu höheren Produktionskosten, wie es bei der konventionellen Fertigung der Fall wäre. Wenn die geometrische Komplexität zu einer Materialreduktion führt, sinken die Stückkosten im AM-Prozess. Denn jeder überschüssige Materialeinsatz bedeutet den Anstieg der Prozesszeit und somit der Kosten. Entscheidend ist dabei die Berücksichtigung des Design for Additive Manufacturing (DfAM), welches durch einen optimalen Materialeinsatz eine Massereduktion von 30 bis 90 % im Vergleich zu einem entsprechenden Bauteil aus Vollmaterial generieren kann. [6]



**Abbildung 1-2: Globale Entwicklung der Anzahl von AM-Systemen zur Verarbeitung von Metallen (links) sowie der Ausgaben für die Endfertigung von AM-Komponenten (rechts) in Anlehnung an [6]**

Die Mikrostrukturen und Eigenschaften metallischer Bauteile unterscheiden sich jedoch deutlich zwischen der konventionellen oder additiven Fertigungsweise (siehe hierzu z.B. [9]). Bei Betrachtung des pulverbettbasierten Laserstrahlschmelzens (PBF-LB/M) zeigt sich ein sehr feinkörniges und im Hinblick auf hohe Abkühlraten charakteristisches Ungleichgewichtsgefüge [10]. Die Hauptparameter Laserstrahlleistung, Scangeschwindigkeit, Spurbabstand und Schichtdicke bestimmen den Energieeintrag ( $\text{J}/\text{mm}^3$ ) in das pulverförmige Ausgangsmaterial und sind ausschlaggebend für die Gefügeausbildung [11] und auftretenden Eigenspannungen [7] im erstarrten Werkstoff. Darüber hinaus tragen auch die Bauteilorientierung, damit einhergehender Support, wechselnde Parametersätze in Abhängigkeit von Bauteilkontur oder -innenbereich und die Auslastung der Bauplattform zur Werkstoffqualität bei [6]. Alle diese Faktoren beeinflussen die mechanischen Bauteileigenschaften maßgeblich. Parameterkombinationen zum Erzeugen eines dichten Bauteils (mindestens 99,5 % relative Dichte) können je nach Werkstoff variieren. Es ist möglich, denselben Werkstoff in einem Spektrum von einem geringen bis zu einem hohen Energieeintrag zu verarbeiten [12]. Gefüge, Bauteileigenschaften, Oberflächengüte aber auch die Fertigungszeit sind davon abhängig (siehe beispielsweise [13]). Im industriellen Fertigungsumfeld werden effiziente Parametersätze mit hohen Aufbauraten bei guter Bauteilqualität bevorzugt.

Zur Ausschöpfung des Werkstoffpotentials und zum Einstellen einsatzgerechter, reproduzierbarer Eigenschaften ist es üblich, metallische Bauteile im Laufe der Prozesskette thermisch oder thermochemisch zu



behandeln [14]. Das Einsatzhärten von Stählen beispielsweise ist ein weit verbreitetes Verfahren zur Einstellung hochfester Werkstoffzustände in den Randschichten von hochbeanspruchten Bauteilen. Es gehört zu den thermochemischen Verfahren, wobei niedrig kohlenstoffhaltige Stähle in der Randschicht aufgekocht und anschließend gehärtet werden. So entsteht eine hochfeste, verschleißbeständige Bauteilrandschicht in Kombination mit einem duktilen Bauteilkern [15]. Das Ergebnis der Wärmebehandlung am Bauteil wird wesentlich durch den Werkstoffausgangszustand beeinflusst. In diesem Zusammenhang können die besonderen Ausgangsgefüge additiv gefertigter Werkstoffe die Entwicklung spezifischer Wärmebehandlungsparameter erfordern (siehe beispielsweise [10]). Das Einsatzhärten additiv gefertigter Stahlbauteile würde die Vorteile beider Verfahren kombinieren: die hohe Designfreiheit und Flexibilität der additiven Fertigung mit den guten Eigenschaften einsatzgehärteter Stähle. Eine entsprechende potentielle Prozesskette ist nachfolgend im direkten Vergleich zu einer typischen konventionellen Prozesskette dargestellt.



**Abbildung 1-3: Additive und konventionelle Fertigungskette im Vergleich**

Die Verarbeitung von Einsatzstählen im PBF-LB/M-Prozess ist bisher nur wenig verbreitet. Der Fokus der wenigen Untersuchungen lag zumeist auf dem PBF-LB/M-Prozess. Die Charakterisierung der Einsatzhärteergebnisse unter Berücksichtigung der Wärmebehandlungsparameter wurde, wenn überhaupt, nur knapp dokumentiert. Wenn in Zukunft jedoch PBF-LB/M-Bauteile tatsächlich einsatzgehärtet werden sollen, werden vertiefte wissenschaftliche Erkenntnisse darüber benötigt, was entlang der Prozesskette im Werkstoff passiert und welche Einsatzhärteergebnisse unter gegebenen Parametern (sowohl bezogen auf das PBF-LB/M als auch das Einsatzhärten) erwartbar sind. Denn nur die exakte Beherrschung der Werkstoffstrukturen und Eigenschaften führt zu reproduzierbaren, verlässlichen Werkstoffkennwerten für die sichere Bauteilauslegung in der industriellen Praxis. Die vorliegende Arbeit geht einen ersten Schritt in diese Richtung und enthält eine umfassende Darstellung und Diskussion zahlreicher Einsatzhärteergebnisse der Werkstoffe 20MnCr5 (Werkstoffnummer 1.7147) und 17CrNi6-6 (Werkstoffnummer 1.5919), die mittels PBF-LB/M verarbeitet wurden. Diese Einsatzstähle finden eine breite Anwendung insbesondere im Maschinen- und Getriebebau. Das Einsatzhärten wurde zunächst mit Standardparametern durchgeführt. Um die Qualität der Einsatzhärteergebnisse beurteilen zu können, erfolgte ein stetiger Vergleich mit Proben aus der konventionellen Fertigungskette. Für die Industrie verbleibt eine sorgfältige Prüfung, für welche Bauteile sich die Kombination dieser zwei energieintensiven Prozesse (PBF-LB/M und Einsatzhärten) vorteilhaft eignet, insbesondere vor dem Hintergrund des zunehmend achtsameren Umgangs mit den endlichen Ressourcen dieser Welt.

## 2 Stand der Technik

### 2.1 Einsatzstähle

In erster Linie werden die in DIN EN ISO 683-3 [16] genannten unlegierten und niedriglegierten Einsatzstähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,07 - 0,28 Ma.-% industriell verarbeitet. Zum Einsatzhärten vorgesehene Stahlhalbzeuge besitzen im Anlieferungszustand typischerweise einen für die Weichbearbeitung vorteilhaften weichen Gefügestand. Darüber hinaus können auch einsatzhärzbare Werkzeug- und Wälzlagerstähle, Stähle zum Kaltstauchen und Kaltfließpressen sowie Automateinsatzstähle behandelt werden [17]. Nach der Kohlenstoffanreicherung der Bauteilrandschichten ergibt sich ein Kohlenstoffprofil und nach dem Härten ein entsprechendes Härteprofil. Somit liegt ein gradiertes Werkstoffgefüge mit einem kontinuierlichen Übergang vom Randbereich, der typischerweise auf einen Kohlenstoffgehalt von 0,6 - 1,0 Ma.-% aufgekühlt wird, zum Kern vor. Während das Gefüge im Randbereich überwiegend aus Martensit und teilweise Restaustenit besteht, kann das Kerngefüge je nach Einsatzstahl und Bauteilmaßen aus Martensit, Bainit, Perlit und Ferrit bestehen. [18] Ein grundlegendes Unterscheidungsmerkmal der Einsatzstähle besteht in ihrer Härbarkeit. So werden Einsatzstähle mit niedriger, mittlerer und hoher Härbarkeit unterschieden (siehe Abbildung 2-1).

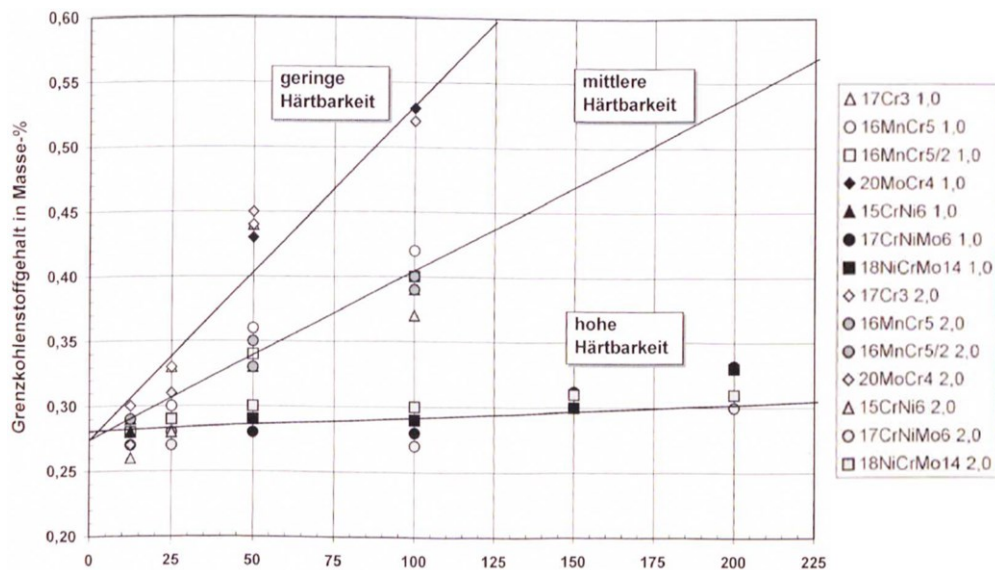
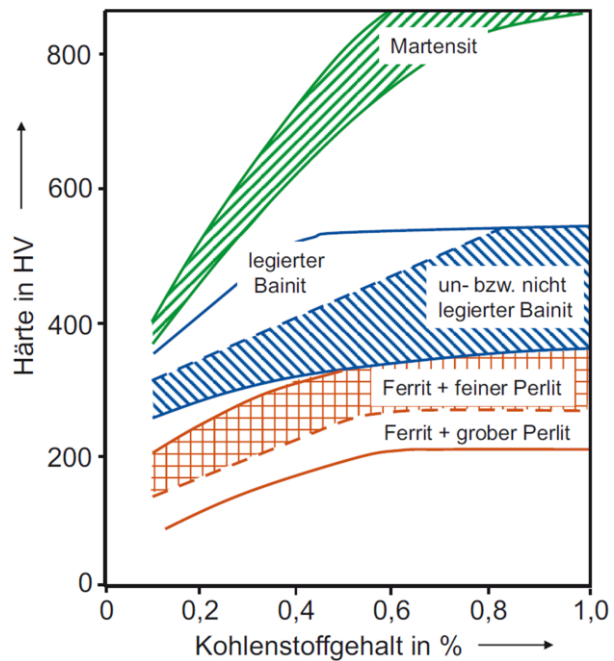


Abbildung 2-1: Regressionskurven des Grenzkohlenstoffgehaltes in Abhängigkeit des Rundprobendurchmessers legierter und unlegierter Einsatzstähle, damit in einem definierten Randabstand eine Härte von 550 HV erreicht wird [19]

Abbildung 2-1 besagt, dass verschiedene Grenzkohlenstoffgehalte in Abhängigkeit der Werkstoffhärte und Bauteilabmessung angesetzt werden müssen, damit in einem definierten Randabstand eine Härte von 550 HV erreicht wird (siehe Einsatzhärtetiefe in Kapitel 2.2). Bei einem Bauteildurchmesser von 100 mm aus 18NiCrMo14 beispielsweise reichen etwa 0,27 Ma.-% Kohlenstoff in einem definierten Randabstand aus, um in dieser Randschicht eine Härte von 550 HV zu erreichen. Ein baugleiches Teil aus 20MoCr4 dagegen würde für das gleiche Ergebnis einen Kohlenstoffgehalt von etwa 0,53 Ma.-% benötigen. Die Härtewerte lassen in Kombination mit einem bekannten Kohlenstoffgehalt Rückschlüsse auf vorliegende Gefüge zu.



**Abbildung 2-2: Härteverlaufskurven in Abhängigkeit des C-Gehalts unlegierter Stähle nach Parish 1985 [14]**

In Abbildung 2-2 sind entsprechende Bereiche, in denen Härteverlaufskurven und Gefüge korreliert wurden, für unlegierte Stähle dargestellt. So können im Kern und Rand die vorliegenden Gefüge in erster Näherung bestimmt werden.

Der Begriff der Härte eines Werkstoffes setzt sich aus der Auf- und Einhärte zusammen. Die **Aufhärte** wird durch den Kohlenstoffgehalt bestimmt und beeinflusst die maximal erreichbare Werkstoffhärte. Die **Einhärte** dagegen wird von den weiteren Legierungselementen determiniert und beschreibt den Härteverlauf über den Bauteilquerschnitt. Für einsatzgehärtete Bauteile ist zu beachten, dass die Härte des Grundwerkstoffes und die Härte des mit Kohlenstoff angereicherten Randbereichs differenziert betrachtet werden muss. [14,20] Entsprechende Härteverlaufskurven mit ihren Streubändern verschiedener Einsatzstähle, aufgenommen anhand von Stirnabschreckproben, können DIN EN ISO 683-3 [16] entnommen werden. Gesteigert wird die Einhärte insbesondere von den Legierungselementen Chrom, Mangan, Molybdän und besonders stark durch Nickel [17,18,21]. Grund dafür ist die Herabsetzung der Diffusionsfähigkeit des Kohlenstoffs, wodurch der austenitische Zustand stabilisiert wird - es entsteht mit steigendem Legierungsgehalt eine steigende Umwandlungsträgheit. Die Umwandlungen werden zu längeren Zeiten und zu tieferen Temperaturen verschoben. [17]

Beim Aufkohlen besitzen das Bauteil und das umgebende Aufkohlungsmedium unterschiedliche Konzentrationen von wirksamem Kohlenstoff, auch **Kohlenstoffaktivität** genannt. Das Bestreben, diesen Aktivitätsunterschied auszugleichen, dient als Antrieb für die Kohlenstoffdiffusion. Legierungselemente

verändern die Kohlenstoffaktivität des Grundwerkstoffes Eisen. Beispielsweise durch die Legierung mit Silizium, Nickel, Bor, Stickstoff oder Kobalt wird eine Erhöhung der Kohlenstoffaktivität bewirkt. Das bedeutet, bei gleicher Kohlenstoffaktivität des Aufkohlungsmediums erreicht der legierte Werkstoff im Moment des Gleichgewichtszustandes gegenüber Reineisen eine geringere Kohlenstoffkonzentration. Die Legierungselemente Chrom, Mangan, Molybdän, Wolfram, Titan und Vanadium wirken dazu entgegengesetzt. [22] Im Allgemeinen senken Carbiddbildner die Kohlenstoffaktivität [14].

Die Entstehung von **Carbiden** kann sowohl als Vorteil wie auch als Nachteil angesehen werden. Insbesondere Chrom und Molybdän werden als wichtige Carbiddbildner der Einsatzstähle beschrieben, die die Verschleißbeständigkeit der Randschicht erhöhen können. Gleichsam verringern Carbide die Zähigkeit des Werkstoffs und können in Form von Korngrenzencarbiden versprödet wirken. [17,18,22] Nitride sowie Carbide gehören zu den thermisch beständigen Phasen im Austenit, die lokale Hindernisse für die Bewegung von Korngrenzen darstellen und somit das Kornwachstum begrenzen können [23]. Aluminium wird aus wirtschaftlichen und technologischen Gründen bevorzugt eingesetzt, aber auch Titan, Niob, Vanadium und Molybdän sind für ihre kornwachstumshemmende Wirkung durch Nitrid- oder Carbiddbildung bekannt [17]. Vorteilhaft für die Bildung von **Aluminiumnitriden** ist die Kombination aus einem Stickstoffgehalt  $0,01 \text{ Ma.-%} \leq N \leq 0,02 \text{ Ma.-%}$  und einem Aluminiumgehalt  $0,025 \text{ Ma.-%} \leq Al \leq 0,05 \text{ Ma.-%}$  [24]. Diese Angaben variieren in der Literatur geringfügig.

### 2.1.1 20MnCr5

Der Mangan-Chrom-legierte Stahl 20MnCr5 mit der Werkstoffnummer 1.7147 gehört zu den niedriglegierten Einsatzstählen und wird für Steuerungs- und Getriebeteile sowie weitere verschleißbeanspruchte Teile des Maschinenbaus, beispielsweise Kolbenbolzen, Spindeln, Nockenwellen usw., empfohlen. [25,26] Die chemische Zusammensetzung nach Norm ist nachfolgender Tabelle 2-1 zu entnehmen.

**Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung des 20MnCr5 nach DIN EN ISO 683-3 [16], alle Angaben in Ma.-%**

| <b>C</b>    | <b>Si</b> | <b>Mn</b>   | <b>P</b> | <b>S</b> | <b>Cr</b>   | <b>Cu</b> |
|-------------|-----------|-------------|----------|----------|-------------|-----------|
| 0,17 - 0,22 | 0,40      | 1,10 - 1,40 | 0,025    | 0,035    | 1,00 - 1,30 | 0,40      |

Laut Abbildung 2-1 gehört der 20MnCr5 zu den Einsatzstählen mittlerer Härtebarkeit. Der empfohlene maximale C-Gehalt für restaustenitarme Randschichtgefüge liegt bei 0,70 Ma.-%. (Derjenige des ähnlichen 16MnCr5 beträgt 0,72 Ma.-%.) [27] Nach DIN EN ISO 683-3 umfasst der Temperaturbereich zur Aufkohlung 880 - 980 °C. Für einen direkt angeschlossenen Härtvorgang wird eine Härtetemperatur von 820 - 860 °C empfohlen. Die Anlasstemperaturen liegen bei 150 - 200 °C. Bei Betrachtung der ZTU-Diagramme einer sehr ähnlichen Legierung 16MnCr5 im nicht aufgekohlten Zustand wird eine mittlere Abkühlgeschwindigkeit von rund 100 K/s benötigt, um ein vollständig martensitisches Gefüge herzustellen

(siehe [28], S.90). Nach der Aufkohlung auf einen Randkohlenstoffgehalt von 0,9 Ma.-% erfolgt die martensitische Umwandlung schon bei einer mittleren Kühlrate von etwa 18 K/s, wobei jedoch auch Restaustenit zum Gefügebestandteil wird (siehe ebenfalls [28], S.90).

Die Hauptlegierungselemente sind Mangan und Chrom. Wie oben bereits beschrieben, fördern beide die Einhärtbarkeit, da sie die kritische Abkühlgeschwindigkeit herabsetzen. Chrom ist ein Carbiddbildner und kann hierdurch sowohl zu einer Erhöhung der Verschleißbeständigkeit als auch zu einer Verringerung der Zähigkeit führen. Außerdem kann Chrom zur Restaustenitbildung beitragen. Mangan dagegen sorgt für eine Steigerung der Kernfestigkeit. [17] Die Zugabe von Schwefel (max. 0,05 Ma.-%) sorgt darüber hinaus für eine bessere Zerspanbarkeit [29]. Laut Herstellerangaben ist der 20MnCr5 üblicherweise schweißgeeignet [25]. Die Berechnung des Kohlenstoffäquivalents nach Gleichung 2.3 (siehe Abschnitt 2.3) ergibt unter Berücksichtigung der höchsten Legierungsgehalte nach Norm jedoch einen Wert von 0,74 %. D.h. die Schmelzschweißneigung wird durch die Legierungselemente (im Vergleich zu einem unlegierten Stahl) deutlich gemindert, sodass ein Vorwärmen auf 200 bis 350 °C vor einem Schweißprozess geschehen sollte.

### 2.1.2 17CrNi6-6

Der Chrom-Nickel-legierte Stahl 17CrNi6-6 mit der Werkstoffnummer 1.5919 gehört ebenfalls zu den niedriglegierten Einsatzstählen und wird für den Automobil- und Getriebebau eingesetzt, wie beispielsweise für Antriebskegelräder, Wellen, Bolzen, Teller- und Zahnräder. [30,31] Die chemische Zusammensetzung nach Norm ist Tabelle 2-2 zu entnehmen.

**Tabelle 2-2: Chemische Zusammensetzung des 17CrNi6-6 nach DIN EN ISO 683-3 [16], alle Angaben in Ma.-%**

| C           | Si   | Mn          | P     | S     | Cr          | Ni          | Cu   |
|-------------|------|-------------|-------|-------|-------------|-------------|------|
| 0,14 - 0,20 | 0,40 | 0,50 - 0,90 | 0,025 | 0,035 | 1,40 - 1,70 | 1,40 - 1,70 | 0,40 |

Laut Abbildung 2-1 gehört auch der 17CrNi6-6 zu den Einsatzstählen mittlerer Härtbarkeit und ist dem 20MnCr5 geringfügig voraus. Der empfohlene maximale C-Gehalt für restaustenitarmer Randschichtgefüge ist in der Norm nicht angegeben. Allerdings liegt er für den sehr ähnlichen 15CrNi6 bei 0,65 Ma.-%. [27] Die Temperaturrichtwerte für Aufkohlung, Direkthärten und Anlassen nach DIN EN ISO 683-3 sind identisch mit denen des 20MnCr5. Bei Betrachtung der ZTU-Diagramme einer ähnlichen Legierung 15CrNi6 liegt die kritische Abkühlgeschwindigkeit bei etwa 140 K/s (siehe [32], Tafel II-122 E). Ein ebenfalls ähnlicher 18CrNi8 im nicht aufgekohlten Zustand dagegen bedarf einer kritischen Abkühlgeschwindigkeit von rund 10 K/s, um ein martensitisches Gefüge mit Carbiden herzustellen (siehe [28], S.147). Nach der Aufkohlung auf einen Randkohlenstoffgehalt von 0,9 Ma.-% erfolgt die martensitische Umwandlung schon bei einer Kühlrate von etwa 6 K/s, wobei etwa 15 % Restaustenit entstehen (siehe ebenfalls

[28], S.149). Knapp eine Größenordnung liegt zwischen den kritischen Abkühlgeschwindigkeiten von 15CrNi6 und 18CrNi8, was den erheblichen Einfluss auf die Umwandlungsträgheit durch die Legierungselemente Nickel und Chrom verdeutlicht.

Die Hauptlegierungselemente sind Chrom und Nickel. Auch Nickel fördert die Einhärtbarkeit des Werkstoffs. Weiterhin erhöht es die Zähigkeit, indem die Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit zu niedrigeren Temperaturen verschoben wird. Außerdem verstärkt Nickel die Restaustenitbildung. [17] Laut Herstellerangaben ist der 17CrNi6-6 in der Regel schweißgeeignet [30]. Die Berechnung des Kohlenstoffäquivalents nach Gleichung 2.3 (siehe Abschnitt 2.3) ergibt unter Berücksichtigung der höchsten Legierungsgehalte nach Norm einen Wert von 0,83 %. D.h. die Schweißeignung ist noch geringer als die des 20MnCr5.

## 2.2 Einsatzhärten

Grund für das Einsatzhärten ist, Stahlbauteile mit hochfesten und verschleißbeständigen Randschichten zu versehen, wobei der Bauteilkern duktil bleibt. Typische Härtewerte dieser einsatzgehärteten Randschichten liegen bei etwa 600 bis 800 HV. Außerdem werden mit diesem Verfahren Druckeigenspannungen in der Randschicht induziert, die die Rissinitiation und -ausbreitung bei Bauteilen unter dynamischer Beanspruchung erschweren. [14,17] Das Einsatzhärten nach DIN 17022-3 [27] setzt sich aus den Teilschritten Aufkohlen, Härten und Anlassen zusammen. Während des Aufkohlens wird die Randschicht des austenitisierten Werkstücks mit Kohlenstoff angereichert, sodass sich ein charakteristisches Tiefenprofil ergibt (siehe Abbildung 2-3a). Es erfolgt der Übergang des Kohlenstoffs an der Grenzfläche von einem Aufkohlungsmittel in den Werkstoff, von wo der Kohlenstoff im Werkstoff dann Richtung Kern diffundiert. [14,18]

Sowohl das Aufkohlen als auch das Abschrecken kann in unterschiedlichen Medien erfolgen. Typische Aufkohlungsmethoden sind Granulate/Pulver, Salzschmelzen und Gase [27]. Am weitesten verbreitet ist das Aufkohlen in einer Gasatmosphäre, wobei zwischen dem klassischen Gasaufkohlen unter Atmosphärendruck und dem Niederdruckaufkohlen unterschieden werden muss [14]. Typische gasförmige Kohlungsmittel sind kurzkettige Kohlenwasserstoffe wie u.a. Methan, Propan und Acetylen. Ziel ist die Entstehung von Kohlenmonoxid CO im atmosphärischen Prozess, welches an der Werkstoffoberfläche adsorbiert und in Sauerstoff bzw. atomaren Kohlenstoff dissoziiert. Während der Kohlenstoff ins Gefüge diffundiert, reagiert der Sauerstoff zu CO<sub>2</sub> bzw. Wasserdampf. Beim Niederdruckaufkohlen wird unter Direktbegasung gearbeitet, wobei ein deutlich höherer Kohlenstoffübergang vorherrscht. [18]

Der quasistatische Übergang des Kohlenstoffs in den Werkstoff entspricht dem Massestrom pro Flächeneinheit  $\dot{m}$  in g/(m<sup>2</sup> h) und wird mit Hilfe des ersten Fick'schen Gesetzes beschrieben (siehe z.B. [14]),

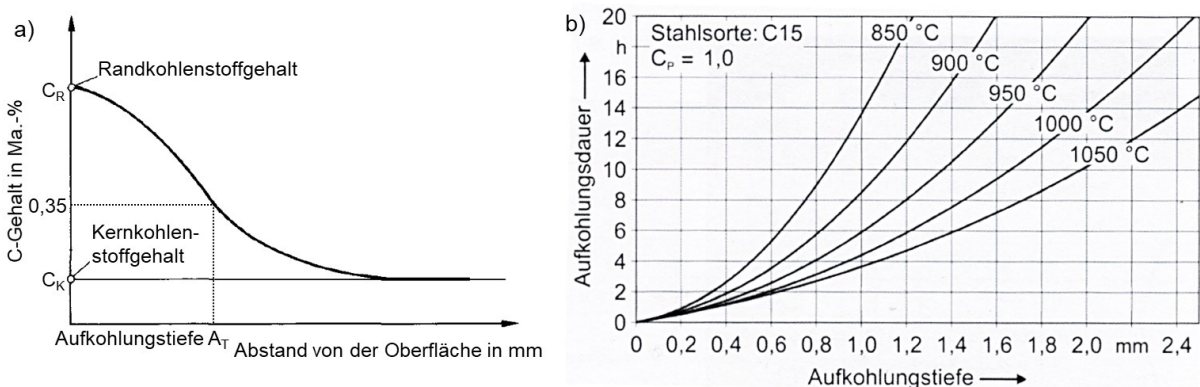
wobei  $D$  dem Diffusionskoeffizienten,  $C$  der Konzentration und  $x$  dem Abstand von der Oberfläche entsprechen:

$$\dot{m} = -D \frac{\partial C}{\partial x} \quad 2.1.$$

Die instationäre Kohlenstoffdiffusion (im Stahl) wird durch das zweite Fick'sche Gesetz beschrieben und wird maßgeblich durch das Gefälle der Kohlenstoffkonzentrationen, durch den Diffusionskoeffizienten, die Temperatur sowie die Kohlenstoffaktivitäten von C-Spender und Stahl bestimmt (siehe z.B. [14]):

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad 2.2.$$

Diese Differenzialgleichung (vereinfacht eindimensional) beschreibt die örtliche und zeitliche Variabilität der Kohlenstoffkonzentration  $C$ , wobei  $x$  dem Oberflächenabstand entspricht. Das Kohlenstofftiefenprofil ist durch die Aufkohlungstiefe, den Rand- und den Kernkohlenstoffgehalt gekennzeichnet. Die Aufkohlungstiefe wird typischerweise für einen Grenzkohlenstoffgehalt von 0,35 Ma.-% bestimmt. Aus der Lösung von Gleichung 2.2 ergibt sich für die  $n$ -fache Aufkohlungstiefe die  $n^2$ -fache Aufkohlungsdauer. Abbildung 2-3b veranschaulicht diesen Zusammenhang in Abhängigkeit unterschiedlicher Temperaturen. Durch höhere Temperaturen wird der Diffusionskoeffizient des Kohlenstoffs erhöht und somit dessen Massenstrom verstärkt. Daraus resultiert entweder eine verkürzte Aufkohlungsdauer oder bei gleichbleibender Prozessdauer eine erhöhte Aufkohlungstiefe. Jedoch muss bei höheren Temperaturen berücksichtigt werden, dass Kornwachstum begünstigt wird. Weiterhin muss beachtet werden, dass die Aufkohlungstiefe insbesondere bei gekrümmten Bauteiloberflächen durch das Oberflächen-Volumen-Verhältnis mitbestimmt wird. Eine konvexe Bauteilkontur präsentiert eine dem eingeschlossenen Volumen gegenüber große Fläche zum Eindiffundieren des Kohlenstoffs, sodass eine höhere Aufkohlungstiefe erreicht wird als bei einer konkaven Kontur [33].



**Abbildung 2-3: a) Schematische Darstellung eines Kohlenstoffprofils aus DIN 17022-3 [27], b) Zusammenhang von Aufkohlungsdauer, -temperatur und -tiefe eines unlegierten Stahls C15 [22]**

Nach dem Aufkohlen folgt das Härten in Form des Direkthärtens, Einfachhärtens, des Härten nach isothermischer Umwandlung oder des Doppelhärtens (siehe Abbildung 2-4a). Zu berücksichtigen ist, ob dabei ein Kernhärten oder Randhärten vorgenommen werden soll. Das **Kernhärten** bedeutet, dass auch im nicht aufgekohlten Kernbereich nach dem Härten möglichst hohe Festigkeiten durch ein martensitisch umgewandeltes Gefüge entstehen. Das **Randhärten** dagegen konzentriert sich auf die martensitische Umwandlung im Randbereich, während der Kern nur unvollkommen oder auch gar nicht martensitisch umgewandelt wird. D.h. beim Kernhärten werden höhere Härtetemperaturen gewählt, damit auch der Kernbereich vollständig austenitisiert ist. [22]

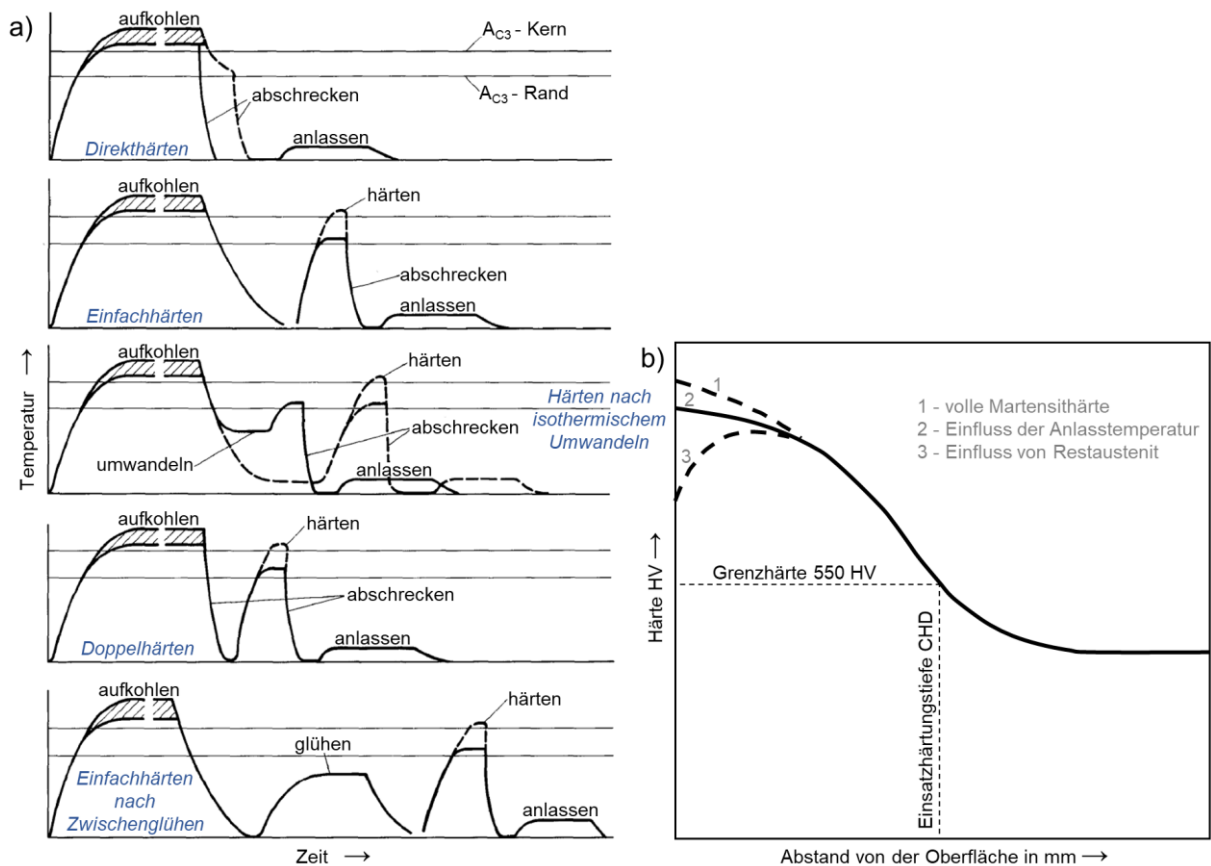


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung a) möglicher Zeit-Temperatur-Verläufe beim Einsatzhärten nach DIN 17022-3 [27] und b) eines Härtetiefenverlaufs in Anlehnung an [20]

Jede der fünf Arten des Härten hat unterschiedliche Einsatzhärteergebnisse zur Folge. Die **Direkthärtung** ist am weitesten verbreitet und am kostengünstigsten. Falls jedoch beim Aufkohlen ein grobkörniges Gefüge entsteht, gehen damit ungünstigere Festigkeitseigenschaften einher. Das **Einfachhärten** (ohne/mit Zwischenglühen) bietet die Möglichkeit, dass vor dem eigentlichen Härten noch Zwischenbearbeitung bzw. Richtarbeiten getätigt werden können. Außerdem kommt es zu einer Rückfeinung der Kornstruktur und es muss mit vergleichsweise größeren Maß- und Formänderungen gerechnet werden. Während des **isothermen Halteschritts vor dem Härten** wird die Bildung von Carbiden angestrebt, von denen auch nach dem Härtevorgang möglichst viele erhalten bleiben sollen. Weiterhin entsteht auch hier

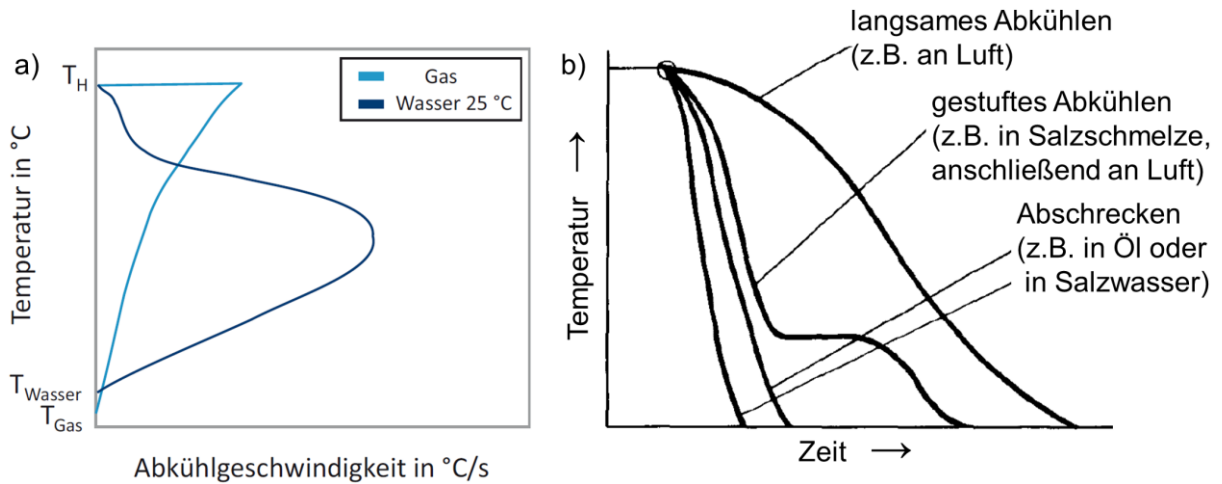


Kornfeinung durch die mehrmalige Phasenumwandlung bei einem vergleichsweise geringeren Energieaufwand, da nicht bis auf Raumtemperatur abgekühlt wird. Die Verzugs- und Rissgefahr fallen bei diesem Vorgehen vergleichsweise geringer aus. Aufgrund des hohen Aufwandes findet das **Doppelhärten** nur noch wenig Anwendung. Es besteht aus einem direkten Kernhärten nach dem Aufkohlen und einem angeschlossenen Randhärten, sodass zusätzlich eine Kornfeinung im Rand passiert, der Kern jedoch weicher und zäher als nach dem Direkthärten ist. [14,17,22] Aus dem Härtevorgang resultiert ein Härteverlauf, der durch die Einsatzhärtungstiefe, Rand- und Kernhärte gekennzeichnet wird (siehe Abbildung 2-4b). Die Einsatzhärtungstiefe (case hardening depth CHD) wird typischerweise bei 550 HV bestimmt [34]. Der sich einstellende Härteverlauf ist abhängig von der Einhärthbarkeit des Werkstoffes, der Härtetemperatur und der Kühlintensität des Abschreckmediums [14]. Bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,3 - 0,35 Ma.-%, nach martensitischer Härtung mit anschließender Anlassbehandlung bei 150 - 180 °C, erreicht die Härte üblicherweise einen Wert von ca. 550 HV. In diesem Fall stimmen Aufkohlungs- und Einsatzhärtungstiefe überein [20].

Als Gefügebestandteil kann in aufgekohlten Randschichten **Restaustenit** auftreten, sobald während des Härtens die Martensitfinishtemperatur ( $M_f$ ) nicht mehr unterschritten wird. Ab einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,5 - 0,6 Ma.-% liegt  $M_f$  unterhalb Raumtemperatur [14,20]. Für restaustenitarmer Randschichtgefüge werden in Abhängigkeit von Art und Gehalt der Legierungselemente nach DIN 17022-3 [27] verschiedene maximale Randkohlenstoffgehalte empfohlen. Der duktile Restaustenit bewirkt eine Absenkung der Randhärte und somit der Verschleißbeständigkeit. Vorteilhaft kann er sich jedoch dahingehend auswirken, dass Rissentstehung und -wachstum unter Wälzbeanspruchung vorgebeugt werden. [35] Der Restaustenitanteil wird durch die Legierungselemente Molybdän, Nickel, Chrom, Vanadium und Mangan in angegebener Reihenfolge erhöht, da diese eine Absenkung der Martensitstart- und Martensitfinishtemperatur bewirken [20]. Weiterhin können in sauerstoffhaltigen Aufkohlungsatmosphären je nach Oxidationspotential der Legierungselemente Oxide in der Randschicht entstehen, die sog. **Randoxidation**. Titan, Silizium, Mangan und Chrom gehören zu den affinen Elementen, während Eisen, Wolfram, Nickel und Kupfer nicht zur Oxidation neigen. Chromoxide reichern sich vorwiegend in der äußeren Randschicht an, während mangan- und siliziumreiche Oxide diffusionsbedingt bevorzugt auf Korngrenzen entstehen. [18] Durch das Binden der Legierungselemente in Carbid- oder Oxidform tragen diese nicht mehr zur Einhärthbarkeit bei [22].

Die Abschreckintensität verschiedener Abschreckmedien - Luft, Hochdruckgas, beheiztes Ölbad, Salzbad, unbeheiztes Ölbad, wässrige Polymerlösungen, Wasser, Salzwasser - nimmt in der genannten Reihenfolge zu [14]. Eine schematische Veranschaulichung dessen ist in Abbildung 2-5b dargestellt. Der Wärmeübergang geschieht bei der Abschreckung mit Gasen vollständig konvektiv, während dieser sich

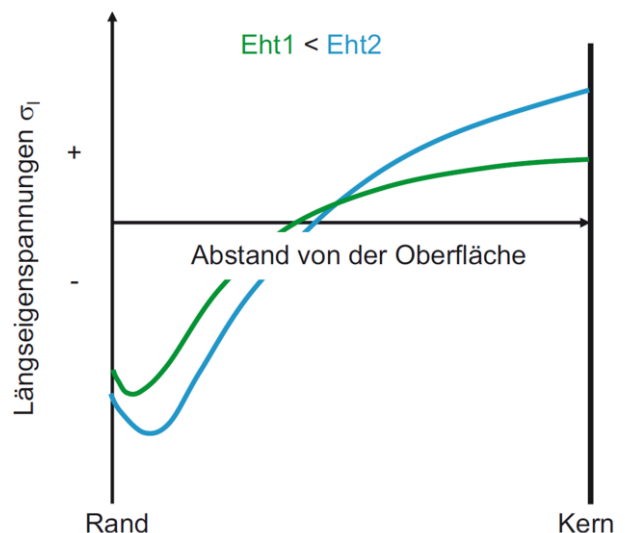
bei Flüssigkeitsabschreckung aufgrund des Leidenfrost-Effektes in mehrere Phasen unterteilt. Ein qualitativer Vergleich der variierenden Abkühlgeschwindigkeiten bei Verwendung der Abschreckmedien Gas und Wasser ist in Abbildung 2-5a gezeigt.



**Abbildung 2-5: Schematische Darstellungen der Abschreckcharakteristik flüssiger und gasförmiger Medien a) nach Hoffmann 1992 (a) aus [14] und b) nach DIN 17022-3 [27]**

Abschließend werden einsatzgehärtete Bauteile oberhalb von 150 °C, typisch sind 180 °C oder höher, für 30 bis 120 min angelassen. Das führt dazu, dass die Härte und Eigenspannungen geringfügig abnehmen, dafür aber Duktilität und Zähigkeit zunehmen. Nach Niemann et al. ist durchschnittlich mit einer Härtereduktion von 2 HRC zu rechnen [29], was etwa 20 HV entspricht. Die Rissgefahr wird gemindert. Potentieller Restaustenit wird wesentlich erst bei Anlasstemperaturen ab 200 °C abgebaut. [18,22,27] Es kommt zu einer leichten Maßänderung, da Kohlenstoff in Form von Carbiden aus dem Martensit ausgeschieden wird und sich dadurch das spezifische Volumen verkleinert [36].

Der bei der Härtung entstandene Martensit besitzt im Vergleich zum Austenit ein größeres spezifisches Volumen. Durch die über den Querschnitt ungleichmäßig ablaufenden Gefügeumwandlungen in Verbindung mit Temperaturgradienten entstehen zum einen Eigenspannungen (siehe Abbildung 2-6) und zum anderen Maß- und Formänderungen [18]. Diese fallen bei der Abschreckung in gasförmigen Medien aufgrund der mäßigeren Abkühlgeschwindigkeit und vor allem gleichmäßigeren Abkühlung geringer aus [15].



**Abbildung 2-6: Eigenspannungsprofil nach dem Einsatzhärten, mit Einfluss der Einsatzhärtungstiefe (Eht statt CHD) nach Macherauch 1992 aus [14]**

Um Rückstände aus der vorangegangenen Prozesskette vor dem Einsatzhärten zu entfernen, kann neben einem kombinierten Wasch- und Trocknungsprozess eine Voroxidation der Chargen durchgeführt werden. Mögliche Rückstände können Kühlschmierstoffe, Reinigungs-/Konservierungsmittel, Beschichtungsüberreste oder auch eine passivierende Oxidschicht sein, die eine Kohlenstoffaufnahme hemmen könnten. Außerdem wird beim Voroxidieren auch von der Aktivierung der Oberfläche gesprochen, was in einem Temperaturbereich 300 bis 400 °C passiert. Gleichzeitig kann die Voroxidation für ein Vorwärmen genutzt werden, bevor die Bauteilchargen in den Durchlaufofen überführt werden. [14,22] Insbesondere bei dünnwandigen additiv gefertigten Bauteilen kann es vorkommen, dass Funktionsflächen und andere Bauteilbereiche vor dem Aufkohlen geschützt werden sollen. Solche Flächen können mit verschiedenen Schutzpasten, mechanisch oder durch eine Beschichtung, wie beispielsweise eine galvanisch erzeugte Schicht aus Kupfer, abgedeckt werden [18,22]. Entsprechende Nachbehandlungsschritte unterschiedlicher Invasivität werden dann notwendig, um diese nach dem Einsatzhärten wieder zu entfernen [14]. Auch kann ein mechanischer Schutz in Form von zusätzlichem Material an geeigneter Stelle im PBF-LB/M-Prozess hinzugefügt werden.

### **Gas-<sup>2</sup> und Niederdruckaufkohlen im Vergleich**

Die verfügbaren Aufkohlungsverfahren unterscheiden sich in ihren diversen Vor- und Nachteilen. Da das Gas- und Niederdruckaufkohlen in der Industrie am weitesten verbreitet sind, wurden sie für die Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit herangezogen. Beim Gasaufkohlen unter Atmosphärendruck werden die Bauteilchargen permanent von einem Gasgemisch, welches als Aufkohlungsmittel fungiert, umgeben. Unter Messung und Einstellung des Kohlenstoffpegels (C-Pegel) erfolgt die Prozessregelung. Der C-Pegel ist laut DIN EN ISO 4885 [37] als Kohlenstoffgehalt einer austenitisierten Reineisenprobe definiert, den sie bei einer bestimmten Temperatur im Gleichgewicht mit dem Aufkohlungsmedium annimmt. Der C-Pegel des Gasgemischs kann beispielsweise durch eine Sauerstoffsonde oder die Widerstandsmessung eines Drahtes bestimmt und dann durch verschiedene Verfahren (z. B. Trärgas-Verfahren, Eintropf-Verfahren) angepasst und verändert werden [22]. Im Gegensatz dazu läuft das Niederdruckverfahren in einer Atmosphäre aus Kohlenwasserstoffen bei Drücken unterhalb des Atmosphärendrucks bei etwa 5 - 10 mbar ab, eine sog. Direktbegasung. Diese sauerstofffreie Ungleichgewichtsatmosphäre besitzt keinen definierten C-Pegel als Regelgröße. Das Aufkohlen erfolgt aufgrund der hohen Kohlenstoffmassenströme in gepulster Art, damit die Kohlenstofflöslichkeitsgrenze nicht überschritten und somit die Carbidbildung in den Bauteilrandschichten weitestgehend verhindert wird. Der Prozess teilt sich daher in Aufkohlungs- und Diffusionssegmente auf. Trotz höherer Kosten wird zunehmend Acetylen (Ethin, C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>)

---

<sup>2</sup> Im nachfolgenden Teil der Arbeit ist bei Verwendung des Wortes Gasaufkohlen immer das Aufkohlen unter Atmosphärendruck gemeint.

als Prozessgas verwendet, da es sich vorteilhaft bei der Aufkohlung von Bauteilen mit (Sackloch-)Bohrungen und komplizierter Geometrie erweist. Die Prozesskontrolle kann über die Messung des Wasserstoffgehaltes im Abgas erfolgen. Bisher ist es nicht möglich, den Kohlenstoffmassenstrom in die Bauteiloberflächen beim Niederdruckaufkohlen direkt oder indirekt zu messen. Daher werden die Aufkohlungsabläufe auf Grundlage experimenteller Vorversuche mittels Simulation bestimmt. [14,22,38] Tabelle 2-3 fasst die wesentlichen Unterschiede beider Aufkohlungsverfahren zusammen.

Das Niederdruckaufkohlen wird vorrangig angewendet, wenn Randoxidationen vermieden werden sollen. In Verbindung mit einer nachgeschalteten Hochdruckgasabschreckung ergeben sich so verzugsärmere, blanke, einsatzgehärtete Bauteile, die wenig/keiner Nachreinigung bedürfen [39]. In der Literatur wird stellenweise von einer Verkürzung der Aufkohlungsdauer bei Anwendung des Niederdruckaufkohlens im Vergleich zum Gasaufkohlen bei gleicher Temperatur gesprochen, was mit dem hohen Kohlenstoffübergang begründet wird [18,39]. Gleichzeitig können geringere Prozesszeiten durch eine Erhöhung der Aufkohlungstemperatur erreicht werden, die unter Nutzung der Vakuumtechnik sehr gut bis beispielsweise 1050 °C funktioniert. Denn eine erhöhte Prozesstemperatur sorgt für höhere Diffusionsgeschwindigkeiten und (mit Einschränkung) für höhere Kohlenstofflöslichkeiten im Austenit (siehe hierzu Abbildung 2-3b). [22,40]

**Tabelle 2-3: Wesentliche Unterschiede des Gas- und Niederdruckaufkohlens nach Gräfen et al. [22]**

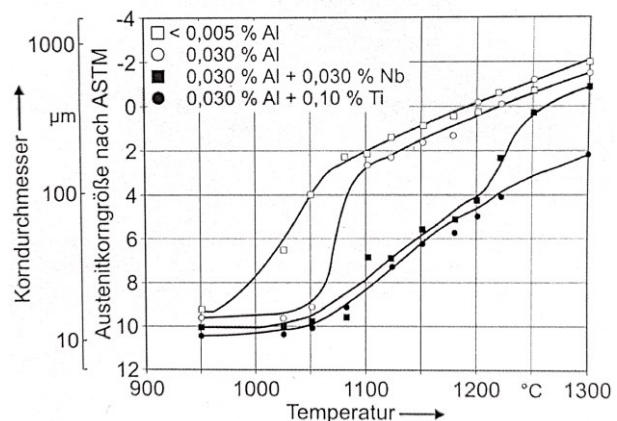
|                                              | <b>Gasaufkohlen</b>                                                                    | <b>Niederdruckaufkohlen</b>                                   |
|----------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------|
| <b>Ofen</b>                                  | Atmosphärenofen                                                                        | Vakuumofen                                                    |
| <b>Gasart</b>                                | Gemische aus CO, CO <sub>2</sub> , CH <sub>4</sub> , H <sub>2</sub> und N <sub>2</sub> | C <sub>3</sub> H <sub>8</sub> , C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> |
| <b>Gasverbrauch (temperaturabhängig)</b>     | 3 - 5 mal Ofenvolumen                                                                  | 300 nl/h · m <sup>2</sup> Charge                              |
| <b>Maximale Temperatur</b>                   | 1000 °C                                                                                | 1100 °C                                                       |
| <b>Anlagenkonditionierung</b>                | notwendig                                                                              | nicht notwendig                                               |
| <b>Integrierbarkeit in Produktionslinie</b>  | schwer möglich, wegen nicht abgeschirmter Flammen und Abgase                           | ja                                                            |
| <b>Prozesssteuerung</b>                      | Atmosphäre, Aufkohlungsdauer, Randkohlenstoffgehalt                                    | Länge der Aufkohlungs- und Diffusionssegmente                 |
| <b>Prozessregelung</b>                       | C-Pegel                                                                                | nein                                                          |
| <b>Randschichteffekte</b>                    | Randoxidation                                                                          | thermisches Ätzen, Manganeffusion                             |
| <b>Aufkohlung von Bohrungen, Sacklöchern</b> | eingeschränkt möglich                                                                  | bis zu Länge/Durchm. = 30                                     |

Zusätzlich zur beabsichtigten Eindiffusion von Kohlenstoff ergeben sich Randschichtbeeinflussungen in Form von Randoxidation in sauerstoffhaltiger Aufkohlungsatmosphäre oder Manganeffusion beim Nie-

derdruckaufkohlen. Beide Mechanismen haben zur Folge, dass für die Härtebarkeit nötige Legierungselemente in ihrem Gehalt verringert werden. Bei einer Aufkohlung bei 930 °C für 4 h liegt die Dicke des betroffenen Randschichtbereichs beispielsweise zwischen 10 und 20 µm. Ein weiteres Phänomen beim Niederdruckaufkohlen tritt in Form von thermischen Ätzeffekten auf. Hierbei wird durch Oberflächendiffusion eine Migration von Korngrenzenatomen ausgelöst. [41]

## Korngröße

Zum Erreichen guter mechanischer Eigenschaften nach dem Einsatzhärten werden homogen feinkörnige Gefüge benötigt. Mischkorn, das sich durch wenige große Körner in einer ansonsten feinkörnigen Matrix beschreiben lässt, wirkt sich ungünstig auf mechanische Werkstoffeigenschaften aus. Entstehen kann ein solches Mischkorngefüge durch unetige Kornvergrößerung bei typischen Aufkohlungstemperaturen ab 950 - 980 °C. Für eine wirtschaftliche Anwendung insbesondere beim Direkt härten ist aufgrund der hohen Behandlungstemperaturen die Nutzung feinkornstabiler Legierungssysteme unumgänglich. Auch hat Feinkorn gegenüber Grobkorn den positiven Effekt, dass es weniger anfällig für interkristalline Randoxidation ist. [18] Wie bereits in Abschnitt 2.1 beschrieben, wird vorzugsweise Aluminium eingesetzt, um Kornwachstum in Kombination mit Stickstoff durch die Bildung von Aluminiumnitriden einzuschränken. Aber auch Sondercarbidgebildner wie Titan, Niob, Vanadium und Molybdän sind für ihre kornwachstumshemmende Wirkung durch die Bildung von Carbiden bekannt, (siehe beispielsweise Abbildung 2-7). [17,18,24,42–45]



**Abbildung 2-7: Einfluss von Al-, Ti- bzw. Nb-Gehalten auf die Korngröße mikrolegierter Stähle nach Pietrzeniuk 1971 [22]**

Zum Hochtemperatur-Aufkohlen (5 h bei 1050 °C) wurden verschiedene Einsatzstähle, u.a. der 16MnCr5, untersucht. Es wurden zwei Legierungskonzepte publiziert, die das Austenitkornwachstum besonders gut einschränken [45]:

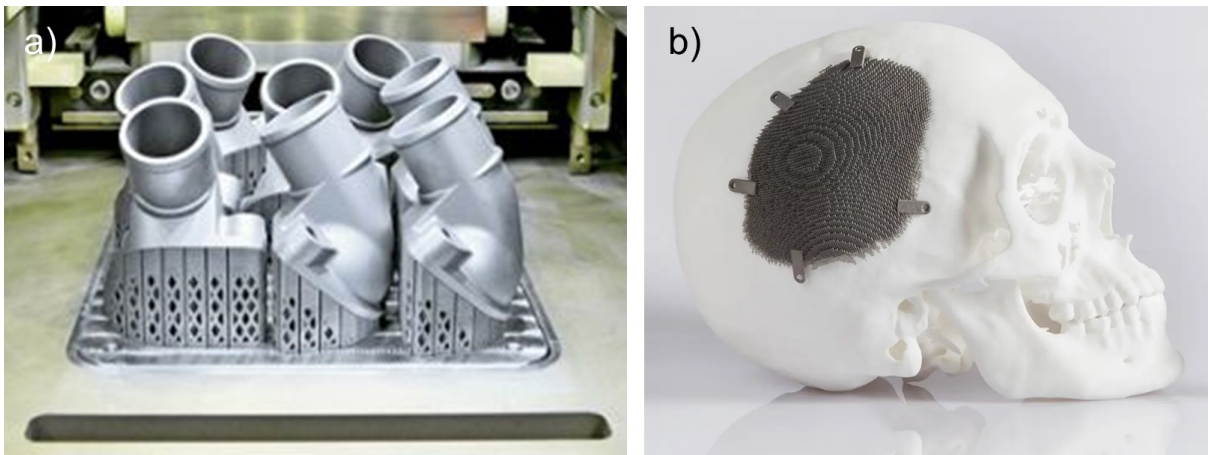
- eine Kombination der Gehalte von Al 0,025 Ma.-%, Nb 0,035 Ma.-%, Ti 0,010 Ma.-% sowie etwa 120 ppm Stickstoff oder
- ein höherer Stickstoffgehalt > 200 ppm gebunden durch 0,035 Ma.-% Al und 0,04 Ma.-% Nb.

Zusätzlich wird darauf hingewiesen, dass der Gesamtprozess passend gestaltet werden muss und es für den Erfolg dieser Strategien eine signifikante Menge an Nitriden, Carbonitriden etc. ≤ 30 nm braucht. Bei genormten Qualitäten vom Stahlhersteller ist mit einer gewissen Feinkornstabilität zu rechnen, obwohl die Aluminiumgehalte in der DIN EN ISO 683-3 [16] nicht vorgegeben sind [18].

Tritt unregelmäßiges Kornwachstum auf, so ist die Aussagekraft einer mittleren Korngröße nur bedingt nützlich. Es empfiehlt sich stattdessen die Darstellung einer Korngrößenverteilung, die sich auf Korngrößen sowohl nach ASTM- (siehe z.B. [45]) als auch nach ISO-Einteilung (siehe z.B. [43]) beziehen. Darüber hinaus erfolgt die Auswertung über die prozentualen Flächenanteile je auftretender Korngrößen-Kennzahl, nicht über die Körneranzahl. Bezogen wird sich auf die ehemalige Austenitkorngröße, die mittels Ätzung sichtbar gemacht werden kann. Nach DIN EN ISO 683-3 [16] wird für Stähle nach dem Einsatzhärten eine Feinkornstruktur mit Austenitkorngrößen  $G = 5$  oder feiner gefordert, sodass auftretende Korngrößen-Kennzahlen  $G = 4$  und gröber als kritisch zu betrachten sind. Auch bei Zahnrädern, die nach ISO 6336-5 [46] ausgelegt werden, wird eine Korngrößen-Kennzahl  $G = 5$  und feiner gefordert. Dies gilt für den einsatzgehärteten Zustand, sobald mehr als nur geringe Anforderungen bei der Zahnradherstellung an den Werkstoff und die Wärmebehandlung gestellt werden. In der Praxis ist es dennoch üblich, dass Korngrößen-Kennzahlen zwischen 3 und 4 toleriert werden, so lange deren Flächenanteil in Summe 10 % nicht übersteigt (siehe z.B. [47]).

## **2.3 Pulverbettbasiertes Schmelzen von Metall mittels Laserstrahl**

Das Angebot an Metallen und Legierungen für die additive Fertigung nimmt noch immer zu. Neben korrosionsbeständigen, austenitischen und Werkzeugstählen kommen diverse Aluminium-, Titan-, Kobalt-Chrom-, Kupfer- und Nickel-Legierungen sowie eine Vielzahl reiner Metalle zum Einsatz. [6,48,49] AM-Verfahren basieren auf 3D-Modelldaten, aus denen schichtweise Bauteile generiert werden, die durch das Aufschmelzen von Pulver oder Draht mit einem Laser-, Elektronen- oder Plasmastrahl entstehen [50]. Das pulverbettbasierte Schmelzen von Metall mittels Laserstrahl (PBF-LB/M) besitzt neben dem Elektronenstrahlschmelzen (PBF-EB/M) und dem Materialauftrag mit gerichteter Energieeinbringung (DED) die höchste industrielle Relevanz insbesondere für Stähle [51]. Im Vergleich mit PBF-EB/M hat PBF-LB/M den Vorteil, dass weniger Anschmelzungen und Agglomeration im Pulverbett entstehen. Der Prozess zeichnet sich also durch eine höhere Genauigkeit und Auflösung aus, was weniger Post-Processing-Aufwand für das Oberflächen-Finishing bedeutet. Nachteilig ist dafür die längere Prozesszeit, mehr Eigenspannungen, die im Bauteil generiert werden, und der dadurch benötigte Support. [6] Durch die enge Zusammenarbeit von AM-Systemherstellenden und Anwendenden werden PBF-LB/M-Bauteile sowohl im Bereich der Luft- und Raumfahrt, der Automobil- und Transportindustrie (siehe Abbildung 2-8a) sowie im Energiesektor eingesetzt. Doch auch im Bereich der Medizin wie beispielsweise in der Orthopädie (siehe Abbildung 2-8b) und Dentalversorgung, dem Werkzeugbau und in weiteren individuellen Industrieanwendungen findet AM zunehmenden Zuspruch. [52,53]



**Abbildung 2-8: Beispiel von AM-Bauteilen in Form von (a) LKW-Ersatzteilen [54] und (b) einem patientenspezifischen Schädelimplantat [55]**

Der Aufbau einer PBF-LB/M-Anlage ist schematisch in Abbildung 2-9a dargestellt. Die Ausgangswerkstoffe werden in Pulverform mit einer typischen Korngröße von 30 - 40  $\mu\text{m}$  bereitgestellt und aus dem Vorratsbehälter mit einem Beschichter als dünne Schicht auf der üblicherweise metallischen Bauplattform verteilt. Die Pulverbettoberfläche bildet die aktuelle Arbeitsfläche für den Laser, dessen Strahlengang mithilfe eines Scanners umgelenkt wird. Basierend auf den hinterlegten Daten wird das Metallpulver lokal aufgeschmolzen, sodass es sich mit dem benachbarten Material durch das gemeinsame Schmelzbad verbindet (siehe Abbildung 2-9b). Das gemeinsame Schmelzbad entsteht dadurch, dass die Eindringtiefe des Lasers größer als die aufgetragene Pulverschicht ist. Das Material erstarrt infolge von Wärmeabfuhr über das umgebende Pulver, die bereits miteinander verbundenen Bauteil- bzw. Supportstrukturen und nachgeschaltet auch über die Substratplatte. [6,56] Supportstrukturen sind darüber hinaus für die Fixierung der Bauteile auf der Plattform wie auch für die Fixierung gegenüber dem Beschichtersystem, zur Unterstützung von konstruktiven Materialüberhängen sowie allgemein für die gewünschte Bauteilorientierung notwendig [49]. Die Bauplattform wird anschließend in z-Richtung um den Betrag einer Schichtdicke abgesenkt, sodass der iterative Prozess mit dem Pulverauftrag wiederbegonnen werden kann.

Typische Schichtdicken, die hierbei entstehen, liegen für Metalle im Bereich 50  $\mu\text{m}$ . [6,56] Bei höheren Aufbauraten und damit einhergehender erhöhter Werkstoffporosität kann das heiß-isostatische Pressen (HIP) als Bearbeitungsschritt in die Prozesskette nach der additiven Fertigung eingegliedert werden [57]. Dadurch könnten höhere Schichtdicken erzielt werden, was eine Kostenreduktion zur Folge hätte. Der Bauraum wird während des gesamten Prozesses mit inertem Schutzgas durchströmt, um Oxidationsvorgängen vorzubeugen und sowohl Schmauch als auch Spritzer vom Bearbeitungsort abzutransportieren. Üblicherweise werden Stickstoff oder Argon verwendet [49,50].

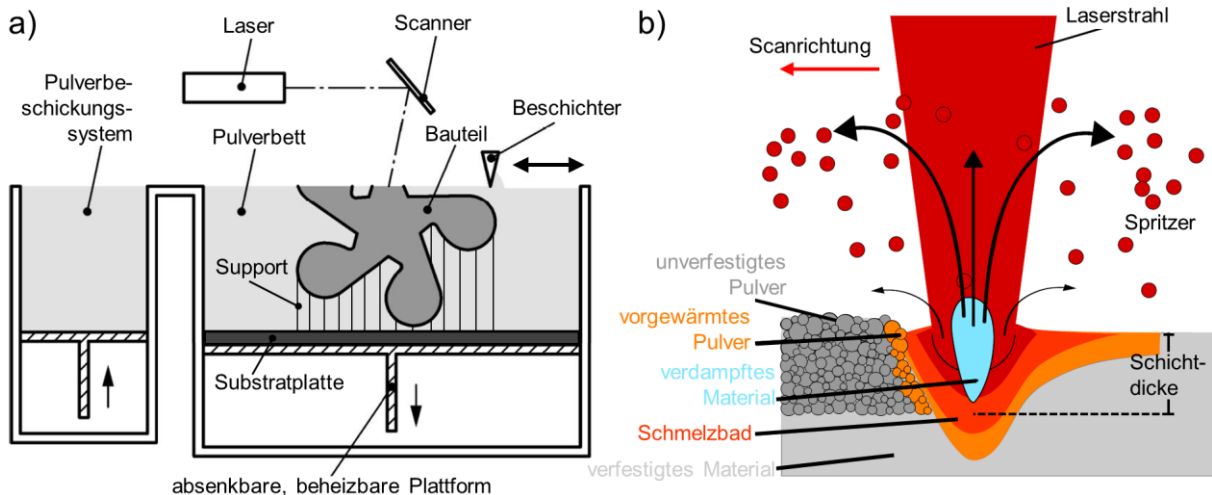


Abbildung 2-9: Schematische Darstellungen zur Funktionsweise des PBF-LB/M-Prozesses mit (a) einer Übersicht aus DIN EN ISO 17296-2 [58] und (b) einer Detailansicht der Laserstrahlzone in Anlehnung an Kamps [59]

Zu den qualitätsbestimmenden Fertigungsparametern im PBF-LB/M-Verfahren gehören laut Hornbogen et al. die Laserleistung, die Scangeschwindigkeit, die Scanstrategie, die Schichtdicke, der Durchmesser des Laserspots sowie eine hohe Pulverqualität [60]. Diese Parameter bestimmen in Verbindung mit den hohen Abkühlraten, die nach dem Aufschmelzen des Materials entstehen, die resultierende Mikrostruktur des Werkstoffes. Die Wärmeabfuhr geschieht vorrangig über das angebundene, bereits abgekühlte Festmaterial und von dort in die Substratplatte (siehe beispielsweise [61,62]). So können in der Bauteilgeometrie durch die lokal angebundene Werkstoffvolumina in Abhängigkeit der aktuellen Laserposition heterogene Abkühlraten entstehen. Es ergeben sich metastabile Gefügezustände, die zwischen verschiedenen Punkten innerhalb des Bauteils variieren können. [49] In Abbildung 2-10 sind beispielhaft Temperatur-Zeit-Verläufe dargestellt, die mittels Simulation und Experimenten anhand von Laserspuren im Titan-Pulverbett mit unterschiedlichen Laserleistungen bei konstanter Scangeschwindigkeit aufgezeichnet wurden.

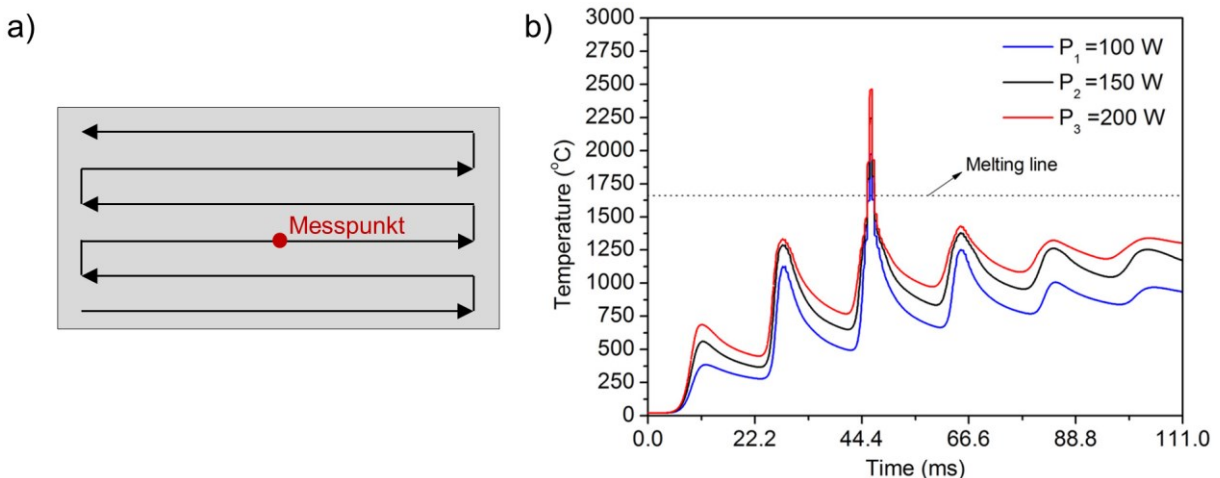


Abbildung 2-10: Temperaturentwicklung im simulierten PBF-LB/M-Prozess (b) an einem definierten Punkt (a) auf einer Laserbahn im Titan-Pulverbett, Scangeschwindigkeit 100 mm/s [61]



So zeigt sich, dass bereits die Scanstrategie die zyklische Erwärmung und Abkühlung an einem definierten Punkt im Werkstoff mitbestimmt. Mit jeder weiteren aufgetragenen Lage kommt es dann zu einer Überlagerung der Wiedererwärmeeffekte, wobei in Abhängigkeit der Laserparameter und der Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs erhebliche Temperaturen oberhalb der Liquidustemperatur erreicht werden können [61,62]. Insgesamt werden die resultierenden Gefüge infolge des PBF-LB/M-Prozesses als sehr feinkörnig und mit Legierungselementen übersättigt beschrieben, wobei mehrlagige Schweißbahnen im Erstarrungsgefüge beobachtet werden können, welche durch die Laserspuren bedingt sind [63]. Außerdem kann die Bauplattform vor Beginn und während des Bauprozesses (je nach Werkstoff und Anlage) auf wenige bis mehrere 100 °C beheizt werden, um die Temperaturgradienten im Bauteil zu mindern und damit Eigenspannungen, Verzug und das Rissrisiko zu minimieren [64,65]. Auch das hat Auswirkungen auf die resultierende Mikrostruktur. Am Beispiel von Stählen ist darauf hinzuweisen, dass eine dauerhaft erhöhte Plattform- bzw. Bauteiltemperatur beginnend ab etwa 80 °C während eines (mehrstündigen) Bauprozesses bereits als intrinsische Anlass-Wärmebehandlung angesehen werden kann. Die hohen Abkühlraten im Bauprozess können martensitische Gefügeanteile zur Folge haben (siehe beispielsweise das ZTU-Diagramm für 16MnCr5 in [28] und für 15CrNi6 in [32]). Im Temperaturbereich der Anlassstufe 1 (80 - 200 °C) kann es zur Umwandlung des tetragonalen Martensits in die weniger verspannte kubische Form kommen, was eine geringe Volumenabnahme und Härtesenkung zur Folge hat. Weiterhin beginnt die Bildung erster Übergangscarbide. [20,66]

Für die erfolgreiche Bauteilfertigung im PBF-LB/M-Prozess ist eine gute Schmelzschweißignung zur Vermeidung von Rissinitiierung/-ausbreitung von Vorteil. Typischerweise trifft das bei unlegierten Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt  $\leq 0,22$  Ma.-% zu [67,68]. Darüber hinaus ist bei niedriglegierten und Feinkornbaustählen das Kohlenstoffäquivalent CE in Abhängigkeit der Hauptlegierungselemente nach DIN EN 1011-2 [69] zu berücksichtigen (alle %-Angaben verstehen sich in Ma.-%):

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \text{ in } \% \quad 2.3.$$

Bei einem CE bis 0,4 bzw. 0,45 % ist eine gute Schweißignung des Werkstoffes vorhanden. Für  $0,45 \% < CE \leq 0,6 \%$  liegt eine bedingte Schweißignung vor und es sollte entsprechend auf 100 bis 200 °C vorgewärmt werden. Ergibt sich  $CE > 0,6 \%$  ist die Schweißignung nicht gewährleistet. Es sollte entsprechend höher auf Temperaturen 200 bis 350 °C vorgewärmt werden. [68] Damit kann die Heizung der Bauplattform im PBF-LB/M einen weiteren Vorteil erfüllen.

Ein weiterer wichtiger Einflussfaktor ist die Qualität des Metallpulvers, die aus der Pulverherstellung resultiert. Diese erfolgt in den meisten Fällen in Form von Wasser-, Gas- oder Plasmazerstäubung geschmolzenen Vollmaterials. Je nach Zerstäubungsart und umgebender Schutzgasatmosphäre resultieren

verschiedene Partikelmorphologien, -größen und chemische Zusammensetzungen. Für die additive Fertigung werden Pulver mit guten Fließeigenschaften benötigt, sodass eine gute Verteilung und die dichteste Packung bereits im Pulverbett erreicht werden können. Metallpartikel aus der Gaszerstäubung besitzen einen geringeren Sauerstoffgehalt und eine vorteilhaft runde und regelmäßige Partikelform im Vergleich zu nasszerstäubten Partikeln. [6,49] Stickstoff und Argon beeinflussen als Zerstäubungsatmosphäre die chemische Zusammensetzung des Pulvers. Insbesondere führt die Zerstäubung in Stickstoff zu einem erhöhten Stickstoffgehalt im Pulver. Außerdem hat das Zerstäubungsgas Einfluss auf die Mikrostruktur des Pulvers. [6,70] Diese Mikrostruktur ist jedoch nur dann relevant, wenn kein vollständiges Aufschmelzen des Pulvers im PBF-LB/M-Prozess geschieht. Eine Stickstoffanreicherung der Bauteile aufgrund der Schutzgasatmosphäre während des Bauprozesses konnte dagegen bisher nicht beobachtet werden (siehe beispielsweise [71]). Jedoch unterscheiden sich Argon und Stickstoff in ihrer Wärmeleitfähigkeit, was einen Einfluss auf die Abkühlrate der Bauteile und somit auf das entstehende Gefüge haben kann [70]. Weiterhin zeigte sich in verschiedenen Studien, dass die Gehalte (insbesondere der flüchtigen) Legierungselemente durch den PBF-LB/M-Prozess verringert werden können, was mit der Verdampfung aufgrund der sehr hohen Prozesstemperaturen begründet wird [59,72–75]. Bei einem Einsatzstahl 16MnCr5 zum Beispiel verringerte sich der Mangangehalt von 1,04 Ma.-% im Neupulver auf 0,92 Ma.-% im PBF-LB/M-Bauteil. Dieser Umstand wurde mit der geringen Verdampfungsenthalpie von Mangan begründet. Auch der Kohlenstoffgehalt reduzierte sich von 0,2 Ma.-% im Neupulver auf 0,14 Ma.-% im additiv gefertigten Bauteil. Kamps äußerte die Vermutung, dass eine Interaktion mit dem Schutzgas in der Prozesszone stattfinden könnte. [59] Beer et al. stellten ebenfalls eine Reduktion des Kohlenstoffgehaltes für den warmfesten Einsatzstahl X14MoCrNiV4-4-3, Handelsname M50NiL, nach dem PBF-LB/M-Prozess fest. Dieser reduzierte sich von 0,1 Ma.-% (Neupulver) auf 0,09 Ma.-% (Bauteil). [72] In der gleichen Größenordnung fanden auch Yang et al. diese Reduktion des Kohlenstoffgehalts von 0,24 Ma.-% (Pulver) auf 0,19 Ma.-% (Bauteil) im Einsatzstahl 20NiCrMo2-2 vor [73].

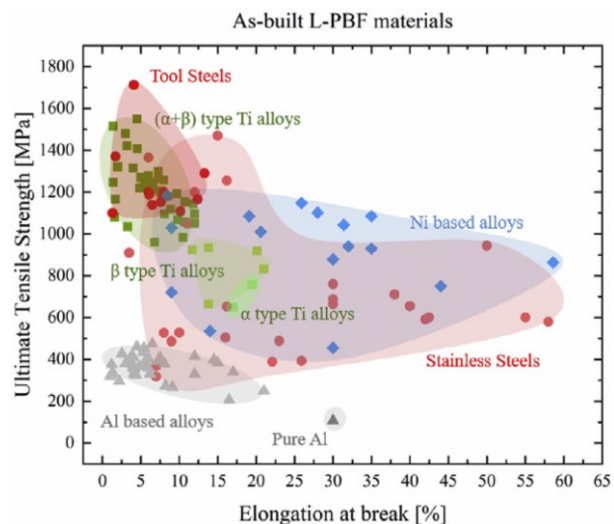
Das Pulverrecycling kann hier zum entscheidenden Einflussfaktor werden. Denn die meisten Metallpulver können aufgrund der wiederholten Exposition an erhöhten Temperaturen im Pulverbett ebenfalls eine Veränderung der Legierungsgehalte erfahren und sich damit zur unteren Spezifikationsgrenze nach Norm bewegen. (Siehe beispielsweise den Kohlenstoffgehalt des recycelten Pulvers bei Kamps mit 0,18 Ma.-% statt 0,2 Ma.-% im Neupulver [59].) Daher werden wiederholt genutzte Pulver nach der Aufbereitung üblicherweise mit Neupulver gemischt und nur eine begrenzte Zyklenzahl eingesetzt. [6] Zum Problem wird diese Verdampfung, sobald im gebauten Teil die Spezifikationsgrenzen der Legierung nach Norm unterschritten werden. Ansonsten ist bei der Pulverherstellung zu empfehlen, insbesondere den Kohlenstoffgehalt mit wenigen 0,1 Ma.-% zu beaufschlagen.

Bei der additiven Fertigung können Bauteile unterschiedlich im Bauraum orientiert werden, was zusammen mit weiteren Parametern Einfluss auf die Mikrostruktur und somit auf die mechanischen Eigenschaften aber auch auf die Oberflächenrauheit der Bauteile ausübt. Bedingt durch den schichtweisen Aufbau kommt es zum AM-typischen Treppenstufeneffekt. Weiterhin entstehen Anhaftungen von Spritzern aus dem Schmelzbad sowie von benachbarten Pulverpartikeln aus dem Pulverbett insbesondere bei Oberflächen mit erhöhter Temperatur. Die Morphologie des erstarrenden Schmelzbades, benachbarte Laserspuren sowie Überlappungsbereiche bis hin zu Schmelzbad-Phänomenen aufgrund von Wechselwirkungen zwischen Dampfdruck, internen Konvektionsströmen und der Oberflächenspannung, sorgen für die charakteristischen Oberflächenrauheiten von PBF-LB/M-Bauteilen. Unter Berücksichtigung von Oberflächenneigungen des Bauteils im Bauraum können diese Einflussfaktoren verstärkt auftreten. [76] Wawoczny et al. bestimmten an PBF-LB/M-Oberflächen im as-built Zustand gemittelte Rautiefen  $R_z$  zwischen 54,9 bis 80,6  $\mu\text{m}$  [13]. Liu et al. ermittelten as-built arithmetische Mittenrauwerte  $R_a$  im Bereich 7  $\mu\text{m}$  bis hin zu 36,7  $\mu\text{m}$  [77].

Die Mikrostrukturen und mechanischen Eigenschaften von PBF-LB/M-Werkstoffen werden ebenfalls durch zahlreiche Prozessparameter beeinflusst. Aus vielen Untersuchungen geht hervor, dass additiv gefertigte Metallbauteile andere Festigkeitskennwerte im as-built Zustand aufweisen als ihre konventionell gefertigten Pendanten. Bei Stählen entstehen oft besonders hohe Festigkeiten zusammen mit geringen Bruchdehnungen, siehe beispielsweise die Gruppe der Werkzeugstähle in Abbildung 2-11. Die Kennwerte des wiegebauten Zustands können durch eine nachfol-

gende Wärmebehandlung sowohl positiv als auch negativ verändert werden. Weiterhin hat sich gezeigt, dass Werkstoffanisotropien nicht gezwungenermaßen auftreten, obwohl ein schichtweiser Bauteilaufbau erfolgt. Krakhmalev et al. stellen diese Erkenntnisse übersichtlich dar und tragen dabei eine Vielzahl an Veröffentlichungen zusammen. [78]

Alle diese Charakteristika beschreiben eindrücklich die Komplexität des PBF-LB/M-Prozesses. Die besondere Herausforderung für den industriellen Einsatz ist also die benötigte Reproduzierbarkeit bei der Bauteilfertigung. Verschiedene bedienende Personen erzielen - selbst bei Gebrauch der gleichen Charge



**Abbildung 2-11: Zugfestigkeit über Bruchdehnung von einer Vielzahl Metallen im Zustand as-built, PBF-LB/M [78]**

Ausgangsmaterial und des gleichen AM-Systems - unterschiedliche Ergebnisse, da sehr viele Faktoren die Bauteilqualität bedingen.



Abbildung 2-12: Umfänglicher Workflow bei der Bauteilherstellung mittels PBF-LB/M in Anlehnung an [6]

Entscheidend in diesem Szenario sind die Bauparameter mit einer Vielzahl von Einstellungsmöglichkeiten, die Umgebungsbedingungen, die Anzahl und die Anordnung der Bauteile im Bauraum mit den darauf abgestimmten Supportstrukturen. Darüber hinaus gibt es noch deutlich mehr Einflussfaktoren, die (ohne Anspruch auf Vollständigkeit) in Abbildung 2-12 zusammengefasst sind. Dabei verteilen sich die entstehenden prozentualen Kosten recht ungleichmäßig - mit etwa 10 % während des Pre-Processing, 60 % bezogen allein auf den PBF-LB/M-Prozess und 30 % für das Post-Processing [6]. Die Notwendigkeit von Spannungsarmglühen und Oberflächenbearbeitung sowie die entsprechende Einstellung der mechanischen Kennwerte durch z.B. Strahlen und/oder Wärmebehandlung schlägt sich in den Kosten des Post-Processing deutlich nieder.

## 2.4 Einsatzhärten von PBF-LB/M-Stählen

Die klassische Fertigungskette metallischer Bauteile wird durch additive Fertigungsverfahren grundlegend umgestaltet (siehe Abbildung 1-3). Die Pulverherstellung ersetzt zusammen mit dem PBF-LB/M-Prozess das Urformen. Durch die präzise, endkonturnahe PBF-LB/M-Fertigung entfällt ein Teil der spannenden Bearbeitung und beschränkt sich im Idealfall auf das Entfernen und Nacharbeiten der Support-Bereiche. Die Schritte Einsatzhärten und Hartzerspanen geschehen entsprechend der klassischen Fertigungskette. Umso vorteilhafter wäre es im wirtschaftlichen Sinne, wenn PBF-LB/M- und konventionelle Bauteile in der gleichen Charge mit gleichen Parametern einsatzgehärtet werden könnten.

Studien zur additiven Bauteilfertigung aus Einsatzstählen sind in ihrer Anzahl limitiert, obwohl die unlegierten und niedriglegierten Einsatzstähle nach DIN EN ISO 683-3 [16] aufgrund der geringen Legierungsgehalte für den PBF-LB/M-Prozess geeignet erscheinen. Der nachfolgende Abschnitt soll einen Überblick geben, welche Legierungen bisher untersucht, wie die PBF-LB/M-Parameter gewählt wurden und welche Einsatzhärteergebnisse sich daraus ergaben. [7,13,59,72,73,79–82] Dazu kommen vier Materialdatenblätter metallischer Pulver von Unternehmen, die teilweise AM-Systeme selbst entwickeln und vertreiben [83–86]. Kommerziell erhältlich sind Pulver des Einsatzstahls 16MnCr5 [86] und der sehr ähnlichen Legierung 20MnCr5 [83,85].

Neben einem guten Legierungskonzept sind die PBF-LB/M-Parameter ebenso entscheidend für die Fertigung von Bauteilen mit möglichst hoher Dichte und reproduzierbaren, vorteilhaften Werkstoffeigenschaften. Tabelle 2-4 fasst die gefundenen PBF-LB/M-Parameter zusammen, mit denen bisher Einsatzstähle verarbeitet wurden. Teilweise werden keine PBF-LB/M-Parameter veröffentlicht, sondern auf die Nutzung vorprogrammierter, werkstoffspezifisch empfohlener Parametersätze verwiesen, die von den Systemherstellern entwickelt wurden. Hier dargestellt werden Parameter für die Einsatzstähle 16MnCr5, 21NiCrMo2 (mit großer Ähnlichkeit zum 20NiCrMo2-2) eine von voestalpine Böhler entwickelte Legierung E185

AMPO, die einem 16NiCr4 sehr ähnlich ist, sowie der warmfeste Einsatzstahl aus dem Flugzeugtriebwerksbau X14MoCrNiV4-4-3.

Tabelle 2-4: Studien zum PBF-LB/M-Prozess von verschiedenen Einsatzstählen

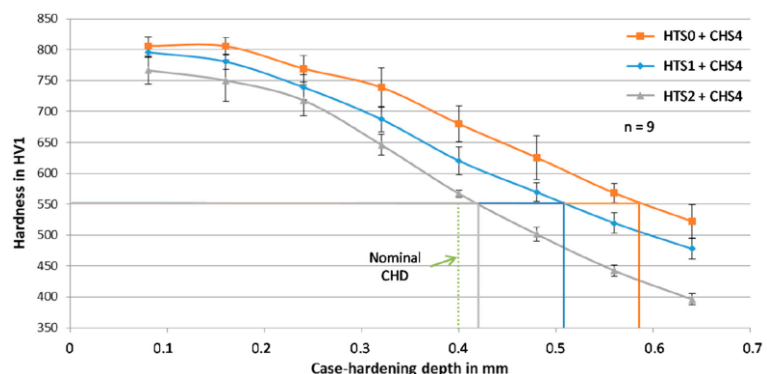
|                                                        | Legierungs-<br>anteile<br>in Ma.-%                    | rel. Dichte<br>in % | Schicht-<br>dicke<br>in $\mu\text{m}$ | Laserleistung<br>Scanrate<br>Spurabstand | Plattform-<br>temperatur<br>in $^{\circ}\text{C}$ |
|--------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------|---------------------|---------------------------------------|------------------------------------------|---------------------------------------------------|
| <b>16MnCr5</b> [59]<br>(Kamps et al.)                  | C: 0,16<br>Mn: 0,92<br>Cr: 1,23                       | 99,97               | 30                                    | 200 W<br>900 mm/s<br>0,07 mm             | 80                                                |
| <b>16MnCr5</b> [80]<br>(Bartels et al.)                | C: 0,16<br>Mn: 1,33<br>Cr: 1,03                       | 99,9                | 40                                    | 300 W<br>850 mm/s<br>0,12 mm             | 150                                               |
| <b>E185 AMPO</b> [81]<br>(Aumayr et al.)               | C: 0,2<br>Cr: 1,0<br>Ni: 1,2<br>Mn: 0,3               | 99,98               | 40                                    | 240 W<br>840 mm/s<br>0,11 mm             | - ohne -                                          |
| <b>21NiCrMo2</b> [82]<br>(Łuszczek et al.)             | C: k. A.<br>Ni: 0,41<br>Cr: 0,65<br>Mn: 0,83          | 99,92               | 30                                    | 200 - 240 W<br>600 - 900 mm/s<br>0,11 mm | 190                                               |
| M50NiL [72]<br><b>X14MoCrNiV4-4-3</b><br>(Beer et al.) | C: 0,13<br>Mo: 4,25<br>Cr: 4,15<br>Ni: 3,4<br>V: 1,23 | 99,91               | 50                                    | 333 W<br>514 mm/s<br>k. A.               | k. A.                                             |

Eine Schichtdicke von 50  $\mu\text{m}$ , wie sie im Wohlers Report [6] für Metalle als realistischer Weg zwischen Genauigkeit und Wirtschaftlichkeit beschrieben wird, greifen bis dato nur Beer et al. [72] auf. Alle anderen Studien liegen mit der Schichtdicke unterhalb 50  $\mu\text{m}$ . Dass verschiedene Parametersätze zu hohen Materialdichten führen können, wurde bereits in mehreren Studien gezeigt (siehe z.B. [82,87]). Dies hat den Vorteil, dass diese Parameter innerhalb eines Baujobs beispielsweise für Konturen sowie Füllbereiche angewandt und damit unterschiedliche Materialeigenschaften, Genauigkeiten bzw. schnellere Prozesse gezielt eingestellt werden können. Nachfolgend werden nun die verschiedenen Studien detaillierter vorgestellt, wobei in Tabelle 2-5 die wichtigsten mechanischen Eigenschaften im Vergleich zusammengefasst sind.

Der Einsatzstahl 16MnCr5 wurde von Kamps und Schmitt et al. ausführlich untersucht [11,59,65,87–89]. Hintergrund der Forschung war die Konstruktion und ökonomische Fertigung eines Zahnrades mit integrierten Kühlkanälen im Leichtbauformat. Die höchste generierte Bauteildichte lag bei 99,97 %. Um die Rauheit der Bauteiloberfläche zu verringern, wird empfohlen, die Bauteilaußenkonturen mit verringerter Energiedichte (beispielsweise < 100 J/mm<sup>3</sup>) abzufahren. Als Resultat ergab sich im as-built Zustand ein

feinkörniges Werkstoffgefüge mit sichtbaren Schweißbahnen. Zur Verringerung von Eigenspannungen und Verzug wurden die PBF-LB/M-Bauteile bei 650 °C 6 h spannungsarmgeglüht<sup>3</sup>. Schweißbahnen waren im Anschluss an den Glühprozess nicht mehr sichtbar und es wurde eine weitergehende Verfeinerung des Gefüges festgestellt. Weiterhin konnte keine Werkstoffanisotropie mehr für den spannungsarmgeglühten Zustand festgestellt werden, jedoch wurden Härte und Festigkeit verringert. Für die Beurteilung von Einsatzhärteergebnissen wurde ein konventionell hergestellter Werkstoff im Vergleich herangezogen. Eine typischerweise deutlich höhere Werkstoffhärte im wie-gebauten Zustand gegenüber den konventionell gefertigten Proben spiegelte sich ebenso in einer erhöhten Zugfestigkeit wider. Als Zielgröße für den Einsatzhärteprozess sollte eine CHD von 0,85 mm erreicht werden. Zum Einsatzhärten wurden eine Aufkohlungstemperatur (935 °C) und -dauer (4,5 h) sowie die Härtetemperatur (850 °C, 4 h halten) genannt. Das Aufkohlen fand unter Gasatmosphäre mit anschließender Direkthärtung im Ölbad (120 °C) statt. Abschließend erfolgte ein Anlassen (230 °C 2 h). Kamps et al. berichteten, dass der PBF-LB/M-Werkstoff nach dem Einsatzhärten ein martensitisches Randgefüge ohne Restaustenit und ein Kerngefüge aus oberem Bainit besaß. Mit einer Differenz von 0,1 mm war die CHD geringfügig kleiner als die CHD des konventionellen Werkstoffs. Die Festigkeit im einsatzgehärteten Zustand wurde basierend auf Härtewerten abgeschätzt.

Auch Bartels et al. führten Untersuchungen zum 16MnCr5 durch [80]. Im wie-gebauten Zustand ergab sich ein martensitisches Gefüge mit wenig Restaustenit-Anteilen. Mehrere Einsatzhärte-prozesse wurden durchlaufen, um drei verschiedene CHDs (0,3 mm; 0,4 mm; 1,0 mm) einzustellen. Das Aufkohlen erfolgte bei 900 - 950 °C (k. A. zur Haltedauer), die



**Abbildung 2-13: Einfluss des Ausgangszustandes (orange = wie-gebaut; blau = spannungsarmgeglüht; grau = grobkorngeglüht) auf das Härteprofil nach dem Einsatzhärten eines 16MnCr5 PBF-LB/M [80]**

Härtetemperatur betrug zwischen 820 und 860 °C (k. A. zur Haltedauer) und das Anlassen geschah bei 180 °C 2 h. Beim Vergleich mit einem konventionellen Werkstoff lagen die Härtetiefenverläufe des PBF-LB/M-Werkstoffs ausnahmslos darüber, sodass höhere CHDs mit einer Differenz bis zu > 0,2 mm (bei 1,0 mm CHD) erreicht wurden. Diese Ergebnisse bezogen sich auf den Zustand wie-gebaut und dann

<sup>3</sup> Spannungsarmglühen unterhalb  $A_{C1}$  mit anschließender langsamer Abkühlung dient nach DIN EN ISO 4885 [37] der Reduktion von Eigenspannungen, ohne dass das Werkstoffgefüge substantiell verändert wird. Streng genommen handelt es sich beim Glühen additiv gefertigter Stähle bei 650 °C 6 h um kein reines Spannungsarmglühen, da hier auch die Werkstoffstruktur verändert wird. Dieser Hinweis gilt durchgängig für die gesamte Dissertation, wenn der in der industriellen Praxis gebräuchliche Begriff „Spannungsarmglühen“ verwendet wird.

einsatzgehärtet. Zusätzlich dazu wurden PBF-LB/M-Proben vor dem Einsatzhärten spannungsarmgeglüht (680 °C 2 h) bzw. grobkorngeglüht (1050 °C 6 h). Bei einer nominalen CHD von 0,4 mm zeigt sich, dass der grobkorngeglühte Zustand im Vergleich die geringsten Härtewerte erreicht (siehe Abbildung 2-13). Das wird darauf zurückgeführt, dass Grobkorn die Kohlenstoff-Diffusion aufgrund der reduzierten Korngrenzflächen erschwert und durch geringere Kohlenstoffgehalte auch geringere Härtewerte entstehen.

Kluge et al. arbeiteten an einer Studie zum 20MnCr5 [7,83]. Hier wurde der Anwendungsfall eines Differentialgehäuses mit Stirnrad betrachtet, um eine Gewichtsreduktion und Fusion mehrerer Bauteile zu erreichen (siehe Abbildung 1-1 in der Einleitung). Es wurde eine relative Dichte von 99,95 % erreicht, während auf die Angabe von konkreten PBF-LB/M-Parametern verzichtet wurde. Es wurde lediglich festgestellt, dass sich eine Plattformtemperatur von 170 °C vorteilhaft auf die Werkstoffduktilität auswirkt, dabei jedoch die Festigkeit reduziert wird. Im wie-gebauten Zustand wurde anisotropes Materialverhalten festgestellt, welches durch Spannungsarmglühen (k. A. zum Prozess) reduziert aber nicht vollständig eliminiert werden konnte. Als konventionelle Referenz wurden Proben aus 16MnCr5 gewählt. Zum Einsatzhärteverfahren selbst wurden keine Angaben gemacht, außer dass eine Niederdruckaufkohlung vorgenommen wurde. Auch ob ein Spannungsarmglühen vorab durchgeführt wurde, wurde nicht benannt. Nach dem Einsatzhärten ergab sich eine geringere Kernhärte des 20MnCr5 (etwa 325 HV<sub>0,1</sub>) gegenüber der Referenz aus 16MnCr5 (420 - 450 HV<sub>0,1</sub>). Die Randhärten dagegen stimmten gut überein. Die Einsatzhärtetiefe von ca. 0,6 mm des 20MnCr5 lag unter der Referenz mit einer Differenz von circa 0,1 mm. D.h. das Härteprofil des 20MnCr5 fiel vom Rand zum Kern hin steiler ab.

Auch Wawoczny et al. [13] untersuchten den 20MnCr5 (k. A. zur chemischen Zusammensetzung oder zum PBF-LB/M-Prozess außer einer Plattformtemperatur 170 °C). Die spannungsarmgeglühten Proben (550 °C 2 h) wurden niederdruckaufgekühlt (950 °C, k. A. zur Haltedauer), hochdruckgasabgeschreckt (6 bar Stickstoff, k. A. zu Härtetemperatur und Haltedauer) und anschließend angelassen (180 °C 80 min), um eine CHD von 0,5 mm zu erreichen. Die Randhärte betrug unabhängig von der Baurichtung in diesem Zustand bis zu 700 HV<sub>1</sub>, die Kernhärte lag bei 397 HV<sub>1</sub>.

In der Studie von Yang et al. [79] zum 20MnCr5 wurden nach dem Spannungsarmglühen (k. A. dazu) und vor dem Einsatzhärten noch ein Sandstrahlen und Normalisieren (900 °C 1 h) der Proben durchgeführt. Das Gasaufkohlen erfolgte zweistufig bei einem C-Pegel 1,1 % (925 °C 5 h) bzw. in der zweiten Stufe 0,85 % (850 °C 30 min). Von dort wurde scheinbar direktgehärtet mittels Ölbad (49 °C), um eine CHD 1,0 mm zu erreichen. Es waren keine Angaben zum PBF-LB/M-Prozess oder zu einem abschließenden Anlassen zu finden. Im spannungsarmgeglühten Zustand wurde das PBF-LB/M-Gefüge wie „angelassener Martensit“ beschrieben. Der Kohlenstoffgehalt des Pulvers (0,2 Ma.-%) reduzierte sich im PBF-LB/M-



Prozess auf 0,14 Ma.-%. Das normalisierte Gefüge zeigte in unterschiedlichen Schliffebeneen keine richtungsabhängigen Unterschiede mehr und die Härte reduzierte sich auf einen Wert von etwa 190 HV. Es wurde eine mittlere Korngröße von 4,7  $\mu\text{m}$  im Vergleich zu 5,7 bis 7,2  $\mu\text{m}$  des normalisierten Referenzwerkstoffs ermittelt. Nach dem Einsatzhärten entstand wieder ein martensitisches Randgefüge mit etwa 9 % Restaustenit und Randoxidation. Die Kohlenstoff- und Härteprofile stimmten von PBF-LB/M- und Referenzwerkstoff (mit Rücksicht auf einen etwas höheren Kernkohlenstoffgehalt der Referenz) sehr gut überein.

Ebenfalls untersuchten Yang et al. [73] einen 21NiCrMo2 (0,19 Ma.-% C; 0,66 Ma.-% Ni; 0,59 Ma.-% Cr; 0,86 Ma.-% Mn; 0,21 Ma.-% Mo) im PBF-LB/M-Prozess. Auch bei dieser Legierung trat beim PBF-LB/M-Prozess eine Reduktion des C-Gehalts auf (ursprünglich 0,24 Ma.-% C). Es wurden keine Angaben zu möglichen PBF-LB/M-Parametern gemacht, noch wurde ein Spannungsarmglühen durchgeführt. Das as-built „angelassene martensitische“ Gefüge beinhaltete wenig Restaustenit und besaß eine Härte von  $324 \pm 40$  HV. Das Einsatzhärten wurde zwar im Ausblick erwähnt, Ergebnisse dazu wurden aber nicht publiziert.

Auch Łuszczek et al. [82] beschäftigten sich in ihrer Studie mit einem 21NiCrMo2. Es gibt keine Angaben zum C-Gehalt, der laut Norm im Bereich 0,17 - 0,23 Ma.-% liegen sollte. Im wie-gebauten Zustand wurde ein Gefüge aus Martensit und Bainit mit entsprechenden Schmelzbahnen des Lasers und einer Härte von 331 - 357 HV1 beschrieben. Die Zugfestigkeit lag bei 1010 MPa und die Bruchdehnung bei 14 %. Im spannungsarmgeglühten Zustand (650 °C 1,5 h) wurden Härtewerte 259 bis 272 HV1 gemessen und es konnten keine Schmelzbahnen mehr beobachtet werden. Die Zugfestigkeit sank auf 750 MPa bei einem Anstieg der Bruchdehnung auf 18 %. Das Einsatzhärten wurde nicht durchgeführt.

In der Studie von Aumayr et al. [81] wurde eine Legierung sehr ähnlich einem Einsatzstahl 16NiCr4 untersucht. Es wurde weder mit einer erhöhten Plattformtemperatur noch mit einem anschließenden Spannungsarmglühen gearbeitet. Das resultierende Gefüge des PBF-LB/M-Prozesses bestand aus Martensit und Bainit und wurde als sehr feinkörnig beschrieben. Die in Tabelle 2-5 dargestellten Einsatzhärteergebnisse wurden nach einem Aufkohlen (930 °C 2,5 h) ohne Angaben zum nachfolgenden Härten erreicht. Für den Vergleich wurde ein konventionell hergestellter 16MnCr5 im Einsatzhärteprozess mitchargiert. Die Härtetiefenverläufe beider Werkstoffe lagen gut übereinander.

Ein weiterer Anwendungsfall ist der warmfeste Einsatzstahl X14MoCrNiV4-4-3 (M50NiL) [72], der typischerweise in Wälzlagerkomponenten von Flugzeugtriebwerken verwendet wird. Dieser gehört als einziger der aufgelisteten Stähle zu den hochlegierten Stählen und wird konventionell als eher grobkörnig

beschrieben (Korngrößen-Kennzahl 5 bis 3 nach ASTM). Im Anschluss an den PBF-LB/M-Prozess erfolgte kein Spannungsarmglühen. Aufgekohlt wurde im Niederdruck, jedoch gibt es keine weiteren Angaben dazu, ebenso zum Härten. Zum Anlassen wird lediglich beschrieben, dass in mehreren Zyklen angelassen wurde. Die Einsatzhärteergebnisse in Tabelle 2-5 beziehen sich auf den Zustand ohne heiß-isostatisches Pressen (HIP). Es wurden keine richtungsabhängigen Eigenschaften festgestellt. Die Überrolleigenschaften nach dem Einsatzhärten wurden je nach Baurichtung als mit dem konventionellen Material vergleichbar oder geringfügig besser eingestuft. Die Härtewerte des Referenzwerkstoffs lagen etwas höher, dagegen wurde das PBF-LB/M-Gefüge nach dem Einsatzhärten als homogener und feinkörniger beschrieben.

**Tabelle 2-5: Härte- und Festigkeitswerte der PBF-LB/M-Einsatzstähle im Vergleich**

|                                  | 16MnCr5<br>[59] | 16MnCr5<br>[80] | 20MnCr5<br>[7,83] | 20MnCr5<br>[79] | E185 AMPO<br>[81] | M50NiL<br>[72] |
|----------------------------------|-----------------|-----------------|-------------------|-----------------|-------------------|----------------|
| Spannungsarmglühen               | X               | -               | k. A.             | X*              | -                 | -              |
| Aufkohlen                        | X               | X               | X                 | X               | X                 | X              |
| Härten                           | X               | X               | X                 | X               | X                 | X              |
| CHD in mm                        | ca. 0,85        | 1,0             | ca. 0,6           | ca. 1,0         | ca. 0,7           | ca. 0,9        |
| Anlassen                         | X               | X               | k. A.             | k. A.           | -                 | X              |
| Härte (as-built)                 | 330 HV10        | 357 ±19 HV1     | 295 HV1           | k. A.           | 385 HV10          | k. A.          |
| Härte (geglüht)                  | 235 HV10        | -               | k. A.             | 287 HV          | -                 | -              |
| R <sub>m</sub> (as-built) in MPa | 1050            | 1140            | 1101              |                 | 1150              |                |
| R <sub>m</sub> (geglüht) in MPa  | 730             |                 | 954               | 920             |                   |                |
| A (as-built) in %                |                 |                 | 14,6              |                 |                   |                |
| A (geglüht) in %                 |                 |                 | 19,4              |                 |                   |                |
| Randhärte (einsatzgeh.)          | 800 HV1         | 810 - 820 HV1   | 760 HV0,1         | 857 HV          | 720 HV0,5         | 720 HV1        |
| Kernhärte (einsatzgeh.)          | ca. 470 HV1     | 428 ±22 HV1     | 325 HV0,1         | ca. 380 HV      | k. A.             | 410 HV1        |

[umgewertet aus der Härte nach DIN EN ISO 18265 [90]]

(\* außerdem sandgestrahlt & normalisiert)

Die gezeigten Studien beziehen sich alle auf die Verarbeitung von Einsatzstahl mittels PBF-LB/M. Andere AM-Fertigungsweisen sind in diesem Zusammenhang bisher nicht zu finden. Tabelle 2-5 verdeutlicht, dass es möglich ist, vergleichbare Einsatzhärteergebnisse mit konventionell verarbeiteten Einsatzstählen zu erzielen. In den Studien sind wenig Informationen über die gewählten Randkohlenstoffgehalte und Oberflächengüten der einsatzgehärteten Proben dokumentiert. Auch wird bisher nicht über Einsatzhärteparameter, die speziell an PBF-LB/M-Werkstoffe angepasst wurden, berichtet. Das Spannungsarmglühen trägt zur thermischen Historie der PBF-LB/M-Werkstoffe bei. Über Parametervariationen und deren Einfluss auf das Gefüge wurde bisher nicht berichtet. Wärmebehandlung von PBF-LB/M-Werkstoffen ist ein wichtiges Thema und wird bereits in umfassenden Reviews dokumentiert (siehe beispielsweise Laleh et

al. [91]). Bisher sind die Einsatzstähle als Werkstoffgruppe jedoch so selten vertreten, dass sie in solchen Reviews noch keinen Platz gefunden haben.

Einen alternativen Forschungsansatz bietet die in-situ-Legierung von PBF-LB/M-Werkstoffen. Beispielsweise prozessierten Schmitt et al. im PBF-LB/M-Prozess den 16MnCr5 erfolgreich mit unterschiedlichen C-Gehalten 0,3 bis 0,8 Ma.-% [92]. Mit Blick auf potentielle Multi-Material-Prozesse würde dieser Ansatz bedeuten, dass auf den konventionellen Aufkohlungsprozess verzichtet werden könnte, wenn es gelingt, Bauteilbereiche mit definierten C-Gehalten zu versehen. Ggf. wäre auch ein konventionelles Härten bei den hohen Abkühlraten im PBF-LB/M-Prozess nicht mehr notwendig.

Die im Stand der Technik dargestellte Datenlage zeigt, wie überschaubar das Forschungsfeld zum Einsatzhärten von PBF-LB/M-Bauteilen bisher ist. Die meisten Studien konzentrieren sich auf die PBF-LB/M-Verarbeitung etablierter Legierungskonzepte. Oft fehlt das anschließende Einsatzhärten oder es werden keine Einsatzhärteparameter veröffentlicht, die jedoch elementar für die erzielten Werkstoffstrukturen und Eigenschaften sind. Die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit basieren auf zwei Einsatzstählen, die bereits zuverlässig im PBF-LB/M-Prozess verarbeitet werden können. Unter Berücksichtigung wirtschaftlicher Aufbauraten und der Nutzung kommerziell verfügbarer Anlagen konnten die Untersuchungen an Werkstoffproben mit einer relativen Materialdichte  $> 99,7\%$  durchgeführt werden.

### 3 Werkstoffe und Methoden

Es wurden zwei legierte Einsatzstähle in dieser Arbeit untersucht, die umfangreiche Anwendung im Getriebe- und allgemeinen Maschinenbau finden, wobei der Mangan-Chrom-legierte Stahl 20MnCr5 (Werkstoffnummer 1.7147) eine etwas geringere Einhärbarkeit als der Chrom-Nickel-legierte Stahl 17CrNi6-6 (Werkstoffnummer 1.5919) besitzt (siehe Abbildung 2-1). Um das Ergebnis der thermochemischen Behandlung quantitativ einschätzen zu können, erfolgt ein systematischer Vergleich zwischen Werkstoffproben aus dem PBF-LB/M-Prozess mit Werkstoffproben aus einer konventionellen Fertigungslinie, die in derselben Charge einsatzgehärtet wurden. Die Legierungszusammensetzungen waren zwar ähnlich aber nicht genau übereinstimmend, da der gleiche Werkstoff in unterschiedlicher Ausgangsform (sowohl als Pulverform als auch Rundstäbe z.B. stranggegossen und gewalzt) bei keinem Hersteller erhältlich war.

#### 3.1 Einsatzstahl 20MnCr5

Der Werkstoff 20MnCr5 ist ein Mangan-Chrom-legierter Stahl, der üblicherweise einen mittleren Kohlenstoffgehalt von 0,2 Ma.-% besitzt und sich gut zum Einsatzhärten eignet. Das Neupulver für den PBF-LB/M-Prozess wurde unter Stickstoffatmosphäre gasverdüst. Die monomodale Größenverteilung der Pulverpartikel lag im Ausgangszustand bei einem D10-Wert von 22,4 µm, einen D50-Wert von 33,9 µm und einen D90-Wert von 50,6 µm. Die Fließfähigkeit befand sich in einem typischen Bereich von Stahlpulvern für die additive Fertigung. Die chemische Zusammensetzung des Pulvers wurde mittels Röntgenfluoreszenzanalyse bzw. Infrarot-Kohlenstoff-Schwefel-Analysator bestimmt und ist in Tabelle 3-1 benannt. Die Legierungsgehalte des aufgebauten sowie konventionellen Vollmaterials wurden durch optische Emissionsspektroskopie (OES) bestimmt und können ebenfalls Tabelle 3-1 entnommen werden. Die beobachtete Verringerung von Elementgehalten (insbesondere C und Mn) während des Bauprozesses ist ein bekanntes Phänomen [59,72–74] (bzw. siehe Abschnitte 2.3, 2.4). Dass die Si- und Cr-Gehalte durch den Bauprozess erhöht werden, ist unwahrscheinlich. Es wird vermutet, dass diese Differenzen eine Folge der unterschiedlichen Messmethoden sind. Der Aluminium-Gehalt beim konventionellen Werkstoff liegt im Vergleich eine Größenordnung höher. Während der C-Gehalt des Pulvers noch knapp im Normbereich liegt, sinkt dieser infolge des PBF-LB/M etwas unterhalb der Spezifikationsgrenze. Darüber hinaus ist zu vermerken, dass der mittlere Chrom-Gehalt beim PBF-LB/M-Werkstoff im oberen Normbereich liegt, während dieser beim konventionellen Werkstoff im unteren Normbereich liegt.

Tabelle 3-1: Massenanteile der Legierungselemente des 20MnCr5

| Massenanteil in % |            | C    | Si   | Mn   | Cr   | Mo   | Ni   | Al    | k <sub>L</sub> |
|-------------------|------------|------|------|------|------|------|------|-------|----------------|
| ISO 683-3         | von<br>bis | 0,17 | 0,15 | 1,10 | 1,00 | -    | -    | -     |                |
|                   |            | 0,22 | 0,40 | 1,40 | 1,30 |      |      |       |                |
| Pulver            |            | 0,17 | 0,31 | 1,37 | 1,13 | -    | -    | -     |                |
| PBF-LB/M          |            | 0,15 | 0,39 | 1,16 | 1,32 | 0,02 | 0,05 | 0,002 | 1,05           |
| konventionell     |            | 0,18 | 0,29 | 1,13 | 1,05 | 0,01 | 0,09 | 0,023 | 1,04           |

Um den Einfluss von Legierungsgehalten einzuschätzen, können Legierungsfaktoren  $k_L$  berechnet und verglichen werden. Die Legierungselemente verändern die Kohlenstoffaktivität des Werkstoffs gegenüber Reineisen, sodass sich bei Stahlbauteilen mit unterschiedlichen Legierungsfaktoren in der gleichen Aufkohlungscharge unterschiedliche Randkohlenstoffgehalte und Kohlenstoffprofile einstellen [22]. Nachfolgende Gleichung aus [93] wird für die Berechnung herangezogen:

$$\lg k_L = 0,012 \cdot (\% \text{ Mn}) - 0,052 \cdot (\% \text{ Si}) + 0,044 \cdot (\% \text{ Cr}) + 0,009 \cdot (\% \text{ Mo}) - 0,011 \cdot (\% \text{ Ni}) \quad 3.1$$

Für die Legierungsfaktoren ergeben sich nahezu übereinstimmende Werte von 1,05 (PBF-LB/M) bzw. 1,04 (konventionell), sodass kein signifikanter Unterschied im Härtungsergebnis aufgrund der Legierungsgehalte zu erwarten ist.

### 3.2 Einsatzstahl 17CrNi6-6

Der Werkstoff 17CrNi6-6 zählt zu den Chrom-Nickel-legierten Stählen und besitzt einen mittleren Kohlenstoffgehalt von 0,17 Ma.-%. Das in Stickstoff gasverdüstete Neupulver dieser Legierung besaß einen D10-Wert von 32,9  $\mu\text{m}$ , einen D50-Wert von 47,8  $\mu\text{m}$  und einen D90-Wert von 69,1  $\mu\text{m}$ . Die chemische Zusammensetzung sowohl vom PBF-LB/M als auch vom konventionellen Vergleichswerkstoff bewegten sich im unteren Bereich des normativen Rahmens (siehe Tabelle 3-2). Wie beim 20MnCr5 verhält es sich auch hier mit dem Aluminiumgehalt. Die Berechnung der Legierungsfaktoren basierend auf Gleichung 3.1 ergab in beiden Fällen einen Wert von 1,05, sodass auch beim 17CrNi6-6 gut vergleichbare Härtungsergebnisse erwartet werden können.

Tabelle 3-2: Massenanteile der Legierungselemente des 17CrNi6-6

| Massenanteil in % |            | C            | Si           | Mn           | Cr           | Mo   | Ni           | Al    | k <sub>L</sub> |
|-------------------|------------|--------------|--------------|--------------|--------------|------|--------------|-------|----------------|
| ISO 683-3         | von<br>bis | 0,14<br>0,20 | 0,15<br>0,40 | 0,50<br>0,90 | 1,40<br>1,70 | -    | 1,40<br>1,70 | -     |                |
| Pulver            |            | 0,16         | 0,40         | 0,60         | 1,65         | -    | 1,64         | -     |                |
| PBF-LB/M          |            | 0,14         | 0,29         | 0,58         | 1,65         | 0,04 | 1,63         | 0,002 | 1,05           |
| konventionell     |            | 0,15         | 0,25         | 0,55         | 1,51         | 0,04 | 1,41         | 0,031 | 1,05           |

### 3.3 Referenzwerkstoffe

Die konventionellen Vergleichswerkstoffe liegen nach dem Warmwalzen als Rundstäbe ( $\varnothing$  30 mm) im Ausgangszustand normalgeglüht (20MnCr5) bzw. geblüht zur Erzielung kugelig Carbid (17CrNi6-6) vor.

### 3.4 PBF-LB/M-Prozess

Die beiden Einsatzstähle wurden auf zwei kommerziellen Anlagen in unterschiedlichen Instituten<sup>4</sup> verarbeitet. Die Probengeometrien aus 20MnCr5 wurden auf einer EOS M290 Anlage (Fokusbereich 73  $\mu$ m, nominelle maximale Laserleistung 400 W, maximale Scangeschwindigkeit 7 m/s) unter Einsatz einer Carbonbürste zur Pulverbeschichtung gebaut. Dabei wurde eine relative Bauteildichte von 99,5 % erreicht. Der Werkstoff 17CrNi6-6 wurde auf einer Concept Laser M2 Cusing (Fokusbereich 100  $\mu$ m, maximale Laserleistung 400 W, maximale Scangeschwindigkeit 7 m/s) mit einer Polymerlippe als Pulverbeschichter verarbeitet, wobei eine relative Werkstoffdichte von 99,9 % generiert werden konnte. Konstante Fertigungsparameter für beide Anlagen wurden wie folgt gewählt:

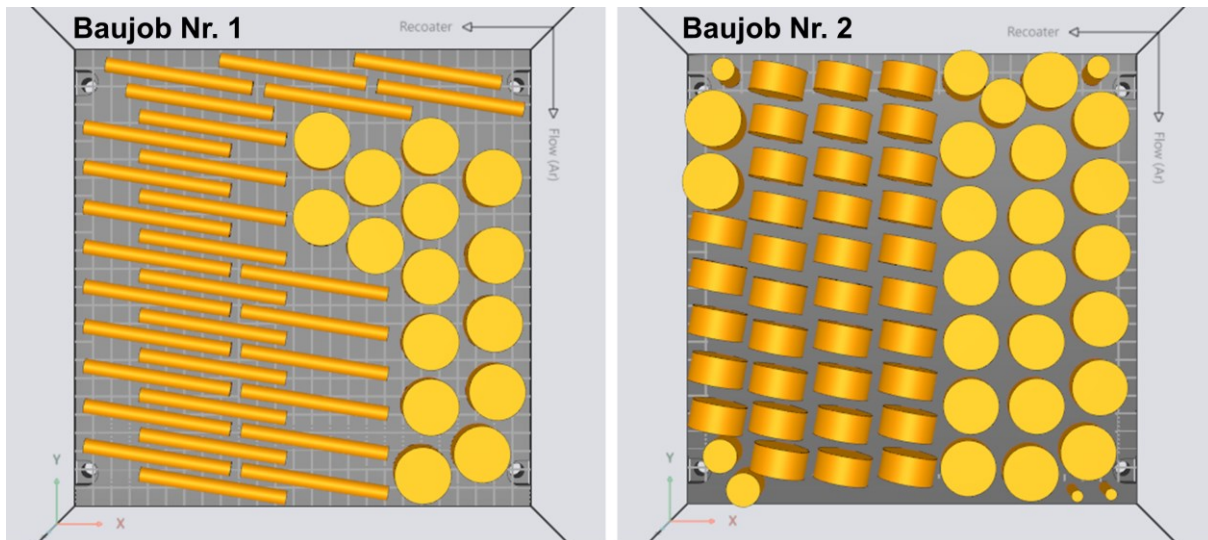
- Schichtdicke: 50  $\mu$ m
- Bauplatte: Stahl C45, wenige cm dick, 80 °C Heizung
- Schutzgas: Argon mit Restsauerstoffgehalt < 0,1 %.

Ergänzend erfolgte als Stichprobe der Aufbau von Proben aus 20MnCr5 unter Stickstoffatmosphäre im PBF-LB/M-Prozess. Anhand dieser sollte der Einfluss der Schutzgasatmosphäre auf die Gefügeausbildung beim Einsatzhärten untersucht werden. Die konstant gewählten Parameter schaffen einen Rahmen, der zur Erhöhung der Reproduzierbarkeit von Ergebnissen und damit für die Übertragbarkeit auf andere Anlagen und Fertigungsumgebungen dienen soll. Für den 20MnCr5 wurde mit einer Energiedichte von etwa 64 J/mm<sup>3</sup> gearbeitet, was einer Laserleistung von 290 W, einer Scangeschwindigkeit von 900 mm/s und einem Spurbereich von 0,1 mm entspricht. Der 17CrNi6-6 wurde mit einer Energiedichte von 77 J/mm<sup>3</sup> verarbeitet, was sich aus der Kombination aus 335 W Laserleistung, 650 mm/s Scangeschwindigkeit und 0,14 mm Spurbereich ergab. Weiterführende Informationen zur Parameterentwicklung können [12,94] entnommen werden. Es wurde ausschließlich mit Volumenparametern und somit ohne Konturparameter gearbeitet. Im PBF-LB/M-Prozess wurde mit Streifenbelichtung (bidirektional) gearbeitet, wobei die Scanrotation zwischen den einzelnen Schichten bei 67° (20MnCr5) bzw. 45° (17CrNi6-6) lag. Das Pulver wurde für beide Legierungen wiederholt gesiebt und wiederverwendet.

---

<sup>4</sup> Fraunhofer-Institut für Gießerei-, Composite- und Verarbeitungstechnik IGCV in Augsburg (20MnCr5) und Fraunhofer-Institut für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik IWU in Dresden (17CrNi6-6)

Abbildung 3-1 zeigt den Aufbau der Baujobs mit jeweils vollständig ausgelasteter Bauplatte. Es wurden sowohl Stangen, aus denen Dilatometerproben gefertigt wurden, sowie „stehende“ (Stirnseiten senkrecht zur Bauplatte) und „liegende“ (Stirnseiten parallel zur Bauplatte) Zylinder für die Untersuchung von Mikrostruktur, Härte- und Kohlenstofftiefenverläufen gebaut. Insgesamt wurden je Legierung 31 Stangen ( $\varnothing$  8 mm, 80 mm Länge), 35 stehende sowie 34 liegende Zylinder (jeweils  $\varnothing$  30 mm, 15 mm Dicke) gefertigt. Unterschiedliche Baurichtungen im PBF-LB/M-Prozess besitzen sowohl bezogen auf anisotropes Werkstoffverhalten als auch bezogen auf die Oberflächenqualität einen relevanten Einfluss.

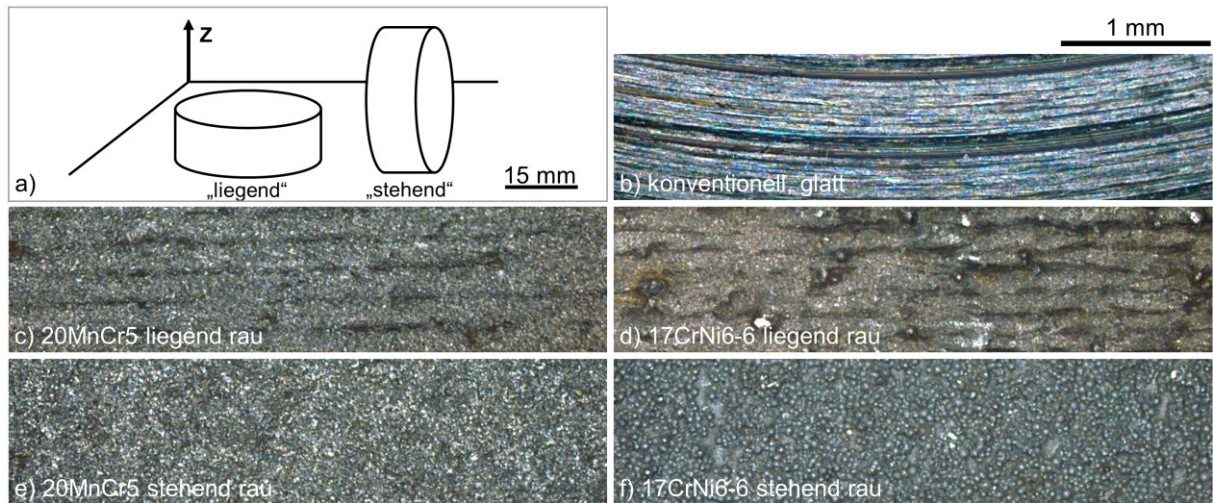


**Abbildung 3-1: Schematische Darstellung der Baujobs je Legierung mit Stangen, liegenden und stehenden Zylindern**

Wurden Stützstrukturen für den Probenaufbau benötigt, so wurden diese als Vollmaterial generiert, um den Nacharbeitsaufwand zu verringern. D.h. die Stützstrukturen bzw. überschüssiges Vollmaterial wurden im Fall der „stehenden“ Zylinder nicht entfernt, da diese keinen Einfluss auf das Einsatzhärteergebnis der untersuchten Probenbereiche bedeutete.

### 3.5 Oberflächenbearbeitung

Der konventionelle Werkstoff wurde mittels Drehen spanend bearbeitet, was zu einer eher glatten Oberfläche mit Riefen in regelmäßigen Abständen führte (siehe Abbildung 3-2b). Das PBF-LB/M-Material dagegen verfügt nach dem Bauprozess über eine eher raue Oberfläche (siehe Abbildung 3-2c-f), die infolge der Baurichtung und der angewandten PBF-LB/M-Parameter variiert. Um den Einfluss dieser Rauheit zu ermitteln, wurden sowohl PBF-LB/M-Proben mit dieser Oberflächenrauheit belassen sowie äquivalent zu den konventionellen Vergleichsproben spanend nachbearbeitete Oberflächen vor dem Einsatzhärten mittels Drehen erzeugt. Hierfür erfolgte der Materialabtrag von wenigen 100  $\mu\text{m}$  an den zu untersuchenden Stirnseiten der Zylinder.

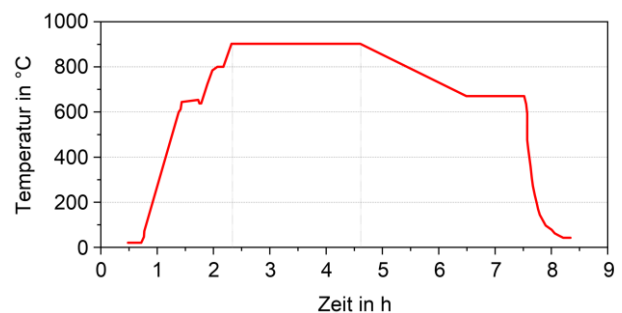


**Abbildung 3-2: Baurichtungen aus dem PBF-LB/M-Prozess (a) und Detailaufnahmen (c-f) der wie-gebauten „rauen“ Oberflächen infolgedessen sowie die gedrehte „glatte“ Oberfläche (b); alle Ansichten (b-f) als Draufsicht auf die Zylinderstirnflächen**

### 3.6 Einsatzhärten

Die Untersuchung von Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften erfolgte an mehreren Werkstoffzuständen. Die Ausgangszustände des PBF-LB/M-Werkstoffes entsprechen dem wie im Abschnitt 3.4 beschriebenen Zustand mit daran angeschlossenem Glühen im Schutzgasofen bei 600 °C 5 h. Das Glühen dient dem Abbau von Eigenspannungen, die durch Aufschmelzen, hohe Abkühlraten, Wiedererwärmen und -abkühlen infolge des PBF-LB/M entstehen [95]. Ohne den Abbau dieser Spannungen würden sich Bauteile während des Trennens von der Bauplattform stark verformen. Durch das relativ hohe Glühen wird gleichzeitig eine Veränderung des Gefüges in Kauf genommen, was sowohl metallographisch als auch z.B. mittels Härteprüfung nachgewiesen werden kann.

Die in-situ-Untersuchungen zur Umwandlungskinetik sowohl beim Erwärmen als auch beim Abkühlen im Dilatometer wurden ergänzend zu den Ausgangszuständen auch an durchkohlten Proben durchgeführt. Auf diese Weise konnten die Umwandlungsvorgänge sowohl im kohlenstoffarmen Bauteilinneren wie auch in der äußeren, kohlenstoffreichen Bauteilrandschicht charakterisiert werden. Das Durchkohlen der Probengeometrien (Wandstärke 500 µm) auf etwa 0,6 - 0,7 Ma.-% erfolgte im Niederdruckverfahren bei 900 °C für etwa 2,5 h mit anschließender langsamer Abkühlung (siehe Abbildung 3-3).



**Abbildung 3-3: Temperatur-Zeit-Verlauf des Durchkohlens**

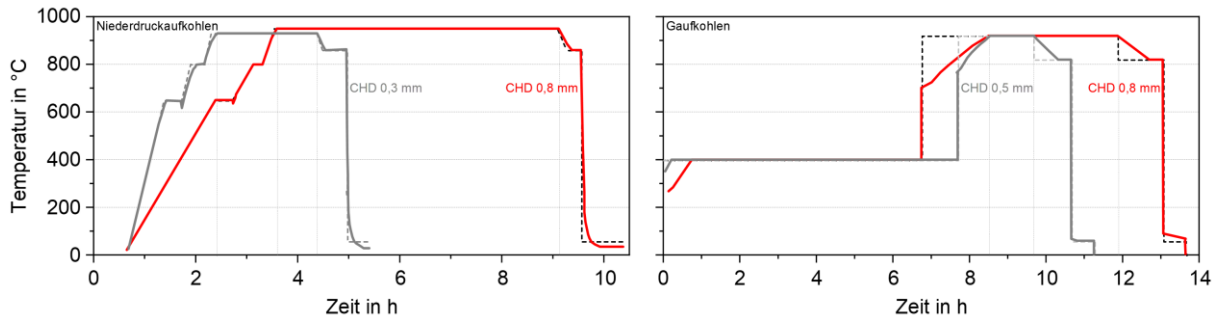


Das Einsatzhärten wurde sowohl als Niederdruckaufkohlen mit Gasabschreckung als auch als Gasaufkohlen mit Ölabschreckung in Industrieanlagen der Hanomag Lohnhärterei an den Standorten Gommern und Hannover durchgeführt. Da die Einsatzhärtetiefe in Abhängigkeit von Bauteilgröße und Anwendungszweck variieren kann, wurden in zwei Durchläufen unterschiedliche Einsatzhärtetiefen (0,3 - 0,5 mm und 0,8 mm) angestrebt. Ein typisches Anwendungsbeispiel ist ein Zahnrad, dessen Einsatzhärtetiefe abhängig vom Zahnradmodul gewählt wird, ca. das 0,1- bis 0,2-fache des Moduls [29]. Es ist zu erwarten, dass vorerst kleine Zahnräder von Interesse sein werden aufgrund des begrenzten Bauraums im PBF-LB/M. Daher wurden Zahnradmoduln 1,5 (entspricht einer CHD 0,3 mm) bis 2,5 (entspricht einer CHD 0,5 mm) und 4 (entspricht einer CHD 0,8 mm) in die Untersuchungen einbezogen. Das Niederdruckaufkohlen und Gasabschrecken wurde in einer Einkammer-Vakuumanlage durchgeführt, während das Gasaufkohlen in einer vollautomatisierten Durchstoßanlage mit Ölabschreckbad erfolgte. Die Parameter, die der thermochemischen Behandlung zugrunde gelegt wurden, sind in Tabelle 3-3 und Abbildung 3-4 dargestellt. Zur Chargierung wurden Drahtgewebekörbe verwendet. Nach der Aufkohlung wurde auf Härtetemperatur abgesenkt und direktgehärtet. Auf das abschließende Anlassen wurde vorerst verzichtet, damit kein weiterer Schritt der thermischen Historie der Werkstoffe hinzugefügt wurde und somit die Ergebnisinterpretation erschwert.

Vor dem Gasaufkohlen erfolgte eine mehrstündige Voroxidation auf 400 °C, die die Werkstoffoberfläche aktivieren soll [22] und gleichzeitig der Vorwärmung dient. Die Zuführung der Aufkohlungsmedien erfolgte bei allen Prozessen ab demjenigen Zeitpunkt, als die Charge die Aufkohlungstemperatur erreichte, was gleichzeitig dem Anfangspunkt der hier genannten Aufkohlungsdauer entspricht. Erreicht werden sollte ein maximaler Randkohlenstoffgehalt von 0,6 bis 0,7 Ma.-%, welcher laut DIN 17022 Teil 3 [27] im empfohlenen Bereich für restaustenitarmer Randschichtgefüge liegt.

**Tabelle 3-3: Einsatzhärteparameter**

| CHD                                                                                     | Aufkohlungstemperatur in °C | Aufkohlungsdauer in h | Härtetemperatur in °C |
|-----------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------|-----------------------|-----------------------|
| <b>Niederdruckaufkohlen (Ethin) &amp; Gasabschrecken (12 bar Stickstoff)</b>            |                             |                       |                       |
| 0,3 mm                                                                                  | 930                         | 2                     | 860                   |
| 0,8 mm                                                                                  | 950                         | 5,5                   | 860                   |
| <b>Gasaufkohlen (Methanol-Stickstoff-Gemisch) &amp; Ölabschrecken (Umwälzung, 60°C)</b> |                             |                       |                       |
| 0,5 mm                                                                                  | 920                         | 1,1                   | 820                   |
| 0,8 mm                                                                                  | 920                         | 3,4                   | 820                   |

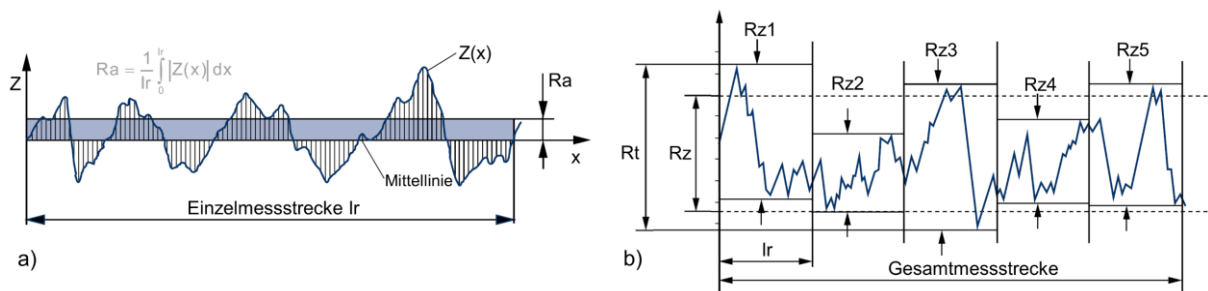


**Abbildung 3-4:** Temperatur-Zeit-Verläufe der Soll- (gestrichelt) und Ist-Werte (durchgezogen) der angewandten Einsatzhärteprozesse

Alle Chargen sind im regulären Härtereibetrieb mitgelaufen, sodass von einer Standardwärmebehandlung nach heutigem Stand der Technik gesprochen werden kann. Die Unterschiede in den Prozessabläufen - mit bzw. ohne Voroxidation, mehr- oder einstufiges Erwärmen - sollen an dieser Stelle nicht stören, da es in dieser Arbeit nicht um den Vergleich der beiden Einsatzhärteverfahren untereinander geht, sondern um den Vergleich der Einsatzhärteergebnisse zwischen additiv gefertigten und konventionellen Einsatzstählen. Additiv gefertigte und konventionelle Einsatzstähle befanden sich jeweils in den gleichen Einsatzhärtechargen.

### 3.7 Rauheitsmessung

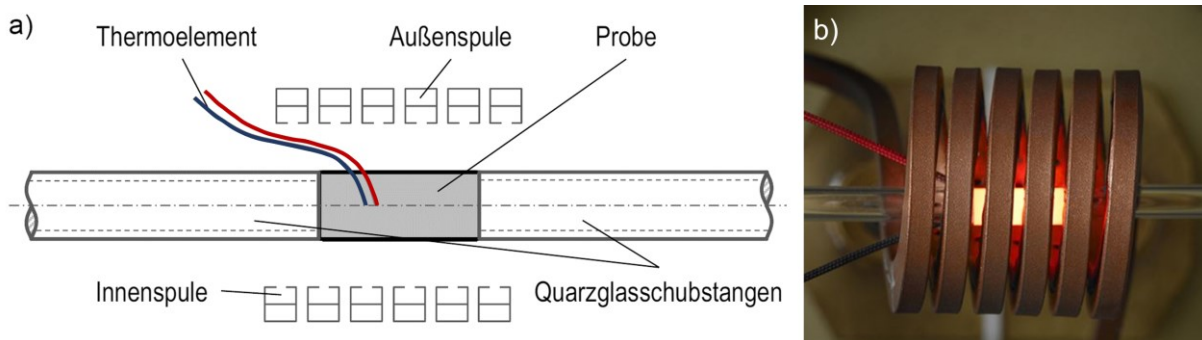
Zur Quantifizierung der Unterschiede im rauen bzw. glatten Oberflächenzustand wurden in Anlehnung an DIN EN ISO 21920-3 [96] mittels Tastschnittverfahren die Oberflächenrauheiten auf den Zylinderstirnseiten bestimmt. Dafür wurde ein mobiles Rauheitsmessgerät Hommel-Etamic Waveline W10 mit Vorschubgerät LV17 und Taster T3E der Firma Jenoptik genutzt. Gegenstand der Untersuchung waren sowohl die gedrehten Oberflächen, als auch die wie-gebauten Oberflächen aus dem PBF-LB/M-Prozess (siehe Abbildung 3-2b-f). Gemessen wurde jeweils auf den Stirnflächen der Zylinderproben. In Abhängigkeit der Größenordnung der Rauheiten wurden die Längen der fünf Einzelmessstrecken und die zugehörigen Cut-Off-Längen bestimmt. Das Gerät filtert die Messergebnisse automatisch mittels Gauß-Filter nach DIN EN ISO 16610-21 [97]. Als Ergebnisse wurden jeweils die gemittelte Rautiefe  $R_z$ , der arithmetische Mittenrauwert  $R_a$  und die Gesamthöhe des Rauheitsprofils  $R_t$  laut DIN EN ISO 21920-2 [98] dokumentiert.



**Abbildung 3-5:** Darstellung des arithmetischen Mittenrauwerkes  $R_a$  (a), der gemittelten Rautiefe  $R_z$  und der Gesamthöhe des Rauheitsprofils  $R_t$  (b) in Anlehnung an [99]

### 3.8 Dilatometrie

Für die in-situ-Analyse des Erwärm- bzw. Abkühlverhaltens der beiden Einsatzstähle wurde ein Dilatometer D805A der Firma Bähr/TA Instruments verwendet. Dieses besitzt eine hohe Messsensitivität gegenüber der temperaturabhängigen Volumenänderung von Stählen infolge entsprechender Festphasenumwandlungen (Umwandlungsdehnungen von wenigen 0,1 %). Die Erwärm- und Abkühlraten können dafür in einem Spektrum mehrerer Größenordnungen gewählt werden. Alle Messungen wurden mindestens unter Schutzgas-, zum Teil unter Vakuumatmosphäre und unter Verwendung von Quarzschubstangen getätigt. Der Dilatometeraufbau ist schematisch in Abbildung 3-6a dargestellt, wobei Abbildungsteil b ein reales Bild einer glühenden Probe in der Induktionsspule zeigt. Damit können vorab definierte Temperatur-Zeit-Verläufe geregelt umgesetzt werden. Als Kühlmedium kann inertes Gas (z.B. Stickstoff oder Helium) durch die perforierte Innenspule gleichmäßig über die gesamte Probenoberfläche geleitet werden. Zur Regelung wurden bei allen Versuchen die Proben mittig mit einem Thermoelement (Typ S, Pt10Rh-Pt, Ø 0,1 mm) versehen. Das Fügen der Thermoelemente und Probenoberfläche erfolgte mittels Punktschweißgerät.



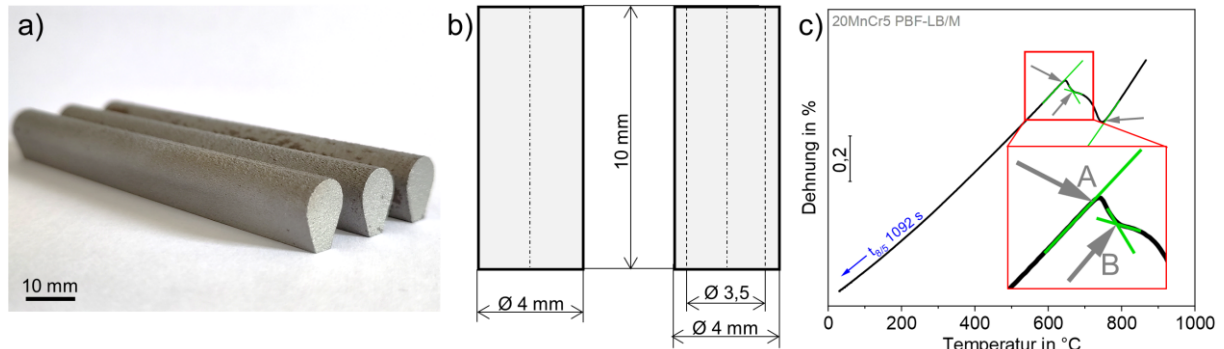
**Abbildung 3-6: a) Schematischer Aufbau der Messanordnung im Dilatometer in Anlehnung an [100], b) glühende Probe in der Induktionsspule [101]**

Die Dilatometerproben wurden spanend aus dem PBF-LB/M sowie konventionellen Material herausgedreht. Die PBF-LB/M-Proben wurden dabei aus liegend gebauten Stangen (Ø 8 mm), wie sie in Abbildung 3-7a zu sehen sind, mittig entnommen. Die Proben wurden aus der gesamten Stangenlänge ohne besondere Rücksicht auf die Entnahmeorte herausgearbeitet. Es wurden in Abhängigkeit der Erwärm- und Abkühlgeschwindigkeiten sowohl Vollproben (Durchmesser 4 mm, Länge 10 mm) als auch Hohlproben (Außendurchmesser 4 mm, Wandstärke 0,5 mm, Länge 10 mm) verwendet (siehe Abbildung 3-7b). Das Messsignal in der Dilatometrie basiert auf der Längenänderung  $\Delta L$  des Probenvolumens, welche durch thermische Ausdehnung/Kontraktion bzw. Phasen-/Gefügeumwandlungen hervorgerufen wird. Zur Berechnung der technischen Dehnung  $\varepsilon$  erfolgt eine Normierung auf die Ausgangslänge  $L_0 = 10$  mm:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0}$$

**3.2.**

Die Auswertung der Versuche wurde anschließend in Anlehnung an [102–104] durchgeführt. Phasenumwandlungen stellen hierbei das Abweichen vom weitestgehend linearen Kurvenverlauf der thermischen Dehnung dar. Das heißt, die Anfangs- und Endtemperaturen der Phasenumwandlungen konnten mittels Tangentenverfahren bestimmt werden. Im Fall von zeitlich sich überschneidenden Umwandlungen erfolgte die Anwendung des Tangentenschnittverfahrens (siehe Abbildung 3-7c).



**Abbildung 3-7:** a) Liegend gebaute Stangen aus dem PBF-LB/M, b) daraus zu fertigende Geometrien für das Dilatometer, c) exemplarische Abkühlkurve aus den ZTU-Untersuchungen des 20MnCr5 PBF-LB/M mit Kennzeichnung des Tangenten- (A) bzw. Tangentenschnittverfahrens (B)

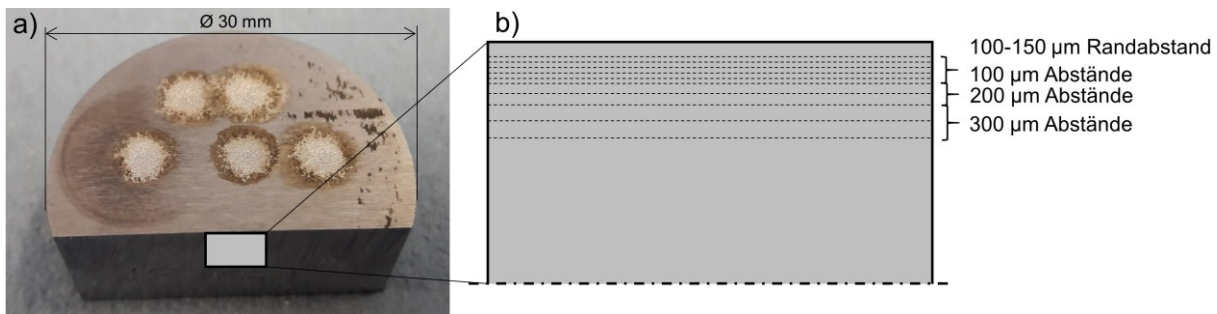
Zur Erstellung der Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Diagramme (ZTA) wurden die Proben in einem Erwärmratenbereich 0,01 - 10 K/s bis zu einer Maximaltemperatur (850 °C, 900 °C, 950 °C, 1050 °C, 1150 °C) in den Austenitbereich erwärmt. Direkt im Anschluss an das Erreichen der Maximaltemperatur erfolgte ein einheitlich überkritisches Abschrecken mit einer Kühlrate von etwa 100 K/s. Diese überkritische Abkühlung bedeutete eine bainitische/martensitische Umwandlung des Gefüges. So konnte die ehemalige Austenitkorngröße bei Erreichen der Maximaltemperatur beibehalten und in einem nächsten Schritt mittels metallographischer Präparation (siehe Abschnitt 3.10) sichtbar gemacht werden. Anhand der aufgenommenen Dehnungs-Temperatur-Verläufe konnten die erwärmratenspezifischen Umwandlungstemperaturen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  bestimmt werden. Diese sowie mittlere Korngrößen nach ASTM wurden in den ZTA-Diagrammen dargestellt.

Zur Erstellung der Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramme (ZTU) wurden einheitliche Austenitisierungsbedingungen gewählt. Mit einer Rate von 2 K/s wurden die Proben auf eine Austenitisiertemperatur von 870 °C erwärmt. Nach einer Haltedauer von 10 min erfolgte die Abkühlung mit unterschiedlichen  $t_{8/5}$ -Zeiten. Dabei reichte die Bandbreite der  $t_{8/5}$ -Zeiten von 1 s bis 5 h. Auch hier wurden anhand der aufgenommenen Dehnungs-Temperatur-Verläufe die Umwandlungstemperaturen bestimmt (siehe beispielhaft in Abbildung 3-7c) und mit Hilfe von metallographischen Schliffrn (siehe Abschnitt 3.10) den entsprechenden Gefügebestandteilen zugeordnet. Je  $t_{8/5}$ -Zeit wurden drei Einzelversuche durchgeführt. Abschließend erfolgte eine Härteprüfung (siehe Abschnitt 3.12), um die gemittelten Härtewerte in den ZTU-Darstellungen zu ergänzen.

### 3.9 Optische Emissionsspektroskopie

Die Einstellung eines gradierten Kohlenstoffgehaltes in metallischen Bauteilen ist das Ziel des Einsatzhärtens. Die Bestimmung der resultierenden Profile erfolgte mittels OES-Analysen in definierten Randabständen zur Probenstirnfläche. Für diese Messungen wurde das Gerät SPECTROMAXx der Firma SPECTRO Analytical Instruments verwendet. Dieses arbeitet nach dem Prinzip der Funkenanregung unter einer Argon-Schutzgasatmosphäre, wobei eine kleine Metallmenge verdampft wird. Das Licht des ionisierten Gases kann dann mit einem optischen System auf seine Wellenlängen und den zugehörigen Intensitäten analysiert werden [105,106].

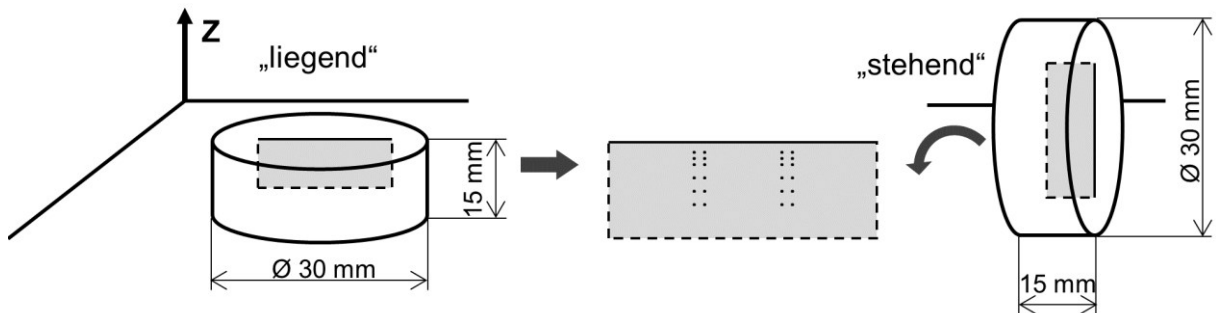
Dafür wurde eine Lochblende mit 10 mm Durchmesser genutzt. Je Probe und Randabstand wurden fünf bis sechs Messungen durchgeführt und gemittelt. Die benötigten Schliffflächen wurden mit Hilfe einer Flachsleifmaschine mit Korund-Schleifstein präpariert. Die Abstände zwischen den Schliffebenen wurden in Abhängigkeit der Einsatzhärte Tiefe gewählt. Für eine CHD 0,8 mm ergaben sich die in Abbildung 3-8b dargestellten Abstände. Für eine CHD 0,3 - 0,5 mm ergaben sich betragsmäßig halbierte Abstände. Durch einen trockenen Schleifprozess konnten Oberflächenrückstände unterschiedlicher Arten vermieden werden. Die vertikale Verfahrensgeschwindigkeit des Schleifsteins lag bei etwa 3 bis 5  $\mu\text{m}/\text{min}$ , sodass der Wärmeeintrag trotz fehlender Kühlflüssigkeit möglichst gering blieb. Sowohl durch den Schleifprozess als auch die OES-Messungen wurde eine gewisse Wärmemenge in die Proben eingebracht. Es wurde die Annahme getroffen, dass die Wärmemenge in Verbindung mit der Zeit, in der die Proben einer erhöhten Temperatur unterlagen, nicht ausreichend war, um eine merkliche Kohlenstoffdiffusion zu verursachen. Die Aufkohlungstiefe wurde einheitlich bei 0,35 Ma.-% Kohlenstoff bestimmt (vgl. [22]). Zur Sicherheit wurden die Probenteile zur Erstellung von Kohlenstofftiefenverläufen ausschließlich zu diesem Zweck verwendet, wobei entsprechende Probenteile für die Härteprüfung und Metallographie zuvor thermisch neutral abgetrennt wurden.



**Abbildung 3-8: Probenoberfläche nach fünf OES-Messungen (a) und schematische Darstellung der gewählten Schleifschritte für eine einsatzgehärtete Probe mit 0,8 mm CHD**

### 3.10 Metallographie

Die Mikrostruktur der o. g. Werkstoffzustände wurde metallographisch untersucht. Neben den Dilatometerproben handelte es sich um liegend und stehend gebaute Zylinderproben zur Untersuchung der Kohlenstoffprofile, Gefüge und Härtetiefenverläufe vom Rand- in den Kernbereich hinein. Der Ausgangspunkt für die Untersuchungen befand sich bei allen Proben auf der Stirnseite, wie in Abbildung 3-9 dargestellt. Die Überprüfung von Längs- und Querschliffen ermöglichte dabei eine Aussage über die jeweilige Werkstoffhomogenität.



**Abbildung 3-9: Zylindergeometrie (PBF-LB/M) für Gefügeuntersuchungen, Härte- und Kohlenstofftiefenverläufe mit Kennzeichnung der schwerpunktmäßig untersuchten Schliffebene**

Für eine bessere Handhabbarkeit wurden die thermisch neutral getrennten Probenteile in kaltaushärtendem Epoxidharz eingebettet. Die eingebetteten Proben durchliefen mehrere Schleifschritte unter Wasserkühlung mit feiner werdendem Schleifpapier bis hin zur Körnung P2400. Im Anschluss daran wurden die Oberflächen mit Diamantsuspension auf Wasserbasis in den Körnungen 6 µm und 3 µm poliert. Darauf folgte eine Endpolitur mit Oxid-Poliersuspension der Körnung 0,05 µm.

Um die Werkstoffgefüge für eine lichtmikroskopische Untersuchung sichtbar zu machen, wurden die polierten Oberflächen abschließend für 5 - 10 s mit Nital (0,3 %-ige alkoholische Salpetersäure  $\text{HNO}_3$ ) bei Raumtemperatur geätzt [107]. Für die Sichtbarmachung ehemaliger Austenitkorgrenzen erfolgte im polierten Zustand die Ätzung nach Bechet-Beaujard [108]. Hierfür wurde eine Ätzlösung aus 75 ml Pikrinsäure (gesättigte, wässrige Lösung) und 3 Tropfen Salzsäure (HCl, konzentriert) angesetzt. Die Ätzung des 20MnCr5 erfolgte bei 70 °C für 1 min, die des 17CrNi6-6 bei 60 °C für etwa 40 s. Abschließend wurden die Oberflächen überpoliert. Außerdem wurde in einer Stichprobe die LePera-Ätzung angewandt [109], um eventuelle martensitische Anteile im wie-gebauten PBF-LB/M-Gefüge sichtbar zu machen (siehe Abbildung 4-1c, d). Hierzu braucht es zwei Lösungen, die separat angesetzt und anschließend gemischt werden. Eine Lösung besteht aus 1 g Natriumdisulfit ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ ) auf 99 ml destilliertes Wasser, die andere Lösung besteht aus 96 ml Ethanol und 4 ml Pikrinsäure. Die Ätzung wurde bei Raumtemperatur für etwa 30 s durchgeführt.

Alle Schliffbilder wurden mit dem Auflichtmikroskop Typ DMI5000 M der Firma Leica aufgenommen. Zur Messung der ehemaligen Austenitkorngrößen wurde die Bildauswertesoftware IMS der Firma Imagic genutzt. Die Zuordnung der mittleren Korngrößen erfolgte für die ZTA-Diagramme anhand der ASTM E112-10 [110] (vgl. [103]). Da die Betrachtung von mittleren Korngrößen z.B. im Fall von unregelmäßigem Kornwachstum ungenügend ist, wurden darüber hinaus in dieser Arbeit Korngrößenverteilungen dargestellt. Diese Korngrößenverteilungen wurden sowohl für das Erwärmverhalten der Werkstoffe als auch für die einsatzgehärteten Zustände ausgewertet und beziehen sich auf die Korngrößen-Kennzahl  $G$  nach DIN EN ISO 643 [108]. Die Kennzeichnung kritischer Korngrößenbereiche erfolgte wie im Stand der Technik beschrieben in Anlehnung an [16,46,47], d.h. Korngrößen-Kennzahlen zwischen 3 und 4 werden bis zu einem Flächenanteil in Summe von 10 % toleriert.

### 3.11 Röntgendiffraktometrie

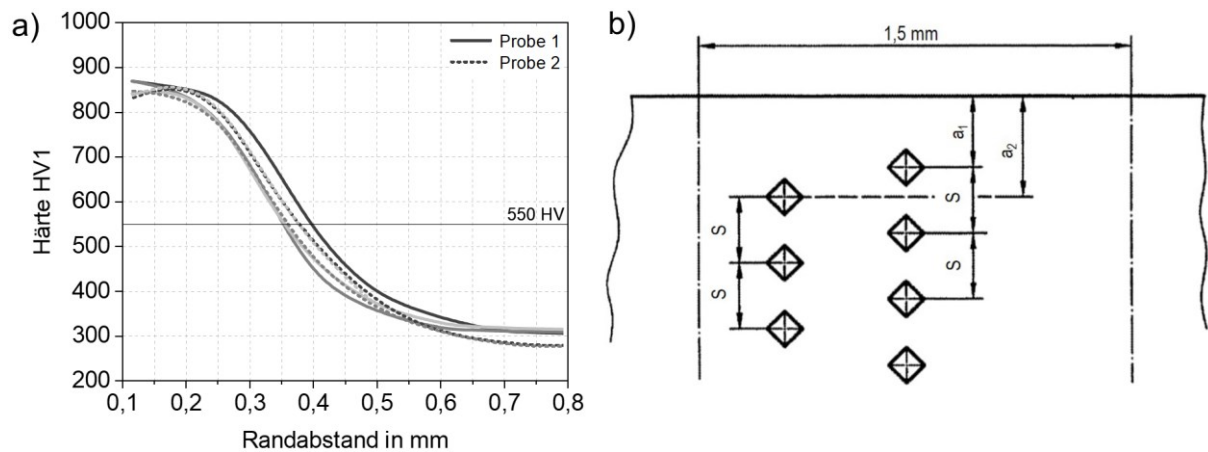
Die röntgenographische Restaustenitbestimmung ist eine gängige Methode zur Charakterisierung von gehärteten Stählen. Die quantitative Phasenanalyse basiert dabei auf den unterschiedlichen Gitterstrukturen der austenitischen (kubisch-flächenzentrierten) und martensitischen (tetragonal- bzw. kubisch-raumzentrierten) Gefügeanteile. Die Messungen wurden bei Schaeffler Technologies, Herzogenaurach, an nicht kommerziell erhältlichen Geräten durchgeführt und mit einer ebenso selbst entworfenen Software ausgewertet. Dazu wurden die Messflächen auf den Zylinderstirnflächen kombiniert durch Schleifen und Ätzen bis auf einen Randabstand  $100 \pm 10 \mu\text{m}$  präpariert. Verwendet wurde  $\text{MoK}\alpha$ -Strahlung, mit welcher die Interferenzlinien  $\{220\}$  und  $\{311\}$  des Restaustenits bzw. die Interferenzlinien  $\{200\}$  und  $\{211\}$  des Martensits registriert wurden.

### 3.12 Härteprüfung

Die Härteprüfungen wurden nach Vickers DIN EN ISO 6507-1 [111] mit einem Kleinlasthärteprüfer Modell HMV-2 der Firma Shimadzu unter Einstellung einer Prüfkraft von 9,81 N (entspricht der Normbezeichnung HV1) und einer Einwirkdauer der Prüfkraft von 10 s durchgeführt. Auch hierfür wurden die Proben in kalt-aushärtendem Epoxidharz eingebettet und durch feiner werdende Schleifschritte unter Wasserkühlung bis zu einer Körnung P1200 bearbeitet. Durch das Kalteinbetten und die gekühlten Bearbeitungsschritte wurde ein möglicher Wärmeeintrag in die Proben weitestgehend verhindert. Für die Prüfungen von homogenen Werkstoffzuständen wurden mindestens sechs Eindrücke gemessen und daraus der Mittelwert gebildet.

Härtetiefenverläufe wurden nach DIN EN ISO 2639 (Stand 2002) [112] von den Zylinderstirnflächen aus ermittelt und hinsichtlich der Einsatzhärtetiefe (CHD) bei einem Härtewert von 550 HV ausgewertet (siehe Abbildung 3-10). In der Norm wird für die Bestimmung der Einsatzhärtetiefe eine Mindestauflösung des

Härtetiefenverlaufs von 100  $\mu\text{m}$  gefordert (z.B.  $(a_2 - a_1) \leq 100 \mu\text{m}$  in Abbildungsteil b). Daher wurden je Härtetiefenverlauf zwei sich ergänzende Messreihen, wie unten dargestellt, aufgenommen, die sich in einem Abstand von 500 bis 1000  $\mu\text{m}$  ( $< 1,5 \text{ mm}$ ) befanden. Der Abstand zwischen benachbarten Eindrücken (S) einer Messreihe durfte das 2,5-fache<sup>5</sup> derer Diagonalen nicht unterschreiten. Aufgrund der mit steigendem Randabstand größer werdenden Prüfeindrücke wurde die Mindestauflösung nach Erreichen von 550 HV nicht durchgehend eingehalten.



**Abbildung 3-10: Streuung der Härteprofile am Beispiel 20MnCr5, PBF-LB/M, stehend, rau - niederdruckaufgekohlt (a); graphische Darstellung der Messreihenordnung zur Aufnahme eines Härteprofils (b) in Anlehnung an [112]**

Abbildung 3-10a zeigt beispielhaft die Streuung, in der sich die Härtetiefenverläufe zweier Proben gleicher Wärmebehandlungsparameter bewegen. Je Probe wurden 2 - 3 Tiefenverläufe bestimmt. Alle Tiefenverläufe derjenigen Proben, die den gleichen Wärmebehandlungsparametern unterlagen, wurden rechnerisch auf einen resultierenden Härtetiefenverlauf gemittelt. Durch die geringe Wertestreuung und zur Bewahrung der Übersichtlichkeit wurde auf die Angabe von Fehlerbalken in den Ergebnisdarstellungen verzichtet. Anhang (E) enthält alle gemessenen Härtetiefenverläufe.

<sup>5</sup> In diesem Punkt unterscheidet sich die heute geltende DIN EN ISO 18203:2022 zur Bestimmung der Dicke gehärteter Randschichten, in der das 3-fache der Diagonalen als Abstand benachbarter Eindrücke gefordert wird.





## 4 Ergebnisse und Diskussion

### 4.1 20MnCr5: Untersuchung des Ausgangszustandes

Die Verarbeitung des 20MnCr5 im PBF-LB/M-Prozess konnte erfolgreich umgesetzt werden. Auch wenn das Kohlenstoffäquivalent von 0,74 % auf eine höhere Vorwärmtemperatur zwischen 200 und 350 °C für einen typischen Schweißprozess verweist, reichten 80 °C Plattformtemperatur in Kombination mit einer Energiedichte von 64 J/mm<sup>3</sup> für den PBF-LB/M-Prozess aus. Charakteristisch für diesen Prozess ist der lagenweise Aufbau.

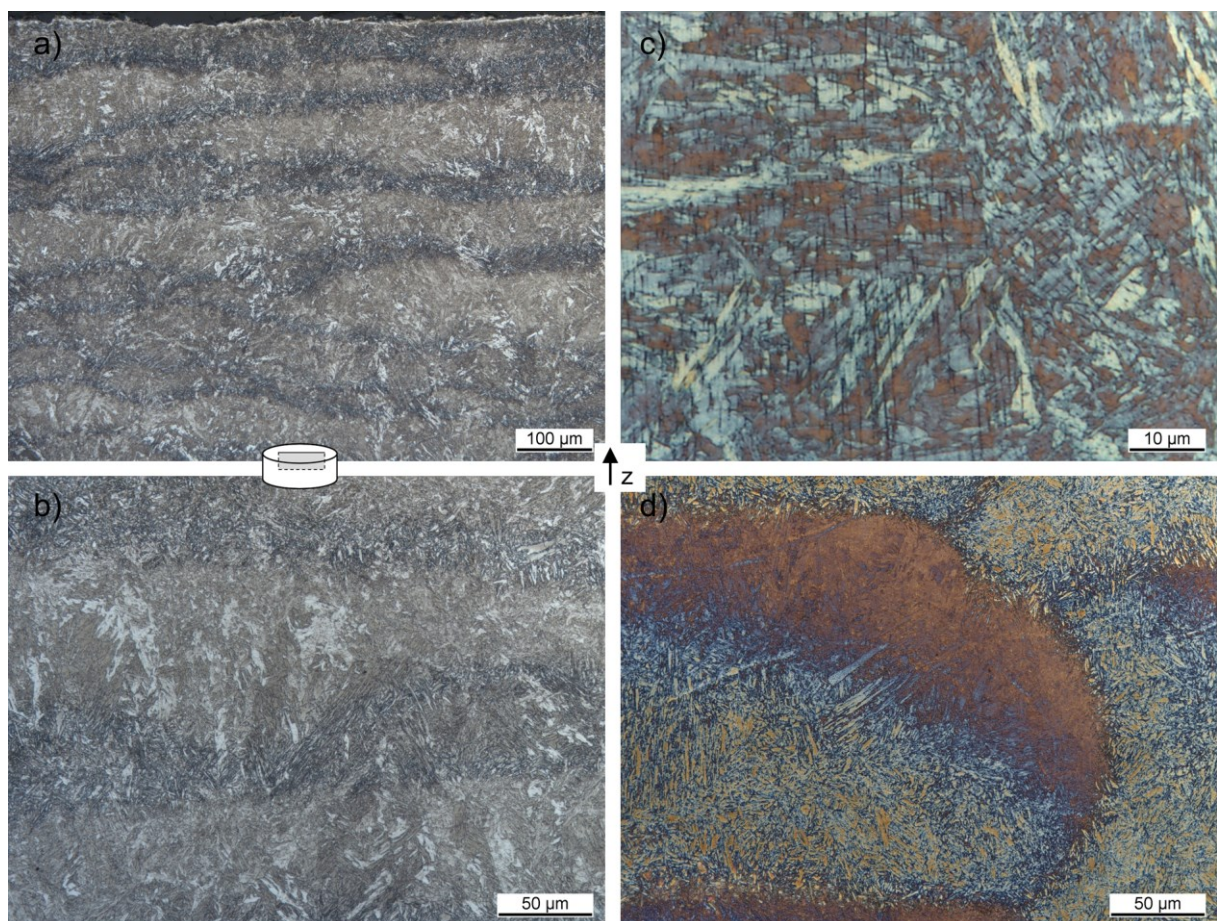


Abbildung 4-1: Gefüge 20MnCr5 PBF-LB/M, liegend gebaut, vor dem Spannungsarmglühen im Längsschliff mit Kennzeichnung der Baurichtung z, Nital- (a, b) bzw. LePera-Ätzung (c, d)

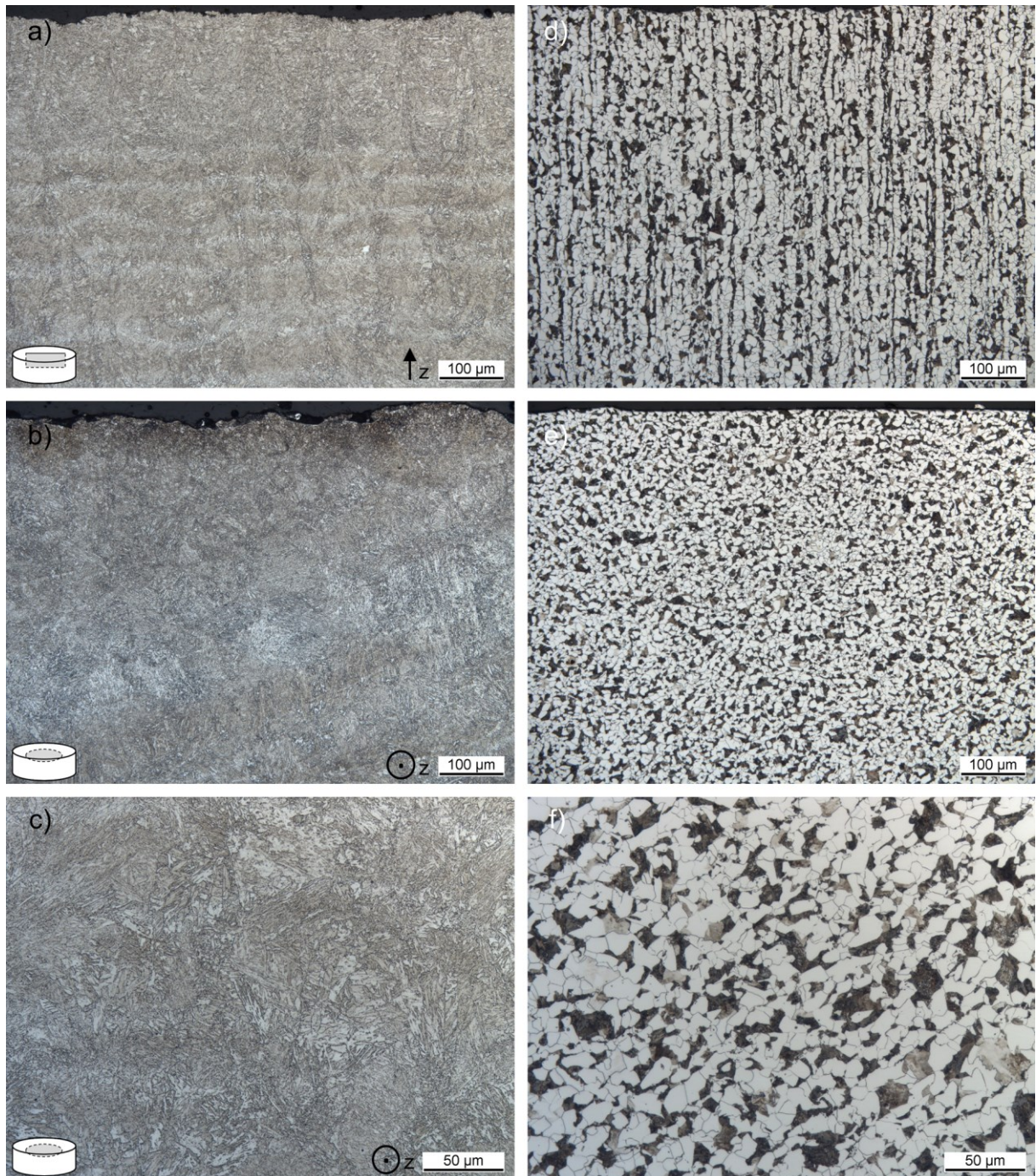
Abbildung 4-1 zeigt das Gefüge einer PBF-LB/M-Probe aus 20MnCr5, die vor dem Spannungsarmglühen von der Bauplatte getrennt und metallographisch untersucht wurde. Mittels LePera-Ätzung können üblicherweise martensitische Gefüge-Anteile sichtbar gemacht werden. Bei dieser Ätzung entsteht auf den

anodisch wirkenden Gefügeanteilen ein farbiger Niederschlag. Martensit und Restaustenit mit erhöhten Kohlenstoffgehalten wirken im Vergleich zu den weniger kohlenstoffhaltigen Gefügebestandteilen als Kathode und würden daher von Farbniederschlag frei bleiben. [113] Es zeigen sich in den Abbildungsteilen c und d ausschließlich angefärbte Gefügebestandteile, was darauf schließen lässt, dass das wie-gebaute Gefüge weder martensitische noch restaustenitische Anteile aufweist. Die Härtewerte vor dem Glühen liegen im Bereich 393 HV1 mit einer Standardabweichung von 19 HV1. Im Vergleich mit Abbildung 2-2 kann dieser Wert bei einem Kohlenstoffgehalt kurz unter 0,2 Ma.-% dem Bainit zugeordnet werden.

Beim Spannungsarmglühen wird die gesamte Bauplattform mit den darauf aufgebauten Geometrien behandelt, damit Maß- und Formänderungen während des Trennprozesses weitestgehend vermieden werden. Um Spannungen im Werkstoff abzubauen, reicht bereits das Erreichen der Warmstreckgrenze, ohne dass eine gesonderte Haltedauer nötig ist. Je nach Ofenbeladung, Bauplattformstärken und Bauteilgrößen ist eine ausreichend lange Haltedauer für einen Temperatenausgleich zu wählen, sodass 5 h bei 600 °C gewählt wurden. Das Gefüge nach dem Spannungsarmglühen ist in Abbildung 4-2a-c dargestellt. Der PBF-LB/M-Werkstoff ist am Beispiel der Baurichtung „liegend“ dargestellt, wie auch schon in Abbildung 4-1. (D.h. die Stirnflächen der Zylindergeometrie lagen parallel zur Bauplattform. Die Schliffbilder zugehörig zur Baurichtung „stehend“ befinden sich im Anhang.) Im Längsschliff (Abbildungsteil a) zeigt sich noch immer der typische Lagenaufbau, welcher im Querschliff (Abbildungsteile b, c) erwartungsgemäß nicht zu sehen ist. Das Gefüge wird aufgrund der metallographischen Ansichten und durch die Erkenntnisse aus der LePera-Ätzung überwiegend als angelassener Bainit beschrieben.

Das Gefüge erscheint darüber hinaus als sehr feinkörnig, begünstigt durch die hohen Abkühlraten nach dem Schmelzprozess. Auch über das Spannungsarmglühen hinweg bleibt die Feinkörnigkeit erhalten. Der Vergleich von metallographischen Schliffen vor und nach dem Spannungsarmglühen zeigt lediglich eine moderatere Farbgebung (nach der Nital-Ätzung) und ein homogeneres Gefüge infolge der Wärmebehandlung, in geringem Maße gewisse Einformungen. Die Feinkörnigkeit scheint lichtmikroskopisch sichtbar nicht beeinflusst zu werden. Die Härtewerte im spannungsarmgeglühten Zustand liegen unabhängig von Baurichtung und Schliffebene bei 275 HV1 mit einer Standardabweichung 8 HV1. Streng genommen handelt es sich bei dem vorgenommenen Glühen (600 °C 5 h) nicht um ein reines Spannungsarmglühen, da durch die Veränderung der Mikrostruktur eine Härtereduktion von 30 % entsteht. Dennoch wird der Begriff in Anlehnung an die in der Praxis gängige Bezeichnung beibehalten. Alle diese Beobachtungen bzgl. Mikrostruktur und Härteentwicklung vor und nach dem Spannungsarmglühen entsprechen den Erkenntnissen des Stands der Technik.





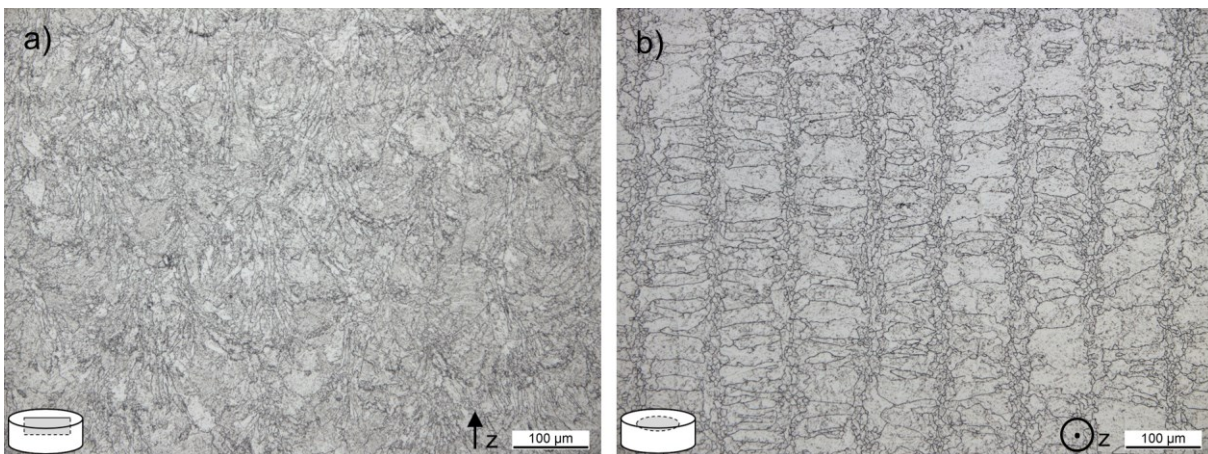
**Abbildung 4-2: Gefüge 20MnCr5 PBF-LB/M spannungsarm geglüht, liegend gebaut (links) und konventionell (rechts) im Längs- (a, d) und Querschliff (b, c, e, f), mit Kennzeichnung der Baurichtung z, Nital-Ätzung**

Weitergehende Wärmebehandlungsversuche zeigten, dass weniger die Haltezeit als vielmehr die gewählte Glüh­temperatur entscheidend für die resultierenden Werkstoffeigenschaften ist. So lagen bei 600 °C Glüh­temperatur und einer halben bzw. vollen Stunde Haltezeit die Härte­werte nur leicht höher bei etwa 300 HV1. Wird dagegen bei einer Haltezeit von 5 h eine Glüh­temperatur von 500 °C bzw. 700 °C gewählt, lagen die Härte­werte bei rund 320 HV1 bzw. 150 HV1, wobei die Variante 700 °C sicht­liche Veränderungen wie Kornvergrößerungen und Carbidgebilde im Gefüge zeigte.



Abbildung 4-2d-f beinhaltet darüber hinaus die mikrostrukturellen Aufnahmen des Ausgangszustandes des 20MnCr5 in der konventionell gefertigten Werkstoffvariante, ebenfalls in zwei Schliffrichtungen. Es sind erhebliche Unterschiede zum PBF-LB/M-Werkstoff zu sehen. Der konventionelle Einsatzstahl zeigt ein homogenes ferritisch-perlitisches Gefüge, welches infolge des Normalglühens nach dem Warmwalzen entstanden ist. Die Längsschliffansicht (Abbildungsteil d) verdeutlicht die Vorzugsrichtung infolge des Warmwalzens. Der durchschnittliche HärteWert - sowohl im Längs- als auch Querschliff - beträgt 189 HV1 mit einer Standardabweichung 10 HV1.

Abbildung 4-3 zeigt die Schlibilder des spannungsarmgeglühten PBF-LB/M-Werkstoffs in zwei Orientierungen, wobei die Bechet-Beaujard-Ätzung zur Sichtbarmachung der ehemaligen Austenitkorngröße angewandt wurde. (Es ist durchaus üblich, diese Ätzung nicht nur nach martensitischer sondern auch nach bainitischer Gefügeumwandlung anzuwenden.) Im Längsschliff (Abbildungsteil a) ist der lagenweise Aufbau kaum mehr zu erkennen. Im Querschliff (Abbildungsteil b) dagegen ist eine sehr regelmäßige Anordnung der Körner zu erkennen. Hier wechseln sich streckenweise schmale Bereiche kleiner Korngrößen mit etwas breiteren Bereichen erhöhter Korngröße ab, was möglicherweise durch die Streifenbelichtungsstrategie in Kombination mit dem gewählten Spurbabstand zustande gekommen sein kann. Diese ungleichmäßige Korngrößenverteilung kann in weiteren Wärmebehandlungsschritten Schwierigkeiten bzgl. ungleichmäßigen Kornwachstums verursachen. Aufgrund der extremen Unterschiede zwischen feinen und groben Körnern wurde keine quantitative Auswertung der Korngrößenverteilung vorgenommen.



**Abbildung 4-3: Anwendung der Ätzung nach Bechet-Beaujard beim 20MnCr5 PBF-LB/M-Werkstoff des spannungsarmgeglühten Zustands mit Kennzeichnung der Baurichtung z im Längs- (a) bzw. Querschliff (b)**

Die resultierende relative Bauteildichte von 99,5 % ist hinreichend gut für die Fertigung von PBF-LB/M-Bauteilen ohne weitere angeschlossene Verdichtungsverfahren wie HIP. Weiterhin sind die gemittelten Ergebnisse zur Messung der Oberflächenrauheit Tabelle 4-1 zu entnehmen. In Abhängigkeit der Baurichtung ergeben sich unterschiedlich raue Bauteiloberflächen. Das ist bereits aus der Literatur bekannt [13,114]. Die Rauheitswerte der PBF-LB/M-Oberflächen liegen im Vergleich zu den gedrehten Oberflä-

chen etwa eine Größenordnung höher. Der Unterschied zwischen den Oberflächenrauheiten beider Baurichtungen ist dagegen deutlich geringer ausgeprägt. Die Werte sind gut vergleichbar mit den Literaturdaten aus dem Stand der Technik (Abschnitt 2.3), auch wenn geringfügige Abweichungen zwischen optischer und taktiler Messmethode zu berücksichtigen sind.

**Tabelle 4-1: Mittelwerte der Rauheitsmessungen des 20MnCr5 vor dem Einsatzhärten**

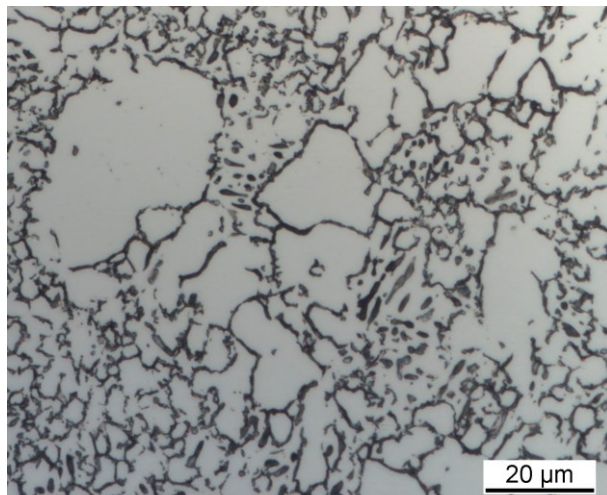
|                      | <b>Rz in <math>\mu\text{m}</math></b> | <b>Ra in <math>\mu\text{m}</math></b> | <b>Rt in <math>\mu\text{m}</math></b> |
|----------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|
| gedreht „glatt“      | 6,5                                   | 1,0                                   | 14,6                                  |
| liegend gebaut „rau“ | 66,9                                  | 9,4                                   | 79,0                                  |
| stehend gebaut „rau“ | 51,8                                  | 9,3                                   | 88,2                                  |

## 4.2 20MnCr5: In-situ-Untersuchungen zur Umwandlungskinetik

### 4.2.1 Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Verhalten

Das resultierende ZTA-Diagramm des konventionell verarbeiteten Werkstoffs in Abbildung 4-5b entspricht bezüglich der Umwandlungstemperaturen den Erwartungen. Geringfügige Unterschiede bei einem Vergleich mit Literaturdaten ergeben sich durch Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung und dem Ausgangszustand des Werkstoffgefüges vor Versuchsbeginn (siehe [103] S. 38-53). Bezüglich der Korngrößen ergeben sich in der Literatur etwas höhere Werte, als es in den vorliegenden Daten der Fall ist. Beispielsweise bei einer Erwärmrate von 1 K/s und einer Peak-Temperatur von 900 °C liegt die mittlere Korngröße nach ASTM zwischen den Kennzahlen 11 und 10, während in der Literatur bereits eine Kennzahl zwischen 10 und 9 vorhanden ist (bezieht sich auf den normalisierten Ausgangszustand). Darüber hinaus wird die nächst höhere Korngrößenkennzahl 9 erst bei einer Maximaltemperatur um die 1050 °C erreicht. Die Feinkornstabilität des in dieser Arbeit vorliegenden konventionellen Werkstoffs ist also gegeben. Die Abstände zwischen den nächsten Korngrößen-Kennzahlen bleiben mit zunehmender Temperatur relativ konstant, was darauf schließen lässt, dass ab den Temperaturen um 1050 °C die vorrangige Kornwachstum hemmende Phase Aluminiumnitrid zunehmend aufgelöst wird (vergleiche Abbildung 2-7). Das ZTA-Diagramm des PBF-LB/M-Werkstoffs in Abbildungsteil a weist sehr ähnliche Umwandlungstemperaturen auf. Die mittleren Korngrößen beginnen allerdings schon ab einer Kennzahl 12 bei rund 900 °C und steigen im abgebildeten ZTA-Ausschnitt (bis 1200 °C) gerade eben bis zur Kennzahl 7. Ein besonders feinkörniges Gefüge scheint hier also vorzuliegen. Der Wiederanstieg der  $A_{c3}$ -Temperatur bei der geringen Erwärmrate von 0,1 K/s konnte nicht abschließend geklärt werden.

Außerdem wurde zum Teil unregelmäßiges Kornwachstum beim PBF-LB/M-Werkstoff in den Schlibfbildern beobachtet (siehe beispielsweise Abbildung 4-4). In diesem Zusammenhang ist auf den geringen Aluminium-Gehalt von 0,002 Ma.-% hinzuweisen, sodass die Bildung von Aluminiumnitriden, infolge derer Einsatzstähle feinkornstabil bleiben, kaum möglich ist. (Der Aluminium-Gehalt ist eine Größenordnung geringer als beim konventionellen Werkstoff, siehe Tabelle 3-1.) Erst ab einem Aluminiumgehalt von 0,025 Ma.-% in Kombination mit etwa 120 ppm Stickstoff ist von einer feinkornstabilisierenden Wirkung auszugehen [45].



**Abbildung 4-4:** Unregelmäßiges Kornwachstum des 20MnCr5 PBF-LB/M; Peaktemperatur 850 °C, Erwärmrate 0,1 K/s, Bechet-Beaujard-Ätzung

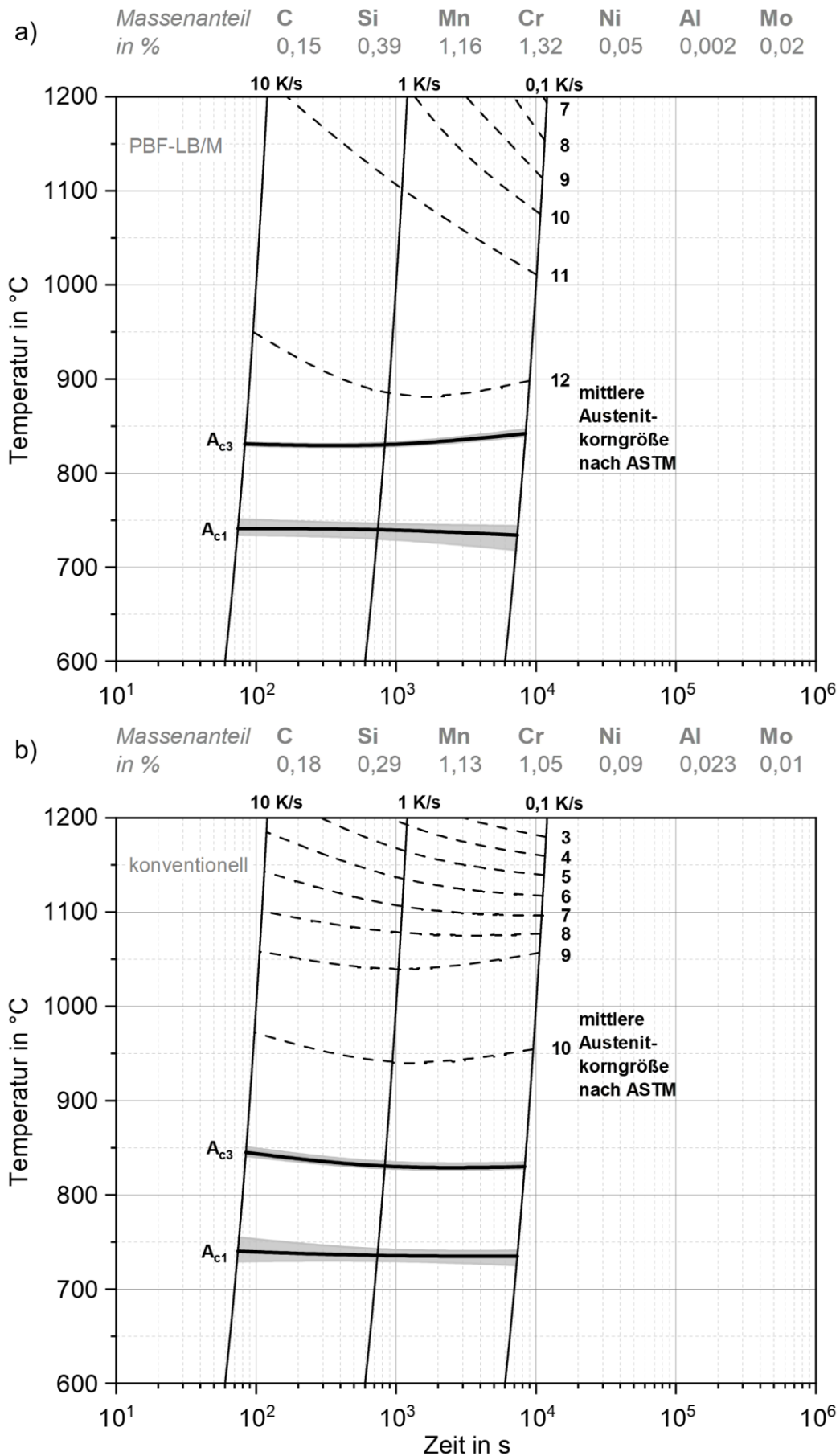


Abbildung 4-5: ZTA-Diagramme des Werkstoffs 20MnCr5 mit Angabe der mittleren ASTM-Korngröße, a) PBF-LB/M, b) konventionell



Anhand von Abbildung 4-4 wird ersichtlich, dass der 20MnCr5-PBF-LB/M weder den Fein- noch den Grobkornstählen zugeordnet werden kann. Es bleibt die Zuordnung zu den Mischkornstählen, was eine kontrollierte Einstellung gleichmäßiger Korngrößen durch thermische Behandlungen deutlich erschwert [42]. Diese Beobachtung zeigt, dass die Auswertung allein der mittleren Korngrößen unzulänglich für das Abbilden von eventuell auftretendem unregelmäßigem Kornwachstum ist. Mit diesem Wissen ist die Nutzung des ZTA-Schaubildes lediglich als Richtwert für die Korngrößenentwicklung zu empfehlen.

In der nachfolgenden Abbildung 4-6 findet sich daher zum PBF-LB/M- (a-c) bzw. konventionellen (d-f) Einsatzstahl 20MnCr5 eine differenzierte Korngrößenverteilung in Abhängigkeit verschiedener Erwärmraten mit schraffierter Kennzeichnung der kritischen und unzulässigen Korngrößenbereiche. Die Erklärungen zur gewählten Darstellungsart sind den Abschnitten 3.8 und 3.10 zu entnehmen. Positiv zu bewerten ist, dass keine der Korngrößenverteilungen des PBF-LB/M-Werkstoffs eine kritische Menge an zu großen Körnern (größer  $G = 3$ ) besitzt. Das Bild der Feinkörnigkeit spiegelt sich auch hier wider, insbesondere für die Erwärmraten 10 und 1 K/s. Für eine Erwärmrate 0,1 K/s und Maximaltemperaturen 1050 bzw. 1150 °C entstehen Körner mit den Korngrößenkennzahlen 4 und 3, allerdings ergibt die aufsummierte Fläche der betroffenen Körner keine 10 %.

Wie kritisch die vorliegende Korngrößenverteilung für den realen Anwendungsfall ist, soll abschließend mit weiteren Werkstoffprüfungen zum Beispiel zur Festigkeit untersucht werden. Die alleinige Betrachtung der Korngrößenverteilungen des PBF-LB/M-Werkstoffs nach dem Erwärmprozess deutet auf eine erstaunlich gute Ausgangssituation für die nachfolgenden Schritte einer Wärmebehandlung hin - auch ohne Aluminiumnitrid. Die Existenz von Mischkornanteilen im Werkstoff nach langsamer Erwärmung auf Aufkohlungstemperatur könnte sich jedoch über die Haltedauer nachteilig entwickeln. Die tatsächlichen Korngrößenverteilungen nach dem Halten auf Aufkohlungstemperatur sind den späteren Abschnitten zu entnehmen. Interessant ist jedoch, dass die Kornstruktur sich im Großteil des Gefüges durch den Erwärmprozess angeglichen und homogenisiert hat. Eine Kornstruktur, wie sie in Abbildung 4-3b zu sehen ist, konnte bei gleicher Schliffrichtung nicht mehr entdeckt werden.

Die Korngrößenverteilungen des konventionellen Werkstoffs in Abbildung 4-6d-f bestätigen, dass eine Maximaltemperatur 1150 °C unabhängig von der Erwärmrate zu kritischem Kornwachstum führt. Interessant ist hier die Beobachtung, dass für 1050 °C Maximaltemperatur bei der schnellsten Erwärmrate 10 K/s mehr grobe Körner entstehen, als im Vergleich zur langsamsten Erwärmrate 0,1 K/s. Das geht aus dem ZTA-Schaubild in Abbildung 4-5b so nicht hervor. Die abgeknickten Kurven der Korngrößenverteilungen bei 10 K/s weisen auf Unregelmäßigkeiten in der Kornstruktur hin. Daher ist davon auszugehen, dass bei hohen Erwärmraten unregelmäßiges gegenüber regelmäßigem Kornwachstum begünstigt werden kann.

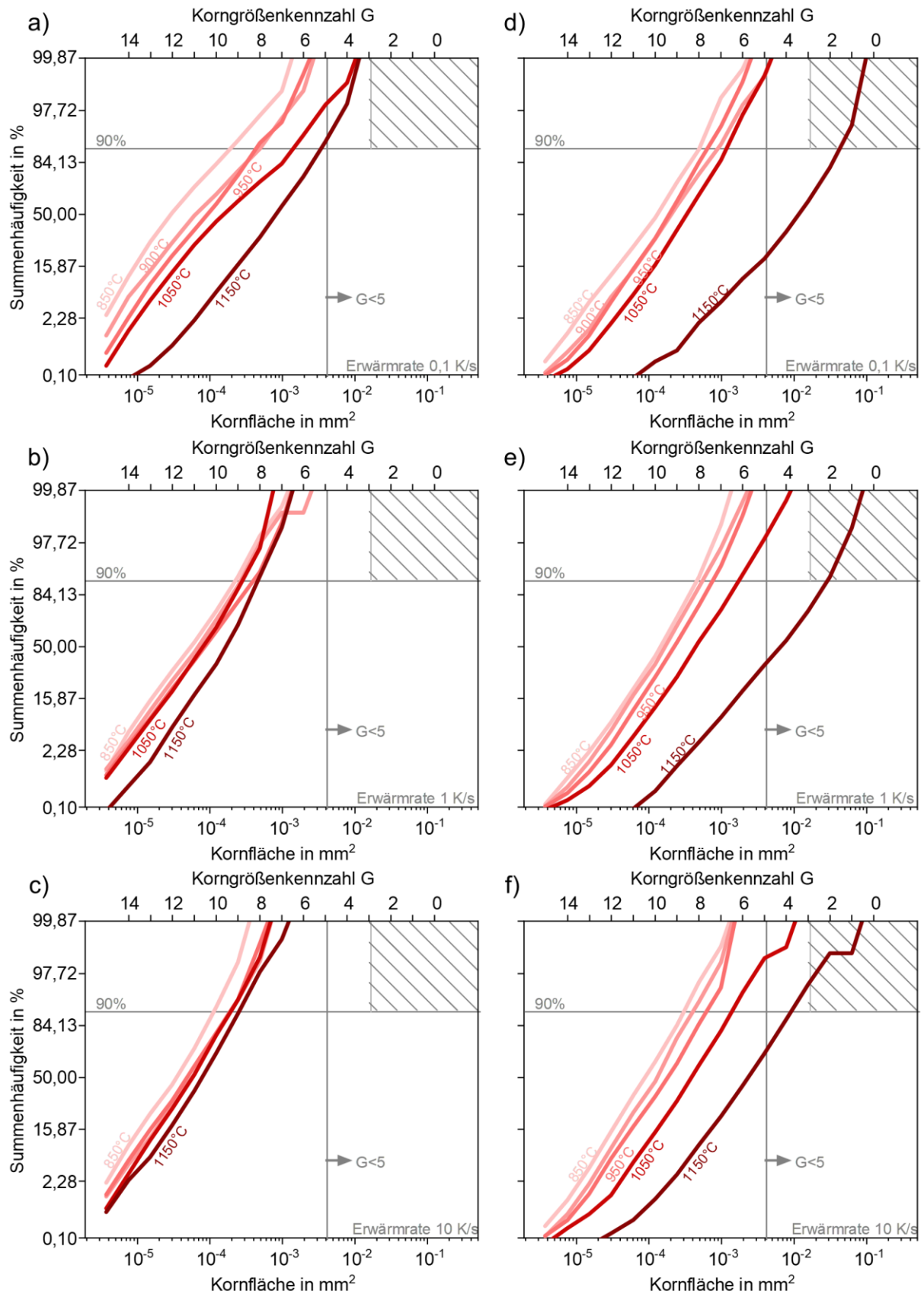


Abbildung 4-6: Korngrößen 20MnCr5 PBF-LB/M (links) und konventionell (rechts) nach DIN EN ISO 643 [108] in Abhängigkeit von Erwärmrate und Maximaltemperatur; schraffierter Diagrammbereich entspricht nicht tolerierbarem Grobkorn

#### 4.2.2 Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Verhalten

Wird ein aufgekohltes Bauteil abgekühlt, so weist der Werkstoff in Abhängigkeit des gradierten Kohlenstoffgehaltes im Rand und Kern (und für jeden weiteren beliebigen Randabstand mit verändertem Kohlenstoffgehalt) ein unterschiedliches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Verhalten auf. Daher wurde je ein ZTU-Diagramm für den aufgekohlten bzw. nicht aufgekohlten Zustand bestimmt. Die ZTU-Diagramme im nicht aufgekohlten Zustand entsprechen dem Prozess des Direkthärtens. Da eine Aufkohlung nicht im Dilatometer möglich war, entsprechen die ZTU-Diagramme im aufgekohlten Zustand folglich dem Prozess des Einfachhärtens, da die Durchkohlung dieser Dilatometer-Proben in einem vorgelagerten Prozess im Ofen mit anschließender langsamer Abkühlung erfolgte. Der daraus resultierende überwiegend perlitische Gefügestand ist in der nachfolgenden Abbildung 4-7 zu sehen. Es sind nach der thermochemischen Behandlung keine Unterschiede zwischen den Proben aus der konventionellen und der PBF-LB/M-Fertigungskette im Gefüge mehr sichtbar, was sich auch in den Härtewerten von 263 HV1 (PBF-LB/M) und 277 HV1 (konventionell) widerspiegelt.

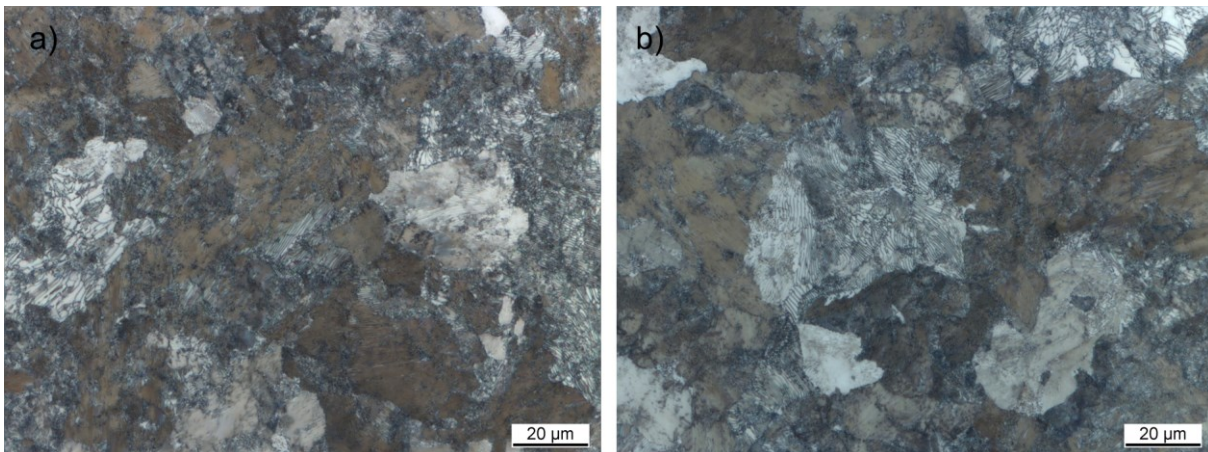


Abbildung 4-7: Perlitisches Gefüge nach Aufkohlung auf 0,6 - 0,7 Ma.-%, 20MnCr5 PBF-LB/M (a), konventionell (b), Nital-Ätzung

Nachfolgend sind die ZTU-Schaubilder dargestellt. Während die Schaubilder des PBF-LB/M-Werkstoffes für sich stehen (siehe Abbildung 4-8), wurden für eine bessere Vergleichbarkeit dessen Umwandlungsbereiche in die Darstellungen des konventionellen Werkstoffes (mit roten Linien) übertragen (siehe Abbildung 4-9). Die eigetragenen Zahlen beziehen sich jedoch ausschließlich auf die Gefügeanteile bzw. Härtewerte des konventionellen Werkstoffes. Die Schaubilder entsprechen bezüglich der Umwandlungstemperaturen und auftretenden Gefügebestandteile beim Vergleich des aufgekohlten und nicht-aufgekohlten Zustandes den Erwartungen (vgl. z.B. ZTU-Schaubilder des 16MnCr5 in [22,32]): im aufgekohlten Zustand erfolgt die Austenitumwandlung bei niedrigeren Temperaturen in einem engeren Temperaturintervall, während die Martensit-Starttemperatur und die kritische Abkühlrate deutlich herabgesetzt werden. Der erhöhte Kohlenstoffgehalt führt außerdem zum Wegfall der Ferrit- und Bainit-Umwandlungsbereiche.

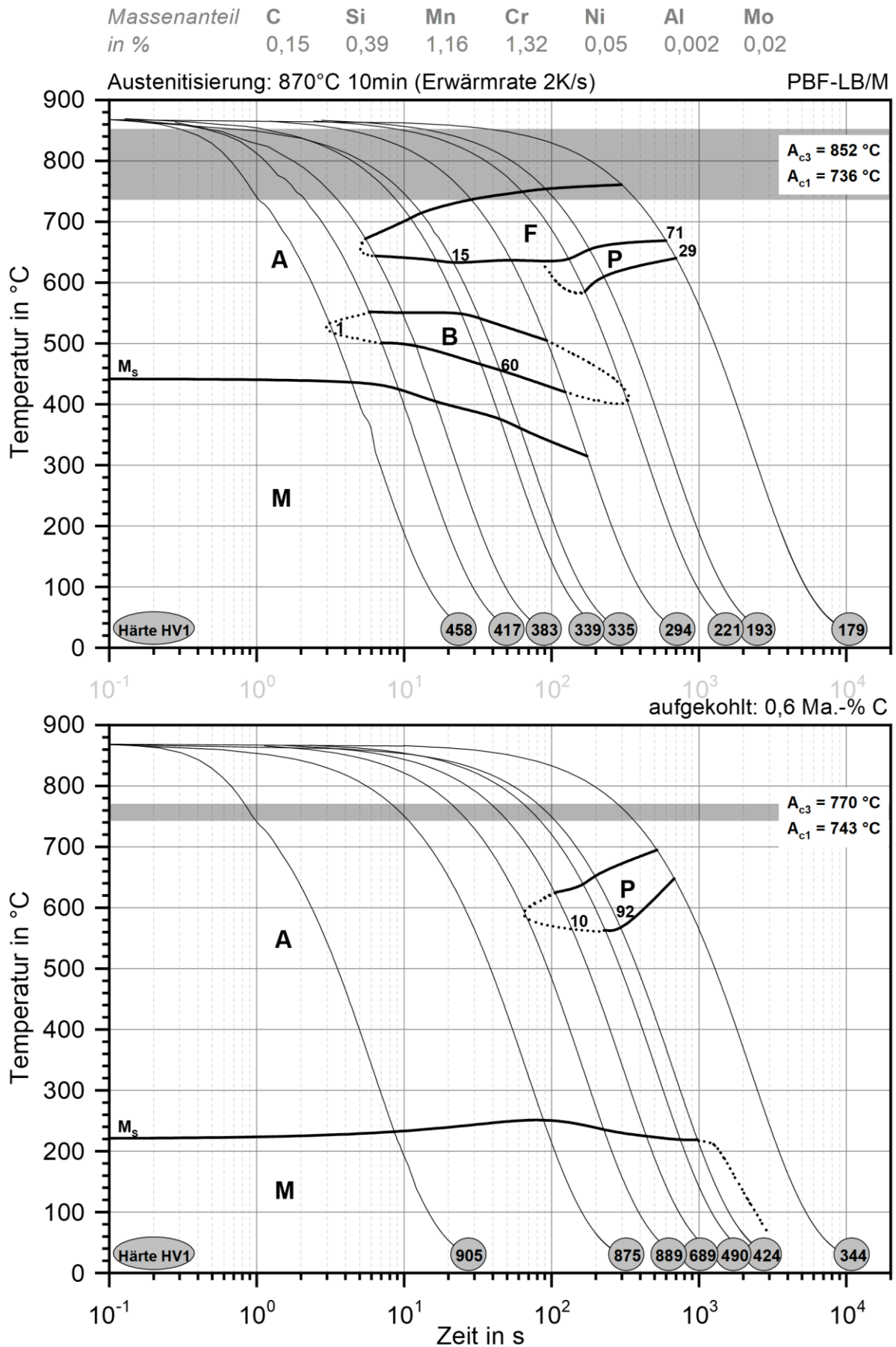


Abbildung 4-8: ZTU-Diagramme des 20MnCr5 PBF-LB/M ohne (oben) und mit (unten) Aufkühlung

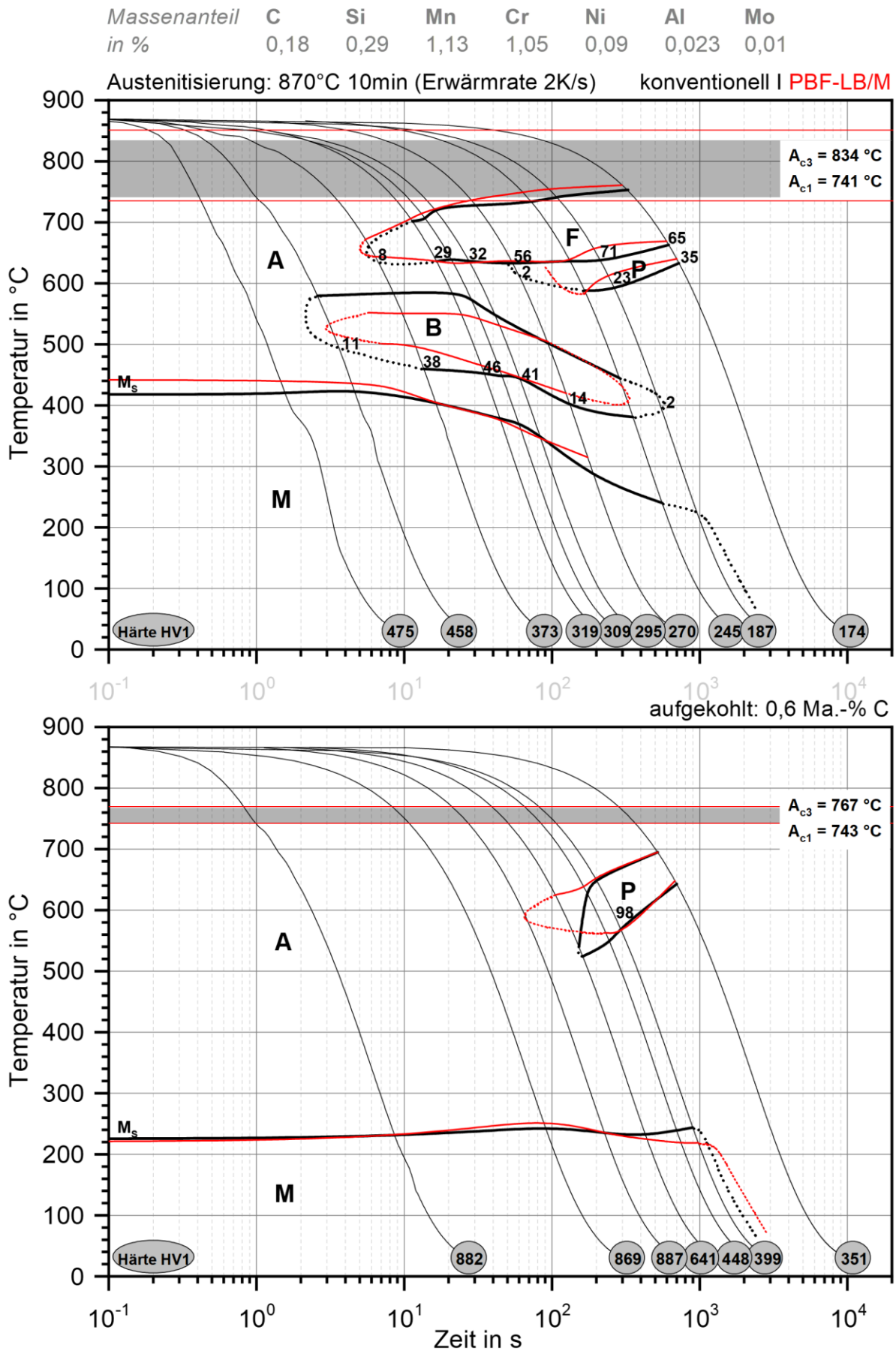


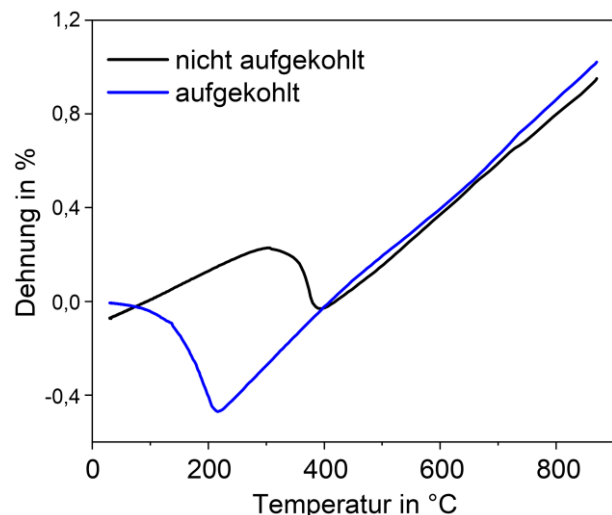
Abbildung 4-9: ZTU-Diagramme des konventionellen 20MnCr5 ohne (oben) und mit (unten) Aufkohlung; im Vergleich die Umwandlungslinien in rot des PBF-LB/M-Werkstoffs



Die Schaubilder von konventionell und PBF-LB/M zeigen eine sehr gute Übereinstimmung und unterscheiden sich nur geringfügig. Die Abschreckempfindlichkeit im nicht aufgekohlten Zustand des PBF-LB/M-Werkstoffs fällt etwas geringer aus, wobei die Martensit-Starttemperatur etwas erhöht liegt. Die höhere Martensit-Starttemperatur im nicht aufgekohlten Zustand kann auf den niedrigeren Kohlenstoffgehalt zurückgeführt werden [20]. Weiterhin besitzt der PBF-LB/M-Werkstoff einen höheren Chrom-Gehalt, der die Bainitbildung verzögert und die geringere Abschreckempfindlichkeit erklärt [17,21].

Anhand einer Stichprobe wurden die Korngrößenverteilungen nach ISO des PBF-LB/M- und konventionellen Werkstoffs verglichen, wobei die Kornstrukturen von Proben einer  $t_{8/5}$ -Zeit 33 s ausgewertet wurden. Gemeint sind diejenigen Kurven mit der kürzesten Abkühldauer der ZTUs im aufgekohlten Zustand, wobei eine vollständig martensitische Umwandlung erfolgte. Für den PBF-LB/M-Werkstoff ergab sich hier eine mittlere Korngrößen-Kennzahl  $G = 9$  und die größten Körner wurden einer Korngrößen-Kennzahl  $G = 6$  zugeordnet. Für den konventionellen Werkstoff dagegen

ergab sich eine mittlere Korngrößen-Kennzahl  $G = 8$  und die größten Körner wurden einer Korngrößen-Kennzahl  $G = 5$  zugeordnet. Feinkörnige Gefüge beinhalten vergleichsweise mehr Korngrenzenflächen, die die Kohlenstoffdiffusion und Keimbildung begünstigen [23]. Die erhöhte Feinkörnigkeit des PBF-LB/M-Werkstoffs nach der Aufkohlung könnte also das vergleichsweise größere Perlitgebiet im ZTU erklären. Restaustenit und Carbide wurden in keinem der angefertigten Schliffe beobachtet. Der Vergleich der Kurvenverläufe der dilatometrischen Dehnungsmessungen mit einer  $t_{8/5}$ -Zeit 3 s lässt darauf schließen, dass im aufgekohlten Zustand Restaustenit verbleibt, da die Umwandlung noch nicht abgeschlossen ist (siehe Abbildung 4-10).



**Abbildung 4-10: Dilatometerkurven der martensitischen Umwandlung des konventionellen 20MnCr5,  $t_{8/5}$ -Zeit 3 s**

### 4.3 20MnCr5: Charakterisierung der Einsatzhärteergebnisse

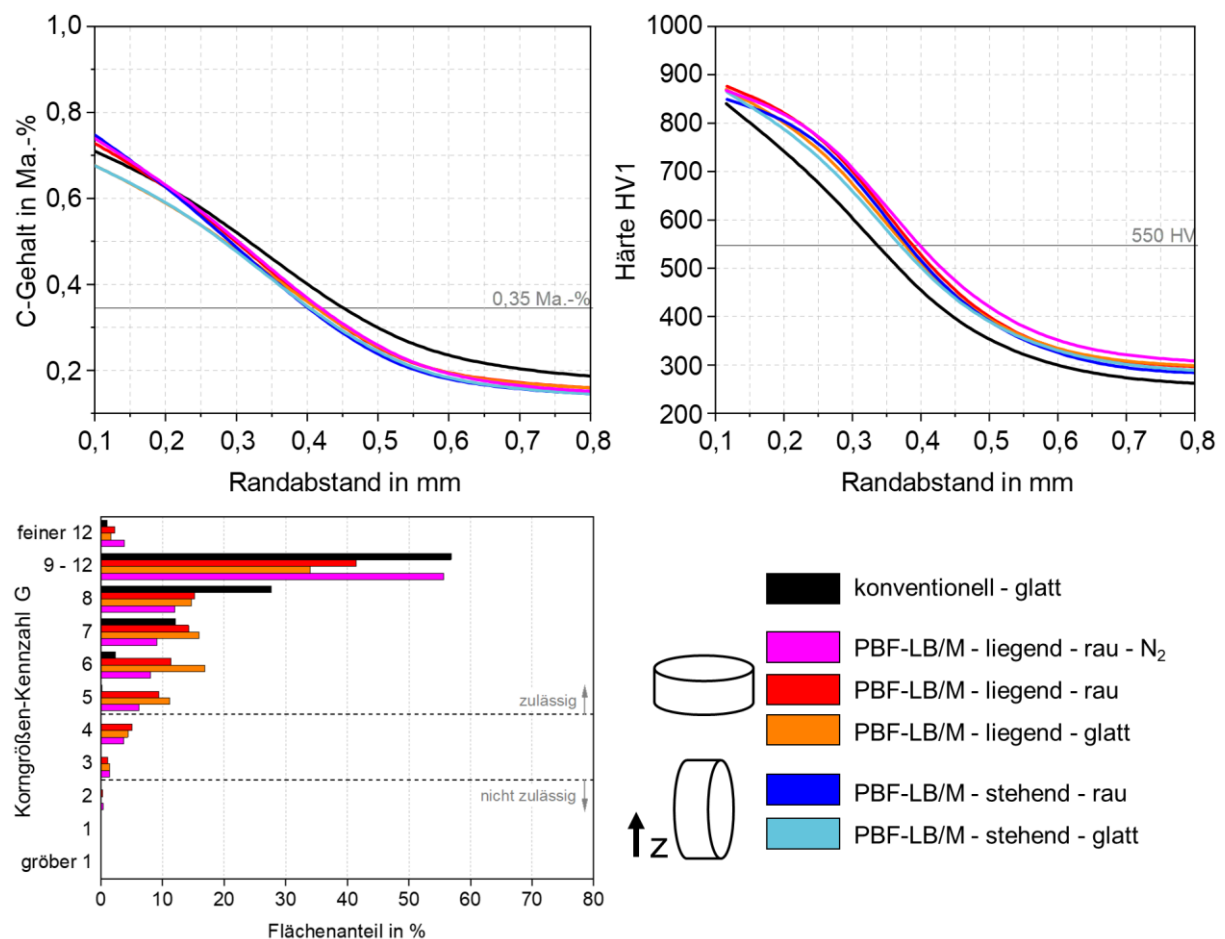
Im folgenden Kapitel werden nun die Einsatzhärteergebnisse des 20MnCr5 vorgestellt. Zuerst erfolgt die Betrachtung des niederdruckaufgekohlten und gasabgeschreckten Zustandes, wobei erst die Ergebnisse mit geringer und dann mit erhöhter CHD beleuchtet werden. Anschließend erfolgt die gleiche Vorgehensweise für die gasaufgekohlten und ölabgeschreckten Zustände. Der Referenzzustand (aus der konventionellen Fertigung) ist in den Diagrammen anhand schwarzer Kurven/ Balken/ Markierungen erkennbar. Liegend gebaute PBF-LB/M-Proben sind in Rottönen gehalten, stehend gebaute in Blautönen. Alle Tiefenverläufe sind aus Gründen der Übersichtlichkeit ohne Fehlerbalken dargestellt. Abbildungen mit den ermittelten Ergebnisstreuungen können dem Anhang entnommen werden, ebenso zahlreiche weitere Schliffbilder.

#### 4.3.1 Niederdruckaufgekohlter Zustand CHD 0,3 mm

Das Niederdruckaufkohlen mit angeschlossener Hochdruckgasabschreckung führt beim PBF-LB/M-Werkstoff unabhängig von der Oberflächenbeschaffenheit, der Baurichtung und der Schutzgasatmosphäre (beim vorherigen Bauprozess) zu einem zufriedenstellenden Einsatzhärteergebnis (siehe Abbildung 4-11). Trotz höherer Oberflächenrauheiten einiger Varianten kommt es zu keiner erhöhten Kohlenstoffdiffusion. Beim Vergleich mit den Ergebnissen des Referenzwerkstoffs, der in derselben Charge thermochemisch behandelt wurde, zeigt sich eine etwas geringere Aufkohlungstiefe (0,4 mm statt 0,45 mm) und eine etwas höhere CHD (0,38 mm statt 0,33 mm). Diese Differenz von jeweils 0,05 mm kann aufgrund der vielen dicht beieinander liegenden Tiefenverläufe als abgesichert angesehen werden. Bezüglich des Kohlenstoffgehaltes entspricht diese Differenz innerhalb einer Charge einer erwartbaren Streubreite. Eine Streuung der CHD um 0,05 mm liegt ebenfalls im Normalbereich für eher geringe Einsatzhärte Tiefen von 0,35 mm. Die Randkohlenstoffgehalte betragen für den PBF-LB/M-Werkstoff (Randabstand 100  $\mu\text{m}$ ) 0,73 bis 0,75 Ma.-%, lediglich die Variante stehend-glatt liegt mit 0,67 Ma.-% darunter. Somit ergeben sich maximale Randhärtewerte zwischen 845 bis 878 HV1. Zum Probenkern sinkt die Härte auf 261 - 299 HV1 ab. Der konventionelle 20MnCr5 besitzt einen Randkohlenstoffgehalt (Randabstand 100  $\mu\text{m}$ ) von 0,71 Ma.-%. Daraus folgt eine Randhärte im Bereich 842 HV1, die in den Kernbereich hinein auf einen Härtewert zwischen 250 und 257 HV1 abfällt. Die höhere Kernhärte des PBF-LB/M-Werkstoffs ist auf die geringere kritische Abkühlgeschwindigkeit und den erhöhten Chromgehalt zurückzuführen (siehe Abschnitt 4.2.2), die höhere Einhärthbarkeit ist dem höheren Chromgehalt geschuldet (siehe Tabelle 3-1). Denn trotz vergleichsweise geringerer Kohlenstoffgehalte des PBF-LB/M-Werkstoffs ins Probeninnere hinein, werden höhere Härtewerte erzielt, sodass die Härteprofile oberhalb der schwarzen Referenzkurve liegen. Trotz eines Randkohlenstoffgehaltes bis zu 0,75 Ma.-% konnte weder in den



metallographischen Aufnahmen noch in Form eines charakteristischen Absinkens der Randhärtewerte Restaustenit gefunden werden.



**Abbildung 4-11: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 20MnCr5 nach dem Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken mit CHD 0,35 mm**

Das Gefüge im Randbereich aller Proben ist martensitisch umgewandelt (siehe beispielsweise Abbildung 4-12a, c). Es ist erwartungsgemäß für einen Prozess unter Sauerstoffausschluss keine Randoxidation zu beobachten. Die kleinen schwarzen Flecken in der martensitischen Matrix sind keine Porosität sondern eine beginnende Perlitbildung aufgrund der Gasabschreckung. Allerdings wirkt sich das nicht sichtlich auf die Randhärte aus. Dennoch ist davon auszugehen, dass weichere Gefügebestandteile wie Perlit sich nachteilig auf die Verschleißbeständigkeit auswirken können.

Im Kernbereich ergeben sich ferritische, bainitische und martensitische Anteile, wobei die letzteren beiden beim PBF-LB/M-Werkstoff im Vergleich zahlreicher und größer ausfallen, was entsprechend eine höhere Kernhärte bedeutet. Das PBF-LB/M-Kerngefüge ist weniger homogen. Die auftretenden Korngrößen-Kennzahlen im Randbereich weisen beim PBF-LB/M-Werkstoff eine deutlich breiter gestreute und grenzwertig tolerierbare Verteilung auf. Der Spielraum hin zu mehr größeren Körnern ist im Falle dieser Charge ausgeschöpft. Das zeigt sich auch bei der Betrachtung der Schlifffbilder nach der Bechet-Beaujard-Ätzung (siehe Abbildung 4-13).

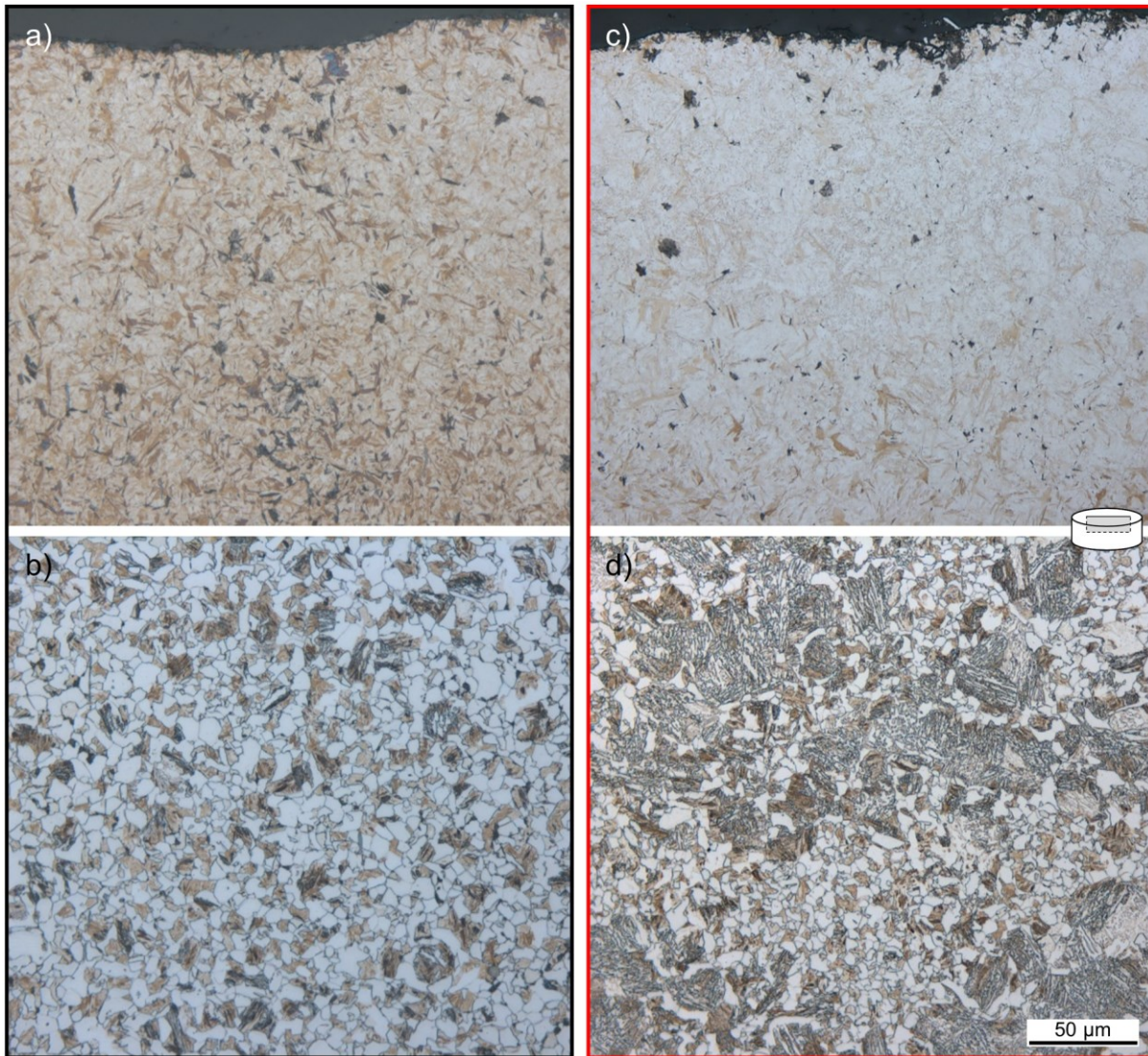


Abbildung 4-12: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,35 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-rau (rechts), Nital-Ätzung

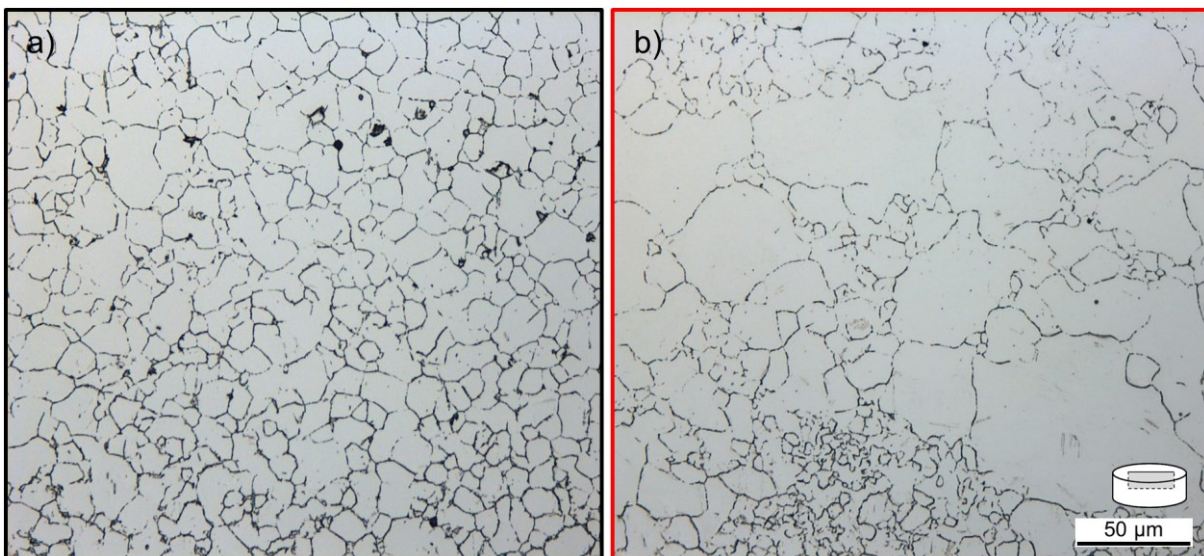


Abbildung 4-13: Korngrößen im Randbereich des 20MnCr5 nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken, CHD 0,35 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-rau (b), Bechet-Beaujard-Ätzung

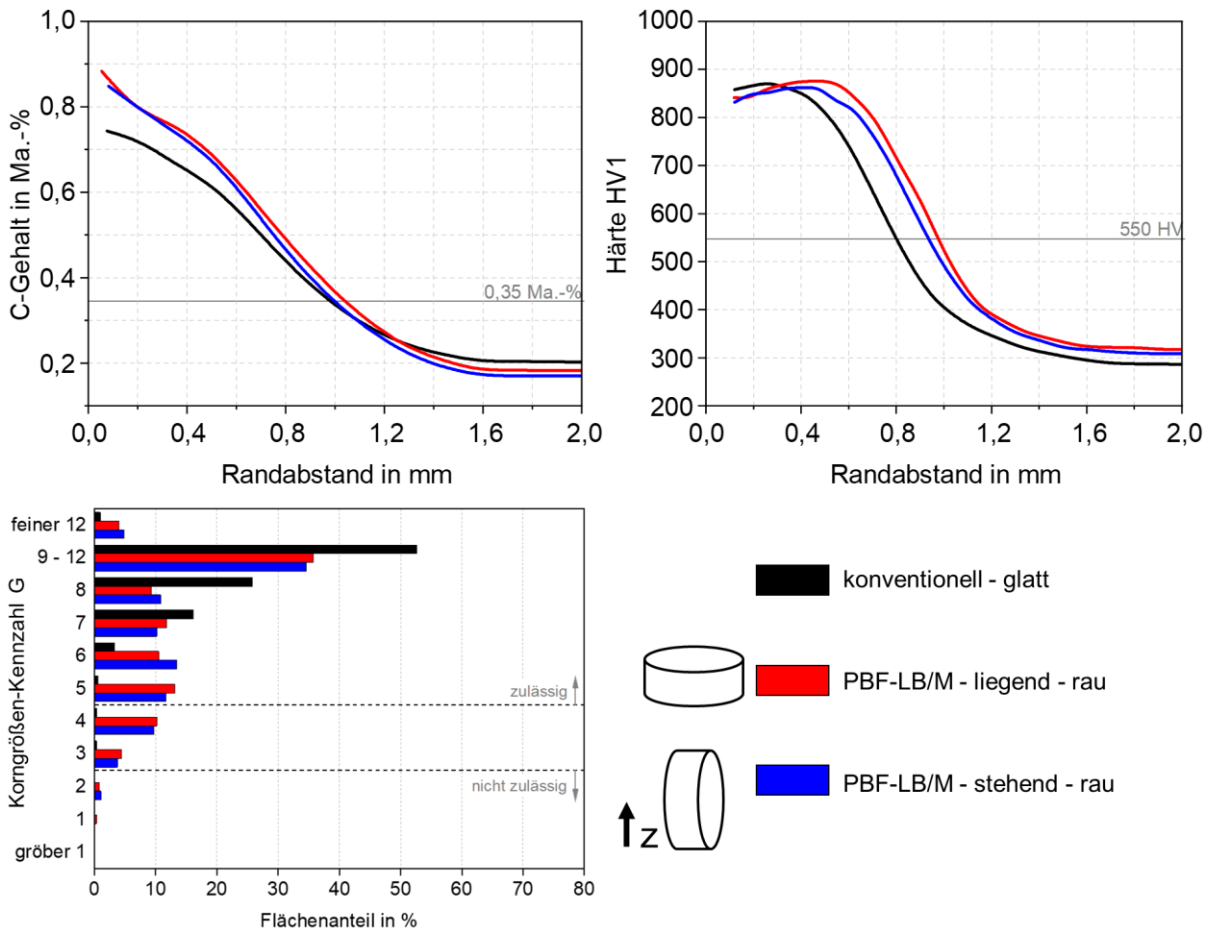


Wie bereits in den Ergebnissen zum Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Verhalten in Abschnitt 4.2.1 diskutiert, wirkt sich in diesem Prozess das Fehlen Korngrenzen stabilisierender Phasen in Form von Aluminiumnitriden offensichtlich aus. Interessant ist, dass die Korngrößenentwicklung der PBF-LB/M-Variante, die unter Stickstoffatmosphäre gebaut wurde, vorteilhafter gegenüber den anderen PBF-LB/M-Varianten verläuft, auch wenn sie bzgl. der weiteren Einsatzhärteergebnisse nicht weiter auffällt. Womöglich kommt es bei den hohen Temperaturen im Schmelzprozess in Kombination mit dem umgebenden Stickstoff zu dessen Eindiffusion. In der Literatur wurde davon bisher nicht berichtet (siehe Kapitel 2.3). Die hier potentiell gebildeten Nitride könnten das Kornwachstum zu hemmen.

Am besten lassen sich die vorliegenden Ergebnisse mit den Erkenntnissen von Kluge et al. [7] bzw. Wawoczny et al. [13] aus dem Stand der Technik vergleichen. Ein wichtiger Unterschied zu diesen Arbeiten ist, dass hier kein Anlassen im Anschluss an das Einsatzhärten durchgeführt wurde. Wenn davon auszugehen ist, dass die Randhärtewerte um etwa 20 HV sinken [29], so verbleiben noch immer über 800 HV1 beim PBF-LB/M-Werkstoff, was weiterhin oberhalb der Literaturwerte liegt. Die Kernhärte von knapp unter 300 HV1 dagegen ist geringer als in den bisherigen Studien mit etwa 400 HV1 nach dem Anlassen. Durch die sehr ausgewählten Informationen, die in den Studien preisgegeben werden, ist hier eine Interpretation nur schwer möglich. Grundsätzlich sind die Ergebnisse gut miteinander vergleichbar.

#### **4.3.2 Niederdruckaufgekohlter Zustand CHD 0,8 mm**

Das Niederdruckaufkohlen mit angeschlossener Hochdruckgasabschreckung führt beim PBF-LB/M-Werkstoff auch bei einer höheren Einsatzhärtetiefe unabhängig von der Baurichtung bezüglich Härte- und Kohlenstofftiefenverläufen zu einem zufriedenstellenden Einsatzhärteergebnis (siehe Abbildung 4-14). Beim Vergleich mit den Ergebnissen des Referenzwerkstoffs zeigt sich bei einer gleich hohen Aufkohlungstiefe (etwa 1 mm) eine etwas höhere Einsatzhärtetiefe (0,95 mm gegenüber 0,8 mm). Auch diese Differenz liegt im typischen Streubereich, da mit steigender CHD auch größere Streuungen in Kauf genommen werden. Der Randkohlenstoffgehalt (Randabstand 80 µm) des PBF-LB/M-Werkstoffes (raue, wie-gebaute Oberflächen) liegt bei 0,85 Ma.-% und hat entsprechend hohe Härtewerte zwischen 832 und 841 HV1 zur Folge. Zum Werkstoffinneren hin fallen die Härtewerte auf 296 bis 311 HV1. Der konventionelle, „glatte“ Referenzwerkstoff erreicht in einem Randabstand 80 µm einen Kohlenstoffgehalt von rund 0,74 Ma.-%, was eine Randhärte von 858 HV1 zur Folge hat, die oberhalb derer der PBF-LB/M-Varianten liegt. Die Kernhärte liegt wiederum mit 276 bis 280 HV1 unterhalb derer der PBF-LB/M-Varianten. Die höheren Kernhärtewerte des PBF-LB/M-Werkstoffs sind nach wie vor auf den höheren Chromgehalt und die damit einhergehende höhere Einhärbarkeit zurückzuführen.



**Abbildung 4-14: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 20MnCr5 nach dem Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken mit CHD 0,8 mm**

Die größere Oberflächenrauheit der PBF-LB/M-Proben sorgt für eine größere exponierte Werkstoffoberfläche. Während der Aufkohlungssegmente mit hohem Kohlenstoffangebot kann also über die größere Grenzfläche mehr Kohlenstoff aufgenommen werden, der während der Diffusionssegmente dann in Richtung Kern diffundiert. Die längere Haltedauer auf Aufkohlungstemperatur - 5,5 h bei einer CHD 0,8 mm im Vergleich zu 2 h bei einer CHD 0,3 mm - macht diesen Effekt in den vorliegenden Messergebnissen sichtbar. Außerdem lag die Aufkohlungstemperatur mit 950 °C etwas höher als die zuvor gewählte mit 930 °C bei einer CHD 0,3 mm (siehe Tabelle 3-3). Die erhöhten C-Profile bedeuten ebenfalls höhere Härtewerte. Die hohen Randkohlenstoffgehalte bewirken unabhängig vom Oberflächenzustand mindestens ein Abflachen, im Falle der PBF-LB/M-Proben sogar ein Abfallen der Härtewerte in Richtung der Probenoberfläche. Grund dafür ist das Verbleiben von Restaustenit im Gefüge. Die Untersuchung des Restaustenit-Gehaltes mittels Röntgendiffraktometrie erfolgt bei einem Randabstand von  $100 \pm 10 \mu\text{m}$ . Es ergeben sich 20 % Restaustenit beim konventionellen Einsatzstahl und 25 % beim PBF-LB/M-Werkstoff, was auf die unterschiedlichen Randkohlenstoffgehalte zurückzuführen ist. Werden also PBF-LB/M- und konventionelle Bauteile wie in diesem Fall gemeinsam chargiert, so muss das Bewusstsein vorhanden sein, dass mit unterschiedlichen Einsatzhärteergebnissen zu rechnen ist, auch wenn diese im Rahmen der üblichen Streuung liegen.



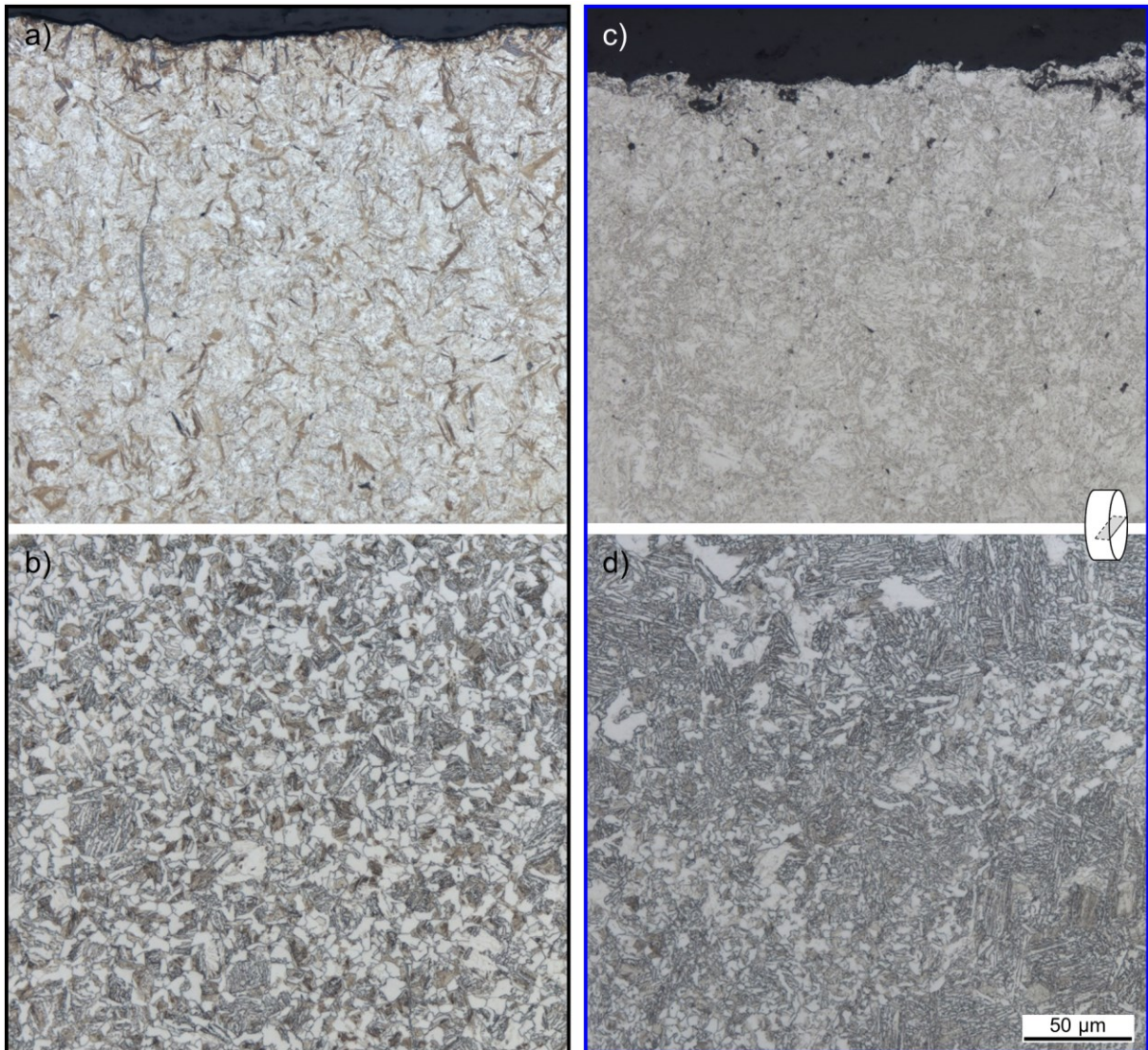


Abbildung 4-15: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-rau (rechts), Nital-Ätzung

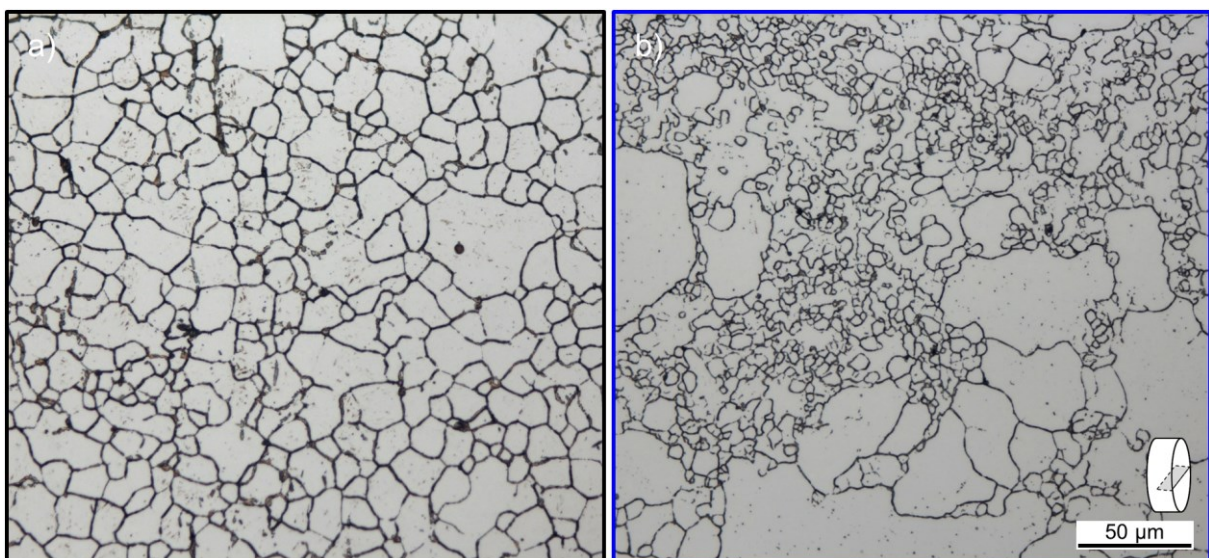


Abbildung 4-16: Korngrößen im Randbereich nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-rau (b), Bechet-Beaujard-Ätzung

Sowohl mittels Tiefkühlen als auch durch ein Anlassen zeitnah nach dem Härten kann Restaustenit verringert werden [18]. Mit Blick auf ISO 6336-5 werden auch für Zahnräder hoher Qualität Restaustenit-Gehalte bis zu 25 % feinverteilt toleriert [46]. Das martensitische Gefüge im Randbereich ist beispielhaft in Abbildung 4-15a, c dargestellt und weist auch im Falle einer CHD 0,8 mm kleinflächige Perlitinseln auf. Austenitische Anteile können bildlich mit der Nital-Ätzung nicht von den martensitischen Anteilen unterschieden werden. Randoxidation ist erwartungsgemäß nicht zu beobachten. Im Kernbereich ergeben sich ferritische, bainitische und martensitische Anteile, wobei letztere beim PBF-LB/M-Werkstoff zahlreicher und mit ungleichmäßiger Verteilung ausfallen.

Auffällig ist die ermittelte Korngrößenverteilung (siehe Abbildung 4-14), die offensichtlich auf unregelmäßiges bzw. starkes Kornwachstum hinweist. Die auftretenden Korngrößen-Kennzahlen im Randbereich weisen beim PBF-LB/M-Werkstoff eine sehr breit gestreute und nicht tolerierbare Verteilung auf. Es sind mehrere Körner mit Kennzahlen 1 bis 2 entstanden und bereits der Flächenanteil von Körnern mit  $G = 4$  beträgt 10 %. Das unregelmäßige Kornwachstum zeigt sich auch bei der Betrachtung der Schliffbilder nach der Bechet-Beaujard-Ätzung in Abbildung 4-16b. Wie auch bei der geringeren CHD scheint sich das Fehlen Korngrenzen-stabilisierender Ausscheidungen auszuwirken. Eine höhere CHD bedeutet eine längere Haltedauer (und im vorliegenden Fall auch eine höhere Aufkohlungstemperatur), sodass auch das Kornwachstum verstärkt wird. Da in dieser Charge keine unter Stickstoff gebauten PBF-LB/M-Proben mitgelaufen sind, kann keine Aussage zu dessen Auswirkungen getroffen werden.

Mit Blick auf die Auswirkungen unterschiedlicher Ausgangszustände des PBF-LB/M-Werkstoffes auf das Kornwachstum erfolgten weiterführende Untersuchungen im Dilatometer. Dafür wurde der originale Temperatur-Zeit-Verlauf des Niederdruckaufkohlens (siehe Abbildung 3-4) ohne Aufkohlung im Dilatometer nachgefahren. Es wurden Proben im spannungsarmgeglühten Zustand genutzt - womit einerseits der Zustand aus Abbildung 4-16b überprüft wurde, ob sich dieses Bild wiederholt (siehe Abbildung 4-17b), und andererseits wie sich der reine Erwärmprozess bis zur Aufkohlungstemperatur (losgelöst von der nachfolgenden Haltedauer) auf die Kornstruktur auswirkt (siehe Abbildung 4-17a). Darüber hinaus gab es eine Stichprobe des PBF-LB/M-Werkstoffes 20MnCr5, die ohne Spannungsarmglühen im Zustand wiegebaut belassen wurde. Ein anderer Teil wurde normalgeglüht (erwärmen mit 0,1 K/s auf 880 °C, 5 min halten und anschließend abkühlen an ruhender Luft), bevor der Temperatur-Zeit-Verlauf des Niederdruckaufkohlens im Dilatometer nachgefahren wurde (siehe Abbildung 4-17c und d). Es zeigt sich, dass in drei von vier Fällen inhomogenes Kornwachstum stattfand. Aus diesen Ergebnissen lässt sich ableiten, dass bereits der Erwärmprozess ausschlaggebend für unregelmäßiges Kornwachstum ist, wenn nach dem Bauprozess ein Spannungsarmglühen vorgenommen worden ist. Auch der Verzicht auf ein Spannungsarmglühen ist nicht zielführend, da ebenfalls unregelmäßiges Kornwachstum entsteht. Vorteilhaft wirkt



sich offenbar das Normalglühen des PBF-LB/M-Werkstoffs vor dem Einsatzhärten aus. Hier erscheint die Kornstruktur feinkörniger.

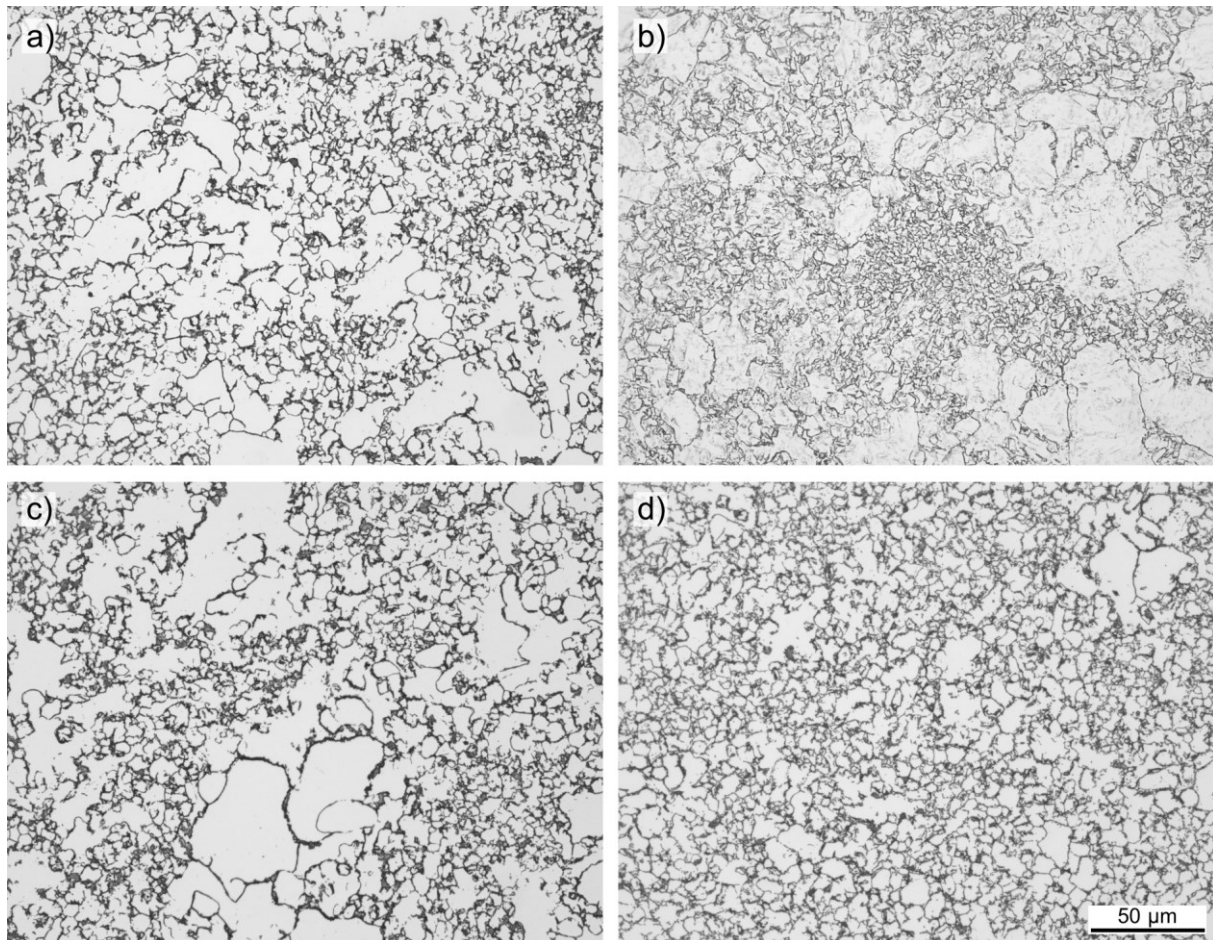
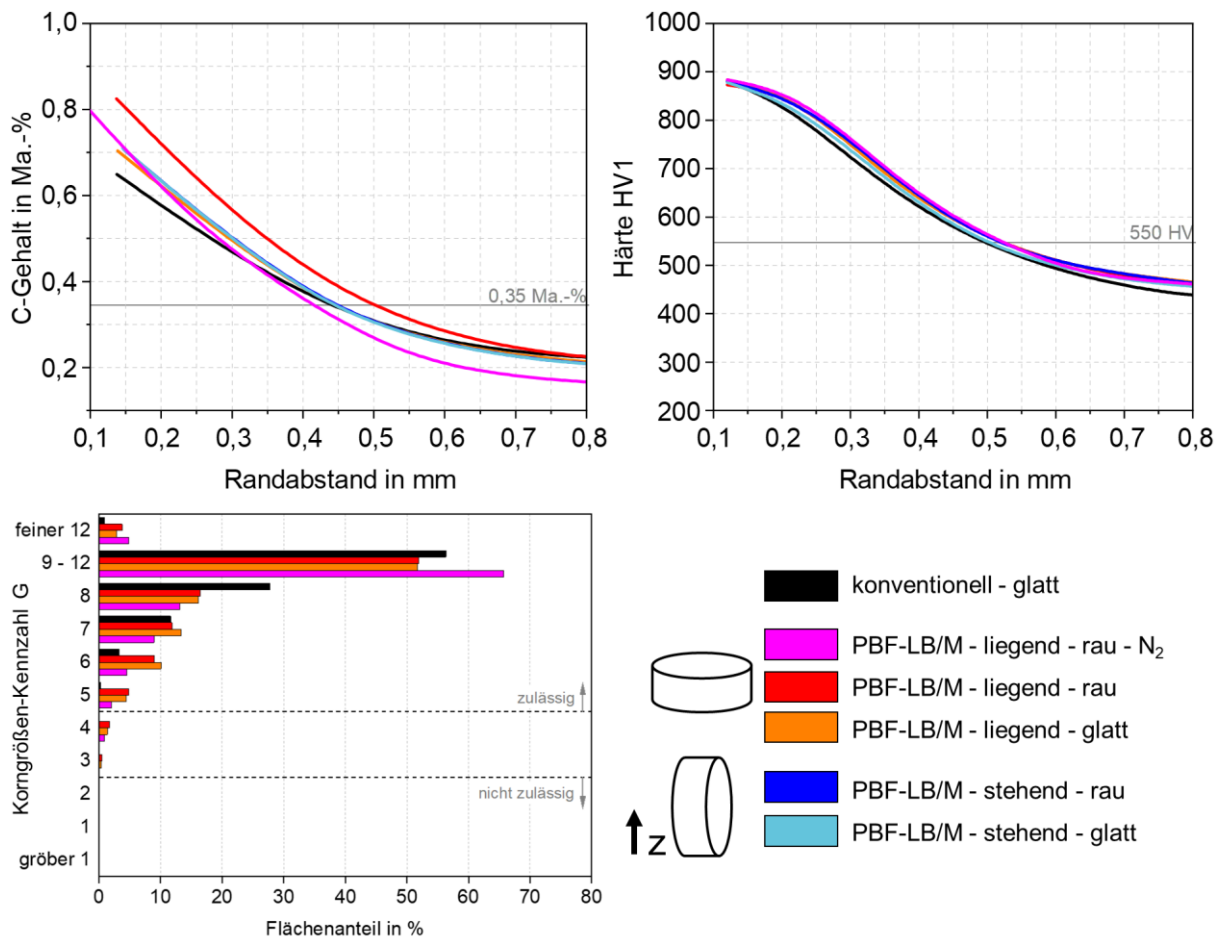


Abbildung 4-17: Kornstrukturen infolge der Temperatur-Zeit-Verläufe nachgefahren im Dilatometer nach dem Vorbild des Niederdruckaufkohlens CHD 0,8 mm, Varianten spannungsarmgeglüht + reines Erwärmen bis auf 950 °C (a) sowie verschiedene Ausgangszustände - spannungsarmgeglüht (b), wie-gebaut (c) und normalgeglüht (d), 20MnCr5, Bechet-Beaujard-Ätzung

#### 4.3.3 Gasaufgekohlter Zustand CHD 0,5 mm

Das Gasaufkohlen mit angeschlossener Ölbadabschreckung führt beim PBF-LB/M-Werkstoff unabhängig von der Oberflächenbeschaffenheit, der Baurichtung und der Schutzgasatmosphäre beim Bauprozess zu einem zufriedenstellenden Einsatzhärteergebnis (siehe Abbildung 4-18). Alle aufgenommenen Kohlenstofftiefenverläufe streuen geringfügig um eine mittlere Aufkohlungstiefe von  $0,45 \text{ mm} \pm 0,05 \text{ mm}$ . Die Härtetiefenverläufe sind nahezu deckungsgleich mit einer Einsatzhärtetiefe von 0,5 mm.





**Abbildung 4-18: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 20MnCr5 nach dem Gasaufkohlen/Ölabschrecken mit CHD 0,5 mm**

Die Randkohlenstoffgehalte (Randabstand 140  $\mu\text{m}$ ) liegen für den PBF-LB/M-Werkstoff bei etwa 0,70 Ma.-%. Hier fällt die Variante liegend-rau insofern auf, als dass der Randkohlenstoffgehalt bei gleichem Randabstand 0,82 Ma.-% beträgt. Der Tiefenverlauf liegt deutlich oberhalb der anderen Profile und gleicht sich erst bei einem Randabstand 0,7 mm wieder an. Im Gegensatz dazu verläuft das Profil der Variante liegend-rau-N<sub>2</sub> eher unterhalb der anderen Profile. Dennoch ergibt sich daraus ein recht enger Bereich für die Randhärte von 874 bis 883 HV1, die in den Kern hinein auf Werte zwischen 401 und 425 HV1 absinken. Der konventionelle Referenzwerkstoff erreicht einen Randkohlenstoffgehalt (Randabstand 140  $\mu\text{m}$ ) von 0,65 Ma.-%. Das hat eine Randhärte von 882 HV1 zur Folge, die in den Kern hinein auf 385 HV1 abfällt. Die vergleichsweise geringere Kernhärte kann durch den geringeren Chromgehalt begründet werden. Die Schwankungen des Kohlenstoffgehalts sowohl im Randbereich als auch im Tiefenverlauf werden durch die schroffe Ölabschreckung scheinbar aufgewogen. Auch etwaige Unterschiede bzgl. der Einhärtharkeit aufgrund unterschiedlicher Chromgehalte werden ausgeglichen. Die im Vergleich zur Gasabschreckung höheren Kernhärte entstehen erwartungsgemäß durch die Ölabschreckung.

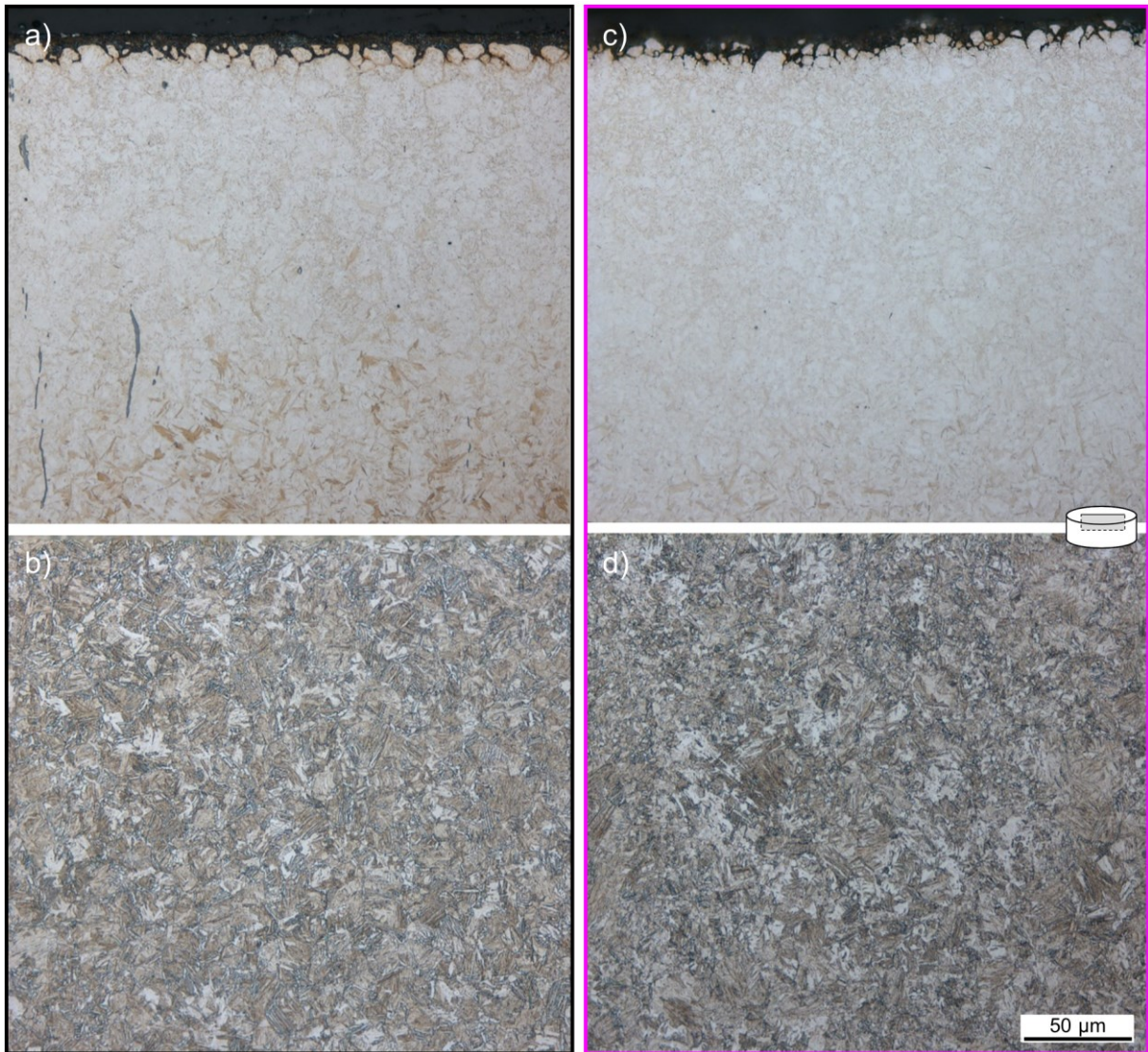


Abbildung 4-19: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,5 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-liegend-rau-N<sub>2</sub> (rechts), Nital-Ätzung

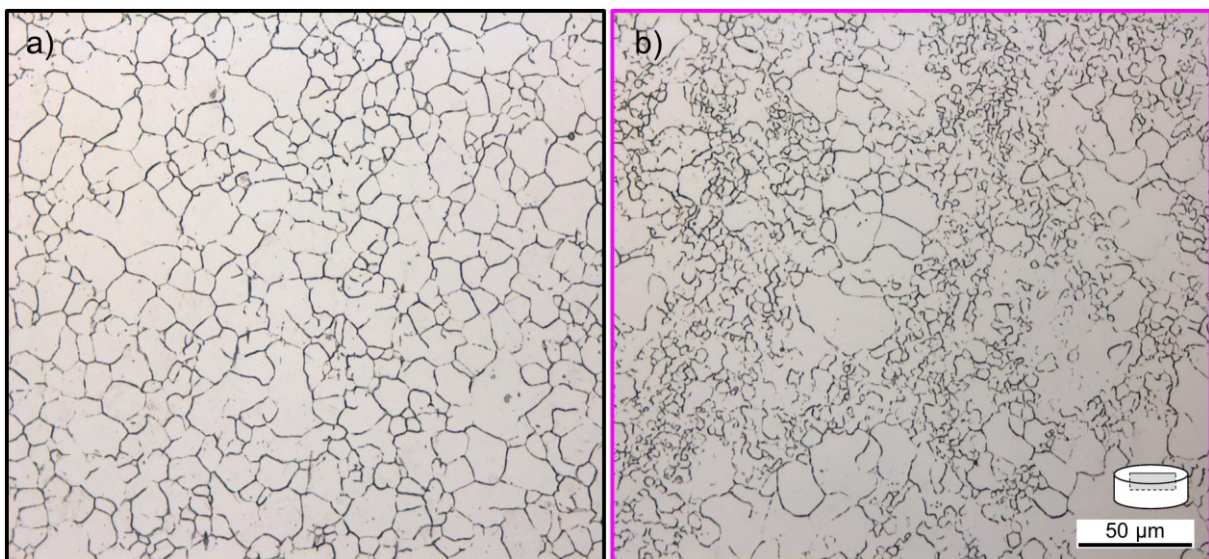


Abbildung 4-20: Korngrößen im Randbereich nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,5 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-liegend-rau-N<sub>2</sub> (b), Bechet-Beaujard-Ätzung



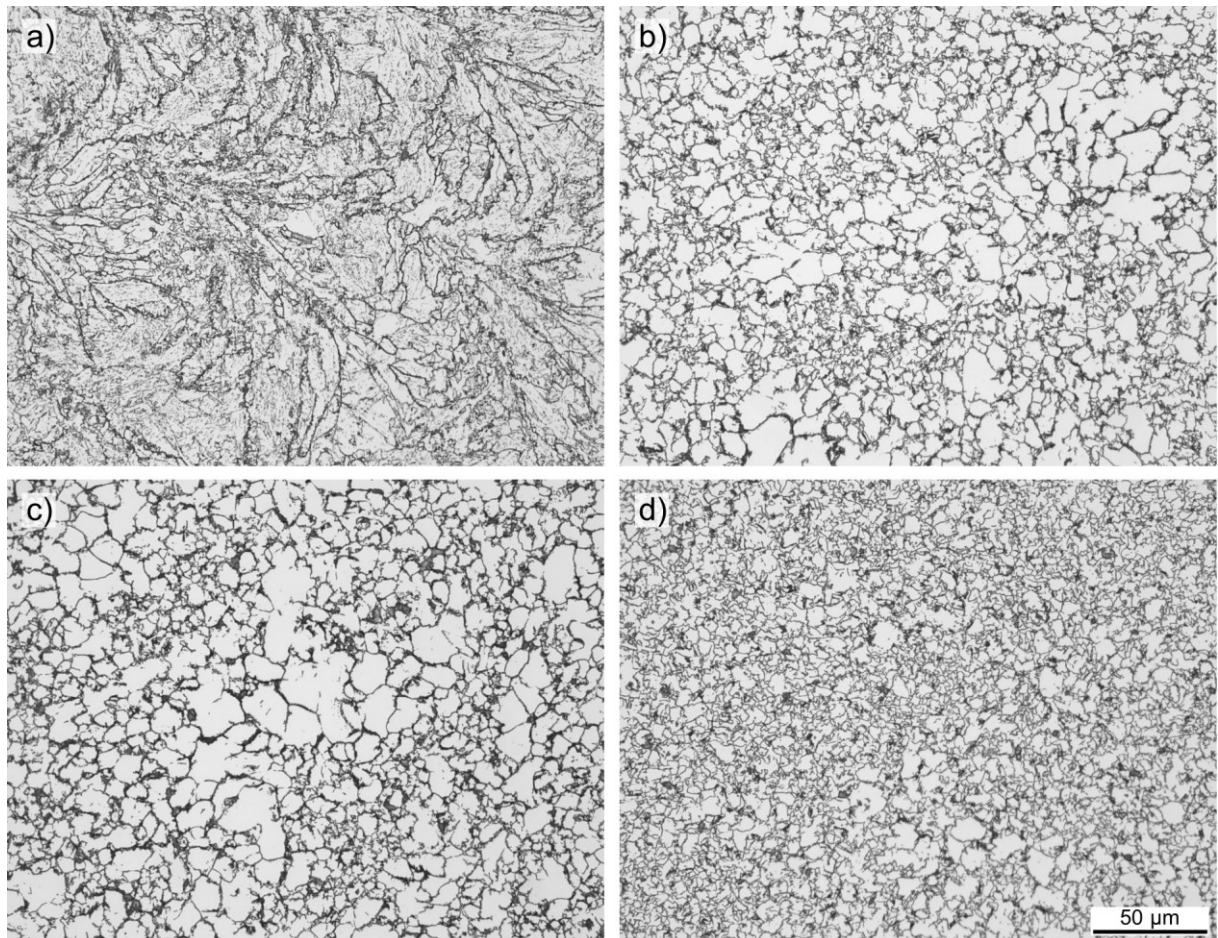
Das Gefüge im Randbereich aller Proben ist martensitisch umgewandelt (siehe Abbildung 4-19a, c). Außerdem ist Randoxidation zu beobachten, die im Fall von Rauheiten der Oberflächenkontur folgt. Im Kernbereich ergibt sich ein bainitisches Gefüge mit martensitischen Anteilen. Das konventionelle Kerngefüge erscheint etwas homogener. Insgesamt kann festgestellt werden, dass die Voraussagen bzgl. Härteergebnissen anhand der Legierungsfaktoren sowohl beim Niederdruckaufkohlen als auch beim Gasaufkohlen gut für den additiv gefertigten Stahl 20MnCr5 funktionieren.

Interessant ist, wie die erhöhten Randkohlenstoffgehalte des PBF-LB/M-Werkstoffs zustande kommen, obwohl die Gasaufkohlung einem Gleichgewichtsprozess folgt. Das Gleichgewicht des konstanten Kohlenstoff-Pegels und des Randkohlenstoffgehalts stellt sich erfahrungsgemäß zeitverzögert ein. Eine wichtige Rolle spielen dabei die deutlich unterschiedlichen Oberflächenrauheiten. Durch Rauheit wird mehr Oberfläche für die Dissoziation und Aufnahme von Kohlenstoff exponiert. Es entsteht ein vergleichsweise höherer Konzentrationsunterschied vom Rand ins Werkstoffinnere, sodass mehr Kohlenstoff eindiffundieren kann. So ergibt sich zum höheren Randkohlenstoffgehalt auch ein Profil mit höheren C-Gehalten. Der Einflussfaktor der Oberflächenrauheit auf den Aufkohlungsvorgang beim Gasaufkohlen wird auch von Karabelchtkhikova et al. [115] diskutiert. Dort werden geschliffene, drahtgebürstete und sandgestrahlte Oberflächen miteinander verglichen. Die Unterschiede der Aufkohlungsergebnisse sind weniger stark ausgeprägt als in den vorliegenden Untersuchungen, die Tendenz ist jedoch ebenfalls beobachtet worden. Dennoch ist nicht erklärbar, warum vorwiegend die Variante liegend-rau betroffen ist.

Die auftretenden Korngrößen-Kennzahlen im Randbereich (siehe Abbildung 4-18) weisen beim PBF-LB/M-Werkstoff eine vergleichsweise breiter gestreute aber noch tolerierbare Verteilung auf. Die Korngrößenverteilung der Variante liegend-rau-N<sub>2</sub> zeichnet sich durch ein besonders hohes Vorkommen von Körnern der Kennzahlen 9 bis 12 aus. Dennoch zeigt die Betrachtung von Abbildung 4-20 am Beispiel dieser Variante sehr viele kleine Körner angelagert an deutlich größeren Körnern, während die Kornstruktur beim konventionellen Werkstoff regelmäßig erscheint. Wie in den vorangegangenen Abschnitten bereits beschrieben, können das die Auswirkungen des im Vergleich geringeren Aluminiumgehalts und der somit zu geringen Anzahl an Aluminiumnitriden im PBF-LB/M-Werkstoff sein.

Auch zum Gasaufkohlen wurden Zusatzuntersuchungen im Dilatometer durchgeführt, die sich auf das Zusammenwirken des Ausgangszustands des PBF-LB/M-Werkstoffs, der Temperatur-Zeit-Verläufe des Gasaufkohlens und dem daraus folgenden Kornwachstum bezogen (siehe Abbildung 4-21). Dem Gasaufkohlen wurde eine Voroxidation der Charge bei 400 °C für mehrere Stunden vorgeschaltet. Anschließend erfolgte die Erwärmung auf Aufkohlungstemperatur relativ rasch (siehe Abbildung 3-4). Die Kornstruktur im Anschluss an den Erwärmprozess (ohne Halten), dargestellt in Abbildungsteil a, stimmt gut mit der Kornstruktur des spannungsarmgeglühten Zustandes in Abbildung 4-3a überein. Scheinbar hat dieser

Erwärmprozess keine starken Effekte auf das Kornwachstum. Abbildung 4-21b zeigt sich erstaunlich feinkörnig nach etwa 1 h Haltedauer auf 920 °C Aufkohlungstemperatur. Dieses Bild unterscheidet sich deutlich vom einsatzgehärteten Zustand in Abbildung 4-20b. Gleiches gilt für den Ausgangszustand wie-gebaut, Abbildung 4-21c. Damit liegen zwei Beispiele vor, die kein unregelmäßiges Kornwachstum zeigen. Womöglich ist bei diesem PBF-LB/M Werkstoff 20MnCr5 und dieser Art der Temperaturführung das Auftreten von unregelmäßigem Kornwachstum zufällig. Der Werkstoffzustand scheint sich an der Grenze zwischen Feinkornstabilität und inhomogenem Kornwachstum zu befinden. Im Vergleich dazu entsteht beim normalgeglühten Ausgangszustand ein relativ regelmäßiges und feinkörniges Gefüge (siehe Abbildung 4-21d).



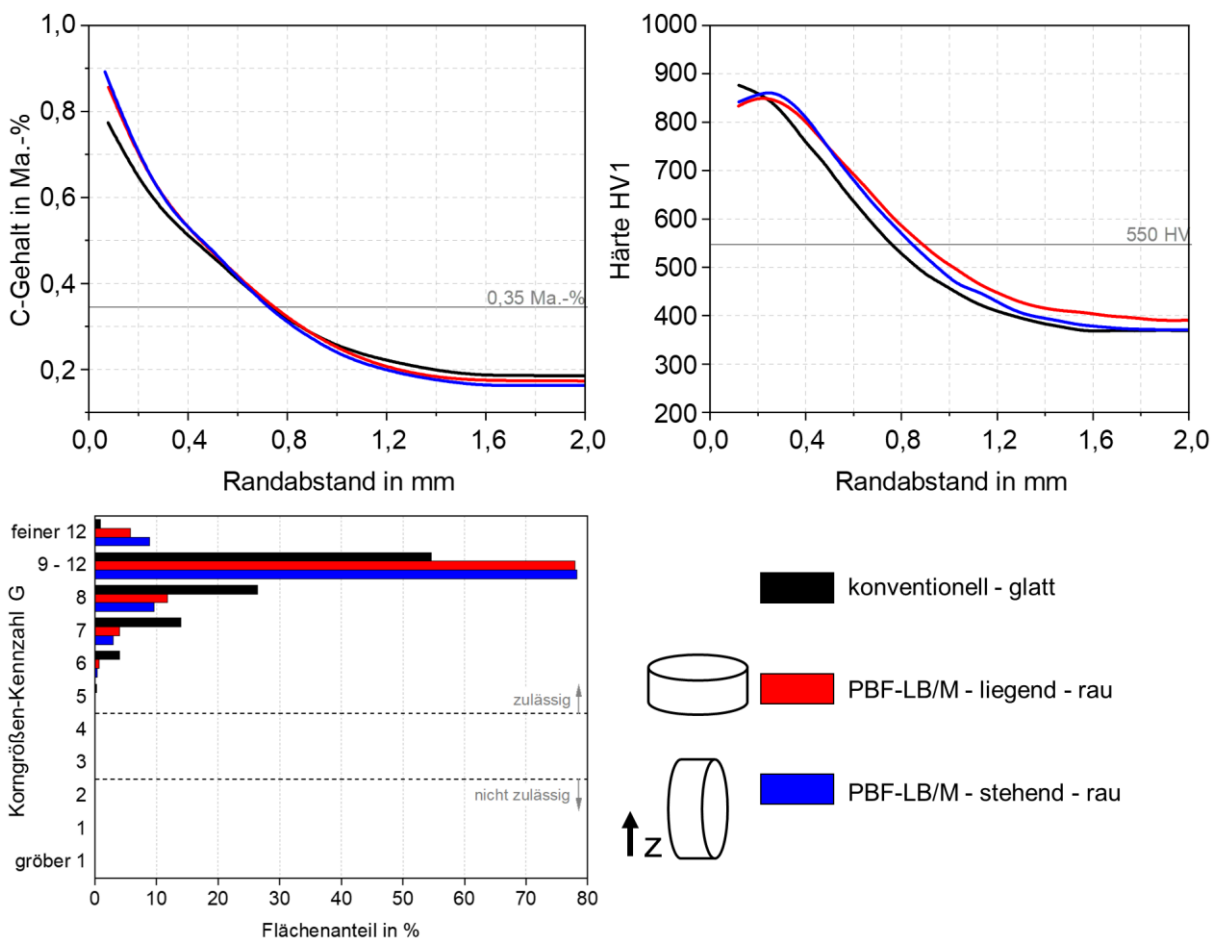
**Abbildung 4-21: Kornstrukturen infolge der Temperatur-Zeit-Verläufe nachgefahren im Dilatometer nach dem Vorbild des Gasaufkohlens CHD 0,5 mm, Varianten spannungsarmgeglüht + reines Erwärmen bis auf 920 °C (a) sowie verschiedene Ausgangszustände - spannungsarmgeglüht (b), wie-gebaut (c) und normalgeglüht (d), 20MnCr5, Bechet-Beaujard-Ätzung**

Vergleichen lassen sich diese Ergebnisse mit den Studien von Kamps [59] bzw. Yang et al. [79] aus dem Stand der Technik. Auch wenn in den vorliegenden Ergebnissen eine geringere CHD angestrebt wurde, so zeigt sich eine gute Übereinstimmung der resultierenden Härtewerte insbesondere mit Yang et al. [79], wo scheinbar nach dem Einsatzhärten nicht angelassen wurde (siehe Tabelle 2-5). Bei Berücksichtigung einer Härtereduktion um etwa 20 HV infolge des Anlassens, stimmen die Ergebnisse der Randhärte

ebenso gut mit denen von Kamps überein. Die hier vorliegenden Kernhärtewerte fallen etwas geringer aus, was mit der gewählten geringeren Härtetemperatur 820 °C (gegenüber 850 °C bei Kamps) erklärt werden kann. 820 °C bedeuten für den hier untersuchten 20MnCr5, dass das Gefüge nicht mehr vollständig austenitisiert ist (siehe Abbildung 4-5). Interessant ist, dass Yang et al. vor dem Einsatzhärten einen normalgeglühten Zustand eingestellt haben und damit ebenso gute Ergebnisse wie die hier vorliegenden erzielen konnten.

#### 4.3.4 Gasaufgekohlter Zustand CHD 0,8 mm

Das Gasaufkohlen mit angeschlossener Ölabschreckung führt beim PBF-LB/M-Werkstoff auch bei höherer Einsatzhärte und unabhängig von der Baurichtung zu einem zufriedenstellenden Einsatzhärteergebnis (siehe Abbildung 4-22).



**Abbildung 4-22: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 20MnCr5 nach dem Gasaufkohlen/Ölabschrecken mit CHD 0,8 mm**

Beim Vergleich mit den Ergebnissen des Referenzwerkstoffs, zeigt sich bei einer gleich hohen Aufkohlungstiefe (etwa 0,7 mm) eine geringfügig höhere Einsatzhärte (etwa 0,9 mm statt 0,75 mm). Innerhalb einer Wärmebehandlungscharge sind solche Streuungen üblich. Die Randkohlenstoffgehalt der

PBF-LB/M-Proben liegen in einem Randabstand 80  $\mu\text{m}$  bei gut 0,86 Ma.-%. Daraus resultieren Randhärtewerte zwischen 833 und 842 HV1, die in Richtung Kern auf 365 bis 379 HV1 absinken. Der Randkohlenstoffgehalt (Randabstand 80  $\mu\text{m}$ ) im konventionellen Werkstoff beträgt etwa 0,77 Ma.-%. Die resultierende Randhärte liegt dadurch etwas höher bei etwa 876 HV1 und fällt in Richtung Kern auf 344 bis 360 HV1 ab.

Das martensitische Gefüge im Randbereich aller Proben ist beispielhaft in Abbildung 4-23a und c dargestellt. Restaustenit konnte bildlich mit der Nital-Ätzung nicht von den martensitischen Anteilen unterschieden werden. Die röntgenographische Restaustenit-Bestimmung bei einem Randabstand von  $100 \pm 10 \mu\text{m}$  ergab 19 % Restaustenit beim konventionellen und 27 % beim PBF-LB/M-Werkstoff. Dies kann an den unterschiedlichen Randkohlenstoffgehalten liegen und erklärt die abfallenden Härtewerte zum Rand hin. Auch begründet das die höhere erreichte Randhärte des konventionellen Werkstoffes. Randoxidation ist auch bei dieser Charge im äußersten Randbereich vorhanden. Im Kernbereich ergibt sich ein bainitisches Gefüge mit martensitischen Anteilen, wobei die Verteilung dieser martensitischen Anteile im konventionellen Werkstoff homogener erscheint.

Im Vergleich mit dem konventionellen Werkstoff erscheint das Gefüge in Kern und Rand des PBF-LB/M-Werkstoffes feiner, was sich auch quantitativ in der engeren Korngrößenverteilung im Randbereich widerspiegelt. Interessant ist dabei, dass die Korngrößen-Verteilung der höheren CHD sogar enger ist als die der geringeren CHD. Ebenso interessant ist, warum trotz Fehlen von Korngrenzen stabilisierender Phasen in Form von Aluminiumnitriden bei dieser Einsatzhärtecharge kein unregelmäßiges Kornwachstum auftrat. Im Gegenteil, es entwickelte sich eine besonders feinkörnige Kornstruktur, die sowohl quantitativ (siehe Abbildung 4-22) als auch qualitativ (siehe Abbildung 4-24b) belegt ist.



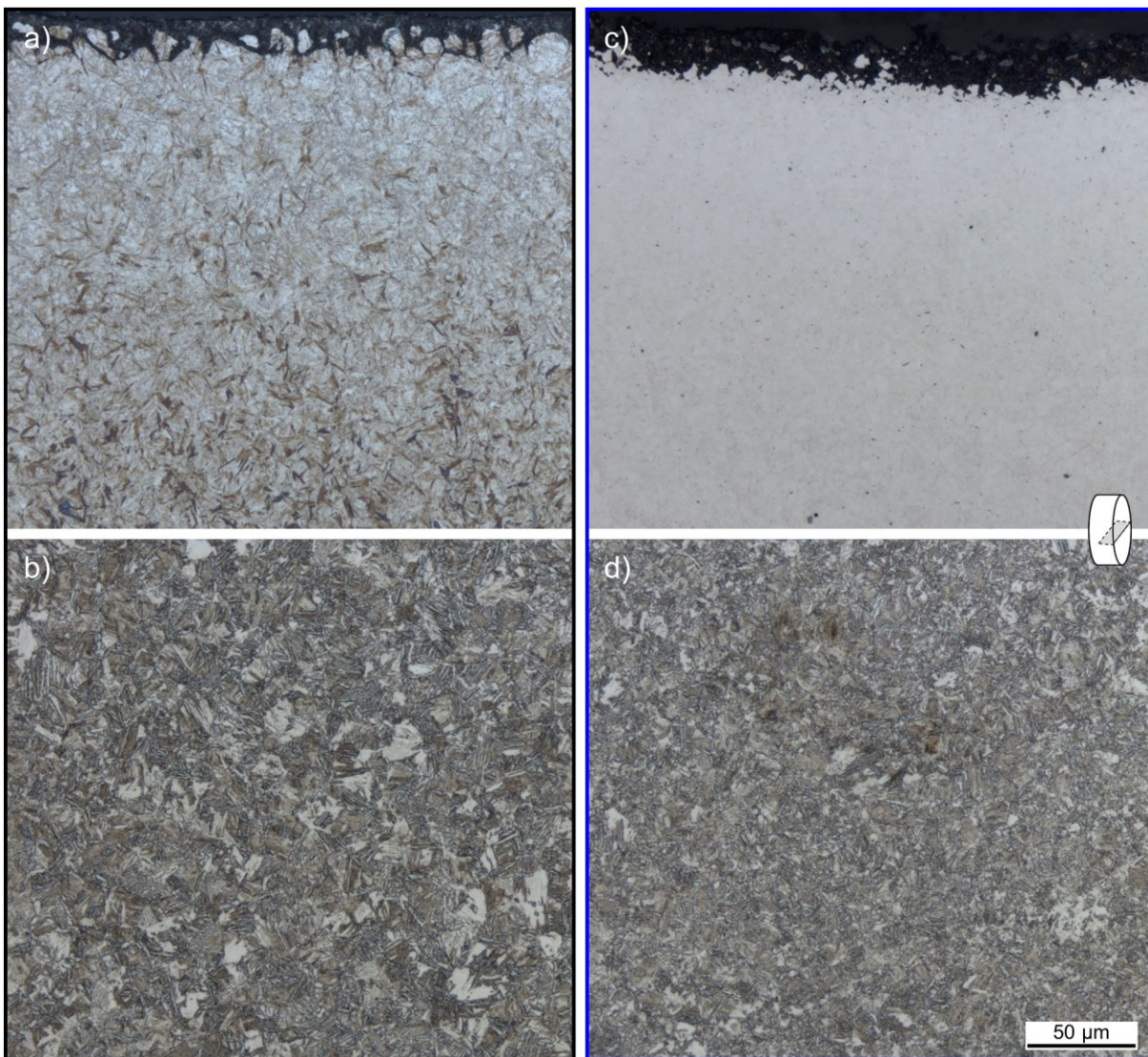


Abbildung 4-23: Gefüge im Rand- (a, c) und Kernbereich (b, d) nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-rau (rechts), Nital-Ätzung

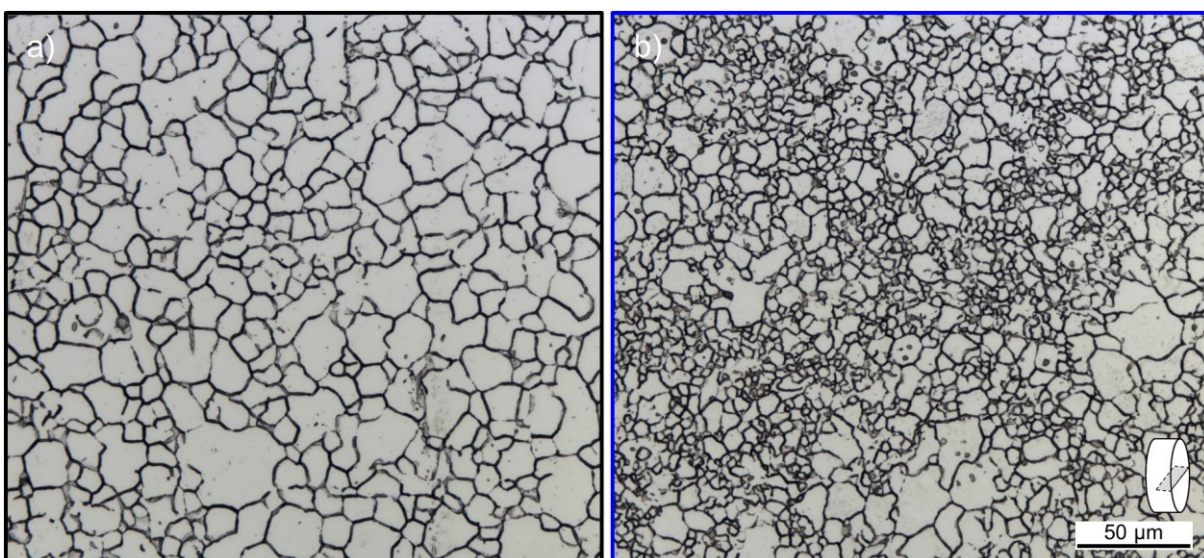
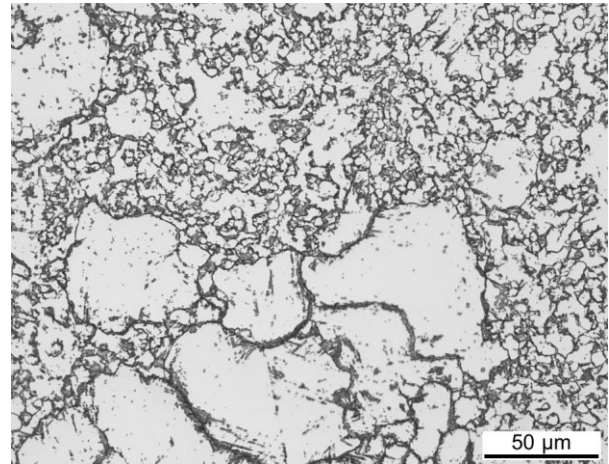


Abbildung 4-24: Korngrößen im Randbereich nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-rau (b), Bechet-Beaujard-Ätzung

Hierbei ist wieder auf das im Vergleich zum Niederdruckaufkohlen rasche Erwärmen hinzuweisen, was sich vorteilhaft auf die Kornstruktur auswirkt. Die mit etwa 3,4 h auf 920 °C längere Aufkohlungsdauer wirkt sich dagegen nicht stark aus. Auch hier wurde das beschriebene Vorgehen für das Nachfahren der Temperatur-Führung aus dem Einsatzhärteprozess stichprobenartig im Dilatometer untersucht. Es zeigte sich abweichend von Abbildung 4-24b ein unregelmäßiges Kornwachstum (siehe Abbildung 4-25). Das erhärtet die Vermutung, dass das unregelmäßige Kornwachstum beim PBF-LB/M Einsatzstahl 20MnCr5 und den gewählten Parametern des Gasaufkohlens zufällig auftritt. Der Werkstoffzustand scheint sich an der Grenze zwischen Feinkornstabilität und inhomogenem Kornwachstum zu befinden.



**Abbildung 4-25: Kornstruktur infolge des Temperatur-Zeit-Verlaufs nachgefahren im Dilatometer nach dem Vorbild des Gasaufkohlens CHD 0,8 mm, 20MnCr5, spannungsarmgeglühter Ausgangszustand**



#### 4.4 17CrNi6-6: Untersuchung des Ausgangszustandes

Die Verarbeitung des Einsatzstahls 17CrNi6-6 im PBF-LB/M-Prozess wurde erfolgreich umgesetzt. Auch wenn das Kohlenstoffäquivalent von 0,83 % auf eine noch schlechtere Schweißeignung als die des 20MnCr5 verweist, reichten 80 °C Plattformtemperatur in Kombination mit einer Energiedichte von 77 J/mm<sup>3</sup> für eine hohe Qualität des PBF-LB/M-Prozesses aus. Abbildung 4-26 beinhaltet die mikrostrukturellen Aufnahmen der Ausgangszustände des 17CrNi6-6 in zwei Schliffrichtungen. Es sind deutliche Unterschiede zwischen konventioneller und AM-Fertigungskette zu erkennen.

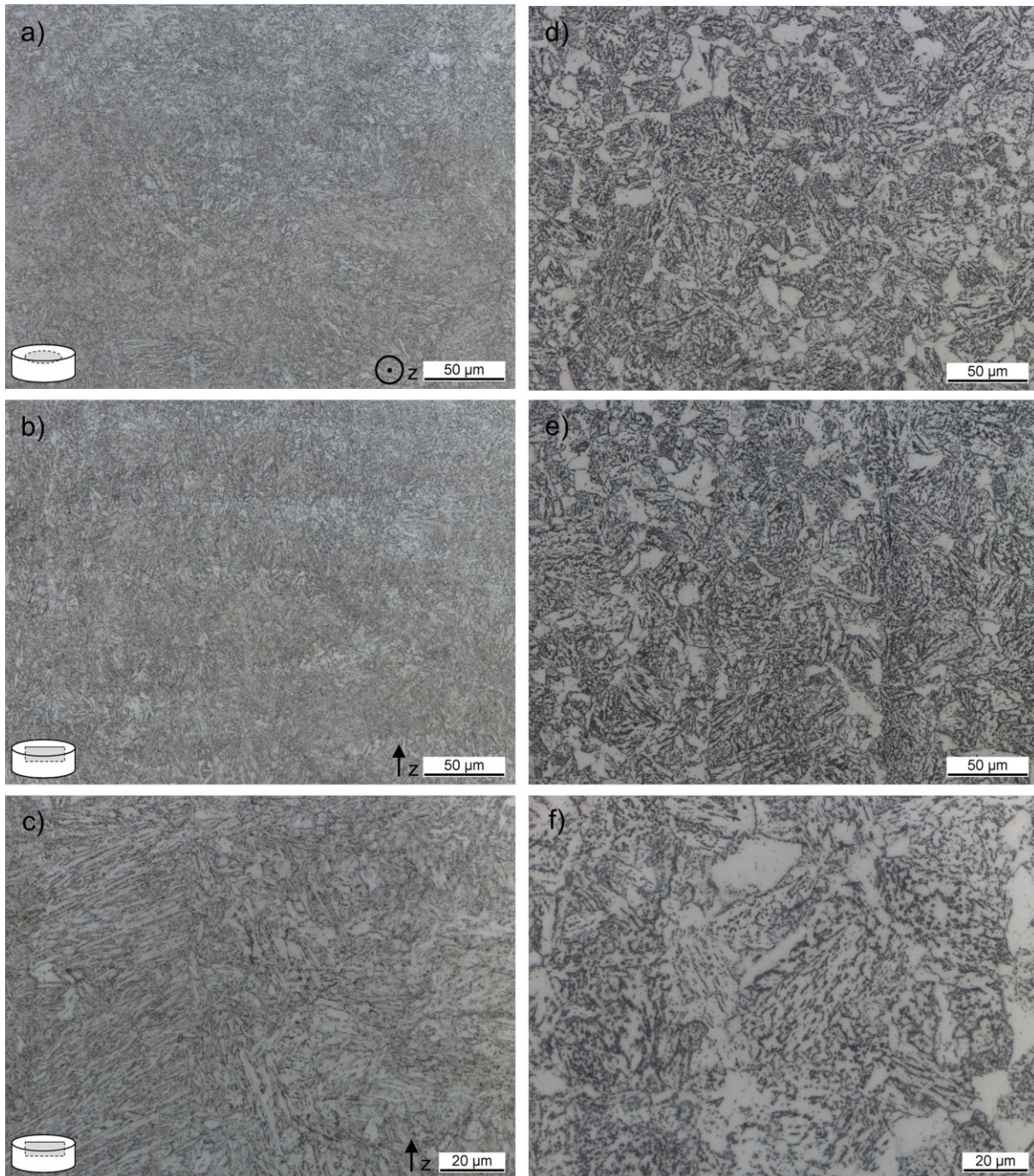


Abbildung 4-26: Gefüge des 17CrNi6-6 PBF-LB/M, liegend gebaut (links) und konventionell (rechts) im Quer- (a, d) und Längsschliff (b, c, e, f), mit Kennzeichnung der Baurichtung z, Nital-Ätzung

Der konventionelle Einsatzstahl zeigt ein relativ homogenes Gefüge, welches infolge des Glühens zur Erzielung kugeligter Carbide entstanden ist. Es liegt eine ferritische Matrix mit unterschiedlich stark eingeformten Carbiden vor. Die Längsschliffansicht (Abbildung 4-26e) zeigt keine Vorzugsrichtung infolge des formgebenden Prozesses. Der durchschnittliche HärteWert - sowohl im Längs- als auch Querschliff - beträgt 178 HV1 mit einer Standardabweichung 6 HV1. Der PBF-LB/M-Werkstoff ist am Beispiel der Baurichtung „liegend“ dargestellt. (D.h. die Stirnflächen der Zylindergeometrie liegen parallel zur Bauplattform. Die Schliffbilder zugehörig zur Baurichtung „stehend“ befinden sich im Anhang.) Der typische Lagenaufbau infolge des additiven Fertigungsprozesses ist in Abbildungsteil b noch zu erahnen, während dieser im Querschliff (Abbildungsteil a) erwartungsgemäß nicht zu sehen ist. Charakteristisch für diesen Prozess ist die zyklische Wiedererwärmung der bereits geschmolzenen Materiallagen. Gleichzeitig sorgt die Kombination aus hohen Abkühlraten und darauffolgenden weiteren Wärmeeintrag für das resultierende überwiegend bainitische und sehr feinkörnige Gefüge. Dass das PBF-LB/M-Gefüge nach dem Spannungsarmglühen als „überwiegend bainitisch“ beschrieben wird, rührt aus dem Vergleich mit entsprechenden Bildtafeln des 18CrNi8 von Schrader et al. [28]. Diese Feinkörnigkeit bleibt auch während des Spannungsarmglühens erhalten. Die HärteWerte liegen unabhängig von Baurichtung und Schliffebene bei 330 HV1 mit einer Standardabweichung 8 HV1. Beim Vergleich dieser HärteWerte mit Abbildung 2-2 unter Annahme eines Kohlenstoffgehalts kurz unter 0,2 Ma.-% wird die These bestätigt, dass es sich hierbei um ein überwiegend bainitisches Gefüge handelt. Die hohe Werkstoffhärte im spannungsarmgeglühten Zustand liegt oberhalb der Werte, die im Rahmen der Literaturrecherche zusammengetragen wurden (siehe Tabelle 2-5). Am nächsten dran befindet sich die Legierung E185 AMPO aus der Studie von Aumayr et al. [81] mit einem HärteWert 38 HRC, entspricht ca. 385 HV10, im wie-gebauten Zustand. Diese Legierung besitzt große Ähnlichkeit mit einem Einsatzstahl 16NiCr4, was möglicherweise erklärt, warum diese Ergebnisse den vorliegenden Messungen am nächsten sind.

Eine relative Werkstoffdichte von 99,9 % bei einer Schichtdicke von 50  $\mu\text{m}$  ist ein sehr gutes Ergebnis. Ergänzend zur Charakterisierung des Ausgangszustandes sind die gemittelten Ergebnisse zur Messung der Oberflächenrauheit Tabelle 4-2 zu entnehmen. In Abhängigkeit der Baurichtung ergeben sich unterschiedlich raue Bauteiloberflächen. Das ist bereits aus der Literatur bekannt [13,114]. Die Rauheit der PBF-LB/M-Oberflächen liegt im Vergleich zum konventionellen Einsatzstahl deutlich höher. Der Unterschied zwischen den Oberflächenrauheiten beider Baurichtungen ist klar ersichtlich. Sowohl Anlagencharakteristika als auch die Parameterwahl tragen zu diesem Ergebnis bei. Die Werte liegen zum Teil in höheren Bereichen als die in den genannten Literaturdaten, wobei jedoch auf Abweichungen zwischen optischer und taktiler Rauheitsmessung hinzuweisen ist.

**Tabelle 4-2: Mittelwerte der Rauheitsmessungen des 17CrNi6-6 vor dem Einsatzhärten**

|                      | Rz in $\mu\text{m}$ | Ra in $\mu\text{m}$ | Rt in $\mu\text{m}$ |
|----------------------|---------------------|---------------------|---------------------|
| gedreht „glatt“      | 6,5                 | 1,0                 | 14,6                |
| liegend gebaut „rau“ | 124,2               | 19,7                | 129,3               |
| stehend gebaut „rau“ | 195,1               | 34,4                | 203,1               |

Eine Interpretation dieser Rauheitswerte (ebenso derer des 20MnCr5 aus Tabelle 4-1) ist nicht trivial aufgrund der Zusammenhänge mit den Parametern des PBF-LB/M-Prozesses sowie den Pulvereigenschaften. Bezogen auf die hier gemessenen Werte, stellen sowohl der Energieeintrag als auch die Orientierung der Bauteiloberflächen die entscheidenden Faktoren dar. Je höher der Energieeintrag gewählt wird, desto höhere Oberflächenrauheiten werden generiert (Vergleich 17CrNi6-6 mit  $77 \text{ J/mm}^3$  und 20MnCr5 mit  $64 \text{ J/mm}^3$ ). Darüber hinaus entstehen bei Flächen, die senkrecht zur Baurichtung liegen, Anhaftungen weiterer Partikel aus dem Pulverbett. Je höher der Energieeintrag liegt, desto mehr Anhaftungen passieren und desto höher ist die resultierende Oberflächenrauheit. Bei einem geringeren Energieeintrag gleichen sich die Oberflächenrauheiten trotz unterschiedlicher Orientierung im Raum (siehe Tabelle 4-1).

## **4.5 17CrNi6-6: In-situ-Untersuchungen zur Umwandlungskinetik**

### **4.5.1 Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Verhalten**

Das resultierende ZTA-Diagramm des konventionell verarbeiteten Werkstoffs in Abbildung 4-27b entspricht bezüglich der Umwandlungstemperaturen den Erwartungen. Geringfügige Unterschiede bei einem Vergleich mit Literaturdaten ergeben sich durch Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung und dem Ausgangszustand des Werkstoffgefüges vor Versuchsbeginn (siehe [103] S. 54-77). Bezüglich der Korngrößen ergeben sich jedoch in der Literatur höhere Werte, als es in den vorliegenden Daten der Fall ist, insbesondere was die höheren Temperaturbereiche betrifft. Beispielsweise bei einer Erwärmrate  $0,1 \text{ K/s}$  und einer Temperatur  $1100 \text{ °C}$  beträgt die gemittelte Korngrößen-Kennzahl nach ASTM zwischen 6 und 5. Dem ZTA-Diagramm aus der Literatur ist zu entnehmen, dass hier eine Korngrößen-Kennzahl nach ASTM mit einem Wert zwischen 3 und 2 vorliegt. Die Feinkornstabilität des hier untersuchten konventionellen Werkstoffs ist also deutlich ausgeprägter. Das ZTA-Diagramm des PBF-LB/M-Werkstoffs weist einen sehr ähnlichen Verlauf der Umwandlungstemperatur  $A_{c1}$  auf. Das sehr viel feinkörnigere Gefüge blieb noch nach einer fünfstündigen Glühbehandlung erhalten, was sich im ZTA-Schaubild deutlich widerspiegelt. Die  $A_{c3}$ -Temperatur fällt etwas geringer aus und zeigt außerdem einen Anstieg hin zu den geringeren Erwärmraten  $0,1$  bzw.  $0,01 \text{ K/s}$ . Die gleiche Beobachtung wurde auch beim 20MnCr5 gemacht.



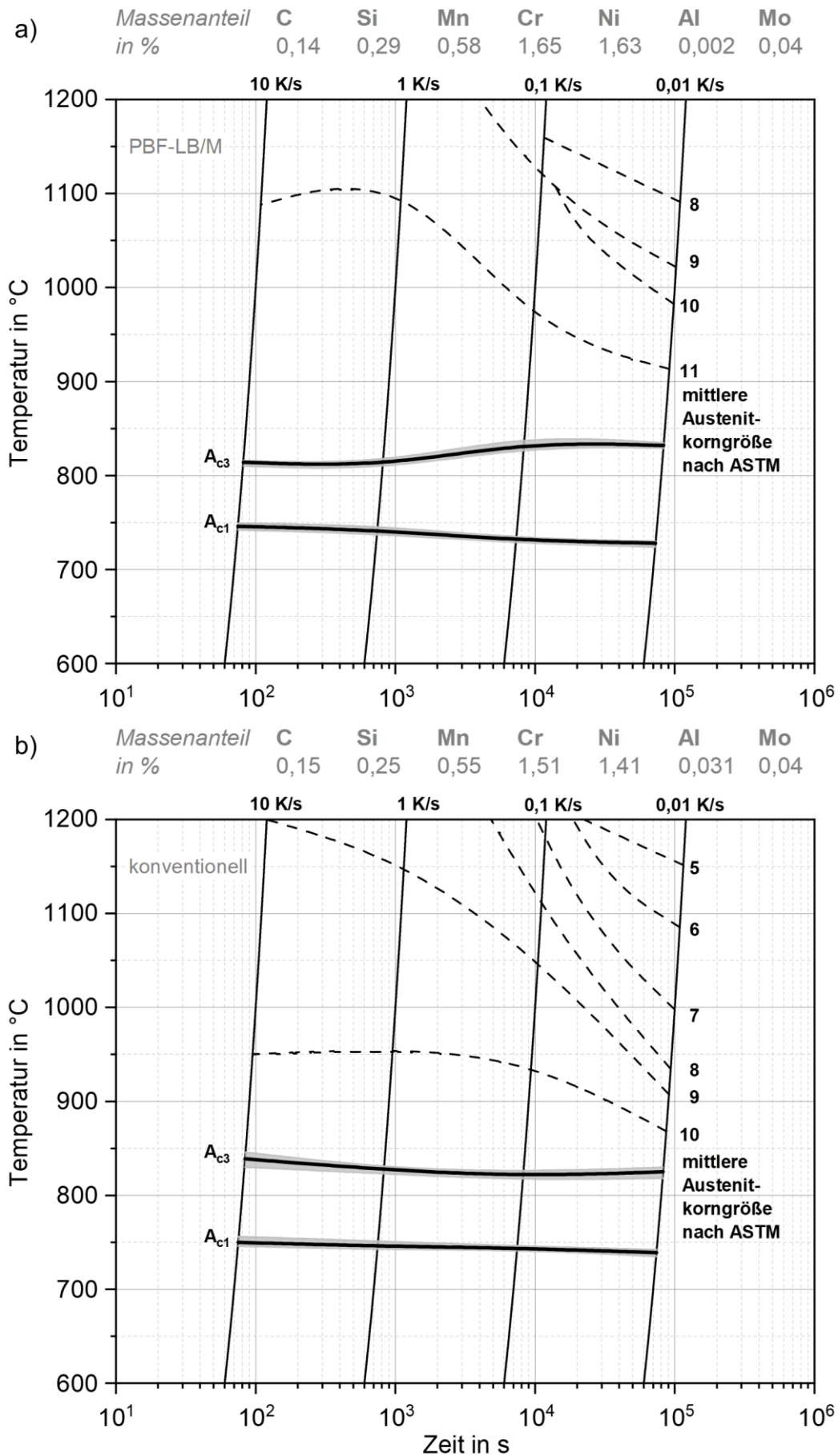
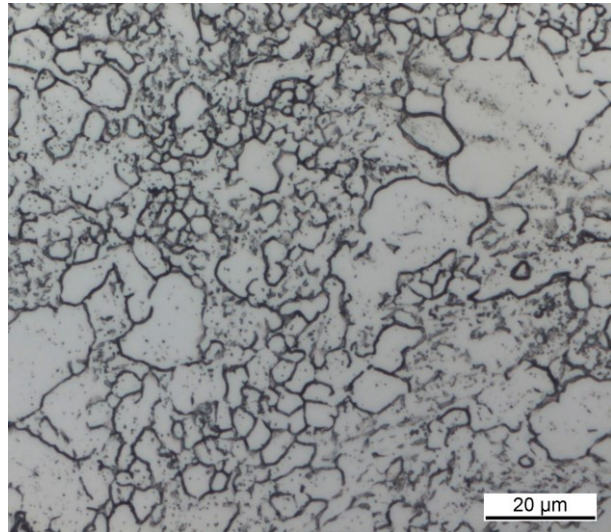


Abbildung 4-27: ZTA-Diagramme des Werkstoffs 17CrNi6-6 mit Angabe der mittleren ASTM-Korngröße, a) PBF-LB/M, b) konventionell



Auch der Einsatzstahl 17CrNi6-6 wurde einer differenzierten Korngrößenbewertung nach den ZTA-Untersuchungen unterzogen, welche nachfolgend in Abbildung 4-29 graphisch dargestellt ist. Die Differenzierung der auftretenden Korngrößen-Kennzahlen erfolgte auch hier in Abhängigkeit der Erwärmraten und Maximaltemperaturen mit schraffierter Kennzeichnung der kritischen und unzulässigen Korngrößenbereiche. Weitere Angaben zum Vorgehen und zur Darstellungsweise sind den Abschnitten 3.8 und 3.10 zu entnehmen. Positiv zu bewerten ist, dass für den PBF-LB/M-Werkstoff nur in Kombination von langsamen Erwärmraten und besonders hohen Temperaturen kritisches bis hin zu unzulässigem Kornwachstum entsteht. Konkret sind hiervon die Kombinationen aus 0,1 bzw. 0,01 K/s und 1150 bzw. 1050 °C betroffen. Die Korngrößen-Verteilungen des PBF-LB/M-Werkstoffs sind insgesamt feinkörniger ausgeprägt als die des konventionellen Werkstoffs. Die metallographischen Aufnahmen weisen zum Teil unregelmäßiges Kornwachstum auf (siehe beispielsweise Abbildung 4-28). Die „gröberen“ Körner fallen aus dem Grunde auf, dass sie im Vergleich zur umliegenden feinkörnigen Werkstoffstruktur beurteilt werden. Das heißt auch im Falle von Abbildung 4-28, dass bei 850 °C die größten Körner „nur“ der Kennzahl 6 zugeordnet werden. Dennoch entsteht lokal gesehen ein Mischkorngefüge, da die umliegenden Körner deutlich feiner sind.



**Abbildung 4-28: Unregelmäßiges Kornwachstum des 17CrNi6-6 PBF-LB/M; Peaktemperatur 850 °C, Erwärmrate 0,1 K/s, Bechet-Beaujard-Ätzung**

Der konventionelle Vergleichswerkstoff zeigt erstmals bei der Kombination 0,1 K/s Erwärmrate und 1150 °C Maximaltemperatur unzulässiges Kornwachstum. Für eine langsamere Erwärmrate 0,01 K/s treten bei Maximaltemperaturen 850 bis 900 °C noch zulässige Korngrößen auf, bei höheren Temperaturen werden diese jedoch zu grob. Insgesamt stellen alle diese Korngrößenverteilungen eine gute Ausgangssituation für die nachfolgenden Schritte einer Wärmebehandlung des Einsatzhärtens dar. Der PBF-LB/M-Werkstoff scheint sogar in einigen Parameter-Konstellationen vorteilhaft feinkörniger zu sein.

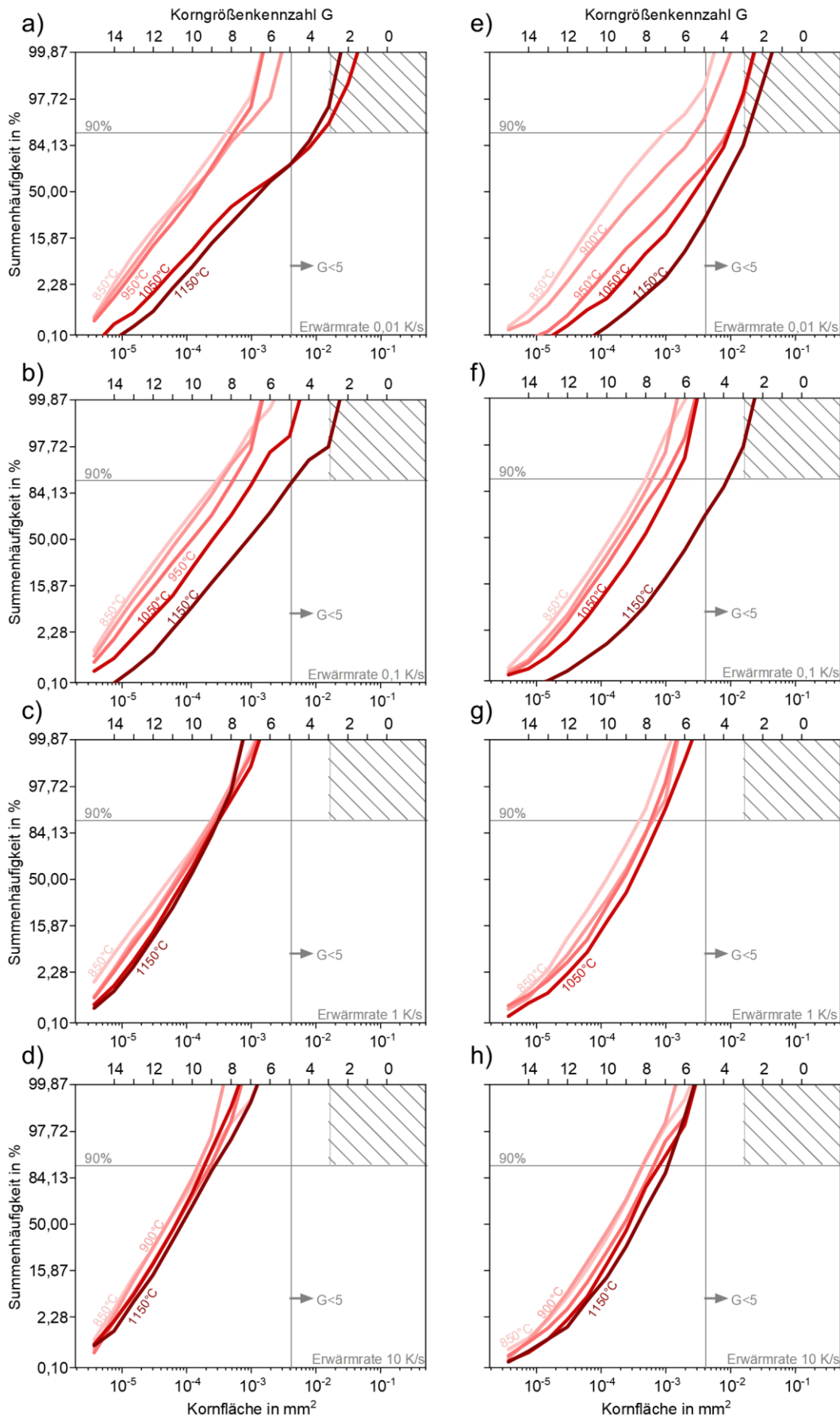


Abbildung 4-29: Korngrößen PBF-LB/M (links) und konventionell (rechts) 17CrNi6-6 nach DIN EN ISO 643 [108] in Abhängigkeit von Erwärmrate und Maximaltemperatur; schraffierter Diagrammbereich entspricht nicht tolerierbarem Grobkorn

#### 4.5.2. Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Verhalten

Auch für den Einsatzstahl 17CrNi6-6 erfolgte die Aufnahme von insgesamt vier ZTU-Diagrammen, die stellvertretend für den Rand- bzw. Kernbereich eines einsatzgehärteten Bauteils stehen. Die ZTU-Diagramme im nicht aufgekohlten Zustand („Kernbereich“) entsprechen dem Prozess des Direkthärtens. Da eine Aufkohlung nicht im Dilatometer möglich war, entsprechen die ZTU-Diagramme im aufgekohlten Zustand („Randbereich“) folglich dem Prozess des Einfachhärtens. Die Durchkohlung dieser Dilatometer-Proben erfolgte in einem vorgelagerten Prozess im Ofen mit anschließender langsamer Abkühlung. Während die ZTU-Schaubilder des PBF-LB/M-Werkstoffes für sich stehen (siehe Abbildung 4-30), wurden für eine bessere Vergleichbarkeit dessen Umwandlungsbereiche in die Darstellungen des konventionellen Werkstoffes (mit roten Linien) übertragen (siehe Abbildung 4-31). Die eingezeichneten Zahlen beziehen sich hier jedoch ausschließlich auf die Gefügeanteile bzw. Härtewerte des konventionellen Werkstoffes. Die Schaubilder entsprechen bezüglich der Umwandlungstemperaturen und auftretenden Gefügebestandteile den Erwartungen (vgl. z.B. ZTU-Diagramme des 18CrNi8 in [28]): nach der Aufkohlung erfolgt die Austenitumwandlung bei niedrigeren Temperaturen in einem engeren Temperaturintervall, während die Martensit-Starttemperatur und die kritische Abkühlrate deutlich herabgesetzt werden. Der erhöhte Kohlenstoffgehalt führt außerdem zum Wegfall der Ferrit- und Bainit-Umwandlungsbereiche. Die Schaubilder von konventionell und PBF-LB/M zeigen eine gute Übereinstimmung und unterscheiden sich nur geringfügig. Die Legierungsfaktoren stellen folglich einen guten Indikator für das zu erwartende Härteergebnis dar.

Die kritische Abkühlrate im nicht aufgekohlten Zustand des PBF-LB/M-Werkstoffs fällt gegenüber dem konventionell gefertigten Zustand etwas geringer aus ebenso wie die Martensit-Starttemperatur. Grund dafür sind die höheren Chrom- und Nickelgehalte. Interessant ist außerdem, dass sich in Richtung der niedrigeren Abkühlraten unterschiedliche Verhältnisse der Gefügebestandteile Ferrit und Perlit bilden. Es ist davon auszugehen, dass langsam genug abgekühlt wurde und die Perlitbildung nicht aufgrund zu hoher Abkühlraten unterdrückt wurde. Beim Vergleich der ZTU-Diagramme eines 15CrNi6 und eines 18CrNi8 in der Literatur (siehe [32]) zeigt sich, dass bei letzterem mehr Perlit als bei ersterem gebildet wird. Diese Beobachtung ist also ebenso auf die höheren Legierungsgehalte vom PBF-LB/M-Werkstoff zurückzuführen. Weiterhin liegen die Umwandlungstemperaturen des PBF-LB/M-Werkstoffs im Vergleich etwas weiter auseinander. Chrom und Silizium sind bekannt dafür, die Umwandlungspunkte zu höheren Temperaturen zu verschieben [116]. Insgesamt stimmen die ZTU-Diagramme gut überein.

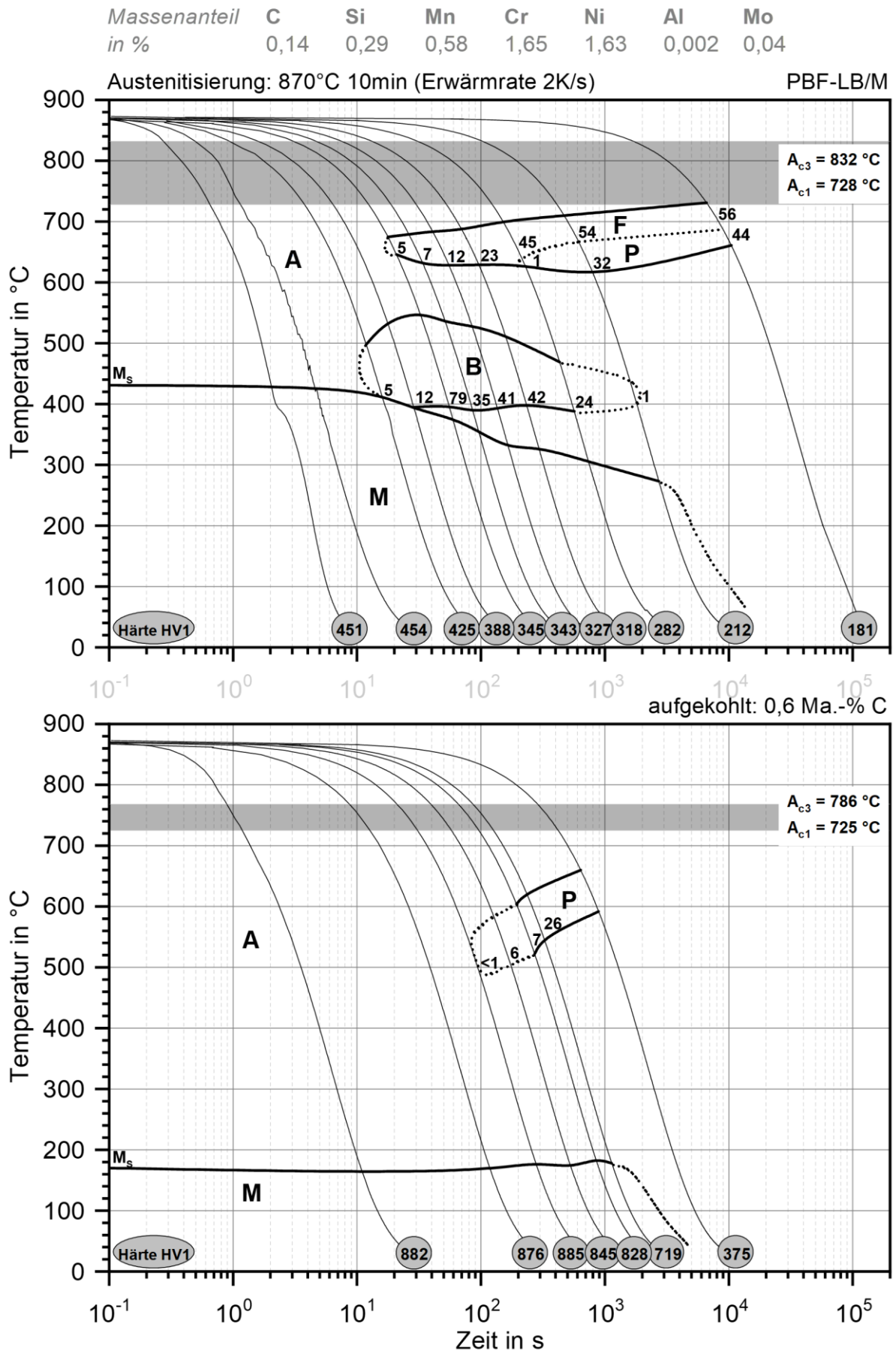


Abbildung 4-30: ZTU-Diagramme des 17CrNi6-6 PBF-LB/M ohne (oben) und mit (unten) Aufkohlung

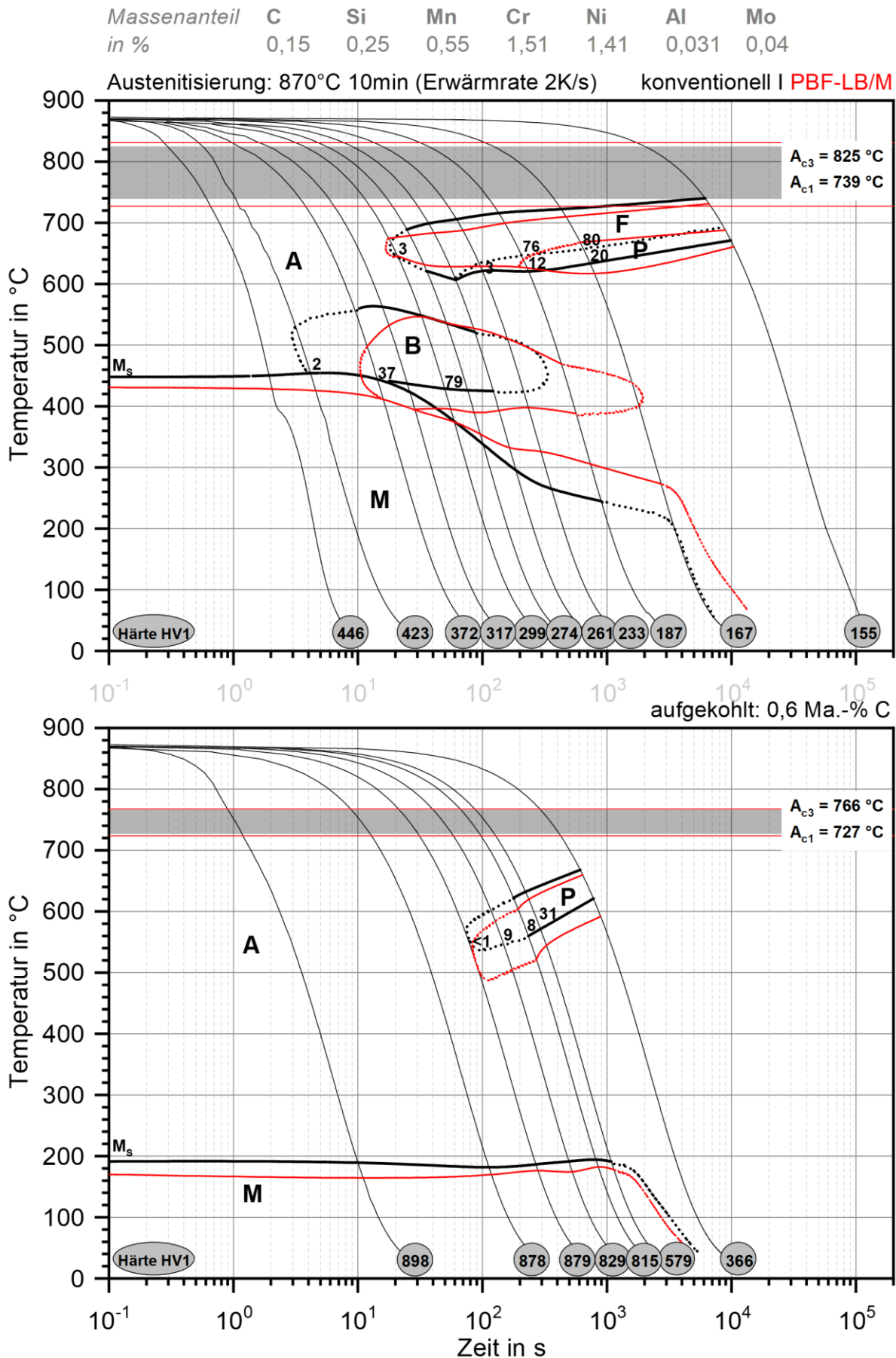
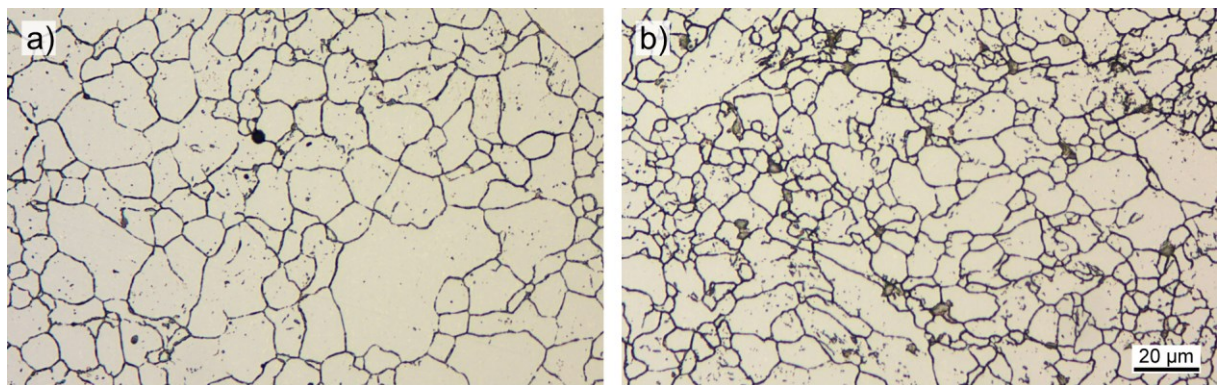


Abbildung 4-31: ZTU-Diagramme des konventionellen 17CrNi6-6 ohne (oben) und mit (unten) Aufkohlung; im Vergleich die Umwandlungslinien in rot des PBF-LB/M-Werkstoffs



Darüber hinaus lässt die Übereinstimmung der ZTU-Diagramme im aufgekohlten Zustand darauf schließen, dass die Gefügestände aufgrund der Durchkohlung und anschließend langsamen Abkühlung sich gut angenähert haben. Anhand einer Stichprobe wurden die Korngrößenverteilungen (nach ISO) des PBF-LB/M- und des konventionellen Werkstoffs sowohl im aufgekohlten, als auch im nicht-aufgekohlten Zustand ausgewertet. Für eine  $t_{8/5}$ -Zeit 3 s im nicht-aufgekohlten Zustand ergaben sich gemittelte Korngrößen-Kennzahlen  $G = 10$  (konventionell) und  $G = 9$  (PBF-LB/M). In beiden Fällen ergaben sich, wenn auch unterschiedlich in ihrer Anzahl, die größten Körner mit  $G = 6$ . Nach der Aufkohlung und bei einer  $t_{8/5}$ -Zeit 33 s drehte sich diese Differenz um, wobei beim PBF-LB/M-Werkstoffe ein Maximalwert  $G = 6$  und beim konventionellen Werkstoff ein Maximalwert  $G = 5$  auftrat.



**Abbildung 4-32: Kornwachstum des konventionellen (a) und PBF-LB/M (b) 17CrNi6-6, nach Durchkohlung auf etwa 0,6 Ma.-% C und dilatometrischer Untersuchung (Erwärmen mit 2 K/s, 870 °C 10 min) Abkühlen  $t_{8/5}$ -Zeit 33 s, Bechet-Beaujard-Ätzung**

Das bedeutet, dass der konventionelle Werkstoff durch den Durchkohlungsprozess Kornwachstum erfahren hat. Im Gegenteil dazu bedeutet die zweifache Umwandlung in den Austenit und aus dem Austenit zurück für den zuvor spannungsarmgeglühten PBF-LB/M-Werkstoff eine Kornfeinung, wobei auch hier erste Tendenzen zu Unregelmäßigkeiten in der Kornstruktur erkennbar sind (siehe Abbildung 4-32). Unterschiede in Festigkeiten bzw. Härtewerten aufgrund verschieden ausgeprägten Feinkorns sind im Falle des 17CrNi6-6 nicht aufgefallen.

Restaustenit konnte metallographisch nicht sicher nachgewiesen werden. Aus den Dilatometerkurven der martensitischen Umwandlung ergibt sich beim Vergleich von aufgekohltem und nicht aufgekohltem Zustand, dass die martensitische Umwandlung bei letzterem noch nicht abgeschlossen ist (siehe Abbildung 4-33a), d.h. Restaustenit zu erwarten wäre. Es fällt auf, dass im aufgekohlten Zustand kleine Ausscheidungen wie Carbide - bevorzugt an Korngrenzen - entstehen (siehe Abbildung 4-33b). Das betrifft beim PBF-LB/M-Werkstoff alle Abkühlkurven ausgenommen diejenige, bei der 100 % Perlit entsteht. Beim konventionellen Werkstoff tritt diese Beobachtung bis einschließlich einer  $t_{8/5}$ -Zeit von 150 s auf.

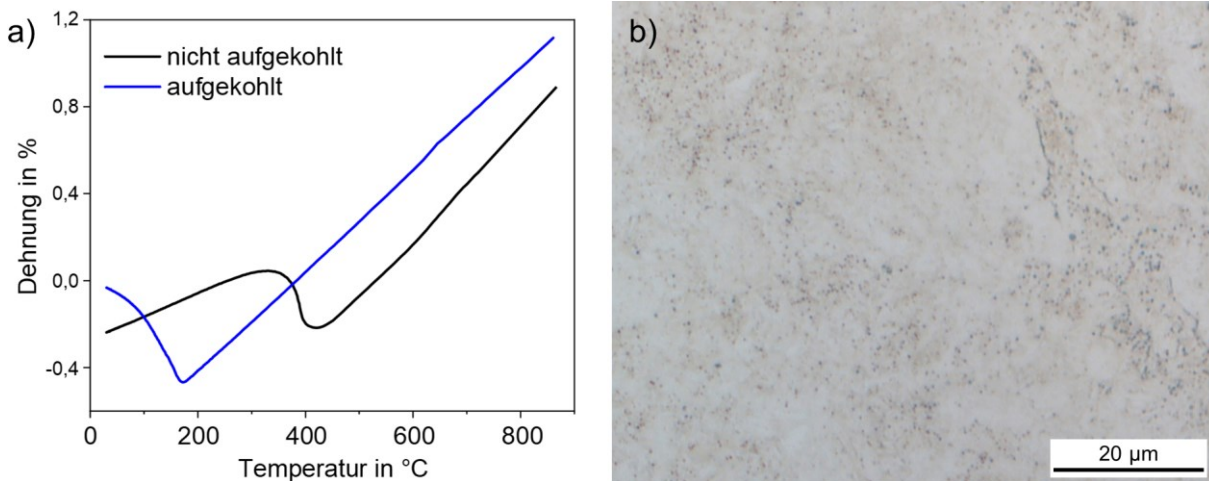


Abbildung 4-33: a) Dilatometerkurven der martensitischen Umwandlung des konventionellen 17CrNi6-6  $t_{8/5}$ -Zeit 3 s, b) Carbide in martensitischer Matrix  $t_{8/5}$ -Zeit 80 s am Beispiel des 17CrNi6-6 PBF-LB/M nach Aufkohlung

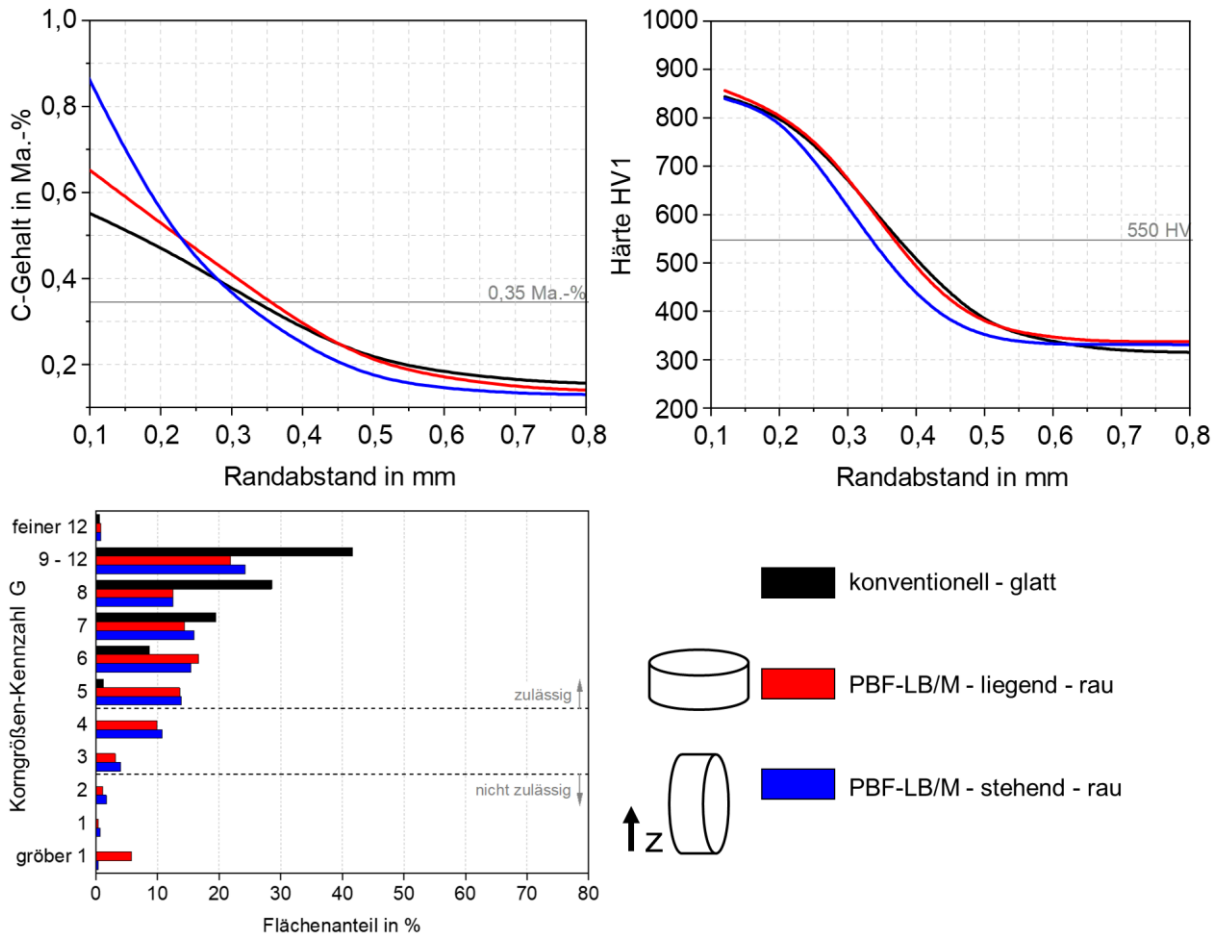
## 4.6 17CrNi6-6: Charakterisierung der Einsatzhärteergebnisse

Im folgenden Kapitel werden in der gleichen Vorgehensweise wie zuvor beim 20MnCr5 die Einsatzhärteergebnisse des 17CrNi6-6 vorgestellt. Zuerst erfolgt die Betrachtung des niederdruckaufgekohlten und gasabgeschreckten Zustandes mit geringer und erhöhter Einsatzhärte, anschließend werden ebenso die Ergebnisse der gasaufgekohlten und ölabgeschreckten Zustände diskutiert. Der Referenzzustand ist anhand schwarzer Kurven/ Balken/ Markierungen erkennbar. Liegend gebaute PBF-LB/M-Proben sind in Rottönen gehalten, stehend gebaute in Blautönen. Alle Tiefenverläufe sind aus Gründen der Übersichtlichkeit ohne Fehlerbalken dargestellt. Abbildungen mit den ermittelten Ergebnisstreuungen können dem Anhang entnommen werden, ebenso wie weitere Schlichtbilder.

### 4.6.1 Niederdruckaufgekohlter Zustand CHD 0,3 mm

Das Niederdruckaufkohlen mit angeschlossener Hochdruckgasabschreckung führt beim PBF-LB/M-Werkstoff unabhängig von der Baurichtung bezüglich Härte- und Kohlenstofftiefenverläufe zu einem zufriedenstellenden Einsatzhärteergebnis (siehe Abbildung 4-34). Die C- und Härteprofile der Variante PBF-LB/M-liegend-rau stimmen gut mit denen der konventionellen Referenz überein. Es ergibt sich eine CHD von 0,36 mm. Die Aufkohlungstiefe für alle Verläufe streut zwischen 0,32 und 0,35 mm. Interessant ist, dass der C-Verlauf der Variante PBF-LB/M-stehend-rau einen deutlich höheren Randkohlenstoffgehalt (Randabstand 100 µm) von 0,86 Ma.-% aufgrund der Oberflächenrauheit besitzt, der dann steil ins Werkstoffinnere hinein abfällt und ab 0,3 mm Randabstand unterhalb der anderen Profile verläuft. Die Randkohlenstoffgehalte (Randabstand 100 µm) des konventionellen Werkstoffs liegen im Mittel bei 0,55 Ma.-%, die der Variante PBF-LB/M-liegend-rau bei 0,65 Ma.-%. Die Randhärteergebnisse aller Varianten

liegen in einem ähnlichen Bereich von 840 bis 857 HV1. Der Härtetiefenverlauf der Proben PBF-LB/M-stehend-rau folgt dem C-Profil und erreicht eine etwas geringere CHD von 0,34 mm. Damit wird ein typischer Streubereich für Einsatzhärteergebnisse abgedeckt. Im Kernbereich werden Härtewerte um 324 bis 334 HV1 in den PBF-LB/M-Werkstoffen und knapp darunter mit 311 HV1 in den konventionellen Referenzen erreicht. Trotz erhöhter Legierungsgehalte im PBF-LB/M-Werkstoff sind in diesen Einsatzhärteergebnissen keine besonderen Unterschiede ersichtlich. Weder wird eine erhöhte Einhärtbarkeit erreicht, noch machen sich verschiedene kritische Abkühlgeschwindigkeiten bemerkbar.

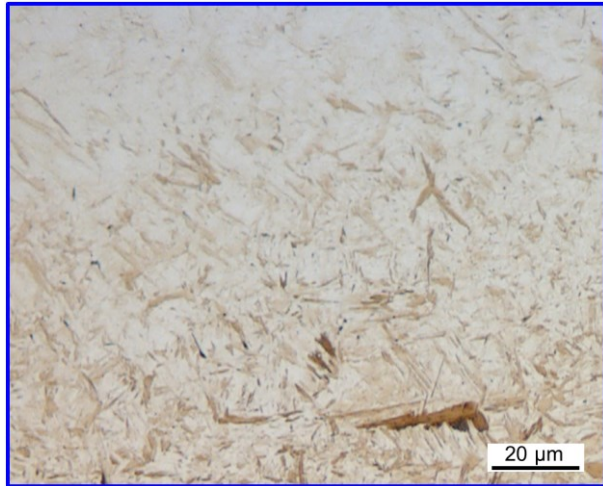


**Abbildung 4-34: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 17CrNi6-6 nach dem Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken mit CHD 0,35 mm**

Diese Erkenntnis betrifft auch die resultierenden Gefüge beider Werkstoffe (siehe Abbildung 4-36): die Randbereiche sind martensitisch umgewandelt, der Kernbereich besteht überwiegend aus Bainit, vermischt mit feinen martensitischen Anteilen, und durchsetzt von einzelnen Ferritkörnern. Erwartungsgemäß für einen Prozess unter Sauerstoffausschluss konnte keine Randoxidation beobachtet werden. Auch ist bei der Variante PBF-LB/M-stehend-rau trotz deutlich höherem Randkohlenstoffgehalt kein Verlauf mit absinkender Randhärte aufgetreten, wie er durch die Existenz von Restaustenit oftmals induziert wird. Die anderen beiden mittleren Kohlenstoffgehalte bis 0,65 Ma.-% liegen im Bereich dessen, was die DIN

17022-3 für eine restaustenitarne Randschicht empfiehlt [27]. Ob Restaustenit bei dem deutlich höheren C-Gehalt entstanden ist, ist auf den metallographischen Schliffbildern nicht sicher nachweisbar.

Bei genauerer Betrachtung von Abbildung 4-36c fallen im Detail (siehe Abbildung 4-35) viele kleine Punkte zwischen den Martensitnadeln auf, was die Existenz ausgeschiedener Chrom-Carbide bedeuten kann. (Diese sind in kleinerer Anzahl auch bei der liegend gebauten Variante vorhanden. Vergleiche auch Abbildung 4-33b.) Das wäre eine Erklärung dafür, warum möglicherweise kaum Restaustenit gebildet wurde. Die auftretenden Korngrößen-Kennzahlen im Randbereich weisen beim PBF-LB/M-Werkstoff eine vergleichsweise breiter gestreute Verteilung auf. Schon die Flächenanteile der Körner mit  $G = 4$  betragen knapp 10 %. Das zeigt sich sowohl quantitativ (siehe Abbildung 4-34) als auch qualitativ bei der Betrachtung der Schliffbilder nach der Bechet-Beaujard-Ätzung (siehe Abbildung 4-37).



**Abbildung 4-35: Detailaufnahme Randbereich des 17CrNi6-6 nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken, CHD 0,3 mm, PBF-LB/M-stehend-rau, Nital-Ätzung**

Offensichtlich wirken sich auch hier der geringe Aluminiumgehalt und die damit fehlenden Aluminiumnitride aus, die das Kornwachstum hemmen würden. Scheinbar kann an die vielversprechende Ausgangssituation, die anhand der ZTA-Diagramme und der dortigen Korngrößen-Verteilungen in Abschnitt 4.5.1 geschildert wurde, im realen Einsatzhärtebetrieb nicht angeknüpft werden. Es ist gut möglich, dass ebenso wie beim 20MnCr5 der mehrstufige und sehr langsame Erwärmprozess das unregelmäßige Kornwachstum begünstigt. Auch bei der Durchkohlung der Dilatometerproben wurde mehrstufig erwärmt bis 900 °C (siehe Abbildung 3-3) und es wurden erste Tendenzen unregelmäßigen Kornwachstums beobachtet. Die unregelmäßige Kornstruktur im vorliegenden Fall ist jedoch noch extremer ausgeprägt und inakzeptabel für dynamisch beanspruchte Bauteile. Ein Vergleich mit der Legierung von Aumayr et al. ist nur eingeschränkt möglich, da zu wenige Informationen bekannt sind [81]. Die hier ermittelten Randhärtewerte liegen oberhalb der dort gemessenen 720 HV<sub>0,5</sub>. Beim Vergleich mit den weiteren Ergebnissen aus dem Stand der Technik und denen zum 20MnCr5 reiht sich der 17CrNi6-6 hier unauffällig mit ein. Die gebildeten Carbide könnten von besonderem Interesse sein, um in Zukunft mit möglichen Überkohlungen z.B. aufgrund rauerer Oberflächen von PBF-LB/M-Bauteilen umzugehen.



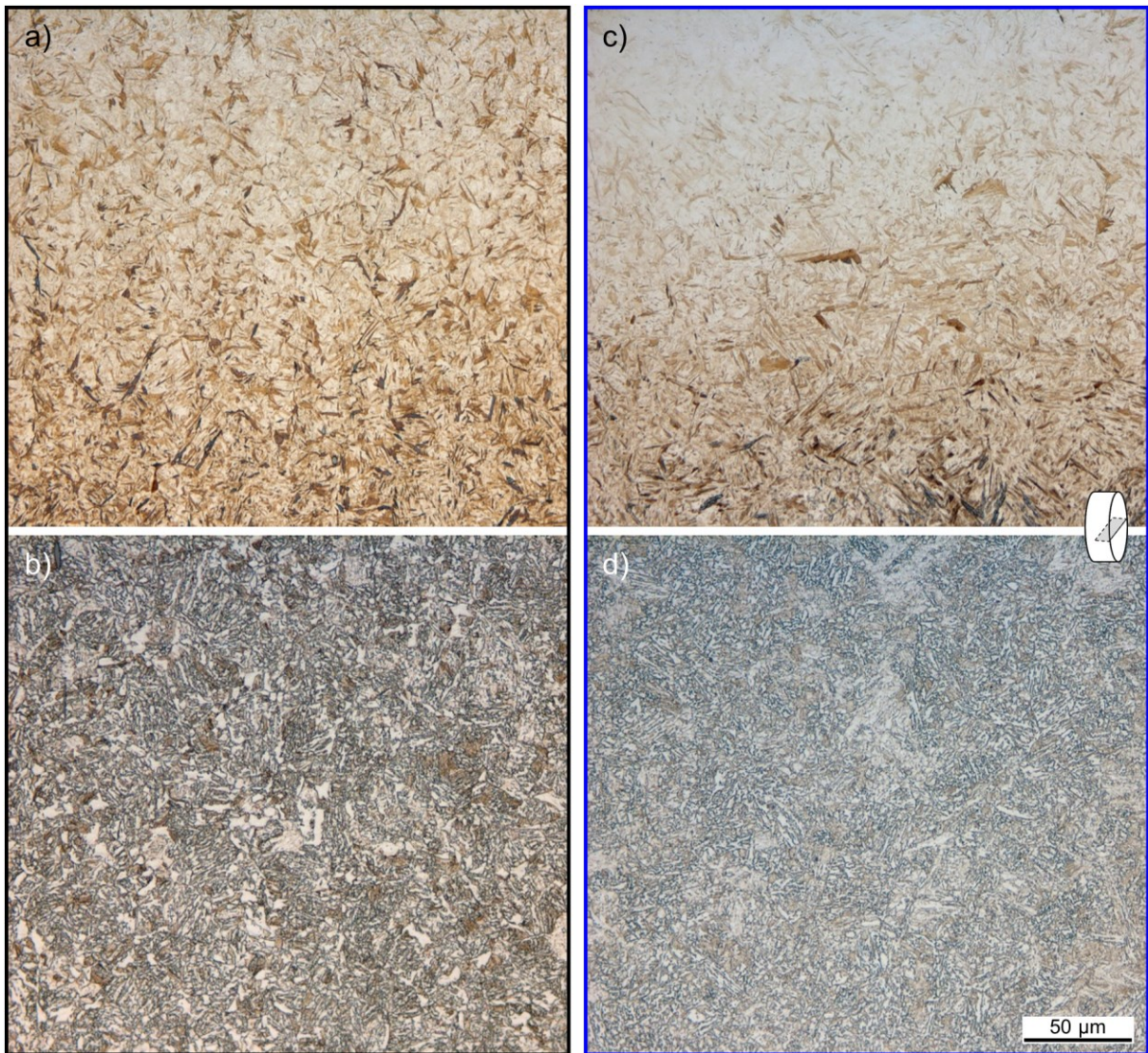


Abbildung 4-36: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,3 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-rau (rechts), Nital-Ätzung

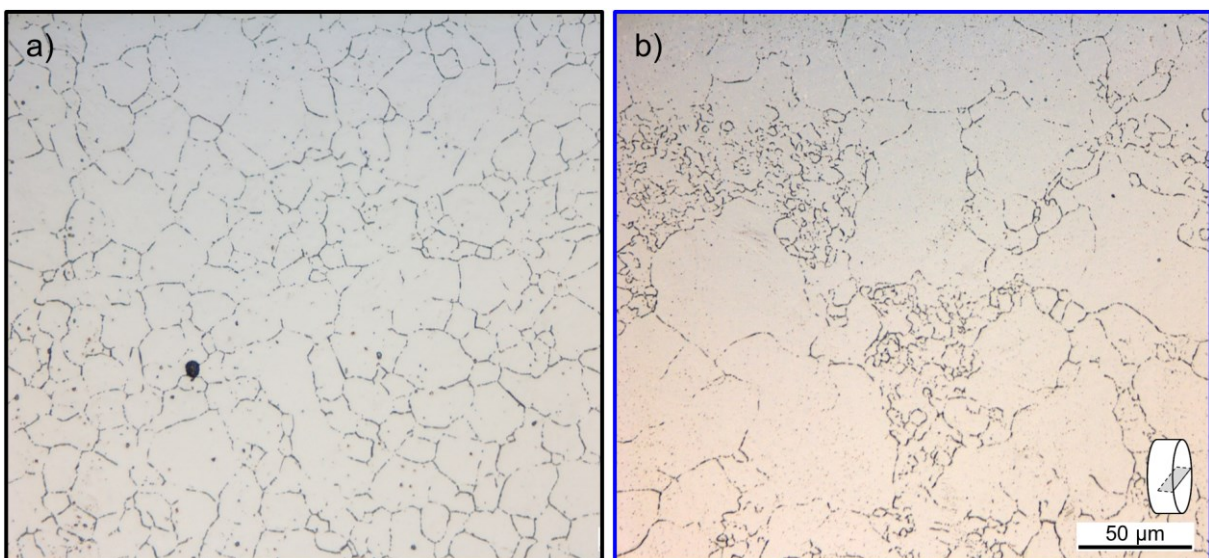


Abbildung 4-37: Korngrößen im Randbereich nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,3 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-rau (b), Bechet-Beaujard-Ätzung



#### 4.6.2 Niederdruckaufgekohlter Zustand CHD 1,0 mm

Das Niederdruckaufkohlen mit angeschlossener Hochdruckgasabschreckung führt beim PBF-LB/M-Werkstoff unabhängig von der Baurichtung auch bei einer höheren Einsatzhärte tiefe bezüglich Härte- und Kohlenstofftiefenverläufen zu einem zufriedenstellenden Einsatzhärteergebnis (siehe Abbildung 4-38). Beim Vergleich mit den Ergebnissen des Referenzwerkstoffs zeigt sich bei einer gleich hohen Aufkohlungstiefe (etwa 0,9 mm) eine etwas streuende Einsatzhärte tiefe um einen Bereich 0,9 - 1,2 mm. Diese Streuung innerhalb einer Charge ist praxisüblich. Es ist dennoch festzustellen, dass raue Oberflächen offensichtlich eine höhere Kohlenstoffaufnahme begünstigen. Dass die Kurvenverläufe der stehend gebauten PBF-LB/M-Proben mit rauer Oberfläche wie auch schon bei der geringeren CHD so herausstechen, hängt mit der höheren Oberflächenrauheit zusammen (siehe Tabelle 4-2 und weitere Erklärungen in Abschnitt 4.3.2). Somit wurde hier ein maximaler Randkohlenstoffgehalt (Randabstand 140  $\mu\text{m}$ ) von 0,98 Ma.-% erreicht. Die Variante liegend-rau liegt mit 0,82 Ma.-% etwas darunter, während die glatten Oberflächen C-Gehalte zwischen 0,72 und 0,74 Ma.-% zur Folge haben.

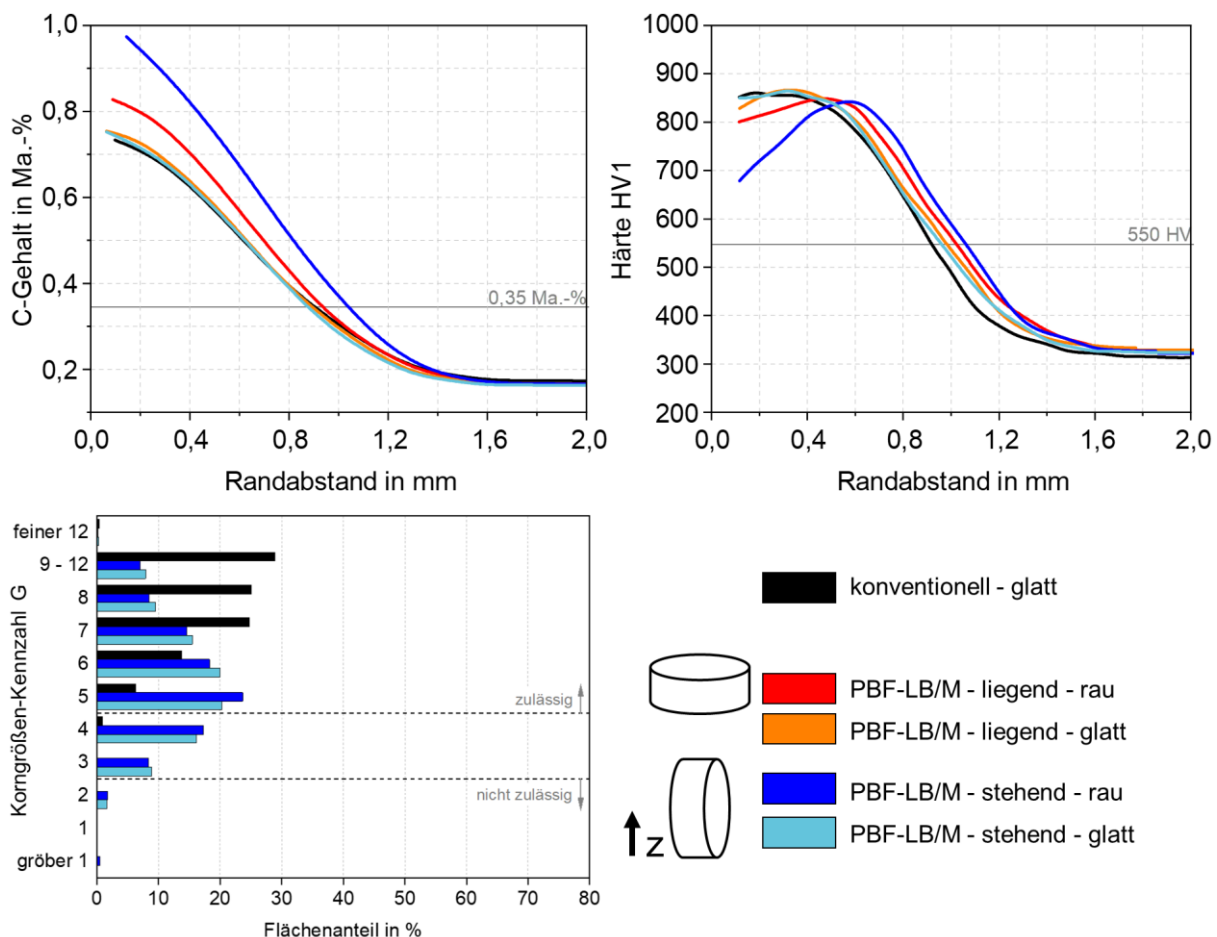


Abbildung 4-38: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 17CrNi6-6 nach dem Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken mit CHD 1,0 mm

Die daraus resultierenden Randhärte werte betragen 829 bis 852 HV1. Die Variante liegend-rau liegt mit einer etwas geringeren Randhärte 801 HV1 bereits darunter und wird noch unterboten von der Variante

stehend-rau mit 678 HV1. Diese stark zum Rand hin absinkenden Härtewerte lassen auf hohe Restaustenit-Gehalte schließen. So ergab auch die Untersuchung mittels Röntgendiffraktometrie bei einem Randabstand von  $100 \pm 10 \mu\text{m}$  28 % Restaustenit beim PBF-LB/M- (rau) und 22 % beim konventionellen Werkstoff. Im Kernbereich liegen die konventionellen Proben mit 305 bis 310 HV1 etwas unterhalb der PBF-LB/M-Proben mit 315 bis 335 HV1 als Folge der geringeren Legierungsgehalte. Die sehr hohe Kohlenstoffaufnahme der Variante stehend-rau spiegelt sich im Härteprofil durch eine maximale Härte von etwa 840 HV1, die jedoch erst bei einem Randabstand von 0,6 mm erreicht wird. Die Chrom-Nickel-Legierung scheint sensibler im Vergleich zum Mangan-Chrom-legierten Einsatzstahl auf die Rauheit zu reagieren. Die starke Eindiffusion von Kohlenstoff war schon bei der geringeren CHD beobachtbar, was beim 20MnCr5 nicht der Fall ist.

Das martensitische Gefüge im Randbereich ist beispielhaft in Abbildung 4-39 dargestellt. Austenitische Anteile können bildlich mit der Nital-Ätzung nicht von den martensitischen Anteilen unterschieden werden. Es sind auch hier einige wenige Carbide in der Randschicht sichtbar. Erwartungsgemäß konnte keine Randoxidation beobachtet werden. Das Vorhandensein von Restaustenit wurde durch die Ergebnisse der Röntgendiffraktometrie und der Härteprüfung nachgewiesen. Wenn entsprechende Bauteile angelassen werden, könnte dieser Gehalt bereits auf einen annehmbaren Wert gesenkt werden. Dennoch ist die Entscheidung, ob PBF-LB/M-Bauteile aus 17CrNi6-6 im wie-gebauten Zustand mit hoher Rauheit in den laufenden Betrieb mit konventionellen Einsatzhärteparameter einchargiert werden sollten, mit Bedacht zu treffen. Weniger hohe Randkohlenstoffgehalte sollten in Betracht gezogen werden.

Im Kernbereich ergibt sich ein überwiegend bainitisches Gefüge, wobei auch martensitische und vereinzelt ferritische Anteile sichtbar sind. Die metallographischen Aufnahmen des PBF-LB/M- und konventionellen Werkstoffs sind gut miteinander und mit den Bildern der geringeren CHD vergleichbar. Dabei erscheint auch hier das Korngefüge des konventionellen Werkstoffs etwas homogener. Die ermittelte Korngrößenverteilung hat sich im Vergleich zur geringeren Einsatzhärte tiefe noch problematischer entwickelt. Die auftretenden Korngrößen-Kennzahlen im Randbereich weisen beim PBF-LB/M-Werkstoff unabhängig von der Oberflächengüte eine unzulässige und deutlich breiter gestreute Verteilung als bei der konventionellen Referenz auf. Das unregelmäßige Kornwachstum zeigt sich auch bei der Betrachtung der Schlifffbilder nach der Bechet-Beaujard-Ätzung (siehe Abbildung 4-40). Zusätzlich zum Kornwachstum während des Erwärmprozesses wirken sich die höhere Aufkohlungstemperatur (950 statt 920 °C) und -dauer (5,5 statt 2 h) sichtbar negativ aus. Die Korngrößenverteilung des konventionellen Werkstoffs dagegen ist regelmäßig und im Normbereich.



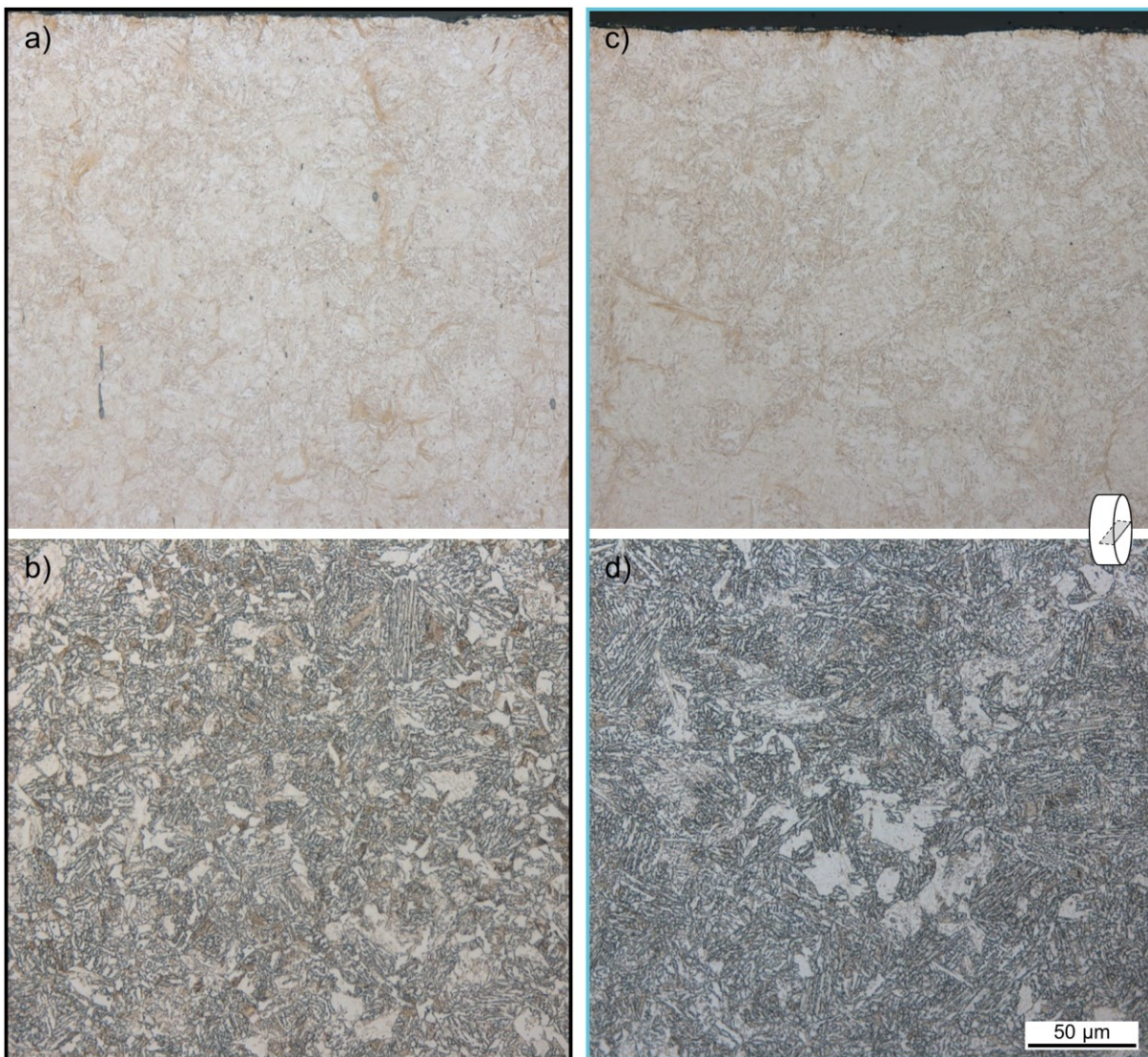


Abbildung 4-39: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 1,0 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-glatt (rechts), Nital-Ätzung

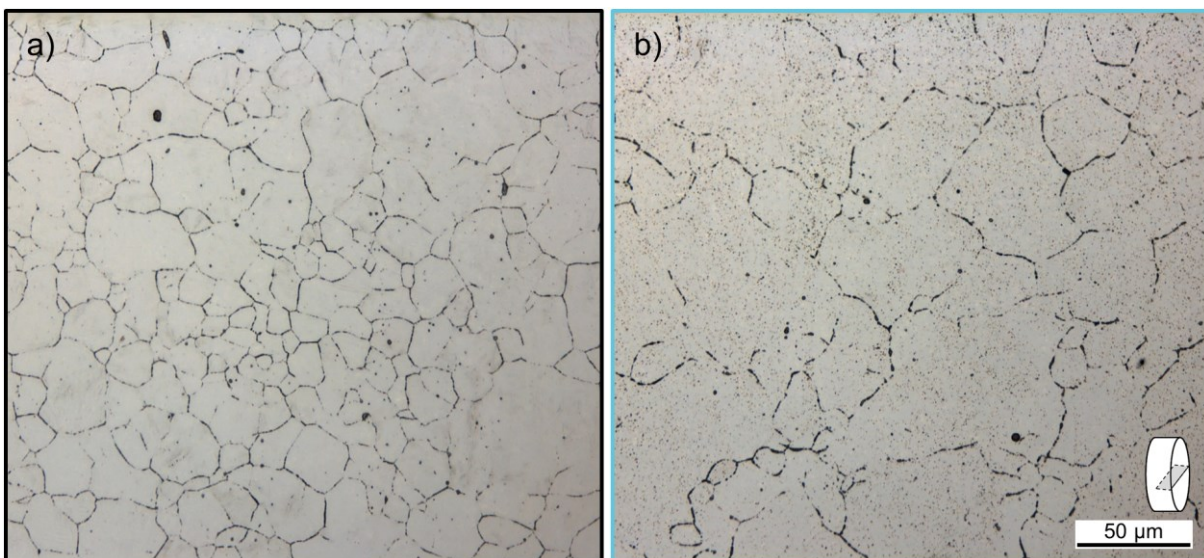
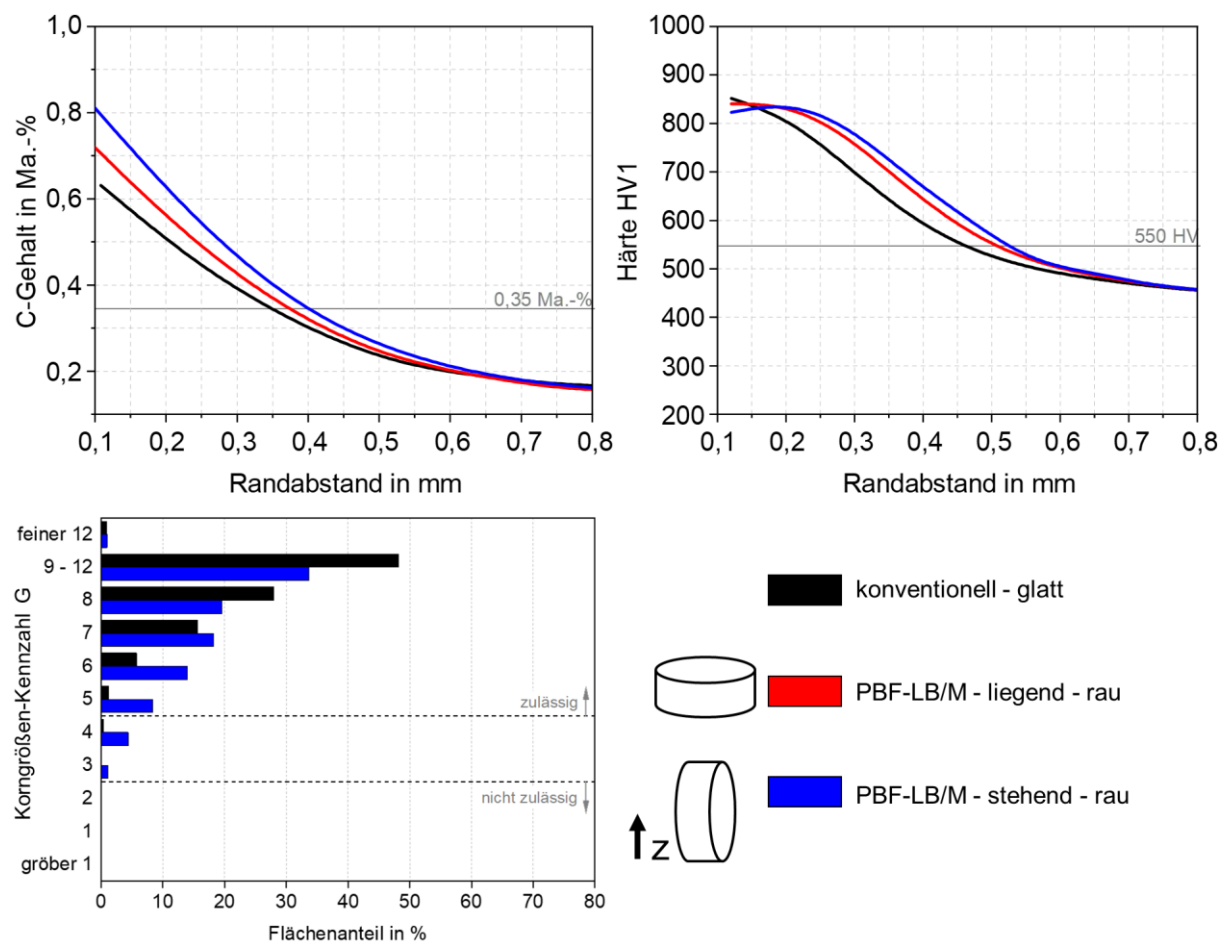


Abbildung 4-40: Korngrößen im Randbereich nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 1,0 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-glatt (b), Bechet-Beaujard-Ätzung

### 4.6.3 Gasaufgekohlter Zustand CHD 0,5 mm

Das Gasaufkohlen mit angeschlossener Ölbadabschreckung führt beim PBF-LB/M-Werkstoff unabhängig von der Baurichtung zu einem zufriedenstellenden Einsatzhärteergebnis (siehe Abbildung 4-41). Die Aufkohlungstiefe streut in einem Bereich von 0,35 - 0,4 mm. Die Randkohlenstoffgehalte in einem Randabstand von 100  $\mu\text{m}$  umfassen einen Bereich von 0,64 Ma.-% beim konventionellen bzw. 0,72 bis 0,81 Ma.-% beim PBF-LB/M-Werkstoff. Infolge unterschiedlich hoher Oberflächenrauheit kommt es zu erhöhten Randkohlenstoffgehalten, insbesondere für die Variante stehend-rau. (Siehe für weitere Ausführungen die Abschnitte 4.3.2 und 4.6.2.) Den Kohlenstoffprofilen folgen entsprechende Härtetiefenverläufe. Die Randhärtewerte liegen in einem relativ engen Bereich zwischen 823 und 852 HV1.



**Abbildung 4-41: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 17CrNi6-6 nach dem Gasaufkohlen/Ölabschrecken mit CHD 0,5 mm**

Aufgrund der höheren Kohlenstoffdiffusion ins Innere der PBF-LB/M-Werkstoffe beträgt die CHD etwa 0,53 mm statt 0,45 mm bei den konventionellen Proben. Infolge der höheren Legierungsgehalte umfassen die Kernhärten der PBF-LB/M-Werkstoffe einen Bereich 430 bis 443 HV1 im Vergleich zur konventionellen Referenz mit etwa 428 HV1. Die Differenz der Kernhärten zueinander stimmen gut mit den vorherigen Beobachtungen zum 17CrNi6-6 überein.



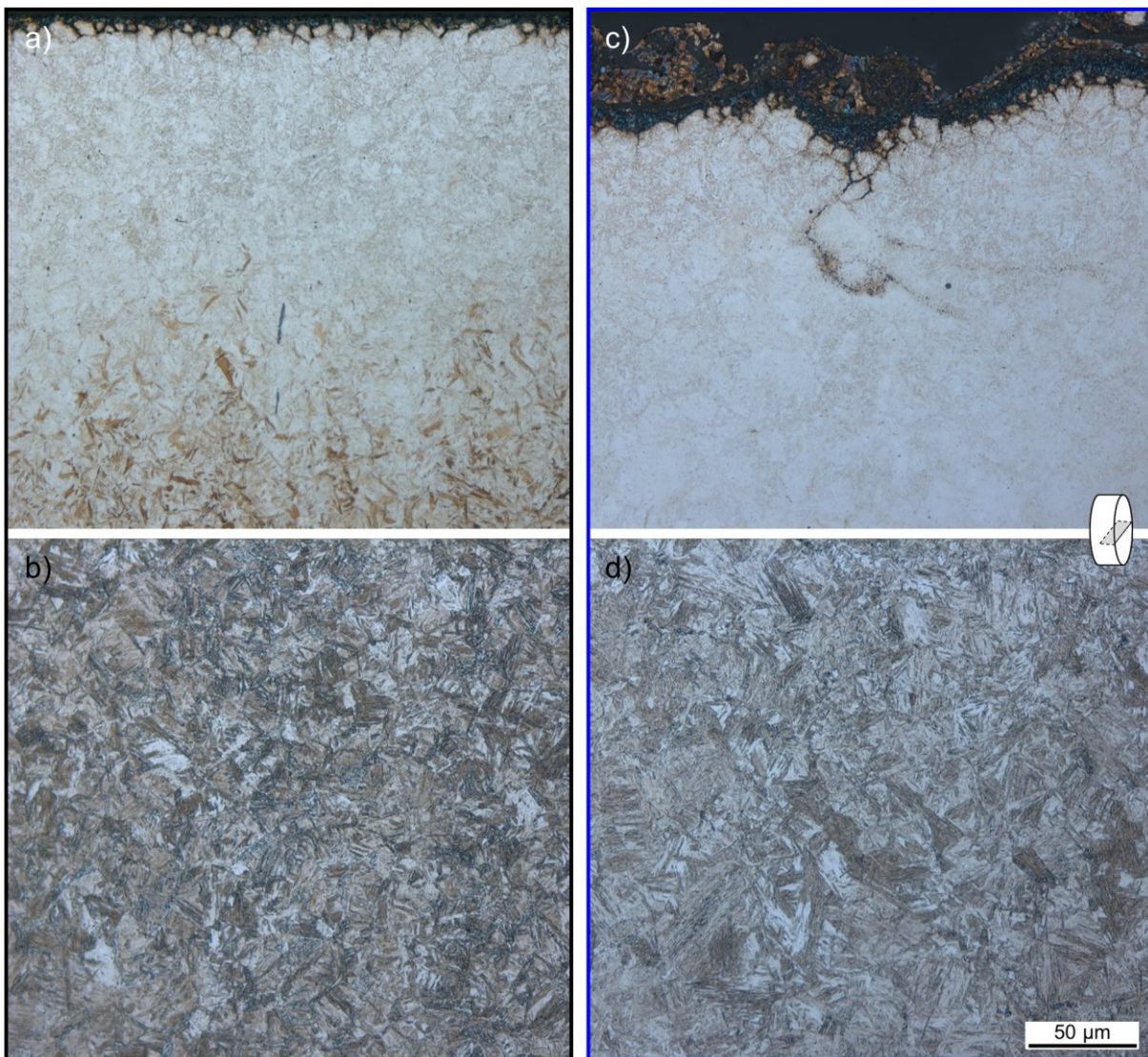


Abbildung 4-42: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,5 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-rau (rechts), Nital-Ätzung

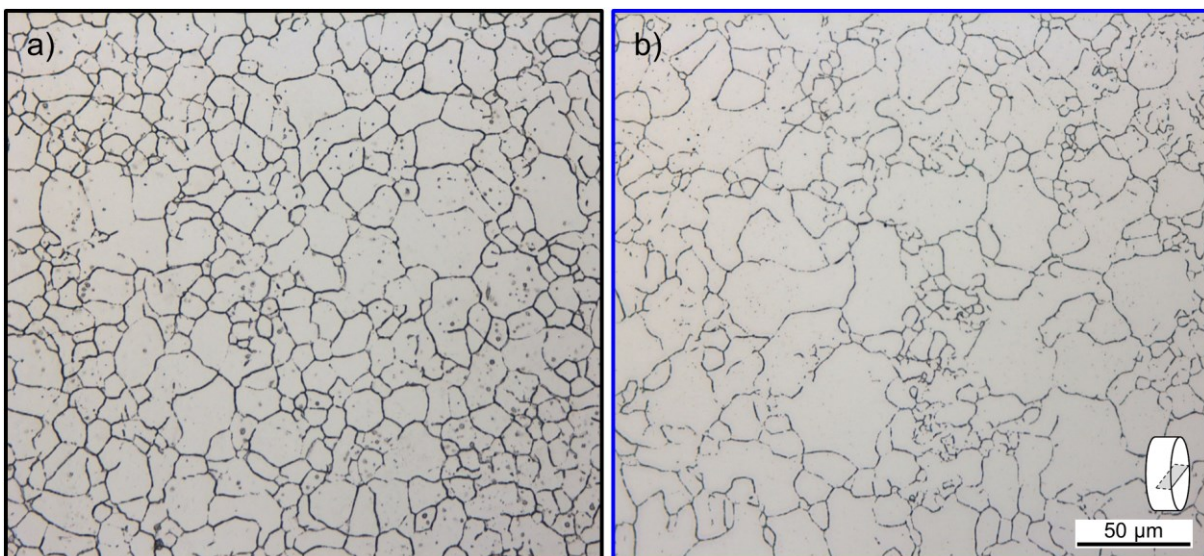


Abbildung 4-43: Korngrößen im Randbereich nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,5 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-rau (b), Bechet-Beaujard-Ätzung

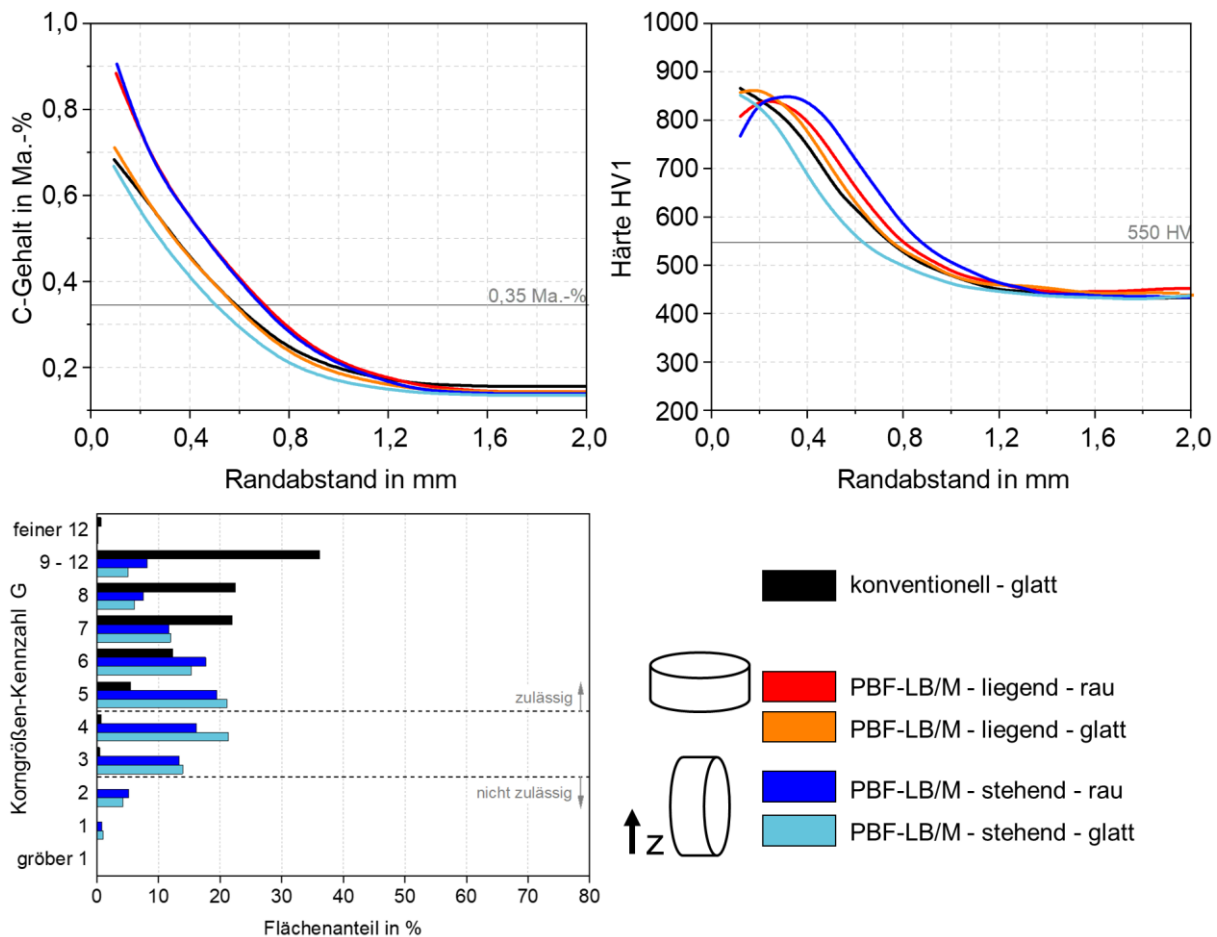


Jedoch sorgt die schroffere Ölabschreckung im Vergleich mit der Gasabschreckung erwartungsgemäß für allgemein höhere Kernhärtewerte. Besonders erfreulich ist die Feststellung, dass sich die Korngrößen-Verteilung der PBF-LB/M-Proben in einem zulässigen Rahmen bewegt. Der Flächenanteil mit Körnern  $G = 3$  bzw.  $4$  liegt unter  $10\ %$ . Doch noch immer kommt die Verteilung nicht an die des konventionellen Werkstoffs heran, was auch die Schliffbilder nach Bechet-Beaujard-Ätzung bestätigen (siehe Abbildung 4-43).

Das Gefüge im Randbereich aller Proben ist martensitisch umgewandelt (siehe beispielhaft in Abbildung 4-42). Restaustenit ist im Schliffbild mit Nital-Ätzung nicht sichtbar - dessen Existenz wird jedoch aufgrund der hohen Kohlenstoffgehalte und des teilweisen Absinkens der Härtewerte in Richtung Probenrand vermutet. Randoxidation ist vorhanden und bei den PBF-LB/M-Werkstoffen (hier sind ausschließlich Proben mit rauer Oberfläche untersucht worden) deutlich ausgeprägter. In diesem Zusammenhang ist sowohl auf die erhöhte Oberflächenrauheit als Einflussfaktor hinzuweisen und auch auf den erhöhten Chromgehalt, der zu einer erhöhten Menge von abgebundenen Oxiden führen kann [81]. Im Kernbereich ergibt sich ein homogenes bainitisches Gefüge mit martensitischen Anteilen, was zur Wirkungsweise der Ölabschreckung und den entstandenen Kernhärtewerten passt. Dabei erscheint das PBF-LB/M-Gefüge geringfügig gröber ausgeprägt zu sein.

#### **4.6.4 Gasaufgekohlter Zustand CHD 0,8 mm**

Das Gasaufkohlen mit angeschlossener Ölabschreckung führt beim PBF-LB/M-Werkstoff bei einer höheren CHD zu einem etwas heterogeneren Bild der Einsatzhärteergebnisse (siehe Abbildung 4-44). Die Ergebnisse des PBF-LB/M-Werkstoffs bzgl. C-Gehalt und Härte streuen dabei stärker als bei geringerer CHD. Die Aufkohlungstiefe umfasst für alle Proben mit „glatter“ Oberfläche einen Bereich von  $0,5 - 0,6\text{ mm}$ , während diese für die Proben mit rauer Oberfläche bei  $0,7\text{ mm}$  liegen. Letztere zeigen anhand der Tiefenverläufe deutlich erhöhte C-Gehalte bis etwa  $1,2\text{ mm}$ . Auch die Randkohlenstoffgehalte (Randabstand  $100\ \mu\text{m}$ ) sind entsprechend unterschiedlich: bei rauer Oberfläche zwischen  $0,88$  und  $0,91\text{ Ma.-%}$  bzw. bei glatter Oberfläche zwischen  $0,66$  und  $0,71\text{ Ma.-%}$ . Die erhöhte Oberflächenrauheit begünstigt die Kohlenstoffaufnahme wieder stark. Die maximalen Randhärtewerte in dieser Charge werden bei den Proben mit „glatter“ Oberfläche erreicht und liegen zwischen  $852$  und  $866\text{ HV1}$ . Die Proben mit rauer Oberfläche unterliegen der Restaustenit-Bildung, was das Absinken der Härtewerte zum Rand hin erklärt. Die Variante liegend-rau erreicht noch  $808\text{ HV1}$ , die Variante stehend-rau  $767\text{ HV1}$ . Die röntgenographische Restaustenit-Bestimmung bei einem Randabstand von  $100 \pm 10\ \mu\text{m}$  bestätigt diese Annahme. Sie ergab Werte von  $18\ %$  Restaustenit beim konventionellen Werkstoff,  $25 - 27\ %$  beim PBF-LB/M-Werkstoff mit rauer Oberfläche und  $22\ %$  bei glatter Oberfläche. Dies ist mit den unterschiedlichen Randkohlenstoffgehalten zu begründen.



**Abbildung 4-44: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 17CrNi6-6 nach dem Gasaufkohlen/Ölabschrecken mit CHD 0,8 mm**

In das Werkstoffinnere hinein sinken die Härtewerte auf 407 bis 418 HV1 (konventionell) bzw. 419 bis 445 HV1 (PBF-LB/M), was auf unterschiedliche Legierungsgehalte in Kombination mit der Ölabschreckung zurückzuführen ist. Insgesamt ergibt sich der Eindruck, dass die Einsatzhärteergebnisse des Einsatzstahls 17CrNi6-6 im Vergleich zum 20MnCr5 einer stärkeren Streuung unterliegen. Je höher die Einsatzhärte gewählt wird, desto höher ist die Streuung der Härteprofile, was mit der Wärmebehandlungspraxis gut zusammenpasst.

Infolge der längeren Haltedauer auf Aufkohlungstemperatur tritt erhöhtes Kornwachstum beim PBF-LB/M-Werkstoff auf. Die auftretenden Korngrößen-Kennzahlen im Randbereich weisen unabhängig von der Oberflächengüte eine unzulässige und deutlich breiter gestreute Verteilung auf (vergleiche Abbildung 4-46). Es wirkt sich das Fehlen Korngrenzen stabilisierender Phasen in Form von Aluminiumnitriden stark aus. Die Korngrößenverteilung des konventionellen Werkstoffs dagegen ist regelmäßig und im Normbereich.

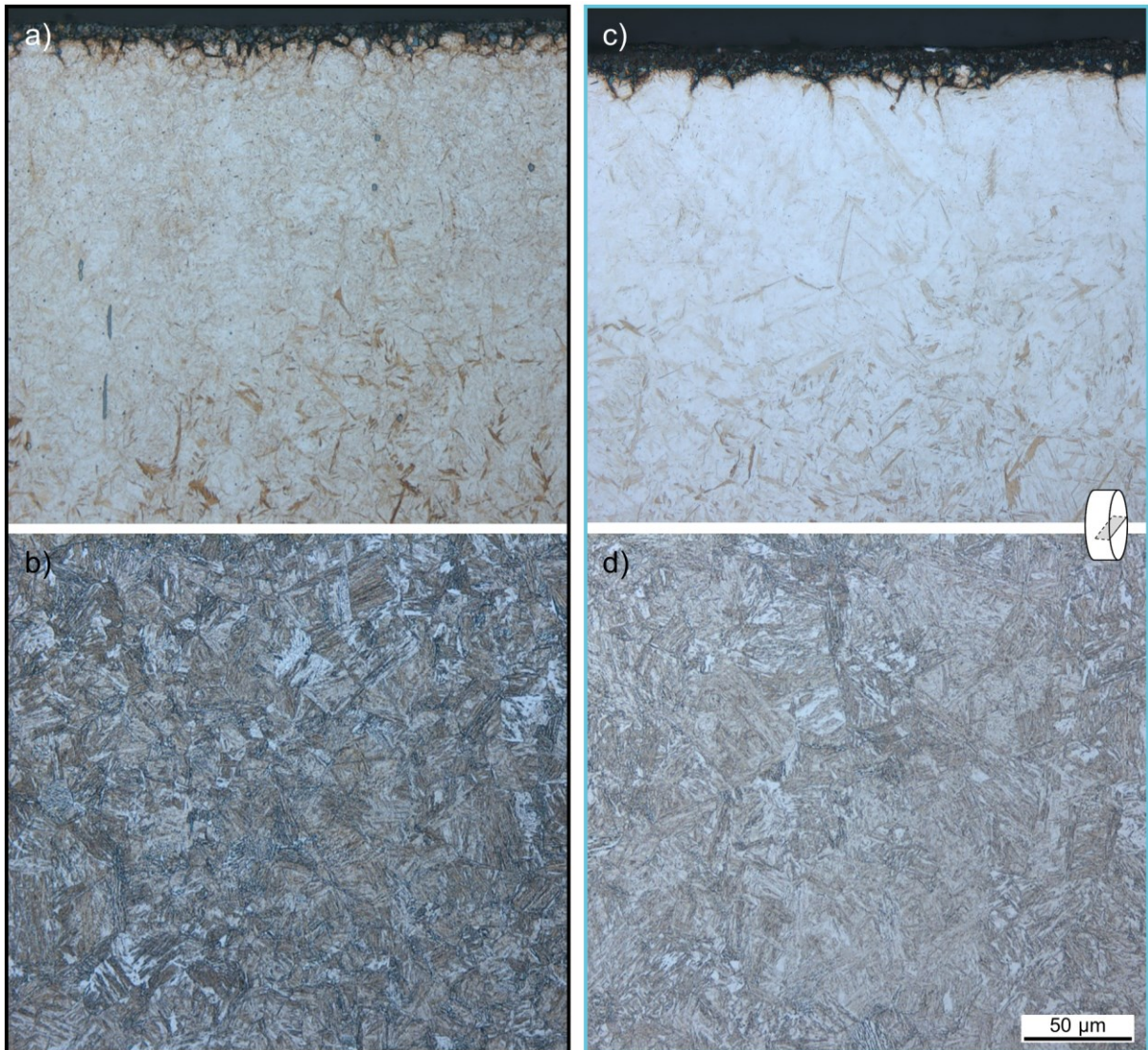


Abbildung 4-45: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-glatt (rechts), Nital-Ätzung

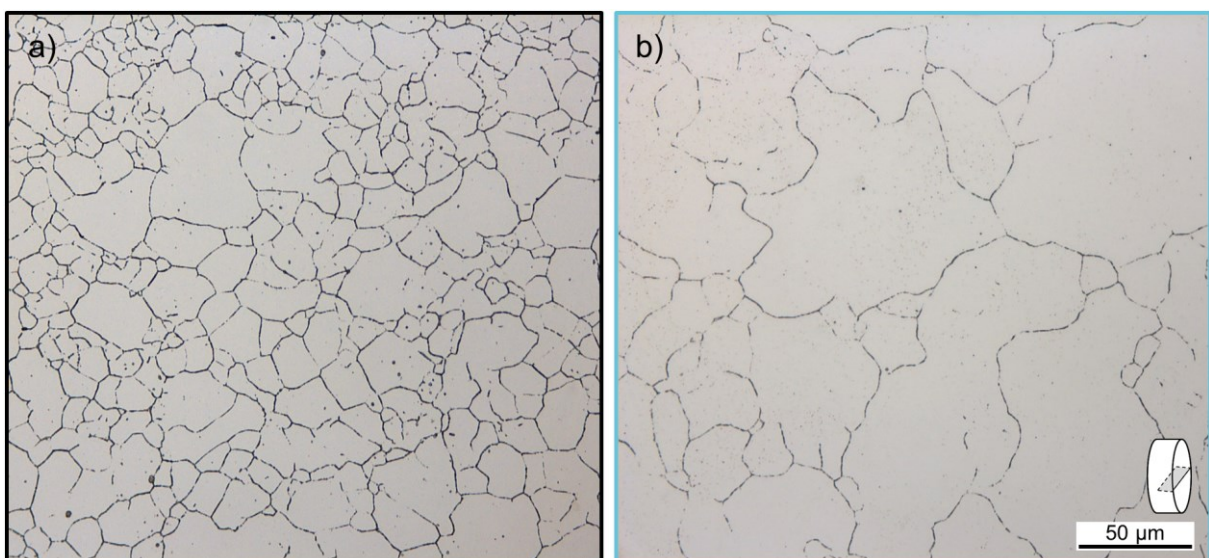


Abbildung 4-46: Korngrößen im Randbereich nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-glatt (b), Bechet-Beaujard-Ätzung

Das martensitische Gefüge im Randbereich aller Proben ist beispielhaft in Abbildung 4-45 dargestellt. Die breiter gestreute Korngrößenverteilung spiegelt sich auch in den größeren Martensitnadeln in der Randschicht des PBF-LB/M-Werkstoffs wider (Abbildungsteil c). Austenitische Anteile konnten bildlich mit der Nital-Ätzung nicht von den martensitischen Anteilen unterschieden werden. Das Vorhandensein von Restaustenit wurde durch die Ergebnisse der Röntgendiffraktometrie und der Härteprüfung nachgewiesen. Allerdings können auch hier wieder Carbide in der Randschicht beobachtet werden - in der Mehrzahl beim konventionellen Werkstoff aber auch in geringerer Anzahl bei den PBF-LB/M-Werkstoffen, ohne ersichtliche Unterschiede bei verschiedenen Oberflächenrauheiten. Eine stark ausgeprägte Oxidbildung kann bei den PBF-LB/M-Proben mit rauer Oberfläche beobachtet werden. Die Abbindung von Oxiden sorgt dafür, dass weniger Legierungsgehalte für die Härbarkeit des Werkstoffes zur Verfügung stehen, was das Absinken der Randhärtewerte noch verstärkt. Denn es werden die Legierungselemente mit höherer Sauerstoffaffinität als Eisen zuerst abgebunden [22]. Im Kernbereich ergibt sich dagegen ein bainitisches Gefüge mit martensitischen Anteilen, das sich in seiner Homogenität zwischen den Varianten nicht groß unterscheidet.



#### 4.7 Vergleichende Darstellung der Einsatzstähle, Fertigungsketten, Aufkohlungsverfahren und Einsatzhärtetiefen

Tabelle 4-3 stellt wesentliche Unterschiede in den Einsatzhärteergebnissen zwischen PBF-LB/M und konventionellen Einsatzstählen in Abhängigkeit der untersuchten Einsatzstähle, Aufkohlungsverfahren und Einsatzhärtetiefen gegenüber.

All diesen Ergebnissen ist gemein, dass die Korngrößenverteilungen der PBF-LB/M-Einsatzstähle nach dem Einsatzhärten weniger gut als die der konventionellen Einsatzstähle sind. Teilweise trat ungleichmäßiges Kornwachstum auf. Die Einstellung höherer CHDs und ein mehrstufiger Erwärmprozess erhöhen die Wahrscheinlichkeit für unregelmäßiges Kornwachstum. Der nach der additiven Fertigung normalgeglühte (statt spannungsarmgeglühte) Ausgangszustand bietet ein regelmäßiges und feinkörniges Gefüge, welches potentiell unregelmäßiges Kornwachstum beim Einsatzhärten vorbeugt. Für gleiche Einsatzhärtevarianten der PBF-LB/M-Stähle schneidet die Korngrößenverteilung des 20MnCr5 besser gegenüber der des 17CrNi6-6 ab. Wie zu erwarten, bedeutet die Einstellung höherer CHDs auch für die PBF-LB/M-Einsatzstähle eine größere Streuung der Härtetiefenverläufe.

Oberflächenrauheiten infolge des PBF-LB/M (wie-gebaut) begünstigen in allen Fällen die Kohlenstoffaufnahme. Nachweisbar ist dieser Zusammenhang beim 17CrNi6-6, wo die Flächen parallel und senkrecht zur Baurichtung deutlich unterschiedliche Rauheitswerte zeigen, die zu voneinander abweichenden Aufkohlungsergebnissen führen. Liegen jedoch die Rauheitswerte wie beim 20MnCr5 in der Ebene der Baurichtung und senkrecht dazu dicht beieinander, so sind die Unterschiede in der Aufkohlung wenig zu bemerken. Gedrehte Flächen der PBF-LB/M-Werkstoffe zeigen dagegen keine erhöhte Kohlenstoffaufnahme beim Vergleich mit den konventionellen Werkstoffen. Zum Teil sind Unterschiede in den Kohlenstofftiefenverläufen beim Vergleich mit dem konventionellen Stahl zu bemerken. Die Härteprofile sind jedoch stets sehr gut vergleichbar.

Die resultierenden Gefüge in Rand und Kern von PBF-LB/M- und konventionellen Einsatzstählen sind ebenfalls gut vergleichbar und abhängig vom Einsatzhärteprozess. Die martensitischen Randschichten sind allen Varianten gemein. Wird der 20MnCr5 nach dem Niederdruckaufkohlen mittels Hochdruckgas abgeschreckt, bilden sich verteilt über die martensitische Randschicht Perlitinseln aus. Im Kern bilden sich abhängig von der Abschreckintensität des Kühlmediums eher Bainit und Martensit (Ölabschreckung) bzw. auch weichere Gefüge wie Ferrit (Gasabschreckung). Der 17CrNi6-6 neigt bei Gasabschreckung zu stärkerer Bainitbildung im Vergleich zum 20MnCr5. Darüber hinaus neigt der additiv gefertigte 17CrNi6-6 beim Niederdruckaufkohlen zur Carbiddbildung, was geringere Restaustenitgehalte und eine



konstantere Randhärte zur Folge hat, obwohl der PBF-LB/M-Werkstoff deutlich höhere Randkohlenstoffgehalte besitzt.

**Tabelle 4-3: Wesentliche Unterschiede in den Einsatzhärteergebnissen zwischen PBF-LB/M und konventionellen Einsatzstählen**

| Einsatzstahl | Aufkohlen/<br>Abschrecken | CHD<br>in mm | Wesentliche Unterschiede in den Einsatzhärteergebnissen des<br>PBF-LB/M gegenüber den konventionellen Einsatzstählen                                                                                                                                                                                                  |
|--------------|---------------------------|--------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 20MnCr5      | Niederdruck/<br>Gas       | 0,3          | höhere Randhärte durch höheren C-Gehalt;<br>CHD 0,05 mm höher obwohl $A_T$ 0,05 mm geringer<br>neben Ferrit mehr und größere Bereiche Bainit/ Martensit im Kerngefüge,<br>Kernhärte entsprechend höher<br>Korngrößenverteilung tolerierbar; Stickstoff als PBF-LB/M Schutzgas<br>scheint vorteilhaft                  |
|              |                           | 0,8          | stärkere C-Diffusion durch Rauheit; entsprechend geringere Randhärte<br>durch Restaustenit<br>höhere Härtewerte bei gleichem Randabstand; CHD 0,2 mm höher bei<br>gleicher $A_T$ ; 5 % mehr Restaustenit (bei rauer Oberfläche)<br>Korngrößenverteilung nicht tolerierbar; starkes, ungleichmäßiges Korn-<br>wachstum |
|              | Gas/<br>Öl                | 0,5          | Streuung C-Profile mit $A_T$ 0,45 mm $\pm$ 0,05 mm; Härteprofile davon unbe-<br>einflusst mit CHD 0,5 mm<br>Kernhärte höher<br>Korngrößenverteilung tolerierbar; feinkörniger als beim Niederdruckauf-<br>kohlen                                                                                                      |
|              |                           | 0,8          | Kernhärten liegen enger beieinander als bei 0,5 mm CHD<br>höherer Randkohlenstoffgehalt durch Rauheit, abfallende Randhärte mit<br>8 % mehr Restaustenit<br>Korngrößenverteilung feinkörnig; unregelmäßiges Kornwachstum kann<br>vereinzelt auftreten                                                                 |
| 17CrNi6-6    | Niederdruck/<br>Gas       | 0,3          | erhöhte C-Diffusion durch Rauheit mit streuender $A_T$ und CHD<br>Randhärte durch Carbidbildung relativ hoch<br>Korngrößenverteilung nicht tolerierbar; starkes, ungleichmäßiges Korn-<br>wachstum                                                                                                                    |
|              |                           | 1,0          | erhöhte C-Diffusion durch Rauheit mit weniger Streuung in den C-Profilen<br>gegenüber den Härteprofilen<br>weniger Carbide und abfallende Härte in den Randschichten bei zu hohen<br>C-Gehalten, 6 % mehr Restaustenit<br>Korngrößenverteilung ebenfalls nicht tolerierbar, grobkörniger als bei<br>0,3 mm CHD        |
|              | Gas/<br>Öl                | 0,5          | abfallende Randhärte durch erhöhte C-Gehalte (durch Rauheit); Randoxi-<br>dation durch Rauheit stärker ausgeprägt<br>Korngrößenverteilung tolerierbar                                                                                                                                                                 |
|              |                           | 0,8          | erhöhte Streuung von CHD und $A_T$ , Randhärte durch 9 % mehr Restaus-<br>tenit bei rauer Oberfläche abfallend<br>Effekt unterschiedlicher Oberflächenrauheiten auf C-Diffusion gleich groß<br>Korngrößenverteilung nicht tolerierbar, nachteiliger als beim Niederdruck-<br>aufkohlen                                |

## 5 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurden zwei im PBF-LB/M-Prozess verarbeitete Einsatzstähle - 20MnCr5 und 17CrNi6-6 - ausführlich auf ihren Ausgangszustand, auf die Umwandlungskinetiken beim Erwärmen bzw. Abkühlen sowie auf Einsatzhärteergebnisse zweier verschiedener Prozessvarianten untersucht. Dadurch wurde eine umfangreiche Datenlage geschaffen, welche Ergebnisse beim Einsatzhärten additiv gefertigter Bauteile aus diesen Legierungen zu erwarten sind. Zum Vergleich wurden konventionelle schmelzmetallurgisch hergestellte Einsatzstähle betrachtet. Es wurde für die vorliegende Arbeit diejenige Prozesskette gewählt, die am wirtschaftlichsten für einsatzgehärtete PBF-LB/M-Bauteile erscheint. In diesem Sinne ist es von Vorteil, wenn PBF-LB/M-Bauteile ohne vorherige spanende Bearbeitung einsatzgehärtet werden und ein Direkthärten angewandt wird. Ein weiterer typischer Prozessschritt besteht im Anlassen der einsatzgehärteten Bauteile, worauf in den vorliegenden Untersuchungen bewusst verzichtet wurde. Es werden Korrelationen zwischen Prozessparametern, Kohlenstoffprofilen, Härtetiefenverläufen, Korngrößenverteilungen und Gefüge im Rand- und Kernbereich dargestellt. Eine Einordnung in den Stand der Technik sowie Potentiale und Herausforderungen werden in Abhängigkeit verschiedener Einsatzhärtetiefen diskutiert.

Durch hohe Energiedichten, hohe Abkühlraten und weitergehenden Wärmeeintrag entstehen charakteristische PBF-LB/M-Gefüge. Vorrangig sind das feinkörnige bainitische Gefüge, da Diffusionsprozesse nur eingeschränkt möglich sind. Die resultierenden Härtewerte erschweren eine spanende Bearbeitung, auch wenn diese durch das Spannungsarmglühen bereits herabgesetzt werden.

Die sich ergebende Umwandlungskinetik beim Erwärmen in das Austenitgebiet und Abkühlen aus dem Austenitgebiet der PBF-LB/M-Werkstoffe stimmt gut mit den konventionellen Referenzwerkstoffen überein, wohingegen bei der Entwicklung von Korngrößen Unterschiede beobachtet werden konnten. Das Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Verhalten wurde in einem Erwärmratenbereich 0,01 - 10 K/s und unter Berücksichtigung von maximalen Temperaturen zwischen 850 und 1150 °C analysiert. Sowohl Umwandlungstemperaturen als auch Korngrößen wurden in diesem Rahmen bestimmt. Dabei konnte unregelmäßiges Kornwachstum für die PBF-LB/M-Werkstoffe beobachtet werden, für die Referenzwerkstoffe nicht. Die Betrachtung gemittelter Korngrößen war somit ungenügend und wurde auf Korngrößenverteilungen erweitert. Das Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Verhalten beim Abkühlen wurde anhand verschiedener

$t_{8/5}$ -Zeiten in einem Bereich zwischen 1 s und mehreren Stunden untersucht. Es wurde je ein ZTU-Diagramm für das ursprüngliche Ausgangsgefüge (entspricht dem Bauteilkern) sowie für eine auf 0,6 - 0,7 Ma.-% aufgekohlte Bauteilrandschicht erstellt. Für alle Untersuchungen bezüglich des Umwandlungsverhaltens treten beim Vergleich mit dem konventionellen Werkstoff nur geringfügige Unterschiede auf. Eine weitere wichtige Erkenntnis dieser Untersuchungen ist, dass mit Hilfe eines Glühprozesses ähnlich dem Normalglühen zwischen PBF-LB/M und Wiedererwärmen Einfluss auf das Kornwachstum genommen werden kann.

Die umfangreiche Charakterisierung der Einsatzhärteergebnisse konzentrierte sich vorrangig auf den Randbereich, wo bei einem einsatzgehärteten Bauteil erwartungsgemäß die höchsten Beanspruchungen entstehen. In Abhängigkeit der Bauteilgröße und dem Anwendungszweck sind unterschiedliche Einsatzhärtetiefen von Interesse. Geringe bis mittlere Einsatzhärtetiefen bis 0,5 mm sind von Bedeutung unter der Annahme, dass der PBF-LB/M-Prozess sich in naher Zukunft auf kleine bis mittelgroße Bauteile konzentrieren wird. Das Einsatzhärten mit geringen Einsatzhärtetiefen bis 0,5 mm war in nahezu allen untersuchten Varianten erfolgreich. Gefüge, Härte- sowie Kohlenstofftiefenverläufe waren unabhängig von Baurichtung und Schutzgasatmosphäre (während des Bauprozesses) von guter Qualität. Qualitative und quantitative Unterschiede der Einsatzhärteergebnisse konnten im Vergleich zum konventionellen Werkstoff festgestellt werden. Die ermittelten Korngrößen im Randbereich insbesondere bei den höheren CHDs zeigten teilweise unregelmäßiges und/oder übermäßiges Kornwachstum sowie in Teilen unzulässige Verteilungen. Eine Erklärung bezogen auf das Kornwachstum in den PBF-LB/M-Werkstoffen ist, dass zu geringe Legierungsgehalte (insbesondere von Aluminium) für die Bildung Korngrenzen-stabilisierender Phasen identifiziert wurden. Weiterhin konnte infolge erhöhter Oberflächenrauheit im Vergleich zu einer spanend bearbeiteten Oberfläche beim Aufkohlen sowohl im Niederdruck als auch unter Atmosphärendruck eine erhöhte Kohlenstoffdiffusion in die Randschichten beobachtet werden. Insgesamt fiel die Streuung der Einsatzhärteergebnisse des 17CrNi6-6 höher aus als die des 20MnCr5.

Alle Einsatzhärtungen wurden jeweils an konventionellen und PBF-LB/M-Proben vorgenommen, wobei diese sich gemeinsam in den Ofenchargen befanden. Bei einem in näherer Zukunft eher geringen Anteil von PBF-LB/M-Bauteilen (im Vergleich zum Anteil konventionell gefertigter Bauteile) wird das im Durchlaufbetrieb vorerst der Fall sein. So gesehen wäre eine Chargierung der PBF-LB/M-Bauteile gemeinsam mit konventionell gefertigten Bauteilen in die kommerzielle Wärmebehandlung von großem wirtschaftlichem Vorteil. Diese Entscheidung sollte jedoch mit Bedacht und dem Wissen über die erwartbaren unterschiedlichen Resultate getroffen werden. Da übermäßiges bzw. unregelmäßiges Kornwachstum in den vorliegenden Untersuchungen eine ernstzunehmende Rolle gespielt hat, sollten in weiterführenden Arbeiten Gegenmaßnahmen dazu entwickelt werden.

Beim Ergebnisvergleich beider Einsatzhärteverfahren spielen neben Aufkohlungstemperatur und -dauer auch die Erwärmprozesse eine wichtige Rolle. Das Niederdruckaufkohlen erfolgte nach einem mehrstufigen Erwärmen mit isothermen Zwischenschritten in einem Einkammer-Vakuumofen. In der Durchstoßanlage für die Gasaufkohlung dagegen werden die Bauteile zuerst in einen Ofenabschnitt, der sich bereits auf Vorwärmtemperatur befindet, eingeleitet und dann in den Ofenabschnitt übergeben, in dem die Aufkohlungstemperatur herrscht. Die Erwärmgeschwindigkeiten variieren daher teilweise stark und sind nur eingeschränkt mit einem linearen Erwärmvorgang, wie er in den ZTA-Diagrammen angewandt wurde, zu vergleichen.

Sowohl konventionelle MnCr- als auch CrNi-legierte Einsatzstähle behalten erfahrungsgemäß die geforderte Feinkornstruktur bei gängigen Aufkohlungsdauern und -temperaturen. Verantwortlich für deren Feinkornstabilität sind Gefügebestandteile wie beispielsweise Aluminiumnitride. In wieweit sich dieses Konzept der Stabilisierung von Feinkorn auf additiv gefertigte Einsatzstähle übertragen lässt, ist in weiterführenden Arbeiten zu klären, da ursprünglich in die Einsatzstähle eingebrachte Aluminiumnitride sowohl beim Schmelzezerstäuben (Pulverherstellung) als auch beim nochmaligen Aufschmelzen bei der additiven Fertigung deutliche Veränderungen erfahren können. Möglich wäre eine Modifizierung der Legierungszusammensetzung von PBF-LB/M-Einsatzstählen, die eine Chargierung dieser Bauteile in den kommerziellen Prozess erlaubt.

PBF-LB/M ist ein kostenintensives Verfahren, dessen wirtschaftlicher Einsatz sich ergibt, wenn die gesamte Prozesskette darauf abgestimmt wird, besonders langlebige funktionsintegrierte Bauteile herzustellen. Typisch für PBF-LB/M können feinkörnige Gefüge sein, die hohe Festigkeit aber auch Duktilität besitzen. Diesen Gefügezustand zu erhalten/erneut einzustellen, ist eine besondere Herausforderung bei einer thermochemischen Behandlung wie dem Einsatzhärten. Das Chargieren in den laufenden Betrieb mit konventionellen Bauteilen ist von wirtschaftlichem Vorteil, wenn es um Durchlaufanlagen mit hohem Durchsatz geht. In einer Einkammer-Vakuumanlage und einer ausreichend großen Charge von PBF-LB/M-Bauteilen ist dagegen der Individualisierungsgrad eines Einsatzhärteprozesses einfacher realisierbar. Auch die Frage nach dem Härteprozess sollte in diese Überlegungen eingereicht werden. Ein Direkt härten kostet verhältnismäßig wenig Energie, bedeutet womöglich aber auch erhöhte Korngrößen als beispielsweise beim Einfachhärten.

Unter Einbezug des Anlassens sollte in weiterführenden Arbeiten einerseits die Reproduzierbarkeit der hier gewonnenen Einsatzhärteergebnisse überprüft werden und andererseits die Ermittlung weiterer mechanischer Kennwerte sowohl unter statischer als auch dynamischer Beanspruchung erfolgen. So können die bisher vielversprechend erscheinenden Einsatzhärteergebnisse in der Anwendung getestet wer-

den und die Auswirkungen der Kornwachstumsdynamik der PBF-LB/M-Werkstoffe tiefergehend untersucht und besser beurteilt werden. Für eine passende Anwendung kann auf die vorliegenden Erkenntnisse aufgebaut und eine modifizierte Prozesskette entwickelt werden.



## **Selbstständigkeitserklärung**

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Dissertation selbstständig verfasst und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt und die den benutzten Werken wörtlich oder inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

Sina Mallow

Rostock, den 20.02.2024

## Literaturverzeichnis

- [1] World Steel Association, PRESS RELEASE – December 2023 crude steel production and 2023 global crude steel production totals, <https://worldsteel.org/wp-content/uploads/December-2023-crude-steel-production-and-2023-global-crude-steel-production-totals-1.pdf>, abgerufen am 07.02.2024.
- [2] M.F. Ashby, Materials and sustainable development, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2016.
- [3] M.F. Ashby, Materials and the environment: eco-informed material choice, 3. Aufl., Butterworth-Heinemann, Amsterdam, 2021.
- [4] Statistisches Bundesamt, Umsatz im deutschen Maschinenbau nach ausgewählten Sektoren in den Jahren 2021 und 2022 (in Milliarden Euro), <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/173637/umfrage/branchenumsatz-des-maschinenbaus-in-deutschland-nach-sektoren/>, abgerufen am 19.07.2023.
- [5] T. Briard, F. Segonds, N. Zamariola, G-DfAM: a methodological proposal of generative design for additive manufacturing in the automotive industry, International Journal on Interactive Design and Manufacturing, 2020, 14, 875–886.
- [6] Wohlers Associates (Hrsg.), Wohlers Report 2023: 3D Printing and Additive Manufacturing. Global State of the Industry, ASTM International, 2023.
- [7] M. Kluge, G. Kotthoff, C. Cavallini, S. Höges, Design and production of innovative transmission components with additive manufacturing, 16th International CTI Symposium Berlin, 2017.
- [8] DIN EN ISO/ASTM 52900: Additive Fertigung - Grundlagen - Technologie, Beuth Verlag, Berlin, 2021.
- [9] C. Rowolt, M. Gebauer, C. Seidel, B. Müller, B. Milkereit, O. Keßler, Einfluss der Wärmebehandlung auf die Werkstoffeigenschaften laserstrahlgeschmolzener Bauteile aus AlSi10Mg und X5CrNiCuNb16-4, Schweißen und Schneiden, 2018, 70 (9), 634–641.
- [10] C. Rowolt, B. Milkereit, M. Gebauer, C. Seidel, B. Müller, O. Kessler, In-Situ Phase Transition Analysis of Conventional and Laser Beam Melted AlSi10Mg and X5CrNiCuNb16-4 Alloys, HTM Journal of Heat Treatment and Materials, 2018, 73 (6), 317–334.
- [11] M. Schmitt, G. Schlick, C. Seidel, G. Reinhart, Examination of the processability of 16MnCr5 by means of laser powder bed fusion, Procedia CIRP, 2018, 74, 76–81.
- [12] M. Schmitt, S. Mallow, M. Reich, M. Gebauer, B. Müller, G. Schlick et al., Parameter Optimization for Laser Powder Bed Fusion of the Cases-Hardening Steel 20MnCr5, in: European Powder Metallurgy Association (EPMA) (Hrsg.), Euro PM2021 Congress Proceedings, 2021.
- [13] D. Wawoczny, M. Schneider, Statische Festigkeit eines additiv gefertigten 20MnCr5 nach dem Einsatzhärten, Prozesswärme, 2020, 7, 26–32.
- [14] H.-W. Zoch, G. Spur, Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten, Carl Hanser Verlag, München, 2015.
- [15] H. Berns, W. Theisen, Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen, 4. Aufl., Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2008.
- [16] DIN EN ISO 683-3: Für eine Wärmebehandlung bestimmte Stähle, legierte Stähle und Automatenstähle. Teil 3: Einsatzstähle, Beuth Verlag, Berlin, 2022.
- [17] V. Läßle, Wärmebehandlung des Stahls: Grundlagen, Verfahren und Werkstoffe, 10. Aufl., Verlag Europa-Lehrmittel, Haan-Gruiten, 2010.
- [18] J. Grosch, Einsatzhärten: Grundlagen - Verfahren - Anwendung - Eigenschaften einsatzgehärteter Gefüge und Bauteile, 4. Aufl., expert Verlag, Renningen, 2016.
- [19] G. Kell, D. Liedtke, D. Roempler, W. Vogel, K.-H. Weissohn, U. Wyss, Stand der Erkenntnisse über die mathematische Voraussage des Härteprofils einsatzgehärteter Bauteile, HTM Härterei-technische Mitteilungen, 2001, 56 (3), 166–178.
- [20] E. Macherauch, H.-W. Zoch, Praktikum in Werkstoffkunde: 95 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik, 12. Aufl., Springer Vieweg, Wiesbaden, 2014.
- [21] D. Liedtke, O. Keßler, P. Sommer, H. Stiele, E. Welsch, F. Wendl, Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen I: Grundlagen und Anwendungen, 7. Aufl., expert Verlag, Renningen, 2007.

- 
- [22] AWT-Fachausschuss 4 (Hrsg.), Thermochemische Behandlung von Eisenwerkstoffen im Gas: Verfahren und Anlagen; mit 66 Tabellen, expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 2014.
  - [23] H.-J. Bargel, G. Schulze, Werkstoffkunde, 9. Aufl., Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2005.
  - [24] M. Bacher, Verformungs- und Bruchverhalten verschieden wärmebehandelter Einsatzstähle, Dissertation, Universität Karlsruhe, 1987.
  - [25] Deutsche Edelstahlwerke, Technisches Datenblatt 1.7147, [https://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/Baustahl/1.7147\\_1.7149\\_de.pdf](https://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/Baustahl/1.7147_1.7149_de.pdf), abgerufen am 23.08.2019.
  - [26] Saarlust AG, Werkstoff-Datenblatt 20MnCr5-20MnCrS5, <https://www.saarlust.de/sag/downloads/download/11228>, abgerufen am 01.08.2023.
  - [27] DIN 17022-3: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen - Verfahren der Wärmebehandlung. Teil 3: Einsatzhärten, Beuth Verlag, Berlin, 1989.
  - [28] A. Schrader, A. Rose, Gefüge der Stähle, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1966.
  - [29] G. Niemann, H. Winter, Maschinenelemente: Band II Getriebe allgemein, Zahnradgetriebe - Grundlagen, Stirnradgetriebe, 2. Aufl., Springer-Verlag, Berlin, 1989.
  - [30] Deutsche Edelstahlwerke, Technisches Datenblatt 1.5918, [https://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/Baustahl/1.5918\\_de.pdf](https://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/Baustahl/1.5918_de.pdf), abgerufen am 23.08.2019.
  - [31] Saarlust AG, Werkstoff-Datenblatt 17CrNi6-6-15CrNi6, <https://www.saarlust.com/sag/downloads/download/11084>, abgerufen am 01.08.2023.
  - [32] Max-Planck-Institut für Eisenforschung (Hrsg.), Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1954.
  - [33] K. Felten, Verzahnentechnik: Das aktuelle Grundwissen über Herstellung und Prüfung von Zahnrädern, 5. Aufl., expert Verlag, Renningen, 2018.
  - [34] DIN EN ISO 18203: Stahl - Bestimmung der Dicke gehärteter Randschichten, Beuth Verlag, Berlin, 2022.
  - [35] D. Günther, F. Hoffmann, P. Mayr, Steigerung der Gebrauchsdauer von wälzbeanspruchten Bauteilen unter verschmutztem Schmierstoff, HTM Härtereitechnische Mitteilungen, 2004, 59 (2), 98–112.
  - [36] K. Heeß et al., Maß- und Formänderungen infolge von Wärmebehandlung von Stählen: Grundlagen - Ursachen - Praxisbeispiele, 2. Aufl., expert Verlag, Renningen, 2003.
  - [37] DIN EN ISO 4885: Eisenwerkstoffe - Wärmebehandlung - Begriffe, Beuth Verlag, Berlin, 2018.
  - [38] W. Gräfen, Untersuchungen zur Kohlenstoffübertragung bei der Niederdruckaufkohlung, Dissertation, Universität Bremen, 2002.
  - [39] H. Altena, F. Schrank, Niederdruck-Aufkohlung mit Hochdruck-Gasabschreckung, HTM Härtereitechnische Mitteilungen, 2002, 57 (4), 247–256.
  - [40] W. Gräfen, M. Hornung, O. Irretier, M. Rink, Die Anwendung der Niederdruckaufkohlung bei hohen Temperaturen (1000 °C bis 1050 °C) in der industriellen Praxis, HTM Härtereitechnische Mitteilungen, 2007, 62 (3), 97–102.
  - [41] B. Clausen, F. Hoffmann, H.-W. Zoch, Beeinflussung der Randschicht durch die Einsatzhärtung, HTM Journal of Heat Treatment and Materials, 2008, 63 (6), 326–336.
  - [42] S.J. Engineer, R. Kohlmann, V. Schüler, H. Stelzenmüller, Einflüsse auf die Austenitkorngröße von Einsatzstählen, Steel Research, 1986, 57 (6), 270–285.
  - [43] K. Klenke, R. Kohlmann, Einsatzstähle in ihrer Feinkornbeständigkeit, heute und morgen, HTM Härtereitechnische Mitteilungen, 2005, 60 (5), 260–270.
  - [44] P.G. Dressel, R. Kohlmann, K.J. Kremer, A. Stanz, Der Einfluss der Bedingungen beim Walzen und Wärmebehandeln von Stabstahl auf das Austenitkornwachstum von Einsatzstählen, HTM Härtereitechnische Mitteilungen, 1984, 39 (3), 112–118.
  - [45] W. Bleck, F. Hippenstiel, F. Hoffmann, C. Pichard, A. Kueper, H. Smith et al., Development of carburising steels for ultra high process temperatures - Final report EUR 20630, European Communities, 2003.
  - [46] ISO 6336-5: Calculation of load capacity of spur and helical gears. Part 5: Strength and quality of materials, International Organization for Standardization, Schweiz, 1996.

- [47] S. Glamsch, A. Ledig, C. Felber, A. Schuster, H.-W. Raedt, Influence of Heat Treatment and Precipitation on the Former Austenite Grain Size in Cold Forged, Case-Hardened Steel Components, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 2020, 75 (4), 225–235.
- [48] DIN EN ISO/ASTM 52911-1: Additive Fertigung - Konstruktion. Teil 1: Laserbasierte Pulverbettfusion von Metallen, Beuth Verlag, Berlin, 2019.
- [49] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann, Additive manufacturing of metals, *Acta Materialia*, 2016, 117, 371–392.
- [50] I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. Du Plessis, 2 - Basics of laser powder bed fusion, in: I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. Du Plessis, E. MacDonald (Hrsg.), *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals: Additive Manufacturing Materials and Technologies*, Elsevier, 2021, pp. 15–38.
- [51] C. Shang, H. Wu, G. Pan, J. Zhu, S. Wang, G. Wu et al., The Characteristic Microstructures and Properties of Steel-Based Alloy via Additive Manufacturing, *Materials*, 2023, 16, 2696.
- [52] EOS GmbH, EOS Case Studies: 3D-Druck Beispiele aus verschiedenen Industrien, <https://www.eos.info/de/innovationen/3d-druck-beispiele>, abgerufen am 26.07.2023.
- [53] E. Lopez, F. Brueckner, S. Gruber, 21 - Industrial applications, in: I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. Du Plessis, E. MacDonald (Hrsg.), *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals: Additive Manufacturing Materials and Technologies*, Elsevier, 2021, pp. 583–595.
- [54] A.H. Fritz (Hrsg.), *Fertigungstechnik*, 12. Aufl., Springer Vieweg, Berlin, 2018.
- [55] EOS GmbH, EOS 3D-Druck von Implantaten, Gelenken & Co - Anwendungsbeispiele additiver Fertigung: Alphaform Novaxdma Schädel-Implantat, <https://www.eos.info/de/innovationen/3d-druck-beispiele/medizintechnik/orthopaedietechnik-gelenk>, abgerufen am 26.07.2023.
- [56] A. Gebhardt, *3D-Drucken: Grundlagen und Anwendungen des Additive Manufacturing (AM)*, Carl Hanser Verlag, München, 2014.
- [57] D. Lehmhus, M. Busse, A. von Hehl, E. Jägle, State of the Art and Emerging Trends in Additive Manufacturing: From Multi-Material processes to 3D printed Electronics, *MATEC Web of Conferences*, 2018, 188, 03013.
- [58] DIN EN ISO 17296-2: Additive Fertigung - Grundlagen. Teil 2: Überblick über Prozesskategorien und Ausgangswerkstoffe, Beuth Verlag, Berlin, 2016.
- [59] T. Kamps, *Leichtbau von Stirnzahnradern aus Einsatzstahl mittels Laserstrahlschmelzen*, Dissertation, Technische Universität München, 2018.
- [60] E. Hornbogen, H. Warlimont, B. Skrotzki, *Metalle: Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*, 7. Aufl., Springer Vieweg, Berlin, 2019.
- [61] Y. Li, D. Gu, Thermal behavior during selective laser melting of commercially pure titanium powder: Numerical simulation and experimental study, *Additive Manufacturing*, 2014, 1-4, 99–109.
- [62] J. Epp, J. Dong, H. Meyer, A. Bohlen, Analysis of cyclic phase transformations during additive manufacturing of hardenable tool steel by in-situ X-ray diffraction experiments, *Scripta Materialia*, 2020, 177, 27–31.
- [63] D. Bourell, J.P. Kruth, M. Leu, G. Levy, D. Rosen, A. Beese et al., Materials for additive manufacturing, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 2017, 66 (2), 659–681.
- [64] K. Kempen, L. Thijs, B. Vrancken, S. Bols, J. van Humbeeck, J.-P. Kruth, Lowering thermal gradients in selective laser melting by pre-heating the baseplate, *Proceedings of SSF Symposium*, 2013.
- [65] M. Schmitt, B. Kempter, S. Inayathulla, A. Gottwalt, M. Horn, M. Binder et al., Influence of Baseplate Heating and Shielding Gas on Distortion, Mechanical and Case hardening Properties of 16MnCr5 fabricated by Laser Powder Bed Fusion, *Procedia CIRP*, 2020, 93, 581–586.
- [66] M. Reich, B. Milkereit, M. Bader, H.-G. Oehmigen, O. Keßler, Kalorimetrische und dilatometrische Analyse des Anlassverhaltens in der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten des Stahls T24, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 2013, 68 (6), 274–282.
- [67] K.-J. Matthes, W. Schneider, H. Kleinert, Kapitel 5 - Fügen, in: B. Awiszus, J. Bast, H. Dürr, K.-J. Matthes (Hrsg.), *Grundlagen der Fertigungstechnik*, 5. Aufl., Carl Hanser Verlag, München, 2012, pp. 211–284.
- [68] H. Wittel, D. Jannasch, J. Voßiek, C. Spura, *Roloff/Matek Maschinenelemente: Normung, Berechnung, Gestaltung*, 24. Aufl., Springer Vieweg, Berlin, 2019.

- 
- [69] DIN EN 1011-2: Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe. Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen, Beuth Verlag, Berlin, 2001.
  - [70] L. Murr, E. Martinez, J. Hernandez, S. Collins, K. Amato, S. Gaytan et al., Microstructures and Properties of 17-4 PH Stainless Steel Fabricated by Selective Laser Melting, *Journal of Materials Research and Technology*, 2012, 1 (3), 167–177.
  - [71] T.L. Starr, K. Rafi, B. Stucker, C.M. Scherzer, Controlling phase composition in selective melted stainless steels, *Proceedings of SSF Symposium*, 2012, 439–446.
  - [72] O. Beer, C. Merklein, D. Gerhard, O. Hentschel, M. Rasch, M. Schmidt, Processing of the Heat Resistant Bearing Steel M50NiL by Selective Laser Melting, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 2018, 73 (4), 187–201.
  - [73] M. Yang, J. Guo, H. Yu, R.D. Sisson, Heat Treatment of Additively Manufactured Parts, in: L. Ferguson (Hrsg.), *Thermal Processing in Motion 2018: Including the 4th International Conference on Heat Treatment and Surface Engineering in Automotive Applications* Spartanburg, South Carolina, USA, 5.-7. Juni 2018, Curran Associates Inc, Red Hook, NY, 2018.
  - [74] A. Aversa, G. Marchese, A. Saboori, E. Bassini, D. Manfredi, S. Biamino et al., New Aluminum Alloys Specifically Designed for Laser Powder Bed Fusion: A Review, *Materials*, 2019, 12, 1007.
  - [75] P. Krakhmalev, N. Kazantseva, 8 - Microstructure of L-PBF alloys, in: I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. Du Plessis, E. MacDonald (Hrsg.), *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals: Additive Manufacturing Materials and Technologies*, Elsevier, 2021, pp. 215–243.
  - [76] M. Leary, M. Khorasani, A. Sarker, J. Tran, K. Fox, D. Downing et al., 7 - Surface roughness, in: I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. Du Plessis, E. MacDonald (Hrsg.), *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals: Additive Manufacturing Materials and Technologies*, Elsevier, 2021, pp. 179–213.
  - [77] C. Liu, D. Yan, J. Tan, Z. Mai, Z. Cai, Y. Dai et al., Development and experimental validation of a hybrid selective laser melting and CNC milling system, *Additive Manufacturing*, 2020, 36, 101550.
  - [78] P. Krakhmalev, A.M. Vilardell, N. Takata, 13 - Structural integrity I: static mechanical properties, in: I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. Du Plessis, E. MacDonald (Hrsg.), *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals: Additive Manufacturing Materials and Technologies*, Elsevier, 2021, pp. 349–376.
  - [79] M. Yang, R.D. Sisson, Carburizing Heat Treatment of Selective-Laser-Melted 20MnCr5 Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2020, 29 (6), 3476–3485.
  - [80] D. Bartels, J. Klaffki, I. Pitz, C. Merklein, F. Kostrewa, M. Schmidt, Investigation on the Case-Hardening Behavior of Additively Manufactured 16MnCr5, *Metals*, 2020, 10, 536.
  - [81] C. Aumayr, J. Platl, H. Zunko, C. Turk, Additive Manufacturing of a Low-alloyed Engineering Steel, *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, 2020, 165 (3), 137–142.
  - [82] J. Łuszczek, L. Śnieżek, K. Grzelak, J. Kluczyński, J. Torzewski, I. Szachogluchowicz et al., Processability of 21NiCrMo2 Steel Using the Laser Powder Bed Fusion: Selection of Process Parameters and Resulting Mechanical Properties, *Materials*, 2022, 15, 8972.
  - [83] GKN Sinter Metals Engineering GmbH, Material Specification: Additive Manufacturing 20MnCr5, <https://www.gknpm.com/globalassets/downloads/additive-manufacturing/datasheets/gkn-material-datasheet-20mncr5.pdf/>, abgerufen am 28.03.2019.
  - [84] NanoSteel, BLDRmetal™ L-40 - Metal Powders for Laser Powder Bed Fusion 3D Printing, Providence, Rhode Island, [https://nanosteelco.com/images/uploads/resources/BLDRmetal\\_L\\_40\\_Data\\_Sheet\\_Sept\\_2017\\_web.pdf](https://nanosteelco.com/images/uploads/resources/BLDRmetal_L_40_Data_Sheet_Sept_2017_web.pdf), abgerufen am 27.03.2019.
  - [85] EOS GmbH, EOS CaseHardeningSteel 20MnCr5: Material Data Sheet, [https://www.eos.info/03\\_system-related-assets/material-related-contents/metal-materials-and-examples/metal-material-datasheet/case-hardening-steel/material\\_datasheet\\_eos\\_casehardeningsteel\\_20mncr5\\_en\\_web.pdf](https://www.eos.info/03_system-related-assets/material-related-contents/metal-materials-and-examples/metal-material-datasheet/case-hardening-steel/material_datasheet_eos_casehardeningsteel_20mncr5_en_web.pdf), abgerufen am 09.08.2023.
  - [86] Höganäs AB, forAM® 16MnCr5 20-53 GA: Low carbon case hardening steel powder for Additive Manufacturing, [https://www.hoganas.com/globalassets/downloads/sp/library/additive-manufacturing\\_am-16mncr5\\_20-53\\_3044hog.pdf](https://www.hoganas.com/globalassets/downloads/sp/library/additive-manufacturing_am-16mncr5_20-53_3044hog.pdf), abgerufen am 09.08.2023.
  - [87] M. Schmitt, T. Kamps, F. Siglmüller, J. Winkler, G. Schlick, C. Seidel et al., Laser-based powder bed fusion of 16MnCr5 and resulting material properties, *Additive Manufacturing*, 2020, 35, 101372.
  - [88] M. Schmitt, F. Gerstl, M. Boesele, M. Horn, G. Schlick, J. Schilp et al., Influence of Part Geometry and Feature Size on the Resulting Microstructure and Mechanical Properties of the Case Hardening Steel 16MnCr5 processed by Laser Powder Bed Fusion, *Procedia CIRP*, 2021, 104, 726–731.



- [89] M. Schmitt, G. Schlick, J. Schilp, Repeatability of Dimensional Accuracy and Mechanical Properties in Powder Bed Fusion of 16MnCr5 using a Laser Beam, *Procedia CIRP*, 2022, 114, 94–99.
- [90] DIN EN ISO 18265: Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten, Beuth Verlag, Berlin, 2014.
- [91] M. Laleh, E. Sadeghi, R.I. Revilla, Q. Chao, N. Haghdadi, A.E. Hughes et al., Heat treatment for metal additive manufacturing, *Progress in Materials Science*, 2023, 133, 101051.
- [92] M. Schmitt, A. Gottwalt, J. Winkler, T. Tobie, G. Schlick, K. Stahl et al., Carbon Particle In-Situ Alloying of the Case-Hardening Steel 16MnCr5 in Laser Powder Bed Fusion, *Metals*, 2021, 11, 896.
- [93] D. Liedtke, F. Neumann, Der zum Aufkohlen legierter Stähle erforderliche Kohlenstoffpegel, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 1994, 49 (2), 83–87.
- [94] Forschungsvereinigung Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., Schlussbericht zu IGF-Vorhaben 20.568 BG: Untersuchungen zum Einsatzhärten von additiv gefertigten Stahlbauteilen, 2022.
- [95] L. Mugwagwa, I. Yadroitsava, N.W. Makoana, I. Yadroitsev, 9 - Residual stress in laser powder bed fusion, in: I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. Du Plessis, E. MacDonald (Hrsg.), *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals: Additive Manufacturing Materials and Technologies*, Elsevier, 2021, pp. 245–276.
- [96] DIN EN ISO 21920-3: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Profile. Teil 3: Spezifikationsoperatoren, Beuth Verlag, Berlin, 2022.
- [97] DIN EN ISO 16610-21: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Filterung. Teil 21: Lineare Profilfilter: Gauß-Filter, Beuth Verlag, Berlin, 2013.
- [98] DIN EN ISO 21920-2: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Profile. Teil 2: Begriffe und Kenngrößen für die Oberflächenbeschaffenheit, Beuth Verlag, Berlin, 2022.
- [99] Jenoptik Industrial Metrology Germany GmbH, Oberflächenkenngrößen in der Praxis: Rauheit sicher bestimmen, <https://www.hommel-etamic.com/-/media/websitedocuments/metrology/neu/parameters/rauhheit-faltblatt-de.pdf>, abgerufen am 05.07.2023.
- [100] C. Rowolt, Untersuchungen zur Wärmebehandlung additiv gefertigter, metallischer Bauteile auf Basis von in-situ Analysen der Phasenumwandlungen, Dissertation, Universität Rostock, 2020.
- [101] TA Instruments, Website als Bildquelle, <https://www.tainstruments.com/dil-805ad/>, abgerufen am 20.06.2023.
- [102] Verein Deutscher Eisenhüttenleute, SEP 1681: Richtlinien für Vorbereitung, Durchführung und Auswertung dilatometrischer Umwandlungsuntersuchungen an Eisenlegierungen, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1993.
- [103] Max-Planck-Institut für Eisenforschung (Hrsg.), Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle: Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1973.
- [104] Verein Deutscher Eisenhüttenleute, SEP 1680-61: Aufstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Eisenlegierungen, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1961.
- [105] SPECTRO Analytical Instruments GmbH & Co. KG, OES Grundlagen, [http://www.spektrometrie.info/files/oes-spektrometrie\\_\\_grundlagen.pdf](http://www.spektrometrie.info/files/oes-spektrometrie__grundlagen.pdf), abgerufen am 06.02.2019.
- [106] U. Ritgen, Analytische Chemie I, Springer-Verlag, Berlin, 2019.
- [107] G. Petzow, V. Carle, Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen, 6. Aufl., Borntraeger, Berlin, 1994.
- [108] DIN EN ISO 643: Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße, Beuth Verlag, Berlin, 2020.
- [109] F.S. LePera, Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel, *Journal of Metals*, 1980, 32 (3), 38–39.
- [110] ASTM E112-10: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM International, 2010.
- [111] DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers. Teil 1: Prüfverfahren, Beuth Verlag, Berlin, 2018.
- [112] DIN EN ISO 2639: Bestimmung und Prüfung der Einsatzhärtungstiefe [Zurückgezogen], Beuth Verlag, Berlin, 2002.
- [113] J. Angeli, E. Füreder, M. Panholzer, A.C. Kneissl, Ätztechniken für die Phasencharakterisierung von niedriglegierten Dual-Phasen- und TRIP-Stählen, *Practical Metallography*, 2006, 43 (10), 489–504.
- [114] W. Yu, S.L. Sing, C.K. Chua, X. Tian, Influence of re-melting on surface roughness and porosity of AlSi10Mg parts fabricated by selective laser melting, *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 792, 574–581.

- [115] O. Karabelchtchikova, A. Brown, R.D. Sisson, Effect of surface roughness on the kinetics of mass transfer during gas carburizing, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 2008, 63 (5), 257–264.
- [116] H. Schumann, K. Cyrener, *Metallographie*, 13. Aufl., Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1991.

## Anhang

### A Abkürzungsverzeichnis

|          |                                                                                                                           |
|----------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| AM       | additive manufacturing (additive Fertigung)                                                                               |
| CAD      | computer-aided design                                                                                                     |
| CE       | Kohlenstoffäquivalent                                                                                                     |
| CHD      | case hardening depth (Einsatzhärtetiefe)                                                                                  |
| CT       | Computertomographie                                                                                                       |
| DED      | directed energy deposition (Materialauftrag mit gerichteter Energieeinbringung)                                           |
| DfAM     | Design for Additive Manufacturing                                                                                         |
| FEM      | Finite-Elemente-Methode                                                                                                   |
| HIP      | heiß-isostatisches Pressen                                                                                                |
| OES      | optische Emissionsspektroskopie                                                                                           |
| PBF-EB/M | powder bed fusion of metals using an electron beam<br>(Pulverbettbasiertes Schmelzen von Metall mittels Elektronenstrahl) |
| PBF-LB/M | powder bed fusion of metals using a laser beam<br>(Pulverbettbasiertes Schmelzen von Metall mittels Laserstrahl)          |
| STL      | standard tessellation/triangulation language                                                                              |
| ZTA      | Zeit-Temperatur-Austenitisierung(s-Diagramm)                                                                              |
| ZTU      | Zeit-Temperatur-Umwandlung(s-Diagramm)                                                                                    |

## B Abbildungsverzeichnis

|                                                                                                                                                                                                                                                                                |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Abbildung 1-1: a) eine konventionelle Baugruppe aus Differentialgehäuse und Stirnrad, die in b) eine Neukonstruktion umgewandelt wurde und mittels AM zu fertigen ist [7].....                                                                                                 | 2  |
| Abbildung 1-2: Globale Entwicklung der Anzahl von AM-Systemen zur Verarbeitung von Metallen (links) sowie der Ausgaben für die Endfertigung von AM-Komponenten (rechts) in Anlehnung an [6].....                                                                               | 3  |
| Abbildung 1-3: Additive und konventionelle Fertigungskette im Vergleich .....                                                                                                                                                                                                  | 4  |
| Abbildung 2-1: Regressionskurven des Grenzkohlenstoffgehaltes in Abhängigkeit des Rundprobendurchmessers legierter und unlegierter Einsatzstähle, damit in einem definierten Randabstand eine Härte von 550 HV erreicht wird [19] .....                                        | 5  |
| Abbildung 2-2: Härtewerte der potentiell entstehenden Gefüge in Abhängigkeit des C-Gehalts unlegierter Stähle nach Parish 1985 [14].....                                                                                                                                       | 6  |
| Abbildung 2-3: a) Schematische Darstellung eines Kohlenstoffprofils aus DIN 17022-3 [27], b) Zusammenhang von Aufkohlungsdauer, -temperatur und -tiefe eines unlegierten Stahls C15 [22].....                                                                                  | 10 |
| Abbildung 2-4: Schematische Darstellung a) möglicher Zeit-Temperatur-Verläufe beim Einsatzhärten nach DIN 17022-3 [27] und b) eines Härtetiefenverlaufs in Anlehnung an [20].....                                                                                              | 11 |
| Abbildung 2-5: Schematische Darstellungen der Abschreckcharakteristik flüssiger und gasförmiger Medien a) nach Hoffmann 1992 (a) aus [14] und b) nach DIN 17022-3 [27] .....                                                                                                   | 13 |
| Abbildung 2-6: Eigenspannungsprofil nach dem Einsatzhärten, mit Einfluss der Einsatzhärtungstiefe (Eht statt CHD) nach Macherauch 1992 aus [14].....                                                                                                                           | 13 |
| Abbildung 2-7: Einfluss von Al-, Ti- bzw. Nb-Gehalten auf die Korngröße mikrolegierter Stähle nach Pietzeniuk 1971 [22] .....                                                                                                                                                  | 16 |
| Abbildung 2-8: Beispiel von AM-Bauteilen in Form von (a) LKW-Ersatzteilen [54] und (b) einem patientenspezifischen Schädelimplantat [55].....                                                                                                                                  | 18 |
| Abbildung 2-9: Schematische Darstellungen zur Funktionsweise des PBF-LB/M-Prozesses mit (a) einer Übersicht aus DIN EN ISO 17296-2 [58] und (b) einer Detailansicht der Laserstrahlzone in Anlehnung an Kamps [59] .....                                                       | 19 |
| Abbildung 2-10: Temperaturentwicklung im simulierten PBF-LB/M-Prozess (b) an einem definierten Punkt (a) auf einer Laserbahn im Titan-Pulverbett, Scangeschwindigkeit 100 mm/s [61] .....                                                                                      | 19 |
| Abbildung 2-11: Zugfestigkeit über Bruchdehnung von einer Vielzahl Metallen im Zustand as-built, PBF-LB/M [78].....                                                                                                                                                            | 22 |
| Abbildung 2-12: Umfänglicher Workflow bei der Bauteilherstellung mittels PBF-LB/M in Anlehnung an [6] .....                                                                                                                                                                    | 23 |
| Abbildung 2-13: Einfluss des Ausgangszustandes (orange = wie-gebaut; blau = spannungsarmgeglüht; grau = grobkorngeglüht) auf das Härteprofil nach dem Einsatzhärten eines 16MnCr5 PBF-LB/M [80] .....                                                                          | 26 |
| Abbildung 3-1: Schematische Darstellung der Baujobs je Legierung mit Stangen, liegenden und stehenden Zylindern .....                                                                                                                                                          | 34 |
| Abbildung 3-2: Baurichtungen aus dem PBF-LB/M-Prozess (a) und Detailaufnahmen (c-f) der wie-gebauten „rauen“ Oberflächen infolgedessen sowie die gedrehte „glatte“ Oberfläche (b); alle Ansichten (b-f) als Draufsicht auf die Zylinderstirnflächen .....                      | 35 |
| Abbildung 3-3: Temperatur-Zeit-Verlauf des Durchkohlens.....                                                                                                                                                                                                                   | 35 |
| Abbildung 3-4: Temperatur-Zeit-Verläufe der Soll- (gestrichelt) und Ist-Werte (durchgezogen) der angewandten Einsatzhärteprozesse.....                                                                                                                                         | 37 |
| Abbildung 3-5: Darstellung des arithmetischen Mittenrauwerkes Ra (a), der gemittelten Rautiefe Rz und der Gesamthöhe des Rauheitsprofils Rt (b) in Anlehnung an [99] .....                                                                                                     | 37 |
| Abbildung 3-6: a) Schematischer Aufbau der Messanordnung im Dilatometer in Anlehnung an [100], b) glühende Probe in der Induktionsspule [101].....                                                                                                                             | 38 |
| Abbildung 3-7: a) Liegend gebaute Stangen aus dem PBF-LB/M, b) daraus zu fertigende Geometrien für das Dilatometer, c) exemplarische Abkühlkurve aus den ZTU-Untersuchungen des 20MnCr5 PBF-LB/M mit Kennzeichnung des Tangenten- (A) bzw. Tangentenschnittverfahrens (B)..... | 39 |
| Abbildung 3-8: Probenoberfläche nach fünf OES-Messungen (a) und schematische Darstellung der gewählten Schleifschritte für eine einsatzgehärtete Probe mit 0,8 mm CHD .....                                                                                                    | 40 |
| Abbildung 3-9: Zylindergeometrie (PBF-LB/M) für Gefügeuntersuchungen, Härte- und Kohlenstofftiefenverläufe mit Kennzeichnung der schwerpunktmäßig untersuchten Schlickebene .....                                                                                              | 41 |
| Abbildung 3-10: Streuung der Härteprofile am Beispiel 20MnCr5, PBF-LB/M, stehend, rau - niederdruckaufgekohlt (a); graphische Darstellung der Messreihenanzahl zur Aufnahme eines Härteprofils (b) in Anlehnung an [112] .....                                                 | 43 |
| Abbildung 4-1: Gefüge 20MnCr5 PBF-LB/M, liegend gebaut, vor dem Spannungsarmglühen im Längsschliff mit Kennzeichnung der Baurichtung z, Nital- (a, b) bzw. LePera-Ätzung (c, d).....                                                                                           | 45 |
| Abbildung 4-2: Gefüge 20MnCr5 PBF-LB/M spannungsarm geglüht, liegend gebaut (links) und konventionell (rechts) im Längs- (a, d) und Querschliff (b, c, e, f), mit Kennzeichnung der Baurichtung z, Nital-Ätzung .....                                                          | 47 |
| Abbildung 4-3: Anwendung der Ätzung nach Bechet-Beaujard beim 20MnCr5 PBF-LB/M-Werkstoff des spannungsarm geglühten Zustands mit Kennzeichnung der Baurichtung z im Längs- (a) bzw. Querschliff (b) .....                                                                      | 48 |
| Abbildung 4-4: Unregelmäßiges Kornwachstum des 20MnCr5 PBF-LB/M; Peaktemperatur 850 °C, Erwärmrate 0,1 K/s, Bechet-Beaujard-Ätzung.....                                                                                                                                        | 50 |
| Abbildung 4-5: ZTA-Diagramme des Werkstoffs 20MnCr5 mit Angabe der mittleren ASTM-Korngröße, a) PBF-LB/M, b) konventionell.....                                                                                                                                                | 51 |
| Abbildung 4-6: Korngrößen 20MnCr5 PBF-LB/M (links) und konventionell (rechts) nach DIN EN ISO 643 [108] in Abhängigkeit von Erwärmrate und Maximaltemperatur; schraffierter Diagrammbereich entspricht nicht tolerierbarem Grobkorn .....                                      | 53 |
| Abbildung 4-7: Perlitisches Gefüge nach Aufkohlung auf 0,6 - 0,7 Ma.-%, 20MnCr5 PBF-LB/M (a), konventionell (b), Nital-Ätzung .....                                                                                                                                            | 54 |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                      |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Abbildung 4-8: ZTU-Diagramme des 20MnCr5 PBF-LB/M ohne (oben) und mit (unten) Aufkohlung .....                                                                                                                                                                                                                                                                       | 55 |
| Abbildung 4-9: ZTU-Diagramme des konventionellen 20MnCr5 ohne (oben) und mit (unten) Aufkohlung; im Vergleich die Umwandlungslinien in rot des PBF-LB/M-Werkstoffs .....                                                                                                                                                                                             | 56 |
| Abbildung 4-10: Dilatometerkurven der martensitischen Umwandlung des konventionellen 20MnCr5, $t_{8/5}$ -Zeit 3 s .....                                                                                                                                                                                                                                              | 57 |
| Abbildung 4-11: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 20MnCr5 nach dem Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken mit CHD 0,35 mm .....                                                                                                                                                                                    | 59 |
| Abbildung 4-12: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,35 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-rau (rechts), Nital-Ätzung .....                                                                                                                                              | 60 |
| Abbildung 4-13: Korngrößen im Randbereich des 20MnCr5 nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken, CHD 0,35 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-rau (b), Bechet-Beaujard-Ätzung .....                                                                                                                                                                  | 60 |
| Abbildung 4-14: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 20MnCr5 nach dem Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken mit CHD 0,8 mm .....                                                                                                                                                                                     | 62 |
| Abbildung 4-15: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-rau (rechts), Nital-Ätzung .....                                                                                                                                               | 63 |
| Abbildung 4-16: Korngrößen im Randbereich nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-rau (b), Bechet-Beaujard-Ätzung .....                                                                                                                                                                   | 63 |
| Abbildung 4-17: Kornstrukturen infolge der Temperatur-Zeit-Verläufe nachgefahren im Dilatometer nach dem Vorbild des Niederdruckaufkohlens CHD 0,8 mm, Varianten spannungsarmgeglüht + reines Erwärmen bis auf 950 °C (a) sowie verschiedene Ausgangszustände - spannungsarmgeglüht (b), wie-gebaut (c) und normalgeglüht (d), 20MnCr5, Bechet-Beaujard-Ätzung ..... | 65 |
| Abbildung 4-18: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 20MnCr5 nach dem Gasaufkohlen/Ölabschrecken mit CHD 0,5 mm .....                                                                                                                                                                                              | 66 |
| Abbildung 4-19: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,5 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-legend-rau-N <sub>2</sub> (rechts), Nital-Ätzung .....                                                                                                                                          | 67 |
| Abbildung 4-20: Korngrößen im Randbereich nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,5 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-legend-rau-N <sub>2</sub> (b), Bechet-Beaujard-Ätzung .....                                                                                                                                                              | 67 |
| Abbildung 4-21: Kornstrukturen infolge der Temperatur-Zeit-Verläufe nachgefahren im Dilatometer nach dem Vorbild des Gasaufkohlens CHD 0,5 mm, Varianten spannungsarmgeglüht + reines Erwärmen bis auf 920 °C (a) sowie verschiedene Ausgangszustände - spannungsarmgeglüht (b), wie-gebaut (c) und normalgeglüht (d), 20MnCr5, Bechet-Beaujard-Ätzung .....         | 69 |
| Abbildung 4-22: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 20MnCr5 nach dem Gasaufkohlen/Ölabschrecken mit CHD 0,8 mm .....                                                                                                                                                                                              | 70 |
| Abbildung 4-23: Gefüge im Rand- (a, c) und Kernbereich (b, d) nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-rau (rechts), Nital-Ätzung .....                                                                                                                                                         | 72 |
| Abbildung 4-24: Korngrößen im Randbereich nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-rau (b), Bechet-Beaujard-Ätzung .....                                                                                                                                                                            | 72 |
| Abbildung 4-25: Kornstruktur infolge des Temperatur-Zeit-Verlaufs nachgefahren im Dilatometer nach dem Vorbild des Gasaufkohlens CHD 0,8 mm, 20MnCr5, spannungsarmgeglühter Ausgangszustand .....                                                                                                                                                                    | 73 |
| Abbildung 4-26: Gefüge des 17CrNi6-6 PBF-LB/M, liegend gebaut (links) und konventionell (rechts) im Quer- (a, d) und Längsschliff (b, c, e, f), mit Kennzeichnung der Baurichtung z, Nital-Ätzung .....                                                                                                                                                              | 74 |
| Abbildung 4-27: ZTA-Diagramme des Werkstoffs 17CrNi6-6 mit Angabe der mittleren ASTM-Korngröße, a) PBF-LB/M, b) konventionell .....                                                                                                                                                                                                                                  | 77 |
| Abbildung 4-28: Unregelmäßiges Kornwachstum des 17CrNi6-6 PBF-LB/M; Peaktemperatur 850 °C, Erwärmrate 0,1 K/s, Bechet-Beaujard-Ätzung .....                                                                                                                                                                                                                          | 78 |
| Abbildung 4-29: Korngrößen PBF-LB/M (links) und konventionell (rechts) 17CrNi6-6 nach DIN EN ISO 643 [108] in Abhängigkeit von Erwärmrate und Maximaltemperatur; schraffierter Diagrammbereich entspricht nicht tolerierbarem Grobkorn .....                                                                                                                         | 79 |
| Abbildung 4-30: ZTU-Diagramme des 17CrNi6-6 PBF-LB/M ohne (oben) und mit (unten) Aufkohlung .....                                                                                                                                                                                                                                                                    | 81 |
| Abbildung 4-31: ZTU-Diagramme des konventionellen 17CrNi6-6 ohne (oben) und mit (unten) Aufkohlung; im Vergleich die Umwandlungslinien in rot des PBF-LB/M-Werkstoffs .....                                                                                                                                                                                          | 82 |
| Abbildung 4-32: Kornwachstum des konventionellen (a) und PBF-LB/M (b) 17CrNi6-6, nach Durchkohlung auf etwa 0,6 Ma.-% C und dilatometrischer Untersuchung (Erwärmen mit 2 K/s, 870 °C 10 min) Abkühlen $t_{8/5}$ -Zeit 33 s, Bechet-Beaujard-Ätzung .....                                                                                                            | 83 |
| Abbildung 4-33: a) Dilatometerkurven der martensitischen Umwandlung des konventionellen 17CrNi6-6 $t_{8/5}$ -Zeit 3 s, b) Carbide in martensitischer Matrix $t_{8/5}$ -Zeit 80 s am Beispiel des 17CrNi6-6 PBF-LB/M nach Aufkohlung .....                                                                                                                            | 84 |
| Abbildung 4-34: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 17CrNi6-6 nach dem Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken mit CHD 0,35 mm .....                                                                                                                                                                                  | 85 |
| Abbildung 4-35: Detailaufnahme Randbereich des 17CrNi6-6 nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken, CHD 0,3 mm, PBF-LB/M-stehend-rau, Nital-Ätzung .....                                                                                                                                                                                                              | 86 |
| Abbildung 4-36: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,3 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-rau (rechts), Nital-Ätzung .....                                                                                                                                             | 87 |
| Abbildung 4-37: Korngrößen im Randbereich nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,3 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-rau (b), Bechet-Beaujard-Ätzung .....                                                                                                                                                                 | 87 |



|                                                                                                                                                                                                                            |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Abbildung 4-38: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 17CrNi6-6 nach dem Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken mit CHD 1,0 mm.....                                          | 88 |
| Abbildung 4-39: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 1,0 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-glatt (rechts), Nital-Ätzung ..... | 90 |
| Abbildung 4-40: Korngrößen im Randbereich nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 1,0 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-glatt (b), Bechet-Beaujard-Ätzung .....                     | 90 |
| Abbildung 4-41: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 17CrNi6-6 nach dem Gasaufkohlen/Ölabschrecken mit CHD 0,5 mm.....                                                   | 91 |
| Abbildung 4-42: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,5 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-rau (rechts), Nital-Ätzung.....             | 92 |
| Abbildung 4-43: Korngrößen im Randbereich nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,5 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-rau (b), Bechet-Beaujard-Ätzung .....                                | 92 |
| Abbildung 4-44: Kohlenstoff- sowie Härtetiefenverläufe und Korngrößenverteilung in der Randschicht des 17CrNi6-6 nach dem Gasaufkohlen/Ölabschrecken mit CHD 0,8 mm.....                                                   | 94 |
| Abbildung 4-45: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (links) und PBF-LB/M-stehend-glatt (rechts), Nital-Ätzung .....          | 95 |
| Abbildung 4-46: Korngrößen im Randbereich nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,8 mm, Varianten konventionell (a) und PBF-LB/M-stehend-glatt (b), Bechet-Beaujard-Ätzung .....                              | 95 |

## C Tabellenverzeichnis

|                                                                                                                                |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung des 20MnCr5 nach DIN EN ISO 683-3 [16], alle Angaben in Ma.-% .....                     | 7  |
| Tabelle 2-2: Chemische Zusammensetzung des 17CrNi6-6 nach DIN EN ISO 683-3 [16], alle Angaben in Ma.-%.....                    | 8  |
| Tabelle 2-3: Wesentliche Unterschiede des Gas- und Niederdruckaufkohlens nach Gräfen et al. [22] .....                         | 15 |
| Tabelle 2-4: Studien zum PBF-LB/M-Prozess von verschiedenen Einsatzstählen .....                                               | 25 |
| Tabelle 2-5: Härte- und Festigkeitswerte der PBF-LB/M-Einsatzstähle im Vergleich .....                                         | 29 |
| Tabelle 3-1: Massenanteile der Legierungselemente des 20MnCr5 .....                                                            | 32 |
| Tabelle 3-2: Massenanteile der Legierungselemente des 17CrNi6-6.....                                                           | 32 |
| Tabelle 3-3: Einsatzhärteparameter .....                                                                                       | 36 |
| Tabelle 4-1: Mittelwerte der Rauheitsmessungen des 20MnCr5 vor dem Einsatzhärten .....                                         | 49 |
| Tabelle 4-2: Mittelwerte der Rauheitsmessungen des 17CrNi6-6 vor dem Einsatzhärten.....                                        | 76 |
| Tabelle 4-3: Wesentliche Unterschiede in den Einsatzhärteergebnissen zwischen PBF-LB/M und konventionellen Einsatzstählen..... | 98 |

## D Betreute studentische Arbeit im Rahmen des Projektes

David Kunze „Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf das Umwandlungsverhalten beim Abkühlen eines laserstrahlgeschmolzenen Stahls 20MnCr5“ Bachelorarbeit, Universität Rostock, WS 2020-21

## E Ergänzende Daten

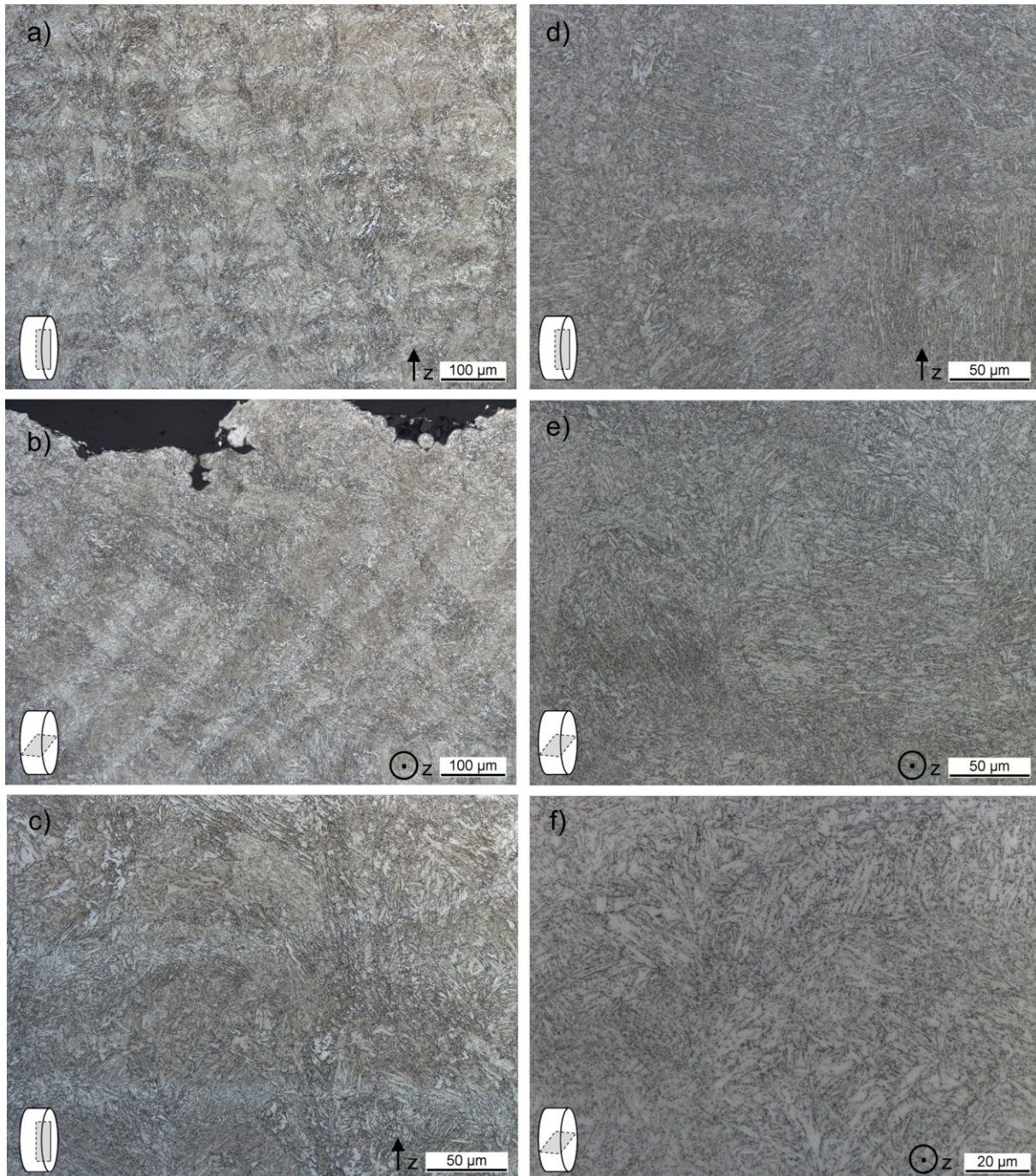


Abbildung E.1: PBF-LB/M-Gefüge stehend gebaut von 20MnCr5 (links) und 17CrNi6-6 (rechts) in zwei Schliffrichtungen, mit Kennzeichnung der Baurichtung z, Nital-Ätzung

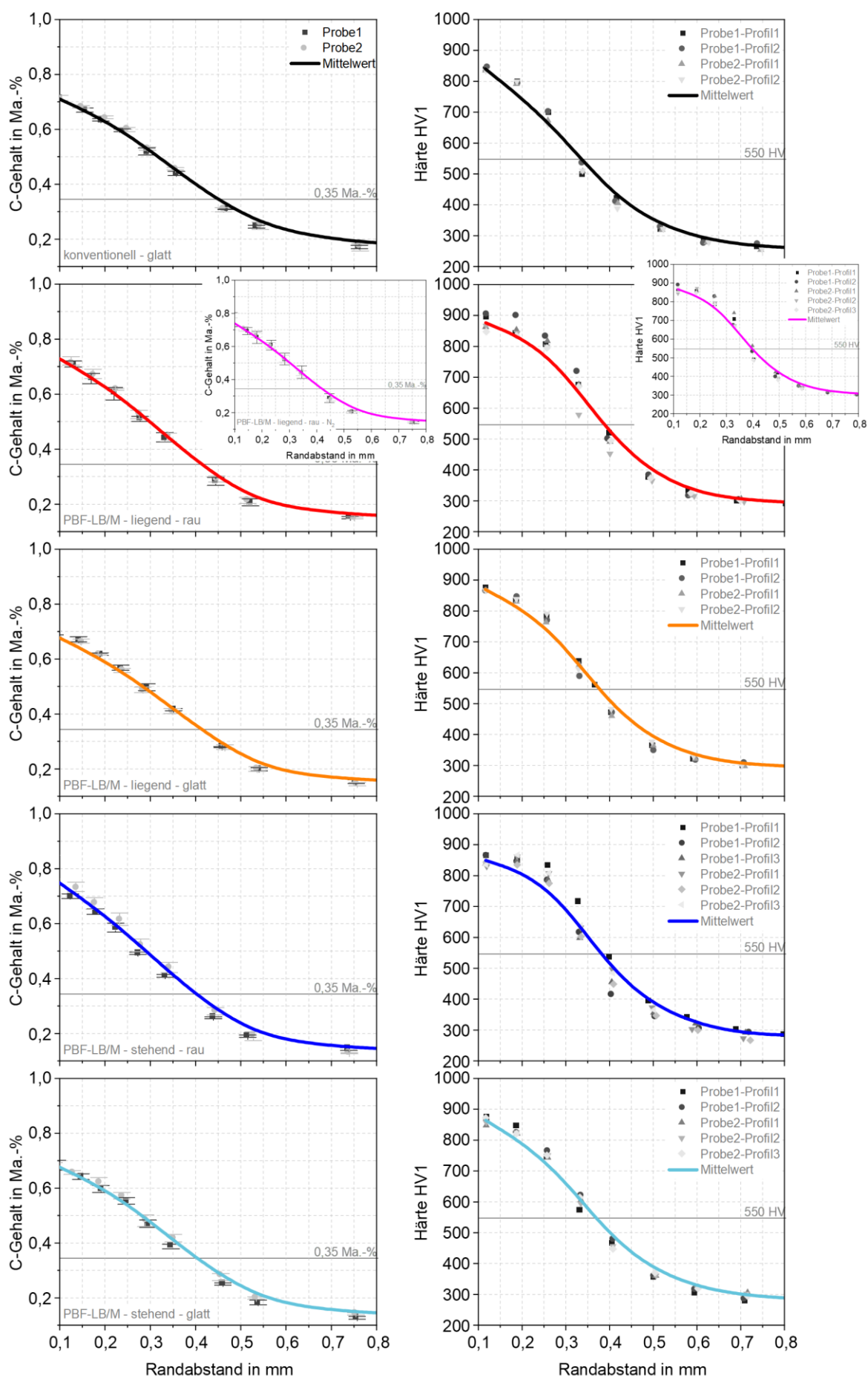


Abbildung E.2: C- (links) und Härte-Profile (rechts) des 20MnCr5 nach Niederdruckaufkohlung, CHD 0,35 mm



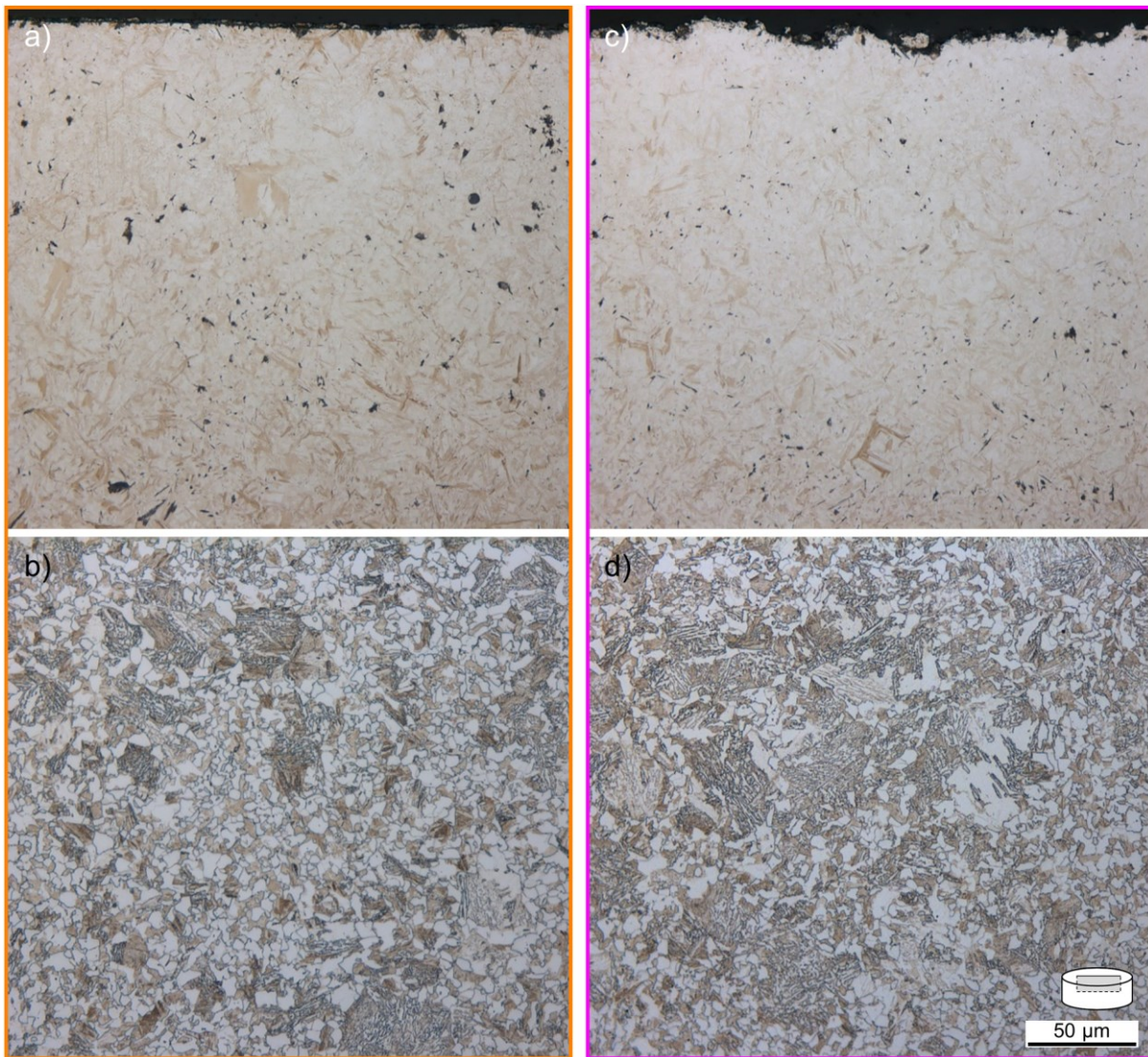


Abbildung E.3: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) des 20MnCr5 nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken, CHD 0,35 mm, Varianten PBF-LB/M-legend-glatt (links) und legend-rau-N<sub>2</sub> (rechts), Nital-Ätzung

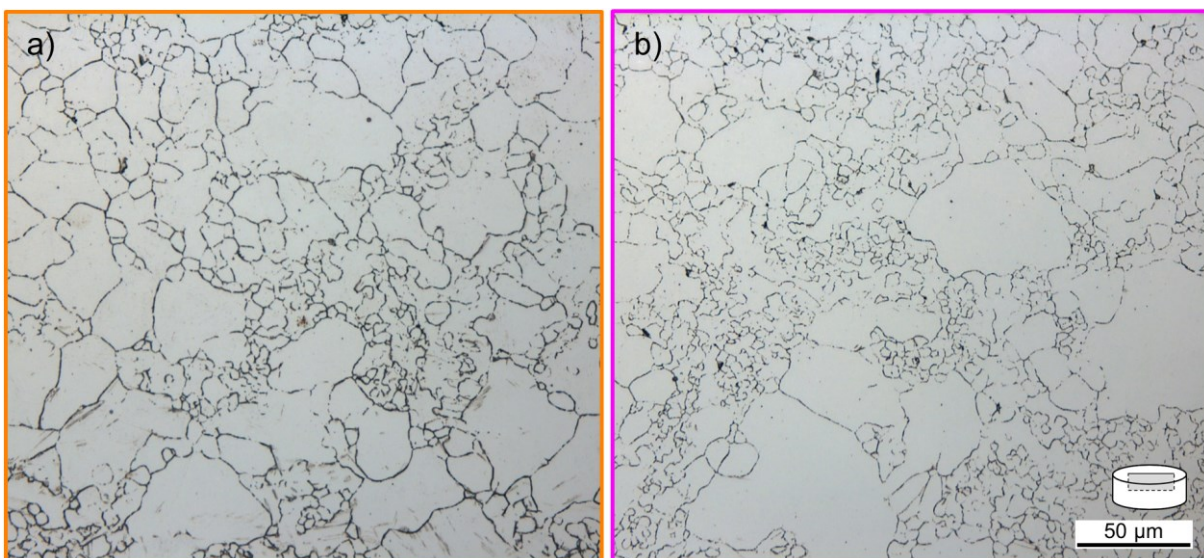


Abbildung E.4: Korngrößen im Randbereich des 20MnCr5 nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken, CHD 0,35 mm, Varianten PBF-LB/M-legend-glatt (a) und legend-rau-N<sub>2</sub> (b), Bechet-Beaujard-Ätzung

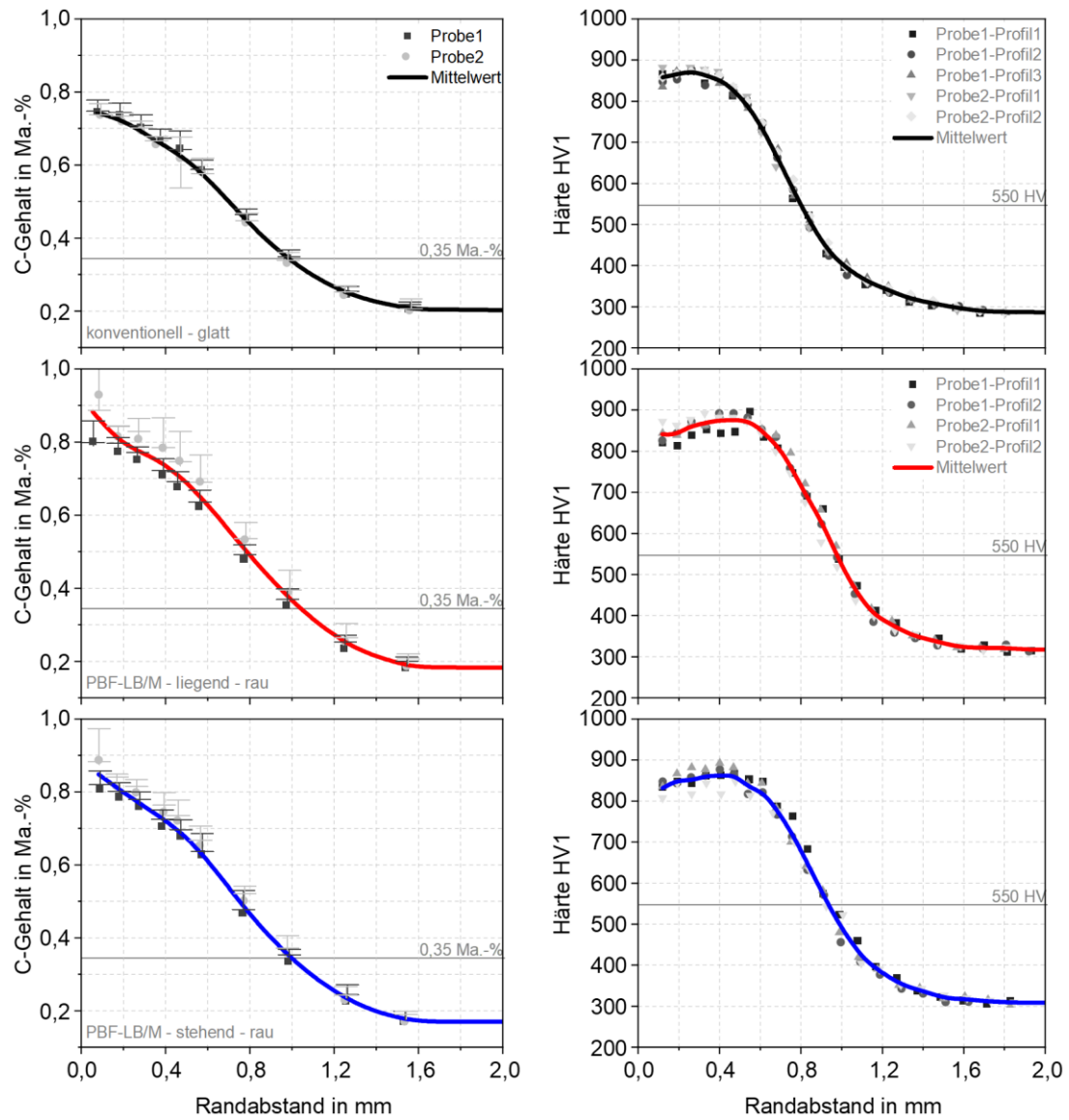


Abbildung E.5: C- (links) und Härte-Profile (rechts) des 20MnCr5 nach Niederdruckaufkohlung, CHD 0,8 mm



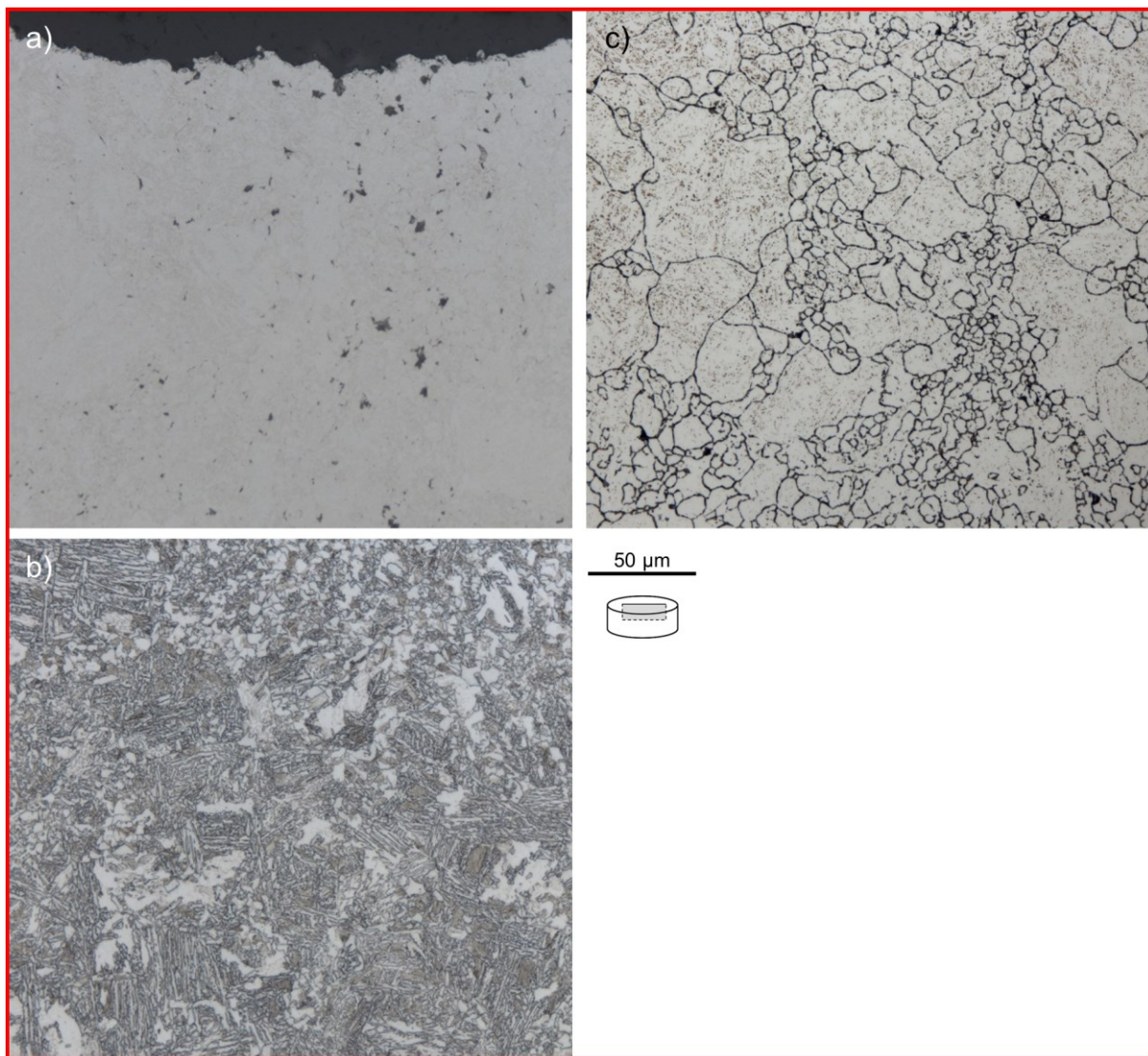


Abbildung E.6: Gefüge im Rand- (a) und Kernbereich (b), Nital-Ätzung, sowie Korngrößen im Randbereich (c), Bechet-Beaujard-Ätzung, nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,8 mm, Variante PBF-LB/M-legend-rau

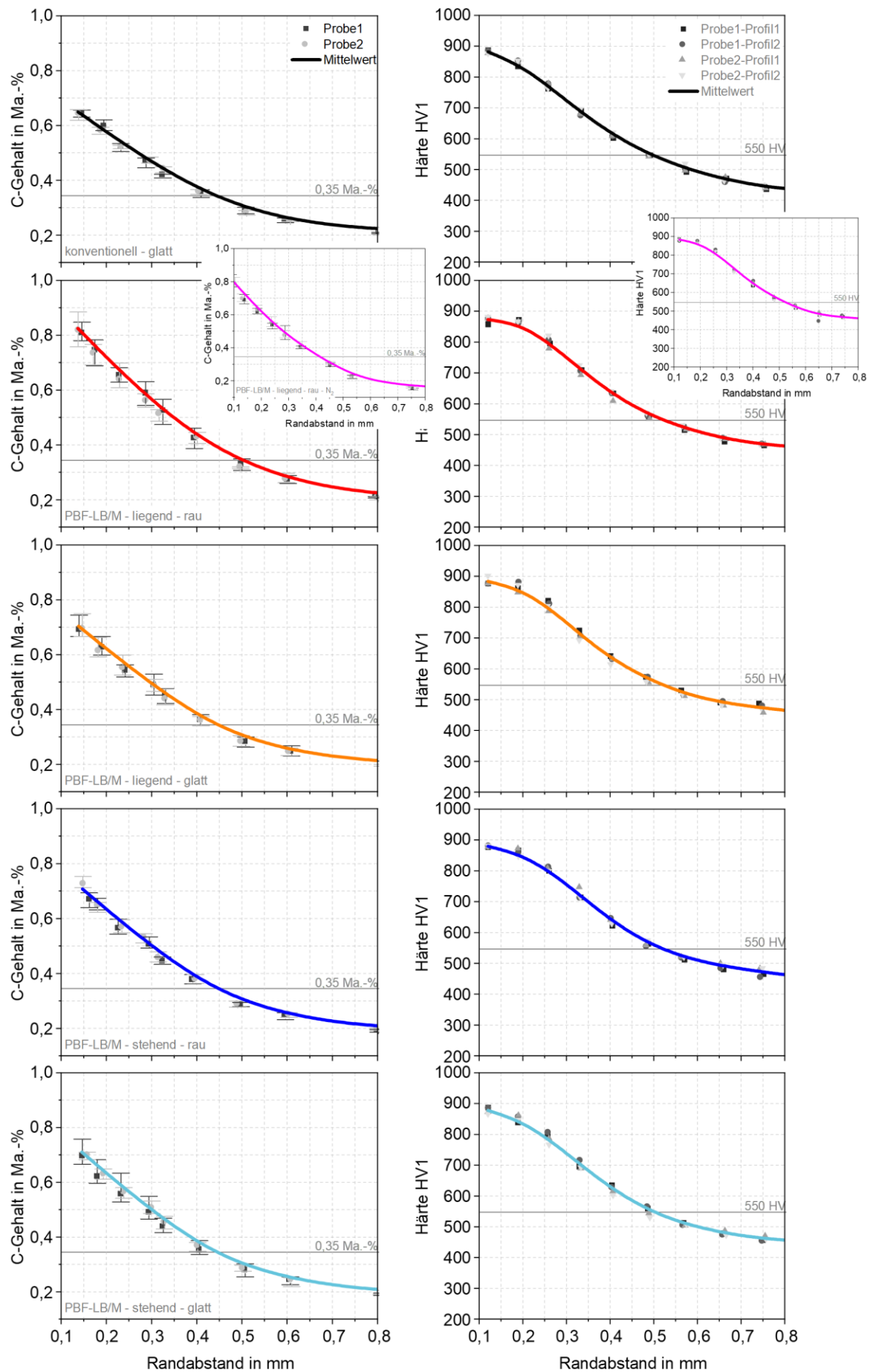


Abbildung E.7: C- (links) und Härte-Profile (rechts) des 20MnCr5 nach Gasaufkohlung, CHD 0,5 mm



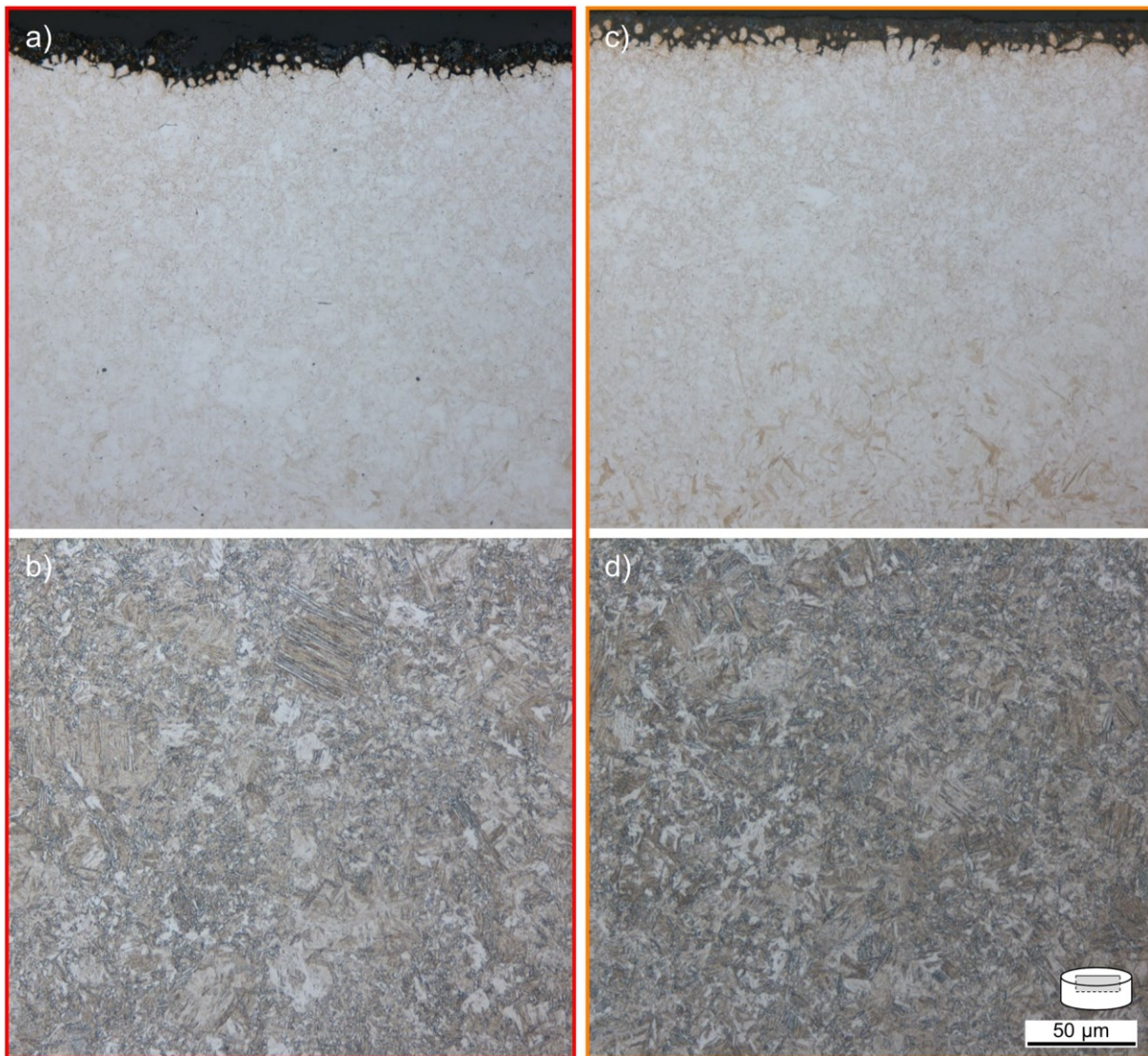


Abbildung E.8: Gefüge im Rand- (oben) und Kernbereich (unten) des 20MnCr5 nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken, CHD 0,5 mm, Varianten PBF-LB/M-liegend-rau (a, b) und liegend-glatt (c, d), Nital-Ätzung

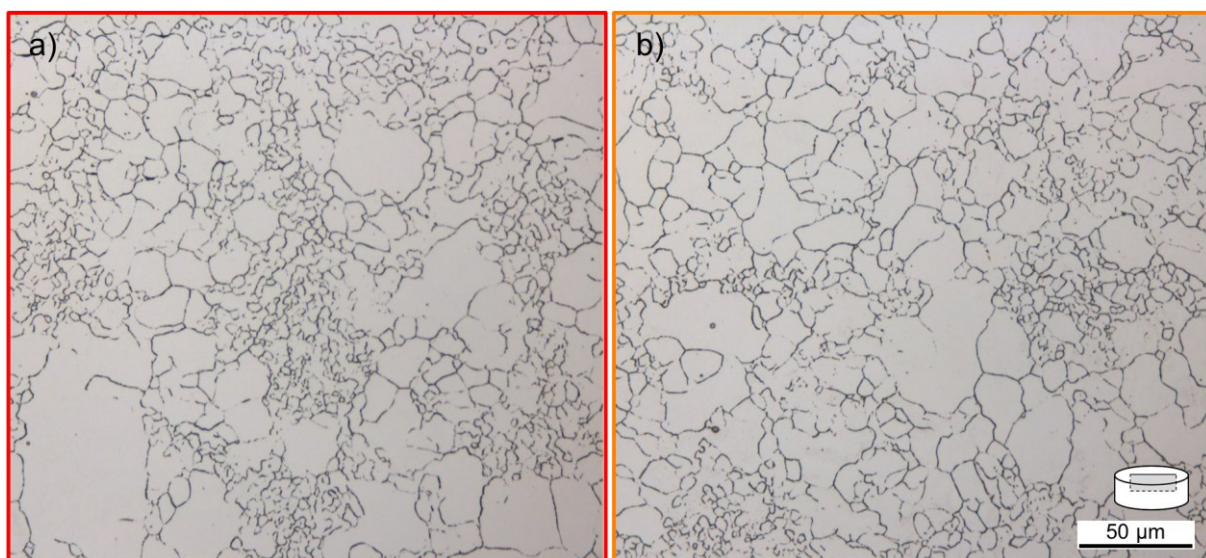


Abbildung E.9: Korngrößen im Randbereich des 20MnCr5 nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken, CHD 0,5 mm, Varianten PBF-LB/M-liegend-rau (a) und liegend-glatt (b), Bechet-Beaujard-Ätzung

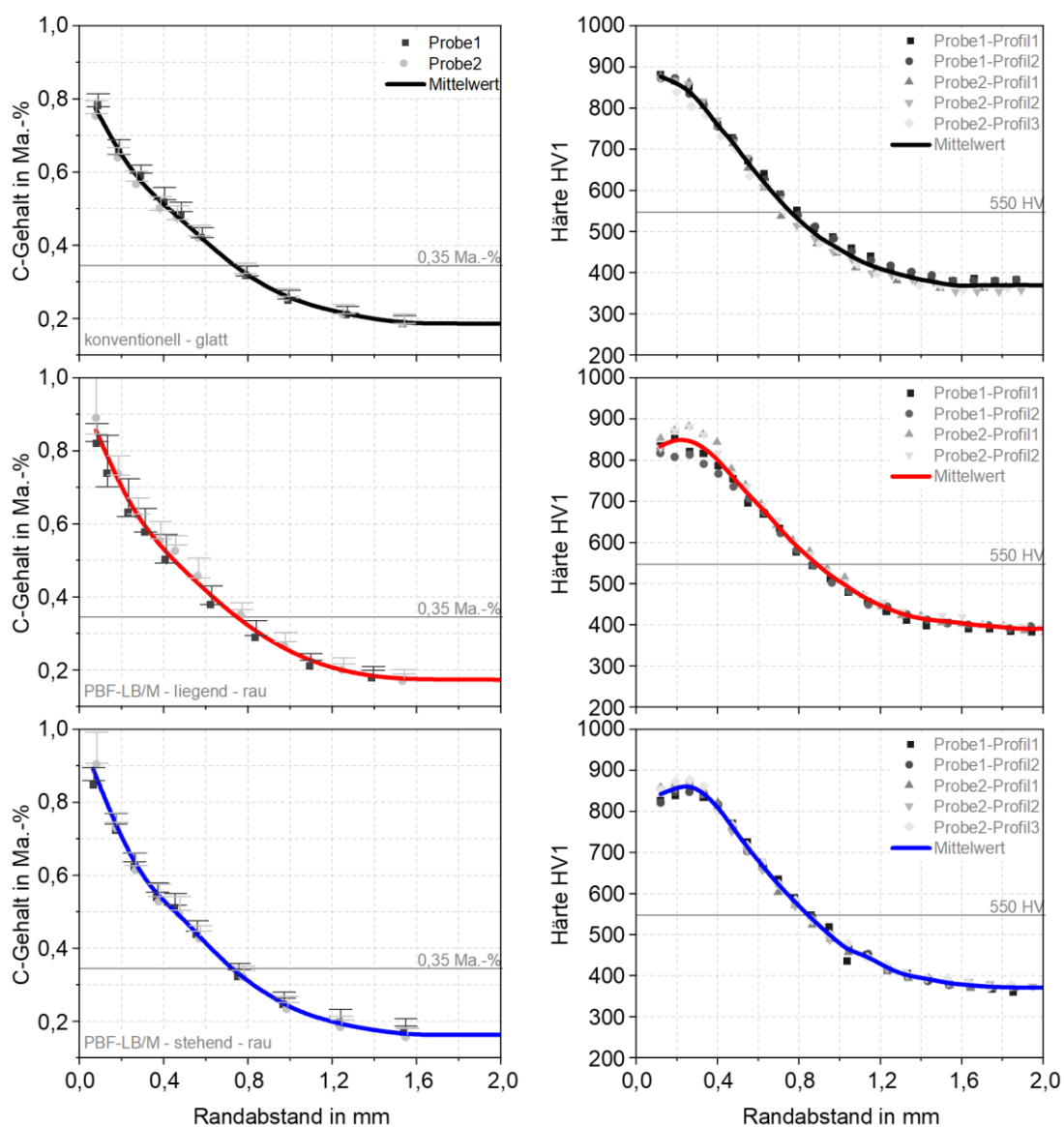


Abbildung E.10: C- (links) und Härte-Profile (rechts) des 20MnCr5 nach Gasaufkohlung, CHD 0,8 mm



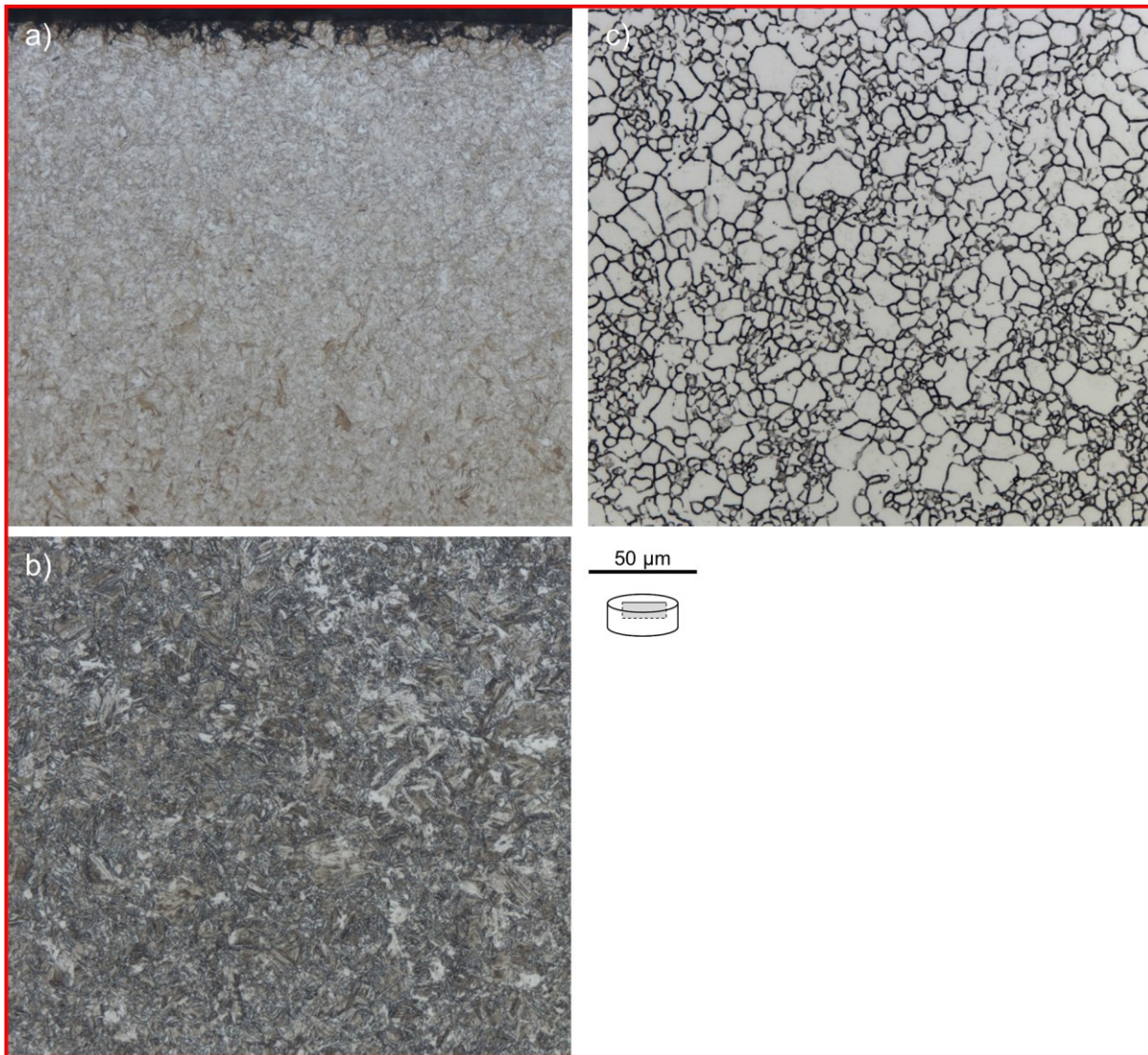


Abbildung E.11: Gefüge im Rand- (a) und Kernbereich (b), Nital-Ätzung, sowie Korngrößen im Randbereich (c), Bechet-Beaujard-Ätzung, nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 20MnCr5, CHD 0,8 mm, Variante PBF-LB/M-legend-rau



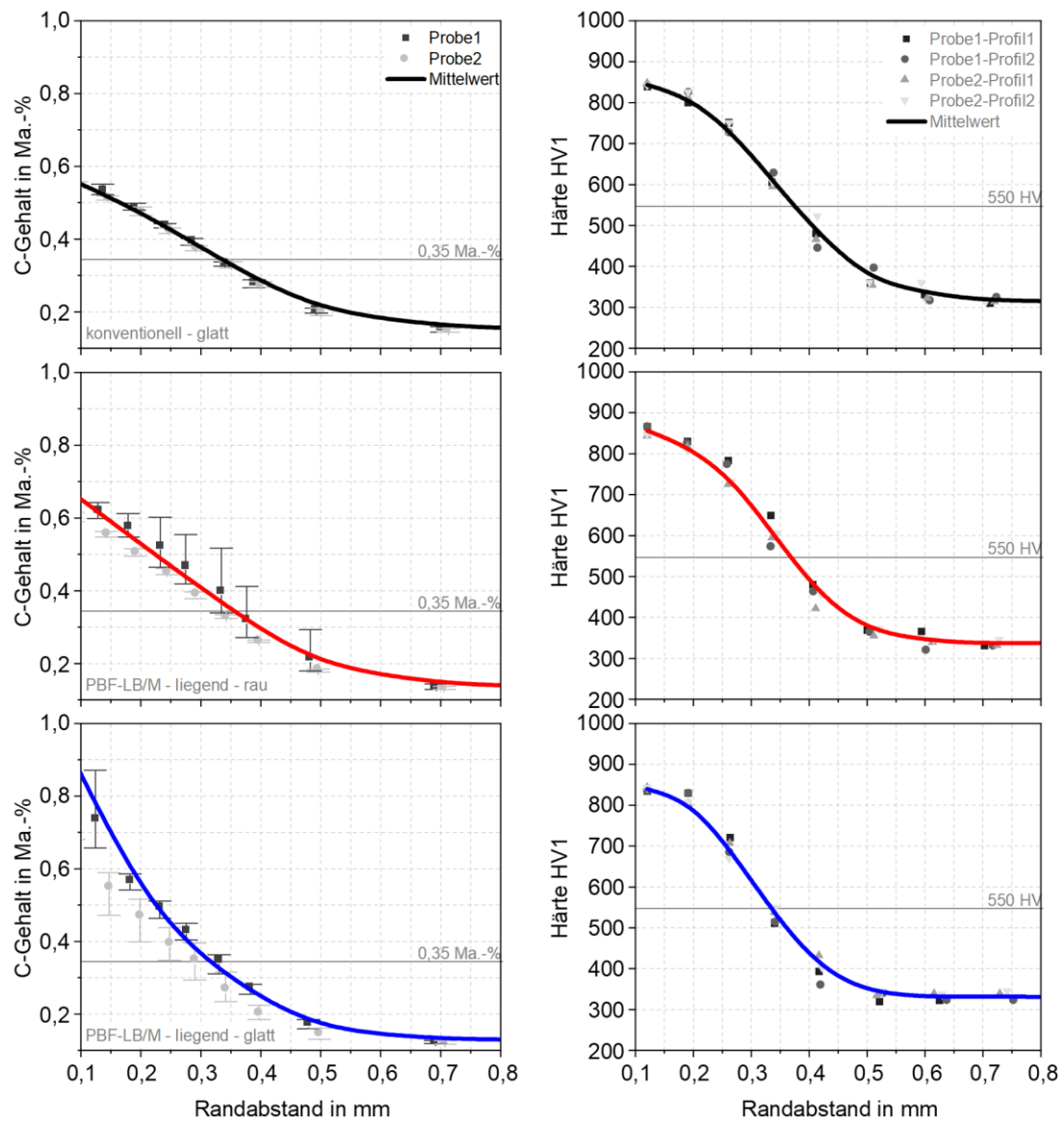


Abbildung E.12: C- (links) und Härte-Profile (rechts) des 17CrNi6-6 nach Niederdruckaufkohlung, CHD 0,35 mm

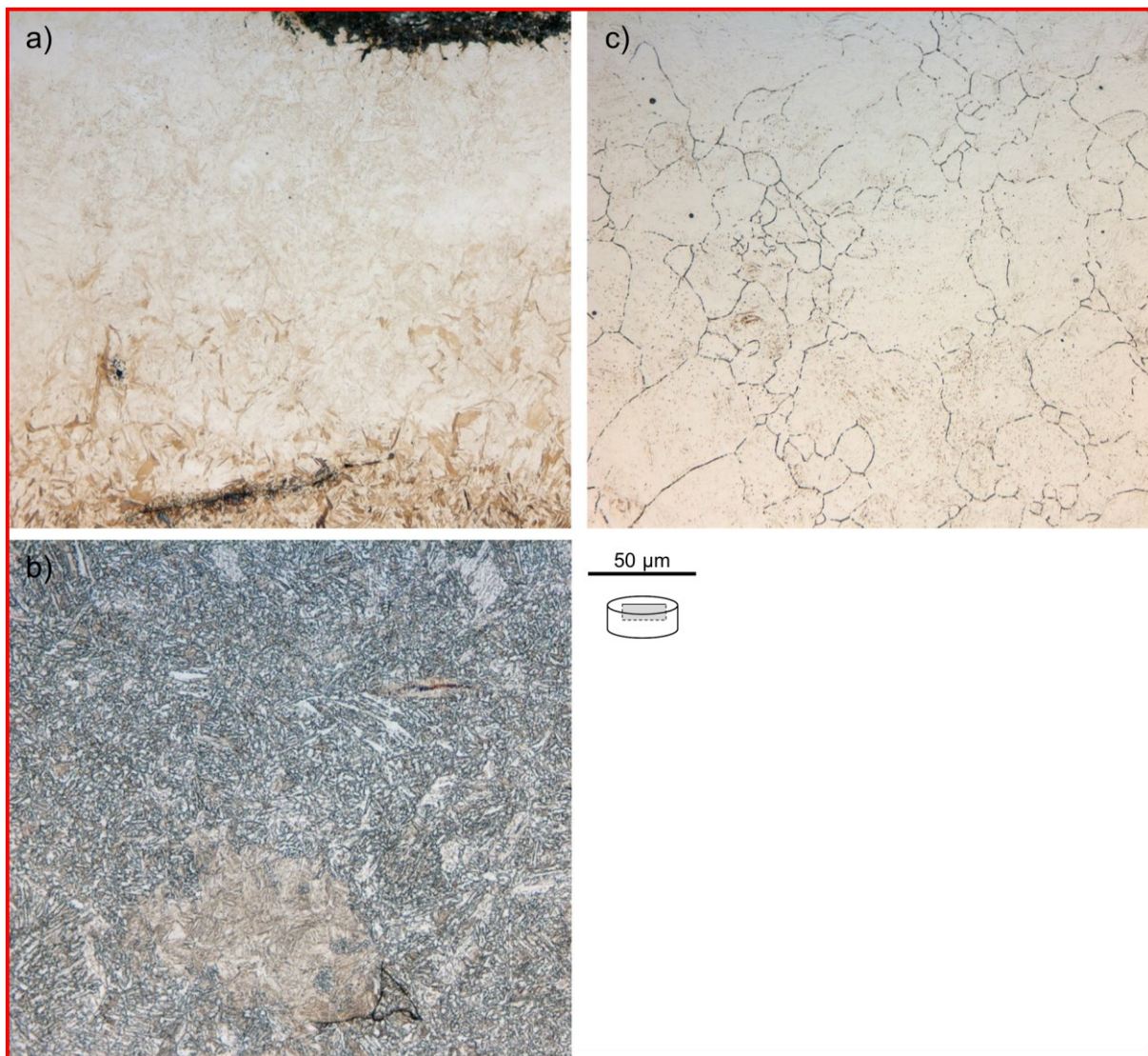


Abbildung E.13: Gefüge im Rand- (a) und Kernbereich (b), Nital-Ätzung, sowie Korngrößen im Randbereich (c), Bechet-Beaujard-Ätzung, nach Niederdruckaufkohlen/Gasabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,35 mm, Variante PBF-LB/M-liegend-rau

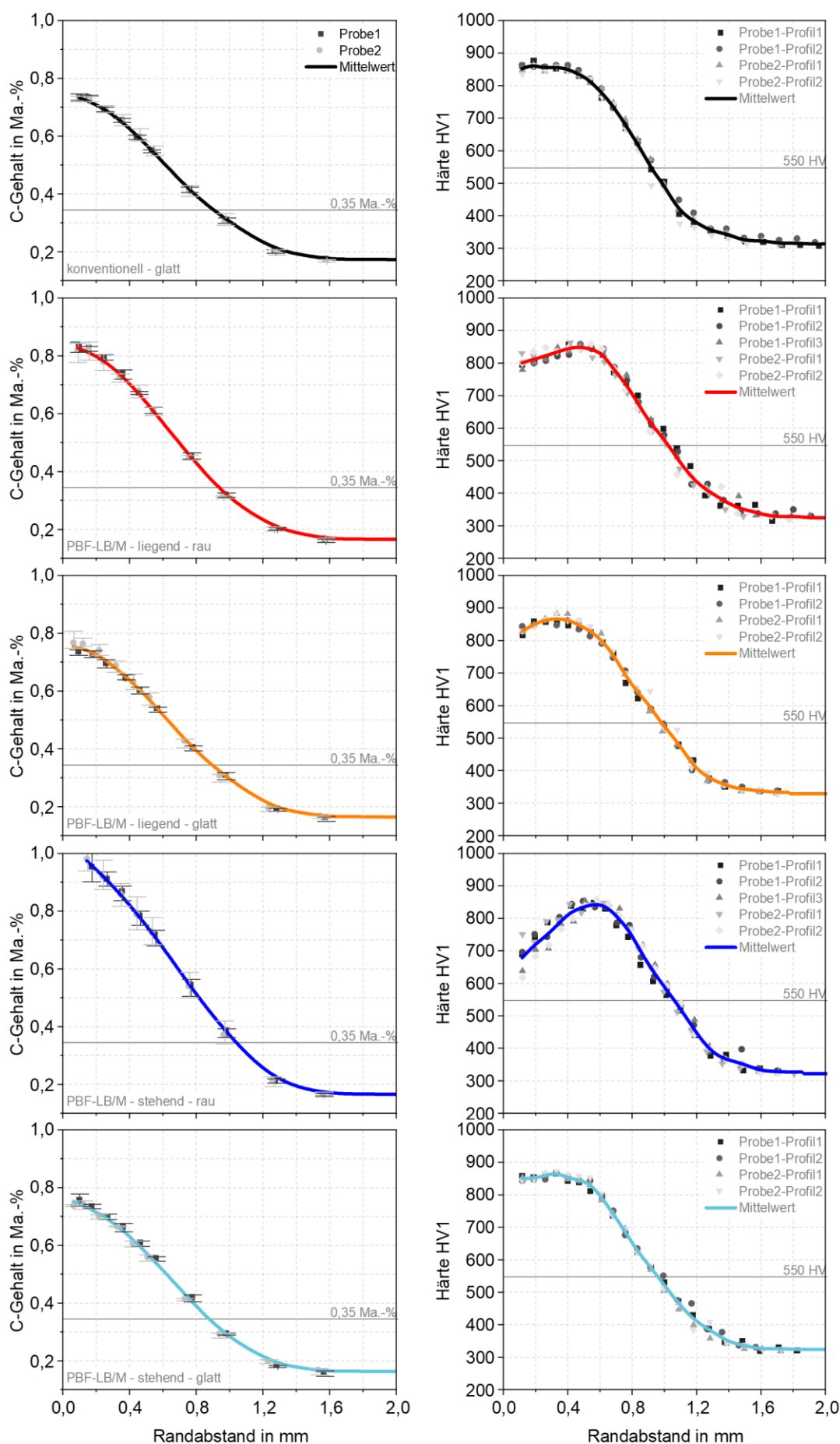


Abbildung E.14: C- (links) und Härte-Profile (rechts) des 17CrNi6-6 nach Niederdruckaufkohlung, CHD 1,0 mm



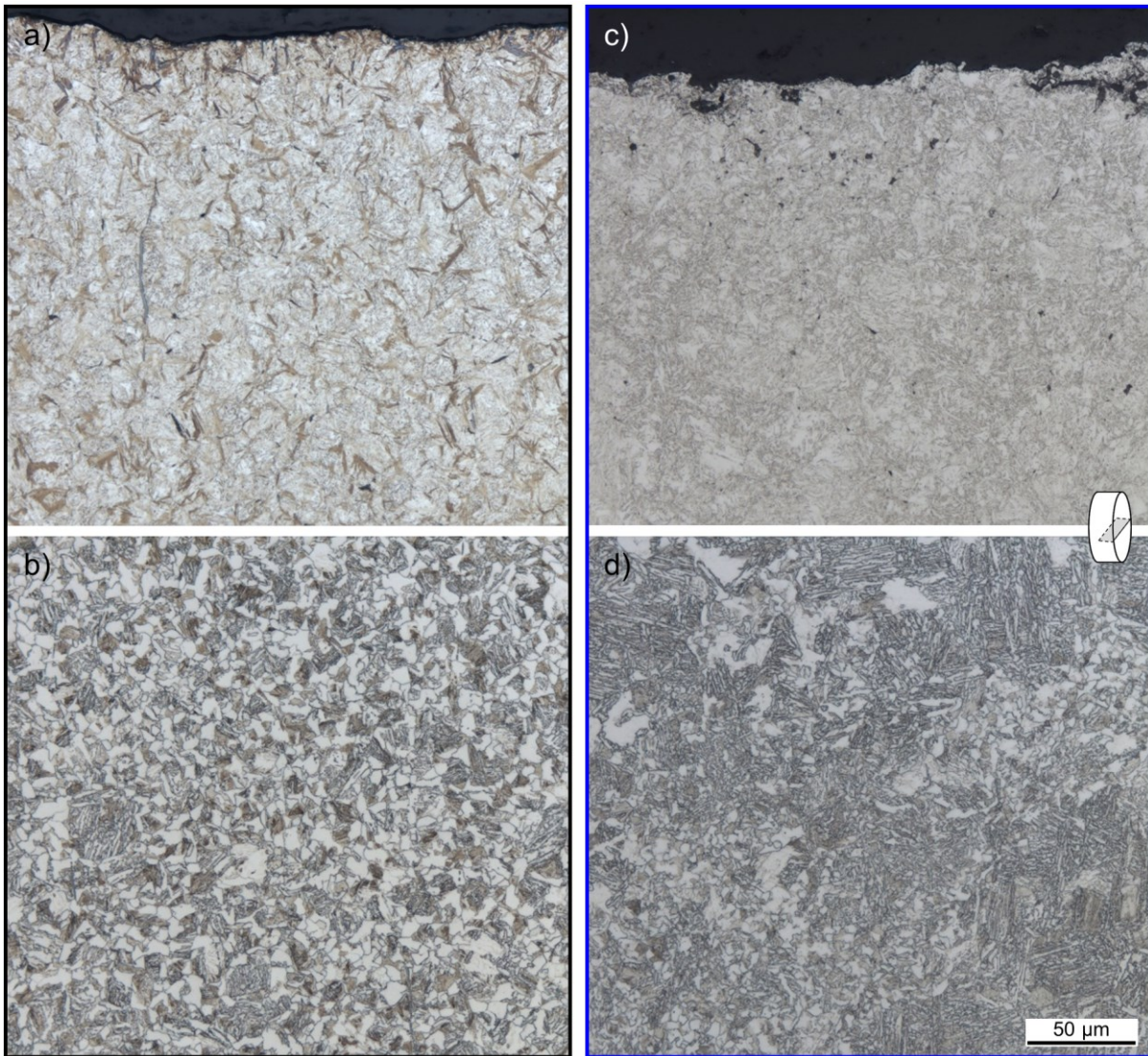


Abbildung E.15: Gefüge im Rand- (a) und Kernbereich (b), Nital-Ätzung, sowie Korngrößen im Randbereich (c), Bechet-Beaujard-Ätzung, nach Niederdruckkohlen/Gasabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 1,0 mm, Variante PBF-LB/M-stehend-rau

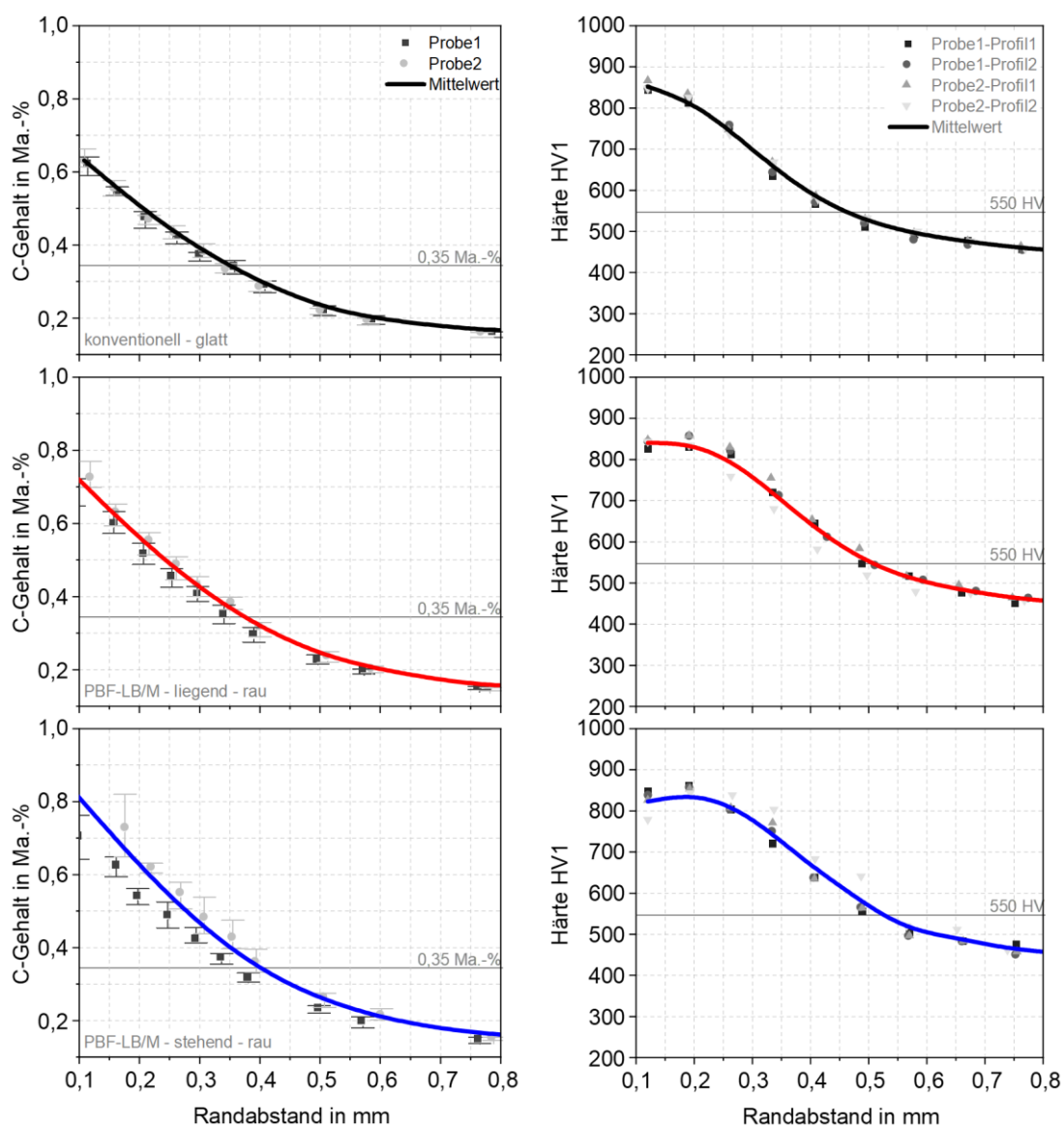


Abbildung E.16: C- (links) und Härte-Profile (rechts) des 17CrNi6-6 nach Gasaufkohlung, CHD 0,5 mm



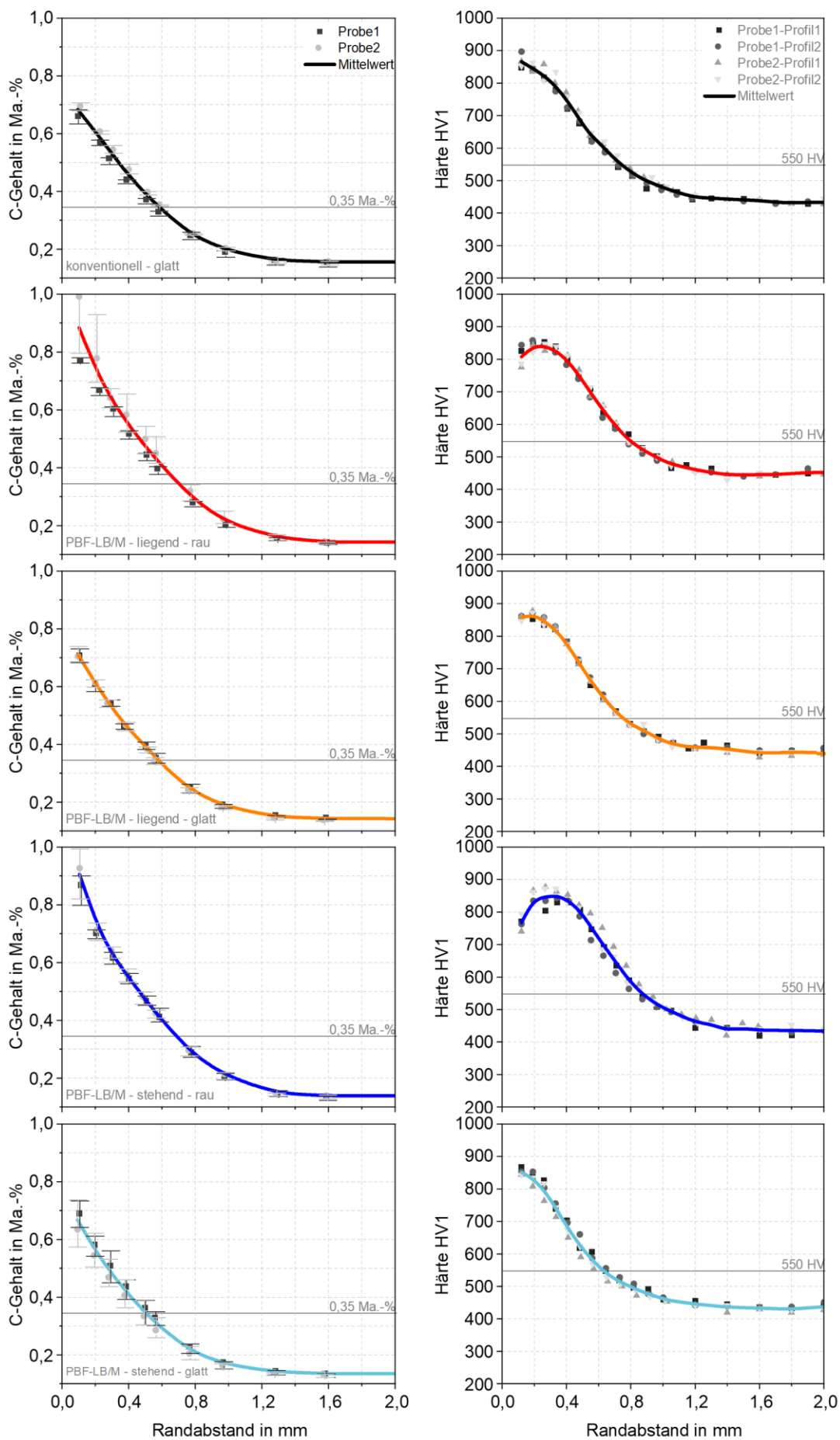


Abbildung E.17: C- (links) und Härte-Profile (rechts) des 17CrNi6-6 nach Gasaufkohlung, CHD 0,8 mm

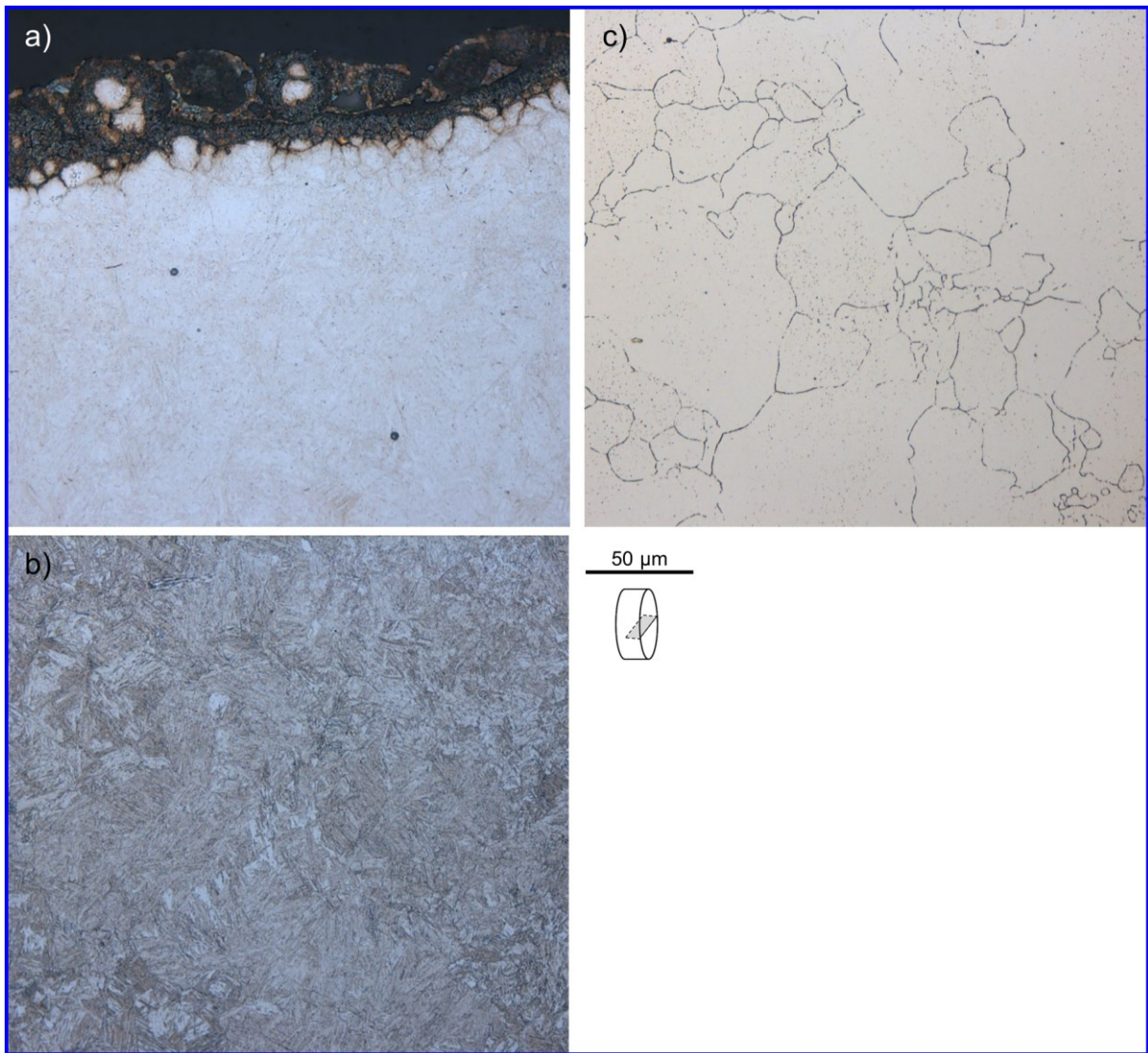


Abbildung E.18: Gefüge im Rand- (a) und Kernbereich (b), Nital-Ätzung, sowie Korngrößen im Randbereich (c), Bechet-Beaujard-Ätzung, nach Gasaufkohlen/Ölabschrecken des 17CrNi6-6, CHD 0,8 mm, Variante PBF-LB/M-stehend-rau



## Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin des Lehrstuhls für Werkstofftechnik der Universität Rostock. Der überwiegende Teil der Arbeit wurde im Rahmen des AiF-Projektes „Untersuchungen zum Einsatzhärten additiv gefertigter Stahlbauteile“ der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. (DVS) zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) angefertigt. Ich danke dem Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz für die finanzielle Förderung des Projektes.

Für das entgegengebrachte Vertrauen, die Möglichkeit mit dieser Themenstellung zu promovieren und für die ausnahmslos konstruktive Diskussionsbereitschaft möchte ich mich herzlich bei meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler, Leiter des Lehrstuhls für Werkstofftechnik, bedanken.

Ebenso möchte ich meinem Projektleiter Dr.-Ing. Michael Reich danken. Die gemeinsame Betreuung des Forschungsvorhabens brachte mir stets Freude. Auf dem Weg bis hier her (und vermutlich auch darüber hinaus) hat er allzeit ein offenes Ohr für meine Anliegen gehabt, mich fachlich maßgeblich begleitet und immerzu motiviert.

Bedanken möchte ich mich auch bei den Projektpartnern aus Forschung und Industrie für die produktive und zielführende Zusammenarbeit während der Projektlaufzeit - und sogar darüber hinaus. Da wären insbesondere Matthias Schmitt vom Fraunhofer IGCV, Augsburg, Mathias Gebauer vom Fraunhofer IWU, Dresden und René Stockburger von der Hanomag Lohnhärtereier in Gommern zu nennen, ohne die ich kein Material zum Beforschen gehabt hätte. Darüber hinaus gilt mein Dank allen Beteiligten des projektbegleitenden Ausschusses, die mit ihren vielseitigen Expertisen und kritischen Nachfragen zum Projekterfolg beigetragen haben.

Ich danke allen lieben Kolleginnen und Kollegen des Lehrstuhls für die sowohl persönliche als auch fachliche Unterstützung - sei es beim experimentellen Arbeiten im Labor, beim Austausch software-seitiger Feinheiten für die Datenauswertung sowie beim zuckerhaltigen Dialog zu vielseitigen Anlässen. An dieser Stelle möchte ich Carola Ladewig für unzählige hervorragende metallographische Aufnahmen, Torsten Danckwardt für die jeder Zeit exakt maßhaltig gefertigten Proben und Roman Krupiza für die ungezählten Schleifschritte an der Flachsleifmaschine meinen besonderen Dank aussprechen.

Von ganzem Herzen danke ich Freund\*innen und Familie für die Begleitung auf meinem Lebensweg und das Aushalten so mancher ungebremsster Redeflüsse sowie zu vieler Absagen für gemeinsame Zeit im Entstehungsprozess dieser Arbeit. Das immerwährende Vertrauen, die uneingeschränkte Liebe und die ausnahmslose Unterstützung meiner Eltern haben mich bis hierhergeführt. Ich danke euch.

