

Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering
Montanuniversität Leoben



MASTERARBEIT

OPTIMIERUNG DES HERSTELLPROZESSES VON GESCHMIEDETEN TURBINENSCHLEIBEN FÜR OPTIMALEN DIRECT-AGE-EFFEKT UNTER BERÜCKSICHTIGUNG VON ABNORMALEM KORNWACHSTUM

Christian Bucher

Studienrichtung Montanmaschinenbau

Leoben, November 2017

Eidesstattliche Erklärung

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

Leoben, 07. November 2017

Ort, Datum

Vorname Zuname

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit am Lehrstuhl für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben in Zusammenarbeit mit der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG in Kapfenberg.

Besonderer Dank gilt dabei Herrn Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Bruno Buchmayr, dem Leiter des Lehrstuhls, für die Betrauung mit dieser Arbeit und die Betreuung derselben.

Seitens des Projektpartners Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG bedanke ich mich stellvertretend bei Herrn Dr. Dipl. Ing. Martin Stockinger für das Zustandekommen des Forschungsprojektes, im Zuge dessen diese Arbeit entstand, sowie für das gute Arbeitsklima und die Unterstützung bei der Versuchsdurchführung. Besonderer Dank gilt auch Herrn Dipl. Ing. Aleksandar Stanojevic für die Unterstützung bei der Versuchsdurchführung und dem Verfassen der Arbeit.

Schließlich bedanke ich mich besonders bei allen mir nahe stehenden Menschen, insbesondere meiner Familie. Meinen Eltern und meiner Freundin möchte ich für die Unterstützung und die Korrekturarbeiten beim Verfassen dieser Arbeit danken.

Kurzfassung

Bauteile in der Flugzeugindustrie müssen höchsten Qualitätsansprüchen gerecht werden, allen voran rotierende Bauteile wie Turbinenscheiben. Um die sehr hohen Sicherheits- und Belastungsanforderungen erfüllen zu können, sind genaue Kenntnisse des Werkstoffverhaltens und der Fertigungsparameter notwendig.

Aufgrund der hohen thermischen und mechanischen Belastung von Turbinenscheiben wird zumeist der Nickelbasiswerkstoff Inconel 718 verwendet. Der Produktionsprozess muss so ausgelegt werden, dass die geforderten Spezifikationsgrenzen erreicht werden. Dies ist nur mit dem Direct-Age(DA)-Prozess möglich.

Um den DA-Effekt zur Gänze auszuschöpfen, ist nur ein sehr enges Fertigungsfenster zulässig. Daher ist eines der Ziele dieser Masterarbeit die Auswertung zahlreicher geschmiedeter Scheiben bei Böhler Schmiedetechnik hinsichtlich eines optimalen DA-Effektes. Im Zuge dessen wurden reale Produktionsparameter in einer FE-Simulation nachgebildet und die Festigkeitswerte unter Zuhilfenahme einer bestehenden Simulationskette (DEFORM 2D und MATCALC) berechnet. Aufgrund der Datenaufzeichnung von Serienschmiedungen stand ein großer Datensatz für die Auswertung zur Verfügung. Das Ergebnis dieser Auswertung ermöglicht eine bessere statistische Aussagekraft des etablierten Modells zur Beschreibung des DA-Effektes.

Um die Sensibilität der Festigkeit bei einer Abwandlung der Prozessparameter zu untersuchen wurde darüber hinaus eine Parameterstudie durchgeführt. Damit konnten die optimalen Prozessparameter für höchste Festigkeiten einer Serienscheibe ermittelt werden. Zur Validierung wird bei Böhler Schmiedetechnik eine Versuchsschmiedung durchgeführt.

Fertigungsparameter, die zu höchsten Festigkeiten führen, können gleichzeitig zu unerwünschten Grobkornbereichen im Bauteil führen. Da diese Grobkornbereiche potentielle Schwachstellen des Bauteils bilden, muss das bestehende Modell um diesen Aspekt erweitert werden. Aus diesem Grund wurde im Zuge dieser Arbeit das Schmiedefenster dahingehend optimiert, Grobkornbereiche zu vermeiden und gleichzeitig höchste Festigkeit zu erhalten. Die Verifikation erfolgt über Laserultraschallmessungen in Verbindung mit metallographischen Gefügeuntersuchungen.

Die Modellvorschläge werden nach der Validierung in der Prozessauslegung bei Böhler Schmiedetechnik implementiert. Somit ist es möglich, den Fertigungsprozess noch realitätsgetreuer abzubilden und die Prozesssicherheit zu erhöhen.

Abstract

Safety critical parts in aerospace industry like rotating turbine discs have high demands on quality and reliability. In order to fulfill these high strength and safety requirements the exact behavior of the material during production has to be determined.

The necessary strength of the nickel based alloy 718 can only be reached with the incorporation of the Direct-Age(DA)-process. The DA-effect is obtained within a small production range which is aimed to be optimized as part of this master thesis. Therefore the existing DA-model has to be verified and extended with additional analysis of serial discs.

In order to consider manufacturing fluctuations in production the exact process parameters were implemented into a simulation chain. This simulation chain consisting of DEFORM and MATCALC was used to simulate the production process and calculate the resulting strength of the forged part. This simulated strength was compared with the strength of the tested samples.

Furthermore a parameter study was done, in order to determine the sensibility of the simulation chain regarding fluctuation of process parameters. An optimized process parameter set for highest strength could be determined within this study. This process parameter set has to be verified by further forgings at Böhler Schmiedetechnik.

High strengths due to the DA-effect are achieved in a process window where abnormal grain growth during solution annealing can occur. This process range would lead to a decreased strength of the forged part. Hence, the actual model has to be adopted to avoid abnormal grain growth. The optimized process window should exhibit highest strengths whereas the risk of abnormal grain growth should be minimized.

For the validation of the range for abnormal grain growth laser-ultrasonic measurements and metallographic analysis were carried out within this master thesis. The optimized processing route for a realistic portrayal will be implemented at Böhler Schmiedetechnik after validation.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung und Aufgabenstellung	1
2. Stand der Technik.....	3
2.1 Herstellungsprozess	3
2.1.1 Vorbehandlung und Abguss der Schmelze	3
2.1.2 Wärmebehandlung und Vorformen	4
2.1.3 Schmiedeprozess und Wärmebehandlung	5
2.2 Gefügeaufbau einer Nickelbasislegierung	7
2.2.1 γ -Mischkristall.....	7
2.2.2 γ' -Phase	8
2.2.3 γ'' -Phase	9
2.2.4 δ -Phase	9
2.2.5 Karbide, Karbonitride und Boride	10
2.2.6 Einfluss der Wärmebehandlung	10
2.3 Festigkeitssteigernde Mechanismen.....	12
2.3.1 Korngrenzenverfestigung	12
2.3.2 Ausscheidungsverfestigung	13
2.3.3 Mischkristallverfestigung	15
2.3.4 Kaltverfestigung und Grundfestigkeit von Nickel	15
2.3.5 Direct Age Effekt.....	15
2.4 Grobkornbereiche.....	18
2.4.1 Entstehung von Grobkornbereichen.....	19
2.4.2 Detektion von Grobkornbereichen mittels Laserultraschall-Messung	22
2.5 Rekristallisationsvorgänge.....	24
2.5.1 Dynamische Rekristallisation	25
2.5.2 Metadynamische Rekristallisation	27
2.5.3 Statische Rekristallisation	27
3. Versuchsdurchführung	29
3.1 Gefügeuntersuchung	29
3.2 DA-Effekt.....	32
3.2.1 Simulationskette	33
3.2.2 Prozessparameter.....	34
3.2.3 Ergebnisauswertung	35
3.3 Parameterstudie	39
4. Ergebnisse	40
4.1 Ergebnisse der Untersuchung auf Grobkornbereiche	40
4.2 Ergebnisse der DA-Simulationen.....	44

4.3	Ergebnisse der Parametersimulationen	51
4.3.1	Haltezeitenvariation	51
4.3.2	Gesenkabstandsvariation.....	59
4.3.3	Optimale Prozessvariation	64
4.4	Abhängigkeit von DA-Schwankung und Grobkornwachstum von der Wärmebehandlung	66
5.	Zusammenfassung und Ausblick	69
	Abbildungsverzeichnis.....	70
	Tabellenverzeichnis.....	73
6.	Literaturverzeichnis.....	74

1. Einleitung und Aufgabenstellung

Turbinenscheiben für die Luftfahrtindustrie sind hochbelastete Bauteile und unterliegen höchsten Anforderungen in Hinsicht auf Qualität und Zuverlässigkeit. Durch die hohe thermische Belastung kommen Nickelbasiswerkstoffe wie Inconel 718 zum Einsatz. Um die hohen Festigkeiten bei gleichzeitig hoher thermischer Belastung zu erreichen, werden Turbinenscheiben bei der Böhler Schmiedetechnik GmbH & Co KG, kurz BSTG, mit dem Direct-Age(DA)-Verfahren hergestellt. In diesem Verfahren wird beim letzten Schmiedeschritt, dem sogenannten DA-Schlag eine geringe Umformung eingebracht. In Kombination mit einer abschließenden DA-Wärmebehandlung lassen sich dabei höhere Festigkeiten im Vergleich zur Herstellung mit Lösungsgeglühten Gefüge erzielen.

Der festigkeitssteigernde DA-Effekt ist dabei an ein sehr enges Produktionsfenster gebunden. Im Zuge dieser Arbeit sollen die Effekte für einen voll ausgeprägten DA-Effekt untersucht und ein statistisches Vorhersagemodell verifiziert und adaptiert werden. Die dazu notwendigen Untersuchungen und Berechnungen werden für geschmiedete Serienscheiben der Böhler Schmiedetechnik vorgenommen. Um die realen Produktionsparameter und deren Einflüsse auf die Umformung korrekt abzubilden, wird eine Simulationskette mit zwei Berechnungsprogrammen durchgeführt. Die Umformsimulation wird mit der FEM-Software DEFORM durchgeführt und die daraus erhaltenen Daten mit einer Software für die Ausscheidungskinematik (MATCALC) weiterverarbeitet. Der berechnete Festigkeitswert aus der Simulation für die reale Prozessroute wird mit Werten aus Zugversuchen der Scheiben gegenübergestellt und der DA-Effekt aus der Differenz der Dehngrenzen ermittelt werden. Die Ergebnisse der Untersuchung werden in ein statistisches Modell implementiert um den DA-Effekt bei der Auslegung von Turbinenscheiben zu berücksichtigen.

Im Unterschied zur DA-Wärmebehandlung kommt es bei konventioneller Wärmebehandlung durch Lösungsglühen bei der Auslegung von Scheiben mit geringer letzter Umformung zu Grobkornbereichen im Gefüge. Diese Grobkornbereiche wirken sich negativ auf die Bauteileigenschaft aus und müssen daher für Turbinenscheiben mit Lösungsglühen vermieden werden. Um die Entstehungsmechanismen dieser Grobkornbereiche besser zu verstehen, werden Scheiben mit unterschiedlichen Prozessparametern gefertigt und auf mögliche Grobkornbereiche untersucht. Neben einer zerstörungsfreien Prüfung werden die Proben auch metallographisch analysiert.

Obwohl es bei der DA-Wärmebehandlung zu keiner Grobkornbildung kommt, soll ein möglicher Einfluss der Mechanismen für Grobkornbildung beim Lösungsglühen auf den DA-Effekt untersucht werden. Schwankungen im DA-Effekt können dadurch besser erklärt und die Prozessfenster hinsichtlich eines konstanten DA-Effektes besser abgegrenzt werden.

Um die Möglichkeiten der Prozessauslegung hinsichtlich optimaler Bauteileigenschaften zu verbessern, sind darüber hinaus auch Kenntnisse über den Einfluss der Prozessparameter notwendig. Im Zuge dieser Arbeit wird daher eine Parameterstudie mit den Einflussgrößen der Fertigung auf die Bauteilfestigkeit durchgeführt. Die Ergebnisse über Einflüsse einzelner Prozessgrößen werden für die weitere Auslegung von Turbinenscheiben bei Böhler Schmiedetechnik angewendet. Darüber hinaus erfolgt die Auslegung einer festigkeitsoptimierten Prozessroute anhand einer stufenweisen Prozessparametervariation. Die Validierung dieser Ergebnisse wird im Zuge einer Versuchsschmiedung bei Böhler Schmiedetechnik durchgeführt.

2. Stand der Technik

2.1 Herstellungsprozess

Das folgende Kapitel gibt einen Überblick über die Prozesskette für die Herstellung von Turbinenscheiben aus Nickelbasislegierungen. Für einen realitätsgetreuen Simulationsaufbau sind alle Einflussgrößen zu berücksichtigen, weshalb das Bauteil von der Schmelze beginnend bis zur Wärmebehandlung nach der Umformung abgebildet wird.

2.1.1 Vorbehandlung und Abguss der Schmelze

Am Beginn der Herstellungsrouten steht das Einschmelzen von technisch reinem Nickel mit den erforderlichen Legierungselementen in einer VIM (Vacuum-Induction-Melt) Anlage. Dem Prozess können außerdem noch Rücklaufmaterial aus vorherigen Abgüssen und Schrott beigemischt werden. Während des VIM-Schmelzens wird die chemische Zusammensetzung des Materials am stärksten verändert und eingestellt. Durch das Einschmelzen im Vakuum bei sehr hohen Temperaturen können neben Gasen auch metallische Verunreinigungen abgeschieden werden. Somit können Sauerstoffgehalte kleiner 0,002 Prozent erreicht und Elemente wie Cu, Se und Pb entfernt werden. [8; 30; 31]

Nach dem Abgießen in Kokillen kann das Vormaterial aufgrund von Unterschieden in der Korngröße und Seigerungen nicht direkt weiterverwendet werden und muss über weitere Prozessschritte homogenisiert und verfeinert werden. Aus diesem Grund werden Nickelbasis-Legierungen meist im Dreifachschmelzverfahren mit anschließender Homogenisierung, wie in Abbildung 1 dargestellt, hergestellt. Als weitere Schmelzaggregate stehen dabei das VAR (Vacuum-Arc-Remelting) und ESR (Electro-Slag-Remelting) zur Verfügung, wobei Kombinationen aus VIM-ESR-VAR-Verfahren oder VIM-VAR-VAR-Verfahren möglich sind. [8; 31]

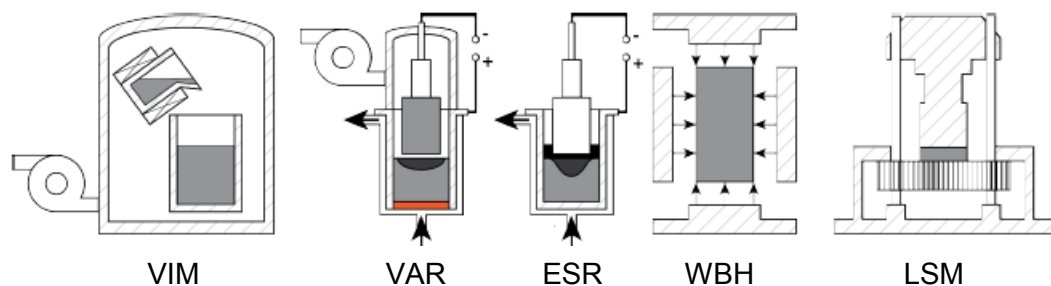


Abbildung 1: Prozesskette der Vormaterialherstellung [8]

Das Elektroschlackeumschmelzen (ESR) läuft im Gegensatz zum VIM- und VAR-Verfahren nicht unter Vakuum ab, weshalb das Schmelzbad von einer dichten Schlackeschicht bedeckt ist. Zum Aufschmelzen des Vormaterials wird ein Lichtbogen mit Stromstärken von bis zu 30kA zwischen einer Elektrode und dem Schmelzbad erzeugt. Die Wärmeeinbringung des Lichtbogens führt zum Aufschmelzen der Legierung und durch Zugabe von Schlackenbildnern wie CaF_2 , Al_2O_3 oder CaO werden Verunreinigungen und unerwünschte Elemente aus dem Schmelzbad in die Schlacke überführt. Aufgrund der Schlackenschicht ist bei diesem Verfahren eine höhere Spannung im Vergleich zum VAR-Verfahren notwendig. Durch das Abscheiden von unerwünschten Legierungselementen in der Schlackeschicht, können mit dem Elektroschlackeumschmelzen die höchsten Reinigungsgrade erzielt werden. Durch die langsame Abkühlrate entstehen jedoch erneute Seigerungen im Gussblock. [31; 8] Im abschließenden Vakuumlichtbogenofen wird die zuvor abgegossene Legierung direkt als abschmelzende Elektrode zur Erzeugung eines Lichtbogens verwendet. Unter Stromstärken von bis zu 30 kA, bei deutlich niedrigeren Spannungen als im ESR Verfahren, schmilzt die Nickelbasiselektrode dabei auf. Das aufgeschmolzene Material tropft in einen wassergekühlten Schmelztiegel und erstarrt darin mit einer kontrollierten Abkühlgeschwindigkeit. Aufgrund der kontrollierten Abkühlung lässt sich ein gleichmäßiges und feines Gefüge einstellen, welches noch von vereinzelt Poren und Seigerungen geprägt ist. [8; 31]

2.1.2 Wärmebehandlung und Vorformen

Trotz Dreifachschmelzen kann es im Vormaterial zu Seigerungslinien, ungleichmäßigen Korngrößenverteilungen und unerwünschten Ausscheidungsphasen kommen. Um das Gefüge für den Schmiedeprozess korrekt einzustellen, wird es daher im Anschluss an das Abgießen bei 1100°C für mehrere Stunden lösungsgeglüht. Während dieser Wärmebehandlung kommt es zum Abbau von Seigerungen, Auflösen unerwünschter Phasen und einer Homogenisierung des Gefüges. [15; 8]

Nach dem Lösungsglühen wird das Vormaterial auf einer hydraulischen Presse gestaucht und in mehreren Schmiedeschritten von einem Viereck zu einem 16-Eck gestreckt. Das annähernd Runde Material wird danach auf einer radialen Langschmiedemaschine weiterverarbeitet. Der auf Schmiedetemperatur erhitzte Block wird dabei von vier radial angeordneten Sätteln verformt und nach jedem Schlag durch einen Manipulator rotatorisch und translatorisch weiterbewegt. In Abbildung 2 sind das Vormaterial und die eingreifenden Flachsättel dargestellt. Durch die Rotationsbewegung entsteht ein rundes Vormaterial mit definiertem Durchmesser, welches für die nachfolgenden Schmiedeprozesse mit dem benötigten Stöckelgewicht abgelängt wird.

Neben dem Schmieden auf Vormaterialdurchmesser hat diese Vorbehandlung noch einen weiteren entscheidenden Effekt. Das für einen Umformprozess unvorteilhafte Erstarrungsgefüge wird durch mehrmalige Rekristallisation homogenisiert. Durch Freiformschmieden ist das erzielte Gefüge darüber hinaus sehr feinkörnig. [36; 33]



Abbildung 2: Radialschmieden des Vormaterials [23]

2.1.3 Schmiedeprozess und Wärmebehandlung

Der Schmiedeprozess für die Herstellung der Turbinenscheiben kann auf unterschiedlichen Aggregaten durchgeführt werden. Im Prozessablauf unterscheidet man zwischen Vorformen (ohne ausgeprägte Gesenkgravur), Vorpressen und Fertigpressen. Nach dem Aufheizen auf Schmiedetemperatur, welche für Inconel 718 bei $\sim 1000^{\circ}\text{C}$ liegt, beginnt das Vorformen an einer hydraulischen Presse, mit einer Umformgeschwindigkeit von ~ 20 mm/s. Limitierend für die Umformung sind sowohl die technischen Gegebenheiten der Presse, als auch die adiabate Erwärmung und oberflächliche Abkühlung des Schmiedeteils während der Umformung. Durch das Einbringen von bis zu 90% der Schlagenergie in Form von Wärme, kommt es zu einem Temperaturanstieg im Bauteil. Im Zuge der Umformung darf dabei eine obere Grenztemperatur nicht überschritten werden. Die genauen Gründe für diese Temperaturgrenze werden in Kapitel 2.2.4 erläutert. Bei großen Formänderungen können daher mehrere Hübe mit gleichem oder wechselndem Gesenk notwendig sein. Zwischen diesen Hüben wird das Bauteil abgekühlt und vor dem nächsten Hub wieder auf Schmiedetemperatur erwärmt. [2; 23; 33]

Typischerweise werden bei BSTG in Abhängigkeit der notwendigen Umformkräfte die finalen Umformvorgänge des Vorpressens oder Fertigpressens inklusive DA-Schlag an einer Spindelpresse durchgeführt. Die Umformgeschwindigkeit beträgt in diesen Aggregaten 250-700 mm/s und ist damit im Vergleich zur hydraulischen Presse deutlich schneller.

In der Böhler Schmiedetechnik sind zwei Spindelpresen für die Produktion von Schmiedeteilen installiert. Die beiden Aggregate sind in Abbildung 3 dargestellt und verfügen über Maximalkräfte von 355 MN und 315 MN. [23]

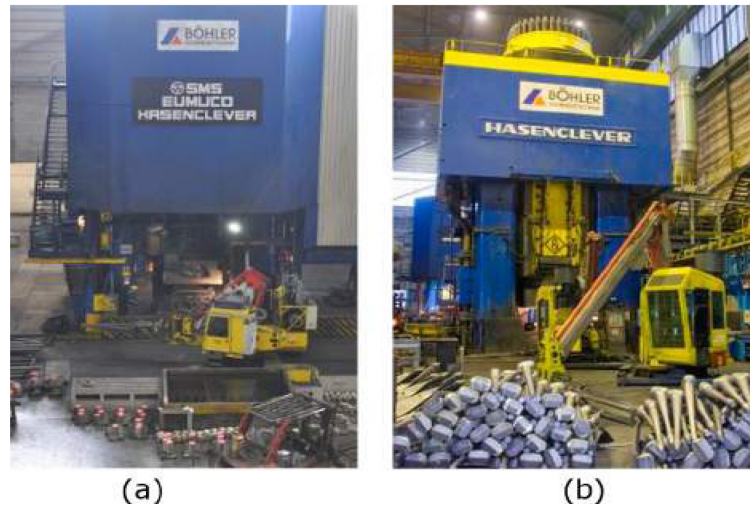


Abbildung 3: a) 355 MN Presse und b) 315 MN Presse [23]

Im Anschluss an die Umformung wird das abgekühlte Schmiedeteil wärmebehandelt, um das gewünschte Endgefüge einzustellen und die gelösten Ausscheidungen zu bilden. Zu beachten sind dabei die unterschiedlichen Temperaturführungen, der in der Industrie üblichen Wärmebehandlungen.

- Lösungsglühen bei 941 - 1010 °C und anschließender zweistufiger Auslagerung bei 718°C und 621°C [1]
- Direct-Aging als zweistufiges Glühen bei 720°C und 620°C [36]

Eine mögliche Prozessroute für zweistufiges Schmieden und anschließender Wärmebehandlung mit Lösungsglühen oder Direct Aging ist in Abbildung 4 skizziert. [36]

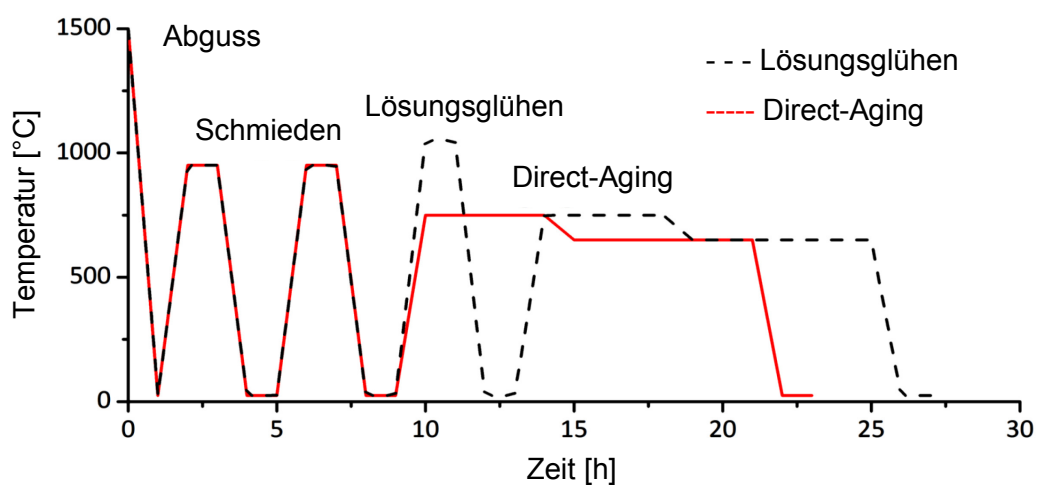


Abbildung 4: Temperaturverlauf für Schmieden und Wärmebehandlung [36]

Die genauen Unterschiede im Endgefüge aufgrund der unterschiedlichen Wärmebehandlungen werden in Kapitel 2.2.6 näher erläutert. [33]

2.2 Gefügebau einer Nickelbasislegierung

Zum besseren Verständnis der komplexen Vorgänge des Kornwachstums, sowie der einzelnen Verfestigungsmechanismen, gibt das folgende Kapitel einen Überblick über die einzelnen Phasen und Ausscheidungen von Inconel 718.

2.2.1 γ -Mischkristall

Reines Nickel ist frei von allotropen Umwandlungen, welche die Struktur destabilisieren und Eigenschaften verändern könnten. Seine fast vollständig besetzte 3d-Elektronenschale macht es darüber hinaus weitgehend inkompressibel, wodurch es zu Ausscheidungen von duktilen γ' -Phasen anstelle spröder Phasen kommt. Spröde Phasen können dabei erst durch eine höhere Kompressibilität der Ni-Cr-Matrix gebildet werden. Der Zusatz von in Tabelle 1 aufgelisteten Legierungselementen führt zu Ausscheidungs- und Mischkristallhärtung. Eine niedrige Diffusivität der Matrix verhindert darüber hinaus das Eindringen von Wasserstoff und Schwefel, sowie den Verlust von wichtigen Legierungselementen. Die gute Duktilität der Superlegierung basiert auf der kfz-Struktur und den daraus resultierenden multiplen Gleitsystemen. [10]

Tabelle 1: Auswirkung der Legierungselemente auf die Gefügebestandteile [10]

Element	Mischkristallverfestigung	Volumprozent	Ausscheidungsverfestigung	Korngrenzenstabilität
	γ	γ'	γ'	
Co	o	+	o	+
Fe	o	+	o	o
Cr	+	+	+	o
Mo	+	o	+	+
W	+	o	+	o
Nb	o	+	+	o
Ti	o	+	+	o
Al	+	+	-	o
B, Zr, Mg	o	o	o	+
C	o	o	+	o

2.2.2 γ' -Phase

Die γ' -Ausscheidung ist eine metastabile Ni_3M -Phase, bei der entweder Aluminium oder Titan als Mischkristallkomponente M wirken. Aufgebaut ist die γ' -Phase als L1_2 Einheitszelle, wie in Abbildung 5 dargestellt. Die Nickel-Atome sind dabei in der Mitte der Flächen, die M-Komponente jeweils an den Ecken angeordnet. [34; 36]

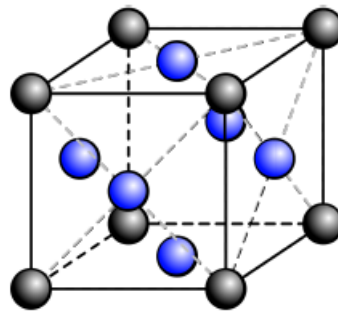


Abbildung 5: L1_2 -Struktur eines γ' -Phase [36]

Die γ' -Phase kann sich sphärisch, kubisch oder plattenförmig ausscheiden, wobei die Art der Ausscheidung von der Gitterparameterdifferenz abhängt. In Abbildung 6 ist der Unterschied der Gitterparameter für verschiedene Elemente aufgetragen. Bis Abweichungen von 0,2% erfolgt eine rein sphärische, zwischen 0,5% und 1% eine kubische und ab 1,25% eine plattenförmige Ausscheidung der γ' -Phase. Für Inconel 718 liegt die Abweichung bei etwa 1%, was feine kubische Ausscheidungen zur Folge hat. [33; 31]

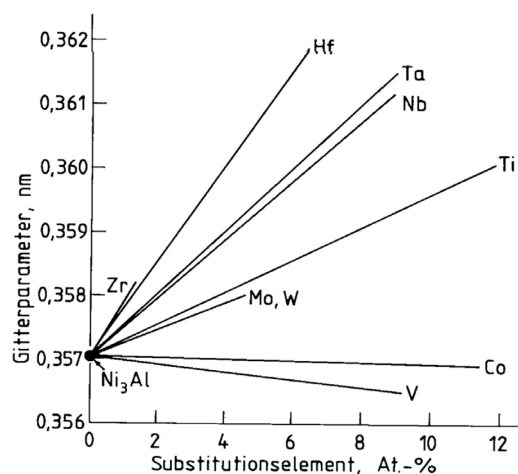


Abbildung 6: Gitterparameter für γ' -Phase Ni_3Al [33]

Durch die kleine Korngröße dieser Ausscheidung kann eine exzellente Kriechbeständigkeit erzielt werden. Kornwachstum während einer Wärmebehandlung wird aufgrund der niedrigen

Kohärenzspannung und hohen Antiphasengrenzflächenenergie der γ' -Phase weitgehend verhindert. [33]

2.2.3 γ'' -Phase

Gebildet wird diese Ausscheidung als Ni_3Nb , wodurch sie nur in Legierungen mit hohem Nb-Anteil, wie etwa Inconel 718, vorkommt. Im Vergleich zur γ' -Phase beginnt γ'' bei längerem Einsatz in Temperaturbereichen über 650°C zu wachsen. Bei Haltezeiten von mehr als 1000 Stunden bei Temperaturen über 650°C geht die γ'' -Phase außerdem in γ' -, und δ -Phase über. Aus diesem Grund ist die Nickelbasislegierung Inconel 718 nur bis zu Temperaturen von 650°C einsetzbar. [33; 29]

Die γ'' -Ausscheidung hat eine tetragonal-raumzentrierte Struktur, entsprechend DO_{22} , wie in Abbildung 7 dargestellt. Die metastabile γ'' -Phase stabilisiert außerdem die δ -Phase mit einer DO_a -Struktur. [9]

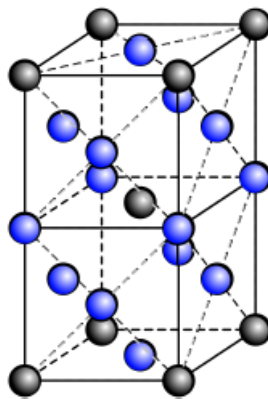


Abbildung 7: DO_{22} -Struktur einer γ'' -Phase [36]

2.2.4 δ -Phase

Die δ -Phase ist die stabilere Form der γ'' -Phase und besitzt ebenfalls eine Ni_3Nb -Zusammensetzung. Die Struktur ist allerdings, wie in Abbildung 8 ersichtlich, eine orthorhombische DO_a -Struktur. [34]

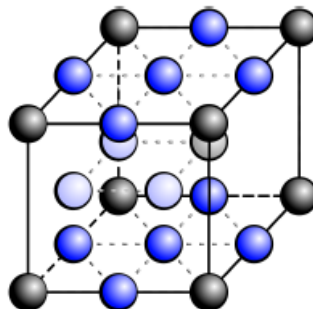


Abbildung 8: DO_a -Struktur einer δ -Phase [36]

Durch die meist plattenförmige Ausscheidung an niobreichen Korngrenzen ist ein hoher Anteil an δ -Phase unerwünscht. Sie führt zu höherer Kerbempfindlichkeit und schlechterer Ermüdungsfestigkeit. [33]

Erst eine Umformung in eine ellipsoide Form erlaubt die Herstellung von extrem feinkörnigen Gefügen. Die δ -Phase hat eine sehr hohe Temperaturbeständigkeit bei langen Haltezeiten und wird daher für die Einstellung der Korngröße im Material benötigt. [33; 26; 30]

2.2.5 Karbide, Karbonitride und Boride

Die Ausbildung von Karbiden und Boriden in der Matrix hängt stark von der chemischen Zusammensetzung, sowie der Wärmebehandlung beim Gießen ab. Sie werden mit Metallen wie Cr, Mo, Hf, Ti oder Ta gebildet, finden sich meist in interdendritischen Regionen und besitzen keine ausgeprägte Ausrichtung mit der γ -Matrix. [30]

Für Inconel 718 sind titanreiche Karbonitride und niobreiche Karbide die am häufigsten auftretenden Ausscheidungsformen. Diese sind auch bei langen Wärmebehandlungen bei hohen Temperaturen stabil und können daher nicht durch Wärmebehandlungen gelöst werden. Wegen ihrer statistischen Verteilung in der Matrix und der blockartigen Form ist ihr Einfluss auf die Festigkeit sehr gering. [33]

An den Korngrenzen angelagerte Boride, Karbide und Karbonitride behindern Versetzungsbewegungen, weshalb sie einen positiven Einfluss auf das Kriechverhalten bei hohen Temperaturen haben. [30; 33]

2.2.6 Einfluss der Wärmebehandlung

Während der Umformung bei Temperaturen zwischen 980°C und 1030°C und der anschließenden Wärmebehandlung, kommt es zur Auflösung einiger vorhin erwähnter Phasen. Um den Einfluss des Temperaturprofils auf das Auflösungs- und Ausscheidungsverhalten der γ' -, γ'' - und δ -Phase zu verstehen, sind die unterschiedlichen Auflösungstemperaturen der einzelnen Phasen wichtig. Für die chemische Zusammensetzung der Proben wurden die Auflösungstemperaturen mithilfe von MATCALC für die γ' - und γ'' -Phasen ermittelt:

- γ' bei 770°C
- γ'' bei 790°C
- δ bei 1030°C [33]

Beim Vergleich der in Kapitel 2.1.3 beschriebenen Wärmebehandlungen nach dem Schmieden, mit den Auflösungstemperaturen der einzelnen Phasen, werden die Unterschiede in den Wärmebehandlungen verdeutlicht.

Durch das Lösungsglühen wird ein vollständiges Auflösen der γ' - und γ'' -Phasen erreicht, ohne dabei die δ -Phase komplett zu lösen. Aufgrund der Präsenz der δ -Phase wird das Kornwachstum während der Wärmebehandlung beschränkt und es kann ein sehr feines Endgefüge beibehalten werden. [33]

Beim Direct-Aging kommt es aufgrund der geringen Temperaturen zu keiner Auflösung von Phasenanteilen, sondern zu einer Keimbildung und anschließendem Wachstum von γ' - und γ'' -Ausscheidungen. [33]

Zur Verdeutlichung dieser Temperaturbereiche auf das Ausscheidungsverhalten der einzelnen Phasen, ist in Abbildung 9 ein Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm für Inconel 718 dargestellt. Deutlich zu erkennen, ist dabei der Beginn der Ausscheidungen bei längeren Haltezeiten. Durch diesen Effekt kommt es erst bei der langsamen Abkühlung bzw. abschließenden Wärmebehandlung zur Ausbildung der beschriebenen Ausscheidungen. Die Ausscheidungskinetik kann durch steigende Verformung beeinflusst werden. Die Ausscheidungsanteile werden im Zuge dieser Arbeit durch die Software MATCALC berechnet. [36; 25; 26]

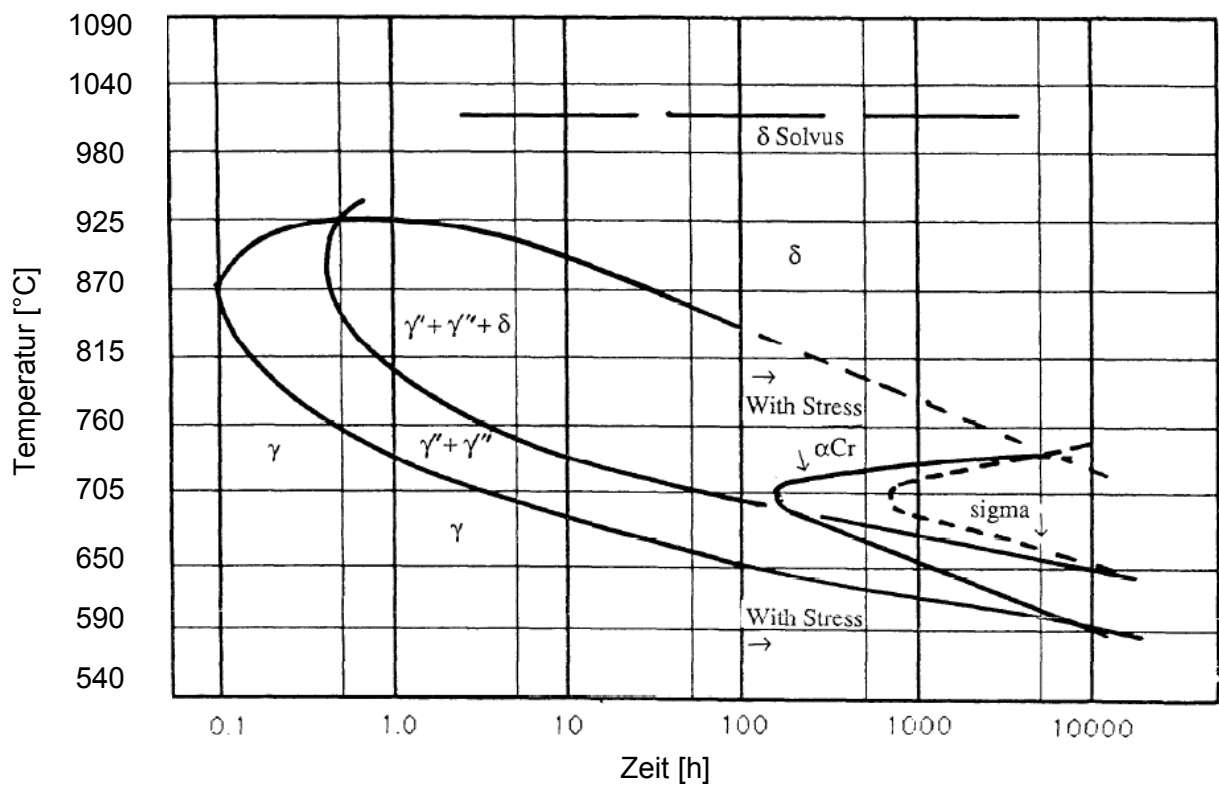


Abbildung 9: ZTU-Diagramm für verschiedene Phasenanteile [26]

2.3 Festigkeitssteigernde Mechanismen

Die mechanischen Eigenschaften von Nickelbasislegierungen, wie Inconel 718, hängen sehr stark von deren Mikrostruktur ab. Die Mikrostruktur wird von der chemischen Zusammensetzung des Gefüges und den Prozessabläufen während der Fertigung maßgeblich beeinflusst. [30]

Die Gesamtfestigkeit von Nickelbasislegierungen setzt sich dabei aus verschiedenen Festigkeitsanteilen zusammen. Für eine korrekte Gegenüberstellung von Simulation und Erprobungsergebnissen ist es daher notwendig, die einzelnen Festigkeitsanteile korrekt zu bestimmen und für die Simulation zu berechnen. [25]

Folgende Mechanismen tragen zur Gesamtfestigkeit bei und werden im folgenden Kapitel näher erläutert: [25]

- Grundfestigkeit von Nickel
- Korngrenzenverfestigung
- Kaltverfestigung
- Ausscheidungsverfestigung
- Mischkristallverfestigung
- Direct-Age-Effekt

2.3.1 Korngrenzenverfestigung

Der festigkeitssteigernde Mechanismus von Korngrenzen basiert auf der Behinderung von Versetzungsbewegungen entlang von Korngrenzen. Versetzungen entlang einer Gleitebene müssen aufgrund der unterschiedlichen Orientierung benachbarter Körner die Richtung ändern. In Abbildung 10 ist der schematische Verlauf einer Gleitebene innerhalb eines Korns dargestellt. Der festigkeitssteigernde Effekt entsteht durch die Richtungsänderung der Versetzung an der Korngrenze zwischen Korn A und B und erhöht sich mit steigendem Orientierungsunterschied. Die unterschiedliche Atomstruktur in der Korngrenzenregion bewirkt außerdem eine Unterbrechung der Gleitebene zwischen den Körnern, wodurch die Festigkeit weiter erhöht wird. [7]

Die aufgrund dieser Korngrenzeneffekte erreichbare Festigkeitssteigerung kann über den Hall-Petch-Koeffizienten nach Formel 1 beschrieben werden. Die Korngröße d wird in m angegeben, k bezeichnet den Hall-Petch-Koeffizienten, welcher für Inconel 718 mit $0,52 \text{ MPa}/\sqrt{\text{m}}$ festgelegt werden kann. [25]

$$\sigma_{KV} = \frac{k}{\sqrt{d}}$$

Formel 1

Diese Berechnung ist nur für Durchmesser $>7\mu\text{m}$ gültig, wobei anzumerken ist, dass für kleinere Korngrößen keine weitere Festigkeitssteigerung zu erwarten ist. Für Korndurchmesser kleiner $7\mu\text{m}$ ist daher ein konstanter Wert definiert. [25]

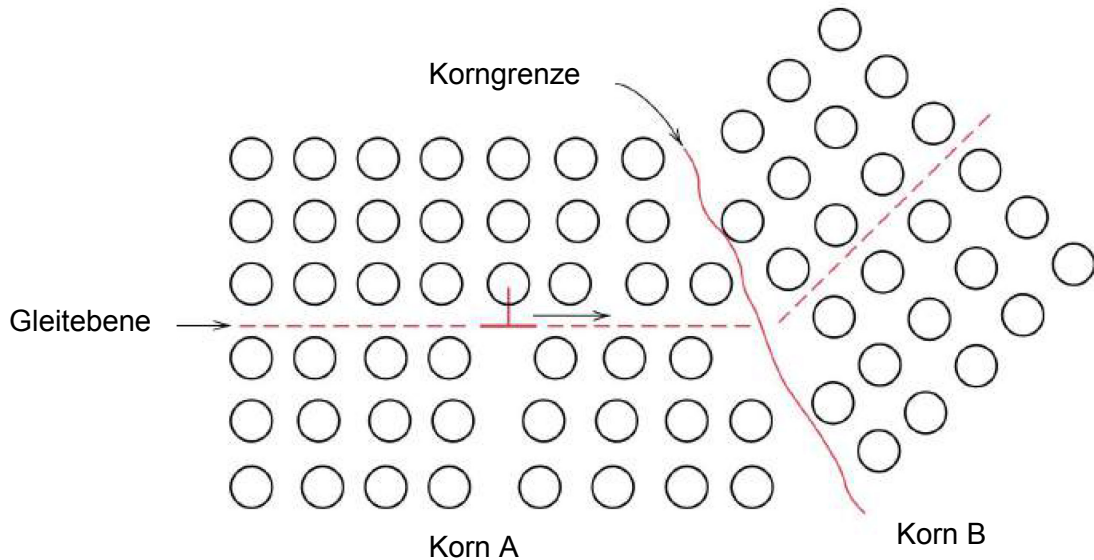


Abbildung 10: Versetzungsbewegung zu einer Korngrenze [7]

2.3.2 Ausscheidungsverfestigung

Die Ausscheidungsverfestigung durch die Phasen γ' und γ'' basiert nach Ahmadi et.al. [3] auf zwei dominierenden Mechanismen: [3]

- Antiphasengrenzflächen treten bei Versetzungsbewegungen durch Ausscheidungen auf und erschweren deren Bewegung. Beim Durchwandern von Ausscheidungen können Versetzungen immer nur paarweise auftreten, wobei die erste Versetzungslinie eine Antiphasengrenzfläche bildet, welche von der zweiten Versetzungslinie wieder entfernt wird.
- Durch die Differenz im Gitterparameter zwischen Ausscheidung und γ -Matrix kommt es zu einem Verzerrungsfeld um die Ausscheidung, wodurch Versetzungsbewegungen behindert werden.

Der Mechanismus der Ausscheidungsverfestigung ist in einer Vielzahl an Abhandlungen dokumentiert und durch mathematische Modelle, basierend auf physikalischen Eingabewerten, beschrieben. Für eine korrekte Berechnung werden Daten wie die Ausscheidungsgröße, Ausscheidungsanzahl und der mittlere freie Abstand zwischen den Ausscheidungen benötigt. [3; 30; 25]

In Inconel 718 überwiegt der Anteil der γ' -Phase in der γ -Matrix, welche nur bis 650°C stabil ist. Über 650°C beginnt die Ausscheidung zu wachsen und geht anschließend in die nicht erwünschte, stabile δ -Phase oder auch in die γ' -Phase über. Durch dieses Verhalten ist die Einsatztemperatur von Inconel 718 auf 650°C begrenzt. [10; 37; 29]

Die δ -Phase selbst ist bis in hohe Temperaturbereiche stabil, trägt allerdings nichts zum festigkeitssteigernden Mechanismus bei. Eine Umwandlung der γ' -Phase in die δ -Phase hat daher einen negativen Effekt auf die Gesamtfestigkeit. [36]

In Abbildung 11 sind das Temperaturverhalten der Ausscheidungsverfestigung und der Dehnung dargestellt. Deutlich erkennbar ist dabei der Abfall der Festigkeit im Bereich von 650-700°C. [17]

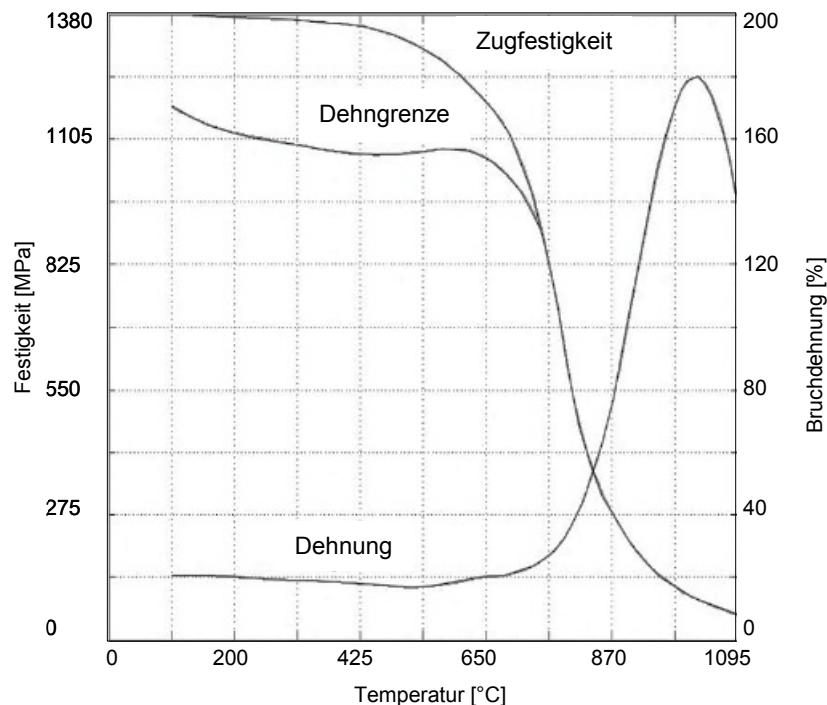


Abbildung 11: Temperaturverhalten der Festigkeit von Inconel 718 [17]

Für die Berechnung der Ausscheidungsverfestigung werden die physikalischen Eingabewerte aus der Umformsimulation in die thermodynamische Software MATCALC eingelesen und über die hinterlegten mathematischen Modelle berechnet. Neben den überwiegenden Beiträgen der bereits besprochenen Phasen werden auch Beiträge der Nitride und Karbonitride in der Berechnung berücksichtigt. Aufgrund der kompletten Auflösung der Laves-Phase in der Vormaterial-Behandlung wird dieser Anteil in MATCALC aus Gründen der Rechenleistung nicht weiter berücksichtigt. [25]

2.3.3 Mischkristallverfestigung

Dieser Festigkeitsbeitrag ist, wie bereits in Tabelle 1 aufgelistet, von den Legierungselementen abhängig. Besonders Chrom leistet aufgrund seiner guten Löslichkeit einen hohen Beitrag. [10; 31; 20]

Die Berechnung ist in MATCALC implementiert und wird über die chemische Zusammensetzung der Matrix bestimmt. Diese wird durch thermodynamische Vorgänge berechnet. [25]

2.3.4 Kaltverfestigung und Grundfestigkeit von Nickel

Kaltverfestigung wird, wie der Direct-Age-Effekt, von Versetzungen beeinflusst. Aus diesem Grund ist ein konkretes Abtrennen beider Verfestigungsmechanismen nicht möglich. Um dennoch eine Aussage über den Anteil der Kaltverfestigung treffen zu können, wird diese, zusammen mit der Grundfestigkeit von kommerziell reinem Nickel, als Grundfestigkeit deklariert. In Abbildung 12 ist der Verlauf der Dehngrenze von kommerziell reinem Nickel und der Verlauf des Vorhersagemodells für die Grundfestigkeit über die Temperatur aufgetragen. [25]

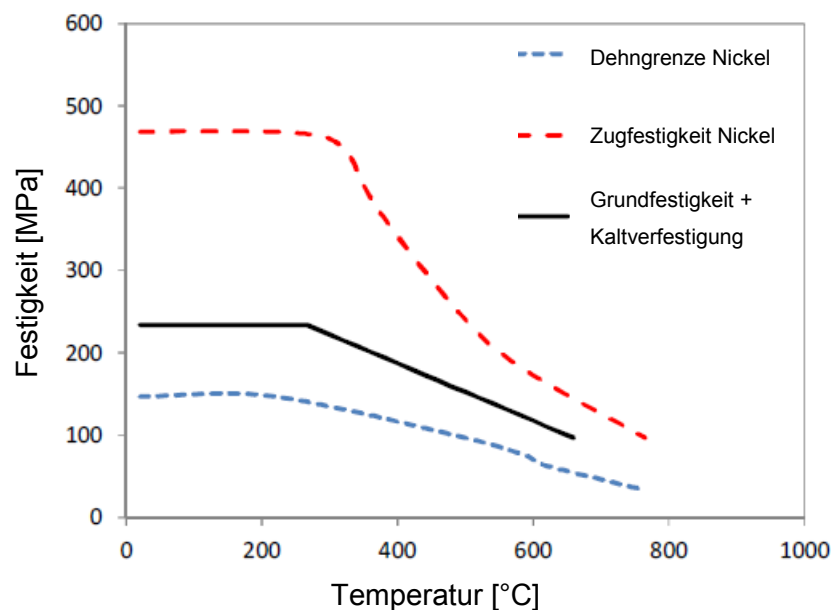


Abbildung 12: Dehngrenze über Temperatur [25]

2.3.5 Direct Age Effekt

Bei der konventionellen Herstellung von Nickelbasis Schmiedeteilen folgt auf die Abkühlung nach dem letzten Umformen bis auf Raumtemperatur eine zweistufige Wärmebehandlung.

Im ersten Wärmebehandlungsschritt wird in einem Temperaturbereich zwischen 925°C und 1000°C lösungsgeglüht. Nach erneuter Abkühlung erfolgt das Alterungsglühen mit

Aufwärmung und Halten auf 720°C, Ofenabkühlung auf 620°C und erneutem isothermen Halten. [25; 22]

Durch Direct-Aging wird der Prozessschritt des Lösungsglühens übersprungen und das Schmiedeteil nur durch den bereits erwähnten Alterungsprozess wärmebehandelt. Neben der Kostenersparnis, durch den Wegfall einer Glühoperation, kommt es zu deutlich verbesserten mechanischen Eigenschaften. [25; 22]

In Abbildung 13 ist der Verlauf der Festigkeitswerte für lösungsgeglühte und Direct-Age-gefertigte Proben dargestellt. Deutlich zu erkennen, ist dabei die wesentlich höhere Festigkeit der DA-Proben. Obwohl die Direct-Age-Proben einer größeren Schwankungsbreite unterliegen, befinden sich dennoch alle DA-Erprobungsergebnisse über jenen der lösungsgeglühten Proben. Die Kriechbeständigkeit bleibt dabei in einem akzeptablen Bereich. [22; 25]

Aufgrund der großen Schwankungsbreite der DA-Proben und einzelnen Ausreißern, sind genauere Untersuchungen und die Erstellung eines Vorhersagemodells für einen reproduzierbaren Prozess unabdingbar. [25]

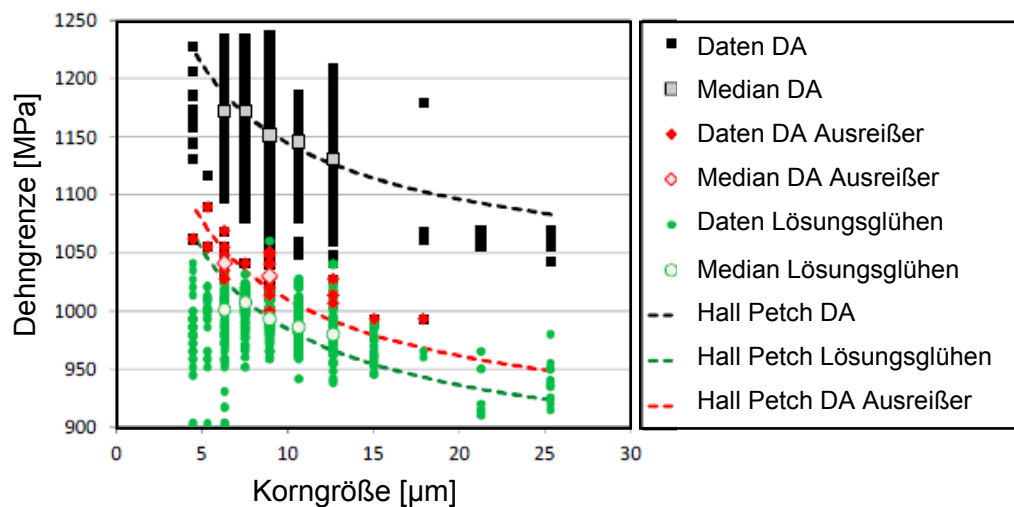


Abbildung 13: Verlauf der Festigkeiten für DA und lösungsgeglühte Proben [25]

Laut Krueger [22] hat ein homogenes, fein rekristallisiertes Gefüge, mit einem begrenzten Anteil an δ -Phase, die effektivste Auswirkung auf hohe Festigkeitswerte und gute Kriecheigenschaften. Die Ausbildung des DA-Effektes wird von einer hohen Versetzungsdichte nach der Umformoperation begünstigt. Um die Versetzungsdichte hoch zu halten, ist neben dem Schmieden in mehreren Umformschritten auch eine rasche Abkühlung nach der letzten Umformoperation von Bedeutung. [19]

Untersuchungen belegen, dass die in DA Scheiben gefundenen Versetzungen zu einer Steigerung der Kaltverfestigung führen. Atomprobenuntersuchungen von Proben mit Direct-

Aging haben außerdem gezeigt, dass es zu keiner signifikanten Änderung der Ausscheidungsanteile von γ' - und γ'' -Phasen kommt. [25]

Um den DA-Effekt auf Basis dieser Beobachtungen beschreiben zu können, wurde von Oberwinkler [25] ein Modell zur Einschätzung des festigkeitssteigernden Beitrags erstellt. In diesem Modell wird die Versetzungsanordnung über den Oberwinkler-Faktor O ausgedrückt. Dieser berücksichtigt neben der Temperatur auch den Umformgrad direkt nach dem letzten Umformschritt.

Neben dem Umformgrad φ und der Temperatur T an der zu bestimmenden Position werden weitere Koeffizienten für den Umformgrad c_{\max} und c_{\min} , sowie eine minimale und maximale Ausgangstemperatur, $T_{\min 0}$ und $T_{\max 0}$, zur Berechnung benötigt. [25]

Die minimale und maximale Temperatur lässt sich dabei durch Formel 2 und Formel 3, in Abhängigkeit des Umformgrades, berechnen.

$$T_{\min} = T_{\min 0} - c_{\max} \cdot \varphi^2 \quad \text{Formel 2}$$

$$T_{\max} = T_{\max 0} - c_{\max} \cdot \varphi^2 \quad \text{Formel 3}$$

Der Oberwinkler-Faktor nach Formel 4 stellt das Verhältnis der Temperaturdifferenz zwischen tatsächlicher Temperatur und errechneter Mindesttemperatur, sowie der Temperaturdifferenz der minimalen und maximalen Temperatur für den entsprechenden Umformgrad dar. [25]

$$O = \frac{T - T_{\min}}{T_{\max} - T_{\min}} \quad \text{Formel 4}$$

Diese Berechnung gilt nur für Umformgrade zwischen vordefinierten Grenzwerten $\varphi_{\min} < \varphi < \varphi_{\max}$. Für Werte kleiner φ_{\min} nimmt der Oberwinkler-Faktor den Wert $-\infty$, für Werte größer φ_{\max} den Wert $+\infty$ an.

In Abbildung 14 lässt sich der Zusammenhang zwischen Oberwinkler-Faktor und Festigkeitssteigerung durch den DA-Effekt erkennen. YS_{\min} kennzeichnet dabei den Verlauf der niedrigsten Dehngrenze und somit den konservativ kleinsten Beitrag des DA-Effektes. Für zu niedrige, wie auch zu hohe Umformgrade kann ein voll ausgeprägter DA-Effekt nicht garantiert werden, weshalb das Vorhersagemodell auf den Wert 0 sinkt. [25]

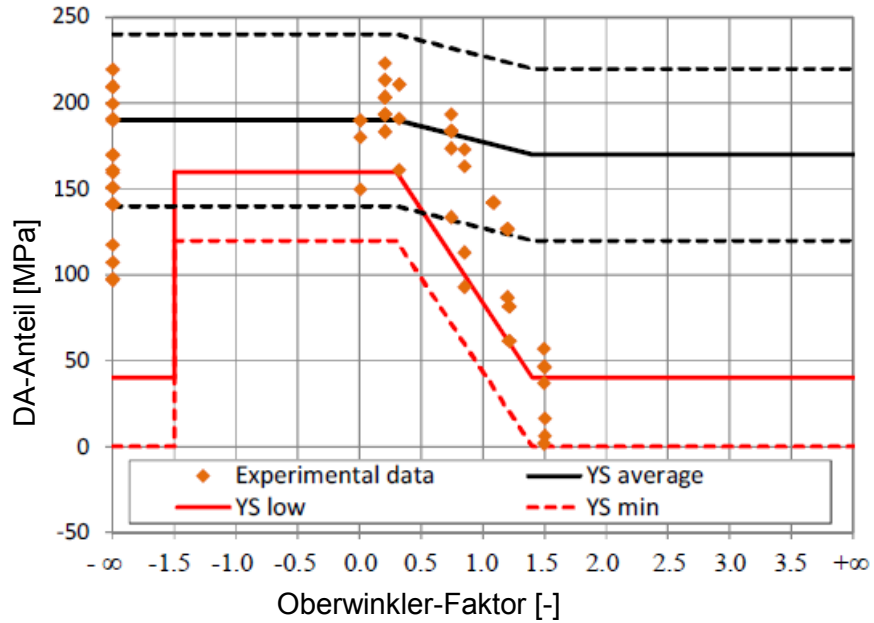


Abbildung 14: DA Effekt über Oberwinkler-Faktor [25]

2.4 Grobkornbereiche

Unter Grobkornbereichen versteht man Anhäufungen von deutlich größeren Körnern im Vergleich zum Restgefüge. Ein Beispiel für ein Gefüge mit Grobkornbereichen ist in Abbildung 15 erkennbar. Entscheidend ist hierbei nicht die Korngröße an sich, sondern vielmehr der Unterschied der Korngröße im Vergleich mit dem benachbarten Gefüge.

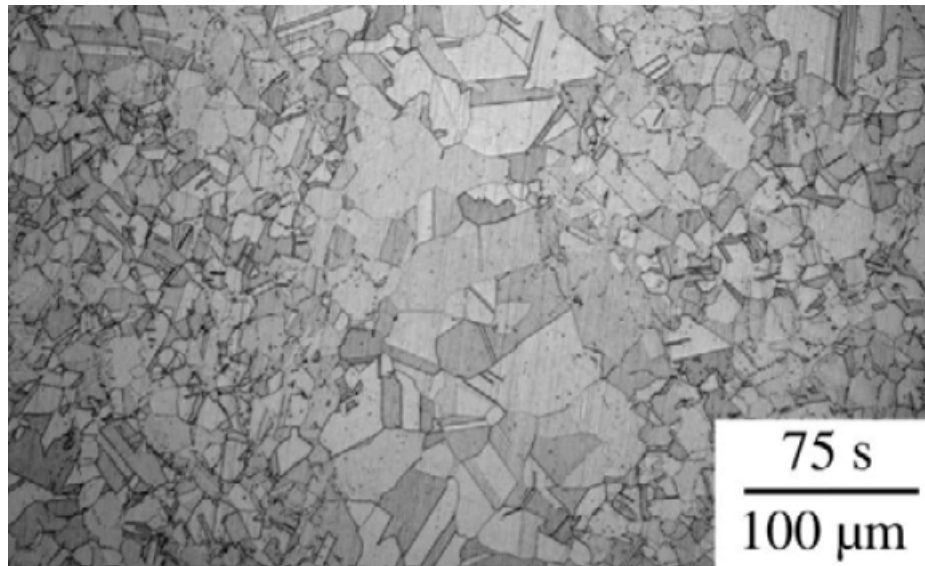


Abbildung 15: Gefüge mit Grobkornbereich [16]

2.4.1 Entstehung von Grobkornbereichen

Bei der Entstehung der problematischen Grobkornbereiche gilt es, zwischen normalem Kornwachstum, abnormalem Kornwachstum (AGG) und irregulärem Kornwachstum (IGG) zu unterscheiden. [4]

Das Kornwachstum wird dabei von verschiedenen Einflussgrößen im Zuge der Umformung und Wärmebehandlung beeinflusst. Es konnte nachgewiesen werden, dass das Kornwachstum in Inconel 718 sowohl von der Temperaturführung während der Umformung, als auch von der nachfolgenden Wärmebehandlung abhängt. Während der Haltezeit auf Glühtemperatur kommt es bei Temperaturen unter 1025°C nur zu einem langsamen Wachstum der Körner, wohingegen bei Temperaturen über 1035°C ein rapider Anstieg der Korngröße verzeichnet wird. In Abbildung 16 sind die Verläufe für das Kornwachstum bei 1025°C und 1035°C gegenübergestellt. Erkennbar ist dabei der deutlich stärkere Anstieg der Korngröße bei einer Glühtemperatur von 1035°C. [38]

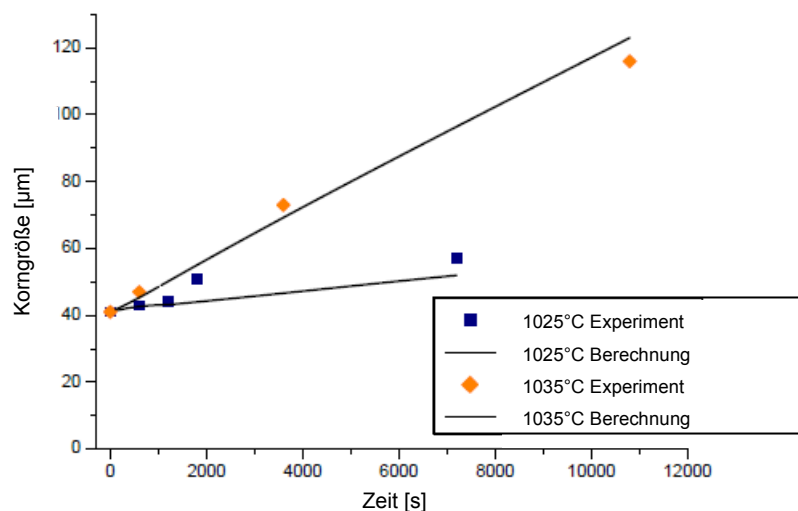


Abbildung 16: Kornwachstum für verschiedene Temperaturbereiche [38]

Durch Steigerung der Dehnung bei Temperaturen unterhalb von 1025°C konnte ein feineres Gefüge, unabhängig von der Haltezeit auf Schmiedetemperatur bzw. Glühtemperatur, erzeugt werden. Im Temperaturbereich über 1025°C kommt es dennoch zu deutlicher Vergrößerung mit steigender Haltezeit. [14]

Erklärbar ist dieser Vorgang des regulären Kornwachstums durch die Präsenz von δ -Phase an den Korngrenzen. Die δ -Phase hemmt dabei das Kornwachstum, wodurch sich ein Auflösen dieser Phase entscheidend auf die resultierende Korngröße auswirkt. Unterhalb der δ -solvus-Temperatur sind die Kornwachstumsgeschwindigkeiten zwischen dynamischer und metadynamischer Rekristallisation unterschiedlich. Beim Überschreiten der δ -solvus-Temperatur kommt es zu einem raschen Auflösen der δ -Phase bei gleichzeitigem

Kornwachstum. Durch die Auflösung der δ -Phase kommt es außerdem zu einem Ausgleich der Kornwachstumsgeschwindigkeiten zwischen dynamischer und metadynamischer Rekristallisation. Durch die Präsenz der δ -Phase an den Korngrenzen kann darüber hinaus der Bildung von irregulärem Kornwachstum entgegengewirkt werden. [12; 38; 5]

Während das Kornwachstum über 2% δ -Phasenanteil stark limitiert ist, steigt es bei Phasenanteilen unter 1,5% rapide an. Innerhalb der ersten Sekunden werden die Körner dabei von der δ -Phase am Wachstum gehindert. Einige Körner sind auch nach dem Auflösen der δ -Phase noch an ihre Korngröße gebunden, während andere Bereiche zu wachsen beginnen. Erst nach ausreichend langen Haltezeiten stellt sich erneut ein homogenes, aber grobkörniges Gefüge ein. Während Haltezeiten zwischen 75 und 175 Sekunden bei 1050°C konnte ein signifikanter Unterschied in der Korngrößenverteilung festgestellt werden. Das Grundgefüge geht daher während dem Auflösen der δ -Phase zuerst in ein Duplex-Gefüge und anschließend in ein homogenes Grobkorngefüge über. [16]

Die bisher beschriebenen Phänomene beziehen sich auf das allgemeine Kornwachstum durch Wärmebehandlungsvorgänge. Darüber hinaus gibt es noch abnormales und irreguläres Kornwachstum welche sich anhand der bereits erwähnten Abläufe nicht erklären lassen. [4; 2]

Für AGG (abnormal grain growth) als auch IGG (irregular grain growth) sind die Dehnung und Dehnrate während der Umformung wichtige Einflussfaktoren. In Abbildung 17 sind die unterschiedlichen ASTM-Kornklassen für verschiedene Dehnungen und Dehnraten nach dem Lösungsglühen bei 1000°C aufgetragen. Je kleiner die ASTM-Kornklasse, desto größer ist dabei das Korn. Die genaue Umrechnung ist laut ASTM definiert. [35; 4]

IGG tritt dabei durch eine Kombination aus feinem Korn mit ASTM 11,5 und groben Körnern mit ASTM 7,5 auf. Dieser Unterschied von 4-5 ASTM-Kornklassen wird auch als Duplex-Gefüge bezeichnet. Im Fall von IGG hat die Dehnrate einen deutlich größeren Einfluss auf dessen Ausbildung als die Dehnung. Speziell für Dehnraten unter 0.05 s^{-1} wird dabei mit IGG gerechnet. AGG tritt im Gegensatz dazu speziell bei kleinen Dehnungen in der letzten Umformoperation für nahezu alle Dehnraten auf. Um ein feinkörniges Gefüge mit ASTM-Kornklassen von 11 oder 12 zu erreichen, sollten Dehnung und Dehnrate daher oberhalb der grünen Grenzlinie liegen. [4]

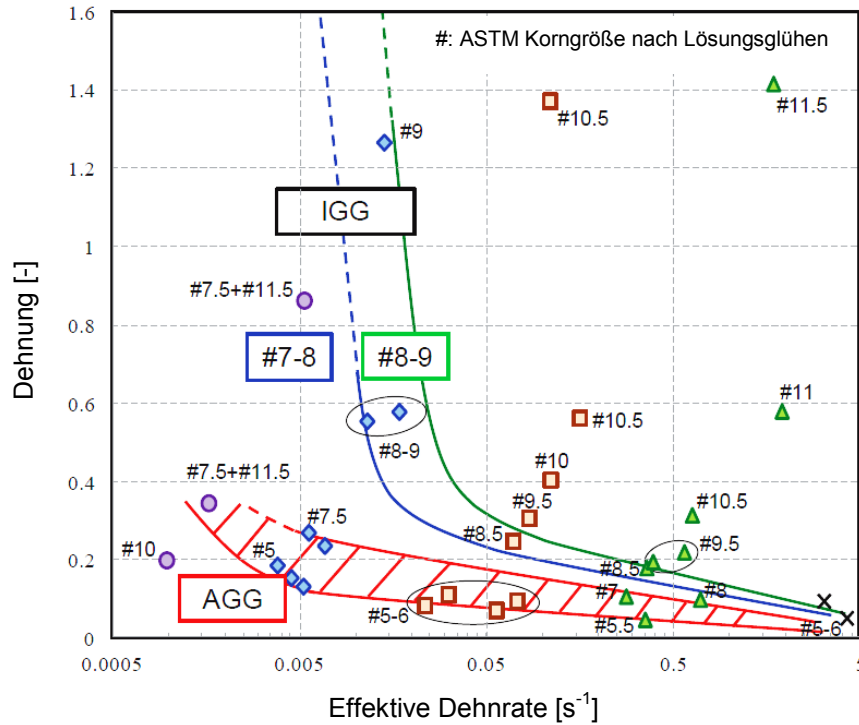


Abbildung 17: Dehnung über Dehnrate mit Auswirkung auf das Kornwachstum [4]

Ein Auftreten von Grobkornbereichen nach IGG kann durch statische Rekristallisation während der Wärmebehandlung erklärt werden. Nicht vollständig dynamisch und metadynamisch rekristallisiertes Gefüge kann dabei zu Gebieten mit statischer Rekristallisation führen. [32]

Ein weiterer Ansatz für die Existenz von vereinzelt groben Körnern nach AGG basiert auf dem Bestreben der Korngrenze einen Zustand niedrigster Energie einzunehmen. Bei Verformungen, welche für eine vollständige dynamische oder metadynamische Rekristallisation nicht ausreichen, kommt es zu einem Kornwachstum vereinzelter Körner auf Kosten der benachbarten Körner. Diesem Kornwachstum liegen drei unterschiedliche Mechanismen zugrunde, wodurch ein Wachstumsvorteil für ein einzelnes Korn entsteht. Diese Mechanismen sind neben dem bereits vorherrschenden Korngrößenunterschied, im Vergleich zum benachbarten Korn, eine höhere Grenzflächenmobilität oder niedrigere Grenzflächenenergie. [2]

In Abbildung 12 sind ideal ausgerichtete Korngrenzen auf der linken und gekrümmte Korngrenzen auf der rechten Seite dargestellt. Große Körner, mit mehr als 6 Ecken, sind dabei nach innen gekrümmt und wachsen bei einer Wärmebehandlung nach außen, wohingegen kleine Körner, mit weniger als 6 Ecken, nach außen gekrümmt sind und im Ausgleich schrumpfen. Treibende Kraft ist dabei eine Minimierung der gespeicherten Energiedifferenz zwischen den Körnern. Die gespeicherte Energie ist in diesem Fall von der

Versetzungsdichte in der vorherigen Umformoperation geprägt, niedrige Umformung des Korns resultiert daher in einer niedrigen gespeicherten Energie. [2; 21]

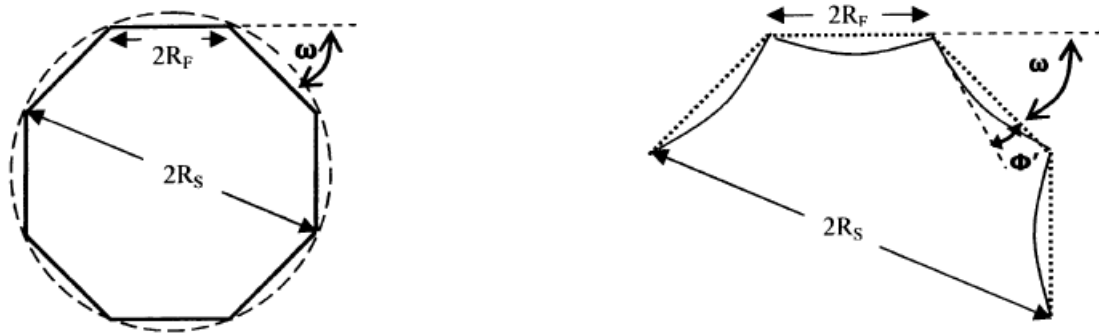


Abbildung 18: Unterschiedliche Korngrenzenausbildung [13]

2.4.2 Detektion von Grobkornbereichen mittels Laserultraschall-Messung

Aufgrund der hohen mechanischen Beanspruchung von Turbinenscheiben, darf es zu keiner Schwächung des Gefüges infolge von Grobkornbereichen kommen. Die Detektion von Grobkornbereichen im Bauteil durch ein zerstörungsfreies Verfahren kann daher die Bauteilsicherheit weiter verbessern. Eine Möglichkeit zur Vermessung der Korngröße in einem Bauteil ist die Laser-Ultraschall Messung. Mit konventionellen Ultraschalluntersuchungen werden bereits seit Jahrzehnten Risse und Defekte in Bauteilen detektiert. [18]

Der Unterschied der Laser-Ultraschall-Messung zur herkömmlichen Ultraschall-Messung besteht im Einbringen der Schallwellen in das zu vermessende Bauteil. Während bei der herkömmlichen Methode der Sender mittels Koppelmedium an die Bauteiloberfläche angebracht wird, werden beim Laserultraschall die Schallwellen durch einen Laserpuls generiert. Der Ultraschallpuls erzeugt dabei Transversal- und Longitudinalwellen mit einer hohen Bandbreite. In Abbildung 19 ist die Ausbreitung der Schallwellen im Bauteil dargestellt. Deutlich erkennen lässt sich dabei die Unabhängigkeit vom Einfallswinkel des Lasers. Da das Bauteil selbst zur Schallwellenerzeugung genutzt wird hängt die Ausbreitungsrichtung nur von der Bauteiloberfläche ab.

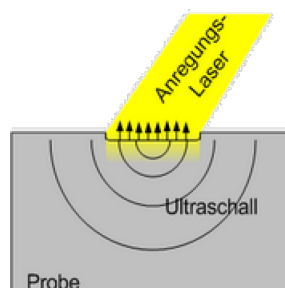


Abbildung 19: Anregung von Schallwellen durch das Laserultraschall-Verfahren

Die Ultraschalleinbringung ist durch Laserultraschall nicht an elektrische Leitfähigkeit, Oberflächentemperatur oder Abstand zum Testobjekt begrenzt. Für die Erzeugung der Schallwellen im Bauteil sind drei grundlegende Mechanismen verantwortlich. [18; 24]

- Strahlungsdruck: Aufgrund der geringen Effizienz wird dieser Mechanismus in der praktischen Anwendung von Laserultraschall-Messungen nicht berücksichtigt.
- Abtragung der Oberfläche: Durch die eingebrachte Energie des Laserpulses verdampft eine dünne Oberflächenschicht und erzeugt dabei einen Ultraschallpuls. Der Laserpuls muss für diese Anregung über eine hohe Energiedichte verfügen.
- Thermoelastische Anregung: Für Laserpulse mit mittleren Energiedichten wird die Energie im Material absorbiert und führt zu Volumenänderung durch thermische Ausdehnung der oberflächennahen Schicht. Die hervorgerufene Dehnung und Spannung sind die Basis für die Ausbreitung einer komplexen Schallwelle, wenn der Einwirkungsbereich des Lasers kleiner als die Schallwellenlänge ist. Die entstehenden Schallwellen breiten sich entlang der Oberfläche aus und dringen nicht in das Bauteil ein.

Für die Untersuchung von Bauteilen auf Gefügeunregelmäßigkeiten sind daher Laserpulse hoher Energiedichte besser geeignet. Die Abtragung der Oberfläche hält sich dabei in tolerierbaren Grenzen. [18; 24]

Neben der Erzeugung der Schallwellen im Bauteil erfolgt auch die Detektion der zu messenden Schallwellen über einen Laser. In Abbildung 20 ist der Aufbau einer Laserultraschall-Messung dargestellt. Der Anregungslaser dient zur Erzeugung der Schallwelle durch das Bauteil und der Detektionslaser in Verbindung mit dem Interferometer misst die zurückgeworfenen Schallwellen. Vom Detektionslaser werden Schallwellen von der Oberfläche zum Interferometer zurückgeworfen. Dieses konstante Schallwellenmuster des Detektionslasers wird dabei von den Schallwellen des Anregungslasers überlagert. Durch das Interferometer kann anschließend aus der überlagerten Schallwelle auf die Schallwelle im Bauteil geschlossen werden. [24]

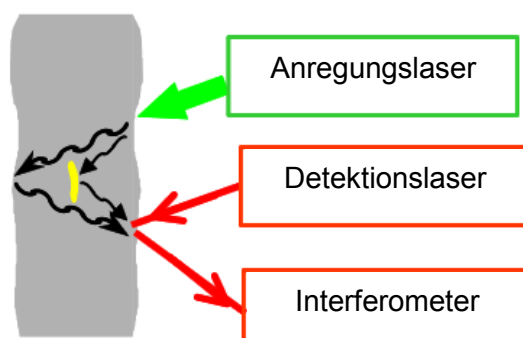


Abbildung 20: Versuchsaufbau einer Laserultraschall-Messung [24]

Das Verfahren lieferte bereits brauchbare Erfolge in der Vermessung von Korngrößen im Vergleich mit einem Referenzgefüge. Die Messung von durchschnittlichen Korngrößen stellte sich dabei im Vergleich zur Messung der maximalen Korngröße als noch unzureichend heraus. In Abbildung 21 ist zu erkennen, dass der Signalanstieg ($\sqrt{1000b}$) der maximalen Korngröße D_{\max} gut mit den Versuchswerten (Kreise) korreliert. Ein Korrelationskoeffizient von 0,96 bestätigt die gute lineare Approximation. Im Vergleich dazu liefert die durchschnittliche Korngröße EQAD, mit einem r^2 von 0,91, eine nicht ganz so gute Näherung. [16; 24]

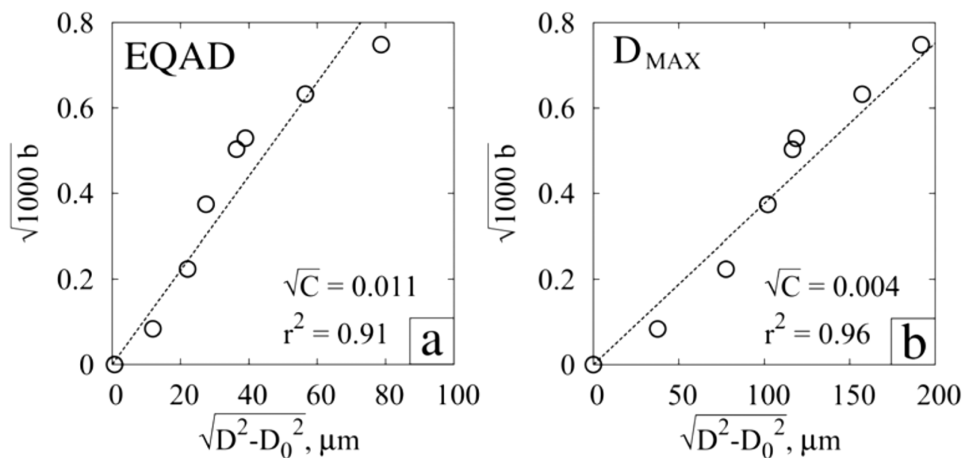


Abbildung 21: Durchschnittliche und maximale Korngrößenmessung [16]

Für die Detektion von Grobkornbereichen ist die Laserultraschall-Messung daher bestens geeignet und wird im Zuge dieser Arbeit auch für die Untersuchung der Proben herangezogen. [16]

2.5 Rekristallisationsvorgänge

Rekristallisationsvorgänge spielen für die mechanische Festigkeit des Bauteils eine entscheidende Rolle. Bei der Warmumformung durch Schmieden sind dynamische, metadynamische sowie statische Rekristallisation zu unterscheiden. [33]

Die dynamische Rekristallisation ist dabei besonders für die gute Umformbarkeit und die geringen Umformkräfte im Vergleich zum nicht-rekristallisierten Gefüge, verantwortlich. Damit die Rekrisallisationszeiten kurz gehalten werden können, benötigt man meist Temperaturen im Bereich der 0,7-fachen Schmelztemperatur. [6]

In Abbildung 22 ist der simulierte Verlauf von Fließkurven von zwei unterschiedlichen Korngrößen dargestellt. Deutlich zu erkennen, ist dabei der unterschiedliche Verlauf, sowie der anfängliche Anstieg auf ein Maximum mit nachfolgendem Abfall. Beeinflusst wird dieses Verhalten neben der Korngröße auch von der Temperatur, Dehnung und Dehnrage. [32]

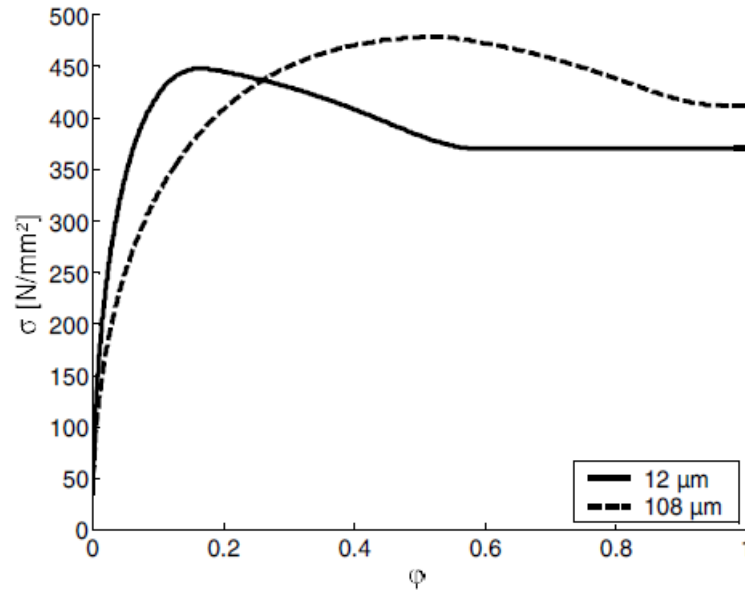


Abbildung 22: Fließkurve für Inconel 718 bei 1000°C und 5s⁻¹ Dehnrade [32]

2.5.1 Dynamische Rekristallisation

Gekennzeichnet ist die dynamische Rekristallisation durch die Entstehung von Rekristallisationskeimen und deren Wachstum während der Umformoperation. Die Versetzungsdichte im Werkstoff nimmt im Laufe der plastischen Umformung stetig zu und kann durch Kristallerholung oder Rekristallisation wieder abgebaut werden. Aufgrund des Schmiedetemperaturbereichs und der niedrigen Stapelfehlerenergie von Nickelbasislegierungen wie Inconel 718, kann ein Abbau der Versetzungsdichte durch Kristallerholung weitgehend vernachlässigt werden. [11; 33]

Die für den Ablauf der Rekristallisation benötigte Energie wird durch den Abbau der Versetzungsdichte bereitgestellt. Das Gefüge wird somit wieder duktil und kann ohne weitere Wärmebehandlung weiter umgeformt werden. Die Initiierung der dynamischen Rekristallisation hängt dabei von der Korngröße des Gefüges, Temperatur, Dehnrade und Versetzungsdichte ab. [6; 11; 39]

Beim Überschreiten einer kritischen Versetzungsdichte, welche proportional zur Dehnung ist, kommt es nach Formel 5 zur Ausbildung von Rekristallisationskeimen, an denen die neuen Körner zu wachsen beginnen. [6; 32]

$$\varphi_{crit} = 0,8 \cdot \varphi_{max}$$

Formel 5 [32]

φ_{crit} kritischer Umformgrad

φ_{max} zum Fließspannungsmaximum korrespondierender Umformgrad

Der Umformgrad am Maximum der Fließkurve kann nach Formel 6 über Dehnrade $\dot{\varphi}$, Anfangskorngröße D_0 , Zener-Holloman-Parameter Z und Materialparameter a_1 bis a_4 ausgedrückt werden. Der Zener-Holloman Parameter ist nach Formel 7 von der Dehnrade $\dot{\varphi}$, der Aktivierungsenergie Q , der Gaskonstante R und der Temperatur T abhängig. [27; 32]

$$\varphi_{\max} = a_1 \cdot D_0^{a_2} \cdot \dot{\varphi}^{a_3} \cdot Z^{a_4} \quad \text{Formel 6 [27]}$$

$$Z = \dot{\varphi} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{Formel 7 [27]}$$

Der Verlauf des Rekristallisationsanteils (f_R) über die Zeit ist schematisch in Abbildung 23 dargestellt. [6]

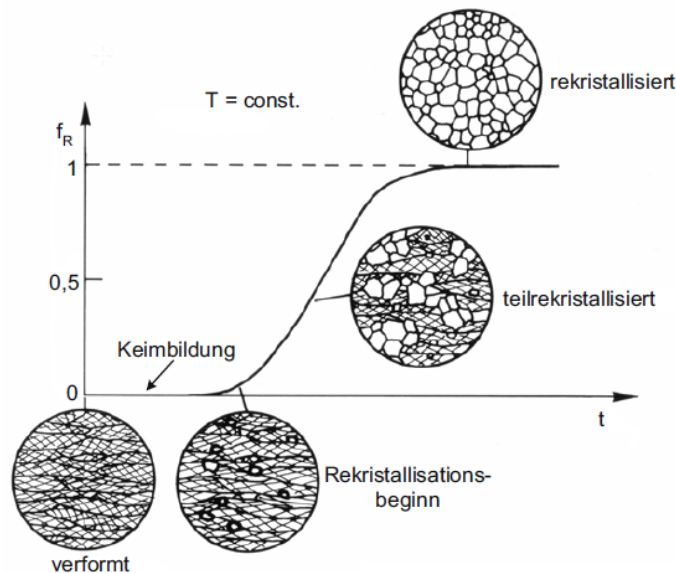


Abbildung 23: Verlauf der dynamischen Rekristallisation [6]

Die dynamische Rekristallisation ist vor allem für die Korngröße des Bauteilgefüges nach dem Schmieden verantwortlich. Eine hohe Umformung im letzten Schmiedeschritt bewirkt durch die erneute dynamische Rekristallisation ein sehr feines Gefüge. Die resultierende Korngröße durch dynamische Rekristallisation wird durch Formel 8 über den Zener-Holloman-Parameter beschrieben. [27]

$$d = 4,3 \cdot Z^{-0,3} \quad \text{Formel 8: [27]}$$

2.5.2 Metadynamische Rekristallisation

Bei nicht vollständig ablaufender dynamischer Rekristallisation erfolgt bei ausreichender Temperatur und Differenz der Versetzungsdichten eine postdynamische oder metadynamische Rekristallisation mit relativ hoher Kinetik direkt im Anschluss an die Verformung. Der Anteil der rekristallisierten Körner steigt dabei mit der Haltezeit nach der Umformung. Da es zu keiner weiteren Umformung und somit zu keiner zusätzlichen Verformungsenergie kommt, läuft die metadynamische Rekristallisation um einiges langsamer ab. Die Zeit nach der Umformung und die Temperaturänderung aufgrund von Abkühlung oder Aufheizen spielen aus diesem Grund eine entscheidende Rolle für die Kinetik der metadynamischen Rekristallisation. Um diese Effekte abbilden zu können, wird mithilfe eines Avrami-Ansatzes eine korrigierte Zeit für die Berechnung ermittelt. [32]

Die Korngröße aufgrund metadynamischer Rekristallisation d_m hängt, im Gegensatz zur dynamischen Rekristallisation, sowohl vom Zener-Holloman-Parameter als auch von der ursprünglichen Korngröße des Gefüges ab. In Formel 9 ist der Zusammenhang dieser Einflussgrößen auf die Korngröße dargestellt, wobei durch d_0 die ursprüngliche Korngröße berücksichtigt wird. [27; 33; 32]

$$d_m = 8,3 \cdot d_0^{0,29} \cdot \dot{\phi}^{-0,14} \cdot Z^{-0,03} \quad \text{Formel 9: [27]}$$

Ausschlaggebend für den Ablauf der metadynamischen Rekristallisation ist die nicht durch dynamische Rekristallisation abgebaute Versetzungsdichte in den Körnern. In Folge eines feinen Ausgangsgefüges und hohen Dehnraten entsteht daher ein feines Rekristallisationsgefüge. [27; 39]

2.5.3 Statische Rekristallisation

Statische Rekristallisation wird bei vielen Simulationsansätzen des Gesenkschmiedens nicht berücksichtigt, spielt aber für Inconel 718 Schmiedungen dennoch eine Rolle. Ab einer kritischen Umformung nach Formel 10 ist genug Energie gespeichert, um Rekristallisationskeime und Kornwachstum in einer nachfolgenden Wärmebehandlung ablaufen zu lassen. Für die Wärmebehandlung im DA-Verfahren sind die Temperaturen für eine statische Rekristallisation nicht hoch genug, für lösungsgeglühte Bauteile reicht der Temperaturbereich hingegen aus. [33]

Durch die deutlich kleinere Keimzahl der statischen Rekristallisation, führt diese im Vergleich zu den beiden anderen Rekristallisationsvorgängen zu einer Kornvergrößerung. Die resultierende Korngröße d_s ist dabei nur von der Temperatur T und der unteren

Temperaturgrenze für statische Rekristallisation T_s abhängig. Die Materialparameter a_{18} und a_{19} werden dabei von Stockinger [32] beschrieben. Umformung wirkt sich demnach nach Formel 10 und 11 nur auf die Ausbildung von statisch rekristallisierten Körnern, nicht aber auf deren Korngröße aus. [32]

$$\varphi_{crit} = 0,8 \cdot \varphi_{max} \quad \text{Formel 10}$$

$$d_s = a_{18} \cdot \left(\frac{T}{T_s} \right)^3 \cdot e^{a_{19} \cdot (T - T_s) \cdot t} \quad \text{Formel 11}$$

3. Versuchsdurchführung

Im Zuge dieser Arbeit wurden zur Erklärung von DA-Effekt und Grobkornbildung Versuchsschmiedungen bei Böhler Schmiedetechnik, Laserultraschallmessungen und metallographische Gefügeuntersuchungen durchgeführt. Die Ergebnisse dienen zur weiteren Optimierung der Herstellroute von geschmiedeten Turbinenscheiben hinsichtlich höchster Festigkeit bei gleichzeitiger Vermeidung von Grobkornbereichen. Zum besseren Verständnis der Sensibilität des Systems gegenüber Abweichungen der Prozessparameter ist des Weiteren eine Parameterstudie durchgeführt worden, um die Möglichkeiten in Hinblick auf höchste Festigkeiten auszuloten.

3.1 Gefügeuntersuchung

Die Bildung von Grobkornbereichen in geschmiedeten Bauteilen stellt große Probleme aufgrund der Festigkeitsabnahme dar. Daher ist es wichtig, die Bildung dieser Bereiche zu verstehen und nach Möglichkeit mittels zerstörungsfreier Prüfung nachzuweisen. Um die Grobkornbildung näher untersuchen zu können, wurden daher geschmiedete Pancakes mittels Laserultraschall untersucht und anschließend metallographisch analysiert. Die Laserultraschallmessung wurde dabei von der Firma Recendt ausgeführt und war nicht Teil dieser Arbeit. Die Ergebnisse der Laserultraschallmessung sollen dabei mit denen der metallographischen Untersuchung verglichen werden und somit das Verfahren zur Detektion von Grobkornbereichen verifizieren. Die metallographische Untersuchung des Gefüges wurde aufgrund der Probengröße an der TU Wien durchgeführt.

Da die Entstehung von Bereichen mit abnormalem Kornwachstum von Dehnrate und Umformgrad im letzten Umformschritt abhängt, wurden Pancakes mit unterschiedlichen Schmiedeparametern gefertigt, um eine Variation dieser Einflussgrößen untersuchen zu können. Drei Pancakes (N1-N3) wurden dabei so ausgelegt, dass ein Auftreten von abnormalem Kornwachstum, infolge vollständiger dynamischer und metadynamischer Rekristallisation im letzten Umformschritt, unwahrscheinlich ist. Weitere vier Pancakes (W4-W7) wurden dagegen bewusst mit einem nicht vollständig rekristallisierten Umformgefüge produziert. Im Anschluss an die Schmiedung wurden alle Pancakes lösungsgeglüht und ausgelagert. Erst durch die Wärmebehandlung nach dem Schmiedevorgang bilden sich die Grobkornbereiche aus.

Im Vorfeld der Schmiedung erfolgte eine Vorauslegung der Pancake-Schmiedung in der FEM Software DEFORM 2D. Um das Auftreten von Grobkornbereichen abbilden zu können, wurde die metadynamische Rekristallisationsgeschwindigkeit herangezogen. Aufgrund statistischer Auswertung bereits aufgetretener Grobkornbereiche in anderen Bauteilen von Böhler Schmiedetechnik konnte ein Zusammenhang zwischen Grobkornwachstum und der

metadynamischen Rekristallisationsgeschwindigkeit in einer gewissen Zeitspanne nach der letzten Umformung festgestellt werden. Anhand dieser Erkenntnis über ein wahrscheinliches Auftreten von Grobkornbereichen lässt sich vermuten, dass bei Geschwindigkeiten zwischen $0,03 \text{ s}^{-1}$ und $0,06 \text{ s}^{-1}$ nach der letzten Umformoperation und nach einer gewissen Zeitspanne ein Auftreten von Grobkornbereichen als sehr wahrscheinlich anzunehmen ist. Dieser Geschwindigkeitsbereich kennzeichnet den Bereich zwischen vollständiger Rekristallisation und noch nicht vollständig rekristallisierten Körnern.

In Abbildung 24 und Abbildung 25 sind die durch die Simulation errechneten Geschwindigkeiten der metadynamischen Rekristallisation in einem bestimmten zeitlichen Abstand nach dem letzten Umformschritt dargestellt. Die farblich dargestellten Bereiche haben dabei nach der derzeitigen statistischen Auswertung eine hohe Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von Kornvergrößerung.

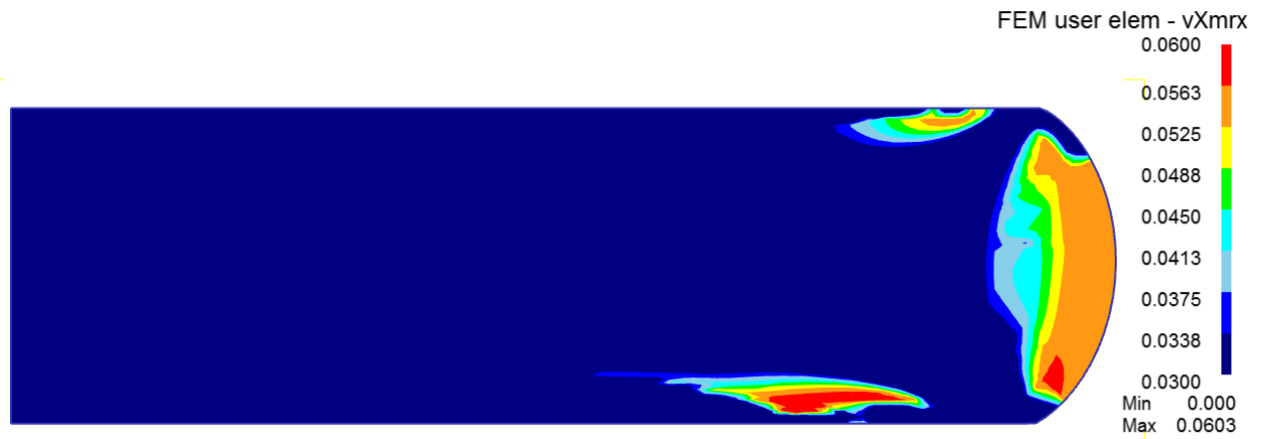


Abbildung 24: Dynamische Rekristallisationsgeschwindigkeit Pancake N2

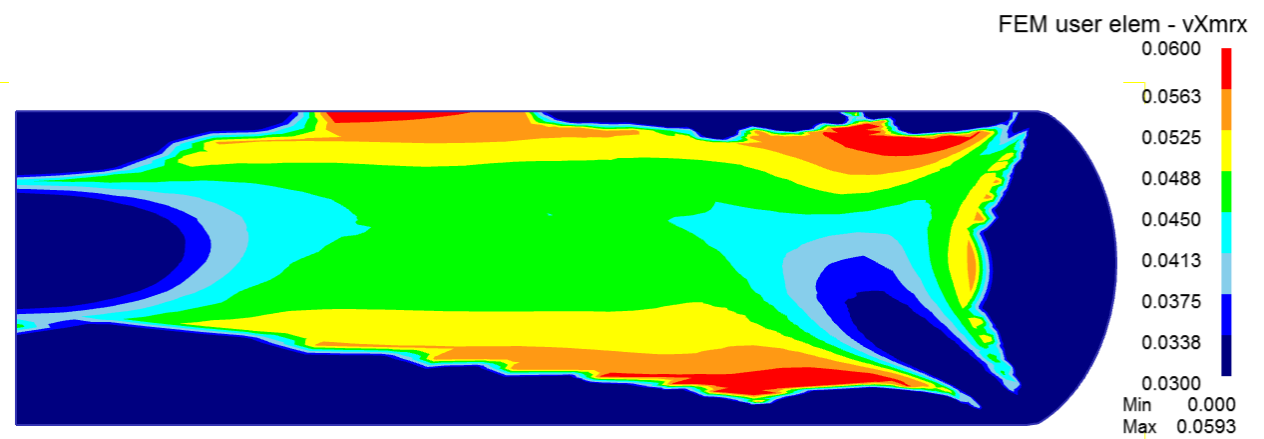


Abbildung 25: Dynamische Rekristallisationsgeschwindigkeit Pancake W7

Bei Pancake W7 ist der Bereich von zu erwartendem Grobkornwachstum am größten. Die Probe W7 wurde daher vor der metallographischen Untersuchung von der Firma Recendt mittels Laserultraschall untersucht, um mögliche Grobkornbereiche zu identifizieren und mit der anschließenden metallographischen Beurteilung zu verifizieren.

Aufgrund der Pancakegröße mussten die Pancakes, für eine möglichst detaillierte Untersuchung des Gefüges, in kleinstmögliche radiale Segmente zersägt werden. Fertigungstechnisch war die Segmentgröße mit einem Winkelabstand von $2,5^\circ$ begrenzt. Die Aufteilung der Pancakes und die Bezeichnung in die einzelnen Segmente ist in Abbildung 26 für eine Viertelscheibe dargestellt.

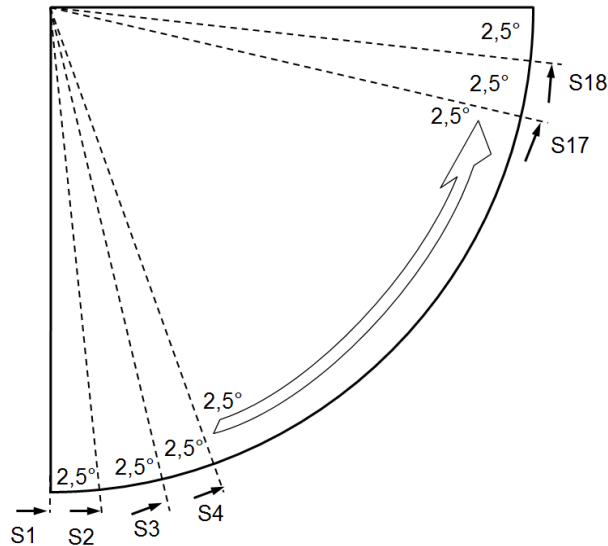


Abbildung 26: Schnittplan

Die einzelnen Schnittsegmente wurden jeweils an der durch die Pfeilspitze gekennzeichneten Kante untersucht. Durch die limitierten Abmaße für die Probeneinbettung mussten die Segmente noch in weitere Untersegmente unterteilt werden. In Abbildung 27 ist die Aufteilung in die Untersegmente dargestellt, hierbei wurde eine maximale und gleichmäßige Probengröße angestrebt, um den Schnittverlust so gering als möglich zu halten.

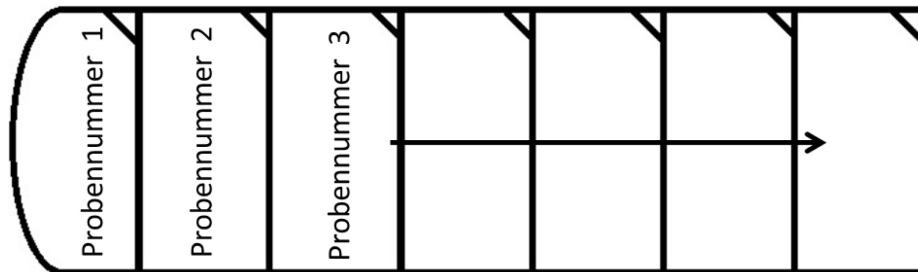


Abbildung 27: Aufteilung der radialen Segmente

Um ein späteres Zuordnen der Probe in Bezug auf den gesamten Pancake gewährleisten zu können, wurden die einzelnen Proben stets mit Pancakenummer, Segmentnummer und

Probennummer gekennzeichnet. Die Probennummer verlief dabei in aufsteigender Reihenfolge vom äußeren Rand hin zur Pancakemitte.

Zur besseren Kennzeichnung wurde die rechte obere Kante bei allen Proben abgefast, um auch im eingebetteten Zustand die richtige Orientierung zu gewährleisten. Nach dem Einbetten erfolgte die Probenvorbereitung mit mehreren nass Schleifvorgängen und darauffolgender Politur mit Diamantsuspension bis auf eine Endkorngröße von 1µm.

Durch die Vielzahl an unterschiedlichen Ätzmitteln in der Literatur [28] wurde zu Beginn eine Erprobung von verschiedenen Ätzmitteln und Ätzzeiten durchgeführt. Ein zufriedenstellendes Ergebnis konnte dabei mit modifizierter Kalling (einer stärkeren Version der Kalling 2, mit einer Zusammensetzung aus Ethanol, Salzsäure und Kupfer(II)chlorid) und vorheriger Beizung in konzentrierter Salzsäure erzielt werden. Um ein optimales und gleichmäßiges Ätzergebnis zu gewährleisten, wurde die Beiz- und Ätzzeit (10 Sekunden HCl und 60 Sekunden Kalling modifiziert) konstant gehalten und die Probe im Bad durchgehend geschwenkt um eine gleichmäßige Benetzung der Oberfläche zu erreichen. Im Anschluss wurde die Probe in vergälltem Ethanol gereinigt.

Jede Probe wurde direkt im Anschluss an die Ätzung makroskopisch sowie mikroskopisch auf Grobkornbereiche untersucht. Die Ergebnisse dieser Untersuchung werden in Kapitel 4.1 näher erläutert.

3.2 DA-Effekt

Da die Bauteilfestigkeit und somit auch der Anteil des DA-Effektes von der kompletten Herstellroute abhängig ist und mit jeder Einflussgröße verändert werden kann, war es notwendig, diese Prozessroute so gut wie möglich in der Simulation abzubilden. Wegen des Schmiedeprozesses kommt es dabei produktionsbedingt zu tolerierten Abweichungen einzelner Prozessgrößen innerhalb eines Fertigungsloses. Durch die Eingabe der tatsächlichen Produktionsparameter in der Simulation ist es möglich, die Unterschiede in der Herstellung bei der Berechnung der Festigkeiten für die einzelnen Turbinenscheiben zu berücksichtigen. Daher war es notwendig, alle Prozessschritte vom Vormaterial bis zum Fertigteil in der Simulation abzubilden, um keine Einflussgröße zu vernachlässigen. Aus diesem Anforderungsprofil ergibt sich eine Simulationskette aus einer DEFORM Schmiedesimulation mit anschließender MATCALC-Berechnung der einzelnen Festigkeitsanteile. Zur Ermittlung des DA-Anteils werden die Berechnungsergebnisse der Simulation mit den realen Festigkeitswerten der geprüften Bauteile gegenübergestellt.

3.2.1 Simulationskette

Die Simulationskette berücksichtigt die Fertigungsschritte von der Schmelze bis zum fertigen Schmiedeteil einschließlich nachfolgender Wärmebehandlung. Diese teilt sich dabei in eine DEFORM-Simulation der Schmiedeprozesse und eine anschließende MATCALC-Berechnung auf.

Aufgrund der immer annähernd gleichen chemischen Zusammensetzung des Vormaterials und der noch nicht ausreichend abbildbaren Herstellroute des Langschmiedens werden Festigkeitsunterschiede im Vormaterial nicht berücksichtigt und somit als konstant angenommen. Die Herstellroute des Vormaterials fließt daher nicht in die DEFORM-Simulation ein. In der Schmiedesimulation werden die Zustände nach der Vormaterialherstellung daher als Startwerte für die Simulation angenommen. Alle weiteren Prozessschritte wurden in einer DEFORM Multiple Operation Simulation zusammengesetzt. Der grundlegende Aufbau eines Schmiedeschlages ist dabei aus folgenden Einzeloperationen aufgebaut:

- Heizen auf Ofentemperatur
- Halten im Ofen auf Ofentemperatur
- Transfer von Ofen zur Presse
- Rasten des Bauteils im Untergesenk
- Pressen
- Rasten des Bauteils im Untergesenk
- Halten an Luft
- Abkühlen an Luft
- Beschleunigte Abkühlung an Luft
- Abkühlen in Wasser
- Polymerabkühlung (nur für den DA-Schlag)

Diese Prozesse wurden für jeweils zwei Vorpressstufen, zwei Fertigpressstufen und einen DA-Schlag in der Simulationskette implementiert und die Wärmebehandlung für Lösungsglühen und DA-Glühen nachgeschaltet. Die daraus entstandene Prozessabfolge besteht somit aus 65 Einzeloperationen.

Diese Vielzahl an Einzelprozessen ist notwendig, um alle Einflussgrößen der Fertigung in der Simulation abbilden zu können und gleichzeitig verschiedene Herstellungsrouten für unterschiedliche Turbinenscheiben abzudecken.

In Abbildung 28 ist ein Ausschnitt des Aufbaus der Simulationskette in DEFORM dargestellt.

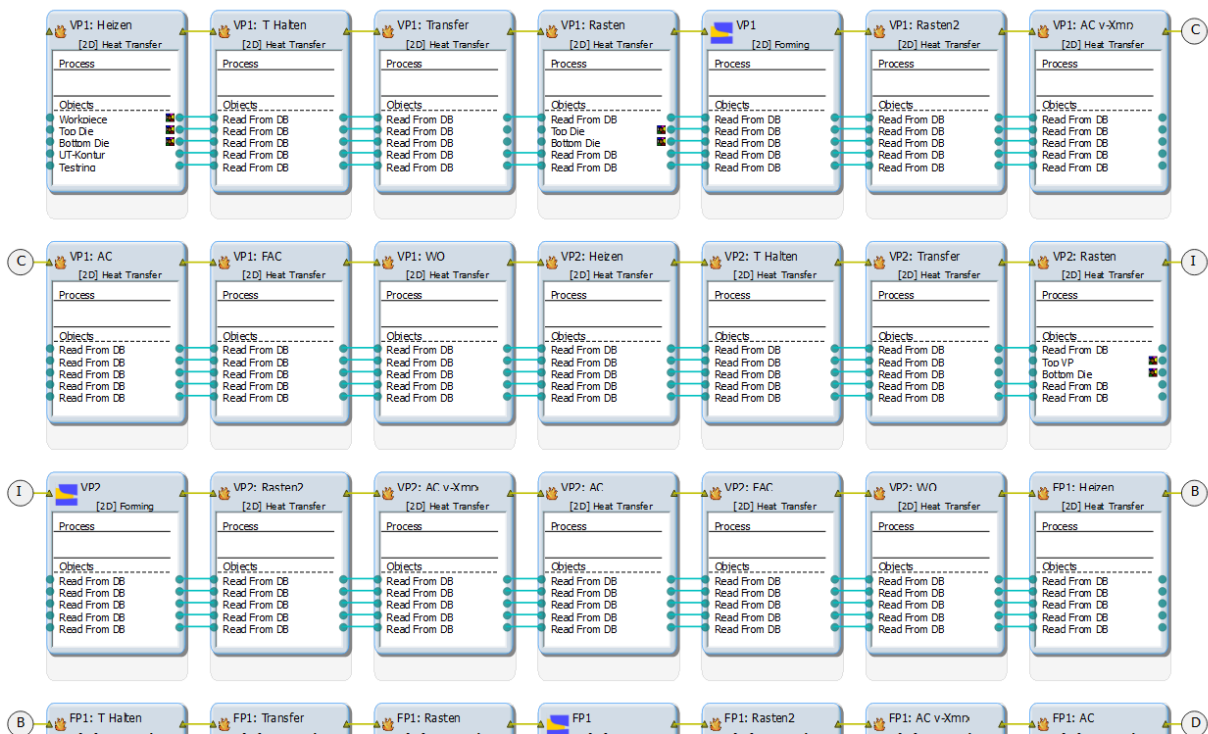


Abbildung 28: Simulationskette in DEFORM

Durch diesen allgemeinen Aufbau ist die Simulationsvorlage als Basis für unterschiedliche Schmiedestücke verwendbar und der zeitliche Aufwand für das Pre-Processing der Simulation kann minimiert werden.

Darüber hinaus ist neben der Variation der Prozessparameter auch ein Wechsel der Gesenke für jeden einzelnen Schlag möglich. Nicht benötigte Prozessschritte können dabei in der Simulation durch eine Prozesszeit von 0 Sekunden übersprungen werden.

Um die unterschiedlichen Aufheiz- und Abkühlverhalten in der Simulation korrekt darzustellen, wurden für die einzelnen Operationen unterschiedliche Materialdaten aus der Datenbank der Böhler Schmiedetechnik referenziert.

3.2.2 Prozessparameter

Für die realitätsgetreue Simulation der erprobten Schmiedeteile ist eine lückenlose Aufzeichnung aller Prozessparameter notwendig. Turbinenscheiben der Serienfertigung wurden mit den realen Prozessparametern nachsimuliert um eine Vielzahl an Daten für die Auswertung zu erhalten. Aufgrund der Prozesscharakteristik des Gesenkschmiedens von sehr großen Schmiedeteilen aus schwer verformbaren Werkstoffen, kommt es zu einer Variation der Prozessparameter.

Einzig bei den Ofentemperaturen bzw. den Ofenzeiten kommt es zu keiner relevanten Abweichung zwischen den einzelnen Bauteilen eines Schmiedeloses. Diese werden daher in

der Simulation für alle Scheiben konstant gehalten. Zu tolerierten Abweichungen vom Schmiedeplan kommt es dagegen bei den Transferzeiten zwischen Ofen und Presse, Rastzeiten des Schmiedeteils im Gesenk und den Gesenkabständen bei der Umformung. Alle Prozessdaten für die gefertigten und erprobten Bauteile wurden für die Aufbereitung der Simulation in einer Liste zusammengefasst und nicht benötigte Simulationsschritte auf 0 gesetzt. In Abbildung 29 ist ein Ausschnitt dieser Datenaufbereitung dargestellt.

	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M	N	O	P	Q	R	S	T
1	1	1	2	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	11	12	12	13	14	15
2	Heizen	Heizen	T halten	T halten	Transfer	Rasten	VP 1	Rasten	Xmrx	AC	FAC	WQ	Heizen	Heizen	T halten	T halten	Transfer	Rasten	VP 2
3	t sek	T C	t sek	T C	t sek	t sek	H mm	t sek	t sek	t sek	t sek	t sek	t sek	T C	t sek	T C	t sek	t sek	H mm
4	10800	1000	2400	1000	21	5	184	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	9	5	150.35
5	10800	1000	2400	1000	22	5	184	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	12	5	160
6	10800	1000	2400	1000	25	5	183	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	17	5	153.35
7	10800	1000	2400	1000	18	5	192	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	16	5	149.7
8	10800	1000	2400	1000	17	5	192	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	14	5	150.65
9	10800	1000	2400	1000	19	5	191	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	13	5	151.05
10	10800	1000	2400	1000	19	5	191	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	25	5	151.4
11	10800	1000	2400	1000	20	5	192	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	13	5	152.2
12	10800	1000	2400	1000	25	5	181	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	13	5	149.8
13	10800	1000	2400	1000	25	5	183	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	12	5	150.6
14	10800	1000	2400	1000	25	5	183	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	14	5	149
15	10800	1000	2400	1000	25	5	183	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	10	5	150.2
16	10800	1000	2400	1000	16	5	183.1	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	15	5	149.8
17	10800	1000	2400	1000	15	5	183.1	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	13	5	150.9
18	10800	1000	2400	1000	15	5	183.1	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	12	5	151
19	10800	1000	2400	1000	18	5	183	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	17	5	149.7
20	10800	1000	2400	1000	16	5	191	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	12	5	150.35
21	10800	1000	2400	1000	19	5	191	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	10	5	149.55
22	10800	1000	2400	1000	25	5	183	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	14	5	150.2
23	10800	1000	2400	973	25	5	183	5	8	36000	0	0	12600	1000	2400	1000	12	5	149.5

Abbildung 29: Datenaufbereitung für unterschiedliche Prozessparameter

Die einzelnen Zeilen in der Liste stellen dabei eine komplette Simulation eines Bauteils dar. Für eine effiziente Durchführung der großen Anzahl an Simulationen wurde das DEFORM-Tool DOE-Study verwendet. Das Tool erlaubt eine frei wählbare Abänderung verschiedener Simulationsparameter innerhalb eines Simulationsdurchlaufs. Somit war es möglich, alle Prozessvariationen für eine bestimmte Scheibengeometrie auf einmal zu übernehmen und einen vollständigen Simulationsdurchlauf für alle Bauteile durchzuführen.

3.2.3 Ergebnisauswertung

Nach der Simulation mit den realen Schmiedeparametern wird mit MATCALC die Ausscheidungskinetik simuliert und die zu erwartenden Festigkeiten berechnet. Hierzu ist es notwendig Parameter aus DEFORM für den nachsimulierten Fertigungsprozess zu exportieren. Als Eingabeparameter für MATCALC sind neben der Temperatur und der Dehnrates auch zwei Parameter der Böhler Schmiedetechnik Subroutine auszugeben. ECDmA gibt dabei die mittlere Korngröße laut ASTM Kornklassenverteilung an und TEPsekor gibt den Netto-Umformgrad nach vollständiger Rekristallisation an. Diese Parameter sind notwendig, da in DEFORM kein Kornklassenmodell implementiert ist, bzw. der in DEFORM ermittelte Umformgrad nicht durch Rekristallisation auf null gesetzt wird und

sich somit bei jeder Umformung aufsummiert. Eine korrekte Abbildung des Umformgrades der einzelnen FEM-Elemente ist daher nur mit dem Netto-Umformgrad möglich.

Das Exportieren dieser Daten wurde im DEFORM-Post-Processor durchgeführt. Mithilfe von Point-Tracking lassen sich Punkte an einer bestimmten Position im Werkstück platzieren und anschließend für die komplette Simulation mitbewegen. In Abbildung 30 ist die Anordnung der einzelnen Erprobungspunkte nach dem letzten Simulationsschritt dargestellt. Die Position der Erprobungspunkte richtet sich dabei nach der Position der tatsächlich entnommenen Testproben der geschmiedeten Bauteile.

Um ein verfälschtes Ergebnis durch Ausreißer an einem Knoten zu vermeiden, wurden um den zu bestimmenden Messpunkt weitere vier Punkte eingefügt. Die Anordnung der endgültig zu trackenden Punkte wird in Abbildung 31 dargestellt.

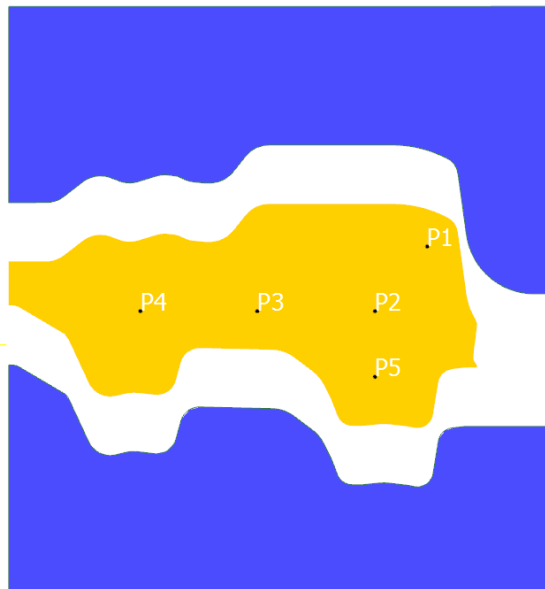


Abbildung 30: Anordnung der Erprobungspunkte nach dem letzten Simulationsschritt

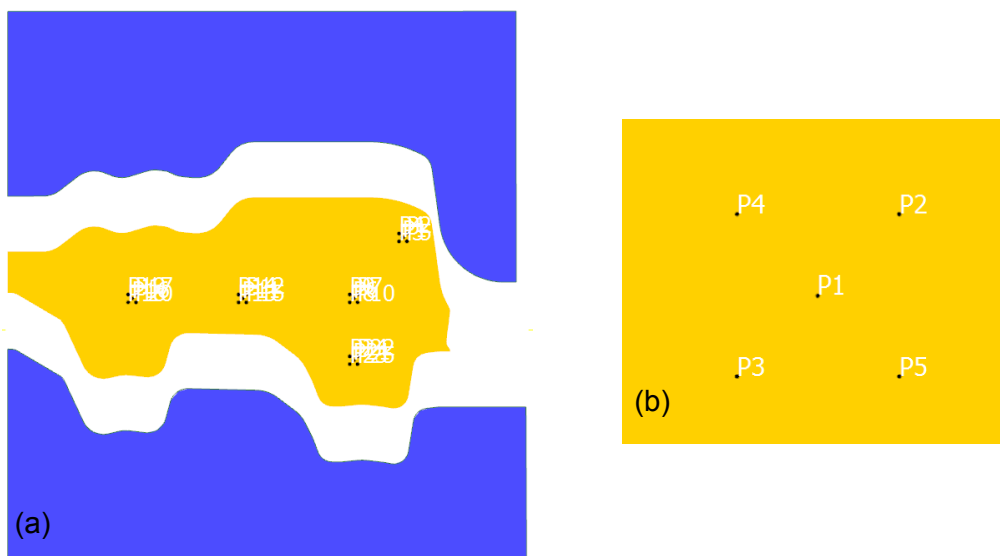


Abbildung 31: Vervielfältigte Messpunkte für jeden Erprobungspunkt (a) und Detailaufnahme der Anordnung (b)

Nachdem die einzelnen Punkte für jeden Simulationsschritt ermittelt wurden, können die Verläufe der Simulationsdaten exportiert werden. In Abbildung 32 ist exemplarisch der Verlauf der Temperatur über die gesamte Simulationszeit für 20 Punkte dargestellt.

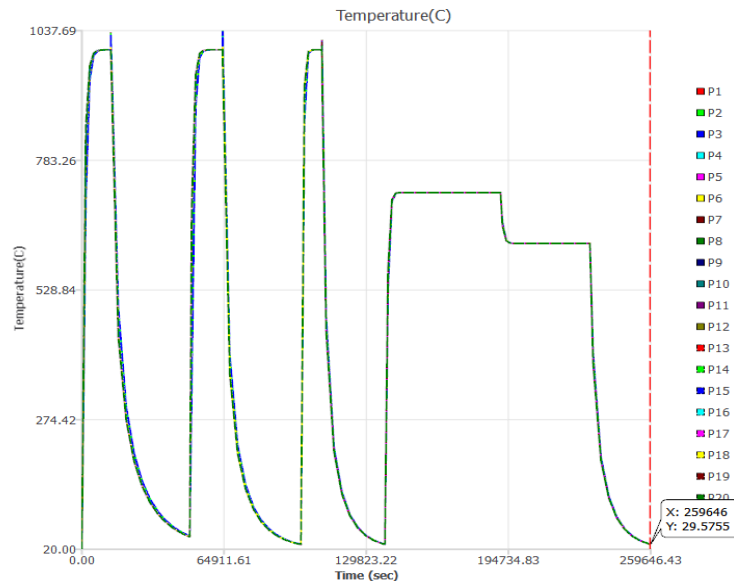


Abbildung 32: Temperaturverlauf bei Schmiedeoperationen und Wärmebehandlung

Ein Unterschied der Temperaturverläufe lässt sich dabei in der Abbildung nur schwer erkennen, für die Berechnung des Ausscheidungsverhaltens sind diese feinen Temperaturunterschiede aber von großer Bedeutung. Um die einzelnen Verläufe für die MATCALC-Eingabe korrekt aufzubereiten, wird eine OCTAVE-Routine der Böhler Schmiedetechnik verwendet. Durch das Programm werden die einzelnen exportierten Verläufe aus DEFORM zu zwei Eingabefiles zusammengefasst und ein MATCALC-Berechnungsablauf erstellt, um die Vielzahl an Berechnungen automatisiert ablaufen zu lassen. Anschließend kann für jeden Punkt eine MATCALC-Berechnung beginnend mit dem Abgießen und Vorschmieden, anschließender Schmiedung auf Endgeometrie und abschließender Wärmebehandlung durchgeführt werden. Die Voroperationen werden dabei aus einem gleichbleibenden Input File eingelesen und in der Berechnung als konstanter Verlauf berücksichtigt.

Der Verlauf von Temperatur, Phasenanteil, Dichte und Radius der Ausscheidungen ist schematisch für einen Schmiedeprozess mit DA-Wärmebehandlung in Abbildung 33 dargestellt. Zu erkennen sind neben der leichten Zunahme der δ -Phase mit jeder Schmiedeoperation auch der steile Abfall bei der γ' - und γ'' -Phase durch Auflösung bei Erwärmung auf Schmiedetemperatur. Während der Wärmebehandlung kommt es neben der Ausscheidung der γ' - und γ'' -Phase auch zu einer Radiuszunahme der beiden Phasen. Die Anzahl der Ausscheidungen geht dabei gleichzeitig etwas zurück.

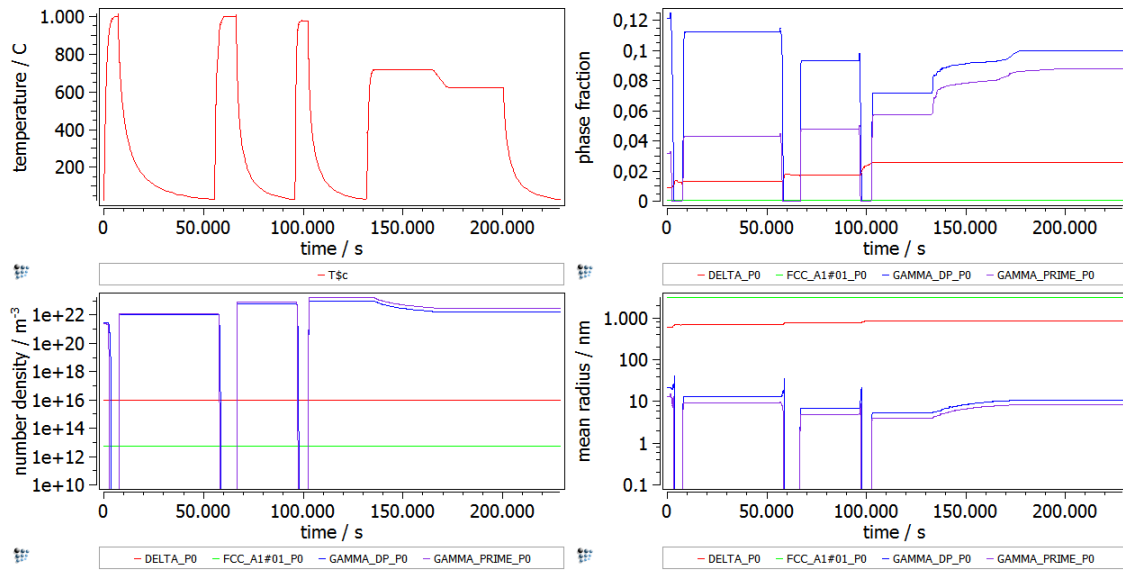


Abbildung 33: MATCALC Berechnungsverlauf

Um die Festigkeitsanteile und Ausscheidungsanteile für Raumtemperatur, 300°C und 650°C auswerten zu können, wird ein Aufheizen auf die entsprechende Prüftemperatur im Anschluss an die eigentliche Wärmebehandlung durchgeführt. Dieser Schritt ist notwendig, da die geprüften Proben bei den verschiedenen Temperaturen getestet wurden und die Festigkeiten mit steigender Temperatur sinken. Somit wird ein korrekter Vergleich der Erprobungswerte mit den Simulationenwerten ermöglicht.

Die in MATCALC berechneten Ausscheidungsanteile, Korngrößen und Festigkeitsanteile werden für jeden einzelnen Simulationspunkt exportiert. Die Ergebnisse der 5 einzelnen Punkte werden anschließend über eine OCTAVE-Routine arithmetisch gemittelt. Um den Oberwinkler-Faktor korrekt berechnen zu können, wird ebenfalls eine OCTAVE-Routine verwendet. Zur Berechnung des Oberwinkler-Faktors werden die bereits in Kapitel 2.3.5 erwähnten Formeln verwendet. Da der DA-Anteil der Festigkeit mit steigendem Oberwinkler-Faktor abnimmt, dient der höchste Oberwinkler-Faktor aller Punkte als konservativer Ansatz. Im Vergleich zu Ausscheidungsanteilen, Korngröße und Festigkeitsanteilen wird der Oberwinkler-Faktor der 5 Messpunkte daher nicht gemittelt. Falls der Umformgrad in einem Punkt die kritischen Umformgrade über- bzw. unterschreitet wird hier ein Oberwinkler-Faktor von + bzw. $-\infty$ angenommen.

Die durch die OCTAVE-Routine eingelesenen Festigkeitsanteile aus MATCALC werden außerdem mit den Modellen der Böhler Schmiedetechnik ergänzt. Die Gesamtfestigkeit kann somit mit und ohne DA Effekt berechnet werden.

Die aus der Simulation berechneten Festigkeitsanteile werden dabei ohne DA-Effekt berechnet. Zur Ermittlung des DA-Anteils werden die Berechnungsergebnisse mit den Erprobungsergebnissen der gefertigten Bauteile verglichen und aus der Differenz der Dehngrenzen der DA-Anteil ermittelt.

3.3 Parameterstudie

Neben der Untersuchung des DA-Effektes von erprobten Bauteilen, soll darüber hinaus auch der Einfluss der einzelnen Simulationsparameter auf die Bauteilfestigkeit genauer analysiert werden. Für diese Untersuchung wurde anhand einer Scheibengeometrie eine Variation der Prozessparameter durchgeführt, um die Sensibilität der Festigkeitsanteile gegenüber Änderungen in der Herstellroute zu verstehen. Als Prozess wurde eine Scheibe mit 2 Vorpress- und 2 Fertigpressschritten gewählt, um alle Parameter variieren zu können.

Um die Interaktion verschiedener Parameter miteinander vergleichen zu können, wurde die Parameterstudie in zwei Schritten durchgeführt. In Schritt eins wurde ein einzelner Parameter variiert und alle anderen Prozessparameter konstant gehalten. In Schritt zwei soll eine Maximierung der Bauteilfestigkeit erreicht und der Einfluss multipler Parametervariationen untersucht werden. Um die komplexen Zusammenhänge durch Veränderung mehrerer Parameter dennoch zu verstehen, wurde die Simulation Parameter für Parameter abgeändert. Beginnend mit dem Festigkeitsmaximum nach der Variation des ersten Prozessparameters wurde dieser fixiert und der darauffolgende Parameter variiert.

Der Simulationsablauf erfolgte dabei, wie bereits im vorigen Kapitel erwähnt, über eine DEFORM-DOE Simulationskette und MATCALC Berechnung.

Für die Auswertung eines möglichst großen Bereiches im Bauteil wurden, wie in Abbildung 34 dargestellt, fünf Messpunkte über die Probengeometrie verteilt. Zur Vermeidung von Ausreißern ist wiederum jeder Messpunkt um vier Punkte um den eigentlichen Messpunkt herum erweitert. Die Ergebnisse der einzelnen Punkte werden im Anschluss an die MATCALC Berechnung wieder gemittelt.

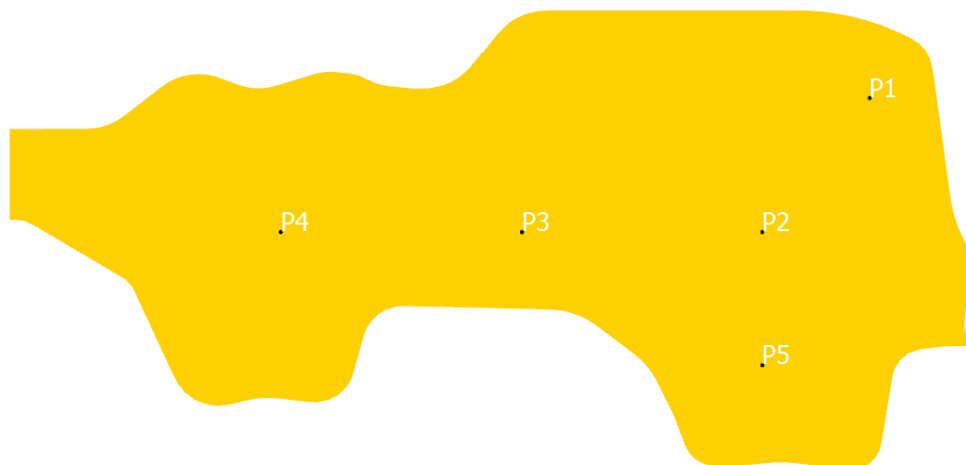


Abbildung 34: Anordnung der Messpunkte für Parameterstudie

4. Ergebnisse

Die gewonnenen Erkenntnisse der durchgeführten Untersuchungen werden in folgendem Kapitel präsentiert und im Anschluss diskutiert. Durch die unterschiedlichen Bereiche von Grobkornbildung, Direct-Age-Effekt und Parameterstudie werden die Ergebnisse zuerst im Einzelnen besprochen.

4.1 Ergebnisse der Untersuchung auf Grobkornbereiche

Bei der Untersuchung der Scheibe W7, mit der höchsten Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von abnormalem Kornwachstum, konnten in der Laserultraschall-Messung keine Bereiche mit Abweichungen detektiert werden. Die metallographische Untersuchung konnte daher auf keinen bestimmten Bereich eingegrenzt werden und eine vollständige Untersuchung der Scheibe W7 wurde durchgeführt.

Die im Anschluss an die Ätzung durchgeführte makroskopische Untersuchung auf Grobkornbereiche führte dabei zu keinem Ergebnis. Die Proben wurden aus diesem Grund auch mikroskopisch vollständig untersucht. In Abbildung 35 ist das Gefüge in der Mitte eines Probensegments abgebildet. Deutlich sichtbar ist dabei die gleichmäßige Ausbildung der Korngröße über den gesamten abgebildeten Querschnitt.



Abbildung 35: Gefügeaufnahme W7-K1-S1 mit 2,5x Vergrößerung

Der in Abbildung 36 dargestellte Ausschnitt aus Abbildung 35 wurde mit höherer Vergrößerung aufgenommen und ermöglicht eine genauere Beurteilung des Gefüges. Die einzelnen Korngrenzen sind deutlich zu erkennen und die Korngröße liegt im Bereich einiger μm . Die Unterschiede in den Korngrößen der einzelnen Körner sind dabei sehr gering.

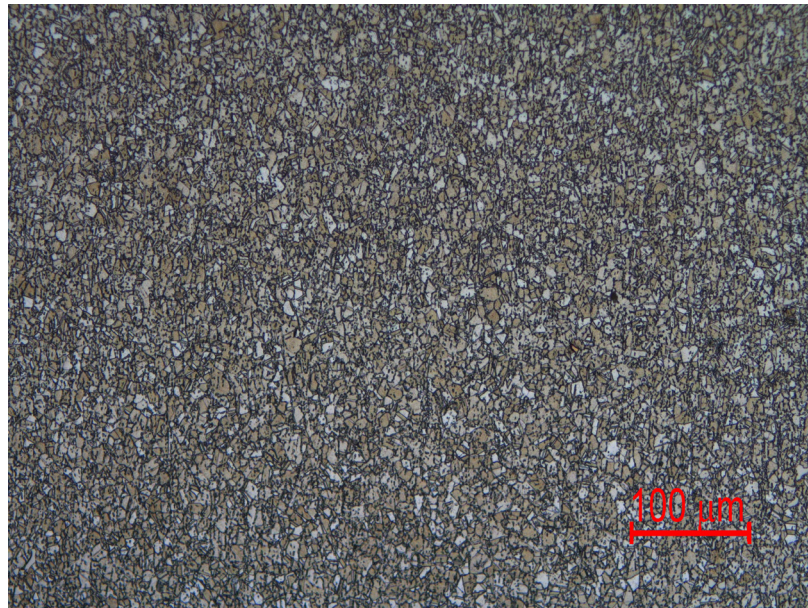


Abbildung 36: Gefügaufnahme W7-K1-S1 mit 20x Vergrößerung

Im Unterschied zu dem in Abbildung 36 dargestellten Gefüge in der Probenmitte konnte in unmittelbarer Nähe zum Probenrand ein Unterschied in der Korngrößenverteilung festgestellt werden. Dieses bimodale Gefüge aus Abbildung 37 im Randbereich ist aber aufgrund der geringen Umformung im Rand auch zu erwarten. Da der Randbereich beim Fertigbauteil ohnehin durch Nachbearbeitung entfernt wird, stellt dieser kein Problem für die Bauteilfestigkeit dar.

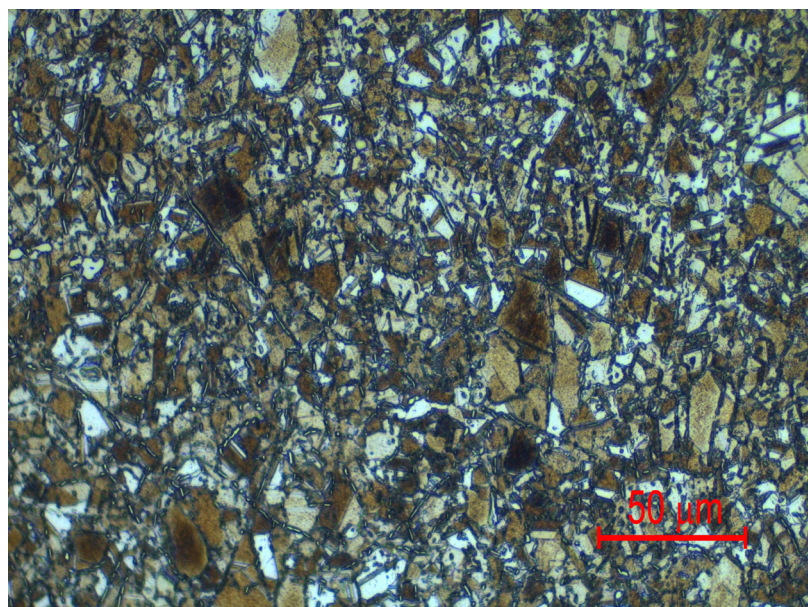


Abbildung 37: Gefügaufnahme W7-K5-S2

Neben den beschriebenen Gefügeunterschieden zwischen Rand und Kern, konnten in einigen Schliiffproben Karbonitride nachgewiesen werden. Die golden auftretenden

Ausscheidungen in Abbildung 38 sind dabei deutlich vom restlichen Gefüge zu unterscheiden. Ihr Auftreten ist auf einige wenige Proben begrenzt und die Verteilung innerhalb der Proben war stets homogen.

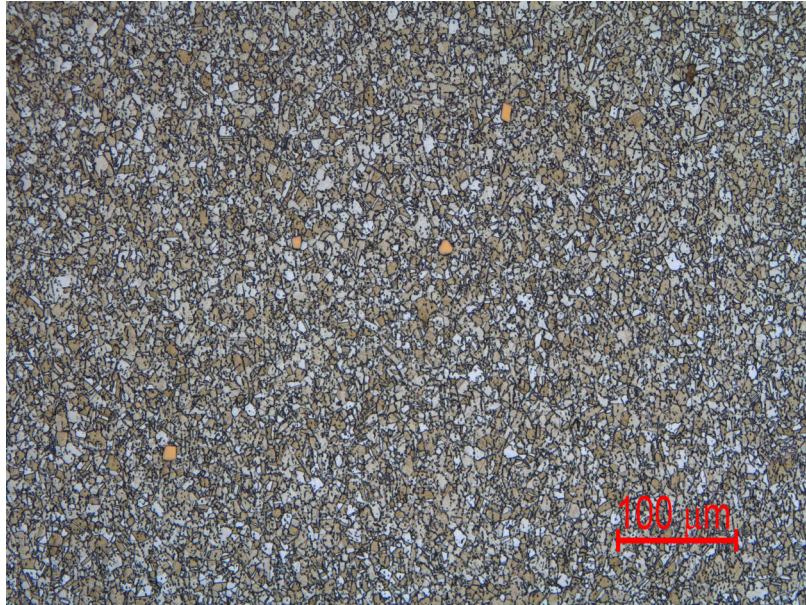


Abbildung 38: Karbonitride in Probe W7-K3-S6 mit 20x Vergrößerung

In wenigen Proben konnten darüber hinaus Bereiche mit gröberen Körnern im Vergleich zum Restgefüge festgestellt werden. In Abbildung 39 kann man den deutlich helleren Fleck in der Bildmitte erkennen, welcher in Abbildung 40 und Abbildung 41 mit höherer Auflösung dargestellt ist.

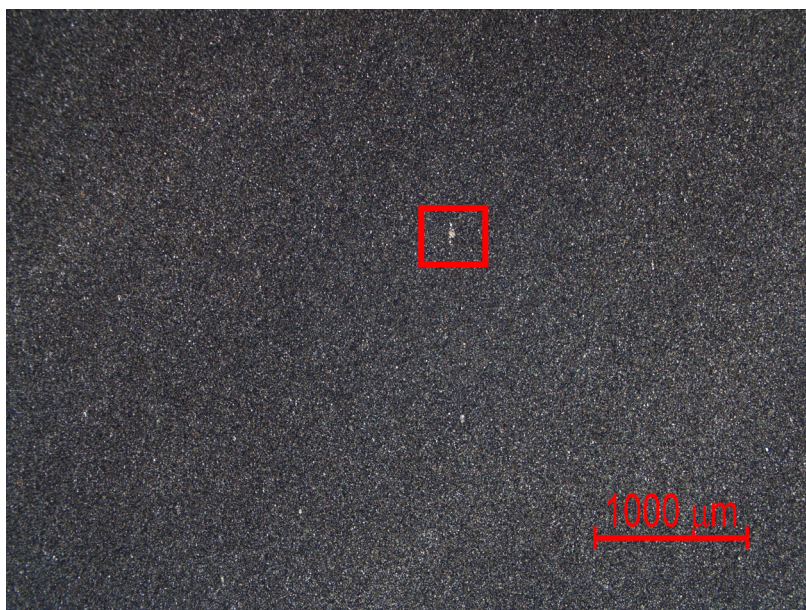


Abbildung 39: W7-K4-S4 mit 2,5x Vergrößerung

Neben dem sehr feinkörnigen Grundgefüge sticht ein deutlich gröberes Korn, mit einer Korngröße von 40 µm heraus.

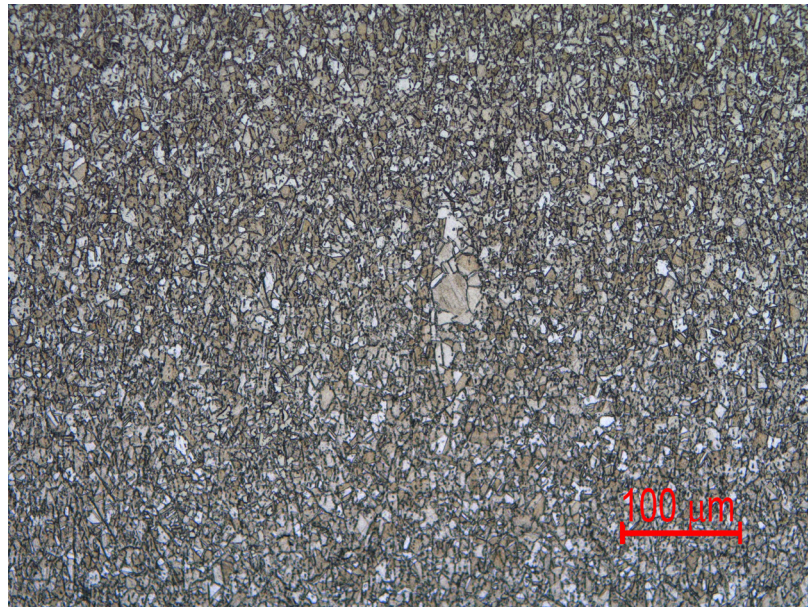


Abbildung 40: Markante Stelle in Probe W7-K4-S4 mit 20x Vergrößerung

Um das einzelne Korn liegen darüber hinaus noch einzelne Körner mit einer leicht erhöhten Korngröße in Bezug auf das umliegende Grundgefüge.

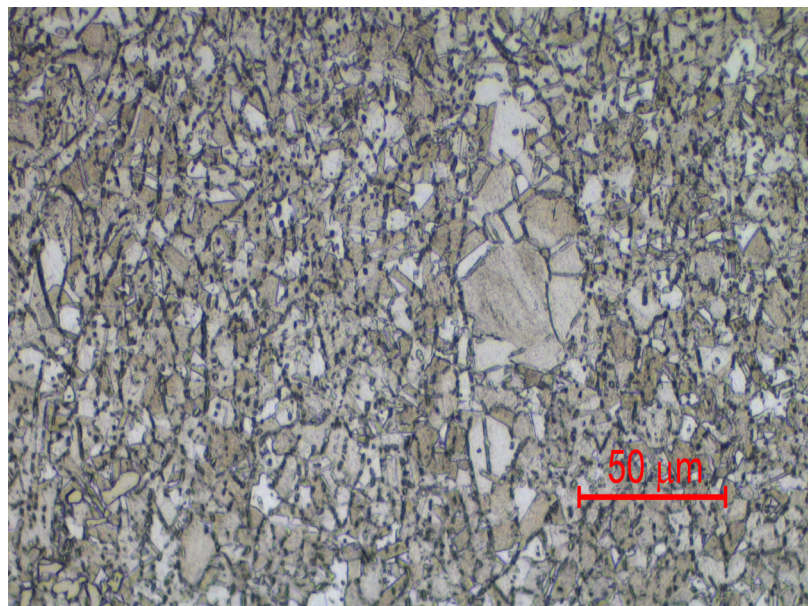


Abbildung 41: Markante Stelle in Probe W7-K4-S4 mit 50x Vergrößerung

Die Korngrößenabweichung aus Abbildung 41 steht dabei beispielhaft für die maximale Anzahl an abweichenden Körnern vom Grundgefüge in den untersuchten Proben. In den anderen Schliiffproben wurden keine Bereiche mit größeren Körnern als in Abbildung 41

nachgewiesen und auch die Anzahl an vergrößerten Körnern im Vergleich zum Restgefüge war nie höher als in Abbildung 41. Da der Unterschied in der Korngröße und der Bereich, in dem größere Körner auftreten, nicht groß genug ist, kann in diesen Fällen nicht von einem Grobkornbereich gesprochen werden.

In den untersuchten Proben konnten daher weder durch die Laserultraschallmessung noch durch die metallographische Gefügeuntersuchung Grobkornbereiche detektiert werden. Da das Auftreten von Grobkornbereichen daher nicht nur durch die Rekristallisationsgeschwindigkeit eingegrenzt werden kann, müssen weitere Versuche in dieser Richtung unternommen werden.

4.2 Ergebnisse der DA-Simulationen

Zur Ermittlung des DA-Anteils an der Gesamtfestigkeit wurden die Berechnungsergebnisse ohne DA-Anteil mit den Erprobungsergebnissen gegenübergestellt. Versuchsdaten konnten von drei unterschiedlichen Scheibengeometrien ausgewertet werden. Diese Scheiben wurden mit unterschiedlichen Fertigungsparametern hergestellt, da eine Fertigung im Schmiedebetrieb nicht ohne Abweichungen vom Sollmaß möglich ist. Alle Scheiben wurden dabei in einem von der Böhler Schmiedetechnik definierten Prozessfenster geschmiedet. Der daraus ermittelte DA-Bereich deckt eine große Variation an Prozessparametern ab.

In Abbildung 42 ist exemplarisch für die einzelnen Turbinenscheibengeometrien der Schnittplan für einige Prüfgeometrien dargestellt. Die verschiedenen Geometrien werden dabei sowohl für Zugversuche, Kerbschlagbiegeversuche und Kriechversuche verwendet. Anhand der vorhandenen Versuchsdaten konnten die Positionen der einzelnen Messpunkte in der Simulation ermittelt werden.

Aufgrund der Beeinflussung des DA-Anteils durch Umformgrad und Temperatur nach der letzten Umformung wird zur Vorhersage des DA-Effektes der Oberwinkler-Faktor herangezogen.

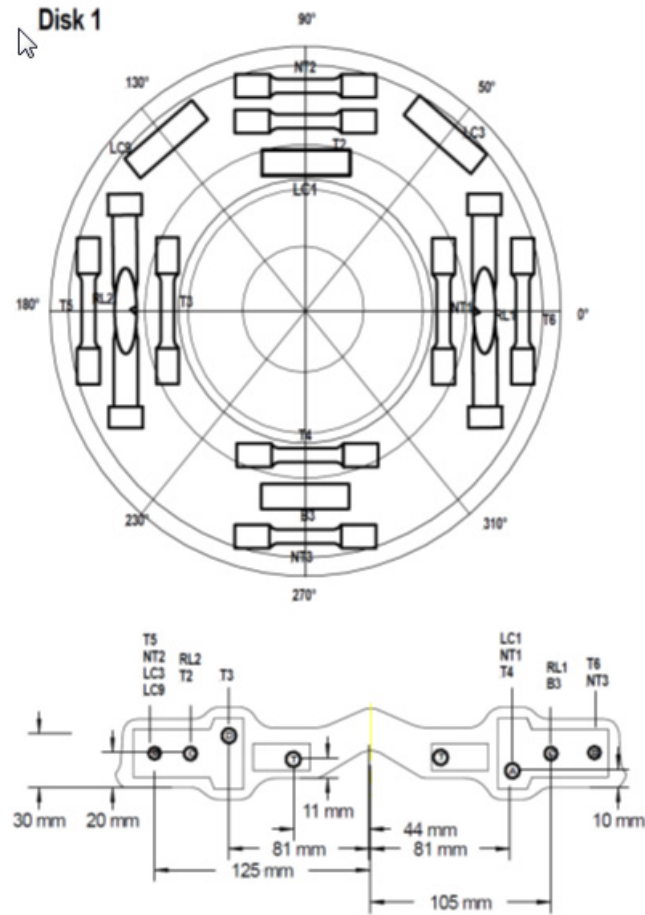


Abbildung 42: Prüfplan für Turbinenscheiben

In Abbildung 43 ist der Temperaturverlauf innerhalb einer Scheibe nach dem DA-Schlag dargestellt. Die Punkte liegen dabei in unterschiedlichen Temperaturbereichen, wodurch sich bei der Berechnung des Oberwinkler-Faktors aus Abbildung 45 unterschiedliche Zonen ergeben.

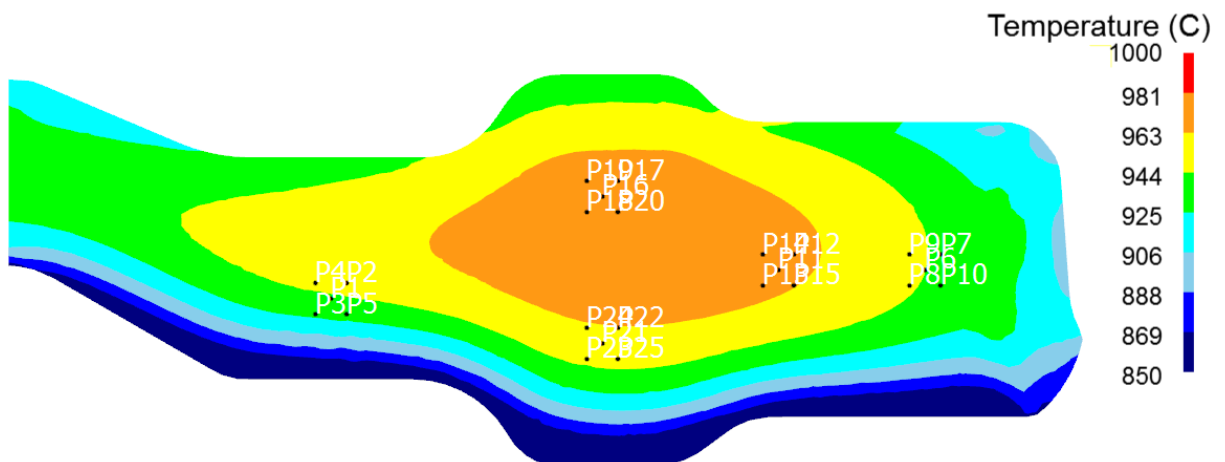


Abbildung 43: Temperaturverlauf nach dem DA-Schlag

Da zur Berechnung des Oberwinkler-Faktors neben der Temperatur auch der Umformgrad von Bedeutung ist, wird der Netto-Umformgrad nach vollständiger Rekristallisation (TEPSEkor) benötigt. Dieser ist in Abbildung 44 für die gleiche Scheibe wie in Abbildung 43 dargestellt, wobei deutlich unterschiedliche Bereiche mit hohem Netto-Umformgrad und Bereiche mit Netto-Umformgrad nahe 0 erkennbar sind. Bei vollständiger dynamischer oder metadynamischer Rekristallisation wird der Netto-Umformgrad auf 0 gesetzt. Durch die vorhergegangenen Umformoperationen kann der Netto-Umformgrad daher vor dem DA-Schlag hoch sein und durch den DA-Schlag vollständig rekristallisieren, bzw. Bereiche, die bereits vollständig rekristallisiert sind, erfahren durch die geringe Höhenabnahme im DA-Schlag nur eine geringe Umformung.

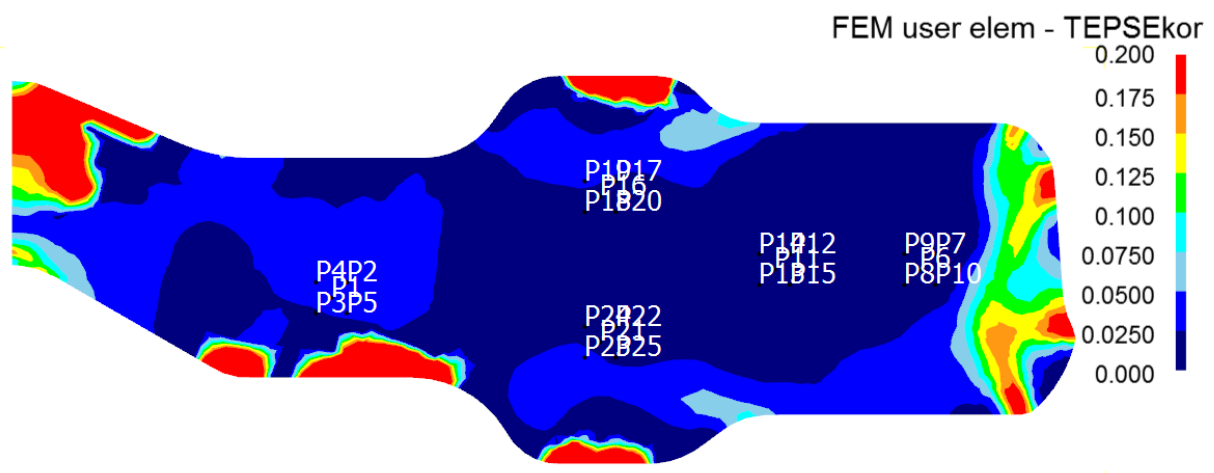


Abbildung 44: Netto-Umformgrad nach vollständiger Rekristallisation nach dem DA-Schlag

Aus der Kombination von Temperatur und Netto-Umformgrad kann anschließend nach Formel 12 aus Kapitel 2.3.5 der Oberwinkler-Faktor berechnet werden. Die Temperaturen T_{\max} und T_{\min} werden durch den Umformgrad beeinflusst. Die Temperaturdifferenz zwischen diesen Grenzwerten nimmt dabei mit zunehmendem Umformgrad zu und das gesamte Temperaturfenster sinkt mit steigendem Umformgrad.

$$O = \frac{T - T_{\min}}{T_{\max} - T_{\min}} \quad \text{Formel 12}$$

Abbildung 45 zeigt den Verlauf des Oberwinkler-Faktors direkt nach dem DA-Schlag. Deutlich erkennen lässt sich dabei die Abgrenzung des roten und dunkelblauen Bereiches vom restlichen Verlauf. In diesem Bereich konnte der kritische obere bzw. untere Umformgrad nicht erreicht werden und definitionsgemäß wird der Oberwinkler-Faktor daher auf $+\infty$ (rot) bzw. $-\infty$ (blau) gesetzt. Da für die einzelnen Probenpunkte immer der kritische Oberwinkler-Faktor für die konservative Berechnung herangezogen wird, werden die Punkte

P9 und P7 auf $+\infty$ und auch der gemittelte Wert von P6-P10 ebenfalls auf $+\infty$ gesetzt. In diesem Bereich ist nach dem aktuellen Modell keine zuverlässige Aussage über den DA-Anteil gewährleistet.

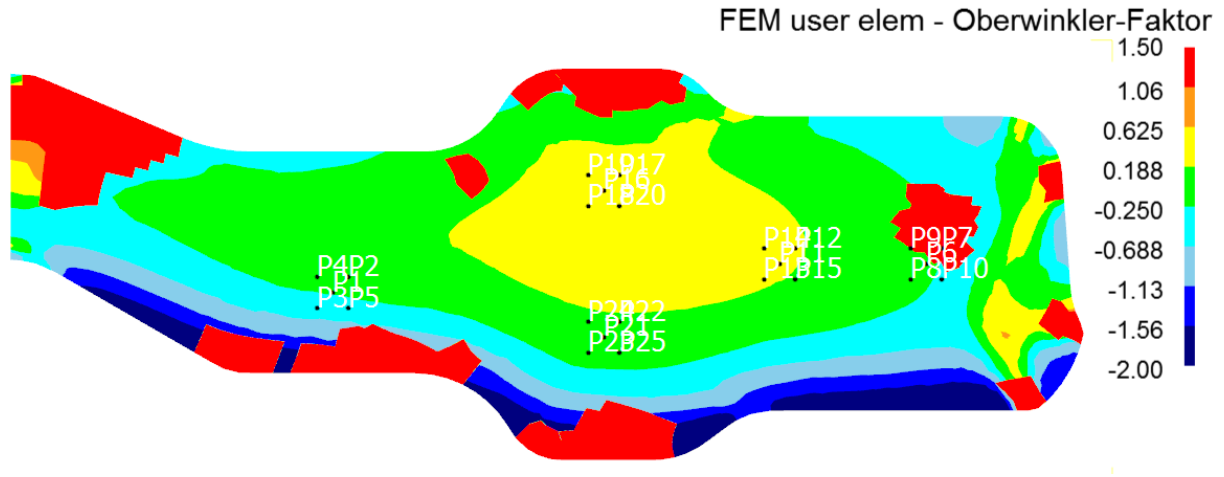


Abbildung 45: Oberwinkler-Faktor nach dem DA-Schlag

Für die Berechnung des DA-Effektes bei erprobten Scheiben für die drei Scheibengeometrien der Serienfertigung konnten 97 Versuchswerte ermittelt und mit den Werten der Simulation nach realen Fertigungsparametern gegenübergestellt werden. Die Erprobung der Festigkeitswerte fand dabei bei Raumtemperatur, 300°C oder 650°C im Zugversuch statt. Für die Berechnung des DA-Anteils an der Gesamtfestigkeit wurden die in MATCALC berechneten Dehngrenzen mit der Subroutine für die Grundfestigkeit angepasst und aus der Differenz zu den Erprobungsergebnissen der DA-Anteil errechnet. Durch die in der Berechnung implementierte Temperaturerhöhung nach der Wärmebehandlung auf 300°C und 650°C wird die Festigkeitsabnahme durch die Temperaturerhöhung mitberücksichtigt.

In Abbildung 46 sind die Dehngrenzen aus der Erprobung mit den Dehngrenzen der Berechnung ohne DA-Effekt gegenübergestellt. Zur leichteren Darstellung sind die Ergebnisse dabei in aufsteigender Reihenfolge der Erprobungsergebnisse auf die verschiedenen Scheibengeometrien aufgeteilt. Bei Scheibengeometrie 3 erfolgt darüber hinaus auch eine Aufteilung auf die unterschiedlichen Testtemperaturen.

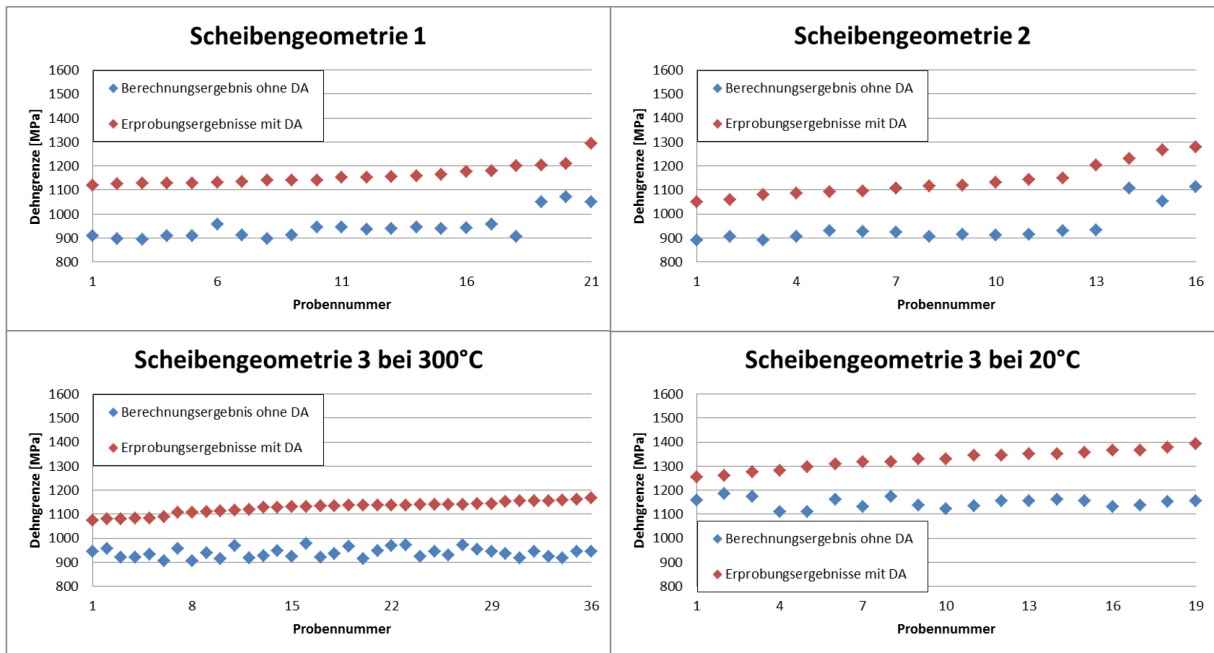


Abbildung 46: Erprobungsergebnisse und Berechnungsergebnisse

Der Unterschied zwischen den Berechnungsergebnissen und den Erprobungsergebnissen der einzelnen Erprobungswerte ergibt dabei den DA-Anteil an der Gesamtfestigkeit. Dieser bewegt sich in Bereichen zwischen 75 und 290 MPa. Aufgrund der großen Schwankung kann kein Zusammenhang zwischen DA-Effekt und Prüftemperatur bzw. DA-Anteil und Scheibengeometrie abgeleitet werden. Da auch eine einzelne Betrachtung von Umformgrad und Temperatur keinen klaren Zusammenhang erkennen lässt, wird das von Oberwinkler et.al. [25] beschriebene Modell zur Vorhersage des DA-Anteils verwendet.

Da in diesem Modell ein Zusammenhang zwischen Temperatur und Umformgrad in der letzten Umformung über den Oberwinkler-Faktor hergestellt wird, sind in Abbildung 47 die DA-Anteile über den Oberwinkler-Faktor aufgetragen. Dabei ist besonders die Durchmischung der einzelnen Probengeometrien und Prüftemperaturen auffällig, weshalb ein Einfluss der Prüftemperatur oder der Geometrie auf den DA-Effekt definitiv ausgeschlossen werden kann.

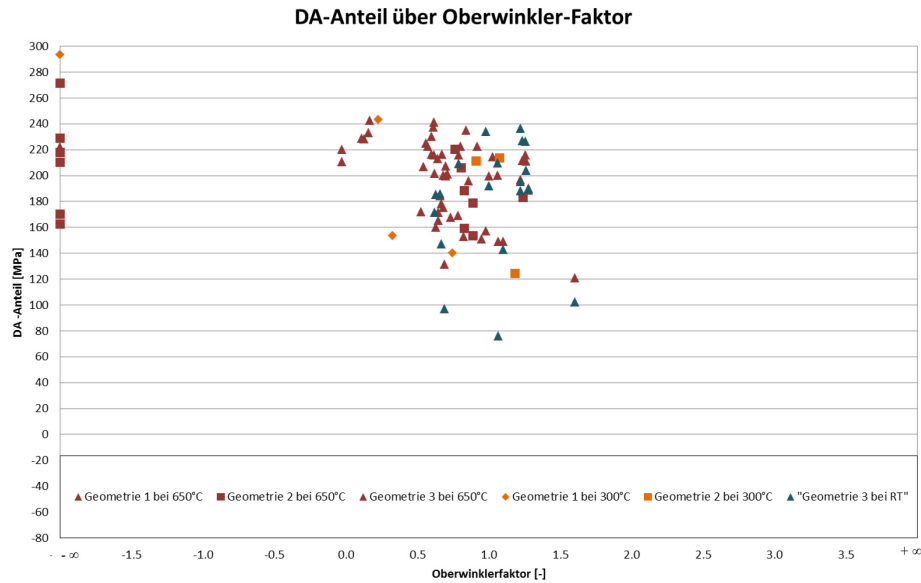


Abbildung 47: DA-Anteil über Oberwinkler-Faktor für die erprobten Scheibengeometrien

Neben der durchgemischten Punktwolke lässt sich auch eine Abgrenzung zwischen einem besonders dichten Bereich nahe einem Oberwinkler-Faktor von 0 und einem Bereich größerer Streuung auf der rechten Seite erkennen. Im Bereich zwischen Oberwinkler-Faktor 0,3 und 0,4 scheint dabei der Trennbereich zu liegen. Für Oberwinkler-Faktoren von $-\infty$ liegt die Streuung in einem sehr hohen Bereich, weshalb in diesem Fall keine genaue Aussage getroffen werden kann und dieser Bereich für die Auslegung von Turbinenscheiben zu meiden ist.

Diese Tendenz eines abfallenden und größer streuenden DA-Anteils für Oberwinkler-Faktoren größer 0,35 ist auch in Abbildung 48 zusammen mit den Daten nach Oberwinkler et.al. [25] erkennbar. Ein ähnliches Verhalten des DA-Effektes von Turbinenscheiben der Serienfertigung wie jene Versuchsteile nach Oberwinkler et.al. lässt sich dabei deutlich erkennen.

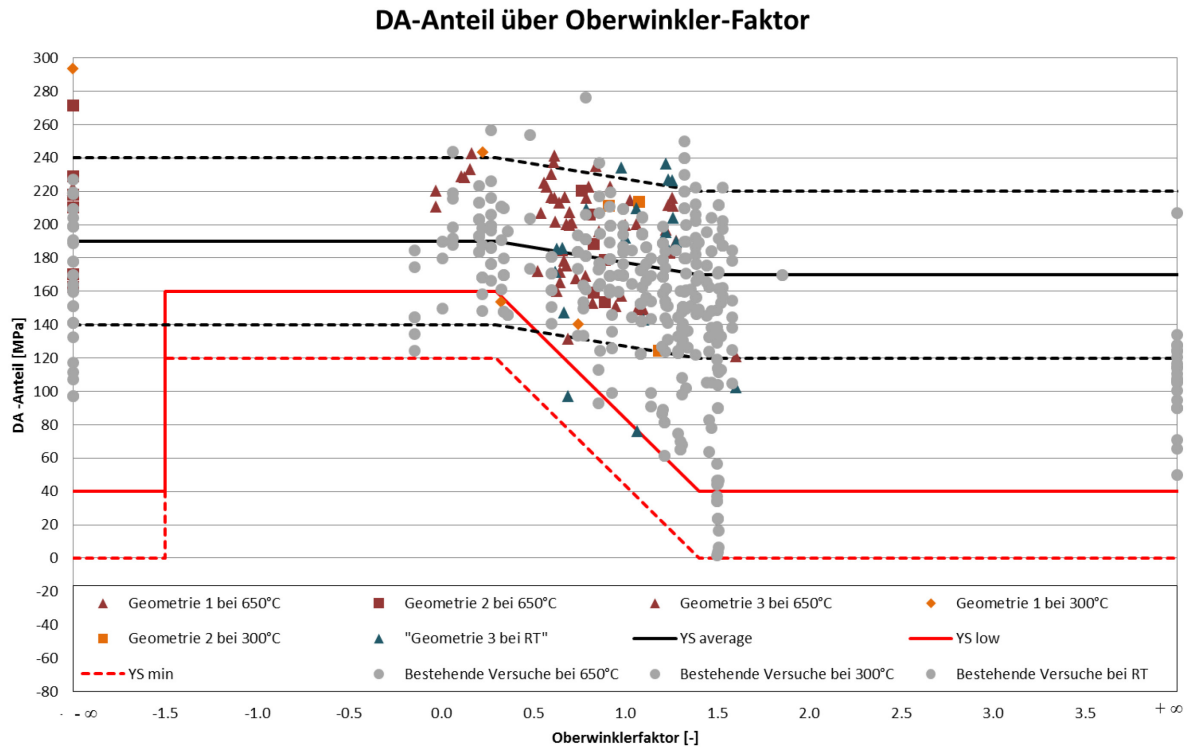


Abbildung 48: DA-Anteil über Oberwinkler-Faktor

Die neu gewonnenen Versuchsdaten befinden sich dabei größtenteils in einem Bereich des Oberwinkler-Faktors zwischen -0,1 und 1,6. Einige wenige Versuchspunkte hatten einen Oberwinkler-Faktor von $-\infty$, welcher auf der linken Seite des Diagramms abgebildet ist. Im Bereich von größer 1,6 konnten keine Versuchsdaten ermittelt werden, da die getesteten Scheiben schon bewusst für einen DA-Effekt mit geringer letzter Umformung geschmiedet wurden. Im Bereich des Oberwinkler-Faktors zwischen -1,5 und -0,1 konnten keine weiteren Werte generiert werden. Dies ist aber für das Vorhersagemodell nicht hinderlich, da auch in der Parametersimulation keine Werte kleiner -0,3 bei der Variation des DA-Schlages festgestellt wurden.

Die Übereinstimmung der Versuchsdaten mit den bereits bestehenden Daten ist hierbei deutlich zu erkennen. Alle ermittelten Versuchsdaten liegen dabei über der prognostizierten YS_{\min} -Linie, welche den minimalen festigkeitssteigernden Anteil darstellt. Der Großteil der generierten DA-Anteile liegt dabei im Bereich deutlich über der YS_{\min} -Linie. Eine Tendenz zum Abfall mit steigendem Oberwinkler-Faktor lässt sich dabei in annähernd gleichem Ausmaß erkennen, wie es vom bestehenden Modell vorhergesagt wird.

Die im Zuge dieser Arbeit ermittelten Datenpunkte inklusive der bereits bestehenden Daten aus den Versuchen von Oberwinkler [25] werden in einem statistischen Modell implementiert, um die Vorhersage des Festigkeitsanteils aufgrund des DA-Effektes noch genauer zu gestalten. Der Abfall der DA-Anteile und die höhere Streuung in Zusammenhang mit Grobkornbereichen wird in Kapitel 4.4 näher behandelt.

4.3 Ergebnisse der Parametersimulationen

Um die Sensibilität der Simulationskette gegenüber einer Variation der bereits beschriebenen Fertigungsparameter zu untersuchen, wurde eine Parametersimulation durchgeführt. Aus den Kenntnissen der Prozessparameter der realen Schmiedebauteile konnten vor allem für die Transferzeit und Gesenkabstände deutliche Unterschiede innerhalb eines Fertigungsloses festgestellt werden. Um diese Einflüsse für zukünftige Bauteile besser verstehen zu können und in Hinblick auf optimale Festigkeit unter Vermeidung von Grobkornbereichen zu optimieren, wurden diese Parameter variiert. Zur leichteren Vorstellung der einzelnen Prozessschritte ist in Abbildung 49 der Verlauf der Bauteilgeometrie für die einzelnen Umformschritte abgebildet. In den Diagrammen wird daher auch der aktuelle Prozessfortschritt mit den zu messenden Punkten dargestellt.

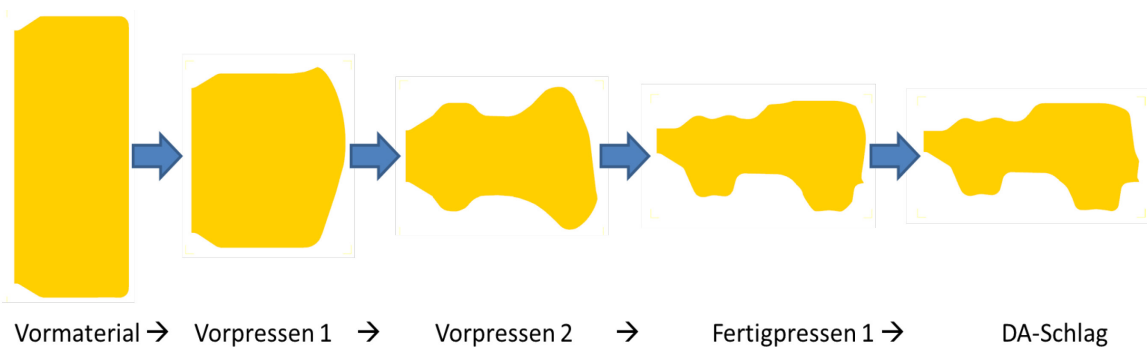


Abbildung 49: Bauteilgeometrie bei unterschiedlichen Umformschritten

4.3.1 Haltezeitenvariation

Im ersten Schritt der Parameterstudie wurde eine Variation von Haltezeiten vor der Umformung durchgeführt. Die Haltezeiten wurden dabei über das bisherige Prozessfenster für die Fertigung hinaus variiert. Aufgrund der hohen Anzahl an Simulationen wurde als Abstufung für die beiden Vorpressschritte und das erste Fertigpressen fünf Sekunden festgelegt. Für den DA-Schlag wäre diese Auflösung aufgrund des großen Zeitbereichs der Variation allerdings zu groß, weshalb hier zehn Sekunden Intervallschritt sinnvoller sind. In Abbildung 50 bis Abbildung 53 sind die ermittelten Werte für die Dehngrenze ohne DA-Anteil bei Raumtemperatur dargestellt. Die fünf Punkte repräsentieren dabei die in Abbildung 34 eingetragenen Messpunkte im simulierten Bauteil.

Anhand der in Abbildung 50 dargestellten Dehngrenzen für die Haltezeitenvariation des ersten Vorpressens lässt sich kein deutlicher Trend über die einzelnen Haltezeiten erkennen. Da eine Transferzeit von 5 Sekunden fertigungstechnisch fast nicht realisierbar ist, kann dieser Wert für die Optimierung des Prozessfensters allerdings vernachlässigt werden. Unter

Vernachlässigung des Ausreißers in Punkt 4 bei 15 Sekunden kann das Maximum der Dehngrenze für die Haltezeit von 40 Sekunden abgelesen werden.

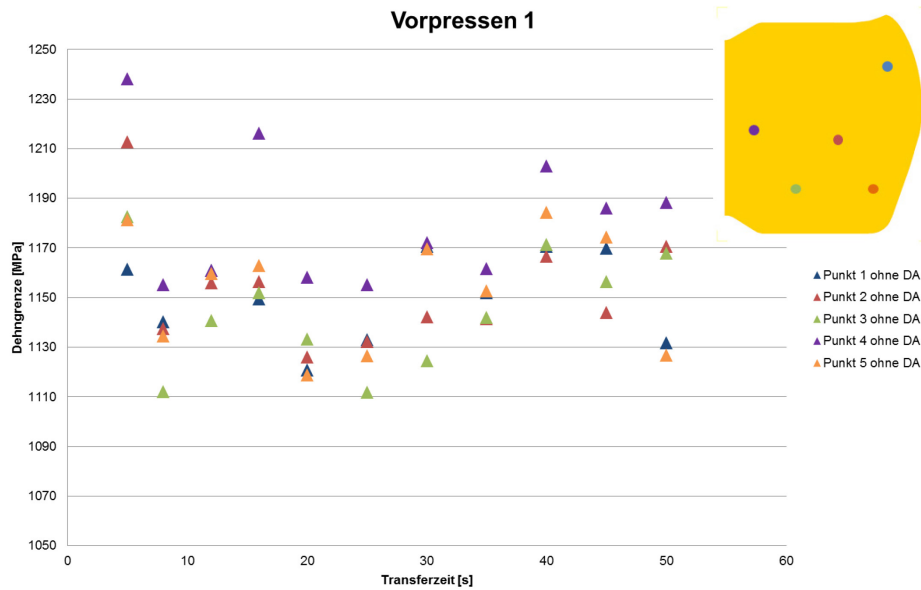


Abbildung 50: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Transferzeit vor der ersten Schmiedeoperation

Auch in Abbildung 51 lässt sich kein eindeutiger Verlauf der Dehngrenze erkennen. Der Hochpunkt bei 8 Sekunden kann, ebenso wie der Punkt bei 5 Sekunden Haltezeit, beim ersten Vorpresen aufgrund fertigungstechnischer Einschränkungen vernachlässigt werden. Unter Berücksichtigung der höchsten Festigkeiten aller Punkte lässt sich daher ein Maximum bei 35 Sekunden Haltezeit erkennen.

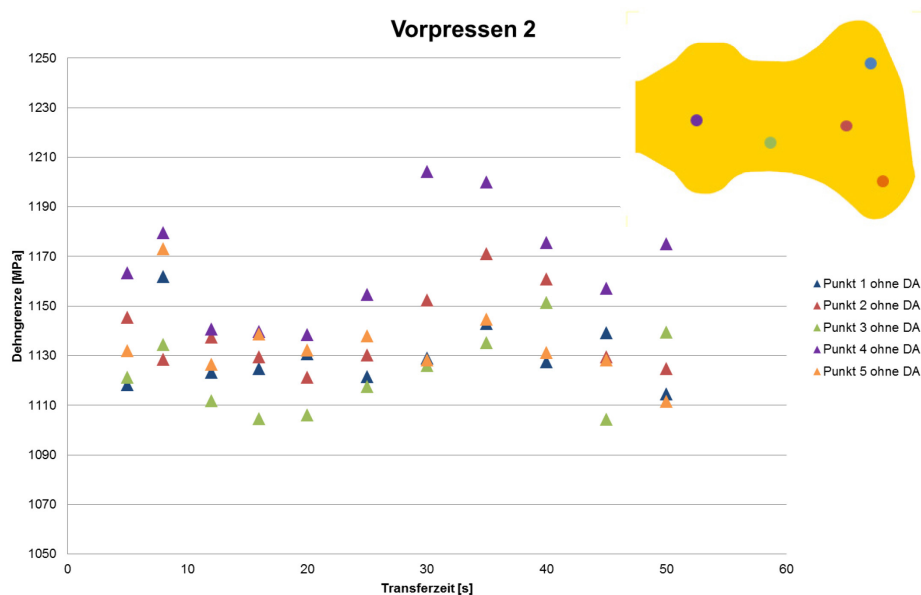


Abbildung 51: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Transferzeit vor der zweiten Schmiedeoperation

Für die Haltezeitenvariation des Fertigpressens in Abbildung 52 kann im Vergleich zum Vorpressen ein deutlicher Dehngrenzenanstieg im Bereich 35 Sekunden Haltezeit erkennen. Zur besseren Auflösung wurde der Bereich zwischen 30 und 40 Sekunden noch feiner abgestuft. Ein Maximum lässt sich durch diese feinere Unterteilung bei 33 Sekunden Haltezeit vor dem Fertigpressen 1 erkennen.

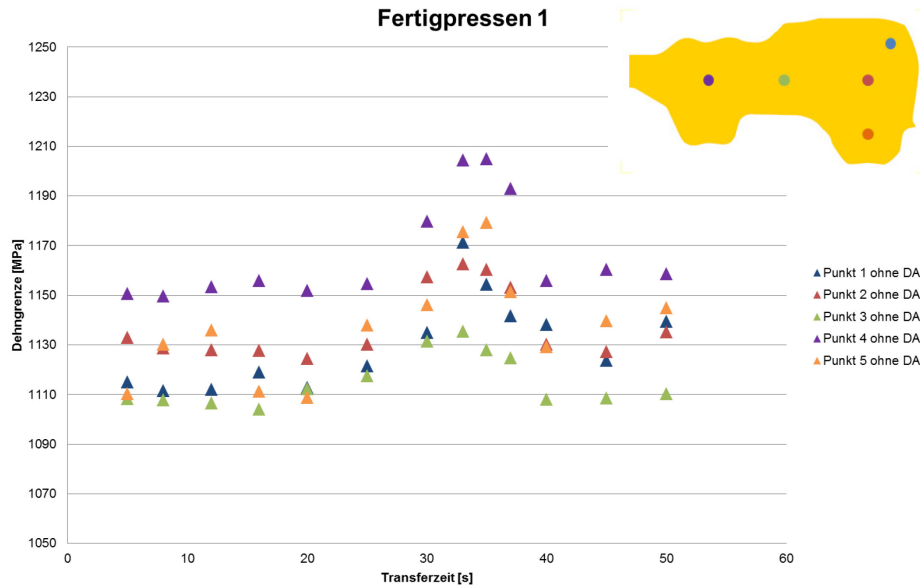


Abbildung 52: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Transferzeit vor der dritten Schmiedeoperation

Beim DA-Schlag als letzter Fertigungsschritt kann in Abbildung 53 erneut ein hoher Wert bei 20 Sekunden abgelesen werden. Da dieser wiederum aus Fertigungssicht schwer einzuhalten ist und die Schwankungen der einzelnen Punkte sehr hoch sind, wird das Maximum bei 80 Sekunden Haltezeit als optimale Prozesszeit für höchste Dehngrenze angenommen. Auch bei höherer Auflösung des Bereichs von 70 bis 90 Sekunden bleibt das Maximum bis auf einen Ausreißer von Punkt 4 bei 85 Sekunden.

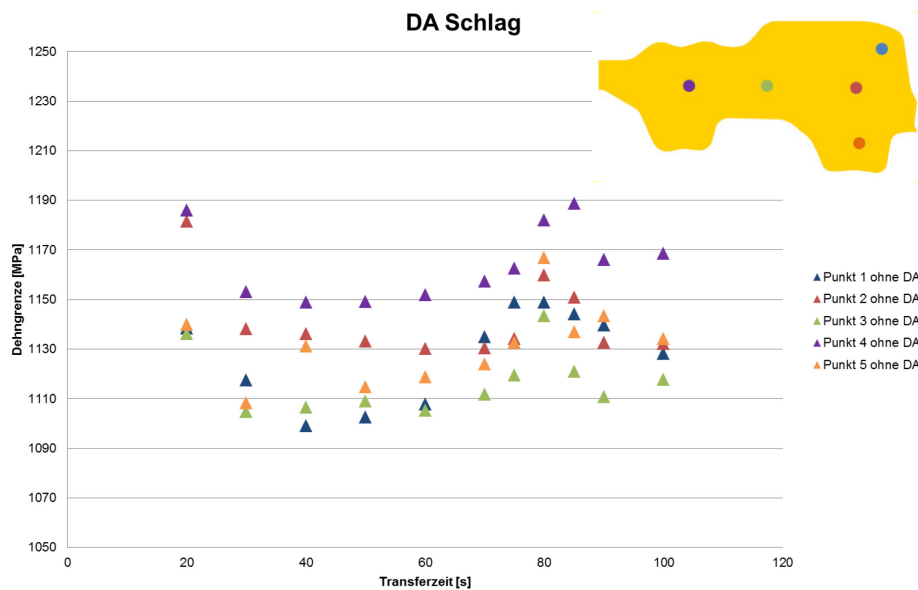


Abbildung 53: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Transferzeit vor dem DA-Schlag

Um eine bessere Aussage über den Grund für die starken Abweichungen im Vorpressen und Fertigpressen treffen zu können, sind die einzelnen Dehngrenzenbeiträge nach Kapitel 2.3 herangezogen worden.

Die Grundfestigkeit ändert sich durch die gleichbleibende Prüftemperatur für keinen der Punkte. Aufgrund der unterschiedlichen Verteilung im Querschnitt, ändert sich die Korngröße und damit die Korngrenzenverfestigung für die einzelnen Punkte. Diese Festigkeitsunterschiede bewegen sich im Bereich von einigen MPa und sind unter anderem der Grund für die unterschiedlichen Festigkeitswerte der Punkte bei gleicher Haltezeit. Aufgrund der unterschiedlichen Haltezeiten ändert sich im Bauteil die Temperatur der einzelnen Punkte, nicht jedoch der Umformgrad, weshalb die Korngrenzenverfestigung von der Haltezeit unabhängig sein muss. Diese Annahme deckt sich auch mit den aus der Berechnung ermittelten Werten.

Die stärkste Abweichung kann beim Anteil der Ausscheidungsverfestigung festgestellt werden. Da das Ausscheidungsverhalten sehr stark temperaturgesteuert abläuft, kann es zu deutlichen Unterschieden bei unterschiedlichen Temperaturverläufen der einzelnen Punkte kommen. Dies ist neben dem Temperaturunterschied durch die lokale Abweichung auch aufgrund unterschiedlicher Temperaturführungen bei einer Variation der Haltezeiten gegeben. Das System ist sehr sensibel gegenüber Änderungen der Ausscheidungsanteile und Ausscheidungsgrößen, weshalb es bei zu hohen oder zu niedrigen Temperaturen während der Umformung zu Festigkeitsabfällen kommen kann.

Da in den vorigen Diagrammen nur die Festigkeitsanteile ohne DA-Anteil abgebildet sind, wird zur Berechnung der gesamten Festigkeit der DA-Anteil nach dem in vorangehenden

Untersuchungen bestimmten Modell hinzugefügt. Der DA-Anteil ist dabei für Oberwinkler-Faktoren bis 0,375 konstant und fällt für höhere Oberwinkler-Faktoren ab. Aufgrund dieser Beschreibung des DA-Effektes durch den Oberwinkler-Faktor wird zur besseren Verständlichkeit der Verlauf des Oberwinkler-Faktors über die Haltezeit in Abbildung 54 bis Abbildung 57 dargestellt.

Der in Abbildung 54 dargestellte Verlauf des Oberwinkler-Faktors der Variation der Haltezeiten vor dem ersten Vorpressen gleicht dem der Variation der Haltezeiten vor dem zweiten Vorpressen in Abbildung 55. Beide Verläufe sind sehr konstant, wodurch der Einfluss des ersten und zweiten Vorpressens auf den DA-Anteil ausgeschlossen werden kann. Erklärt wird dieses Verhalten durch die Berechnung des Oberwinkler-Faktors über den Umformgrad und die Temperatur zum Zeitpunkt der letzten Umformung. Da nach dem ersten und zweiten Vorpressen eine Abkühlung mit erneuter Aufwärmung stattfindet, kann ein Einfluss des Vorpressens auf den Umformgrad sowie die Temperatur zum Zeitpunkt des DA-Schlages ausgeschlossen werden. Somit ist der konstante Oberwinkler-Faktor für die beiden Vorpressoperationen konform mit der zugrunde liegenden Berechnung. Die Gesamtfestigkeit ändert sich daher im ersten und zweiten Vorpressen um einen konstanten Anteil, weshalb sich die Maxima mit den Haltezeiten nicht verändern.

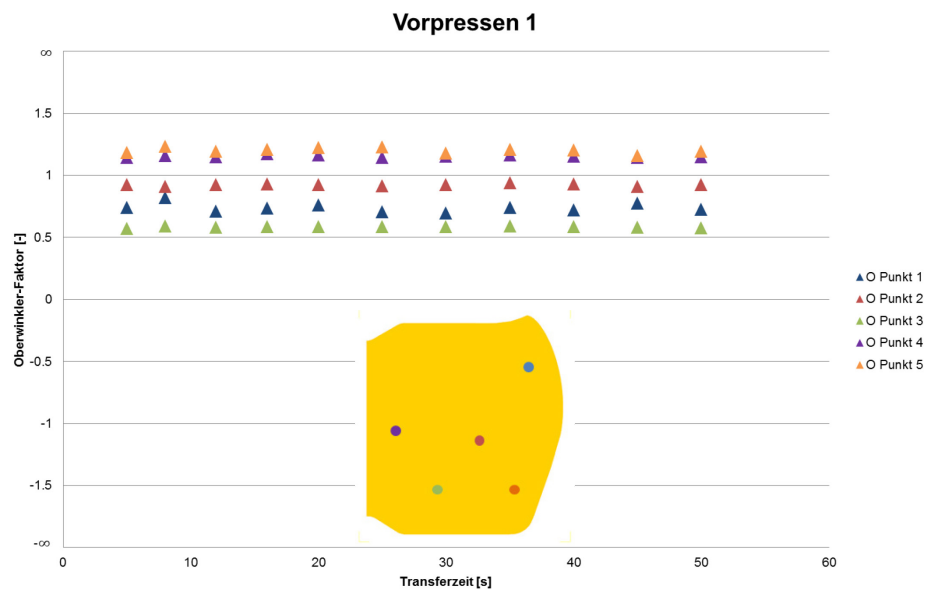


Abbildung 54: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlicher Transferzeit vor der ersten Schmiedeoperation

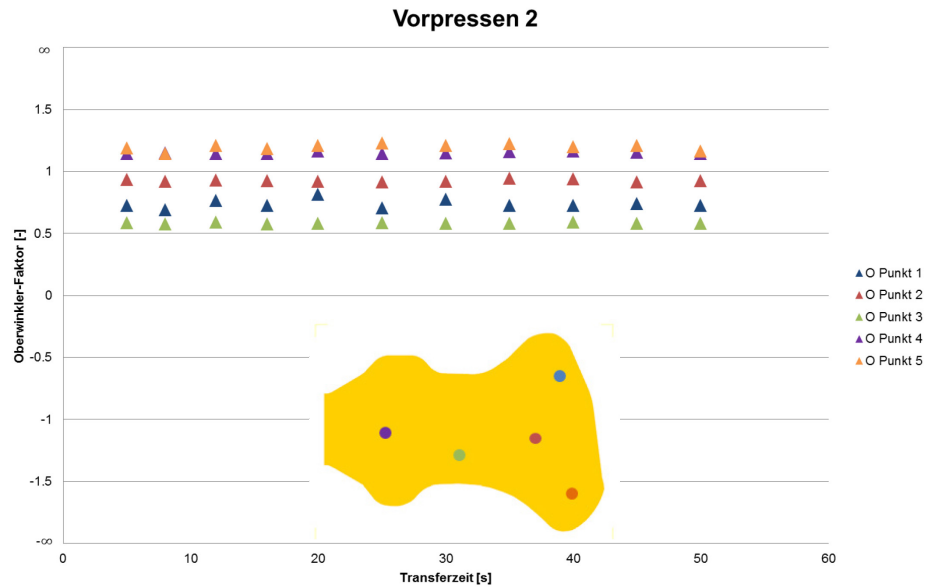


Abbildung 55: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlicher Transferzeit vor der zweiten Schmiedeoperation

Haltezeiten der Fertigpressoperationen führen dagegen, wie in Abbildung 56 und Abbildung 57 dargestellt, zu einem Abfall des Oberwinkler-Faktors mit längeren Haltezeiten. Der Abfall der Werte beim ersten Fertigpressen in Abbildung 56 ist dabei deutlich geringer als der Abfall beim DA-Schlag in Abbildung 57.

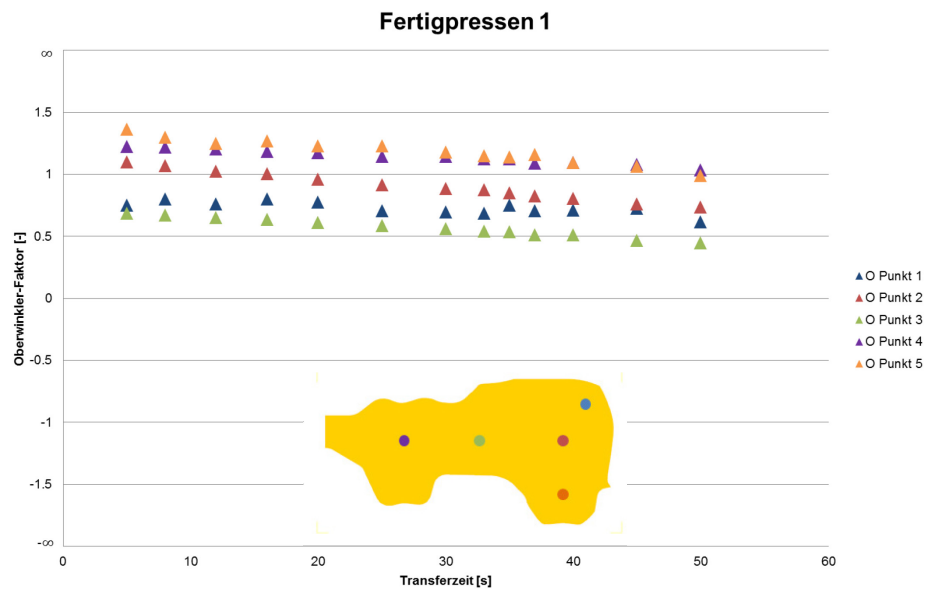


Abbildung 56: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlicher Transferzeit vor der dritten Schmiedeoperation

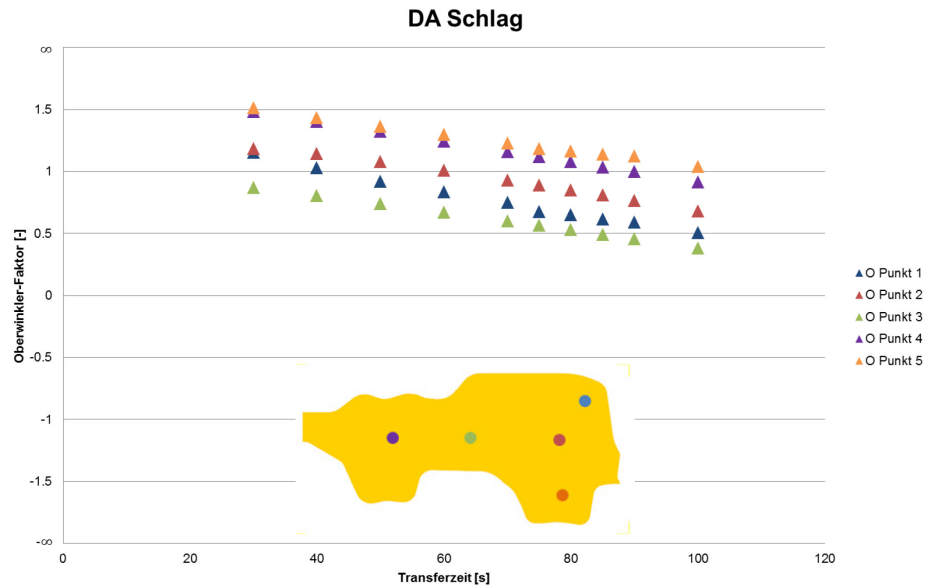


Abbildung 57: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlicher Transferzeit vor dem DA Schlag

Erklärbar sind die Abfälle in beiden Schmiedeoperationen durch die Abkühlung des Bauteils während des längeren Haltevorgangs an Luft. Die daraus resultierende niedrigere Temperatur bei längeren Haltezeiten ergibt nach Formel 13 aus Kapitel 2.3.5 einen geringeren Oberwinkler-Faktor.

$$O = \frac{T - T_{\min}}{T_{\max} - T_{\min}} \quad \text{Formel 13}$$

Die maximale Temperatur T_{\max} und die minimale Temperatur T_{\min} , welche vom Umformgrad abhängig sind, ändern sich dabei aufgrund der gleichbleibenden Umformung nicht. Durch den daraus resultierenden höheren DA-Anteil kann allerdings nur ein geringer Festigkeitszuwachs bei längeren Haltezeiten beim Fertigpressen und dem DA-Schlag erzielt werden. Wenn man die kleinere Streuung des DA-Anteils bei Oberwinkler-Faktoren unter 0,4 berücksichtigt, ergibt sich auch hier kein weiterer Vorteil für hohe Haltezeiten.

Der in Abbildung 58 dargestellte Festigkeitsverlauf für das erste Fertigpressen zeigt deutlich, dass das Maximum bei 33 Sekunden auch durch den DA-Anteil nicht verschoben wird.

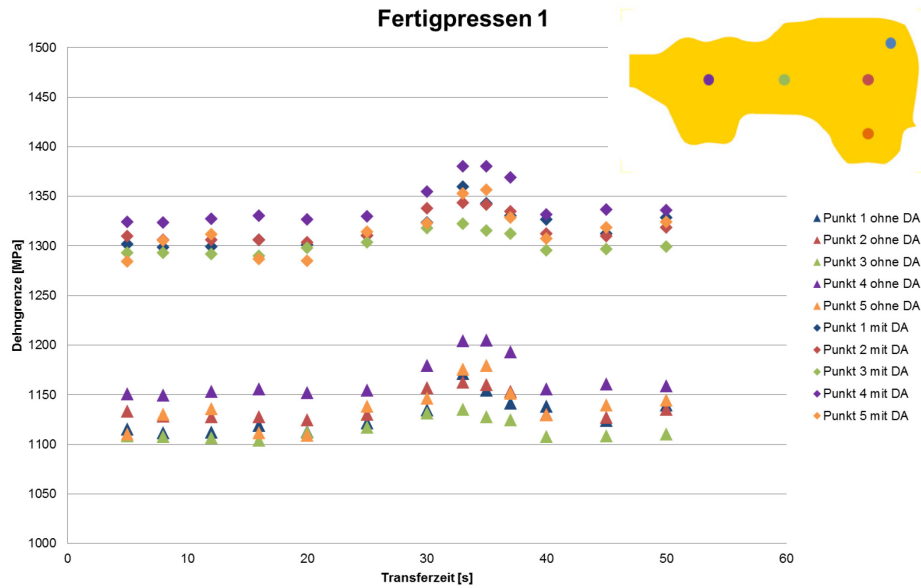


Abbildung 58: Dehngrenze mit und ohne DA-Anteil für Fertigpressen

In Abbildung 59 sind die Dehngrenzenverläufe für den DA-Schlag mit und ohne DA-Anteil dargestellt, wobei sich auch hier das Maximum der Gesamtfestigkeit nicht verschiebt.

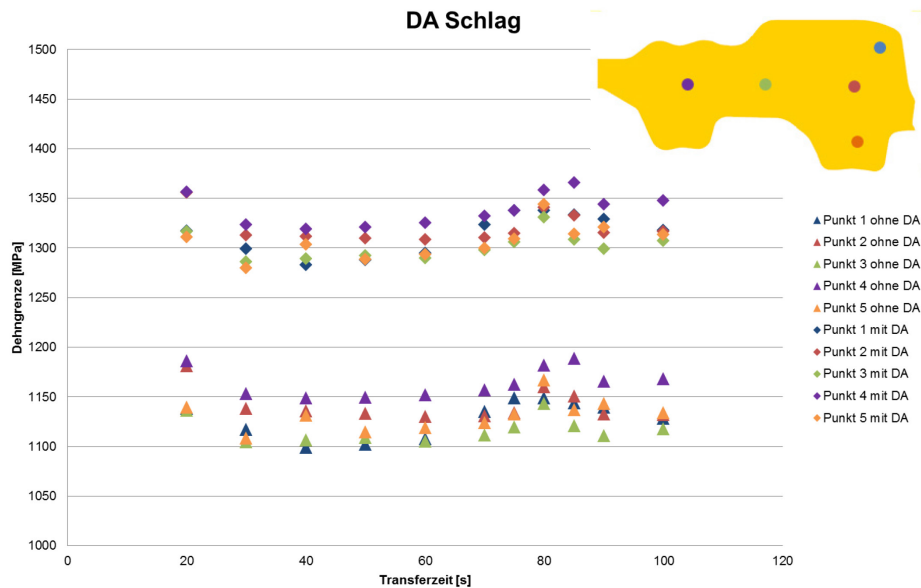


Abbildung 59: Dehngrenze mit und ohne DA-Anteil für DA-Schlag

Eine im Anschluss durchgeführte Simulation mit den Haltezeiten der Festigkeitsmaxima in den einzelnen Prozessschritten konnte kein summierendes Festigkeitsverhalten nachweisen. Deshalb war es notwendig, bei der Ermittlung des optimalen Produktionsfensters für höchste Festigkeit die Variation eines einzelnen Parameters beizubehalten.

4.3.2 Gesenkabstandsvariation

Neben der Variation der Haltezeiten wurden auch die Gesenkabstände variiert, da sich im Fertigungsprozess immer wieder tolerierte Abweichungen vom Sollmaß ergeben. Durch diese Abweichungen werden auch die Umformgrade und somit die Festigkeit beeinflusst.

In Abbildung 60 sind die Dehngrenzen ohne DA-Anteil für die unterschiedlichen Gesenkabstände im Vorpressen 1 dargestellt. Ein Maximum lässt sich dabei bei 2 mm Gesenkabstand erkennen, wobei gleichzeitig die Abweichung zwischen den einzelnen Punkten sehr hoch ist. Bei geringer Abweichung über oder unter 2 mm bleibt der durchschnittliche Festigkeitswert der einzelnen Punkte nahezu gleich, die Abweichungen zwischen den einzelnen Punkten sind aber deutlich geringer.

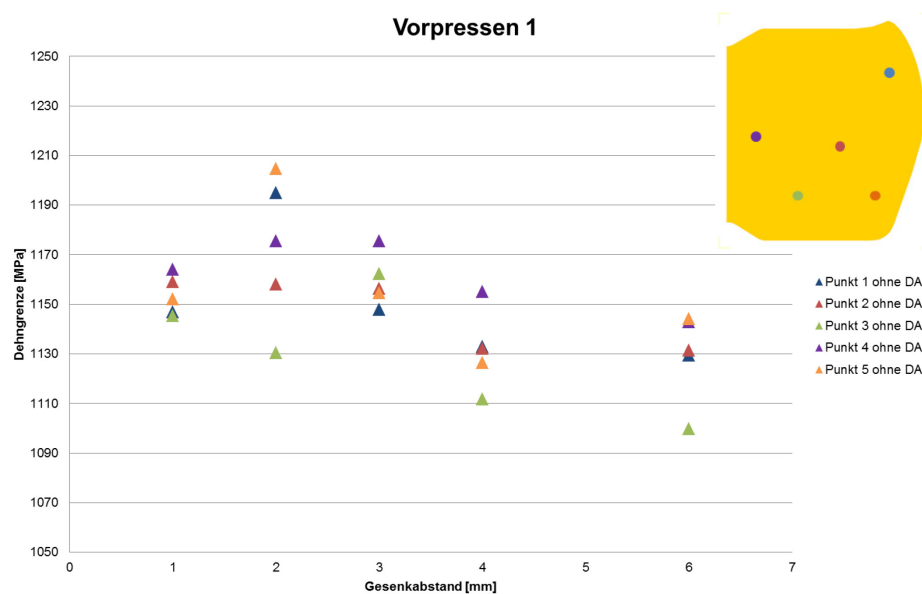


Abbildung 60: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Umformung in der ersten Schmiedeoperation

Bei der in Abbildung 61 dargestellten Variation der Gesenkabstände für das zweite Vorpressen ergibt sich ebenfalls ein Maximum bei 2 mm, wobei hier die Streuung der einzelnen Punkte ebenfalls sehr hoch ist. Das Verhalten der beiden Vorformoperationen ist dabei sehr ähnlich.

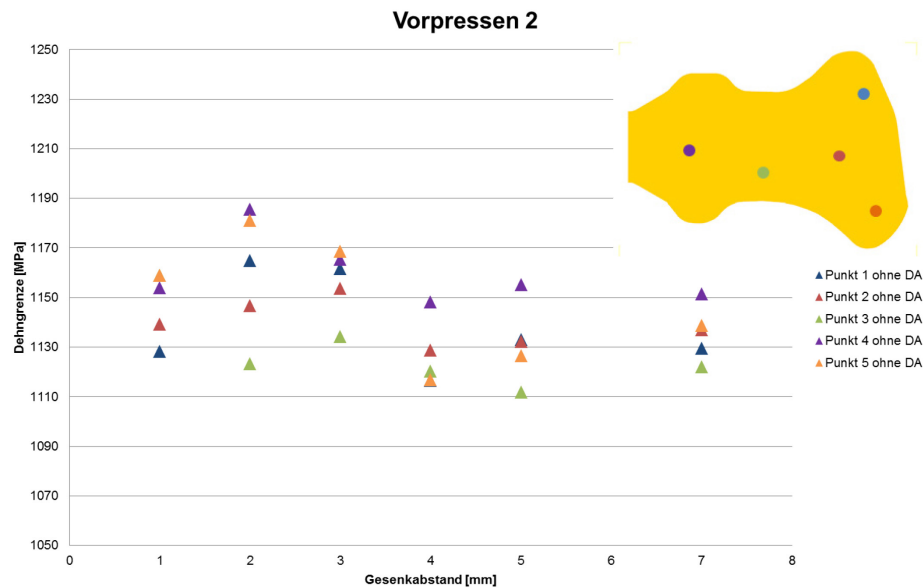


Abbildung 61: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Umformung in der zweiten Schmiedeoperation

Bei den beiden Vorpresoperationen zeichnet sich ein deutliches Maximum bei größerer Umformung mit gleichzeitig höherer Streuung über den Querschnitt ab. Da diese große Streuung über den Bauteilquerschnitt nicht erwünscht ist, sind für die Herstellung tendenziell geringere Festigkeiten mit einer gleichmäßigeren Verteilung im Querschnitt anzustreben. Die Unterschiede im Festigkeitsanteil kommen dabei von der Ausscheidungsverfestigung. Aufgrund von lokal erhöhten Temperaturen im Bauteil kommt es zu einem deutlich unterschiedlichen Ausscheidungsverhalten im Rand und Kernbereich bei 2 mm beim Vorpresen 1 bzw. 2 mm beim Vorpresen 2.

In Abbildung 62 sind die Festigkeiten für das erste Fertigpresen für unterschiedliche Gesenkabstände aufgetragen. Im Gegensatz zum Vorpresen lässt sich hier eine annähernd konstante mittlere Festigkeit über die fünf Messpunkte ablesen, wobei die geringste Streuung bei einem Gesenkabstand von 9 mm erreicht wird.

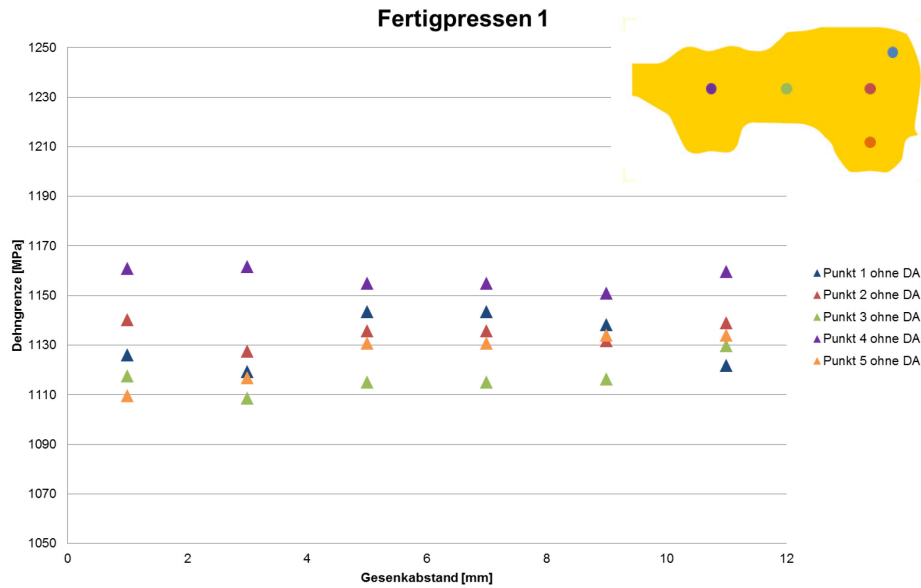


Abbildung 62: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Umformung in der dritten Schmiedeoperation

Im Vergleich dazu weist der DA-Schlag in Abbildung 63 eine Tendenz zu höheren Festigkeiten mit abnehmendem Gesenkabstand auf. Der DA-Anteil ist dabei noch nicht berücksichtigt.

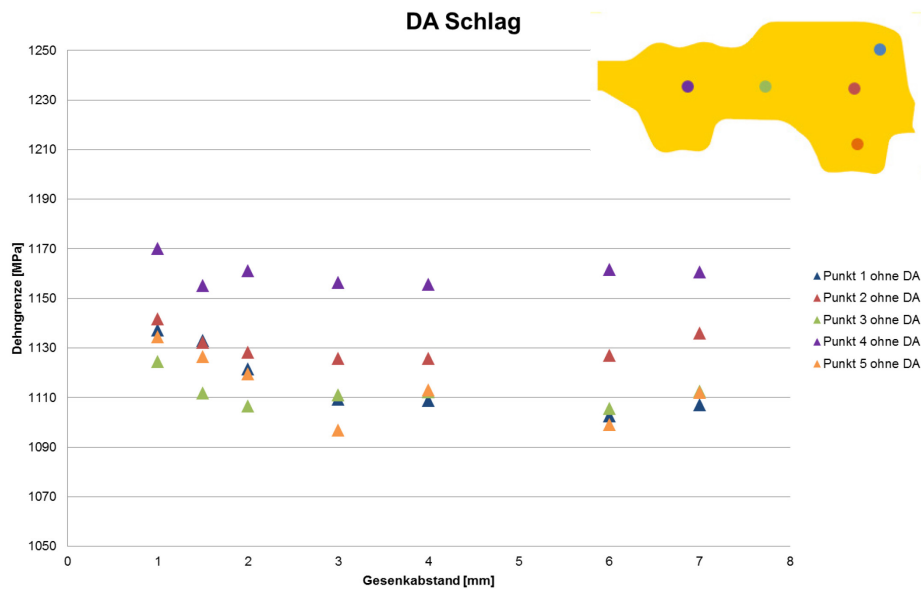


Abbildung 63: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Umformung im DA-Schlag

Um auch in der Gesenkabstandsvariation den DA-Anteil zu berücksichtigen wird ebenfalls das Modell nach Oberwinkler et.al. verwendet. Die in Abbildung 64 und Abbildung 65 aufgetragenen Oberwinkler-Faktoren für die unterschiedlichen Gesenkabstände im ersten und zweiten Vorpressen zeigen, wie bereits bei der Variation der Haltezeiten, einen

konstanten Verlauf. Speziell das erste Vorpressen in Abbildung 64 hat daher keinen Einfluss auf den DA-Anteil der Gesamtfestigkeit.

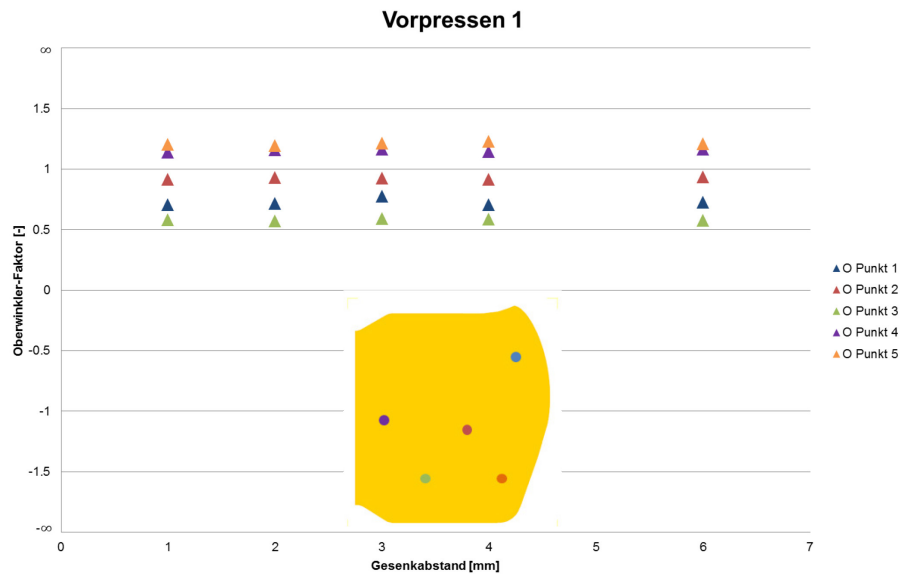


Abbildung 64: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlichen Gesenkabständen in der ersten Schmiedeoperation

Die minimalen Schwankungen der Oberwinkler-Faktoren beim zweiten Vorpressen deuten auf unterschiedlich fortgeschrittene Rekristallisation der einzelnen Punkte hin. Durch die unterschiedliche Umformung rekristallisieren die Punkte in den nachfolgenden Fertigpressschritten nicht gleich. Diese Unterschiede führen dabei zu Unterschieden im Netto-Umformgrad. Aufgrund der sehr geringen Unterschiede spielt der DA-Anteil aber für die Gesamtfestigkeit wie bereits bei der Variation der Haltezeiten nur als konstanter Faktor eine Rolle.

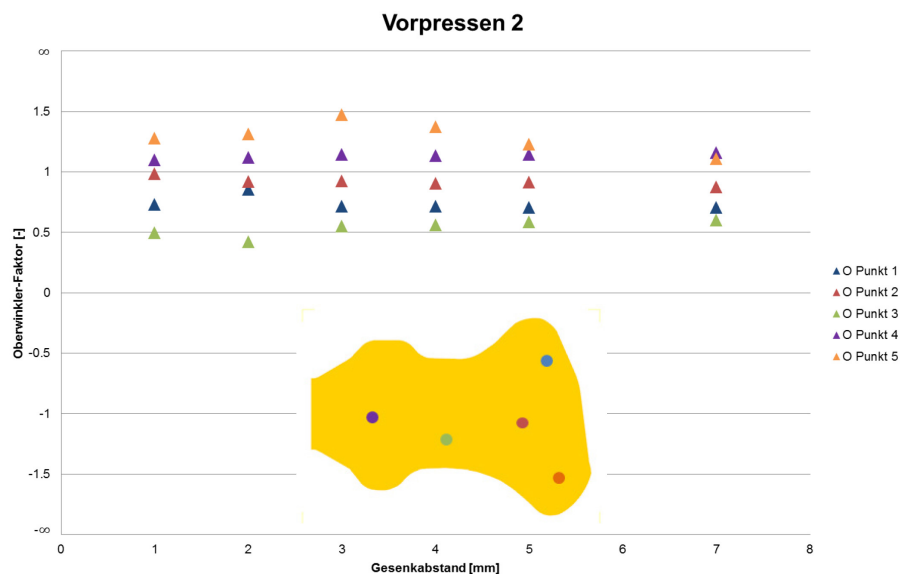


Abbildung 65: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlichen Gesenkabständen in der zweiten Schmiedeoperation

Abbildung 66 stellt den Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei Variation der Gesenkabstände während dem ersten Fertigpressen dar. Erkennbar sind der Anstieg mit steigendem Gesenkabstand und eine gleichmäßige Streuung im Bauteilquerschnitt. Der Anstieg passt mit dem darauffolgenden DA-Schlag zusammen. Durch den größeren Gesenkabstand beim Fertigpressen muss im darauffolgenden DA-Schlag mehr umgeformt werden, weshalb der Oberwinkler-Faktor steigt. Ein weiterer Grund für den Anstieg der Oberwinkler-Faktoren sind Temperaturunterschiede aufgrund der ungleichen Energieeinbringung beim ersten Fertigpressen. Durch höhere Verformung wird dabei das Bauteil stärker erwärmt und der Temperaturunterschied kann bis zum DA-Schlag nicht mehr durch vollständiges Abkühlen und Rückwärmen ausgeglichen werden.

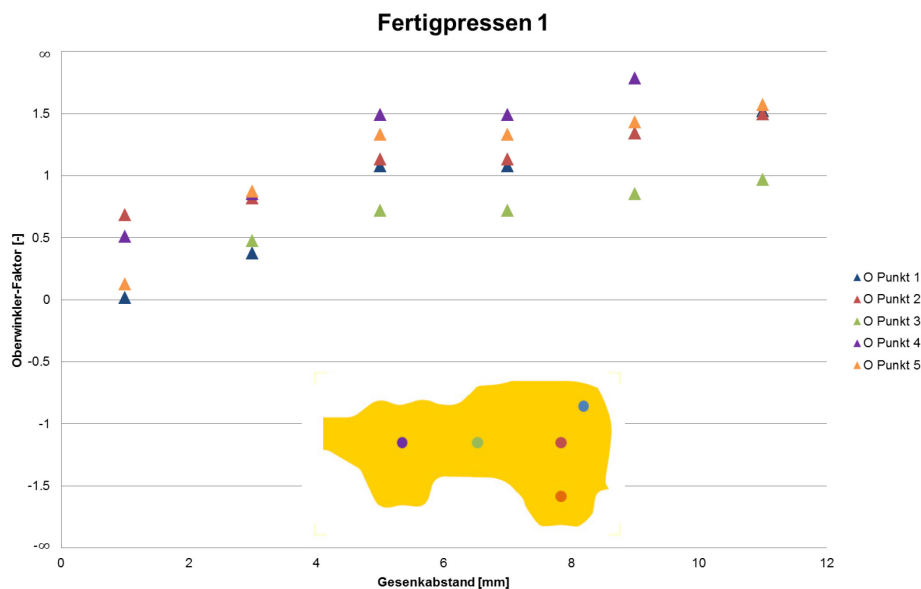


Abbildung 66: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlichen Gesenkabständen in der dritten Schmiedeoperation

In Abbildung 67 lässt sich ein Absinken des Oberwinkler-Faktors mit steigendem Gesenkspalt erkennen. Dies ist auf die geringere Umformung zwischen erstem Fertigpressen und DA-Schlag mit steigendem Gesenkabstände zurückzuführen. Für Gesenkabstände von 5 mm und mehr ergeben sich Oberwinkler-Faktoren von $-\infty$, da der untere kritische Umformgrad unterschritten wird. Dahingehend sind dem DA-Schlag auch Grenzen gesetzt, da die Oberwinkler-Faktoren zwar gering sein sollen, für Umformgrade kleiner dem kritischen Grenzwert aber kein DA-Effekt mehr garantiert werden kann. Durch die vorhergehende Umformung im gleichen Gesenk steht der Gesenkabstand von 7 mm für einen nicht ausgeführten DA-Schlag. Der Wert des Oberwinkler-Faktors nimmt hier einen

Wert von $+\infty$ an, da die vorhergehende Umformung den oberen kritischen Umformgrad überschritten hat.

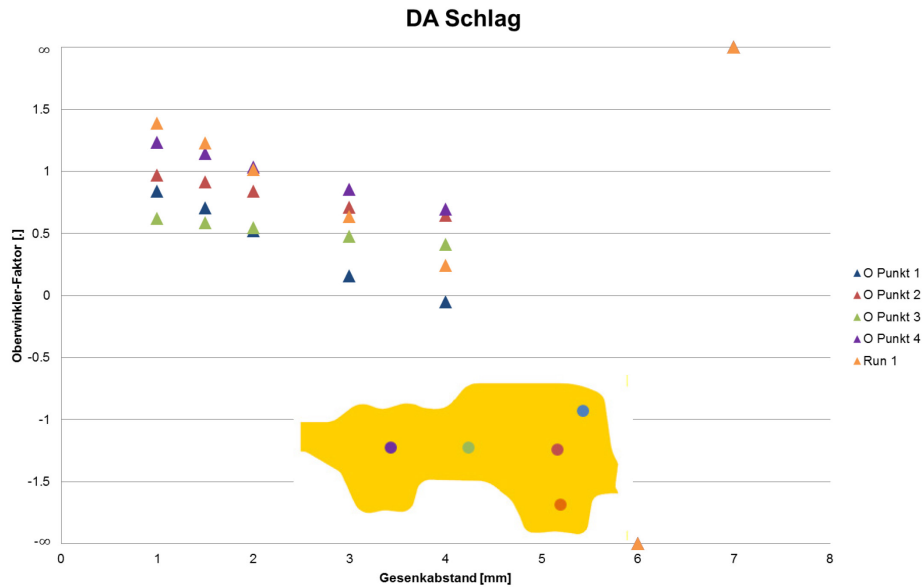


Abbildung 67: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlichen Gesenkabständen beim DA-Schlag

4.3.3 Optimale Prozessvariation

Für die Optimierung des Schmiedeprozess hinsichtlich höchster Festigkeiten reichen die Ergebnisse aus der Parametervariation der Haltezeiten und Gesenkabstände nicht aus. Bei einer Kombination der Maxima in den Haltezeiten bzw. in den Gesenkabständen konnte kein summierendes Verhalten nachgewiesen werden. Daher wurde die Variation aller Parameter für die Auslegung eines dehngrenzenmaximierenden Prozessfensters durchgeführt. Beginnend mit dem Maximum der Haltezeit nach der ersten Umformung konnte im Anschluss der nächste Prozessparameter variiert werden. Der schematische Ablauf dieser Prozessabfolge ist in Abbildung 68 dargestellt. Der maximale Wert einer Variation ist jeweils markiert und dient als Startwert für die nächste Variationsrechnung.

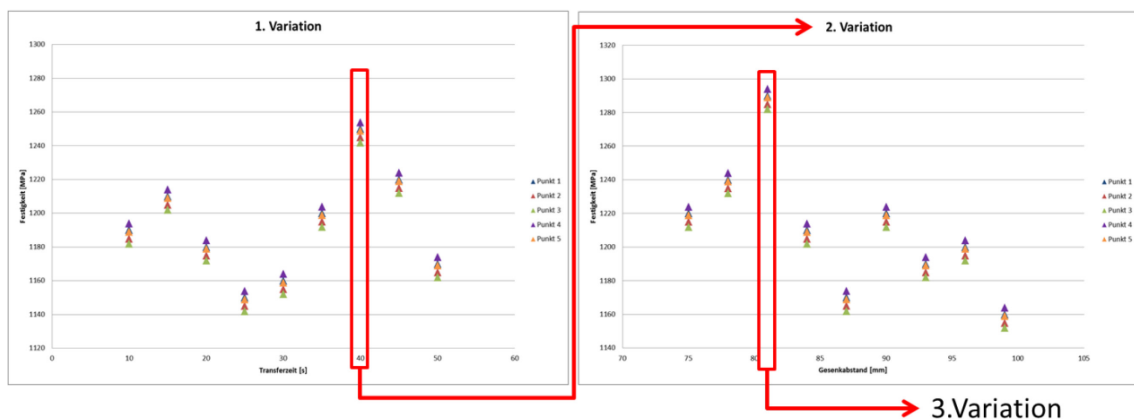


Abbildung 68: Ablauf der Parametervariation

Somit wurde stets nur ein Parameter variiert und eine Beeinflussung durch die Abwandlung mehrerer Parameter konnte ausgeschlossen werden. In Abbildung 69 ist der Verlauf der Dehngrenze mit und ohne DA-Anteil über die unterschiedlichen Haltezeiten vor dem DA-Schlag aufgetragen. Das Maximum bei 72 Sekunden weicht dabei stark vom Maximum der vorangegangenen Parametervariation von 80 Sekunden ab.

Die berechneten Dehngrenzen von 1350 bis 1450 MPa bei einem durchschnittlichen DA-Anteil anhand des statistischen Modells sind dabei um 50-100 MPa über den errechneten Werten der vorangegangenen Parametersimulation der Haltezeiten und Gesenkabstände. Durch geschickte Prozessführung lässt sich daher die Dehngrenze deutlich steigern. Diese maximale Dehngrenze ist aber an ein sehr enges Prozessfenster gebunden. Bei minimaler Abweichung der Haltezeiten, wie in Abbildung 69 dargestellt, kommt es zu einem Abfall der Festigkeit, weshalb eine Herstellung im Serienbetrieb schwer umsetzbar ist.

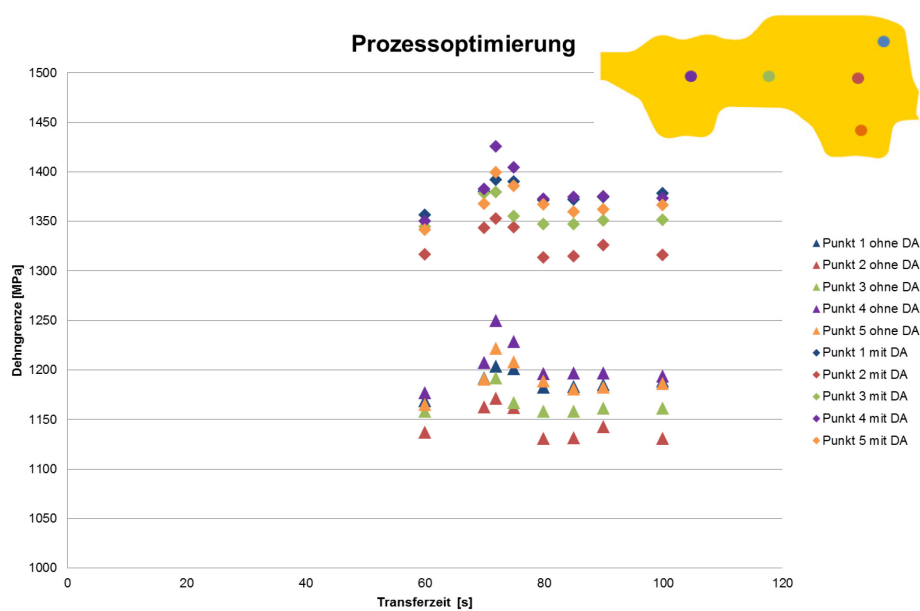


Abbildung 69: Transferzeitenvariation vor dem DA-Schlag für ein dehngrenzenoptimiertes Prozessfenster

Für die Auslegung des Prozessfensters beim Schmieden können die gewonnenen Erkenntnisse verwendet werden, um die Festigkeiten für den Sollprozess und die tolerierten Abweichungen zu ermitteln und gegebenenfalls anzupassen. Bei der Prozessauslegung ist neben der Dehngrenze mit mittlerem DA-Anteil auch die Dehngrenze mit geringstem DA-Anteil zu beachten um die geforderten Spezifikationsgrenzen zu garantieren. Neben den aus der Simulation errechneten Prozessparametern für höchstmögliche Dehngrenzen sind für Bauteile der Luftfahrtindustrie darüberhinaus auch fertigungsbedingte Spezifikationen für die einzelnen Prozessparameter einzuhalten, weshalb eine direkte Umlegung der optimalen Herstellroute auf ein Bauteil nicht immer möglich ist.

4.4 Abhängigkeit von DA-Schwankung und Grobkornwachstum von der Wärmebehandlung

Bei den Untersuchungen der im DA-Verfahren hergestellten Turbinenscheiben kommt es in einem bestimmten Umformbereich zu einer hohen Streuung des festigkeitssteigernden DA-Effektes. Für lösungsgeglühte Bauteile hingegen ergeben sich in einem ähnlichen Umformgebiet durch die nachfolgenden Wärmebehandlung Grobkornbereiche. Daher ist ein Zusammenhang zwischen Grobkornbildung beim Lösungsglühen und der Schwankungsbreite des DA-Effektes mit den Umformbedingungen anzunehmen.

Für lösungsgeglühte Schmiedeteile gibt es nach Aoki et.al [4] zwei unterschiedliche Mechanismen zur Ausbildung von Grobkornbereichen. Bei dem in Abbildung 70 eingetragene abnormale Kornwachstum (AGG) wachsen die Körner durch Abbau der Versetzungsdichte. Die durch Umformung eingebrachte Versetzungsdichte ist demnach nicht hoch genug um zu einer Rekristallisation der Körner zu führen, reicht jedoch aus um genug Energie für das Kornwachstum während der Wärmebehandlung zu liefern. Irreguläres Kornwachstum (IGG) dagegen findet trotz Rekristallisation des Gefüges statt. Das Korn ist dabei nicht vollständig rekristallisiert und beginnt im nachfolgenden Lösungsglühen zu wachsen.

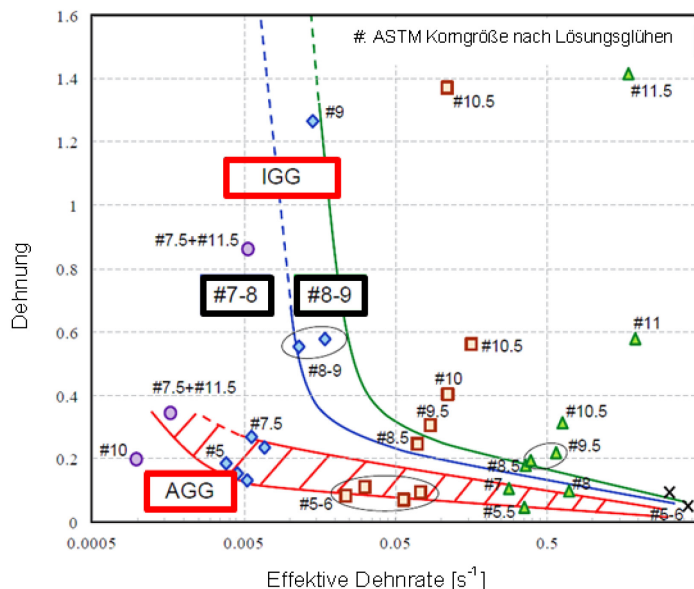


Abbildung 70: Bereiche mit Kornwachstum bei Lösungsglühen [4]

Die statistische Auswertung aufgetretener Grobkornbereiche in lösungsgeglühten Turbinenscheiben zeigt einen Zusammenhang beider Bereiche mit der dynamischen Rekristallisationsgeschwindigkeit einige Sekunden nach der Umformung. Die kritische dynamische Rekristallisationsgeschwindigkeit einige Sekunden nach der Umformung liegt im Vergleich mit dem Diagramm aus Abbildung 70 in den Bereichen von AGG und IGG.

Da diese Rekristallisationsgeschwindigkeiten auch bei der geringen Umformung für einen ausgeprägten DA-Effekt auftreten, liegt ein Zusammenhang zwischen der Bildung von Grobkornbereichen beim Lösungsglühen und einer erhöhten Schwankungsbreite des DA-Effektes nahe. Zur Vergleichbarkeit wurde daher der Bereich mit dynamischen Rekristallisationsgeschwindigkeiten zwischen 0,03 und 0,06 in Abbildung 71 mit dem Oberwinkler-Faktor in Abbildung 72 gegenübergestellt.

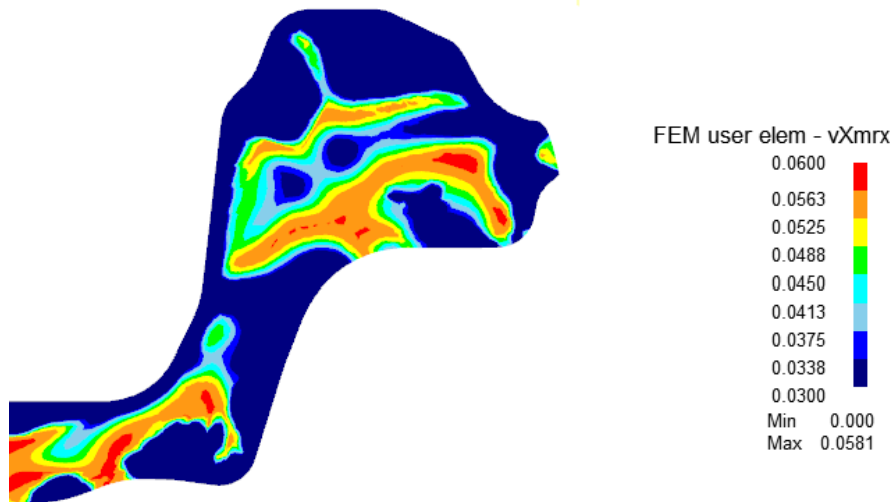


Abbildung 71: Rekristallisationsgeschwindigkeit bestimmte Zeit nach der letzten Umformoperation

Die Bereiche für eine hohe Wahrscheinlichkeit für Grobkornbereiche nach dem Lösungsglühen finden sich dabei stets für Oberwinkler-Faktoren größer 0,375. Durch die DA-Wärmebehandlung kommt es dabei jedoch zu keinem Grobkornwachstum, weshalb mögliche Grobkornbereiche nicht vom restlichen Gefüge unterscheidbar sind.

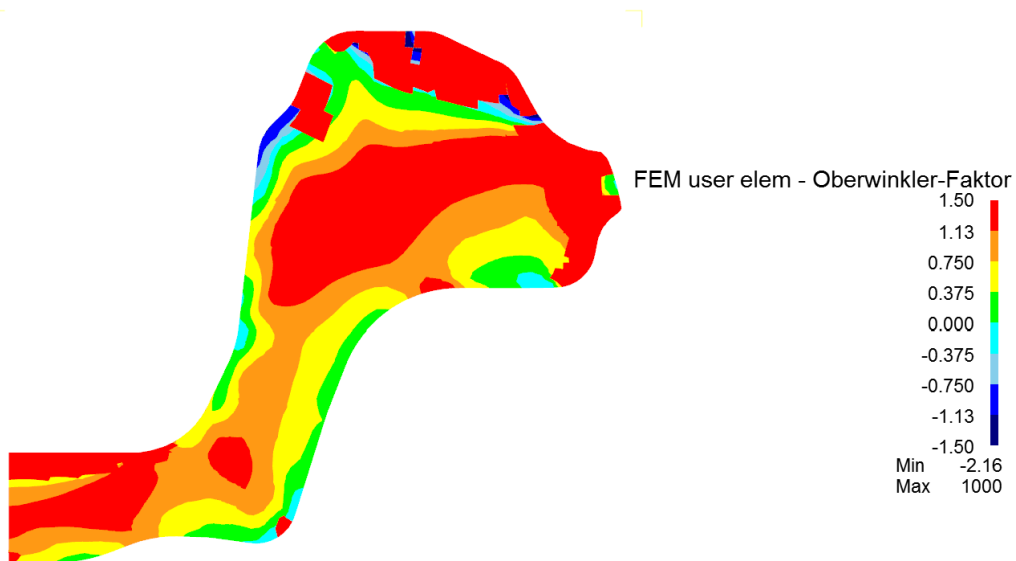


Abbildung 72: Oberwinkler-Faktor direkt nach dem letzten Umformschritt

Obwohl es aufgrund der Wärmebehandlung in diesen Bereichen nicht zu Kornwachstum kommt, wird der festigkeitssteigernde Anteil des DA-Effektes reduziert. Oberwinkler-Faktoren größer 0,375 liegen dabei nicht immer in Bereichen für AGG und IGG, weshalb eine Bewertung des Auftretens von Grobkornbereichen über den Oberwinkler-Faktor als sehr konservativ gilt. In Abbildung 73 ist die Auswirkung der Wärmebehandlung für geschmiedete Teile im Bereich für IGG und AGG dargestellt. Der Bereich für AGG ist in orange hinterlegt und ist deutlich weniger von Ausreißern geprägt als der IGG Bereich in rot.

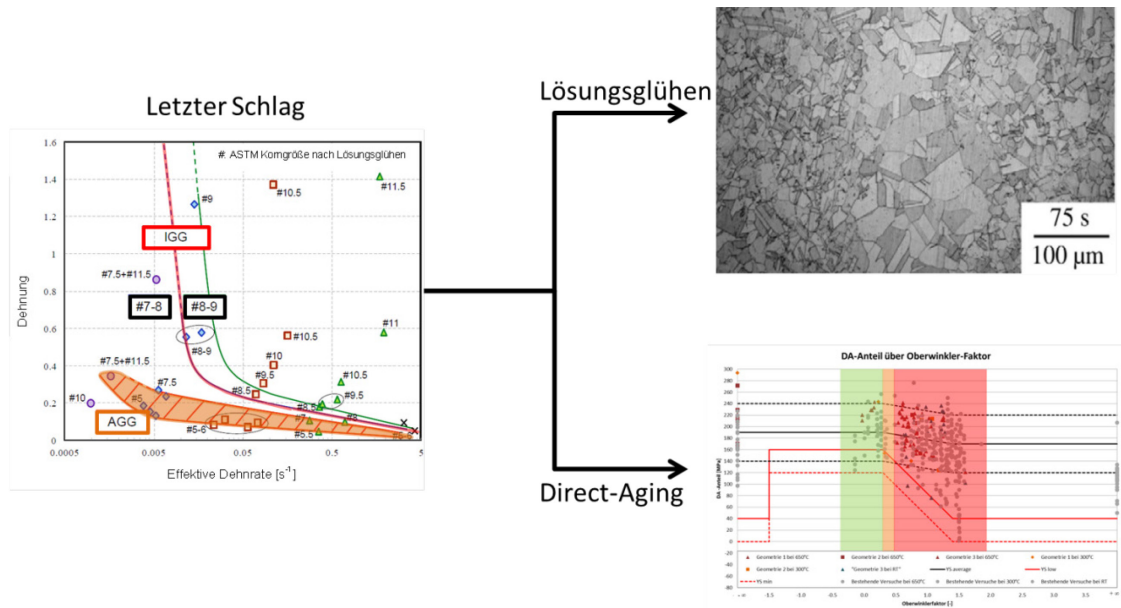


Abbildung 73: Auswirkung von Umformgrad und Dehnrage bei unterschiedlicher Wärmebehandlung

Die reduzierte Festigkeit der nicht gewachsenen AGG bzw. IGG Bereiche beim Direct-Aging führt zu einer höheren Streuung des DA-Effektes. Die eingezeichneten Oberwinkler-Faktoren in denen AGG oder IGG Bereiche ohne Kornwachstum auftreten können daher keinen hohen DA-Effekt garantieren und sind nach Möglichkeit zu vermeiden. Für die Prozessauslegung sind Oberwinkler-Faktoren in dem in Abbildung 73 grün markierten Bereich anzustreben.

5. Zusammenfassung und Ausblick

Im Zuge dieser Arbeit wurden einige Einflussgrößen bei der Herstellung von geschmiedeten Turbinenscheiben betrachtet. Die wesentlichsten Erkenntnisse sind hier kurz zusammengefasst:

- **DA-Effekt:** Der DA-Anteil der Dehngrenzensteigerung kann über den Oberwinkler-Faktor beschrieben und in einer Berechnung der Gesamtdehngrenze berücksichtigt werden. Ausschlaggebend für einen hohen DA-Anteil sind dabei niedrige Temperaturen innerhalb der zulässigen Schmiedetemperaturen und geringe Umformung im letzten Umformschritt. Das Modell nach Oberwinkler konnte durch die Versuchswerte verifiziert und seine Aussagekraft weiter verbessert werden.
- **Parametervariation:** Durch Abwandlung von Prozessparametern wie Haltezeit oder Gesenkabstände ergeben sich Unterschiede im Temperaturverlauf während der Herstellung. Das stark temperaturabhängige Ausscheidungsverhalten führt dabei zu starken Abweichungen der Gesamtfestigkeit bei Variation von Prozessparametern. Zur korrekten Abbildung des Fertigungsprozesses in der Simulationskette (DEFORM und MATCALC) sind die genauen Prozessparameter der Herstellung unabdingbar.
- **Prozessparameter für höchste Festigkeit:** Durch schrittweise Abwandlung der Prozessparameter konnte ein idealer Fertigungsprozess erzielt werden. Der Dehngrenzenzuwachs für durchschnittlichen DA-Effekt im Vergleich zu den Maximalwerten der unabhängigen Parametervariation betragen dabei 50-100 MPa. Eine Validierung des Prozesses erfolgt im Zuge einer Probeschmiedung bei BSTG.
- **Grobkornbereiche:** In den für Grobkornbildung ausgelegten Pancakes konnten durch die metallographische Gefügeuntersuchung keine Grobkornbereiche nachgewiesen werden. Ein wahrscheinliches Auftreten von Grobkornbereichen in Verbindung mit der dynamischen Rekristallisationsgeschwindigkeit konnte aber durch vorangegangene Proben und Analyse der Dehnrates und des Umformgrades bestätigt werden. Zur Beschreibung von Grobkornbereichen sind Folgeversuche notwendig.
- **Laserultraschallmessung:** Die Laserultraschallmessung für eine zerstörungsfreie Prüfung konnte aufgrund der nicht vorhandenen Grobkornbereiche nicht verifiziert werden und muss ebenso in Folgeversuchen geklärt werden.
- **Prozessauslegung:** Ein Zusammenhang zwischen den Bildungsmechanismen für Grobkornbereiche beim Lösungslühen und hohen Schwankungen des DA-Effektes beim DA-Glühen konnte festgestellt werden. Das Prozessfenster für optimalen DA-Effekt konnte somit genauer abgegrenzt werden. Neben der Ermittlung des Soll-Prozesses für höchste Bauteilfestigkeit können somit auch die tolerierten Prozessgrenzen auf ausreichende Festigkeit überprüft werden.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Prozesskette der Vormaterialherstellung [8]	3
Abbildung 2: Radialschmieden des Vormaterials [23]	5
Abbildung 3: a) 355 MN Presse und b) 315 MN Presse [23]	6
Abbildung 4: Temperaturverlauf für Schmieden und Wärmebehandlung [36].....	6
Abbildung 5: L1 ₂ -Struktur eines γ' -Phase [36]	8
Abbildung 6: Gitterparameter für γ' -Phase Ni ₃ Al [33]	8
Abbildung 7: DO ₂₂ -Struktur einer γ'' -Phase [36]	9
Abbildung 8: DO _a -Struktur einer δ -Phase [36]	9
Abbildung 9: ZTU-Diagramm für verschiedene Phasenanteile [26]	11
Abbildung 10: Versetzungsbewegung zu einer Korngrenze [7]	13
Abbildung 11: Temperaturverhalten der Festigkeit von Inconel 718 [17]	14
Abbildung 12: Dehngrenze über Temperatur [25]	15
Abbildung 13: Verlauf der Festigkeiten für DA und lösungsgeglühte Proben [25].....	16
Abbildung 14: DA Effekt über Oberwinkler-Faktor [25].....	18
Abbildung 15: Gefüge mit Grobkornbereich [16]	18
Abbildung 16: Kornwachstum für verschiedene Temperaturbereiche [38].....	19
Abbildung 17: Dehnung über Dehnrate mit Auswirkung auf das Kornwachstum [4]	21
Abbildung 18: Unterschiedliche Korngrenzenausbildung [13].....	22
Abbildung 19: Anregung von Schallwellen durch das Laserultraschall-Verfahren	22
Abbildung 20: Versuchsaufbau einer Laserultraschall-Messung [24]	23
Abbildung 21: Durchschnittliche und maximale Korngrößenmessung [16]	24
Abbildung 22: Fließkurve für Inconel 718 bei 1000°C und 5s ⁻¹ Dehnrate [32].....	25
Abbildung 23: Verlauf der dynamischen Rekristallisation [6]	26
Abbildung 24: Dynamische Rekristallisationsgeschwindigkeit Pancake N2.....	30
Abbildung 25: Dynamische Rekristallisationsgeschwindigkeit Pancake W7	30
Abbildung 26: Schnittplan	31
Abbildung 27: Aufteilung der radialen Segmente	31
Abbildung 28: Simulationskette in DEFORM.....	34
Abbildung 29: Datenaufbereitung für unterschiedliche Prozessparameter	35
Abbildung 30: Anordnung der Erprobungspunkte nach dem letzten Simulationsschritt	36
Abbildung 31: Vervielfältigte Messpunkte für jeden Erprobungspunkt (a) und Detailaufnahme der Anordnung (b).....	36
Abbildung 32: Temperaturverlauf bei Schmiedeooperationen und Wärmebehandlung	37
Abbildung 33: MATCALC Berechnungsverlauf.....	38
Abbildung 34: Anordnung der Messpunkte für Parameterstudie	39

Abbildung 35: Gefügeaufnahme W7-K1-S1 mit 2,5x Vergrößerung	40
Abbildung 36: Gefügeaufnahme W7-K1-S1 mit 20x Vergrößerung	41
Abbildung 37: Gefügeaufnahme W7-K5-S2	41
Abbildung 38: Karbonitride in Probe W7-K3-S6 mit 20x Vergrößerung	42
Abbildung 39: W7-K4-S4 mit 2,5x Vergrößerung	42
Abbildung 40: Markante Stelle in Probe W7-K4-S4 mit 20x Vergrößerung	43
Abbildung 41: Markante Stelle in Probe W7-K4-S4 mit 50x Vergrößerung	43
Abbildung 42: Prüfplan für Turbinenscheiben	45
Abbildung 43: Temperaturverlauf nach dem DA-Schlag	45
Abbildung 44: Netto-Umformgrad nach vollständiger Rekristallisation nach dem DA-Schlag	46
Abbildung 45: Oberwinkler-Faktor nach dem DA-Schlag	47
Abbildung 46: Erprobungsergebnisse und Berechnungsergebnisse	48
Abbildung 47: DA-Anteil über Oberwinkler-Faktor für die erprobten Scheibengeometrien....	49
Abbildung 48: DA-Anteil über Oberwinkler-Faktor	50
Abbildung 49: Bauteilgeometrie bei unterschiedlichen Umformschritten	51
Abbildung 50: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Transferzeit vor der ersten Schmiedeoperation	52
Abbildung 51: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Transferzeit vor der zweiten Schmiedeoperation	52
Abbildung 52: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Transferzeit vor der dritten Schmiedeoperation	53
Abbildung 53: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Transferzeit vor dem DA-Schlag	54
Abbildung 54: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlicher Transferzeit vor der ersten Schmiedeoperation	55
Abbildung 55: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlicher Transferzeit vor der zweiten Schmiedeoperation	56
Abbildung 56: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlicher Transferzeit vor der dritten Schmiedeoperation	56
Abbildung 57: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlicher Transferzeit vor dem DA Schlag	57
Abbildung 58: Dehngrenze mit und ohne DA-Anteil für Fertigpressen	58
Abbildung 59: Dehngrenze mit und ohne DA-Anteil für DA-Schlag	58
Abbildung 60: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Umformung in der ersten Schmiedeoperation	59
Abbildung 61: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Umformung in der zweiten Schmiedeoperation	60

Abbildung 62: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Umformung in der dritten Schmiedeoperation	61
Abbildung 63: Verlauf der Dehngrenze bei unterschiedlicher Umformung im DA-Schlag	61
Abbildung 64: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlichen Gesenkabständen in der ersten Schmiedeoperation	62
Abbildung 65: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlichen Gesenkabständen in der zweiten Schmiedeoperation	62
Abbildung 66: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlichen Gesenkabständen in der dritten Schmiedeoperation	63
Abbildung 67: Verlauf des Oberwinkler-Faktors bei unterschiedlichen Gesenkabständen beim DA-Schlag	64
Abbildung 68: Ablauf der Parametervariation	64
Abbildung 69: Transferzeitenvariation vor dem DA-Schlag für ein dehngrenzenoptimiertes Prozessfenster	65
Abbildung 70: Bereiche mit Kornwachstum bei Lösungslühen[4]	66
Abbildung 71: Rekristallisationsgeschwindigkeit bestimmte Zeit nach der letzten Umformoperation	67
Abbildung 72: Oberwinkler-Faktor direkt nach dem letzten Umformschritt	67
Abbildung 73: Auswirkung von Umformgrad und Dehnrates bei unterschiedlicher Wärmebehandlung	68

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Auswirkung der Legierungselemente auf die Gefügebestandteile [10]..... 7

6. Literaturverzeichnis

- [1] AMS 5662 M, 06.2014: Aerospace material specification (AMS). Online verfügbar unter <http://standards.sae.org/ams5662m/>.
- [2] Agnoli, A.; Bernacki, M.; Logé, R.; Franchet, J.; Laigo, J.; Bozzolo, N. (2012): Understanding and Modeling of Grain Boundary Pinning in Inconel 718. In: *Superalloys 2012: 12th International Symposium on Superalloys (TMS)*, S. 73–82.
- [3] Ahmadi, M. R.; Whitmore, L.; Povoden-Karadeniz, E.; Stockinger, M.; Falahati, A.; Kozeschnik, E. (2014): Simulation of Yield Strength in Allvac® 718Plus™. In: *Advanced Materials Research (AMR)* Vol. 922, S. 7–12.
- [4] Aoki, Chuya; Ueno, Tomonori; Ohno, Takehiro (2016): Influence of hot working conditions on grain growth behavior of Alloy 718. In: *Superalloys 2016: Proceedings of the 13th International Symposium on Superalloys (TMS)*, S. 609–617.
- [5] Bhowal, P. R.; Schirra, J. J. (2001): Full Scale Gatorizing of Fine Grain Inconel 718. In: *Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives (TMS)*, S. 193–201.
- [6] Bürgel, Ralf; Maier, Hans Jürgen; Niendorf, Thomas (2011): Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik. Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen. Mit 66 Tabellen. 4., überarb. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner (Praxis).
- [7] Callister, William D. (2001): Fundamentals of materials science and engineering. An interactive e.text. 5. ed. New York u.a.: Wiley.
- [8] Campbell, F. C. (2006): Manufacturing technology for aerospace structural materials. 1. ed. Amsterdam: Elsevier (Aerospace engineering materials science). Online verfügbar unter <http://site.ebrary.com/lib/alltitles/docDetail.action?docID=10139464>.
- [9] Cruzado, A.; Gan, B.; Chang, H.; Ostolaza, K.; Linaza, A.; Milenkovic, S. et al. (2014): Microtesting and Crystal Plasticity Modelling of IN718 Superalloy Grains. In: *8th International Symposium on Superalloy and Derivates (TMS)*, S. 897–907.
- [10] Decker, R. F. (2006): The evolution of wrought age-hardenable superalloys. In: *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society (JOM)* (9), S. 32–36.
- [11] Devadas, C.; Samarasekera, I. V.; Hawbolt, E. B. (1991): The thermal and metallurgical state of steel strip during hot rolling. Part III. Microstructural evolution. In: *Metallurgical Transactions A (MTA)* 22 (Issue 2), S. 335–349.
- [12] Dix, A. W.; Hyzak, J. M.; Singh, R. P. (1992): Application of Ultra Fine Grain Alloy 718 Forging Billet. In: *Superalloys 1992 (TMS)*, S. 23–32.

- [13] Doherty, Roger D.; Hoffman, Elizabeth; Hovanec, Christopher; Lens, Arnaud (2004): Abnormal Grain Coarsening and Its Possible Relationship with Particle Limited Normal Grain Coarsening. In: *Materials Science Forum (MSF)* Vol. 467-470, S. 843–852.
- [14] Domblesky, J. P. (1994): Prediction of grain size during multiple pass radial forging of alloy 718. In: *Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives (TMS)*, S. 263–272.
- [15] Fecht, H.; Furrer, D. (2000): Processing of Nickel-Base Superalloys for Turbine Engine Disc Applications. In: *Advanced Engineering Materials* Vol. 2 (12), S. 777–787.
- [16] Garcin, Thomas; Schmitt, Jean-Hubert; Militzer, Matthias (2014): Application of laser ultrasonics to monitor microstructure evolution in Inconel 718 superalloy. In: *MATEC Web of Conferences 14* (Artikel Nr. 07001). Online verfügbar unter <http://dx.doi.org/10.1051/mateconf/20141407001>.
- [17] Geddes, Blaine; Leon, Hugo; Huang, Xiao (2010): Superalloys. Alloying and performance. Materials Park Ohio: ASM International. Online verfügbar unter <http://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&scope=site&db=e000xat&AN=395922>.
- [18] Green, Robert E. (2004): Non-contact ultrasonic techniques. In: *Ultrasonics* 42 (1-9), S. 9–16.
- [19] Horvath, W.; Zechner, W.; Tockner, J.; Berchthaler, M.; Weber, G.; Werner, E. A. (2001): The Effectiveness of Direct Aging on INCONEL 718 Forgings Produced at High Strain Rates as Obtained on a Screw Press. In: *Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives (TMS)*, S. 223–228.
- [20] Huber, Daniel (2009): Untersuchung des meta–dynamischen Rekristallisationsverhaltens der Nickelbasislegierung Allvac® 718Plus™ und Optimierung der numerischen Gefügesimulation in DEFORM 2D. Diplomarbeit. Lehrstuhl für Umformtechnik Montanuniversität Leoben. Leoben.
- [21] Humphreys, Frederick John; Hatherly, Max (2004): Recrystallization and related annealing phenomena. Oxford u.a.: Pergamon Press.
- [22] Krueger, D. D. (1989): The development of direct age 718 for gas turbine disk applications. In: *Superalloy 718-Metallurgy and Applications (TMS)*, S. 279–296.
- [23] Liebminger, Ulrich (2017): Implementation and Validation of the Duplex Grain Size Model for the Manufacturing Process of INCONEL alloy 718 Engine Disks. Bachelorarbeit. FH Joanneum. Graz.
- [24] Monchalain, Jean-Pierre: Non Contact Generation and Detection of Ultrasound with Lasers. Industrial Materials Institute – NRC. Boucherville, Quebec, Canada.

- [25] Oberwinkler, Bernd; Fischersworing-Bunk, Andreas; Hüller, Marco; Stockinger, Martin (2016): Integrated Process Modeling for the Mechanical Properties Optimization of Direct Aged Alloy 718 Engine Disks. In: *Superalloys 2016: Proceedings of the 13th International Symposium on Superalloys (TMS)*, S. 513–521.
- [26] Oradei-Basile, Armida (1991): A CURRENT T-T-T DIAGRAM FOR WROUGHT ALLOY 718. In: *Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives (TMS)*, S. 325–335.
- [27] Park, N. K.; Kim, I. S.; Na, Y. S.; Yeom, J. T. (2001): Hot forging of a nickel-base superalloy. In: *Journal of Materials Processing Technology (Elsevier)* Vol. 111, S. 98–102.
- [28] Petzow, Günter; Carle, Veronika (1994): Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen. 6., vollst. überarb. Aufl. Berlin: Borntraeger (Materialkundlich-technische Reihe, 1).
- [29] Radavich, John F. (1992): High temperature degradation of alloy 718 after longtime exposure. In: *Superalloys 1992 (TMS)*, S. 497–505.
- [30] Reed, Roger C. (2006): *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: Cambridge University Press. Online verfügbar unter <https://doi.org/10.1017/CBO9780511541285>.
- [31] Sims, Chester; Stoloff, Norman; Hagel, William (1987): *Superalloys II. High-temperature materials for aerospace and industrial power*. New York: Wiley.
- [32] Stockinger, M.; Tockner, J. (2005): Optimizing the Forging of Critical Aircraft Parts by the Use of Finite Element Coupled Microstructure Modeling. In: *Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives (TMS)*, S. 87–95.
- [33] Stockinger, Martin (2003): Mikrostrukturelle Simulation des Gesenkschmiedens von Nickelbasis-Legierungen. Dissertation. Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik TU Graz. Graz.
- [34] Sundararaman, M. (1994): Precipitation and room temperature deformation behavior of Inconel 718. In: *Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives (TMS)*, S. 419–440.
- [35] ASTM E112 - 13: Test Methods for Determining Average Grain Size.
- [36] Theska, Felix (2016): High resolution materials characterisation of High resolution materials characterisation of strengthening effects in Nickel-based alloys. Dissertation. School of Materials Science and Engineering UNSW. New South Wales.
- [37] Wagner, Claudia Elisabeth (2013): Untersuchung der Entstehung und Umlagerung von mechanisch und thermisch induzierten Eigenspannungen für die Nickelbasis-Legierung Inconel® 718. Diplomarbeit. Lehrstuhl für allgemeinen Maschinenbau Montanuniversität Leoben. Leoben.

[38] Yoon, Jong Won; Kim, Nam Yong; Kim, Jeoung Han; Yeom, Jong Taek; Park, Nho Kwang (2007): Recrystallization and Grain Growth Behavior of Alloy 718 Casting during Hot Working. In: *KEM* 345-346, S. 57–60.

[39] Zhao, D.; Chaudhury, P. K. (1994): Effect of starting grain size on as-deformed microstructure in high temperature deformation of alloy 718. In: *Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives (TMS)*, S. 303–313.