



Integration des Düsenfeld-Gasabschreckens in den Strangpressprozess von Aluminiumlegierungen

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

*vorgelegt von Stefan Schöne
geboren am 05.11.1982 in Stralsund*

Gutachter:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler

Universität Rostock
Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik
Lehrstuhl für Werkstofftechnik

Dr.-Ing. habil. Mirko Schaper

Leibnitz Universität Hannover
Institut für Werkstoffkunde

Prof. Dr.-Ing. Martin-Christoph Wanner

Universität Rostock
Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik
Lehrstuhl für Fertigungstechnik

Abgabe: 13.05.2012, Verteidigung: 13.07.2012

Kurzfassung

Das Strangpressen als wichtiges und effizientes Formgebungsverfahren und das Ausscheidungshärten als bedeutendes Wärmebehandlungsverfahren zur Festigkeitssteigerung sind zwei Prozessschritte in der Fertigungskette vieler aushärtbarer Aluminium-Knetlegierungen der Legierungssysteme Al-Mg-Si und Al-Zn-Mg. Zum Strangpressen wird die Temperatur des Werkstoffes erhöht, um notwendige Verformungseigenschaften zu erhalten. Beim Ausscheidungshärten wird ebenfalls erwärmt, um Legierungselemente in Lösung zu bringen, die durch ein nachfolgendes Abschrecken gelöst bleiben sollen. Diese beiden Erwärmvorgänge können in einem Schritt ausgeführt werden, wenn anschließend aus der Presshitze heraus abgeschreckt wird. Dies verkürzt die Fertigungskette von Aluminium-Strangpressprofilen. Die Strangkühlung in einem Düsenfeld mittels hoher Gasvolumenströme als verzugsarme Abschrecktechnologie ist Gegenstand dieser Dissertation. Zunächst wurde anhand von Einzelproben mit zylindrischem und L-förmigem Querschnitt geprüft, ob in einem solchen Düsenfeld die Aluminium-Knetlegierungen EN AW-6082 und EN AW-7020 werkstoffgerecht und verzugsarm abgeschreckt werden können. Die Beurteilung erfolgte anhand von Abkühlkurven, mechanischen Eigenschaften und Verzugsmessungen. Anschließend wurde ein Düsenfeld für den Einsatz an einer Strangpresse mittels Simulation dimensioniert und in einem dritten Schritt wurden mit diesem Düsenfeld Pressstränge gekühlt. Es konnte gezeigt werden, dass eine Gasdüsenfeldabschreckung dazu geeignet ist, in den Strangpressprozess der untersuchten Legierungen integriert zu werden, dadurch die Fertigungskette stranggepresster Aluminiumlegierungen zu verkürzen und Kosten sowie Aufwand zu sparen.

Abstract

Extrusion as important and effective metal forming process and age hardening as important heat treatment process for strengthening are two steps in the production chain of many age hardening aluminium wrought alloys of the alloy systems Al-Mg-Si and Al-Zn-Mg. Before extrusion the temperature of the material is increased to obtain necessary deformation behaviour. As part of age hardening the temperature is also increased to dissolve alloying elements, which shall stay in solution by quenching. These two heating operations can be performed in one step, if the material is quenched directly from the press heat. This shortens the production chain of aluminium extrusion profiles. The quenching of extrusion profiles in a nozzle field by means of high gas volume flows to achieve low distortion is the subject of this dissertation. Firstly, by quenching single specimen with cylindrical and L-shaped cross sections it was proven, whether aluminium wrought alloys EN AW-6082 and EN AW-7020 can be quenched sufficiently and with low distortion in such a gas nozzle field. The assessment occurred based on cooling curves, mechanical properties and distortion measurements. Afterwards, a nozzle field for the use at an extrusion press was dimensioned by means of simulations and in a third step extrusion profiles were quenched with this gas nozzle field. It could be shown, that gas nozzle field quenching is suitable to be integrated into the extrusion process of the investigated alloys and therewith to shorten the production chain of aluminium extrusion profiles, saving costs and effort.

	Inhaltsverzeichnis	v
1	Einleitung	1
2	Stand der Technik.....	3
2.1	Strangpressen	3
2.2	Festigkeitssteigerung von Aluminiumlegierungen	9
2.2.1	Möglichkeiten zur Steigerung der Festigkeit metallischer Werkstoffe.....	9
2.2.2	Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen.....	12
2.2.3	Legierungssystem Al-Mg-Si (6XXX)	15
2.2.4	Legierungssystem Al-Zn-Mg (7XXX)	16
2.3	Abschrecken in gasförmigen und flüssigen Medien	17
2.4	Integration des Abschreckens in die Fertigungskette des Strangpressens	27
3	Werkstoffe und Methoden	31
3.1	Untersuchte Legierungen und Geometrien.....	31
3.2	Wärmebehandlungsexperimente und Simulation	36
4	Gasabschrecken von Einzelproben	39
4.1	Gasdüsenfeld und Druckluftsystem.....	39
4.1.1	Gasdüsenfeld - Konstruktion	39
4.1.2	Druckluftsystem 8000 l/min	43
4.2	Einzelprobenabschreckungen und Auswertung	46
4.2.1	Wärmebehandlungsparameter	46
4.2.2	Temperaturerfassung und Berechnung der Wärmeübergangskoeffizienten.....	47
4.2.3	Korngröße	53
4.2.4	Mechanische Charakterisierung	53
4.2.5	Verszugscharakterisierung	55
4.3	Ergebnisse der Einzelprobenabschreckung	63
4.3.1	Abkühlkurven und Wärmeübergangskoeffizienten	63
4.3.2	Korngröße	70
4.3.3	Mechanische Eigenschaften.....	72

4.3.4	Verzug	76
5	Simulationsbasierte Düsenfelddimensionierung.....	79
5.1	Modellierung	79
5.2	Simulations-Ergebnisse	84
6	Integration des Gasabschreckens in den Strangpressprozess	91
6.1	Identifikation geeigneter Lösungsglühparameter	92
6.2	Strangpressen und Gasabschrecken.....	94
6.2.1	Druckluftsystem 16000 l/min.....	94
6.2.2	Versuchsparameter	96
6.3	Ergebnisse.....	97
6.3.1	Lösungsglühparameter	97
6.3.2	Kühlung von Presssträngen.....	99
7	Diskussion.....	103
7.1	Diskussion der Ergebnisse der Einzelprobenabschreckung	103
7.2	Diskussion der Ergebnisse des Strangpress-integrierten Gasabschreckens	111
8	Zusammenfassung	115
	Selbständigkeitserklärung	I
	Literaturverzeichnis	II
	Anhang.....	VIII
A.	Abkürzungsverzeichnis.....	VIII
B.	Symbolverzeichnis.....	VIII
C.	Abbildungsverzeichnis.....	IX
D.	Tabellenverzeichnis.....	XIV
	Danksagung	XVII
	Lebenslauf	XIX

1 Einleitung

Aluminiumlegierungen sind neben Stählen die am häufigsten verwendeten metallischen Konstruktionswerkstoffe. Insbesondere im Leichtbau haben die Aluminiumlegierungen eine hohe Bedeutung, wie z.B. im Verkehrswesen, wo eine maximale Gewichtseinsparung und die Reduzierung der zur Fortbewegung benötigten Energie von großer Bedeutung sind. Für die Verwendung zu konstruktiven Zwecken genügen deren mechanische Eigenschaften oftmals nicht aus, so dass die Notwendigkeit entsteht, festigkeitssteigernde Maßnahmen zu ergreifen. Eine Wärmebehandlung stellt eine solche Maßnahme dar. Das wichtigste Wärmebehandlungsverfahren zur Steigerung der Festigkeit von Aluminiumlegierungen ist das Ausscheidungshärteln. Dieses nutzt hauptsächlich den Mechanismus der Teilchenverfestigung und setzt sich aus den drei Schritten Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern zusammen. Viele Aluminium-Knetlegierungen eignen sich auf Grund ihrer guten Verformungseigenschaften besonders für bestimmte Umformverfahren. Das bedeutendste Formgebungsverfahren für diese Knetlegierungen ist das Strangpressen, bei welchem der Werkstoff in Form eines Blockes auf Presstemperatur gebracht und mittels eines Stempels unter hohem Druck durch ein formgebendes Werkzeug, die Matrize, hindurch zu einem oder mehreren Strängen von mehreren Metern Länge verpresst wird. Formgebung durch Strangpressen und Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärteln können getrennt voneinander stattfinden. Dabei ist ein zweimaliges Erwärmen des Werkstoffes nötig, einerseits, um die für das Pressen erforderliche Verformbarkeit einzustellen, andererseits im Zuge des Lösungsglühens. Die beiden dabei zur Anwendung kommenden Temperaturen liegen oftmals dicht beisammen. Gelingt es, die beiden Erwärmvorgänge miteinander zu kombinieren, anschließend direkt aus der Umformhitze heraus abzuschrecken und auf diesem Weg die Wärmebehandlung in den

Strangpressprozess zu integrieren, bedeutet das die Einsparung eines separaten Lösungsglühens, die Verkürzung der Fertigungskette von Aluminium-Strangpressprofilen und damit die Verminderung von Zeit- und Kostenaufwand. Dem Abschrecken kommt dabei eine wichtige Bedeutung zu. Dieses muss einerseits schnell genug ablaufen, um hohe Festigkeiten zu ermöglichen, andererseits sollte es so langsam wie möglich stattfinden, um die Gefahr für Eigenspannungen und Bauteilverzug nicht unnötig zu erhöhen. Übliche Kühlmedien für die Strangkühlung sind Gase, stehende Wasserwellen oder die Sprühkühlung mit Gas-Flüssigkeits-Gemischen. In der vorliegenden Dissertation wird systematisch die Kühlung von Presssträngen durch ein Gasdüsenfeld untersucht. Die Untersuchungen setzen bei der Abschreckung von Einzelproben in einem solchen Düsenfeld ein, welche die grundsätzliche Eignung der Gasabschreckung zeigen soll und aus welcher nachfolgend die Dimensionierung eines für den Einsatz an einer Strangpresse bestimmten Düsenfeldes hervorgeht. Abschließend soll eben dieses zur praktischen Anwendung kommen und Pressstränge aus der Presshitze abgeschreckt werden. Mit EN AW-6082 (Al Si1MgMn) und EN AW-7020 (Al Zn4,5Mg1) wurde dabei das Augenmerk auf zwei klassische Vertreter stranggepresster Aluminium-Knetlegierungen gerichtet. Ziel dieser Untersuchungen ist es, dem Strangpress-integrierten Ausscheidungshärteten eine weitere, gleichzeitig rasche, gleichmäßige, verzugsarme und flexible Abschrecktechnologie zu eröffnen.

2 Stand der Technik

2.1 Strangpressen

Das Strangpressen ist ein Umformverfahren zum Herstellen von Stäben, Drähten, Rohren und auch nicht rotationssymmetrisch geformten, prismatischen Profilen, bei welchem in nur einem Fertigungsschritt eine Bauteilgeometrie erzeugt werden kann, welche der Geometrie im Endzustand bereits sehr nahe kommt, wofür bei anderen Umformverfahren mehrere Schritte nötig sind. Dabei wird ein gegossener und in der Regel homogenisierungsgeglühter Pressling, auch Block genannt, auf Presstemperatur gebracht und mittels eines Stempels unter hohem Druck durch ein formgebendes Werkzeug hindurch, die Matrize, zu einem oder mehreren Strängen von mehreren Metern Länge verpresst.

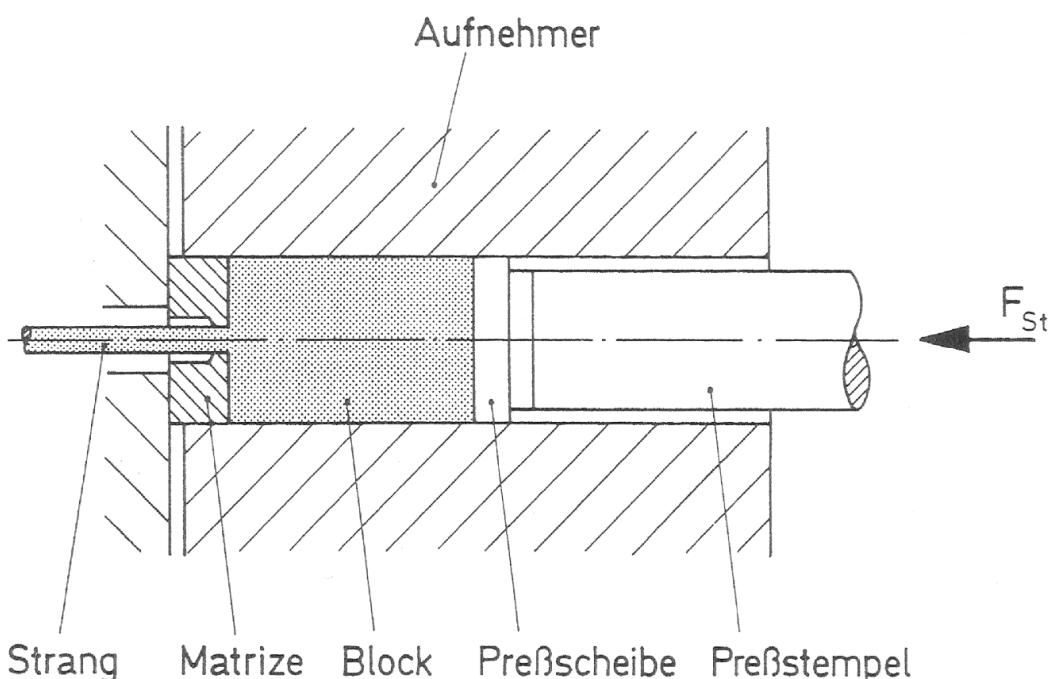


Abbildung 2.1: Direktes Strangpressen, schematisch [1]

Das Verfahren hat erst im 20. Jahrhundert, hauptsächlich bei der formgebenden Verarbeitung von Aluminium- und Kupferwerkstoffen eine große Bedeutung in der Halbzeugindustrie erlangt, aber auch andere gut verformbare Metalle wie Messing, Blei und Zinn oder weniger gut verformbare Metalle wie Stähle werden in vergleichsweise geringen Mengen mittels Strangpressen gefertigt. [2], [3]

Abbildung 2.1 und Abbildung 2.2 zeigen die beiden wichtigsten Verfahrensvarianten, das direkte und das indirekte Strangpressen. Beim direkten Strangpressen, auch Vorwärts-Strangpressen genannt, wird der Block vom Stempel durch einen feststehenden Rezipienten und die Matrize gepresst, meist mit vorgesetzter Pressscheibe. Dabei findet zwischen Block und Rezipient eine Relativbewegung statt.

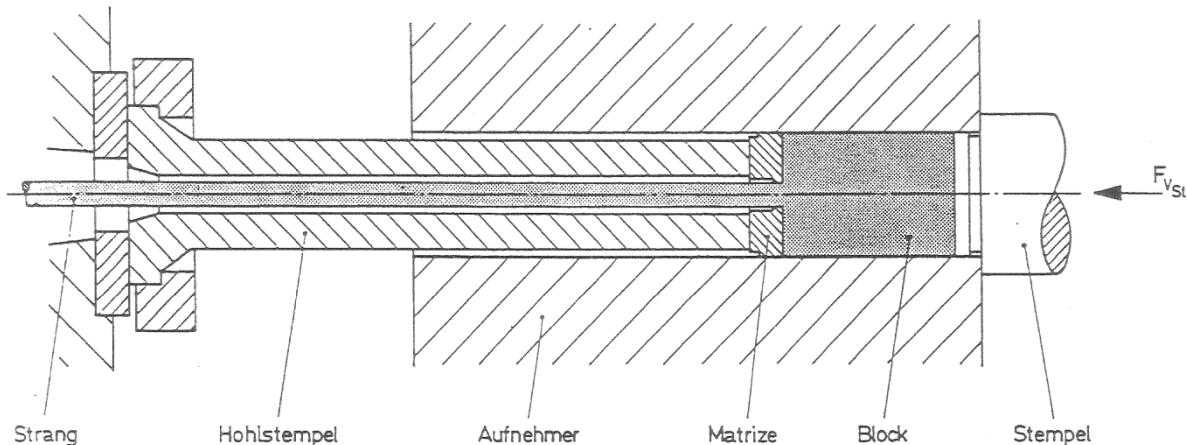


Abbildung 2.2: Indirektes Strangpressen, schematisch [1]

Beim indirekten Strangpressen hingegen findet zwischen Block und Rezipient keine Relativbewegung statt, da ein hohler Stempel mitsamt der davor positionierten Matrize gegen den Block in den hinten verschlossenen Rezipienten hineingedrückt wird. Nachteil des indirekten Strangpressens ist jedoch die Begrenzung der Erzeugnisabmaße durch die Innenmaße des Hohlstempels. Daneben existieren noch weitere, weniger gebräuchliche Verfahren wie die Kabelmantelfertigung, das Verbundstrangpressen, das hydrostatische Strangpressen und das Conformverfahren. Beim hydrostatischen Strangpressen wird der Block von Druckflüssigkeit umschlossen, was zu einer bedeutend geringeren Reibung zwischen Block und Rezipient führt. Das Verfahren spielt wegen der aufwändigen Handhabung und den infolge der Druckflüssigkeit niedrigen möglichen Temperaturen derzeit bei der Verarbeitung von Aluminiumwerkstoffen keine bedeutende Rolle mehr. Beim Conformverfahren wird der Pressdruck mittels eines rotierenden Reibrades mit Nut erzeugt. In dieser Nut wird das

Umformgut kontinuierlich in seinem Querschnitt verringert, bis es schließlich der Matrize zugeführt wird. Das Verfahren ermöglicht kleine Querschnitte und relativ geringe Umformgrade.

Der Gedanke des Strangpressens wurde erstmalig in einem Patent des Hydraulik-Ingenieurs Joseph Bramah aus dem Jahr 1797 schriftlich dokumentiert. Die von ihm beschriebene Kolbenpresse diente dem nahtlosen Herstellen von Rohren aus Blei und anderen weichen Metallen. Durch die niedrige Schmelztemperatur und die guten Verformungseigenschaften des Bleis und seiner Legierungen war die Formgebung dieser Werkstoffe bei geringem Kraftaufwand möglich, welcher mittels einer Handpumpe aufgebracht werden konnte. Eine wirtschaftliche Produktion war damit noch nicht möglich [2]. Erst 1820 wurde das vergleichsweise wirtschaftliche Herstellen von Bleirohren möglich mittels der ersten bekannten Strangpresse, welche hydraulisch betrieben wurde und welche von dem Engländer Thomas Burr entwickelt wurde [4]. Blei blieb bis zum Ende des 19. Jahrhunderts der einzige für das Strangpressen interessante Werkstoff und fand in Verbindung mit diesem Formgebungsverfahren einen neuen Markt, als die beginnende Elektrifizierung im späten 19. Jahrhundert Blei als Kabelummantelung erschloss [4]. Erst 1894 meldete Alexander Dick ein Patent auf eine Strangpresse an, welche speziell für die Herstellung von Messingstangen konstruiert war. Damit konnten nun auch höher schmelzende Legierungen auf Kupferbasis gepresst werden [2]. In der Folgezeit um den Wechsel vom 19. zum 20. Jahrhundert wurden viele Weiterentwicklungen vorgenommen. Das Gießen des flüssigen Metalls in vertikal aufgestellte Rezipienten, wie es vom Bleirohrpressen übernommen wurde, wurde bald ersetzt durch die Verwendung vorgewärmer Gussblöcke [2]. Zudem konnten die angewendeten Presskräfte zunehmend erhöht werden, was die Größe der Pressblöcke ansteigen ließ und die Wirtschaftlichkeit weiter heraufsetzte. Anfang des 20. Jahrhunderts wurde die bis dahin übliche Herstellung von Stangen, Profilen und Draht aus Kupferlegierungen mittels Walzen nahezu vollständig durch das Strangpressen verdrängt. In der Zeit um 1920 wurde schließlich auch die Verarbeitung von Aluminium und Stählen mittels Strangpressen aufgenommen [2]. Seitdem haben Fortschritte im Bereich des Rezipientenbaus, der Dorn- und Brückentechnik, moderne Möglichkeiten der Steuerung und Regelung, Anpassungen sowohl von Werkzeugen als auch von Werkstoffen usw. in vielen kleinen wie großen Schritten zu einem hohen Qualitätsniveau und einer hohen Wirtschaftlichkeit beigetragen [4].

Das heutzutage von allen Strangpressverfahren am häufigsten angewandte ist das direkte Strangpressen, dessen Haupteinsatzgebiet das Pressen von Halbzeugen aus Aluminium und Aluminiumlegierungen ist. Ein Maß für die Umformung, welches aus dem Bolzen das Strangpressprofil entstehen lässt, ist das Press- oder auch Verpressungsverhältnis, welches den Quotienten aus Rezipienten- bzw. Bolzenquerschnittsfläche und Strangquerschnittsfläche darstellt.

$$V_{\text{Press}} = \frac{A_{\text{Rezipient}}}{A_{\text{Strang}}} \quad \text{Kreis} = \frac{D_{\text{Rezipient}}^2}{D_{\text{Strang}}^2} \quad 2.1$$

Beim Strangpressen werden hohe Umformgrade bei relativ geringer Rissgefahr dadurch ermöglicht, dass im Block ein Druckspannungszustand entsteht. Das Pressverhältnis liegt meist zwischen 10 und 100, kann in speziellen Fällen, wie z.B. bei Messingdraht, sogar bis 1000 reichen. Voraussetzung dafür ist allerdings eine niedrige Fließspannung des Umformgutes. Diese wird bei hohen Temperaturen weit herabgesetzt, weswegen fast ausschließlich bei hoher Temperatur stranggepresst wird, indem der Block zuvor auf die sogenannte Blockeinsatztemperatur erhitzt wird. Diese beträgt bei Aluminiumwerkstoffen 350 - 550 °C, bei Kupferwerkstoffen 600 - 900 °C und bei Edelstahlrohren und Sonderwerkstoffen bis zu 1250 °C. [2]

Kennzeichnend für diese Verfahrensvariante ist die Reibung, welche zwischen Umformgut und Rezipient entsteht, wenn der aufgestauchte Pressblock während des Pressens im Rezipienten zur Matrize hin geschoben wird. Diese kann mittels eines Schmierstofffilms zwischen Umformgut und Werkzeug verringert werden. Das Warmstrangpressen von Aluminium-Werkstoffen erfolgt jedoch in der Regel ohne einen solchen. Beim Strangpressen wird das Gefüge des gegossenen Ausgangswerkstoffes in Pressrichtung langgestreckt. Daher weisen stranggepresste Werkstoffe ein faserartiges Gefüge auf, vorausgesetzt, es findet keine Rekristallisation statt. Insbesondere das Material, welches den Bereich nahe der Kanten des Einlaufkanals passiert, also der Randbereich des Stranges, wird stark erwärmt und ist erhöhte Gefahr für Grobkornbildung und Anschmelzungen ausgesetzt, welche nicht nur ein Aufrauen der Strangoberfläche, sondern auch eine Beeinträchtigung der chemischen und mechanischen Eigenschaften des entstehenden Profils zur Folge haben kann. Der Materialfluss beim direkten Warm-Strangpressen lässt sich beim axialsymmetrischen Strangpressen mittels der Methode der Visioplastizität [5] untersuchen. Dabei wird ein

Block in Längsrichtung mittig halbiert und eine Hälfte mit einem rechtwinkligen Rasternetz überzogen. Beide Hälften werden mit einem Trennmittel versehen und als Block verschweißt. Der Vergleich der Raster vor und nach einem bzw. mehreren Zeitschritte gibt Aufschluss über den Materialfluss, z.B. darüber, welche Materialbereiche am Werkstofffluss beteiligt sind und welche nicht. Letztere werden als „tote Zonen“ bezeichnet.



Abbildung 2.3: Materialfluss beim direkten Strangpressen eines Ø140 mm-Blockes aus EN AW-6082 mit 10 MN, sichtbar gemacht durch Indikator-Stifte aus EN AW-4043 (Ø4 mm) [6]

Abbildung 2.3 zeigt den in sehr ähnlicher Weise sichtbar gemachten Materialfluss beim Pressen eines Ø140 mm-Pressblocks aus EN AW-6082 zu einem Enddurchmesser von Ø30 mm. Dieser wurde in der Symmetrieebene mit in Bohrungen befindlichen Indikator-Stiften (Ø4 mm) aus EN AW-4043 bestückt und mit 10 MN bei einer Blocktemperatur von 490 °C gepresst. Gut zu erkennen sind die toten Zonen, die sich in den Winkeln des Rezipienten infolge des dort zum Erliegen gekommenen Materialflusses gebildet haben. Deren Größe und der Fließwiderstand sowie die erforderlichen Presskräfte können durch Entlastungsgeometrien im Rezipienten, z.B. Schrägen reduziert werden.

Die Wirtschaftlichkeit des Pressprozesses wird durch möglichst hohe Stempelgeschwindigkeiten gesteigert, solange die Produktqualität nicht darunter leidet. Aus der Kontinuitätsgleichung für die Volumenströme \dot{V}

$$\dot{V}_{\text{Rezipient}} = A_{\text{Rezipient}} \cdot v_{\text{Stempel}} = A_{\text{Strang}} \cdot v_{\text{Strang}} = \dot{V}_{\text{Strang}} \quad 2.2$$

ergibt sich mit der Stempelgeschwindigkeit und dem Pressverhältnis die Stranggeschwindigkeit

$$v_{\text{Strang}} = V_{\text{Press}} \cdot v_{\text{Stempel}} \quad 2.3$$

Hierbei dürfen jedoch werkstoffspezifische Grenztemperaturen nicht überschritten werden, damit keine Warmrisse auftreten. Soll eine reproduzierbare Produktqualität erzielt werden, sollte die Austrittstemperatur möglichst konstant über der Produktlänge sein. Voraussetzung hierfür ist eine konstante Eintrittstemperatur des Umformguts in die Umformzone, welche neben der Matzentemperatur die Haupteinflussgröße auf die Austrittstemperatur ist. Infolge von Reibung zwischen Block und Rezipienten, innerer Reibung im verformten Block und insbesondere Scherreibung im Bereich der Umformzone steigt jedoch diese Eintrittstemperatur und damit auch die Austrittstemperatur mit zunehmender Stranglänge an. Dem wiederum kann durch ein axiales Blockeinsatztemperaturprofil infolge Zonenheizung und -kühlung im Rezipienten [7] oder durch eine über den Stempelweg veränderliche Stempelgeschwindigkeit [8] begegnet werden. Findet solches nicht statt, muss man sich des Temperaturanstieges während des Pressens bewusst sein, insbesondere, wenn dieser größer ist als die Differenz zwischen Blockeinsatztemperatur (bzw. Lösungsglühtemperatur) und Schmelztemperatur des Werkstoffs. [2], [3], [1]

2.2 Festigkeitssteigerung von Aluminiumlegierungen

2.2.1 Möglichkeiten zur Steigerung der Festigkeit metallischer Werkstoffe

Für die Verwendung zu konstruktiven Zwecken genügen die mechanischen Eigenschaften von Aluminiumlegierungen oftmals nicht, so dass die Notwendigkeit entsteht, festigkeitssteigernde Maßnahmen zu ergreifen. Unter der Fließgrenze eines Werkstoffes versteht man den Widerstand, den dieser unter Einwirken einer äußeren Belastung einer irreversiblen, plastischen Verformung bzw. Bruch entgegensetzen kann [9]. Die Fließgrenze hängt von der Struktur des Werkstoffs ab. In metallischen Kristallgittern kann eine Vielzahl von Kristallfehlern vorkommen. Eine wichtige Art sind Versetzungen, linienförmige Gitterstörungen, die das Gitter verzerrn. Sie treten in jedem technischen metallischen Werkstoff auf und ermöglichen die für Metalle charakteristische Eigenschaft, sich plastisch verformen zu können. Der grundlegende Mechanismus einer solchen Plastizität ist das unter der Wirkung einer Schubspannung stattfindende Wandern von Versetzungen in den Gleitebenen, speziellen Ebenen mit dichtester Atombelegung in einem Kristall, wie den {111}-Ebenen im kubisch-flächenzentrierten Gitter des Aluminiums.

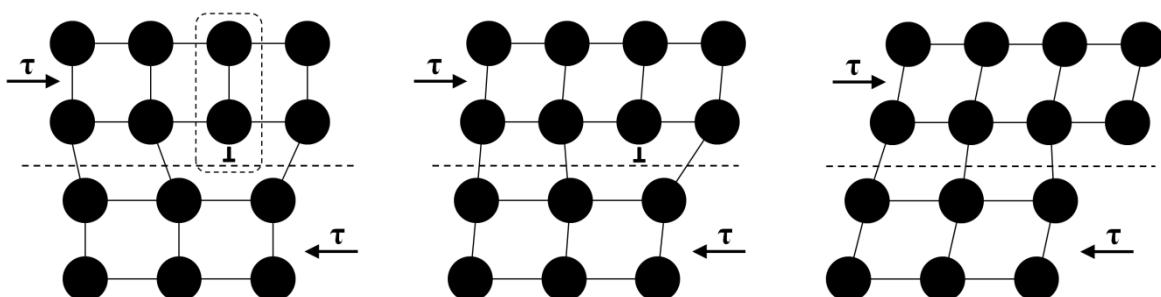


Abbildung 2.4: Plastische Verformung durch Versetzungsbewegung entlang einer Gleitebene
 - links: unverformter Gitterausschnitt mit Stufenversetzung (umrandet)
 - mittig: Verzerrung des Gitters unter Wirkung einer Schubspannung
 - rechts: Wandern der Versetzung und Stufenbildung (schematisch), nach [10]

Abbildung 2.4 zeigt in Anlehnung an [10] modellhaft, wie eine solche Versetzungsbewegung durch den Ausschnitt eines Metallgitters abläuft.

Die Steigerung der Festigkeit eines metallischen Werkstoffes beruht auf der Behinderung dieser Versetzungsbewegungen durch den Einbau von Hindernissen in deren Gleitweg und der Erschwerung einer plastischen Verformung. Es wird unterschieden in vier Verfestigungsmechanismen: Versetzungsverfestigung, Korn-grenzenverfestigung, Mischkristallverfestigung und Teilchenverfestigung.

Bei der Versetzungsverfestigung wird eine wandernde Versetzung durch eine andere in ihrer Gleitung behindert, wenn sie auf diese trifft. Die Kaltumformung bewirkt die Bildung neuer Versetzungen, die Versetzungsdichte erhöht sich und damit auch die Wahrscheinlichkeit, dass Versetzungen sich gegenseitig behindern. Der Effekt macht sich darin bemerkbar, dass eine Weiterverformung höhere Spannungen erfordert, der Werkstoff sich also bei der Verformung selbst verfestigt. Diese Erscheinung wird auch als Kaltverfestigung bezeichnet.

Trifft eine Versetzung auf eine Korngrenze, kommt es zu einer Unterbrechung der genutzten Gleitebene und eine erhöhte Kraft ist notwendig, damit der Gleitvorgang anderer Versetzungen im Nachbarkorn fortgesetzt werden kann. Es entsteht ein Versetzungsstau vor der Korngrenze. Eine Verringerung der Korngröße (Kornfeinung) und die damit verbundene Erhöhung der Anzahl an Korngrenzen bewirkt daher eine stärkere Behinderung von Versetzungsbewegungen und erhöht die Festigkeit. Besonderheit dieses Verfestigungsmechanismus ist, dass dabei im Gegensatz zu den anderen drei keine Einbuße an Duktilität auftritt. Stattdessen erhöht sich durch die vielen feinen Körner die Anzahl an Gleitebenen, die parallel zur Schubspannung liegen, was das Maß der vor den Körnern entstehenden Spannungskonzentrationen reduziert. Das wiederum vermindert die Wahrscheinlichkeit der Entstehung von Rissen, die sich schließlich ausbreiten und zum Bruch führen. Der Werkstoff gewinnt an plastischer Verformbarkeit. [9], [11]

Lassen sich die Atome der Legierungselemente im Wirtsgitter lösen, entsteht ein Mischkristall. Die Legierungsatome können als Interstitialsatome in Gitterlücken eingelagert werden, einen wesentlich kleineren Atomradius als die Wirtsatome vorausgesetzt. Oder sie nehmen reguläre Gitterplätze ein, wo sie die Wirtsatome ersetzen. Dann ist von Austausch- oder auch Substitutionsatomen die Rede. Diese müssen ähnliche Atomradien aufweisen. In beiden Fällen wird das Kristallgitter verzerrt, was wiederum die Bewegung von Versetzungen erschwert. [3], [11]

Die Teilchenverfestigung ist der wichtigste Verfestigungsmechanismus für aushärtbare Aluminiumlegierungen. Er beruht auf dem Einbau von Teilchen in den Gleitweg von Versetzungen. Diese Teilchen können bereits beim Urformen in das Gitter gelangt sein. In diesem Fall werden sie als Dispersoide bezeichnet. Es können auch sogenannte Ausscheidungen sein, bei der Wärmebehandlung entstandene Teilchen. Diese Ausscheidungen entstehen, wenn keine ausreichende Löslichkeit der Fremdatome im Wirtsgitter vorliegt und die an der Legierung beteiligten Elemente lokal gemeinsam ein

Kristallsystem bilden, welches sich vom eigentlichen Wirtsgitter unterscheidet. Sind ausschließlich Metalle an dieser Kristallbildung beteiligt, ist von einer intermetallischen Verbindung die Rede. Da die Löslichkeit der Fremdatome in der Regel von der Temperatur abhängig ist, lässt sich die Teilchenverfestigung mittels einer Wärmebehandlung steuern, siehe Kapitel 2.2.2.

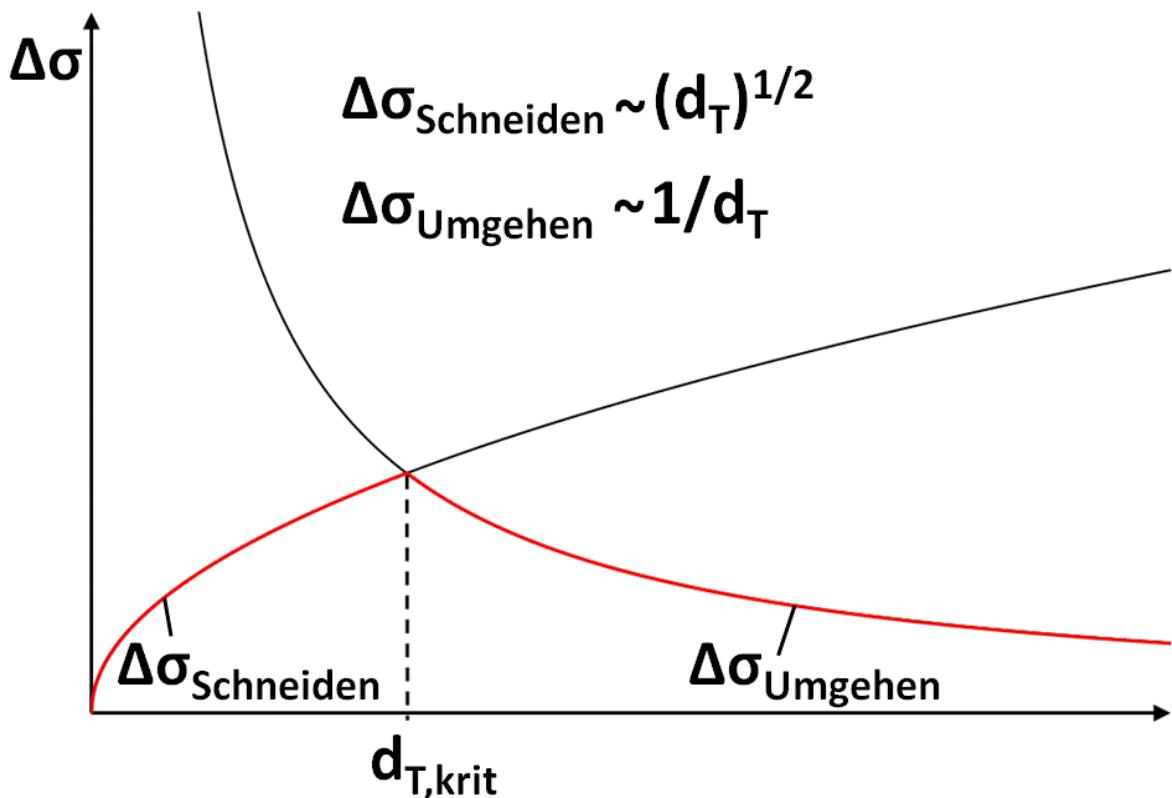


Abbildung 2.5: Abhängigkeit der Festigkeitssteigerung $\Delta\sigma$ durch Teilchenverfestigung vom Teilchendurchmesser d_T , nach [11]

Trifft eine Versetzung auf solche Teilchen, muss sie diese entweder schneiden oder umgehen. Welcher Mechanismus stattfindet, hängt insbesondere von der Größe und der Anbindung der Teilchen an die Wirtsgittermatrix ab. Kleine Teilchen in der Größenordnung von einigen wenigen bis einigen 10 nm, die auf Grund sehr ähnlicher Gitterkonstanten viele gemeinsame Gitterebenen aufweisen (kohärent), werden geschnitten und abgeschert (Kelly-Fine-Mechanismus). Größere Teilchen von einigen 10 bis einigen 100 nm, die inkohärent sind, also keine gemeinsamen Gitterebenen mit dem Wirtsgitter aufweisen, bieten der Versetzung keine Möglichkeit zum Eindringen und Schneiden. Diese müssen umgangen werden, wobei sich die Versetzungslien zwischen den Teilchen durchbiegen, hinter dem Teilchen unter Auflösung vereinigen (Annihilation) und einen Versetzungsring zurücklassen. Dieser Vorgang wird als Orowan-Mechanismus bezeichnet. In beiden Fällen erfordert die Überwindung des Teilchens eine zusätzliche Spannung $\Delta\sigma$. Die erforderliche Spannung des Schneidens

steigt mit zunehmendem Teilchendurchmesser, die für das Umgehen erforderliche Spannung ist bei kleinen Teilchendurchmessern groß, nimmt jedoch mit dessen Zunahme ab. Da stets derjenige Mechanismus stattfindet, welcher weniger zusätzliche Spannung erfordert, ergibt sich ein kritischer Teilchendurchmesser, welcher den größtmöglichen Festigkeitsgewinn mit sich bringt, siehe Abbildung 2.5. In Hinblick auf das Spannungsfeld, welches sich zwischen Wirtsgitter und Teilchengitter ausbildet, sind kohärente Grenzflächen gegenüber inkohärenten oder teilkohärenten mit dem höheren Festigkeitszuwachs verbunden, da hierbei die Verspannung am größten ist. [3], [11]

2.2.2 Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen

Der Mechanismus der Teilchenverfestigung wird bei dem als Ausscheidungshärten bezeichneten Wärmebehandlungsverfahren zur Festigkeitssteigerung genutzt. Um die Teilchen zu erzeugen, welche Versetzungsbewegungen behindern, müssen einerseits Aluminium und mindestens ein Legierungselement bei höheren Temperaturen zumindest teilweise einen Mischkristall bilden, andererseits muss mit abnehmender Temperatur die Löslichkeit der Legierungselemente im Aluminiumgitter stark absinken, so dass sich infolgedessen Ausscheidungen bilden. Unter den Aluminium-Knetlegierungen erfüllen die Legierungen der Systeme Al-Cu (2XXX), Al-Mg-Si (6XXX) und Al-Zn-Mg (7XXX) diese Voraussetzungen. Das Ausscheidungshärten läuft in drei Schritten ab, siehe Abbildung 2.6:

1. Lösungsglühen:

Knetlegierungen werden in der Regel in das Einphasengebiet des Aluminium-Mischkristalls erwärmt und dort eine gewisse Zeit gehalten (Lösungsglühdauer), wo die legierenden Elemente, gesteuert durch Diffusionsprozesse, im Aluminium-Gitter möglichst gleichverteilt gelöst werden. Ziel ist es, einen homogenen Mischkristall zu erhalten. Zudem erhöht sich die Leerstellenkonzentration. Die Lösungsglühtemperatur hängt stark vom Legierungstyp ab und liegt laut *Ostermann* [3] für Aluminium-Knetlegierungen zwischen ca. 460 und 560 °C. Einerseits sollte die Temperatur möglichst dicht unterhalb der Soliduslinie liegen, um lange Glühzeiten zu vermeiden. Andererseits kann die Soliduslinie bedingt durch Gefügeinhomogenitäten lokalen Schwankungen unterliegen, die bedacht werden müssen, um lokale Anschmelzungen, z.B. an den Korngrenzen zu vermeiden.

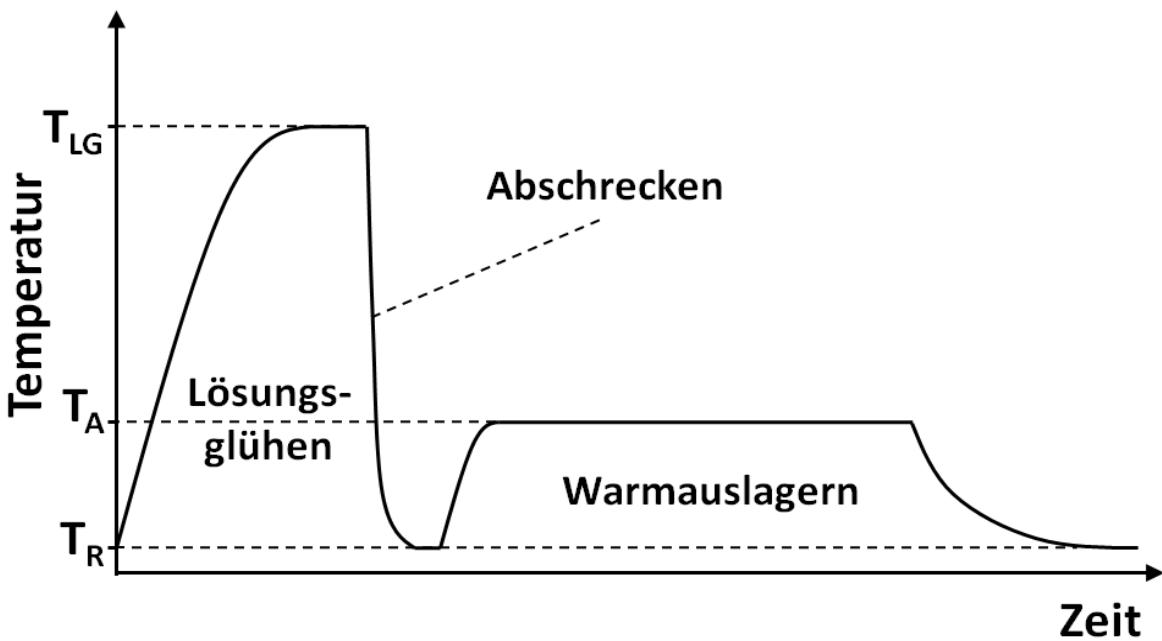


Abbildung 2.6: Qualitativer Temperatur-Zeit-Verlauf beim Ausscheidungshärten mit den Teilschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern

2. Abschrecken:

Anschließend wird der Werkstoff rasch von Lösungsglüh- auf meist Raumtemperatur abgekühlt. Den Atomen der Legierungselemente wird nicht genügend Zeit gegeben, um mittels Diffusion aus dem Gitter auszuscheiden. Sie verbleiben zwangsgelöst im Gitter. Die Konzentration an Fremdatomen im Gitter liegt bei der Zieltemperatur dadurch oberhalb der eigentlich dort herrschenden Löslichkeit. Gleiches gilt für die Leerstellenkonzentration. Das Ziel des Abschreckens aus dem Einphasengebiet ist die Bildung eines an Fremdatomen und Leerstellen ("doppelt") übersättigten Mischkristalls. Die Abschreckgeschwindigkeit sollte zwar rasch genug erfolgen, um vorzeitige Ausscheidungen, meist an den Korngrenzen, zu unterdrücken, die sonst zur Versprödung und erhöhter Korrosionsanfälligkeit des Werkstoffes führen. Andererseits sollte sie darüber hinaus nicht noch schneller erfolgen, da sonst ein höherer Bauteilverzug und Eigenspannungen auftreten können. Auch muss nicht zwingend bis Raumtemperatur abgeschreckt werden. Jede Legierung weist eine spezifische Temperaturspanne auf, in welcher Ausscheidungen stattfinden (ausscheidungsrelevanter Temperaturbereich). Bei hohem Legierungsgrad ist der herrschende Ausscheidungsdruck höher und die Ausscheidung kann bereits mit Verlassen des Einphasengebietes beginnen. Meist ist die Ausscheidung bei ca. 200 °C abgeschlossen [11]. Von besonderer Bedeutung hinsichtlich der Ausscheidungsreaktion ist laut Ostermann [3] der Temperaturbereich zwischen 400 und 290 °C. Die legierungsspezifischen ausscheidungsrelevanten Temperatur-

bereiche und kritischen Abkühlraten können aus kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagrammen entnommen werden, wie Abbildung 2.7 eines darstellt. Diese liegen jedoch bislang nicht so umfangreich wie die Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramme von Stählen vor.

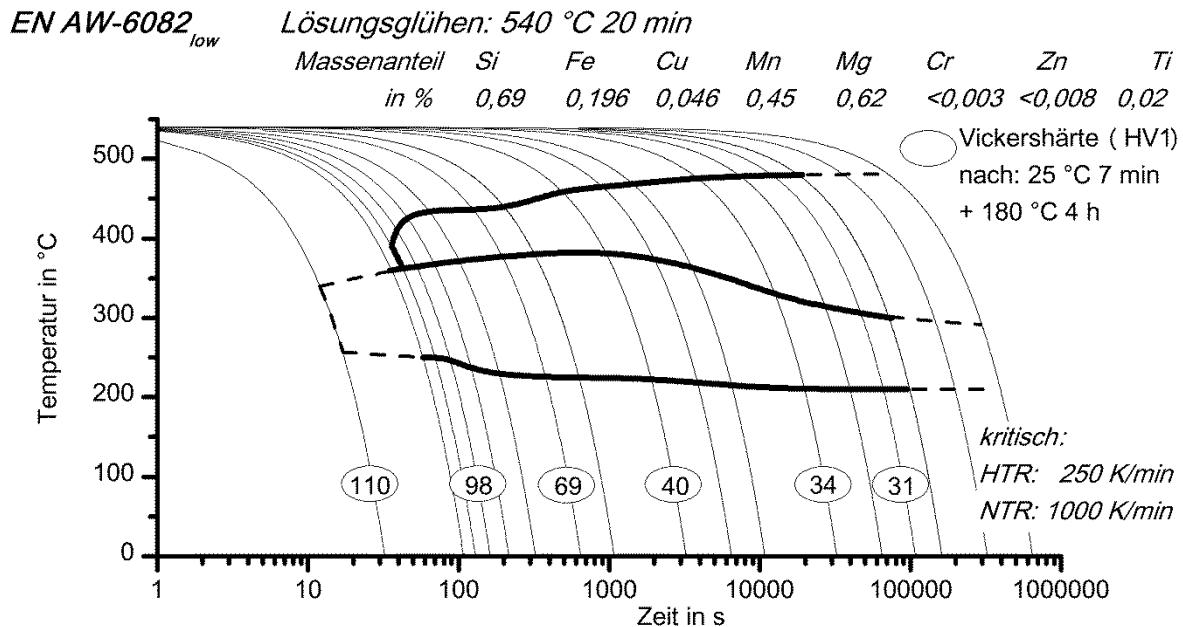


Abbildung 2.7: Zeit- Temperatur-Ausscheidungsdiagramm der aushärtbaren Aluminium-Knetlegierung EN AW-6082 [12]

3. Auslagern:

Hierbei wird der an Fremdatomen und Leerstellen übersättigte Werkstoff längere Zeit bei Raumtemperatur (Kaltauslagern) oder bei mäßig erhöhter Temperatur (Warmauslagern) gelagert. Dabei wird die Diffusion der Fremdatome aus dem Gitter heraus nachgeholt, da der Werkstoff seinem Gleichgewichtszustand entgegenstrebt. Es kommt zur Bildung von intermetallischen Verbindungen (Teilchen). Das Vorhandensein von Leerstellen begünstigt diesen Diffusionsvorgang. Die zunächst ausgeschiedenen Teilchen entsprechen noch nicht den Gleichgewichtsphasen, sie sind vorerst metastabil und verändern mit fortschreitender Auslagerungsdauer ihre Struktur. Die Abfolge der verschiedenenartigen Teilchen wird als Ausscheidungssequenz bezeichnet und wird von den legierenden Elementen bestimmt. Bei Raumtemperatur härten lösungsgeglühte und abgeschreckte Werkstoffe innerhalb einiger Tage oder auch bis hin zu mehreren Wochen aus, je nach Legierungssystem. Es bilden sich kohärente Ausscheidungen, die einen Festigkeitszuwachs und gleichzeitig einen geringen Duktilitätsverlust bewirken. Bei der Warmauslagerung bei Temperaturen zwischen 100 und 200 °C erreichen die aushärtbaren Aluminiumlegierungen ihre höchsten Festigkeitswerte, was jedoch von einem größeren Verlust

an Duktilität begleitet wird. Nach und nach treten teilkohärente Ausscheidungen an die Stelle der kohärenten, die zwar ein geringeres Spannungsfeld umgibt, die jedoch größer sind als die kohärenten, so dass sich letztlich ein vergleichbarer und meist sogar größerer Festigkeitszuwachs einstellt. Bis zum Erreichen des maximalen Festigkeitszuwachses spricht man von einem unteralterten Werkstoff. Zu hohe Auslagerungstemperaturen sowie zu lange Auslagerungszeiten führen dazu, dass die noch metastabilen teilkohärenten Ausscheidungen sich zu groben, inkohärenten Teilchen umformen und die Kohärenzspannungen dadurch verloren gehen. Diesen Effekt, der lediglich einen sehr geringen Festigkeitszuwachs zulässt, bezeichnet man als Überalterung. [3], [11]

2.2.3 Legierungssystem Al-Mg-Si (6XXX)

Al-Mg-Si-Legierungen sind häufig angewandte Aluminium-Knetlegierungen. Sie finden eine breite Anwendung als Konstruktionswerkstoffe mittlerer Festigkeit und zeichnen durch eine gute Schweißeignung und Korrosionsbeständigkeit aus. Der vorwiegend angewandte Herstellungsprozess von Erzeugnissen dieses Legierungssystems ist das Strangpressen. Laut *Sheppard* [4] sind etwa 85 % aller stranggepressten Aluminiumlegierungen dem 6XXXer System zuzurechnen. Die Auslagerung erfolgt bei den Al-Mg-Si-Legierungen in der Regel warm bei Temperaturen zwischen 150 und 200 °C. Die Ausscheidungssequenz beginnt dabei mit der Bildung von Clustern, Ansammlungen von einigen zehn substitutionell im Aluminiumgitter gelösten Magnesium- und Silicium-Atomen. Diese bilden sich sehr schnell, verursachen jedoch nur geringen Festigkeitszuwachs. Die Cluster formen sich anschließend zu geordneten Bereichen mit einer Dicke von ein oder zwei Atomlagen, welche nadelförmig sowie mit dem Wirtsgitter kohärent sind und beträchtliche Verzerrungen in diesem bewirken. Diese Bereiche werden nach ihren Entdeckern, André Guinier und George Dawson Preston, als GP-Zonen bezeichnet. Sie enthalten noch Al-Atome, die im weiteren Verlauf der Warmauslagerung durch Mg- und Si-Atome ersetzt werden. Aus den GP-Zonen entstehen dann als β'' bezeichnete Ausscheidungen, die ebenfalls kohärent und nadelförmig sind, allerdings eine größere Kohärenzspannung verursachen. Sie weisen ein monoklines Kristallgitter und eine Zusammensetzung nahe MgSi auf. Die β'' -Phase ist maßgeblich am Maximum der Verfestigung beteiligt, welches sich beim Übergang von der β'' zur nächsten Phase (β') einstellt [3]. Die GP-Phase und die β'' -Phase werden oftmals auch als GPI- und GPII- Phase oder als pre- β'' - und β'' -Phase bezeichnet. Nach

Erreichen des Verfestigungsmaximums überaltern die Al-Mg-Si-Legierungen durch die Bildung der metastabilen, hexagonalen und teilkohärenten Phasen β' (stäbchenförmig, Zusammensetzung nahe $Mg_{1,7}Si$) und B (stäbchenförmig, Zusammensetzung nahe $MgSi$) sowie schließlich der stabilen, kubisch-flächenzentrierten und inkohärenten Gleichgewichtsphase β (plattenförmig, Zusammensetzung Mg_2Si). [3], [13]

Es sei darauf hingewiesen, dass die aufgeführte Ausscheidungssequenz ggf. nicht vollständig ist. Die Ausscheidungskinetik ist ein sehr sensibler und komplexer Vorgang, der sehr stark von der Zusammensetzung der Legierung; der Dauer und der Temperatur des Lösungsglühens; Abschreckgeschwindigkeit; der Zeit, die zwischen Abschrecken und Auslagerungsbeginn vergeht; sowie der Dauer und der Temperatur der Auslagerung abhängt. [3], [13]

2.2.4 Legierungssystem Al-Zn-Mg (7XXX)

Die Al-Zn-Mg-Legierungen haben sich in den letzten 20 Jahren des 20. Jahrhundert einen Rang als wichtige aushärtbare und schweißgeeignete Konstruktionswerkstoffe erworben. Die langsame Ausscheidungsreaktion nach dem Lösungsglühen erlaubt oftmals eine Kühlung an bewegter oder sogar ruhender Luft. Weiterhin ist das Legierungssystem für Schweißanwendungen gerade wegen der Kaltauslagerung interessant, die hohe Festigkeiten auch in den Schweißnähten gestattet [4]. Bei der Kaltaushärtung steigt die Festigkeit zunächst durch die Bildung von Zn-reichen Clustern und im weiteren Auslagerungsverlauf dann durch die Bildung und das Wachstum kugelförmiger GP-Zonen. Das Wachstum dieser Zonen und ein langsamer, damit verbundener Festigkeitsanstieg können sich bei der Kaltaushärtung über mehrere Jahre hinziehen, wobei der technisch bedeutende Festigkeitszuwachs innerhalb der ersten Wochen stattfindet. [3]

Die Warmauslagerung gebräuchlicher Al-Zn-Mg-Legierungen erfolgt in zwei mehrstündigen Stufen, zunächst bei Temperaturen um 100 °C, anschließend zwischen 140 und 180 °C [11]. Nach dem Abschrecken kommt es zunächst zur Bildung von kohärenten GP-Zonen aus dem übersättigten Mischkristall. Dabei wird unterschieden in zwei Typen, einerseits GP-Zonen mit einer kugelförmigen, geordneten Struktur und 1 - 1,5 nm Größe, andererseits scheibenförmige, teilweise geordnete GP-Zonen aus Zink mit einer Dicke von 1 bis 2 Atomlagen. Im weiteren Verlauf der Warmauslagerung können sich aus den GP-Zonen zwei verschiedene metastabile Ausscheidungen bilden. Ist das Zn:Mg-Verhältnis größer als 3, findet bevorzugt die Bildung einer η' -Phase statt.

Diese ist teilkohärent, besitzt eine hexagonale Struktur und weist eine Zusammensetzung nahe MgZn auf. Aus bzw. an dieser Ausscheidung bildet sich schließlich die inkohärente, stabile Gleichgewichtsphase η (hexagonal, Zusammensetzung MgZn₂). Bei einem Magnesium-Überschuss kann aus den GP-Zonen auch eine T'-Phase gebildet werden. Diese ist teilkohärent, besitzt eine hexagonale Gitterstruktur und hat vermutlich die Zusammensetzung Mg₃₂(AlZn)₄₉. Aus der metastabilen T'-Phase bildet sich letztlich die inkohärente Gleichgewichtsphase T mit derselben Zusammensetzung wie T', aber einer kubischen Struktur. Bei Auslagerungstemperaturen >190 °C kann die T-Ausscheidung auch aus der η' -Phase hervorgehen. [13]

2.3 Abschrecken in gasförmigen und flüssigen Medien

Bei der Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe ist die Wahl des Abschreckmediums ein ebenso entscheidender Schritt wie das vorangegangene Erwärmen. Einen Abschreckvorgang so schnell wie möglich durchzuführen, um Umwandlungs- oder Ausscheidungsreaktionen in jedem Fall zu unterdrücken, kann nicht als die optimale Lösung angesehen werden. Oberflächennahe Bauteilbereiche erkalten zuerst und ziehen sich zusammen. Der noch warme Kern behindert dies jedoch, es bilden sich Zugspannungen im Randbereich und Druckspannungen im Kernbereich aus. Kühlt schließlich auch der Kern ab, wird wiederum dessen Zusammenziehen durch den bereits erkalteten Rand behindert, es erfolgt eine Spannungsumkehr. Schroffe Abschreckungen mit hohen Abkühlraten wie in wässrigen Bädern bergen in der Regel eine erhöhte Gefahr der Ausbildung von hohen Eigenspannungszuständen sowie Bauteilverzug oder Rissbildung in sich. Bei hohen Anforderungen an Präzision kann dies mit aufwendiger und kostenintensiver Nachbearbeitung des Abschreckgutes verbunden sein [14], [15]. Daher sollte die Wahl des Abschreckmediums an die Werkstoffanforderungen angepasst werden und gemäß des Grundsatzes, nur so schnell wie nötig und so langsam wie möglich, abgeschreckt werden, um einerseits Eigenspannungen und Verzug zu minimieren und andererseits dennoch eine größtmögliche Verbesserung der mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes zu erzielen. Es existiert eine Vielzahl an Abschreckmedien unterschiedlicher Kühlwirkungen. Ein klassisches darunter ist Wasser mit einer hohen aber auch ungleichmäßigen Kühlwirkung, da es verdampft, wenn es mit der Oberfläche von Bauteilen in Berührung kommt, deren Temperatur oberhalb der Siedetemperatur des

Wassers liegt. Ebenfalls rasche Abschreckungen lassen sich in Wasser-Polymer-Gemischen [16] oder Härteölen [17] erzielen. Auch hier tritt eine Verdampfung auf. Mildere Kühlmedien sind Salz- oder Metallschmelzen, welche als Warmbäder dienen. Auch Wirbelbettenöfen stellen eine Möglichkeit dar, in denen kleinste Aluminiumoxidteilchen sich unter dem Einwirken von Gaswirbeln flüssigkeitsähnlich verhalten [18]. Von zunehmender Bedeutung ist das Kühlen mit Gasen, welche ein hohes Potenzial für eine gleichmäßige und verzugsarme Kühlung in sich bergen. Gase werden eher zu den milderenden Medien gezählt. Eine wirkungsvolle Kombination der Gleichmäßigkeit gasförmiger Medien mit der hohen Kühlwirkung flüssiger Medien stellen Gas-Flüssigkeits-Gemische dar, sogenannte Sprühnebel oder auch Sprays [19], [20].

Beim Abschrecken metallischer Bauteile ist der zugrunde liegende Prozess die Wärmeübertragung, also der Transport thermischer Energie (Wärme) infolge einer Temperaturdifferenz in Richtung des kälteren Bereiches. Die Wärmeübertragung kann durch Wärmeleitung oder durch Wärmestrahlung erfolgen [21]. Die Wärmeleitung, auch Wärmekonduktion genannt, ist an stoffliche Träger gebunden und beruht auf dem Austausch kinetischer Energie zwischen benachbarten Molekülen eines Stoffes. Es findet kein Stofftransport statt. Die Wärmeleitfähigkeit λ eines Stoffes gibt an, welcher Wärmestrom pro Längeneinheit innerhalb des Stoffes und pro K Temperaturdifferenz übertragen wird. Bei der Wärmeleitung wird unterschieden, ob es sich um einen ruhenden Stoff (feste Stoffe oder ruhende Fluide) oder ein strömendes Fluid handelt. Die Übertragung von Wärme zwischen einem festen Stoff und einem strömenden Fluid an deren Grenzschicht wird als Konvektion bezeichnet. Diese wird wiederum unterteilt in freie Konvektion, bei welcher die Strömung durch temperaturbedingte Dichteunterschiede im Fluid entsteht, und erzwungener Konvektion, bei welcher die Strömung durch einen äußeren Druckunterschied, hervorgerufen z.B. durch eine Pumpe oder einen Ventilator, zustande kommt. Es finden sich in der Literatur unterschiedliche Auffassungen, ob Wärmeleitung und Konvektion eigenständige Formen der Wärmeübertragung sind. Beiden gegenüber steht jedoch die Wärmestrahlung, die ohne stoffliche Träger erfolgt. Hier wird Wärme durch elektromagnetische Wellen übertragen. Im Gegensatz zur Wärmeleitung kann Wärmestrahlung auch im Vakuum stattfinden [22]. Bei realen Wärmeübertragungen liegt meist eine Kombination von Wärmestrahlung und Wärmeleitung mit oder ohne Konvektion vor.

Eine wichtige Prozessgröße bei Wärmeübertragungen ist der Wärmestrom \dot{Q} , welcher angibt, wie viel Wärmeenergie pro Zeiteinheit übertragen wird. Bezieht man den Wärmestrom auf eine Fläche, so erhält man die Wärmestromdichte.

$$\dot{q} = \dot{Q}/A \quad 2.4$$

Bei der konvektiven Wärmeübertragung wird die Wärmestromdichte an der Grenzfläche bzw. am Rand des festen Stoffes durch die Beziehung

$$\dot{q}_R = \alpha(T_R - T_\infty) \quad 2.5$$

ausgedrückt, wobei T_∞ die Temperatur des Fluides in hinreichend großem Abstand ist und der Proportionalitätsfaktor α als Wärmeübergangskoeffizient bezeichnet wird. Er gibt an, wie viel Wärmestrom pro Flächeneinheit und pro Kelvin Temperaturdifferenz übertragen wird. Gleichung 2.5 wird auch als Newtonsches Abkühlgesetz bezeichnet [23] und stellt eine Definitionsgleichung für den Wärmeübergangskoeffizienten dar. Dieser Wärmeübergangskoeffizient beschreibt dabei die Fähigkeit eines Mediums, Energie von der Oberfläche des Stoffes abzuführen oder an die Oberfläche abzugeben. Allerdings ist er keine Materialkonstante, sondern hängt sowohl von temperaturabhängigen Eigenschaften des Fluides als auch von der Beschaffenheit der Grenzschicht sowie von Geometrie- und Strömungsbedingungen ab.

Beim Abschrecken in verdampfenden Flüssigkeiten wie Wasser ist der Wärmeübergang örtlich und zeitlich sehr ungleichmäßig [24], [25], [26]. Liegt die Temperatur des Abschreckgutes ausreichend hoch über der Siedetemperatur des Mediums, bildet sich zunächst ein stabiler Dampffilm um das Bauteil, welcher eine weit schlechtere Wärmeleitfähigkeit mit sich bringt als das Medium in flüssigem Zustand und somit einen isolierenden Einfluss ausübt. Der Wärmestrom durch den Dampffilm hindurch genügt in der als Filmsieden bezeichneten Phase, um die Flüssigkeit weiterhin zum Verdampfen zu bringen, so dass die Dampfschicht stabilisiert wird. Bei Unterschreiten der sogenannten Leidenfrost-Temperatur im Bauteil bricht dieser Dampffilm auf und die Filmsiedephase wird durch das Blasensieden abgelöst, bei welchem das Medium im flüssigen Zustand in Kontakt mit der Oberfläche des abzuschreckenden Bauteils kommt, dort wiederum verdampft und in Form von Blasen aufsteigt. Die Phase des Blasensiedens ist durch die höchste Kühlwirkung gekennzeichnet. Ist schließlich die Siedetemperatur ebenfalls unterschritten, schließt sich mit einem konvektiven

Wärmeübergang eine dritte Phase an. Hier existiert eine durchgehende Konvektionsgrenzschicht zwischen dem abzuschreckenden Feststoff und dem Abschreckmedium im beabsichtigten Aggregatzustand (flüssig).

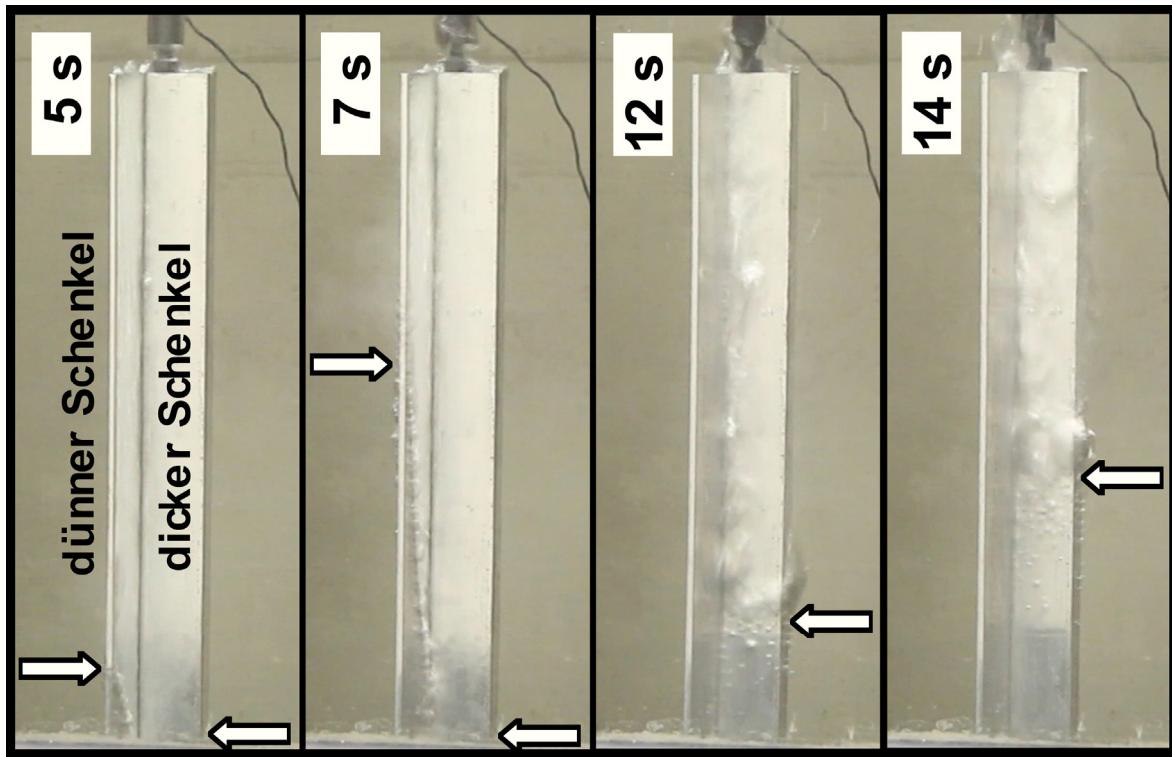


Abbildung 2.8: Ungleichmäßiger Zusammenfall des Leidenfrost-Dampffilms an einem L-Profil aus EN AW-6082 in Wasser (Pfeil = Wiederbenetzungsfront)

Das Phänomen eines zwischenzeitig trotz höheren Temperaturen verringerten Wärmestroms infolge der Bildung eines Dampffilms wird als Leidenfrost-Effekt bezeichnet, was auf den deutschen Mediziner *Johann Gottlob Leidenfrost* [27] zurückgeht. Bestimmt durch das Temperaturprofil innerhalb des Bauteils, welches sich abhängig von seiner Geometrie und vom Eintauchvorgang ausbildet, kann der Dampffilm an bestimmten Stellen früher als an anderen zusammenbrechen, was das gleichzeitige Vorhandensein zweier oder aller drei Abkühlphasen mit deren unterschiedlichen Wärmeübergängen zur Folge haben kann und damit Eigenspannungen und Verzug in hohem Maße begünstigt. Abbildung 2.8 zeigt eine L-förmige Probe, die auf 540 °C erwärmt und in 85 °C warmem Wasser abgeschreckt wurde. Gut zu erkennen ist, wie der Dampffilm zuerst am unteren Ende des dünnen Schenkels zusammenbricht und sich von diesem bereits vollständig abgelöst hat, während die Wiederbenetzungsfront noch den dicken Schenkel hinauf wandert. Die Stabilität eines solchen Wasserdampffilms kann durch Zugabe von Polymeren beeinflusst und damit die Gleichmäßigkeit der Abschreckung gesteigert werden.

Allerdings kann in diesem Fall eine anschließende Reinigung des Abschreckgutes notwendig sein, ebenso bei der Abschreckung in Ölen.

Beim Abschrecken in Gasen tritt kein Sieden auf und der Wärmetransport findet überwiegend konvektiv in nur einer Phase statt [28]. Daher konnte sich die Gasabschreckung bereits in zahlreichen Untersuchungen als gleichmäßig und damit verzugs- sowie eigenspannungsreduzierend erweisen, z.B. [29], [30]. Hinsichtlich der Kühlwirkung reichen die gasförmigen Medien unter gewissen technologischen Voraussetzungen an Öl- und Salzbäder heran [31] und bringen zudem die Vorteile mit sich, dass eine Vielzahl an steuerbaren Einflussparametern den Prozess sehr flexibel hinsichtlich des zeitlichen Verlaufs sowie der räumlichen Verteilung der Kühlwirkung gestalten und die oben bereits angesprochenen Reinigungskosten entfallen. Grundsätzlich haben sich zwei Haupttechnologien des Abschrecken mit Gas entwickelt: Das Hochdruckgasabschrecken, bei welchem das Abschreckgut in kalten oder warmen Kammern Gasen unter hohen Drücken ausgesetzt ist, und das in offenen Anlagen ablaufende Gasdüsenfeldabschrecken, bei welchem der Wärmetransport durch hohe Gasgeschwindigkeiten erzielt wird. Auch Kombinationen von Hochdruck- und Düsenfeld-Gasabschrecken kommen zum Einsatz [32]. Die Hochdruckgasabschreckung bietet die Möglichkeit der serienmäßigen Wärmebehandlung ganzer Bauteil-Chargen [33]. Ist eine Anlage mit Gas befüllt, verbleibt dieses zudem in einem Gaskreislauf, was eine hinsichtlich des Gasverbrauches effiziente Nutzung ermöglicht. Jedoch erfordern Anlagen zur Hochdruckgasabschreckung gegenüber den mit relativ geringem Aufwand zu fertigenden Gasdüsenfeldern hohe Investitionskosten. Auch sind der Abschreckung in Hochdruckanlagen wegen deren geschlossener Ausführung hinsichtlich der Größe des Abschreckgutes Grenzen gesetzt. Bezuglich der Länge von Strangpresserzeugnissen ist Gasdüsenfeldern daher der Vorzug zu geben. Diese bringen auch den Vorteil mit sich, dass sie sich sehr flexibel hinsichtlich der Anpassung an die Geometrie des Abschreckgutes gestalten lassen.

Die Konvektions-Grenzschicht ist beim Gasabschrecken nicht nur auf die Bauteiloberfläche beschränkt. Infolge der Haftbedingung sinkt die Strömungsgeschwindigkeit mit geringer werdendem Abstand zur Oberfläche gegen Null, so dass die Grenzschicht eine gewisse, geringe Dicke um das Bauteil herum annimmt. In dieser Grenzschicht treten sowohl laminare als auch turbulente Strömungen auf. Die laminare

Schicht befindet sich in unmittelbarer Oberflächennähe. In dieser steigen die Gasteilchen parallel zur Werkstückoberfläche auf. Der Wärmetransport senkrecht zur Werkstückoberfläche erfolgt in dieser Schicht durch das Gas nur infolge starker thermischer Eigenbewegungen der Moleküle und deren Zusammenstöße, also durch Wärmeleitung [34]. Über der laminaren Schicht liegt der turbulente Teil der Grenzschicht [35], in welchem auch ein makroskopischer Austausch der Gasteilchen senkrecht zur Werkstückoberfläche stattfindet. Daher ist der Wärmeübergang in turbulenten Strömung wesentlich größer als in laminarer. Die Außenströmung umgibt die Grenzschicht. Da der Zustand der Außenströmung der Grenzschicht aufgeprägt wird, nehmen deren Dicke und gleichzeitig deren Einfluss mit zunehmender Anströmgeschwindigkeit ab.

Unter Hinzuziehen der bei erzwungener Konvektion eine Rolle spielenden Kenngrößen der Ähnlichkeitstheorie (Reynolds-, Nußelt- und Prandtl-Zahl) und unter Annahme eines quer und turbulent angeströmten Zylinders stellt *Irretier* [36] den Wärmeübergangskoeffizienten für das Gasabschrecken mit den beeinflussenden Größen über folgende Gleichung in einem Zusammenhang:

$$\alpha = C \cdot u^{0,7} \cdot \rho^{0,7} \cdot c_p^{0,31} \cdot \lambda^{0,69} \cdot \eta^{-0,39} \cdot d^{-0,31} \quad 2.6$$

mit dem Einflussfaktor der Versuchseinrichtung C und dem charakteristischen Durchmesser des Abschreckgutes d . Daraus wird ersichtlich, dass neben der Strömungsgeschwindigkeit u die Art des Gases, welche die spezifische Wärmekapazität c_p , die dynamische Viskosität η , die Dichte ρ und die Wärmeleitfähigkeit λ bestimmt, einen wesentlichen Einfluss auf den Wärmeübergang ausübt. Der Druck spielt ebenfalls eine große Rolle, indem er direkt auf die Dichte des Gases Einfluss nimmt. So verwendet *Liščić* [37] Gleichung 2.6 mit dem Druck an Stelle der Dichte. Bei der Gasabschreckung von Stählen werden heutzutage überwiegend Inertgase verwendet, bei denen keine Reaktion mit dem abzuschreckenden Werkstoff zu erwarten ist. Diese sind Argon, Stickstoff, Helium und Wasserstoff oder auch Gemische von diesen. Stickstoff und Helium haben sich bei der Abschreckung von Stählen durchgesetzt [38], wobei Helium das höhere Abschreckvermögen besitzt, jedoch auch deutlich teurer ist. Wasserstoff besitzt ein noch höheres Abschreckvermögen, bringt allerdings eine erhöhte Explosionsgefahr mit sich, weswegen kostspielige Sicherheitsvorkehrungen nötig sind. Eine noch größere Kühlwirkung können Gemische der genannten Gase

besitzen [38]. Stickstoff zeichnet sich durch seine kostengünstige Gewinnung aus, da es zu ca. 78 % in der Luft enthalten ist [39]. Luft selbst hat eine sehr ähnliche Abschreckwirkung wie Stickstoff. Allerdings bewirken die ca. 21 % Sauerstoff, die neben dem Stickstoff in der Luft enthalten sind, dass Luft nicht inert ist. Bei Stählen kann es zur Bildung von oxidischen Deckschichten führen. Der Einsatz von Luft zum Abschrecken von aushärtbaren Aluminiumlegierungen ist hingegen denkbar, da hier keine starke Oxidschichtbildung zu erwarten ist. Dies erscheint besonders interessant, da die Bereitstellung von Luft bedeutend kostengünstiger als die von Schutzgasen ist. Tabelle 2.1 listet die thermophysikalischen Eigenschaften der fünf genannten Gase auf.

Tabelle 2.1: Thermophysikalische Eigenschaften (berechnet nach [40]) und relativer Wärmeübergangskoeffizient typischer Abschreckgase bei 20 °C und 1,013 bar

	Argon	Stickstoff	Luft	Helium	Wasserstoff
Dichte ρ in kg/m³ (bei 15 °C)	1,660	1,164	1,204	0,166	0,084
Wärmeleitfähigkeit λ in W/(m·K)	0,0174	0,0253	0,0258	0,1519	0,1782
dynamische Viskosität η in $10^{-6} \cdot \text{kg}/(\text{m}\cdot\text{s})$	22,34	17,51	18,34	19,58	8,76
spezifische Wärmekapazität c_p in J/(kg·K)	593	1037	1037	5190	14282
relativer Wärme-Übergangskoeffizient $\alpha(\rho, \lambda, \eta, c_p) / \alpha_{\text{Luft}}(\rho, \lambda, \eta, c_p)$	0,74	0,98	1	1,36	1,77

Unter der Annahme konstanter Versuchsparameter (u , d , p) reduziert sich Gleichung 2.6 auf eine Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten von der Gasart in der Form

$$\alpha = f(\rho, \lambda, \eta, c_p) \quad (u, d, p = \text{konst.}) \quad 2.7$$

Mit den Eigenschaften der Gase aus Tabelle 2.1 kann mit dieser Abhängigkeit ein relativer Wärmeübergangskoeffizient berechnet werden, welcher hier auf den Wärmeübergangskoeffizienten von Luft bezogen wird. Dieser relative Wärmeübergangskoeffizient $\alpha/\alpha_{\text{Luft}}$ ist ebenfalls in Tabelle 2.1 aufgeführt. Demnach nimmt die Abschreckwirkung der fünf Gase in der Reihenfolge Argon, Stickstoff, Luft,

Helium, Wasserstoff zu. Dies wurde unter anderem durch *Radcliffe* [41] und *Stratton* [31] experimentell bestätigt.

Für die optimale Nutzung des Gasvolumenstroms mit einem Gasdüsenfeld muss eine Reihe von strömungstechnischen Gegebenheiten berücksichtigt werden. Das Gas tritt aus den Düsen in Form eines Freistrahls aus. Treffen sie auf eine Fläche, werden sie als Prallstrahlen bezeichnet. *Schrader* [42] teilt die Prallströmung in drei Bereiche ein, siehe Abbildung 2.9.

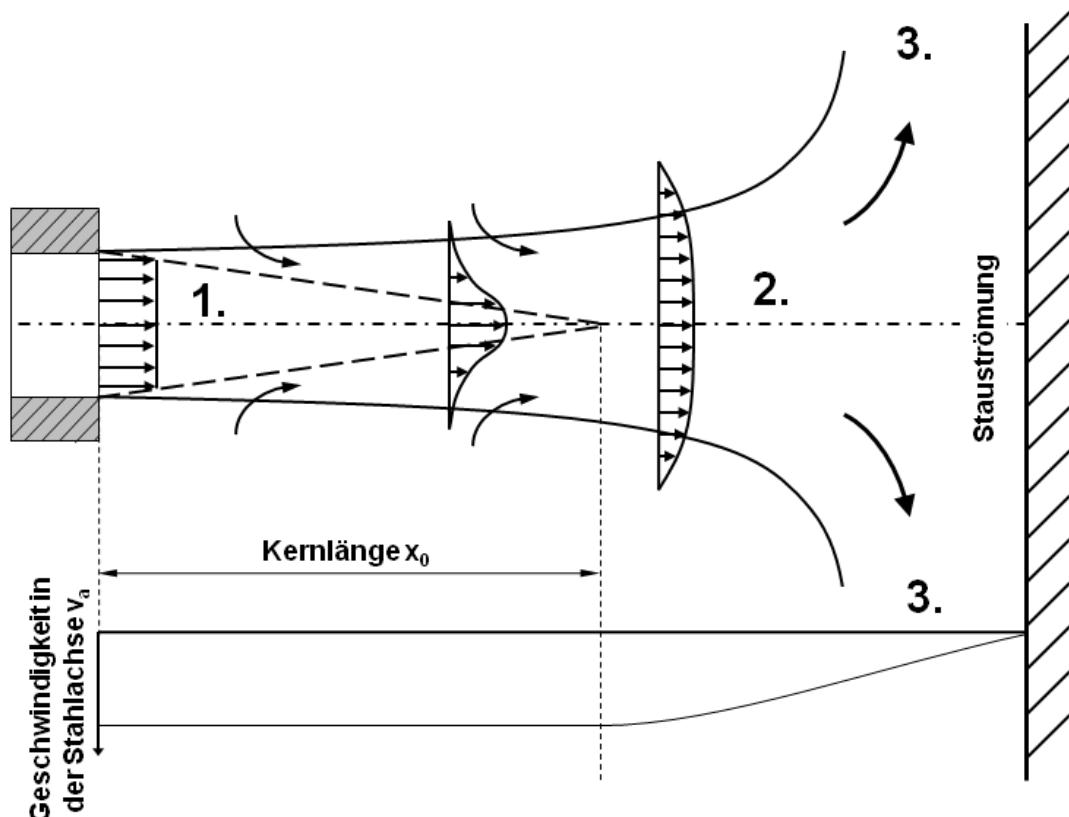


Abbildung 2.9: Strömungsausbildung bei einem einzelnen Prallstrahl, nach [43]

Im Bereich 1 verhält sich das ausströmende Gas wie ein Freistahl. Von einem inkompressiblen Fluid ausgehend wird angenommen, dass das Fluid mit einem konstanten Geschwindigkeitsprofil ausströmt und diese Geschwindigkeit sich aus dem Verhältnis von Volumenstrom und Austrittsfläche ergibt:

$$u = \dot{V}/A \quad [u] = \text{m/s} \quad 2.8$$

Strömt dieses Fluid in einen Raum mit einem ruhenden Fluid gleicher Art, werden Teilchen der Umgebung durch die auftretenden Reibungskräfte an der Scherschicht mitgerissen und die Geschwindigkeit im Strahl wird kleiner.

Die Geschwindigkeit in der Strahlachse bleibt innerhalb eines Strahlkernes konstant. Dieser löst sich über einen als Kernlänge x_0 bezeichneten Weg kegelförmig auf. Die Kernlänge beträgt in etwa das 4- bis 5-fache des Düsendurchmessers [44]. Das Geschwindigkeitsprofil außerhalb des Stahlkernes ändert sich rasch durch die Vermischung mit der mitgerissenen Umgebungsluft. Am Ende der Kernzone hat sich der Freistrahrl vollständig turbulent ausgebildet. Nachfolgende Geschwindigkeitsprofile ähneln einander stark. Bei abnehmender mittlerer Geschwindigkeit verbreitert sich der Strahl gleichzeitig. Im Bereich 2 vor der Prallwand kommt es infolge einer Stauroömung zur Umlenkung des Strahles, die Geschwindigkeit entlang der Strahlachse verringert sich bis auf den Wert Null im Staupunkt auf der Prallwand. Die umgelenkte und verzögerte Strömung geht schließlich in den Bereich 3 über, welcher durch eine überwiegend wandparallele Strömung gekennzeichnet ist, deren Geschwindigkeit durch den Druckabbau am Staupunkt zunächst bis auf ein Maximum linear ansteigt, um dann mit dem Quadrat des Abstandes vom Staupunkt wieder abzufallen.

Liegen mehrere Düsen in ausreichendem Abstand nebeneinander, wie entlang eines Düsenstocks in einem Düsenfeld, so beeinflussen sich die Strahlen gegenseitig. Unter Ausgleich der Geschwindigkeitsunterschiede der einzelnen Strahlen kommt es zur Durchmischung, wobei der Grad und die Art der Durchmischung vom Abstand der Düsen und dem Strahlausbreitungswinkel abhängen. Nach *Huesmann* [43] lässt sich das Geschwindigkeitsfeld vor den Düsen in drei Zonen einteilen, siehe Abbildung 2.10:

1. Die Primärzone, in welcher die Strahlen den Charakter von Freistrahlen besitzen.
Die Zone endet, wo die Strahlen zusammenlaufen
2. Die Mischzone, die dort beginnt, wo die Strahlen zusammenlaufen. Die Geschwindigkeitsunterschiede gleichen sich über die gesamte Düsenstrecke mit wachsendem Abstand zum Düsenaustritt zunehmend aus. Am Ende der Mischzone stellt sich vor den Düsen ein gleichmäßiges Geschwindigkeitsprofil ein.
3. In der Sekundärstrahlzone hat sich durch das Vermischen der einzelnen Strahlen ein neuer Strahl gebildet, welcher wiederum den Charakter eines Freistrahls besitzt.

Insofern gilt es zu beachten, dass sich in Abhängigkeit der vorliegenden Zone sehr unterschiedliche Strömungsverhältnisse um das angeströmte Bauteil herum ausbilden können, was wiederum den Wärmetransport beeinflusst. Auch spielt eine Rolle, welche Abströmmöglichkeit für das Gas gegeben ist. Eine zu enge Anordnung der Düsen zueinander sowie ein zu geringer Abstand von Düsenaustritt zu Bauteilloberfläche

können den Rückfluss des Gases behindern und damit einen Stau des erwärmten Gases nahe der Bauteiloberfläche zur Folge haben. Dies trifft insbesondere auf eine zu geringe radiale Teilung bei rotatorisch um ein Bauteil angeordneten Düsen oder sogar Düsenreihen zu.

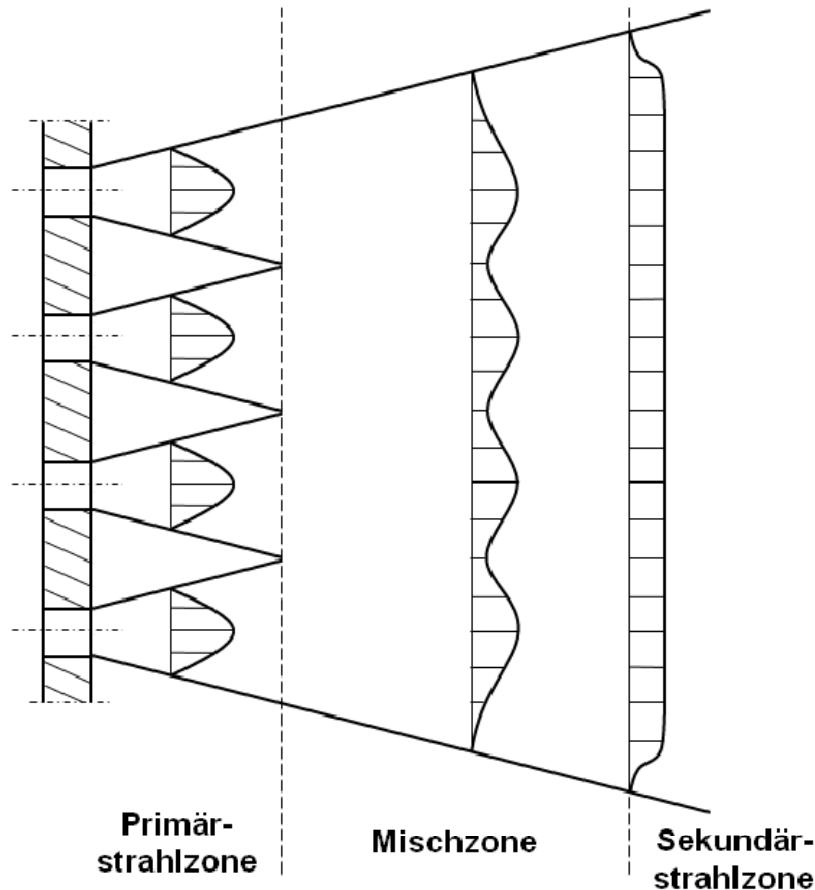


Abbildung 2.10: Strömungsausbildung bei benachbarten Freistrahlen einer Düsenreihe, nach [44]

Für diese Arbeit kann also festgehalten werden, dass vor dem Hintergrund der Verzugsreduzierung die Gasabschreckung dem Abschrecken in verdampfenden Medien vorzuziehen ist, soweit die Kühlwirkung die Abschreckanforderungen des jeweiligen Bauteils erfüllt. Insbesondere Gasdüsenfelder bringen eine hohe Flexibilität und konstruktive Eignung für die Integration in eine Strangpressanlage mit sich. Es muss beachtet werden, dass die Art des Gases, der Volumenstrom, die Düsengeometrie, Düsenabstände sowie der Abstand Düsen-Bauteil maßgebend für die Gleichmäßigkeit und die Intensität der Kühlwirkung einer Abschreckung in einem Gasdüsenfeld sind.

2.4 Integration des Abschreckens in die Fertigungskette des Strangpressens

In Abbildung 2.11 sind die Stationen der Fertigungskette und deren Abfolge dargestellt, welche ein Aluminium-Werkstoff durchläuft, bis ein Strangpressprofil hergestellt ist. Zunächst werden Barren aus der Schmelze gegossen, bei Bedarf homogenisierungsgeglüht und durch spanende Bearbeitung in die gewünschte Pressbolzenform gebracht. In Anwärmöfen wird der Bolzen zugunsten besserer Verformbarkeit erhitzt und anschließend durch das Werkzeug gepresst.

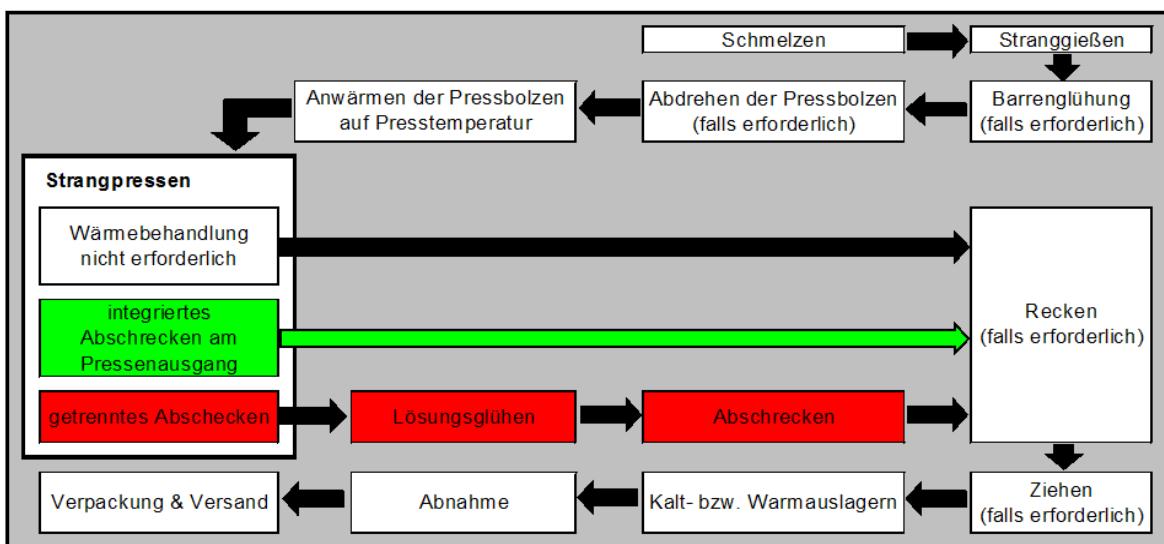


Abbildung 2.11: Fertigungskette von Aluminium-Strangpresserzeugnissen, nach [3]

Werkstoffe, die keiner Wärmebehandlung bedürfen oder deren Ausscheidungskinetik kein beschleunigtes Abkühlen erforderlich macht, gestatten es, den Strang nach Verlassen der Presse ohne Zwischenschritt zum Recken und Ziehen zu überführen.

Der Großteil von Aluminium-Strangpresserzeugnissen wird aus aushärtbaren Legierungen hergestellt, deren Festigkeit durch das Ausscheidungshärten, bestehend aus den Teilschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern, gesteigert werden kann [45]. Abhängig von der Übereinstimmung von Blockeinsatztemperatur und Lösungsglühtemperatur können zwei Arten von Prozessketten unterschieden werden. Abbildung 2.11 und Abbildung 2.12 verdeutlichen diese Unterscheidung. Für einige Legierungen erfolgen Strangpressen und Ausscheidungshärten separat und das stranggepresste Erzeugnis wird zweimal erwärmt. Andere Knetlegierungen lassen sich jedoch direkt aus der Presshitze abschrecken. Bedingung dafür ist, dass die Blockeinsatztemperatur ausreichend hoch ist, um die Legierungselemente in Lösung zu

bringen. Das Vorwärmen des Pressblocks auf Blockeinsatztemperatur kann dann gleichzeitig als Lösungsglühen genutzt werden, was zusätzliches Lösungsglühen erspart und die Fertigungskette verkürzt. Dies ist mit einer Reduzierung von Prozessdauer, Lagerplatz, Aufwand und somit auch der Kosten verbunden und steigert die Effizienz des Strangpressprozesses. *Sheppard* [4] geht von Einsparnissen in der Größenordnung von 25-30 % der Prozesskosten aus. Ein weitere Vorteil neben dem wirtschaftlichen Faktor ist auch die auf Grund kürzerer Zeiten bei hohen Temperaturen verminderte Gefahr der Rekristallisation und Grobkornbildung, insbesondere im Randbereich des Stranges, was wiederum die mechanischen Eigenschaften positiv beeinflusst.

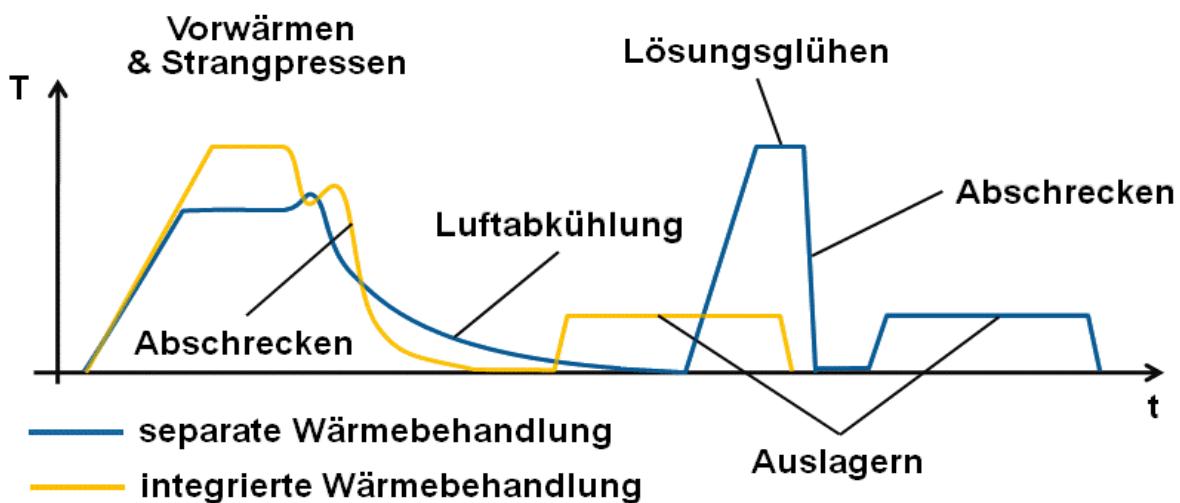


Abbildung 2.12: Schematischer Temperaturverlauf beim Strangpressen mit separater und integrierter Wärmebehandlung

Das Strangpress-integrierte Abschrecken wurde zuerst in den 1960ern und 1970ern in den USA, Westeuropa und Japan entwickelt und hat sich in der Folgezeit in der Industrie etabliert [46]. Schon im frühen Stadium dieser Entwicklung wurde diese Technik auf Legierungen des 6XXX-Systems, z.B. 6061, 6063 [47], und -6005A [48], und des 7XXX-Legierungssystems, z.B. 7039 [49], 7005 und 7019 [50] angewandt. Obwohl die Möglichkeit schon früher diskutiert wurde, dass auch Legierungen des 2XXX-Systems (Al-Cu) aus der Presshitze abgeschreckt werden können, wurden praktische Umsetzungen erst später bekannt (2017 [51], 2011 [52]).

Die Abschreckung sollte so dicht wie möglich am Presswerkzeug geschehen, damit die Temperatur des Stranges bis zum Abschreckbeginn nicht zu stark sinkt und keine ersten Ausscheidungen stattfinden. Die Abschreckmethode sollte sich auch bei der Strangkühlung nach der Abschreckempfindlichkeit der Legierung richten, da eine übermäßig schroffe Abschreckung unnötig hohe Eigenspannungen erzeugt. Eine

ungleichmäßige Abkühlung kann zur Verformung des Pressstranges führen. Sollte dieser nach Verlassen des Pressenaustritts durch einen Puller auf dem Auslauftisch geführt werden, wird eine Verformung weitgehend unterbunden und es treten zusätzliche Eigenspannungen an dessen Stelle. Insofern sollte bei der Wahl des Mediums sowohl den metallurgischen Anforderungen Genüge getan als auch Verzug und Eigenspannungen auf das geringstmögliche Maß reduziert werden. Ein gängiges Abschreckmittel für höher legierte Werkstoffe mit hoher Abschreckempfindlichkeit ist die horizontale Tauchkühlung, bei welcher der Strang durch eine stehende Wasserwelle geführt wird [53]. Diese wird durch zwei nach schräg oben und gegeneinander geneigte Schlitzdüsen erzeugt, welche das Wasser quer über den Strang abströmen. Die Düsen können auch derartig angeordnet sein, dass das Wasser in und gegen die Pressrichtung abgeströmt wird, jedoch hat dies eine sehr ungleichmäßige Strangkühlung in der Eintauchphase zur Folge. Für Knetlegierungen mit moderater Abschreckempfindlichkeit eignet sich die Sprühkühlung mit Gas-Flüssigkeits-Gemischen, bei welcher das Gas den Träger und die Flüssigkeit das eigentliche Abschreckmittel darstellt [45]. Legierungen, deren Abschreckempfindlichkeit eher geringe Abkühlraten erfordert, können mit bewegter Luft abgekühlt werden. Lange Zeit wurden zu diesem Zweck Ventilatoren verwendet [53], die jedoch einen sehr ungerichteten Luftstrom mit niedrigen Strömungsgeschwindigkeiten erzeugen. Bereits aus den 1970ern liegt eine Veröffentlichung vor, die über eine Gas-Abschreck-Technik berichtet, bei welcher Zylinderproben aus EN AW-2010, -2014, -2219 und -6061 mit verschiedenen Inert-Gasen aus Druckluftflaschen werkstoffgerecht abgeschreckt werden konnten, wobei diese Gase über zueinander parallele und zylinderartig angeordnete Rohre mit Austrittsbohrungen auf das Abschreckgut geleitet werden [54]. Die Verwendung von Düsen führt dazu, dass der Luftstrom noch gerichteter dem Abschreckgut zugeführt werden kann. So stellt sich das Abschrecken in Gasdüsenfeldern als eine besonders interessante Möglichkeit der Strangkühlung dar. Düsenfelder zeichnen sich durch eine kompakte, platzsparende Bauweise aus und ermöglichen eine über den Umfang sehr gleichmäßige Kühlung des Stranges. Die Gasabschreckung bietet viele Stellgrößen zur Anpassung der Abschreckung an unterschiedliche Bedarfssätze. *Irretier* [55] stellte 2004 unter Verwendung von Stickstoff mit Austrittsgeschwindigkeiten bis zu 150 m/s die Eignung solcher Gasdüsenfelder zur werkstoffgerechten Abschreckung von Aluminium-Knetlegierungen am Beispiel der Legierung 2024 unter Beweis.

Eine in den Strangpressprozess integrierte Abschreckung von Presssträngen aus Aluminium-Knetlegierungen in einem Gasdüsenfeld lässt sich bislang nicht in der Literatur finden. Die vorliegende Arbeit soll diese Lücke schließen.

3 Werkstoffe und Methoden

3.1 Untersuchte Legierungen und Geometrien

Das Gasabschrecken soll im Rahmen dieser Untersuchungen in die Fertigungskette der beiden aushärtbaren Aluminiumlegierungen EN AW-6082 (Al Si1MgMn) und EN AW-7020 (Al Zn4,5Mg1) integriert werden. EN AW-6082 ist eine mittelschwerpressbare Legierung mit einer Fließgrenze zwischen 30 und 45 N/mm² bei Umformtemperatur [2]. Sie weist eine mittlere bzw. innerhalb des Legierungssystems Al-Mg-Si höhere Festigkeit auf, ein hohes Mg₂Si-Niveau sowie einen hohen Siliciumüberschuss und einen hohen Anteil an Mangan zur Erhöhung von Duktilität und Härte [4]. EN AW-7020 ist ebenfalls eine bei Umformtemperatur mittelschwerpressbare Legierung mit mittlerer bis hoher Festigkeit [2]. Die Hauptlegierungselemente sind Zink und Magnesium. EN AW-7020 ist ein Hauptvertreter des Al-Mg-Zn-(Cu)-Legierungssystems [4] und zählt zu den Cu-freien Legierungen dieses Systems. Die mittels einer OES-Analyse gemessenen chemischen Zusammensetzungen der beiden Legierungen sowie die Zusammensetzungen nach DIN EN 573-3 sind in Tabelle 3.1 wiedergegeben.

Tabelle 3.1: Massenanteile der Hauptlegierungselemente der untersuchten Werkstoffe

in Ma.-%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti
EN AW-6082	0,73	0,22	0,05	0,48	0,61	0,003	0,01	0,001	0,02
nach DIN EN 573-3	0,7 - 1,3	< 0,5	< 0,1	0,4 - 1,0	0,6 - 1,2	< 0,25	< 0,2	-	< 0,1
EN AW-7020	0,11	0,17	0,04	0,15	1,19	0,11	4,37	0,14	0,03
nach DIN EN 573-3	< 0,35	< 0,4	< 0,2	0,05 - 0,5	1,0 - 1,4	0,1 - 0,35	4,0 - 5,0	0,08 - 0,2	Ti + Zr 0,08 - 0,25

Bei der verwendeten Legierung EN AW-6082 liegen die Anteile der für die Teilchenverfestigung maßgebenden Hauptlegierungselemente Si und Mg sehr dicht an der unteren Grenze der gültigen Legierungsspanne.

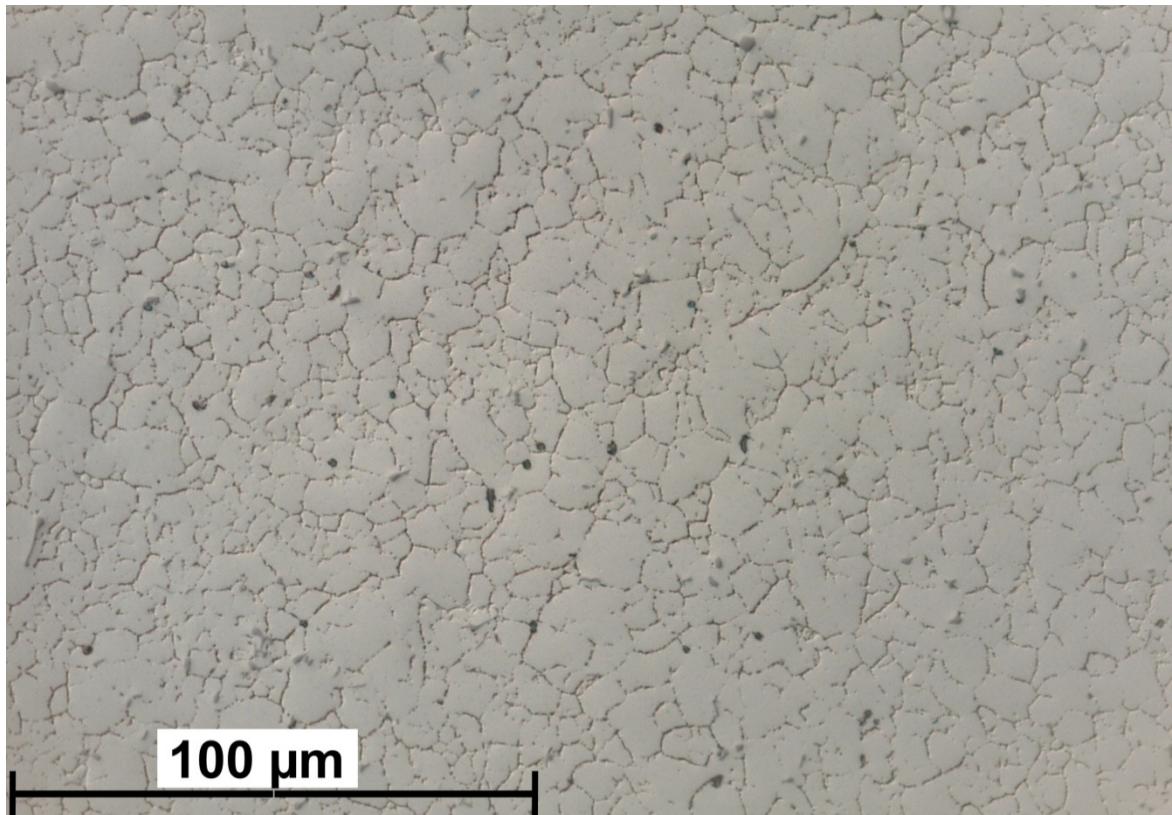


Abbildung 3.1: Gefüge von EN AW-6082 im stranggepressten Ausgangszustand für Einzelproben, mittlere Korngröße 3 μm , Aufnahme quer zur Strangpressrichtung

Der Werkstoff EN AW-6082 für die Einzelproben-Wärmebehandlung lag im stranggepressten und natürlich abgekühlten Zustand vor. Das gleichmäßige Ausgangsgefüge besteht hauptsächlich aus feinen Aluminium-Mischkristallkörnern mit einer Korngröße von im Mittel 3 μm und groben Primärausscheidungen (Abbildung 3.1). Der Probenwerkstoff EN AW-7020 lag ebenfalls im stranggepressten und natürlich abgekühlten Zustand vor. Er wies eine gewisse Streuung der Korngröße mit einer Zunahme der Grobkornbereiche zum Rand der zylindrischen Profile auf. Hier lag die mittlere Korngröße bei 10 μm (Abbildung 3.2).

Die thermophysikalischen Eigenschaften der beiden Legierungen bei Raumtemperatur nach [56] listet Tabelle 3.2 auf. Die Abschreckempfindlichkeiten beim Ausscheidungshärten, bestehend aus den ausscheidungsrelevanten Temperaturbereichen und den notwendigen Abkühlraten, mit welchen diese durchlaufen werden müssen, sind Tabelle 3.3 zu entnehmen.

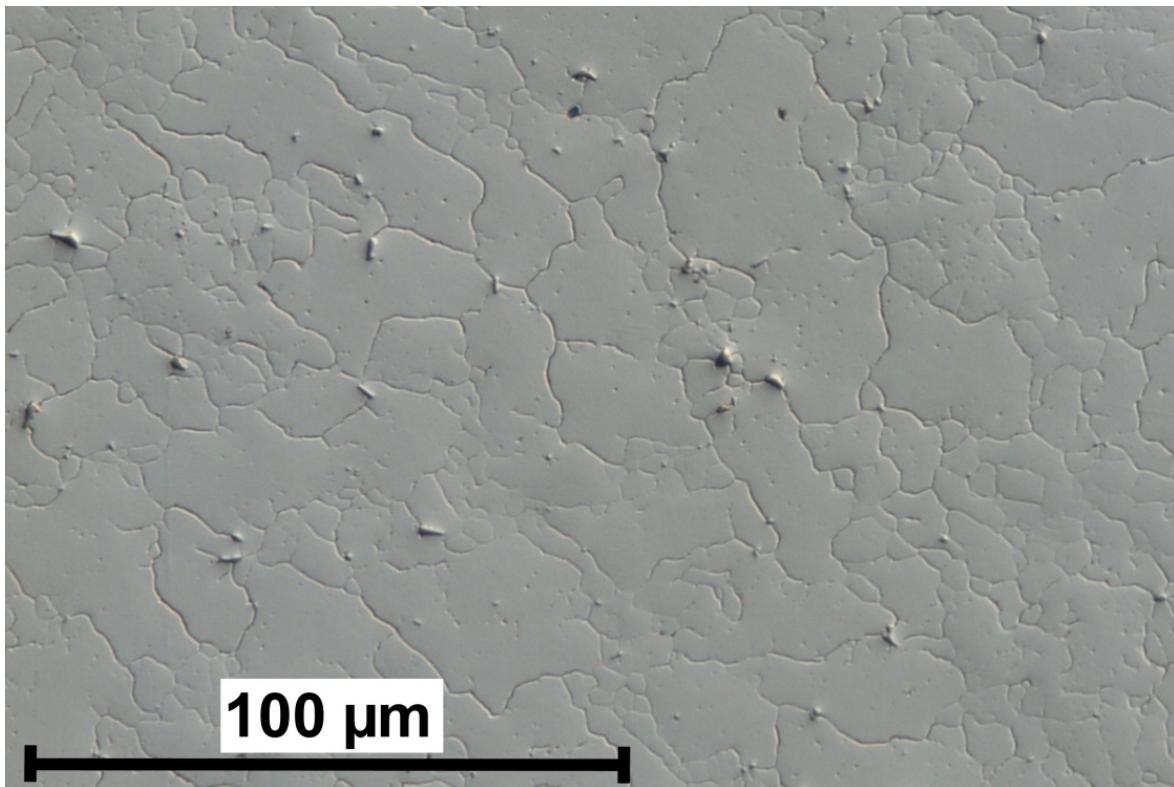


Abbildung 3.2: Gefüge von Einzelproben aus EN AW-7020 im stranggepressten Ausgangszustand, mittlere Korngröße 10 μm , Aufnahme quer zur Strangpressrichtung

Die Abschreckempfindlichkeit wurde von Milkereit [57] mittels der Differential-Scanning-Calorimetry (DSC) untersucht. Detaillierte Ausführungen dazu sind zu finden in [58] und [59]. Bei EN AW-6082 muss der Temperaturbereich von 480 bis 200 °C rasch durchlaufen werden. Dabei erzeugt eine Mindestabkühlrate von 5 K/s eine Mischkristallübersättigung, welche nach anschließender Warmauslagerung nach Norm geforderte Härtewerte bewirkt. Bei der oberen kritischen Abkühlrate von 16,67 K/s wird ein vollständig übersättigter Mischkristall erzeugt, verbunden mit maximaler Teilchenverfestigung nach dem Auslagern. Bei der weniger abschreckempfindlichen Legierung EN AW-7020 liegt der ausscheidungsrelevante Temperaturbereich zwischen 400 und 200 °C und muss mit mindestens 3,3 K/s durchlaufen werden. Zum ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich sei erwähnt, dass die angegebenen Werte sich auf praxisnahe Abschreckungen beziehen. Bei langsameren Abschreckungen können Ausscheidungen sowohl früher beginnen als auch erst später enden. Wenn die Anforderungen der Werkstoffe an eine Abschreckung erfüllt werden, sollten mechanische Eigenschaften gemäß der DIN EN 755-2 erzielt werden.

Die geforderte Zugfestigkeit, Dehngrenze und Härte für den Wärmebehandlungszustand T6 (DIN 29850: lösungsgeglüht, abgeschreckt und

warmausgelagert) und für diejenigen Durchmesserklassen, in welche die untersuchten Probengeometrien fallen, sind für beide Legierungen in Tabelle 3.4 zusammengetragen.

Tabelle 3.2: Thermophysikalische Eigenschaften der untersuchten Legierungen bei Raumtemperatur [56]

	ρ in kg/m^3	λ in $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$		c_p in $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$
		min.	max.	
EN AW-6082	2,7	170	220	896
EN AW-7020	2,77	130	160	875

Tabelle 3.3: Erforderliche Abkühlraten und ausscheidungsrelevanter Temperaturbereich der untersuchten Legierungen [57]

	Mindestabkühlgeschw. für industrielle Härtewerte in K/s	kritische Abkühlgeschw. in K/s	Temperatur- bereich in °C
EN AW-6082	5	16,67	200 - 480
EN AW-7020	3,3		200 - 400

Die Härtewerte HV10 wurden nach DIN EN ISO 18265 umgewertet. Da 110 HB nicht in dieser Norm aufgeführt sind, wurde der zugehörige HV-Wert interpoliert. Gemäß der Norm dürfen die Eigenschaften auch durch Abschrecken aus der Presshitze erzielt werden, was dann dem Zustand T5 entspricht (abgeschreckt aus der Warmformtemperatur und warmausgelagert).

Tabelle 3.4: Nach DIN EN 755-2 geforderte Mindestwerte der mechanischen Eigenschaften der untersuchten Legierungen für stranggepresste Stangen aus EN AW-6082 bzw. EN AW-7020, Wärmebehandlungszustand T5 bzw. T6

	Zugfestigkeit R_m in MPa	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in MPa	Härte Brinell HBW	entspricht HV10	A in %
EN AW-6082 $\varnothing \leq 20$ mm	295	250	95	100	8
$\varnothing: 20 - 150$ mm	310	260			
EN AW-7020 $\varnothing \leq 50$ mm	350	290	110	116	10

Die betrachteten Probengeometrien zeigt Abbildung 3.4. Zu sehen sind 200 mm lange Proben, wie sie im Rahmen der Einzelproben-Wärmebehandlung verwendet wurden. Es wurden Untersuchungen an zwei zylindrischen Profilquerschnitten mit den Durchmessern 20 und 30 mm und an einem L-förmigen Profilquerschnitt durchgeführt.

Die Abmessungen des L-Profil sind in Abbildung 3.3 dargestellt. Zusätzlich angegeben sind die Lage der zur Temperatur erfassung eingebrachten Thermoelementbohrungen und das Proben-Koordinatensystem für Verzugsmessungen. Bei den Zylinderprofilen wurde ein solches Koordinatensystem durch eine Markierung festgelegt, siehe Abbildung 4.7. Bei allen drei Profilen stellt die Profil-Längsachse die z-Achse dar.

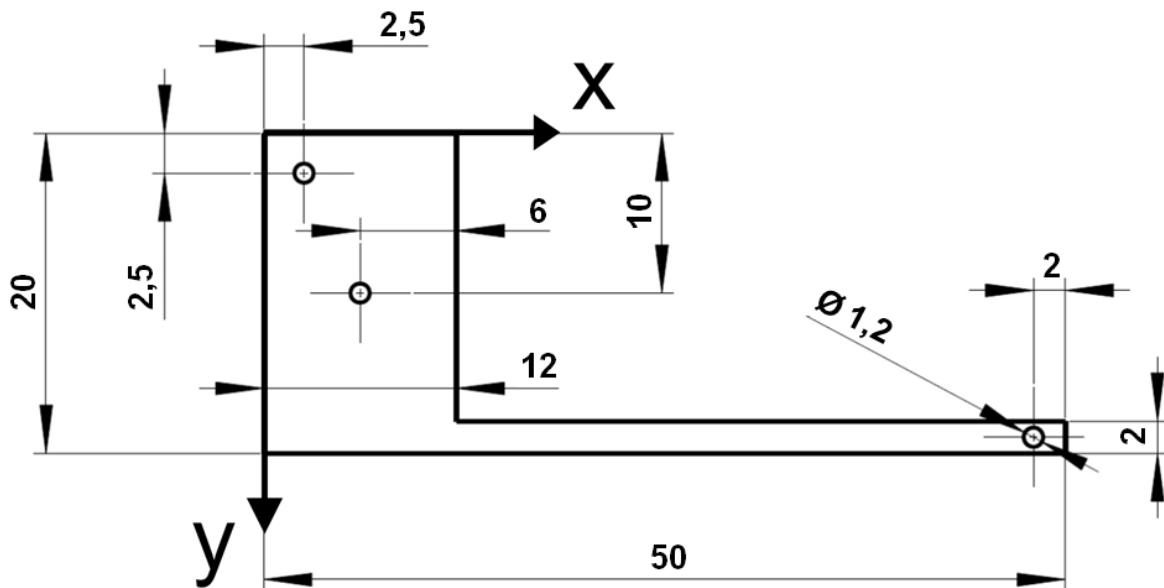


Abbildung 3.3: Abmessungen des L-Profil, Probenkoordinatensystem und Lage der Thermoelementbohrungen, Angaben in mm

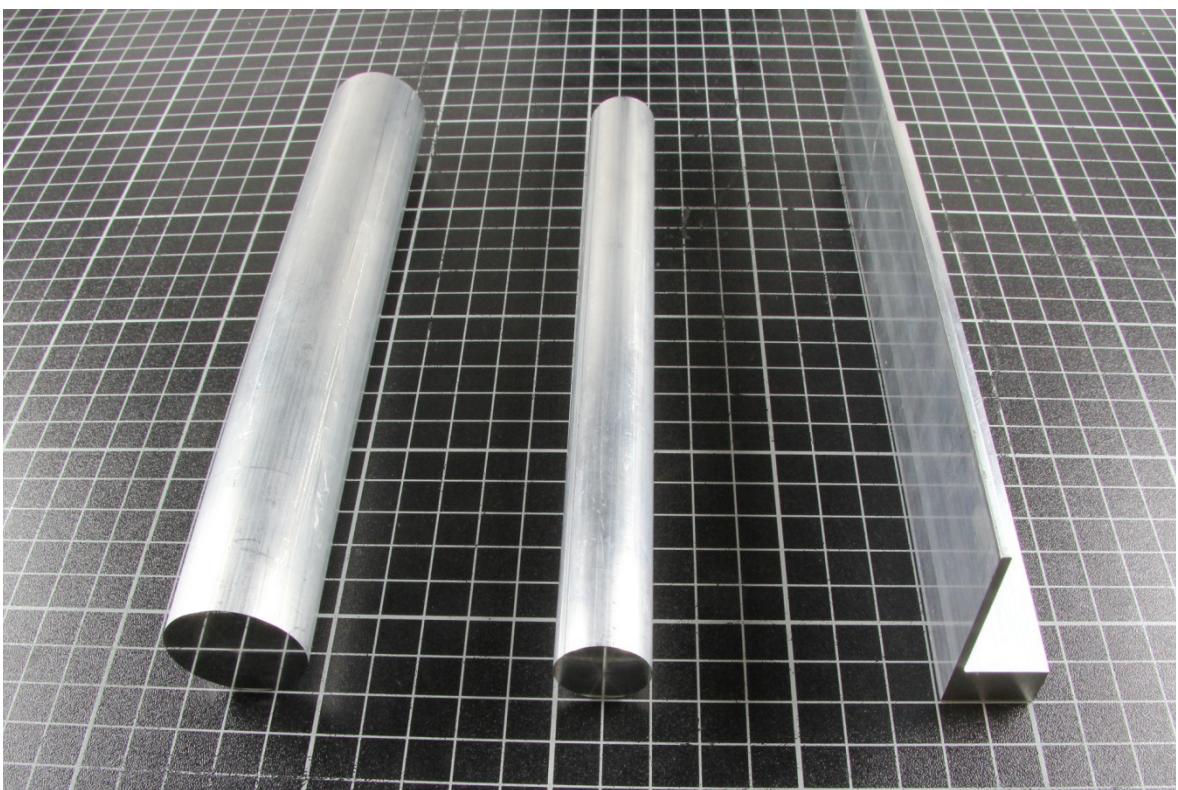


Abbildung 3.4: Einzelproben (Länge 200 mm) in allen drei untersuchten Geometrien: $\varnothing=30$ mm, $\varnothing=20$ mm, L-Profil (v.l.n.r.)

3.2 Wärmebehandlungsexperimente und Simulation

Der Untersuchungsumfang kann in drei Arbeitspakete aufgeteilt werden: Die Einzelprobenabschreckung, die simulationsbasierte Dimensionierung des Düsenfeldes und die integrierte Strangabschreckung.

Vor der Integration des Gasabschreckens in die Fertigungskette der beiden oben genannten Legierungen sollte zunächst geprüft werden, ob eine Gasabschreckung im Düsenfeld der Abschreckempfindlichkeit der Legierungen genügen kann. Zu diesem Zweck wurden Wärmebehandlungsversuche an Einzelproben durchgeführt, die ein Ausscheidungshärten mit Gasabschreckung beinhalteten. Aus gepressten Strängen wurden 200 mm lange Einzelproben gefertigt und mit Gewindebohrungen zur Aufhängung im Ofen und im Düsenfeld versehen. Die Proben wurden lösungsgeglüht und im Gasdüsenfeld abgeschreckt und anschließend auf Verzug untersucht. Je Profilgeometrie wurde eine Probe mit Thermoelementbohrungen bestückt und zur Erfassung der Abkühlkurven bei unterschiedlichen Gasvolumenströmen verwendet, um diese mit der Abschreckempfindlichkeit der Legierungen zu vergleichen. Aus diesen Verläufen wurden Wärmeübergangskoeffizienten für die weiterführende Simulation und zur Beurteilung der Kühlwirkung der durchgeföhrten Abschreckung im Gasdüsenfeld errechnet. Je eine Probe aus EN AW-6082 wurde warmausgelagert, um aus dieser die Kennwerte des Zugversuchs, die Härte und die Korngröße zu bestimmen. Mit Proben aus EN AW-7020 wurde dies ebenfalls durchgeführt, wobei diese bei Raumtemperatur ca. 1,5 Monate kaltausgelagert wurden. Die beschriebenen Wärmebehandlungen und Koordinatenmessungen fanden an Einrichtungen der Stiftung Institut für Werkstofftechnik (IWT) in Bremen statt. Dieses Arbeitspaket ist detailliert in Kapitel 4 beschrieben.

Mit der gewonnenen Kenntnis über die Kühlwirkung des Gasdüsenfeldes bei der Einzelprobenabschreckung in Form der Wärmeübergangskoeffizienten wurde ein Düsenfeld für eine Strangpress-integrierte Gasabschreckung mittels Simulationsrechnungen dimensioniert. Einflussgrößen waren neben den Wärmeübergangskoeffizienten die Profilgeometrie, die thermophysikalischen Eigenschaften der jeweiligen Legierung, die Stranggeschwindigkeit und die Länge des Düsenfeldes. Die simulierten, im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich erzielten Abkühlraten wurden mit den Abschreckanforderungen der Legierungen verglichen und so geeignete Kombinationen der Prozessparameter für eine werkstoffgerechte und in den

Strangpressprozess integrierte Wärmebehandlung identifiziert. Darauf aufbauend wurde am Lehrstuhl für Werkstofftechnik (LWT) der Universität Rostock ein eigenes Düsenfeld entwickelt. Hinsichtlich der Strömungsausbildung wurde das Düsenfeld dem Bremer Vorbild nachempfunden, aber hinsichtlich seiner Länge und seiner Flexibilität für den Strangpressprozess angepasst. Es folgten vergleichende Abschreckversuche an Einzelproben der drei Profilgeometrien zur Charakterisierung der Kühlwirkung des Rostocker Düsenfeldes anhand der Temperaturkurven. Dieses Arbeitspaket ist detailliert in Kapitel 5 beschrieben.

Abschließend wurde eine Strangpress-integrierte Wärmebehandlung an einer Strangpresse des Instituts für Werkstoffkunde (IW) in Hannover durchgeführt. Abbildung 3.5 zeigt schematisch den Versuchsaufbau. Dafür mussten die Druckluftversorgung im Bereich der Strangpresse und die Lösungsglühparameter an die Strangpressparameter angepasst werden. Wärmebehandlungsversuche an beiden Legierungen sollten zeigen, inwiefern sich die Lösungsglühtemperatur der Blockeinsatztemperatur hinsichtlich der resultierenden mechanischen Eigenschaften anpassen lässt. Diese Untersuchungen wurden durch Zugversuche untermauert. Die Abschreckung wurde bei diesen Anpassungsversuchen in Wasser vorgenommen. Auch hier erfolgte eine Bestimmung der Korngröße.

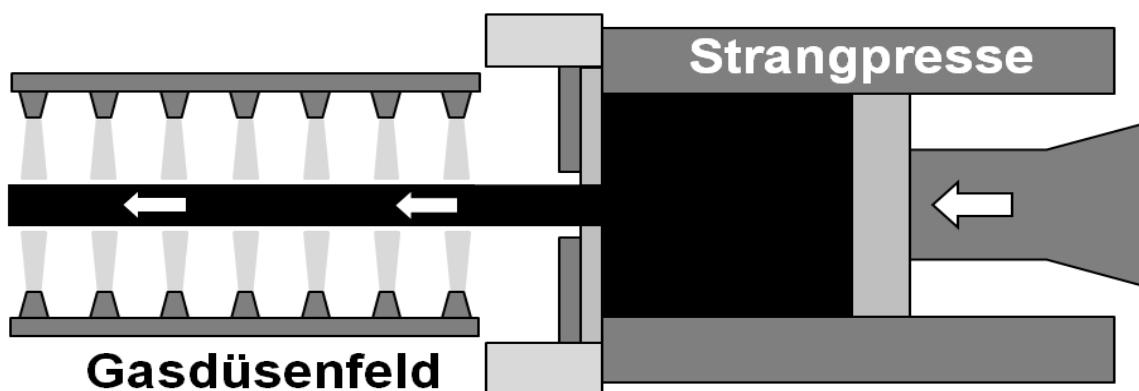


Abbildung 3.5: In den Strangpressprozess integriertes Gasdüsenfeld zur Abschreckung, schematisch

Auf Grund der höheren Abschreckempfindlichkeit erwies sich EN AW-6082 als die interessantere Legierung für die strangpressintegrierte Wärmebehandlung. Aus diesem Grund wurde im dritten Arbeitspaket ausschließlich mit diesem Werkstoff gearbeitet. Nach Festlegung der Wärmebehandlungs- und Pressparameter und nach Inbetriebnahme des Rostocker Düsenfeldes an der Strangpresse in Hannover wurden

zylindrische Pressstränge des Durchmessers 30 mm aus EN AW-6082 am Pressenaustritt im Gasdüsenfeld gekühlt, geteilt und anschließend warmausgelagert. Eine Charakterisierung der Stränge erfolgte anhand von Zugversuchen, Härteprüfungen und Korngrößenbestimmung. Dieses Arbeitspaket ist detailliert in Kapitel 6 beschrieben.

4 Gasabschrecken von Einzelproben

4.1 Gasdüsenfeld und Druckluftsystem

4.1.1 Gasdüsenfeld - Konstruktion

Bei der Konstruktion des Gasdüsenfeldes sind strömungstechnische Aspekte zu berücksichtigen, um eine effiziente Nutzung des eingesetzten Gasvolumenstromes zu gewährleisten. In der Literatur sind einige Arbeiten zu finden, welche sich mit Untersuchungen an Düsensystemen bzw. Optimierungsstrategien dazu befassen. [60], [44] und [61] sind hier als frühe Arbeiten zu diesem Gebiet zu nennen, welche bei der Entwicklung der Gasdüsenfelder während der folgenden Jahre Berücksichtigung fanden. *Wünning* [62] setzt schließlich das Abschrecken von Serienteilen mittels Luft und Stickstoff unter Atmosphärendruck in Gasdüsenformen mit kleinen Düsendurchmessern als neues Verfahren zur Einzelhärtung von Stahlbauteilen ein, bei welchem sich ein Wärmeübergangskoeffizient von $1000 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ erzielen lässt und welches damit an die Kühlwirkung von Öl- oder Salzbädern heranreicht. *Gondesen* [63-65] knüpft mit ihren Arbeiten daran an und verfolgt eine experimentell sowie durch Simulation gestützte Optimierung der Gasabschreckung von Einzelteilen. Diese ist zunächst stark auf die Abschreckung von Stahlringen geringer Höhe ausgerichtet, beinhaltet jedoch auch Erfahrungen mit zylindrischen Probekörpern, daher sind die Erkenntnisse gut übertragbar. Der Düsendurchmesser ist möglichst gering zu wählen, der Abstand von Düseaustritt zur Bauteiloberfläche soll das Fünffache des Düsendurchmessers nicht überschreiten und der radiale Abstand bei rotatorisch um ein Bauteil angeordneten Düsenfeldern soll nicht zu gering gewählt werden, da sonst der Gasrückstrom behindert werden könnte. Stattdessen werden sogar eher geringe Teilungen, d.h. die Reduzierung der Düsenanzahl zugunsten höherer Gasaustritts- und damit Abschreckgeschwindigkeiten empfohlen. Den Fertigungsaufwand für die Düsen in

Betracht ziehend wird konkret ein Düseninnendurchmesser von 4 mm als optimal bei nicht übermäßig kleinen Bauteilen ausgewiesen. Die Entwicklung und Nutzung von Gasdüsenfeldern zur Abschreckung metallischer Bauteile, insbesondere von Stählen, wurde auch in der Folgezeit weiterbetrieben. So entstanden Düsenfelder, welche für die symmetrische wie auch asymmetrische Abschreckung zylindrischer Bauteile konzipiert sind. Auch an diesen wurden Optimierungen hinsichtlich der Düsenanordnung durchgeführt [66], was schließlich im Zuge des DFG-Sonderforschungsbereiches "Distortion Engineering" (SFB 570) am IWT Bremen in Düsenfeldern mit vier Düsenreihen (Düsenstöcke) mit einer radialen Teilung von 90° mündete, in welchen Bauteile wie beispielsweise Zylinder [67], Zugproben [55], abgesetzte Wellen [68] oder Pleulstangen [68] abgeschreckt wurden.

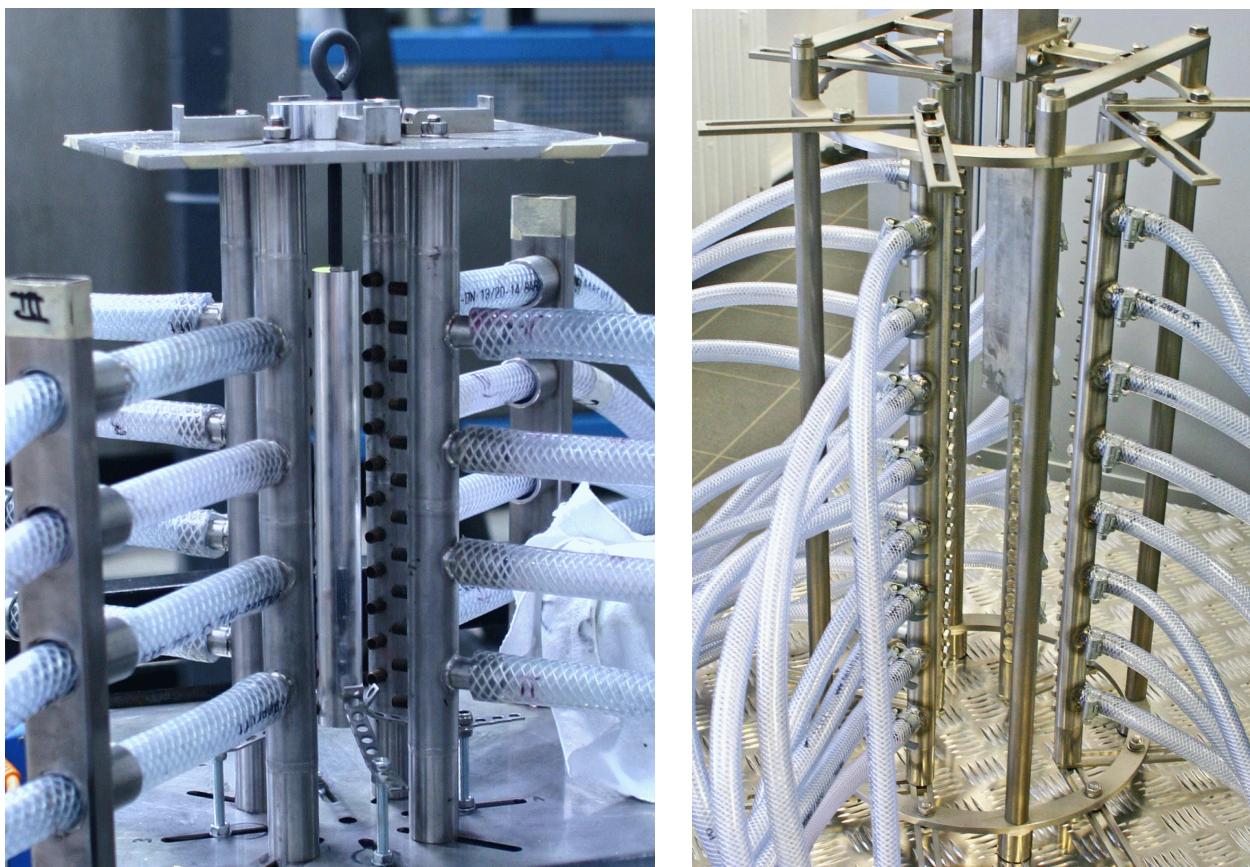


Abbildung 4.1: Verwendete Gasdüsenfelder; links: Gasdüsenfeld des IWT Bremen mit 200 mm langer Zylinderprobe darin ($\varnothing=30$ mm); rechts: Gasdüsenfeld des LWT Rostock im vertikalen Betrieb mit 200 mm langer L-Probe darin

Das in der vorliegenden Arbeit für die Einzelprobenabschreckung verwendete Bremer Düsenfeld, Abbildung 4.1 (links), besteht aus vier Düsenstöcken mit jeweils vier Schlauchanschlüssen auf der einen und zwölf Düsen auf der gegenüberliegenden Seite. Die Düsen besitzen einen Innendurchmesser von 4 mm und verteilen sich auf eine Länge von 180 mm bei einem Düsenabstand von Achse zu Achse von

16 mm. Durch die Düsenstöcke verläuft axial eine Gewindestange zur gleichmäßigen Verteilung des Volumenstroms. Die in die Schlauchanschlüsse einströmenden Volumenströme sind durch ein entsprechend gestaltetes Schlauchsystem gleich groß. Die Düsenstöcke sind am oberen und unteren Ende in zwei Platten fixiert, wobei die obere über eine Aufnahmeverrichtung zur Aufhängung der abzuschreckenden Proben verfügt. In diesen Platten lassen sich die Düsenstöcke in Winkelabständen von 45° um den Aufhängungspunkt herum positionieren und sind in ihrem radialen Abstand zu diesem verstellbar.

Das Düsenfeld des LWT Rostock unterscheidet sich konstruktiv von dem in Bremen verwendeten in zwei Punkten. Einerseits beträgt dessen mit Düsen bestückte Länge 484 mm mit 31 Düsen und 8 Schlauchanschlüsse an jedem Düsenstock. Andererseits sind die Enden der Düsenstöcke nicht in einer Platte befestigt. Stattdessen besteht das Gestell aus zwei Ringträgern mit Bohrungen, welche von vier zylindrischen Stützen zusammengehalten werden. Jeder Düsenstock ist mit vier Langlochblechen mit beiden Ringträgern verbunden, zwei je Ringträger. Das Gestell ist für die Aufnahme von bis zu vier Düsenstöcken ausgelegt. Abbildung 4.1 (rechts) zeigt das Düsenfeld mit einer zusätzlichen Aufhängung für Einzelproben im vertikalen Betrieb. Für den Betrieb vor einer Strangpresse kann das Düsenfeld horizontal aufgebaut werden. Durch die Befestigung am Gestell über Langlöcher sind die Düsenstöcke nicht nur um ihre eigene Längsachse drehbar, sondern zudem auch gegenüber durchlaufenden Presssträngen bzw. gegenüber Einzelproben beliebig positionierbar, was eine hohe Flexibilität und Eignung für unterschiedliche Strangprofilquerschnitte gewährleistet. Die Düsenstöcke besitzen einen Innendurchmesser von 17 mm und werden ebenfalls von einer Gewindestange (M8) durchlaufen. Die Düsen besitzen eine Innenbohrung von 4 mm Durchmesser und ein M6-Außengewinde, über welches sie in entsprechende Bohrungen im Düsenstock eingeschraubt werden. Das gesamte Düsenfeld wurde aus korrosionsbeständigem Stahl, überwiegend 1.4301, gefertigt.

Für die Aufnahme der Abkühlkurven an Einzelproben von 200 mm Länge wurden 18 dieser Bohrungen je Düsenstock mit Schrauben verschlossen, so dass sich eine mit Düsen bestückte Länge ergibt, die der Länge der Einzelproben sowie der Düsenstrecke des Bremer Düsenfeldes in etwa entspricht. Die Zylinderproben wurden mit vier Düsenstöcken abgeschreckt, die in einer radialen Teilung von 90° angeordnet waren.

Bei den Ø30 mm-Proben betrug der Abstand zwischen Düsenaustritt und Probenoberfläche 11 mm. Für die Ø20 mm-Proben wurde dieselbe Düsenstock-Anordnung verwendet, so dass sich ein Abstand zwischen Düsenaustritt und Probenoberfläche von 16 mm ergibt. Bei den L-förmigen Proben wurden die Düsen von drei Düsenstöcken mit einem Abstand von 11 mm auf den dicken Schenkel und die von einem Düsenstock auf den dünnen Schenkel gerichtet. Wegen der bedeutend geringeren Wandstärke des dünnen Schenkels wurde der Abstand hier auf 20 mm erhöht. Abbildung 4.2 zeigt diese Anordnung schematisch.

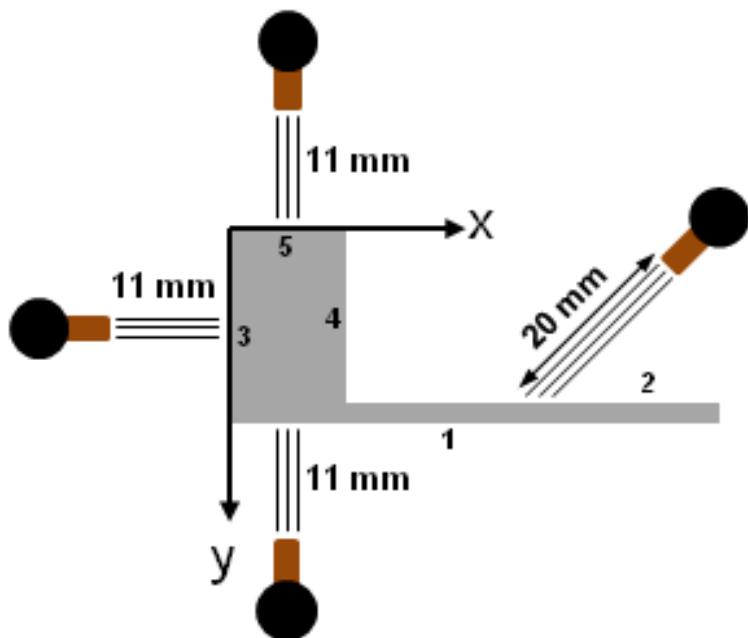


Abbildung 4.2: Düsenstockanordnung bei der Abschreckung und Nummerierung der Flächen der L-förmigen Einzelproben

Der Gasvolumenstrom wurde bei allen Einzelproben erst gestartet, sobald eine Probe im Düsenfeld positioniert war. Dabei wurde die Druckluft vorher über einen Schalldämpfer und Bypass geleitet. Währenddessen konnte der Durchflussregler den gewünschten Volumenstrom einstellen. Nach Probenpositionierung wurden dann Magnetventile umgeschaltet und der Volumenstrom auf das Düsenfeld geleitet. In Bremen geschah dies über eine Lichtschranke im unteren Bereich der vorgesehenen Probenposition und in Rostock wurden die Magnetventile manuell umgeschaltet.

4.1.2 Druckluftsystem 8000 l/min

Die Druckluft zur Abschreckung im Düsenfeld wird von einem Kompressor erzeugt. Die von diesem gelieferte Luftmenge genügt nicht, um die benötigten Gasvolumenströme aufrecht zu erhalten. Daher wird durch den Kompressor ein Drucklufttank mit einem Füllvolumen von 5 m³ bis zu einem Druck von 15 bar befüllt, welches dann für die Abschreckung zur Verfügung steht und mittels eines Kugelventils auf das Durchflussregelsystem des Düsenfeldes geleitet werden kann. Abbildung 4.3 zeigt dieses System. Ist das Kugelventil geöffnet, wird die Druckluft zunächst auf einen digitalen Massendurchflussregler der Firma *Bronkhorst Mättig* geleitet. Dieser ist für die Regelung von Gasvolumenströmen zwischen 10 m³/h (167 l/min) und 500 m³/h (8333 l/min) bei einem maximalen Eingangsdruck von 15 bar ausgelegt. Bei einer nach Herstellerangaben ausgewiesenen Mindestdifferenz zwischen Eingangsdruck und Nachdruck von 5 bar und einem empfohlenen Nachdruck von maximal 1,5 bar sollte der Regler solange den Volumenstrom regeln können, bis der Eingangsdruck aus dem Drucklufttank auf etwa 6,5 bar abgefallen ist. Über zwei Magnetventile und einen dazugehörigen Schalter lässt sich die Druckluft entweder zu einem Schalldämpfer und Bypass oder über ein Schlauchsystem zum Düsenfeld leiten.

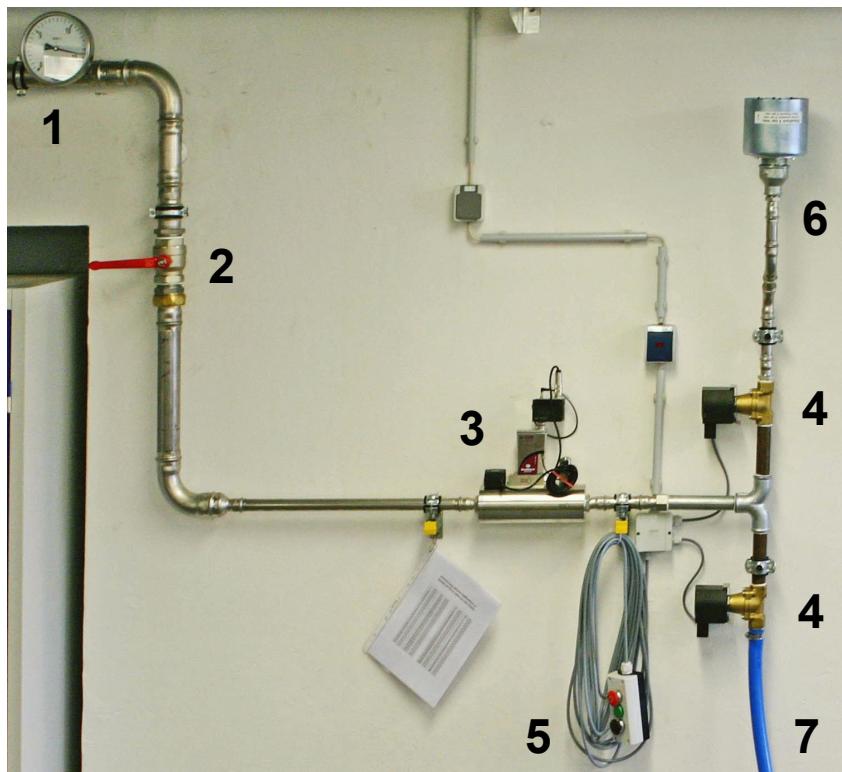


Abbildung 4.3: Durchflussregelsystem am LWT Rostock: (1) Vordruck-Manometer, (2) Kugelventil, (3) Massendurchflussregler mit Bedienanzeige, (4) Magnetventile, (5) Magnetventil-Schalter, (6) Schalldämpfer und Bypass, (7) Düsenfeld-Zuleitung

Der Gasvolumenstrom genügt zur Beurteilung der Abschreckbedingungen nicht ohne die Angabe der Fläche, über welche das Gas austritt. Beide sind Haupteinflussgrößen der Gasgeschwindigkeit. Um eine Vorstellung zu vermitteln, welche Gasgeschwindigkeiten mit dem Düsenfeld und Druckluftsystem des LWT Rostock auftreten, sind in Tabelle 4.1 für vier verschiedene Kombinationen aus Anzahl geöffneter Düsen und Volumenstrom die theoretischen und gemessenen Gasgeschwindigkeiten aufgelistet. Die theoretischen Werte wurden gemäß Gleichung 2.8 berechnet und die Messwerte entstammen einer Zusammenarbeit mit dem Lehrstuhl für Strömungsmechanik der Universität Rostock, in welcher der dynamische Druck mittels eines Pitot-Rohrs in einem Abstand von 11 mm zur Düsenöffnung aufgenommen und umgerechnet wurde.

Tabelle 4.1: Theoretische und gemessene Gasgeschwindigkeiten für unterschiedliche Kombinationen aus Gasvolumenstrom und Anzahl geöffneter Düsen

Variante	Gasgeschwindigkeit, theoretisch	Gasgeschwindigkeit, gemessen
4 x 31 Düsen geöffnet, 2000 l/min	21,4 m/s	21,3 m/s
4 x 13 Düsen geöffnet, 2000 l/min	51,0 m/s	53,8 m/s
4 x 31 Düsen geöffnet, 8333 l/min	89,1 m/s	77,3 m/s
4 x 13 Düsen geöffnet, 8333 l/min	212,5 m/s	191 m/s

Das Schlauchsystem beginnt mit einem 1"-Druckluftschlauch (Innendurchmesser 25 mm), Position (7) in Abbildung 4.3. An diesen ist ein Y-Verteiler montiert, welcher durch reduzierende Doppelschlauchtülle mit zwei 1/2"-Abgängen (Innendurchmesser 13 mm) versehen ist. Von da an verzweigt sich das Schlauchsystem über 1/2"-Y-Verteiler, bis schließlich 4x8 Schlauchenden zum Anschließen an die vier Düsenstöcke vorliegen. Bei Abschreckversuchen mit dem Düsenfeld wurde festgestellt, dass es bereits vor Erreichen des unteren Grenz-Eingangsdrucks von 6,5 bar zu starken Schwankungen bei der Regelung des Volumenstromes kommt, insbesondere bei höheren Volumenströmen. Es wurde hinter dem Durchflussregler ein Manometer zur Messung des Nachdrucks installiert. Tabelle 4.2 listet diejenigen Eingangsdrücke auf, bei welchen die Schwankungen einsetzen, sowie die dabei gemessenen Nachdrücke und die daraus resultierende Differenz. Es fällt auf, dass die Schwankungen mit steigendem Volumenstrom und geringerer Düsenstockanzahl früher, also bei höherem

verbleibenden Vordruck einsetzen. Dies ist auf Strömungsverluste im Schlauchsystem und in den Düsenstöcken zurückzuführen, infolge derer der Nachdruck höher liegt als angenommen. Dieses Problem wurde bei der Auslegung des Schlauchsystems für die spätere Strangkühlung in Hannover berücksichtigt.

Tabelle 4.2: Mittels Manometer aufgenommene Vordrücke, bei denen abhängig von Düsenstockanzahl (je 13 Düsen) und Volumenstrom keine Regelung des Volumenstroms ohne Überschwingen mehr möglich ist; zugehörige Nachdrücke und resultierende Druckdifferenz

geöffnete Düsenstöcke	Volumenstrom in m ³ /h	Vordruck in bar	Nachdruck in bar	Druckdifferenz in bar
3	200	5,1	2,63	2,47
3	300	7,3	4,42	2,88
3	400	8,7	6,10	2,60
3	500	9,8	7,05	2,75
4	200	5,2	2,45	2,75
4	300	7,0	4,15	2,85
4	400	8,2	5,40	2,80
4	500	9,5	6,62	2,88

4.2 Einzelprobenabschreckungen und Auswertung

4.2.1 Wärmebehandlungsparameter

Im Zuge der Untersuchungen zur Eignung einer Gasdüsenfeldabschreckung für die werkstoffgerechte Wärmebehandlung von EN AW-6082 und EN AW-7020 wurden insgesamt 111 Proben einer Länge von 200 mm wärmebehandelt und auf unterschiedliche Weise charakterisiert. Die Wärmebehandlungsparameter in Verbindung mit dem Untersuchungsumfang sind im Folgenden wiedergegeben.

Das Ausscheidungshärten von EN AW-6082 wurde in folgenden Schritten durchgeführt:

- Lösungsglühen bei 540 °C für 20 min
- Abschrecken im Gasdüsenfeld
- Überführungszeit zwischen Abschrecken und Warmauslagerung max. 5 min
- Warmauslagerung bei 180 °C für 4 h (T6).

Das Ausscheidungshärten von EN AW-7020 wurde in folgenden Schritten durchgeführt:

- Lösungsglühen bei 480 °C für 20 min
- Abschrecken im Gasdüsenfeld
- Kaltauslagerung bei Raumtemperatur für 1,5 Monate (T4).

Das Lösungsglühen wurden bei allen Proben eines Werkstoffes mit den selben Parametern durchgeführt. Die Warmauslagerung der Proben aus EN AW-6082 erfolgte nur bei Proben, welche für die mechanische Charakterisierung vorgesehen waren, ebenfalls einheitlich mit den oben stehenden Parametern. Je Profil und Volumenstrom wurde eine Probe aus EN AW-6082 warmausgelagert. Der Untersuchungsumfang umfasste folgende Durchführungen:

Tabelle 3: Anzahl und Parameter der im Zuge der Einzelprobenabschreckung wärmebehandelten Proben aus EN AW-6082 (eine warmausgelagerte Probe je Volumenstrom und Profil)

EN AW-6082			
Volumenstrom	Ø20 mm	Ø30 mm	L-Profil
1600 l/min	5+1	4+1	4+1
4000 l/min	5+1	5+1	4+1
8000 l/min	8+1	7+1	6+1

Tabelle 4: Anzahl und Parameter der im Zuge der Einzelprobenabschreckung wärmebehandelten Proben aus EN AW-7020

EN AW-7020			
Volumenstrom	Ø20 mm	Ø30 mm	L-Profil
800 l/min	6	6	5
1600 l/min	5	6	5
4000 l/min	7	8	5

4.2.2 Temperaturerfassung und Berechnung der Wärmeübergangskoeffizienten

Die Aufnahme der Abkühlkurven erfolgte mit Thermoelementen vom Typ K (Nickel-Chrom/Nickel), Toleranzklasse 1 mit Temperaturabweichungen von weniger als 2 °C bei den verwendeten Temperaturen. Deren dauerhafter Temperatureinsatzbereich liegt zwischen 0 °C und 1100 °C. Die Thermoelemente haben einen Durchmesser von 1 mm und wurden in Bohrungen mit dem Durchmesser 1,2 mm eingeführt. Die Position der Thermoelemente beim L-Profil ist in Abbildung 3.3 dargestellt. In die zylindrischen Proben wurde jeweils eine schräge Thermoelementbohrung, die unter der Aufhängungs-Gewindebohrung hindurch zum Kern führt, und eine randnahe Thermoelementbohrung eingebracht, siehe Abbildung 4.4. Alle Bohrungen weisen eine Tiefe von 37 mm auf. Die Eignung dieser Tiefe bzgl. des Einflusses des axialen Wärmestroms wurde durch thermische Simulationsrechnungen überprüft. Dabei wurde sowohl auf der Mantelfläche als auch auf der Stirnseite ein Wärmeübergangskoeffizient definiert, der einer Abschreckung in Wasser entspricht. Die Randtemperaturverläufe wurden für verschiedene Abstände von der Stirnfläche berechnet. Diese zweidimensionalen Rechnungen wurden mit einer eindimensionalen Rechnung (isiolierte Stirnfläche) verglichen. Dabei zeigte sich, dass in dieser Tiefe von 37 mm die Wärmeabgabe über die Stirnfläche und damit der axiale Wärmestrom selbst bei einer Wasserabschreckung keinen Einfluss mehr nehmen. Für eine Gasabschreckung kann damit diese Thermoelementtiefe als noch unkritischer betrachtet werden.

Die Bohrungen werden vor jedem Versuch mit Kupferpaste verfüllt und dann die Thermoelemente eingesetzt. Diese Paste zeichnet sich durch einen breiten Temperatureinsatzbereich, gute Wärmeleitfähigkeit sowie Dichtwirkung aus und verhindert die Verfälschung der gemessenen Temperatur durch Luft zwischen der Kontaktstelle der Thermoelemente und dem Probenwerkstoff.

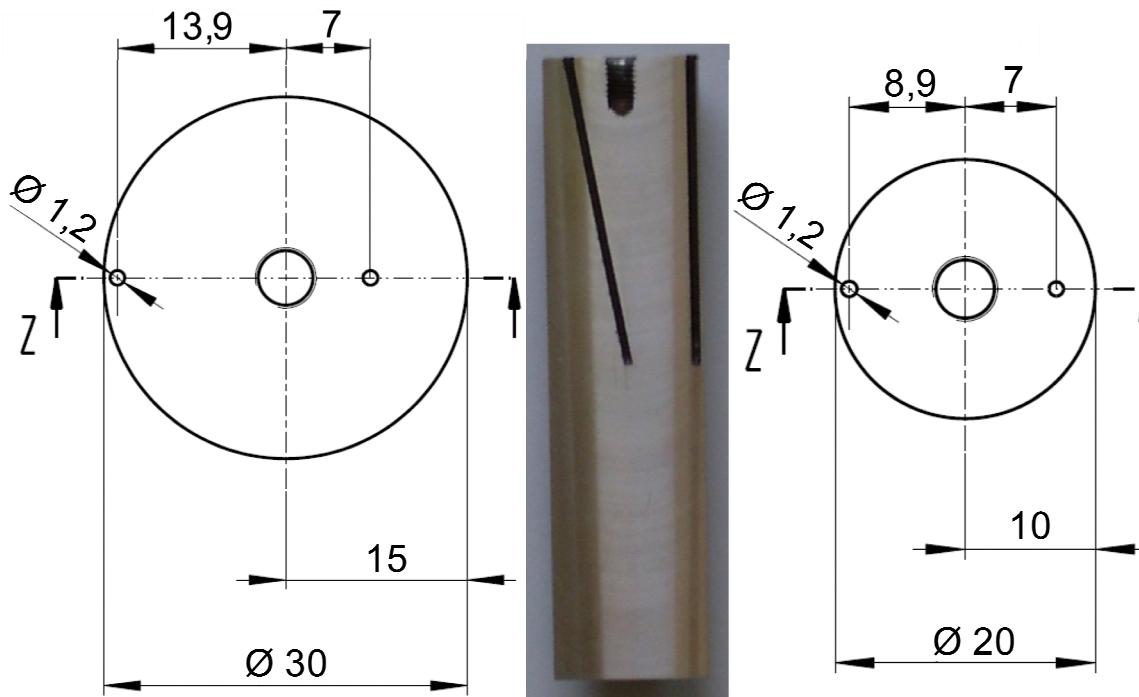


Abbildung 4.4: Lage und Verlauf der Thermoelementbohrungen bei den Zylinderproben

- links: Skizze der Stirnfläche des Ø30 mm-Profil
- mittig: aufgesägte Ø20x80 mm-Probe aus früheren Untersuchungen mit identischem Verlauf der Thermoelementbohrungen
- rechts: Skizze der Stirnfläche des Ø20 mm-Profil

Die Hardware zur Temperaturerfassung umfasst einen Messrechner, ein damit via USB verbundenes Datenerfassungs-Chassis vom Typ cDAQ-9172 von *National Instruments*® und einem darin befindlichen Analogeingangsmodul vom Typ USB-9219 mit integrierter Kaltstellenkompensation, ebenfalls von *National Instruments*®, an welches die Thermoelemente angeschlossen werden. Die umgewandelten, digitalen Signale werden mit der Software LabVIEW® SignalExpress 2.5.1 von *National Instruments*® auf dem Messrechner erfasst. Diese verfügt über eine Funktion zur Konvertierung der programminternen Protokolle in das Microsoft® Excel-Format, in welchem die Auswertung erfolgte. Die Aufnahmefrequenz betrug ca. 10 Hz bei den Aufzeichnungen in Bremen und 50 Hz in Rostock. Bei beiden Aufzeichnungen trat thermisches Rauschen auf, welches sich bei der Darstellung der Temperatur über der Zeit kaum bemerkbar macht, jedoch bei der Darstellung der aus der Temperatur berechneten Momentan-Abkühlrate über der Zeit, insbesondere bei langsamen Abkühlungen. Um die Kurven zu glätten, wurden die Abkühlraten über Mittelwertbildung in bestimmten Zeitintervallen berechnet. Die Festlegung der Intervallgröße hing von der Messfrequenz, dem Gasvolumenstrom sowie dem Profil ab und stellt eine Kompromisslösung aus Kurvenglättung einerseits, aber geringem Informationsverlust über den Verlauf der

Abkühlraten andererseits dar. Tabelle 4.5 listet die verwendeten Glättungsintervalle auf. Sämtliche Abkühlkurven wurden mit Proben aus EN AW-6082 aufgenommen. Auf Grund der sehr ähnlichen thermophysikalischen Eigenschaften werden diese ebenfalls zur Beurteilung der Eignung der jeweiligen Abschreckungen für EN AW-7020 herangezogen.

Tabelle 4.5: Zeitintervalle, über welche die Glättung der Abkühlkurven vorgenommen wurde

Profil	L	Ø 20	Ø 30
Messfrequenz	50 Hz (Rostock)	50 Hz (Rostock)	10 Hz (Bremen)
Glättungsintervall			
800 l/min	2 s	2 s	2,4 s
1600 l/min	0,4 s	2 s	2,4 s
4000 l/min	0,4 s	0,6 s	2
8000 l/min	0,4 s	0,6 s	1,2 s
8333 l/min (nur Rostock)	-	0,6 s	0,8 s

Aus den Temperatur-Zeit-Verläufen wurden die Wärmeübergangskoeffizienten α berechnet. Diese Berechnung mittels der Finite-Differenzen-Methode basiert auf der inversen Lösung des Wärmeleitungsproblems ([69], [70]) und wurde mittels eines von Lübben [71-72] zur Verfügung gestellten, numerischen Programmes durchgeführt. Das Programm gestattet ausschließlich für eindimensionale Wärmeleitung zuverlässige Aussagen.

Zur Erläuterung der Finite-Differenzen-Methode sei angenommen, dass der Werkstoff sich entsprechend der allgemeinen Fourierschen Wärmeleitungs-Differentialgleichung für den instationären Fall (Anfangsrandwertproblem) nach [22] verhält:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q = 0 \quad 4.1$$

wobei die Klammerterme die richtungsabhängigen Wärmestromdichten darstellen [73], der Speicherterm auf der linken Seite die Einspeicherung innerer Energie und Q die pro Einheitsvolumen zu- oder abgeführte Wärmemenge (Wärmequellendichte) [22], wie bei endothermen oder exothermen Reaktionen. Eine eindimensionale Temperaturverteilung sowie Wärmeleitung vorausgesetzt, reduziert sich unter Vernachlässigung von Wärmequellen die Wärmeleitungsgleichung auf:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right) \quad 4.2$$

mit der Temperaturleitfähigkeit

$$a = \frac{\lambda}{\rho c_p} \quad 4.3$$

die sich aus den richtungsunabhängigen, aber temperaturabhängigen Größen Wärmeleitfähigkeit $\lambda(T)$, Dichte $\rho(T)$ und spezifischer Wärmekapazität $c_p(T)$ zusammensetzt.

Die für die numerische Lösung des Anfangsrandwertproblems notwendige Anfangsbedingung besteht aus den Temperaturen zu Beginn des Wärmeleitungsvorgangs (Dirichlet-Randbedingung):

$$t = 0: T_{t=0} = T(t = 0, x, y, z) \quad 4.4$$

Die Randbedingungen lauten:

$$\dot{q} = \alpha (T_{x=R} - T_\infty) \text{ und} \quad 4.5$$

$$-\dot{q} = \lambda \frac{\partial T}{\partial x} |_{x=R} \quad 4.6$$

wobei die bereits als Definition des Wärmeübergangskoeffizienten bekannte Gleichung 4.5 mit fest vorgegebenen Werten der Ableitung der Temperatur eine Cauchy-Randbedingung ist, ebenso wie die Gleichung 4.6, welche beschreibt, dass der Temperaturgradient an der Oberfläche, also die Ableitung der vom Kern zum Rand hin abfallenden Temperatur (im Falle einer Abkühlung), multipliziert mit der Wärmeleitfähigkeit die Wärmestromdichte an dieser Oberfläche darstellt. Hinzu kommt die Symmetrierandbedingung, gemäß welcher am Symmetrierand der Temperaturgradient und damit der Wärmestrom betragsmäßig Null ist (Neumann-Randbedingung):

$$-\dot{q} = \lambda \frac{\partial T}{\partial x} |_{x=0} = 0 \quad 4.7$$

Zusätzlich zu der Cauchy-Randbedingung für Konvektion existiert auch eine Cauchy-Randbedingung für den Wärmestrom infolge Strahlung. Da jedoch der Wärmestrom infolge Strahlung für Temperaturen unterhalb 500 °C für Aluminiumlegierung wesentlich geringer als derjenige infolge Konvektion ist [22], wird die Wärmestrahlung vernachlässigt.

Wird bei der Lösung der Fourierschen Wärmeleitungsgleichung bei bekannten Randbedingungen nach unbekannten Temperaturen gesucht, so werden hingegen beim Differenzenverfahren unter einer inversen Herangehensweise aus bekannten

Temperaturen die unbekannten Randbedingungen berechnet. Es wird eine Temperaturverteilung angenommen, bei der einer bestimmten Menge radialer Abstände zum Kern $x (\dots, x_{m-1}, x_m, x_{m+1}, \dots)$ zu bestimmten Zeitpunkten $t (\dots, t_{n-1}, t_n, t_{n+1}, \dots)$ Temperaturwerte zugewiesen werden. Bei der expliziten Variante der Finite-Differenzen-Methode können die partiellen Ableitungen aus Gleichung 4.1 durch Differenzenquotienten ersetzt werden [22]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{T_m^{n+1} - T_m^n}{\Delta t} \quad 4.8$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{T_{m+1}^n - 2T_m^n + T_{m-1}^n}{(\Delta x)^2} \quad 4.9$$

Eingesetzt in Gleichung 4.2 ergibt sich damit:

$$\frac{T_m^{n+1} - T_m^n}{\Delta t} = a \left(\frac{T_{m+1}^n - 2T_m^n + T_{m-1}^n}{(\Delta x)^2} \right) \quad 4.10$$

wonach aus den drei bekannten Temperaturen an den Stellen x_{m-1} , x_m und x_{m+1} zum Zeitpunkt t_n die unbekannte Temperatur an der Stelle x_m zum nachfolgenden Zeitpunkt t_{n+1} berechnet werden kann. Im Gegensatz dazu sieht die implizite Variante der Methode die Berechnung dreier unbekannter Punkte aus nur einem Punkt des vorangegangen Zeitschrittes vor. Diese Variante ist gegenüber der expliziten stabiler, erfordert jedoch das Aufstellen und Lösen eines Gleichungssystems und benötigt damit größere Hardware-Ressourcen. Sind schließlich die Temperaturen an allen Orten und Zeitpunkten bekannt, lässt sich der Wärmestrom am Rand (Gleichung 4.6) ähnlich wie Gleichung 4.8 ausdrücken und lösen über:

$$\dot{q} = \lambda \frac{\partial T}{\partial x} |_{x=R} = \lambda \frac{T_{m+1}^n - T_m^n}{\Delta x} \quad 4.11$$

Über Gleichung 4.5 wird der Wärmeübergangskoeffizient ermittelt, welcher dann numerisch so lange verändert wird, bis die daraus resultierende, numerische Temperaturverteilung über dem Querschnitt der gemessenen entspricht.

Notwendig für den Anwender des Programms ist die Eingabe der wahlweise konstanten oder temperaturabhängigen thermophysikalischen Eigenschaften Wärmeleitfähigkeit und Temperaturleitfähigkeit sowie des Temperaturverlaufs. Der Temperaturverlauf muss mindestens an einer randnahen Messstelle angegeben werden und kann optional zusätzlich an einer zweiten, im Kern befindlichen Messstelle angegeben werden. Zusätzlich muss die Geometrie, im Falle einer Zylinderprobe der Radius, die Temperatur des umgebenden Mediums und der Abstand der Rand-Messstelle vom

Kern definiert sein. Die Annahme eindimensionaler Wärmeleitung stützt sich auf die oben beschriebenen Simulationsrechnungen zum Einfluss der Stirnflächen und auf der Annahme eines infolge der vierfach drehsymmetrischen Düsenanordnung weitgehend homogenen Wärmeübergangskoeffizienten auf der Mantelfläche. Eine über den Probenumfang homogene Temperaturverteilung wird auch durch die hohe Wärmeleitfähigkeit des Aluminiums begünstigt.

Bei einer Temperaturerfassung mit einer Messfrequenz von 50 Hz ist eine Reduzierung des entstehenden Datensatzes nötig, da die Finite-Differenzen-Methode wie auch die Berechnung der Abkühlraten geringste Schwankungen in der Temperaturkurve wiederspiegelt, was wiederum stark schwankende Verläufe der Wärmeübergangskoeffizienten zur Folge hätte. Ein bis zu wenige Minuten dauernder Abkühlvorgang erfordert für eine hinreichend genaue Berechnung der Wärmeübergangskoeffizienten einen Datensatz, welcher in der Größenordnung 100 bis 150 Zeit-Temperatur-Wertepaare umfasst.

Für die L-förmigen Proben konnte das Programm nicht angewendet werden, da bei diesen von einer zweidimensionalen Wärmeleitung ausgegangen werden muss. Allerdings hat *Reich* [74] die Wärmeübergangskoeffizienten der zylindrischen Proben als Ausgangspunkt für eine iterative Bestimmung der Wärmeübergangskoeffizienten mittels Finite-Elemente-Simulationen genutzt. Dabei wurden auf den sechs Flächen des L-Querschnitts unterschiedliche, temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizienten angenommen, die sich an den Abschreckbedingungen orientieren. Diese wurden dann so angepasst, dass der simulierte Temperaturverlauf dem gemessenen entspricht.

Zusätzlich zur Temperaturerfassung über Thermoelemente wurden Abschreckversuche mittels einer Thermographie-Kamera vom Typ *Agema Thermovision 550* aufgenommen. Diese arbeitet mit einem Spektralbereich von 3,6 - 5 Mikrometern und hat einen Temperatureinsatzbereich von -20 bis 1200 °C bei gestaffelten Messbereichen, von welchen der Bereich 250 - 700 °C verwendet wurde. Die Messgenauigkeit liegt bei ± 2 °C. Der Emissionskoeffizienten ist manuell einzugeben und wurde jeweils derartig angepasst, dass die Wärmebildaufnahmen Temperaturen zeigen, die Temperaturen entsprechen, welche gleichzeitig mittels Thermoelementen gemessen wurden. Hierzu sei erwähnt, dass nicht die Bestimmung genauer Oberflächentemperaturen, sondern vielmehr die Temperaturverteilung auf der Oberfläche im Vordergrund der Thermographie-Untersuchungen stand.

4.2.3 Korngröße

Bei acht ausscheidungsgehärteten Proben aus EN AW-6082 T6 wurde die Korngröße bestimmt. Beim L-Profil und beim Ø30 mm-Zylinderprofil waren dies jeweils die mit 1600, 4000 und 8000 l/min abgeschreckten Proben und beim Ø20 mm-Zylinderprofil waren es die mit 4000 und 8000 l/min abgeschreckten Proben. Die Probenstücke wurden in kaltaushärtendem Epoxidharz eingebettet. Dabei sind die zu untersuchenden Oberflächen ursprünglich senkrecht zur Strangpressrichtung liegende Flächen. Anschließend wurden die Oberflächen mit SiC-Nass-Schleifpapier mit den Körnungsstufen 500, 1200 und 2400 unter Kühlung mit Leitungswasser geschliffen und mit wasserfreien Diamantsuspensionen auf Alkoholbasis mit den Körnungen 6 und 3 µm poliert. Die Endpolitur erfolgte mit 0,05 µm OPS. Um das Gefüge sichtbar zu machen, wurde eine Farbätzung nach Weck [75] durchgeführt. Für das Ätzmittel werden 4 g Kaliumpermanganat in 100 ml leicht erwärmtem, destilliertem Wasser gelöst und anschließend wird darin 1 g Natriumhydroxid gelöst. Die Ätzzeit beträgt ca. 10 Sekunden. Anschließend wird die Ätzhaut durch vorsichtiges Polieren entfernt und das Gefüge kann im Lichtmikroskop betrachtet werden. Die Bestimmung der Korngröße erfolgte mit dem Linienschnittverfahren nach DIN EN ISO 643 mit einem aus vier Linien bestehenden, geradlinigen Messgitter.

4.2.4 Mechanische Charakterisierung

Die zur Beurteilung der Abschreckungen aufgenommenen Abkühlkurven sollen durch die Ermittlung mechanischer Kennwerte untermauert werden. Dies erfolgte an warmausgelagerten Proben aus EN AW-6082 T6 und kaltausgelagerten Proben EN AW-7020 T4. Erste Aufschlüsse über das Maß der Ausscheidungshärtung sollen Härteprüfungen nach Vickers liefern. Diese wurden nach DIN EN ISO 6507-1 mittels eines Mikro-Härteprüfgerätes vom Typ HMV-2 des Herstellers *Shimadzu* mit digitaler Auswertung durchgeführt. Die verwendete Prüfkraft betrug 9,81 N (HV1). Geprüft wurde im Kernbereich der Querschnitte mit einem Abstand zur Stirnfläche von 15 mm. Vorherige Untersuchungen ergaben, dass bei einem Stirnabstand von 15 mm repräsentative Härtewerte vorliegen, siehe Abbildung 4.5. Bei den L-förmigen Proben wurde lediglich im Bereich des dicken Schenkels die Härte geprüft. Die Präparation der Prüffläche erfolgte mittels SiC-Nass-Schleifpapier mit den Körnungsstufen 500, 1000 und 2500. Je Probe wurden mindestens sechs Härteeindrücke gemittelt. Als Maß für die Streuung wurde die Standardabweichung berechnet.

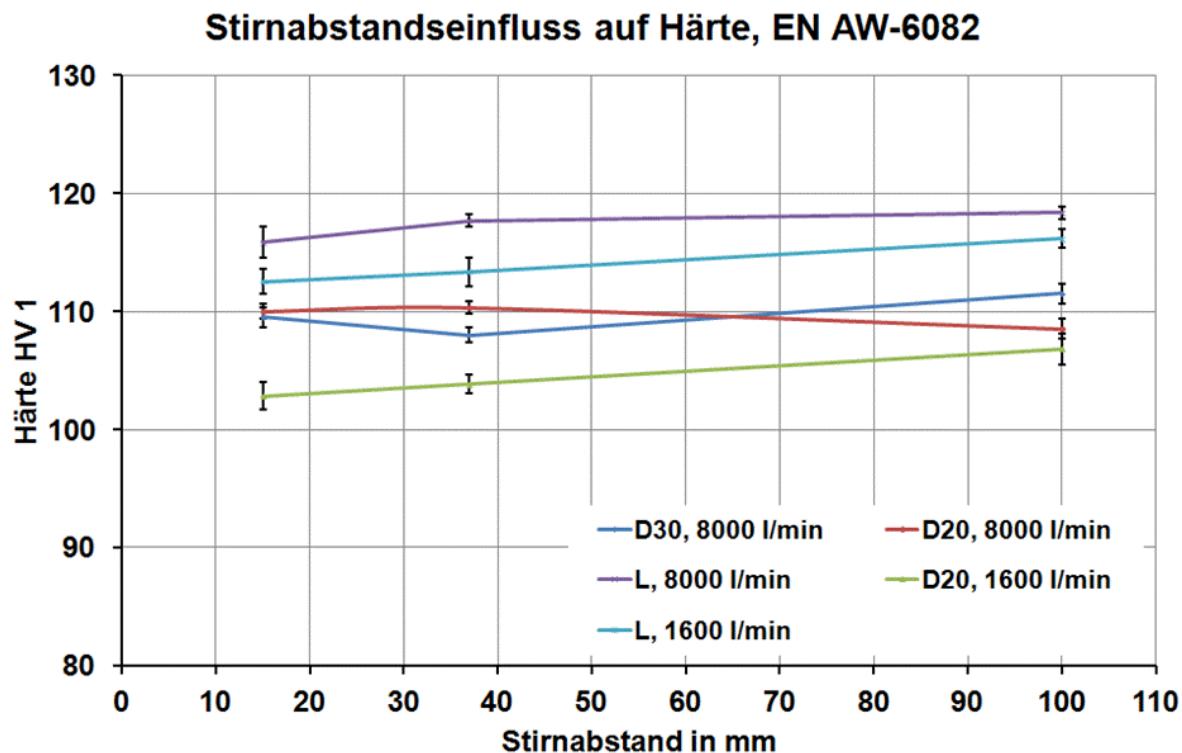


Abbildung 4.5: Einfluss der Stirnfläche auf die erzielte Härte beim Ausscheidungshärten

Zusätzlich zur Härteprüfung wurden Zugversuche durchgeführt, um die Zugfestigkeit R_m , die Dehngrenze $R_{p0,2}$ und die Bruchdehnung A zu ermitteln. Aus den 200 mm langen, wärmebehandelten Einzelproben mit Zylindergeometrie wurden Zugproben der Form A (Rundproben) nach DIN 50125 gefertigt. Bei diesen betrug der Zugproben-durchmesser d_0 12 mm. Die Zugproben wurden mit einer servohydraulischen 250 kN-Universalprüfmaschine vom Typ *Instron* 8502 weggesteuert nach DIN EN ISO 6892-1 gezogen. Bei den Zylinderproben aus EN AW-6082 T6 wurde eine Zugprobe je Gasvolumenstrom und Durchmesser hergestellt, bei EN AW-7020 T4 drei Zugproben je Gasvolumenstrom und Durchmesser. Hier erfolgte eine Mittelwertbildung und als Maß für die Streuung wurde die Spannweite (Differenz zwischen größtem und kleinstem Wert) berechnet.

4.2.5 Verszugscharakterisierung

Laut *Heeß* [76] wird der Begriff "Verzug" rein umgangssprachlich verwendet, um anzudeuten, dass von Maß- und / oder Formänderungen die Rede ist. Die mittlerweile überholte DIN-Norm 17014 in der Ausgabe von 1975 führt Maßänderungen als "Änderungen der Maße eines Werkstückes ohne Formänderungen" auf. In Anlehnung an *Berns* [77] sollen unter Formänderungen hingegen die "Veränderungen von Winkelbeziehungen und Krümmungen am Bauteil" verstanden werden. Um festzustellen, welche Maß- und Formänderungen diese infolge des Lösungsglühens mit anschließendem Gasabschrecken erfahren, wurde eine Vielzahl an Proben vor und nach der Wärmebehandlung mittels eines 3D-Koordinatenmessgerätes vom Typ *Leitz PMM 654* vermessen. Der wesentliche Verzug der Profile besteht aus einer Krümmung. Ziel der Charakterisierung des Verzuges ist daher die Ermittlung eines Krümmungsvektors, welcher in der x-y-Ebene ($z=0$) des Probenkoordinatensystems liegt, siehe Abbildung 4.6, und von der Längsachse der Probe in diejenige Richtung zeigt, in welche sich die beiden Enden der Probe hin krümmen. Die Länge dieses Vektors ist ein Maß für die Stärke der Krümmung vom Scheitelpunkt zum Probenende und die Winkellage für die Krümmungsrichtung. Diese Vorgehensweise wurde erstmals von *Frerichs et al.* [78] vorgeschlagen. Das folgende Kapitel verdeutlicht den mathematischen Hintergrund nach [79] und [80].

Die Querschnitte jeder Profilhöhe z weisen einen Flächenschwerpunkt auf. Die Proben wurden vor und nach der Wärmebehandlung derartig vermessen, dass die Flächenschwerpunkte von mehreren Querschnitten in verschiedenen Profilhöhen z_1 bis z_n ermittelt werden konnten. Es wird angenommen, dass die Proben eine Krümmung erfahren, d.h. die Schwerpunkte entlang der Probenlänge liegen in erster Näherung auf einem Kreis mit Radien zwischen einigen zehn bis einigen hundert Metern. Die betrachteten Kreisbögen entsprechen der Probenlänge von 200 mm und sind im Vergleich zum Radius sehr klein. In Scheitelpunktnähe, d.h. für kleine Kreisbögen, weist eine Parabel eine mathematische Ähnlichkeit mit einem Kreis auf, so dass angenommen werden kann, dass die Schwerpunkte mit sehr guter Näherung einer quadratischen Funktion folgen.

In x-z Ebene hat diese Funktion die Form

$$x(z) = a_x + b_x \cdot z + c_x \cdot z^2 \quad 4.12$$

und in der y-z Ebene die Form

$$y(z) = a_y + b_y \cdot z + c_y \cdot z^2 \quad 4.13$$

Dabei sind $x(z)$, $y(z)$ und z die Koordinaten der Flächenschwerpunkte. Der Parameter a bewirkt die Verschiebung in x- bzw. y-Richtung und b überlagert der Parabel eine Neigung und bewirkt damit eine Verschiebung des Scheitelpunktes sowohl in x- bzw. y-Richtung als auch in z-Richtung. Beide sind von untergeordneter Bedeutung für die Untersuchungen zur Verzugscharakterisierung. Der Parameter c bestimmt die Richtung und Stauchung bzw. Streckung der Parabel und ist damit als Maß für die Krümmung von Bedeutung.

Beide Gleichungen lassen sich für jeden der charakteristischen Punkte verschiedener Profilhöhen z_1 bis z_n aufstellen. Zusammen ergeben diese Gleichungen ein Gleichungssystem. In der x-z-Ebene beispielsweise besitzt dieses die Form:

$$\begin{bmatrix} 1 & z_1 & z_1^2 \\ \vdots & \vdots & \vdots \\ 1 & z_n & z_n^2 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} a_x \\ b_x \\ c_x \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} x_1 \\ \vdots \\ x_n \end{bmatrix} \quad 4.14$$

oder kurz

$$\mathbf{Z} \cdot \vec{p}_x = \vec{x} \quad 4.15$$

Dieses Gleichungssystem lässt sich jedoch nicht eindeutig lösen, da die Punkte nicht alle exakt auf der Modellkurve liegen. Daher wird sich der Projektion \vec{x}' von \vec{x} bedient. Das ist derjenige Vektor aus dem von der Matrix \mathbf{Z} aufgespannten Unterraum, welcher am nächsten an \vec{x} liegt, so dass die Länge eines Differenzvektors $\vec{e} = (\vec{x} - \vec{x}')$ minimal wird. Der Parametervektor \vec{p}_x wird durch die Suche nach der speziellen Linearkombination

$$\mathbf{Z} \cdot \vec{p}_{xN} = \vec{x}' \quad 4.16$$

zu einer bestmöglichen Näherungslösung, im Folgenden \vec{p}_{xN} genannt. Der Differenzvektor steht orthogonal auf dem Unterraum, daher gilt nach dem Fundamentalsatz der linearen Algebra:

$$\mathbf{Z}^T \cdot \vec{e} = 0 \quad 4.17$$

Den Differenzvektor $\vec{e} = (\vec{x} - \vec{x}')$ darin eingesetzt erhält man

$$\mathbf{Z}^T \cdot (\vec{x} - \vec{x}') = 0 \quad 4.18$$

und mit $(\mathbf{Z} \cdot \vec{p}_{xN} = \vec{x}')$ wiederum

$$\mathbf{Z}^T \cdot (\vec{x} - \mathbf{Z} \cdot \vec{p}_{xN}) = 0 \quad 4.19$$

Mittels Inverser $(\mathbf{Z}^T \mathbf{Z})^{-1}$ nach \vec{p}_{xN} umgestellt ergibt sich schließlich:

$$\vec{p}_{xN} = (\mathbf{Z}^T \mathbf{Z})^{-1} \mathbf{Z}^T \vec{x} \quad 4.20$$

Die Lösung für den Parametervektor \vec{p}_{xN} enthält nun den Koeffizienten c_x , mit welchem die Krümmung in der x-z-Ebene berechnet werden kann. Für die y-z-Ebene lässt sich dieser Zusammenhang analog herleiten.

Für die im Raum liegende Krümmungsparabel wird vorausgesetzt, dass eine bezüglich der x-y-Ebene symmetrische Gesamtkrümmung vorliegt, die sich aus den Krümmungsparabeln in der x-z- und y-z-Ebene zusammensetzt, siehe Abbildung 4.6.

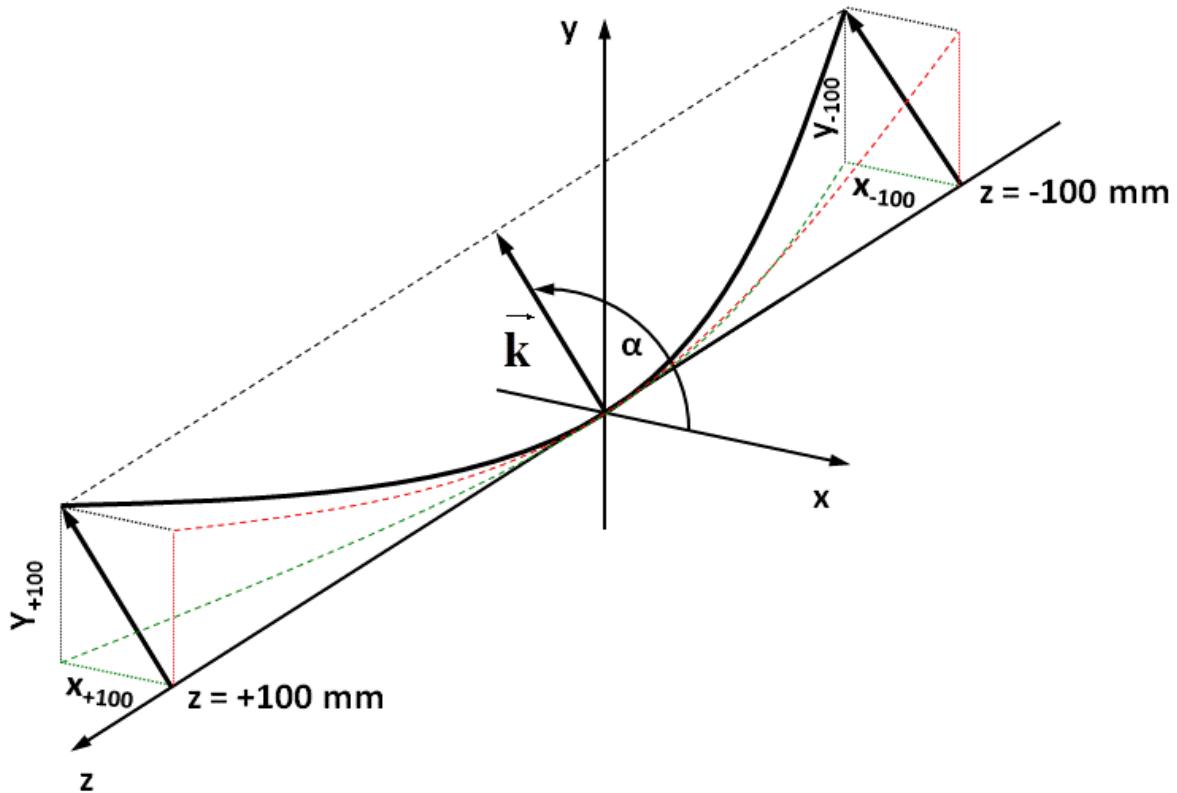


Abbildung 4.6: Konstruktion des Vektors der Gesamtkrümmung (schwarz) aus den Vektoren der Krümmungen der x-z-Ebene (grün) und y-z-Ebene (rot)

Der Scheitelpunkt liegt bei $z = 0$ in Probenmitte. Die Krümmungen in x- und in y-Richtung sind an den Probenenden bei $z = \pm 100 \text{ mm}$ am größten und stellen die x- und y-Komponenten des Vektors \vec{k} der Gesamtkrümmung dar.

Diese Komponenten werden berechnet durch

$$x(z = \pm 100 \text{ mm}) = c_x \cdot (\pm 100 \text{ mm})^2 \quad 4.21$$

und

$$y(z = \pm 100 \text{ mm}) = c_y \cdot (\pm 100 \text{ mm})^2 \quad 4.22$$

Damit ergibt sich die Länge des Krümmungsvektors aus dem rechtwinkligen Dreieck zu

$$L_{\vec{k}} = |\vec{k}| = \sqrt{[c_x \cdot (100 \text{ mm})^2]^2 + [c_y \cdot (100 \text{ mm})^2]^2} \quad 4.23$$

und dessen Winkel bzgl. der x-Achse zu

$$\alpha_{\vec{k}} = \arctan\left(\frac{c_y}{c_x}\right) \quad 4.24$$

Nach dem Einlesen der Koordinatenmessdaten erfolgte die Auswertung jeder einzelnen Probe automatisiert über Vorlagen in Microsoft® Excel. Im Zuge der Berechnung des Winkels über den Arkustangens muss vorab festgestellt werden, in welchen Quadranten der x-y-Ebene der Vektor zeigt und der resultierende Winkel dementsprechend umgerechnet werden, um zu gewährleisten, dass dieser sich stets auf die positive x-Richtung bezieht. Eine solche Umrechnung ist bereits in die Excel-Funktion *Arctan2(x,y)* integriert. Diese gibt Winkel von -180° bis $+180^\circ$ bzgl. der Achse der zuerst angegebenen Koordinate aus. Da Winkelangaben zwischen 0 und 360° gewünscht sind, werden im Fall von $\alpha_{\vec{k}} < 0$ zu den negativen Winkeln 360° hinzuaddiert.

Die Umrechnung des Vektorbetrages der Gesamtkrümmung in einen Krümmungsradius birgt den Vorteil in sich, dass ein Maß für die Krümmung gegeben ist, welches von der Probenlänge unabhängig ist. Der Krümmungsradius einer Funktion an der Stelle $(x_0, f(x_0))$ wird berechnet durch die Gleichung [81]:

$$r(z_0) = \left| \frac{(1+f'(z_0)^2)^{\frac{2}{3}}}{f''(z_0)} \right| \quad 4.25$$

Mit den ersten beiden Ableitungen einer allgemeinen quadratischen Funktion ergibt sich somit bei $z_0=0$ (Scheitelpunkt) für die Gesamtkrümmung ein Radius von

$$r(z_0 = 0) = \frac{1}{2 \cdot c} \quad 4.26$$

Der Parameter c wiederum lässt sich unter der Annahme, dass $a = b = 0$, aus der Gesamtkrümmung bei $z = \pm 100$ mm oder aus den Parametern c_x und c_y errechnen:

$$c = \sqrt{c_x^2 + c_y^2} = \frac{(100 \text{ mm})^2}{|\vec{k}|} \quad 4.27$$

so dass sich der Krümmungsradius berechnen lässt über:

$$r(z_0 = 0) = \frac{10000 \text{ mm}^2}{2 \cdot |\vec{k}|} \quad 4.28$$

Die Flächenschwerpunkte bei den Zylinderproben (Kreismittelpunkte) wurden aus zwölf Rundheitsmessungen zu jeweils 40 Punkten ermittelt, in welche mittels der Fehlerquadratmethode Gaußkreise eingepasst wurden. Um Verzugspotenziale vom Strangpressen nachverfolgen zu können, werden alle Zylinderproben bzgl. ihrer ursprünglichen Lage im Strang gekennzeichnet. Der beim Strangpressen oben befindliche Winkel ist durch eine Kerbe auf derjenigen Stirnseite gekennzeichnet worden, welche sich beim Pressen vorn befand, also die Presse zuerst verließ. Diese Kerbe wurde als x-Achse (0°) festgelegt, siehe Abbildung 4.7.

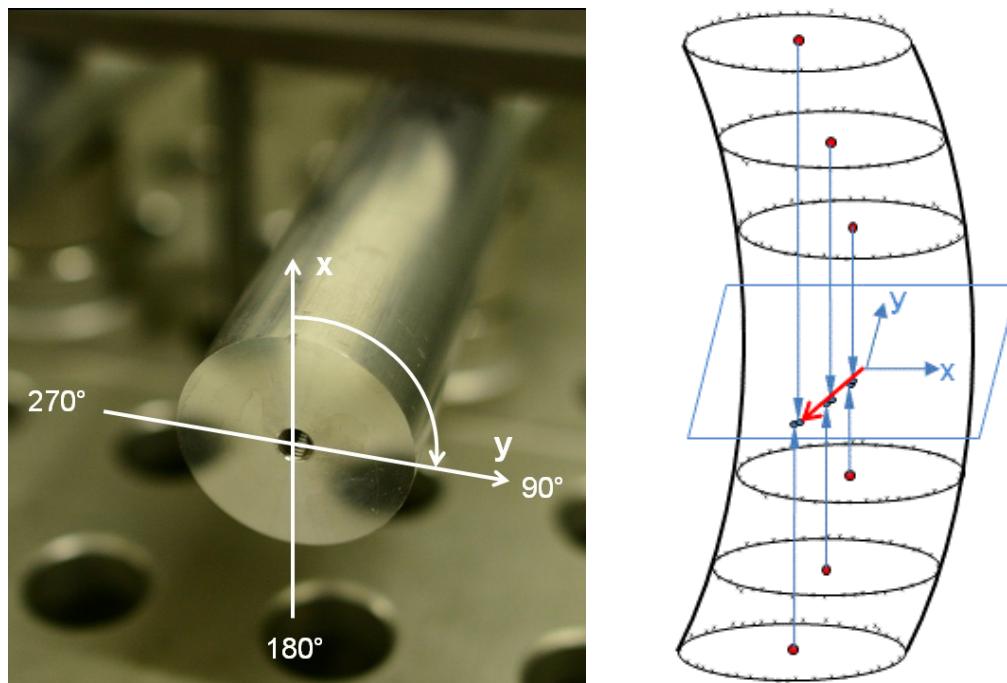


Abbildung 4.7: Koordinatensystem der Zylinderprofile (links) und Schema des durch projizierte Flächenschwerpunkte laufenden Krümmungsvektors (rechts, roter Pfeil)

Die z-Achse zeigt von der gekerbten Stirnseite in Richtung Material und wurde über die Messung der Mantelfläche bestimmt. Um zu überprüfen, ob eine parabelförmige Krümmung vorliegt und damit die Gültigkeit der beschriebenen Auswertung gegeben ist, werden die Mittelpunkte in die x-y-Ebene projiziert, wie in Abbildung 4.7 (rechts)

schematisch dargestellt. Abbildung 4.8 (rechts) zeigt die resultierenden Diagramme exemplarisch für eine Probe nach dem Strangpressen ("S") und für die gleiche Probe nach der Wärmebehandlung ("S+WB"). Die projizierten Punkte einer parabelförmig gekrümmten Probe stellen schmale Schleifen dar. Es fällt auf, dass der Scheitelpunkt nicht im Koordinatenursprung liegt. Dies ist darauf zurückzuführen, dass von der Software des Koordinatenmessgerätes ein besteingepasster, nicht gekrümmter Zylinder mit eigenem Koordinatensystem in die Tastpunkte gelegt wurde, dessen z-Achse vom Scheitelpunkt des tatsächlichen, gekrümmten Zylinders in Richtung dessen Stirnseiten verschoben ist. Stark von der Parabelform abweichend gekrümmte Proben traten vereinzelt auch auf und wurden nicht ausgewertet. Auf der linken Seite von Abbildung 4.8 sind die mit Hilfe von $x(z)$ und $y(z)$ aus Gleichung 4.21 und 4.22 dargestellten Krümmungsvektoren vor und nach der Wärmebehandlung zu sehen.

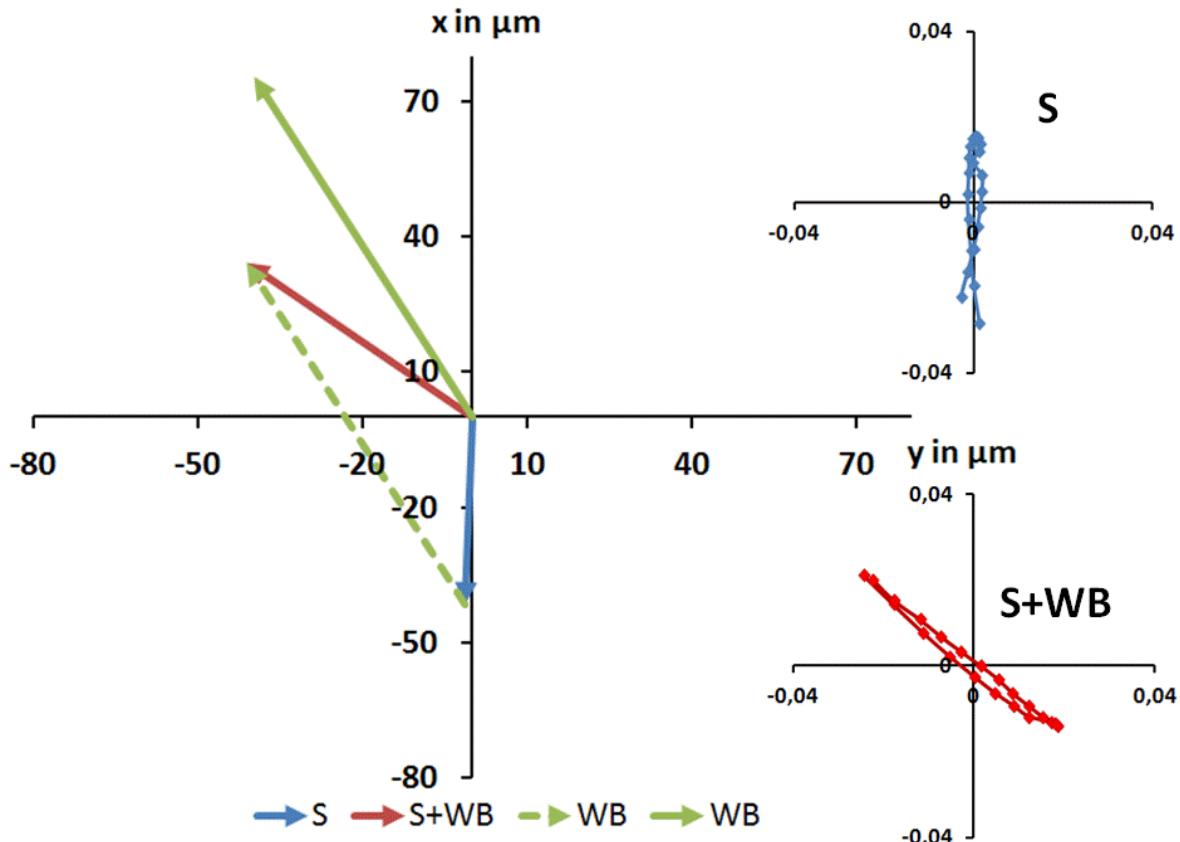


Abbildung 4.8: Die Änderung des Krümmungsvektors infolge der Wärmebehandlung ergibt sich als Differenz der Krümmungsvektoren von den Zuständen vor (S) und nach (S+WB) der Wärmebehandlung

Bei der Darstellung der Krümmungsvektoren wurde die x-Achse nach oben zeigend und die y-Achse nach rechts zeigend gelegt, so dass man sozusagen gegen die Strangpressrichtung auf diejenige Stirnseite blickt, welche die Strangpresse zuerst verlässt. Die Änderung des Krümmungsvektors infolge der Wärmebehandlung ergibt

sich als Differenz der beiden Vektoren „S“ und „S+WB“.

Bei den L-Profilen wurde ähnlich verfahren. Diese wurden flächenweise mit bis zu 100 Tastpunkten je Fläche vermessen. Da allerdings auf Grund der Einspannung, siehe Abbildung 4.9, nicht alle Flächen zwischen $50 \text{ mm} < z < 150 \text{ mm}$ vermessen werden konnten, wurde für jeden abgetasteten Querschnitt die y-Koordinate bei $x=5 \text{ mm}$ auf Fläche 1 und die x-Koordinate bei $y=8 \text{ mm}$ auf Fläche 4 (Abbildung 4.2) zu einem Ersatz-Flächenschwerpunkt zusammengefasst. So sind die Informationen zur Krümmung des dicken Schenkels in der x-z- und in der y-z-Ebene in einem charakteristischen Punkt vereint und die Berechnung der Gesamtkrümmung kann wie bei den Zylindern erfolgen. Bei der Darstellung der Krümmungsvektoren der L-Proben wurde die Ausrichtung der x-Achse nach oben und der y-Achse nach rechts wie bei den Zylinderprofilen beibehalten. So ergibt sich eine Darstellung, die dem Blick aus der Strangpresse heraus entspricht.



Abbildung 4.9: L-Profil wird mittels Koordinatenmessgerät vermessen

Da das Proben-Koordinatensystem durch die Software des Koordinatenmessgerätes nur in die Punkte auf einer Seite der Einspannung statt in alle Punkte eingepasst wurde, musste zunächst ein neues Koordinatensystem aus den Tastpunkten erstellt werden. Dies erfolgte über die Hessesche Normalform für eine Ebene im Raum. Jede Fläche wurde als Ebene angenommen und für deren Stütz- und Normalenvektor eine erste Näherung angenommen. Die Abstände aller auf einer Fläche liegenden Punkte zu der dazugehörigen Ebene wurden berechnet und deren Quadrate aufsummiert. Über den

Microsoft® Excel Solver wurden Stütz- und Normalenvektor solange verändert, bis diese Summe hinreichend klein wurde (Fehlerquadratmethode). Aus den so festgelegten Ebenen sowie deren Schnittgeraden und Durchstoßpunkten wurde ein Koordinatensystem erstellt, welches alle Tastpunkte einbezieht. Die Koordinaten wurden aus dem alten ("0") in das neue ("1") Koordinatensystem über die Gleichung 4.29 nach [82] transformiert.

$${}^1x_i = \sum_{j=1}^3 [\cos({}^1e_i, {}^0e_j) \cdot {}^0x_j] + {}^0r_{1i} \quad 4.29$$

Dabei sind x_i und x_j ($i, j = 1, 2, 3$) die x-, y- und z-Koordinaten eines Punktes; e_i und e_j ($i, j = 1, 2, 3$) die x-, y- und z-Achsen und ${}^0r_{1i}$ ($i = 1, 2, 3$) die Koordinaten ${}^0x_1, {}^0y_1, {}^0z_1$ des neuen Koordinatenursprungs im alten Koordinatensystem. Danach ergaben die Projektionen der Ersatzschwerpunkte wieder schmale Schleifen, gemäß Abbildung 4.8, was auf parabelförmig gekrümmte Proben schließen lässt.

4.3 Ergebnisse der Einzelprobenabschreckung

4.3.1 Abkühlkurven und Wärmeübergangskoeffizienten

Dieses Kapitel präsentiert die aufgenommenen Abkühlkurven und Wärmeübergangskoeffizienten bei der Abschreckung der Einzelproben im Gasdüsenfeld. Anhand von Abbildung 4.10, welche exemplarisch die zeitlichen Rand- und Kernverläufe der Temperatur bei drei Abschreckungen derselben Ø20 mm-Zylinderprobe mit 4000 l/min zeigt, lässt sich ersehen, dass die Kurven der drei identisch durchgeführten Abschreckungen sehr dicht beisammen liegen, so dass eine gute Reproduzierbarkeit festgestellt werden kann. So wurden auch mit den Gasdüsenfeldern des IWT Bremen und des LWT Rostock bei gleicher Düsenfeldlänge nahezu identische Abkühlkurven erzielt. Die aus diesen Temperatur-Zeit-Verläufen berechneten Abkühlraten sind in Abbildung 4.11 präsentiert. Gut zu erkennen ist, dass im Gegensatz zur Flüssigkeitsabschreckung ausschließlich die konvektive Abkühlphase vorliegt.

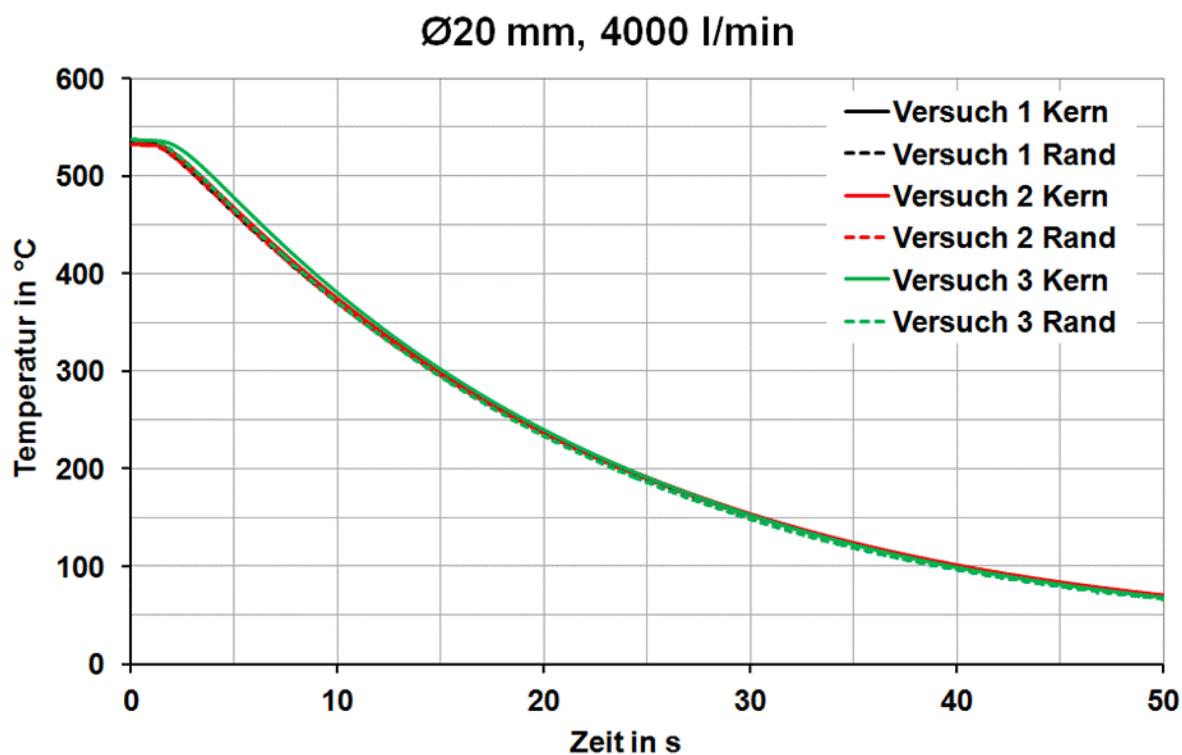


Abbildung 4.10: Reproduzierbarkeit und Ähnlichkeit von Rand- und Kernverlauf der Temperatur anhand von drei Abschreckungen einer Ø20 mm-Zylinderprobe aus EN AW-6082 mit 4000 l/min

Auch ist ersichtlich, dass Rand- und Kernverlauf sehr dicht beisammen liegen. Daher werden für die Zylinderproben ausschließlich die Kernverläufe präsentiert. Beim L-Profil kommen zusätzlich die Verläufe im Rand des dünnen Schenkels hinzu, da diese sich merklich von den Kernverläufen unterscheiden.

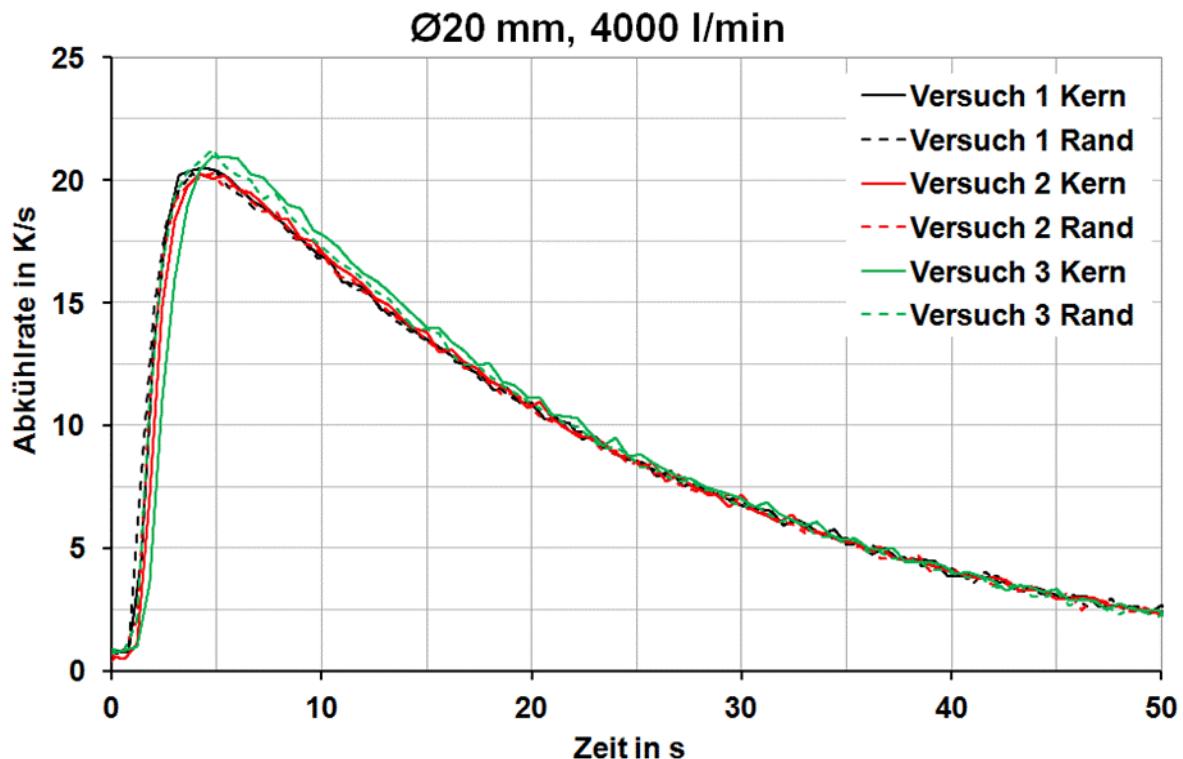


Abbildung 4.11: Reproduzierbarkeit und Ähnlichkeit von Rand- und Kernverlauf der Abkühlrate anhand von drei Abschreckungen einer Ø20 mm-Zylinderprobe aus EN AW-6082 mit 4000 l/min

Abbildung 4.12 bis Abbildung 4.14 zeigen die zeitlichen Verläufe der Temperatur im Kern der Ø20 mm- und Ø30 mm-Zylinderproben sowie im Kern und im dünnen Schenkel der L-Probe während der Abschreckung mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen. Zusätzlich zu den Gasvolumenströmen 800, 1600, 4000 und 8000 l/min der Versuche in Bremen sind bei den Zylindern die Verläufe bei 8333 l/min enthalten, die nach Inbetriebnahme des neuen Düsenfeldes in Rostock aufgenommen wurden. Deutlich zu erkennen ist die verkürzte Dauer der Abkühlung mit zunehmendem Gasvolumenstrom. Beispielsweise benötigt die Ø20 mm-Zylinderprobe, Abbildung 4.13, bei 800 l/min für die Abkühlung von Lösungsglühtemperatur bis auf 200 °C 65 Sekunden, bei 1600 l/min 41 Sekunden, bei 4000 l/min dann 24 Sekunden und bei 8000 l/min nur noch 16 Sekunden. Ein Unterschied zwischen 8000 l/min und 8333 l/min ist kaum augenscheinlich.

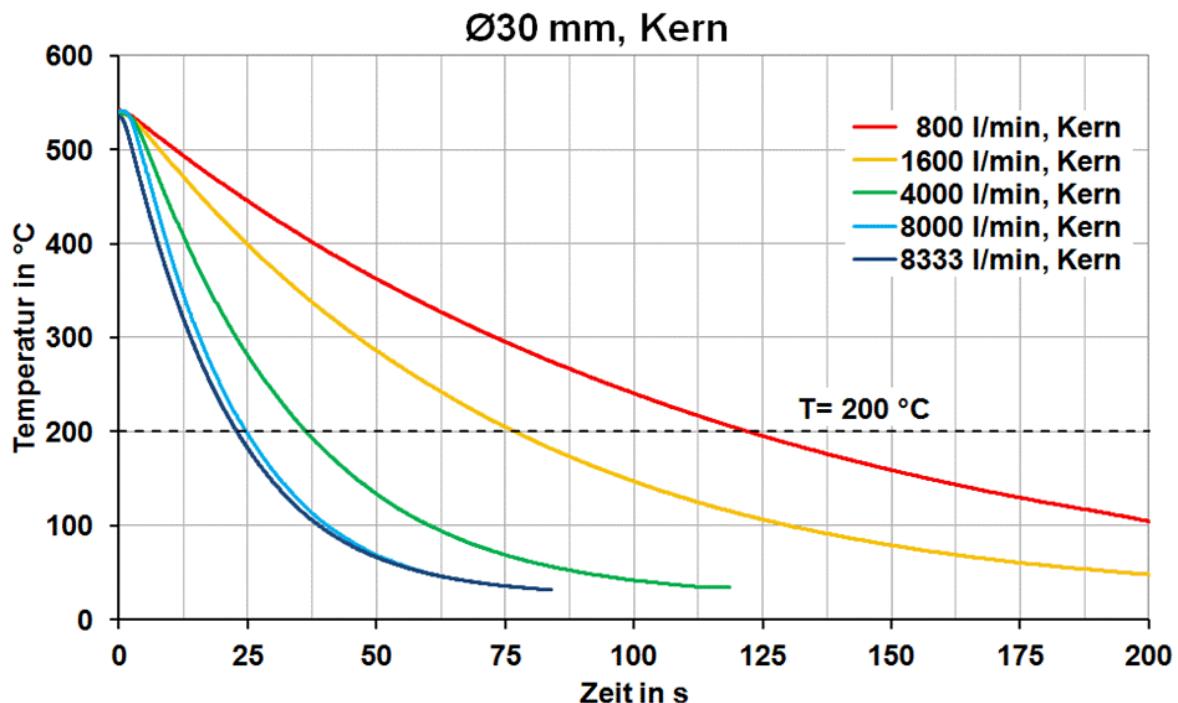


Abbildung 4.12: Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Gasabschreckung einer $\varnothing 30 \text{ mm}$ -Zylinderprobe aus EN AW-6082 im Kern mit verschiedenen Volumenströmen

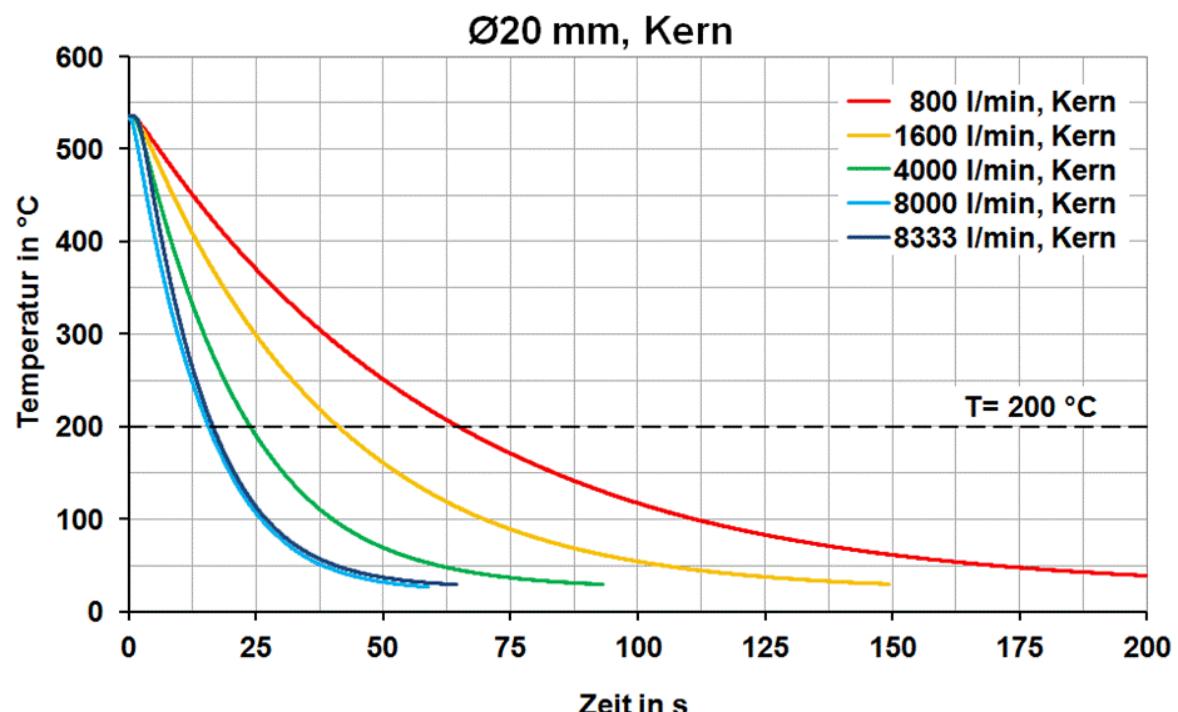


Abbildung 4.13: Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Gasabschreckung einer $\varnothing 20 \text{ mm}$ -Zylinderprobe aus EN AW-6082 im Kern mit verschiedenen Volumenströmen

Klar zu erkennen ist in den drei Diagrammen 4.11 bis 4.13 auch die unterschiedlich schnelle Abkühlung der drei Querschnittsprofile bis auf $200 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Die $\varnothing 30 \text{ mm}$ -Zylinderprobe benötigt mit 24 Sekunden (8000 l/min) bis 122 Sekunden (800 l/min) auf Grund der höheren gespeicherten Wärmemenge am längsten, gefolgt vom $\varnothing 20 \text{ mm}$ -Zylinder und dem am schnellsten abkühlenden L-Profil mit 11 bis 44 Sekunden. Bei den

höheren Volumenströmen ist erkennbar, dass der dünne Schenkel des L-Profil in seinem Abkühlverlauf dem dicken Schenkel leicht vorausseilt.

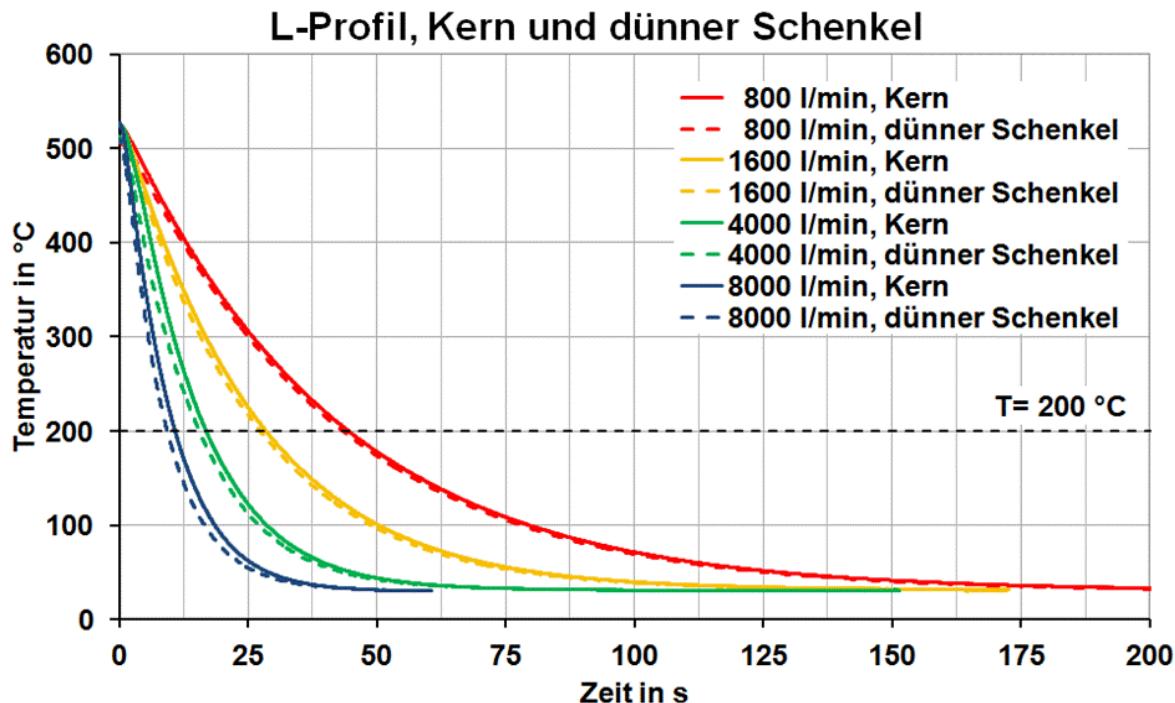


Abbildung 4.14: Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Gasabschreckung eines L-Profiles aus EN AW-6082 im Kern des dicken Schenkels und am Ende des dünnen Schenkels

In Abbildung 4.15 bis Abbildung 4.17 sind die bei der Gasabschreckung im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich erzielten Abkühlraten im Kern der Zylinderproben sowie im Kern und im dünnen Schenkel des L-Profiles dargestellt. Zusätzlich sind in den Diagrammen zum Vergleich die kritischen Abkühlgeschwindigkeiten für das Ausscheidungshärten beider Werkstoffe eingezeichnet. Höhere Gasvolumenströme und eine geringere Profil-Querschnittsfläche führen zu höheren Abkühlraten. So werden bei einer Abschreckung mit 8000 l/min im Kern der Ø30 mm-Zylinderprobe maximal knapp 20 K/s erreicht, im Kern der Ø20 mm-Zylinderprobe etwas über 30 K/s und im L-Profil 42 K/s (Kern) bzw. 45 K/s (dünn. Schenkel). Vergleichend zeigen die über den Temperaturen dargestellten Abkühlraten, dass mit abnehmender Profil-Querschnittsfläche ein niedrigerer Gasvolumenstrom nötig ist, um den ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich überkritisch schnell zu durchlaufen. Beim Ø30 mm-Zylinder kann die obere kritische Abkühlrate von EN AW-6082 nur kurzzeitig mit 8000 l/min erreicht werden. Dieser Gasvolumenstrom ist dann jedoch ausreichend, um am Ende des ausscheidungsrelevanten Temperaturbereiches bei 200 °C noch die Mindestabkühlrate von EN AW-6082 zu erzielen. Gleiches gilt für 4000 l/min. 800 und 1600 l/min genügen bei dieser Querschnittsfläche

nicht, um die für EN AW-6082 geforderten 5 K/s und die für EN AW-7020 geforderten 3,3 K/s zu erzielen.

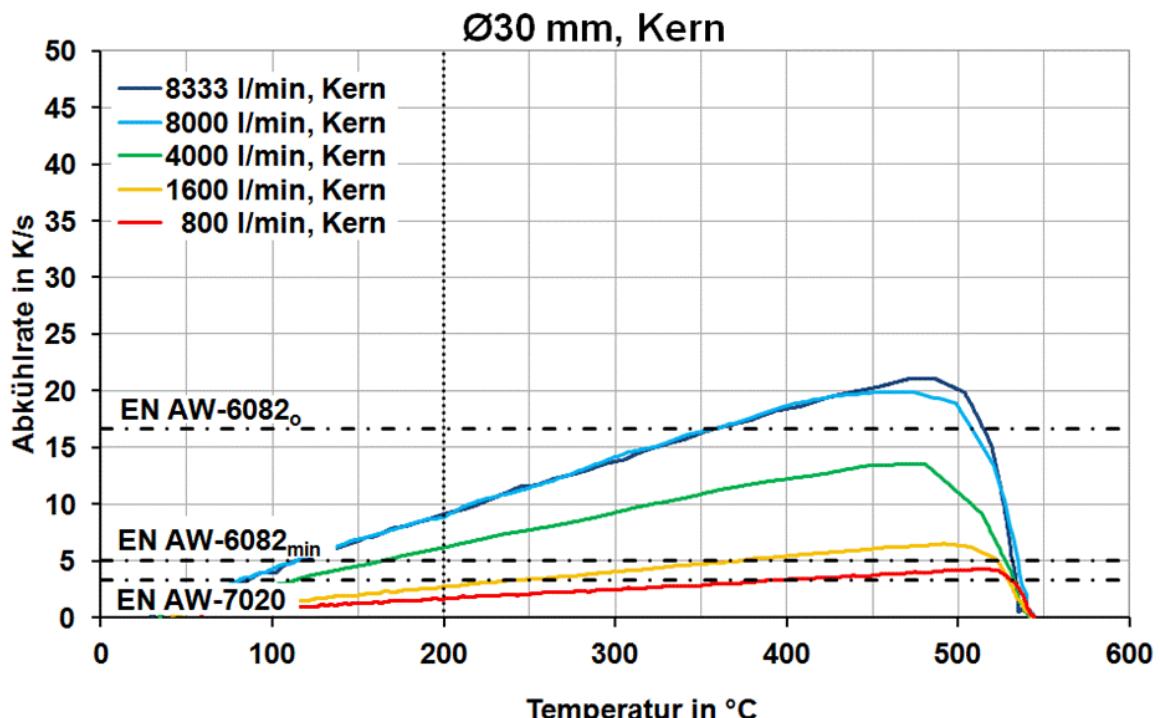


Abbildung 4.15: Im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich erzielte Abkühlraten bei der Gasabschreckung einer Ø30 mm-Zylinderprobe aus EN AW-6082 im Kern

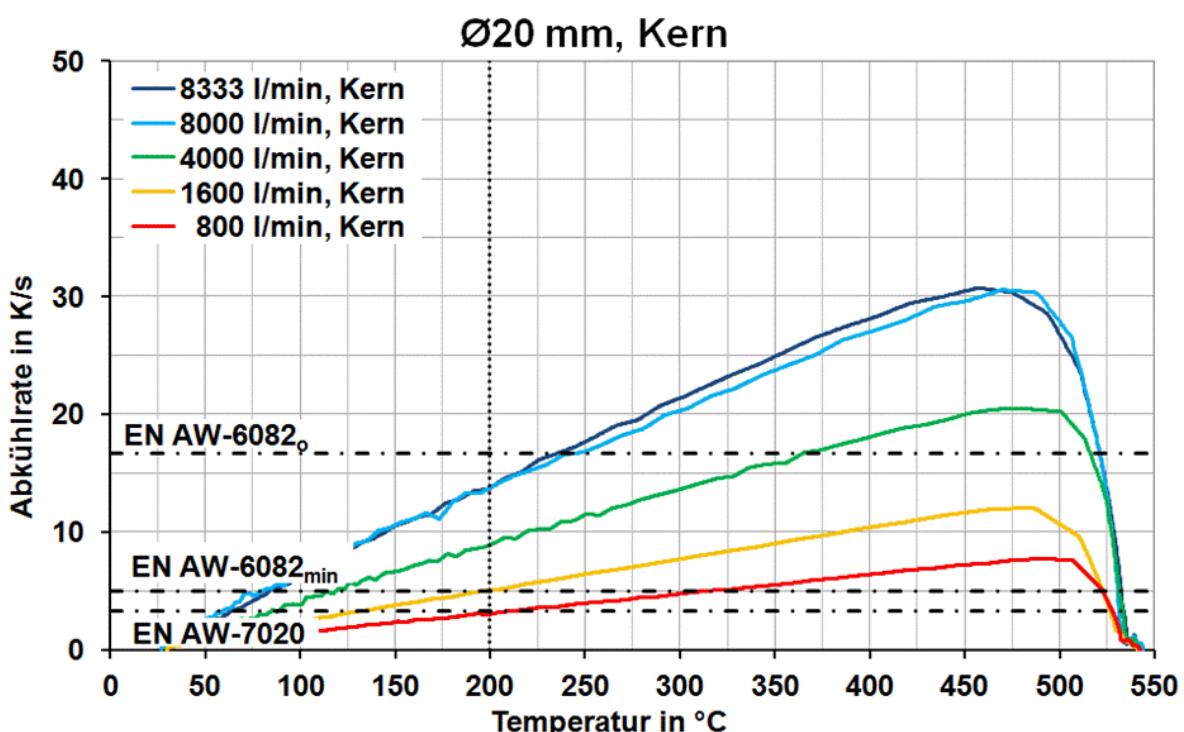


Abbildung 4.16: Im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich erzielte Abkühlraten bei der Gasabschreckung einer Ø20 mm-Zylinderprobe aus EN AW-6082 im Kern

Beim Ø20 mm-Zylinder wird bei 200 °C die obere kritische Abkühlrate ebenfalls mit allen Volumenströmen verfehlt, jedoch gelingt es hier auch mit 4000 l/min, diese vorher

teilweise zu erreichen. Die Mindestabkühlgeschwindigkeit für EN AW-6082 von 5 K/s und damit auch die kritische Abkühlrate von EN AW-7020 wird bei 200 °C sogar mit 1600 K/s erreicht. Ein Volumenstrom von 800 l/min genügt auch hier nicht, um die geforderten Abkühlraten zu erzielen. Das L-Profil aus EN AW-6082 kann mit 8000 l/min bei 200 °C sogar noch mit der oberen kritischen Abkühlrate von EN AW-6082 abgeschreckt werden. Für eine Abschreckung mit der Mindestabkühlrate von EN AW-6082 genügen hier 1600 l/min. Eine überkritische Abschreckung des L-Profiles aus EN AW-7020 im gesamten ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich kann gemäß Abkühlkurven auch ein Volumenstrom von 800 l/min gewährleisten.

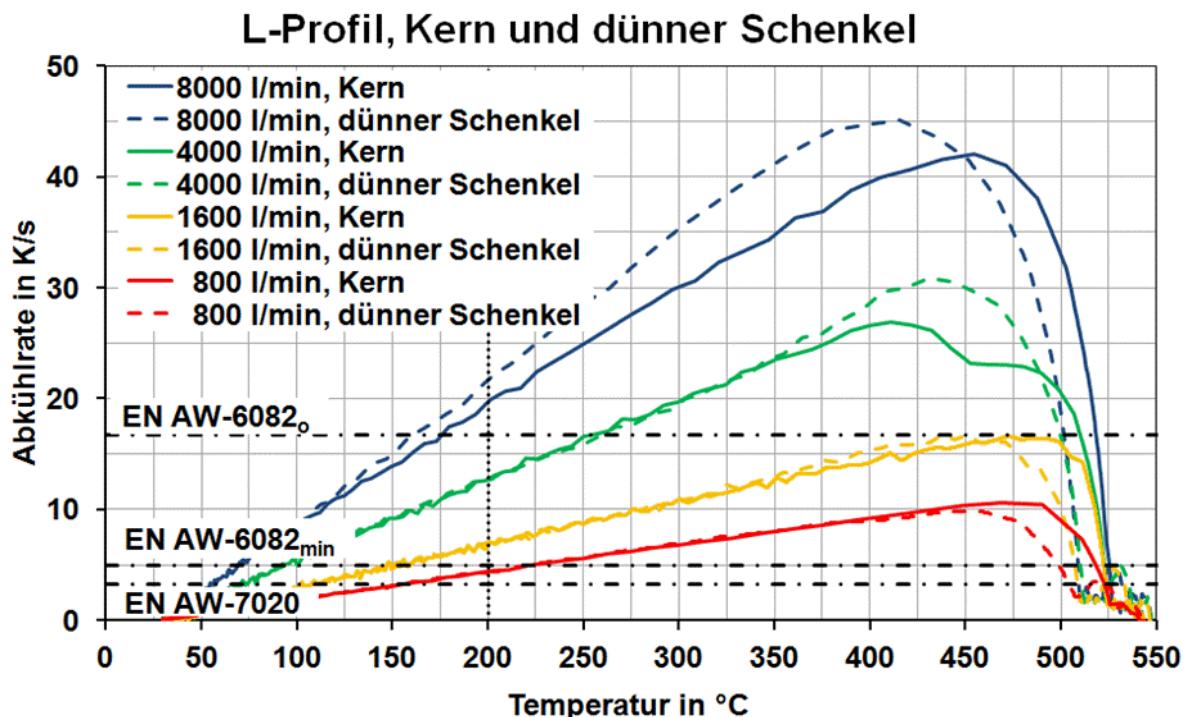


Abbildung 4.17: Im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich erzielte Abkühlraten bei der Gasabschreckung eines L-Profil aus EN AW-6082 im Kern des dicken Schenkels und am Ende des dünnen Schenkels

Abbildung 4.18 und Abbildung 4.19 zeigen die temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten, die mit der Finite-Differenzen-Methode aus den zeitlichen Temperaturverläufen der Zylinderproben errechnet wurden. Ein höherer Gasvolumenstrom hat höhere Wärmeübergangskoeffizienten zur Folge. Die Abhängigkeit der Wärmeübergangskoeffizienten von der Temperatur und der Profil-Querschnittsfläche ist schwach ausgeprägt. So liegen die über den Temperaturbereich gemittelten Wärmeübergangskoeffizienten der beiden Zylinder nur geringfügig auseinander. Beim Ø30 mm-Profil werden mit den Gasvolumenströmen zwischen 800 l/min und 8000 l/min Wärmeübergangskoeffizienten von 180 W/(m²·K) bis 920 W/(m²·K) bewirkt und beim

$\varnothing 20$ mm-Profil Wärmeübergangskoeffizienten von 210 W/(m²·K) bis 930 W/(m²·K). Es zeigt sich eine leichte steigende Tendenz zu niedrigen Temperaturen hin.

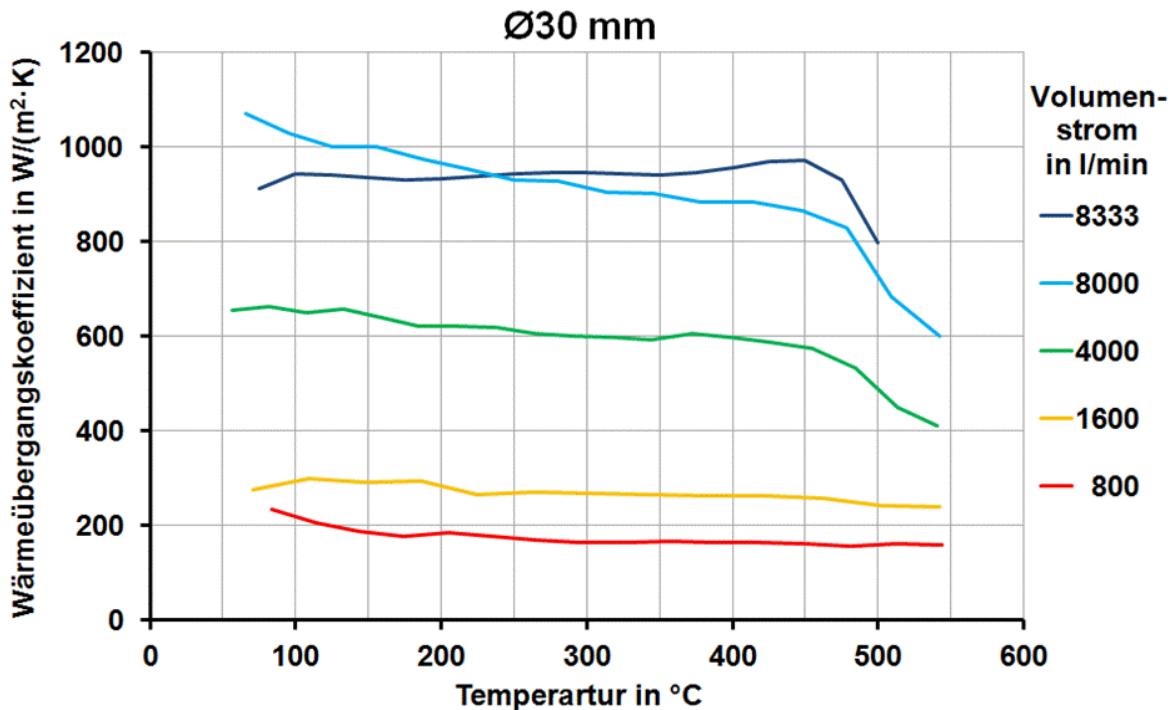


Abbildung 4.18: Erzielte Wärmeübergangskoeffizienten bei der Gasabschreckung des Ø30 mm-Zylinderprofils (200 mm) aus EN AW-6082

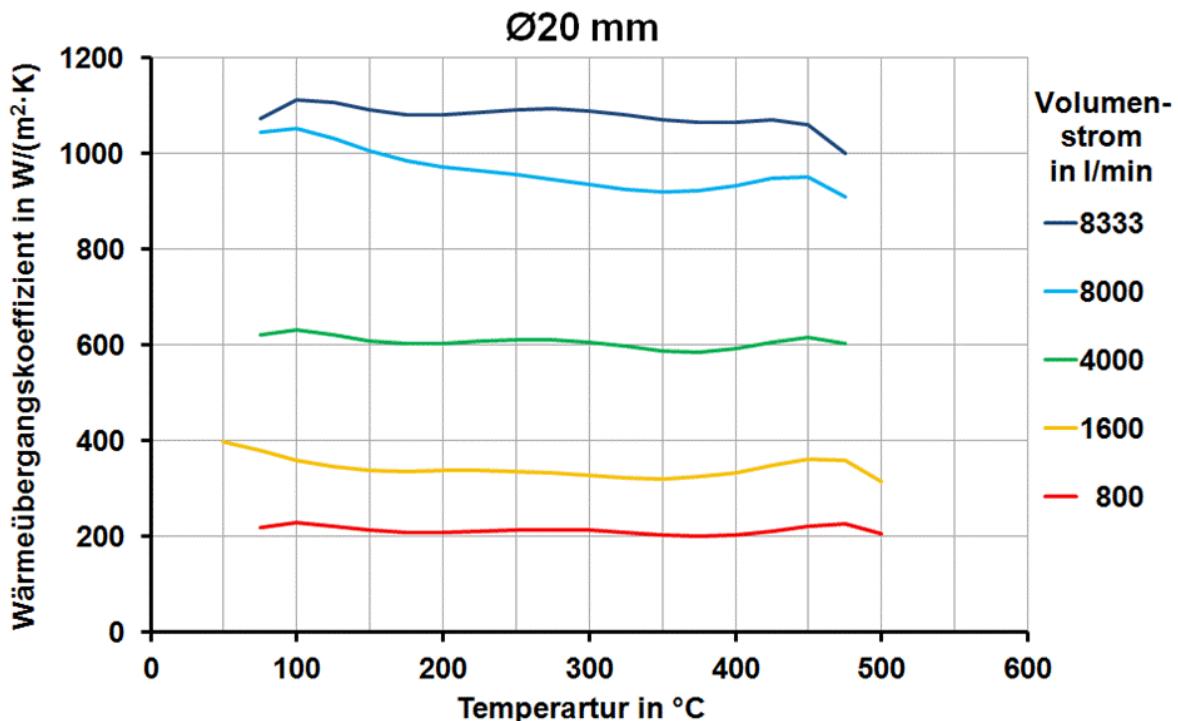


Abbildung 4.19: Erzielte Wärmeübergangskoeffizienten bei der Gasabschreckung des Ø20 mm-Zylinderprofils (200 mm) aus EN AW-6082

In Abbildung 4.20 sind Thermographie-Aufnahmen zu verschiedenen Zeitpunkten einer Abschreckung einer Ø30 mm-Probe aus EN AW-6082 von 540 °C mit 8000 Litern Luft

je Minute zu sehen. Über den Umfang und die Probenhöhe zeigt sich eine relativ homogene Temperaturverteilung.

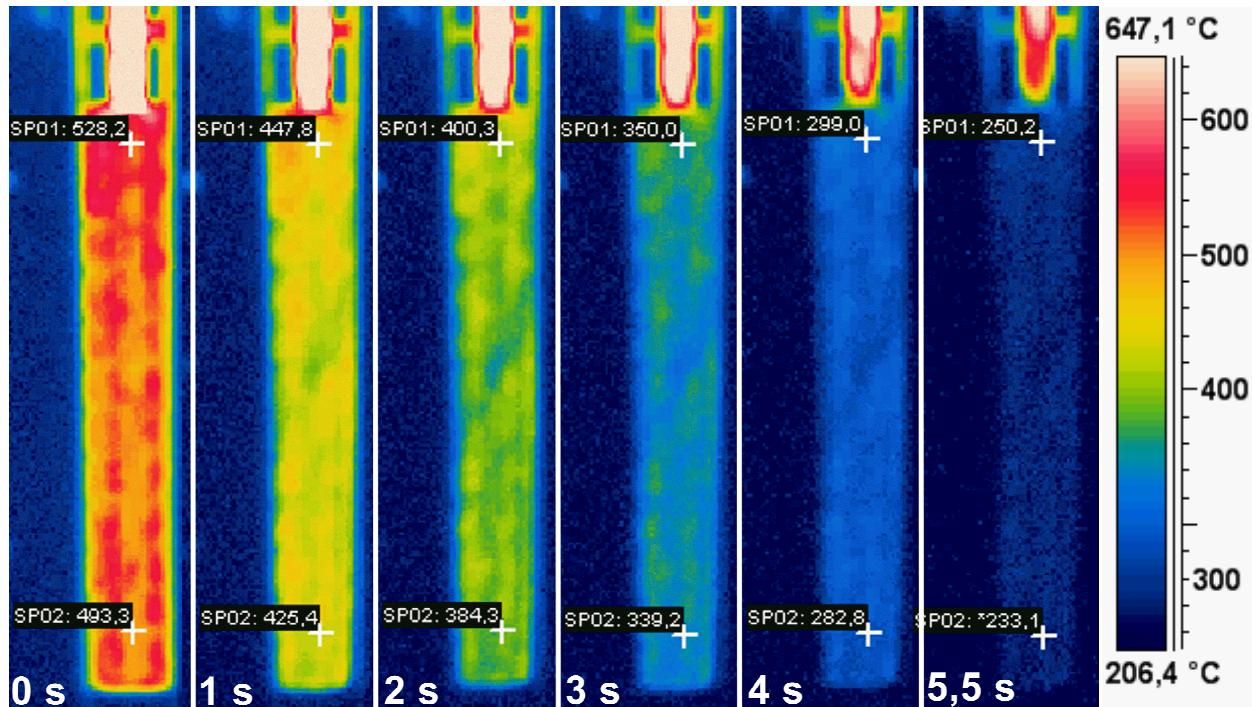


Abbildung 4.20: Thermographie-Aufnahmen einer Abschreckung einer Ø30 mm Probe aus EN AW-6082 von 540 °C mit 8000 l/min (Luft), Emissionskoeffizient 0,08

4.3.2 Korngröße

Das Gefüge der EN AW-6082-Proben hat durch die Wärmebehandlung eine Änderung erfahren. Infolge des Lösungsglühens hat ein Kornwachstum stattgefunden, welches zunächst am Rand einsetzte und sich ins Innere der Proben ausbreitete. Die aus den Zylinderproben mit dem Durchmesser 20 mm gewonnenen Zugproben ($d_0=12$ mm) weisen einen grobkörnigen Randbereich mit einer Korngröße von ca. 1200 µm auf, der etwa 1/7 des Probenradius in die Probe hineinreicht, und einen feinkörnigen Kernbereich mit einer Korngröße von rund 6 µm, siehe Abbildung 4.21 (links) und Abbildung 4.22. Die aus den Ø30 mm-Profilen gedrehten Zugproben zeigen ein grobkörniges Gefüge (Korngröße 2100 µm) mit unregelmäßig verteilten Feinkorninseln im inneren Kernbereich, deren Größe zu gering und Gestalt zu unregelmäßig für eine Korngrößenbestimmung ist, Abbildung 4.21 (rechts). Eine mögliche Ursache für das gröbere Gefüge der Ø30 mm-Proben gegenüber den Ø20 mm-Proben könnte die längere Erwärmtdauer sein, welche die Ø30 mm-Proben vor dem Lösungsglühen benötigten.

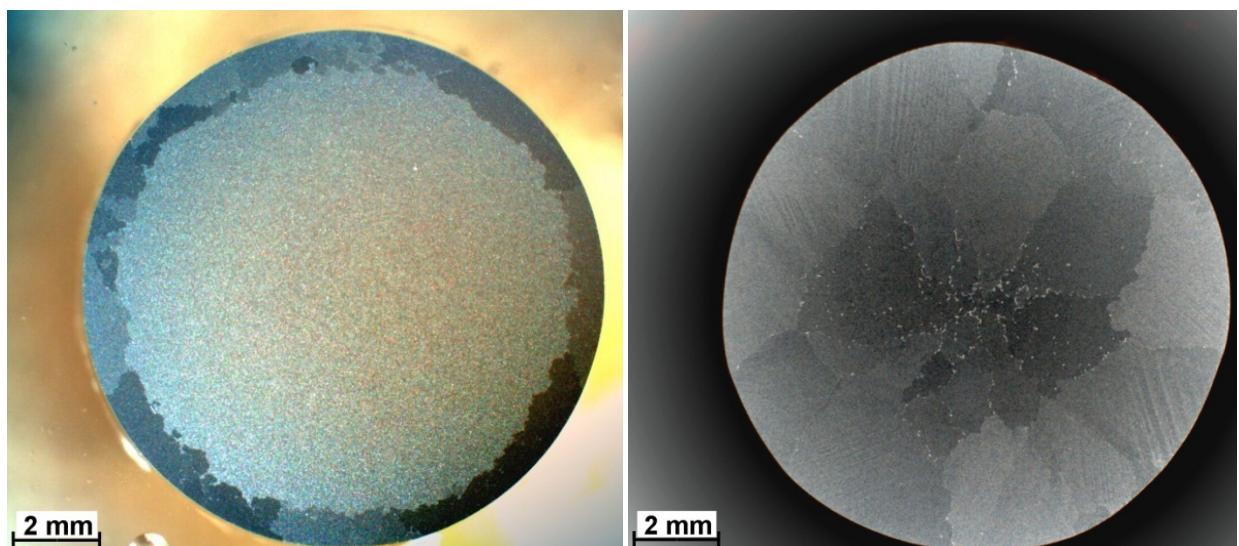


Abbildung 4.21: Gefügeverteilung quer zur Strangpress- und Zugrichtung in der Versuchslänge zweier Zugproben ($d_0=12$ mm), gefertigt aus ausscheidungsgehärteten Zylinderproben aus EN AW-6082:

- links: $\varnothing=20$ mm, abgeschreckt mit 4000 l/min
- rechts: $\varnothing=30$ mm, abgeschreckt mit 8000 l/min

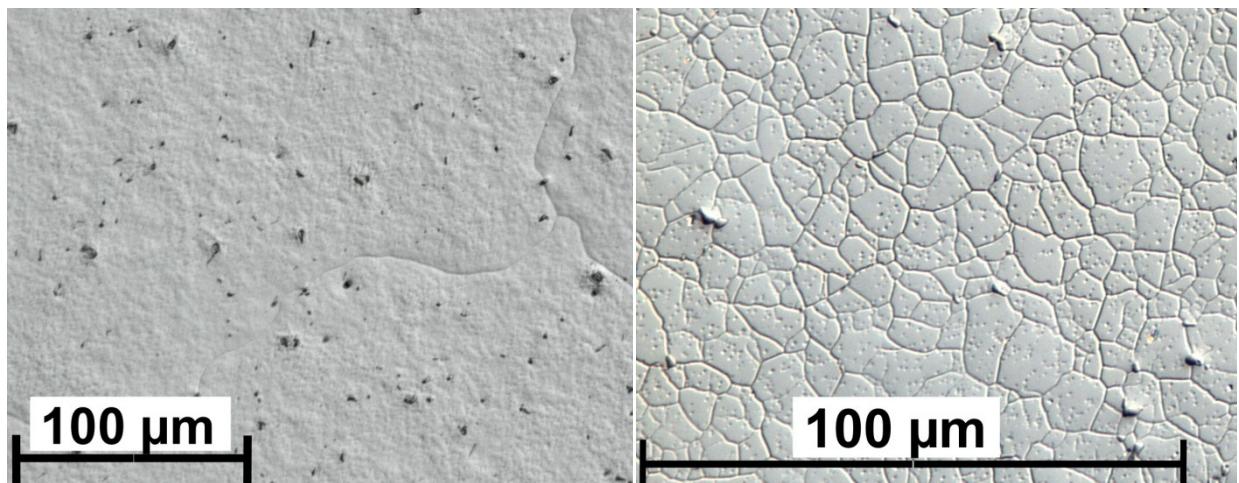


Abbildung 4.22: Gefüge quer zur Strangpress- und Zugrichtung im Randbereich (links) und im Kernbereich (rechts) der Versuchslänge einer Zugprobe ($d_0=12$ mm), gefertigt aus ausscheidungsgehärteter Zylinderprobe ($\varnothing=20$ mm, abgeschreckt mit 4000 l/min)

4.3.3 Mechanische Eigenschaften

In Abbildung 4.23 und Abbildung 4.24 sind die Ergebnisse der Härteprüfungen nach Vickers an den drei Profilen nach dem Auslagern T4 bzw. T6 dargestellt.

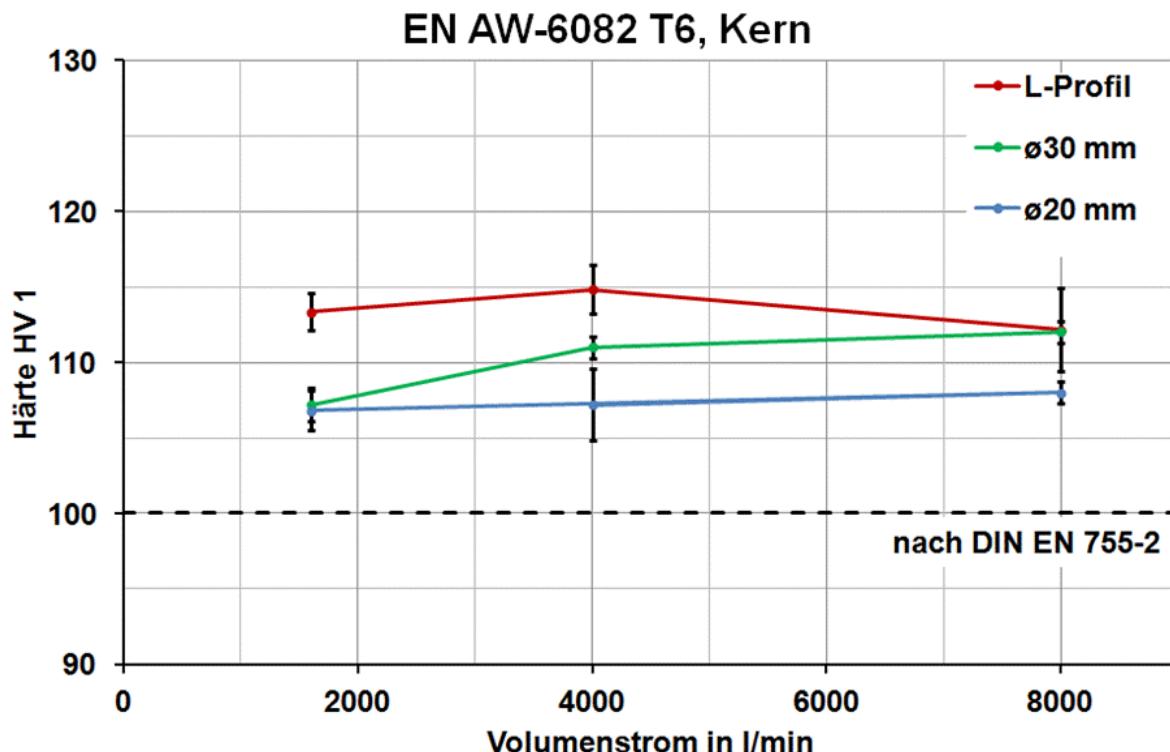


Abbildung 4.23: Vickers-Härte im Kernbreich, ermittelt an mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen ausscheidungsgehärteten Einzelproben aller drei Profilgeometrien aus EN AW-6082 T6

Bei EN AW-6082 T6 kann sowohl durch die Abschreckung mit den Volumenströmen 8000 und 4000 l/min, als auch mit 1600 l/min die nach DIN EN 755-2 geforderte Härte von 100 HV in allen drei Profilen erzielt werden. In dieser Norm wird kein Härtewert für den Zustand EN AW-7020 T4 angegeben. Um mit einem Referenzwert vergleichen zu können, wird der Mindestwert von 115 HV für EN AW-7020 T6 herangezogen, der sicher höher als für den Zustand T4 liegt. Für EN AW-7020 T4 kann das L-Profil als einziges den nach Norm geforderten T6-Wert erreichen.

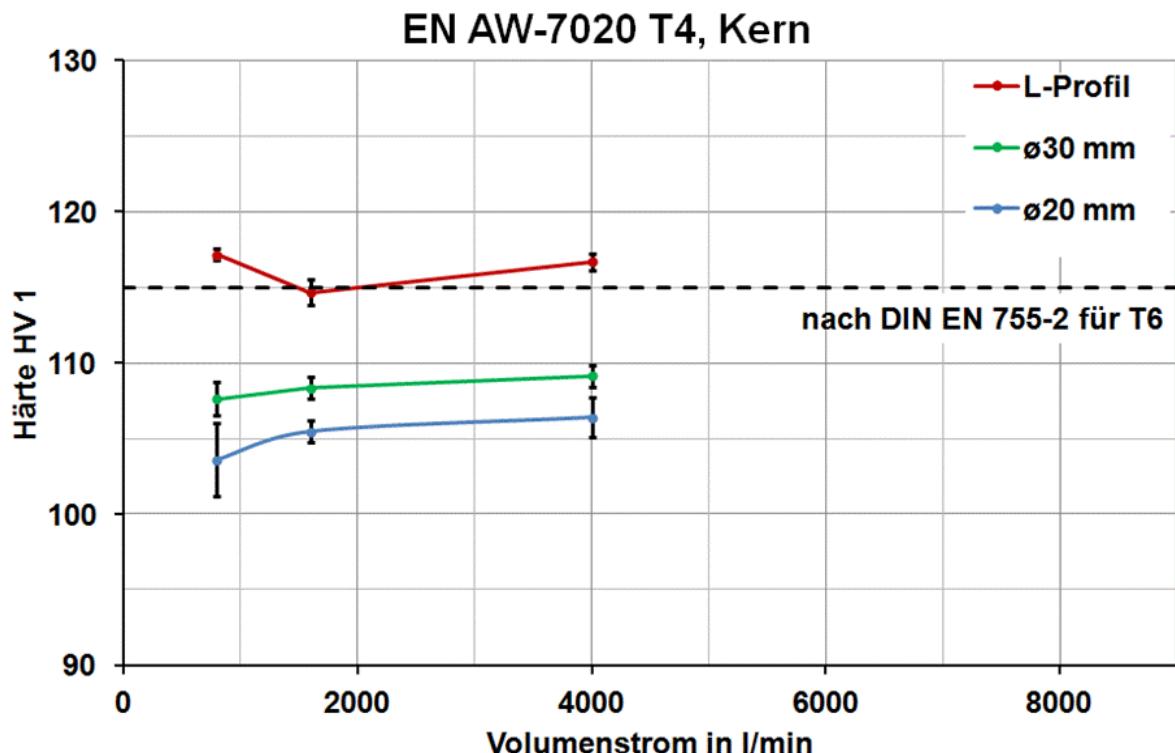


Abbildung 4.24: Vickers-Härte im Kernbereich, ermittelt an mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen ausscheidungsgehärteten Einzelproben aller drei Profilgeometrien aus EN AW-7020 T4

Die folgenden drei Diagramme (Abbildung 4.25 bis Abbildung 4.27) enthalten die Zugfestigkeiten und Dehngrenzen, welche mit Zugproben erzielt wurden, die aus den ausscheidungsgehärteten, zylindrischen Einzelproben gefertigt wurden. Da für das Ø20 mm-Profil aus EN AW-6082 T6 andere Anforderungen nach DIN 755-2 gelten als für das Ø30 mm-Profil, sind deren Ergebnisse getrennt dargestellt. Die Ergebnisse der Ø20 mm-Zylinderproben erreichen für alle Volumenströme beim Abschrecken die geforderte Dehngrenze von 250 N/mm^2 und mit 4000 und 8000 l/min kann auch die geforderte Zugfestigkeit von 295 N/mm^2 erreicht werden.

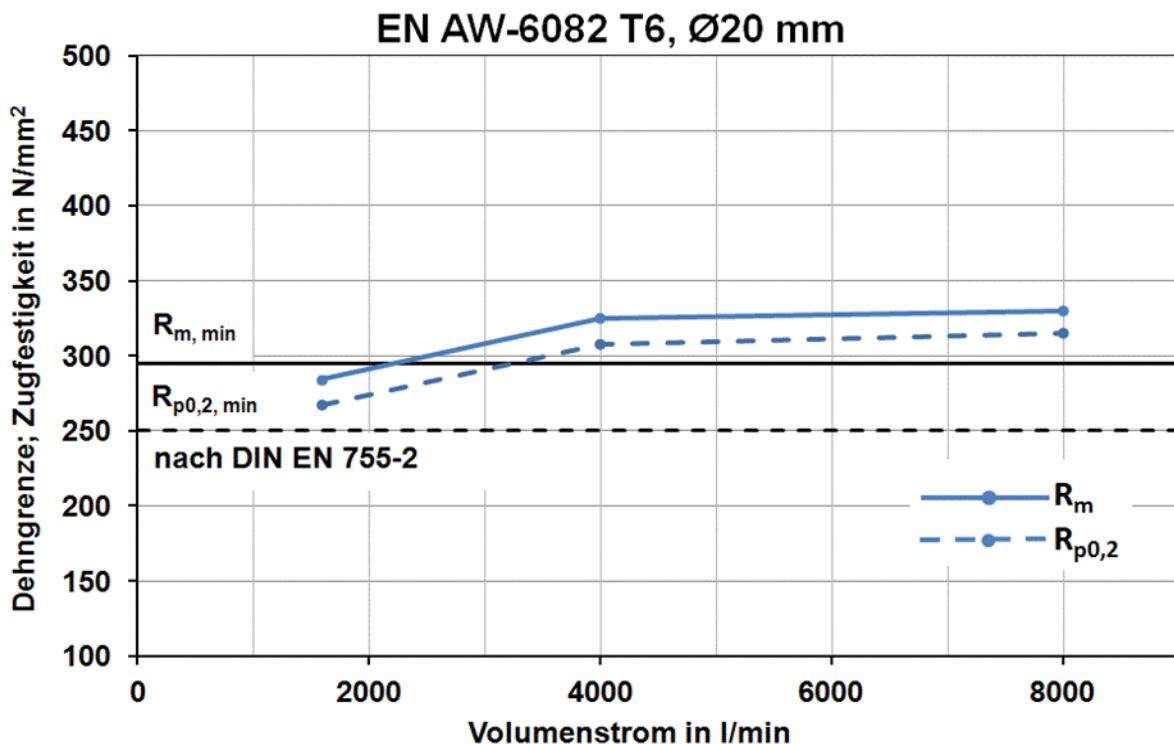


Abbildung 4.25: Zugfestigkeiten und Dehngrenzen, ermittelt an mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=20$ mm aus EN AW-6082 T6

Die Festigkeiten der $\varnothing 30$ mm-Zylinderproben liegen unter denen der $\varnothing 20$ mm-Zylinder, würden deren geforderte Grenzwerte jedoch bei 8000 l/min knapp erreichen ($R_{p0,2}$) bzw. nur knapp verfehlten (R_m). Allerdings liegen die Normwerte für diesen Profildurchmesser höher als die Normwerte für den geringeren Durchmesser. So können von den $\varnothing 30$ mm-Zylindern mit maximal 280 N/mm² Zugfestigkeit und maximal 250 N/mm² Dehngrenze die Mindestwerte nicht erreicht werden. Hier spielen neben der geringen Abschreckgeschwindigkeit die chemische Zusammensetzung am unteren Ende des Normbereiches und die hohe Korngröße eine Rolle. Im Gegensatz zu den $\varnothing 20$ mm-Proben zeigen die $\varnothing 30$ mm-Proben hinsichtlich ihrer Festigkeitswerte kaum eine Abhängigkeit vom Volumenstrom. Die Bruchdehnungen liegen bei beiden Profilen mit Werten zwischen 14 und 17 % deutlich oberhalb den geforderten 8 %. Eine Volumenstromabhängigkeit zeigen die Bruchdehnungen nicht.

Die Ergebnisse der Zugversuche für die Zylinderproben aus EN AW-7020 T4 zeigen erfolgversprechende Ergebnisse. Die Zugfestigkeiten und Dehngrenzen der Zylinderproben liegen mit Werten von ca. 450 N/mm² (R_m) bzw. ca. 320 N/mm² ($R_{p0,2}$) jeweils dicht beisammen und deutlich über den geforderten T6-Werten von 350 N/mm² und 290 N/mm². Eine Volumenstromabhängigkeit ist nicht zu erkennen, ebenso wenig bei den Bruchdehnungen, welche zwischen 15 und 19 % liegen und damit ebenfalls normgerecht sind (>10 %).

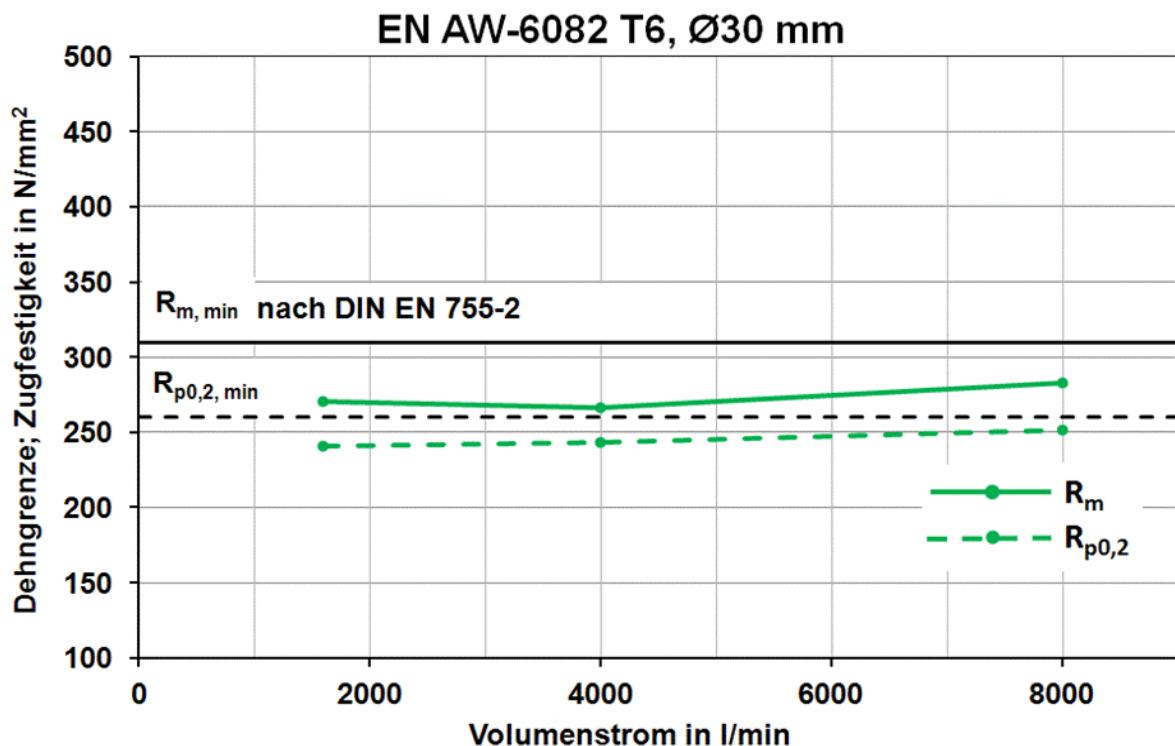


Abbildung 4.26: Zugfestigkeiten und Dehngrenzen, ermittelt an mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=30$ mm aus EN AW-6082 T6

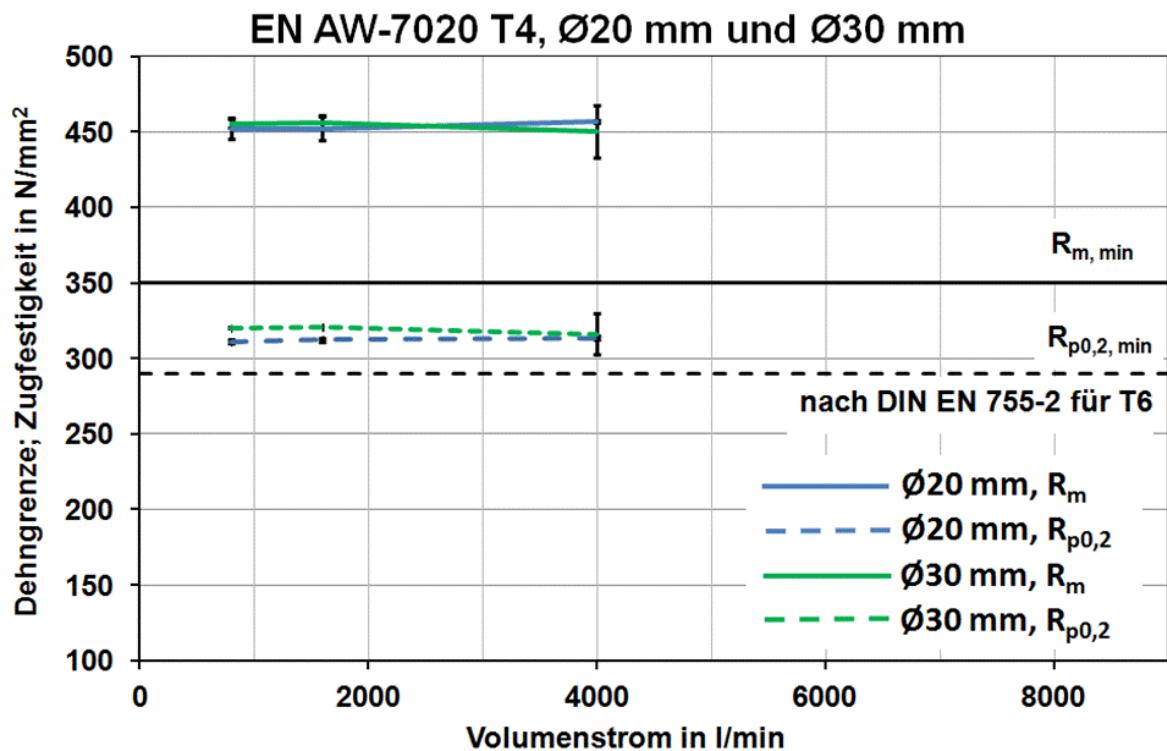


Abbildung 4.27: Zugfestigkeiten und Dehngrenzen, ermittelt an mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=20$ mm und $\varnothing=30$ mm aus EN AW-7020 T4

4.3.4 Verzug

Die Änderungen des Krümmungsvektors der Ø20 mm-Zylinderproben weisen eine Vorzugsorientierung auf. Als Kriterium dafür wird festgelegt, dass alle Vektoren innerhalb eines Sektors von 180° liegen. Bei EN AW-6082 krümmten sich die Enden der Zylinder, auf die Strangpresse blickend, während der Wärmebehandlung nach unten, bei EN AW-7020 nach rechts, siehe Abbildung 4.28.

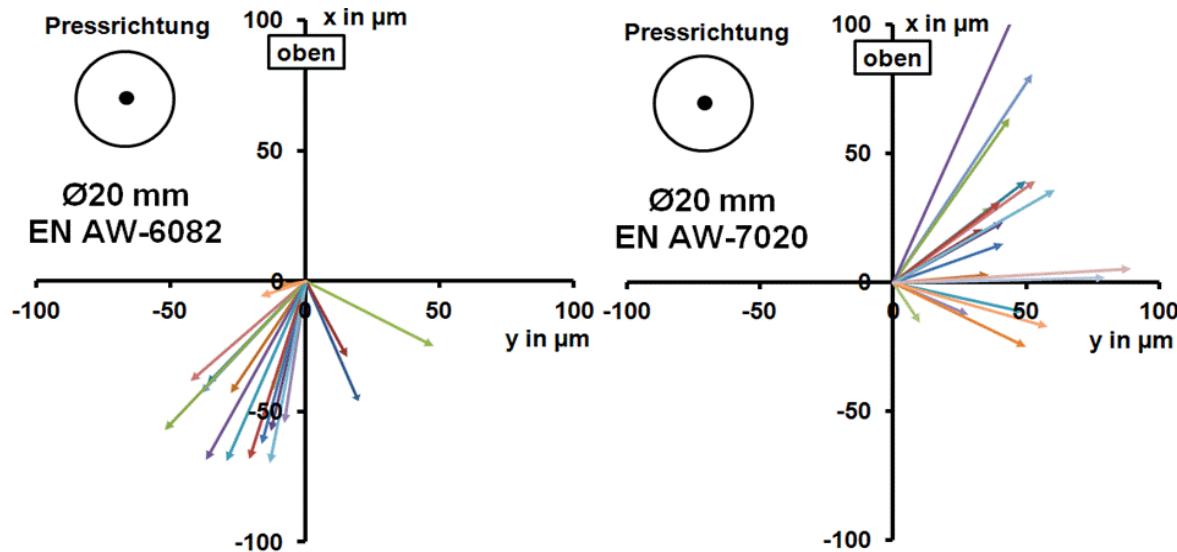


Abbildung 4.28: Änderung der Krümmungsvektoren infolge Wärmebehandlung der Ø20 mm-Profiles aus EN AW-6082 (abgeschreckt mit 1600 bis 8000 l/min) und EN AW-7020 (abgeschreckt mit 800 bis 4000 l/min)

Die Beträge der Änderungen der Krümmungsvektoren liegen bei EN AW-6082 unter einem Wert von 80 µm und bei EN AW-7020 mit Ausnahme von drei Proben (maximal 132 µm) ebenfalls unter 80 µm. Bei den Ø30 mm-Zylinderproben, Abbildung 4.29, zeigt sich nur bei EN AW-7020 eine Vorzugsorientierung. Die Enden dieser Zylinder krümmen sich während der Wärmebehandlung bevorzugt in positive x und negative y-Richtung und deren Änderungen der Krümmungsvektorbeträge bleiben unterhalb von 60 µm. Die Zylinder aus EN AW-6082 erfüllen das 180° -Kriterium nicht, so dass nicht von einer Vorzugsorientierung ausgegangen wird. Bis auf eine Probe mit 62 µm liegt bei allen Proben die Änderung des Krümmungsvektorbetrages unter 35 µm.

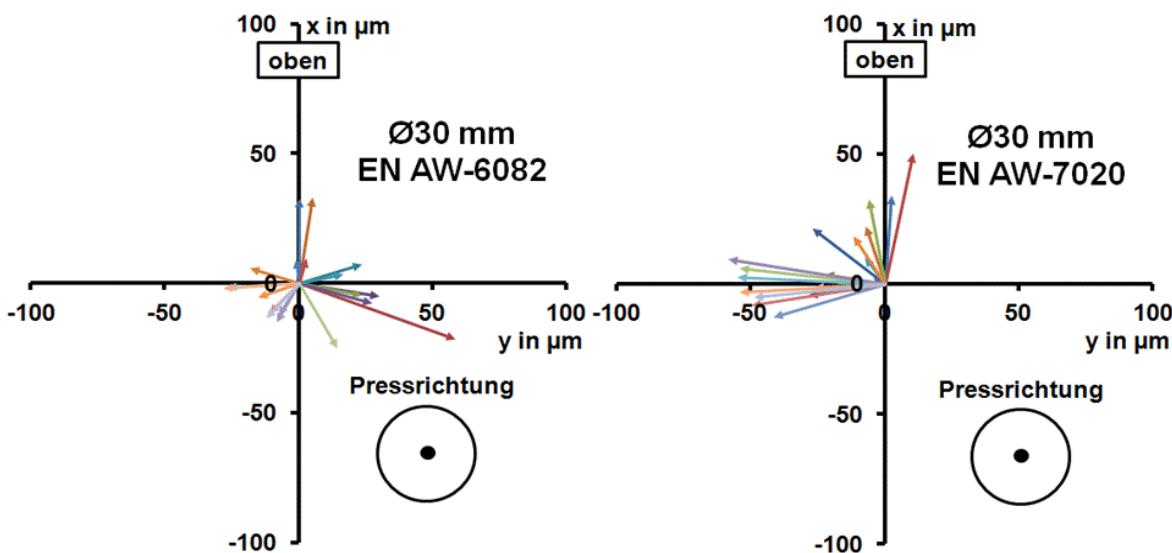


Abbildung 4.29: Änderung der Krümmungsvektoren infolge Wärmebehandlung der Ø30 mm-Profile aus EN AW-6082 (abgeschreckt mit 1600 bis 8000 l/min) und EN AW-7020 (abgeschreckt mit 800 bis 4000 l/min)

Bei den L-förmigen Einzelproben zeigt sich für beide Legierungen eine Vorzugsorientierung bei der Krümmungsänderung des dicken Schenkels infolge der Wärmebehandlung, dargestellt in Abbildung 4.30. Die L-Profile aus EN AW-7020 krümmen sich in die positive x-Richtung, verglichen mit den anderen Geometrien in einem recht schmalen Sektor. Die Änderungen der Krümmungsvektorbeträge liegen überwiegend unter 100 μm (maximal 121 μm). Die L-Profile aus EN AW-6082 zeigen eine weniger stark ausgeprägte Vorzugsorientierung in negative x- und negative y-Richtung sowie geringere Änderungen der Krümmungsvektorbeträge von 47 μm bei lediglich einer Probe und unter 35 μm bei den restlichen Proben.

Tabelle 4.6 listet die gemittelten Änderungen der Krümmungsvektorbeträge und -winkel mit Standardabweichungen auf. Dabei wurden die Werte aller Proben gleichen Profilquerschnitts, gleicher Legierung und gleichen Gasvolumenstroms beim Abschrecken gemittelt. Für EN AW-6082 sind die warmausgelagerten und die nicht warmausgelagerten Proben getrennt aufgelistet. Da von den warmausgelagerten Proben aus EN AW-6082 je Gasvolumenstrom nur eine Probe vorlag, sind keine Standardabweichungen angegeben. Bei den Zylinderprofilen beider Legierungen ist keine Abhängigkeit vom Volumenstrom erkennbar. Beim L-Profil nehmen die Krümmungsvektorbeträge mit höheren Gasvolumenströmen tendenziell zu. Bei den Proben aller drei Querschnitte aus EN AW-6082 ist kein Unterschied zwischen den warmausgelagerten Proben und den nicht warmausgelagerten Proben zu erkennen. Insbesondere die L-Profile aus EN AW-7020 zeigen sich verzugsanfälliger als die aus EN AW-6082.

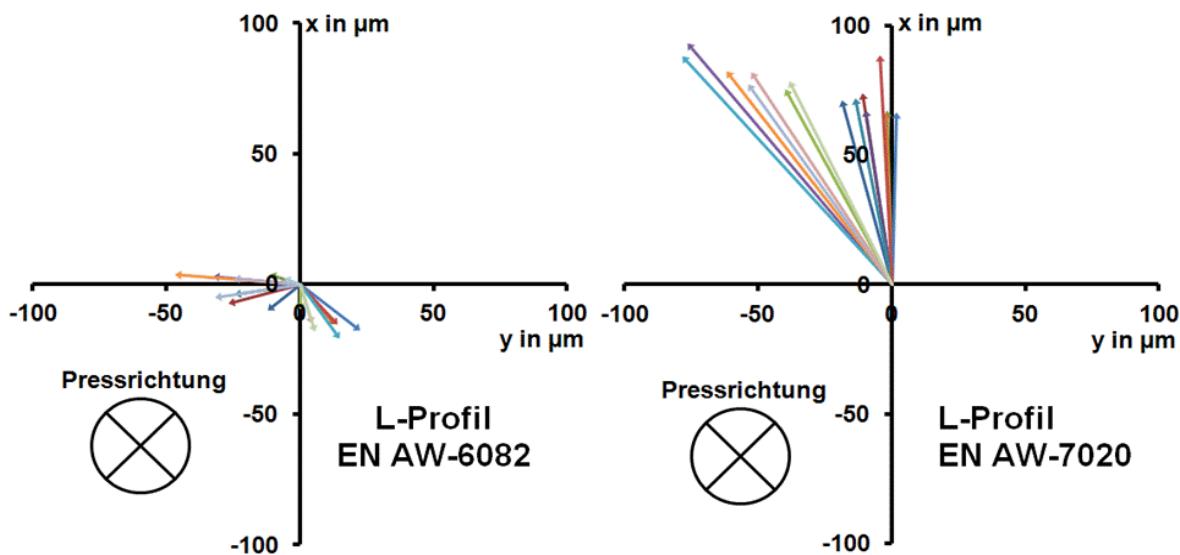


Abbildung 4.30: Krümmungsvektoren infolge Wärmebehandlung der L-Profile aus EN AW-6082 (abgeschreckt mit 1600 bis 8000 l/min) und EN AW-7020 (abgeschreckt mit 800 bis 4000 l/min)

Tabelle 4.6: Gegenüberstellung der Krümmungsänderungen infolge Wärmebehandlung in Abhängigkeit von Legierung, Profilgeometrie und Wärmebehandlungszustand; gemittelte Krümmungsvektorbeträge und Richtungen mit Standardabweichungen

Profil	Änderung der Krümmung infolge Wärmebehandlung							
	EN AW-6082 abgeschreckt			EN AW-6082 T6		EN AW-7020 abgeschreckt		
	\dot{V} in l/min	Betrag in μm	Winkel in °	Betrag in μm	Winkel in °	\dot{V} in l/min	Betrag in μm	Winkel in °
$\varnothing 20$ mm	1600	56 ± 2	197 ± 47	keine Parabel		800	60 ± 21	51 ± 10
	4000	50 ± 5	189 ± 24	65	195	1600	36 ± 12	94 ± 38
	8000	51 ± 30	212 ± 37	75	203	4000	77 ± 26	77 ± 35
$\varnothing 30$ mm	1600	29 ± 4	keine Vorzugsrichtung	62	110	800	25 ± 7	277 ± 17
	4000	20 ± 7		9	354	1600	33 ± 17	332 ± 42
	8000	20 ± 6		16	251	4000	44 ± 17	283 ± 28
L	1600	16 ± 8	261 ± 25	25	261	800	71 ± 3	351 ± 5
	4000	20 ± 8	147 ± 24	33	275	1600	86 ± 22	346 ± 18
	8000	25 ± 14	235 ± 63	19	164	4000	100 ± 12	325 ± 5

5 Simulationsbasierte Düsenfelddimensionierung

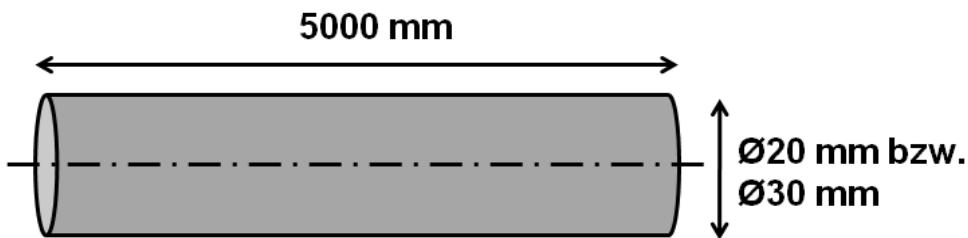
Nachdem im ersten Arbeitspaket gezeigt wurde, dass mit einer Gasdüsenfeldabschreckung die beiden untersuchten Knetlegierungen derartig wärmebehandelt werden können, dass nach Norm geforderte mechanische Eigenschaften erzielt werden, wurde in einem weiteren Arbeitspaket das Strangpress-integrierte Gasabschrecken simuliert. Zweck dieser Simulation war es, die Kenntnis zu erlangen, welche Dimensionen das Düsenfeld, insbesondere seine Länge, bei der Integration in den Strangpressprozess aufweisen muss. Nachfolgend wird auf die Modellierung des Strangpress-integrierten Gasabschreckens eingegangen und anschließend werden die Ergebnisse und deren Auswertung erläutert.

5.1 Modellierung

Die Simulationsrechnungen wurden mit der Wärmebehandlungs-Simulationssoftware *Sysweld®* der *ESI Group* durchgeführt. Dieses Programm bietet die Möglichkeit der Wärmebehandlungssimulation in zwei getrennten Schritten, zum einen die thermisch-metallurgische Rechnung, zum anderen die mechanische Rechnung. Für die vorliegenden Simulationsrechnungen zur Strangpress-integrierten Gasabschreckung wurde ausschließlich auf die thermische Rechnung zurückgegriffen. Metallurgische und mechanische Simulationen wurden nicht durchgeführt. Es erfolgte ein Vergleich der simulierten Abkühlkurven mit den für das Ausscheidungshärteten der Legierungen kritischen Abkühlgeschwindigkeiten.

Alle drei Profile wurden modelliert. Für die Zylinderprofile wurden unter Annahme eines rotationssymmetrischen Temperaturfeldes 2-D-Modelle mit einer Länge von 5000 mm und einem Radius von 10 bzw. 15 mm generiert. Das Modell des Ø20 mm-Profiles besteht aus 55011 Knoten, 50000 zweidimensionalen Flächenelementen mit bilinearer

Interpolation sowie 5010 eindimensionalen Linienelementen mit linearer Interpolation. Bei dem Ø30 mm-Profil liegen 80016 Knoten, 75000 Flächenelemente und 5015 Linienelemente vor. Die Elementseitenlänge beträgt 1 mm. Bei diesen 2-D-Modellen dienen die Linienelemente der Definition der Wärmeübergangsrandbedingungen. Es werden zwei Konvektionsränder definiert, einmal auf derjenigen Stirnfläche, welche die Strangpresse zuerst verlässt und dann auf der Mantelfläche. Auf dem Stirnflächen-Konvektionsrand wird ein Wärmeübergangskoeffizient von 20 W/(m²·K) definiert, was ruhender Luft entspricht und auf dem Mantelflächen-Konvektionsrand wird ein Wärmeübergangskoeffizient vereinbart, der das Abschreckmedium repräsentiert (Kapitel 4.2.2). Der Symmetrierand und die Stirnfläche, welche zunächst in der Strangpresse verbleibt, werden als isoliert angenommen. Hier findet kein Wärmeübergang statt, siehe Abbildung 5.1.



Wärmeübergangsrandbedingungen 2D-Modell:

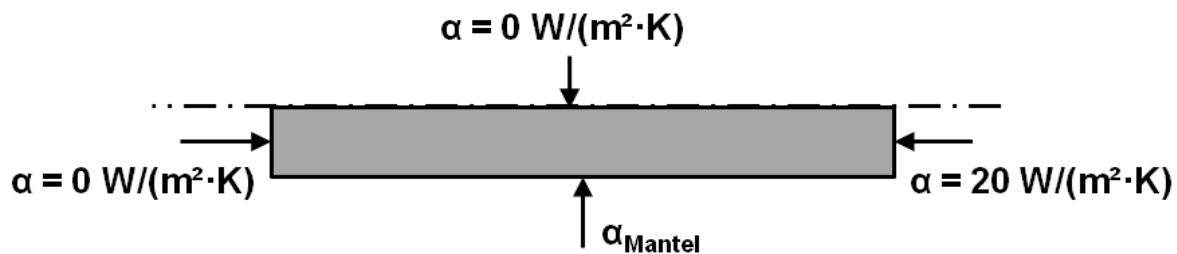


Abbildung 5.1: Wärmeübergangsrandbedingungen bei den Zylinderprofilen, (nicht maßstäblich)

Da bei dem L-förmigen Strang keine Symmetrie ausgenutzt werden konnte, wurde hierfür ein 3-D-Modell erstellt, siehe Abbildung 5.2. Dieses Modell hat eine Länge von nur noch 2000 mm, da im Verlauf der Simulationen festgestellt wurde, dass diese verkürzte Länge dieselben Ergebnisse liefert, jedoch bedeutend kürzere Rechenzeiten mit sich bringt. Es setzt sich bei 115000 Knoten aus 78921 Volumenelementen im Inneren und 70009 Flächenelementen zusammen, wobei auf letzteren die Wärmeübergangskoeffizienten analog zu den Linienelementen bei den Zylindermodellen definiert sind. Ein Symmetrierand existiert bei diesem Modell nicht, allerdings eine isolierte hintere Stirnfläche. Die Elementseitenlänge beträgt zwischen 1 und 2 mm, je nach Netzdiskretisierung

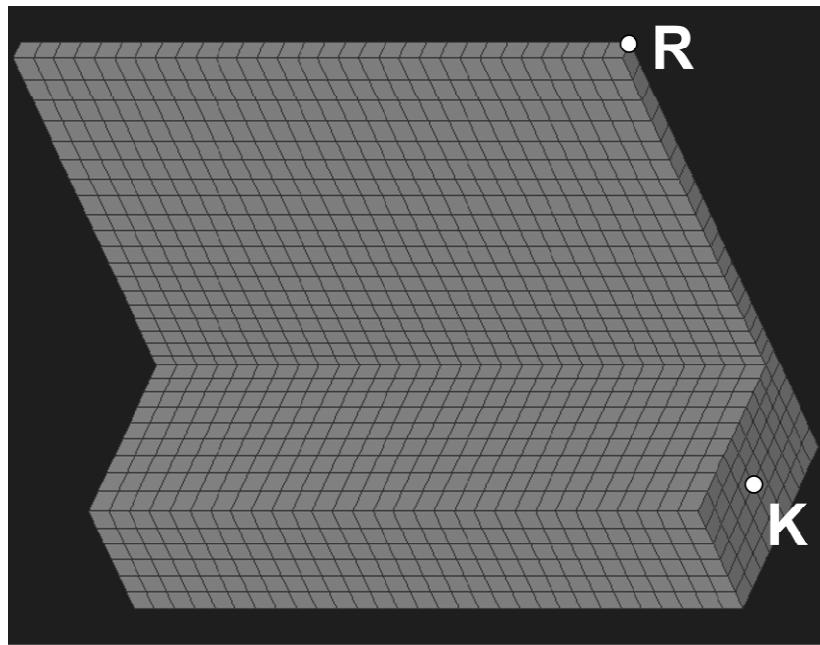
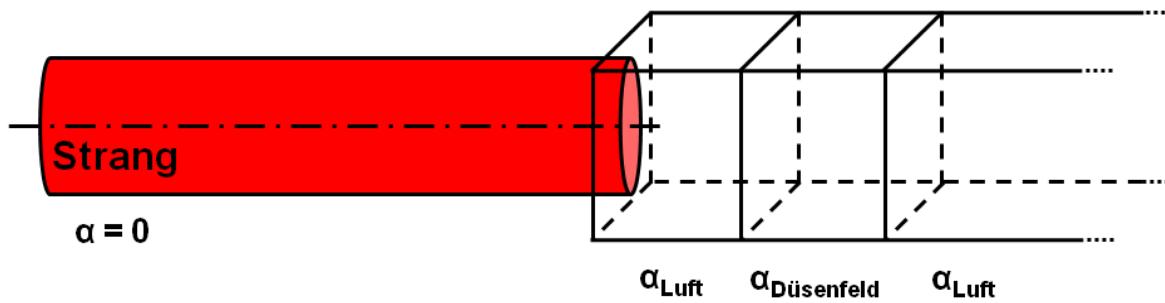


Abbildung 5.2: Ausschnitt aus dem Modell des L-förmigen Strangs mit Auswerteknoten

Die Spanne der simulierten Wärmeübergangskoeffizienten im Düsenfeld beginnt bei $100 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ und wurde neben 500 und $1000 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ über die bei den Einzelprobenabschreckungen ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten hinaus bis auf $1500 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ erweitert, um in der Literatur gefundene Höchstwerte für die Gasabschreckung von bis zu $2000 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ [83] zu berücksichtigen.

Die Bewegung des Stranges durch das Düsenfeld wird mit Hilfe einer Fortran-Routine implementiert. Diese sieht eine durch die Stranggeschwindigkeit und die Düsenfeldlänge bestimmte Veränderung des Wärmeübergangskoeffizienten auf den Konvektionsrändern vor. Zum Anfangszeitpunkt beträgt dieser $0 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ auf der gesamten Stranglänge, da der Strang als sich in der Presse befindend angenommen wird. Der Umformvorgang selbst wird nicht berücksichtigt. Beginnt die Relativbewegung zwischen Strang und Umgebung, wandern drei nacheinander folgende Bereiche mit unterschiedlichen Wärmeübergangskoeffizienten über den Strang, siehe Abbildung 5.3. Diese Bewegung erfolgt mit Stranggeschwindigkeit. Der erste Bereich stellt die konstruktiv bedingte Distanz zwischen Pressenaustritt und Düsenfeld dar, also ruhende Luft mit $20 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$. Dieser wurde in Anlehnung an reale Strangpressen als 800 mm lang definiert. Der zweite Bereich ist das Düsenfeld mit definierter Länge und den Wärmeübergangskoeffizienten für die Gasabschreckung. Der dritte Bereich simuliert die ruhende Luft hinter dem Düsenfeld, daher ist für diesen Bereich kein Ende definiert. Der Wärmeübergangskoeffizient beträgt hier erneut $20 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$.

Initialzustand – Strang befindet sich in der Presse



Strang verlässt Presse, läuft durch Düsenfeld

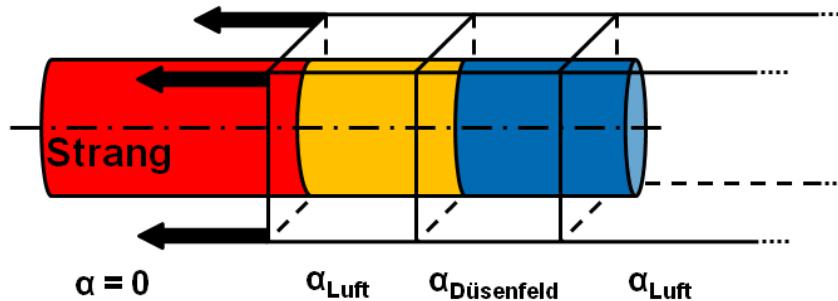


Abbildung 5.3: Schema der Relativbewegung zwischen Zylinder-Strang und Umgebung durch zeitlich veränderliche Mantel-Wärmeübergangskoeffizienten

Insgesamt wurden 85 Simulationsrechnungen durchgeführt. Die dabei variierten Parameter umfassten:

- Strangprofil: Ø20 mm, Ø30 mm, L-Profil
- Wärmeübergangskoeffizient α : 100, 500, 1000, 1500 W/(m²·K)
- Düsenfeldlänge L: 500 mm, 1000 mm, 1500 mm
- Stranggeschwindigkeit v_{Strang} : 25 mm/s, 50 mm/s, 100 mm/s, angelehnt an reale Strangpressen
- Legierung: EN AW-6082, EN AW-7020

Neben diesen Parametern ist die Eingabe der thermophysikalischen Eigenschaften und der Anfangstemperatur erforderlich. Letztere betrug 540 °C. Die thermophysikalischen Eigenschaften Dichte $\rho(t)$, Wärmeleitfähigkeit $\lambda(t)$ und spezifische Wärmekapazität $c_p(t)$ wurden der Sysweld-Materialdatenbank entnommen. Für EN AW-6082 liegen diese in Abhängigkeit der Temperatur vor, für EN AW-7020 wurden konstante Werte verwendet, siehe Tabelle 5.1.

Die Energiemengen, welche ggf. nicht unterdrückte Ausscheidungsreaktionen freisetzen, werden auf Grund ihrer geringen Höhe gegenüber den Energiemengen des Abschreckprozesses vernachlässigt.

Tabelle 5.1: In den Simulationen verwendete thermophysikalische Eigenschaften aus der Sysweld-Datenbank

Legierung EN AW-	Dichte ρ in kg/m^3		Wärmeleitfähigkeit λ in $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$		spez. Wärmekapazität c_p in $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$	
6082	20 °C	2750	20 °C	175	20 °C	898
	120 °C	2730	100 °C	170	120 °C	951
	220 °C	2710	200 °C	170	220 °C	1003
	320 °C	2690	250 °C	175	320 °C	1055
	420 °C	2660	350 °C	180	420 °C	1108
	587 °C	2630	400 °C	185	587 °C	1195
	644 °C	2450	450 °C	170	644 °C	1200
			500 °C	170		
7020	2770		130		875	

Die Zeitschrittgröße wurde variiert. Zu Beginn einer Abschreckung zeigte sich, dass eine zu geringe zeitliche Auflösung die Abkühlkurven abflacht und damit die maximalen Abkühlraten herabsetzt. Im späteren Verlauf der Abschreckung, bei niedrigeren Abkühlraten, nimmt der Einfluss der Zeitschrittgröße ab. Um die Rechenzeit zu verkürzen, wurde daher, abhängig von der Stranggeschwindigkeit, die Zeitschrittgröße kurz vor Eintritt des ausgewerteten Querschnitts in Strangmitte in das Gasdüsenfeld von zunächst 1 s auf 0,01 s heruntergesetzt und kurz nach Austritt des Querschnittes aus dem Düsenfeld wieder auf 1 s herauf. Dieser Zeitpunkt ist dann abhängig von Stranggeschwindigkeit und Düsenfeldlänge.

5.2 Simulations-Ergebnisse

Aus der Vielzahl an Simulationsrechnungen wurden Beurteilungsgrößen ermittelt, die in Tabellenform zusammengetragen und nach gewissen Kriterien farblich gekennzeichnet wurden. Aufgelistet wurden für jede Parameterkombination die am Ende des Düsenfeldes herrschende Temperatur (oben) und Abkühlrate (rechts unten) und zusätzlich die maximale Abkühlrate in der jeweiligen Rechnung (links unten), welche bei Eintritt ins Düsenfeld erzielt wird, vgl. Tabelle 5.2 bis Tabelle 5.5. Die Beurteilungsgrößen wurden bei den Zylindersträngen im Kern auf halber Stranglänge aufgenommen und bei dem Modell des L-förmigen Stranges im Kern des dicken Schenkels (K) und im Rand des dünnen Schenkels (R), vgl. Abbildung 5.2, ebenfalls auf halber Stranglänge. Die Abkühlrate beim Durchlaufen von 200 °C (Ausscheidungsende) eignet sich nur bedingt als Beurteilungsgröße, da nicht bei allen Rechnungen die 200 °C erreicht wurden und so die Einheitlichkeit nicht gegeben wäre. Diese Größe floss jedoch in die farbliche Kennzeichnung mit ein. Eine Bewertung wird wie folgt vorgenommen:

- rote Kennzeichnung: Parameterkombination nicht geeignet, weil:
 - maximale Abkühlrate liegt unterhalb 5 K/s (EN AW-6082) bzw. 3,3 K/s (EN AW-7020) oder
 - 200 °C-Grenze wird im Düsenfeld mit weniger als 5 K/s bzw. 3,3 K/s erreicht
- orange Kennzeichnung: keine klare Aussage möglich
 - 200 °C werden nicht innerhalb des Düsenfeldes erreicht, Abkühlrate liegt am Ende des Feldes jedoch über 5 K/s bzw. 3,3 K/s
 - längere Kühlzeit könnte geforderte Kühlung gewährleisten
 - längeres Düsenfeld oder niedrigere Stranggeschwindigkeit erforderlich
- grüne Kennzeichnung: geeignete Parameterkombination
 - 200 °C wird mit über 5 K/s bzw. 3,3 K/s im Düsenfeld erreicht

Tabelle 5.2 zeigt die Simulationsergebnisse für die Abschreckung eines Ø20 mm-Stranges aus EN AW-6082. Es ist zu erkennen, dass mit steigender Stranggeschwindigkeit die Temperaturen am Düsenfeldende zunehmen, da die Kühlzeit sich verkürzt. Auch bewirkt eine höhere Stranggeschwindigkeit höhere maximale

Abkühlraten, da die Strecke zwischen Pressenaustritt und Düsenfeld rascher durchquert wird und der Strang mit höheren Temperaturen in das Düsenfeld eintritt. Die Kühlzeit nimmt mit steigender Düsenfeldlänge zu, so dass niedrigere Temperaturen am Düsenfeldende erreicht werden. Abschreckungen mit einem Wärmeübergangskoeffizienten von $100 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ bewirken zu geringe Abkühlraten und scheiden somit aus. Ein Wärmeübergangskoeffizient von $500 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ bewirkt zwar auch bei niedrigen Kühlzeiten die geforderten Abkühlraten, genügt jedoch erst bei höheren Kühlzeiten, um die 200°C -Grenze innerhalb des Düsenfeldes zu erreichen.

Tabelle 5.2: Simulationsergebnisse für die Abschreckung eines Ø20 mm-Stranges (Kern) aus EN AW-6082

EN AW-6082, Ø20 mm						
L	v _{Strang}	t _{Kühl}	Wärmeübergangskoeffizient α in $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$			
			100	500	1000	1500
500 mm	25 mm/s	20 s	436 °C 4,0 - 2,9 K/s	230 °C 18,7 - 6,8 K/s	114 °C 34,8 - 8,3 K/s	57 °C 47,9 - 4,1 K/s
500 mm	50 mm/s	10 s	486 °C 4,1 - 3,9 K/s	353 °C 19,5 - 15,6 K/s	243 °C 36,2 - 19,7 K/s	177 °C 50,9 - 20,5 K/s
500 mm	100 mm/s	5 s	513 °C 4,2 - 4,1 K/s	437 °C 19,8 - 17,2 K/s	363 °C 38,2 - 29,3 K/s	304 °C 55,3 - 36,8 K/s
1000 mm	25 mm/s	40 s	372 °C 4,0 - 3,0 K/s	113 °C 18,7 - 4,2 K/s	37 °C 34,8 - 1,4 K/s	27 °C 47,9 - 1,0 K/s
1000 mm	50 mm/s	20 s	448 °C 4,1 - 3,6 K/s	238 °C 19,5 - 9,5 K/s	117 °C 36,2 - 8,5 K/s	64 °C 50,9 - 5,9 K/s
1000 mm	100 mm/s	10 s	492 °C 4,2 - 3,9 K/s	359 °C 19,8 - 14,6 K/s	247 °C 38,2 - 20,0 K/s	177 °C 55,3 - 20,7 K/s
1500 mm	25 mm/s	60 s	316 °C 4,0 - 2,5 K/s	57 °C 18,7 - 1,5 K/s	31 °C 34,8 - 0,9 K/s	27 °C 47,9 - 0,8 K/s
1500 mm	50 mm/s	30 s	413 °C 4,1 - 3,3 K/s	161 °C 19,5 - 6,7 K/s	60 °C 36,2 - 3,6 K/s	32 °C 50,9 - 1,9 K/s
1500 mm	100 mm/s	15 s	472 °C 4,2 - 3,8 K/s	294 °C 19,8 - 11,9 K/s	169 °C 38,2 - 13,4 K/s	102 °C 55,3 - 11,2 K/s

Mit wachsendem Wärmeübergangskoeffizienten können auch kürzere Kühlzeiten genügen, um eine werkstoffgerechte Abschreckung durchzuführen. Für das Ø20 mm-Profil kommen so gemäß den Simulationsergebnissen einige Parameterkombinationen in Frage. Bei $500 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ müsste das Düsenfeld eine Länge von 1000 mm oder 1500 mm aufweisen. Bei $1000 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ und langsamen Stranggeschwindigkeiten

würde sogar ein Düsenfeld mit einer Länge von 500 mm genügen.

Die Simulationsergebnisse für die Abschreckung eines Ø30 mm-Stranges aus EN AW-6082 sind in Tabelle 5.3 wiedergegeben. Die Abhängigkeiten der Eignung vom Wärmeübergangskoeffizienten und der Kühlzeit sind die gleichen wie für den Ø20 mm-Strang.

Tabelle 5.3: Simulationsergebnisse für die Abschreckung eines Ø30 mm-Stranges (Kern) aus EN AW-6082

EN AW-6082, Ø30 mm						
L	v _{Strang}	t _{Kühl}	Wärmeübergangskoeffizient α in W/(m ² ·K)			
			100	500	1000	1500
500 mm	25 mm/s	20 s	467 °C 2,7 - 2,4 K/s	311 °C 12,7 - 8,4 K/s	191 °C 23,6 - 10,3 K/s	122 °C 33,3 - 7,9 K/s
500 mm	50 mm/s	10 s	503 °C 2,8 - 2,6 K/s	412 °C 12,9 - 10,8 K/s	323 °C 24,0 - 16,7 K/s	257 °C 34,0 - 21,7 K/s
500 mm	100 mm/s	5 s	522 °C 2,8 - 2,7 K/s	475 °C 13,1 - 12,6 K/s	422 °C 24,4 - 22,6 K/s	369 °C 34,5 - 28,3 K/s
1000 mm	25 mm/s	40 s	421 °C 2,7 - 2,0 K/s	182 °C 12,7 - 4,3 K/s	73 °C 23,6 - 3,8 K/s	38 °C 33,3 - 1,5 K/s
1000 mm	50 mm/s	20 s	474 °C 2,8 - 2,5 K/s	312 °C 12,9 - 8,1 K/s	189 °C 24,0 - 9,9 K/s	122 °C 34,0 - 8,9 K/s
1000 mm	100 mm/s	10 s	508 °C 2,8 - 2,7 K/s	410 °C 13,1 - 11,2 K/s	319 °C 24,4 - 17,2 K/s	251 °C 34,5 - 20,3 K/s
1500 mm	25 mm/s	60 s	379 °C 2,7 - 2,0 K/s	111 °C 12,7 - 2,5 K/s	37 °C 23,6 - 1,1 K/s	27 °C 33,3 - 0,6 K/s
1500 mm	50 mm/s	30 s	452 °C 2,8 - 2,4 K/s	243 °C 12,9 - 6,3 K/s	118 °C 24,0 - 5,7 K/s	64 °C 34,0 - 3,8 K/s
1500 mm	100 mm/s	15 s	494 °C 2,8 - 2,7 K/s	364 °C 13,1 - 9,5 K/s	252 °C 24,4 - 13,3 K/s	178 °C 34,5 - 13,7 K/s

Es zeigt sich, dass auf Grund der größeren gespeicherten Wärmemenge sämtliche erreichte Temperaturen am Düsenfeldende höher liegen und auch die Abkühlraten nicht so hoch sind wie beim Ø20 mm-Profil. Auf Grund des trägeren thermischen Verhaltens entfallen vier Parameterkombinationen, die beim Ø20 mm-Profil noch als geeignet identifiziert werden können. Trotzdem sind Kombinationen möglich, bei denen in der erreichten Wärmeübergangskoeffizienten-Spanne Düsenfelder mit 500 mm und 1000 mm zum Einsatz kommen könnten.

Die Ergebnisse der Simulationen der Abschreckung von Presssträngen aus beiden

Legierungen, EN AW-6082 und EN AW-7020, bei sonst identischen Parametern sind in Tabelle 5.4 gegenübergestellt. Es ist nur ein sehr geringer Unterschied zwischen den beiden Legierungen zu erkennen, siehe auch Abbildung 5.4. Das geringfügig träge thermische Verhalten von EN AW-7020 geht auf die geringere Wärmeleitfähigkeit zurück. Da für diese Legierung eine geringere Abkühlrate erforderlich ist, wäre hier der Wärmeübergangskoeffizient von 100 W/(m²·K) bedingt möglich.

Tabelle 5.4: Gegenüberstellung der Simulationsergebnisse für die Abschreckung eines Ø20 mm-Stranges (Kern) aus EN AW-6082 und EN AW-7020

Ø20 mm, L=500 mm, v=50 mm/s				
Legierung	Wärmeübergangskoeffizient α in W/(m²·K)			
	100	500	1000	1500
EN AW-6082	486 °C 4,1 - 3,9 K/s	353 °C 19,5 - 15,6 K/s	243 °C 36,2 - 19,7 K/s	177 °C 50,9 - 20,5 K/s
EN AW-7020	487 °C 4,1 - 3,8 K/s	358 °C 19,0 - 14,2 K/s	251 °C 34,6 - 20,2 K/s	179 °C 48,4 - 20,6 K/s

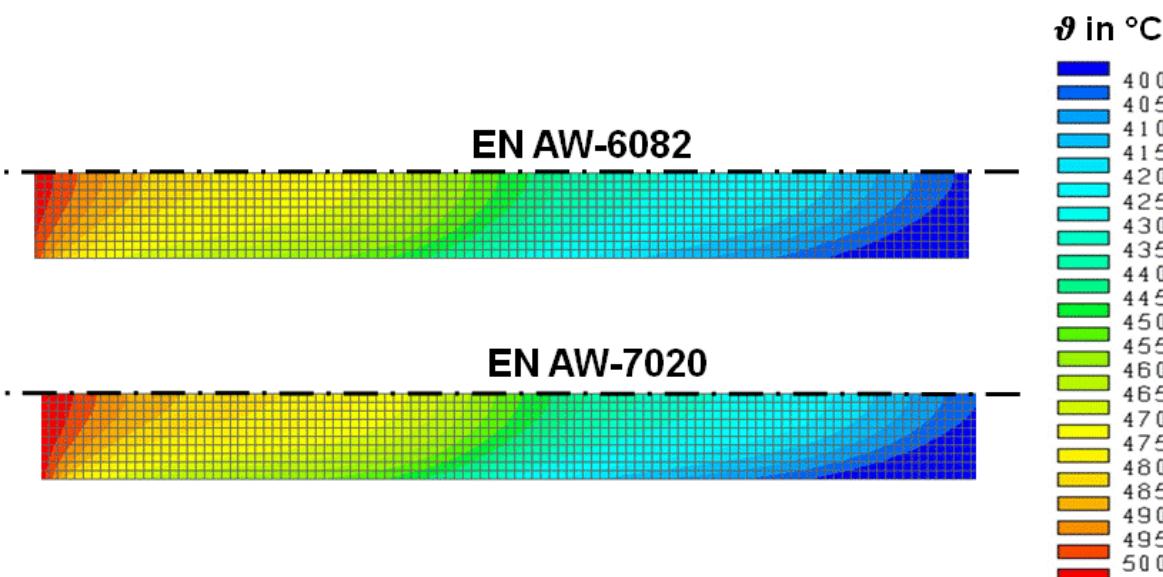


Abbildung 5.4: Temperaturverteilung in Ausschnitten der FE-Modelle von Ø20 mm-Presssträngen aus den beiden untersuchten Legierungen während der Abschreckung im Gasdüsenfeld

In Tabelle 5.5 sind die Simulationsrechnungen zu dem L-förmigen Strang zusammengetragen. Die Abschreckungen mit einem Wärmeübergangskoeffizienten von 100 W/(m²·K) werden ausgeschlossen, da bei einer Kühlzeit von 60 s die 200 °C-Grenze mit einer zu geringen Abkühlrate erreichen wird. Die hohen Abkühlraten im Kern des dicken Schenkels am Ende des Gasdüsenfeldes bei kurzer Kühlzeit und hohen Wärmeübergangskoeffizienten deuten darauf hin, dass bei niedrigeren

Stranggeschwindigkeiten die 200 °C-Grenze auch bei einem 500 mm langen Düsenfeld überkritisch durchlaufen werden kann.

Tabelle 5.5: Simulationsergebnisse für die Abschreckung eines Stranges mit L-Querschnitt (Kern dicker Schenkel) aus EN AW-6082

EN AW-6082, L-Profil					
L	v _{Strang}	t _{Kühl}	Wärmeübergangskoeffizient α in W/(m ² ·K)		
			100	500	1000
500 mm	100 mm/s	5 s	494 °C 7,3 - 7,2 K/s	385 °C 30,0 - 26,6 K/s	287 °C 55,8 - 37,6 K/s
1000 mm	50 mm/s	20 s	376 °C 7,3 - 6,3 K/s	129 °C 29,4 - 8,6 K/s	48 °C 54,5 - 4,2 K/s
1500 mm	25 mm/s	60 s	181 °C 7,0 - 2,7 K/s	24 °C 28,4 - 0,5 K/s	20 °C 52,5 - 0,0 K/s

Aus den Simulationsrechnungen werden eine Düsenfeldlänge von 500 mm und ein Wärmeübergangskoeffizient von 500 - 1000 W/(m²·K) abgeleitet, die für alle drei Profilgeometrien bei angepassten Stranggeschwindigkeiten geeignet wären.

Abbildung 5.5 zeigt vergleichend die zu den Gasgeschwindigkeiten in Tabelle 4.1 gehörenden Temperaturverläufe der Abschreckungen einer 200 mm langen Ø30 mm-Zylinderprobe mit vollständig geöffnetem Düsenfeld (Länge 484 mm) sowie mit nur auf Probenlänge geöffnetem Düsenfeld (180 mm). Bei einer Düsenstrecke von 180 mm werden 200 °C nach 23,7 s mit 9 K/s erreicht. Maximal wurden hier 20,8 K/s erzielt und der Wärmeübergangskoeffizient liegt bei ca. 970 W/(m²·K). Im Vergleich dazu werden bei vollständig geöffnetem Düsenfeld 200 °C nach 41,5 s mit 5 K/s knapp überkritisch erreicht. Die maximal erzielte Abkühlrate liegt bei 12 K/s und der Wärmeübergangskoeffizient bei ca. 550 W/(m²·K).

Da die Wärmeübergangskoeffizienten an Düsenfeldern mit 4 x 13 Düsen auf einer Länge von etwa 180 mm bestimmt wurden, sind bei längeren, aber ansonsten baugleichen Düsenfeldern die erforderlichen Gasvolumenströme mit dem Gasaustrittsflächen-Faktor (Anzahl Düsen je Düsenstock) / 13 zu multiplizieren, damit gleiche Gasgeschwindigkeiten vorliegen. Gemäß Einzelprobenabschreckung ist für alle Profilgeometrien bei 180 mm Düsenstrecke ein Gasvolumenstrom von 4000 l/min für eine werkstoffgerechte Abschreckung geeignet. Dieser bewirkt Wärmeübergangs-

koeffizienten um $600 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ und genügt somit ebenfalls den in der Simulation identifizierten Anforderungen.

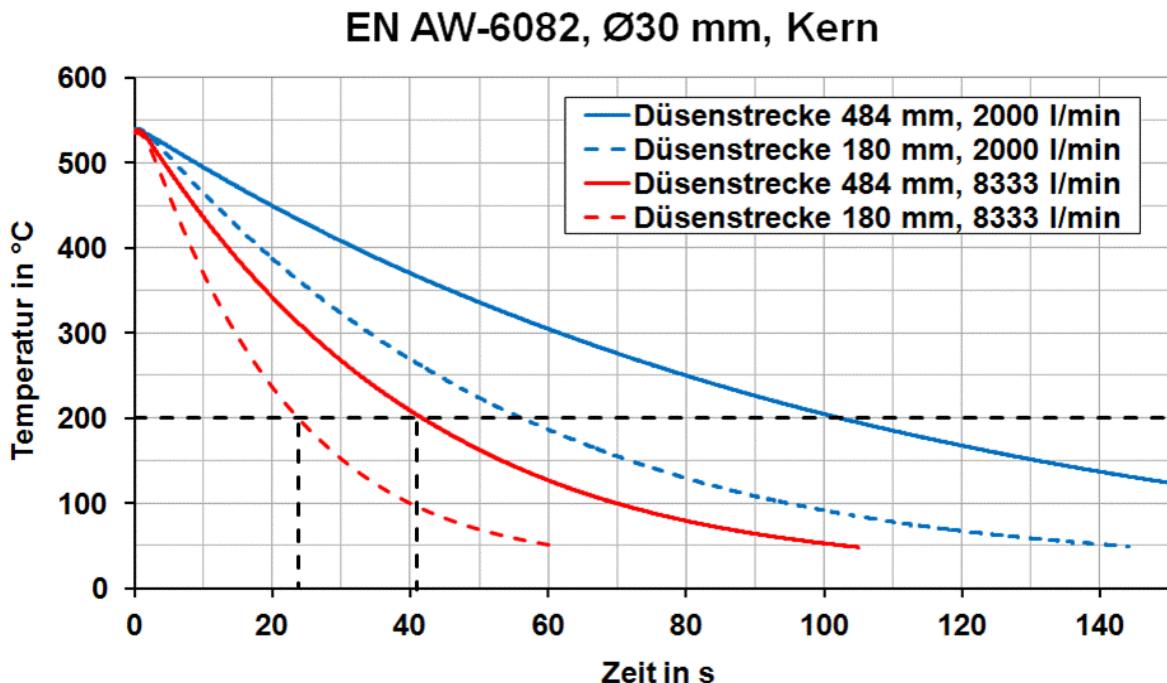


Abbildung 5.5: Vergleich der Temperatur-Zeit-Verläufe bei Abschreckungen einer $\varnothing 30 \text{ mm}$ -Zylinderprobe mit einer Düsenfeldlänge von 180 mm bzw. 484 mm sowie Gasvolumenströmen von 2000 l/min und 8333 l/min

Um bei einer Länge des ausgewählten Düsenfeldes von 484 mm (31 Düsen, Faktor $31/13=2,38$) die Gasgeschwindigkeiten des 180 mm-Düsenfeldes bei 4000 l/min zu gewährleisten, ist entsprechend ein Gasvolumenstrom von etwa 9540 l/min oder mehr nötig.

Die Abschätzung des notwendigen Gasvolumenstromes über das Verhältnis der Gasaustrittsflächen sowie die vergleichenden Abschreckversuche zeigen, dass bei einem vollständig geöffneten Düsenfeld mit einer Länge von 484 mm ein höherer Gasvolumenstrom als die bei der Einzelprobenabschreckung verwendeten benötigt wird, um eine mehr als knapp überkritische Abschreckung zu gewährleisten. Bei der Anpassung des Gasvolumenstromes an die Länge des Düsenfeldes ist zu berücksichtigen, dass der Wärmeübergangskoeffizient und die Gasgeschwindigkeit nicht direkt proportional zu einander sind. Abbildung 5.6 stellt über den Gasgeschwindigkeiten aus Tabelle 4.1 die dazugehörigen Wärmeübergangskoeffizienten dar, welche aus den Abkühlkurven aus Abbildung 5.5 berechnet wurden. Das Verhältnis der Gasgeschwindigkeiten bei gleichem Volumenstrom und unterschiedlichen Düsenfeldlängen entspricht in etwa dem Kehrwert 0,42 des

Verhältnisses der Düsenanzahlen (2,38). Die Wärmeübergangskoeffizienten fallen bei Erhöhung der Düsenfeldlänge bei 2000 l/min von 398 auf 214 W/(m²·K) und bei 8333 l/min von 972 auf 544 W/(m²·K), was einem Faktor von etwa 0,55 entspricht. Dies deckt sich mit der Annahme aus Gleichung 2.6, dass zwischen Wärmeübergangskoeffizient und Gasgeschwindigkeit der Zusammenhang $\alpha \sim u^{0,7}$ besteht. Der Exponent ist in diesem Fall ca. 0,69.

Dieser mathematische Zusammenhang ist demnach geeignet, um die Wärmeübergangskoeffizienten für Kombinationen aus Gasvolumenstrom und Düsenfeldlänge abzuschätzen, die bei der Einzelprobenabschreckung nicht untersucht wurden.

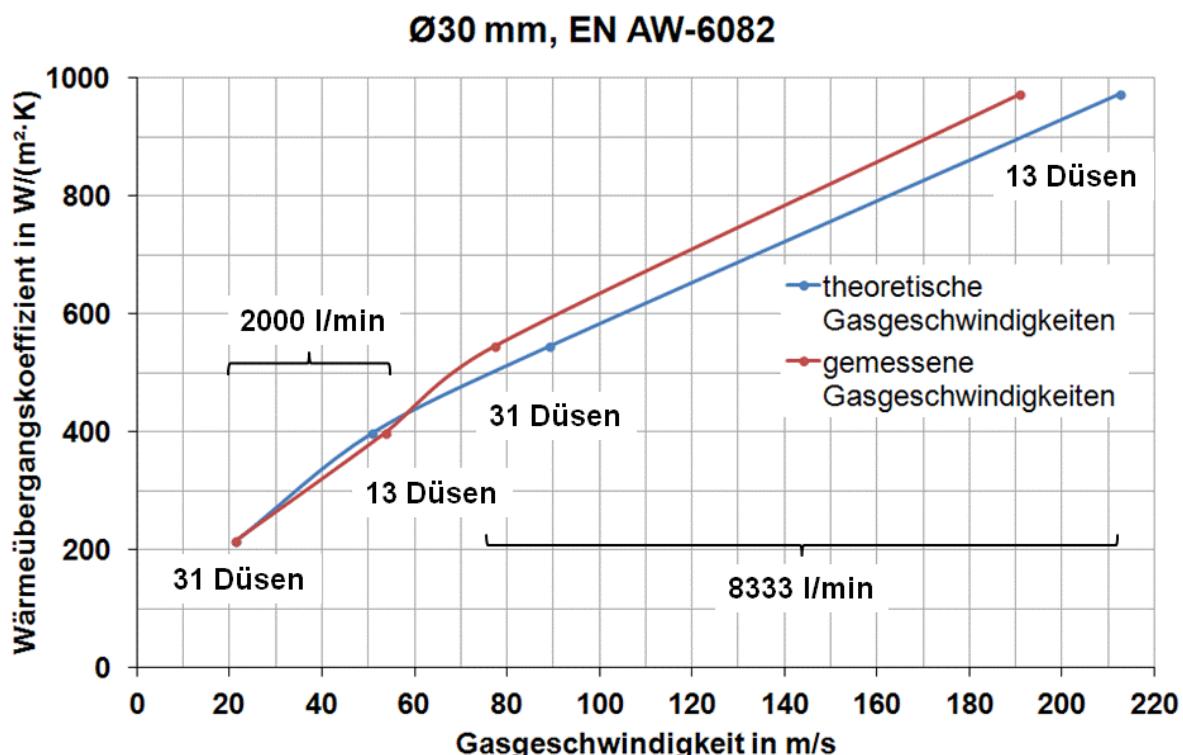


Abbildung 5.6: Wärmeübergangskoeffizienten in Abhängigkeit von der Gasgeschwindigkeit bei Abschreckungen einer Ø30 mm-Zylinderprobe mit einer Düsenfeldlänge von 180 mm bzw. 484 mm sowie Gasvolumenströmen von 2000 l/min und 8333 l/min

6 Integration des Gasabschreckens in den Strangpressprozess

Das erste Arbeitspaket, die Einzelprobenabschreckung, zeigt, dass im Zuge des Ausscheidungshärtens ein werkstoffgerechtes Abschrecken der untersuchten Legierungen im Gasdüsenfeld möglich ist, so dass nach Norm geforderte mechanische Eigenschaften erreicht werden. Die gewonnenen Wärmeübergangskoeffizienten wurden im zweiten Arbeitspaket, der Simulation, verwendet, um grob abschätzen zu können, mit welchen Parametern die Kühlung von Presssträngen zum Zwecke der integrierten Ausscheidungshärtung durchgeführt werden muss. Dieses Kapitel beschreibt das abschließende, dritte Arbeitspaket, die praktische Umsetzung der Strangpress-integrierten Gasabschreckung an der Strangpresse des IW Hannover (Abbildung 6.1). Die Pressstränge wurden im direkten Strangpressen mit einer 10 MN-Strangpresse vom Hersteller SMS Eumuco mit Kräften zwischen 6 und 6,5 MN gepresst. Die an dieser Presse möglichen Stempelgeschwindigkeiten liegen zwischen 0,5 mm/s und 30 mm/s. Die Stempelgeschwindigkeit lässt sich noch weiter herabsetzen, jedoch liegt dies dann außerhalb des Regelbereiches der Presse, so dass es zu einem unstetigen Stempelvorschub, kommen kann. Der Rezipientendurchmesser dieser Strangpresse beträgt 146 mm. Für die drei Profile ergeben sich damit folgende Verpressungsverhältnisse: 23,7 ($\varnothing 30$ mm), 53,3 ($\varnothing 20$ mm) und 67,5 (L-Profil), was bei einer Stempelgeschwindigkeit von 0,5 mm/s Stranggeschwindigkeiten von 11,9 mm/s ($\varnothing 30$ mm), 26,7 mm/s ($\varnothing 20$ mm) bzw. 33,75 mm/s (L-Profil) zur Folge hat. Bei einer mit Düsen bestückten Länge von 484 mm des Düsenfeldes bedeutet das, dass sich ein Querschnitt 40,9 s ($\varnothing 30$ mm), 18,16 s ($\varnothing 20$ mm) bzw. 14,5 s (L-Profil) innerhalb der Düsenstrecke befindet.

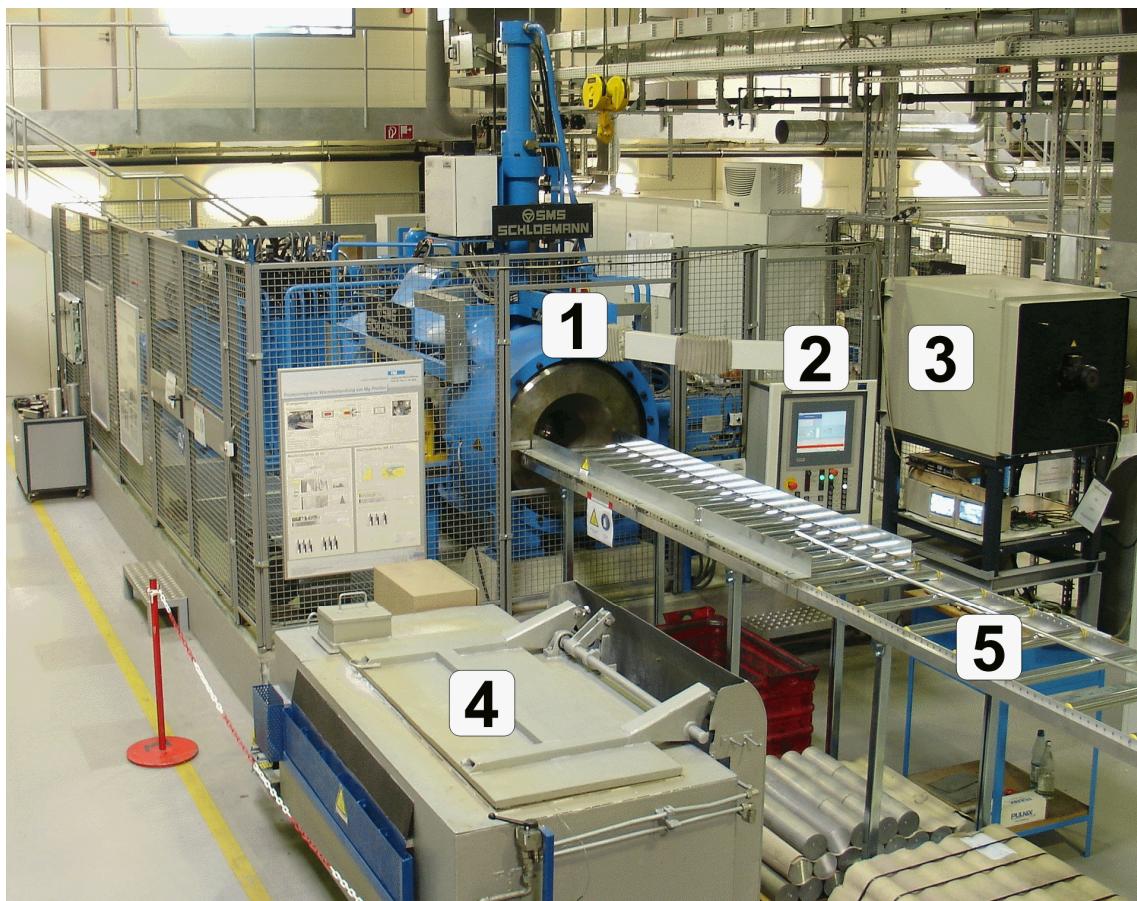


Abbildung 6.1: Strangpresse (1) am IW Hannover, (2) Steuerung, (3) Ofen für Pressblöcke, (4) Ofen für Werkzeuge, (5) Rollentisch für Profile

Da EN AW-7020 nur sehr geringe Abkühlraten nach dem Lösungsglühen erfordert und damit nur wenig Rückschlüsse auf das Potential der integrierten Gasabschreckung erlauben würde, wurde EN AW-6082 als Versuchswerkstoff für die integrierte Strangkühlung gewählt.

6.1 Identifikation geeigneter Lösungsglühparameter

Beim Kombinieren von Strangpressen und Wärmebehandlung werden zwei sonst eigenständige Teilprozesse der Fertigungskette zusammengeführt, was die Abstimmung von Wärmebehandlungsparametern und Strangpressparametern aufeinander notwendig macht. Die typische Blockeinsatztemperatur von EN AW-6082 beträgt zwischen 490 und 510 °C. Die übliche Lösungsglühtemperatur dieser Legierung liegt mit 540 °C etwas höher. Anhand von Zylinderproben mit den Maßen Ø10x10 mm, die aus stranggepressten Profilen des Durchmessers 20 mm gefertigt wurden, wurde zunächst der Einfluss einer geringeren Lösungsglühtemperatur auf die Härte untersucht. Die Proben wurden 20 min lösungsgeglüht, überkritisch abgeschreckt

(Wasser) und bei 180 °C für 4 h warmausgelagert. Neben 540 °C wurden 490, 500 und 510 °C als Lösungsglühtemperaturen bei jeweils zwei Proben verwendet.

In einer weiteren Untersuchung mit Ø10x10 mm-Zylinderproben wurde untersucht, inwiefern ein Lösungsglühen mit anschließendem Absenken auf Blockeinsatztemperatur die Härte beeinflusst. Dem 20-minütigen Lösungsglühen bei 540 °C folgte ein 30-minütiger Aufenthalt in einem Zwischenlagerungsofen, was der Abkühlzeit der Pressblöcke auf Einsatztemperatur entspricht. Dabei wurden zwei unterschiedliche Temperaturverläufe gewählt. Bei den Zylinderproben einer ersten Serie herrschte im Zwischenlagerungsofen bereits die Blockeinsatztemperatur von 490, 500 bzw. 510 °C. Dies soll dem Temperaturverlauf im Randbereich des Pressblocks nahekommen (Randmodus). Bei Proben einer zweiten Serie wurde der Ofen erst nach Einsetzen der jeweiligen Probe innerhalb der 30 Minuten von 540 °C auf die Blockeinsatztemperatur heruntergefahren. Dies soll der langsameren Abkühlung im Kernbereich des Pressblocks entsprechen (Kernmodus). Damit die Temperatur der relativ kleinen Proben beim Umsetzen zwischen den Öfen nicht unrealistisch stark absinkt, befanden sich die Proben bis zum Abschrecken in einem zylindrischen Behälter aus EN AW-6082 mit einem Durchmesser von 30 mm und einer Höhe von 38 mm mit einer Innenbohrung zur Aufnahme der Proben. Je Blockeinsatztemperatur und Art der Zwischenlagerung wurden zwei Proben behandelt.

Für zwei der untersuchten Wärmebehandlungen wurden zusätzlich Zugversuche durchgeführt. Hierzu wurden zunächst 200 mm lange Zylinderproben aus stranggepresstem EN AW-6082 des Durchmessers Ø20 mm einer Wärmebehandlung unterzogen und anschließend daraus Zugproben der Form A, Durchmesser $d_0=12$ mm, gefertigt. Diese Wärmebehandlung entsprach jeweils einer der beiden bereits beschriebenen Temperaturabfolgen (jeweils 3 Proben):

- Lösungsglühen 510 °C, 20 min / Wasser / 180 °C, 4 h
- Lösungsglühen 540 °C, 20 min + Zwischenlagern 510 °C, 30 min (Randmodus) / Wasser / 180 °C, 4 h

Zusätzlich zur Härteprüfung und den Zugversuchen wurden Gefügebilder aufgenommen. Die Methoden entsprechen dabei den in Kapitel 4.2.3 und 4.2.4 beschriebenen.

6.2 Strangpressen und Gasabschrecken

Das eingesetzte Düsenfeld ist das in Kapitel 4.1.1 beschriebene Rostocker Düsenfeld mit einer mit Düsen bestückten Länge von 484 mm auf jedem Düsenstock. Diese Länge entspricht etwa der mittels Simulation dimensionierten Düsenfeldlänge von 500 mm. Das Düsenfeld wurde mit vier höhenverstellbaren Stützen für die horizontale Positionierung versehen und konnte in den vor der Strangpresse befindlichen Rollentisch integriert werden. Abbildung 6.2 zeigt diese Versuchsanordnung.

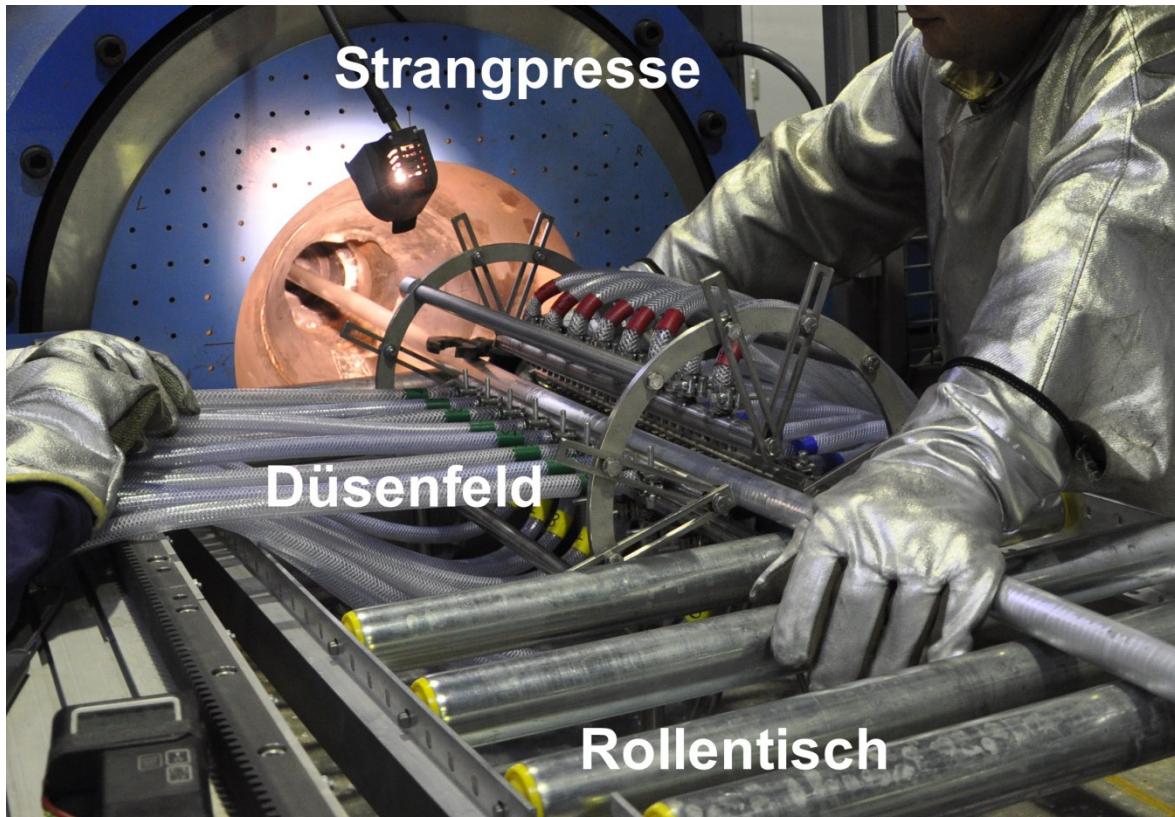


Abbildung 6.2: An der Strangpresse des IW Hannover wird ein Strang Ø30 mm durch das Gasdüsenfeld des LWT Rostock geführt

6.2.1 Druckluftsystem 16000 l/min

Die am IW Hannover vorhandene Druckluftversorgung kann einen Volumenstrom von 20000 l/min mit einem konstanten Druck von ca. 10 bar liefern. Es wurde ein Durchflussregler installiert, welcher Gasvolumenströme zwischen 20 m³/h (334 l/min) und 1000 m³/h (16667 l/min) regeln kann. Dieser besteht aus einem digitalen Massendurchflussmesser und einem Stellventil mit pneumatisch betriebenem Stellungsregler. Das System ist für Eingangsdrücke zwischen 6,5 und 15 bar ausgelegt. Der empfohlene maximale Nachdruck liegt bei 4,5 bar, d.h. 3 bar höher als bei dem in

Rostock verwendeten Regler. Den in Kapitel 4.1.2 beschriebenen Problemen mit Druckverlusten im zugehörigen Schlauchsystem wurde mit einem verbesserten, verlustärmeren Schlauchsystem begegnet. Dieses beginnt am Durchflussregler mit einem 2"-Druckschlauch, gefolgt von einem Y-Verteiler mit zwei 1 1/2"-Schläuchen. An jeden dieser Schläuche ist ein weiterer Y-Verteiler angeschlossen und in diese sind dann je zwei Verteilerrohre mit jeweils acht Anschlüssen für 1/2"-Schläuche über Schnellkupplungen geschraubt, siehe Abbildung 6.3. Die Schläuche sind schließlich mit den Düsenstöcken verbunden. Bei vier verwendeten Düsenstöcken ist jeder Düsenstock an eines der vier Verteilerrohre angeschlossen. Da sich über die Verteilerrohre ggf. ein Abfallen des Volumenstroms zum Ende der Rohre einstellt, werden bei allen Verteilerrohr-Düsenstock-Einheiten die Anschlüsse einheitlich mit einander verbunden, um eine inhomogene Kühlwirkung über den Umfang eines Stranges zu verhindern. Bei der Verwendung von weniger als vier Düsenstöcken können die Schläuche ohne großen Aufwand über die Schnellkupplungen an den Verteilerrohren umgesteckt werden.



Abbildung 6.3: Zwei von vier Verteilerrohren als Teil des Schlauchsystems an der Strangpresse

6.2.2 Versuchspараметer

Für die Erstversuche an der Strangpresse wurde das Ø30 mm-Profil gewählt, welches die größte Wärmemenge enthält. Von den beschriebenen Abstimmungen von Wärmebehandlungs- und Strangpresstemperaturen wurde diejenige Variante durchgeführt, welche ein Lösungsglühen des Pressblockes bei 510 °C für 20 min, das Strangpressen bei ebenfalls 510 °C, eine Gasabschreckung und ein Warmauslagern bei 180 °C für 4 h vorsieht. Auf Grund einer langen Durchwärmtdauer des Pressblockes befand sich dieser ca. 2 h im Lösungsglühofen. Um eine ausreichend lange Aufenthaltsdauer eines Profilquerschnittes im Düsenfeld zu gewährleisten, wurde mit niedrigen Stempelgeschwindigkeiten von 0,4 und 0,8 mm/s gepresst. Daraus ergeben sich Stranggeschwindigkeiten von 9,5 und 19 mm/s. Ein Querschnitt wurde so etwa 52 bzw. 26 s lang im Düsenfeld abgeschreckt. Neben der Stranggeschwindigkeit wurde der Gasvolumenstrom zwischen 8333 und 16667 l/min variiert. Aus den Versuchen zum Einfluss der Düsenstrecke, vgl. Kapitel 5.2, ist bei vollständig geöffnetem Düsenfeld für 8333 l/min ein Wärmeübergangskoeffizient von 550 W/(m²·K) bekannt. Für 16667 l/min werden doppelt so hohe Gasgeschwindigkeiten wie bei 8333 l/min angenommen und der Wärmeübergangskoeffizient über den Zusammenhang $\alpha \sim u^{0,7}$ gemäß Gleichung 2.6 abgeschätzt. Demnach sollte dieser etwa 890 W/(m²·K) betragen. Es ergaben sich vier Strangpressversuche mit den in Tabelle 6.1 aufgelisteten Parameterkombinationen.

Tabelle 6.1: Parameter des Strangpress-integrierten Ausscheidungshärtens der Ø30 mm-Stränge

Lösungsglüh- = Blockeinsatz- Temperatur	Strang- geschwindig- keit v_{Strang}	Kühl- dauer $t_{\text{Kühl}}$	Gas- volumen- strom \dot{V}	Wärmeübergangs- koeffizient α	Warm- aus- lagerung
510 °C, 20 min	9,5 mm/s	52,4 s	16667 l/min	890 W/(m²·K)	180 °C, 4 h
	9,5 mm/s	52,4 s	8333 l/min	550 W/(m²·K)	
	19 mm/s	26,2 s	16667 l/min	890 W/(m²·K)	
	19 mm/s	26,2 s	8333 l/min	550 W/(m²·K)	

Die Oberflächentemperaturen des Stranges, darunter besonders von Interesse die Temperaturen vor dem Düsenfeld und am Düsenfeldende, wurden näherungsweise mittels eines Berührungsthermoelements aufgenommen. Die vier Stränge mit einer Länge von ca. 5 m wurden jeweils in bis zu neun ca. 50 cm lange Teilstränge geteilt und innerhalb von ca. 15 min warmausgelagert. Die Härte wurde an einem Teilstrang aus der Mitte des Stranges geprüft. Aus jeweils mindestens einem Teilstrang vom Anfang, vom Ende und aus der Mitte der vier Stränge wurden Zugproben der Form A

($d_0=14$ mm) gefertigt. Daneben wurden Härteprüfungen und Gefügeuntersuchungen wie in Kapitel 4.2.3 und 4.2.4 beschrieben durchgeführt.

6.3 Ergebnisse

6.3.1 Lösungsglühparameter

Metallographische Untersuchungen zeigen, dass die Lösungsglühtemperatur das Gefüge der Ø10x10 mm-Zylinderproben beeinflusst hat. Es zeigen sich bei den Proben ein grobkörniger Randbereich mit mittleren Korngrößen zwischen 200 und 300 µm und ein feinkörniger Kernbereich mit Korngrößen von etwa 5 µm. Mit zunehmender Lösungsglühtemperatur wandert der Grobkornbereich weiter ins Querschnittsinnere. Nach dem Lösungsglühen bei 500 °C erstreckt sich dieser etwa 1/4 des Radius bis ins Innere, bei 510 °C etwa 1/3 und bei 540 °C sind es 9/10 des Radius. Die Proben mit zusätzlicher Zwischenlagerung nach dem Lösungsglühen zeigten ein durchgehendes Grobkorngefüge mit vereinzelten Feinkorninseln.

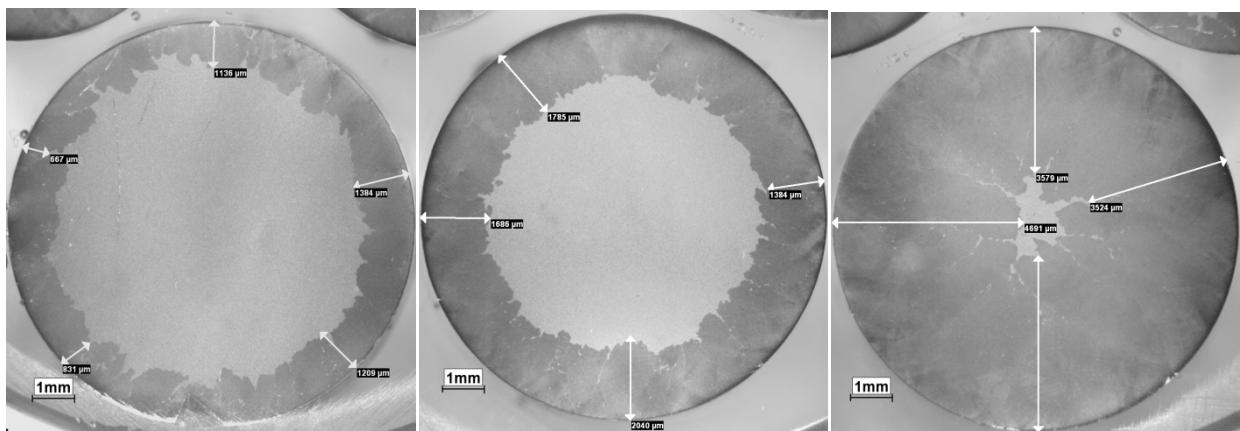


Abbildung 6.4: Gefügeverteilung quer zur Strangpressrichtung in Ø10x10 mm-Zylinderproben aus EN AW-6082 nach 20 min Lösungsglühen bei 500 °C (links), 510 °C (mitte) und 540 °C (rechts), Wasserabschreckung und 4 h Warmauslagerung bei 180 °C

Abbildung 6.5 zeigt, wie die Vickers-Härte bei sinkenden Lösungsglühtemperaturen abnimmt. Bei 510 °C werden zwar noch 107±1 HV1 statt 114±1 HV1 bei 540 °C erreicht, allerdings liegt dieser Wert immer noch oberhalb des in DIN EN 755-2 angegebenen Härtewertes von 95 HBW (≈ 100 HV). 510 °C kommt daher als alternative Lösungsglühtemperatur in Frage.

Die Härtewerte der Untersuchungen zum Einfluss einer Zwischenlagerungstemperatur sind in Abbildung 6.6 dargestellt. Hier konnte kein negativer Einfluss einer Zwischen-

lagerung auf die Härte festgestellt werden und es wurden Werte zwischen 112 und 115 HV1 erreicht, siehe Abbildung 6.6.

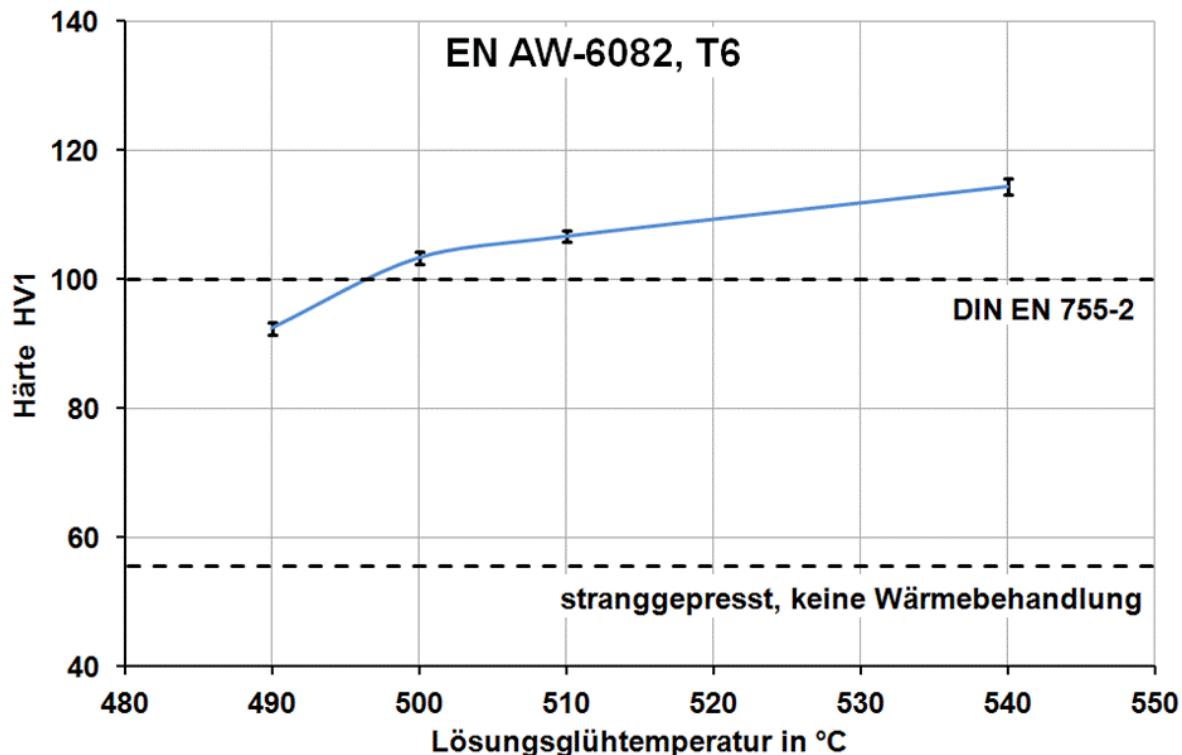


Abbildung 6.5: Vickers-Härte von Zylinderproben Ø10x10 mm aus EN AW-6082 T6 in Abhängigkeit der Lösungsglühtemperatur

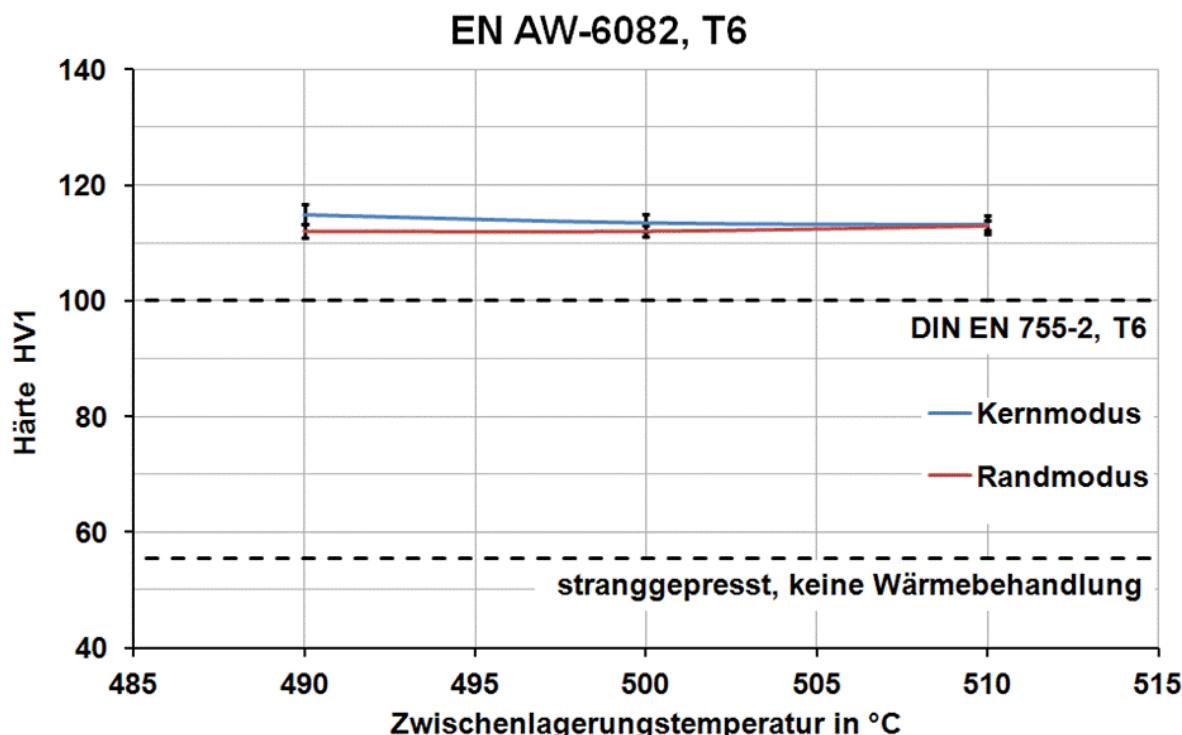


Abbildung 6.6: Vickers-Härte von Zylinderproben Ø10x10 mm aus EN AW-6082 T6 (lösungsgeglüht bei 540 °C, 20 min) in Abhängigkeit einer 30-minütigen Zwischenlagerung vor dem Abschrecken bei unterschiedlichen Temperaturen

Diejenigen Zugproben, welche bei 510 °C lösungsgeglüht wurden, erreichten im Mittel eine Zugfestigkeit von 298 ± 20 N/mm² und diejenigen Zugproben, deren Lösungsglügen bei 540 °C sich eine 30-minütige Zwischenlagerung bei 510 °C anschloss, erreichten im Mittel 274 ± 4 N/mm², also einerseits oberhalb und andererseits unterhalb von 295 N/mm² nach DIN EN 755-2 für EN AW-6082 T6.

Als Fazit lässt sich festhalten, dass eine mit der Blockeinsatztemperatur von 510 °C identische Lösungsglühtemperatur für das Strangpress-integrierte Gasabschrecken der Legierung EN AW-6082 geeignet ist.

6.3.2 Kühlung von Presssträngen

Tabelle 6.2 fasst die Ergebnisse der vier Strangpress-integrierten Wärmebehandlungen im Zustand T5 zusammen. Die Oberflächentemperaturen der langsameren Stränge sind vor Eintritt in das Düsenfeld bereits stärker abgesunken als die der schnelleren Stränge. Nach der anschließend längeren Kühlung der langsameren Stränge im Düsenfeld ist diese Differenz dementsprechend angestiegen. Bei größerem Volumenstrom nahmen die Oberflächentemperaturen am Düsenfeldende niedrigere Werte an. Alle Stränge wurden noch im Düsenfeld bis zur Grenztemperatur des ausscheidungsrelevanten Temperaturbereiches von 200 °C oder darunter gekühlt.

Tabelle 6.2: Parameter und Ergebnisse des Strangpress-integrierten Ausscheidungshärtens der Ø30 mm-Stränge aus EN AW-6082 T5

V _{Strang} in mm/s	t _{Kühl} in s	⋮ in l/min	T _{Oberfläche} bei Düsenfeld- Eintritt / Austritt in °C	R _m in N/mm ²	Kern- härte HV1	A in %
9,5	52,4	16667	410 / 50	302 ± 33	88 ± 5	16 ± 2
9,5	52,4	8333	400 / 90	296 ± 20	86 ± 2	16 ± 1
19	26,2	16667	450 / 170	331 ± 10	100 ± 1	16 ± 2
19	26,2	8333	460 / 200	310 ± 4	92 ± 1	16 ± 3

Die im Kernbereich der Strangquerschnitte geprüften Vickers-Härten liegen dennoch bei den schnelleren Strängen höher als bei den langsamen. Die Ursache hierfür ist in den zahlreicheren vorzeitigen Ausscheidungen in den langsamen Strängen infolge der stärkeren Abkühlung vor dem Eintritt in das Düsenfeld zu suchen. So erreichen die beiden langsamer gepressten Stränge nicht die geforderte Härte von 100 HV1 und bewegen sich unterhalb von 90 HV1. Die schneller gepressten Stränge erreichen

höhere Härtewerte. Ein höherer Gasvolumenstrom wirkte sich steigernd auf die Härte aus. Der Strang, welcher schneller gepresst und mit dem größeren Volumenstrom gekühlt wurde, erreicht die Norm-Härte. Die Bruchdehnung liegt mit 16 % konstant über der Norm.

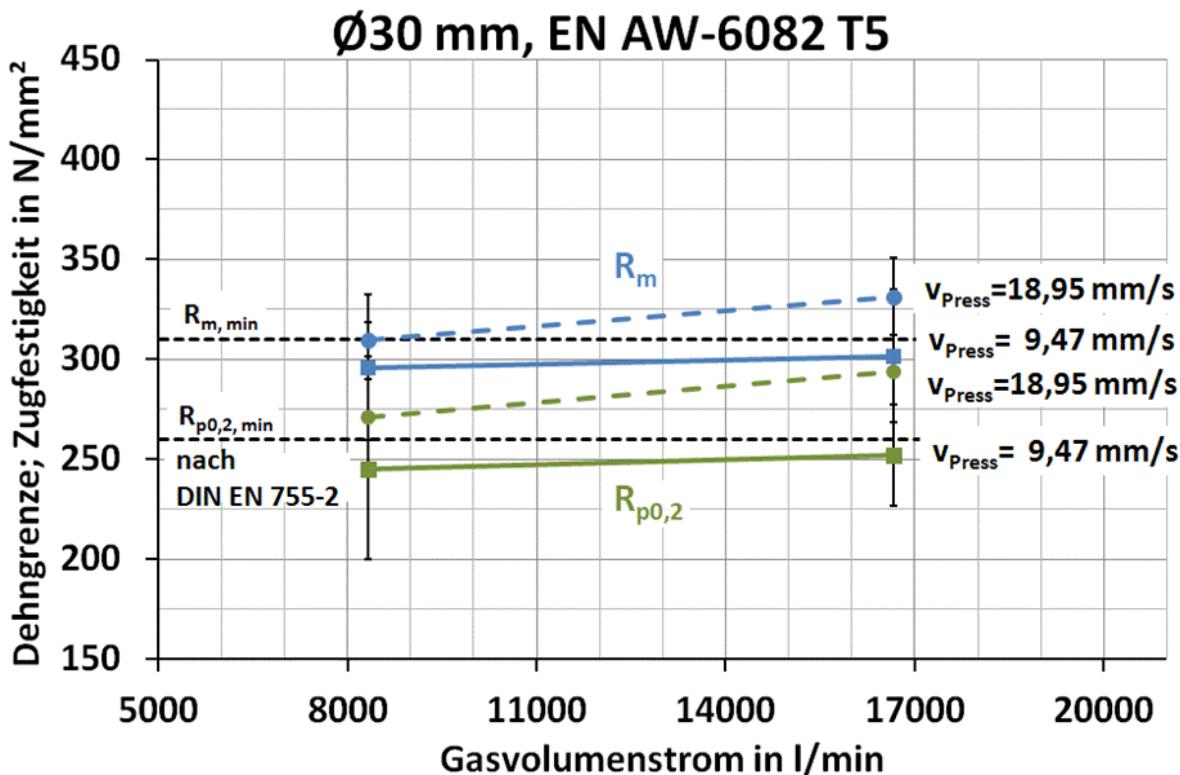


Abbildung 6.7: Zugfestigkeiten und Dehngrenzen von Zugproben aus integriert gekühlten Strangpressprofilen

Abbildung 6.7 zeigt die gemittelten Zugfestigkeiten und Dehngrenzen sowie die zugehörigen Streuungen, die sich aus dem Zugversuch ergaben. Die Zugfestigkeiten korrelieren mit den Härtewerten. Auch hier wirken sich eine höhere Stranggeschwindigkeit und ein höherer Gasvolumenstrom steigernd auf die Festigkeit aus. Die schneller gepressten Stränge erreichen die in DIN EN 755-2 geforderten Zugfestigkeiten und Dehngrenzen. Mit den langsamer gepressten Strängen gelang dies nicht.

Mit einer Düsenfeldlänge von 484 mm, einem Gasvolumenstrom von 16667 l/min (was einem Wärmeübergangskoeffizienten von etwa 890 W/(m²·K) entspricht) und einer Stranggeschwindigkeit von 19 mm/s war das Strangpress-integrierte Gasabschrecken von Ø30 mm-Profilen aus EN AW-6082 erfolgreich.

Sämtliche Stränge besitzen keine glatte Oberfläche, sondern weisen sogenannte Rattermarken auf, die in Abbildung 6.8 dargestellt sind. Grund dafür ist ein diskontinuierlicher Stempelvorschub infolge des Pressens mit Stempelgeschwindigkeiten an der unteren Grenze des regelbaren Bereichs.

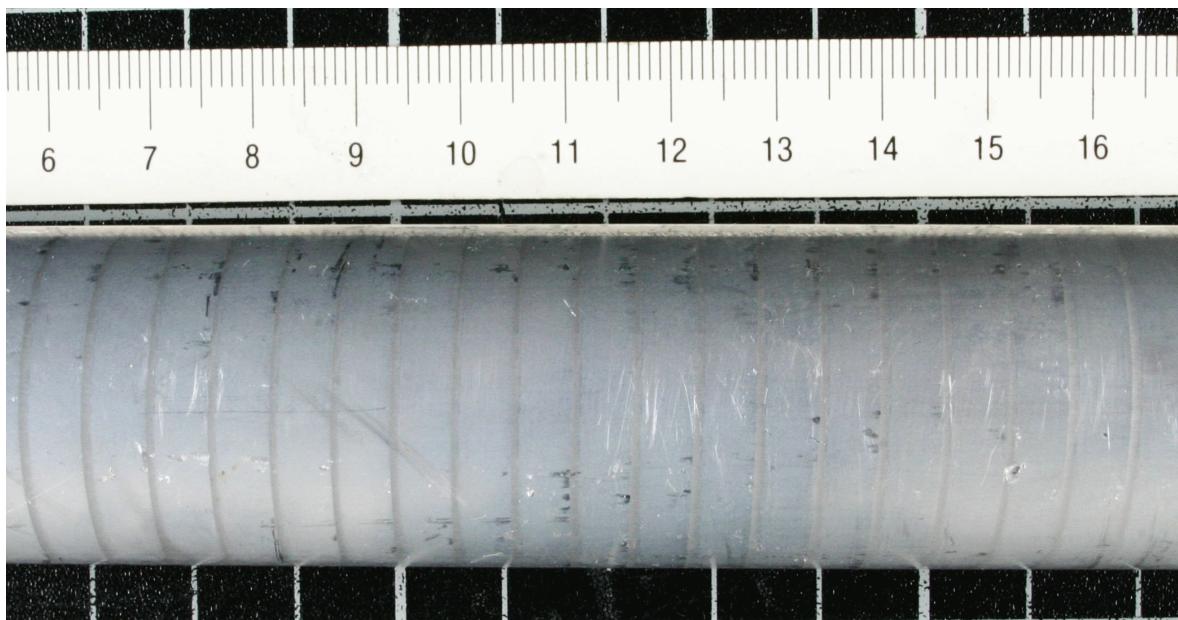


Abbildung 6.8: Rattermarken auf der Oberfläche eines der gepressten Stränge

Lichtmikroskopische Gefügeaufnahmen zeigen bei allen Strängen ein gleichmäßiges, feinkörniges Gefüge mit Korngrößen von maximal $6 \mu\text{m}$, siehe Abbildung 6.9. Es können keine Grobkornbereiche gefunden werden. Dies ist ein deutlicher Vorteil gegenüber dem Strangpressen mit separatem Lösungsglühen, da es bei diesem separaten Lösungsglühen zu einem ausgeprägten Kornwachstum kommen kann.

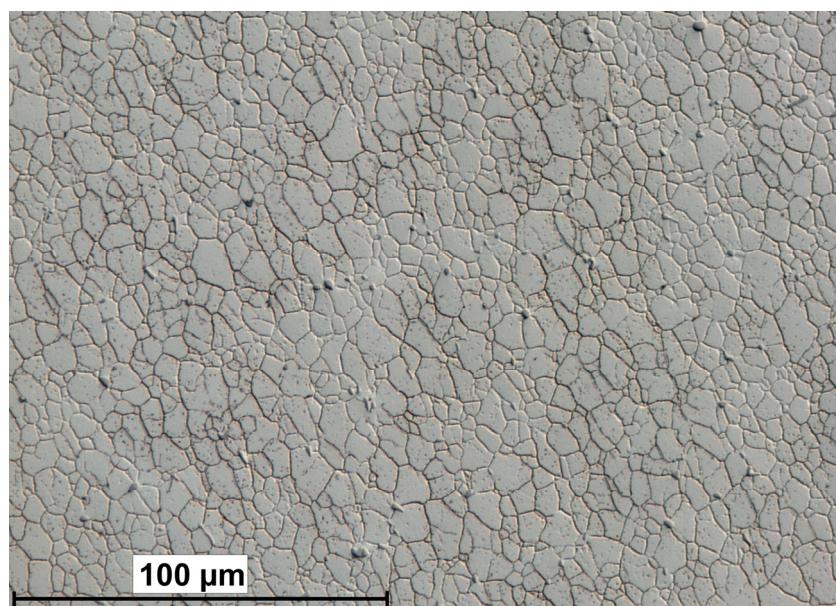


Abbildung 6.9: Gefügeaufnahme EN AW-6082 T5, quer zur Strangpressrichtung

7 Diskussion

7.1 Diskussion der Ergebnisse der Einzelprobenabschreckung

Die Einzelprobenabschreckung zeigte erfolgsversprechende Ergebnisse hinsichtlich der Eignung der Gasdüsenfeldabschreckung für die Integration in den Strangpressprozess. Nach dem Vergleich der Abkühlkurven mit den Werkstoff-Anforderungen zum Ausscheidungsverhalten der untersuchten Legierungen ist es für alle drei untersuchten Profile möglich, eine werkstoffgerechte Abschreckung durchzuführen, sowohl für EN AW-6082 als auch für EN AW-7020. Mit abnehmender Profilquerschnittsfläche steigen die erreichbaren Abkühlraten und sinken die Abkühldauern sowie die für eine überkritische Abschreckung erforderlichen Gasvolumenströme. Die EN AW-6082-Abkühlkurven vom L-Profil aus Bremen wiesen teilweise einen sehr späten Anstieg der Abkühlrate auf, erst nach einem Temperaturabfall auf bereits unter 500 °C, wahrscheinlich bedingt durch das manuelle Umsetzen aus dem Ofen. Dies war ein Grund für die zusätzliche Aufzeichnung der vergleichenden Abkühlkurven in Rostock. Mit diesem unterkritischen Abkühlen bis in den ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich hinein könnten unerwünschte Ausscheidungen und damit der Verlust von Verfestigungspotential verbunden sein. Ein rascheres Umsetzen vermeidet einen solchen Temperaturabfall.

Die erzielten mechanischen Eigenschaften bestätigen diese Ergebnisse. Bei EN AW-6082 T6 liegen die Härtewerte aller Profile deutlich über dem nach DIN EN 755-2 geforderten Wert und bei EN AW-7020 T4 erreichen die Härtewerte des L-Profiles Normwerte für EN AW-7020 T6. Die Härten der Ø20 mm- und Ø30 mm-Profile aus EN AW-7020 T4 liegen leicht unterhalb dieser Normwerte. Nachfolgend werden die

erreichten Festigkeiten über der mittleren Abkühlgeschwindigkeit aufgetragen, um sie unabhängig von den Versuchsparametern miteinander vergleichen zu können. Dabei wird erwartet, dass die Festigkeiten oberhalb der Mindestabkühlgeschwindigkeit von 5 K/s Normwerte überschreiten, wie in Abbildung 7.1 schematisch dargestellt ist.

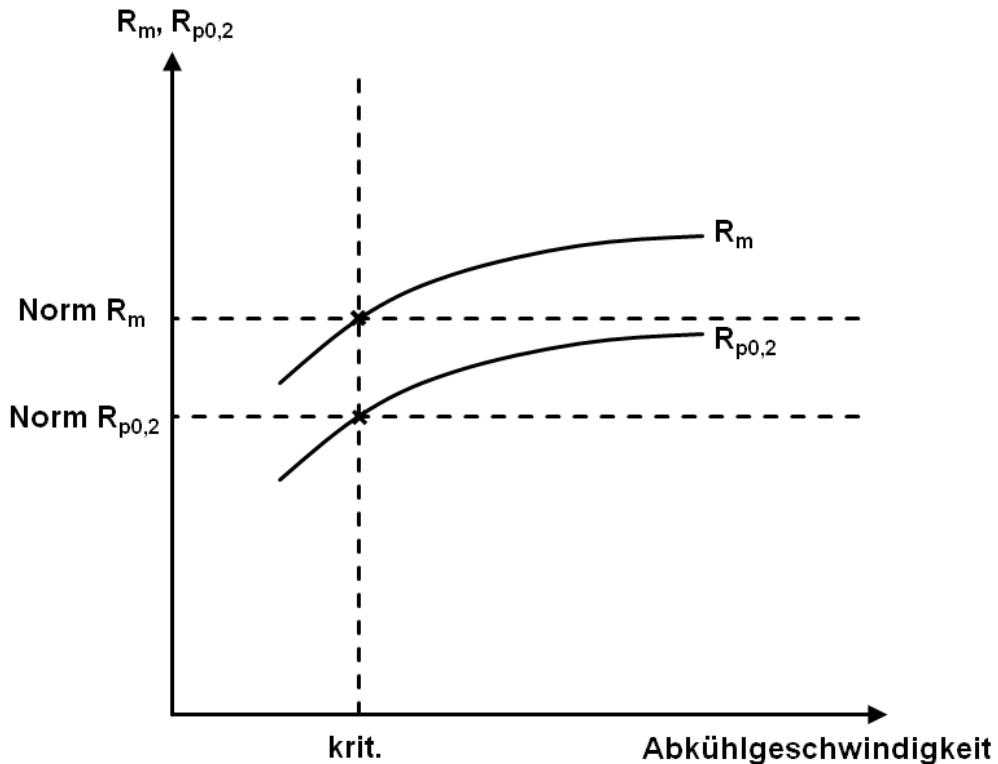


Abbildung 7.1: Erwarteter Verlauf der Festigkeit abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit (schematisch)

Die vorgestellten Dehngrenzen und Zugfestigkeiten der Proben aus EN AW-7020 T4 liegen für alle verwendeten Profile und Volumenströme weit über den geforderten Werten für den Zustand T6, was auf eine durchgehend überkritische Abschreckung schließen lässt. Abbildung 7.2 bildet diese Werte über den im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich gemittelten Abkühlraten ab und bestätigt die Erwartung nach Abbildung 7.1. Eine Ausnahme stellen die mit der langsamsten Abkühlrate abgeschreckten Ø=30 mm-Proben dar, die trotz unterkritischer Abschreckung die geforderten Normwerte erreichen. Eine Erklärung könnte in dem Unterschied zwischen den Wärmebehandlungszuständen T4 und T6 bestehen.

Abbildung 7.3 stellt die Kenngrößen des Zugversuchs der Ø20 mm-Zylinderproben aus EN AW-6082 T6 in Abhängigkeit der im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich gemittelten Abkühlraten dar. Bei durchgehend überkritischen Abkühlraten werden bis auf die Zugfestigkeit bei langsamster Abkühlung normgerechte Werte erreicht. Der nach Abbildung 7.1 erwartete Verlauf wird bestätigt.

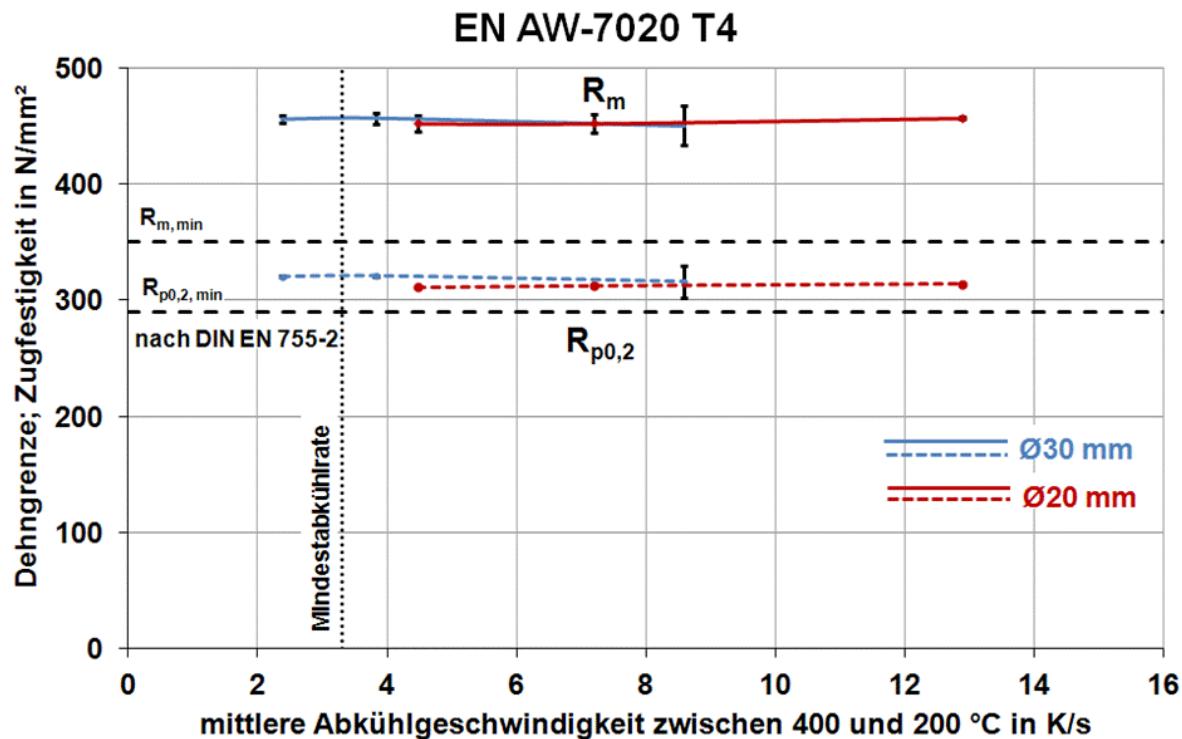


Abbildung 7.2: Festigkeitswerte der Zugproben aus ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=20$ mm und $\varnothing=30$ mm aus EN AW-7020 T4 in Abhängigkeit der mittleren Abkühlgeschwindigkeit im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich

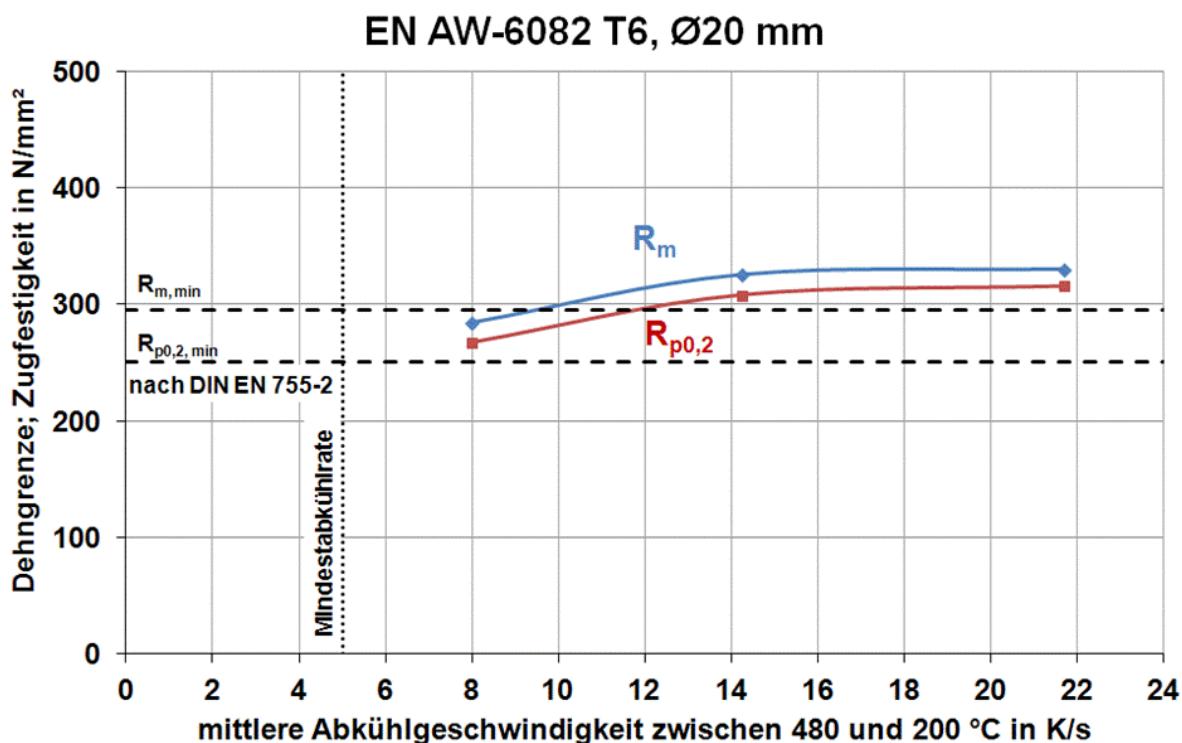


Abbildung 7.3: Festigkeitswerte der Zugproben aus ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=20$ mm aus EN AW-6082 T6 in Abhängigkeit der mittleren Abkühlgeschwindigkeit im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich

Das Ø30 mm-Profil verfehlt die Normwerte. Der nach Abbildung 7.1 erwartete Verlauf kann hier nicht bestätigt werden. An dieser Stelle sei angemerkt, dass die Normwerte für die Durchmesser 20 - 150 mm höher liegen als die für die Durchmesser unter

20 mm, obwohl davon auszugehen ist, dass kleinere Querschnitte schneller abgeschreckt werden können. Des Weiteren muss auf die relativ hohe Korngröße und auf den relativ niedrigen Gehalt an Magnesium und Silicium verwiesen werden. Mit 0,73 Ma-% Silicium und 0,61 Ma-% Magnesium liegt die verwendete Legierung EN AW-6082 sehr dicht an den unteren Grenzen der gültigen Legierungsspanne für diese beiden Elemente. Diese sind als Hauptlegierungselemente für die Teilchenverfestigung maßgebend. So sind für eine Vielzahl von Legierungen des Al-Mg-Si-Systems, bei welchen niedrigere, aber ähnliche Legierungsspannen für diese beiden Elemente gelten (z.B. EN AW-6005A), nach DIN EN 755-2 niedrigere mechanische Eigenschaften gefordert, die durch die Abschreckung von EN AW-6082 T6 im verwendeten Düsenfeld erreicht werden.

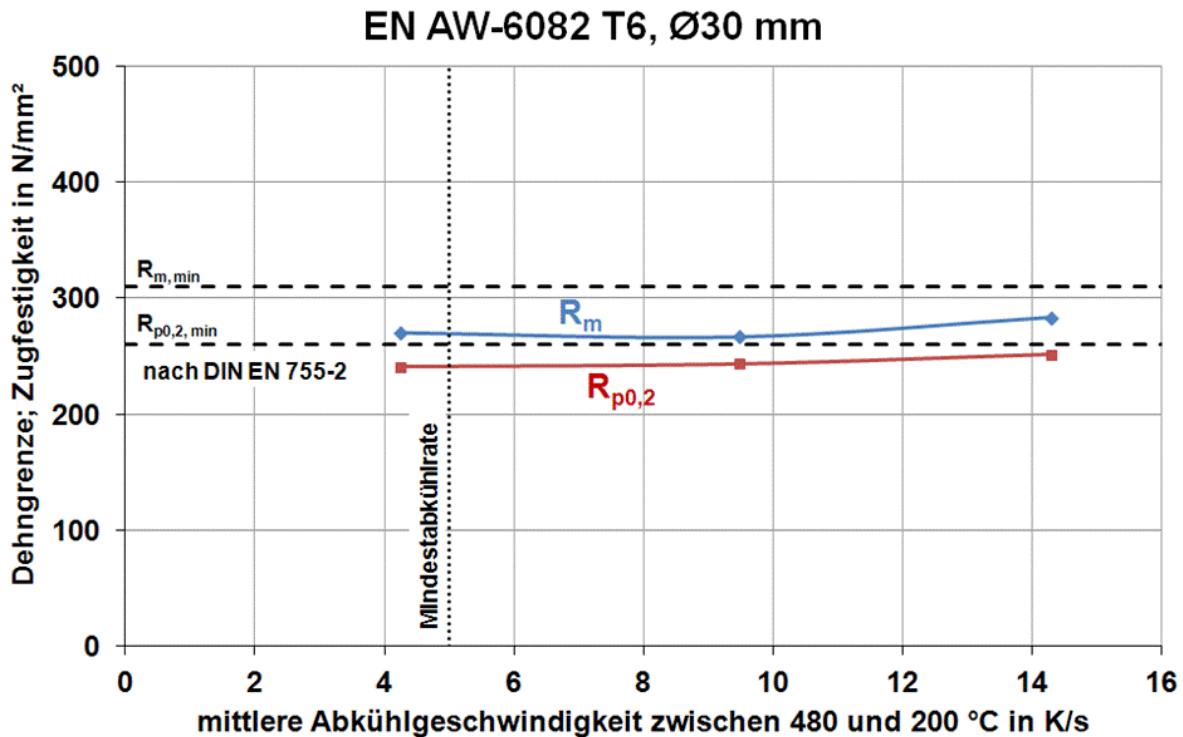


Abbildung 7.4: Festigkeitswerte der Zugproben aus ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=30$ mm aus EN AW-6082 T6 in Abhängigkeit der mittleren Abkühlgeschwindigkeit im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich

Insgesamt wurde für beide Werkstoffe auch hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften gezeigt, dass eine werkstoffgerechte Wärmebehandlung zur Einstellung gewünschter Eigenschaften mittels Gasabschreckung möglich ist.

Dies steht in guter Übereinstimmung mit in der Literatur gefundenen Ergebnissen, bei denen ebenfalls Aluminiumlegierungen mittels Gasabschreckung ausgehärtet wurden. Kessler [84-85] und Irretier [55] führten Hochdruckgasabschreckungen mit Helium unter einem Druck von 16 bar an Flachproben verschiedener Wandstärken bis zu 20 mm aus

den Aluminium-Knetlegierungen 2024, 6013 und 7075 und Rundproben mit einem Durchmesser von 8 mm aus der Aluminium Gußlegierung Al Si7Mg0,3 durch und erreichten zumindest bei kleinen Wandstärken normgerechte und nahezu gleiche Festigkeitswerte wie bei einer Wasserabschreckung. *Iretier* [55] schreckte zusätzlich zylindrische Zugproben ($\varnothing = 5, 8, 12$ mm) aus 2024 mit Stickstoff unter Umgebungsdruck in einen Gasdüsenfeld ab, wobei Gasgeschwindigkeiten von ungefähr 150 m/s auftraten. Abkühlraten zwischen 30 und 65 K/s und normgerechte Kenngrößen des Zugversuches für alle Probendurchmesser konnten erzielt werden. Des Weiteren liegen Veröffentlichungen von *Rose* vor. In [86] und [87] werden Zylinderproben mit den Durchmessern 7, 13 und 19 mm aus der Aluminium-Gusslegierung Al Si7Mg0,3 sowohl Hochdruck-gasabgeschreckt (Helium, 16 bar und Stickstoff, 10 bar) als auch in einem, dem in Kapitel 4.1.1 beschriebenen Bremer Gasdüsenfeld baugleichen Gasdüsenfeld mit 8000 l/min (Stickstoff) bei Umgebungsdruck abgeschreckt. Eine dazu identische Versuchsdurchführung, allerdings mit der sprühkomprimierten Legierung Al Si17Fe4Cu3Mg0,5Zr0,4 und mit Luft statt Stickstoff als Medium bei der Gasdüsenfeldabschreckung, präsentierte *Rose* in [88] und [89]. Bei den Hochdruckgasabschreckungen mit Helium (16 bar) werden Abkühlraten zwischen 80 und 110 K/s erzielt, bei den Gasdüsenfeldabschreckungen zwischen 60 und 80 K/s. Die Hochdruckgasabschreckungen mit Stickstoff (10 bar) bewirken Abkühlraten von ca. 40 K/s. Alle drei Verfahren führten zu sehr ähnlichen Zugversuch-Kenngrößen, die normgerecht und mit den Eigenschaften nach einer Wasserabschreckung vergleichbar waren.

Im Zuge der Koordinatenmessungen hat sich die aus der Literatur gewonnene Annahme bestätigt, dass die Abschreckung in einem Gasdüsenfeld eine verzugsarme Abschrecktechnologie darstellt. Geringe Krümmungsänderungen mit Vorzugsrichtungen sind aufgetreten. Einen guten Vergleich liefert *Reich* [74]. In seiner Arbeit wurden fünf L-förmige Proben aus stranggepresstem EN AW-6082 mit derselben Zusammensetzung und denselben Abmessungen wie die in dieser Arbeit verwendeten L-förmigen Einzelproben lösungsgeglüht wie in Kapitel 4.2.1 beschrieben, anschließend aber in 85 °C warmem Wasser statt im Gasdüsenfeld abgeschreckt (keine Warmauslagerung). Es ergibt sich eine Vorzugsorientierung, die ähnlich der bei den gasabgeschreckten L-Profilen aus EN AW-6082 ist, jedoch mit Änderungen der Krümmungsvektorbeträge infolge Wärmebehandlung von im Mittel 240 µm, siehe Abbildung 7.5. Dem gegenüber fallen die Änderungen der Krümmungsvektorbeträge der gasabgeschreckten L-Proben bedeutend niedriger aus.

Hinweise auf einen beim Abschrecken verzugsmindernden Charakter der gasförmigen Medien gegenüber den flüssigen liefern einige der oben genannten Veröffentlichungen ebenfalls. Rose untersuchte das Verzugsverhalten von Federbeinstützen [87] bei der Hochdruckgasabschreckung mit Stickstoff unter einem Druck von 10 bar sowie Pleulstangen [88-89], ebenfalls abgeschreckt mit Stickstoff (10 bar) oder im Gasdüsenfeld mit Luft unter Umgebungsdruck (8000 l/min). Sie führte vor und nach der Wärmebehandlung Koordinatenmessungen an den Bauteilen durch und verglich die auftretenden Form- und Winkeländerungen mit denen einer Wasserabschreckung. Kessler [85] und Irretier [90] führten Koordinatenmessungen vor und nach der Wärmebehandlung mit einer Hochdruckgasabschreckung (Stickstoff, 10 bar) an zwei verschiedenen Blechteilen aus der Aluminium-Knetlegierung 2024 durch. Rose konnte bei beiden untersuchten Bauteilen geringere Streuungen und Mittelwerte der Form- und Winkeländerungen gegenüber einer Wasserabschreckung feststellen, Kessler und Irretier zumindest bei einem der beiden untersuchten Blechteile.

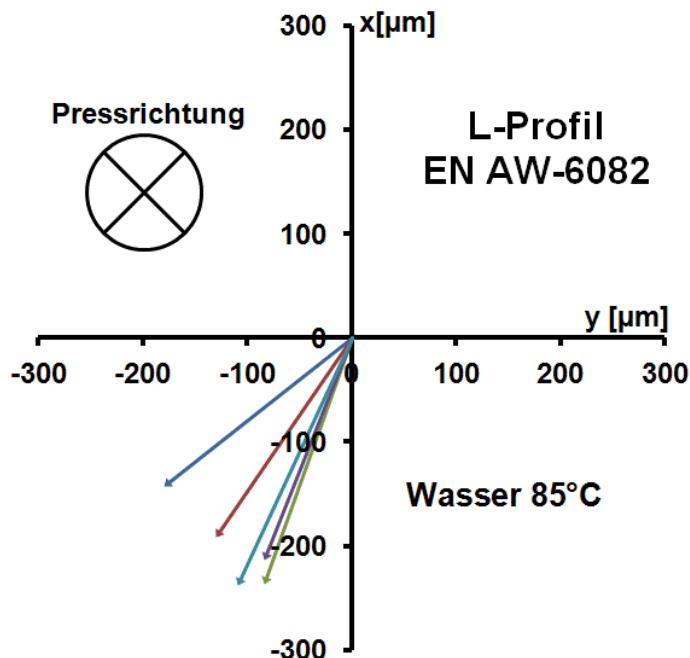


Abbildung 7.5: Änderung der Krümmungsvektoren infolge Wärmebehandlung von L-Profilen aus EN AW-6082, abgeschreckt in Wasser (85 °C) [74]

Für die aufgetretenen Vorzugsrichtungen der Krümmungsänderungen wird die Wärmebehandlung nicht als alleinige Ursache angenommen. Vielmehr wird davon ausgegangen, dass im Sinne des "Distortion Engineering" [91], [92] die einzelnen Schritte der Fertigungskette metallischer Bauteile dem Werkstück gewisse Potentiale für Verzug aufprägen, die aufsummiert und beim Erwärmen im Zuge des Lösungsglühens freigesetzt werden. Sowohl für Stähle, als auch für Aluminium-

legierungen wurde dies nachgewiesen, wie beispielsweise an geschweißten Aluminiumstrukturen [93]. Zu Verzugspotenzialen gehören inhomogene chemische Zusammensetzungen, die aus Seigerungen während des Gießens entstehen; Texturen und Gefügeinhomogenitäten infolge des Materialflusses beim Strangpressen oder Eigenspannungen, die bei zerspanender Bearbeitung oder beim Strangpressen entstehen. Auch richtungsabhängige mechanische Eigenschaften infolge des Strangpressens bergen ein solches Verzugspotential in sich. Die Analyse der Verzugspotentiale der einzelnen Fertigungsschritte von Aluminium-Strangpressprofilen stellt eine anspruchsvolle und umfangreiche Aufgabe für die Zukunft dar.

Tabelle 7.1 zeigt eine Gegenüberstellung von im Zuge der Einzelprobenabschreckungen gemessenen Temperaturen sowie Abkühlraten im Kern eines Ø20 mm-Profiles nach 5 s, 10 s sowie 15 s (vgl. Abbildung 4.13 und Abbildung 4.16) und Werten aus der Simulation (vgl. Tabelle 5.2).

Tabelle 7.1: Gegenüberstellung der Abkühlkurven-Kennwerte aus der Simulation und der Einzelprobenabschreckung (Exp.) eines Ø20 mm-Stranges (Kern) aus EN AW-6082

EN AW-6082, Ø20 mm, 100 mm/s				
$t_{\text{Kühl}}$	Exp. 4000 l/min $\Delta 600 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$	Simulation 500 $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$	Exp. 8000 l/min $\Delta 930 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$	Simulation 1000 $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$
5 s	464 °C 20,4 K/s	437 °C 17,2 K/s	408 °C 27,4 K/s	363 °C 29,3 K/s
10 s	372 °C 16,9 K/s	359 °C 14,6 K/s	293 °C 20 K/s	247 °C 20,0 K/s
15 s	297 °C 12,5 K/s	294 °C 11,9 K/s	210 °C 14,6 K/s	169 °C 13,4 K/s
maximale Abkühlrate	20,5 K/s	19,8 K/s	30,56 K/s	38,2 K/s

Zugunsten der Vergleichbarkeit sind die Abkühlraten der Simulationsergebnisse hier im Gegensatz zu der Darstellung in Kapitel 5.2 diejenigen Abkühlraten, welche zu der Temperatur nach der entsprechenden Kühlzeit gehören. Bei dem Ø20 mm-Profil entsprechen die Gasvolumenströme 4000 und 8000 l/min Wärmeübergangskoeffizienten von 600 und 930 $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ und sind somit mit den Simulations-Wärmeübergangskoeffizienten 500 und 1000 $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ weitgehend vergleichbar. Es wurden die Simulationsergebnisse für die Stranggeschwindigkeit von 100 mm/s betrachtet, da bei dieser die Zeit zum Durchlaufen des Bereiches zwischen Presse und Düsenfeld (8 s) in etwa der Umsetzzeit einer Einzelprobe entspricht.

Es ist zu erkennen, dass Kühldauer und Wärmeübergangskoeffizient in der Simulation einen sehr ähnlichen Einfluss auf die Abkühlkurve ausüben wie im Experiment. Die Abweichungen bei 8000 l/min sind auf einen niedrigeren Wärmeübergangskoeffizienten gegenüber dem in der Simulation angenommenen zurückzuführen. Insgesamt bestätigen die Experimente die Simulation.

7.2 Diskussion der Ergebnisse des Strangpress-integrierten Gasabschreckens

Beim Ausscheidungshärten mit integrierter Strangabschreckung konnten erste Erfolge erzielt werden. Grundsätzlich kann als positiv festgehalten werden, dass das Gasdüsenfeld aus Rostock erfolgreich mit all seinen Funktionen vor der Strangpresse in Hannover in Betrieb genommen werden konnte. Härtewerte und Festigkeitswerte erreichten zumindest für die schneller gepressten EN AW-6082 T5-Stränge die nach Norm geforderten Werte. Die mittlere Abkühlgeschwindigkeit während der Kühlung der Stränge im Düsenfeld lag bei allen Strängen über der Mindestabkühlgeschwindigkeit von 5 K/s und durch die integrierte Wärmebehandlung konnten grundsätzlich höhere Festigkeitswerte erreicht werden als bei dem separaten Lösungsglühen, siehe Abbildung 7.6.

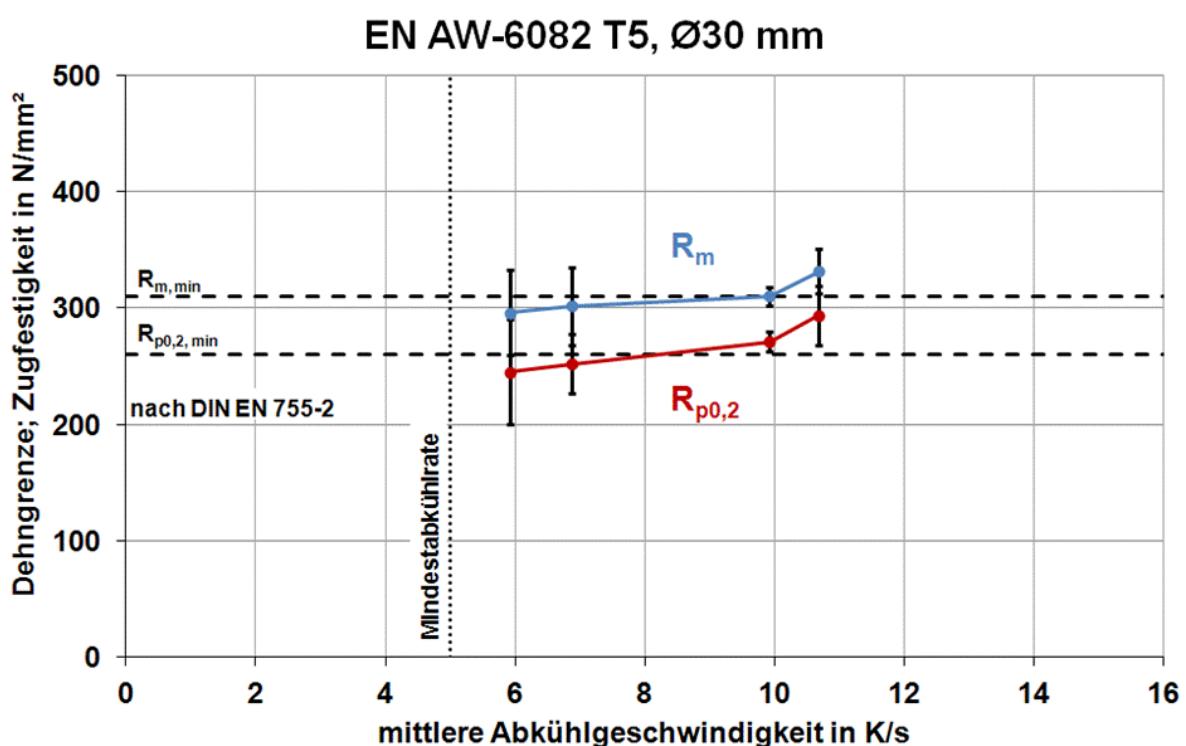


Abbildung 7.6: Festigkeitswerte der Zugproben aus ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=30$ mm aus EN AW-6082 T5 in Abhängigkeit der mittleren Abkühlgeschwindigkeit zwischen Düsenfeldeintritt und -austritt

Der nach Abbildung 7.1 erwartete Verlauf der Festigkeiten wurde prinzipiell bestätigt, allerdings verloren die langsamer gepressten Stränge vermutlich zwischen Austritt aus der Presse und Eintritt in das Düsenfeld zu stark an Temperatur, so dass unerwünschte, vorzeitige Ausscheidungen anzunehmen sind, die dazu führten, dass ein anschließendes Auslagern auf gewünschte Festigkeit nicht mehr möglich war.

Starkes Kornwachstum und Grobkornbereiche im Gefüge, wie sie bei den separat lösungsgeglühten Proben aus dem ersten Arbeitspaket beobachtet wurden, traten beim Strangpress-integrierten Ausscheidungshärtungen nicht auf. Das infolge des Strangpressens entstandene, feinkörnige Gefüge kann durch die integrierte Abschreckung erhalten werden. Die Temperaturen am Düsenfeldende deuten darauf hin, dass die Länge des Düsenfeldes ausreichend ist, um mit den verwendeten Gasvolumenströmen und Stranggeschwindigkeiten die notwendige Kühlzeit zu gewährleisten.

Die abgebildeten Rattermarken auf den Strängen können eine Folge von diskontinuierlichem Stempelvorschub sein. Wahrscheinlich ist dies darauf zurückzuführen, dass dicht an der unteren Grenze des Regelbereiches der Stempelgeschwindigkeit gearbeitet wurde. Grundsätzlich wird die langsame Stranggeschwindigkeit in mehrfacher Hinsicht als negativ betrachtet. Neben der geringen Produktivität, der möglicherweise schlechten Stempelwegregelung und dem Temperaturabfall vor Einsetzen der Kühlung hat diese auch zur Folge, dass innerhalb eines Stranges große Unterschiede in der zeitlichen Abfolge der Wärmebehandlung entstehen. Da der Pressblock als Ganzes geblieben ist, das zuletzt gepresste Werkstoffvolumen jedoch länger in der Presse verbleibt und so später der Kühlung zugeführt wird, ist hier die Glühdauer größer. Andererseits wird das zuerst gepresste und abgeschreckte Werkstoffvolumen länger bei Raumtemperatur zwischengelagert, da die Strangteilung und damit die Warmauslagerung erst nach beendetem Pressen erfolgen. Bei hochlegierten Al-Mg-Si-Legierungen ist der negative Einfluss einer Kaltauslagerung auf die nachfolgende Warmauslagerung jedoch bekannt [3], so dass aufgetretene Festigkeitseinbußen infolge der verlängerten Zwischenlagerung bei Raumtemperatur möglich sind. Die Führung des Stranges durch das Düsenfeld erfolgte von Hand, was mit Positionierungsungenauigkeiten verbunden war und sich auf Grund der Abhängigkeit der Kühlwirkung des Gasdüsenfeldes von der Positionierung des Stranges darin nachteilig auswirken kann.

Zusammenfassend kann zum dritten Arbeitspaket festgehalten werden, dass die durchgeführte, in den Strangpressprozess integrierte Gasabschreckung als erfolgreich betrachtet werden kann. Im Hinblick auf die Pressgüte, die Strangführung und den Temperaturabfall vor dem Eintreten in das Düsenfeld sind die Ergebnisse noch ausbaufähig. Wesentlich sind dabei höhere Pressgeschwindigkeiten, längere Kühlstrecken, die thermische Isolation der Strecke zwischen Pressenaustritt und Düsenfeld sowie eine automatisierte Strangführung durch das Düsenfeld. Höhere Pressgeschwindigkeiten und damit längere Kühlstrecken erfordern höhere

Gasverbräuche. Durch die Vorteile hinsichtlich der Flexibilität bei unterschiedlichen Profilgeometrien (Düsenanordnung, Volumenstrom) und hinsichtlich der gleichmäßigen und verzugsarmen Abschreckung, welche die Strangpress-integrierte Gasabschreckung im Düsenfeld bietet, kann sich der Betrieb längerer Kühlstrecken dennoch lohnen.

8 Zusammenfassung

Das Strangpressen ist ein wichtiges Formgebungsverfahren für metallische Werkstoffe, insbesondere für Aluminiumlegierungen. Die aushärtbaren Aluminium-Knetlegierungen EN AW-6082 und EN AW-7020 sind typische Strangpresslegierungen. Die Festigkeit dieser Legierungen lässt sich durch das Ausscheidungshärten, bestehend aus Lösungsglügen, Abschrecken und Auslagern, verbessern. Gelingt es, den Werkstoff im lösungsgeglühten Zustand zu pressen und anschließend abzuschrecken, lässt sich so das separate Lösungsglügen einsparen und damit die Prozesskette verkürzen. Das Abschrecken sollte dabei so schnell wie nötig, aber so langsam wie möglich, vorgenommen werden, um Bauteilverzug und Eigenspannungen zu reduzieren. Ziel dieser Arbeit war es daher, eine verzugsarme und flexible Abschreckung der Aluminium-Pressstränge in einem vor der Strangpresse positionierten Gasdüsenfeld zu realisieren.

Die systematische Vorgehensweise umfasste drei Arbeitspakete, die Einzelprobenabschreckung, die simulationsgestützte Dimensionierung eines Düsenfeldes zum Abschrecken von Presssträngen und die praktische Umsetzung der integrierten Strangkühlung an einer Strangpresse. Bei der Einzelprobenabschreckung wurden 200 mm lange Proben aus beiden Legierungen mit zylindrischer ($\varnothing 20$, $\varnothing 30$ mm) und L-förmiger Querschnittsfläche in einem Düsenfeld mit verschiedenen Gasvolumenströmen abgeschreckt. Während des Abschreckvorgangs wurden die Abkühlkurven aufgezeichnet und mit Abschreckanforderungen der Legierungen verglichen. Dieser Vergleich ergab für alle untersuchten Profile, dass die Kühlwirkung des Gasdüsenfeldes eine Abschreckung ermöglicht, welche unerwünschte vorzeige Ausscheidungen in ausreichendem Maße zu unterdrücken vermag. Zugversuche und Härteprüfung sollten die Frage, ob werkstoffgerecht abgeschreckt werden konnte, anhand von

mechanischen Kennwerten klären. Mit einer breiten Variation von Abschreckparametern konnten nach Norm geforderte Härte- und Festigkeitswerte erzielt werden, was auf eine werkstoffgerechte Abschreckung im Zuge des Ausscheidungshärtens der beiden Legierungen schließen lässt. Es zeigte sich, dass das separate Lösungsglühen nach dem Strangpressen ein erhebliches Kornwachstum verursacht. Der Verzug der Proben infolge der Wärmebehandlung wurde durch Koordinatenmessungen vor und nach dem Ausscheidungshärten aller drei Profile und beider Legierungen untersucht. Dabei erwies sich die Abschreckung in einem Gasdüsenfeld als verzugsarm gegenüber einer konventionellen Wasserabschreckung. Es traten Vorzugsrichtungen der Krümmungsänderungen auf. Es wird angenommen, dass die Ursachen für diese Orientierungen nicht allein bei der Wärmebehandlung zu suchen sind, sondern sich über sämtliche Schritte der Fertigungskette eines Bauteils erstrecken, von denen jeder dem Bauteil ein gewisses Verzugspotential aufprägt, welches während des Lösungsglühens freigesetzt wird.

Aus den Abkühlkurven wurden numerisch Wärmeübergangskoeffizienten berechnet, welche ein Maß für die Kühlwirkung darstellen und als Randbedingung in die Simulation eingehen. Die Simulation diente der Dimensionierung der Länge eines neuen, Strangpress-integrierten Düsenfeldes in Abhängigkeit vom Profil, von der Stranggeschwindigkeit, der Legierung und dem Gasvolumenstrom. Unter Einbeziehung des zur Verfügung stehenden Einbauraumes und der vorhandenen Druckluftversorgung im Bereich der Strangpresse wurde ein etwa 500 mm langes Gasdüsenfeld entwickelt. Dieses wurde vor der Strangpresse des Instituts für Werkstoffkunde in Hannover installiert. Bei Blockeinsatztemperatur lösungsgeglühte Pressblöcke aus EN AW-6082 wurden zu einem zylindrischen Profil mit einem Durchmesser von 30 mm gepresst und aus der Presshitze heraus gasabgeschreckt. Dabei wurden die Stranggeschwindigkeit und der Gasvolumenstrom variiert. Die Stränge wurden geteilt, warmausgelagert und in Zugversuchen sowie durch Härteprüfung mechanisch charakterisiert. Mit der schnelleren Stranggeschwindigkeit konnten nach Norm geforderte Werte für EN AW-6082 T6 erreicht werden, nicht aber mit der langsameren. Die Ursache hierfür wird in vorzeitigen Ausscheidungen in der Strecke zwischen Pressenaustritt und Düsenfeldbeginn vermutet, welche das Verfestigungspotential für die Warmauslagerung herabsetzen. Das entstandene Gefüge ist feinkörnig.

Das in den Strangpressprozess integrierte Gasabschrecken von Presssträngen ist erfolgreich durchgeführt und damit dem Strangpress-integrierten Ausscheidungshärtens eine verzugsarme, flexible Abschrecktechnologie eröffnet worden.

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.

Stefan Schöne

Rostock, den 13. Mai 2012

Literaturverzeichnis

- [1] Müller, K.; Ames, A.; Diegritz, O.; Finkelnburg, W.-D.; Hellenbroich, J.-P.; Johnen, W.; Kortmann, W.; Siegert, K.; Steinert, B.: *Grundlagen des Strangpressens*, 2., neu bearbeitete Auflage, expert-Verlag, Renningen, 2003
- [2] Bauser, M.; Sauer, G.; Siegert, K.: *Strangpressen*, 2. Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2001
- [3] Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin u.a., 2007
- [4] Sheppard, T.: *Extrusion of Aluminium Alloys*, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1999
- [5] Wilhelm, H.: *Untersuchungen über den Zusammenhang zwischen Vickershärte und Vergleichsformänderung bei Kaltumformvorgängen*, Berichte aus dem Institut für Umformtechnik, Nr. 9, Girardet, Essen, 1969
- [6] Kammler, M.; Hadifi, T.; Nowak, M.; Bouguecha, A.: *Experimental and Numerical Investigation on Metal Flow during Direct Extrusion of EN AW-6082*, Key Engineering Materials, Vol. 491, 2012, p. 137-144
- [7] Ruppin, D.; Strehmel, W.: *Direktes Strangpressen mit konstanter Austrittstemperatur - Einsatz axialer Blocktemperaturprofile*, Aluminium, Vol. 53, 4 / 1977, p. 233-239
- [8] Ruppin, D.; Strehmel, W.: *Direktes Strangpressen mit konstanter Austrittstemperatur - Einsatz variabler Pressgeschwindigkeit*, Aluminium, Vol. 53, 9 / 1977, p. 543-548
- [9] Ilschner, B.; Singer, R.F.: *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik: Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*, 4., neu bearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag, Berlin u.a., 2005
- [10] Bergmann, W.: *Werkstofftechnik 1: Struktureller Aufbau von Werkstoffen - metallische Werkstoffe - Polymerwerkstoffe - Nichtmetallisch-anorganische Werkstoffe*, 6., aktualisierte Auflage, Carl Hanser Verlag, München, 2008
- [11] Kammer, C.: *Aluminium-Taschenbuch*, Bd. 1: *Grundlagen und Werkstoffe*, 15. Auflage, 1. überarbeitete Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 1998
- [12] Milkereit, B.; Beck, M.; Reich, M.; Kessler, O.; Schick, C.: *Precipitation Kinetics of an Aluminium Alloy during Newtonian Cooling simulated in a Differential Scanning Calorimeter*, Thermochimica Acta, Vol. 522, 1-2 / 2011, p. 86-95
- [13] Polmear, I.: *Light Alloys: From traditional Alloys to Nanocrystals*, 4th Edition, Butterworth-Heinemann, Amsterdam, 2006
- [14] Hoferer, M.; Lübben, T.; Majorek, A.; Thoden, B.; Zoch, H.W.: *Grundlagen der Maß- und Formänderungsentstehung bei der Wärmebehandlung*, HTM Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 51, 1 / 1996, p. 56-68
- [15] Zoch, H.W.: *From single production step to entire process chain-the global approach of distortion engineering*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Vol. 37, 1 / 2006, p. 6-10
- [16] Totten, G.E.; Mackenzie, D.S.: *Aluminium Quenching Technology: A Review*, Materials Science Forum, Vol. 331-337, 2000, p. 589-594
- [17] Rühenbeck, A.: *Das Abkühlvermögen der Härtöle und ihre Einordnung in die Reihe der gebräuchlichen Abkühlmittel*, HTM - Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 10, 2 / 1956, p. 9-27
- [18] Trompeter, W.: *Wärmebehandeln von Stahlbauteilen in Wirbelbettöfen*, Maschinenmarkt, das Industriemagazin, Vol. 99, 17 / 1993, p. 68-75

- [19] Hall, D.D.; Mudawar, I.; Morgan, R.E.; Ehlers, S.L.: *Validation of a systematic approach to modeling spray quenching of aluminum alloy extrusions, composites, and continuous castings*, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 6, 1 / 1997, p. 77-92
- [20] Puschmann, F.: *Experimentelle Untersuchung der Spraykühlung zur Qualitätsverbesserung durch definierte Einstellung des Wärmeübergangs*, Dissertation Universität Magdeburg, 2003
- [21] Böckh, P.: *Wärmeübertragung: Grundlagen und Praxis*, 4., bearbeitete Auflage, Springer-Verlag, Berlin u.a., 2011
- [22] Polifke, W.; Kopitz, J.: *Wärmeübertragung: Grundlagen, analytische und numerische Methoden*, 2., aktualisierte Auflage, Pearson Studium, München u.a., 2009
- [23] Merker, G.P.: *Konvektiver Wärmeübergang*, Springer-Verlag, Berlin u.a., 1987
- [24] Jeschar, R.; Maaß, R.; Köhler, C.: *Wärmeübertragung beim Kühlen heißer Metalle mit verdampfenden Flüssigkeiten*, HTM Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 44, 3 / 1989, p. 133-137
- [25] Stich, A.; Tensi, H.M.: *Wärmeübertragung und Temperaturverteilung mit Benetzungsablauf beim Tauchkühlen*, HTM Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 50, 1 / 1995, p. 31-35
- [26] Majorek, A.; Mueller, H.; Macherauch, E.: *Untersuchungen zur Ortsabhängigkeit des Wärmeübergangs beim Tauchkühlen von Stahlzylindern*, HTM - Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 50, 1 / 1995, p. 36-41
- [27] Leidenfrost, J.G.: *On the fixation of water in diverse fire*, International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 9, 11 / 1966, p. 1153-1166
- [28] Liščić, B.: *Der Wärmeentzug beim Härteln - Vom unbestimmten Abschrecken in flüssigen Mitteln hin zum geregelten Wärmeentzug beim Gasabschrecken*, HTM Z. Werkst. Waermefbeh. Fertigung, Vol. 62, 6 / 2007, p. 250-259
- [29] Volkmut, J.; Hengerer, F.; Wünning, J.: *Erfahrungen mit Einzel-Gasabschreckung von Ringen aus durchhärtendem Wälzlagerstahl*, HTM - Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 56, 3 / 2001, p. 179-184
- [30] Edenhofer, B.; Gräfen, W.; Müller-Ziller, J.: *Umgang mit der Verzugsproblematik in der industriellen Wärmebehandlungspraxis*, HTM Z. Werkst. Waermefbeh. Fertigung, Vol. 58, 6 / 2003, p. 328-335
- [31] Stratton, P.: *Gas-jet quenching*, ASTM Special Technical Publication Vol. 1523, 2010, p. 757-775
- [32] Edenhofer, B.; Bouwman, J.W.; Peter, W.; Bless, F.: *Erfahrungen und Ergebnisse beim Gasabschrecken in einer kalten Kammer mit und ohne Düsenfeld*, HTM - Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 52, 3 / 1997, p. 138-143
- [33] Hoffmann, F.; Gondesen, B.; Lohrmann, M.; Lübben, T.; Mayr, P.: *Möglichkeiten und Grenzen des Gasabschreckens*, HTM Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 53, 2 / 1998, p. 81-85
- [34] Wagner, W.: *Wärmeübertragung: Grundlagen*, 7., überarbeitete und erweiterte Auflage, Vogel-Buchverlag, Würzburg, 2011
- [35] Kübler, R.: *Numerische und experimentelle Untersuchungen zum Einfluß des Wärmeübergangs beim Hochdruckgasabschrecken in Düsenfeldern auf die Spannungs-, Eigenspannungs- und Verzugsausbildung von rotationssymmetrischen Proben aus 100Cr6*, Dissertation TH Karlsruhe, Shaker-Verlag, Aachen, 2002
- [36] Irretier, A.: *Entwicklung einer Wärmebehandlungstechnologie für verzugsarme Bauteile aus aushärtbaren Aluminiumlegierungen*, Dissertation Universität Bremen, Shaker-Verlag, Aachen, 2007

- [37] Liščić, B.: *Heat transfer control during quenching*, Materials and Manufacturing Processes, Vol. 24, 7-8 / 2009, p. 879-883
- [38] Löser, K.; Heuer, V.: *Neue Entwicklungen auf dem Gebiet der Hochdruckgasabschreckung*, HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung, Vol. 58, 2 / 2003, p. 74-82
- [39] Ohland, J.; Hoffmann, F.; Zoch, H.W.: *Gasabschrecken mit Luft*, HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung, Vol. 61, 4 / 2006, p. 207-214
- [40] VDI: *VDI-Wärmeatlas*, 10., bearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag, Berlin u.a., 2006
- [41] Radcliffe, E.J.: *Gas Quenching in Vacuum Furnaces - A Review of Fundamentals*, Industrial Heating, Vol. 54, 11 / 1987, p. 34-39
- [42] Schrader, H.: *Trocknung feuchter Oberflächen mittels Warmluftstrahlen*, Max-Planck-Institut für Strömungsforschung, Göttingen, 1960
- [43] Huesmann, K.: *Eigenschaften turbulenter Strahlenbündel*, Chemie-Ingenieur-Technik, Vol. 38, 3 / 1966, p. 293-297
- [44] Gromoll, B.: *Experimentelle Untersuchungen des Wärmeübergangs an von Düsenystemen senkrecht angeströmten ebenen Flächen*, Dissertation TU Aachen, 1978
- [45] Bryant, A.J.; Fielding, A.P.: *Downstream Extrusion Process Control: Quenching, Cooling, Aging*, Light Metal Age, Vol. 61, 3-4 / 2003, p. 14-27
- [46] Berezhnoy, V.L.: *Technological Principles of Maximizing Strength in the Case of Production of Press Quenched Al-Mg-Si Alloy Extrusions*, Light Metal Age, Vol. 58, 5-6 / 2000, p. 46-53
- [47] Lynch, C.V.: *Metallurgical Aspects of Press Heat Treatment*, Light Metal Age, Vol. 27, 7-8 / 1969, p. 1-10
- [48] Marchive, D.; Deschamps, R.: *La trempe sur presse des alliage d'alluminium - Application au cas d'un alliage Al-Mg-Si: le 6005 A*, Revue de l'Aluminium, 480 / 1979, p. 37-47
- [49] Ashton, R.F.: *The Metallurgy of Press Heat treatable Al-Zn-Mg Extrusion Alloys*, Light Metal Age, Vol. 27, 5-6 / 1969, p. 29-31
- [50] Zakharov, V.V.: *Press Quenching of Aluminum Alloys*, Tsvetnye Metally 6 / 1977, p. 73-75
- [51] Zhang, H.; Wang, M.-Z.; Zheng, Y.-Z.; Wang, Y.-L.: *Study on the quenching by the heat of hot extruding of LY11 aluminum alloy*, Jinshu Rechuli/Heat Treatment of Metals, 4 / 1989, p. 44-47
- [52] Barbić, R.; Dragojević, V.; Smolej, A.: *Billet quenching extrusion process as efficient and reliable replacement for conventional extrusion of Al-Cu alloys*, Materials Science and Technology, Vol. 26, 1 / 2010, p. 58-65
- [53] Beerens, H.; Feldmann, H.: *Wärmebehandlung von Aluminium-Strangpressprofilen aus der Presshitze*, Aluminium, Vol. 47, 9 / 1971, p. 545-549
- [54] Burrows, C.F.; O'Keefe, R.: *New Gas Quenching Technique for Vacuum Brazing*, Welding Journal, Vol. 51, 2 / 1972, p. 99-114
- [55] Irretier, A.; Kassler, O.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: *Dry and Clean Age Hardening of Aluminum Alloys by High-Pressure Gas Quenching*, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 13, 5 / 2004, p. 530-536
- [56] Hesse, W.: *Aluminium-Schlüssel = Key to Aluminium Alloys*, 7. Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2006
- [57] Milkereit, B.; Kessler, O.; Schick, C.: *Continuous cooling precipitation diagrams depending on the composition of aluminium-magnesium-silicon alloys*, in: Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, 2010, Yokohama, Japan, p. 407-412

- [58] Milkereit, B.: *Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungsdiagramme von Al-Mg-Si-Legierungen*, Dissertation Universität Rostock, Shaker-Verlag, Aachen, 2011
- [59] Milkereit, B.; Kessler, O.; Schick, C.: *Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys*, Thermochimica Acta, Vol. 492, 1-2 / 2009, p. 73-78
- [60] Pöttke, W.: *Wärme- und Stoffübergang bei der Prallströmung von Freistrahlen mit und ohne Drall*, Dissertation Technische Universität Clausthal, 1974
- [61] Irle, U.: *Optimierung von Kammer- und Haubenöfen zur Wärmebehandlung von Aluminium und Kupfer und deren Legierungen*, Dissertation Technische Hochschule Aachen, DGM Informationsgesellschaft m.b.H, Oberursel, 1986
- [62] Wünning, J.: *Einzelhärtung von Serienteilen in Gasdüsenformen*, HTM - Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 48, 3 / 1993, p. 199-204
- [63] Gondesen, B.; Heck, U.; Fritsching, U.; Lübben, T.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: *Flexible Gasabschreckung als Ersatz für die Ölabschreckung*, Stiftung Institut für Werkstofftechnik - Abschlußbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 10087, Vol. 43/655, Forschungsgemeinschaft Industrieofenbau e.V., Frankfurt a.M., 1997
- [64] Gondesen, B.; Heck, U.; Lübben, T.; Fritsching, U.; Hoffmann, F.; Bauckhage, K.; Mayr, P.: *Optimierung der Einzelteilabschreckung im Düsenfeld - Teil 2: Maß- und Formänderungen und numerische Simulation*, HTM Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 53, 3 / 1998, p. 194-198
- [65] Gondesen, B.; Heck, U.; Lübben, T.; Fritsching, U.; Hoffmann, R.; Bauckhage, K.; Mayr, P.: *Optimierung der Einzelteilabschreckung im Düsenfeld - Teil 1: Einfluß von Düsenfeldparametern auf Abkühlgeschwindigkeit und Oberflächenhärte*, HTM Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 53, 2 / 1998, p. 87-91
- [66] Ohland, J.; Belkessam, O.; Lübben, T.; Fritsching, U.; Mayr, P.; Brzoza, M.; Specht, E.: *Härtung von Werkstücken mit komplexer Geometrie und Minimierung des Verzuges durch flexible Gasabschreckung*, Forschungsbericht 55/662: Abschlußbericht zum AiF-Forschungsvorhaben 12012/B, Forschungsgemeinschaft Industrieofenbau e.V., Frankfurt a.M., 2002
- [67] Frerichs, F.: *Einfluss von asymmetrischen Fertigungsbedingungen auf den Verzug infolge von Abschreckprozessen*, Arbeitsbericht des Teilprojektes A6 des SFB570 "Distortion Engineering", Stiftung Institut für Werkstofftechnik Bremen, 2003
- [68] Brzoza, M.; Specht, E.; Ohland, J.; Lübben, T.; Belkessam, O.; Fritsching, U.; Mayr, P.: *Düsenfeldanpassung bei der flexiblen Gasabschreckung*, HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung, Vol. 60, 3 / 2005, p. 166-172
- [69] Binder, L.: *Über äußere Wärmeleitung und Erwärmung elektrischer Maschinen*, Dissertation Technische Hochschule München, 1911
- [70] Schuh, H.: *Differenzenverfahren zum Berechnen von Temperatur-Ausgleichsvorgängen bei eindimensionaler Wärmeströmung in einfachen und zusammengesetzten Körpern*, VDI-Forschungsheft 459, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1957
- [71] Lübben, T.; Bomas, H.; Hougardy, H.P.; Mayr, P.: *Beschreibung der Abschreckwirkung flüssiger Abschreckmittel am Beispiel zweier Hartöle (2. Teil)*, HTM Haerterei-Techn. Mitt., Vol. 46, 3 / 1991, p. 155-170
- [72] Lübben, T.; Lohrmann, M.; Segerberg, S.; Sommer, P.: *Erarbeitung einer Richtlinie zur Wärmeübergangsbestimmung beim Gasabschrecken*, HTM Z. Werkst. Warmebeh. Fertigung, Vol. 57, 2 / 2002, p. 123-131
- [73] Bathe, K.-J.: *Finite-Elemente-Methoden*, 2., vollständig neu bearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag, Berlin u.a., 2002

- [74] Reich, M.: *Mechanische Eigenschaften unterkühlter Aluminiumlegierungen und deren Implementierung in die Wärmebehandlungssimulation*, Dissertation Universität Rostock, 2012
- [75] Weck, E.; Leistner, E.: *Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren; Teil 3: Nichteisenmetalle, Hartmetalle und Eisenwerkstoffe, Nickel-Basis- und Kobalt-Basis-Legierungen*, Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, 1986
- [76] Heiß, K.; u.a.: *Maß- und Formänderungen infolge Wärmebehandlung von Stählen: Grundlagen - Ursachen - Praxisbeispiele*, 2., überarbeitete Auflage, expert-Verlag, Renningen, 2003
- [77] Berns, H.: *Verzug von Stählen infolge von Wärmebehandlung*, Zeitschrift für Werkstofftechnik, Vol. 8, 1977, p. 149-157
- [78] Frerichs, F.; Luebben, T.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: *Distortion of long cylinders with small diameters due to axial symmetric cooling*, International Journal of Materials and Product Technology, Vol. 24, 1-4 / 2005, p. 244-258
- [79] Strang, G.: *Lineare Algebra*, Springer-Verlag, Berlin u.a., 2003
- [80] Schneider, D.C.; Kettern, M.: "Regression", Seminar Datamining & Prediction, Freie Universität Berlin, 2004
- [81] Heinhold, J.; Behringer, F.: *Einführung in die höhere Mathematik, Teil 2: Infinitesimalrechnung*, 1. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, u.a., 1976
- [82] Bathe, K.-J.: *Finite-Elemente-Methoden*, Springer-Verlag, Berlin u.a., 1990
- [83] Narazaki, M.; Kogawara, M.; Qin, M.; Watanabe, Y.: *Measurement and Database Construction of Heat Transfer Coefficient of Gas Quenching*, in: 2nd Int. Conf. on Distortion Engineering, 17-19 September 2008, Bremen, Germany, p. 327-334
- [84] Kessler, O.; Irretier, A.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: *High-Pressure Gas Quenching during Age Hardening of Aluminium Alloys*, Materials Science Forum, Vol. 396-402, 2002, p. 1175-1180
- [85] Kessler, O.; Irretier, A.; Pieper, O.; Dolatta, G.; Hoffmann, F.; Zoch, H.W.: *Distortion Behaviour and mechanical Properties of AlCu4Mg1 Sheet Components after High-Pressure Gas Quenching in Comparison to Liquid Quenching*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Vol. 37, 12006, p. 110-115
- [86] Rose, A.; Kessler, O.; Hoffmann, F.; Zoch, H.W.: *Gas Quenching during Age Hardening of the Aluminium Casting Alloy Al-7Si-0.3Mg*, in: 14th IFHTSE Congress, 2004, p. 498-501
- [87] Rose, A.; Kessler, O.; Hoffmann, F.; Zoch, H.W.: *Quenching Distortion of Aluminium Castings - Improvement by Gas Cooling*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 37, 1 / 2006, p. 116-121
- [88] Rose, A.; Kessler, O.; Hoffmann, F.; Zoch, H.W.; Krug, P.: *Age Hardening of forged Aluminum Components - Mechanical Properties and Distortion Behavior after Gas Quenching*, Materials Science Forum, Vol. 519-521, 2006, p. 383-388
- [89] Rose, A.; Keßler, O.; Hoffmann, F.; Zoch, H.W.; Krug, P.: *Age Hardening of forged Aluminium Components - Mechanical Properties and Distortion Behavior after Gas Quenching*, HTM - Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung, Vol. 62, 2 / 2007, p. 58-61
- [90] Irretier, A.; Kessler, O.; Pieper, O.; Dolatta, G.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: *Distortion Behaviour and mechanical Properties of Age Hardening Aluminium Alloys after High-Pressure Gas Quenching in Comparison to Liquid Quenching*, Materials Forum, Vol. 28, 2004, p. 396-401
- [91] Hoffmann, F.; Keßler, O.; Lübben, T.; Mayr, P.: "Distortion Engineering" - *Verzugsbeherrschung in der Fertigung*, HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung, 57, 3 / 2002, p. 213-217+142

- [92] Kessler, O.; Prinz, C.; Sackmann, T.; Nowag, L.; Surm, H.; Frerichs, F.; Lübben, T.; Zoch, H.W.: *Experimental study of distortion phenomena in manufacturing chains*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 37, 1 / 2006, p. 11-18
- [93] Schimanski, K.; Karsten, O.; von Hehl, A.; Zoch, H.W.: *Wirkung der Wärmebehandlung auf den Verzug geschweißter Aluminiumstrukturen - eine Herausforderung für den Flugzeugbau*, HTM - J. Heat Treatm. Mat., 65, 3 / 2010, p. 172-177

Anhang

A. Abkürzungsverzeichnis

CFD	Computational Fluid Dynamics (Numerische Strömungsmechanik)
DSC	Differential Scanning Calorimetry
FEM	Finite-Elemente-Methode
HBW	Härte nach Brinell, Prüfmaterial Wolframkarbidhartmetall
HV1, HV10	Härte nach Vickers, Prüfkraft 9,81 N bzw. 98,07 N
IW	Institut für Werkstoffkunde (Hannover)
IWT	Stiftung Institut für Werkstofftechnik (Bremen)
LWT	Lehrstuhl für Werkstofftechnik (Rostock)

B. Symbolverzeichnis

Lateinische Buchstaben und SI-Einheiten

a	in m/s ²	Temperaturleitfähigkeit
a	in m	Ordinatenabschnitt der quadratischen Funktion
A	in m ²	Fläche oder Bruchdehnung
b	einheitenlos	Ordinatensteigung der quadratischen Funktion
c	in 1/m	Öffnungsfaktor der quadratischen Funktion
C _P	in J/(kg·K)	spezifische Wärmekapazität
D	in m	Durchmesser
q, q _R	in J/(m ² ·s)	spezifischer Wärmestrom (Wärmestromdichte), am Rand
Q	in J	Wärme(menge)
Q̇	in J/s	Wärmestrom
r	in m	Radius
R _m	in N/m ²	Zugfestigkeit
R _{p0,2}	in N/m ²	Dehgrenze (Ersatzstreckgrenze)
t	in s	Zeit
t _{Kühl}	in s	Dauer der Kühlung eines Stranges im Düsenfeld
T	in K	Thermodynamische Temperatur (Kelvintemperatur)
T _A , T _{LG} , T _R		Auslagerungs-, Lösungsglüh-, Raumtemperatur oder Randtemperatur
T _∞		Umgebungstemperatur in hinreichendem Abstand

u	in m/s	Strömungsgeschwindigkeit
v	in m/s	Geschwindigkeit
V	in m ³	Volumen
̇V	in m ³ /s	Volumenstrom
V _{Press}		Verpressungsverhältnis (einheitenlos)

Griechische Buchstaben und SI-Einheiten

α	in W/(m ² ·K)	Wärmeübergangskoeffizient
η	in m ² /s	dynamische Viskosität
θ	in °C	Celsiustemperatur
λ	in W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit
ρ	in kg/m ³	Dichte

Vektorielle und sonstige Symbole

x, y, z	Koordinaten
→p _x	Parametervektor
→k	Krümmungsvektor
Z	(fettgedruckt) = Matrix
Z ^T	Transponierte der Matrix Z
(Z ^T Z) ⁻¹	Inverse der Matrix (Z ^T Z)
L _{→k} = →k	Länge / Betrag des Krümmungsvektors
α _{→k}	Winkel, Richtung des Krümmungsvektors
Ø	Durchmesser
∂T / ∂t, ∂T / ∂x	partielle Ableitung der Temperatur nach der Zeit, dem Ort
Δ	Differenz, Änderung einer Größe

C. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1:	Direktes Strangpressen, schematisch [1]	3
Abbildung 2.2:	Indirektes Strangpressen, schematisch [1]	4
Abbildung 2.3:	Materialfluss beim direkten Strangpressen eines Ø140 mm-Blockes aus EN AW-6082 mit 10 MN, sichtbar gemacht durch Indikator-Stifte aus EN AW-4043 (Ø4 mm) [6]	7
Abbildung 2.4:	Plastische Verformung durch Versetzungsbewegung entlang einer Gleitebene - links: unverformter Gitterausschnitt mit Stufenversetzung (umrandet) - mittig: Verzerrung des Gitters unter Wirken einer Schubspannung - rechts: Wandern der Versetzung und Stufenbildung (schematisch), nach [10]	9

Abbildung 2.5:	Abhängigkeit der Festigkeitssteigerung $\Delta\sigma$ durch Teilchenverfestigung vom Teilchendurchmesser d_T , nach [11]	11
Abbildung 2.6:	Qualitativer Temperatur-Zeit-Verlauf beim Ausscheidungshärten mit den Teilschritten Lösungsglühen, Abschrecken und Warmauslagern	13
Abbildung 2.7:	Zeit- Temperatur-Ausscheidungsdiagramm der aushärtbaren Aluminium-Knetlegierung EN AW-6082 [12].....	14
Abbildung 2.8:	Ungleichmäßiger Zusammenfall des Leidenfrost-Dampffilms an einem L-Profil aus EN AW-6082 in Wasser (Pfeil = Wiederbenetzungsfront).....	20
Abbildung 2.9:	Strömungsausbildung bei einem einzelnen Prallstrahl, nach [43]	24
Abbildung 2.10:	Strömungsausbildung bei benachbarten Freistrahlen einer Düsenreihe, nach [44]	26
Abbildung 2.11:	Fertigungskette von Aluminium-Strangpresserzeugnissen, nach [3] ..	27
Abbildung 2.12:	Schematischer Temperaturverlauf beim Strangpressen mit separater und integrierter Wärmebehandlung	28
Abbildung 3.1:	Gefüge von EN AW-6082 im stranggepressten Ausgangszustand für Einzelproben, mittlere Korngröße 3 µm, Aufnahme quer zur Strangpressrichtung	32
Abbildung 3.2:	Gefüge von Einzelproben aus EN AW-7020 im stranggepressten Ausgangszustand, mittlere Korngröße 10 µm, Aufnahme quer zur Strangpressrichtung	33
Abbildung 3.3:	Abmessungen des L-Profils, Probenkoordinatensystem und Lage der Thermoelementbohrungen, Angaben in mm	35
Abbildung 3.4:	Einzelproben (Länge 200 mm) in allen drei untersuchten Geometrien: Ø=30 mm, Ø=20 mm, L-Profil (v.l.n.r.).....	35
Abbildung 3.5:	In den Strangpressprozess integriertes Gasdüsenfeld zur Abschreckung, schematisch.....	37
Abbildung 4.1:	Verwendete Gasdüsenfelder; links: Gasdüsenfeld des IWT Bremen mit 200 mm langer Zylinderprobe darin (Ø=30 mm); rechts: Gasdüsenfeld des LWT Rostock im vertikalen Betrieb mit 200 mm langer L-Probe darin	40
Abbildung 4.2:	Dusenstockanordnung bei der Abschreckung und Nummerierung der Flächen der L-förmigen Einzelproben	42
Abbildung 4.3:	Durchflussregelsystem am LWT Rostock: (1) Vordruck-Manometer, (2) Kugel-ventil, (3) Massendurchflussregler mit Bedienanzeige, (4) Magnetventile, (5) Magnetventil-Schalter, (6) Schalldämpfer und Bypass, (7) Düsenfeld-Zuleitung	43
Abbildung 4.4:	Lage und Verlauf der Thermoelementbohrungen bei den Zylinderproben - links: Skizze der Stirnfläche des Ø30 mm-Profils - mittig: aufgesagte Ø20x80 mm-Probe aus frueren Untersuchungen mit identischem Verlauf der Thermoelementbohrungen - rechts: Skizze der Stirnfläche des Ø20 mm-Profils	48

Abbildung 4.5:	Einfluss der Stirnfläche auf die erzielte Härte beim Ausscheidungshärtan.....	54
Abbildung 4.6:	Konstruktion des Vektors der Gesamtkrümmung (schwarz) aus den Vektoren der Krümmungen der x-z-Ebene (grün) und y-z-Ebene (rot)	57
Abbildung 4.7:	Koordinatensystem der Zylinderprofile (links) und Schema des durch projizierte Flächenschwerpunkte laufenden Krümmungsvektors (rechts, roter Pfeil)	59
Abbildung 4.8:	Die Änderung des Krümmungsvektors infolge der Wärmebehandlung ergibt sich als Differenz der Krümmungsvektoren von den Zuständen vor (S) und nach (S+WB) der Wärmebehandlung	60
Abbildung 4.9:	L-Profil wird mittels Koordinatenmessgerät vermessen	61
Abbildung 4.10:	Reproduzierbarkeit und Ähnlichkeit von Rand- und Kernverlauf der Temperatur anhand von drei Abschreckungen einer Ø20 mm-Zylinderprobe aus EN AW-6082 mit 4000 l/min	63
Abbildung 4.11:	Reproduzierbarkeit und Ähnlichkeit von Rand- und Kernverlauf der Abkühlrate anhand von drei Abschreckungen einer Ø20 mm-Zylinderprobe aus EN AW-6082 mit 4000 l/min	64
Abbildung 4.12:	Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Gasabschreckung einer Ø30 mm-Zylinderprobe aus EN AW-6082 im Kern mit verschiedenen Volumenströmen	65
Abbildung 4.13:	Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Gasabschreckung einer Ø20 mm-Zylinderprobe aus EN AW-6082 im Kern mit verschiedenen Volumenströmen	65
Abbildung 4.14:	Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Gasabschreckung eines L-Profil aus EN AW-6082 im Kern des dicken Schenkels und am Ende des dünnen Schenkels.....	66
Abbildung 4.15:	Im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich erzielte Abkühlraten bei der Gasabschreckung einer Ø30 mm-Zylinderprobe aus EN AW-6082 im Kern	67
Abbildung 4.16:	Im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich erzielte Abkühlraten bei der Gasabschreckung einer Ø20 mm-Zylinderprobe aus EN AW-6082 im Kern	67
Abbildung 4.17:	Im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich erzielte Abkühlraten bei der Gasabschreckung eines L-Profil aus EN AW-6082 im Kern des dicken Schenkels und am Ende des dünnen Schenkels.....	68
Abbildung 4.18:	Erzielte Wärmeübergangskoeffizienten bei der Gasabschreckung des Ø30 mm-Zylinderprofils (200 mm) aus EN AW-6082	69
Abbildung 4.19:	Erzielte Wärmeübergangskoeffizienten bei der Gasabschreckung des Ø20 mm-Zylinderprofils (200 mm) aus EN AW-6082	69
Abbildung 4.20:	Thermographie-Aufnahmen einer Abschreckung einer Ø30 mm Probe aus EN AW-6082 von 540 °C mit 8000 l/min (Luft), Emissionskoeffizient 0,08.....	70

Abbildung 4.21:	Gefügeverteilung quer zur Strangpress- und Zugrichtung in der Versuchslänge zweier Zugproben ($d_0=12$ mm), gefertigt aus ausscheidungsgehärteten Zylinderproben aus EN AW-6082: - links: $\varnothing=20$ mm, abgeschreckt mit 4000 l/min - rechts: $\varnothing=30$ mm, abgeschreckt mit 8000 l/min.....	71
Abbildung 4.22:	Gefüge quer zur Strangpress- und Zugrichtung im Randbereich (links) und im Kernbereich (rechts) der Versuchslänge einer Zugprobe ($d_0=12$ mm), gefertigt aus ausscheidungsgehärteter Zylinderprobe ($\varnothing=20$ mm, abgeschreckt mit 4000 l/min).....	71
Abbildung 4.23:	Vickers-Härte im Kernbereich, ermittelt an mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen ausscheidungsgehärteten Einzelproben aller drei Profilgeometrien aus EN AW-6082 T6.....	72
Abbildung 4.24:	Vickers-Härte im Kernbereich, ermittelt an mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen ausscheidungsgehärteten Einzelproben aller drei Profilgeometrien aus EN AW-7020 T4.....	73
Abbildung 4.25:	Zugfestigkeiten und Dehngrenzen, ermittelt an mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=20$ mm aus EN AW-6082 T6	74
Abbildung 4.26:	Zugfestigkeiten und Dehngrenzen, ermittelt an mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=30$ mm aus EN AW-6082 T6	75
Abbildung 4.27:	Zugfestigkeiten und Dehngrenzen, ermittelt an mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=20$ mm und $\varnothing=30$ mm aus EN AW-7020 T4 ...	75
Abbildung 4.28:	Änderung der Krümmungsvektoren infolge Wärmebehandlung der $\varnothing 20$ mm-Profile aus EN AW-6082 (abgeschreckt mit 1600 bis 8000 l/min) und EN AW-7020 (abgeschreckt mit 800 bis 4000 l/min).....	76
Abbildung 4.29:	Änderung der Krümmungsvektoren infolge Wärmebehandlung der $\varnothing 30$ mm-Profile aus EN AW-6082 (abgeschreckt mit 1600 bis 8000 l/min) und EN AW-7020 (abgeschreckt mit 800 bis 4000 l/min).....	77
Abbildung 4.30:	Krümmungsvektoren infolge Wärmebehandlung der L-Profile aus EN AW-6082 (abgeschreckt mit 1600 bis 8000 l/min) und EN AW-7020 (abgeschreckt mit 800 bis 4000 l/min)	78
Abbildung 5.1:	Wärmeübergangsrandbedingungen bei den Zylinderprofilen, (nicht maßstäblich).....	80
Abbildung 5.2:	Ausschnitt aus dem Modell des L-förmigen Strangs mit Auswerteknoten.....	81
Abbildung 5.3:	Schema der Relativbewegung zwischen Zylinder-Strang und Umgebung durch zeitlich veränderliche Mantel-Wärmeübergangskoeffizienten.....	82
Abbildung 5.4:	Temperaturverteilung in Ausschnitten der FE-Modelle von $\varnothing 20$ mm-Presssträngen aus den beiden untersuchten Legierungen während der Abschreckung im Gasdüsenfeld	87

Abbildung 5.5:	Vergleich der Temperatur-Zeit-Verläufe bei Abschreckungen einer Ø30 mm-Zylinderprobe mit einer Düsenfeldlänge von 180 mm bzw. 484 mm sowie Gasvolumenströmen von 2000 l/min und 8333 l/min	89
Abbildung 5.6:	Wärmeübergangskoeffizienten in Abhängigkeit von der Gasgeschwindigkeit bei Abschreckungen einer Ø30 mm-Zylinderprobe mit einer Düsenfeldlänge von 180 mm bzw. 484 mm sowie Gasvolumenströmen von 2000 l/min und 8333 l/min	90
Abbildung 6.1:	Strangpresse (1) am IW Hannover, (2) Steuerung, (3) Ofen für Pressblöcke, (4) Ofen für Werkzeuge, (5) Rollentisch für Profile	92
Abbildung 6.2:	An der Strangpresse des IW Hannover wird ein Strang Ø30 mm durch das Gasdüsenfeld des LWT Rostock geführt	94
Abbildung 6.3:	Zwei von vier Verteilerrohren als Teil des Schlauchsystems an der Strangpresse.....	95
Abbildung 6.4:	Gefügeverteilung quer zur Strangpressrichtung in Ø10x10 mm-Zylinderproben aus EN AW-6082 nach 20 min Lösungsglühen bei 500 °C (links), 510 °C (mitte) und 540 °C (rechts), Wasserabschreckung und 4 h Warmauslagerung bei 180 °C	97
Abbildung 6.5:	Vickers-Härte von Zylinderproben Ø10x10 mm aus EN AW-6082 T6 in Abhängigkeit der Lösungsglühtemperatur.....	98
Abbildung 6.6:	Vickers-Härte von Zylinderproben Ø10x10 mm aus EN AW-6082 T6 (lösungsgeglüht bei 540 °C, 20 min) in Abhängigkeit einer 30-minütigen Zwischenlagerung vor dem Abschrecken bei unterschiedlichen Temperaturen	98
Abbildung 6.7:	Zugfestigkeiten und Dehngrenzen von Zugproben aus integriert gekühlten Strangpressprofilen.....	100
Abbildung 6.8:	Rattermarken auf der Oberfläche eines der gepressten Stränge	101
Abbildung 6.9:	Gefügeaufnahme EN AW-6082 T5, quer zur Strangpressrichtung ..	101
Abbildung 7.1:	Erwarteter Verlauf der Festigkeit abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit (schematisch).....	104
Abbildung 7.2:	Festigkeitswerte der Zugproben aus ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit Ø=20 mm und Ø=30 mm aus EN AW-7020 T4 in Abhängigkeit der mittleren Abkühlgeschwindigkeit im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich	105
Abbildung 7.3:	Festigkeitswerte der Zugproben aus ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit Ø=20 mm aus EN AW-6082 T6 in Abhängigkeit der mittleren Abkühlgeschwindigkeit im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich	105
Abbildung 7.4:	Festigkeitswerte der Zugproben aus ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit Ø=30 mm aus EN AW-6082 T6 in Abhängigkeit der mittleren Abkühlgeschwindigkeit im ausscheidungsrelevanten Temperaturbereich	106
Abbildung 7.5:	Änderung der Krümmungsvektoren infolge Wärmebehandlung von L-Profilen aus EN AW-6082, abgeschreckt in Wasser (85 °C) [74]..	108

Abbildung 7.6: Festigkeitswerte der Zugproben aus ausscheidungsgehärteten Zylinderproben mit $\varnothing=30$ mm aus EN AW-6082 T5 in Abhängigkeit der mittleren Abkühlgeschwindigkeit zwischen Düsenfeldeintritt und -austritt.....	111
--	-----

D. Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1: Thermophysikalische Eigenschaften (berechnet nach [40]) und relativer Wärmeübergangskoeffizient typischer Abschreckgase bei 20 °C und 1,013 bar.....	23
Tabelle 3.1: Massenanteile der Hauptlegierungselemente der untersuchten Werkstoffe	31
Tabelle 3.2: Thermophysikalische Eigenschaften der untersuchten Legierungen bei Raumtemperatur [56].....	34
Tabelle 3.3: Erforderliche Abkühlraten und ausscheidungsrelevanter Temperaturbereich der untersuchten Legierungen [57].....	34
Tabelle 3.4: Nach DIN EN 755-2 geforderte Mindestwerte der mechanischen Eigenschaften der untersuchten Legierungen für stranggepresste Stangen aus EN AW-6082 bzw. EN AW-7020, Wärmebehandlungszustand T5 bzw. T6	34
Tabelle 4.1: Theoretische und gemessene Gasgeschwindigkeiten für unterschiedliche Kombinationen aus Gasvolumenstrom und Anzahl geöffneter Düsen	44
Tabelle 4.2: Mittels Manometer aufgenommene Vordrücke, bei denen abhängig von Düsenstockanzahl (je 13 Düsen) und Volumenstrom keine Regelung des Volumenstroms ohne Überschwingen mehr möglich ist; zugehörige Nachdrücke und resultierende Druckdifferenz	45
Tabelle 3: Anzahl und Parameter der im Zuge der Einzelprobenabschreckung wärmebehandelten Proben aus EN AW-6082 (eine warmausgelagerte Probe je Volumenstrom und Profil)	46
Tabelle 4: Anzahl und Parameter der im Zuge der Einzelprobenabschreckung wärmebehandelten Proben aus EN AW-7020	47
Tabelle 4.5: Zeitintervalle, über welche die Glättung der Abkühlkurven vorgenommen wurde	49
Tabelle 4.6: Gegenüberstellung der Krümmungsänderungen infolge Wärmebehandlung in Abhängigkeit von Legierung, Profilgeometrie und Wärmebehandlungszustand; gemittelte Krümmungsvektorbeträge und Richtungen mit Standardabweichungen	78
Tabelle 5.1: In den Simulationen verwendete thermophysikalische Eigenschaften aus der Sysweld-Datenbank	83
Tabelle 5.2: Simulationsergebnisse für die Abschreckung eines Ø20 mm-Stranges (Kern) aus EN AW-6082	85
Tabelle 5.3: Simulationsergebnisse für die Abschreckung eines Ø30 mm-Stranges (Kern) aus EN AW-6082	86

Tabelle 5.4: Gegenüberstellung der Simulationsergebnisse für die Abschreckung eines Ø20 mm-Stranges (Kern) aus EN AW-6082 und EN AW-7020	87
Tabelle 5.5: Simulationsergebnisse für die Abschreckung eines Stranges mit L-Querschnitt (Kern dicker Schenkel) aus EN AW-6082	88
Tabelle 6.1: Parameter des Strangpress-integrierten Ausscheidungshärtens der Ø30 mm-Stränge	96
Tabelle 6.2: Parameter und Ergebnisse des Strangpress-integrierten Ausscheidungshärtens der Ø30 mm-Stränge aus EN AW-6082 T5	99
Tabelle 7.1: Gegenüberstellung der Abkühlkurven-Kennwerte aus der Simulation und der Einzelprobenabschreckung (Exp.) eines Ø20 mm-Stranges (Kern) aus EN AW-6082	109

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen eines von der Deutschen Forschungsgemeinschaft geförderten Projekts, der Forschergruppe 922, welche sich im Zeitraum vom 01.07.2008 bis zum 30.06.2011 mit der "Entwicklung eines prozessbegleitenden Werkstoffmodells für eine durchgängige Prozesskette beim Leichtmetall-Strangpressen" befasste.

Während meiner in dieser Arbeit zusammengefassten Forschungstätigkeit gab eine Reihe von Personen mir wertvolle Hilfestellung und Unterstützung, für die ich sehr dankbar bin.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler, der während meines Studiums Vertrauen in mich setzte, mich zu einem wissenschaftlichen Mitarbeiter des Lehrstuhls für Werkstofftechnik sowie Mitglied der Forschergruppe machte und damit die Basis für diese Arbeit schuf. Seine Ideengebung sowie seine stets besonnene und motivierende Kritik haben den Entstehungsprozess dieser Arbeit wesentlich beeinflusst.

Meinem Kollegen, Herrn Dr.-Ing. Michael Reich, möchte ich ebenfalls großen Dank aussprechen. Nachdem er mich während meiner Diplomarbeit betreute, waren wir Kollegen in Forschung und Lehre. Trotz zahlreicher eigener Aufgaben und Funktionen nahm er sich stets die Zeit, Problemstellungen mit mir zu erörtern. Von seiner Erfahrung und der freundschaftlichen Zusammenarbeit mit ihm konnte ich fachlich wie menschlich sehr profitieren.

Auch gegenüber meinen anderen Kollegen des Lehrstuhls für Werkstofftechnik bin ich dankbar, dass ich mich stets auf sie verlassen konnte, sei es bei experimentellen Untersuchungen, in technischen Dingen oder bei Fragen zur Lehre. Ihre Hilfsbereitschaft und Unterstützung hat mir die Arbeit am Lehrstuhl zu einer sehr angenehmen Zeit werden lassen. Gleches gilt für die Mitarbeiter der Standortwerkstatt um Herrn Thorsten Danckwardt.

Hinsichtlich der Koordinatenmesstechnik erhielt ich wertvolle Unterstützung von den Mitarbeitern der Stiftung Institut für Werkstofftechnik in Bremen, denen ebenfalls mein Dank gilt. Insbesondere möchte ich hier Herrn Dr.-Ing. Holger Surm benennen.

Den Mitarbeitern vom Institut für Werkstoffkunde in Hannover, insbesondere Herrn Dipl.-Ing. Marc Nowak, danke ich ebenfalls, nicht zuletzt, da sie sich nicht zu schade waren, bis tief in die Nacht hinein mit mir Strangpressversuche durchzuführen.

Auch den Personen, die mich auf nicht-wissenschaftlicher Ebene unterstützt haben, bin ich sehr verbunden. So wären mir ohne die Förderung und den Rückhalt meiner lieben Eltern Eik und Birgit das Studium und die wertvolle Zeit als Wissenschaftler vielleicht nicht möglich gewesen.

Lebenslauf

Persönliche Daten:

Name: Stefan Schöne

Geburtsdatum: 05.11.1982

Geburtsort: Stralsund



Schulbildung:

1993 – 2002 Gymnasium Grimmen

06 / 2002 Abitur (Leistungskurse Mathematik, Physik)

Grundwehrdienst:

10 / 2002 – 06 / 2003 Erkunder bei der Panzer-Flugabwehr Lütjenburg

Studium:

10 / 2003 – 03 / 2009 Diplom-Maschinenbau, Universität Rostock

Studienrichtung: Angewandte Mechanik

Vertiefungsfächer: Strukturmechanik,

Technische Dynamik

05 / 2006 – 09 / 2006 Studentische Hilfskraft am Lehrstuhl für Technische Mechanik / Maschinendynamik

10 / 2006 – 03 / 2007 Fachpraktikum bei WIND-consult (Prüfunternehmen für Windenergieanlagen)

06 / 2007 – 11 / 2007 Studienarbeit am Lehrstuhl Technische Mechanik / Maschinendynamik („Einfluss von Imperfektionen auf das Schwingungsverhalten dünnwandiger, geschweißter Strukturen“)

01 / 2008 – 07 / 2008	Projektarbeit am Lehrstuhl für Werkstofftechnik („Machbarkeitsstudie zur Beeinflussung des Flüssigkeitsabschreckens metallischer Bauteile mittels Ultraschall“)
09 / 2008 – 03 / 2009	Diplomarbeit am Lehrstuhl für Werkstofftechnik („Simulation des Gasabschreckens von Aluminium-Strangpressprofilen im Düsenfeld“)
03 / 2009	Abschluss des Studiums als Diplom-Ingenieur
04 / 2009 – 07 / 2012	Promotionsstudium und wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstofftechnik Abgabe der Dissertation: 13.05.2012 Promotionskolloquium: 13.07.2012

Gesellschaftliche und private Aktivitäten

seit Kindheit:	Wintersport
seit 2003:	Gerätetaucher Open Water Diver (CMAS, 2003) Advanced Open Water Diver (PADI, 2007)
2005 - 2009	Fallschirmspringen in Heringsdorf und Rerik
2005 - 2010	Kapitän des Universitäts-Fußball-Liga-Teams „Southside“
seit 2007	Gründungsmitglied der HSP Seebären Universität Rostock (Drachenbootteam des Hochschulsports Universität Rostock) wichtigste Erfolge: 2011: Sieger der Hochschulmeisterschaft in Halle 2012: 3. Platz Deutsche Meisterschaft 12 km in Rostock