



Gezielte Beeinflussung der Flüssigkeitsabschreckung in der Wärmebehandlung metallischer Bauteile mittels vorheriger Drehbearbeitung

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

*vorgelegt von Nikolay Kozlov
geboren am 27.05.1988 in Priwolzhje (UdSSR)*

Gutachter:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler
*Universität Rostock
Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik
Lehrstuhl für Werkstofftechnik*

Prof. Dr.-Ing. Wilko Flügge
*Fraunhofer-Einrichtung für Großstrukturen in der
Produktionstechnik IGP*

Abgabe: 03.07.2017, Verteidigung: 25.01.2018

„Wer nach vorne blickt, kann nicht wissen, was zusammenhängt. Nur im Rückblick erscheint etwas logisch.“

Steve Jobs

Kurzfassung

Das Abschrecken ist ein wichtiger Schritt bei der Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe. Dies wird überwiegend als Eintauchverfahren in verdampfenden Flüssigkeitsbädern wie zum Beispiel Wasser und Öl vorgenommen. Die Abschreckung in solchen Flüssigkeiten ist durch relativ geringen Aufwand, hohe mittlere Abschreckgeschwindigkeit und niedrige Kosten gekennzeichnet. Nachteil ist dabei das Auftreten des Leidenfrost-Effekts. Der Leidenfrost-Effekt äußert sich darin, dass auf der heißen Bauteiloberfläche eine dünne Dampfschicht entsteht, die den Wärmefluss zwischen dem Bauteil und dem Abschreckmedium stark reduziert. Abhängig von der Bauteilgeometrie und den Abschreckbedingungen bricht der Dampffilm örtlich und zeitlich ungleichmäßig zusammen, wodurch Bauteilverzug und Eigenspannungen entstehen. Im Rahmen dieser Arbeit wird ein neuartiger Ansatz zum Einfluss der Oberflächenstruktur des Wärmebehandlungsguts auf die Abschreckkinetik untersucht. Der Schwerpunkt liegt auf der Untersuchung der Oberflächenstrukturen, die bei der zerspanenden Bearbeitung erzeugt werden können. Es wurden die Abschreckvorgänge im Wasser und Öl anhand von Proben aus einer Aluminiumlegierung (EN AW-6082) und Stahl (X5CrNi18-10, 20MnCr5) mit definierter rillenartiger Oberflächenstrukturierung untersucht. Dabei wurden die geometrischen Verhältnisse der Oberflächenstrukturierung, die Probengeometrie und die Abschreckbedingungen variiert. Es zeigte sich, dass die gezielt eingebrachte Oberflächenstrukturierung die Abschreckkinetik der Stahlzylinder wesentlich beeinflussen kann. Die Möglichkeit der Vergleichmäßigung des Abschreckvorganges mittels Oberflächenstrukturierung wurde anhand von Zylindern mit ungleichmäßiger Oberflächenstrukturierung bestätigt. Die wesentliche Ursache dafür ist die schnelle lokale Abkühlung der Rillenspitze. Dies hängt im Wesentlichen von den geometrischen Verhältnissen der erzeugten Rillen und den thermischen Eigenschaften des Werkstoffs ab. Von Vorteil sind Oberflächenstrukturen mit tiefen Rillen und Werkstoffe mit niedriger Wärmeleitfähigkeit. Die Abstände zwischen einzelnen Rillenspitzen dürfen nicht zu klein sein. Damit wird die Wärmennachfuhr aus dem Zylinderinneren zu den Rillenspitzen reduziert und eine intensivere Abkühlung der Rillenspitzen erreicht. Im Falle der Aluminiumzylinder ist der Einfluss der Oberflächenstrukturierung auf den Abschreckvorgang schwach ausgeprägt, was auf die hohe Wärmeleitfähigkeit des Materials zurückzuführen ist.

Abstract

Quenching is an important process in the heat treatment of metallic components. This is usually performed as immersion quenching in vaporizing liquids, such as water and oil. Quenching in such liquids is characterized by relatively small effort, high average quenching rate and low costs. Disadvantage of this method is the occurrence of the Leidenfrost effect. The Leidenfrost effect manifests itself in the fact that a thin vapor film is formed on the hot component surface, which greatly reduces the heat flow between the component and the quenching medium. Depending on the component geometry and quenching conditions the vapor film collapses at different time and location. This causes component distortion and residual stresses. In this work, the influence of component surface structure on the quenching kinetic has been investigated as a novel approach. The focus of the work is on the investigation of surface structures, which can be produced during the turning process. The investigation was made in water and oil by means of aluminium alloy (EN AW-6082) and steel (X5CrNi18-10, 20MnCr5) components with defined groove surface structures. Geometry of the surface structure, component geometry and quenching conditions were varied. It was found that the purposefully structured surface can affect quenching kinetic of steel components considerably. The possibility to homogenize the quenching process by surface structuring was confirmed using the cylinders with uneven surface structuring. The main reason for this is the rapid cooling of the local groove tips. This depends essentially on the geometric relationships of the produced grooves and the thermal properties of the material. Surface structures with deep grooves and materials with low thermal conductivity are advantageous. The spacing between individual groove tips must be not too small. On this way it is possible to reduce the heat flow from the cylinder inside to the groove tips and to reach an intensive cooling of the groove tips. In the case of aluminium cylinders the influence of the surface structure on the quenching process is weak, which is due to relative high thermal conductivity of the material.

		v
1	Einleitung	1
2	Stand der Technik	3
2.1	Abschrecken metallischer Bauteile	3
2.2	Flüssigkeitsabschreckung und Leidenfrosteffekt	4
2.3	Einfluss des Oberflächenzustands auf den Leidenfrosteffekt	11
2.4	Oberflächen nach dem Drehen	15
3	Werkstoffe und Methoden	18
3.1	Untersuchte Werkstoffe	18
3.1.1	Aluminiumknetlegierung EN AW-6082	18
3.1.2	Austenitischer Stahl X5CrNi18-10	20
3.1.3	Einsatzstahl 20MnCr5	22
3.2	Abschreckexperimente	23
3.2.1	Versuchseinrichtung	23
3.2.2	Proben	26
3.2.3	Wärmebehandlungsparameter	31
3.2.3.1	Erwärmung	31
3.2.3.2	Abschrecken	34
3.2.4	Versuchsdurchführung	36
3.2.5	Auswertungsmethoden	37
3.3	Charakterisierung der Proben	45
3.3.1	Optische Mikroskopie	45
3.3.2	Konfokale Mikroskopie	50
3.3.3	Gefügeuntersuchung	51
3.3.4	Härteprüfung	52
4	Experimentelle Ergebnisse	54
4.1	Wasserabschreckung an Aluminiumknetlegierung EN AW-6082	55
4.1.1	Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung	56
4.1.1.1	Gleichmäßige Drehrillenstrukturierung an scharfkantigen Proben	56

4.1.1.2 Gleichmäßige Drehrillenstrukturierung an abgerundeten Proben.....	60
4.1.1.3 Ungleichmäßige Strukturierung mit Drehrillen	64
4.1.2 Oberflächenstrukturierung mit gefrästen Rillen in Zylinderlängsrichtung .	68
4.2 Wasserabschreckung am austenitischen Stahl X5CrNi18-10	71
4.2.1 Oberflächenstrukturierung mit Rillen in Zylinderumfangsrichtung.....	72
4.2.1.1 Gleichmäßige Drehrillenstrukturierung an scharfkantigen Proben.....	72
4.2.1.2 Gleichmäßige Drehrillenstrukturierung an abgerundeten Proben.....	75
4.2.1.3 Ungleichmäßige Strukturierung mit Drehrillen	78
4.2.1.4 Abgesetzte Zylinder.....	83
4.2.2 Oberflächenstrukturierung mit gefrästen Rillen in Zylinderlängsrichtung .	85
4.3 Ölabschreckung am Austenitischen Stahl X5CrNi18-10	88
4.3.1 Gleichmäßige Strukturierung mit Drehrillen	89
4.3.2 Ungleichmäßige Strukturierung mit Drehrillen	91
4.4 Einfluss der Temperatur und Badumwälzung bei Abschreckung am austenitischen Stahl X5CrNi18-10.....	93
4.4.1 Gleichmäßig strukturierte Proben mit scharfen Stirnkanten.....	93
4.4.2 Gleichmäßig strukturierte Proben mit abgerundeten Stirnkanten	98
4.4.3 Ungleichmäßig strukturierte Proben	99
4.5 Wasserabschreckung am Einsatzstahl 20MnCr5.....	100
5 Abschrecksimulation	105
5.1 Modellierung	105
5.2 Ergebnisse der Simulation	109
5.2.1 Werkstoff EN AW-6082.....	109
5.2.2 Werkstoff X5CrNi18-10	113
6 Diskussion	117
6.1 Dampffilmdicke	117
6.2 Einfluss der Oberflächenstrukturierung.....	121
6.3 Einfluss des Abschreckmediums	127
6.4 Validierung der Abschrecksimulation	128

6.5	Integration der Oberflächenstrukturierung in die Fertigungskette	131
7	Zusammenfassung und Ausblick	135
	Danksagung	I
	Selbständigkeitserklärung.....	II
	Literaturverzeichnis	III
	Anhang	VII
A.	Abkürzungsverzeichnis	VII
B.	Symbolverzeichnis	VII
C.	Abbildungsverzeichnis	VIII
D.	Tabellenverzeichnis	XVII
E.	Verzeichnis im Rahmen der Promotion betreuter studentischer Arbeiten.	XVIII
	Akademischer Lebenslauf	XIX

1 Einleitung

Das Drehen ist einer der wichtigsten Fertigungsprozesse für rotationssymmetrische Bauteile. Dabei handelt es sich in der Regel um ein Weichbearbeitungsverfahren, welches bei relativ weichen, nicht gehärteten Werkstoffen eingesetzt wird. Um den Anforderungen insbesondere bezüglich Festigkeit und Härte zu genügen, werden die Bauteile nach dem Drehen oft wärmebehandelt. Das Abkühlen ist ein sehr wichtiger Teilschritt des Wärmebehandlungsprozesses metallischer Bauteile, bei dem ein Bauteil erst auf eine bestimmte Temperatur erwärmt und anschließend definiert abgekühlt wird. Hierdurch lassen sich die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs gezielt verändern. Die Beispiele der Wärmebehandlung, die das rasche Abschrecken als Teilschritt beinhalten, sind martensitisches Hären von Stählen oder Ausscheidungshärtungen von Aluminiumlegierungen. Dies setzt in der Regel eine hohe Abkühlgeschwindigkeit voraus.

Überwiegend wird das Abschrecken als Eintauchverfahren in Flüssigkeitsbädern durchgeführt. Aufgrund des relativ niedrigen Aufwandes, niedrigen Kosten und hohen mittleren Abkühlgeschwindigkeiten kommen Wasser und Öl am häufigsten zum Einsatz. Das Problem stellt dabei der Leidenfrost-Effekt dar, der sich in der Entstehung einer isolierenden Dampfschicht zwischen der heißen Bauteilloberfläche und der Flüssigkeit äußert. Solange die Oberfläche sich unter dem Dampffilm befindet, bleibt der Wärmeübergangskoeffizient relativ niedrig. Nachdem die Oberflächentemperatur einen bestimmten Wert unterschritten hat, bricht der Dampffilm zusammen und der Wärmeübergangskoeffizient steigt stark an. Abhängig von der Bauteilgeometrie und den Abschreckbedingungen bricht der Dampffilm an unterschiedlichen Orten des Bauteils zu unterschiedlichen Zeiten zusammen. Dies verursacht eine unerwünschte Ungleichmäßigkeit der Abschreckung und eventuell Bauteilverzug sowie

Eigenspannungen.

Die Leidenfrost-Effekt-Problematik wurde bereits gründlich untersucht. Die meisten der Untersuchungen betrachten die Änderung des Abschreckmediums oder der Abschreckbedingungen. Der Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit beim Abschrecken in verdampfenden Flüssigkeiten bleibt bisher unklar. In den dazu existierenden Publikationen wird gezeigt, dass die Veränderung der Oberflächenrauheit zu einem späteren oder schnelleren Zusammenbruch des Dampffilms führen kann. Durch eine gezielte ungleichmäßige Strukturierung der Oberfläche besteht theoretisch die Möglichkeit, den Abschreckvorgang zu homogenisieren. Hierfür ist es erforderlich die zugrunde liegenden Wirkmechanismen detailliert zu verstehen und die Abhängigkeit von den einzelnen Prozessparametern zu erkennen.

In dieser Arbeit wird untersucht, welchen Einfluss eine gezielte Strukturierung der Bauteiloberfläche auf den Leidenfrost-Effekt ausübt und ob damit eine Reduzierung der Abschreckungleichmäßigkeit vorgenommen werden kann. Der Fokus liegt auf rillenartigen Oberflächenstrukturen, die beim Drehen von zylindrischen Bauteilen ohne hohen zusätzlichen Aufwand erzeugt werden können. Die Erzeugung von solchen Rillenstrukturen erfordert lediglich eine Anpassung der Prozessparameter beim Drehen.

Nach der Ermittlung der geeigneten Drehparameter werden Abschreckexperimente an den zylindrischen Aluminium- (EN AW-6082) und Stahlproben (X5CrNi18-10, 20MnCr5) mit unterschiedlichen Rillentiefen (Rauheiten) durchgeführt. Die Auswertung von Abschreckversuchen in dem speziell entwickelten Versuchsstand erfolgt anhand von Abkühlkurven und Videoaufnahmen der Wiederbenetzung. Ausgehend von den Versuchsergebnissen werden die Zusammenhänge zwischen der Oberflächenstrukturierung und der Abschreckkinetik erklärt. Mit einer gezielt ungleichmäßigen Strukturierung der Zylinderoberfläche wird anschließend ein Versuch unternommen, den Abschreckvorgang kontrolliert zu homogenisieren.

Für ein besseres Verständnis der Wirkmechanismen wird eine Abschreck-Simulation an den Werkstoffen EN AW-6082 und X5CrNi18-10 durchgeführt. Dabei werden die Zusammenhänge zwischen den thermischen Werkstoffeigenschaften sowie geometrischen Verhältnissen der Rillenstruktur und Zylinderform betrachtet.

2 Stand der Technik

2.1 Abschrecken metallischer Bauteile

Wärmebehandlung ist ein sehr verbreiteter Prozess in der Fertigungskette von metallischen Bauteilen. Zweck der Wärmebehandlung ist das gezielte Einstellen mechanischer Eigenschaften eines Werkstoffes an seine Anforderungen. Ein zentraler Teilschritt der Wärmebehandlung ist das definierte Abkühlen. Beim Abschrecken wird das Bauteil von einer Wärmebehandlungstemperatur rasch abgekühlt. Beispiele von Wärmebehandlungen bei denen das Abschrecken eine entscheidende Bedeutung hat, sind martensitisches Härteln von Stählen oder Ausscheidungshärteln von Aluminiumlegierungen. In beiden Fällen hat das Abschrecken das Ziel, die Diffusionsvorgänge in dem Werkstoff zu unterdrücken damit die Legierungselemente in den übersättigten Mischkristallen zwangsgelöst bleiben. Dieses Verfahren erfordert eine hohe Abkühlgeschwindigkeit. In Hinblick auf die Nachbearbeitung der präzisen Bauteile soll das Abschrecken möglichst gleichmäßig passieren, um die Eigenspannungen und Bauteilverzug zu verringern. Es existiert eine Vielzahl an Abschreckverfahren mit unterschiedlicher Wirkung. Grundsätzlich unterscheidet man zwischen dem Flüssigkeitsabschrecken und Gasabschrecken.

Flüssigkeitsabschreckung wird überwiegend als Eintauchverfahren mittels Abkühlen des Werkstückes in Bädern mit verdampfenden Flüssigkeiten eingesetzt. Die Verwendung von verdampfenden Flüssigkeiten wie zum Beispiel Wasser, Öl oder wässrige Polymerlösung erlaubt es, eine hohe mittlere Abkühlgeschwindigkeit zu realisieren. Der Nachteil von verdampfenden Flüssigkeiten ist die Bildung einer isolierenden Dampfschicht zwischen der heißen Bauteiloberfläche und dem Abschreckmedium [1]. Der Dampffilm bricht im Laufe des Abschreckvorgangs örtlich und zeitlich ungleichmäßig zusammen. Der lokale Zusammenbruch des Dampffilms verursacht eine starke Erhöhung des Wärmeübergangskoeffizienten, was unter Umständen unerwünschte Eigenspannungen und Bauteilverzug zu Folge haben kann. Die Dampffilm-Problematik bleibt prinzipiell auch bei der Sprühkühlung, welche in der Regel mit Wasser-Luft-Gemischen erfolgt, erhalten [2, 3, 4].

Um die Problematik des Dampffilms und die damit zusammenhängende Ungleichmäßigkeit des Abschreckprozesses zu umgehen, werden in einigen Fällen Flüssigkeiten verwendet, die nicht verdampfen. Hier kommen Bäder mit Salzschmelzen und niedrigschmelzenden Metallschmelzen zum Einsatz [5, 6, 7]. Aufgrund fehlender

Dampfbildung erfolgt der Wärmeübergang in diesen Schmelzbädern infolge von Konvektion relativ gleichmäßig. Der Nachteil bei der Verwendung von Salz- und Metallschmelzen als Abschreckmedium besteht in hohem Reinigungsaufwand und relativ hohen Kosten.

Neben den genannten Variationen der Abschreckflüssigkeiten existieren weitere Möglichkeiten, eine Vergleichmäßigung beim Flüssigkeitsabschrecken zu erreichen. Alle diese Methoden beruhen auf der Grundlage der Verringerung des isolierend wirkenden Dampffilms. Dies kann mit sehr hohen Strömungsgeschwindigkeiten [8, 9, 10, 11], elektrischen Feldern [12, 13, 14], magnetischen Feldern [15, 16] oder durch Ultraschallfelder [17, 18, 19] erreicht werden.

Beim Gasabschrecken wird ein Gas, in der Regel Luft oder Stickstoff, als Abschreckmedium verwendet, welches mit hoher Geschwindigkeit die Bauteiloberfläche anströmt. Der Wärmetransport erfolgt durch Konvektion [20]. Vorteil des Gasabschreckens ist oft eine gleichmäßigere Abschreckung als in verdampfenden Flüssigkeiten. Hinsichtlich der Kühlwirkung nähert sich das Gasabschrecken unter gewissen technologischen Voraussetzungen den Öl- bzw. Salzbäder an [21].

2.2 Flüssigkeitsabschreckung und Leidenfrosteffekt

Grundsätzlich lässt sich die Flüssigkeitsabschreckung in drei unterschiedliche Arten unterteilen. Das sind die Abschreckung unter fließender Flüssigkeit, Eintauchabschrecken und Sprühkühlung (Abbildung 1).

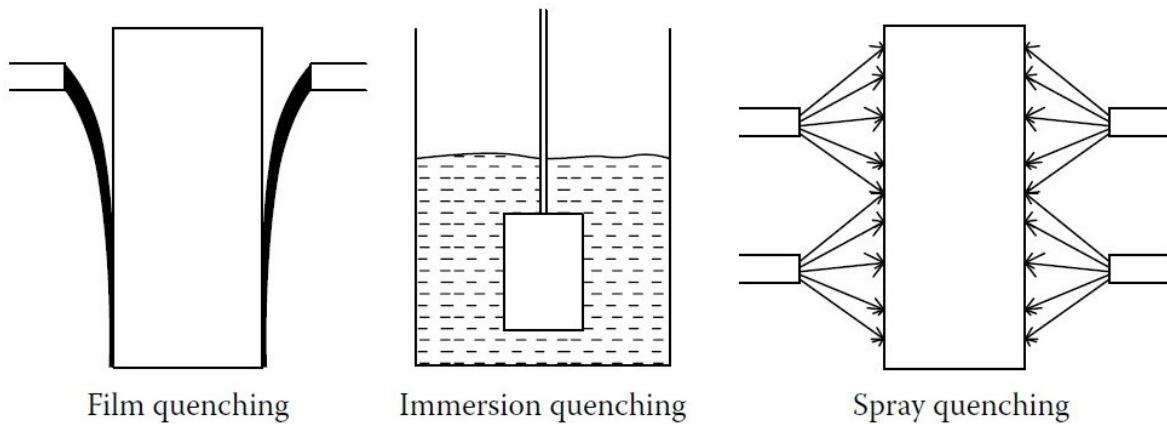


Abbildung 1: Arten der Flüssigkeitsabschreckung [1].

Als Abschreckmedium werden überwiegend verdampfende Flüssigkeiten, wie beispielsweise Wasser, verwendet. Wenn eine verdampfende Flüssigkeit in Kontakt mit

einer heißen Metallocberfläche tritt, verdampft diese Flüssigkeit, was zur Bildung eines Dampffilms zwischen der Oberfläche und der Flüssigkeit führt. Dieser Effekt heißt Leidenfrost-Effekt [1].

Bei der Flüssigkeitsabschreckung von heißen metallischen Bauteilen in verdampfenden Flüssigkeiten bildet sich ein stabiler Dampffilm auf der heißen Oberfläche, da die Siedetemperatur dieser Medien unterhalb der Eintauchtemperatur des abzuschreckenden Bauteiles liegt. Der Dampffilm übt eine isolierende Wirkung aus, so dass die Kühlwirkung während dieser Filmsiedephase relativ niedrig ist.

Die Abbildung 2 zeigt die Abhängigkeit der Wärmestromdichte und des Wärmeübergangskoeffizienten von der jeweils vorliegenden Abschreckphase. Dabei wird zwischen dem Filmsieden (D), Übergangssieden (C), Blasensieden (B) und Konvektion (A) unterschieden [1].

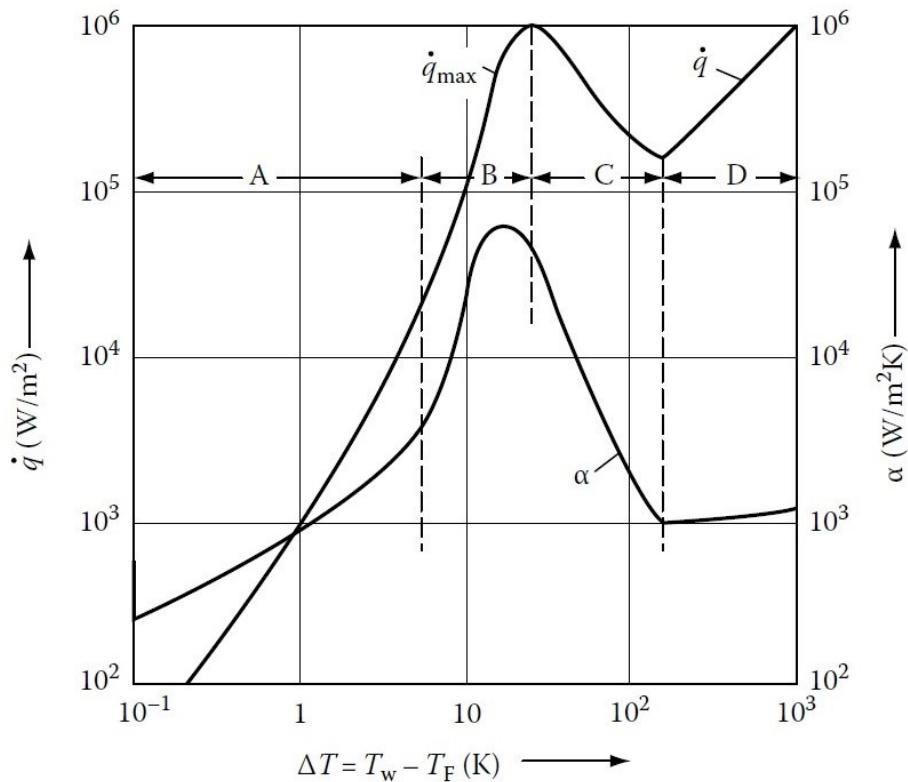


Abbildung 2: Wärmestromdichte \dot{q} und Wärmeübergangskoeffizient α bei verschiedenen Abschreckphasen: (A) Konvektion, (B) Blasensieden, (C) Übergangssieden, (D) Filmsieden abhängig von der Temperaturdifferenz ΔT zwischen der Oberflächentemperatur T_w und der Flüssigkeitstemperatur T_f . [1]

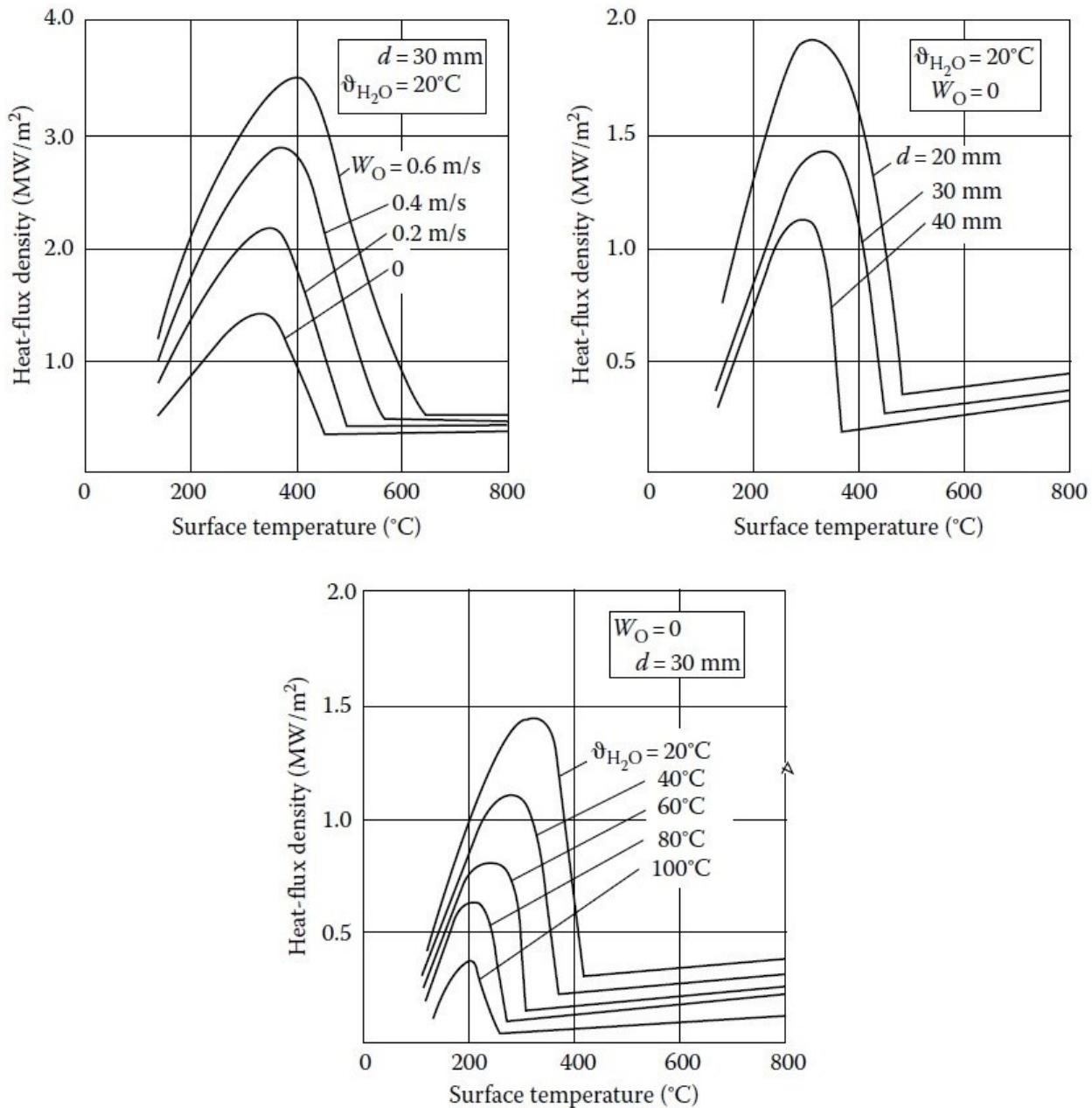


Abbildung 3: Einfluss der Fließgeschwindigkeit, Kugeldurchmesser und Wassertemperatur auf die Wärmestromdichte beim Flüssigkeitsabschrecken einer Nickel-Kugel [22].

Die wichtigsten Einflussparameter von denen die Abschreckkinetik in verdampfenden Flüssigkeiten abhängt sind in Abbildung 3 gegeben. In den dargestellten Diagrammen ist die Wärmestromdichte als Funktion der Wandoberflächentemperatur am Beispiel einer in einem Wasserbad unter verschiedenen Bedingungen abgeschreckten Nickel-Kugel aufgetragen. In den Diagrammen wird der Einfluss von Parametern wie Geschwindigkeit der Flüssigkeit, Abmessungen der Probe und Temperatur der Flüssigkeit veranschaulicht.

Die Abbildung 3 zeigt, dass mit zunehmender Umwälzgeschwindigkeit, Verringerung der Probenabmessungen und Reduzierung der Badetemperatur, die Abschreckintensität

steigt. Das geht nicht nur auf die Zunahme der Wärmestromdichte zurück, sondern hängt auch mit der Verschiebung der Leidenfrost-Temperatur zu höheren Werten zusammen. Als Leidenfrost-Temperatur ist diejenige Oberflächentemperatur definiert, bei der der während der Filmsiedephase vorliegende Dampffilm zusammenbricht.

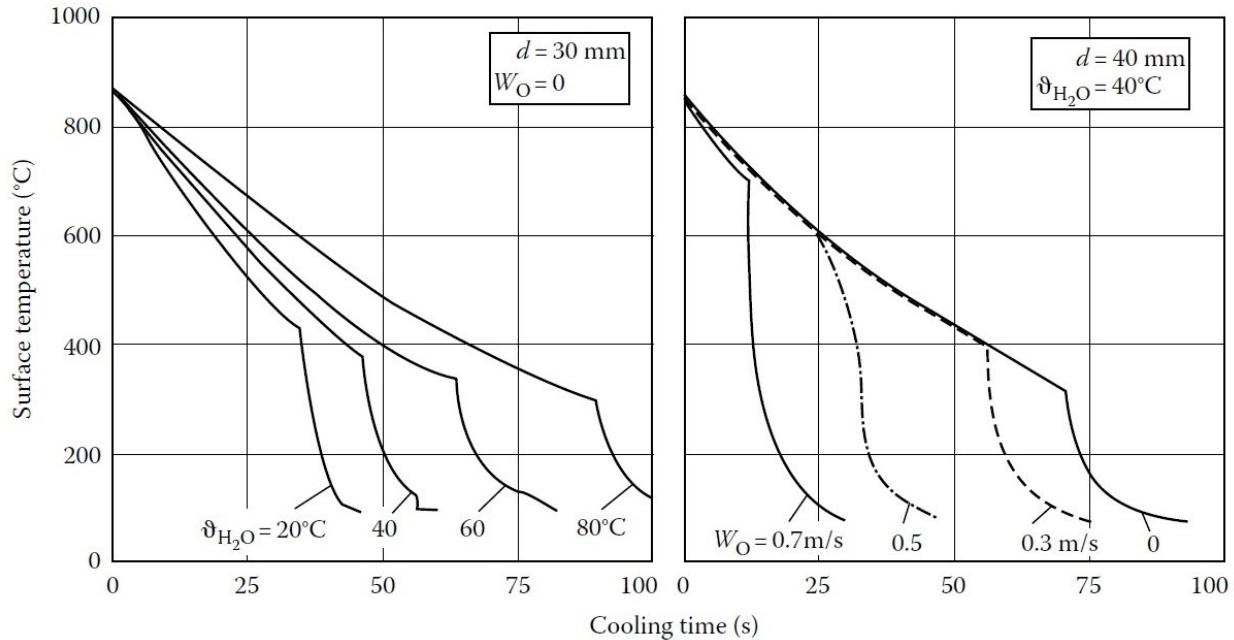


Abbildung 4: Abkühlkurven einer Nickel-Kugel beim Abschrecken in Wasser mit verschiedenen Temperaturen und Fließgeschwindigkeiten [23].

Die Abbildung 4 zeigt die Abkühlverläufe am Beispiel von zwei unterschiedlich großen Kugeln bei der Abschreckung in Wasser. Hier ist die Oberflächentemperatur als Funktion der Abschreckdauer bei unterschiedlichen Wassertemperaturen und Umwälzgeschwindigkeiten aufgetragen. Nach dem Eintauchen der heißen Kugel ins Wasser bildet sich auf der gesamten Oberfläche ein isolierender Dampffilm. Es liegt stabiles Filmsieden vor und die Abschreckung der Kugel verläuft in dieser Phase relativ langsam und gleichmäßig. Sobald die Temperatur der Oberfläche unter die Leidenfrost-Temperatur fällt, bricht der Dampffilm zusammen und die Kühlgeschwindigkeit nimmt stark zu. In der Abkühlkurve ist dieser Zeitpunkt, auch Leidenfrost-Punkt genannt, an einem charakteristischen Knick zu erkennen.

Je höher die Leidenfrost-Temperatur ist, desto früher tritt der Zusammenbruch des Dampffilms ein, was eine kürzere Abschreckdauer mit sich bringt. Eine Erhöhung der Leidenfrost-Temperatur um wenige zehn Kelvin reicht für eine wesentliche Verkürzung der Abschreckdauer aus. Daraus ergibt sich, dass zum Abschrecken von Bauteilen mit definierter Geschwindigkeit die Lage des Leidenfrost-Punktes durch Anpassung der Prozessparameter beeinflusst werden muss. In Abbildung 5 (links) ist die Leidenfrost-

Temperatur als Funktion der Umwälzgeschwindigkeit und der Wassertemperatur für unterschiedlich große Nickel-Kugeln dargestellt. Durch die Variation der Abschreckparameter kann starker Einfluss auf die Leidenfrost-Temperatur erreicht werden.

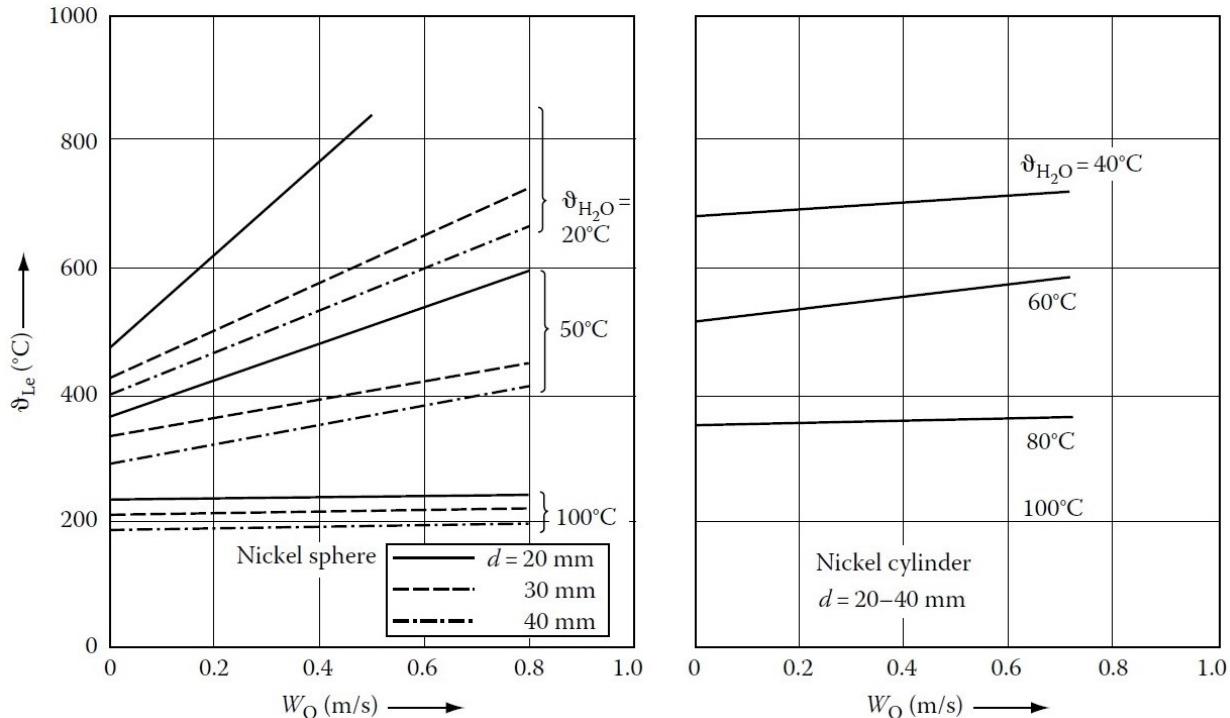


Abbildung 5: Leidenfrost-Temperatur in Abhängigkeit von Umwälzgeschwindigkeiten und Wassertemperatur bei Flüssigkeitsabschreckung einer Nickel-Kugel (links) und eines Nickel-Zylinders (rechts) [22].

Der Zusammenbruch des Dampffilms auf der Bauteiloberfläche wird als Wiederbenetzung bezeichnet. Im Falle einer Kugel bricht der Dampfschicht nach dem Erreichen der Leidenfrost-Temperatur zusammen und es beginnt relativ gleichmäßig über die Oberfläche verteiltes Blasensieden. Beim Abschrecken eines vertikal eingetauchten Zylinders beginnt die Wiederbenetzung nicht gleichzeitig auf der gesamten Oberfläche. Der Dampffilm bricht erst an der unteren Zylinderkante zusammen und die Wiederbenetzung verläuft dann von unten nach oben entlang der Zylinderachse. Das führt zu unterschiedlichen Leidenfrost-Temperaturen und Abkühlgeschwindigkeiten über die Länge des Zylinders, (siehe Abbildung 6 und Abbildung 7).

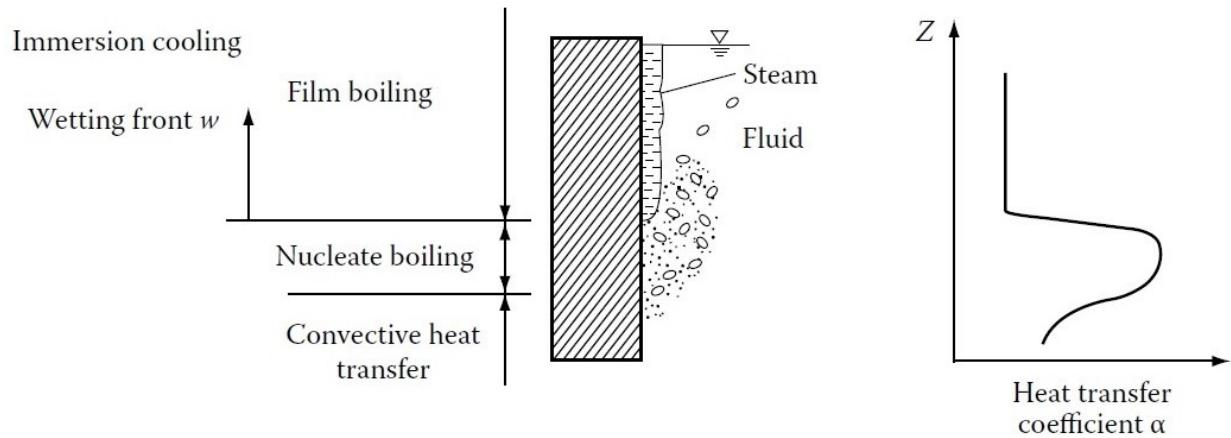


Abbildung 6: Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten über die Höhe eines metallischen Zylinders bei Tauchabschreckung in verdampfenden Flüssigkeiten und gleichzeitigem Vorhandensein von mehreren Abschreckphasen [25].

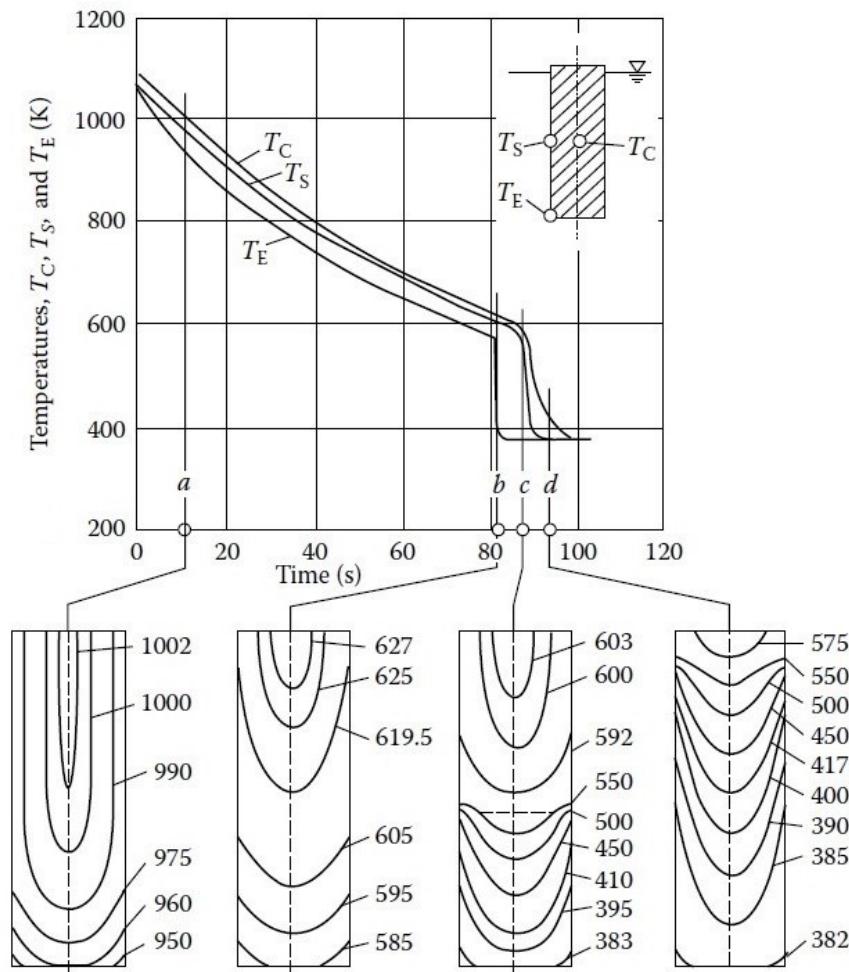


Abbildung 7: Temperaturverteilung und Abschreckkurven eines CrNi-Stahl-Zylinders bei Tauchabschreckung in Wasser bei 97°C [24, 25].

Im Gegensatz zu einer Kugel spielt der Durchmesser bei einem Zylinder eine untergeordnete Rolle. Kleine Variation des Durchmessers vom Zylinder hat keinen wesentlichen Einfluss auf die Leidenfrost-Temperatur (siehe Abbildung 5, rechts). Bei

höheren Temperaturen des Abschreckmediums ist die Leidenfrost-Temperatur einer Kugel und eines Zylinders ungefähr gleich. Wenn aber die Temperatur des Abschreckmediums niedrig ist, spielt die Geometrie der Probe eine wichtige Rolle.

Im Allgemeinen ist die genaue Vorhersage der Leidenfrost-Temperatur schwierig. Die Temperatur des Abschreckmediums und die Umwälzgeschwindigkeit können ausreichend genau eingestellt werden. Allerdings sind die quantitativen Einflüsse der Probengeometrie und Oberflächenbeschaffenheit sind schwer berechenbar.

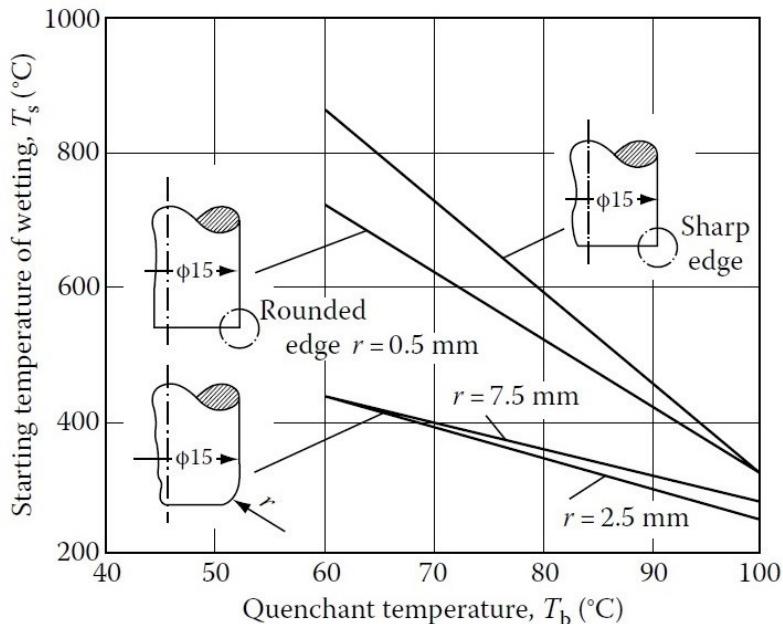


Abbildung 8: Einfluss der Abrundung unterer Zylinderstirnkanten eines CrNi-Stahl-Zylinders auf die Starttemperatur der Wiederbenetzung in Abhängigkeit von der Flüssigkeitstemperatur [25].

Beim Abschrecken eines vertikal eingetauchten Metallzylinders stellt die scharfe Kante am unteren Ende des Zylinders in der Regel den Ort des ersten Zusammenbruches des Dampffilms dar [52]. Aufgrund dessen ist die Temperaturverteilung der Zylinderoberfläche während des Abschreckvorgangs sehr ungleichmäßig, vgl. Abbildung 7. Wenn die untere Zylinderstirnkante abgerundet wird, bricht der Dampffilm zu einem späteren Zeitpunkt bei niedrigerer Temperatur zusammen. Abbildung 8 zeigt den Einfluss der Abrundung von unteren Zylinderstirnkanten auf die Starttemperatur der Wiederbenetzung. Somit ist es möglich, die Ungleichmäßigkeit des Abschreckvorgangs eines Zylinders zu reduzieren, indem die untere Zylinderstirnkante mit einem großen Radius abgerundet wird.

2.3 Einfluss des Oberflächenzustands auf den Leidenfrosteffekt

Die Leidenfrost-Temperatur und der Leidenfrost-Effekt hängen vom Oberflächenzustand des Bauteils ab. Zu den wichtigsten Einflussparametern gehören die Reinheit der Oberfläche (Oxidation, Kalkablagerungen, Verunreinigungen) und die Oberflächenrauheit [1].

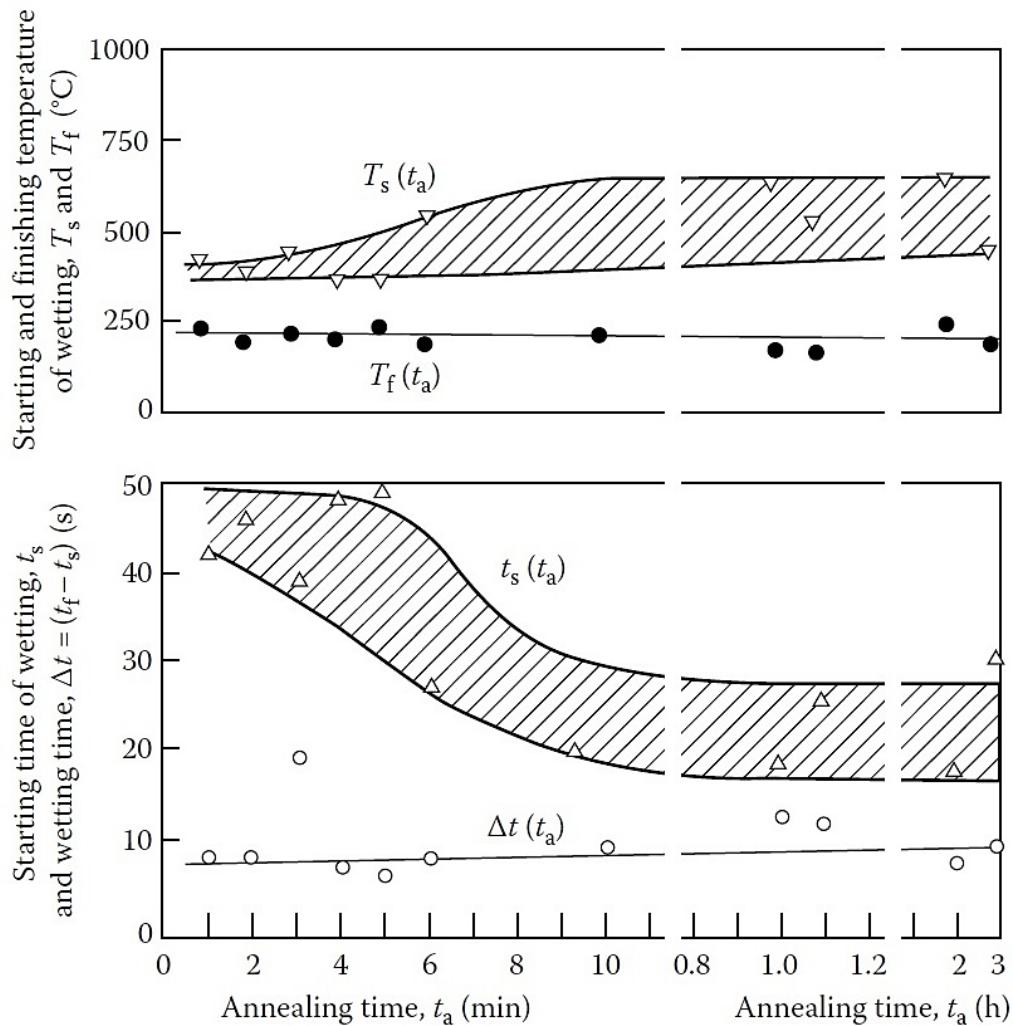


Abbildung 9: Abhängigkeit der Anfangstemperatur, Endtemperatur und Dauer der Wiederbenetzung von der Oberflächenoxidation infolge Erwärmung einer CrNi-Stahlprobe auf 920 °C [28].

Während der Erwärmung von metallischen Bauteilen im Ofen bei hohen Temperaturen kann unter Umständen eine Oxidation der Oberfläche auftreten. Im Falle eines CrNi-Stahls wirkt sich die Oxidschichtbildung auf der Oberfläche auf den Leidenfrost-Effekt aus [1]. Abbildung 9 zeigt in welchem Masse die Anfangs- und Endtemperatur sowie die Dauer der Wiederbenetzung durch die Erhöhung der Wärmebehandlungsdauer beeinflusst wird. Die Oxidation wird umso stärker, je länger die Probe bei hoher

Temperatur gehalten wird. Es ist ersichtlich, dass bei einer Haltedauer bis zu ca. 10 Minuten eine starke Reduzierung der Leidenfrost-Temperatur und der Abschreckdauer mittels stärkerer Oxidation möglich ist. Es wird vermutet, dass die thermischen Eigenschaften des Oberflächenmaterials entscheidende Bedeutung haben [26]. Der Wirkmechanismus bei der Oxidation kann somit auf die geringere Wärmeleitfähigkeit der Oxidschicht zurückgeführt werden.

Die Abschreckkinetik kann auch durch Salz- und Kalkablagerungen auf der Oberfläche beeinflusst werden [27]. Die Ablagerungen können eine bessere Benetzbarkeit und einen früheren Zusammenbruch des Dampffilms bewirken. Dieser Effekt wird infolge einer vergrößerten Anzahl an Keimstellen für entstehende Blasen erklärt. Als geeignetes Modell zur Beschreibung der Keimstellenwirkung erwies sich die heterogene Keimbildung an Oberflächenkavitäten [29-32]. An polierten Oberflächen findet die heterogene Keimbildung (Blasenbildung) in Kavitäten der Größe von ca. 0,1 µm - 1 µm statt.

Als Keimstellen dienen auch Nanostrukturen, die sich beim Abschrecken in Nanoflüssigkeiten bilden. Die Nanopartikel lagern sich auf der Oberfläche ab und verbessern die Benetzbarkeit [33]. Eine Verkürzung des Filmsiedens ist auch durch die erhöhte Porosität der Oberfläche möglich. Die Poren wirken als Keimstellen für die Blasen und es kommt unter Umständen zu lokaler Destabilisierung des Dampffilms [34].

Die Rauheit der Oberfläche kann unterschiedliche Effekte auf die Stabilität der Dampfschicht ausüben. Die Erhöhung der Oberflächenrauheit kann sowohl reduzierend als auch begünstigend auf den Leidenfrost-Effekt wirken [27, 32, 35, 36, 37]. Das zeigen Tropfversuche mit Wasser auf einer heißen Kupferplatte mit bestimmter Oberflächenrauheit [32]. Die Erhöhung der Rauheit von 0,1 µm auf 1 µm führt zur Verlängerung des Filmsiedens. Weitere Erhöhung der Rauheit auf 3 µm verkürzt dagegen die Abschreckdauer [38].

Der Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Abkühlgeschwindigkeit äußert sich unterschiedlich in Abhängigkeit vom Abschreckmedium. Der Verlauf der Wärmestromdichte über die Oberflächentemperatur während der Abschreckung von Edelstahlproben mit drei verschiedenen Oberflächenrauheiten ($R_a = 1 \mu\text{m}$, $R_a = 3 \mu\text{m}$ und mit Rillentiefe 1,5 mm) in wässriger Salzlösung und in Palmöl ist in Abbildung 10 dargestellt [38]. Die Abschreckintensität in wässriger Salzlösung ist wesentlich höher als in Palmöl. Bei der Abschreckung in Salzlösung beträgt der Maximalwert der Wärmestromdichte ca. 26 kW/m² für die Proben mit rauer Oberfläche, während an den Proben mit glatter Oberfläche eine maximale Wärmestromdichte von ca. 19 kW/m²

gemessen wurde. Im Gegensatz dazu, zeigt sich bei der Ölabschreckung eine gegenläufige Tendenz. Eine Erhöhung der Oberflächenrauheit führt zu einer langsameren Abkühlung. So liegen die Maximalwerte der Wärmestromdichte bei ca. 13 kW/m² für eine raue und bei ca. 15 kW/m² für eine glatte Probe.

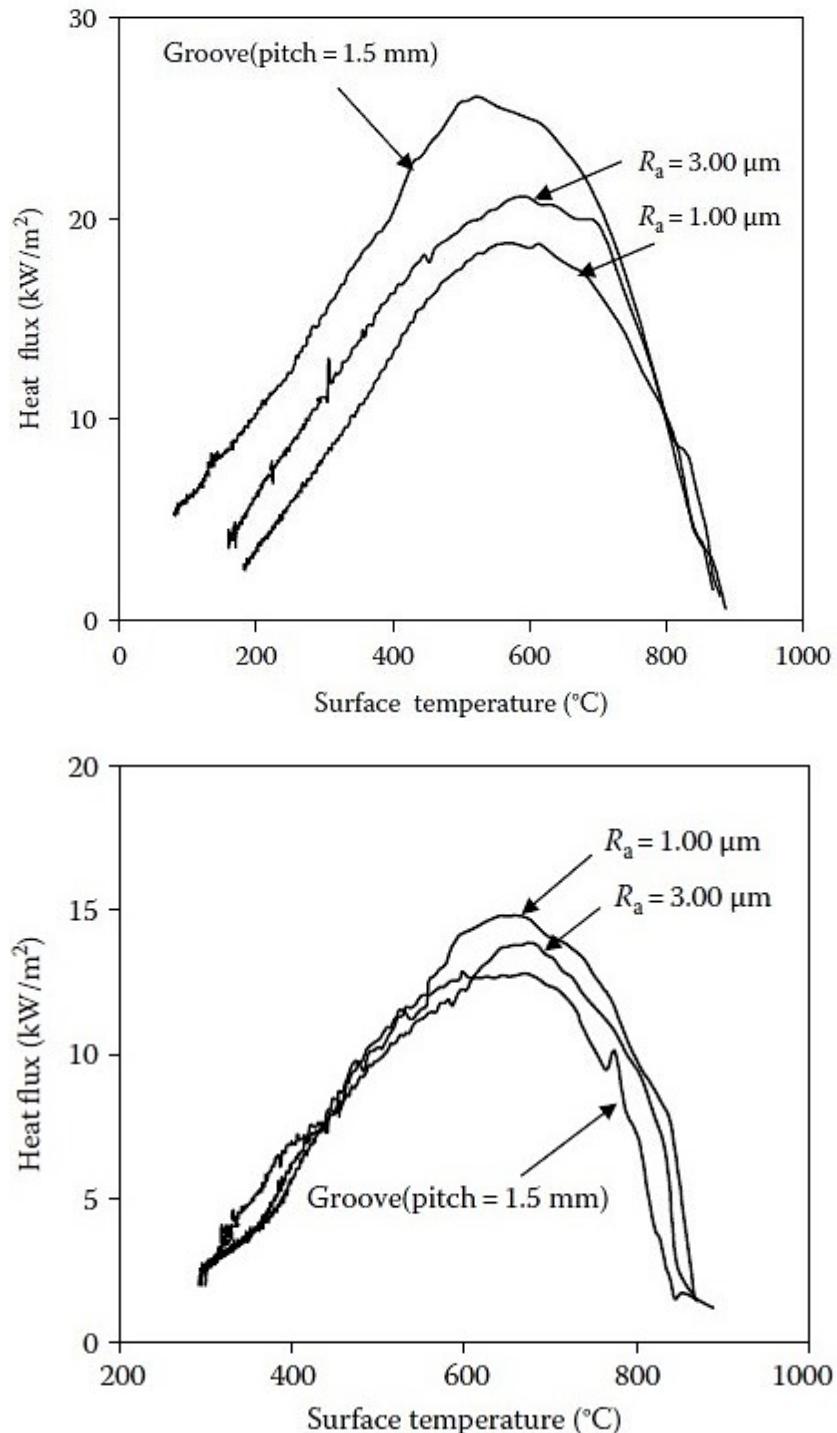


Abbildung 10: Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten von der Oberflächentemperatur und Oberflächenrauheit beim Abschrecken einer Stahlprobe in wässriger Salzlösung (oben) und in Palmöl (unten) [38].

Bei der Abschreckung in wässriger Salzlösung stabilisiert eine glatte Oberfläche das Filmsieden. Eine Erhöhung der Oberflächenrauheit führt zur Destabilisierung des Filmsiedens und entsprechend schnellerer Abkühlung. Die Ursache dafür kann an der Vergrößerung der Wärmeabgabefläche liegen. Niedrigviskose Flüssigkeiten wie z.B. Wasser und wässrige Lösungen dringen in die Vertiefungen an der Oberfläche ein und sorgen für intensiven Wärmetransport. Ein kombinierter Effekt der niedrigen Viskosität und größerer Wärmeabgabefläche hat eine ausgeprägte Destabilisierung des Filmsiedens zur Folge [1].

Die Abschreckung in einer viskosen Flüssigkeit wie Palmöl zeigt eine umgekehrte Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit von der Oberflächenrauheit. Das wird darauf zurückgeführt, dass auch während der Blasensieden-Phase der restliche Dampffilm in den Vertiefungen an der Oberfläche länger erhalten bleibt. Durch die Überlagerung des Blasensiedens und Filmsiedens kommt es zu einer langsameren Abkühlung bei höheren Oberflächenrauheiten, weil der restliche Dampffilm die Wärmeübergabe verhindert. Hohe Viskosität des Palmöls verhindert das Eindringen des Öls in die Vertiefungen, was zu einer späteren Wiederbenetzung führt.

Der Einfluss der Viskosität auf den Abschreckvorgang bei unterschiedlichen Oberflächenrauheiten ist in Abbildung 11 schematisch erläutert. Bei der Abschreckung von rauen Bauteilen in hoch viskosen Flüssigkeiten haften die Dampfblasen an der Oberfläche, während sich bei niedriger Viskosität die Dampfblasen leichter ablösen und somit die Wärme intensiv abführen. Erst wenn die Oberflächentemperatur in den Vertiefungen sinkt, bricht der restliche Dampffilm zusammen [1].

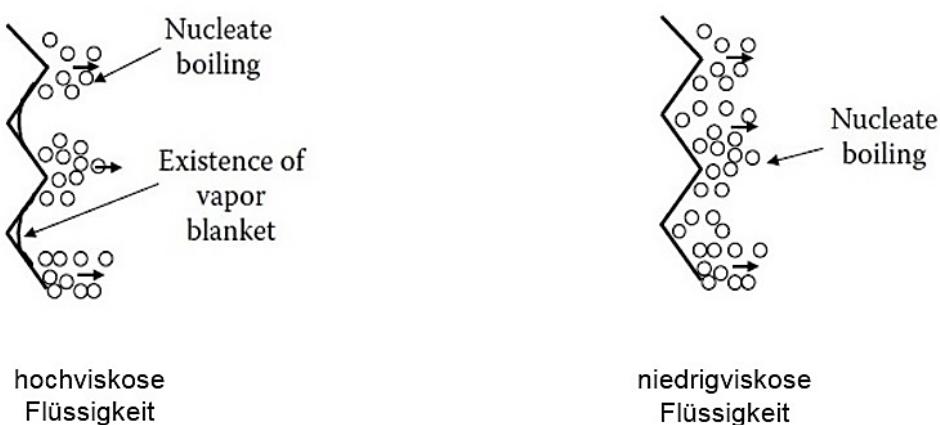


Abbildung 11: Schematische Darstellung des Einflusses der Viskosität auf die Abschreckung in verdampfenden Flüssigkeiten mit hoher Viskosität (links) und niedriger Viskosität (rechts) [38].

2.4 Oberflächen nach dem Drehen

Nach DIN 8580 werden die Fertigungsverfahren in das Urformen, Umformen, Fügen, Trennen und Beschichten geteilt. Das Drehen gehört dabei zu der Gruppe des Trennens und bedeutet die Formgebung von rotationssymmetrischen Werkstücken mittels Zerspanung. Dabei können verschiedene geometrische Formen der Oberfläche erzeugt werden. Diese Klassifikation nach DIN 8589 ist in Abbildung 12 zusammengefasst.

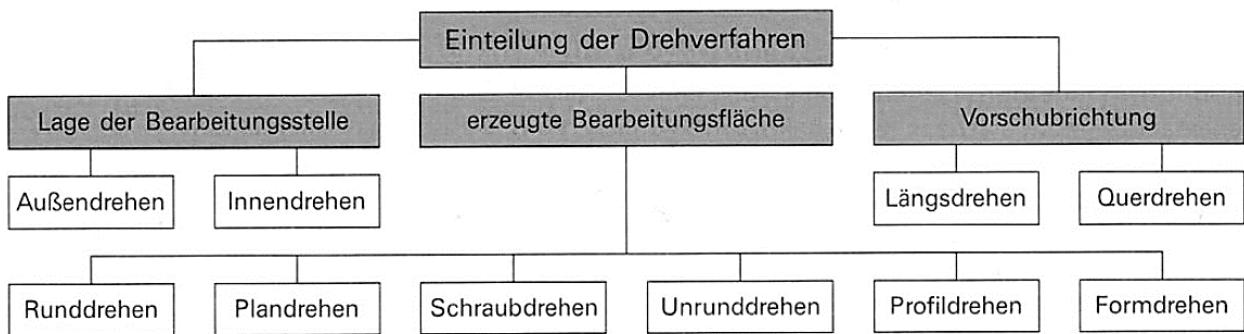


Abbildung 12: Klassifikation der Drehverfahren nach DIN 8589 [39].

Der Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit liegt auf der Untersuchung des Abschreckvorgangs mit unterschiedlichen Oberflächenstrukturen. Außenlängsdrehen ist ein oft angewandtes Drehverfahren für zylindrische Bauteile vor der Wärmebehandlung. Dabei wird das Werkstück in eine Rotation versetzt und das Werkzeug (Schneidplatte) wird parallel zu der Drehachse (Vorschubbewegung) geführt. Dadurch kann eine gleichmäßige Bearbeitung am Werkstück vorgenommen werden und definierte Oberflächenstrukturen aufgebracht werden. Die Schneidplatte besteht in der Regel aus beschichteten Hartmetallen oder Schneidkeramik und richtet sich nach Drehparametern und Material des Werkstückes. Die Oberflächenstruktur, die beim Drehen entsteht hängt von geometrischen und kinematischen Fertigungsparametern sowie von Materialeigenschaften des Werkstücks ab.

Die geometrischen Fertigungsparameter sind in Abbildung 13 veranschaulicht. Die Parameter Vorschub und Eckradius der Schneidplatte haben den größten Einfluss auf die Oberflächenbeschaffenheit der gedrehten Bauteile. Abbildung 14 zeigt den Zusammenhang zwischen diesen beiden Parametern und der entstehenden Oberflächenstruktur. Die theoretische Rauhtiefe R_t lässt sich somit aus den geometrischen Gegebenheiten berechnen.

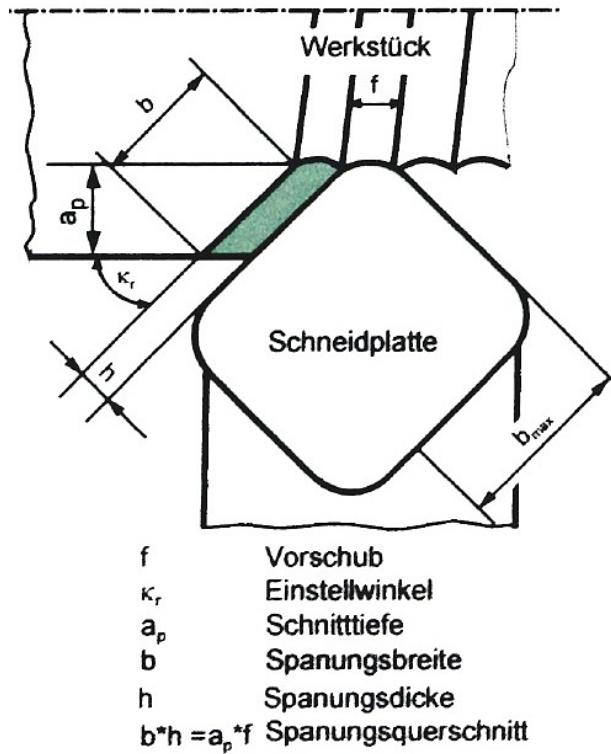


Abbildung 13: Einstellparameter an der Werkzeugschneide beim Drehen [39].

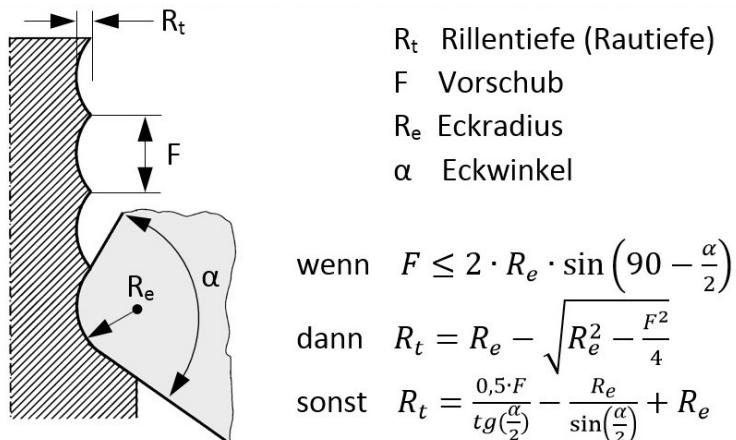


Abbildung 14: Abhängigkeit der Rillentiefe von den Drehparametern [40].

Die Schnittgeschwindigkeit ist der wichtigste kinematische Parameter im Drehverfahren. Das ist die relative Geschwindigkeit zwischen der Schneidplattenspitze und der Werkstückoberfläche. Die Schnittgeschwindigkeit ist durch die Abmessungen des Werkstücks und die Drehzahl definiert. Der Spanbildungsvorgang ist stark von der Schnittgeschwindigkeit abhängig. In der Regel führt eine hohe Schnittgeschwindigkeit zu hoher Oberflächengüte und niedriger Rauhtiefe [39]. Allerdings kann die Erhöhung der Schnittgeschwindigkeit einen starken Verschleiß der Schneidplatte verursachen und

deswegen eine Verschlechterung der Oberflächengüte zur Folge haben. Abhängig von der gewünschten Oberflächenbeschaffenheit wird die Schnittgeschwindigkeit entsprechend den mechanischen Eigenschaften des Werkstücks angepasst.

Die tatsächliche Rauheit, die bei der Fertigung entsteht, stimmt im Allgemeinen nicht immer mit der theoretischen Rauheit überein. Während die theoretischen Werte aus idealisierten geometrischen Verhältnissen berechnet werden, kann die beim Drehen entstehende Oberflächenstruktur von vielen Faktoren beeinflusst werden. Zum einen wird der Verschleiß der Schneidplatte vernachlässigt. Zum anderem berücksichtigt die Berechnung der theoretischen Rauheit keine Spanbildungsvorgänge. In der Wirklichkeit hängen die Spanform und somit auch die Oberflächenbeschaffenheit stark von den mechanischen und thermischen Werkstoffeigenschaften des Werkstücks und Schneidplatte ab. Diese Abhängigkeit der Oberflächenbeschaffenheit von vielen Parametern führt dazu, dass sich die tatsächliche Rauheit von der theoretischen unterscheidet. Deswegen soll die theoretische Berechnung der Rauheit nur als grobe Abschätzung der Oberflächenstruktur verwendet werden. Abbildung 15 verdeutlicht die Abhängigkeit der theoretischen Rauheit von dem Verhältnis zwischen dem Eckradius der Schneidplatte und dem Vorschub.

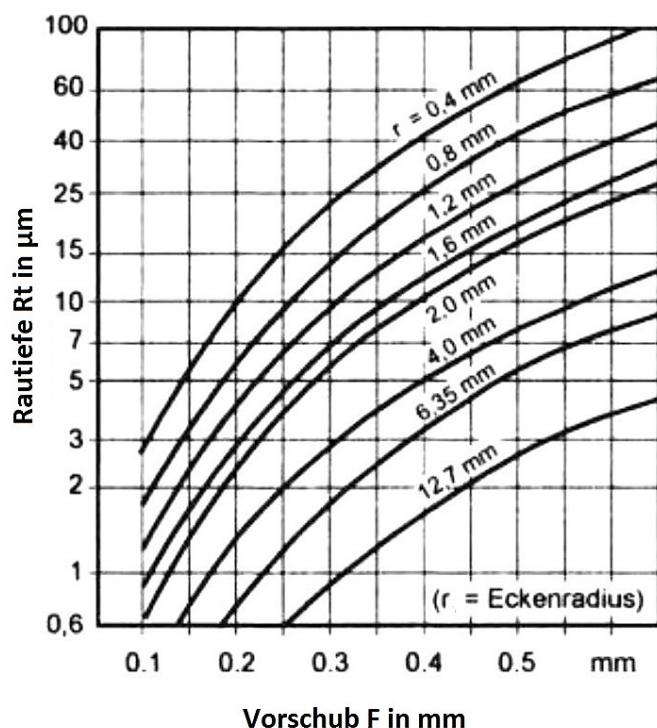


Abbildung 15: Einfluss von Eckradius und Vorschub auf die theoretische Rauheit [43].

3 Werkstoffe und Methoden

3.1 Untersuchte Werkstoffe

Für die Untersuchungen des Oberflächeneinflusses auf den Abschreckvorgang kamen drei verschiedene Werkstoffe zum Einsatz. Die Auswahl dieser Werkstoffe erfolgte aus der Sicht ihrer Eigenschaften bzw. technischer Relevanz. Die Unterschiede in der Lösungsglühtemperatur sowie thermischen Eigenschaften der verschiedenen Werkstoffe ermöglichen eine Variation der Wärmemenge, die beim Abschrecken abzuführen ist.

Für diese Zwecke wurden die Proben aus der aushärtbaren Aluminiumknetlegierung EN AW-6082 (EN AW-AlSi1MgMn) und dem austenitischen Stahl X5CrNi18-10 verwendet. Die Aluminiumknetlegierung und der austenitische Stahl sind infolge ihrer guten Oxidationsbeständigkeit gut geeignet für die Untersuchung des Einflusses von Oberflächenstrukturen. Des Weiteren weist der austenitische Stahl keine Umwandlungswärme auf, die die Messung von Abkühlkurven beeinflussen könnte.

Zusätzlich wurden auch Versuche am martensitisch umwandelnden Einsatzstahl 20MnCr5 durchgeführt. Dieser Stahl ermöglicht es, anhand von Gefügeuntersuchungen Rückschlüsse auf die Abschreckkinetik zu ziehen.

3.1.1 Aluminiumknetlegierung EN AW-6082

Die aushärtbare Aluminiumknetlegierung EN AW-6082 (EN AW-AlMgSi1Mn) gehört zu den am häufigsten verwendeten Werkstoffen im Bereich des Maschinen- und Leichtbaus. Als Vertreter des Legierungssystems Al-Mg-Si (6XXX) kommt EN AW-6082 insbesondere im Automobilbau sowie in der Luft- und Raumfahrttechnik zum Einsatz. Im

ausgehärteten, warmausgelagerten Zustand ist die Legierung durch ein gutes Verhältnis zwischen der Festigkeit und Gewicht, gute Schweißeignung und Korrosionsbeständigkeit gekennzeichnet [45]. Außerdem besitzt EN AW-6082 eine hohe Wärmeleitfähigkeit.

Die Hauptlegierungselemente, die die Eigenschaften von EN AW-6082 bestimmen sind Silizium, Magnesium und Mangan. Die mittels optischer Emissionsspektroskopie ermittelte chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffcharge sowie der nach DIN EN 573-3 vorgeschriebene Normbereich sind in Tabelle 1 gegenübergestellt. Die Massenanteile aller Legierungselemente liegen innerhalb der gültigen Legierungsspanne.

Tabelle 1: Massenanteile von Legierungselementen der untersuchten Charge EN AW-6082.

in Ma. -%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Normbereich	0,7-1,3	$\leq 0,5$	$\leq 0,1$	0,4-1,0	0,6-1,2	$\leq 0,25$	$\leq 0,2$	$\leq 0,1$
Messwerte	1,11	0,19	0,02	0,46	0,74	0,14	0,02	0,02

Der Werkstoff für die Fertigung von Abschreckproben lag als Rundstange mit einem Durchmesser von 30 mm im Wärmebehandlungszustand T6 vor. Das Gefüge im gelieferten Zustand ist gleichmäßig und besteht hauptsächlich aus feinen Aluminium-Mischkristallkörnern und groben Primärausscheidungen. Abbildung 16 stellt die metallografische Aufnahme des Ausgangsgefüges in Längsrichtung der Stange dar.

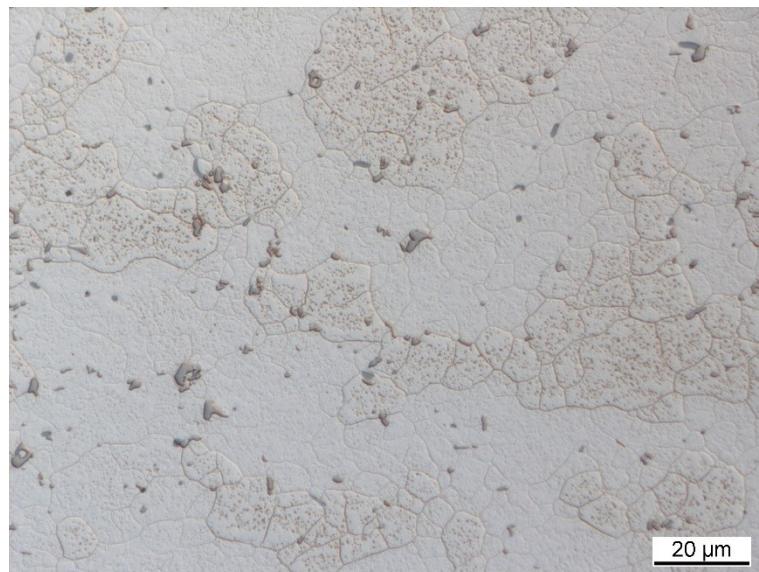


Abbildung 16: Gefüge von EN AW-6082 im gelieferten Ausgangszustand.

Die thermophysikalischen Eigenschaften der verwendeten Aluminiumknetlegierung sind in der Tabelle 2 in Abhängigkeit von der Temperatur für den Temperaturbereich von 50 °C bis 550 °C zusammengestellt.

Tabelle 2: Thermophysikalische Eigenschaften von EN AW-6082 in Abhängigkeit von der Temperatur.

T in °C	ρ in kg/m³	c _p in J/(kg·K)	λ in W/(m·K)	α _T in 10 ⁻⁶ ·m ² /s
50	2744	906	175	70,3
100	2734	923	170	67,4
250	2704	997	180	66,8
350	2681	1040	180	64,6
450	2657	1095	170	58,4
550	2447	1175	172	59,8

Die temperaturabhängigen Werte der Dichte ρ und der Wärmeleitfähigkeit λ wurden der Material-Datenbank der FEM-Software „Sysweld“ entnommen. Die spezifische Wärmekapazität c_p der Legierung ist mittels Differential Scanning Calorimetry (DSC) am Gerät Pyris 1 der Fa. Perkin Elmer bestimmt worden. Die Werte der Temperaturleitfähigkeit α_T , die für die thermische FEM-Simulation erforderlich sind, errechnen sich aus der Dichte, Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität nach folgender Gleichung:

$$\alpha_T = \frac{\lambda}{\rho \cdot c_p} \quad (1)$$

Diese Werte wurden für die nummerische Simulation des Abschreckvorgangs eingesetzt.

3.1.2 Austenitischer Stahl X5CrNi18-10

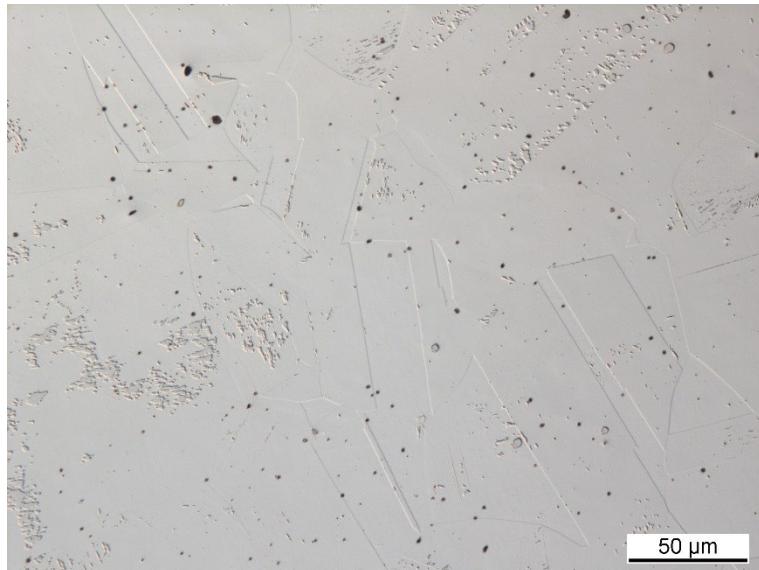
Austenitische Stähle gehören zu den meist Verwendeten metallischen Konstruktionswerkstoffen. Als typischer Vertreter der austenitischen Stähle ist X5CrNi18-10 nicht magnetisch, korrosionsbeständig und nicht härtbar infolge Wärmebehandlung. Dieser Stahl verfügt über eine gute Schweißbarkeit und hat selbst bei niedrigen Temperaturen hohe Zähigkeit. Diese günstigen Eigenschaften des austenitischen Stahls eröffnen sehr viele Einsatzmöglichkeiten in verschiedensten Anwendungsgebieten.

Die sehr hohe Korrosionsbeständigkeit der austenitischen Stähle ergibt sich primär aus einem hohen Chromgehalt. Tabelle 3 listet die gemessenen Anteile der Hauptlegierungselemente in der untersuchten Werkstoffcharge im Vergleich zu den Vorgabewerten nach DIN EN 10088-1 auf. Die Massenanteile der aufgeführten Legierungselemente liegen innerhalb des vorgeschriebenen Normbereichs.

Tabelle 3: Massenanteile von Legierungselementen der untersuchten Charge X5CrNi18-10.

in Ma. -%	C	P	S	Si	Mn	Cr	Ni	N
Normbereich	$\leq 0,07$	$\leq 0,045$	$\leq 0,03$	$\leq 1,0$	$\leq 2,0$	17,5 – 19,5	8 – 10,5	$\leq 0,11$
Messwerte	0,024	0,02	0,028	0,319	1,377	18,25	8,015	0,083

Der gelieferte Ausgangswerkstoff lag als Rundstange mit einem Durchmesser von 30 mm im lösungsgeglühten und abgeschreckten Zustand vor. Die Gefügeanalyse bestätigt, dass der Werkstoff aus homogenen Austenitkörnern besteht. Die metallografische Aufnahme des Ausgangsgefüges in Längsrichtung der Stange ist in der Abbildung 17 abgebildet.

**Abbildung 17: Gefüge von X5CrNi18-10 im gelieferten Ausgangszustand.**

In Tabelle 4 sind die temperaturabhängigen thermophysikalischen Eigenschaften von X5CrNi18-10 aufgelistet. Die Werte der Dichte ρ , Wärmekapazität c_p und Wärmeleitfähigkeit λ stammen aus der Datenbank der Simulationssoftware „Sysweld“. Die Temperaturleitfähigkeit α_T errechnet sich nach Gleichung (1).

Tabelle 4: Thermophysikalische Eigenschaften von X5CrNi18-10 in Abhängigkeit von der Temperatur.

T in °C	ρ in kg/m³	c_p in J/(kg·K)	λ in W/(m·K)	α_T in $10^{-6} \cdot \text{m}^2/\text{s}$
0	7912	511	16,0	3,96
100	7876 *	527 *	17,1 *	4,12
200	7840	542	18,3 *	4,31
300	7796 *	559 *	19,4 *	4,45
400	7752	575	20,5	4,60
500	7704 *	590 *	21,7 *	4,77
600	7656	605	23,0 *	4,97
700	7608 *	618 *	24,2 *	5,15
800	7560	630	25,5 *	5,35
850	7534 *	636 *	26,1 *	5,45

* mittels linearer Interpolation ermittelt

3.1.3 Einsatzstahl 20MnCr5

Die Einsatzstähle sind niedriglegierte Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt. Beim Einsatzhärten werden die Bauteile in einer kohlenstoffhaltigen Atmosphäre geglüht. Dabei diffundiert der Kohlenstoff in oberflächennahe Bereiche des Bauteils ein. Nach dem Abschrecken bildet sich dementsprechend ein härteres Gefüge auf der Oberfläche, während der Kern des Bauteils eine hohe Zähigkeit aufweist. Der Einsatzstahl 20MnCr5 findet häufig Anwendung im Maschinenbau als Werkstoff für Getriebeteile und sonstige verschleißbeanspruchte Teile.

Der Normbereich für die Anteile der Legierungselemente im Einsatzstahl ist durch DIN EN 10084 bestimmt. Die tatsächlichen Anteile der Legierungselemente in der untersuchten 20MnCr5 Charge wurden mittels Schmelzanalyse gemessen und sind in der Tabelle 5 aufgeführt. Die chemische Zusammensetzung der Charge liegt im vorgeschriebenen Normbereich.

Tabelle 5: Massenanteile von Legierungselementen der untersuchten Charge 20MnCr5.

in Ma. -%	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
Normbereich	0,17 – 0,22	≤ 0,4	1,1 – 1,4	≤ 0,025	≤ 0,035	1,0 – 1,3	-	-
Messwerte	0,21	0,17	1,36	0,01	0,02	1,08	0,04	0,13

Der Ausgangswerkstoff lag als Rundprofil mit einem Durchmesser von 40 mm vor. Dieser Stahl stammt aus dem Sonderforschungsbereich 570 „Distortion Engineering“ der Universität Bremen und ist hinsichtlich seines Umwandlungsverhaltens gut untersucht [53]. Das Gefüge im gelieferten Zustand setzt sich hauptsächlich aus ferritischen und bainitischen Anteilen zusammen. Das Gefüge weist einen leichten Unterschied zwischen dem Rand- und Kernbereich auf. Im Kernbereich liegt etwas mehr Bainit vor als im Randbereich. Abbildung 18 stellt die metallografische Aufnahme des Ausgangsgefüges in Längsrichtung der Stange im Bereich zwischen dem Rand und Kern dar.

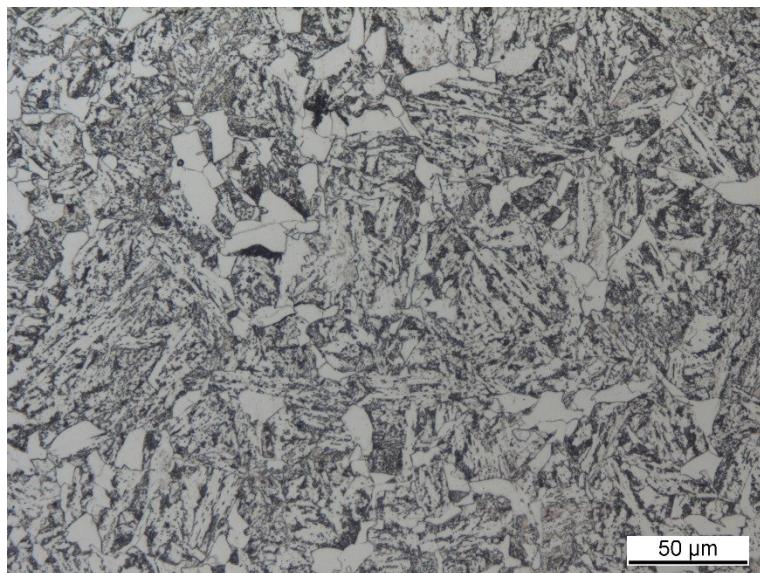


Abbildung 18: Gefüge von 20MnCr5 im gelieferten Ausgangszustand.

3.2 Abschreckexperimente

3.2.1 Versuchseinrichtung

Die für die Abschreckversuche verwendeten Versuchseinrichtungen bestehen im Wesentlichen aus einem Ultraschallreinigungsbad, einem Ofen und einem Abschreckbecken. Vor dem Erwärmen wurden die Proben mittels Ultraschallbad gereinigt. Nach dem Erwärmen mit definierten Parametern wurden die Proben aus dem Ofen entnommen und anschließend abgeschreckt.

Als Ultraschallreinigungsbad wurde das Gerät Elmasonic P 120 H verwendet. Die Frequenz des Ultraschallreinigungsgerätes kann entweder auf 37 kHz oder 80 kHz eingestellt werden. Das Bad des Ultraschallreinigungsgerätes hat Innenmaße 300x240x200 mm und einen Maximalvolumen von 12,75 Liter. Dank einer integrierten

Heizung kann die Temperatur des Bades stufenlos bis auf 90 °C eingestellt werden.

Alle Proben wurden vor dem Erwärmen einer Reinigung unterzogen, um den überlagerten Einfluss von Oberflächenverunreinigungen auf das Abschreckverhalten der Proben zu minimieren. Dafür wurden die Proben jeweils für 10 Minuten bei einer Frequenz von 37 kHz und einer Temperatur von 30 bis 40 °C in einem Ultraschallbad gehängt. Als Lösung kam dabei das Universalreinigungskonzentrat Tickopur R33 mit einer Konzentration von 1 % (100 ml auf 10 Liter Aktivkohlefilter gereinigtes Wasser) zum Einsatz. Abschließend wurden die Proben mit Ethanol abgespült.

Die Erwärmung erfolgte in einem Umluft-Schachtofen des Typs S120/85A der Fa. Nabertherm, mit der maximalen Ofentemperatur von 850 °C. Die Gleichmäßigkeit der Temperaturverteilung in der Ofenkammer wird mit einem im Boden der Kamer integrierten Luftumwälzgebläse gewährleistet. Die Ofenkammer hat ein Volumen von ca. 135 Liter. Die verhältnismäßig große Kammer mit den Abmessungen 440×440×700 mm, ermöglicht eine senkrecht hängende Positionierung der Probe im Ofen. Die Proben wurden so eingehängt, dass sie sich ungefähr in der Mitte der Ofenkammer befinden.

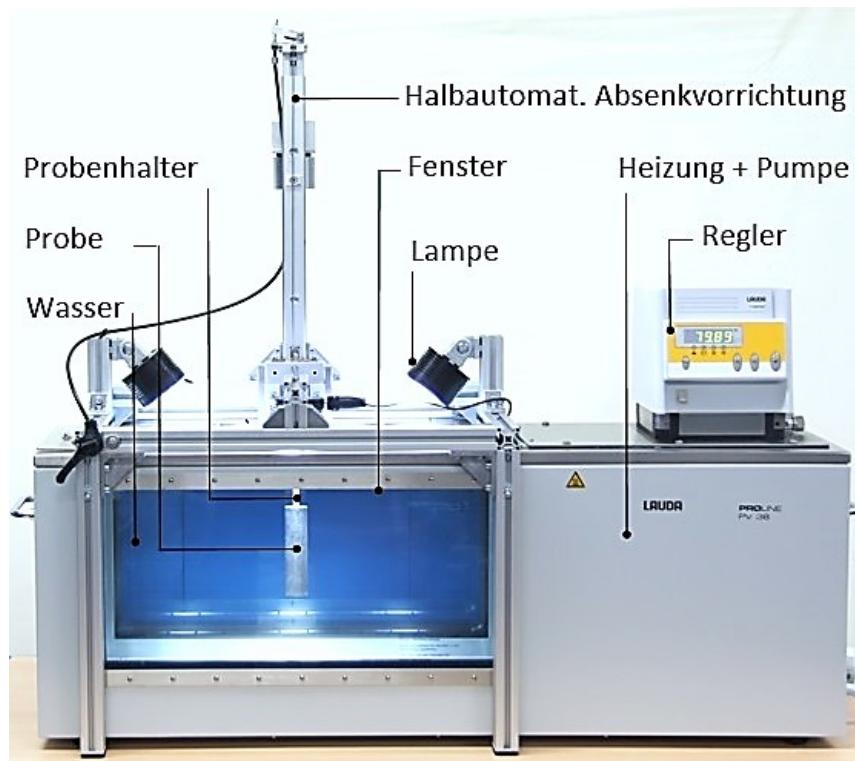


Abbildung 19: Abschreckvorrichtung mit Wasser als Abschreckmedium.

Die für die Abschreckung der Proben verwendete Einrichtung ist in Abbildung 19 dargestellt. Die Einrichtung besteht aus einem Umwälzthermostat LAUDA Proline PV 36 und einer halbautomatischen Absenkvorrichtung. Das gesamte Badvolumen beträgt 36 Liter. Das Bad ist in zwei Kammern mit einem Volumen von jeweils 26 bzw. 10 Liter

geteilt. Die kleine Kammer ist abgetrennt mit einer Wand und dient der Temperierung von Flüssigkeit. Der Umwälzthermostat hat eine integrierte Umwälzpumpe mit einer maximalen Pumpleistung von ca. 32 l/min (Wasser). Bei der eingeschalteten Umwälzung wird die Flüssigkeit aus der kleinen Temperierungskammer in die große Kammer gepumpt. Aufgrund einer internen Heiz- und Steuereinheit liegt die Abweichung der Badtemperatur vom Sollwert unter 0,1 K. Die maximal zulässige Flüssigkeitstemperatur im Bad beträgt 300 °C. Für eine sichere Temperaturkonstanz im Flüssigkeitsbad wurde eine Plexiglas-Abdeckung eingebaut.

Die große Kammer des Umwälzthermostats ist mit einem Beobachtungsfenster in der Größe von 235×510 mm auf Vorder- und Rückseite ausgestattet. Für eine Dokumentation und nachfolgende visuelle Auswertung des Abschreckvorganges wird dieser mit einer Kamera Canon EOS 60D (60 Bilder pro Sekunde) durch das vordere Beobachtungsfenster aufgenommen. Um eine optimale Beleuchtung der Probe zu schaffen, wurden oberhalb Beckenrandes drei LED-Lampen mit zusätzlichen lichtstreuenden Kappen hinzugefügt. Die angepasste Ausleuchtung der Probe mit diffusem Licht führt zu einer wesentlichen Verbesserung der Erkennbarkeit des Dampffilms auf der Probenoberfläche. Zur Erhöhung des Kontrastes der Aufnahmen wurde das hintere Beobachtungsfenster mit blauem Hintergrund abgedeckt.

Für zeitlich hoch aufgelöste Videoaufnahmen des Abschreckvorganges wurde bei ausgewählten Proben eine Hochgeschwindigkeitskamera Fastcam SA4 der Fa. Photron (1000 Bilder pro Sekunde) eingesetzt. Des Weiteren wurden bei einer Reihe von Proben die Kerntemperaturverläufe während der Erwärmung und Abschreckung aufgenommen. Die Temperaturmessung erfolgte mit dem Messsystem NIcDAQ9174 LabVIEW © Signal Express der Fa. National Instruments mittels Mantelthermoelementen (Typ K, Durchmesser 1 mm) bei einer Messfrequenz von 50 Hz.

Zum Eintauchen der Proben in das Abschreckmedium wurde eine auf einer Führungsschiene und Bremseinheit basierte, halbautomatische Absenkvorrichtung entwickelt. Auf diese Weise konnte die Reproduzierbarkeit beim Eintauchen aller Proben gewährleistet werden und der Einfluss ungleichmäßiger Eintauchgeschwindigkeit und Eintauchrichtung wurde minimiert. Nach dem Eintauchen beträgt der Abstand zwischen der Flüssigkeitsoberfläche und dem oberen Probenende ca. 40 mm. Der Abstand zwischen dem Boden des Flüssigkeitsbades und dem unteren Probenende liegt bei ca. 110 mm.

3.2.2 Proben

Für die experimentellen Untersuchungen kamen zylindrische Proben mit einem Außendurchmesser von 29 mm und der Länge von 120 mm zum Einsatz. Das Versuchsmaterial lag als Rundstange mit einem Durchmesser von 30 mm (EN AW-6082 und X5CrNi18-10) bzw. 40 mm (20MnCr5) vor. Um eventuelle Untermaßigkeit zu vermeiden wurden aus den Rundstangen zuerst Rohlinge mit dem Durchmesser von 29,2 mm gefertigt, die anschließend mit den entsprechenden Drehparametern strukturiert wurden. Bedingt durch die Auswahl der Zustelltiefe beträgt der Außendurchmesser der Proben (Durchmesser an den Rillenspitzen) nach der finalen Oberflächenstrukturierung 29 mm.

Für die Befestigung der Probe an der Probenhalterung wurde in die obere Stirnseite der zylindrischen Probe eine Gewindebohrung M5×15 mm eingebracht. Die Probenhalterung wurde aus dem austenitischen Stahl X5CrNi18-10 gefertigt. Die Abmessungen und die Geometrie der Probenhalterung wurden so gewählt, dass der Einfluss auf die Abschreckverläufe in der Probe möglichst gering bleibt.

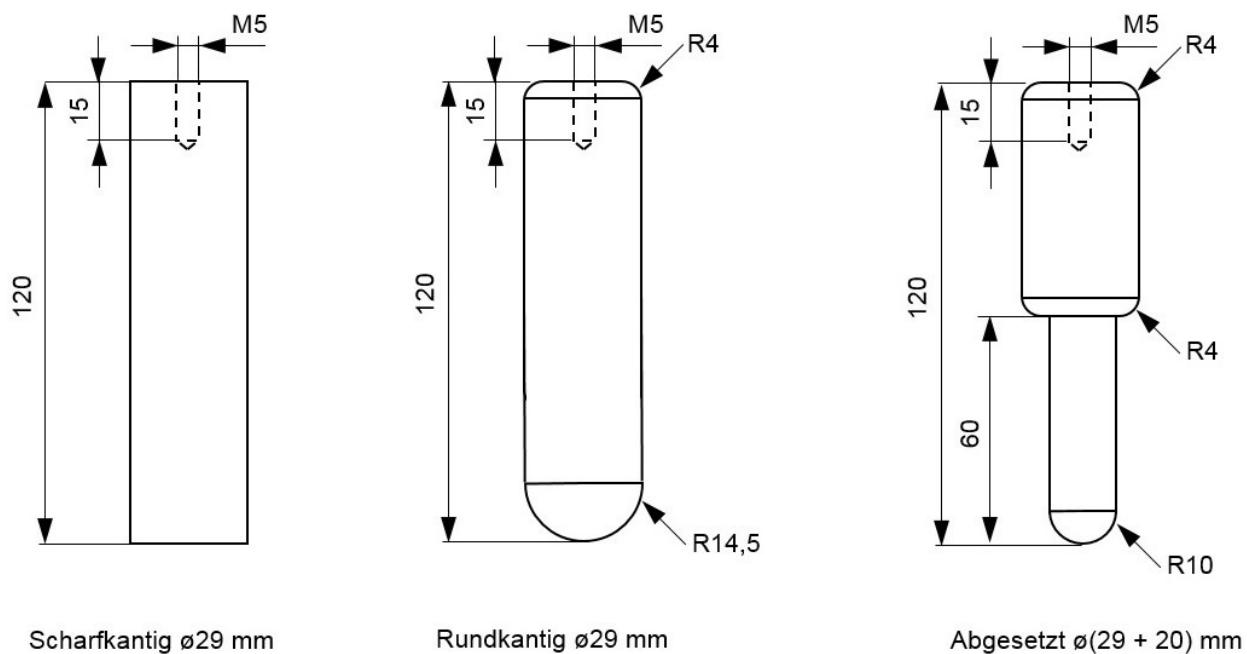


Abbildung 20: Varianten der Probengeometrie (Zylindergeometrie).

Bei den Untersuchungen kamen drei Varianten der Geometrie von zylindrischen Proben zum Einsatz. Bei Variante 1 (Abbildung 20, links) handelt es sich um eine zylindrische Probe mit dem Außendurchmesser von 29 mm, bei der beide Stirnflächen des Zylinders die gleiche scharfkantige Geometrie besitzen. Um den überlagerten Einfluss der scharfen Stirnkanten zu vermeiden und somit den der lokalen Oberflächenstruktur hervorzuheben,

wurden bei Variante 2 (Abbildung 20, mittig) beide Stirnflächen zusätzlich mit einem Radius versehen. Die im Abschreckversuch nach oben gerichtete Stirnfläche besitzt einen Kantenradius von 4 mm und die nach unten gerichtete Stirnfläche einen Radius von 14,5 mm. Bei Variante 3 (Abbildung 20, rechts) hat die Probe die Form eines abgesetzten Zylinders mit abgerundeten Kanten. Der Durchmesser der oberen Probenhälfte beträgt 29 mm und 20 mm für die untere Probenhälfte. Die Rundungsradien der beiden Kanten der oberen Probenhälfte liegen bei 4 mm. Die untere Stirnfläche ist mit einem Radius von 10 mm abgerundet.

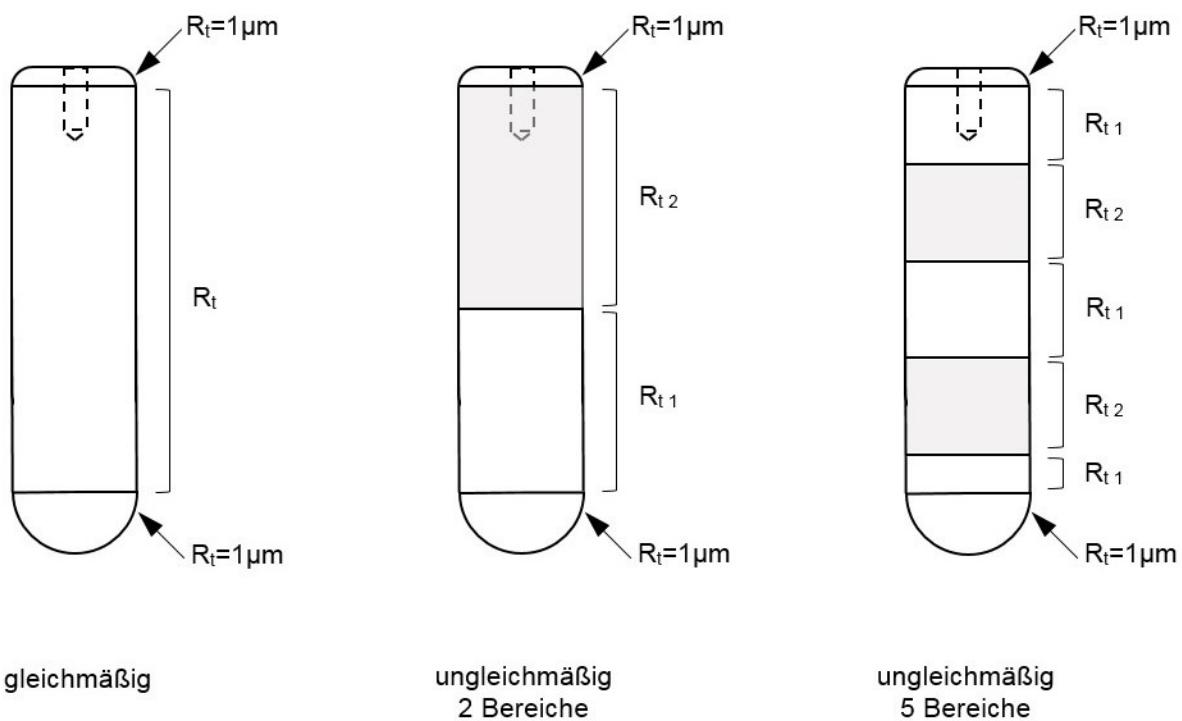


Abbildung 21: Varianten der Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung am Beispiel abgerundeten Proben.

Zusätzlich zur Variation der Zylindergeometrie wurde auch die Art der Oberflächenstrukturierung variiert. In Abbildung 21 sind die drei untersuchten Varianten der Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen in Umfangsrichtung am Beispiel der Probe mit abgerundeten Stirnkanten veranschaulicht. Bei Variante 1 (Abbildung 21, links) der Oberflächenstrukturierung wird, abgesehen von den Stirnflächen, auf der gesamten Oberfläche eine gleichmäßige Struktur mit Rauheit R_t erzeugt. Auf den Stirnflächen beträgt die Rauheit immer 1 μm .

Die Varianten 2 und 3 stellen den Fall einer ungleichmäßigen Strukturierung dar. Bei Variante 2 (Abbildung 21, mittig) sind die obere und untere Probenhälfte mit unterschiedlichen Rauheiten strukturiert. Die Grenze zwischen den beiden Bereichen liegt in der Mitte des Zylinders bei 60 mm vom oberen bzw. unteren Zylinderende. Bei

Variante 3 (Abbildung 21, rechts) wird die Oberfläche der Probe in fünf Bereiche unterteilt. In drei Bereichen, an den Zylinderenden und in der Mitte, wird eine Oberflächenstruktur mit Rauheit R_{t1} erzeugt. In den beiden dazwischen liegenden Bereichen wird eine Oberflächenstruktur mit einer größeren Rauheit R_{t2} aufgebracht.

Die Übersicht der verwendeten Proben mit Drehrillen ist in Tabelle 6 für die untersuchten Werkstoffe, Probengeometrien und Oberflächenstrukturen zusammengefasst. Die entsprechende Zahl in Tabelle bezeichnet die Anzahl der Oberflächenstrukturen, die bei der jeweiligen Probengeometrie untersucht wurden. Nähere Informationen über die Rillentiefe sind mittels Indizes von a bis f angegeben.

Tabelle 6: Varianten der Werkstoffe, Probengeometrien und Oberflächenstrukturierung für die untersuchten Proben mit Drehrillen. Angegebene Rillentiefen sind theoretische Rillentiefen.

Werkstoff	Probengeometrie	Anzahl untersuchter Oberflächenstrukturen		
		Gleichmäßig	Ungleichmäßig	
			2 Bereiche	5 Bereiche
EN AW-6082	scharf	7 ^a	1 ^b	-
	rund	7 ^a	1 ^f	-
X5CrNi18-10	scharf	7 ^a	2 ^c	-
	rund	7 ^a	2 ^{c,d}	2 ^{c,d}
	abgesetzt	1 ^e	2 ^{c,d}	-
20MnCr5	rund	-	1 ^c	-

^a Rillentiefe = 1, 10, 30, 80, 150, 300, 500 µm
^b „300+10µm“ $R_{t1} = 300 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 10 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)
^c „1+500µm“ $R_{t1} = 1 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 500 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)
^d „10+150µm“ $R_{t1} = 10 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 150 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)
^e Rillentiefe = 10 µm
^f „80+300µm“ $R_{t1} = 80 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 300 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)

Alle in Tabelle 6 aufgeführten Oberflächenstrukturen wurden mittels Drehen erzeugt. Die zuerst aus den Rundstangen erzeugten Rohlinge mit glatter Oberfläche und Außendurchmesser von 29,2 mm wurden anschließend mit den in Tabelle 7 zusammengefassten Drehparametern gefertigt. Diese Parameter wurden hinsichtlich der erforderlichen Oberflächenbeschaffenheit unter Berücksichtigung des Fertigungsaufwandes experimentell bestimmt.

Die Vorschubwerte errechnen sich aus den geometrischen Verhältnissen abhängig von der Zustelltiefe und dem Eckradius der Wendeschneidplatte (siehe Abbildung 14). Eine

Wendeschneidplatte mit dem Eckradius von 0,2 mm wurde beim Drehen der Oberflächenstrukturen mit Rillentiefen von 10 bis 150 μm verwendet, um möglichst schmale und scharfe Rillen zu erzeugen. Im Falle der größeren Rillentiefen von 300 und 500 μm , kam eine Wendeschneidplatte mit dem Eckradius 0,8 mm zum Einsatz. Zur Erzeugung der Oberflächenstruktur mit Rillentiefe 1 μm wurden der Eckradius der Wendeschneidplatte von 0,8 mm und eine höhere Drehzahl gewählt. Der Keilwinkel der beiden genutzten Wendeschneidplatten mit den Eckradien 0,2 und 0,8 mm betrug 35°.

Nachdem an einer Zylinderprobe die entsprechende Oberflächenstrukturierung durchgeführt ist, wird der Einspannbereich abgesägt und die Stirnfläche plangedreht. Für das Plandrehen der Stirnflächen bei Proben mit scharfen Kanten bzw. für die Abrundung der Stirnkanten soll jede Probe mit bereits strukturierten Oberfläche erneut in die Drehmaschine eingespannt werden. Damit die Oberfläche durch die Einspannung nicht geschädigt wird, wurde während der Fertigung eine Kunststoffhülse verwendet.

Tabelle 7: Verwendete Drehparameter in Abhängigkeit von der theoretischen Rillentiefe.

Rillentiefe in μm	Vorschub in mm/U	Zustelltiefe in mm	Drehzahl in U/min	Eckradius in mm
1	0,08	0,1	1000	0,8
10	0,125	0,11	500	0,2
30	0,211	0,13	300	0,2
80	0,32	0,18	200	0,2
150	0,388	0,25	100	0,2
300	1,249	0,4	100	0,8
500	1,483	0,6	100	0,8

Das Hauptaugenmerk in dieser Arbeit liegt auf der Untersuchung von rillenartigen Strukturen in Umfangsrichtung des Zylinders, die im Drehverfahren erzeugt werden können. Ausgewählte Proben wurden mit einer Rillenstruktur in Längsrichtung des Zylinders versehen. Die erzeugten Rillen entsprechen im Allgemeinen solchen vom Drehen, verlaufen jedoch nicht in Zylinderumfangs- sondern in Zylinderlängsrichtung, wie in Abbildung 22 zu sehen ist. Auf den Zylindern aus Aluminium (EN AW-6082) und austenitischem Stahl (X5CrNi18-10) wurden mittels Fräsen die gewünschten Längsrillen erzeugt. Durch den Einsatz eines Vollhartmetall-Kugelkopffräzers mit dem Spitzenradius von 0,8 mm und die entsprechende Anpassung der Parameter konnten die Längsrillen mit einer Rillentiefe von ca. 350 μm erfolgreich gefräst werden, so dass sie die gesamte Mantelfläche der zylindrischen Probe bedecken. Die Länge der Proben beträgt wie im

Falle der Proben mit Drehrillen ebenfalls 120 mm und der Durchmesser an den Rillenspitzen liegt bei 29 mm.

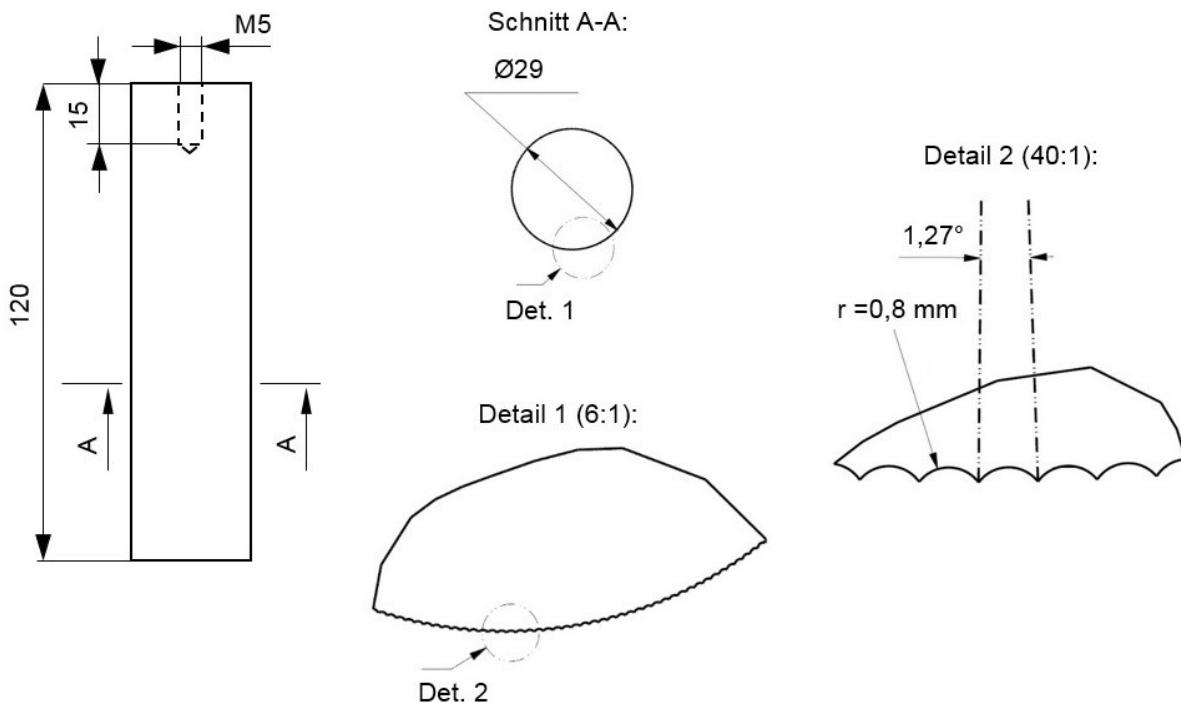


Abbildung 22: Zylindrische Probe mit Rillenstrukturierung in Zylinderlängsrichtung.

Ausgewählte Proben wurden mit Thermoelementbohrungen versehen, um sie mit Thermoelementen (Durchmesser 1 mm) zu bestücken und Temperaturverläufe während der Erwärmung bzw. Abkühlung aufzunehmen. Für diese Zwecke wurde in die scharfkantigen Proben aus Aluminium (EN AW-6082) und austenitischem Stahl (X5CrNi18-10) eine 36 mm tiefe Bohrung mit einem Durchmesser von 1,2 mm eingebracht (siehe Abbildung 23, links). Aufgrund schräger Lage der Bohrung befindet sich die Thermoelementspitze 35 mm von dem oberen Probenende entfernt und nimmt die Kerntemperatur auf. Die Kerntemperaturverläufe von Proben mit unterschiedlicher Oberflächenstrukturierung sind erforderlich, um die entsprechende Erwärmungsdauer festzulegen und Proben ohne Thermoelemente definiert erwärmen zu können. Auf der anderen Seite ermöglicht die Temperaturmessung eine Auswertung des Abschreckvorgangs durch die Gegenüberstellung mit den Ergebnissen aus der visuellen Auswertung der Wiederbenetzung.

Um die für die thermische Simulation des Abschreckvorgangs erforderlichen Wärmeübergangskoeffizienten experimentell zu ermitteln, wurden zusätzlich zwei glatte Proben (Rauheit ca. 1 μm) aus Aluminium (EN AW-6082) und austenitischem Stahl (X5CrNi18-10) mit tiefen Thermoelementbohrungen versehen. Hierzu wurden in den

scharfkantigen Proben jeweils zwei Bohrungen mit dem Durchmesser von 0,7 mm funkenerosiv eingebracht (siehe Abbildung 23, rechts). Die Spitzen der Thermoelemente (Durchmesser 0,5 mm) befinden sich im Abstand 60 mm von dem oberen Probenende entfernt. Die Restwandstärke vor den randnahen Thermoelementbohrungen beträgt 0,65 mm. Somit werden in der Probenmittelebene die Temperatur des Kernes und die randnahe Temperatur gleichzeitig gemessen, was eine Grundlage für die Berechnung der Wärmeübergangskoeffizienten schafft.

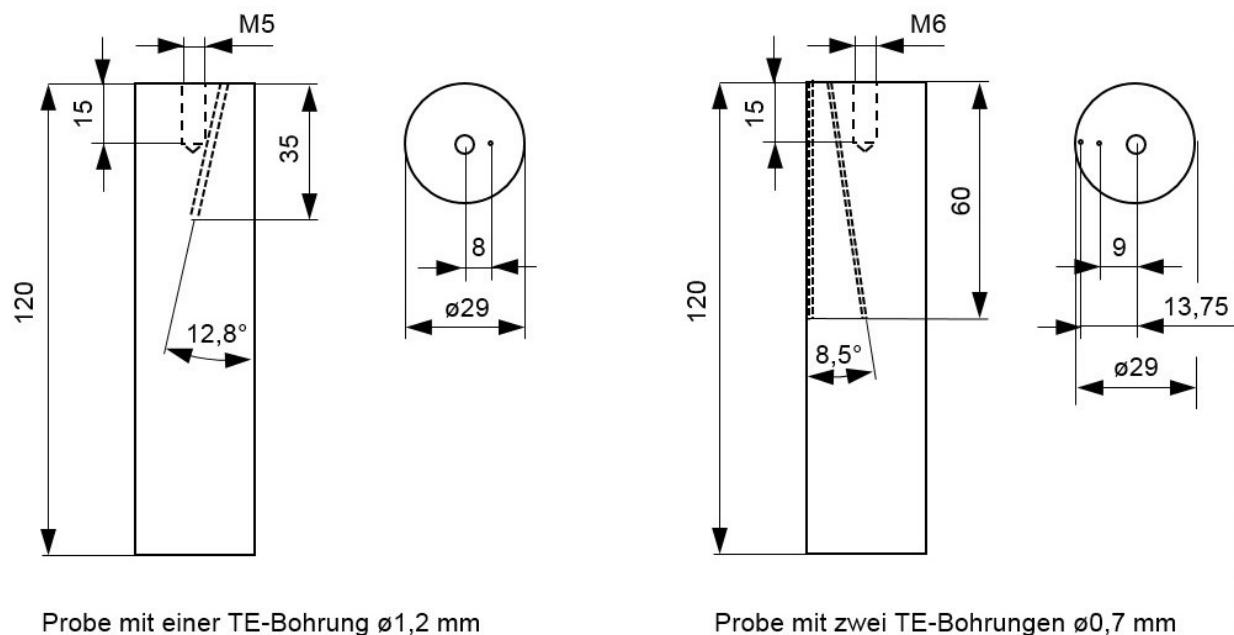


Abbildung 23: Proben mit Thermoelementbohrungen.

3.2.3 Wärmebehandlungsparameter

Zu den Wärmebehandlungsparametern, die während der experimentellen Untersuchungen variiert wurden gehören: Erwärmungstemperatur und -dauer, Abschreckmedium sowie Temperatur und Umwälzung des Abschreckmediums. Diese Parameter haben gegenseitigen Einfluss auf den Abschreckvorgang, was eine Vielzahl von Parameterkombinationen zur Folge hat.

3.2.3.1 Erwärmung

Zur Erwärmung der Proben wird ein Umluft-Schachtofen verwendet. Die integrierte Luftumwälzung sorgt für die gleichmäßige Temperaturverteilung in der Ofenkammer. Die Proben werden einzeln in die dafür vorgesehenen Halterung in der Ofenkammer vertikal eingehängt. Der Sollwert der Ofentemperatur wurde bei der Erwärmung von

Aluminiumproben (EN AW-6082) auf 555 °C und bei den Stahlproben (X5CrNi18-10 und 20MnCr5) auf 850 °C eingestellt. Die Proben wurden solange erwärmt bis die Kerntemperatur bei den Aluminiumproben 540 °C (± 1 K) bzw. bei den Stahlproben 835 °C (± 5 K) erreicht. Diese Temperaturen liegen im Bereich der typischen Lösungsglühtemperaturen für die jeweiligen Werkstoffe. Während der Erwärmung von Proben ohne Thermoelement wurde die notwendige Haltedauer der Probe im Ofen anhand der entsprechenden Testproben, die mit Kernthermoelementen bestückt wurden ermittelt.

In Tabelle 8 sind die ermittelten Haltedauern für die Erwärmung von Raumtemperatur auf die vorgegebene Kerntemperatur in Abhängigkeit vom Werkstoff (EN AW-6082 und X5CrNi18-10) und Oberflächenstrukturierung aufgeführt. Die Aluminiumproben (EN AW-6082) müssen dementsprechend 37 bis 45 Minuten erwärmt werden. Bei den Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) ist die Erwärmungsdauer aufgrund stärkerer Strahlung bei Ofentemperatur von 850 °C deutlich kürzer und beträgt 22,5 bis 26 Minuten. Diese Werte der Erwärmtdauer gelten für gleichmäßig strukturierte Proben, sowohl mit scharfen, als auch mit abgerundeten Stirnflächen.

Tabelle 8: Erwärmungsdauer für die gleichmäßig strukturierten Proben von Raumtemperatur auf 540 °C (EN AW-6082) bzw. auf 835 °C (X5CrNi18-10) im Kern. Angegebene Rillentiefen sind theoretische Rillentiefen.

Werkstoff	Erwärmtdauer in min abhängig von Rillentiefe in μm						
	1 μm	10 μm	30 μm	80 μm	150 μm	300 μm	500 μm
EN AW-6082	45	43	42	41	40	38	37
X5CrNi18-10	26	25,5	24	23,5	23	22,5	22,5

Die ungleichmäßig strukturierte Aluminiumproben (EN AW-6082) mit zwei unterschiedlichen Oberflächenstrukturen in der oberen und unteren Probenhälfte wurden 38 Minuten im Ofen gehalten. Die Erwärmtdauer für die Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit ungleichmäßigen Oberflächenstrukturen bzw. abgesetzter Zylindergeometrie beträgt 24 Minuten.

Die ungleichmäßig strukturierten Proben aus dem Einsatzstahl (20MnCr5) wurden bei einer Ofentemperatur von 850 °C (Maximalwert des Ofens) erwärmt. Diese Temperatur entspricht dem Bereich des Austenitisierens für den Einsatzstahl 20MnCr5. Für die nachfolgende Untersuchung der Gefügeumwandlung an den Proben aus 20MnCr5 ist es erforderlich, dass der Kohlenstoff im Austenit aufgelöst wird. Hierfür wird die Probe erst innerhalb 25 Minuten von Raumtemperatur auf 835 °C (± 5 K) im Kern erwärmt und

anschließend weitere 35 Minuten zum Homogenisieren des Gefüges im Ofen gehalten. Somit ergibt sich für die Proben aus 20MnCr5 eine gesamte Erwärmungsdauer von 60 Minuten als Summe aus 25 Minuten Durchwärmzeit und 35 Minuten Haltezeit. Die angegebene Haltezeit von 35 Minuten errechnet sich nach der Näherungsformel:

$$t = 20 + \frac{s}{2} = 20 + \frac{29}{2} \approx 35 \text{ Minuten} \quad (2)$$

in der s den Durchmesser der Probe repräsentiert [46]

Bedingt durch die chemische Zusammensetzung von 20MnCr5 bildet sich auf der Oberfläche der Probe während der Erwärmung bei hohen Temperaturen eine Oxidschicht. Diese Schicht kann den Abschreckvorgang extrem beeinflussen, so dass die Unterschiede in der Oberflächenstrukturierung nahezu keine Bedeutung mehr haben. Um den Einfluss der Haltedauer auf die Oberflächenveränderung infolge der Oxidation zu untersuchen, wurden zwei Proben 25 und 60 Minuten bei Ofentemperatur von 850 °C entsprechend erwärmt.



Abbildung 24: Oxidation der Oberfläche von ungleichmäßig strukturierten Proben aus 20MnCr5 nach 25 und 60 Minuten Erwärmung bei 850 °C.

Nach 25 Minuten Erwärmtdauer weist die Oberfläche der Probe eine starke und ungleichmäßige Oxidation auf (siehe Abbildung 24, links). Aus dem Abschreckverhalten einer Probe mit solcher Oberfläche lassen sich keine Rückschüsse über den Einfluss der Oberflächenstrukturierung ziehen. Nach einer längeren Erwärmtdauer von 60 Minuten liegt lediglich eine leichte und gleichmäßige Oxidation der Oberfläche vor (siehe

Abbildung 24, rechts). Somit kann die ungleichmäßig strukturierte Probe aus dem Einsatzstahl (20MnCr5) mit einer Erwärmungsdauer von 60 Minuten für die Untersuchung der Oberflächenstrukturierung auf den Abschreckvorgang verwendet werden.

Eine schwächere Oxidation der Oberfläche nach längerer Erwärmungsdauer ist auf das Ablösen der ersten Oxidschicht und Ausbildung der zweiten Oxidschicht zurückzuführen. Die erste Oxidschicht bildet sich relativ schnell und infolge der schlechten Haftung an der Metallocberfläche löst sie sich bei längerer Erwärmungsdauer ab. Nach 25 Minuten im Ofen löst sich die erste Oxidschicht nur zum Teil in der oberen Probenhälfte mit größerer Rillentiefe ab (siehe Abbildung 24, links), während eine Erwärmungsdauer von 60 Minuten ausreicht für die vollständige Ablösung von der gesamten Probenoberfläche.

Bei der Erwärmung von Proben mit Rillenstrukturierung in Zylinderlängsrichtung wurden die Werte für die erforderliche Erwärmtdauer aus der Analogie zu den in Umfangsrichtung gleichmäßig strukturierten Proben abgeleitet. Unter Berücksichtigung der Längsrillentiefe von 300 µm ergibt sich aus Tabelle 8 eine Erwärmtdauer von 38 Minuten für Aluminiumproben (EN AW-6082) und 22,5 Minuten für die Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10).

3.2.3.2 Abschrecken

Nach der Erwärmung wurden die Proben aus dem Ofen entnommen und in einem Flüssigkeitsbad abgeschreckt. Als Abschreckmedien wurden mit dem Aktivkohlefilter gereinigtes Leitungswasser und Hochleistungs-Abschrecköl Isomax 166 der Fa. Petrofer verwendet. Die Wassertemperaturen im Moment des Eintauchens der Probe betrugen 30 °C, 60 °C und 80 °C. Das Wasser wurde regelmäßig nach 30-40 Abschreckungen ausgewechselt. Innerhalb dieser Anzahl der Abschreckungen wurde keine Veränderung der Abschreckkinetik festgestellt. Für die Abschreckversuche in Öl wurde eine Temperatur von 60 °C gewählt [7].

Um eine einheitliche Temperatur im gesamten Abschreckbecken zu erhalten, wird das Abschreckmedium mit einer Pumpe umgewälzt, so dass sich die Solltemperatur mit einer Genauigkeit von $\pm 0,1$ K einstellt. Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen wurden die Abschreckversuche sowohl in ruhigem Medium als auch in bewegtem Medium durchgeführt.

Zur Durchführung der Versuche in ruhigem Medium, wird die Badumwälzung ca. 45 Sekunden vor dem Eintauchen des Probestücks in das Medium abgeschaltet. Diese Zeit ist ausreichend damit das Medium zum relativen Stillstand kommt und dennoch keine

signifikanten Temperaturunterschiede über die Tiefe des Abschreckbeckens entstehen.

Im Falle der Versuche in bewegtem Medium bleibt die Umwälzung während des gesamten Abschreckvorgangs eingeschaltet. Die variierten Volumenströme betrugen 5 l/min, 20 l/min und 32 l/min. Die Strömung im Abschreckbecken, die sich infolge der Badumwälzung durch ein Verteilerrohr einstellt, ist schematisch in Abbildung 25 veranschaulich.

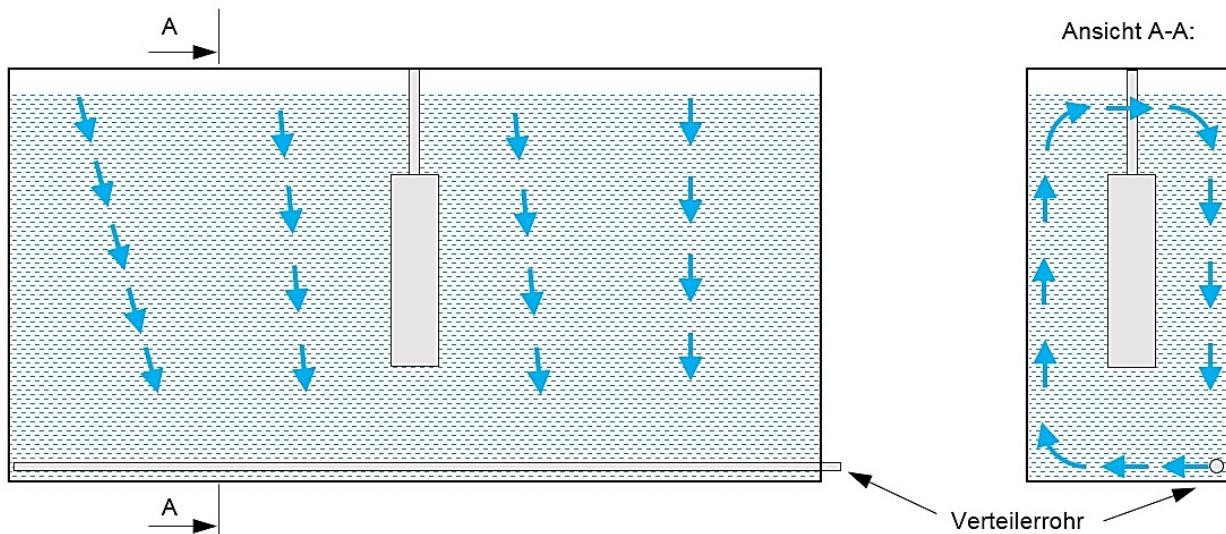


Abbildung 25: Schematische Darstellung der Strömung bei eingeschalteten Badumwälzung.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zahlreiche Parametervariationen in Abhängigkeit von Probenwerkstoff, Probengeometrie und Oberflächenstrukturierung untersucht (siehe Tabelle 6). Unter Berücksichtigung der Variation des Abschreckmediums und Abschreckbedingungen ergibt sich ein umfassendes Versuchsprogramm mit insgesamt 111 Versuchsvarianten. Ein Überblick über alle durchgeführten Abschreckexperimente an den Proben mit Dreherillenstrukturierung ist in

Tabelle 9 gegeben. Je Versuchsvariante wurden in der Regel drei gleiche Proben abgeschreckt, um die Reproduzierbarkeit zu überprüfen und ein Maß für die Streuung der Ergebnisse zu bekommen.

Bei den Versuchen an Proben mit gefräster Rillenstruktur in Längsrichtung der zylindrischen Probe wurde ausschließlich stilles Wasser bei 80 °C als Abschreckmedium verwendet.

Tabelle 9: Zusammenfassung der durchgeführten Abschreckexperimente an den Proben mit Drehrillenstrukturierung. Angegebene Rillentiefen sind theoretische Rillentiefen.

Werkstoff	Abschreckmedium	Anzahl untersuchter Oberflächenstrukturen		
		Scharfe Kanten	Runde Kanten	Abgesetzte Zylinder
EN AW-6082	Wasser 80 °C, still	7 ^a + 1 ^b	7 ^a + 1 ^h	-
X5CrNi18-10	Wasser 80 °C, still	7 ^a + 2 ^c	7 ^a + 2 ^{c,d} + 2 ^{e,f}	1 ^g + 2 ^{c,d}
	Wasser 80 °C, 5 l/min	1 ^c	-	-
	Wasser 80 °C, 20 l/min	7 ^a + 1 ^c	-	-
	Wasser 80 °C, 32 l/min	7 ^a	-	-
	Wasser 60 °C, still	7 ^a + 1 ^c	7 ^a	-
	Wasser 60 °C, 5 l/min	1 ^c	-	-
	Wasser 60 °C, 20 l/min	7 ^a + 1 ^c	-	-
	Wasser 30 °C, still	7 ^a + 1 ^c	-	-
	Wasser 30 °C, 5 l/min	1 ^c	-	-
	Wasser 30 °C, 20 l/min	7 ^a + 1 ^c	-	-
	Öl 60 °C, still	7 ^a + 1 ^c	-	-
	Öl 60 °C, 20 l/min	7 ^a	-	-
20MnCr5	Wasser 80 °C, still	-	1 ^c	-

^a Rillentiefe = 1, 10, 30, 80, 150, 300, 500 µm
^b „300+10µm“ 2 Bereiche $R_{t1} = 300 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 10 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)
^c „1+500µm“ 2 Bereiche $R_{t1} = 1 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 500 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)
^d „10+150µm“ 2 Bereiche $R_{t1} = 10 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 150 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)
^e „1+500µm“ 5 Bereiche $R_{t1} = 1 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 500 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)
^f „10+150µm“ 5 Bereiche $R_{t1} = 10 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 150 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)
^g Rillentiefe = 10 µm
^h „80+300µm“ 2 Bereiche $R_{t1} = 80 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 300 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)

3.2.4 Versuchsdurchführung

Die Probe wird mittels Gewindebohrung am Probenhalter befestigt und bei Bedarf mit den Thermoelementen bestückt. Danach wird die Probe in das Ultraschallreinigungsbad für 10 Minuten eingehängt und anschließend mit Ethanol abgespült. Nach dem Reinigen wird die Probe ohne Berühren der Probenoberfläche in den Ofen eingehängt. Nach ca. 1 Minute soll die Probe zusammen mit dem Probenhalter bewegt werden, um ein Festklemmen in ihrer Aufhängung infolge thermischer Ausdehnung zu verhindern. Nach dem Erreichen der gewünschten Temperatur im Kern bzw. nach bestimmter Haltedauer

wird die Probe aus dem Ofen entnommen und in die dafür vorgesehene Aufhängung der Absenkvorrichtung eingehängt. Unverzüglich wird das Absenken der erhitzten Probe in das Abschreckbecken manuell ausgelöst. Die Zeit zwischen Ofenentnahme und Eintauchen in das Abschreckmedium beträgt ca. 10 Sekunden, so dass der Kerntemperaturverlust bei Aluminiumproben (EN AW-6082) maximal 5 K und bei Stahl Proben (X5CrNi18-10 und 20MnCr5) maximal 10 K beträgt. Vor dem Entnehmen der Probe aus dem Ofen wird die Videoaufnahme und bei Bedarf die Temperaturaufzeichnung gestartet.

An den mit Thermoelementen bestückten Proben werden die Temperaturverläufe während der Abschreckung aufgezeichnet. Eine visuelle Versuchsaufzeichnung erfolgt mithilfe einer Canon- und in einigen Fällen einer Hochgeschwindigkeitskamera. Bei der Aufzeichnung mit der Hochgeschwindigkeitskamera wird die Auflösung auf 256×864 Pixel gesetzt, damit die Probe komplett ins Bild passt. Aufgrund begrenzter Speicherkapazität der verwendeten Hochgeschwindigkeitskamera beträgt die maximale Aufnahmedauer bei dieser Auflösung 26 Sekunden. Beim Abschrecken von Proben mit langer Filmsiedephase, wurde die Hochgeschwindigkeitsaufnahme einige zehn Sekunden nach dem Eintauchen gestartet, um eine optimale Auswertung der Ergebnisse bei begrenzter Aufnahmedauer zu erreichen.

In der Regel wurden bei jedem Versuchspараметer (siehe

Tabelle 9) drei Proben abgeschreckt. Jede Probe wurde nur einmal abgeschreckt. Das ist die notwendige Voraussetzung für die Untersuchung des Einflusses der Oberflächenstrukturierung. Andernfalls würde die Oberflächenveränderung infolge der wiederholten Verwendung der Proben sich mit dem Einfluss der Rillenstrukturen überlagern, was die Interpretation der Ergebnisse erschwert.

3.2.5 Auswertungsmethoden

Zur Darstellung des Einflusses der Oberflächenstrukturierung auf das Abschreckverhalten der metallischen Proben wurden in dieser Arbeit zwei Auswertungsmethoden verwendet. Die erste Methode basiert auf den Videoaufnahmen des Abschreckvorganges insbesondere der Wiederbenetzung. Die zweite Methode stellt eine Temperaturmessung mittels in der Probe integrierten Thermoelementen während der Abschreckung dar.

Hauptsächlich erfolgte die Auswertung der Abschreckversuche anhand der Videoaufnahmen, die sowohl mit einer Canon-Kamera als auch mit einer Hochgeschwindigkeitskamera dokumentiert wurden. Eine einfache Möglichkeit den Abschreckvorgang graphisch darzustellen, ist die Erstellung einer Folge von Standbildern, die die relevanten Ergebnisse aus der Videoanalyse abbilden. Die Darstellung des Abschreckvorgangs zu bestimmten Zeiten schafft einen Überblick über die auftretenden Effekte und ermöglicht eine schnelle Beurteilung der Gleichmäßigkeit des Abschreckvorgangs.

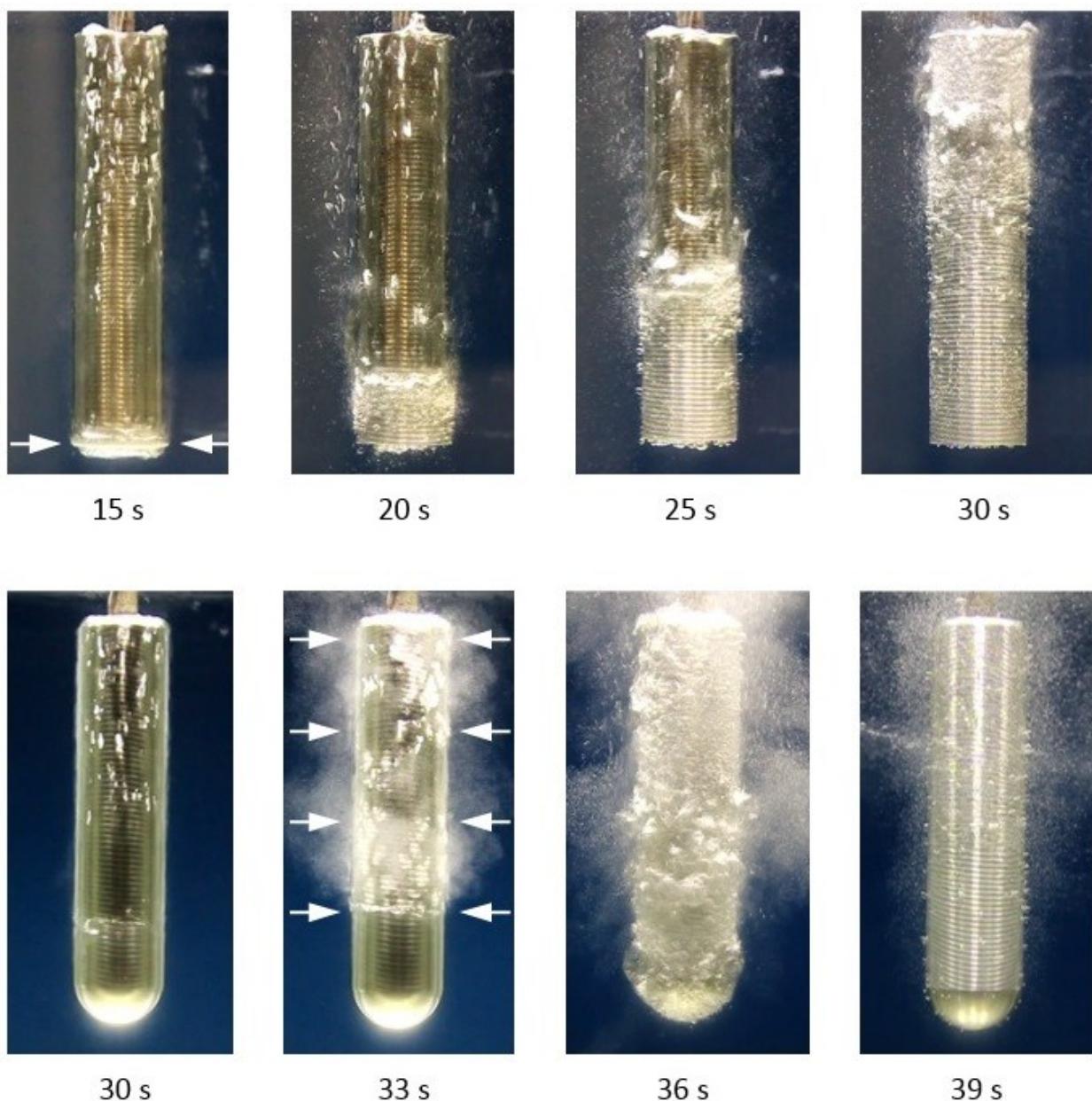


Abbildung 26: Abschreckvorgang in stillem Wasser (80 °C) der scharfkantigen (oben) und abgerundeten (unten) Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Der Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C ist in Abbildung 26 am Beispiel der scharfkantigen und abgerundeten Aluminiumproben mit Rillentiefe von 27 µm gezeigt. Bedingt durch optische Effekte erscheinen die horizontalen Rillen stark überhöht. Im ersten Moment nach dem Eintauchen befindet sich die gesamte Probenoberfläche unter der isolierenden Dampfschicht. Die Abkühlung der Probe verläuft sehr langsam jedoch gleichmäßig. Einige Zeit später bricht die Dampfschicht lokal zusammen und die Wiederbenetzungsfront breitet sich über die gesamte Oberfläche aus. Die Dauer vor dem lokalen Zusammenbruch der Dampfschicht beträgt in den gegebenen Beispielen ca. 15 Sekunden für die Proben mit scharfen und ca. 30 Sekunden für die Proben mit abgerundeten Stirnkanten. Der Wiederbenetzungsbeginn ist mit weißen Pfeilen kenntlich gemacht.

Bei den Proben mit scharfen Stirnkanten bricht die Dampfschicht unabhängig vom Probenwerkstoff immer erst an der unteren Stirnkante zusammen. Danach breitet sich die Benetzungszone aus bis schließlich kein Dampffilm mehr vorhanden ist. Bei dem in der Abbildung 26 aufgeführten Beispiel entspricht das einer Abschreckdauer von ca. 30 Sekunden. Bei der weiteren Abkühlung bilden sich keine großen Blasen mehr, so dass die gesamte Probe sich im Konvektionsbereich befindet.

Im Gegensatz zu den scharfkantigen Proben ist der Wiederbenetzungs vorgang an den Proben mit abgerundeten Kanten durch späteren Zusammenbruch des Dampffilms gekennzeichnet. Die Wiederbenetzung beginnt nicht an der unteren Kante der zylindrischen Probe, sondern in den meisten Fällen gleichzeitig auf einer verhältnismäßig großen Fläche der Probe (Abbildung 26 unten, bei 33 Sekunden). Nach dem Zusammenbruch wächst die Benetzungszone wesentlich schneller, als im Falle der scharfkantigen Proben.

Neben der Darstellung des Abschreckvorgangs als Folge von Standbildern lässt sich der Wiederbenetzungs vorgang mittels Wiederbenetzungshöhe beschreiben. Hierbei wird anhand von Videoaufnahmen der Abstand von der unteren Stirnkante der Probe bis zur Wiederbenetzungsfront zu verschiedenen Zeiten gemessen und in einem Diagramm über der Zeit aufgetragen [1] (sieh Abbildung 27). In dem Diagramm ist der zeitliche Verlauf des von der Wiederbenetzungsfront beim Hochwandern von der unteren Stirnseite zurückgelegten Weges zu sehen. Auf der Ordinatenachse ist die Zeit nach dem Eintauchen der Probe in Sekunden aufgetragen. Auf der Abszissenachse befindet sich die Wiederbenetzungshöhe in mm d.h. der Weg der Wiederbenetzungsfront, der von der unteren Stirnkante ausgehend, nach oben zurückgelegt wurde. Eine

Wiederbenetzungshöhe von 0 mm bedeutet, dass die Wiederbenetzung an der unteren Stirnkante noch nicht erfolgt ist und die ganze Probe ist vom Dampffilm bedeckt. Die Zeitspanne bei Wiederbenetzungshöhe von 0 mm entspricht der Dauer vom Eintauchen bis zum ersten Aufbrechen des Dampffilms. Nach dem Zusammenbruch des Dampffilms an der unteren Stirnkante der Probe verläuft die Wiederbenetzungsfront von unten nach oben.

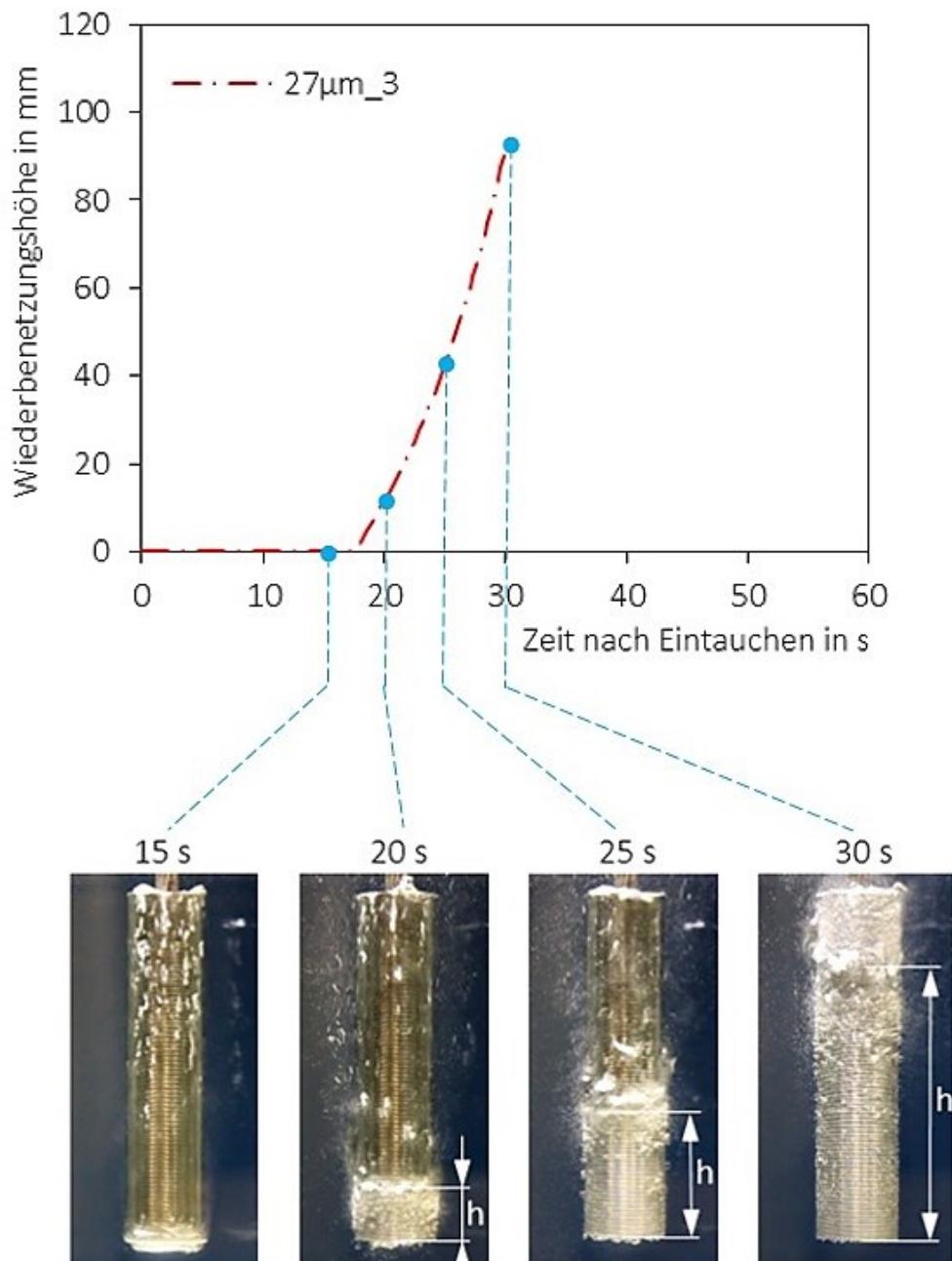


Abbildung 27: Messung der Wiederbenetzungshöhe am Beispiel der Abschreckung von Aluminiumproben (EN AW-6082) mit scharfen Stirnkanten in Wasser.

Im in der Abbildung 27 dargestellten Beispiel bildet sich nach ca. 27 Sekunden auch an der oberen Stirnkante der Probe eine sekundäre Wiederbenetzungsfront. Diese bewegt sich von oben nach unten, so dass am Ende des Wiederbenetzungsprozesses sich die beiden Fronten treffen. Aus diesem Grund verläuft die Kurve der Wiederbenetzungsheighte nicht bis 120 mm, was der Höhe der Probe entspricht, sondern endet bereits früher bei dem Treffpunkt der primären und sekundären Wiederbenetzungsfront. In dem gegebenen Beispiel liegt der Treffpunkt bei einer Höhe von ca. 90 mm.

Pro Versuchsparameter wurden in der Regel drei Proben abgeschreckt. Eine typische Streuung der Wiederbenetzungsfront-Kurven ist in der Abbildung 28 (oben) veranschaulicht. Die Unterschiede in den Verläufen sind hauptsächlich durch die Dauer der reinen Filmsiedephase bis zum ersten Zusammenbruch des Dampffilms bestimmt. Die Anstiege aller Kurven ähneln sich. Das bedeutet, dass sich die Wiederbenetzungsfront mit ähnlicher Geschwindigkeit ausbreitet.

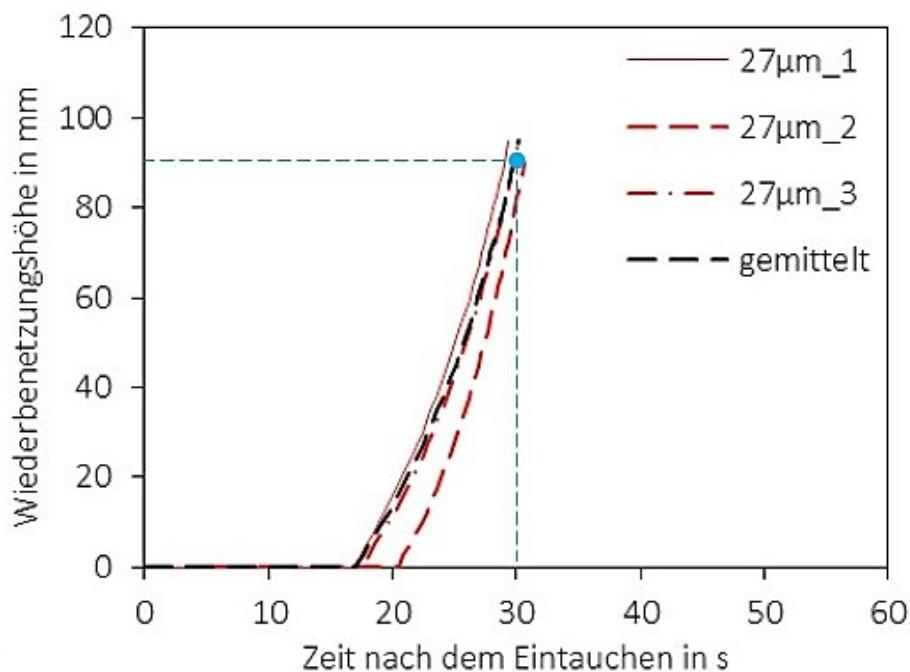


Abbildung 28: Typische Streuung der Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillentiefe von 27 μm . Blauer Punkt ist der charakteristische Wert für Wiederbenetzungsfronthöhe von ca. 90 mm.

Für eine vergleichende Darstellung der Wiederbenetzungsfront-Verläufe in Abhängigkeit von der Oberflächenrauheit sind gemittelte Kurven von Vorteil. Entsprechend der Anzahl von mit gleichen Parametern abgeschreckten Proben wird für jeden Parameter aus einzelnen Wiederbenetzungsfront-Kurven eine gemittelte Kurve gebildet. Dabei werden

für jeden Wert der Wiederbenetzungsfronthöhe die zugehörigen Zeiten aus allen einzelnen Kurven gemittelt.

Im Gegensatz zu Proben mit scharfen Stirnkanten ist die Messung der Wiederbenetzungsfronthöhe bei den Aluminiumproben mit abgerundeten Stirnkanten kaum möglich. Der Grund dafür ist eine schnelle und sehr ungleichmäßige Ausbreitung der Wiederbenetzungszone über die Probenoberfläche, siehe Abbildung 26 (unten).

Im Falle der Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) kann der Abschreckvorgang auch bei den Versuchen mit abgerundeten Proben mittels Wiederbenetzungsfronthöhe charakterisiert werden. Da es bei den abgerundeten Proben keine Stirnkanten gibt, wird die Wiederbenetzungsfronthöhe von der unteren Probenspitze (Rundungsspitze) gemessen (siehe Abbildung 20, mittig).

Für eine zusammenfassende Gegenüberstellung der Versuchsergebnisse erwies sich die Auswertung anhand der Dauer einzelner Abschreckphasen am besten geeignet. Dabei wird der Abschreckvorgang in drei verschiedene Phasen: reines Filmsieden, Wiederbenetzung und reine Konvektion unterteilt. Das reine Filmsieden beginnt nach dem Eintauchen der Probe und dauert bis zum ersten Zusammenbruch des Dampffilms, d.h. bis zum Wiederbenetzungsbeginn. Die Dauer der Wiederbenetzungsphase versteht sich als die Zeit vom Wiederbenetzungsbeginn bis auf der gesamten Probenoberfläche nur Konvektion vorliegt. Am Beispiel der Aluminiumprobe in Abbildung 26 (oben) verläuft das reine Filmsieden von 0 bis ca. 15 Sekunden und die Wiederbenetzungsphase von ca. 15 bis ca. 30 Sekunden.

Die Dauer der Abschreckphasen wurde anhand der Aufnahmen von jeder Probe ermittelt und für jeden Parameter eine mittlere Phasendauer meistens aus drei identischen Abschreckversuchen errechnet. Die Streuung der Werte ist als Spanne zwischen dem niedrigsten und höchsten Wert angegeben. Das resultierende Balkendiagramm ist in Abbildung 29 am Beispiel der Versuchsergebnisse für die Abschreckung der scharfkantigen Aluminiumproben in Abhängigkeit von der Rillentiefe dargestellt.

Aus dem in Abbildung 29 dargestellten Balkendiagramm lässt sich der Einfluss der Oberflächenstrukturierung auf die Abschreckkinetik anschaulich interpretieren. So beginnt die Wiederbenetzung bei den Proben mit Rillentiefe von 270 µm ca. 10 Sekunden später als bei den Proben mit Rillentiefe von 10 µm. Nach dem Zusammenbruch des Dampffilms breitet sich die Wiederbenetzungsfront im Falle der Rillenstrukturierung mit 270 µm ca. zwei Mal schneller aus.

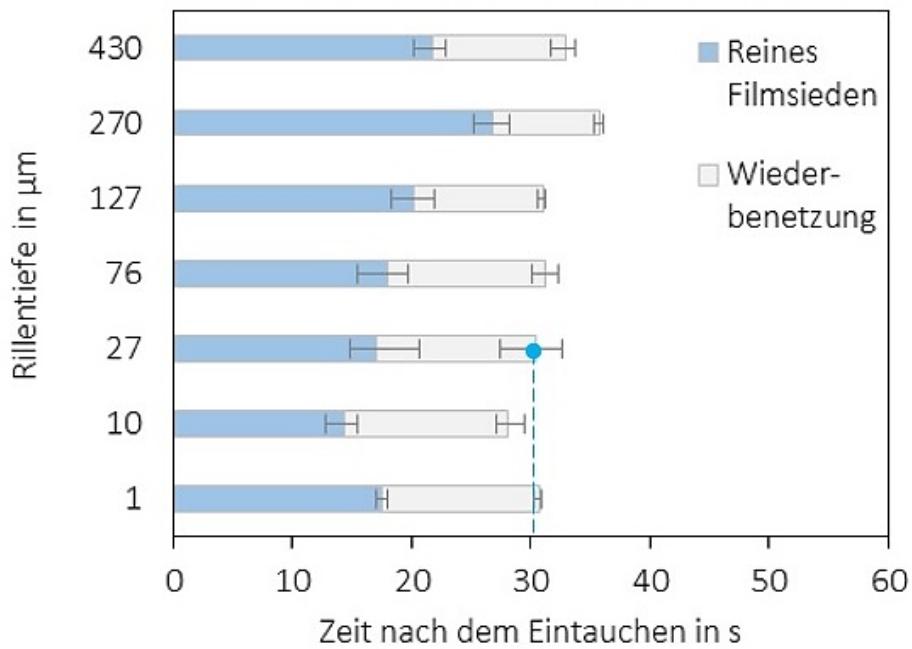


Abbildung 29: Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Rillentiefe beim Abschrecken von Aluminiumproben (EN AW-6082) mit scharfen Kanten in stillem Wasser bei 80 °C. Blauer Punkt ist der charakteristische Wert für Rillentiefe von 27 µm und Wiederbenetzung des Zylinders zu 90 mm.

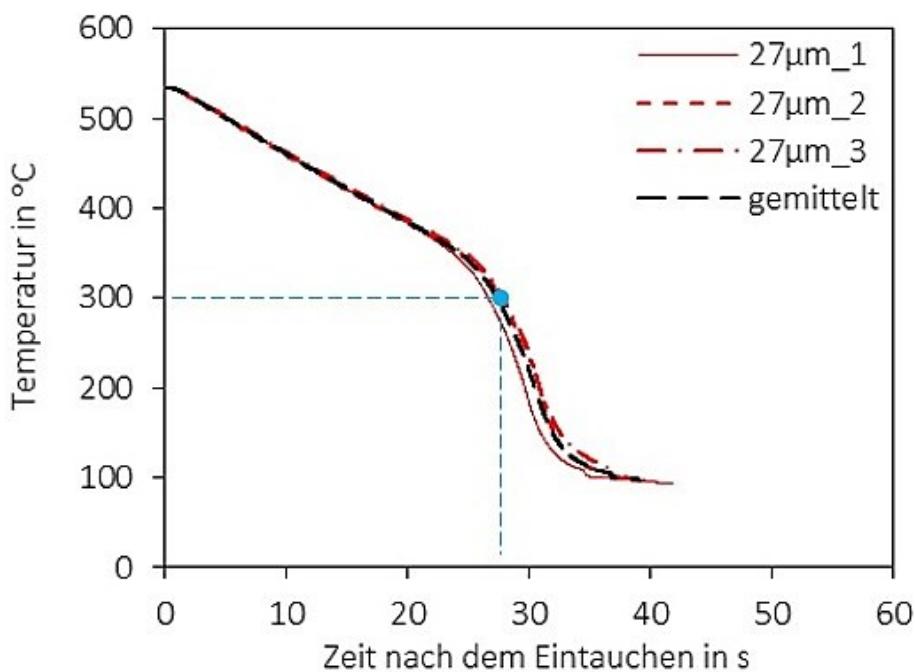


Abbildung 30: Typische Streuung und gemittelte Kerntemperaturverläufe am Beispiel der scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillentiefe von 27 µm und Abschreckung in stillem Wasser bei 80 °. Blauer Punkt ist der charakteristische Wert für Rillentiefe von 27 µm und Anfang der Wiederbenetzung in ca. 85 mm Entfernung von unterem Zylinderende.

Neben der Auswertung von Aufnahmen des Abschreckvorganges wurde die Charakterisierung des Oberflächeneinflusses auf die Abschreckung auch mittels Temperaturmessungen durchgeführt. Hierzu kamen die Proben aus Aluminium (EN AW-6082) und austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit einer Kern-Thermoelementbohrung zum Einsatz (siehe Abbildung 23, links). Bedingt durch den hohen Fertigungsaufwand oberflächenstrukturierten Proben wurden keine oberflächennahe Temperaturmessungen mit Rand-Thermoelementen durchgeführt.

Auf Grund von hoher Temperaturleitfähigkeit bilden die Kerntemperaturverläufe bei Aluminiumproben die Oberflächentemperatur besser ab als im Falle der Stahlproben (vgl. Tabelle 2 und Tabelle 4). Die Verläufe der Kerntemperatur von drei gleichwertigen Aluminiumproben mit einer Rillentiefe von 27 µm sowie die daraus gebildete gemittelte Temperaturkurve sind in der Abbildung 30 dargestellt. Bei der Berechnung der gemittelten Temperaturkurve wurde für jeden Temperaturwert ein Mittelwert aus den entsprechenden Zeitwerten von einzelnen Kurven errechnet.

An den gemessenen Temperaturverläufen sind Filmsieden, Blasensieden und Konvektion zu erkennen. Die drei Phasen des Abkühlvorgangs unterscheiden sich in dem Anstieg der Temperaturkurve (siehe Abbildung 30). Die Filmsiede-Phase beginnt nach dem Eintauchen der Proben in das Abschreckmedium und ist durch mäßigen Abfall der Kurve gekennzeichnet. Anschließend im Bereich des Blasensiedens nimmt die Kurve stärkeren Abfall an. Für die in der Abbildung 30 dargestellten Abkühlkurven entspricht der Beginn des Blasensiedens einer Temperatur von ca. 300 °C. Nachdem die Oberflächentemperatur der Proben näherungsweise die Siedetemperatur der Abschreckflüssigkeit erreicht hat (hier ca. 100 °C) erfolgt die Wärmeübertragung über Konvektion. Die Temperaturkurve verläuft im Bereich der Konvektions-Phase mit leichtem Abfall.

Die Temperaturmessung stellt im Allgemeinen ein gängiges Verfahren bei der Auswertung der Abschreckexperimente dar. Allerdings können die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Temperaturmessungen nur bedingt für eine quantitative Charakterisierung des Oberflächeneinflusses verwendet werden. Zum einen handelt es sich bei den gemessenen Temperaturkurven um Kerntemperaturverläufe, die sich von der tatsächlichen Oberflächentemperatur unterscheiden. Andererseits ist die Temperaturmessung mit einem Thermoelement nicht für die ganze Probe repräsentativ. Die Temperaturmessung beschreibt den Abkühlverlauf nur an einem ca. 85 mm von unterem Probenende entfernten Punkt, wo sich die Thermoelementspitze befindet (siehe

Abbildung 23, links).

Die Versuchsergebnisse aus den Kerntemperaturmessungen können mit den Ergebnissen aus den Wiederbenetzungsfront-Diagrammen und Balkendiagrammen korreliert werden. Insbesondere für EN AW-6082 aufgrund von hoher Temperaturleitfähigkeit sollte die Übereinstimmung relativ gut sein. Der für die Gegenüberstellung geeignete charakteristische Punkt auf der Temperaturkurve (siehe Abbildung 30) liegt bei dem ersten Knick der Kurve bei einer Temperatur von ca. 300 °C. Dieser Punkt ist durch den Übergang vom Filmsieden zum Blasensieden gekennzeichnet. Die zugehörige Abschreckdauer nach dem Eintauchen der Probe beträgt ca. 28 Sekunden. Die Gegenüberstellung der Lage des charakteristischen Punktes auf der Wiederbenetzungsfrontkurve bei einer Höhe von ca. 90 mm (siehe Abbildung 28) bzw. im Balkendiagramm (siehe Abbildung 29) verdeutlicht eine verhältnismäßig gute Übereinstimmung der Auswertungsmethoden.

3.3 Charakterisierung der Proben

Die Rillengeometrie wurde anhand von lichtmikroskopischen Aufnahmen an metallographischen Schliffen sowie Konfokalmikroskopie der Rillen-Oberflächen überprüft (Kapitel 3.3.1 und 3.3.2). Zur Charakterisierung der Abschreckwirkung auf die mechanischen Eigenschaften von martensitisch härtbarem Einsatzstahl 20MnCr5 wurden Gefügeuntersuchungen und Härteprüfungen durchgeführt (Kapitel 3.3.3 und 3.3.4).

3.3.1 Optische Mikroskopie

Für die optische Charakterisierung der gedrehten Rillenstrukturen anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen wurden aus den zylindrischen Proben kurze Zylinderstücke mit einer Länge von ca. 15 mm ausgeschnitten und danach in Zylinderlängsrichtung mittig getrennt. Dies ist schematisch in der Abbildung 31 veranschaulicht. Die vorbereiteten halbzyklindrischen Probenstücke wurden anschließend in Epoxidharz eingebettet und auf der Aufnahmeseite glatt geschliffen. Die Aufnahme erfolgte mit einem Mikroskopsystem DMI5000 M der Fa. Leica bei 25- bis 200-facher Vergrößerung. Die lichtmikroskopischen Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen an Proben aus Aluminium (EN AW-6082) und austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) sind in der Abbildung 32 und Abbildung 33 entsprechend gezeigt.

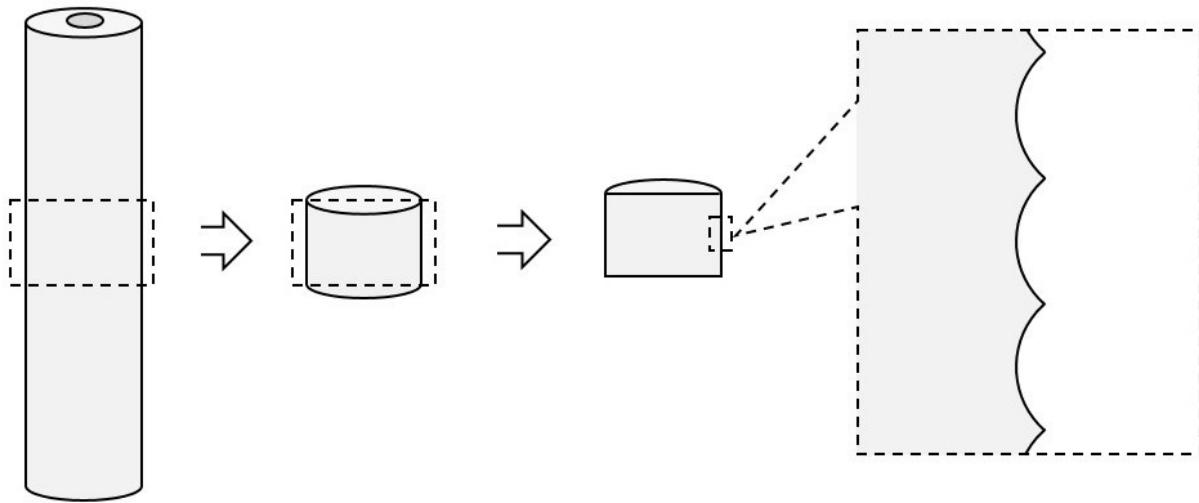


Abbildung 31: Schematische Darstellung der Probenpräparation zur lichtmikroskopischen Aufnahme bei Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen.

Die Drehrillen konnten mit den ausgewählten Parametern erfolgreich gefertigt werden. Nur bei den Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit der Nennrillentiefe von 500 µm zeigen die Rillen eine veränderte Form, die stark von der theoretischen Geometrie abweicht (siehe Abbildung 33). Bedingt durch verhältnismäßig hohe Zähigkeit von X5CrNi18-10 fließt beim Drehen mit großer Zustelltiefe das Material zur Seite, so dass an den Rillenspitzen weiteres Material stehenbleibt. Die wahre Rillentiefe ist demzufolge größer als die aus den geometrischen Verhältnissen errechnete Nennrillentiefe von 500 µm und beträgt 630 µm.

In allen anderen Fällen ist die wahre Tiefe der erzeugten Drehrillen an Proben aus Aluminium und austenitischen Stahl etwas kleiner als die Nennwerte (vgl. Tabelle 10). Neben der plastischen Materialverformung liegt der Grund für die Abweichung der wahren Rillentiefe von der theoretischen auch an dem Abreisen von scharfen Rillenspitzen. Insbesondere bei den Aluminiumproben (EN AW-6082) mit theoretischen Rillentiefe von 500 µm ist dieser Effekt deutlich ausgeprägt (siehe Abbildung 32). Die Spitzen der Rillen sind nicht vollständig ausgebildet. Die wahre Rillentiefe beträgt in diesem Falle 430 µm. Bei kleineren Werten der Rillentiefe stimmen die theoretische und die wahre Geometrie der Drehrillen besser überein.

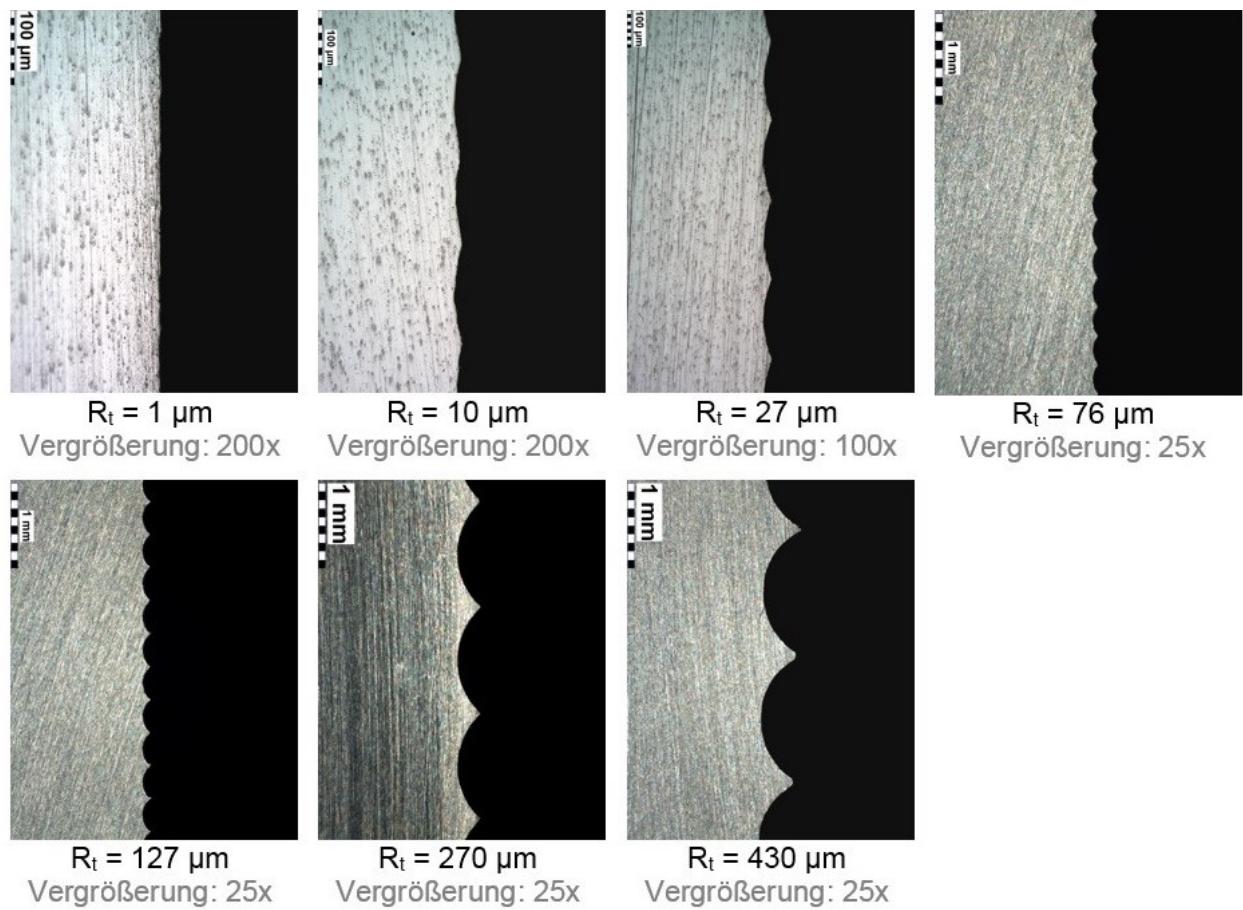


Abbildung 32: Lichtmikroskopische Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen unterschiedlicher Tiefe an Aluminiumproben (EN AW-6082).

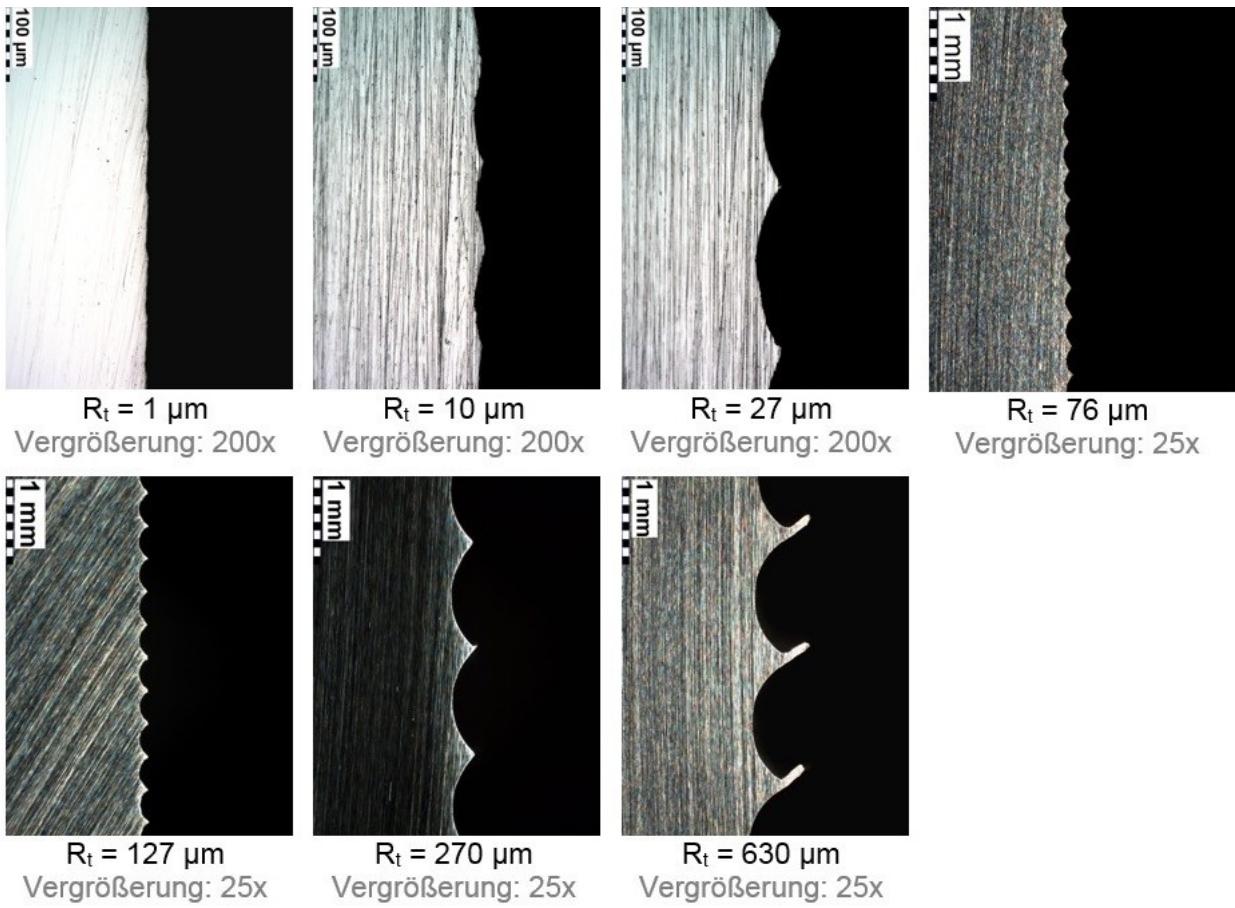


Abbildung 33: **Lichtmikroskopische Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen unterschiedlicher Tiefe an Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10).**

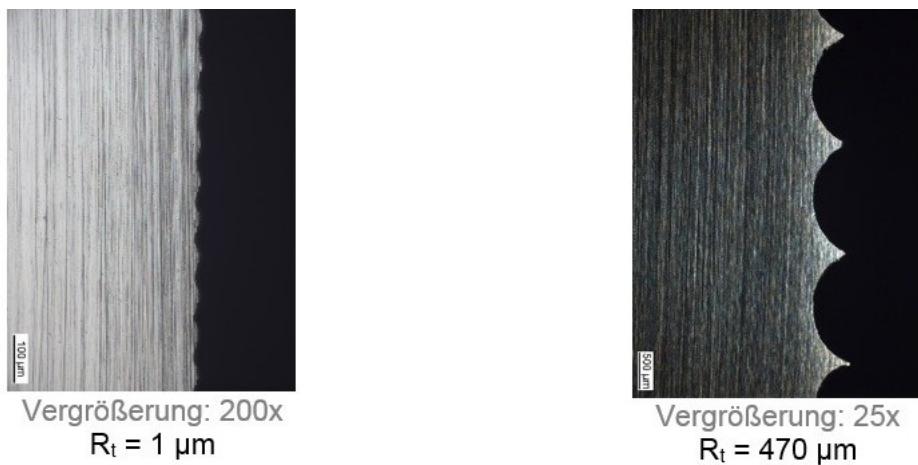


Abbildung 34: **Lichtmikroskopische Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen an Proben aus dem Einsatzstahl (20MnCr5).**

Bei den Proben aus dem Einsatzstahl (20MnCr5) wurden zwei Oberflächenstrukturen mit Drehrillen untersucht. Die theoretischen Rillentiefen betragen 1 und 500 µm entsprechend. Beide Strukturen konnten erfolgreich mit den in der Tabelle 7 abgegebenen Drehparametern gefertigt werden. In Abbildung 34 sind die lichtmikroskopischen Aufnahmen der Rillenstrukturen dargestellt. Die wahre Geometrie der Rillen weicht von der theoretischen Geometrie bei hohen Werten der Rillentiefe ab. Die wahren Rillentiefen betragen 1 bzw. 470 µm (vgl. Tabelle 10).

Die Charakterisierung der Proben mit gefrästen Rillenstrukturen in Zylinderlängsrichtung (siehe Abbildung 22) wurde ebenfalls anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen vorgenommen. Hierfür wurden aus den zylindrischen Proben kurze Zylinderstücke mit einer Länge von ca. 15 mm ausgeschnitten. Nach dem Einbetten in Epoxidharz und anschließendem Feinschleifen wurden die Schliffbilder am Rand der Stirnfläche aufgenommen. Schematisch ist die Probenpräparation in der Abbildung 35 veranschaulicht.

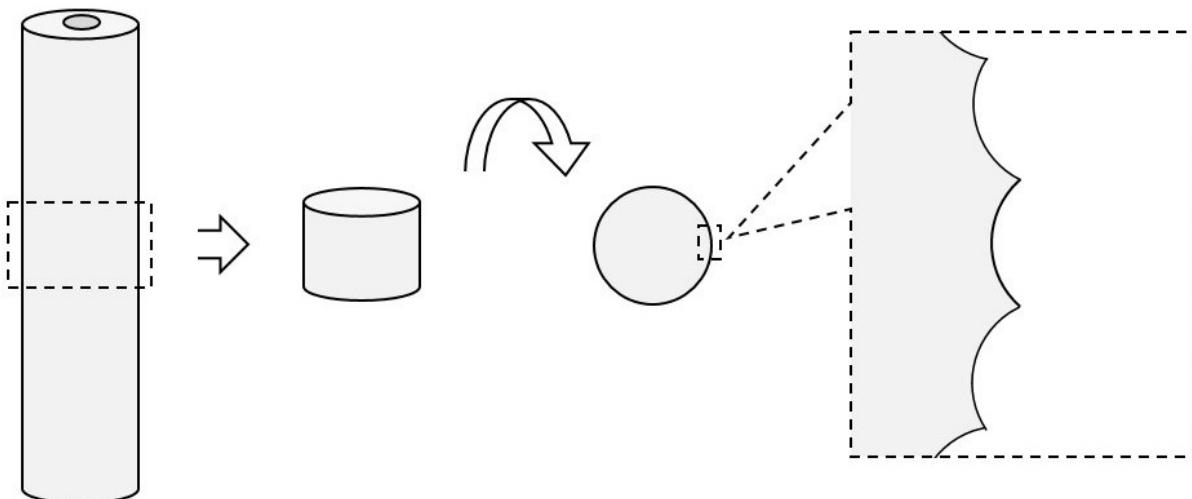


Abbildung 35: Schematische Darstellung der Probenpräparation zur lichtmikroskopischen Aufnahme bei Oberflächenstrukturierung mit Längsrillen.

Die im Fräsvorfahren erzeugten Längsrillen auf den Proben aus Aluminium (EN AW-6082) und austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) sind in Abbildung 36 dargestellt. Die theoretische Rillentiefe beträgt in den beiden Fällen 350 µm. Die wahren Werte der Rillentiefe liegen bei 320 µm und 340 µm für Proben aus Aluminium bzw. austenitischem Stahl.

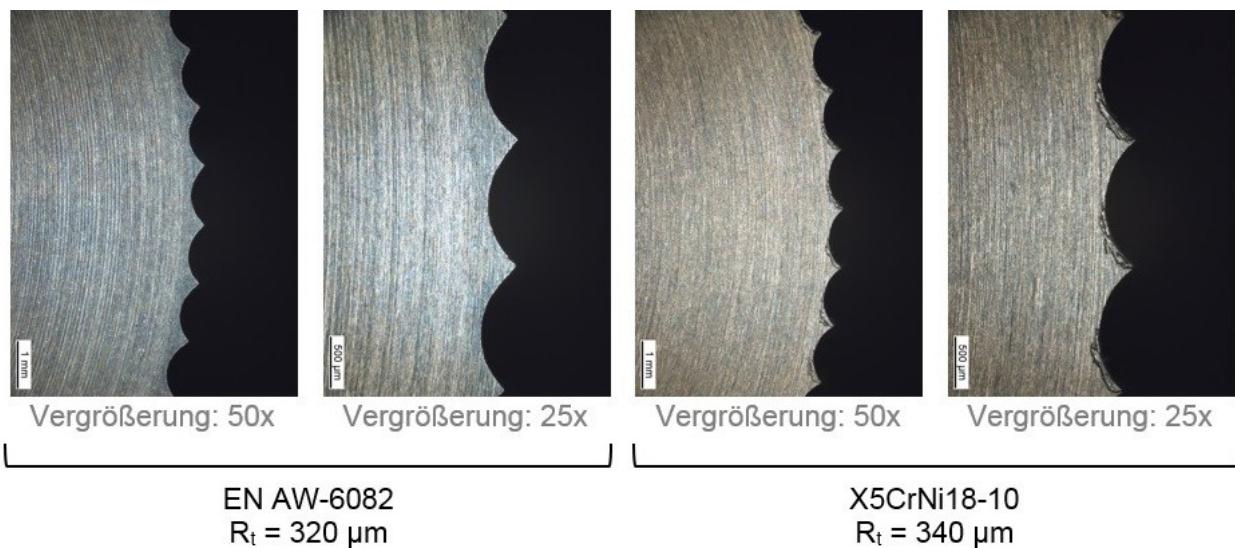


Abbildung 36: Lichtmikroskopische Aufnahmen der gefrästen Längsrillen an Proben aus Aluminium (EN AW-6082) (links) und austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) (rechts).

3.3.2 Konfokale Mikroskopie

Ein Konfokalmikroskop ist ein spezielles Lichtmikroskop, bei dem das Licht einer punktförmigen Lichtquelle mit vorgeschalteter Lochblende optisch in einen Punkt auf dem Messobjekt abgebildet wird. Das von diesem beleuchteten Objektpunkt reflektierte Licht wird über ein optisches System auf eine Lochblende vor dem Detektor abgebildet, so dass das Streulicht fast komplett geblockt wird. So wird die Probe in einem definierten Messbereich Punkt für Punkt abgerastert und anschließend wird ein digitales Gesamtbild zusammengesetzt. Durch die Analyse des aufgenommenen dreidimensionalen Oberflächenprofils lässt sich die Rillentiefe über die Messtrecke mit hoher Genauigkeit berechnen [54].

Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Messungen mit dem Konfokalmikroskopsystem LEXT OLS4000 der Fa. Olympus durchgeführt. Die Messwerte der Rillentiefe mittels konfokaler Mikroskopie stimmen mit den Messwerten, die anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen (Kapitel 3.3.1) erhalten wurden, überein (vgl. Tabelle 10). Im weiteren Verlauf der vorliegenden Arbeit sind unter der Rillentiefe bzw. Rauheit die wahren Werte der Rillentiefe zu verstehen.

Für die Proben mit gefräster Rillenstruktur in Zylinderlängsrichtung betragen die gemessenen Rillentiefen 320 μm für Aluminiumproben (EN AW-6082) und 340 μm für Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10).

Tabelle 10: Theoretische, anhand lichtmikroskopischen Aufnahmen und mittels konfokaler Mikroskopie gemessene wahren Werte der Rillentiefe von erzeugten Drehrillen für die drei verwendeten Werkstoffe.

	Rillentiefe in μm						
	1	10	30	80	150	300	500
Messwerte aus lichtmikroskopischen Aufnahmen							
EN AW-6028 R_t _wahr	1	10	27	76	127	270	430
X5CrNi18-10 R_t _wahr	1	10	27	76	127	270	630
20MnCr5 R_t _wahr	1	-	-	-	-	-	470
Messwerte aus konfokaler Mikroskopie							
EN AW-6028 R_t _wahr	1	10	27	76	127	270	430
X5CrNi18-10 R_t _wahr	1	10	27	76	127	270	630
20MnCr5 R_t _wahr	1	-	-	-	-	-	470

3.3.3 Gefügeuntersuchung

Bei den Abschreckversuchen mit Aluminiumknetlegierung EN AW-6082 und austenitischem Stahl X5CrNi18-10 wurde auf die Gefügeanalyse verzichtet. Der Grund dafür ist ein relativ schwacher Einfluss der Oberflächenstrukturierung auf die Abkühlgeschwindigkeit der Aluminiumproben bzw. eine Abwesenheit von signifikanten Gefügeveränderungen bei dem austenitischen Stahl.

Für den martensitisch härtbaren Einsatzstahl 20MnCr5 lässt sich der Einfluss der Oberflächenstrukturierung auf den Abschreckvorgang anhand der Gefügeuntersuchung charakterisieren. Es wurden Proben mit unterschiedlicher Oberflächenstrukturierung der oberen und unteren Probenhälfte verwendet (siehe Abbildung 21, mittig). In Abhängigkeit von der Rillentiefe in den Probenhälften verändert sich dort die Abkühlintensität und folglich die Anteile der Gefügephasen.

Die Gefügebilder wurden jeweils in der Mitte der oberen und unteren Probenhälfte aufgenommen. Hierzu wurden aus der Probe nach dem Abschrecken zwei Scheiben ausgeschnitten, so dass die obere Stirnfläche exakt in der Mitte der jeweiligen Probenhälfte liegt. Schematisch sind die Positionen der Scheiben in Abbildung 37 veranschaulicht.

Die ausgeschnittenen Scheiben wurden eingebettet in Epoxidharz danach geschliffen, feinpoliert und geätzt. Die Endpolitur erfolgte mit $0,05 \mu\text{m}$ oxidischer Poliersuspension. Bei der konventionellen Nital-Ätzung (3 % Salpetersäure + 97 % Ethanol) lassen sich Bainit- und Martensit-Gefügephasen bei 20MnCr5 nicht eindeutig unterscheiden. Zur Verbesserung der Sichtbarkeit der Gefügephasen kam zusätzlich weitere Ätzungsmethode zum Einsatz. Die LePera-Ätzung (50 % Natriumdisulfit als 1 %ige

Wasserlösung + 50 % Pikrinsäure als 4 %ige Ethanollösung) erhöht die farbigen Kontraste zwischen den Gefügephasen. Durch eine Überlagerung der metallografischen Aufnahmen derselben Stelle nach den beiden Ätzungen lässt sich die Auswertung der Phasenanteile bei 20MnCr5 realisieren.

Die metallografischen Aufnahmen wurden mit Hilfe des Mikroskopsystems DMI5000 M der Fa. Leica durchgeführt. In Kapitel 4.5 werden die metallographischen Aufnahmen für Proben aus dem Einsatzstahl 20MnCr5 im abgeschreckten Zustand gezeigt und näher diskutiert. In Abbildung 37 ist schematisch dargestellt, an welcher Position sich die entsprechenden Aufnahmen befinden.

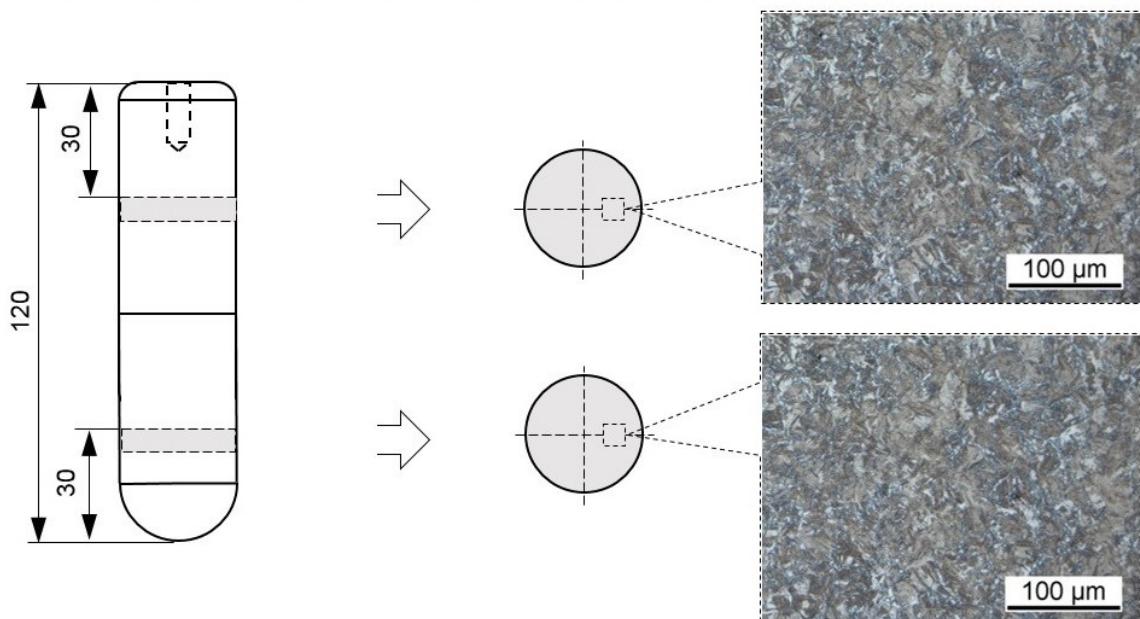


Abbildung 37: Schematische Darstellung der Positionen von Aufnahmestellen der Gefügebilder für Proben aus dem Einsatzstahl 20MnCr5.

3.3.4 Härteprüfung

Die Charakterisierung der Abschreckwirkung bei Proben aus dem Einsatzstahl 20MnCr5 lässt sich unter anderem anhand von Härtemessungen durchführen. Die Härteverläufe an verschiedenen Stellen der Probe geben Auskunft über die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs, die auf die Abschreckkinetik zurückgehen. Bei einer schnelleren Abkühlung steigt die Härte während eine langsamere Abkühlung zu einem weicheren Gefüge führt. Härtemessung erlaubt es, das Potential der gezielten Steuerung des Abschreckvorgangs im Hinblick auf die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften zu zeigen.

Die Härtemessungen wurden nach Vickers (DIN EN ISO 6507-1) mittels eines Mikro-Härteprüfgerätes vom Typ HMV-2 der Fa. Shimadzu mit digitaler Auswertung durchgeführt. Die gemessene Härte ist Vickers-Härte mit einer Prüfkraft von 9,81 N, was der Normbezeichnung HV1 entspricht. Geprüft wurden die Härteverläufe jeweils in der Mitte der oberen und unteren Probenhälfte. Hierfür wurden die zur Gefügeuntersuchung ausgeschnittenen Scheiben verwendet (vgl. Abbildung 37).

Nach dem polieren der Scheibenoberfläche, wurden die Härtegrade entlang einer Geraden vom Rand zum Kern an 15 Prüfstellen aufgenommen. Die erste Prüfstelle liegt 0,1 mm vom Rand (Zylindermantelfläche) entfernt. Die letzte Prüfstelle befindet sich in einem Abstand von 14 mm vom Rand, was dem Zylinderkern entspricht. Die Lage der Prüfpositionen, an welchen die Härtegrade ermittelt wurden ist schematisch in Abbildung 38 veranschaulicht. In Kapitel 4.5 werden die Härteverläufe für Proben aus dem Einsatzstahl 20MnCr5 im abgeschreckten Zustand gezeigt und näher diskutiert.

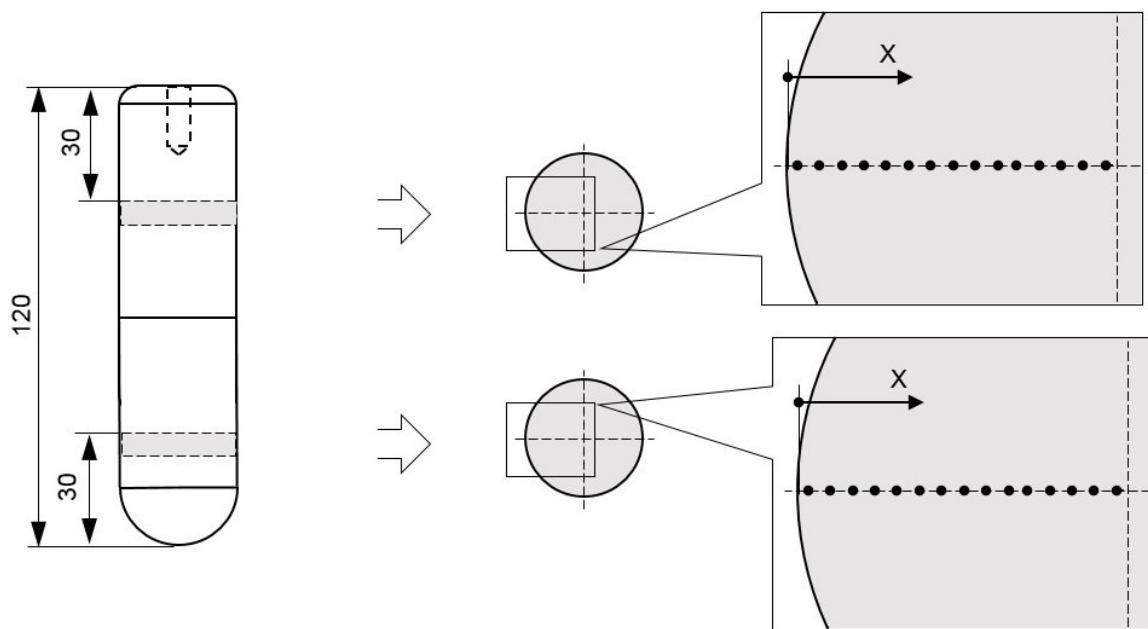


Abbildung 38: Schematische Darstellung der Härteprüfpositionen für Proben aus dem Einsatzstahl 20MnCr5.

4 Experimentelle Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Abschreckexperimente an Proben aus den drei untersuchten Werkstoffen (EN AW-6082, X5CrNi18-10 und 20MnCr5) dargestellt. Thematisch können alle experimentellen Untersuchungen in zwei Abschnitte unterteilt werden. Als erstes wird der grundsätzliche Einfluss der Oberflächenstrukturierung auf den Leidenfrost-Effekt anhand von Proben mit gleichmäßiger Oberflächenstrukturierung (siehe Abbildung 21, links) untersucht. Anschließend wird ein Versuch unternommen, den Abschreckvorgang durch eine ungleichmäßige Oberflächenstrukturierung (siehe Abbildung 21, mittig und rechts) gezielt zu vergleichmäßigen.

Die Darstellung dieser Ergebnisse erfolgt dabei hinsichtlich der Abschreckwirkung und der Gleichmäßigkeit des Abschreckprozesses. Bei dem Einsatzstahl 20MnCr5 wird zusätzlich die Auswirkung auf die Werkstoffeigenschaften betrachtet.

Der Einfluss von jedem varierten Parameter (Oberflächenstrukturierung, Abschreckmedium) auf den Abschreckvorgang wurde in der Regel mittels dreifacher Wiederholung des Abschreckexperimentes untersucht. Somit weisen die experimentellen Ergebnisse eine bestimmte Streuung auf. Um die Übersichtlichkeit der Darstellungen zu gewährleisten wird teilweise auf die Angaben der Streuung verzichtet. Das Maß für die typische Streuung wird mittels separater Darstellungen angegeben.

Alle im Kapitel 4 aufgeführten Zeit-Temperatur-Verläufe repräsentieren ausschließlich die Kerntemperatur der zylindrischen Proben. Die Lage des Thermoelementes ist in der Abbildung 23 (links) dargestellt.

4.1 Wasserabschreckung an Aluminiumknetlegierung EN AW-6082

Die Aluminiumproben (EN AW-6082) wurden ausschließlich in stillem Wasser bei 80 °C abgeschreckt. Es wurden die Probenkantengeometrie, Rillentiefe und die Art der Oberflächenstrukturierung variiert. Eine Übersicht der untersuchten Parameterkombinationen ist in Tabelle 11 dargestellt.

Tabelle 11: Untersuchte Parameterkombinationen bei der Wasserabschreckung von Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillenstrukturierung. Angegebene Rillentiefen sind wahre Rillentiefen.

Art der Rillenstruktur	Abschreckmedium	Anzahl untersuchter Oberflächenstrukturen		
		Scharfe Kanten	Runde Kanten	Abgesetzte Zylinder
Drehrillen in Umfangsrichtung	Wasser 80 °C, still	7 ^a + 1 ^b	7 ^a + 1 ^c	-
Längsrillen		1 ^d	-	-

^a Drehrillentiefe = 1, 10, 27, 76, 127, 270, 430 µm
^b „270+10µm“ Drehrillen, 2 Bereiche $R_{t1} = 270 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 10 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)
^c „76+270µm“ Drehrillen, 2 Bereiche $R_{t1} = 76 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 270 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)
^d Längsrillentiefe = 320 µm (siehe Abbildung 22)

4.1.1 Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung

Bei den experimentellen Untersuchungen an Aluminiumproben mit gleichmäßiger Drehrillenstrukturierung in Zylinderumfangsrichtung wurde die Geometrie der Zylinderkanten zwischen scharfkantigen Proben (Kapitel 4.1.1.1) und Proben mit abgerundeten Kanten (Kapitel 4.1.1.2) variiert. Zusätzlich wurden die Untersuchungen an Proben mit ungleichmäßig strukturierter Oberfläche durchgeführt (Kapitel 4.1.1.3).

4.1.1.1 Gleichmäßige Drehrillenstrukturierung an scharfkantigen Proben

Proben

Die Abschreckversuche wurden in stillem Wasser bei einer Wassertemperatur von 80 °C durchgeführt. Der Abschreckvorgang der gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) ist in Abbildung 39 am Beispiel der Proben mit Drehrillentiefe von 27 µm anhand einer Bilderserie dargestellt.

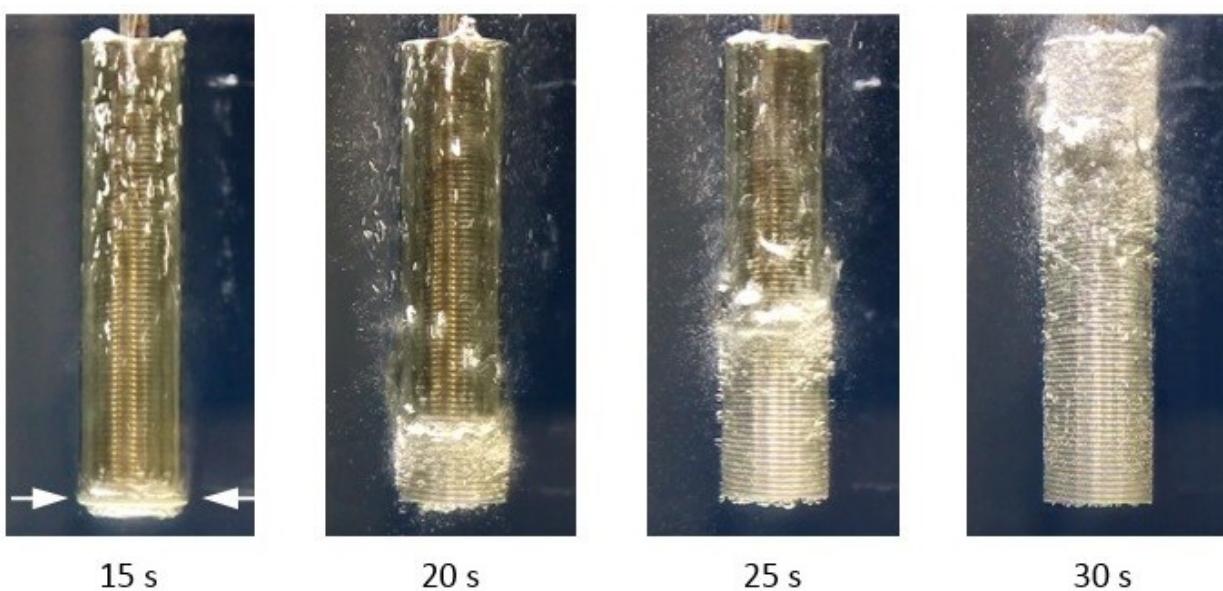


Abbildung 39: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Die Abschreckung verläuft über die vier Phasen der Flüssigkeitsabschreckung: Filmsieden, Übergangssieden, Blasensieden und Konvektion. Nach dem Eintauchen befindet sich die gesamte Probenoberfläche unter dem isolierenden Dampffilm (Filmsieden). Die Probe kühl langsam und gleichmäßig ab. Nach einer bestimmten Zeit (im gegebenen Beispiel nach ca. 15 Sekunden) bricht die Dampfschicht an der unteren

Stirnkante des Zylinders zusammen. Dieser Moment bezeichnet den Beginn der Wiederbenetzung. Die Abschreckung nach dem Wiederbenetzungsbeginn erfolgt ungleichmäßig über die Höhe des Zylinders. Während die oberen Bereiche der Probe noch mit einem isolierenden Dampffilm bedeckt sind, liegt an dem unteren Zylinderende bereits intensive Abkühlung durch Blasensieden vor.

Der Zusammenbruch des die Probe umgebenden Dampffilms erfolgt immer an der scharfen unteren Zylinderstirnkante. Dies ist in der Abbildung 39 mit den weißen Pfeilen gekennzeichnet. Die Wiederbenetzungsfront bewegt sich dann entlang der Zylinderachse von unten nach oben. Nachdem ca. 75% der Zylinderhöhe wiederbenetzt sind bricht der restliche Dampffilm in dem oberen Viertel der Probe rasch zusammen. In dem in Abbildung 39 dargestellten Beispiel wird ca. 30 Sekunden nach dem Eintauchen in Wasser eine vollständige Wiederbenetzung der Probe erreicht.

Der in Abbildung 39 am Beispiel der Oberflächenstrukturierung mit Rillentiefe von 27 µm exemplarisch dargestellte Verlauf des Abschreckvorgangs ist charakteristisch für alle Abschreckexperimente an scharfkantigen Aluminiumproben mit gleichmäßiger Drehrillenstrukturierung. Abhängig von der Rillentiefe der Oberflächenstrukturierung treten zeitliche Unterschiede auf. Sie äußern sich in der Dauer bis zum Wiederbenetzungsbeginn und in der gesamten Abschreckdauer.

Für einen quantitativen Vergleich der experimentellen Ergebnisse ist die Auswertung anhand der Wiederbenetzungshöhe (siehe Abbildung 27) von Vorteil. Da bei jedem Versuchsparameter (Rillentiefe) mehrere Proben abgeschreckt wurden, kommt es zur Streuung der experimentellen Ergebnisse. Die typische Streuung der Wiederbenetzungsverläufe ist in Abbildung 40 (oben) am Beispiel der Proben mit Rillentiefe von 27 µm dargestellt. Die gemittelten Verläufe der Wiederbenetzungsfront für scharfkantige Aluminiumproben in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe sind in Abbildung 40 (unten) dargestellt.

Bei Oberflächenstrukturierung mit Rillentiefen 10 bis 270 µm ist eine Verzögerung des Wiederbenetzungsbeginns bei zunehmender Rillentiefe zu beobachten. Es ist eine Zunahme der Zeitspanne vom Eintauchen bis zum ersten Aufbruch des Dampffilms zu erkennen. Die Rillentiefen 1 und 430 µm stellen die Ausnahmen aus dieser Tendenz dar.

Die Anstiege der Wiederbenetzungskurven bei allen sieben untersuchten Rillentiefen ähneln sich. Das bedeutet, dass die Wiederbenetzungsfront mit ähnlicher Geschwindigkeit axial von unten nach oben wandert. Nachdem die Wiederbenetzungsfront die Höhe von ca. 90 bis 110 mm erreicht hat, erfolgt ein schneller

Zusammenbruch des restlichen Dampffilms am oberen Ende des Zylinders.

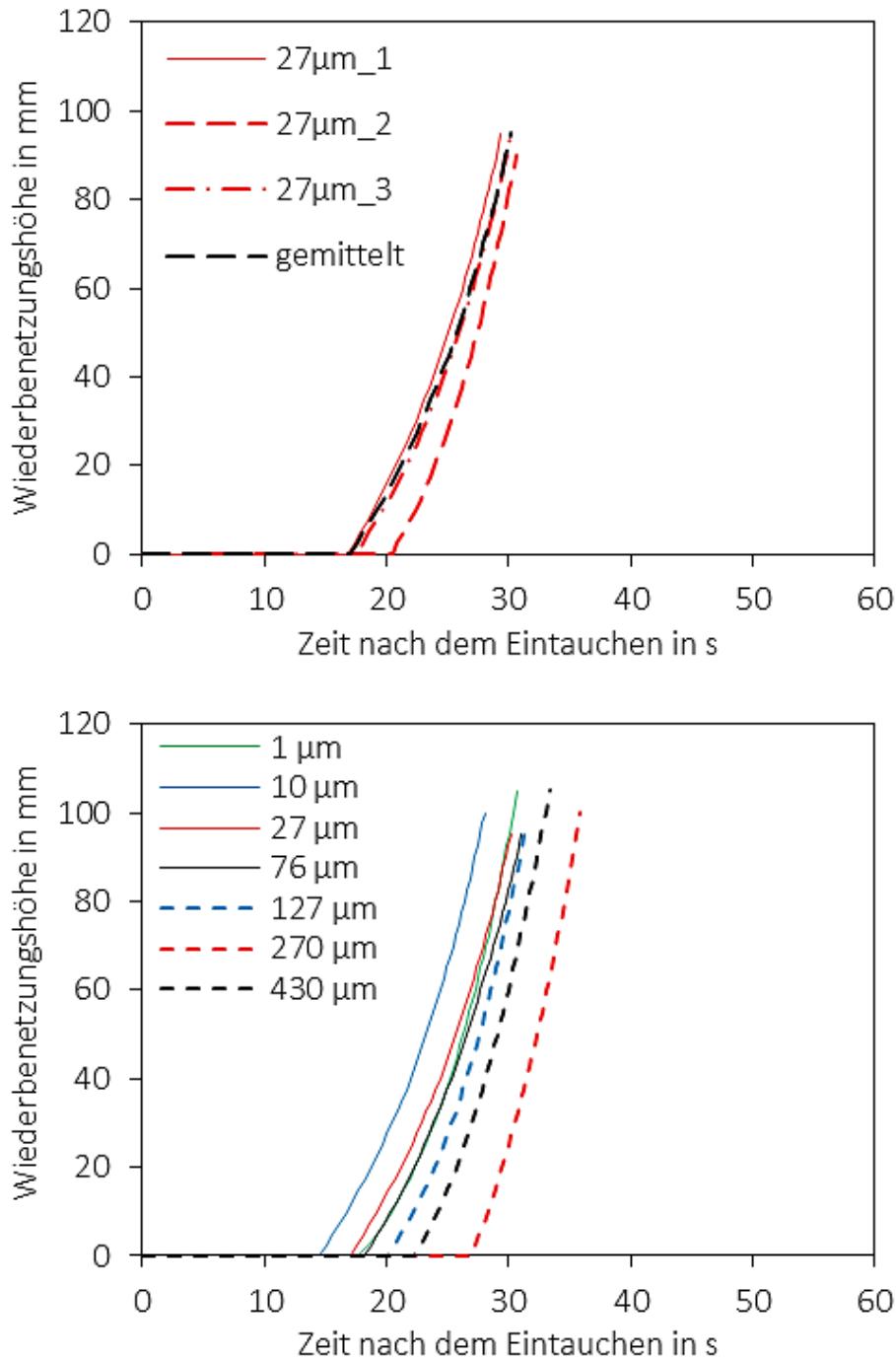


Abbildung 40: **Typische Streuung der Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 27 μm (oben) in stilem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Wiederbenetzungsverläufe der Proben mit unterschiedlichen Drehrillentiefen (unten).**

Die Darstellung der Versuchsergebnisse anhand der Dauer einzelner Abschreckphasen mit auftretenden Streuungen ist in Abbildung 41 dargestellt. Das Balkendiagramm spiegelt die Tendenzen aus der Analyse der Wiederbenetzungsfronthöhe wider. Aus den eingezeichneten Fehlerbalken, die jeweils den niedrigsten bzw. höchsten Wert angeben,

lässt sich auch die Streuung der Werte für die Wiederbenetzungsfront-Verläufe abschätzen.

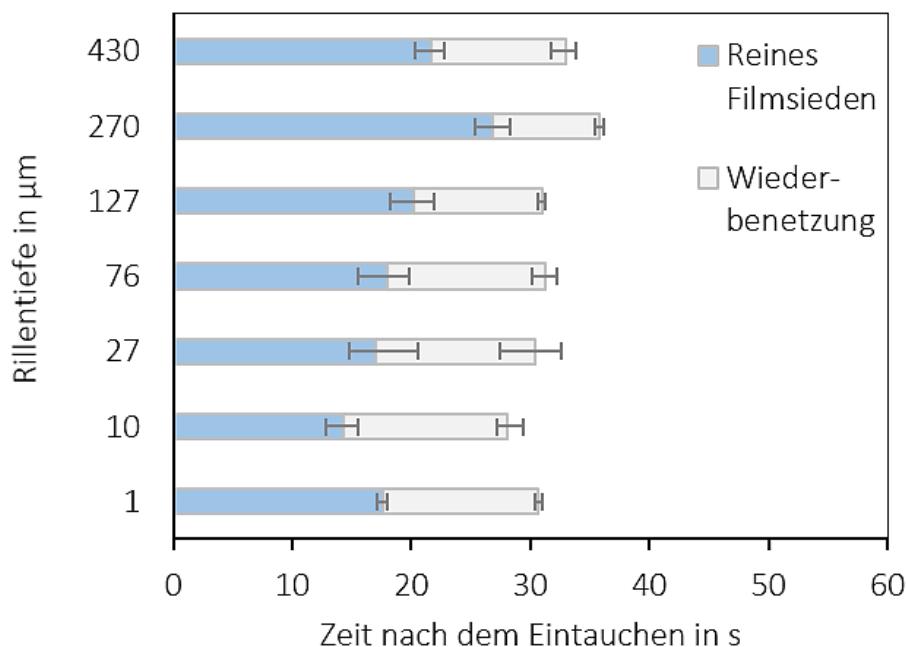


Abbildung 41: Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit scharfen Kanten in stillem Wasser bei 80 °C.

In Abbildung 42 sind die mittels Kern-Thermoelementen aufgenommenen Abkühlkurven der scharfkantigen Aluminium-Proben mit Rillentiefe von 27 (oben) µm sowie die gemittelten Abkühlkurven für alle sieben untersuchten Rillentiefen (unten) dargestellt. Die Temperaturaufnahmen erfolgten im Kern der zylindrischen Proben. Die Lage der charakteristischen Punkte in den Kerntemperaturverläufen stimmt mit den Ergebnissen aus den Balkendiagrammen mit Wiederbenetzungsfrontverläufen (siehe Kapitel 3.2.5).

Die durchgeführten experimentellen Untersuchungen an scharfkantigen Aluminiumproben mit gleichmäßiger Drehrillenstrukturierung verdeutlichen die Abhängigkeit der Abschreckkinetik von der Oberflächenstrukturierung. Die stärksten Unterschiede im Abschreckvorgang bei ausgewählten Versuchsparametern wurden bei Oberflächenstrukturierung mit Rillentiefen 10 und 270 µm erreicht.

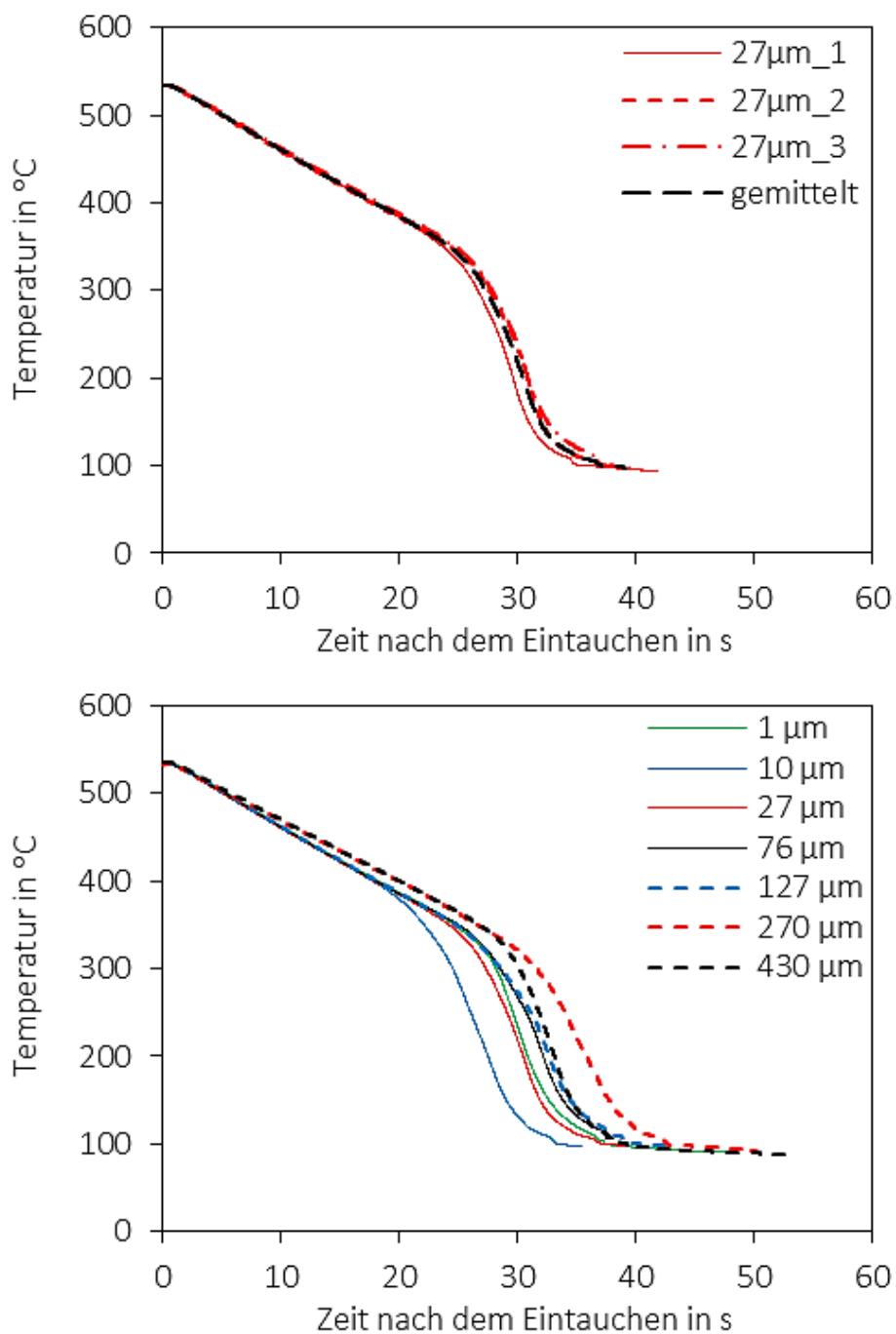


Abbildung 42: Typische Streuung der Kerntemperaturverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 27 µm (oben) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Kerntemperaturverläufe der Proben mit unterschiedlichen Drehrillentiefen (unten).

4.1.1.2 Gleichmäßige Drehrillenstrukturierung an abgerundeten Proben

Die Abschreckversuche wurden durchgeführt in stillem Wasser bei einer Wassertemperatur von 80 °C. In Abbildung 43 und Abbildung 44 ist der Abschreckvorgang der gleichmäßig strukturierten abgerundeten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefen von 27 µm und 76 µm anhand einer Bilderserie dargestellt. Der Wiederbenetzungsvorgang bei abgerundeten Proben ist im Vergleich zu den

scharfkantigen Proben durch einen späteren Zusammenbruch des Dampffilms gekennzeichnet. Im Vergleich zu Proben mit scharfen Stirnkanten verbreitet sich die Wiederbenetzungsfront nach dem Zusammenbruch wesentlich schneller (vgl. Abbildung 39).

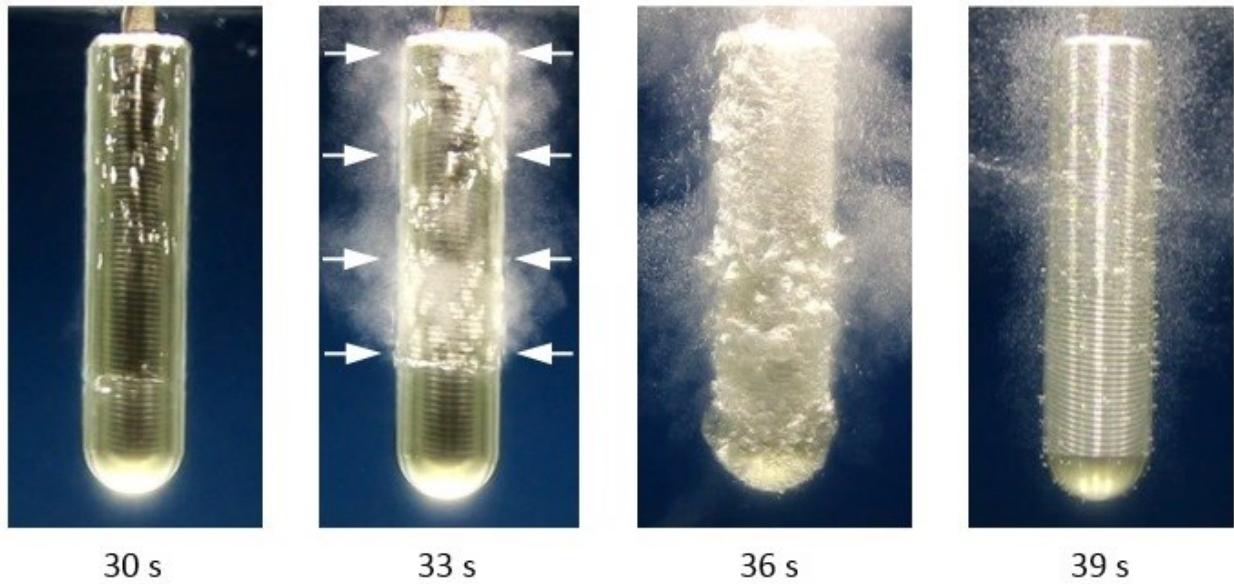


Abbildung 43: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten abgerundeten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

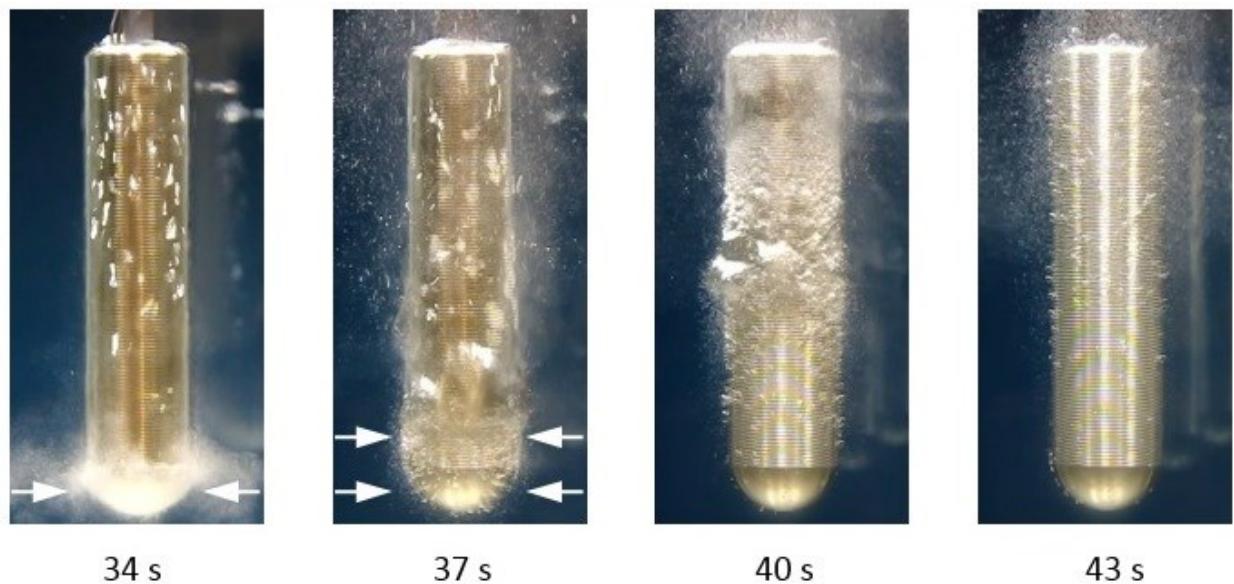


Abbildung 44: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten abgerundeten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 76 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Abhängig von der Rillentiefe der Oberflächenstruktur an Proben mit abgerundeten Stirnkanten erfolgt der erste Zusammenbruch des Dampffilms an unterschiedlichen Stellen. Bei Proben mit Drehrillentiefen 1, 10 und 30 µm beginnt die Wiederbenetzung gleichzeitig auf einer verhältnismäßig großen Fläche der Probe. Dieser charakteristische Vorgang ist in Abbildung 43 veranschaulicht. Bei Oberflächenstrukturierung mit größeren Rillentiefen (76 bis 430 µm) verändert sich der Wiederbenetzungsprozess. Der Dampffilm bricht erst am unteren Zylinderende zusammen. Danach wandert die Wiederbenetzungsfront von unten nach oben. Nachdem ungefähr die Hälfte der Probe wiederbenetzt ist, bricht der Dampffilm in den restlichen Bereichen der Probe schlagartig zusammen. Dies ist exemplarisch am Beispiel der Probe mit Drehrillentiefe von 76 µm in Abbildung 44 gezeigt.

Bedingt durch den Charakter der Wiederbenetzung bei abgerundeten Aluminiumproben ist die Auswertung der Abschreckexperimente mittels Wiederbenetzungshöhe kaum möglich. Obwohl bei den Proben mit Drehrillentiefen von 76 bis 430 µm die Wiederbenetzungsfront von unten nach oben wandert, ist die Verbreitung der Benetzungszone sehr ungleichmäßig und schnell. Aus diesem Grund ist die Höhe der Wiederbenetzungsfront nicht eindeutig messbar.

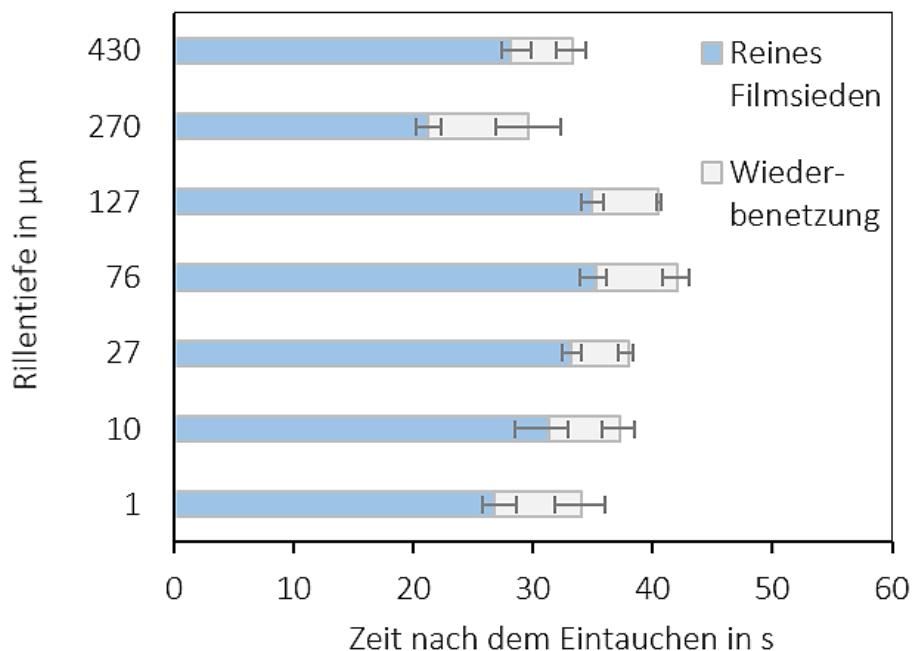


Abbildung 45: Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit runden Kanten in stillem Wasser bei 80 °C.

Die zusammenfassende Darstellung der Versuchsergebnisse an abgerundeten Aluminiumproben ist in Abbildung 45 in Form eines Balkendiagramms aufgeführt. An der

Dauer von einzelnen Abschreckphasen ist zu erkennen, dass das reine Filmsieden bei abgerundeten Proben deutlich länger als bei scharfkantigen Proben dauert (vgl. Abbildung 41). Durchschnittlich beginnt die Wiederbenetzung an Proben mit abgerundeten Stirnkanten ca. 10 Sekunden später als an Proben mit scharfen Stirnkanten. Die Wiederbenetzungsphase ist dagegen um ca. 50 % kürzer als bei Proben mit scharfen Stirnkanten. Nach dem ersten Zusammenbruch des Dampffilms ist die gesamte Oberfläche der Probe in ca. 5 Sekunden vollständig wiederbenetzt.

Während in den Abschreckversuchen an scharfkantigen Proben die Oberflächenstrukturierung mit einer Rillentiefe von 270 µm zu der langsamsten Abkühlung führt, zeigen die experimentellen Untersuchungen an abgerundeten Proben einen umgekehrten Effekt. Beim Abschrecken von Proben mit runden Stirnkanten wird die kürzeste Abschreckdauer bei einer Drehrillentiefe von 270 µm erreicht. In Bezug auf die Rillentiefe treten bei abgerundeten Proben die größten Unterschiede bei Oberflächenstrukturen mit Rillentiefen von 76 und 270 µm auf. Der zeitliche Unterschied in Wiederbenetzungsbeginn und der gesamten Abschreckdauer beträgt ca. 10 bis 15 Sekunden.

Diese Tendenz wird auch durch die Kerntemperaturmessungen bestätigt. Wie in Abbildung 46 zu sehen, verursacht die Oberflächenstrukturierung mit Drehrillentiefen von 270 und 76 µm jeweils die schnellste und die langsamste Abkühlung. Im Bereich des Blasensiedens, zwischen ca. 300 °C und 100 °C, werden die gleichen Werte der Kerntemperatur mit einem Zeitunterschied von ca. 15 Sekunden erreicht.

Diese Zusammenhänge aus den experimentellen Untersuchungen an abgerundeten Aluminiumproben mit gleichmäßiger Drehrillenstrukturierung bestätigen einen deutlichen Einfluss der Oberflächenstruktur auf die Abschreckkinetik. Die Unterschiede abhängig von der Rillentiefe bieten Raum für die lokale Beeinflussung des Abschreckvorganges durch eine örtlich ungleichmäßige Oberflächenstrukturierung.

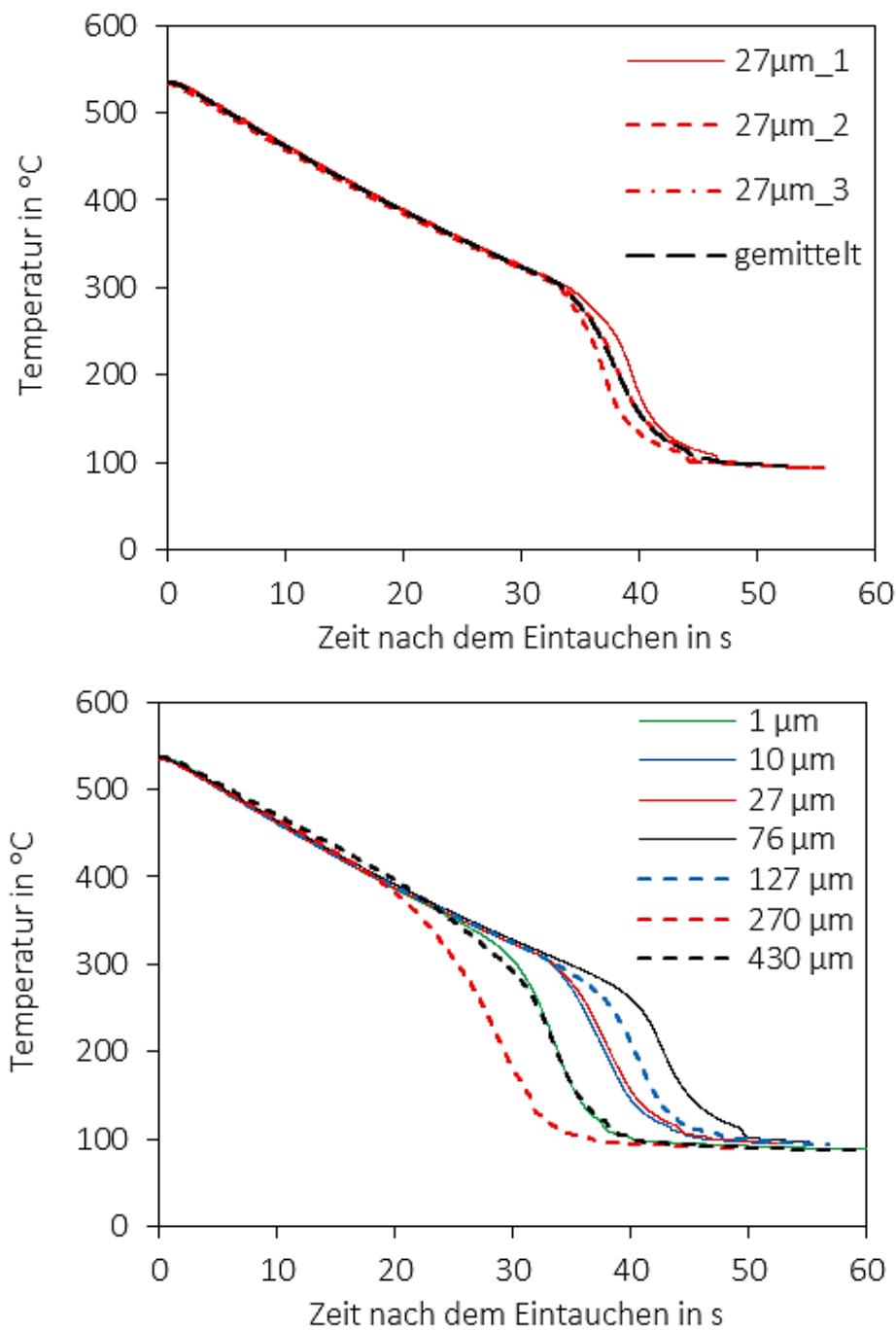


Abbildung 46: Typische Streuung der Kerntemperaturverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten abgerundeten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 27 µm (oben) in stilem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Kerntemperaturverläufe der Proben mit unterschiedlichen Drehrillentiefen (unten).

4.1.1.3 Ungleichmäßige Strukturierung mit Drehrillen

Die experimentellen Untersuchungen an Aluminiumproben mit gleichmäßiger Oberflächenstrukturierung haben gezeigt, dass die Drehrillenstrukturierung einen Einfluss auf die Abschreckkinetik hat. Für Aluminiumproben mit scharfen Stirnkanten

(siehe Abbildung 41) ist der Unterschied der Dauer von verschiedenen Abschreckphasen kleiner als für Proben mit abgerundeten Stirnkanten (siehe Abbildung 45). Deswegen ist zu erwarten, dass die Beeinflussung des Abschreckprozesses mit ungleichmäßigen Rillenstrukturen im Falle der scharfkantigen Zylinder weniger effizient ist.

Ausgehend von den erhaltenen Ergebnissen wurde ein Versuch unternommen, den Abschreckprozess durch Oberflächenstrukturierung zu beeinflussen. Um den Zusammenbruch der Dampfschicht mittels rillenartigen Strukturen gezielt zu steuern, wurden Proben mit ungleichmäßigen Oberflächenstrukturen verwendet. Die untere und die obere Hälften der Proben wurden mit unterschiedlichen Rillenstrukturen ausgeführt (vgl. Abbildung 21, mittig). Die Rillentiefe bei den verwendeten Proben mit scharfen Stirnkanten betrug 270 und 10 µm in der unteren bzw. oberen Probenhälfte. Bei den Proben mit abgerundeten Stirnkanten betrug die Rillentiefe 76 bzw. 270 µm. Es wurden jeweils drei Proben mit solcher ungleichmäßiger Strukturierung in stillem Wasser bei 80 °C abgeschreckt.

Der Abschreckverlauf von den drei scharfkantigen Proben mit Oberflächenstrukturierung (270+10 µm) war nicht bei jeder Probe identisch. Zwei von den drei Proben haben keine Veränderung der Abschreckkinetik gezeigt. Die Wiederbenetzung erfolgte wie im Falle der scharfkantigen Proben mit gleichmäßiger Strukturierung (vgl. Abbildung 39). Eine von den drei Proben wies jedoch eine starke Veränderung des Wiederbenetzungsvorgangs auf. Der Verlauf des Abschreckvorgangs bei dieser Probe ist in Abbildung 47 veranschaulicht. Der Zusammenbruch des Dampffilms erfolgt nahezu gleichzeitig in der oberen und unteren Probenhälfte innerhalb von wenigen Sekunden.

Die abgerundeten Proben mit ungleichmäßiger Oberflächenstrukturierung (76+270 µm) zeigen eine bessere Reproduzierbarkeit während der Abschreckung. Der Abschreckverlauf ist im Vergleich zu den Proben mit gleichmäßiger Oberflächenstrukturierung unterschiedlich. Es bilden sich zwei Wiederbenetzungsfronten am unteren und oberen Zylinderende. Diese Wiederbenetzungsfronten bewegen sich einander entgegen und treffen sich im mittleren Drittel der Probe. Exemplarisch ist dieser Abschreckvorgang in Abbildung 48 gezeigt.

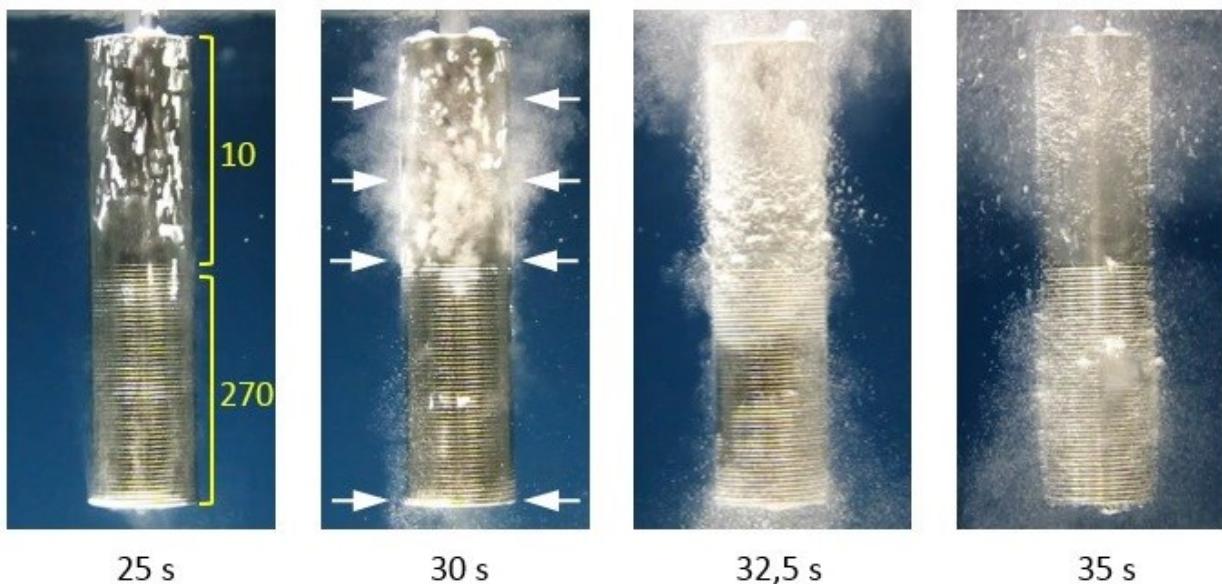


Abbildung 47: Exemplarische Darstellung des Abschreckvorgangs in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumprobe (EN AW-6082) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 270 μm, obere Zylinderhälfte 10 μm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

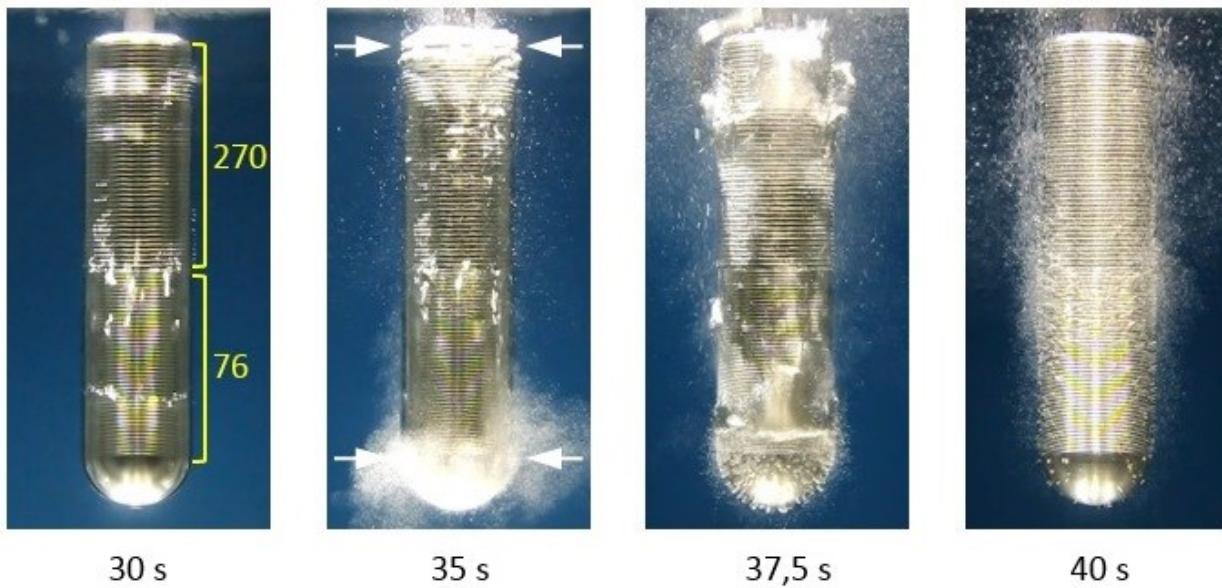


Abbildung 48: Exemplarische Darstellung des Abschreckvorgangs in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten abgerundeten Aluminiumprobe (EN AW-6082) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 76 μm, obere Zylinderhälfte 270 μm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Die Versuche an Aluminiumproben (EN AW-6082) mit ungleichmäßiger Strukturierung der unteren und oberen Probenhälfte haben prinzipiell die Möglichkeit der gezielten Steuerung des Abschreckvorgangs durch die Rillenstrukturierung bestätigt. In den

einzelnen Fällen wurde durch derartige Oberflächenstrukturierung eine Veränderung des Wiederbenetzungsverlaufes beim Abschrecken in Wasser erzielt. Im Vergleich zu den gleichmäßigen Oberflächenstrukturen bleiben die Unterschiede aber relativ gering.

4.1.2 Oberflächenstrukturierung mit gefrästen Rillen in Zylinderlängsrichtung

Neben den Untersuchungen zum Einfluss der Rillentiefe wurden auch Untersuchungen zum Einfluss der Orientierung der Oberflächenstrukturierung vorgenommen. Dazu wurden scharfkantige Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillenstruktur in Zylinderlängsrichtung (senkrecht zur wandernden Wiederbenetzungsfront) mittels Profilfräsen hergestellt (siehe Abbildung 22).

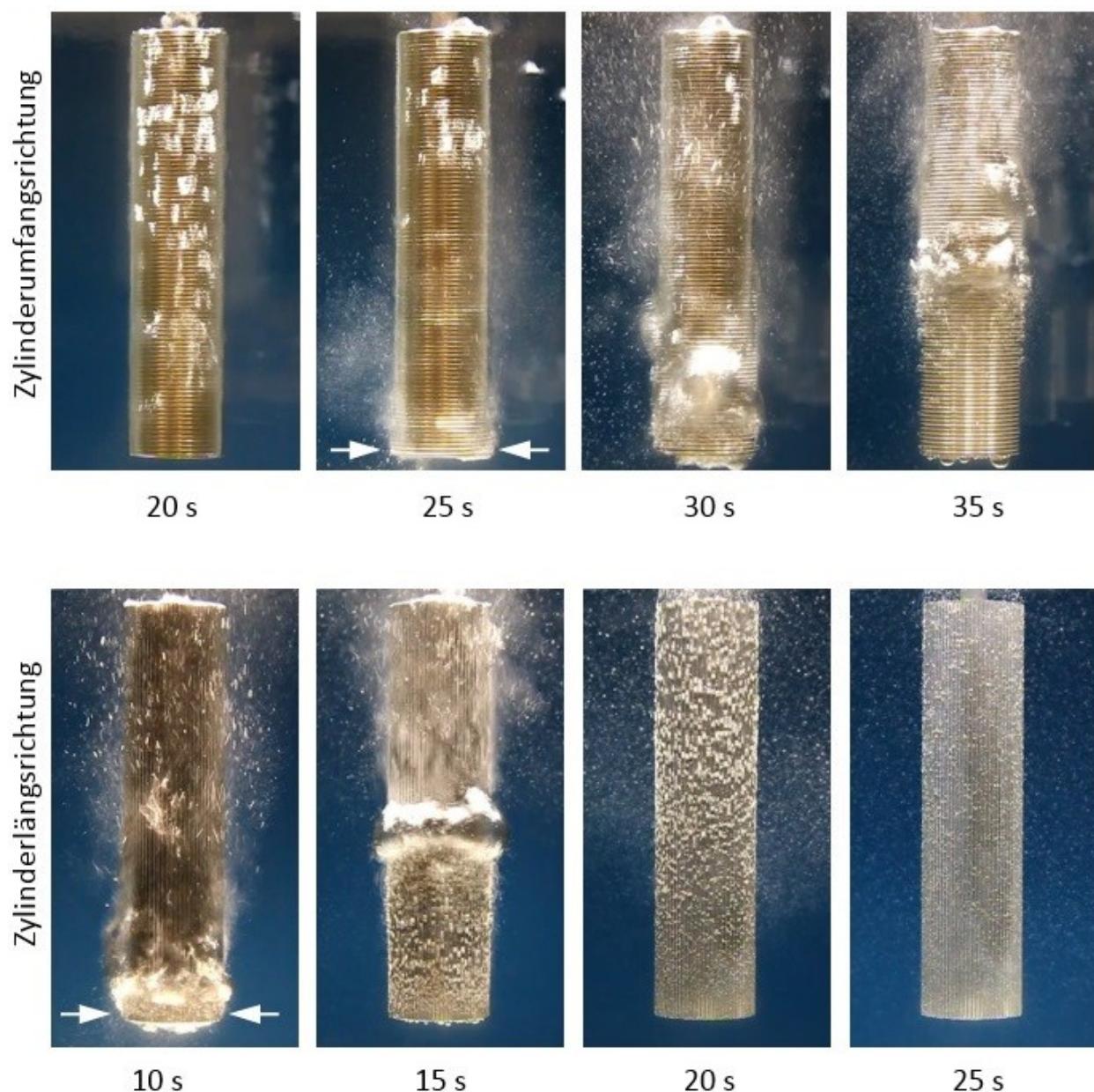


Abbildung 49: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit scharfen Stirnkanten zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Oben: Strukturierung mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung (Rillentiefe 270 µm). Unten: Strukturierung mit gefrästen Rillen in Zylinderlängsrichtung (Rillentiefe 320 µm). Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Aus dem Vergleich der Wiederbenetzungskinetik von diesen Proben mit Längsrillen und Proben mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung (parallel zur wandernden Wiederbenetzungsfront) können Rückschlüsse auf den Einfluss der Rillenorientierung gezogen werden. Abbildung 49 zeigt den Abschreckvorgang im stillen Wasser bei 80 °C vergleichend für Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen in Umfangsrichtung (Rillentiefe 270 µm, vgl. Abbildung 20, links) und Längsrillen (Rillentiefe 320 µm, vgl. Abbildung 22).

Es wird deutlich, dass die Wiederbenetzung bei der Rillenstrukturierung in Zylinderlängsrichtung wesentlich schneller verläuft als bei der Strukturierung mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung. Während bei den Proben mit Oberflächenstrukturierung in Zylinderumfangsrichtung die Wiederbenetzung erst ca. 25 Sekunden nach dem Eintauchen beginnt (Abbildung 49, oben), bricht der Dampffilm an den unteren Stirnkante der Proben mit Längsrillen schon nach ca. 8 Sekunden zusammen (Abbildung 49, unten). Die Probe mit Längsrillen ist nach ca. 19 Sekunden vollständig wiederbenetzt, wogegen die Probe mit Drehrillen noch komplett mit einem Dampffilm bedeckt ist.

Die in der Abbildung 49 gegenübergestellten Proben unterscheiden sich nicht nur durch die Orientierung der Rillenstrukturierung sondern auch geringfügig durch die Tiefe der Rillen. Die Oberflächenstrukturierung mit gefrästen Rillen in Zylinderlängsrichtung ist mit 320 µm durch eine ca. 50 µm größere Rillentiefe gekennzeichnet, als die gedrehten Rillen mit 270 µm. Deswegen soll überprüft werden, ob die Beschleunigung des Abschreckvorgangs bei der Oberflächenstrukturierung mit tieferen Längsrillen durch die Rillenorientierung verursacht wird oder lediglich durch die größere Rillentiefe zu Stande kommt.

In der Abbildung 50 sind die Verläufe der Wiederbenetzungsfront beim Abschrecken von scharfkantigen Aluminiumproben mit Rillenstrukturierung in Zylinderlängsrichtung (Längsrillentiefe 320 µm) und Zylinderumfangsrichtung (Drehrillentiefe 270 und 430 µm) in stillem Wasser bei 80 °C dargestellt.

Es ist ersichtlich, dass die Wiederbenetzung im Falle der Proben mit Längsrillenstrukturierung deutlich schneller als bei Proben mit Drehrillenstrukturierung unabhängig von der Tiefe der Drehrillen stattfindet. Unter Berücksichtigung der Streuung der dargestellte Ergebnisse führt die Oberflächenstrukturierung mit Rillen in Zylinderlängsrichtung zu einer ca. zweifachen Beschleunigung der Abschreckung.

Somit übt die Orientierung der Rillen bei Oberflächenstrukturierung von scharfkantigen Aluminiumproben einen starken Einfluss auf die Abschreckkinetik aus. Der Dampffilm bei Oberflächenstrukturierung mit Längsrillen bricht deutlich früher zusammen. Das Wandern

der Wiederbenetzungsfront entlang des Zylinders wird ebenfalls durch die Rillen in Zylinderlängsrichtung beschleunigt.

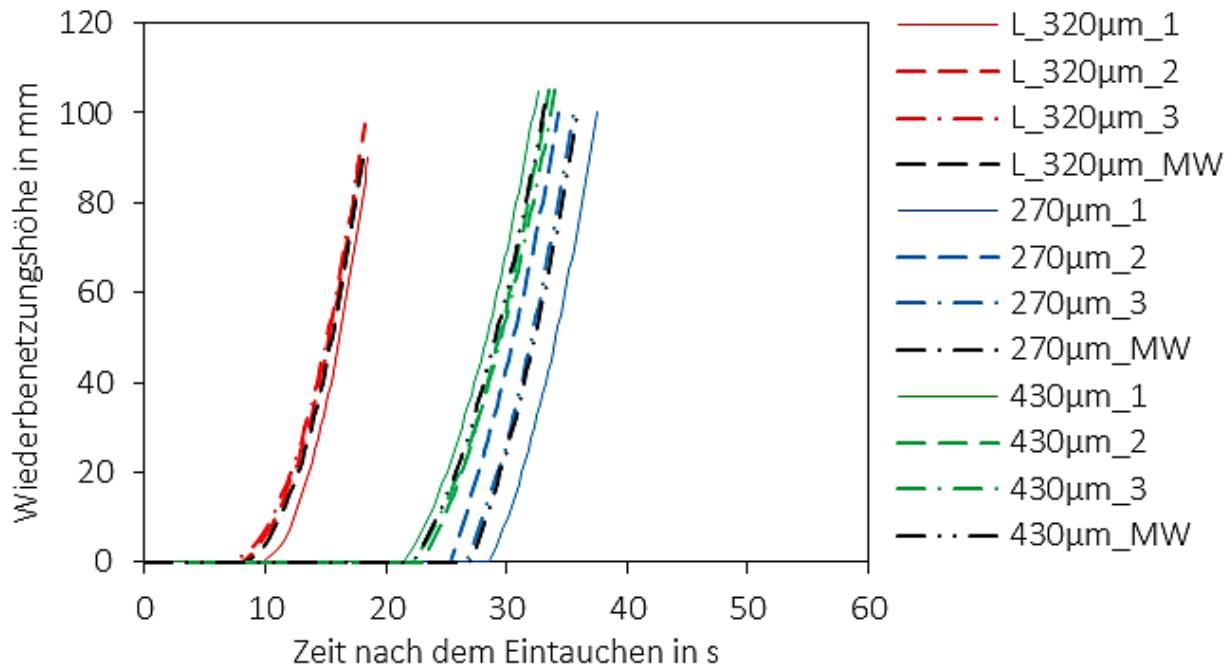


Abbildung 50: Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillenstrukturierung in Zylinderlängsrichtung (Rillentiefe 320µm) und Zylinderumfangsrichtung (Rillentiefe 270 und 430 µm) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Wiederbenetzungsverläufe für jeweilige Oberflächenstruktur schwarz dargestellt.

4.2 Wasserabschreckung am austenitischen Stahl

X5CrNi18-10

Die Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) wurden bei drei Wassertemperaturen (30 °C, 60 °C, 80 °C) und vier Umwälzparametern (still, 5 l/min, 20 l/min, 32 l/min) abgeschreckt. Neben der Variation der Abschreckparameter wurde die Zylindergeometrie, Probenkantengeometrie, Rillentiefe und die Art der Oberflächenstrukturierung variiert. Eine Übersicht der untersuchten Parameterkombinationen ist in Tabelle 12 dargestellt.

Tabelle 12: Untersuchte Parameterkombinationen bei der Wasserabschreckung von Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Rillenstrukturierung. Angegebene Rillentiefen sind wahre Rillentiefen.

Art der Rillenstruktur	Abschreckmedium	Anzahl untersuchter Oberflächenstrukturen		
		Scharfe Kanten	Runde Kanten	Abgesetzte Zylinder
Drehrillen in Umfangsrichtung	Wasser 80 °C, still	7 ^a + 1 ^b	7 ^a + 2 ^{b,c} + 2 ^{d,e}	1 ^f + 2 ^{b,c}
	Wasser 80 °C, 5 l/min	1 ^b	-	-
	Wasser 80 °C, 20 l/min	7 ^a + 1 ^b	-	-
	Wasser 80 °C, 32 l/min	7 ^a	-	-
	Wasser 60 °C, still	7 ^a + 1 ^b	7 ^a	-
	Wasser 60 °C, 5 l/min	1 ^b	-	-
	Wasser 60 °C, 20 l/min	7 ^a + 1 ^b	-	-
	Wasser 30 °C, still	7 ^a + 1 ^b	-	-
	Wasser 30 °C, 5 l/min	1 ^b	-	-
	Wasser 30 °C, 20 l/min	7 ^a + 1 ^b	-	-
Längsrillen	Wasser 80 °C, still	1 ^g	-	-

4.2.1 Oberflächenstrukturierung mit Rillen in Zylinderumfangsrichtung

Bei den experimentellen Untersuchungen an Proben aus dem austenitischen Stahl mit gleichmäßiger Drehrillenstrukturierung in Zylinderumfangsrichtung wurde die Geometrie der Zylinderkanten zwischen scharfkantigen Proben (Kapitel 4.2.1.1) und Proben mit abgerundeten Kanten (Kapitel 4.2.1.2) variiert. Zusätzlich wurden die Untersuchungen an Proben mit ungleichmäßig strukturierter Oberfläche (Kapitel 4.2.1.3) sowie mit abgesetzter Zylindergeometrie (Kapitel 4.2.1.4) durchgeführt.

4.2.1.1 Gleichmäßige Drehrillenstrukturierung an scharfkantigen Proben

Der Abschreckvorgang der gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Probe aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) ist in der Abbildung 51 am Beispiel der Proben mit Drehrillentiefe von 27 µm anhand einer Bilderserie dargestellt. Die Abschreckung in dem gegebenen Beispiel wurde in stillem Wasser bei einer Wassertemperatur von 80 °C durchgeführt.

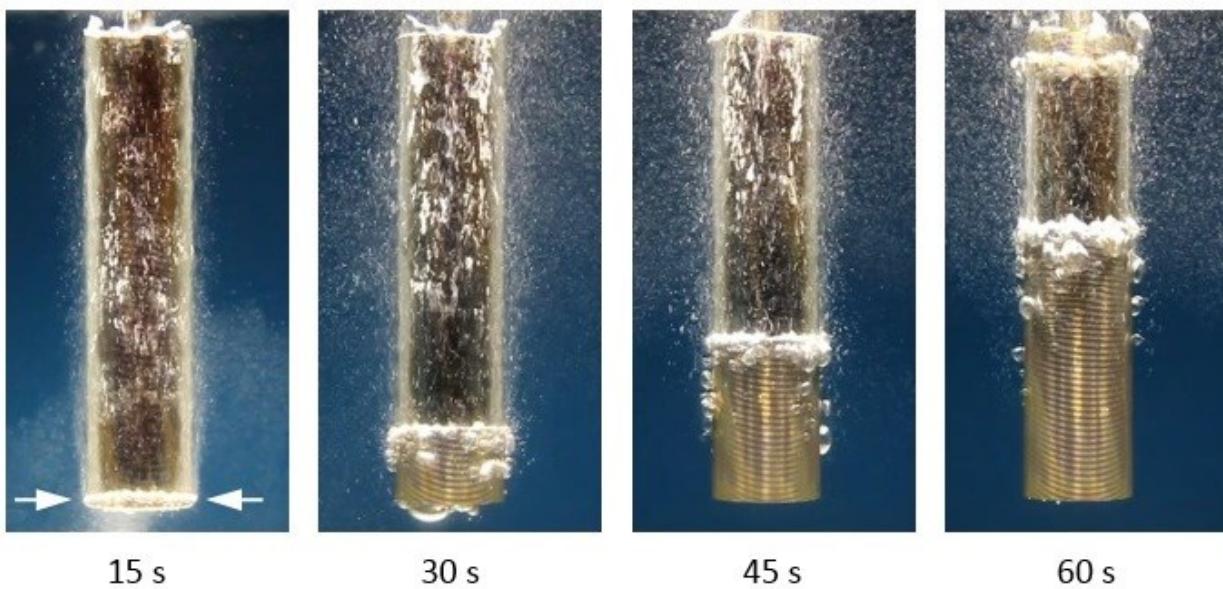


Abbildung 51: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Grundsätzlich verläuft der dargestellte Abschreckvorgang ähnlich wie bei Aluminiumproben (vgl. Abbildung 39). Im Gegensatz zu Aluminiumproben mit gleicher

Oberflächenstrukturierung und gleichen Abschreckparametern dauert die Wiederbenetzung bei den Proben aus dem austenitischen Stahl wesentlich länger. Dies ist auf die höhere Eintauchtemperatur, höhere Wärmekapazität und niedrigere Wärmeleitfähigkeit des Stahls zurückzuführen.

Bei Proben aus dem austenitischen Stahl beginnt die Wiederbenetzung an der unteren Stirnkante und danach verbreitet sich die Wiederbenetzungszone von unten nach oben. Nachdem ungefähr die Hälfte der Probe wiederbenetzt ist, bildet sich an der oberen Stirnkante eine zweite Wiederbenetzungsfront, die von oben nach unten wandert (siehe Abbildung 51 bei 60 Sekunden). Dieser Ablauf des Abschreckvorgangs in stillem Wasser bei 80 °C ist charakteristisch für alle scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl mit gleichmäßiger Drehrillenstrukturierung unabhängig von der Rillentiefe.

Die Wiederbenetzungsfront bei der Abschreckung von Proben aus dem austenitischen Stahl in stillem Wasser bei 80 °C ist deutlich ausgeprägt und bei der Auswertung von Videoaufnahmen eindeutig erkennbar. Die Messung des Abstandes von der unteren Stirnkante des Zylinders bis zur Wiederbenetzungsfront und Darstellung dessen zeitlichen Verlaufs (siehe Abbildung 27) ist somit eine gut geeignete Methode zur Visualisierung der experimentellen Ergebnisse. Eine zusammenfassende Darstellung der gemittelten Wiederbenetzungsfront-Verläufe in Abhängigkeit von der Rillentiefe sowie die typische Streuung am Beispiel der Proben mit Rillentiefe von 10 µm ist in Abbildung 52 aufgeführt.

Mit Ausnahme der Oberflächenstruktur mit 76 µm tiefen Drehrillen zeigt sich bei den Abschreckversuchen an Proben mit Rillentiefen 1 bis 127 µm kein Einfluss der Oberflächenstrukturierung auf den Abschreckvorgang. Alle vier Kurven liegen bei den Rillentiefen 1, 10, 27 und 127 µm nahezu übereinander. Bei der Rillentiefe von 76 µm lässt sich ein etwas späterer Zusammenbruch des Dampffilms beobachten.

Die Erhöhung der Rillentiefe auf 270 bzw. 630 µm führt zu einem früheren Anfang der Wiederbenetzung und zu kürzerer Wiederbenetzungsduer. Insbesondere bei der Oberflächenstruktur mit einer Rillentiefe von 630 µm ist der Einfluss auf die Abschreckkinetik sehr stark. Wenige Sekunden nach dem Eintauchen von derart strukturierten Proben bricht der Dampffilm an der unteren Stirnkante und dann auch an der oberen Stirnkante zusammen. Die primäre und sekundäre Wiederbenetzungsfront treffen sich ungefähr in der Mitte der Probe. Deswegen endet die in Abbildung 52 eingezeichnete Kurve für Rillentiefe von 630 µm bei ca. 60 mm. Die Abschreckdauer beträgt somit ca. 35 Sekunden. In Bezug auf die Proben mit Rillentiefe von 1 bis 127 µm entspricht das einer ca. zweifachen Beschleunigung der Abschreckung.

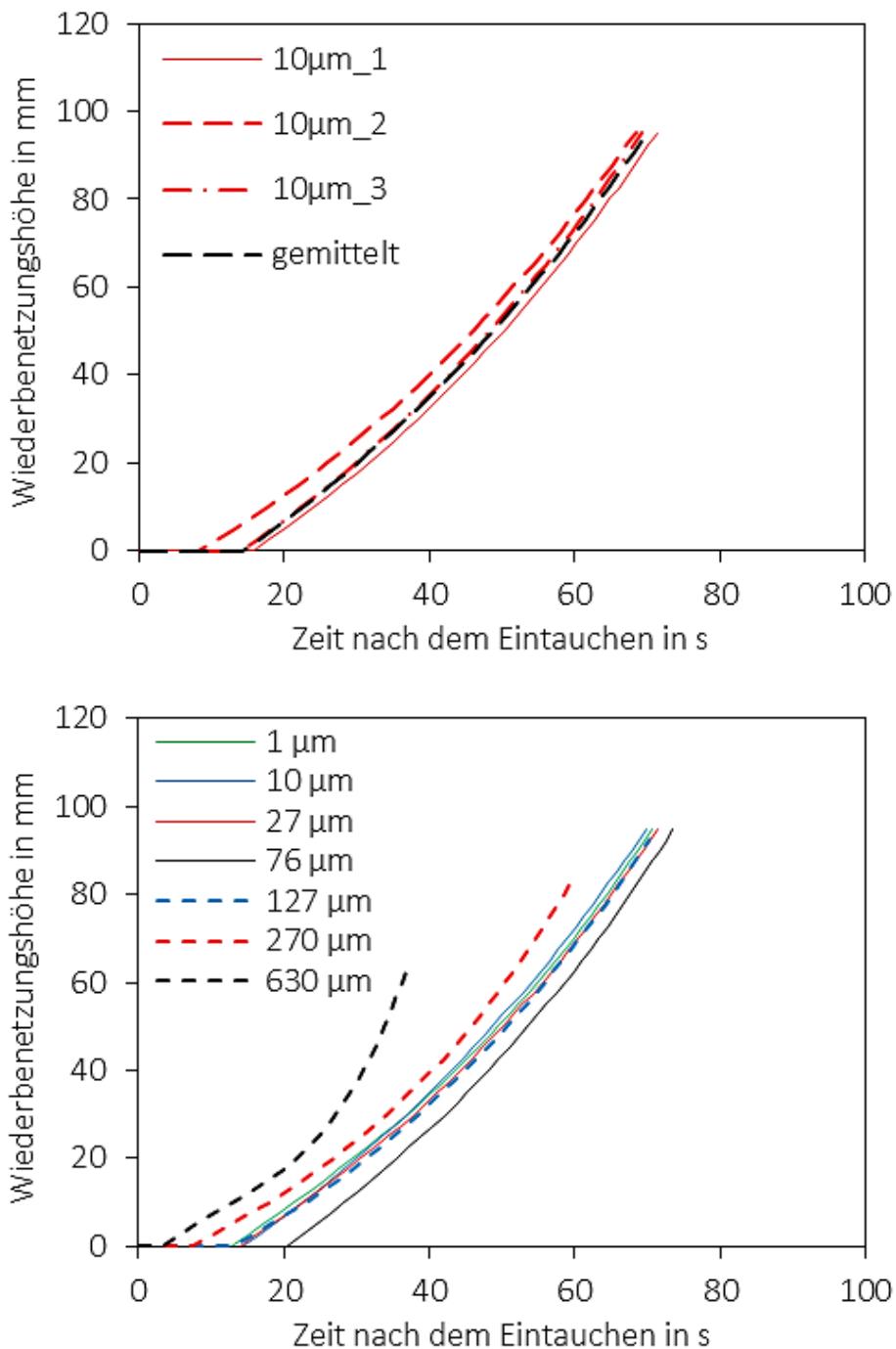


Abbildung 52: Typische Streuung der Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillentiefe von 10 µm (oben) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Wiederbenetzungsverläufe der Proben mit unterschiedlichen Drehrillentiefen (unten).

Die Abhängigkeit der Abschreckdauer von der Rillentiefe der Oberflächenstruktur ist deutlich erkennbar bei der Darstellung der experimentellen Ergebnisse anhand der Siedephasendauer in einem Balkendiagramm. Wie in Abbildung 53 zu sehen ist, sind bei den Rillentiefen von 1 bis 127 µm keine wesentlichen Unterschiede vorhanden. Erst bei den höheren Rillentiefen von 270 und 630 µm wird der Einfluss der Oberflächenstruktur

stärker. Somit kann die Abschreckkinetik durch eine Veränderung der Oberflächenstruktur gezielt beeinflusst werden. Das setzt jedoch Erzeugung einer groben Rillenstruktur voraus.

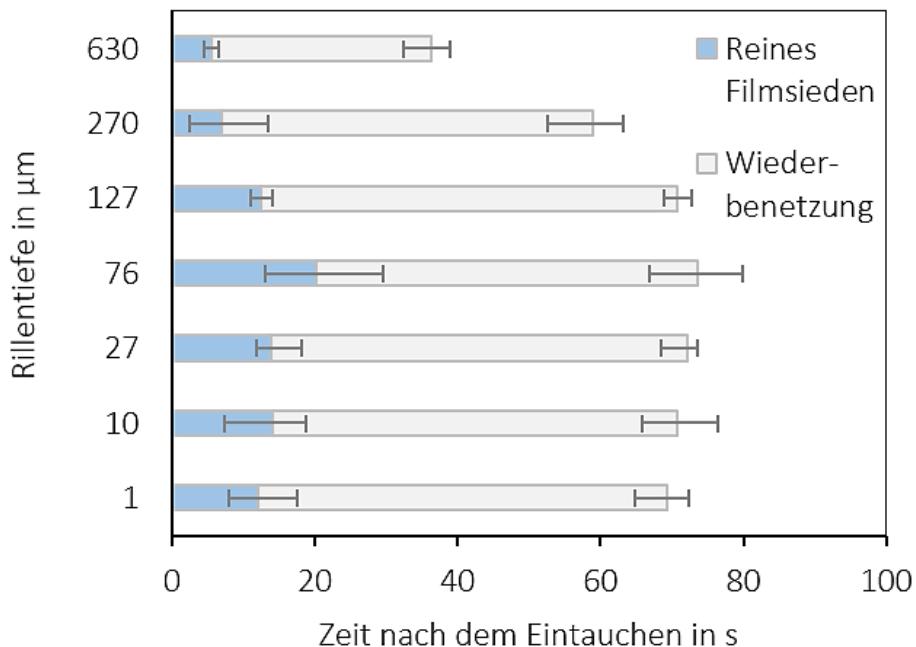


Abbildung 53: Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten in stillem Wasser bei 80 °C.

4.2.1.2 Gleichmäßige Drehrillenstrukturierung an abgerundeten Proben

In Abbildung 54 ist der Abschreckvorgang von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) dargestellt. Die Oberfläche der in der Bilderserie dargestellten Abschreckung in stillem Wasser bei 80 °C ist mit 27 µm tiefen Drehrillen strukturiert. Im Vergleich zu den scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (vgl. Abbildung 51) beginnt die Wiederbenetzung bei abgerundeten Proben deutlich später d.h. die Dauer der Filmsiedephase ist wesentlich länger.

Nach dem lokalen Zusammenbruch des Dampffilms verbreitet sich die Wiederbenetzungszone relativ schnell von unten nach oben über die Oberfläche des Zylinders. Kurz vor dem Ende der Wiederbenetzung entsteht an dem oberen Ende des Zylinders eine zweite Wiederbenetzungsfront, die sich entgegen der primären Wiederbenetzungsfront von oben nach unten bewegt (siehe Abbildung 54 bei 85 Sekunden).

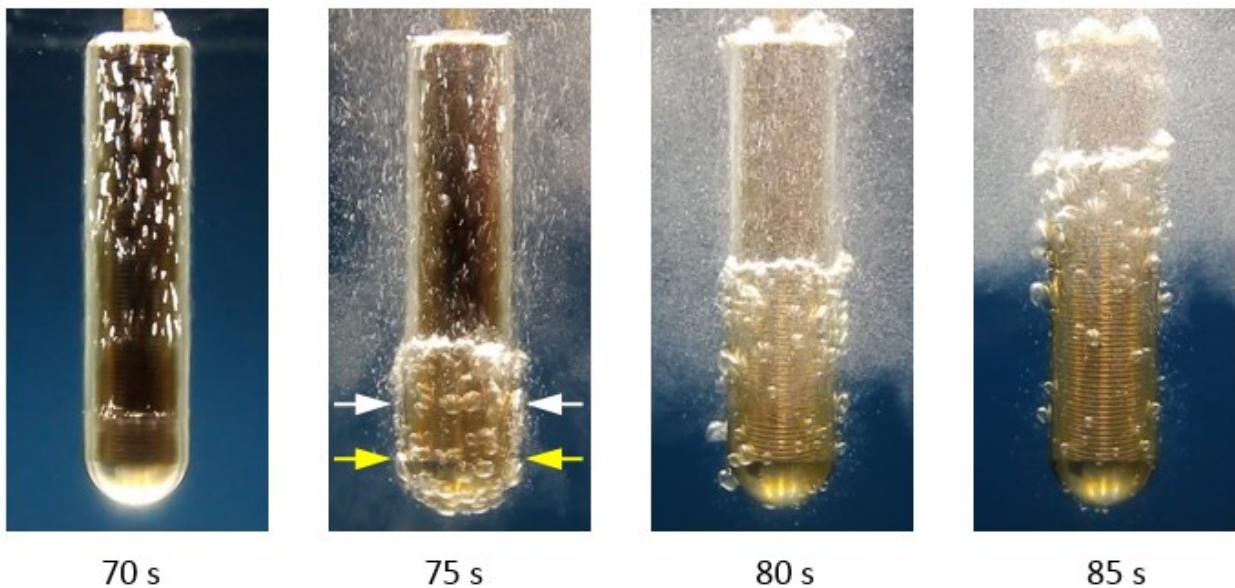


Abbildung 54: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Weiße Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Der Ort des ersten Zusammenbruchs des Dampffilms ist bei Proben mit Rillentiefen 1 bis 27 µm ca. 30 mm von dem unteren Probenende entfernt. Dies entspricht ungefähr dem doppelten Rundungsradius von 14,5 mm des unteren Zylinderendes. In der Abbildung 54 bei 75 Sekunden ist dieser Ort mit den weißen Pfeilen markiert. Im Falle der Oberflächenstrukturierung mit Rillentiefen von 76 bis 630 µm beginnt die Wiederbenetzung ca. 15 mm von dem unteren Probenende entfernt, wo die Halbkugel in den Zylinder übergeht. Dieser Übergang ist in Abbildung 54 bei 75 Sekunden mit gelben Pfeilen gekennzeichnet.

Dadurch, dass der Zusammenbruch des Dampffilms nicht an dem unteren Ender der Probe anfängt, ist die Messung der Wiederbenetzungshöhe erst ab einer bestimmten Höhe möglich. Deswegen beginnen die in Abbildung 55 dargestellten Verläufe der Wiederbenetzungsfront nicht bei null. Wie die dargestellten Wiederbenetzungsfrontkurven zeigen, ist der Einfluss der Oberflächenstrukturierung auf die Abschreckkinetik bei den Rillentiefen 1 bis 76 µm gering. Eine weitere Erhöhung der Rillentiefe auf 127 bis 630 µm führt zu einem früheren Beginn der Wiederbenetzung und zu kürzerer Abschreckdauer.

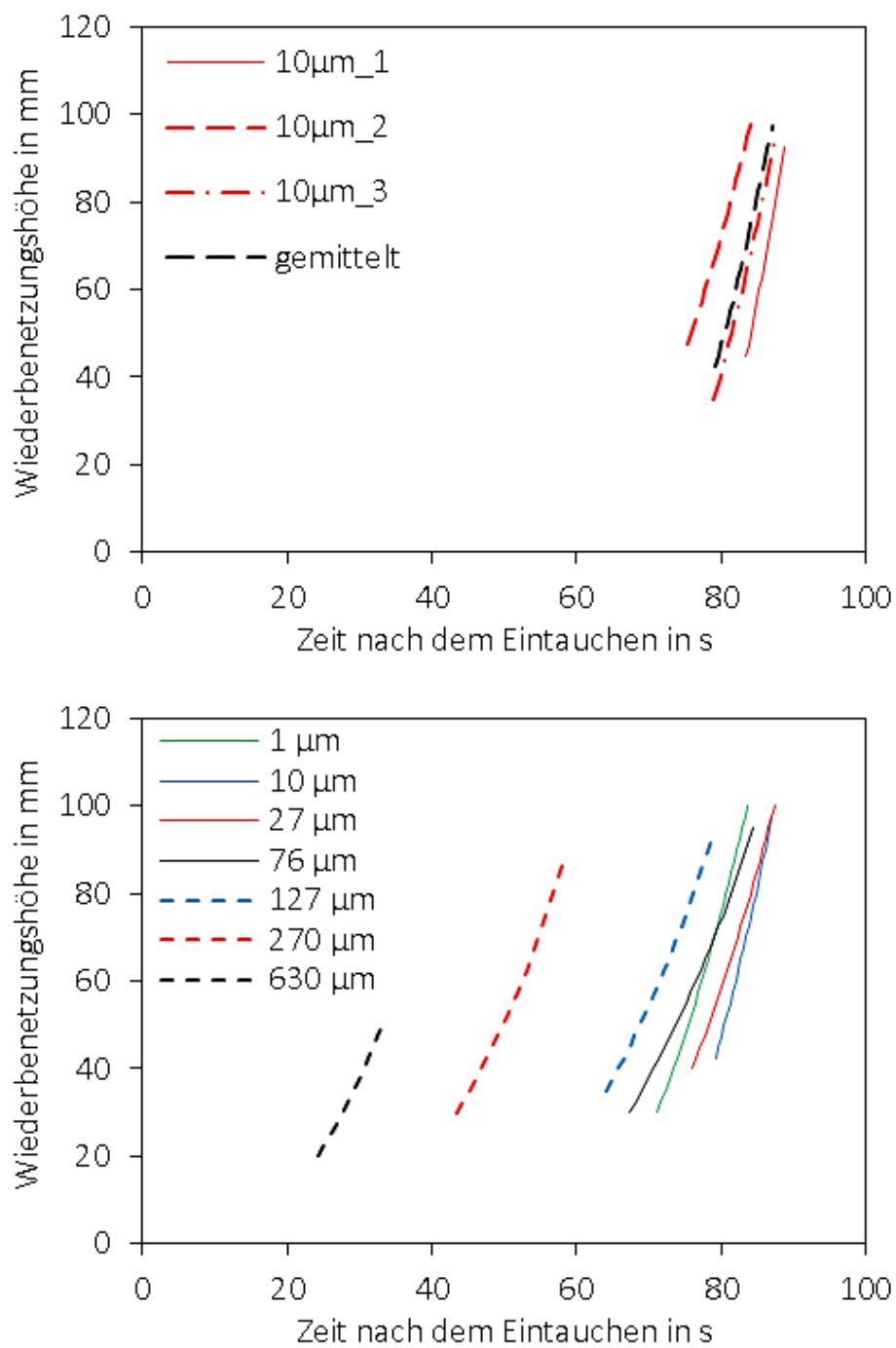


Abbildung 55: Typische Streuung der Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillentiefe von 10 μm (oben) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Wiederbenetzungsverläufe der Proben mit unterschiedlichen Drehrillentiefen (unten).

Da die gemittelten Kurven der Wiederbenetzungsverläufe den genauen Zeitpunkt des Wiederbenetzungsbeginns und die Streuung nicht abbilden, lassen sich die Zusammenhänge anhand einer Balkendiagrammdarstellung leichter erkennen. Abbildung 56 verdeutlicht eine starke Beschleunigung des Abschreckvorgangs bei Erhöhung der Rillentiefe im Bereich von 127 bis 630 μm .

Somit ist der Einfluss der Rillentiefe auf die Abschreckkinetik, insbesondere auf den Beginn der Wiederbenetzung bei den Stahlproben mit abgerundeten Stirnkanten wesentlich stärker ausgeprägt, als bei scharfkantigen Proben (vgl. Abbildung 53). Das deutet auf nochmals erhöhtes Potential zur Destabilisierung der Dampfschicht durch lokale Oberflächenstrukturierung der Stahlproben hin.

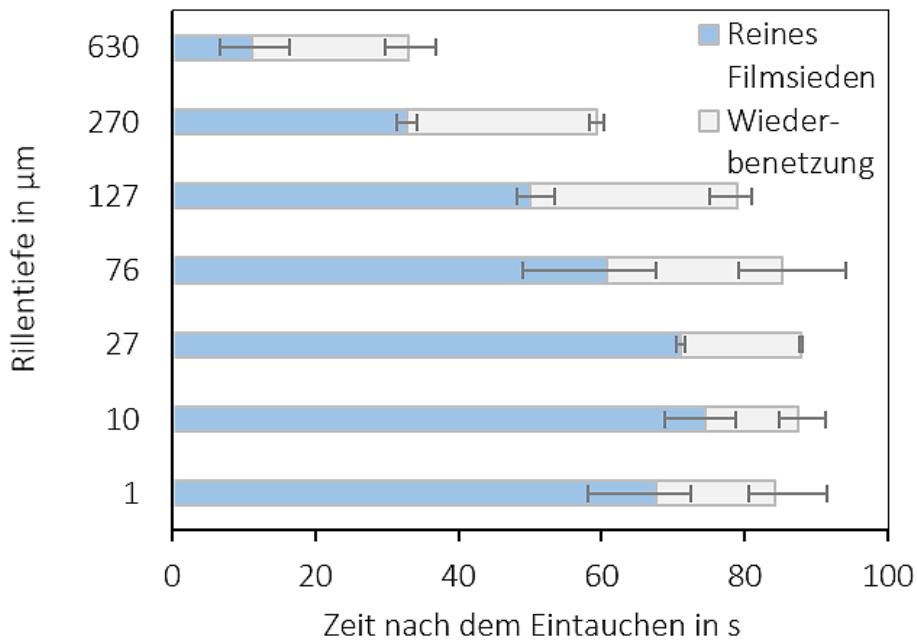


Abbildung 56: Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit runden Kanten in stillem Wasser bei 80 °C.

4.2.1.3 Ungleichmäßige Strukturierung mit Drehrillen

Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen in Umfangsrichtung auf den Leidenfrost-Effekt haben die Möglichkeit der Steuerung des Filmsiedens bestätigt. Um diesen Effekt experimentell zu validieren, wurde das Abschrecken an ungleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) durchgeführt.

Die ungleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben wurden mit unterschiedlichen Rillentiefen an der unteren und oberen Probenhälfte (vgl. Abbildung 21, mittig) erzeugt. Eine deutliche Veränderung in der Abschreckkinetik in Abhängigkeit von der Rillentiefe ist bei scharfkantigen Proben erst bei Oberflächenstrukturierung mit groben Rillen erreichbar (siehe Abbildung 53). Deswegen wurde die untere und obere Hälfte der Probe jeweils mit 1 µm und 630 µm tiefen Rillen strukturiert.

Der Abschreckvorgang von derart mit zwei Bereichen strukturierten Probe in stillem

Wasser bei 80 °C ist in Abbildung 57 dargestellt. Im Vergleich zu gleichmäßig strukturierten Proben verläuft die Wiederbenetzung bei solchen Proben mit zwei unterschiedlichen Oberflächenstrukturen grundsätzlich anders. Der Zusammenbruch des Dampffilms erfolgt nicht an der unteren Stirnkante der Probe (vgl. Abbildung 51), sondern in der oberen Hälfte der Proben, wo die Rillentiefe 630 µm beträgt. Kurz danach bricht der Dampffilm auch an der unteren Stirnkante des Zylinders zusammen. Die Wiederbenetzungszone breitet sich relativ schnell in der oberen Probenhälfte mit rauerer Oberfläche aus. Im Moment der vollständigen Wiederbenetzung der oberen Hälfte der Probe ist die untere Hälfte mit glatterer Oberfläche nur zu ca. 50 % wiederbenetzt (siehe Abbildung 57 bei 45 Sekunden). Somit wurde durch die gezielte inhomogene Strukturierung der oberen und unteren Hälften der scharfkantigen Probe eine Umkehrung des Wiederbenetzungsverlaufes erreicht.

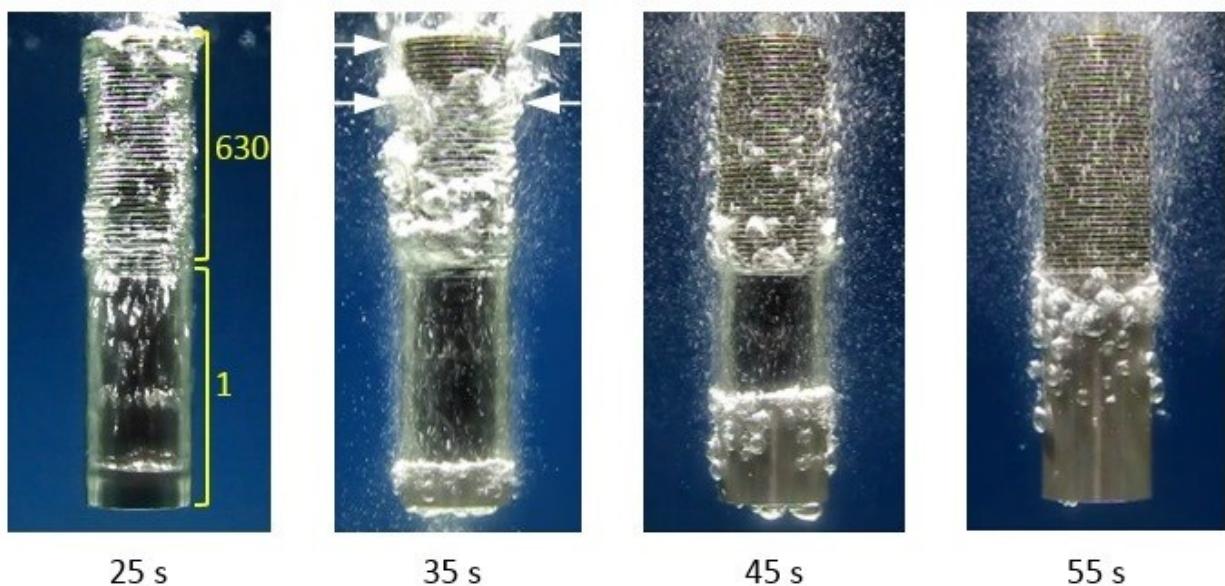


Abbildung 57: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 1 µm, obere Zylinderhälfte 630 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Ähnliche Ergebnisse liefern auch die Versuche an abgerundeten Proben. Es wurden zwei Varianten der ungleichmäßigen Oberflächenstrukturierung an abgerundeten Proben aus dem austenitischen Stahl untersucht. Bei der Variante 1 betrug die Rillentiefe in der unteren und oberen Probenhälfte 1 bzw. 630 µm entsprechen. Bei der Variante 2 wurden die untere und obere Hälfte der Proben mit 10 bzw. 127 µm tiefen Drehrillen strukturiert. In beiden Fällen ist es gelungen durch die größere Rillentiefe in der oberen Probenhälfte den Wiederbenetzungsverlauf umzukehren.

Der Abschreckvorgang der ungleichmäßig strukturierten Probe mit Rillentiefen 10 und 127 µm in stillem Wasser bei 80 °C ist in Abbildung 58 zu sehen. Wie im Falle der scharfkantigen Proben mit ungleichmäßiger Strukturierung bricht der Dampffilm erst in der oberen Probenhälfte zusammen. Zum Beginn der Wiederbenetzung in der unteren Hälfte der Probe mit kleinerer Rillentiefe, ist die obere Hälfte bereits größtenteils wiederbenetzt (siehe Abbildung 58 bei 75 Sekunden).

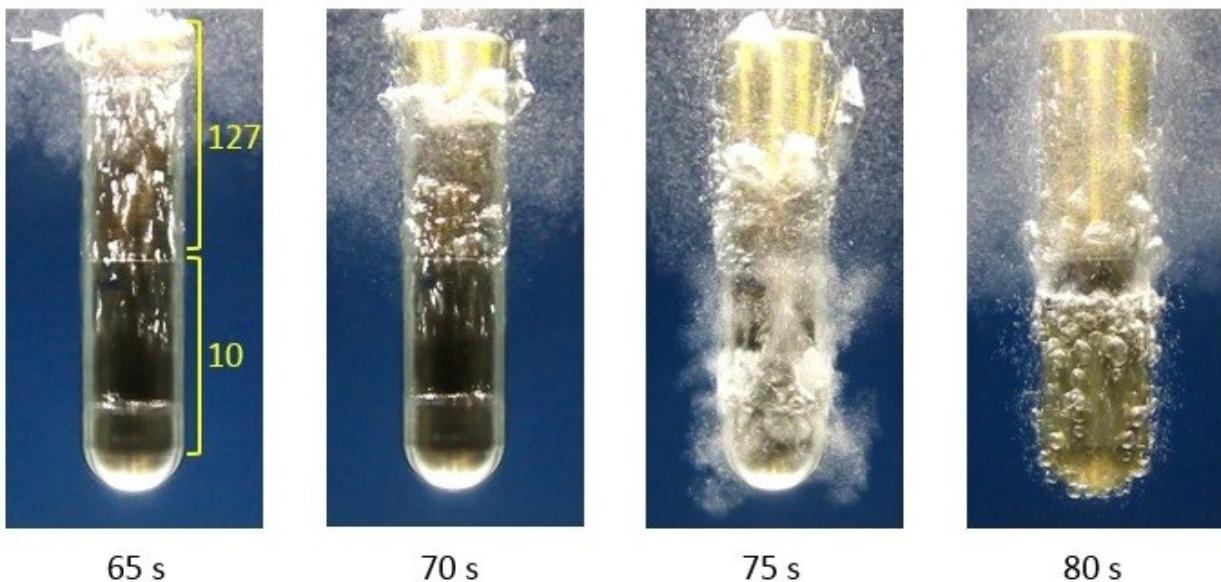


Abbildung 58: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 10 µm, obere Zylinderhälfte 127 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Eine Übersicht der experimentellen Ergebnisse an ungleichmäßig strukturierten Proben mit unterschiedlichen Rillentiefen in der unteren und oberen Hälfte der Probe ist in Abbildung 59 im Vergleich zu Proben mit entsprechender gleichmäßigen Oberflächenstrukturierung aufgeführt. Bei Proben mit unterschiedlicher Strukturierung der unteren und oberen Hälfte ist in diesem Diagramm jede Hälfte unabhängig betrachtet. So lässt sich der Ablauf der Wiederbenetzung detaillierter beschreiben.

Aus den dargestellten Balkendiagrammen für scharfkantige Proben mit Rillentiefen 1 und 630 µm in der unteren und oberen Probenhälfte ist zu erkennen, dass die Wiederbenetzung nahezu gleichzeitig in der unteren und oberen Hälfte anfängt. Bei abgerundeten Proben mit solcher ungleichmäßigen Strukturierung beginnt die Wiederbenetzung in der unteren Hälfte erst dann, wenn die obere Hälfte bereits vollständig wiederbenetzt ist. Im Falle der abgerundeten Proben mit Rillentiefen 10 und 127 µm in der unteren und oberen Hälfte endet der Wiederbenetzungsvorgang nach ca. 80 Sekunden gleichzeitig in den beiden Hälften (vgl. Abbildung 58).

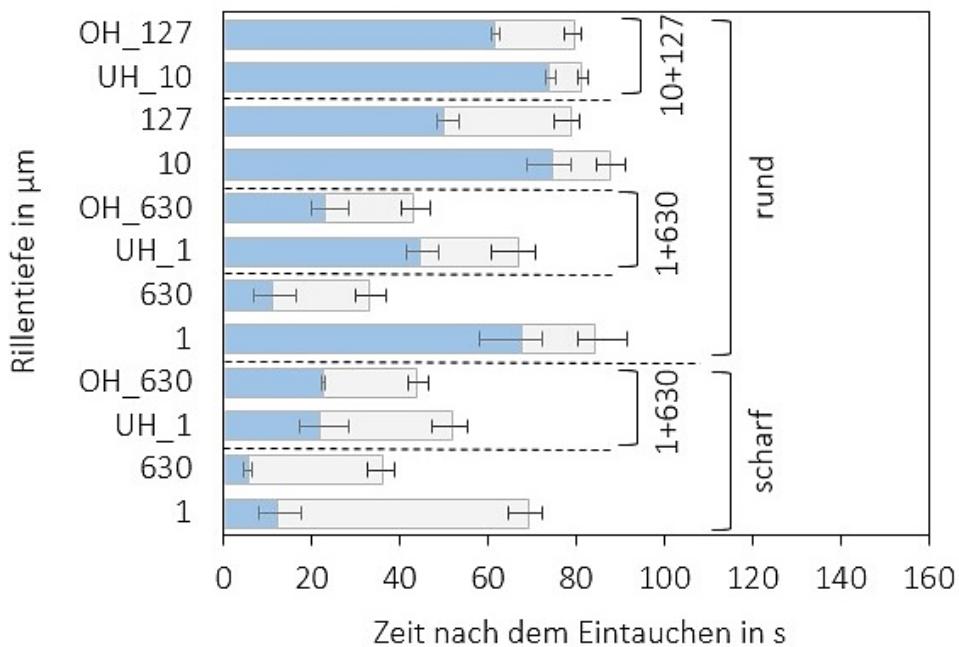


Abbildung 59: Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig sowie mit 2 Bereichen ungleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen und runden Kanten in stillem Wasser bei 80 °C. Rillentiefe bei ungleichmäßiger Strukturierung ist unterschiedlich in unterer (UH) und oberer Probenhälfte (OH). Blau - reines Filmsieden. Grau - Wiederbenetzung.

Durch den Vergleich der Abschreckvorgänge von ungleichmäßig strukturierten Proben mit gleichmäßig strukturierten Proben ist ein starker Einfluss auf die Abschreckkinetik infolge der Oberflächenstrukturierung mit zwei unterschiedlichen Rillentiefen ersichtlich. Durch die gezielte ungleichmäßige Oberflächenstrukturierung der unteren bzw. oberen Hälfte der Proben wurde eine deutliche Verbesserung der Homogenität des Abschreckvorganges erreicht.

Basierend auf dem Ansatz der lokalen ungleichmäßigen Strukturierung der Oberfläche mit Drehrillen wurde der Versuch unternommen, eine stärkere lokale Beeinflussung beim Abschrecken zu erzielen. Für diesen Zweck wurden Abschreckungen an abgerundeten Proben mit einer aus fünf Bereichen bestehenden ungleichmäßigen Oberflächenstruktur durchgeführt (vgl. Abbildung 21, rechts). In den Bereichen an Zylinderenden und in der Mitte der Probe wurde eine glatte Oberflächenstruktur mit Rauheit R_{t1} aufgebracht. In den beiden dazwischen liegenden Bereichen wird eine Oberflächenstruktur mit einer größeren Rauheit R_{t2} erzeugt. Es wurden zwei Varianten von solcher Oberflächenstrukturierung untersucht. Bei der Variante 1 betrugen die Werte $R_{t1}=1 \mu\text{m}$ und $R_{t2}=630 \mu\text{m}$. Bei der Variante 2 lagen die Rillentiefen bei 10 und 127 μm entsprechend. Der Abschreckvorgang für diese zwei Varianten ist in Abbildung 60 dargestellt.

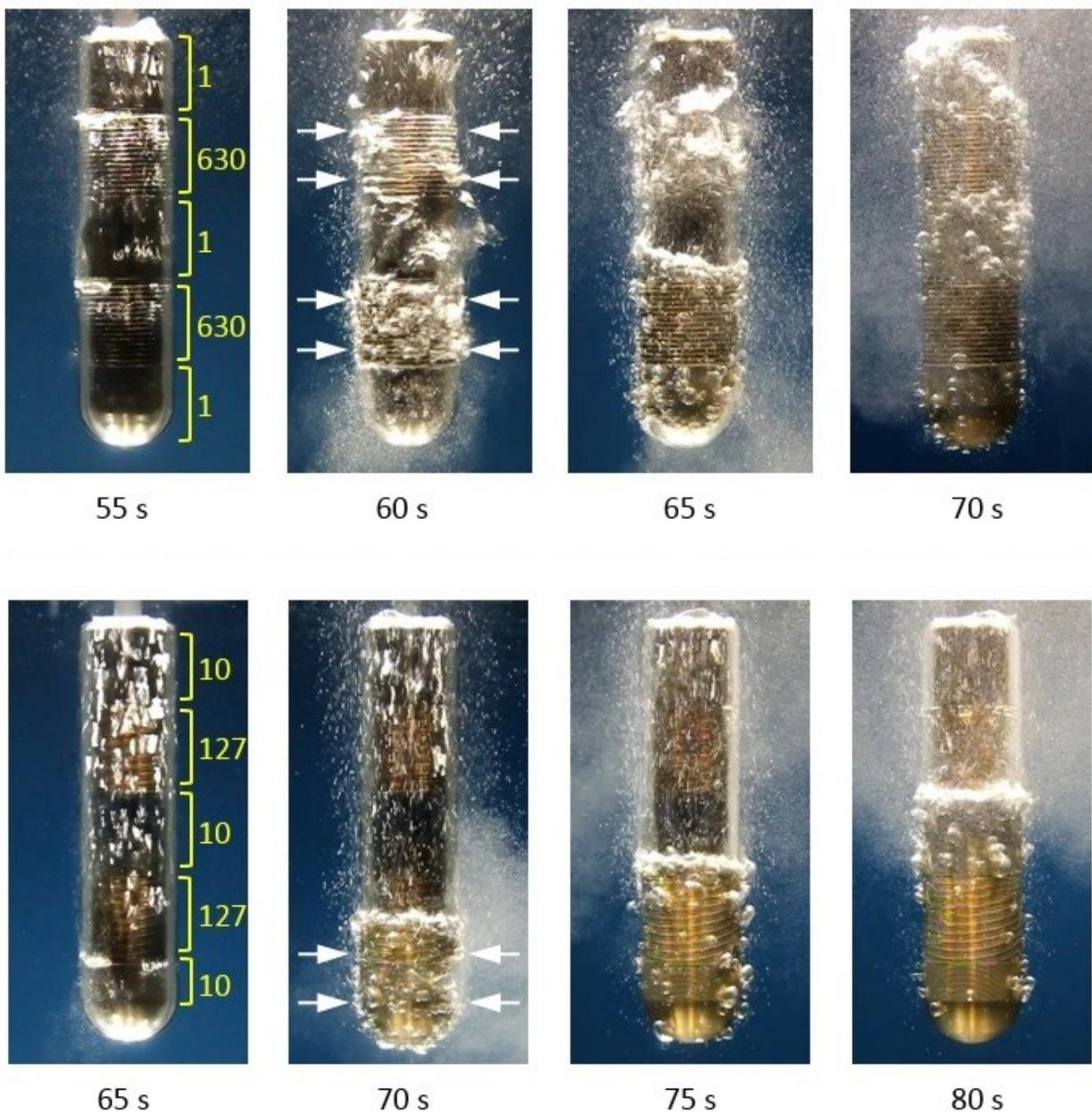


Abbildung 60: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der mit 5 Bereichen ungleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe in den 5 Bereichen ist gelb in µm angegeben (oben: 1+630 µm, unten: 10+127 µm). Weiße Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Der gewünschte Effekt der lokalen Beeinflussung wurde nur bei Variante 1 (1+630 µm) der Oberflächenstrukturierung erzielt. In den Bereichen mit größerer Rillentiefe von 630 µm erfolgt eine lokale Destabilisierung des Dampffilms. Bei Variante 2 (10+127 µm) führt die Oberflächenstrukturierung zu keiner merklichen Veränderung im Abschreckvorgang. Die Wiederbenetzung beginnt ca. 30 mm von dem unteren Probenende entfernt. Anschließend wandert die Wiederbenetzungsfont, wie im Falle der gleichmäßig strukturierten Proben (vgl. Abbildung 54), von unten nach oben.

Die experimentellen Untersuchungen an Proben mit ungleichmäßiger Strukturierung der Oberfläche bestätigen, dass die Abschreckkinetik durch die Oberflächenstrukturierung lokal beeinflusst werden kann. Gezielte Erzeugung von Drehrillen in bestimmten Bereichen der zylindrischen Proben ermöglicht eine Steuerung des Abschreckvorganges. Insbesondere bei Proben mit abgerundeten Stirnkanten weist dieses Verfahren ein hohes Potential auf. Der starke Einfluss auf den Leidenfrost-Effekt ist bei relativ hohen Rillentiefen von einigen hundert Mikrometer erreichbar.

4.2.1.4 Abgesetzte Zylinder

Durch die erfolgreichen Versuche mit ungleichmäßig strukturierten Proben ist die grundsätzliche Machbarkeit der gezielten Beeinflussung des Abschreckvorganges in verdampfenden Flüssigkeiten für zylindrische Proben aus dem austenitischen Stahl X5CrNi18-10 bestätigt. Durch gezielte Oberflächenstrukturierung in denjenigen Bereichen eines Bauteils, die in der Regel später wiederbenetzen (z.B. obere oder dicke Bereiche eines Bauteils) kann theoretisch lokal frühere Wiederbenetzung erreicht werden.

Zur Überprüfung der Annahme wurden die Versuche an Proben mit abgesetzter Zylindergeometrie (siehe Abbildung 20, rechts) durchgeführt. Die Oberfläche der abgesetzten Proben wurde in zwei unterschiedlichen Varianten erzeugt. Bei Variante 1 beträgt die Rillentiefe in der unteren (dünneren) Zylinderhälfte 1 µm und in der oberen (dickeren) Zylinderhälfte 630 µm. Bei Variante 2 liegen die Werte bei 10 bzw. 127 µm. Als Referenz wurde zusätzlich eine gleichmäßig strukturierte Probe mit Rillentiefe von 10 µm verwendet. Der Abschreckvorgang für Variante 1 (1+630 µm) ist in Abbildung 61 im Vergleich zur Abschreckung der Referenzprobe dargestellt.

Bei der Referenzprobe mit gleichmäßiger Rillenstrukturierung beginnt die Wiederbenetzung wie erwartet unten in der dünneren Zylinderhälfte und die Wiederbenetzungsfront wandert dann nach oben. Bei der ungleichmäßig strukturierten Probe erfolgt der erstmalige Zusammenbruch des Dampffilms trotz größeren Durchmessers in der oberen Zylinderhälfte, wo die Rillentiefe 630 µm beträgt. Die Wiederbenetzung in der unteren dünneren Zylinderhälfte mit der Rillentiefe von 1 µm beginnt erst, wenn auf der oberen dickeren Zylinderhälfte kein Filmsieden mehr vorhanden ist (siehe Abbildung 61 unten, bei 55 Sekunden).

Auf diese Weise konnte die Annahme der gezielten Beeinflussung des Abschreckvorganges an zylindrischen Proben mit unterschiedlichen Durchmessern

bestätigt werden. Allerdings erfordert diese Methode eine grobe Oberflächenstruktur mit großer Rillentiefe von mehreren hundert Mikrometer. Die Abschreckversuche an ungleichmäßig strukturierten Proben mit Variante 2 (10+127 μm) der Oberflächenstrukturierung haben keinen Einfluss der Rillenstruktur auf die Abschreckkinetik gezeigt. Der Abschreckvorgang von derart strukturierten Proben unterscheidet sich nur unwesentlich von der Abschreckung der Referenzproben (vgl. Abbildung 61, oben).

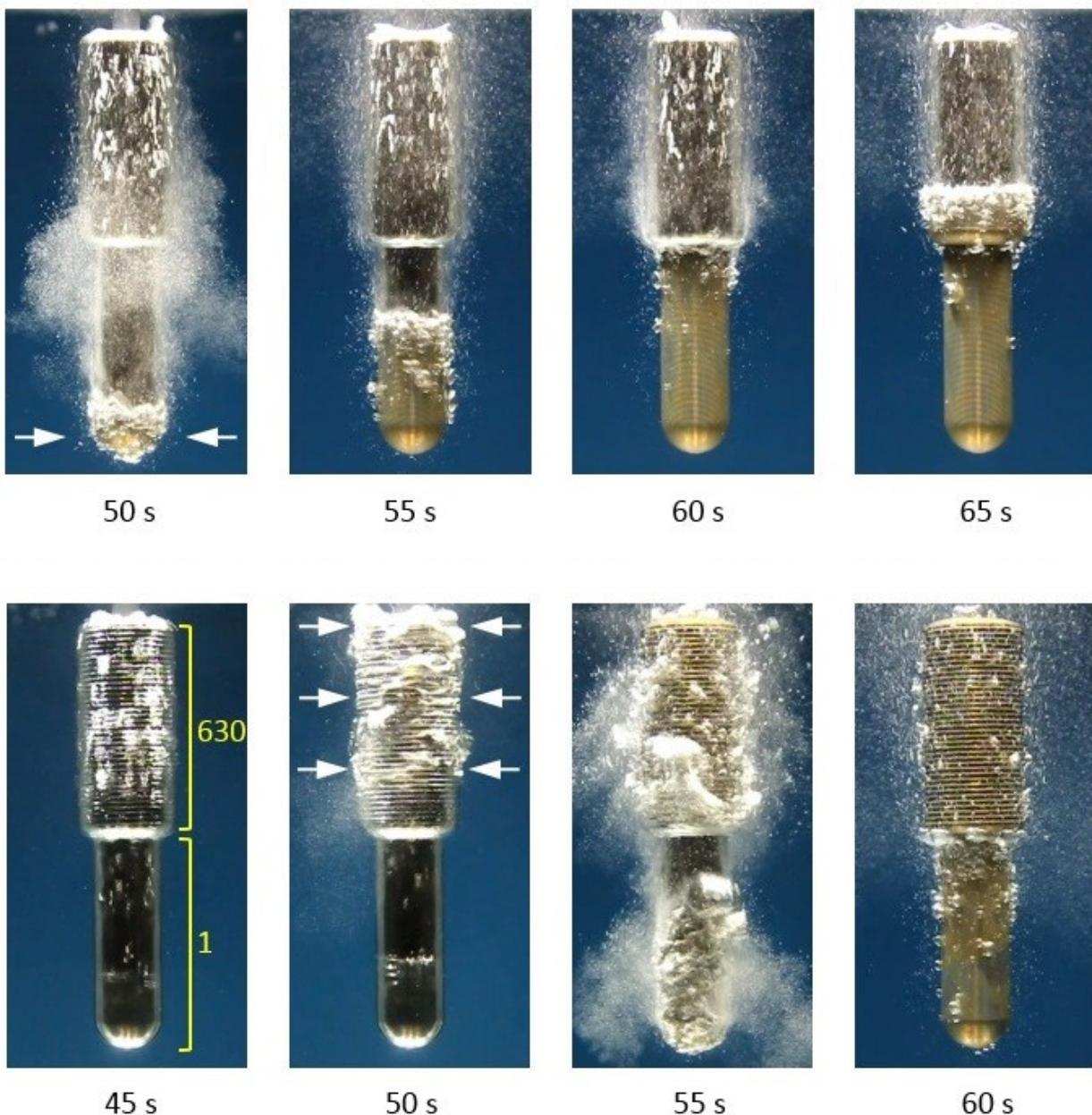


Abbildung 61: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der abgesetzten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Oben: gleichmäßige Oberflächenstrukturierung mit Rillentiefe von 10 μm . Unten: ungleichmäßige Oberflächenstrukturierung (untere Zylinderhälfte 1 μm , obere Zylinderhälfte 630 μm). Weiße Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

4.2.2 Oberflächenstrukturierung mit gefrästen Rillen in Zylinderlängsrichtung

Zur Untersuchung des Einflusses der Orientierung der Rillenstruktur wurden die Versuche an Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit der Rillenstruktur, die senkrecht zur wandernden Wiederbenetzungsfront in Zylinderlängsrichtung verläuft, durchgeführt (siehe Abbildung 22). Die Längsrillen wurden mittels Profilfräsen hergestellt und haben eine Rillentiefe von 340 µm.

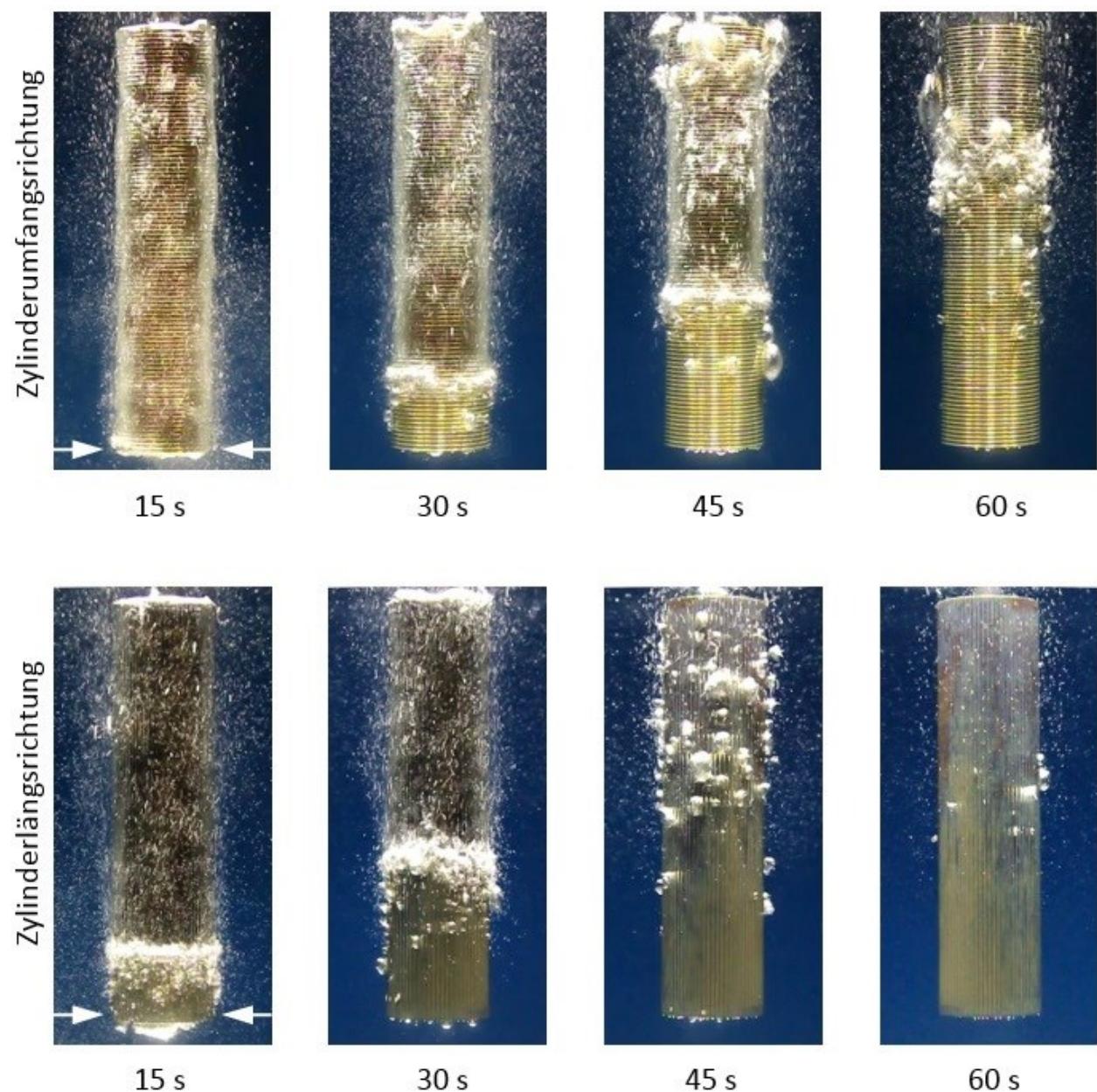


Abbildung 62: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Stirnkanten zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Oben: Strukturierung mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung (Rillentiefe 270 µm). Unten: Strukturierung mit gefrästen Rillen in Zylinderlängsrichtung (Rillentiefe 340 µm). Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Abbildung 62 zeigt die Wiederbenetzungskinetik im stillen Wasser bei 80 °C vergleichend für die Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung (Rillentiefe 270 µm, vgl. Abbildung 20, links) und mit gefrästen Längsrillen in Zylinderlängsrichtung (Rillentiefe 340 µm, vgl. Abbildung 22). Es ist deutlich zu sehen, dass im Vergleich zu den Proben mit Drehrillenstrukturierung in Zylinderumfangsrichtung die Oberflächenstrukturierung mit gefrästen Rillen in Zylinderlängsrichtung zu rascherer Wiederbenetzung führt. Die Probe mit Längsrillen ist ca. 40 Sekunden nach dem Eintauchen vollständig wiederbenetzt, während die Wiederbenetzung der Proben mit Drehrillen ca. 60 Sekunden dauert.

Die in Abbildung 62 gegenübergestellten Abschreckverläufe können nur bedingt miteinander verglichen werden, weil die Rillentiefen der Oberflächenstruktur nicht gleich sind. Die Unterschiede in der Abschreckkinetik können theoretisch durch die Unterschiede in den Rillentiefen hervorgerufen werden. Zur Überprüfung der Annahme sind in Abbildung 63 die Verläufe der Wiederbenetzungsfront für die Fälle der Oberflächenstrukturierung mit Längsrillen (Rillentiefe 340 µm) und Drehrillen (Rillentiefen 270 und 630 µm) gegenübergestellt.

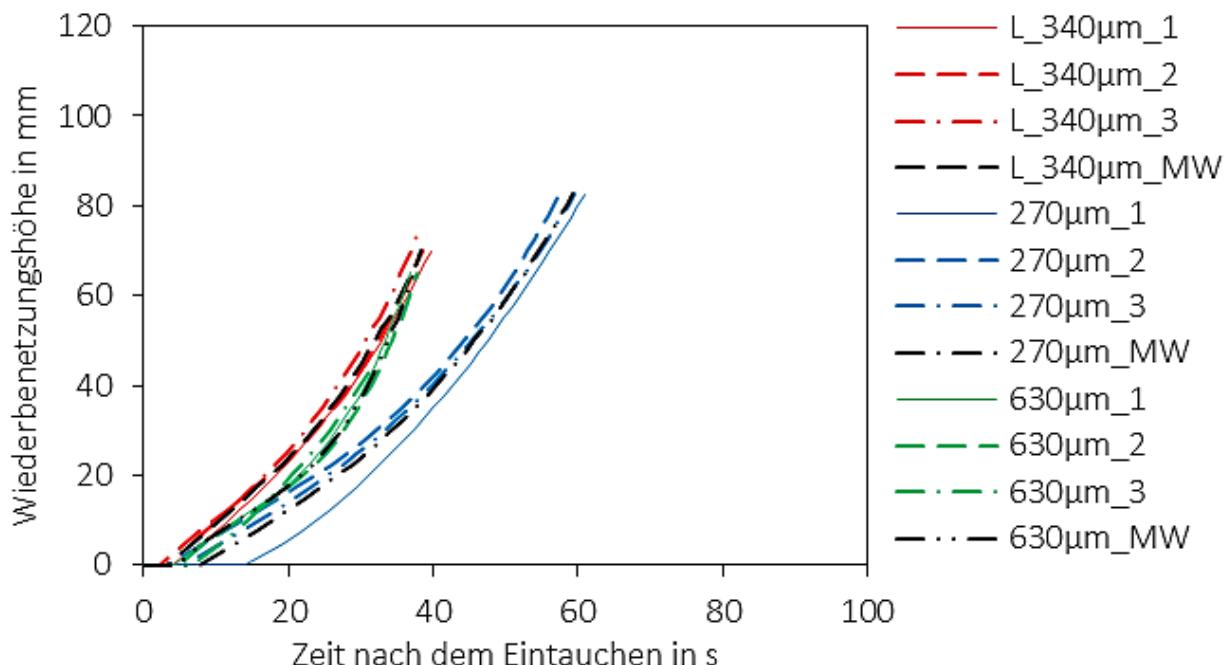


Abbildung 63: Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Rillenstrukturierung in Zylinderlängsrichtung (Rillentiefe 340 µm) und Zylinderumfangsrichtung (Rillentiefen 270 und 430 µm) in stilem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Wiederbenetzungsverläufe für jeweilige Oberflächenstruktur schwarz dargestellt.

Verglichen mit Drehrillenstrukturierung in Umfangsrichtung mit 270 µm tiefen Rillen lässt sich bei der Längsrillenstrukturierung eine deutliche Beschleunigung der Abschreckung beobachten. Bei der Betrachtung der Wiederbenetzungsfrontverläufe an Proben mit 340 µm tiefen Längsrillen und Proben mit 630 µm tiefen Drehrillen in Umfangsrichtung sind keine deutlichen Unterschiede festzustellen.

Diese Tatsache deutet darauf hin, dass die Oberflächenstrukturierung mit Rillen in Zylinderlängsrichtung tatsächlich einen beschleunigenden Effekt auf den Abschreckvorgang ausübt und dieser Effekt nicht nur durch die Abweichung der Rillentiefe von Längsrille (340 µm) und Drehrillen (270 µm) zu Stande kommt. Jedoch ist der Einfluss der Rillenstrukturorientierung bei den Proben aus dem austenitischen Stahl schwächer als bei Aluminiumproben (vgl. Kapitel 4.1.2) ausgeprägt.

4.3 Ölabschreckung am Austenitischen Stahl X5CrNi18-10

Die Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) wurden in Öl bei 60 °C und zwei Umwälzparametern (still, 20 l/min) abgeschreckt. Bei der Abschreckung ohne Badumwälzung wurde zusätzlich die ungleichmäßige Strukturierung der Oberfläche untersucht. Es wurde keine Variation der Zylindergeometrie und Probenkantengeometrie unternommen. Eine Übersicht der untersuchten Parameterkombinationen ist in Tabelle 13 dargestellt.

Tabelle 13: Untersuchte Parameterkombinationen bei der Ölabschreckung von Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillenstrukturierung. Angegebene Rillentiefen sind wahre Rillentiefen.

Art der Rillenstruktur	Abschreckmedium	Anzahl untersuchter Oberflächenstrukturen		
		Scharfe Kanten	Runde Kanten	Abgesetzte Zylinder
Drehrillen in Umfangsrichtung	Öl 60 °C, still	7 ^a + 1 ^b	-	-
	Öl 60 °C, 20 l/min	7 ^a	-	-

^a Rillentiefe = 1, 10, 27, 76, 127, 270, 630 µm

^b „1+630 µm“ 2 Bereiche $R_{t1} = 1 \mu\text{m}$, $R_{t2} = 630 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 21)

4.3.1 Gleichmäßige Strukturierung mit Drehrillen

Die experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Rillentiefe auf den Leidenfrost-Effekt bei der Verwendung des Öls als Abschreckmedium wurden an scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) durchgeführt. Bei gleichmäßiger Strukturierung der Oberfläche wurden insgesamt sieben Rillentiefen verwendet. Der Abschreckvorgang in Öl bei 60 °C ohne Badumwälzung ist in Abbildung 64 am Beispiel der Proben mit Rillentiefen von 27 und 630 µm veranschaulicht.

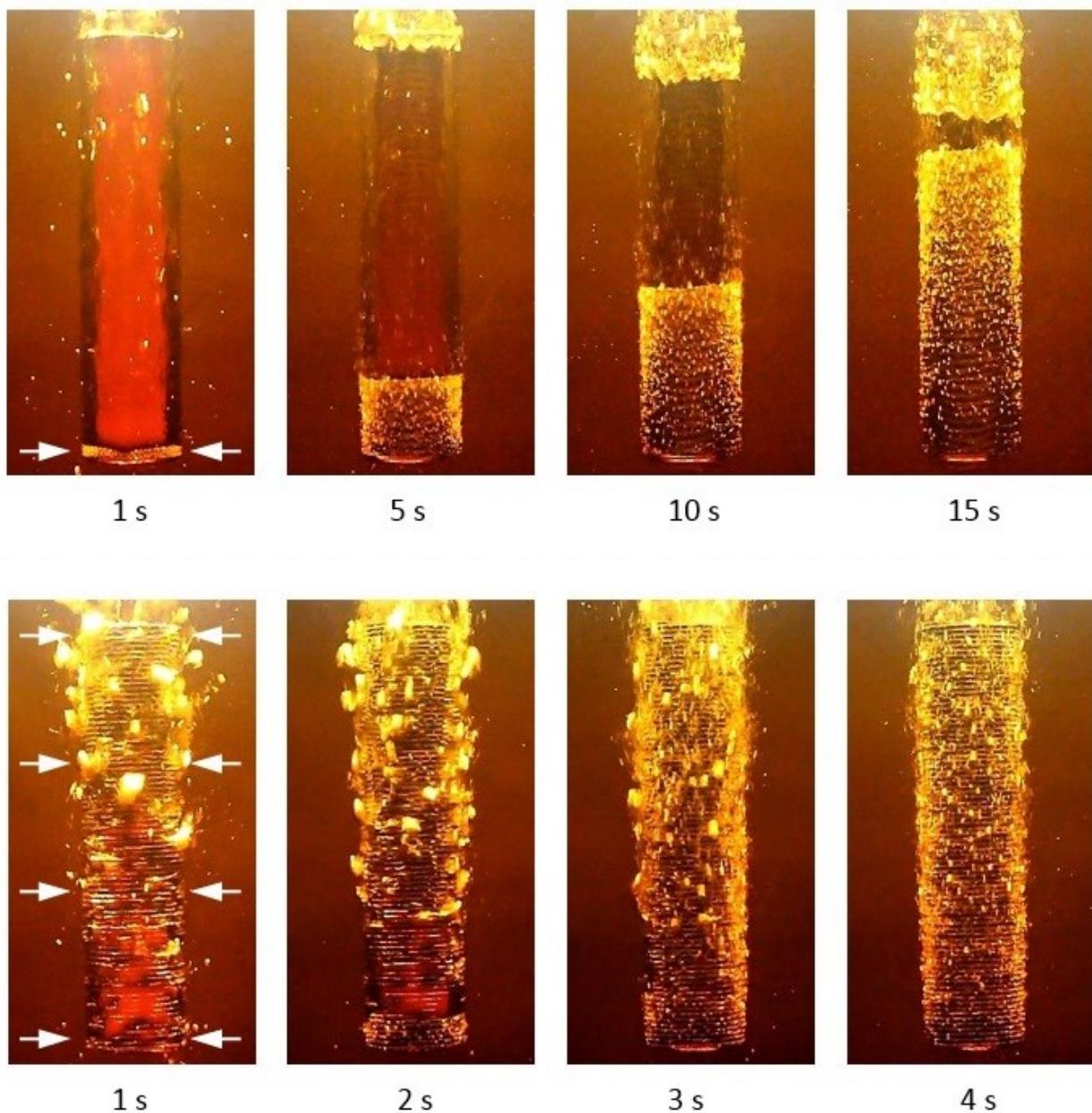


Abbildung 64: Abschreckvorgang in stillem Öl bei 60 °C der gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Oben: Probe mit Rillentiefe 27 µm. Unten: Probe mit Rillentiefe 630 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Der exemplarisch für Proben mit Rillentiefe von 27 µm dargestellte Verlauf ist charakteristisch für alle Proben mit Rillentiefen von 1 bis 270 µm. Die Wiederbenetzung beginnt an der unteren Stirnkante nahezu gleich nach dem Eintauchen der Probe in Öl. Einige Sekunden später bildet sich an der oberen Stirnkante eine zweite Wiederbenetzungsfront (siehe Abbildung 64 oben, bei 5 Sekunden). Die untere und obere Wiederbenetzungsfronte bewegen sich einander entgegen und treffen sich im oberen Drittel der Probe zusammen. Nur bei Oberflächenstrukturierung mit 270 µm tiefen Rillen bewegt sich die obere Wiederbenetzungsfront schneller als die untere, so dass der Treffpunkt der beiden Fronten im unteren Drittel der Probe liegt.

Ein Sonderfall hinsichtlich des Wiederbenetzungsverfahrens bei den untersuchten Parametern stellt die Oberflächenstrukturierung mit Rillentiefe von 630 µm dar. Im Gegensatz zu Proben mit kleineren Rillentiefen erfolgt der erstmalige Zusammenbruch des Dampffilms nicht lokal an der unteren Stirnkante, sondern fast gleichzeitig auf der gesamten Mantelfläche der zylindrischen Probe. Die Abschreckung verläuft sehr intensiv und die gesamte Probe ist in wenigen Sekunden nach dem Abschrecken vollständig wiederbenetzt (siehe Abbildung 64 unten, bei 4 Sekunden).

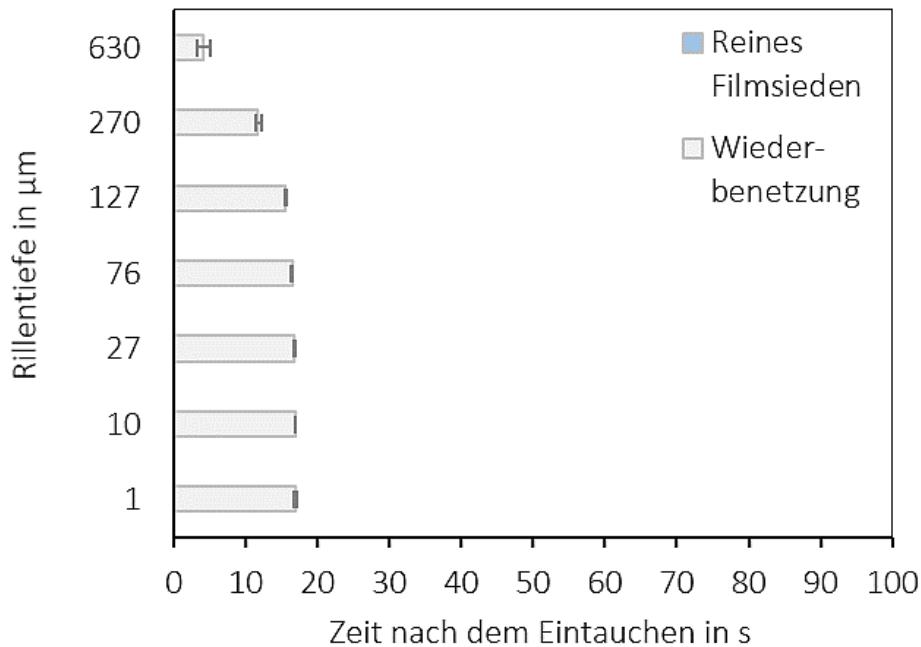


Abbildung 65: Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten in stillem Öl bei 60 °C. Reines Filmsieden dauert sehr kurz und ist nicht zu erkennen.

Die zusammenfassende Darstellung der experimentellen Ergebnisse bei Abschreckung von Proben mit allen sieben untersuchten Rillentiefen in stillem Öl bei 60 °C ist in Abbildung 65 aufgeführt. Infolge nahezu sofortigen Beginn der Wiederbenetzung nach

dem Eintauchen der Proben ist die Phase des reinen Filmsiedens in dem abgebildeten Balkendiagramm nicht zu erkennen. Somit repräsentieren die grauen Balken im Diagramm die gesamte Abschreckdauer.

Bei den Rillentiefen von 1 bis 76 μm dauert die Abschreckung unabhängig von der Rillentiefe ca. 17 Sekunden. Eine Oberflächenstrukturierung mit 127 μm tiefen Rillen resultiert in einer unwesentlich kürzeren Abschreckdauer von ca. 15 Sekunden. Die Streuung der Ergebnisse in diesem Bereich der Rillentiefen ist sehr niedrig.

Eine merkliche Veränderung in der Abschreckkinetik tritt erst bei der Abschreckung von Proben mit Rillentiefen von 270 und 630 μm auf. Die Vergrößerung der Rillentiefe führt zu kürzerer Abschreckdauer. Im Falle der Proben mit Rillentiefe von 630 μm lässt sich im Vergleich zu Proben mit Rillentiefe unter 127 μm eine ca. dreifache Beschleunigung des Abschreckvorgangs erreichen. Des Weiteren verursacht die Oberflächenstrukturierung mit groben Rillen eine Verbesserung der Homogenität während des Wiederbenetzungs vorgangs.

4.3.2 Ungleichmäßige Strukturierung mit Drehrillen

Auf Grundlage der experimentellen Ergebnisse an Proben mit gleichmäßiger Oberflächenstrukturierung wurde ein Versuch unternommen, den Abschreckvorgang durch eine ungleichmäßige Rillenstrukturierung gezielt zu steuern. Hierbei wurden scharfkantige Proben aus dem austenitischen Stahl mit Rillentiefe von 1 und 630 μm in der unteren und oberen Hälfte des Zylinders in stillem Öl bei 60 °C abgeschreckt. Der Abschreckvorgang ist in Abbildung 66 zu sehen.

Die Wiederbenetzung der oberen Probenhälfte mit größerer Rillentiefe von 630 μm erfolgt zuerst. Der Dampffilm bricht nahezu gleich nach dem Eintauchen auf der gesamten Mantelfläche der oberen Zylinderhälfte zusammen. Erst wenn die obere Hälfte vollständig wiederbenetzt ist, fängt die Wiederbenetzung an der unteren Stirnkante an und die untere Wiederbenetzungsfront wandert dann über untere Zylinderhälfte von unten nach oben.

Auf diese Weise wurde durch die gezielte inhomogene Strukturierung der oberen und unteren Hälfte der Probe eine Umkehrung des Wiederbenetzungsverlaufes beim Abschrecken in Öl erreicht. Die Homogenisierung des Abschreckvorganges erfordert eine grobe Rillenstruktur in den Bereichen, wo ein früherer Zusammenbruch des Dampffilms erwünscht ist.

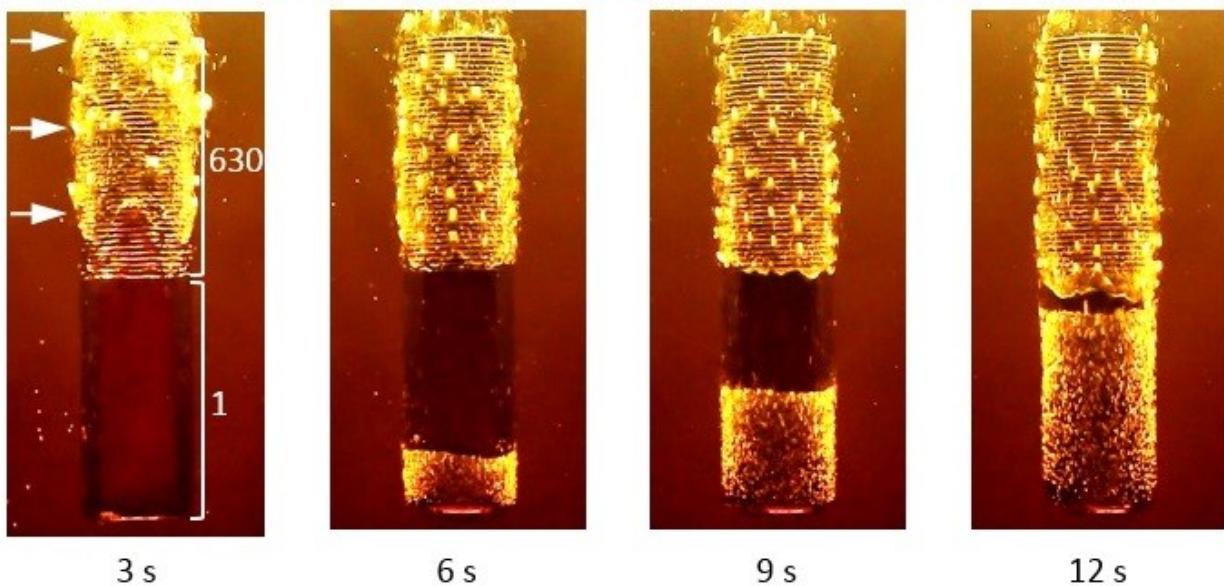


Abbildung 66: Abschreckvorgang in stillem Öl bei 60 °C der ungleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 1 μm, obere Zylinderhälfte 630 μm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

4.4 Einfluss der Temperatur und Badumwälzung bei Abschreckung am austenitischen Stahl X5CrNi18-10

4.4.1 Gleichmäßig strukturierte Proben mit scharfen Stirnkanten

Zur Untersuchung des Einflusses der Temperatur des Abschreckmediums auf die Abschreckkinetik bei scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit gleichmäßiger Rillenstrukturierung in Umfangsrichtung wurden Abschreckexperimente bei drei unterschiedlichen Wassertemperaturen von 30 °C, 60 °C und 80 °C durchgeführt (vgl. Tabelle 12). Bei allen Wassertemperaturen sind bei den Proben mit kleineren Rillentiefen unter bis 127 µm die Unterschiede in der Abschreckdauer relativ klein. Bei weiterer Erhöhung der Rillentiefe ist eine signifikante Verkürzung der Abschreckdauer ersichtlich.

Im Bereich der untersuchten Wassertemperaturen tritt bei scharfkantigen Proben die lange Phase des reinen Filmsiedens nur bei einer Wassertemperatur von 80 °C auf. Bei niedrigen Wassertemperaturen beginnt die Wiederbenetzung an der scharfen unteren Stirnkante nahezu gleich nach dem Eintauchen der Probe. Die Wiederbenetzungszeit nimmt mit steigender Wassertemperatur bei allen Rillentiefen zu (vgl. Abbildung 68 bis Abbildung 70).

Der Abschreckvorgang bei der Wassertemperatur von 60 °C verläuft ca. zwei Mal schneller als in Wasser bei 80 °C. Abgesehen von dem nahezu sofortigen Beginn der Wiederbenetzung breitet sich die Wiederbenetzungszone bei der Abschreckung in Wasser bei 60 °C ähnlich wie bei 80 °C aus. Der Zusammenbruch des Dampffilms erfolgt an der scharfen unteren Stirnkante der zylindrischen Probe und die Wiederbenetzungsfront verläuft von unten nach oben (siehe Abbildung 69).

Im Falle der Abschreckung in Wasser bei 30 °C verkürzt sich die Abschreckdauer um ca. Faktor vier bzw. acht im Vergleich zur Abschreckung in Wasser bei 60 °C und 80 °C entsprechend (siehe Abbildung 68). Der Charakter der Wiederbenetzung bei Wassertemperatur 30 °C verändert sich. Nach dem Eintauchen bricht der Dampffilm nahezu gleichzeitig an unterschiedlichen Stellen der Probenoberfläche zusammen. Es bildet sich keine ausgeprägte Wiederbenetzungsfront, sondern mehrere unregelmäßig verteilte Wiederbenetzungszonen. Dieser Effekt ist in der Abbildung 67 am Beispiel einer Probe mit der Rillentiefe von 27 µm veranschaulicht.

Zusätzlich zu der Wassertemperatur wurde der Einfluss der Badumwälzung auf das Abschreckverhalten der scharfkantigen Proben mit unterschiedlichen Rillentiefen untersucht. Die Umwälzparameter wurden zwischen still, 5 l/min, 20 l/min und 32 l/min variiert (vgl. Tabelle 12). Tabelle 14 charakterisiert die Intensität der Umwälzung anhand des Badaustausches (Badvolumen 36 Liter) während einer typischen Abkühltdauer.

Tabelle 14: Intensität der Umwälzung anhand des Badaustausches.

Umwälzung in l/min	0	5	20	32
Badaustausch innerhalb 1 Minute (typische Abschreckdauer bei 80°C)	0	$\frac{5}{36}$	$\frac{20}{36}$	$\frac{32}{36}$

Eine gegenüberstellende Darstellung der Abschreckdauer in Abhängigkeit von der Rillentiefe und Badumwälzung ist in Abbildung 68, Abbildung 69 und Abbildung 70 für die Wassertemperaturen 30, 60 und 80 °C entsprechend aufgeführt. Aus den dargestellten Diagrammen ist ersichtlich, dass bei der Abschreckung von scharfkantigen Proben in Wasser die Badumwälzung im untersuchten Bereich keinen wesentlichen Einfluss auf die Abschreckkinetik ausübt. Bei der Abschreckung von scharfkantigen Proben in Öl bei 60 °C wurde ebenfalls keine wesentliche Veränderung des Abschreckprozesses in Abhängigkeit von der Umwälzung (still und 20 l/min) festgestellt.

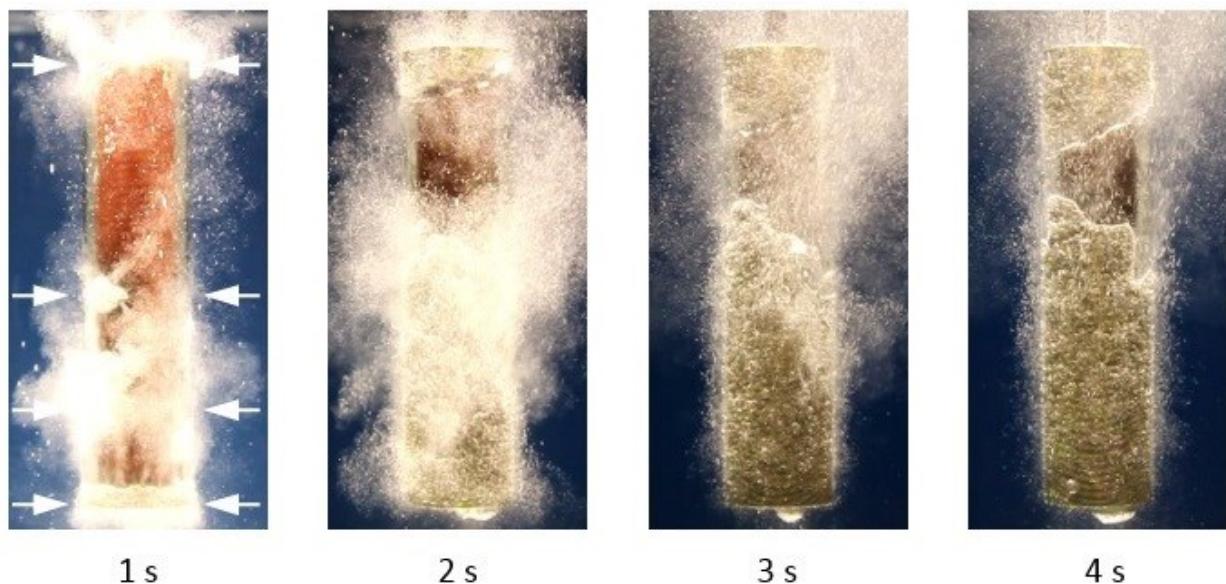


Abbildung 67: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 30 °C der gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

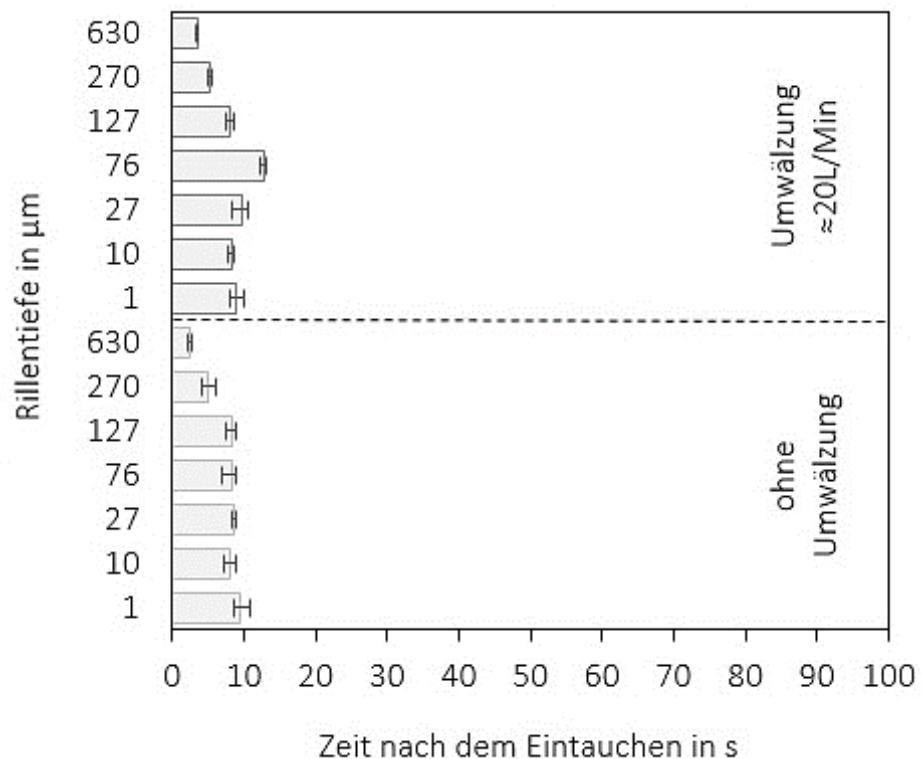


Abbildung 68: Abschreckdauer in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten in Wasser bei 30 °C ohne sowie mit Badumwälzung \approx 20 l/min.

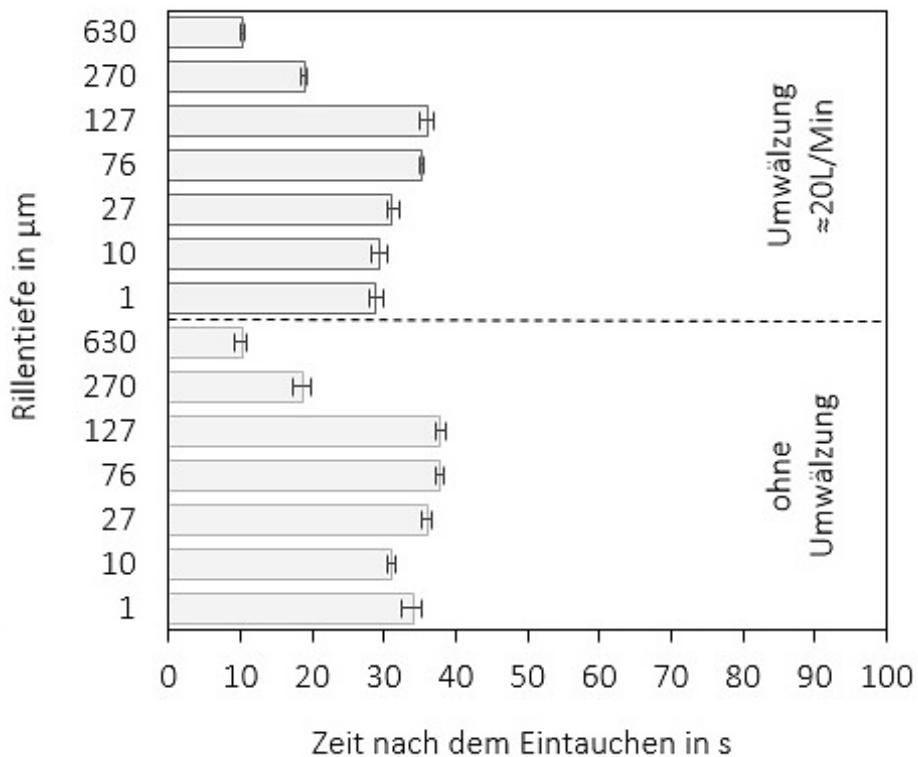


Abbildung 69: Abschreckdauer in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten in Wasser bei 60 °C ohne sowie mit Badumwälzung ≈ 20 l/min.

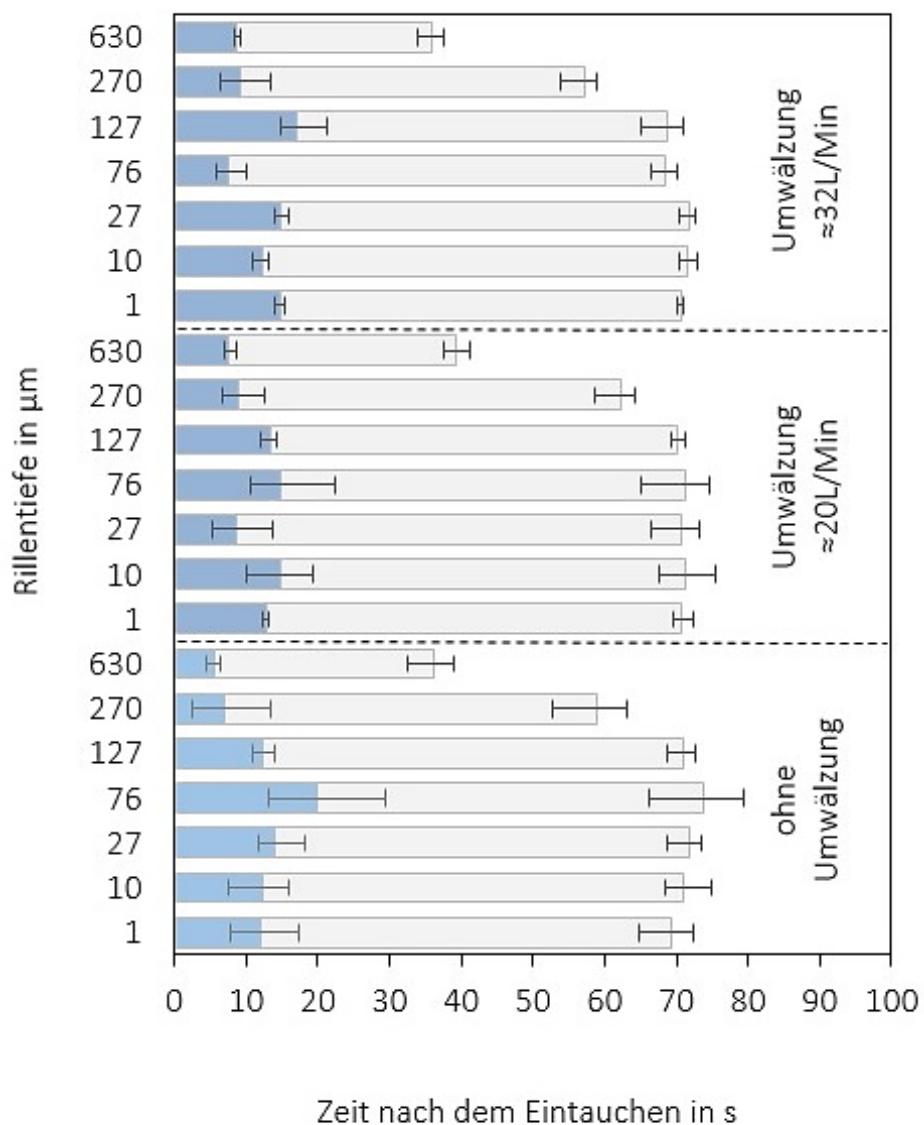


Abbildung 70: Abschreckdauer in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten in Wasser bei 80 °C ohne sowie mit Badumwälzung $\approx 20 \text{ l/min}$ und $\approx 32 \text{ l/min}$. Blau - reines Filmsieden. Grau - Wiederbenetzung.

4.4.2 Gleichmäßig strukturierte Proben mit abgerundeten Stirnkanten

Der Einfluss der Wassertemperatur auf die Abschreckkinetik bei abgerundeten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit gleichmäßiger Rillenstrukturierung in Umfangsrichtung wurde bei Wassertemperaturen von 60 °C und 80 °C untersucht. Der charakteristische Verlauf der Wiederbenetzung verändert sich bei diesen Temperaturen nicht. Nach dem Eintauchen bildet sich um die gesamte Probe eine Dampfschicht, die dann im unteren Viertel der Probe zusammenbricht und die Wiederbenetzungsfront wandert von unten nach oben (vgl. Abbildung 54). Die Phase der reinen Filmsiedens dauert sowohl bei Wassertemperatur 80 °C als auch 60 °C verhältnismäßig lange. Die Darstellung der Abschreckdauer in Abhängigkeit von der Rillentiefe und Wassertemperatur ist in Abbildung 71 aufgeführt.

Die Erhöhung der Wassertemperatur von 60 °C auf 80 °C führt zu ca. zweifacher Verlängerung des Abschreckvorgangs bei allen Rillentiefen. Unabhängig von der Wassertemperatur sind bei den Proben mit kleineren Rillentiefen unter bis 127 µm die Unterschiede in der Abschreckdauer relativ klein. Bei weiterer Erhöhung der Rillentiefe auf 270 bzw. 630 µm wird eine signifikante Verkürzung der Abschreckdauer erreicht.

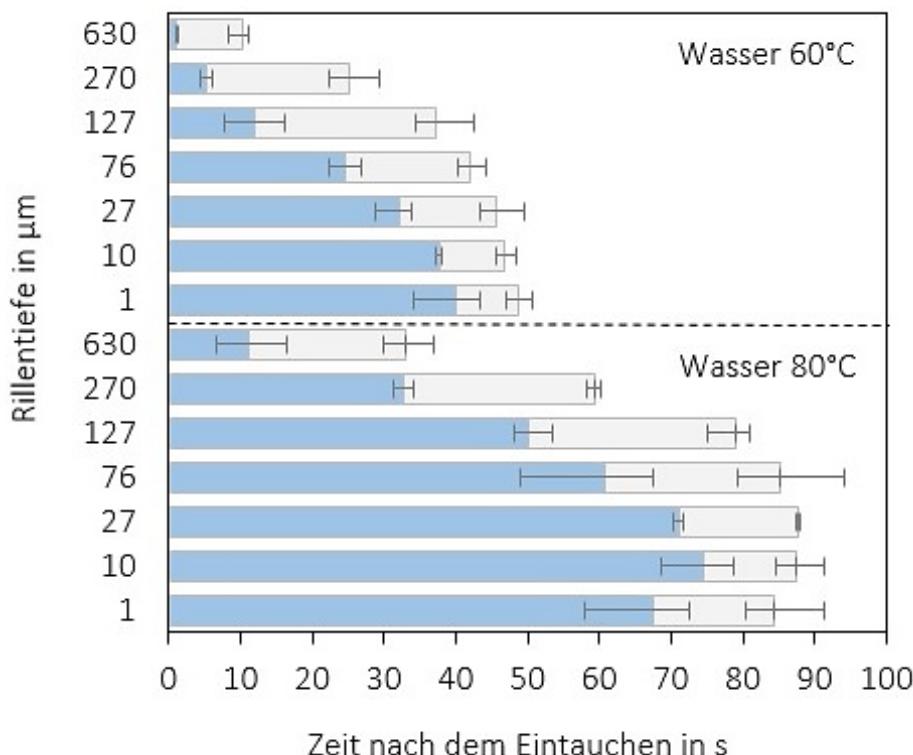


Abbildung 71: Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit runden Kanten in stillem Wasser bei 60 °C und 80 °C. Blau - reines Filmsieden. Grau - Wiederbenetzung.

4.4.3 Ungleichmäßig strukturierte Proben

In Kapitel 4.4.1 und 4.4.2 wurde gezeigt, dass sowohl bei scharfkantigen als auch bei abgerundeten Proben mit gleichmäßiger Rillenstrukturierung die Abschreckdauer stark von der Wassertemperatur abhängt. Die Badumwälzung hat dagegen keinen wesentlichen Einfluss auf die Abschreckkinetik bei den verwendeten gleichmäßigen Proben. Um zu überprüfen, ob diese Zusammenhänge auch im Falle der Proben mit ungleichmäßiger Oberflächenstrukturierung zutreffend sind, wurden Abschreckversuche an scharfkantigen Proben mit zwei Bereichen (vgl. Abbildung 21, mittig) durchgeführt. Die Rillentiefe in der unteren und oberen Probenhälfte betrug 1 bzw. 630 µm. Die Abschreckung erfolgte in Wasser ohne (still) und mit Badumwälzung (20 l/min) bei Temperaturen 30 °C, 60 °C und 80 °C.

In Abbildung 72 ist die Abschreckdauer für die jeweiligen Abschreckparameter getrennt für die untere und obere Probenhälfte dargestellt. Somit lässt sich die Gleichmäßigkeit des Abschreckvorganges bewerten. Aus den aufgeführten Diagrammen wird ersichtlich, dass der Effekt der Vergleichmäßigung des Abschreckvorganges durch ungleichmäßige Rillenstrukturierung bei allen Wassertemperaturen auftritt. Die Badumwälzung hat im untersuchten Bereich keinen wesentlichen Einfluss auf den Wiederbenetzungsverlauf.

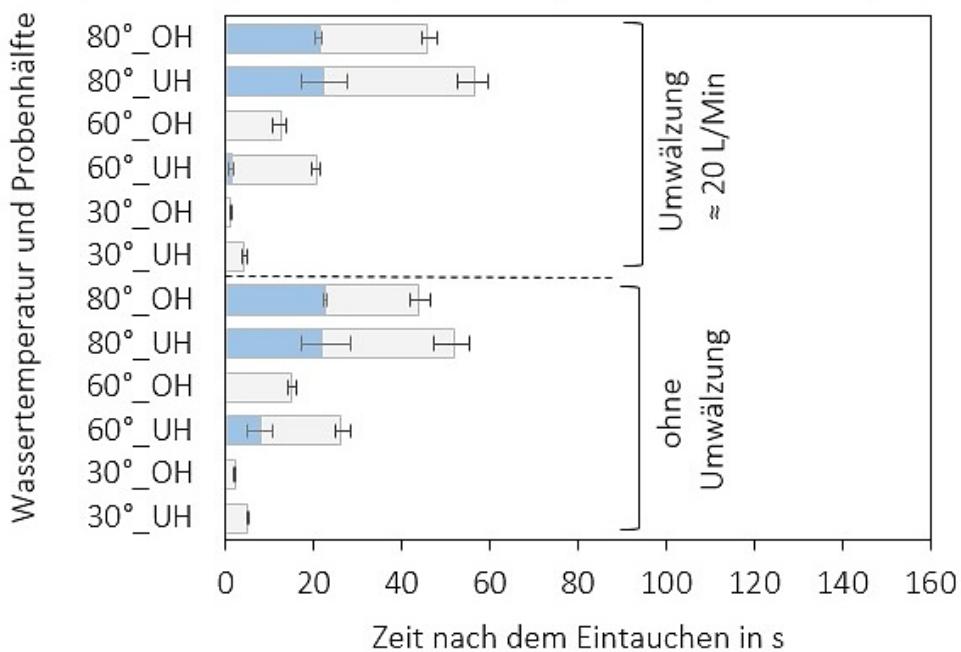


Abbildung 72: Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Wassertemperatur und Badumwälzung beim Abschrecken von mit zwei Bereichen ungleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte (UH) 1 µm, obere Zylinderhälfte (OH) 630 µm. Blau - reines Filmsieden. Grau - Wiederbenetzung.

4.5 Wasserabschreckung am Einsatzstahl 20MnCr5

Die in Kapitel 4.2 beschriebenen Abschreckexperimente mit Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) bestätigen die Möglichkeit der gezielten Beeinflussung des Abschreckvorgangs durch lokale Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen in Umfangsrichtung. Der Wiederbenetzungsverlauf kann durch dieses Verfahren vollständig geändert werden. Um die praktische Anwendbarkeit zu untersuchen, wurden die Abschreckexperimente mit ungleichmäßig strukturierten Proben aus dem Einsatzstahl (20MnCr5) durchgeführt.

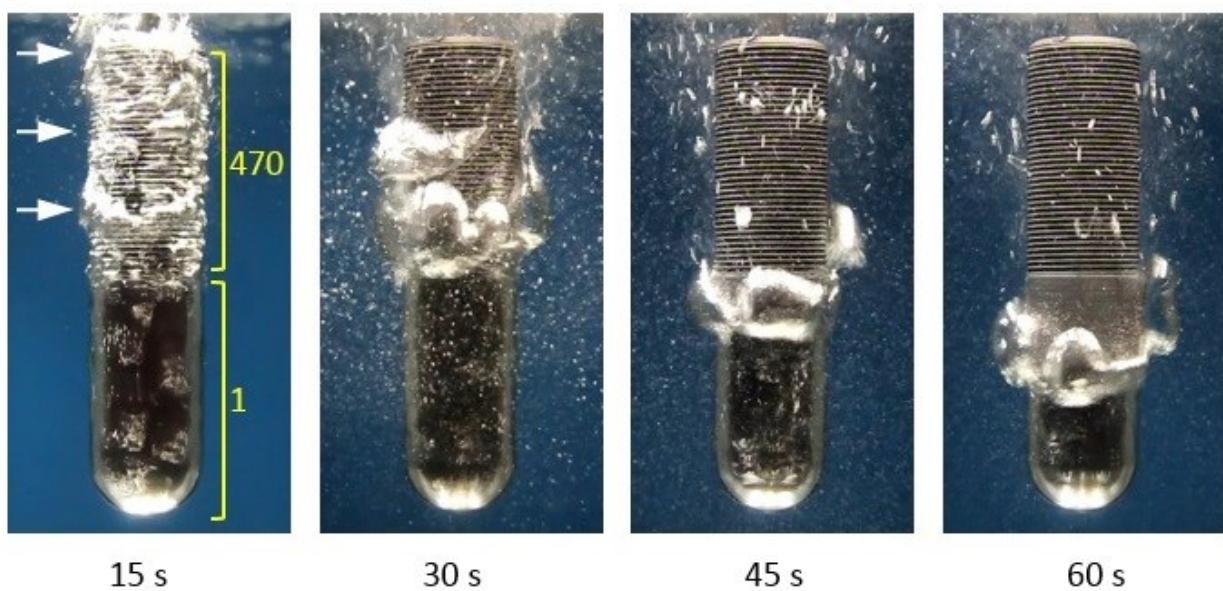


Abbildung 73: Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem Einsatzstahl (20MnCr5) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 1 µm, obere Zylinderhälfte 470 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.

Das Ziel der Experimente war, durch die ungleichmäßige Strukturierung der unteren und oberen Probenhälfte ein härteres Gefüge in der oberen Probenhälfte zu schaffen. Bei einer konventionellen Probe mit gleichmäßiger Oberfläche würde in der oberen Probenhälfte eher ein weicheres Gefüge infolge längerer Abschreckdauer entstehen. Um die gewünschten Unterschiede in der Abschreckdauer der unteren und oberen Probenhälfte zu erreichen wurden dort die Oberflächenstrukturen mit 1 µm und 430 µm tiefen Drehrillen aufgebracht. Die grobe Rillenstruktur dient dem früheren Zusammenbruch des Dampffilms in der oberen Probenhälfte und führt dementsprechend zu einer schnelleren Abkühlung. Insgesamt wurden drei Proben aus 20MnCr5 mit derart strukturierten Oberflächen abgeschreckt um die Reproduzierbarkeit der Experimente zu gewährleisten. Der Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C ist in Abbildung 73

exemplarisch für die zur nachfolgenden Charakterisierung verwendete Probe dargestellt.

Erwartungsgemäß findet der Zusammenbruch des Dampffilms erst in der oberen Probenhälfte statt. Die Wiederbenetzung der oberen Probenhälfte erfolgt nahezu gleichzeitig auf der gesamten Oberfläche mit grober Rillenstruktur. Ungefähr 25 Sekunden nach dem Eintauchen der Probe ist die obere Probenhälfte vollständig wiederbenetzt. Im weiteren Verlauf der Abschreckung breitet sich die Wiederbenetzungszone auf die untere Probenhälfte aus. Die Wiederbenetzungsfront wandert von oben nach unten und erreicht die Mitte der unteren Probenhälfte in ca. 60 Sekunden nach dem Eintauchen.

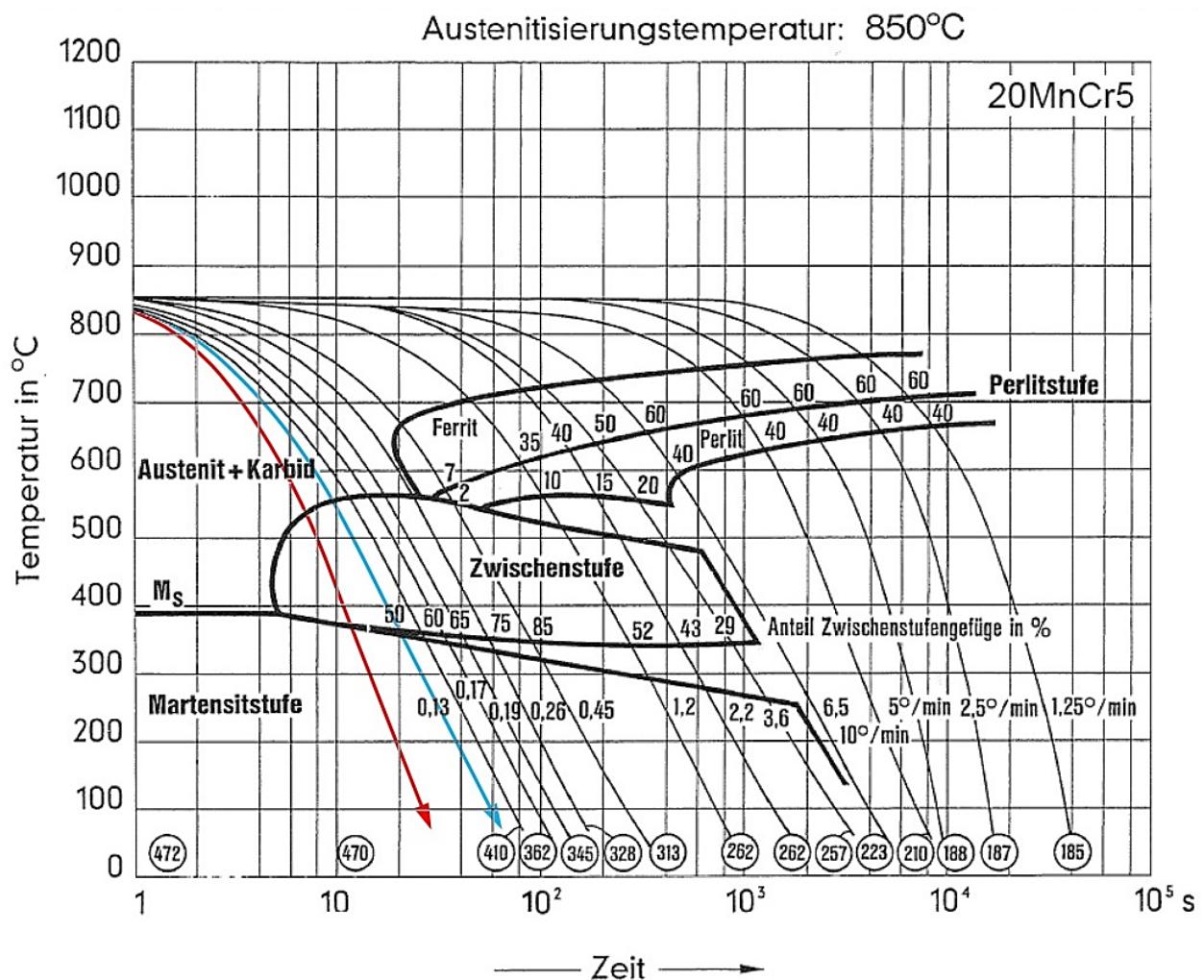


Abbildung 74: Schematischer Abkühlverlauf in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem Einsatzstahl im ZTU-Diagramm von 20MnCr5, in Anlehnung an [47].

Ein Rückschluss auf die Abkühlgeschwindigkeit ist bei der Auswertung anhand Videoaufnahmen nur für die Oberflächennahe Bereiche möglich. Hierbei wird die Zeit vom Eintauchen bis sich auf der Oberfläche keine Blasen mehr bilden (reine Konvektion) als die entsprechende Abschreckdauer von 850 °C auf ca. 100 °C definiert.

Die in Abbildung 74 rot und blau eingezeichneten Abkühlverläufe geben schematisch die Abschreckung der Probenoberfläche von ca. 850 °C auf ca. 100 °C (reine Konvektion) innerhalb von 25 bzw. 60 Sekunden wieder. Ausgehend von den schematischen Abschreckkurven und dem kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm des Stahls 20MnCr5 sollte sich sowohl in der oberen als auch in der unteren Probenhälfte bainitisch/martensitisches Gefüge einstellen. Die Charakterisierung der Proben wurde anhand von Gefügeuntersuchungen (vgl. Kapitel 3.3.3) und Härteprüfungen (vgl. Kapitel 3.3.4) durchgeführt.

Die metallografischen Aufnahmen im Randbereich der Probe haben gezeigt, dass bedingt durch die Entkohlung des Randes das Gefüge dort überwiegend ferritisch ist. Mit zunehmendem Randabstand nimmt der Effekt der Entkohlung ab. Aufgrund der relativ niedrigen Wärmeleitfähigkeit des Stahls wird eine deutlich langsamere Abkühlung in von der Oberfläche entfernten Bereichen erwartet.

Anhand metallografischer Aufnahmen in oberflächenentfernten Bereichen der Probe hat sich gezeigt, dass die Gefügestruktur im Kern der zylindrischen Probe sehr ungleichmäßig ist. Das Gefüge enthält viele kleine Martensitinseln, was die Abschätzung der Gefügebestandteile deutlich erschwert. Im Bereich zwischen Rand und Kern ist die Gefügestruktur dagegen relativ gleichmäßig. In Abbildung 75 ist der Vergleich lichtmikroskopischer Aufnahmen des Gefüges in Bereich zwischen dem Rand und Kern (5 mm vom Rand), jeweils für die untere und obere Probenhälfte dargestellt.

Bei dem Stahl 20MnCr5 lassen sich die einzelnen Gefügephasen schwierig auseinanderhalten. Die Unterschiede zwischen Martensit und Bainit können bei diesem Stahl nur schwer definiert werden. Die Ferrit-Phase lässt sich bei einer geeigneten Ätzung eindeutig sichtbar machen. In den dargestellten metallografischen Aufnahmen (Abbildung 75) ist der Ferrit als weiße Phase zu erkennen. Der Ferrit-Anteil beträgt 4% und 8% für die obere und untere Probenhälfte entsprechend.

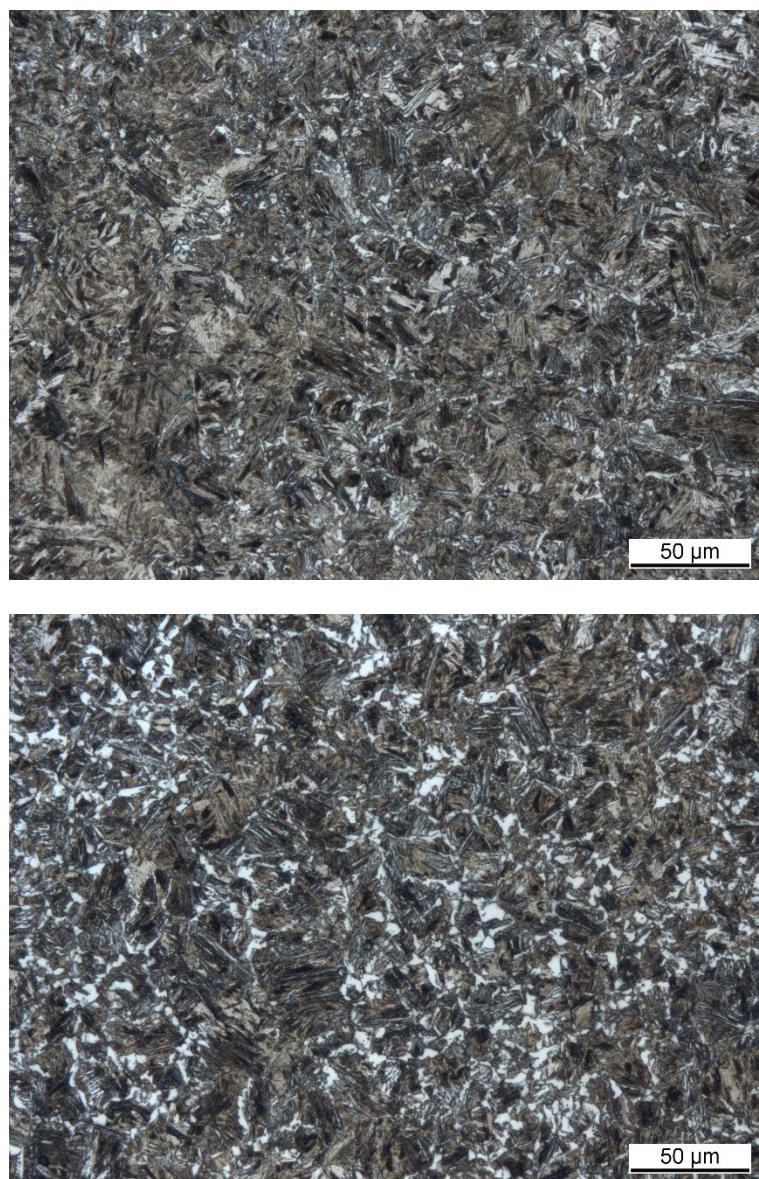


Abbildung 75: Gefüge von 20MnCr5 nach dem Abschrecken von 850 °C in stillem Wasser bei 80 °C. Die Aufnahmestelle befindet sich zwischen dem Rand und Kern (5 mm vom Rand). Oben: Mitte der oberen Probenhälfte mit Rillentiefe 430 µm. Unten: Mitte der unteren Probenhälfte mit Rillentiefe 1 µm.

In Abbildung 76 sind die zugehörigen, resultierenden radialen Härteverläufe vom Rand zum Kern dargestellt. Der erste Messwert befindet sich in einem Abstand 0,1 mm vom Rand entfernt. Aufgrund der Entkohlung am Rand während der Erwärmung im Ofen ist die Härte im Randbereich wesentlich niedriger als in den restlichen Bereichen der Probe. Im Kern der Probe liegt eine stärkere Schwankung der Härtewerte vor. Das kommt durch das Auftreten der ungleichmäßig verteilten Martensitinseln im Kernbereich zu Stande.

Die Unterschiede in den Härtewerten der oberen und unteren Probenhälfte betragen ca. 50 bis 100 HV1. Die ermittelten Härtewerte entsprechen im Allgemeinen denen aus dem ZTU-Diagramm für 20MnCr5 (vgl. Abbildung 74).

Somit wurden durch die ungleichmäßige Strukturierung der unteren und oberen Zylinderhälfte die Unterschiede im Gefüge erfolgreich erzeugt. Die im Normalfall langsamer abkühlende obere Zylinderhälfte weist im Falle einer groben Strukturierung schnelleres Abkühlen und dementsprechend härteres Gefüge auf. Das bestätigt die prinzipielle Möglichkeit der gezielten Einstellung der Werkstoffeigenschaften durch die lokale Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen.

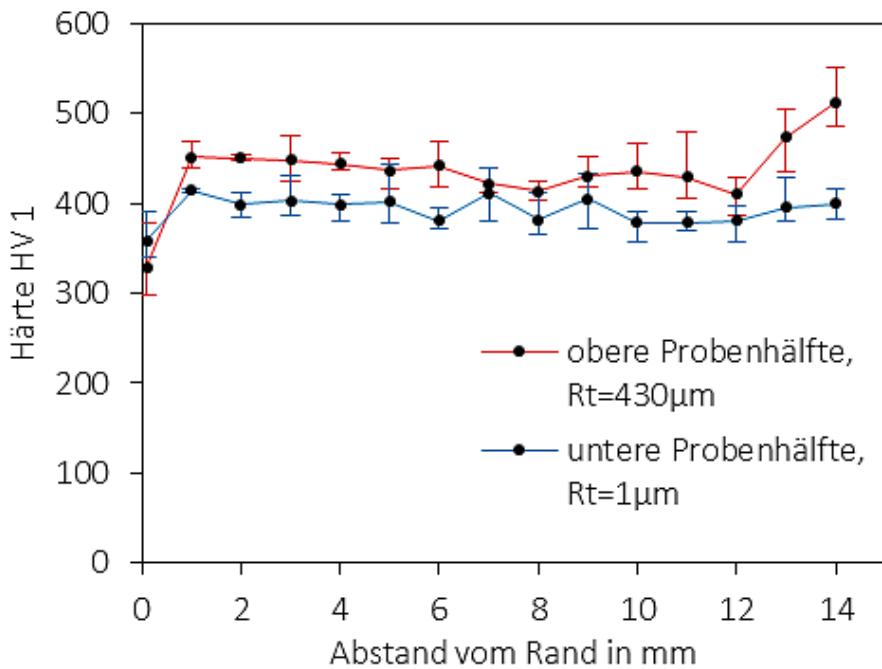


Abbildung 76: Resultierende radiale Härteverläufe in der Mittelebene der unteren und oberen Probenhälfte nach der Abschreckung von ungleichmäßig strukturierten Proben aus 20MnCr5 in stillem Wasser bei 80 °C. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 1 μm , obere Zylinderhälfte 470 μm .

5 Abschrecksimulation

Die in Kapitel 4 beschriebenen experimentellen Untersuchungen zeigen, dass die gezielte Oberflächenstrukturierung mit Rillen zu einer wesentlichen Veränderung der Abschreckkinetik führt. Basierend auf diesen experimentellen Erkenntnissen wurde ein Versuch unternommen, den Einfluss der Oberflächenstruktur und der Geometrie von Zylinderstirnkanten auf die Wärmeübertragung zwischen der Probenoberfläche und dem Abschreckmedium mittels numerischer Simulation zu beschreiben. Zweck dieser Simulation ist es, mittels Idealisierung die wichtigsten Einflussfaktoren in dem numerischen Modell zu berücksichtigen und die in den Experimenten nicht erfassbaren Vorgänge im Inneren der Probe während der Abschreckung detaillierter zu beschreiben.

Hierzu wurden thermische Simulationsrechnungen der Abschreckvorgänge an Proben mit unterschiedlicher Oberflächenstruktur durchgeführt. Die Simulation mit allen verwendeten FE-Modellen entspricht einer Abschreckung in ruhendem Wasser bei einer Wassertemperatur von 80 °C.

5.1 Modellierung

Die Abschrecksimulation wurde mit der FEM-Software Marc Mentat der Fa. MSC Software Corporation durchgeführt. Das Programm ermöglicht mechanische, thermische und gekoppelte thermo-mechanische FEM-Berechnungen. Da im Rahmen dieser Arbeit die mechanischen Auswirkungen wie Bauteilverzug und entstehende Eigenspannungen zunächst nicht berücksichtigt wurden, wurde die Simulation als eine reine thermische FEM-Analyse realisiert.

Zur Idealisierung des physikalischen Sachverhalts wurde bei den zylindrischen Proben ein rotationssymmetrisches Temperaturfeld angenommen. Damit kann das dreidimensionale Problem auf ein ebenes zweidimensionales Modell reduziert werden.

Die Simulation der Oberflächenstruktur erfolgt unter der vereinfachenden Annahme, dass ein gleichmäßiger Abschreckvorgang über die gesamte Zylinderhöhe vorliegt. Die Wärmeströme in Zylinderachsenrichtung d. h. die Höhenabhängigkeit der Wiederbenetzung wird nicht berücksichtigt. Dies ist näherungsweise bei Proben mit abgerundeten Stirnkanten gegeben. Die Rotations- und Symmetriebedingungen des Zylinders sowie die Vernachlässigung des Einflusses von Stirnkanten erlauben die Idealisierung des Modells auf eine halbe Rille des Bauteils.

Die Vereinfachung und das verwendete FE-Modell mit den zugehörigen thermischen Randbedingungen ist schematisch in Abbildung 77 dargestellt. Mit diesem Modell kann der Wärmetransport innerhalb einer halben Rille vom Kern bis zur Rillenspitze simuliert werden. Die Höhe des Modells, d. h. die halbe Rillenbreite ist von den Drehparametern abhängig. Für die verwendeten FE-Modelle wurde die Höhe des Halbmodells als Hälfte des entsprechenden Vorschubwerts einer Rillenstruktur berechnet (vgl. Abbildung 14 und Tabelle 7). In Abbildung 78 sind die Rillenbereiche des jeweiligen FE-Modells für verschiedene Rillentiefe dargestellt. Die Modelle sind auf gleiche Höhe skaliert.

Bei der Vernetzung von verwendeten FE-Modellen wurde mit Viereckelementen gearbeitet. Dreieckselemente gelten infolge von mathematischen Formulierungen bei großen Temperaturgradienten als ungenau. Die Vernetzung des Modells erfolgte größtenteils automatisch, um eine möglichst gleichmäßige und fehlerfreie Vernetzung zu erzeugen. Dies betrifft besonders kritische Bereiche wie die Rillenspitze. Bei der automatischen Vernetzung kann davon ausgegangen werden, dass die Seitenverhältnisse der Elemente möglichst gleichmäßig gestaltet, Schrägen und Verjüngungen vermieden und innere Winkel optimiert werden. Mit feiner vernetzten Modellen steigt in der Regel die Genauigkeit der Simulation. Deshalb werden kritische und zugleich wichtige Bereiche für die Wärmeübertragung meist feiner vernetzt. Zur Auswahl der optimalen Vernetzung und der Elementgröße wurde eine Konvergenzstudie durchgeführt.

Die Formulierung der Randbedingungen ist Teil der weiteren physikalischen Idealisierung des Modells. Schematisch sind die verwendeten thermischen Randbedingungen in Abbildung 77 gezeigt. Zur vereinfachten Beschreibung des Anfangszustandes wird davon ausgegangen, dass in der gesamten Probe beim Eintauchen in die Abschreckflüssigkeit

die gleiche Temperatur vorliegt. Als entsprechende Anfangsbedingung wird allen Knoten des FE-Modells zu Beginn des Abschreckvorgangs die gleiche Temperatur zugewiesen. Bei der Simulation des Abschreckvorgangs von Aluminiumproben wurde die Anfangstemperatur 535 °C angenommen. Im Falle der Proben aus dem austenitischen Stahl beträgt die Anfangstemperatur 825 °C.

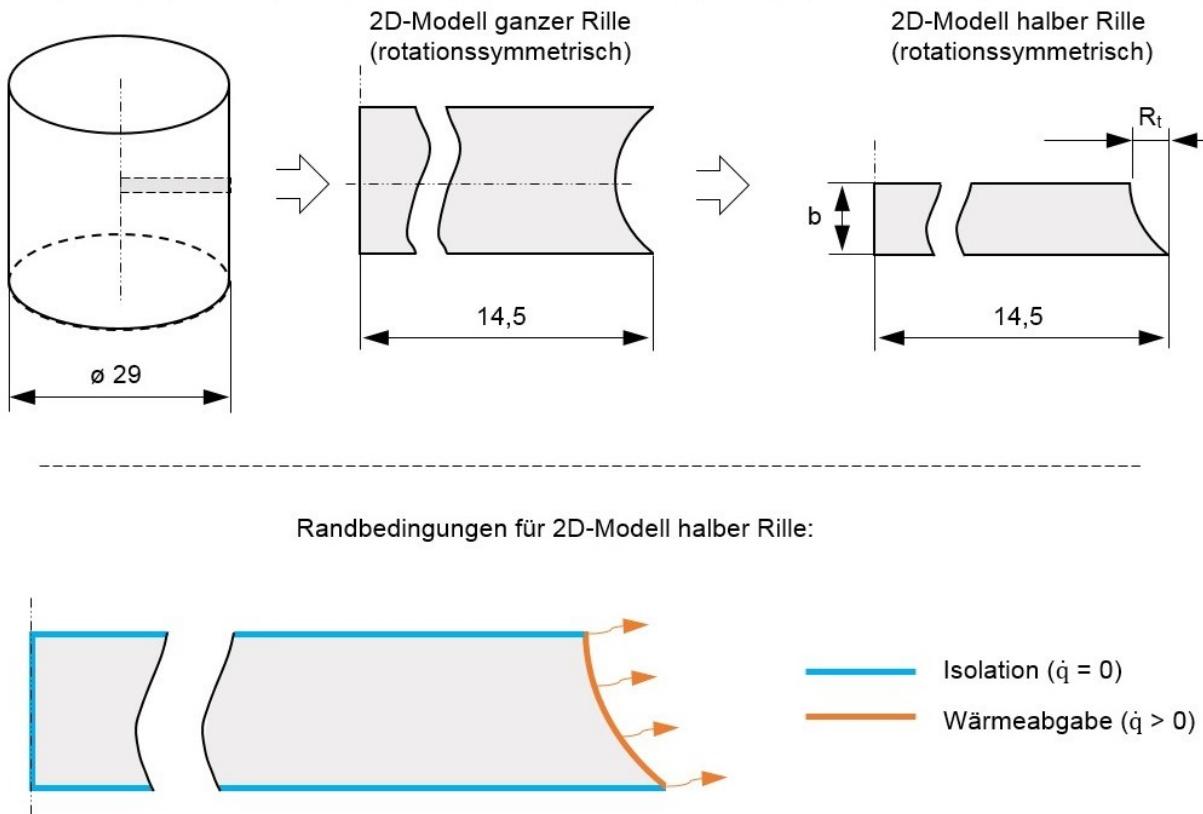


Abbildung 77: Rotationssymmetrisches 2D-Modell der halben Rillen und die verwendeten thermischen Randbedingungen (schematisch, nicht maßstäblich).

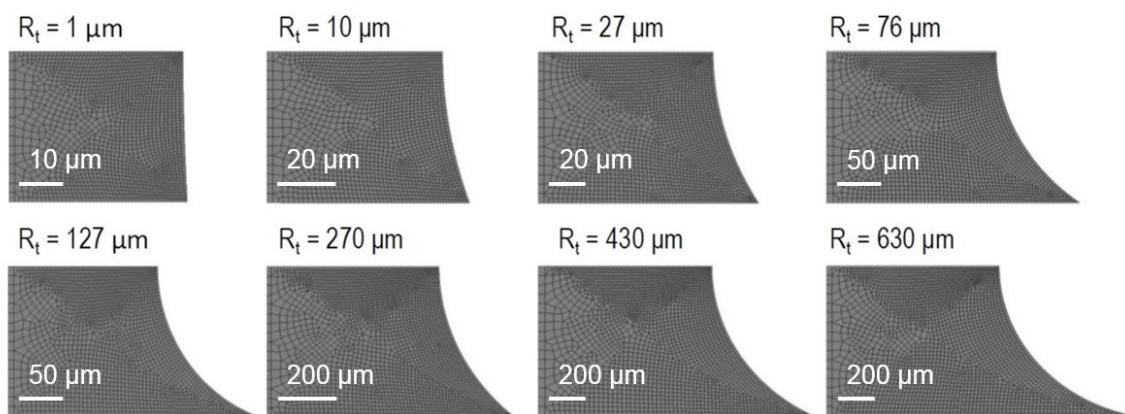


Abbildung 78: Rillengeometrie von 2D-Modellen bei unterschiedlichen Rillentiefen. Nur der Rillenbereich des jeweiligen FE-Modells ist dargestellt. Alle Modelle sind auf die gleiche Höhe skaliert.

Der Wärmeübergang vom Bauteil zum Abschreckmedium wird mit Hilfe von experimentell ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten berechnet. Bei diesen Wärmeübergangskoeffizienten handelt es sich um eine temperaturabhängige Funktion. Die benötigten Wärmeübergangskoeffizienten der Flüssigkeitsabschreckung (mit Filmsieden, Blasensieden, Konvektion) wurden experimentell an glatten Proben (Rauheit 1 µm) beim Abschrecken in ruhendem Wasser bei 80 °C bestimmt. Dazu wurden Abkühlkurven mittels Thermoelementen gemessen und anschließend das inverse Wärmeleitproblem numerisch gelöst.

Für die FEM-Berechnung des innerstofflichen Wärmeübergangs sind die temperaturabhängigen Werte der Temperaturleitfähigkeit α_T notwendig. Diese berechnet sich aus der Dichte, Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität nach Gleichung (1). Die Werkstoffkennwerte in Abhängigkeit von der Temperatur sind in Tabelle 2 und Tabelle 4 aufgeführt. Die berechneten Verläufe der Temperaturleitfähigkeit sind für die Aluminiumknetlegierung EN AW-6082 und den austenitischen Stahl X5CrNi18-10 in Abbildung 79 veranschaulicht.

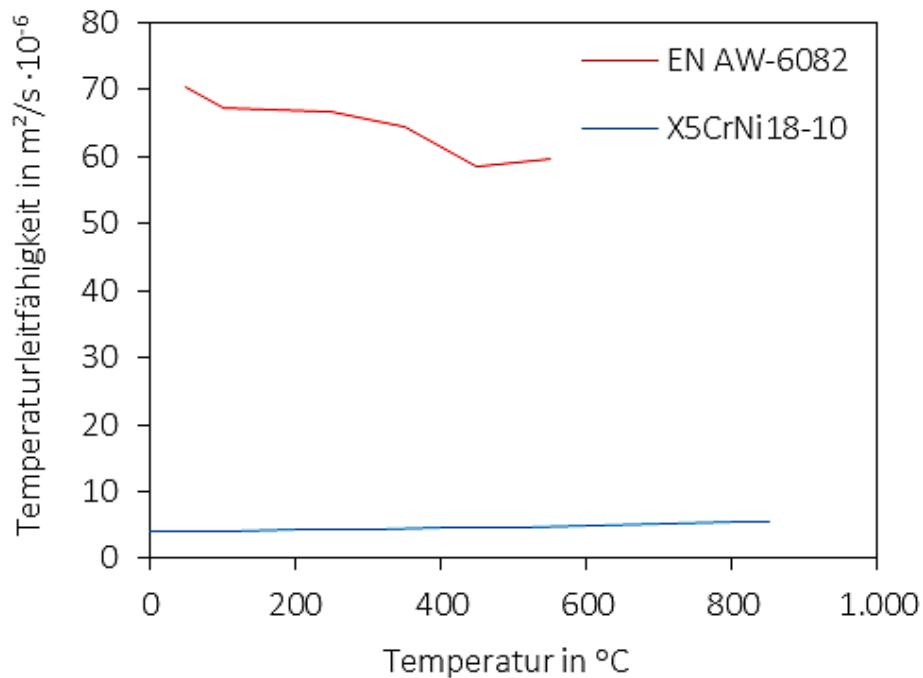


Abbildung 79: Temperaturleitfähigkeit von EN AW-6082 und X5CrNi18-10.

5.2 Ergebnisse der Simulation

Für die Untersuchung des thermischen Einflusses von verschiedenen Oberflächenstrukturen wurden Temperatur-Zeit-Verläufe an den vier in Abbildung 80 dargestellten Punkten ermittelt. Da die entscheidenden Vorgänge der Wärmeübertragung vom Bauteil an das Abschreckmedium im Bereich der Rillenspitze stattfinden, werden dort drei Auswertungspunkte gesetzt (Rillenspitze, Rillengrund und 1 mm Abstand zur Rillenspitze). Der Auswertungspunkt im Kern des FE-Modells entspricht dem Temperatur-Zeit-Verlauf im Kern der Probe und wird für den Vergleich mit den Temperaturmessungen aus den experimentellen Untersuchungen herangezogen.

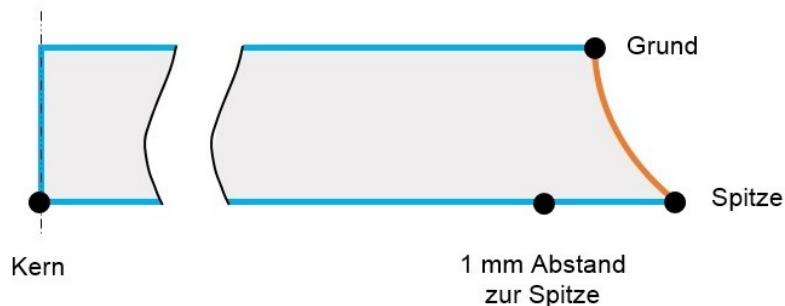


Abbildung 80: Auswertungspunkte für die Temperatur-Zeit-Verläufe am rotationssymmetrischen 2D-Modell der halben Rille. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1 mm Abstand von der Rillenspitze, Kern.

5.2.1 Werkstoff EN AW-6082

Die Temperatur-Zeit-Verläufe des FE-Modells weisen einen typischen Verlauf auf. Die Abschreckphasen: Filmsieden, Blasensieden und Konvektion sind deutlich erkennbar. Abbildung 81 stellt die Temperatur-Zeit-Verläufe an der Rillenspitze für die unterschiedlichen Rillengeometrien dar.

Die simulierten Temperaturverläufe an der Rillenspitze weisen einen komplexen Zusammenhang zwischen Rillentiefe und Abkühlintensität auf. Mit einer Rillentiefe von 127 µm wird eine schnellere Abkühlung erreicht als bei einer Rillentiefe von 430 µm. Auch bei dem Modell mit 76 µm tiefen Rillen erfolgt die Abkühlung geringfügig schneller als bei 270 µm tiefen Rillen. Das Modell mit der Rillentiefe von 127 µm kühlt bei der Simulation am schnellsten ab.

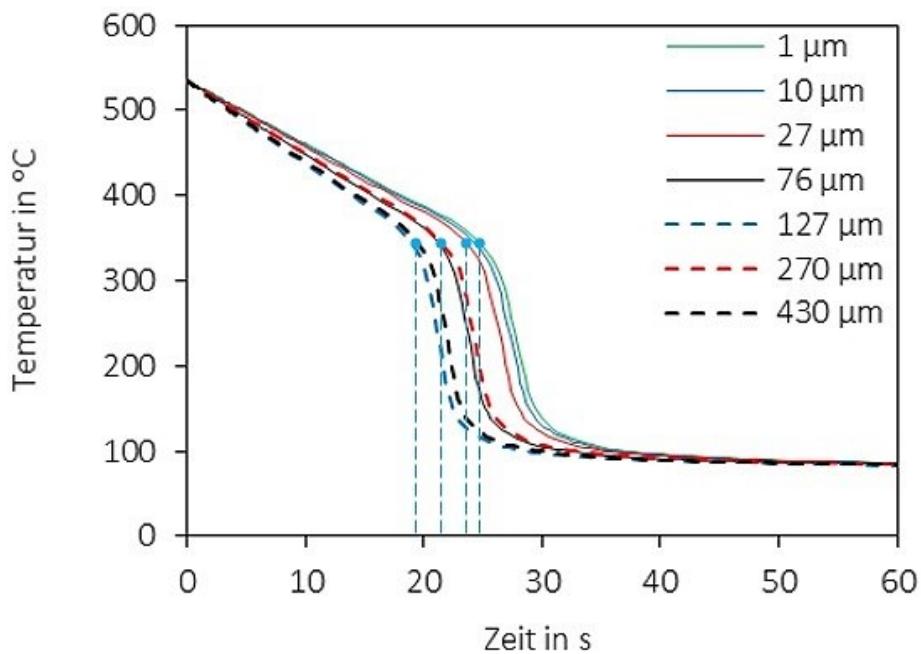


Abbildung 81: Simulierte Temperaturverläufe an der Rillenspitze in Abhängigkeit von der Rillentiefe. Werkstoff EN AW-6082. Blaue Punkte markieren den Übergang vom Filmsieden zum Blasensieden.

Die langsamste Abkühlung wird bei einer Rillentiefe von 1 µm simuliert. Im Bereich der Wiederbenetzung in Abbildung 81, liegen die Zeitunterschiede zwischen schnellsten und langsamsten Abkühlung bei ca. 6-7 Sekunden. Zur Veranschaulichung der Temperaturverläufe an verschiedenen Stellen der FE-Modelle wurden für die Modelle mit der langsamsten (1 µm) und schnellsten (127 µm) Abkühlung die Temperatur-Zeit-Verläufe an den vier Auswertungspunkten (vgl. Abbildung 80) in einem Diagramm zusammengestellt, siehe Abbildung 82 und Abbildung 83.

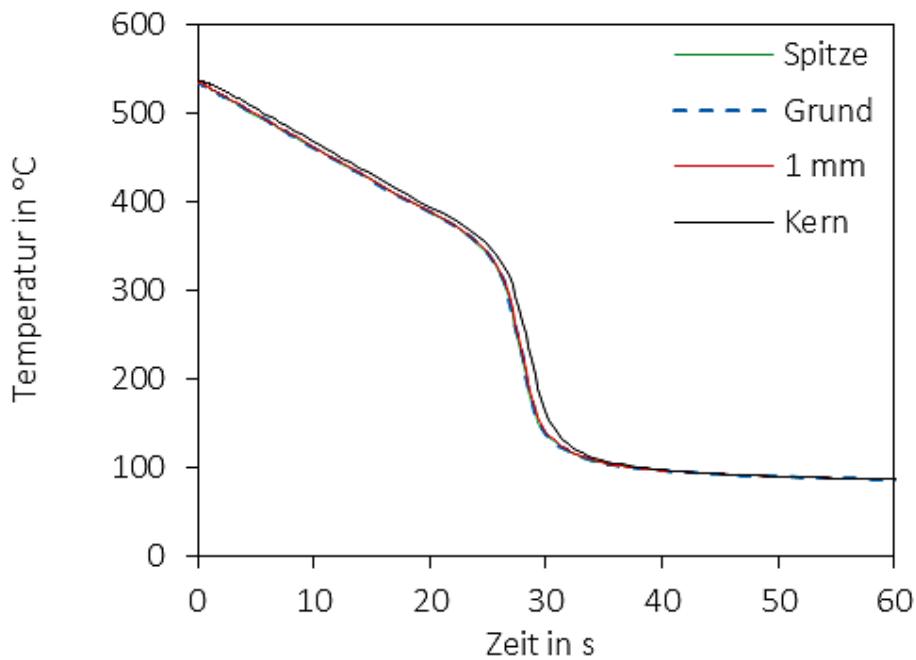


Abbildung 82: Simulierte Temperaturverläufe an vier unterschiedlichen Punkten des FE-Modells bei der Rillentiefe von 1 µm. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1 mm Abstand von der Rillenspitze, Kern. Werkstoff EN AW-6082.

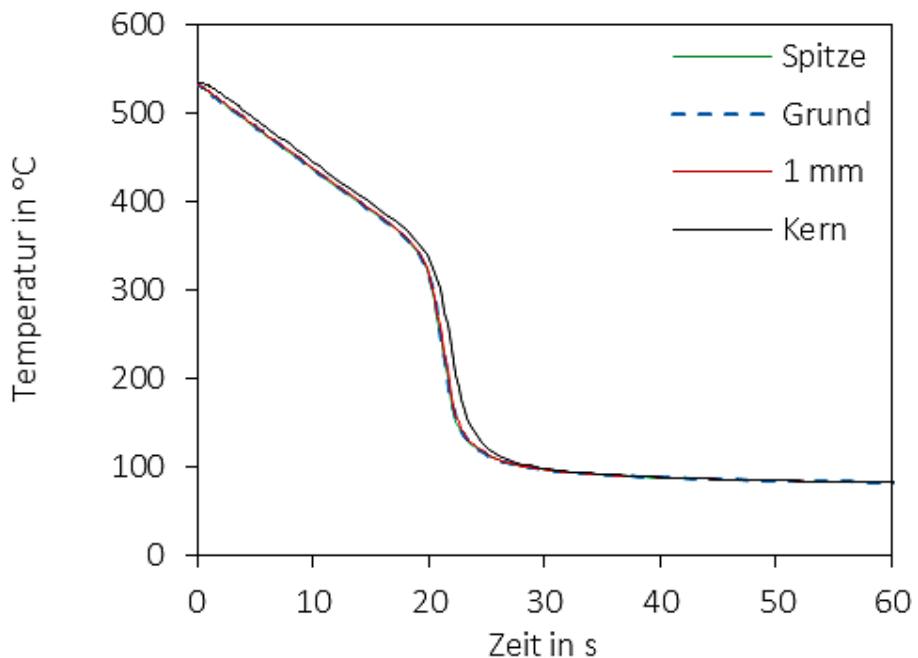


Abbildung 83: Simulierte Temperaturverläufe an vier unterschiedlichen Punkten des FE-Modells bei der Rillentiefe von 127 µm. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1 mm Abstand von der Rillenspitze, Kern. Werkstoff EN AW-6082.

Die dargestellten Diagramme verdeutlichen, dass zwischen den drei oberflächennahen Auswertungspunkten kaum Unterschiede in der Abkühlung bestehen. Die Rillenspitze, der Rillengrund und der 1 mm von der Spitze entfernte Punkt besitzen zu gleichen Zeiten gleiche Temperaturen. Nur für den Temperatur-Zeit-Verlauf im Kern lässt sich eine geringfügige Verzögerung in der Abkühlung beobachten. Die Zeitdifferenz zwischen dem Erreichen einer bestimmten Temperatur an der Oberfläche und im Kern ist bei dem am langsamsten (1 μm) und am schnellsten (127 μm) abkühlenden Modell nahezu gleich und beträgt maximal 1 Sekunde.

Die Temperaturverteilung im Bereich der Rillenspitze lässt sich durch die farbige Visualisierung der Temperaturzonen auf dem FE-Modell detailliert darstellen. Es werden Grafiken des Temperaturzustandes im Modell für die Rillentiefen 10 μm , 27 μm , 76 μm und 127 μm zu bestimmten Temperaturen betrachtet. Die Zustände mit der Temperatur an der Rillenspitze von 533 $^{\circ}\text{C}$ (kurz nach dem Eintauchen ins Abschreckmedium) und 300 $^{\circ}\text{C}$ (Phase des Blasensiedens) sind in Abbildung 84 dargestellt. Unter Berücksichtigung der Farbskala ist zu erkennen, dass die Temperaturverteilung innerhalb der Rille nahezu gleichmäßig ist. Die maximalen Temperaturunterschiede zwischen der Rillenspitze und dem Rillengrund betragen weniger als 1 K. Diese Tendenz bleibt auch für die anderen Temperaturzustände während des gesamten Abschreckvorgangs erhalten.

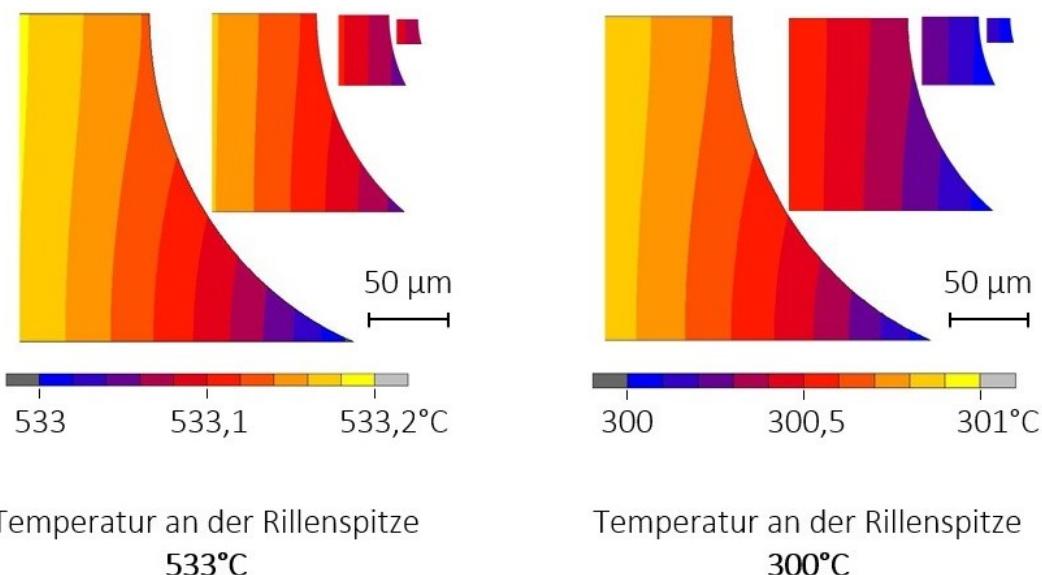


Abbildung 84: Simulierte Temperaturverteilung in der Rille der FE-Modelle mit Rillentiefen 10 μm , 27 μm , 76 μm , 127 μm bei definierten Temperaturen an der Rillenspitze: 533 $^{\circ}\text{C}$ (links) und 300 $^{\circ}\text{C}$ (rechts). Nur der Rillenbereich des jeweiligen FE-Modells dargestellt. Die Modelle sind maßstäblich. Werkstoff EN AW-6082.

5.2.2 Werkstoff X5CrNi18-10

Die bei der Simulation am austenitischen Stahl X5CrNi18-10 ermittelte Temperatur-Zeit-Verläufe an der Rillenspitze sind in Abbildung 85 in Abhängigkeit von der Rillentiefe dargestellt. Die berechneten Abkühlkurven weisen einen typischen Verlauf mit ausgeprägten Phasenübergängen auf.

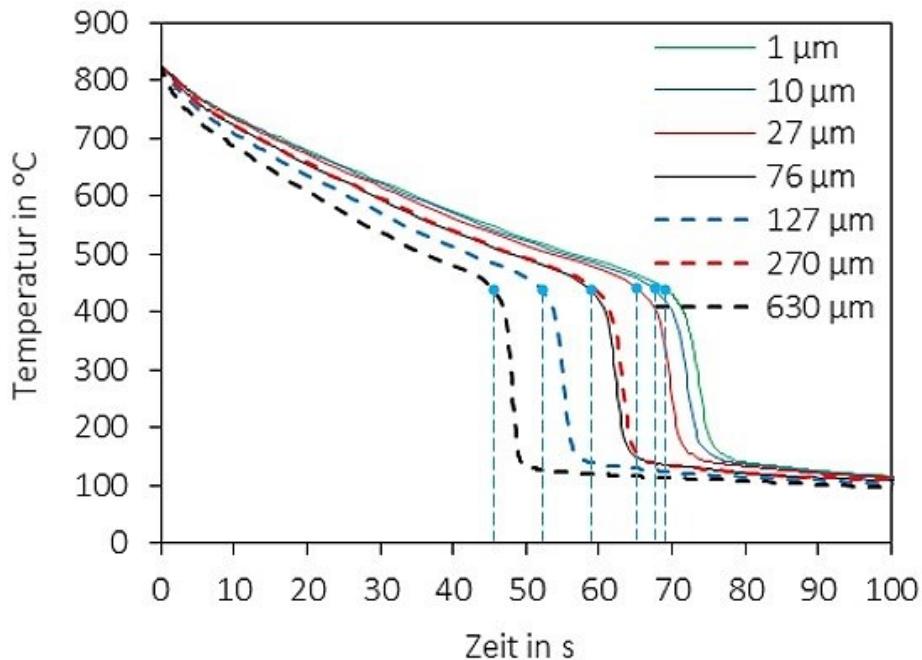


Abbildung 85: Simulierte Temperaturverläufe an der Rillenspitze in Abhängigkeit von der Rillentiefe. Werkstoff X5CrNi18-10. Blaue Punkte markieren den Übergang vom Filmsieden zum Blasensieden.

Wie im Falle der Simulation an der Aluminiumlegierung EN AW-6082 ist auch bei der FEM-Berechnung am austenitischen Stahl X5CrNi18-10 keine kontinuierliche Verkürzung der Abschreckdauer bei zunehmender Rillentiefe vorhanden. Die Abkühlung bei 270 µm tiefen Rillen erfolgt nahezu gleich wie bei 76 µm tiefen Rillen und deutlich langsamer als bei dem Modell mit der Rillentiefe von 127 µm.

Bei dem FE-Modell mit der Rillentiefe 630 µm liegt die schnellste Abkühlung vor. Das Modell mit der Rillentiefe von 1 µm ergibt die langsamste Abkühlung. Die zeitlichen Unterschiede zwischen dem schnellsten und dem langsamsten Abkühlverlauf liegen im Bereich der Wiederbenetzung (siehe Abbildung 85, ca. 45-75 Sekunden) bei ca. 30 Sekunden. In Abbildung 86 und Abbildung 87 sind die Abkühlverläufe an den vier Auswertungspunkten (vgl. Abbildung 80) des FE-Modells für die Rillentiefen 1 µm und 630 µm entsprechend gegenübergestellt.

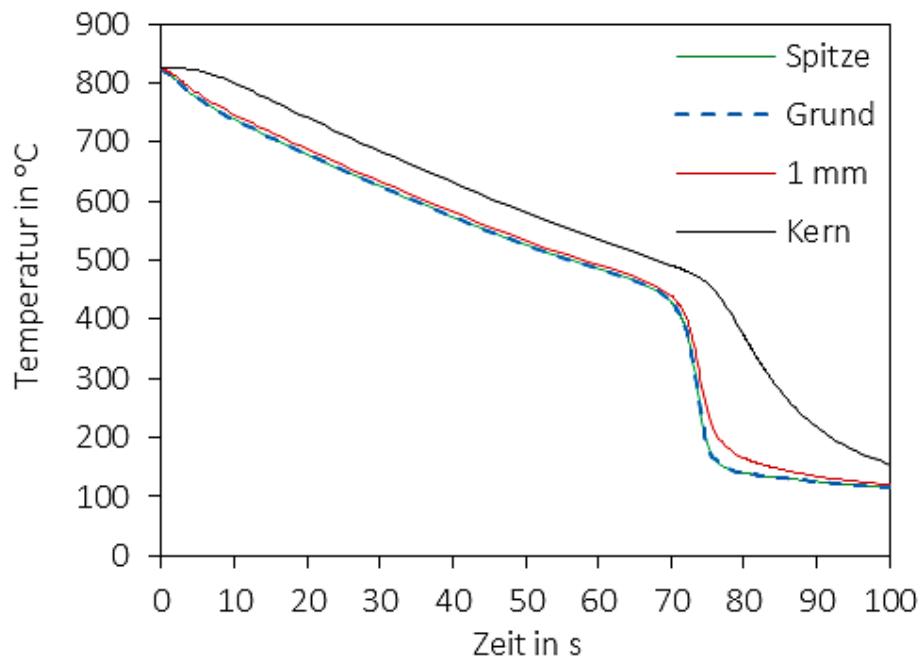


Abbildung 86: Simulierte Temperaturverläufe an vier unterschiedlichen Punkten des FE-Modells bei der Rillentiefe von 1 µm. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1mm Abstand von der Rillenspitze, Kern. Werkstoff X5CrNi18-10.

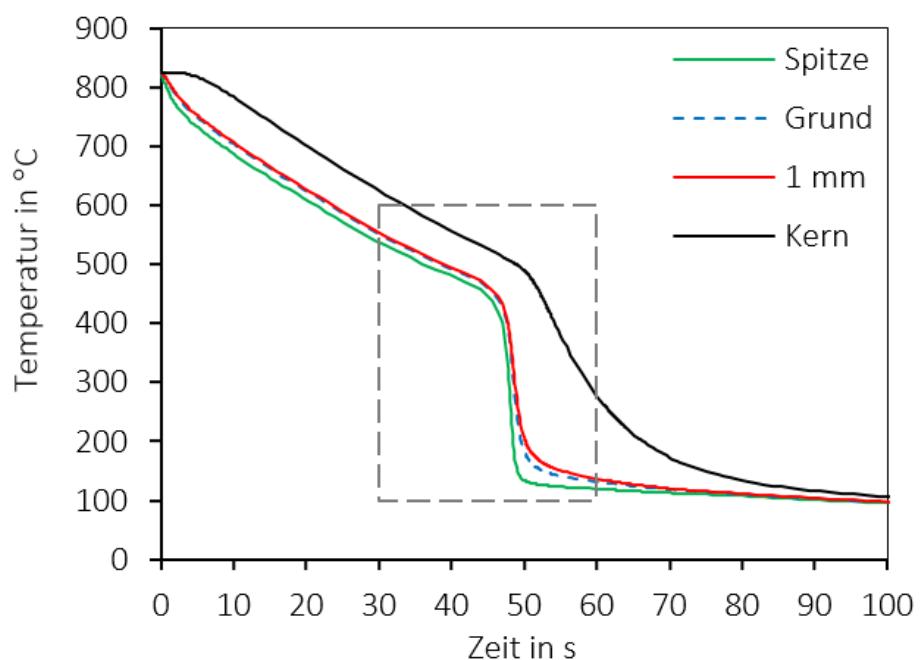


Abbildung 87: Simulierte Temperaturverläufe an vier unterschiedlichen Punkten des FE-Modells bei der Rillentiefe von 630 µm. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1 mm Abstand von der Rillenspitze, Kern. Werkstoff X5CrNi18-10. Vergrößerte Darstellung des gekennzeichneten Bereichs in Abbildung 88.

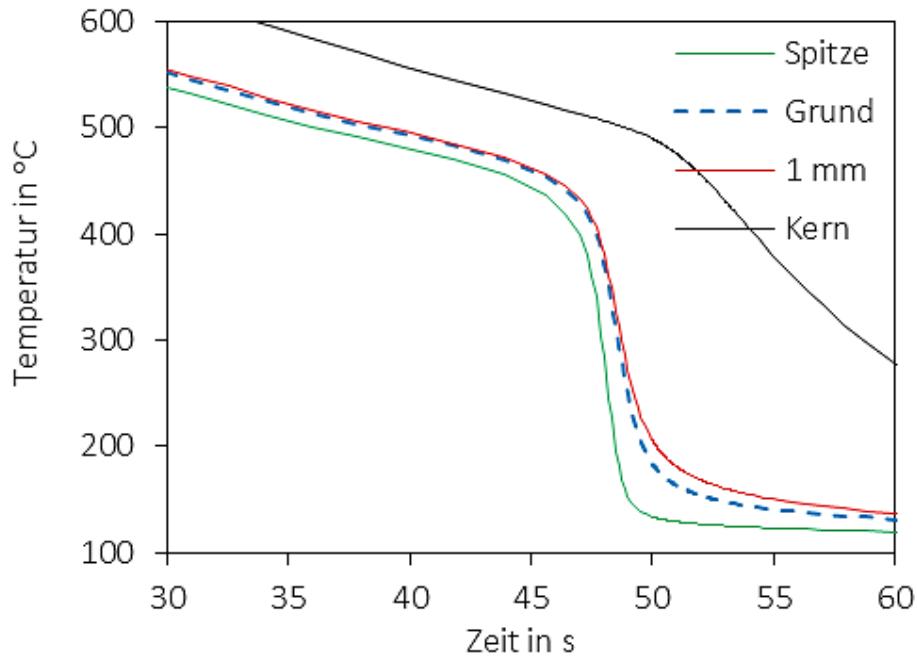


Abbildung 88: Vergrößerte Darstellung der simulierten Temperaturverläufe zwischen 30 und 60 Sekunden nach dem Eintauchen an vier unterschiedlichen Punkten des FE-Modells bei der Rillentiefe von 630 µm. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1 mm Abstand von der Rillenspitze, Kern. Werkstoff X5CrNi18-10.

Bedingt durch die niedrigere Temperaturleitfähigkeit des Stahls (vgl. Tabelle 2 und Tabelle 4) sind die Unterschiede in den Abkühlverläufen an verschiedenen Stellen des FE-Modells stärker ausgeprägt als im Falle der Aluminiumlegierung. Jedoch werden die Unterschiede in den drei oberflächennahen Punkten (Spitze, Grund, 1 mm Abstand zur Spitze) erst bei großen Rillentiefen merklich. Für die Rillentiefe 630 µm beträgt der Temperaturunterschied zwischen der Rillenspitze und dem Rillengrund im Bereich der Wiederbenetzung ca. 150 K (siehe Abbildung 88, ca. 47-49 Sekunden).

Der Temperaturverlauf im Kern weist dagegen eine deutlich langsamere Abkühlung auf. Im Bereich des Filmsiedens (oberhalb ca. 450 °C) wird eine bestimmte Temperatur im Kern mit einer Verzögerung von ca. 10 Sekunden erreicht. Nach dem Eintritt des Blasensiedens beträgt die Verzögerung ca. 10 bis 20 Sekunden.

In Abbildung 89 ist die Temperaturverteilung im Bereich der Rillenspitze exemplarisch für die Modelle mit Rillentiefen 10 µm, 27 µm, 76 µm und 127 µm veranschaulicht. Die dargestellten Grafiken repräsentieren die Temperaturzustände kurz nach dem Eintauchen in das Abschreckmedium (Temperatur an der Rillenspitze 822 °C) und zu Beginn des Blasensiedens (Temperatur an der Rillenspitze 400 °C).

Bei niedriger Abkühlintensität im Bereich des Filmsiedens (oberhalb ca. 450 °C) ist die

Temperaturverteilung in der Rille nahezu gleichmäßig. Im Bereich des Blasensiedens werden aufgrund der zunehmenden Abkühlintensität größere Unterschiede in den Temperaturen der Rillenspitze und des Rillengrunds erreicht. Bei der Rillentiefe von 127 µm beträgt der höchste Temperaturunterschied innerhalb der Rille ca. 5 K bei einer Rillenspitzentemperatur von ca. 400 °C bzw. ca. 15 K wenn die Temperatur der Rillenspitze bei ca. 200 °C liegt.

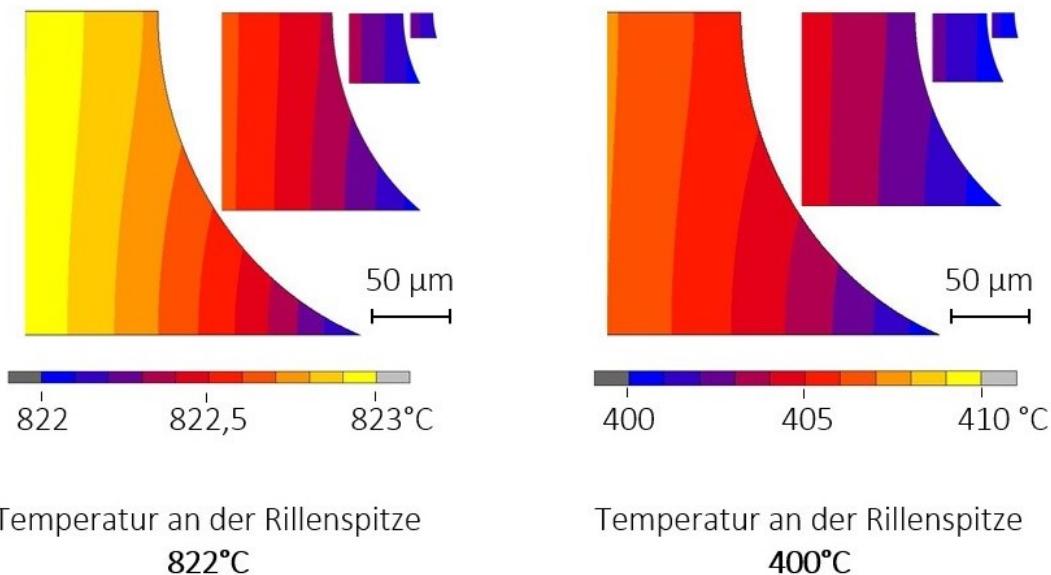


Abbildung 89: Simulierte Temperaturverteilung in der Rille der FE-Modelle mit Rillentiefen 10µm, 27µm, 76µm, 127µm bei definierten Temperaturen an der Rillenspitze: 822°C (links) und 400 °C (rechts). Nur der Rillenbereich des jeweiligen FE-Modells dargestellt. Die Modelle sind maßstäblich. Werkstoff X5CrNi18-10.

6 Diskussion

6.1 Dampffilmdicke

Die Dampffilmdicke stellt eine wesentliche Randbedingung für die Beeinflussung des Filmsiedens durch Oberflächenstrukturierung dar. Bei der Flüssigkeitsabschreckung übt der Dampffilm zwischen der heißen Oberfläche und Abschreckflüssigkeit eine isolierende Wirkung aus. Der Wärmetransport durch den Dampffilm ist schematisch in Abbildung 90 gezeigt.

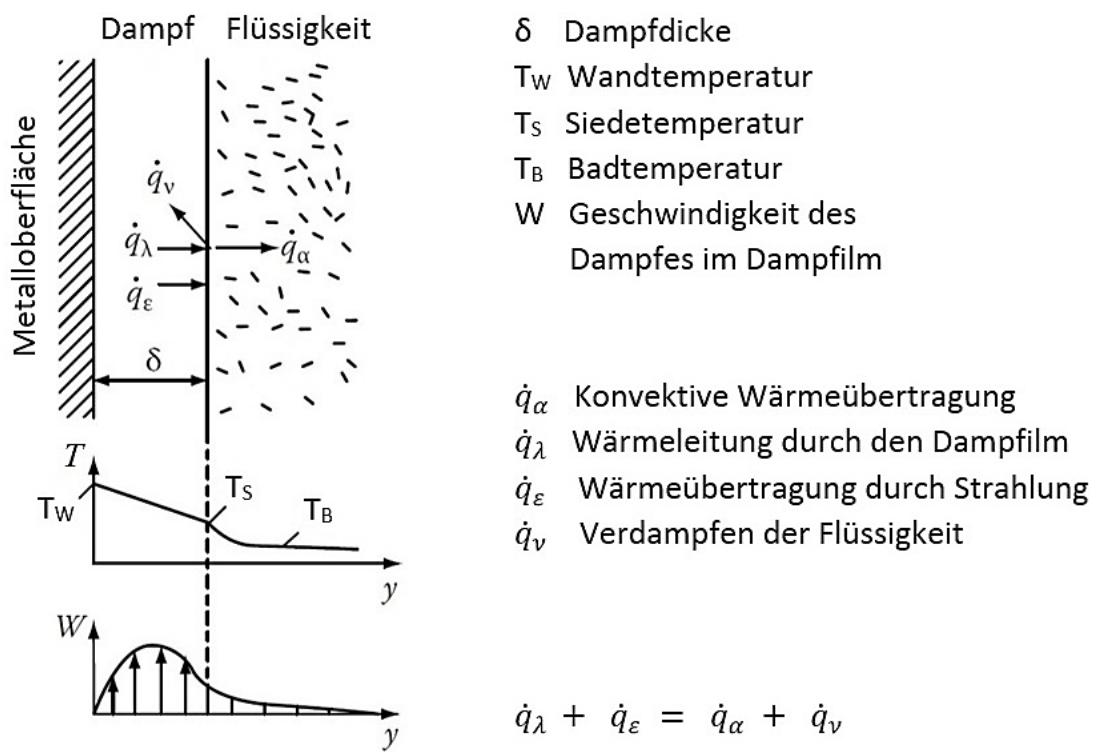


Abbildung 90: Mechanismen des Wärmetransports beim Filmsieden [1].

Bei der Tauchabschreckung können die Einflüsse der Strahlung und Verdampfung der Flüssigkeit vernachlässigt werden. Somit lässt sich der Wärmefluss durch den Dampfilm vereinfacht mit zwei Komponenten beschreiben [1]:

$$\dot{q}_\lambda = \dot{q}_\alpha \quad (3)$$

Für die Wärmeleitung durch den Dampfilm der der Dicke δ gilt folgende Gleichung:

$$\dot{q}_\lambda = \frac{\lambda_D}{\delta} \cdot (T_w - T_s) \quad (4)$$

in der T_w die Temperatur der Metalloberfläche, T_s die Siedetemperatur und λ_D die Wärmeleitfähigkeit des Dampffilms repräsentiert [1].

Die konvektive Wärmeübertragung in der Flüssigkeit berechnet sich nach der Gleichung:

$$\dot{q}_\alpha = \alpha_{konv.} \cdot (T_s - T_B) \quad (5)$$

in der $\alpha_{konv.}$ den konvektiven Wärmeübergangskoeffizient, T_s die Siedetemperatur und T_B die Badtemperatur darstellt [1].

Nach dem Einsetzen der Gleichungen 4 und 5 in die Gleichung 3 ergibt sich für die Dampffilmdicke folgender Zusammenhang:

$$\delta = \frac{\lambda_D}{\alpha_{konv.}} \cdot \frac{T_w - T_s}{T_s - T_B} \quad (6)$$

Dieser Zusammenhang stellt eine vereinfachte Lösung zur Berechnung der Dampffilmdicke dar und gilt bei Temperaturen des Mediums deutlich unterhalb deren Siedetemperatur [1]. Mit den Stoffwerten, wie der Siedetemperatur des Wassers von 100°C lässt sich die Dampfschichtdicke in Abhängigkeit von der Oberflächentemperatur und Badtemperatur näherungsweise berechnen. Die Wärmeleitfähigkeit des Wasserdampffilms bei 100°C und beim Atmosphärendruck beträgt $\lambda_D = 0,025 \text{ W/m}\cdot\text{K}$ [59]. Laut [58] kann bei der Konvektion in Wasser der Wärmeübergangskoeffizient $\alpha_{konv.} = 2000 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$ angenommen werden. Die auf dieser Grundlage berechneten Werte der Dampffilmdicke in Wasser sind in Abbildung 91 dargestellt. Die Dampffilmdicke nimmt mit steigender Badtemperatur und steigender Wandtemperatur zu.

Zur genaueren Berechnung der Dampffilmdicke wurde in [55] ein mathematisches Modell entwickelt, welches unter anderem die Veränderung der Dampffilmdicke über die Höhe des Zylinders berücksichtigt. In Abbildung 92 sind die Werte der Dampffilmdicke bei der halben Zylinderhöhe (60 mm vom unteren Zylinderende) dargestellt. Abhängig von der Wassertemperatur und Wandtemperatur beträgt die Dampffilmdicke in Wasser ca. 50 bis 600 μm , was mit den experimentellen Messwerten korreliert [55-57].

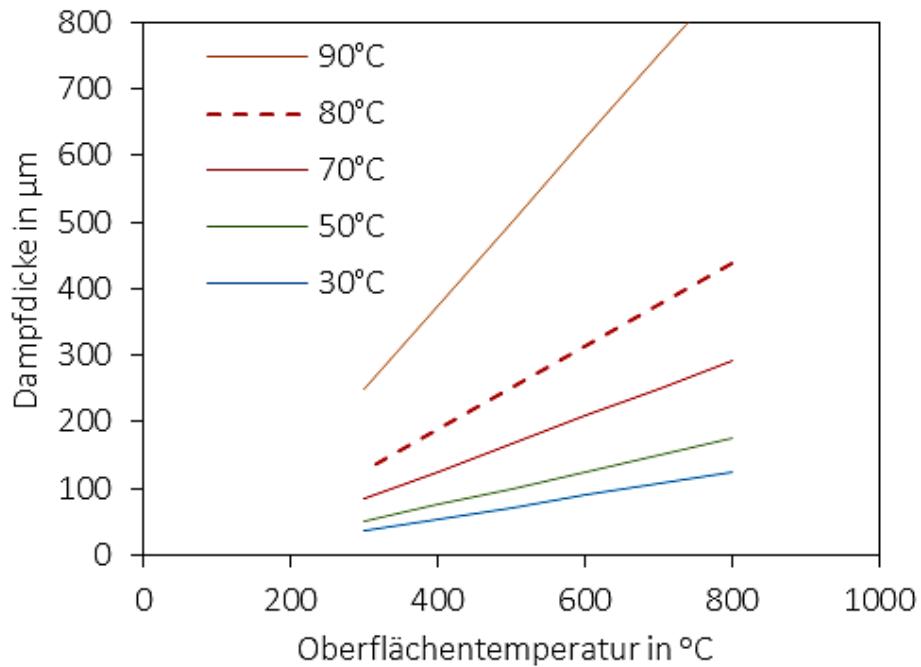


Abbildung 91: Dampffilmdicke in Wasser in Abhängigkeit von der Wassertemperatur und Oberflächentemperatur. Vereinfachte Berechnung nach Gleichung 6.

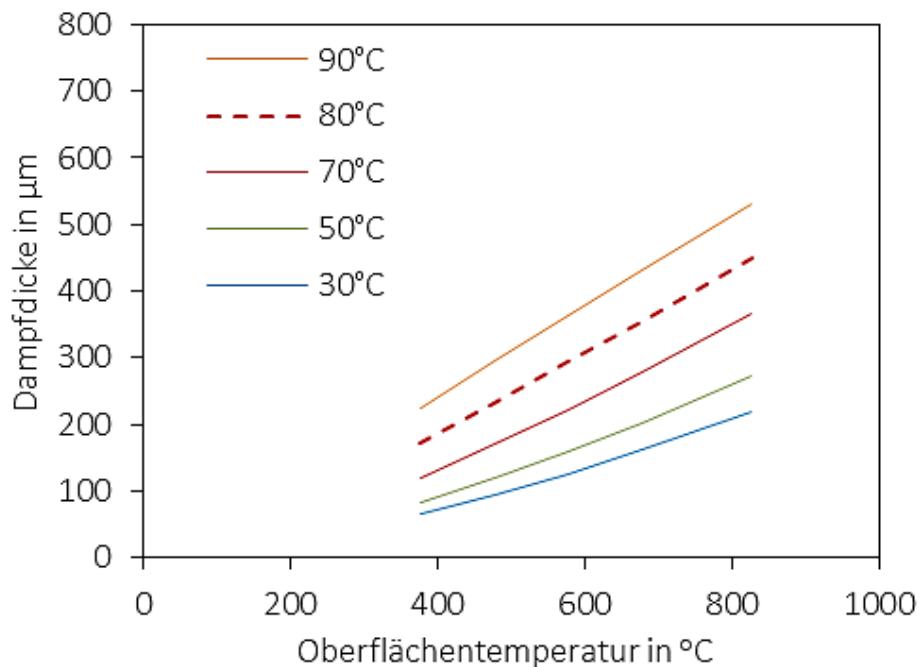


Abbildung 92: Dampffilmdicke in Wasser bei der halben Zylinderhöhe in Abhängigkeit von der Wassertemperatur und Oberflächentemperatur [55].

Die nach Gleichung 6 berechneten Werte der Dampffilmdicke in Wasser stimmen mit den Ergebnissen des mathematischen Modells [55] gut überein (vgl. Abbildung 91 und Abbildung 92). Insbesondere bei Badtemperaturen deutlich unterhalb der Siedetemperatur des Mediums ermöglicht die Gleichung 6 eine relativ gute Abschätzung

der Dampffilmdicke. Nur bei der Badtemperatur von 90°C tritt eine starke Abweichung auf, weil bei der Annäherung der Mediumtemperatur an deren Siedetemperatur die Gleichung 6 ihre Gültigkeit verliert.

Die Übereinstimmung der Ergebnisse bei Wassertemperaturen bis 80°C bestätigt die Gültigkeit der Gleichung 6 zur vereinfachet Berechnung der Dampffilmdicke in verdampfenden Flüssigkeiten. Für Öl sollte die Gültigkeit der Gleichung ebenfalls gegeben sein. Für den konvektiven Wärmeübergang in Öl kann $\alpha_{\text{konv.}} = 1000 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$ angesetzt werden [60]. Unter Berücksichtigung der wesentlich höheren Siedetemperatur des Abschrecköls Isomax 166 von 300°C ergeben sich nach Gleichung 6 deutlich geringere Werte der Dampffilmdicke in Öl und eine geringere Abhängigkeit von der Badtemperatur (siehe Abbildung 93).

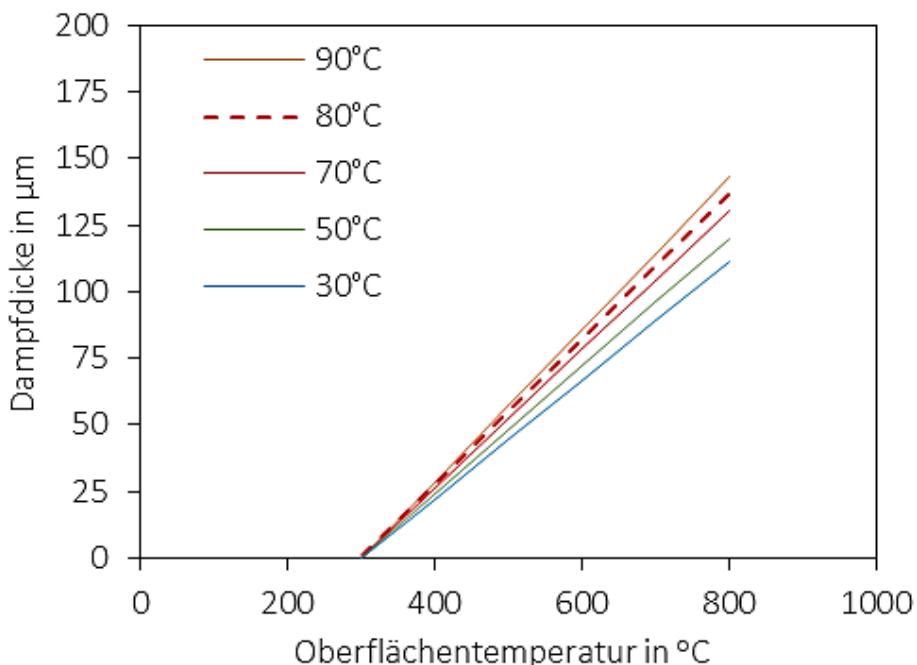


Abbildung 93: Dampffilmdicke in Öl in Abhängigkeit von der Öltemperatur und Oberflächentemperatur. Vereinfachte Berechnung nach Gleichung 6.

Die zur Berechnung der Dampffilmdicke in Öl nach Gleichung 6 erforderliche Wärmeleitfähigkeit des Dampfes lässt sich nur näherungsweise ermitteln. Beim Erreichen der Siedetemperatur von ca. 300 °C verdampfen die Abschrecköle nicht nur, sondern zersetzen sich in gasförmige Reaktionsprodukte, die im Wesentlichen den Dampffilm bilden [1]. In grober Näherung kann hier von relativ kleinen Kohlenwasserstoffmolekülen ausgegangen werden. Es wurde angenommen, dass die Zersetzung des Öls zu Propan-Molekülen erfolgt. Somit wurde die Wärmeleitfähigkeit des Öldampfes gleich der Wärmeleitfähigkeit von Propan bei 300°C und beim Atmosphärendruck $\lambda_D = 0,06 \text{ W/m} \cdot \text{K}$ gesetzt [61].

6.2 Einfluss der Oberflächenstrukturierung

Die durchgeführten experimentellen Untersuchungen an zylindrischen Proben aus Aluminium und Stahl haben gezeigt, dass die Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen einen Einfluss auf die Abkühlvorgänge in Wasser und in Öl hat. Mit einer geeigneten Oberflächenstrukturierung kann eine Verkürzung der Filmsiedephase erreicht werden, was aus einem begünstigten Wärmeaustausch zwischen der Metalloberfläche und dem Abschreckmedium resultiert.

Für die Untersuchung des Einflusses der Oberflächenstruktur auf das Filmsieden sind die Proben mit abgerundeten Stirnkanten von Vorteil, weil der störende Einfluss der Zylinderenden durch die Abrundung reduziert wird. Aufgrund der Überlagerung des Einflusses von Zylinderenden und Oberflächenstruktur, sind die experimentellen Untersuchungen an scharfkantigen Proben weniger aussagekräftig hinsichtlich des Einflusses der Oberflächenstruktur als an Proben mit abgerundeten Stirnkanten.

Der Einfluss der Oberflächenstruktur auf das Filmsieden während der Flüssigkeitsabschreckung weist einen komplexen Charakter auf und ist sowohl vom Abschreckmedium als auch von den physikalischen Eigenschaften des Probenwerkstoffes abhängig. Bei den Proben aus dem austenitischen Stahl X5CrNi18-10 führt die Oberflächenstrukturierung mit tiefen Drehrillen in Umfangsrichtung zu einer Beschleunigung der Abschreckung im Vergleich zu Proben mit glatter Oberfläche. Im Falle der Aluminiumproben EN AW-6082 kann die Vergrößerung der Rillentiefe in Umfangsrichtung sowohl eine Verkürzung als auch eine Verlängerung der Filmsiedephase, verglichen zu glatten Proben verursachen. Im Bereich der mittleren Rillentiefen nehmen die Filmsiedephase und die Abschreckdauer mit zunehmender Rillentiefe bei Aluminiumproben zu. Obwohl die Oberflächenstrukturierung mit 270 µm tiefen Rillen bei den abgerundeten Aluminiumproben eine Verkürzung der Abschreckdauer aufweist, lässt sich bei einer weiteren Erhöhung der Rillentiefe von 270 auf 430 µm eine Zunahme der Abschreckdauer beobachten (vgl. Abbildung 46).

Die Ergebnisse aus den Abschreckexperimenten an Aluminiumproben widersprechen der ursprünglichen Annahme, dass Rillenspitzen den Dampffilm durchstechen und somit destabilisieren. Die experimentellen Untersuchungen an den Stahlproben zeigen jedoch eine gute Übereinstimmung mit dieser Hypothese (vgl. Abbildung 53, Abbildung 56). Gründe für die Unterschiede im Abschreckverhalten von Aluminium- und Stahlproben lassen sich in der Temperaturleitfähigkeit des Probenwerkstoffes finden.

Aluminium hat eine hohe Temperaturleitfähigkeit (vgl. Tabelle 2). Beim Abschrecken wird die Wärme vom Kern sehr schnell zur Oberfläche geleitet. Bei den verwendeten Abschreckproben sind die Gradienten zwischen der Oberflächentemperatur und Kerntemperatur niedrig (vgl. Abbildung 82). Die Oberflächentemperatur an den Rillenspitzen ist nahezu gleich der Oberflächentemperatur im Rillengrund, weil die Wärme ständig vom Kern zu den Rillenspitzen nachgeführt wird. Da die Temperatur der Rillenspitzen näherungsweise der Temperatur im Rillengrund entspricht, kann angenommen werden, dass die Dampfschichtdicke an den Rillenspitzen und im Rillengrund gleich ist. Daher zeigen die Rillentiefe und die Rillengeometrie infolge der hohen Temperaturleitfähigkeit von Aluminium keinen wesentlichen Einfluss auf die Dampfschichtdicke an den Rillenspitzen. Dies ist schematisch in Abbildung 94 an Hand der modifizierten lichtmikroskopischen Aufnahmen der erzeugten Rillenstrukturen veranschaulicht. Die Geometrie der schwarz dargestellten Rillen entspricht vollständig der Rillengeometrie aus den lichtmikroskopischen Aufnahmen (vgl. Abbildung 32).

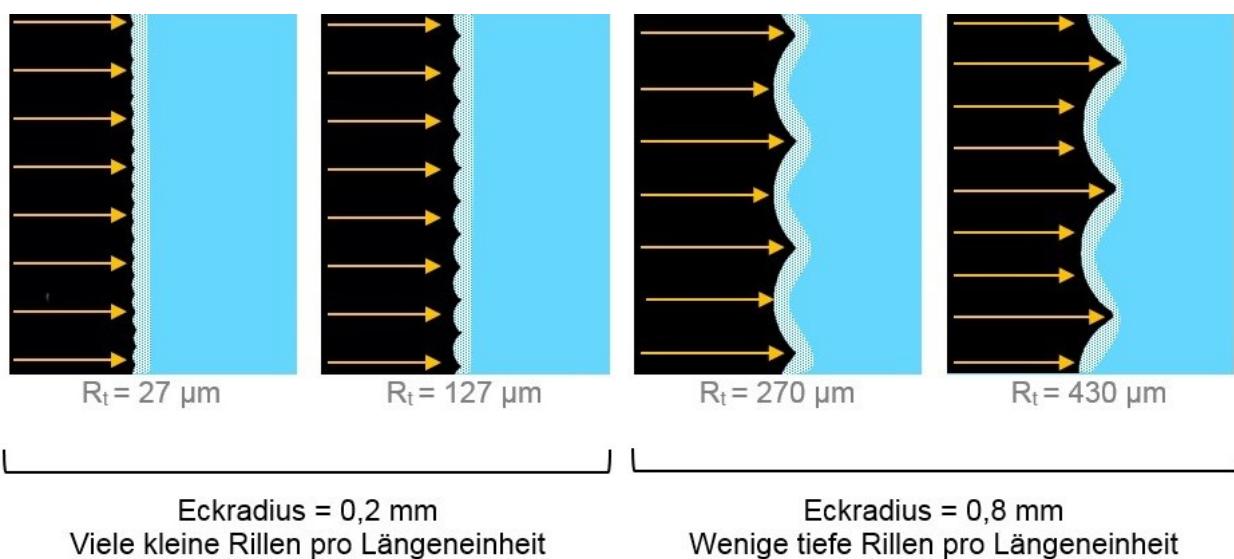


Abbildung 94: Modifizierte lichtmikroskopische Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen an Aluminiumproben (EN AW-6082) bei 25-facher Vergrößerung. Schwarz: Probenwerkstoff. Blau: Abschreckflüssigkeit. Weiß: Dampfschicht (schematisch). Dampfschichtdicke ca. 200 µm (vgl. Abbildung 92).

Bei den Werkstoffen mit niedrigerer Temperaturleitfähigkeit ist der Einfluss von Oberflächenstrukturen grundsätzlich anders. Die Temperaturleitfähigkeit des austenitischen Stahls beträgt nur etwa ein Zehntel der Temperaturleitfähigkeit der Aluminiumlegierung (vgl. Tabelle 2 und Tabelle 4). Deswegen erfolgt die Abkühlung an den Rillenspitzen deutlich schneller als im Rillengrund. Die Dampfschichtdicke nimmt an den kühleren Rillenspitzen ab (vgl. Abbildung 95). Infolge der dünnen Dampfschicht steigt die Wärmeabgabe an den Rillenspitzen. Ab einer bestimmten Rillentiefe und -

geometrie kommt es aufgrund der Rillenspitzen die durch den Dampffilm in die Flüssigkeit stoßen, zum vollständigen Destabilisieren des Dampffilms. Dieser Effekt ist gut erkennbar beim Abschrecken der Stahlproben mit Rillentiefe von 630 µm (vgl. Abbildung 61 unten, Abbildung 64 unten).

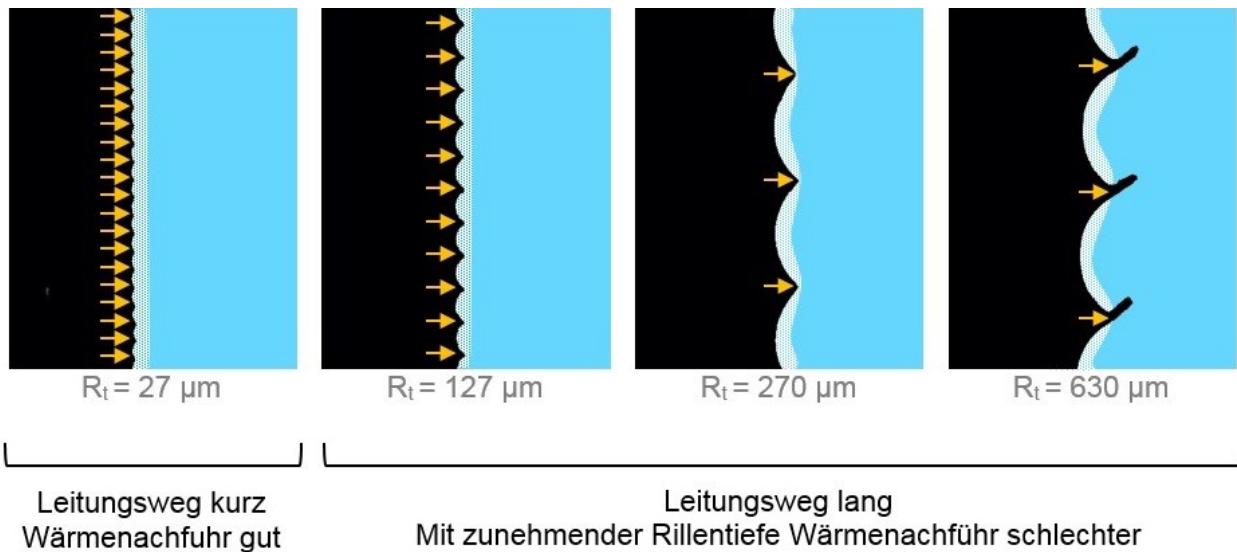
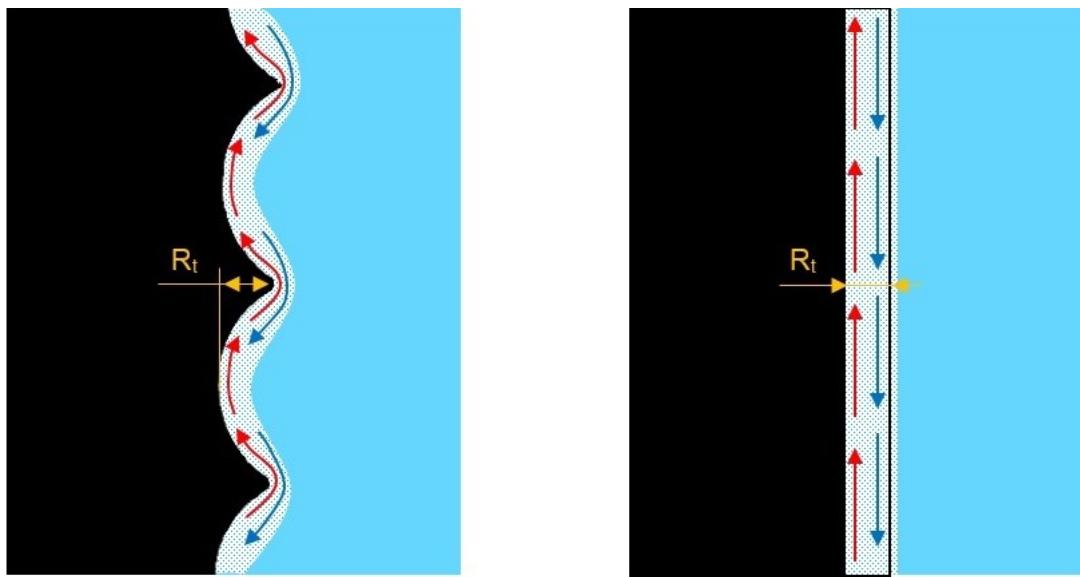


Abbildung 95: Modifizierte lichtmikroskopische Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen an Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) bei 25-facher Vergrößerung. Schwarz: Probenwerkstoff. Blau: Abschreckflüssigkeit. Weiß: Dampfschicht (schematisch). Dampfschichtdicke ca. 200 µm (vgl. Abbildung 92).

Aufgrund des erhöhten Wärmeübergangs an den Rillenspitzen kühlt die gesamte Oberfläche mit Rillenstruktur intensiver als eine glatte Oberfläche ab. Je tiefer die Rillen sind, desto weniger Wärme wird aus dem Rillengrund an die Rillenspitze nachgeführt, weil der Leitungsweg bei tieferen Rillen länger wird. Das führt dazu, dass bei den Stahlproben mit steigender Rillentiefe die Abkühlung schneller verläuft. Dieser Erklärungsansatz bestätigt sich anhand der Abschreckexperimente an den Proben aus dem austenitischen Stahl im gesamten Bereich der untersuchten Rillentiefen (vgl. Abbildung 56).

Abweichend von der vereinfachten Berechnung der Wärmeleitung durch den Dampffilm (Gleichung 4) stellt auch die Konvektion im Dampffilm einen wichtigen Mechanismus des Wärmetauschers zwischen der heißen Zylinderoberfläche und der Abschreckflüssigkeit dar [1]. Bei Konvektion steigt der wärmere Dampf von unten nach oben entlang der heißen Probenoberfläche während der kältere Dampf sich von oben nach unten entlang Abschreckflüssigkeitsoberfläche bewegt (siehe Abbildung 96).



Rillen senkrecht zur Zylinderlängsrichtung

(senkrecht zur Schwerkraft)

Drehrillen erschweren Konvektion

Rillen parallel zur Zylinderlängsrichtung

(parallel zur Schwerkraft)

Keine Hindernisse für Konvektion

Abbildung 96: Schematische Darstellung der Konvektion im Dampffilm bei Oberflächenstrukturierung mit Rillen senkrecht zur Zylinderlängsrichtung (links) und parallel zur Zylinderlängsrichtung (rechts). Rillentiefe R_t ist in beiden Fällen gleich. Schwarz: Probenwerkstoff. Blau: Abschreckflüssigkeit. Weiß: Dampfschicht. Rote Pfeile: heißer Dampf. Blaue Pfeile: kalter Dampf.

Die konvektive Wärmeübertragung im Dampffilm hängt im Wesentlichen von der Geometrie der Rillen ab. Im Allgemeinen ist die Konvektion im Dampffilm umso besser, je flacher die Rillen sind und je weiter die einzelnen Rillenspitzen auseinanderstehen. Dementsprechend lässt sich schlussfolgern, dass die Erhöhung der Rillentiefe zu einer schlechteren Konvektion in der Dampfschicht führen kann.

Somit kann infolge der Konvektionsverhinderung das Phänomen auftreten, dass die Abschreckdauer bei der Erhöhung der Rillentiefe zunimmt. Diese Hypothese bestätigt sich durch die experimentellen Ergebnisse an Aluminiumproben mit abgerundeten Stirnkanten (vgl. Abbildung 45). Im Bereich der Rillentiefen von 10 bis 76 μm (Eckradius = 0,2 mm) ist eine Verlängerung der Abschreckdauer mit steigender Rillentiefe zu sehen. Für die Rillentiefen 270 μm und 430 μm (Eckradius = 0,8 mm) lässt sich ebenfalls eine langsamere Abschreckung bei höherer Rillentiefe beobachten. Die Unterschiede im Abschreckverhalten der Proben mit Rillentiefen 10 bis 127 μm (Eckradius = 0,2 mm) und 270 bis 430 μm (Eckradius = 0,8 mm) können auf die Vergrößerung der Abstände zwischen den Rillenspitzen zurückgeführt werden. Die mit größerer Wendeschneidplatte gefertigten Strukturen haben größere Abstände zwischen den Rillenspitzen. Das führt zu einer besseren Konvektion in der Dampfschicht und folglich zu schnellerer Abkühlung.

Die Orientierung der Rillen hat einen wesentlichen Einfluss auf die Abkühlvorgänge an der Zylinderoberfläche. Drehrillen, die beim Abschrecken senkrecht zur Schwerkraft orientiert sind, können das Wandern der Wiederbenetzungsfront erschweren. Die Ursache dafür ist die Verhinderung der Konvektion im Dampffilm aufgrund der Drehrillen. Schematisch sind die Konvektionsvorgänge bei einer Drehrillen- und Längsrillenstrukturierung in Abbildung 96 veranschaulicht.

Im Falle der Oberflächenstrukturierung mit Längsrillen, die parallel zur Schwerkraft beim Abschrecken verlaufen, findet die Konvektion innerhalb einer Rille ungehindert statt. Dementsprechend erfolgt der Wärmeaustausch zwischen der Probenoberfläche und der Abschreckflüssigkeit bei Oberflächenstrukturierung mit Längsrillen intensiver. Diesen Erklärungsansatz bestätigen die Abschreckversuche an Aluminium- und Stahlproben mit Längsrillen (siehe Kapitel 4.1.2 und 4.2.2). Die Wiederbenetzung bei der Rillenstrukturierung in Zylinderlängsrichtung verläuft rascher als bei der Rillenstrukturierung in Zylinderumfangsrichtung. Insbesondere bei Aluminiumproben übt die Orientierung der Rillen einen starken Einfluss auf die Abschreckkinetik aus. Während die Oberflächenstrukturierung mit unterschiedlich tiefen Drehrillen eine eher schwache Veränderung im Abschreckverhalten der Aluminiumproben verursacht, führen die Längsrillen zu einer Beschleunigung des Abschreckvorganges um Faktor zwei (vgl. Abbildung 50). Auch bei den Proben aus dem austenitischen Stahl lässt sich eine deutlich schnellere Wiederbenetzung bei Oberflächenstrukturierung mit Längsrillen statt Drehrillen beobachten (vgl. Abbildung 63).

Somit haben die experimentellen Untersuchungen an Proben mit unterschiedlicher Oberflächenstrukturierung gezeigt, dass die gedrehten Rillenstrukturen die Abschreckung maßgeblich beeinflussen können. Die Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen kann auf den Abschreckvorgang sowohl beschleunigend als auch verlangsamt bewirken. Eine Beschleunigung tritt infolge der reduzierten Dampffilmdicke an den Rillenspitzen bzw. auf Grund des Durchstoßens vom Dampffilm. Die Ursache für die Verzögerung der Wiederbenetzung wird mit Verhinderung der Konvektion im Dampffilm begründet. In Abhängigkeit davon welcher der beschriebenen Mechanismen dominiert, wird der Wärmeaustausch zwischen der Probenoberfläche und der Abschreckflüssigkeit bei Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen entweder begünstigt oder gehindert.

Anwendungspotential

Die Veränderung der Abschreckkinetik durch Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen kann erfolgreich für die gezielte Steuerung der Abschreckung eingesetzt werden. Lokale Oberflächenstrukturierung erlaubt es, einen frühen Zusammenbruch des Dampffilms lokal zu erzwingen und den Wiederbenetzungsprozess zu vergleichmäßigen. Sowohl bei Aluminiumproben als auch bei Stahlproben konnte mit einer ungleichmäßigen Oberflächenstrukturierung der Zylindermantelfläche mit zwei bzw. fünf Bereichen (vgl. Abbildung 21) ein vergleichmäßiger Zusammenbruch des Dampffilms auf der gesamten Mantelfläche erreicht werden (siehe Kapitel 4.1.1.3 und 4.2.1.3).

Neben der Vergleichmäßigung des Abschreckvorgangs kann eine ungleichmäßige Strukturierung der Oberfläche mit Drehrillen zur lokalen Einstellung der Gebrauchseigenschaften in gewünschten Bereichen eingesetzt werden. Am Beispiel der Proben aus dem Einsatzstahl 20MnCr5, bei denen die untere Zylinderhälfte nahezu glatte Oberfläche besitzt und die obere Zylinderhälfte mit groben Drehrillen strukturiert ist, wird die Möglichkeit einer Umkehrung des Wiederbenetzungsprozesses demonstriert. Beim Abschrecken von diesen Proben bricht der Dampffilm in der oberen Zylinderhälfte deutlich früher als in der unteren Zylinderhälfte zusammen. Im Vergleich zum Abschreckverhalten der zylindrischen Proben mit homogener Oberflächenstruktur stellt solches Abschreckverhalten eine Umkehrung im Wiederbenetzungsvergang dar. Bei dem martensitisch härtbaren Einsatzstahl 20MnCr5 führt diese Umkehrung zu Gefügeunterschieden in den beiden Probenhälften. Die obere Zylinderhälfte weist im Falle der verwendeten ungleichmäßigen Strukturierung eine höhere Härte als die untere Zylinderhälfte auf.

Die beschleunigende Wirkung der Oberflächenstrukturierung konnte auch für die abgesetzten Stahlzylinder mit unterschiedlichem Durchmesser der unteren und oberen Zylinderhälfte erfolgreich angewendet werden (vgl. Abbildung 20, rechts). Die obere Zylinderhälfte, die einen größeren Durchmesser hat, wurde mit groben Drehrillen strukturiert. Trotz eines größeren Durchmessers und folglich größerer Menge der gespeicherten thermischen Energie konnte dort verglichen zur unteren Zylinderhälfte eine schnellere Abschreckung erreicht werden (siehe Kapitel 4.2.1.4).

6.3 Einfluss des Abschreckmediums

In Bezug auf die Abschreckwirkung sind bei der Flüssigkeitsabschreckung die Temperatur des Abschreckmediums und dessen physikalischen Eigenschaften von großer Bedeutung. Mit etwa 300 °C liegt die Siedetemperatur des Abschrecköl Isomax 166 ca. 200 K oberhalb der Siedetemperatur von Wasser. Bei den untersuchten Badtemperaturen 60 °C für Öl und 30 bis 80 °C für Wasser führen diese Unterschiede zu starken Unterschieden im Abschreckverlauf. Die Dampffilmdicke in Wasser und Öl unterscheidet sich bei den untersuchten Badtemperaturen stark (vgl. Abbildung 92 und Abbildung 93). Je kleiner die Dampffilmdicke ist, desto intensiver verläuft die Abschreckung.

Die Abschreckung in Öl bei 60 °C resultiert in einer ca. Faktor zwei kürzeren Abschreckdauer als in Wasser bei gleicher Badtemperatur (vgl. Abbildung 65 und Abbildung 69). Des Weiteren ist die Reproduzierbarkeit der Experimente in Öl besser als in Wasser. Die Streuung der experimentellen Ergebnisse bei Abschreckung in Wasser nimmt mit steigender Wassertemperatur zu. Die Ursache dafür ist die Annäherung der Mediumtemperatur an die Siedetemperatur. Eine Erhöhung der Wassertemperatur verursacht eine stärkere Ungleichmäßigkeit der Wiederbenetzung. Das Potential zur Steuerung des Abschreckvorganges mittels gezielter Oberflächenstrukturierung sollte daher in Öl höher sein, als in Wasser.

Abhängig von der Viskosität des Öls kann die Oberflächenstrukturierung unter Umständen sogar zu einem umgekehrten Effekt führen. So wurde in [38] gezeigt, dass bei der Abschreckung in Mineralöl mit ca. 20-fach höherer Viskosität als vom Wasser der Wärmeübergang an rauen Oberflächen schlechter als bei glatten Proben ist. Begründet wird dieses Phänomen mit dem schlechteren Eindringvermögen des viskosen Öls in die Vertiefungen an der Oberfläche (vgl. Abbildung 11, b). Eine niedrige Viskosität des Abschreckmediums soll dementsprechend den Einfluss der Rillenstrukturen begünstigen. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuche in niedrigviskosem Öl bestätigen eine Möglichkeit zur Steuerung des Abschreckvorganges infolge einer Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen.

Die Abschreckexperimente in ruhigem und beweglichem Medium haben gezeigt, dass eine Badumwälzung mit 5 bis 32 l/min keinen wesentlichen Einfluss auf den Abschreckvorgang ausübt. Sowohl in Öl als auch in Wasser konnten nur geringe Unterschiede im Wiederbenetzungsverlauf festgestellt werden (Kapitel 4.4). Dies korrespondiert mit den Untersuchungen von Maaß [52], in denen keine Abhängigkeit der

Wärmestromdichte während der Filmsiedephase von der Anströmgeschwindigkeit festgestellt wurde. Vermutlich wird der Einfluss der Strömungsverhältnisse im Medium erst bei deutlich höheren Anströmgeschwindigkeiten von Bedeutung.

6.4 Validierung der Abschrecksimulation

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein FE-Modell zur Simulation des Einflusses der Rillenstruktur beim Abschrecken in Wasser erstellt. Zur quantitativen Validierung der FEM-Simulation wurde ein Vergleich mit experimentellen Ergebnissen durchgeführt. Dabei wurde die bei der Simulation berechnete Dauer der Filmsiedephase (Abknicken der Abkühlkurven, vgl. blaue Punkte in Abbildung 81 und Abbildung 85) mit der Dauer des reinen Filmsiedens der Proben aus Videoaufnahmen (vgl. Abbildung 45 und Abbildung 56) verglichen. Experimentelle Werte wurden von Proben mit abgerundeten Stirnkanten herangezogen, bei denen die Wiederbenetzung eine geringere Höhenabhängigkeit zeigt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 97 für Aluminiumlegierung und in Abbildung 98 für austenitischen Stahl zusammengefasst.

Bei Aluminium ist die quantitative Übereinstimmung der Simulation mit den experimentellen Ergebnissen schlecht. Lediglich für die Rillentiefen 1 und 270 µm liegen die simulierten Werte im Streubereich der experimentellen Werte. Die Simulationsergebnisse für den austenitischen Stahl stimmen quantitativ gut mit den Experimenten überein. Lediglich bei großen Rauheiten von 270 und 630 µm tritt eine deutliche Abweichung auf.

Auffällig ist die Zunahme der simulierten Filmsiededauer bei Erhöhung der Rillentiefe von 127 µm auf 270 µm. Dies kann durch die relative Oberflächenvergrößerung und folglich größere wärmeübertragende Oberfläche erklärt werden. In Bezug auf eine glatte Oberfläche führt die Rillenstruktur zu relativer Oberflächenvergrößerung, die sich aus den geometrischen Verhältnissen wie in Abbildung 99 berechnet. Mit den Vorschubwerten und Eckenradien aus Tabelle 7 ergibt sich die in Abbildung 100 aufgeführte relative Oberflächenvergrößerung in Abhängigkeit von der Rillentiefe.

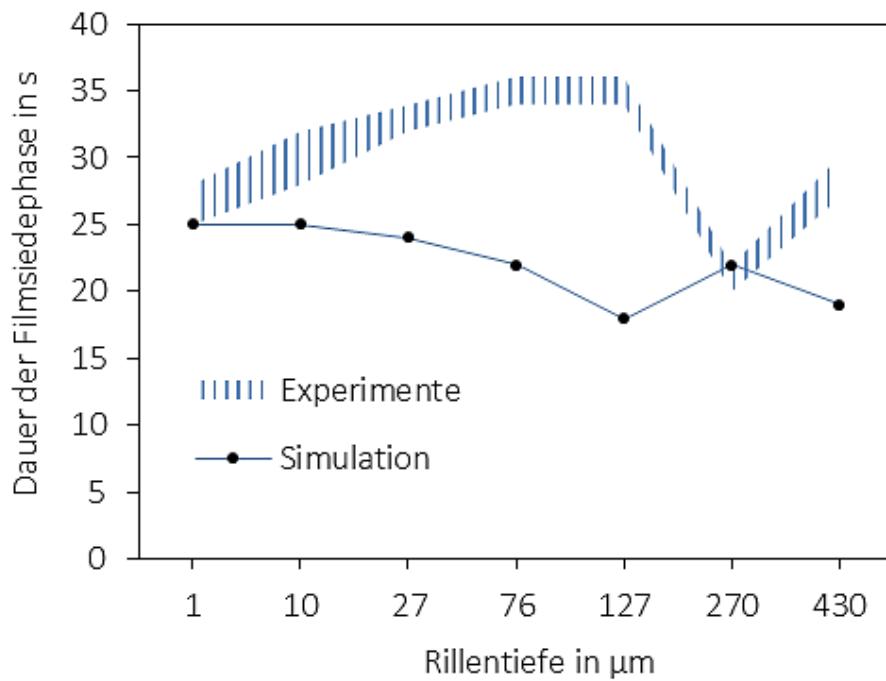


Abbildung 97: Vergleich der Simulation mit experimentellen Ergebnissen für Aluminium EN-AW6082.

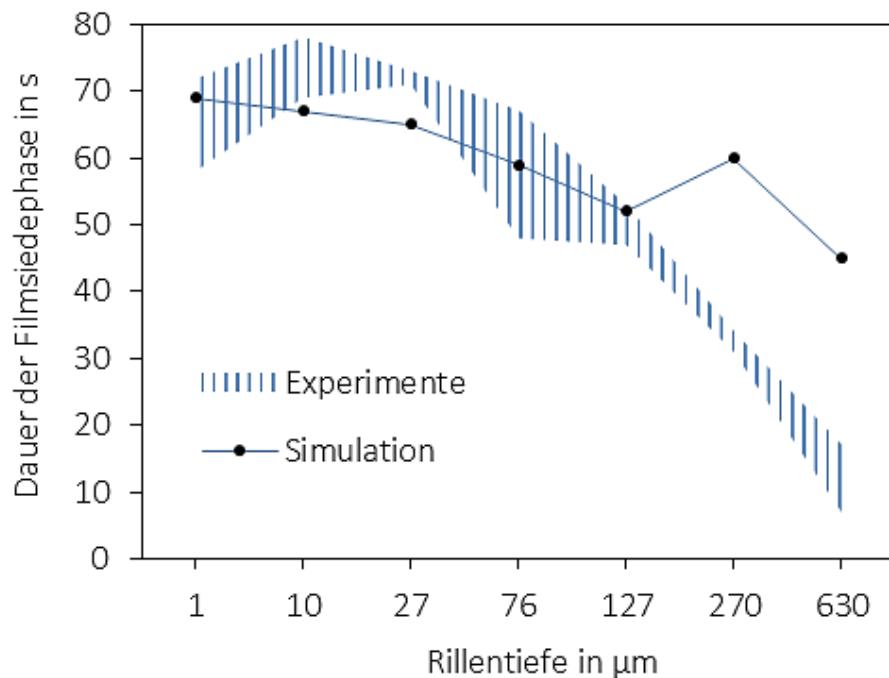


Abbildung 98: Vergleich der Simulation mit experimentellen Ergebnissen für austenitischen Stahl X5CrNi18-10.

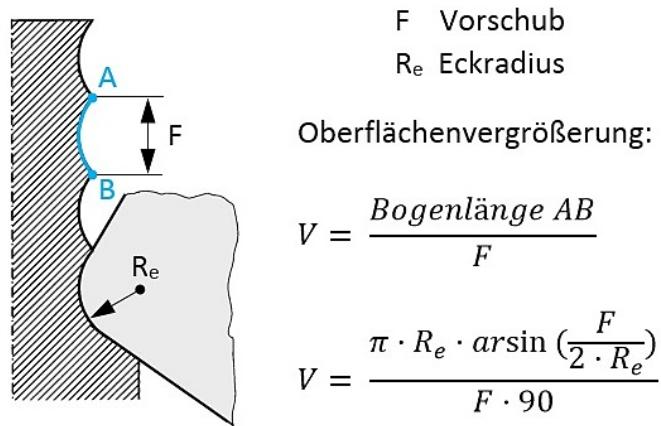


Abbildung 99: Schematische Darstellung zur Berechnung der relativen Oberflächenvergrößerung bei Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen.

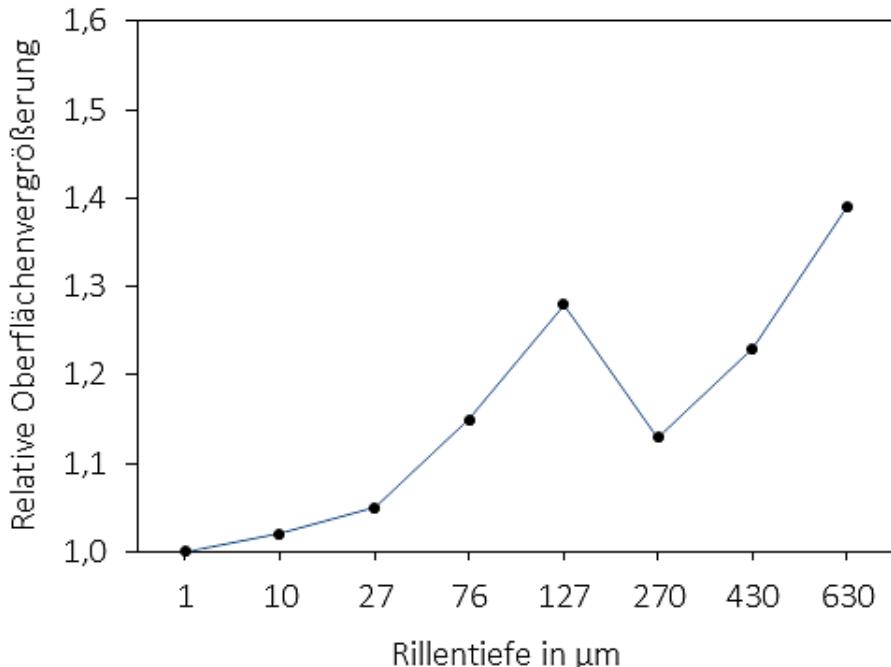


Abbildung 100: Relative Oberflächenvergrößerung in Abhängigkeit von der Rillentiefe.

Bei den untersuchten Rillenstrukturen kamen Wendeschneidplatten mit Eckradien von 0,2 mm (für Rillentiefen 10, 27, 76, 127 μm) und 0,8 mm (für Rillentiefen 1, 270, 430, 630 μm) zum Einsatz (vgl. Tabelle 7). Bei ähnlichen Rillentiefen führt der kleinere Eckradius zu einer höheren relativen Oberflächenvergrößerung als der größere Eckradius. Das ist der Grund dafür, dass die relative Oberflächenvergrößerung bei Rillentiefen 270 (Eckenradius 0,8 mm) kleiner als bei 127 μm tiefen Rillen (Eckenradius 0,2 mm) ist.

Ursachen für die Unterschiede zwischen Simulation und Experimenten

Bei der Simulation zum Einfluss von verschiedenen Rillenstrukturen wurde die Wirkung von Zylinderenden vernachlässigt. Der axiale Wärmefluss wurde ausgeschlossen, was nur bei der Abschreckung eines endlosen Zylinders der Fall wäre.

Um den Simulationsaufwand in zweckmäßigen Grenzen zu halten, wurden bei der Erstellung der FE-Modelle neben der Vernachlässigung der Zylinderenden weitere Vereinfachungen vorgenommen. Eine wesentliche Vereinfachung ist die Vernachlässigung der Ortsabhängigkeit von Wärmeübergangskoeffizienten. Die verwendeten Wärmeübergangskoeffiziente basieren auf einem Temperaturverlauf, welcher auf halber Höhe der zylindrischen Probe ermittelt wurde (vgl. Abbildung 23, rechts). Im Falle der Wasserabschreckung, insbesondere bei hohen Wassertemperaturen, kann die Verwendung von ortsunabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten zu deutlichen Abweichungen der simulierten Temperaturverläufe von den Experimenten führen. Außerdem ist zu vermuten, dass bei einer Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen der Wärmeübergang an der Rillenspitze und im Rillengrund mit unterschiedlicher Intensität erfolgt.

Weitere Abweichungen zwischen der Simulation und Experimenten können wegen der Vernachlässigung der Erwärmung vom Abschreckmedium in der Nähe der Probenoberfläche auftreten. Die Randbedingungen der verwendeten FE-Modelle simulieren eine konstante Wassertemperatur von 80 °C. In Wirklichkeit wird beim Abschrecken das in der Nähe der heißen Oberfläche befindliche Wasser ständig erwärmt. Der Einfluss der Flüssigkeitserwärmung in oberflächennahen Bereichen ist umso stärker ausgeprägt, je höher die Viskosität der Flüssigkeit ist [38].

6.5 Integration der Oberflächenstrukturierung in die Fertigungskette

Die Oberflächenstrukturierung mit Rillenstrukturen bietet einen neuartigen Ansatz zur Beeinflussung der Abschreckung in verdampfenden Flüssigkeiten. Die im Allgemeinen sehr ungleichmäßige Abschreckung aufgrund des Verdampfens der Flüssigkeit an der Bauteiloberfläche (Leidenfrost-Effekt) kann durch die gezielte Oberflächenstrukturierung in gewissen Grenzen gesteuert werden. Die Oberflächenstruktur dient dabei als gezielt einstellbare Einflussgröße.

Die beim vorherigen Drehen gezielt eingebrachte Oberflächenstrukturierung soll die verschiedenen Phasen der Flüssigkeitsabschreckung insbesondere die Filmphase beeinflussen. In konventionellen Fertigungsketten metallischer Werkstoffe mit einer relativ groben Weichzerspanung vor der Wärmebehandlung werden vor allem Oberflächenstrukturen nutzbar sein, bei denen Rillenstrukturen zu einer Destabilisierung des Dampffilms führen. Dazu ist kein zusätzliches Fertigungsverfahren notwendig, da die Bauteile vor der Wärmebehandlung in der Regel immer zerspanend bearbeitet werden. Das Drehen steht hier stellvertretend für das Zerspanen mit geometrisch bestimmter Schneide. Dadurch soll mit einem geringen zusätzlichen Aufwand bei der Weichbearbeitung des Wärmebehandlungsguts Einfluss auf die Geschwindigkeit und Gleichmäßigkeit der Flüssigkeitsabschreckung genommen werden.

In Abbildung 101 sind zwei Fertigungsketten ohne und mit gezielter Oberflächenstrukturierung schematisch gegenübergestellt. Die obere konventionelle Fertigungskette ohne Oberflächenstrukturierung führt zu einer ungleichmäßigen Abschreckung, einem relativ hohen Verzug und entsprechend zu einem hohen Nachbearbeitungsaufwand. In der unteren neuartigen Fertigungskette ist das Oberflächenstrukturieren in das Weichzerspanen integriert. Nach dem konventionellen Weichzerspanen kann die Oberflächenstrukturierung im Idealfall in derselben Werkzeugmaschine und in derselben Bauteileinspannung CNC-gesteuert vorgenommen werden. Wenn die Strukturtiefen innerhalb des Nachbearbeitungsaufmaßes liegen (typischerweise wenige 0,1 mm) ist der zusätzliche Aufwand für die Oberflächenstrukturierung gering. Unter der Annahme, dass die Oberflächenstruktur zu einer gleichmäßigen Abschreckung, einem geringeren Verzug und damit geringeren Nachbearbeitungsaufwand führt, ist diese Fertigungskette die technologisch und wirtschaftlich überlegenere Variante.

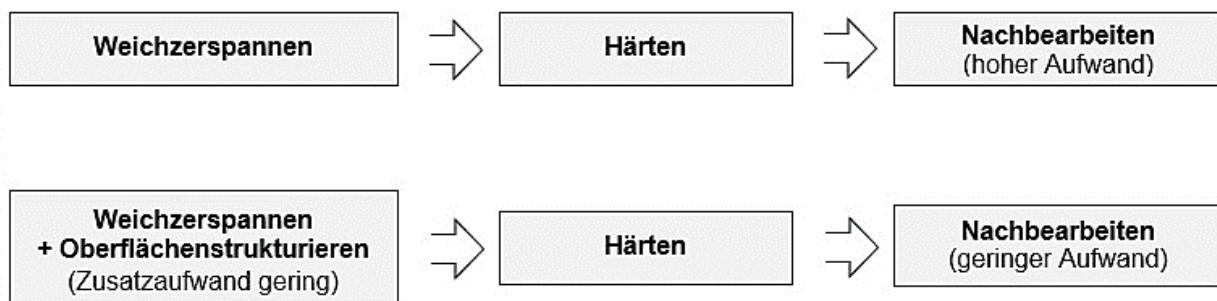


Abbildung 101: Schematische Darstellung zweier Fertigungsketten ohne (oben) und mit gezielter Oberflächenstrukturierung (unten).

Eine Homogenisierung der Abschreckung mittels Oberflächenstrukturierung kann nicht nur bei Bauteilen mit gleichmäßigen Querschnitten verwendet werden. Besonders bei Bauteilen mit ungleichmäßigen Querschnitten ist diese Methode vorteilhaft. In dickeren Bauteilbereichen mit höherer enthaltener Wärmemenge, die abgeführt werden muss, wird Filmsieden länger andauern als in dünnen Bauteilbereichen. Dadurch entstehen beim Abschrecken zusätzliche Temperaturgradienten in Bauteilen, die zur stärkeren Ausbildung von Eigenspannungen und Verzug führen können.

Ein typisches Beispiel eines Bauteils mit ungleichmäßigen Querschnitten stellt abgesetzte Wellen dar. Nach Erzeugung einer die Wiederbenetzung beschleunigenden Oberflächenstruktur in Bereichen mit größerem Durchmesser, kann eine Vergleichmäßigung der Abschreckung erreicht werden (vgl. Abbildung 61).

Ein weiteres typisches Beispiel wären Profile mit Schenkeln unterschiedlicher Dicke, bei denen zusätzliche Temperaturgradienten auch in Dickenrichtung auftreten. Bei dem in Abbildung 102 schematisch gezeigten T-Profil würden solche Temperaturgradienten zu einer ausgeprägten Krümmung führen. Eine Verringerung zusätzlicher Temperaturgradienten kann in solchen Fällen dadurch erreicht werden, dass die dickeren Bauteilbereiche mit einer die Wiederbenetzung beschleunigenden Struktur und die dünneren Bauteilbereiche mit einer die Wiederbenetzung verlangsamen Struktur versehen werden. Die Oberflächenstrukturierung kann mit Integration des Profilfrässens oder in Strangpressverfahren umgesetzt werden.

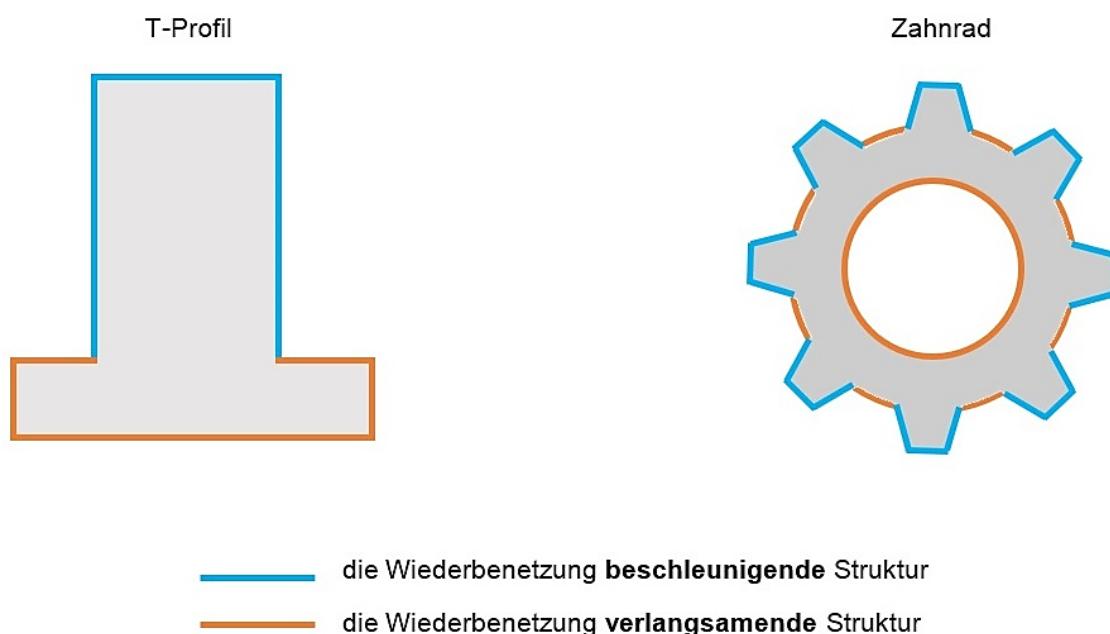


Abbildung 102: Schematische Darstellung einer gezielten ungleichmäßigen Oberflächenstrukturierung für ein T-Profil und ein Zahnrad.

Praktische Anwendung der Oberflächenstrukturierung zur Beeinflussung des Abschreckverhaltens ist auch bei der Fertigung von Zahnrädern denkbar. Beim Abschrecken sollen die Zähne der Zahnräder schneller als die restlichen Bereiche abkühlen, damit dort ein härteres Gefüge entsteht. Das Erzeugen der die Wiederbenetzung beschleunigenden Oberflächenstruktur auf den Zahnflächen (vgl. Abbildung 102) kann relativ einfach in das Weichzerspannen (beispielsweise Stoßen) integriert werden. Da die Zähne nach der Wärmebehandlung immer nachbearbeitet werden, verursacht die Oberflächenstrukturierung keinen zusätzlichen Aufwand bei der Nachbearbeitung.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Bei der Wärmebehandlung von metallischen Bauteilen wird oft das Abschrecken als Teilschritt zur Einstellung der Gebrauchseigenschaften verwendet. Bei der Abschreckung ist oft eine schnelle und gleichmäßige Abkühlung des gesamten Bauteils erwünscht. Die Abschreckung erfolgt in der Regel in verdampfenden Flüssigkeiten wie Wasser oder Öl. Beim Eintauchen in eine verdampfende Flüssigkeit bildet sich auf der heißen Oberfläche des metallischen Bauteils eine isolierende Dampfschicht (Leidenfrost-Effekt). Diese Dampfschicht reduziert stark den Wärmeaustausch zwischen dem Bauteil und der Flüssigkeit. Infolge eines in der Regel örtlich und zeitlich ungleichmäßigen Zusammenbruches des Dampffilms kann es zu Bauteilverzug, Eigenspannungen und Gefügeinhomogenitäten kommen.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde ein Ansatz zur Beeinflussung des Abschreckvorganges in Wasser und Öl durch eine gezielte Oberflächenstrukturierung mit Rillenstrukturen untersucht. Die Untersuchung erfolgte an Aluminiumzylindern (EN AW-6082), an Zylindern aus austenitischem Stahl (X5CrNi18-10) und Einsatzstahl 20MnCr5. Die Oberflächenstruktur, Probengeometrie und Abschreckbedingungen wurden variiert. Bei den verwendeten zylindrischen Proben überlagert sich der Einfluss von scharfkantigen Zylinderenden mit dem Einfluss der Oberflächenstruktur, was die Interpretation der Ergebnisse erschwert. Durch die Abrundung von Zylinderstirnkanten wurde der Einfluss der Oberflächenstruktur deutlicher. Grundsätzlich wurde in dieser Arbeit nachgewiesen, dass der Abschreckvorgang durch eine gezielte Oberflächenstrukturierung beeinflusst werden kann.

Bei Abschreckexperimenten an Aluminiumproben wurde ein schwacher Einfluss der Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen festgestellt. Dies wird mit der hohen

Temperaturleitfähigkeit des Werkstoffs und geringen Temperaturunterschieden zwischen Rillenspitze und Rillengrund begründet.

Bei Stahlproben wurde ein starker Einfluss der Oberflächenstruktur festgestellt. Insbesondere große Rillentiefen führen zu deutlich kürzeren Wiederbenetzungsduern. Die Beschleunigung der Abschreckung bei zunehmender Rillentiefe wird hauptsächlich mit dem Durchstoßen des Dampffilms von den Rillenspitzen korreliert. Die Dominanz dieses Wirkmechanismus bei Stahl wird mit der wesentlich niedrigeren Temperaturleitfähigkeit verglichen zu Aluminium erklärt. Dadurch nehmen die Temperaturunterschiede zwischen der Rillenspitze und Rillengrund zu.

Eine realitätsnahe Untersuchung des Oberflächeneinflusses auf die Abschreckung mittels FEM-Simulation ist mit hohem Aufwand verbunden. Das im Rahmen dieser Arbeit erstellte FEM-Modell zur Simulation des Abschreckverlaufes in den Rillen bringt aufgrund eines von den glatten Proben abgeleiteten Wärmeübergangskoeffizienten eine starke Vereinfachung mit sich. Die damit verbundene Vernachlässigung von Einflussfaktoren führt zu Abweichung der Simulationsergebnisse von den Experimenten. Insbesondere bei den Werkstoffen mit hoher Temperaturleitfähigkeit und bei tiefen Oberflächenstrukturen sollten bei der Simulation weitere Faktoren berücksichtigt werden.

Es wird angenommen, dass bei einer Oberflächenstrukturierung mit rillenartigen Strukturen verschiedene gegenläufige Wirkmechanismen das Abschreckverhalten bestimmen. Als mögliche Einflussfaktoren, die den Abschreckvorgang beschleunigen, werden das Durchstoßen des Dampffilms von den scharfen Rillenspitzen sowie die Vergrößerung der wärmeübertragenden Oberfläche gezählt. Eine Verzögerung der Abschreckung bei Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen kann auf die Verhinderung des konvektiven Wärmeaustausches innerhalb des Dampffilms aufgrund der nahezu senkrecht zur Schwerkraft bei Abschreckung verlaufenden Dreherillen zurückgeführt werden. Außerdem wird vermutet, dass bei einer Oberflächenstruktur mit tiefen und nahe beieinander liegenden Rillen das Eindringen viskoser Abschreckmedien zwischen einzelnen Rillen verhindert wird, was die Wärmeabgabe reduziert. Welche der beschriebenen Wirkmechanismen dominieren, hängt von der konkreten Abschrecksituation ab.

Angesichts der erfolgreichen Versuche mit ungleichmäßig strukturierten Proben ist die grundsätzliche Machbarkeit der gezielten Beeinflussung des Abschreckvorganges in verdampfenden Flüssigkeiten zumindest für Stahlzylinder bestätigt. Diese Methode kann praktisch eingesetzt werden, indem man gezielt die Oberflächenstrukturen für eine

schnellere Wiederbenetzung in denjenigen Bereichen eines Bauteils erzeugt, die in der Regel später wiederbenetzen. Mit der Homogenisierung des Abschreckprozesses sollen Eigenspannungen und Verzug beim Abschrecken reduziert werden. Des Weiteren lassen sich die Werkstoffeigenschaften mit der gezielten Oberflächenstrukturierung lokal einstellen.

Danksagung

Das metallographische Aufnahme-, Auswerte- und Dokumentationssystem IMAGIC wird aus dem Europäischen Fonds für Regionale Entwicklung (EFRE), Förderperiode 2014-2020 gefördert.

Die Forschungsvorhaben „KE616/21-1“ und „KE616/21-2“ wurden aus den Mitteln der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) gefördert.

Selbständigkeitserklärung

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

Nikolay Kozlov

Rostock, den 03.07.2017

Literaturverzeichnis

- [1] Liscic, B., Tensi, H. M., Canale, L.C.F., Totten, G.: "Quenching Theory and Technology" CRC Press, Taylor & Francis, 2010
- [2] Bach, Fr.-W., Schaper, M., Nürnberg, F., Krause, Chr., Broer, Chr.: HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 61 (2006) 3, S. 142-147
- [3] Bernard, M., van Well, M., Reimche, W., Bach, Fr.-W., HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 60 (2005) 3, S. 150-157
- [4] Krause, Chr., Hassel, T., Frolov, I., Gretzki, T., Kästner, M., Seewig, J., Bormann, D., Bach, Fr.-W.: HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 63 (2008) 1, S. 22-26
- [5] Volkmuth, J.: HTM Härterei-Techn. Mitt. 51 (1996) 3, S. 145
- [6] Volkmuth, J., Hengerer, F., Slycke, J., et al.: HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 57 (2002) 3, S. 205-212
- [7] H.-J. Eckstein, Technologie der Wärmebehandlung von Stahl, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1987
- [8] Aronov, M. A., Kobasko, N. I., et al.: Proc. Heat Treating Conf., Chicago, ASM International, 1998
- [9] Aronov, M.A., Kobasko, N.I., et al.: Proc. Heat Treating Conf., Cincinnati, ASM International, 1999
- [10] Aronov, M.A., Kobasko, N.I., et al.: Proc. Heat Treating Conf., Indianapolis, Indiana, ASM International, 2001
- [11] Rath, J., Lübben, Th., Hunkel, M., Hoffmann, F., Zoch, H.-W.: HTM J. Heat Treatm. Mat. 64 (2009) 6, S. 338-350
- [12] Anonym.: The Iron Age, 1965, November 4, p. 82-83
- [13] Skimbov, A.A., Kozhukhar, L.A., et al.: Sov. Surf. Eng. Appl. Electrochem., 1989, No. 2, S. 136-138
- [14] Bershtein, L.I., Siper, A.S., Bershtein, Y.L.: Metallovedenie I Termicheskaya Obrabotka Metallov, 1990, 6, S. 16-17
- [15] Chigarev, N.B.: Inzhenerno-Fizicheskii Zhurnal, 1984, Vol. 46, No.5, S. 720-723
- [16] Mirkin, L.I., Shesterikov, S.A., Simonovskiy, A.Y.: Izv. Vuzov, Machinostr., 1993, No. 6, S. 30-32
- [17] Harvey, R.F.: Metal Treating, 1966, August-September, S. 3-5
- [18] Zhelokhovtseva, R.K.: Steel In The USSR, 1985, Vol. 15, S. 238-239

- [19] Li, Y., Yu, G., Cheng, C., Niu, Y.: Jinshu Rechuli, 1992, Vol. 13, No. 3, S. 6-10
- [20] Liščić, B.: Der Wärmeentzug beim Härteln - Vom unbestimmten Abschrecken in flüssigen Mitteln hin zum geregelten Wärmeentzug beim Gasabschrecken, HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung, Vol. 62, 6 / 2007, S. 250-259
- [21] Stratton, P.: Gas-jet quenching, ASTM Special Technical Publication Vol. 1523, 2010, S. 757-775
- [22] Maaß, R., Jeschar, R.: Einflussgrößen des Wärmeüberganges beim Abschrecken von Metallen in Wasser. Gaswärme int. 38 (1989), S. 142-150
- [23] Jescher, R., Maaß, R.: Wärmeübertragung beim Abschrecken kugelförmiger Körper in Wasser. In: Gaswärme int. 35 (1986), S. 370-375
- [24] Tensi, H.M., Künzel, Th.: Bedeutung der verschiedenen Siedephasen für das Abkühlen tauchgekühlter Körper. Numerische Simulation und experimentelle Überprüfung. Neue Hütte 34 (1987), S. 354-35
- [25] Künzel, Th.: Einfluß der Wiederbenetzung auf die allotrope Modifikationsänderung tauchgekühlter Metallkörper, Doctoral thesis, Faculty of Mechanical Engineering, TU of Munich, Munich, Germany, 1986
- [26] Nagai, N.; Nishio, S.: Leidenfrost temperature on an extremely smooth surface, 1996 EXPERIMENTAL THERMAL AND FLUID SCIENCE Vol. 12 (3) S. 373-379
- [27] Baumeister, K. J.; Henry, R.E.; Simon, F.F.: Role of the surface in the measurement of the leidenfrost temperature; 1970; Augmentation of convective heat and mass transfer, american society of mechanical engineers, winter annual meeting, new york, nov. 29 dec. 3, proceedings (Edited by Bergels, A.E. and Webb, R.L.); S. 91-101
- [28] Stitzelberger-Jakob, P.: Härtevorherbestimmung mit Hilfe des Benetzungsablaufes beim Tauchkühlen von Stählen, Doctoral Thesis, Faculty of Mechanical Engineering, TU Munich, Munich, Germany, 1980
- [29] Bernardin, J.D., Mudawar, I.: Journal of engineering materials and technology- transactions of the ASME Vol. 118 (1) 1996, S. 127-134
- [30] Bernardin, J.D., Stebbins, C.J., Mudawar, I.: International journal of heat and mass transfer. Vol. 40 (1) 1997, S. 73-88
- [31] Bernardin, J.D., Mudawar, I.: Journal of heat transfer- transactions of the ASME. Vol. 121 (4) 1999, S. 894-903
- [32] Bernardin, J.D., Mudawar, I.: Journal of heat transfer- transactions of the ASME. Vol. 124 2002, S. 864-874
- [33] Kim, H., Buongiorno, J., Hu, L.W., McKrell, T.: Nanoparticle deposition effects on the minimum heat flux point and quench front speed during quenching in water-based alumina nanofluids. International journal of heat and mass transfer Vol. 53 (7- 8) 2002 S. 1542-1553

-
- [34] Kim, H., Truong, B., Buongiorno, J., Hu, L.W.: Effects of Micro/Nano-Scale Surface Characteristics on the Leidenfrost Point Temperature of Water. *Journal of thermal science and technology*, Vol. 7 (3), 2012
 - [35] Chandra, S., Aziz, S.D.: *Journal of heat transfer- transactions of the ASME*, Vol. 116 (4) 1994, S. 999-1006
 - [36] Nagai, N., Nishio, S.: *Experimental thermal and fluid science* 12 (3) 1996, S. 373-379
 - [37] Lee J.: Role of Surface Roughness in Water Spray Cooling Heat Transfer of Hot Steel Plate. *ISIJ International*, Vol. 49 (12) 2009, S. 1920-1925
 - [38] Prabhu N. K., Fernandes P.: Effect of surface roughness on metal quenchant interfacial heat transfer and evolution of microstructure. *Materials and Design* 28, 2007, S. 544-550
 - [39] Heisel, U., Klocke, F., Uhlmann, E., Spur, G.: „Handbuch Spanen“ 2. Auflage, München Hanser, 2014
 - [40] Klocke, F.; König, W.: „Fertigungsverfahren“, 8. Aufl. Düsseldorf: VDI-Verl. Studium und Praxis, 2008
 - [41] Tönshoff, H.-K.: „Spanen Grundlagen“, 1. Auflage, Springer Verlag, Berlin/Heidelberg, 1995
 - [42] Tönshoff, H.-K.; Denkena, B.: „Spanen Grundlagen“ 2. Auflage, Springer Verlag, Berlin/Heidelberg, 2004
 - [43] Johlen, G.: „Prozessoptimierung für die Hartfeinbearbeitung durch Kombination von Hartdrehen und Schleifen“, 1. Auflage, Vulkan Verlag, Essen, 2004
 - [44] Sheppard, T.: *Extrusion of Aluminium Alloys*, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1999
 - [45] Polmear, I. J.: "From Traditional Alloy to Nanocrystals" *Light Alloys*, 4. Edition, Butterworth-Heinemann, 2006
 - [46] Ruhfus, H.: „Wärmebehandlung der Eisenwerkstoffe“ Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1958
 - [47] Saarstahl AG, Downloads, Werkstoff-Datenblatt 20MnCr5, Stand 24.01.2017
<http://www.saarstahl.com/sag/de/allgemein/suche/?q=20mnCr5>
 - [48] Gür, C. H.; Pan, J.: *Handbook of thermal process modeling of steels*. Boca Raton: CRC Press; IFHTSE/International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering, 2009.
 - [49] Šutilov, V. A.: "Physik des Ultraschalls" *Grundlagen*, Verlag der Leningrader Universität, Leningrad, 1984.

- [50] Heller, W.: "Hydrodynamische Effekte unter besonderer Berücksichtigung der Wasserqualität und ihre Messverfahren", Habilitation, Institut für Strömungsmechanik, Dresden, Technische Universität Dresden, 2005.
- [51] Stenzel, W. und Schultze, R.: "Verdampfungskühlung Teil 2 Theorie der Verdampfungskühlung und Messung des Wärmeübergangs bei Härteölen und Salzlösungen", Chemie ingenieur-Technik, 30. Jahrgang (11) 1958, S. 720-728.
- [52] Maaß, R.: "Untersuchung zur Wärmeübertragung beim Abschreckhärten", Dissertation, Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen, Clausthal, Technische Universität Clausthal, 1988.
- [53] Hoffmann, F., Keßler, O., Lübben, Th., Mayr, P.: Distortion Engineering – Verzugsbeherrschung in der Fertigung, Härtereitechnische Mitteilungen, 57 (3) 2002, S. 213-217
- [54] Sheppard, C.J.R., Shotton, D. M.: Confocal Laser Scanning Microscopy. Royal Microscopical Society Microscopy Handbooks. Scientific Publishers Limited, Oxford, 1997
- [55] Shang, De-Yi.: „Free Convection Film Flows and Heat Transfer“ 2.Auflage, Springer-Verlag, Berlin/Heidelberg, 2012
- [56] Agaltsov, A., Zeigarnik, Yu.: "Investigation of vapor film motion regularities at boiling liquids" EPJ Web of Conferences, Volume 45, 2013
- [57] Meduri, P. K., Warrier, G. R., Dhir, V. K.: "Flow Film Boiling On A Vertical Flat Plate At Different Subcoolings And Flow Velocities" International Heat Transfer Conference, IHTC, 2013
- [58] Steuer, R.: "Ultraschallunterstütztes Flüssigkeitsabschrecken bei der Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe", Dissertation, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Universität Rostock, 2015
- [59] Grigul, U., Mayinger, F., Bach, J.: Viskosität, Wärmeleitfähigkeit und Prandtl-Zahl von Wasser und Wasserdampf. Wärme- und Stoffübertragung, Bd. 1, 1968, S. 15-34
- [60] Lübben, T.: "Zahlenmäßige Beschreibung des Wärmeübergangs flüssiger Abschreckmedien am Beispiel zweier Härteöle als wesentliche Randbedingung für die numerische Simulation von Wärmebehandlungsprozessen", Dissertation, Universität Bremen, VDI-Verlag 1994
- [61] Younglove, B., Ely, J.: Thermophysical Properties of Fluids. II. Methane, Ethane, Propane, Isobutane, and Normal Butane. Journal of Physical and Chemical Reference Data, Vol. 16, 1987

Anhang

A. Abkürzungsverzeichnis

FEM	Finite-Elemente-Methode
FE	Finite-Elemente
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung
DSC	Differential Scanning Calorimetry
2D	zweidimensional
3D	dreidimensional

B. Symbolverzeichnis

α_T	Temperaturleitfähigkeit
c_p	spezifische Wärmekapazität
Δ	Differenz
δ	Dicke des Dampffilms
λ	Wärmeleitfähigkeit
ρ	Dichte
R_a	Oberflächenrauheiten
R_e	Eckradius
R_T	Rauhtiefe, Rillentiefe
T_B	Flüssigkeitstemperatur
T_s	Siedetemperatur
T_w	Oberflächentemperatur
W_0	Wärmestromdichte

C. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Arten der Flüssigkeitsabschreckung [1].....	4
Abbildung 2:	Wärmestromdichte q und Wärmeübergangskoeffizient α bei verschiedenen Abschreckphasen: (A) Konvektion, (B) Blasensieden, (C) Übergangsieden, (D) Filmsieden abhängig von der Temperaturdifferenz ΔT zwischen der Oberflächentemperatur T_w und der Flüssigkeitstemperatur T_f . [1]	5
Abbildung 3:	Einfluss der Fließgeschwindigkeit, Kugeldurchmesser und Wassertemperatur auf die Wärmestromdichte beim Flüssigkeitsabschrecken einer Nickel-Kugel [22].	6
Abbildung 4:	Abkühlkurven einer Nickel-Kugel beim Abschrecken in Wasser mit verschiedenen Temperaturen und Fließgeschwindigkeiten [23]....	7
Abbildung 5:	Leidenfrost-Temperatur in Abhängigkeit von Umwälzgeschwindigkeiten und Wassertemperatur bei Flüssigkeitsabschreckung einer Nickel-Kugel (links) und eines Nickel-Zylinders (rechts) [22].....	8
Abbildung 6:	Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten über die Höhe eines metallischen Zylinders bei Tauchabschreckung in verdampfenden Flüssigkeiten und gleichzeitigem Vorhandensein von mehreren Abschreckphasen [25].....	9
Abbildung 7:	Temperaturverteilung und Abschreckkurven eines CrNi-Stahl-Zylinders bei Tauchabschreckung in Wasser bei 97°C [24, 25]. ...	9
Abbildung 8:	Einfluss der Abrundung unterer Zylinderstirnkanten eines CrNi-Stahl-Zylinders auf die Starttemperatur der Wiederbenetzung in Abhängigkeit von der Flüssigkeitstemperatur [25].....	10
Abbildung 9:	Abhängigkeit der Anfangstemperatur, Endtemperatur und Dauer der Wiederbenetzung von der Oberflächenoxidation infolge Erwärmung einer CrNi-Stahlprobe auf 920 °C [28].....	11
Abbildung 10:	Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten von der Oberflächentemperatur und Oberflächenrauheit beim Abschrecken einer Stahlprobe in wässriger Salzlösung (oben) und in Palmöl (unten) [38].....	13
Abbildung 11:	Schematische Darstellung des Einflusses der Viskosität auf die Abschreckung in verdampfenden Flüssigkeiten mit hoher Viskosität (links) und niedriger Viskosität (rechts) [38].....	14
Abbildung 12:	Klassifikation der Drehverfahren nach DIN 8589 [39].....	15
Abbildung 13:	Einstellparameter an der Werkzeugschneide beim Drehen [39]..	16
Abbildung 14:	Abhängigkeit der Rillentiefe von den Drehparametern [40].....	16
Abbildung 15:	Einfluss von Eckradius und Vorschub auf die theoretische Rauheit [43].	17
Abbildung 16:	Gefüge von EN AW-6082 im gelieferten Ausgangszustand.	19
Abbildung 17:	Gefüge von X5CrNi18-10 im gelieferten Ausgangszustand.	21

Abbildung 18:	Gefüge von 20MnCr5 im gelieferten Ausgangszustand.	23
Abbildung 19:	Abschreckvorrichtung mit Wasser als Abschreckmedium.	24
Abbildung 20:	Varianten der Probengeometrie (Zylindergeometrie).	26
Abbildung 21:	Varianten der Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung am Beispiel abgerundeten Proben.	27
Abbildung 22:	Zylindrische Probe mit Rillenstrukturierung in Zylinderlängsrichtung.	30
Abbildung 23:	Proben mit Thermoelementbohrungen.	31
Abbildung 24:	Oxidation der Oberfläche von ungleichmäßig strukturierten Proben aus 20MnCr5 nach 25 und 60 Minuten Erwärmung bei 850 °C.	33
Abbildung 25:	Schematische Darstellung der Strömung bei eingeschalteten Badumwälzung.	35
Abbildung 26:	Abschreckvorgang in stilem Wasser (80 °C) der scharfkantigen (oben) und abgerundeten (unten) Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	38
Abbildung 27:	Messung der Wiederbenetzungsgröße am Beispiel der Abschreckung von Aluminiumproben (EN AW-6082) mit scharfen Stirnkanten in Wasser.	40
Abbildung 28:	Typische Streuung der Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillentiefe von 27 µm. Blauer Punkt ist der charakteristische Wert für Wiederbenetzungsfronthöhe von ca. 90 mm.	41
Abbildung 29:	Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Rillentiefe beim Abschrecken von Aluminiumproben (EN AW-6082) mit scharfen Kanten in stilem Wasser bei 80 °C. Blauer Punkt ist der charakteristische Wert für Rillentiefe von 27 µm und Wiederbenetzung des Zylinders zu 90 mm.	43
Abbildung 30:	Typische Streuung und gemittelte Kerntemperaturverläufe am Beispiel der scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillentiefe von 27 µm und Abschreckung in stilem Wasser bei 80 °C. Blauer Punkt ist der charakteristische Wert für Rillentiefe von 27 µm und Anfang der Wiederbenetzung in ca. 85 mm Entfernung von unterem Zylinderende.	43
Abbildung 31:	Schematische Darstellung der Probenpräparation zur lichtmikroskopischen Aufnahme bei Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen.	46
Abbildung 32:	Lichtmikroskopische Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen unterschiedlicher Tiefe an Aluminiumproben (EN AW-6082).	47
Abbildung 33:	Lichtmikroskopische Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen unterschiedlicher Tiefe an Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10).	48
Abbildung 34:	Lichtmikroskopische Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen an Proben aus dem Einsatzstahl	

	(20MnCr5)	48
Abbildung 35:	Schematische Darstellung der Probenpräparation zur lichtmikroskopischen Aufnahme bei Oberflächenstrukturierung mit Längsrillen.....	49
Abbildung 36:	Lichtmikroskopische Aufnahmen der gefrästen Längsrillen an Proben aus Aluminium (EN AW-6082) (links) und austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) (rechts).....	50
Abbildung 37:	Schematische Darstellung der Positionen von Aufnahmestellen der Gefügebilder für Proben aus dem Einsatzstahl 20MnCr5.	52
Abbildung 38:	Schematische Darstellung der Härteprüfpositionen für Proben aus dem Einsatzstahl 20MnCr5.	53
Abbildung 39:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	56
Abbildung 40:	Typische Streuung der Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 27 µm (oben) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Wiederbenetzungsverläufe der Proben mit unterschiedlichen Drehrillentiefen (unten).	58
Abbildung 41:	Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit scharfen Kanten in stillem Wasser bei 80 °C.	59
Abbildung 42:	Typische Streuung der Kerntemperaturverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 27 µm (oben) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Kerntemperaturverläufe der Proben mit unterschiedlichen Drehrillentiefen (unten).	60
Abbildung 43:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten abgerundeten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	61
Abbildung 44:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten abgerundeten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 76 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	61
Abbildung 45:	Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit runden Kanten in stillem Wasser bei 80 °C.	62
Abbildung 46:	Typische Streuung der Kerntemperaturverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten abgerundeten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Drehrillentiefe von 27 µm (oben) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Kerntemperaturverläufe der Proben mit unterschiedlichen Drehrillentiefen (unten).	64

Abbildung 47:	Exemplarische Darstellung des Abschreckvorgangs in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumprobe (EN AW-6082) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 270 µm, obere Zylinderhälfte 10 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	66
Abbildung 48:	Exemplarische Darstellung des Abschreckvorgangs in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten abgerundeten Aluminiumprobe (EN AW-6082) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 76 µm, obere Zylinderhälfte 270 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	66
Abbildung 49:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten Aluminiumproben (EN AW-6082) mit scharfen Stirnkanten zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Oben: Strukturierung mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung (Rillentiefe 270 µm). Unten: Strukturierung mit gefrästen Rillen in Zylinderlängsrichtung (Rillentiefe 320 µm). Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	68
Abbildung 50:	Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillenstrukturierung in Zylinderlängsrichtung (Rillentiefe 320µm) und Zylinderumfangsrichtung (Rillentiefen 270 und 430 µm) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Wiederbenetzungsverläufe für jeweilige Oberflächenstruktur schwarz dargestellt.	70
Abbildung 51:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	72
Abbildung 52:	Typische Streuung der Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillentiefe von 10 µm (oben) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Wiederbenetzungsverläufe der Proben mit unterschiedlichen Drehrillentiefen (unten)....	74
Abbildung 53:	Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten in stillem Wasser bei 80 °C.	75
Abbildung 54:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Weiße Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	76
Abbildung 55:	Typische Streuung der Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillentiefe von 10 µm (oben) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte	

	Wiederbenetzungsverläufe der Proben mit unterschiedlichen Drehrillentiefen (unten).....	77
Abbildung 56:	Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit runden Kanten in stillem Wasser bei 80 °C.	78
Abbildung 57:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 1 µm, obere Zylinderhälfte 630 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	79
Abbildung 58:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 10 µm, obere Zylinderhälfte 127 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	80
Abbildung 59:	Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig sowie mit 2 Bereichen ungleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen und runden Kanten in stillem Wasser bei 80 °C. Rillentiefe bei ungleichmäßiger Strukturierung ist unterschiedlich in unterer (UH) und oberer Probenhälfte (OH). Blau - reines Filmsieden. Grau - Wiederbenetzung.	81
Abbildung 60:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der mit 5 Bereichen ungleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe in den 5 Bereichen ist gelb in µm angegeben (oben: 1+630 µm, unten: 10+127 µm). Weiße Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	82
Abbildung 61:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der abgesetzten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Oben: gleichmäßige Oberflächenstrukturierung mit Rillentiefe von 10 µm. Unten: ungleichmäßige Oberflächenstrukturierung (untere Zylinderhälfte 1 µm, obere Zylinderhälfte 630 µm). Weiße Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	84
Abbildung 62:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Stirnkanten zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Oben: Strukturierung mit Drehrillen in Zylinderumfangsrichtung (Rillentiefe 270 µm). Unten: Strukturierung mit gefrästen Rillen in Zylinderlängsrichtung (Rillentiefe 340 µm). Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.	85
Abbildung 63:	Wiederbenetzungsverläufe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Rillenstrukturierung in Zylinderlängsrichtung (Rillentiefe 340 µm) und Zylinderumfangsrichtung (Rillentiefen 270 und 430 µm) in stillem Wasser bei 80 °C. Gemittelte Wiederbenetzungsverläufe für jeweilige Oberflächenstruktur	

Abbildung 64:	Abschreckvorgang in stillem Öl bei 60 °C der gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Oben: Probe mit Rillentiefe 27 µm. Unten: Probe mit Rillentiefe 630 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.....	89
Abbildung 65:	Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten in stillem Öl bei 60 °C. Reines Filmsieden dauert sehr kurz und ist nicht zu erkennen.....	90
Abbildung 66:	Abschreckvorgang in stillem Öl bei 60 °C der ungleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 1 µm, obere Zylinderhälfte 630 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.....	92
Abbildung 67:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 30 °C der gleichmäßig strukturierten scharfkantigen Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillentiefe von 27 µm zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.....	95
Abbildung 68:	Abschreckdauer in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten in Wasser bei 30 °C ohne sowie mit Badumwälzung ≈ 20 l/min.....	95
Abbildung 69:	Abschreckdauer in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten in Wasser bei 60 °C ohne sowie mit Badumwälzung ≈ 20 l/min.....	96
Abbildung 70:	Abschreckdauer in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten in Wasser bei 80 °C ohne sowie mit Badumwälzung ≈ 20 l/min und ≈ 32 l/min. Blau - reines Filmsieden. Grau - Wiederbenetzung.....	97
Abbildung 71:	Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Drehrillentiefe beim Abschrecken von gleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit runden Kanten in stillem Wasser bei 60 °C und 80 °C. Blau - reines Filmsieden. Grau - Wiederbenetzung.....	98
Abbildung 72:	Dauer der Abschreckstadien in Abhängigkeit von der Wassertemperatur und Badumwälzung beim Abschrecken von mit zwei Bereichen ungleichmäßig strukturierten Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit scharfen Kanten. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte (UH) 1 µm, obere Zylinderhälfte (OH) 630 µm. Blau - reines Filmsieden. Grau - Wiederbenetzung.....	99
Abbildung 73:	Abschreckvorgang in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem Einsatzstahl	

	(20MnCr5) zu unterschiedlichen Zeiten nach dem Eintauchen. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 1 µm, obere Zylinderhälfte 470 µm. Pfeile markieren Wiederbenetzungsbeginn.....	100
Abbildung 74:	Schematischer Abkühlverlauf in stillem Wasser bei 80 °C der ungleichmäßig strukturierten abgerundeten Proben aus dem Einsatzstahl im ZTU-Diagramm von 20MnCr5, in Anlehnung an [47].	101
Abbildung 75:	Gefüge von 20MnCr5 nach dem Abschrecken von 850 °C in stillem Wasser bei 80 °C. Die Aufnahmestelle befindet sich zwischen dem Rand und Kern (5 mm vom Rand). Oben: Mitte der oberen Probenhälfte mit Rillentiefe 430 µm. Unten: Mitte der unteren Probenhälfte mit Rillentiefe 1 µm.....	103
Abbildung 76:	Resultierende radiale Härteverläufe in der Mittelebene der unteren und oberen Probenhälfte nach der Abschreckung von ungleichmäßig strukturierten Proben aus 20MnCr5 in stillem Wasser bei 80 °C. Drehrillentiefe: untere Zylinderhälfte 1 µm, obere Zylinderhälfte 470 µm.....	104
Abbildung 77:	Rotationssymmetrisches 2D-Modell der halben Rillen und die verwendeten thermischen Randbedingungen (schematisch, nicht maßstäblich).....	107
Abbildung 78:	Rillengeometrie von 2D-Modellen bei unterschiedlichen Rillentiefen. Nur der Rillenbereich des jeweiligen FE-Modells ist dargestellt. Alle Modelle sind auf die gleiche Höhe skaliert.....	107
Abbildung 79:	Temperaturleitfähigkeit von EN AW-6082 und X5CrNi18-10....	108
Abbildung 80:	Auswertungspunkte für die Temperatur-Zeit-Verläufe am rotationssymmetrischen 2D-Modell der halben Rille. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1 mm Abstand von der Rillenspitze, Kern.	109
Abbildung 81:	Simulierte Temperaturverläufe an der Rillenspitze in Abhängigkeit von der Rillentiefe. Werkstoff EN AW-6082. Blaue Punkte markieren den Übergang vom Filmsieden zum Blasensieden...	110
Abbildung 82:	Simulierte Temperaturverläufe an vier unterschiedlichen Punkten des FE-Modells bei der Rillentiefe von 1 µm. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1 mm Abstand von der Rillenspitze, Kern. Werkstoff EN AW-6082.	111
Abbildung 83:	Simulierte Temperaturverläufe an vier unterschiedlichen Punkten des FE-Modells bei der Rillentiefe von 127 µm. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1 mm Abstand von der Rillenspitze, Kern. Werkstoff EN AW-6082.	111
Abbildung 84:	Simulierte Temperaturverteilung in der Rille der FE-Modelle mit Rillentiefen 10µm, 27µm, 76µm, 127µm bei definierten Temperaturen an der Rillenspitze: 533 °C (links) und 300 °C (rechts). Nur der Rillenbereich des jeweiligen FE-Modells dargestellt. Die Modelle sind maßstäblich. Werkstoff EN AW-6082.	112
Abbildung 85:	Simulierte Temperaturverläufe an der Rillenspitze in Abhängigkeit von der Rillentiefe. Werkstoff X5CrNi18-10. Blaue Punkte	

markieren den Übergang vom Filmsieden zum Blasensieden.	113
Abbildung 86: Simulierte Temperaturverläufe an vier unterschiedlichen Punkten des FE-Modells bei der Rillentiefe von 1 µm. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1mm Abstand von der Rillenspitze, Kern. Werkstoff X5CrNi18-10.	114
Abbildung 87: Simulierte Temperaturverläufe an vier unterschiedlichen Punkten des FE-Modells bei der Rillentiefe von 630 µm. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1 mm Abstand von der Rillenspitze, Kern. Werkstoff X5CrNi18-10. Vergrößerte Darstellung des gekennzeichneten Bereichs in Abbildung 88....	114
Abbildung 88: Vergrößerte Darstellung der simulierten Temperaturverläufe zwischen 30 und 60 Sekunden nach dem Eintauchen an vier unterschiedlichen Punkten des FE-Modells bei der Rillentiefe von 630 µm. Auswertungspunkte: Rillenspitze, Rillengrund, 1 mm Abstand von der Rillenspitze, Kern. Werkstoff X5CrNi18-10.	115
Abbildung 89: Simulierte Temperaturverteilung in der Rille der FE-Modelle mit Rillentiefen 10µm, 27µm, 76µm, 127µm bei definierten Temperaturen an der Rillenspitze: 822°C (links) und 400 °C (rechts). Nur der Rillenbereich des jeweiligen FE-Modells dargestellt. Die Modelle sind maßstäblich. Werkstoff X5CrNi18-10.	116
Abbildung 90: Mechanismen des Wärmetransports beim Filmsieden [1].....	117
Abbildung 91: Dampffilmdicke in Wasser in Abhängigkeit von der Wassertemperatur und Oberflächentemperatur. Vereinfachte Berechnung nach Gleichung 6.....	119
Abbildung 92: Dampffilmdicke in Wasser bei der halben Zylinderhöhe in Abhängigkeit von der Wassertemperatur und Oberflächentemperatur [55].	119
Abbildung 93: Dampffilmdicke in Öl in Abhängigkeit von der Öltemperatur und Oberflächentemperatur. Vereinfachte Berechnung nach Gleichung 6.	120
Abbildung 94: Modifizierte lichtmikroskopische Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen an Aluminiumproben (EN AW-6082) bei 25-facher Vergrößerung. Schwarz: Probenwerkstoff. Blau: Abschreckflüssigkeit. Weiß: Dampfschicht (schematisch). Dampfschichtdicke ca. 200 µm (vgl. Abbildung 92).....	122
Abbildung 95: Modifizierte lichtmikroskopische Aufnahmen der erzeugten Drehrillenstrukturen an Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) bei 25-facher Vergrößerung. Schwarz: Probenwerkstoff. Blau: Abschreckflüssigkeit. Weiß: Dampfschicht (schematisch). Dampfschichtdicke ca. 200 µm (vgl. Abbildung 92).....	123
Abbildung 96: Schematische Darstellung der Konvektion im Dampffilm bei Oberflächenstrukturierung mit Rillen senkrecht zur Zylinderlängsrichtung (links) und parallel zur Zylinderlängsrichtung (rechts). Rillentiefe R_t ist in beiden Fällen gleich. Schwarz: Probenwerkstoff. Blau: Abschreckflüssigkeit. Weiß: Dampfschicht. Rote Pfeile: heißer Dampf. Blaue Pfeile: kalter Dampf.....	124

Abbildung 97:	Vergleich der Simulation mit experimentellen Ergebnissen für Aluminium EN-AW6082.....	129
Abbildung 98:	Vergleich der Simulation mit experimentellen Ergebnissen für austenitischen Stahl X5CrNi18-10.....	129
Abbildung 99:	Schematische Darstellung zur Berechnung der relativen Oberflächenvergrößerung bei Oberflächenstrukturierung mit Drehrillen.....	130
Abbildung 100:	Relative Oberflächenvergrößerung in Abhängigkeit von der Rillentiefe.....	130
Abbildung 101:	Schematische Darstellung zweier Fertigungsketten ohne (oben) und mit gezielter Oberflächenstrukturierung (unten).	132
Abbildung 102:	Schematische Darstellung einer gezielten ungleichmäßigen Oberflächenstrukturierung für ein T-Profil und ein Zahnrad.....	133

D. Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Massenanteile von Legierungselementen der untersuchten Charge EN AW-6082	19
Tabelle 2:	Thermophysikalische Eigenschaften von EN AW-6082 in Abhängigkeit von der Temperatur	20
Tabelle 3:	Massenanteile von Legierungselementen der untersuchten Charge X5CrNi18-10.	21
Tabelle 4:	Thermophysikalische Eigenschaften von X5CrNi18-10 in Abhängigkeit von der Temperatur	22
Tabelle 5:	Massenanteile von Legierungselementen der untersuchten Charge 20MnCr5.	22
Tabelle 6:	Varianten der Werkstoffe, Probengeometrien und Oberflächenstrukturierung für die untersuchten Proben mit Drehrillen. Angegebene Rillentiefen sind theoretische Rillentiefen.	28
Tabelle 7:	Verwendete Drehparameter in Abhängigkeit von der theoretischen Rillentiefe.	29
Tabelle 8:	Erwärmungsdauer für die gleichmäßig strukturierten Proben von Raumtemperatur auf 540 °C (EN AW-6082) bzw. auf 835 °C (X5CrNi18-10) im Kern. Angegebene Rillentiefen sind theoretische Rillentiefen.	32
Tabelle 9:	Zusammenfassung der durchgeführten Abschreckexperimente an den Proben mit Drehrillenstrukturierung. Angegebene Rillentiefen sind theoretische Rillentiefen.	36
Tabelle 10:	Theoretische, anhand lichtmikroskopischen Aufnahmen und mittels konfokaler Mikroskopie gemessene wahren Werte der Rillentiefe von erzeugten Drehrillen für die drei verwendeten Werkstoffe....	51
Tabelle 11:	Untersuchte Parameterkombinationen bei der Wasserabschreckung von Aluminiumproben (EN AW-6082) mit Rillenstrukturierung. Angegebene Rillentiefen sind wahre Rillentiefen.	55
Tabelle 12:	Untersuchte Parameterkombinationen bei der Wasserabschreckung von Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Rillenstrukturierung. Angegebene Rillentiefen sind wahre Rillentiefen.	71
Tabelle 13:	Untersuchte Parameterkombinationen bei der Ölabschreckung von Proben aus dem austenitischen Stahl (X5CrNi18-10) mit Drehrillenstrukturierung. Angegebene Rillentiefen sind wahre Rillentiefen.	88
Tabelle 14:	Intensität der Umwälzung anhand des Badaustausches.....	94

E. Verzeichnis im Rahmen der Promotion betreuter studentischer Arbeiten

Stöcker, Aileen; Becker, Michel; Reschka, Tommy: "*Beschichtungs- und Randschichtbehandlungsverfahren zur Beeinflussung der Flüssigkeitsabschreckung*", Projektarbeit 2015

Radanke, Michael: "*FEM-Simulation von Abschreckvorgängen in Wasser unter Berücksichtigung der Oberflächenstruktur*", Masterarbeit 2016

Jankowski, Chris: "*Beeinflussung der Flüssigkeitsabschreckung durch lokale Oberflächenstrukturierung*", Studienarbeit 2016

Akademischer Lebenslauf

Persönliche Daten

Name: Nikolay Kozlov
Geburtsdatum: 27.05.1988
Geburtsort: Privilzhje (UdSSR)

Schulbildung

09/1995 – 06/2005 Schule, Privilzhje, Region Samara, Russische Föderation

Studium

09/2005 – 07/2010 Studium an der Staatlichen Technischen Universität Samara, Ingenieur-Technologische Fakultät, Russische Föderation
10/2010 – 11/2013 Maschinenbaustudium an der Universität Rostock mit den Vertiefungsfächern Strukturmechanik und Leichtbau

Berufserfahrung

12/2013 – 01/2017 Beschäftigung als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock und Bearbeitung des Promotionsvorhabens