

**Bewertung der
Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehung von
verbundgestrahlten Aluminiumwerkstoffen**

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN

(Dr.-Ing.)

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)
angenommene

DISSERTATION

von

M.Sc. Michael Seitz

Tag der mündlichen Prüfung: 01. Februar 2021
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. Kay André Weidenmann
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Sergiy Antonyuk

Kurzfassung

Das Verbundstrahlen stellt ein neu entwickeltes Verfahren auf Basis des Mikrostrahlens dar. Durch die Erweiterung einer Mikrostrahlanlage um eine Heizeinheit ist es möglich, keramische Strahlpartikel mehrere Mikrometer in ein Grundmaterial einzubringen. Die Eindringtiefe ist dabei von unterschiedlichen Prozessparametern, wie Materialpaarung, Temperatur, Strahldruck und Bearbeitungsanzahl abhängig. In der vorliegenden Arbeit wird der Zusammenhang zwischen den Prozessparametern, der sich ausbildenden Mikrostruktur und den daraus resultierenden Eigenschaften beschrieben.

Mikroskopische Untersuchungen zeigen, dass sich durch das vielfache Auftreffen der Keramikpartikel eine Hügel-Tal-Struktur ausbildet. Weiterhin führt der mehrfache Aufprall zu einem Fragmentieren der Keramikpartikel. Diese werden vor allem in den Tälern der Oberflächenstruktur vorgefunden. Durch Prozesstemperaturen nahe dem Schmelzpunkt des Grundmaterials ist es möglich, die Fragmente der Keramikpartikel bis zu einer Tiefe von 40 μm in Aluminiumwerkstoffe einzubringen. Analytische Modelle aus den Bereichen des Strahlverschleißes und der Ballistik berechnen ähnliche Eindringtiefen. Detaillierte Untersuchungen der Mikrostruktur mittels Röntgendiffraktometrie (XRD) und Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) zeigen, dass die ehemals mikrometergroßen Strahlpartikel bis hin zu nanoskaligen Partikeln zerbrechen. Weiterhin weisen die Partikel durch den massiven Aufprall eine erhebliche Defektdichte auf.

Die quasi-statischen Eigenschaften werden nur geringfügig durch das Verbundstrahlen beeinflusst und sind nahezu unabhängig von den Prozessparametern. Die eingebrachten Partikel und die gesteigerte Rauheit der Oberfläche nach

dem Verbundstrahlprozess führt bei Wechselbiegeversuchen zu einer geringfügigen Reduktion der Langzeitfestigkeit. Den größten Einfluss hat die verbundgestrahlte Oberfläche bei tribologischer Belastung. Die harte und raue Oberfläche erhöht den Reibungskoeffizient unter Schwing-Reib-Verschleiß, steigert aber den Widerstand gegen Abrasion erheblich.

Abstract

Composite peening is a novel process based on micro peening. By adding a heating device to a micro peening system, it is possible to introduce ceramic blasting particles several micrometers into the base material of aluminum, for example. The penetration depth depends on different process parameters such as materials used, temperature, peening pressure and number of treatments. In this thesis the influence between the process parameters, the forming micro structure and the resulting mechanical properties is described.

Microscopic examinations show that a hill and valley surface topography is formed by multiple impact of the ceramic particles. Furthermore, the multiple impacts lead to a fragmentation of the ceramic particles. These are mainly found in the valleys of the structure. Due to temperature near the melting point of the base material, it is possible to introduce the fragments of the ceramic particles into aluminum alloys up to a depth of 40 μm . Analytical models from the research areas of solid particle erosion and ballistics calculate similar penetration depths for composite peening. Detailed investigations of the microstructure using X-ray diffraction (XRD) and transmission electron microscopy (TEM) show that the formerly micrometer-sized blasting particles break down to nanoscale particles. Furthermore, the particles also show a considerable defect density after the massive impact.

The quasi-static properties are only slightly influenced by composite peening and are almost independent of the process parameters. The particles introduced and the increased roughness of the surface after the composite peening process lead to a slight reduction of the fatigue strength in case of alternating bending

tests. In the case of tribological testing, composite peening has the most significant effect. Although the rigid and rough surface increases the coefficient of friction under oscillation wear, it also significantly improves the resistance to abrasion.

Danksagung

Die hier vorliegende Arbeit entstand während meiner Zeit als Mitarbeiter des Instituts für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK) am Karlsruher Institut für Technologie (KIT) und wäre ohne den stetigen Austausch und ohne die Mithilfe meiner Kolleginnen und Kollegen nicht möglich gewesen. Aus diesem Grund gilt allen Mitarbeitern des Instituts mein größter Dank.

Insbesondere möchte ich mich bei Prof. Dr.-Ing. Kay André Weidenmann für die Übernahme des Hauptreferats danken. Der kontinuierliche wissenschaftliche Dialog, die Unterstützung in jeder Phase des Projekts und die zahlreichen Diskussionen trugen maßgeblich zu dieser Arbeit bei. Genauso bedanke ich mich bei Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze für die Übernahme des Korreferats und die Anregungen und Diskussionen im Bereich der mechanischen Oberflächenbehandlungen. Prof. Dr.-Ing. Sergiy Antonyuk sei an dieser Stelle gleichwohl als Korreferent und die gewissenhafte Durchsicht des Manuskripts gedankt.

Zu großem Dank bin ich meinen Kolleginnen und Kollegen am IAM-WK für die vielen wissenschaftlichen Diskussionen und Anregungen genauso wie für die fruchtbare und freundliche Atmosphäre verpflichtet. Insbesondere möchte ich mich an dieser Stelle bei Dr.-Ing. Wilfried Liebig sowie den Kollegen und Kolleginnen der Arbeitsgruppe Hybride Werkstoffe und Leichtbau (HWL) bedanken. Mein großer Dank gilt Dr.-Ing. Alexander Kauffmann und seiner Arbeitsgruppe für die unzähligen Diskussionen und Untersuchungen der Mikrostruktur nach Verbundstrahlen. Nicht kleiner ist der Verdienst von Dr. rer.

nat. Christian Greiner (IAM-CMS), der mir mit Rat und Tat bei tribologischen Fragestellungen zur Seite gestanden hat. Bei der Arbeitsgruppe von Dr.-Ing. Jens Gibmeier bedanke ich mich recht herzlich für die Unterstützung bei der Durchführung der Eigenspannungsmessungen.

Besonders möchte ich mich bei meinen Bürokollegen Moritz Habschied und Vincent Sessner bedanken, die zu einer produktiven und unterhaltsamen Arbeitsatmosphäre beigetragen haben. Viele Ideen und Denkanstöße der beiden Kollegen sind in diese Arbeit mit eingeflossen.

Einen großen Anteil zum Gelingen dieser Arbeit tragen auch Dr. Michael Dürrschnabel (IAM-AWP) durch die TEM-Untersuchungen und Antje Dollmann und Chantal Kurpiers (IAM-CMS) für die REM Analysen bei. Vielen Dank an dieser Stelle.

Dem technischen Personal genauso wie den Mitarbeitern der Werkstatt danke ich für die immense Geduld und Hilfestellung für den Fall, dass Prüfvorrichtungen besser gestern als morgen wieder benutzt werden sollten.

Ich möchte mich an dieser Stelle ebenfalls bei Thomas Scherr, Laura Karch, Elisabeth Günther, Georg Zeeb, Michael Stransky und Malte Flachmann bedanken, die meine Forschung mit ihren studentischen Abschlussarbeiten unterstützt haben. Weiterhin gilt mein Dank Steffen Weidhaus, Anja Schweizer und Jakob Technau, die mir als HiWis mit vollem Engagement assistiert haben.

Zu guter Letzt möchte ich mich bei meinen Freunden und meiner Familie für den stetigen Zuspruch und die immerwährende Unterstützung bedanken.

Karlsruhe, im Oktober 2020

Michael Seitz

Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

Formelzeichen

A	Materialkonstante zur Bestimmung der Eindringtiefe
a	Düsenabstand
A_r	Verhältnis aus Strahlpartikeleindruck und Gesamtfläche
A_{Ges}	Gesamtfläche
B	Materialkonstante zur Bestimmung der Eindringtiefe
b	Bahnabstand
BG	Bedeckungsgrad
BZ	Bestzahl
d	Partikeldurchmesser
d_d	Düsendurchmesser
d_P	Projektildurchmesser
d_{koh}	Größe der kohärent streuenden Bereiche
$Ds10, Ds50, Ds90$	Gewichtsgemittelter Partikeldurchmesser für einen Anteil von 10 %, 50 % sowie 90 % der Partikel
E	E-Modul
E'	Reduzierter E-Modul
E_a, E_b	E-Modul der Kontaktkörper
F_x	Axiale Kraft
H_D	Dynamische Härte
H_G	Härte Grundmaterial
H_P	Partikelhärte

$H_{G,d}$	Härte duktils Grundmaterial
$H_{G,s}$	Härte sprödes Grundmaterial
HB	Brinellhärte
HV	Vickershärte
HV_S	Strahlmittelhärte
HV_W	Strahlguthärte
HWB	Halbwertsbreite
k_D	Korrekturfaktor Partikeldurchmesser
k_H	Korrekturfaktor Härteverhältnis
k_r	Korrekturfaktor Partikelform
k_S	Scherrerkonstante
k_ϕ	Korrekturfaktor Partikelstrom
K_{cG}	Bruchzähigkeit Grundmaterial
K_{cP}	Bruchzähigkeit Strahlpartikel
m	Masse Strahlpartikel
N_1, N_2	Projektilformfaktoren
n_P	Anzahl der Strahlpartikel
P	Hertz'sche Kontaktkraft
p	Strahltrieb
R	Partikelradius
r	Radius eines Partikeleindrucks
$R_{eS,G}$	Streckgrenze Grundmaterial
R_{p01}	0,1 % Dehngrenze
R_{p02}	0,2 % Dehngrenze
Ra	Arithmetischer Mittenrauwert
Rt	Maximale Rautiefe
Rz	Gemittelte Rautiefe
s	Streuvektor
T	Temperatur
t	Strahldauer
T_S	Schmelztemperatur

$t_{98\%}$	Strahldauer zum Erreichen eines vollständigen Bedeckungsgrades
v	Partikelgeschwindigkeit
v_0	Auftreffgeschwindigkeit der Partikel, Projektile
v_F	Vorschubgeschwindigkeit
v_n	Normale Expansionsgeschwindigkeit
W	Verschleiß
X	Eindringtiefe
z	Bearbeitungsanzahl
α	Strahlwinkel
$\Delta(2\theta)$	Reflexverbreiterung
$\Delta(2\theta)_G$	Korngrößenabhängige Reflexverbreiterung
$\Delta(2\theta)_S$	Versetzungsinduzierte Reflexverbreiterung
ε	Verzerrung im Kristallgitter
ε_r	Randfaserdehnung
γ_a, γ_b	Querkontraktionszahl der Kontaktkörper
γ_G	Querkontraktionszahl Grundmaterial
λ	Wellenlänge der monochromatischen Röntgenstrahlung
λ_c	Grenzwellenlänge Gaußfilter
μ_m	Reibkoeffizient
ρ_G	Dichte Grundmaterial
ρ_P	Dichte Strahlpartikel
ρ_V	Versetzungsichte
σ^{ES}	Eigenspannungen
σ_l^{ES}	Längseigenspannungen
σ_n	Normalwirkende Druckspannung
σ_q^{ES}	Quereigenspannungen
σ_t	Tangentialspannung
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	Normalspannungen
τ_{max}	Maximale Schubspannung

θ Orientierungswinkel zwischen Strahlpartikel und Grundmaterial

Abkürzungen

AJM	Schneidstrahlbearbeitung (engl.: abrasive jet machining)
BF	Hellfeld (engl.: bright-field)
BSE	Rückstreuungselektronen (engl.: backscattered electrons)
DF	Dunkelfeld (engl.: dark-field)
DIP	Digitale Bildbearbeitung (engl.: digital image processing)
EDX	Energiedispersive Röntgenspektalanalyse (engl.: energy dispersive X-ray spectroscopy)
EELS	Elektronenenergieverlustspektroskopie (engl.: electron energy loss spectroscopy)
FIB	Ionenfeinstrahlanlage (engl.: focused ion beam)
FPSP	Mikrostrahlen (engl.: fine particle shot peening)
FWHM	Halbwertsbreite (engl.: full width at half maximum)
REM	Rasterelektronenmikroskop, bzw. Rasterelektronenmikroskopie
SE	Sekundärelektronen (engl.: secondary electrons)
SPE	Strahlverschleiß (engl.: solid particle erosion)
STEM	Rastertransmissionselektronenmikroskop (engl.: scanning transmission electron microscopy)
TEM	Transmissionselektronenmikroskop, bzw. Transmissionselektronenmikroskopie
XRD	Röntgendiffraktometrie (engl.: X-ray diffraction)

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Kenntnisstand	3
2.1	Mechanische Oberflächenbehandlungen	3
2.1.1	Kugelstrahlen und Mikrostrahlen	4
2.1.2	Festwalzen	7
2.1.3	Randschichtzustand	8
2.2	Eindringverhalten von Partikeln	14
2.2.1	Eindringen von Partikeln bei mechanischen Oberflächen- bearbeitungsverfahren	14
2.2.2	Strahlverschleiß	19
2.2.3	Eindringen von Partikeln bei Strahlverschleißuntersu- chungen	36
2.3	Modelle zur Beschreibung der Eindringtiefe	48
2.3.1	Modell nach Beckmann und Gotzmann	48
2.3.2	Modell nach Ellermaa	50
2.3.3	Modell nach Chen und Li	51
2.4	Bewertung des Kenntnisstands	53
3	Versuchswerkstoffe und Probekörpergeometrie	55
3.1	Grundwerkstoffe	55
3.2	Strahlpartikel	57
3.3	Probekörpergeometrien	59

4	Verbundstrahlprozess	61
4.1	Aufbau der Verbundstrahlanlage	61
4.1.1	Temperaturführung	62
4.1.2	Parameterspektrum	65
4.1.3	Resultierende Systemgrößen	69
4.2	Nachbehandlungen	72
4.2.1	Wärmebehandlung	72
4.2.2	Festwalzen	72
4.3	Parameterspektrum	73
5	Experimentelle Methoden	77
5.1	Mikrostrukturelle Charakterisierung	77
5.1.1	Rauheitsmessung	77
5.1.2	Metallografische Untersuchungen	77
5.1.3	Röntgendiffraktometrie	78
5.1.4	Eigenspannungsmessung	80
5.1.5	Rasterelektronenmikroskopie	81
5.1.6	Transmissionselektronenmikroskopie	81
5.2	Biegeversuche	82
5.3	Wechselbiegeversuche	82
5.4	Tribologische Untersuchungen	83
6	Ergebnisse	85
6.1	Mikrostrukturelle Charakterisierung der Verbundwerkstoffe	85
6.1.1	Oberflächentopografie	86
6.1.2	Metallografie	95
6.1.3	Transmissionselektronenmikroskopie	96
6.1.4	Röntgendiffraktometrie	101
6.2	Eigenspannungsmessung	104
6.3	Quantitative Betrachtung des Eindringverhaltens	108
6.3.1	Einfluss der Prozessparameter	109

6.3.2 Analytische Modellierung der Eindringtiefe	113
6.4 Quasistatische Untersuchungen	120
6.4.1 Biegeversuche	120
6.4.2 Vierpunktbiegung unter thermischer Last	124
6.5 Wechselbiegeversuche	125
6.6 Tribologische Untersuchungen	127
7 Diskussion	139
7.1 Mikrostrukturelle Eigenschaften	139
7.1.1 Oberflächenstruktur nach Verbundstrahlen	139
7.1.2 Fragmentierung der Keramikpartikel	141
7.1.3 Defektstrukturen in den Keramikpartikeln	142
7.1.4 Haftung innerhalb der Keramikpartikelfelder	143
7.2 Eindringtiefe	144
7.2.1 Einfluss der Temperatur	144
7.2.2 Einfluss des Grundmaterials	145
7.2.3 Einfluss des Strahldrucks	146
7.2.4 Einfluss des Strahlmittels	148
7.2.5 Einfluss der Bearbeitungsanzahl	150
7.2.6 Literaturwerte von Eindringtiefen	151
7.2.7 Anwendungsgrenzen der Modelle	154
7.3 Mechanische Eigenschaften	158
7.3.1 Biegeversuche	158
7.3.2 Wechselbiegeversuche	161
7.4 Tribologische Eigenschaften	161
8 Zusammenfassung	163
Eigene Publikationen	165
Literaturverzeichnis	169

1 Einleitung

Der Randschicht kommt bei vielen Bauteilen eine gesonderte Stellung zu. Zum einen kommt es hier zu Wechselwirkungen zwischen Werkstoffoberfläche und Umgebung. Durch Korrosion, Abrasion oder Temperatureinwirkung kann es zu einer Schädigung der Bauteiloberfläche kommen. Zum anderen liegen mechanische Belastungen meist inhomogen über dem Bauteilquerschnitt vor. Aufgrund Biegung, Torsion, Hertz'scher Pressung oder Kerbspannung befindet sich das Belastungsmaximum in oberflächennahen Bereichen. Mit der Tribologie beschäftigt sich zudem ein ganzes Forschungsgebiet mit der Wechselwirkung zwischen Bauteiloberfläche und Gegenkörper. Des Weiteren sind insbesondere die zyklischen Eigenschaften eines Bauteils stark von der Randschicht abhängig, da diese oft den Ort des Rissausgangs darstellt.

Aufgrund dieser Gegebenheiten stehen mit mechanischen Oberflächenverfahren und Beschichtungsprozessen unlängst etablierte Methoden zur Verfügung, um die Eigenschaften der Randschicht zu beeinflussen und der Belastung anzupassen. Im Falle von Strahlverfahren ist bekannt, dass Strahlpartikel und deren Fragmente in die Oberfläche eingebettet werden können [1]. In der Regel ist dieser Sachverhalt unerwünscht, da diese als Kerbe deklarierte Fehlstelle eine verringerte Lebensdauer impliziert [2]. Untersuchungen von Ando et al. [3] weisen jedoch nach, dass durch eingebettete keramische Strahlpartikel die Oberflächenhärte des Bauteils gesteigert werden kann. Dieser Sachverhalt verspricht Potential gerade im Hinblick auf Hochtemperatureigenschaften und tribologische Aspekte.

Ausgehend davon wurde mit dem Verbundstrahlen ein neuer Prozess entwickelt, mit dessen Hilfe das Einbetten von Strahlpartikeln bewusst gesteigert

werden kann. Durch die Erweiterung einer Mikrostrahlanlage mit einer Heizeinheit ist es möglich, Keramikpartikel unterschiedlich tief in metallisches Grundmaterial einzubringen, wie Vorarbeiten belegen [4][†]. Im Zuge dieser Arbeit werden die Zusammenhänge zwischen Prozessparametern, Struktur und mechanischen sowie tribologischen Eigenschaften beschrieben. Ausgehend davon können Einsatzmöglichkeiten für den Verbundstrahlprozess abgeleitet werden.

Diese Arbeit ist in acht Kapitel unterteilt. Im Anschluss an die Einleitung wird die relevante Literatur aus den Bereichen der mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren und der Strahlverschleißuntersuchungen beleuchtet. Der Fokus liegt auf den Beobachtungen des Eindringens von Partikeln in die Oberfläche des Grundmaterials. Im Anschluss sind analytische Modelle, die das Eindringen von Partikeln und Projektilen beschreiben, aufgeführt. Kapitel 3 liefert eine Übersicht der verwendeten Materialien. Neben den Probekörpergeometrien der Aluminiumlegierungen sind auch Größe, Beschaffenheit und chemische Zusammensetzung der Strahlpartikel dargestellt. Der Aufbau der Verbundstrahlanlage und die Beschreibung der verwendeten Prozessparameter bilden den Kern von Kapitel 4. Anschließend umfasst Kapitel 5 eine Beschreibung der mikrostrukturellen und mechanischen Charakterisierungsmethoden. Die Ergebnisse im Zusammenhang zwischen Prozess, Oberflächenstruktur und Eigenschaften der verbundgestrahlten Probekörper sind in Kapitel 6 aufgeführt. In Kapitel 7 werden die Ergebnisse des vorangegangenen Kapitels diskutiert und die beobachteten Strukturen mit der Literatur verglichen. Die Arbeit endet mit einer Zusammenfassung in Kapitel 8.

[†] Eigene Veröffentlichungen, die im Rahmen dieser Arbeit entstanden sind, werden mit [†] markiert.

2 Kennnisstand

2.1 Mechanische Oberflächenbehandlungen

Der Randschichtzustand eines Bauteils kann durch vielfältige Prozesse modifiziert werden. Fertigungsverfahren, die primär eine Anpassung der Randschichteigenschaften ermöglichen, sind in DIN 8580 in Hauptgruppe 5 „Beschichtungsverfahren“ und Hauptgruppe 6 „Stoffeigenschaften ändern“ aufgeführt [5]. Letztere Gruppe lässt sich weiter in thermische, thermochemische und mechanische Verfahren untergliedern.

Sowohl das Kugelstrahlen als auch das Festwalzen gehören zu den mechanischen Oberflächenbehandlungen. Bei einer solchen Behandlung wird die Randschicht eines Werkstücks elastisch-plastisch kaltverformt [6]. Die hierfür benötigte Energie erfolgt mithilfe eines geeigneten Werkzeuges entweder statisch oder stoßartig. Weiterhin kann der Kontakt zwischen Werkzeug und Werkstoffoberfläche ohne oder mit Relativbewegung stattfinden [7]. Eine weitere Unterscheidung kann zudem zwischen geführten oder statistisch regellosten Prozessen getroffen werden. Zu ersten gehört das Festwalzen, während Strahlverfahren aufgrund unregelmäßiger Aufschläge der Strahlpartikel zu den regellosen Verfahren gezählt werden. Das Oberflächenhämmern kann je nach Prozessführung in beide Kategorien fallen. Hochdruckwasserstrahlen, Autofrettieren und Laser-Shock-Processing komplettieren die Liste der mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren. Durch Modifikationen bestehender Verfahren wird die Anwendungsmöglichkeit von mechanischen Oberflächenbehandlungen stets erweitert. Als Beispiele lassen sich das Kugelstrahlen unter

Vorspannung des Strahlguts nennen oder das sogenannte Warmstrahlen bei erhöhten Temperaturen [7, 8].

Im Folgenden werden die beiden in dieser Arbeit relevanten Verfahren der mechanischen Oberflächenbehandlung näher betrachtet. Zum einen werden mit dem Kugel- und Mikrostrahlen die grundlegenden Mechanismen bei Strahlprozessen als Ausgangspunkt für den Verbundstrahlprozess beschrieben. Zum anderen wird auf das Festwalzen näher eingegangen, welches als Nachbehandlungsprozess der verbundgestrahlten Oberfläche eingesetzt wurde.

2.1.1 Kugelstrahlen und Mikrostrahlen

Die Strahlverfahren beschreibt DIN 8200 als Fertigungsverfahren, bei dem Strahlpartikel, auch als Strahlmittel bezeichnet, beschleunigt und zum Aufprall auf eine zu bearbeitende Oberfläche, auch Strahlgut genannt, gebracht werden [9]. Für die Beschleunigung des Strahlmittels stehen unterschiedliche, etablierte Verfahren zur Verfügung. Entweder können die Strahlpartikel durch Zentrifugalkraft in Schleuderradanlagen oder mithilfe von Druckluft auf die Werkstückoberfläche befördert werden [6].

Durch Strahlverfahren können unterschiedliche Ziele verfolgt werden. Das Reinigungsstrahlen erfolgt meist mit kantigem Strahlmittel und dient zur Entfernung arteigener oder -fremder Schichten und Verunreinigungen des Strahlguts. Hierzu zählt das Entfernen von Zunder und Rost. Beim Oberflächenveredelungsstrahlen liegt das Hauptaugenmerk auf der Veränderung der Oberflächenstruktur, um beispielsweise gute Hafteigenschaften für Klebeverbindungen zu erzielen. Die Veränderung der Oberfläche aufgrund optischer oder haptischer Effekte zählt ebenfalls in diese Kategorie. Das Verfestigungsstrahlen (oder umgangssprachlich auch Kugelstrahlen) dient der gezielten Erzeugung von Verfestigungen und Druckeigenspannungen in der Randschicht des Strahlguts. Dadurch ergibt sich ein gesteigerter Widerstand gegen Rissbildung und

-fortschritt, der in einer gesteigerten Schwingfestigkeit resultiert. Die Verwendung von harten, kantigen Strahlpartikeln ermöglicht das Abtragen, Trennen oder Entgraten mithilfe eines Strahlverfahrens. Eine Verfahrensvariante stellt das Wasserstrahlschneiden mit Abrasivstoffen dar, bei dem kein Trägergas, sondern ein flüssiges Medium benutzt wird.

Abhängig von der gesetzten Aufgabenstellung sind die Prozessparameter inklusive Strahlmittel für die Strahlbehandlung von Bedeutung [10]. Das Strahlmittel kann nach unterschiedlichen Attributen, wie chemische Zusammensetzung, Größe und Verteilung der Größe sowie Form eingeteilt werden. Ausgehend von der chemischen Zusammensetzung spielen auch die mechanischen Eigenschaften wie Steifigkeit, Bruchfestigkeit und Härte eine Rolle. Die am häufigsten verwendeten Strahlmittel beim Kugelstrahlen sind Stahlgusskorn, arrondiertes Stahldrahtkorn, sowie Glasperlen und Keramikperlen aus Zirkoniumoxid, Siliziumoxid oder Aluminiumoxid (Korund) [6, 7].

Für maximale Druckeigen Spannungsbeträge in der Randschicht sollte die Härte des verwendeten Strahlmittels mindestens der Härte des Strahlguts entsprechen. Aus diesem Grund ist bei gehärteten Stählen das Stahldrahtkorn gegenüber dem Stahlgusskorn zu bevorzugen. Die keramischen Strahlmittel erfüllen diese Bedingung ebenfalls. Durch deren kleinere Dichte wird aber eine geringere Tiefenwirkung des Strahlprozesses erzielt [11].

Die Größe der eingesetzten Strahlmittel unterscheidet sich je nach Abmessung und Geometrie des Strahlguts. Je höher die gewünschten Druckeigen Spannungsbeträge sind, desto größer muss die Intensität des Aufschlags sein. Dies ist der Fall bei größeren und schwereren Strahlpartikel. Bei dünnwandigen Bauteilen und zur Vermeidung einer hohen Oberflächenrauheit sind kleine Glasperlen einzusetzen. Durch den Einsatz von Glasperlen kann ebenfalls das Auftreten von Korrosion durch mögliche Kontamination von Strahlpartikeln vermieden werden [6, 7]. Im Realprozess liegt immer eine Größenverteilung des Strahlmittels vor. Diese ist in Siebklassen eingeteilt.

Durch die Prozessparameter des Strahlverfahrens können Strahlintensität und Überdeckungsgrad beeinflusst werden [12]. Neben der Masse der Strahlpartikel ist die Intensität des Strahlverfahrens von der Strahlmittelgeschwindigkeit und dem Strahlmitteldurchsatz abhängig [6]. Die Intensität wird in der Praxis über genormte Almentestplättchen bestimmt. Die Durchbiegung dieser einseitig eingespannten Plättchen nimmt mit zunehmender Bearbeitungszeit zu und nähert sich einem Sättigungsgrenzwert an, der die sogenannte Almen-Intensität wieder gibt. Die genormten Almentestplättchen stehen in drei unterschiedlichen Dicken zur Verfügung, um einen breiten Bereich von Strahlintensitäten abzudecken [13, 14].

Die Überdeckung, bzw. der Überdeckungsgrad, ist als Verhältnis zwischen Fläche der Strahlmitteleindrücke zur Gesamtoberfläche festgelegt. Zu Beginn der Strahlbehandlung wächst der Überdeckungsgrad linear an und nähert sich asymptotisch dem Grenzwert von 100 % an. Ab einer Überdeckung von 98 % wird von einer vollständigen Überdeckung der Strahlgutoberfläche gesprochen. Die Zeit, die benötigt wird, um diese Überdeckung zu erreichen, heißt $t_{98\%}$. Im Falle einer Bearbeitungszeit größer $t > t_{98\%}$ ist der Überdeckungsgrad als Vielfaches von $t/t_{98\%}$ definiert [6].

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass das der Zustand der oberflächennahen Schichten nach einer Kugelstrahlbehandlung durch die Angabe der Almenintensität und des Überdeckungsgrades nicht vollständig definiert ist. Zwar gibt die Durchbiegung der Almentestplättchen durch die elastisch-plastische Verformung ein Maß für die in Eigenspannungen umgesetzte Energie an, allerdings ist dieser Energieumsatz auch vom Härteverhältnis Strahlmittel zu Strahlgut abhängig. Zur eindeutigen Kennzeichnung einer Strahlbehandlung schlagen Wohlfahrt und Krull zusätzlich zu Almenintensität und Überdeckungsgrad den Strahlkorndurchmesser, die Strahlmittelgeschwindigkeit oder den Strahl- druck sowie die Härte des Strahlmittels vor [6].

Eine Verfahrensvariante des Kugelstrahlens ist das Mikrostrahlen, welches in Japan in den 1980er Jahren entwickelt wurde [15]. Erste Publikationen

über dieses Verfahren wurden gegen Ende des letzten Jahrtausends veröffentlicht [16]. Auch als Fine Particle Shot Peening (FPSP oder FPP) bezeichnet, werden bei diesem Strahlverfahren deutlich kleinere Strahlpartikel als beim konventionellen Kugelstrahlen verwendet. Der Durchmesser der Strahlpartikel liegt üblicherweise in einer Größenordnung von $10\ \mu\text{m}$ bis $200\ \mu\text{m}$ [16–19]. Die Geschwindigkeit der verhältnismäßig harten keramischen Strahlpartikel ist höher als beim konventionellen Kugelstrahlen [15, 19] und liegt je nach Strahldruck in einem Bereich zwischen $100\ \text{ms}^{-1}$ bis $200\ \text{ms}^{-1}$ [20]. Neben der Eignung als Feinstbearbeitung in der Fertigungstechnik [17, 18] kann die Lebensdauer durch das Mikrostrahlen verlängert werden. Die kleineren Strahlpartikel führen zu einer geringeren Rauheit gegenüber den konventionellen Kugelstrahlen. Verbunden mit einem oberflächennahen Druckeigenspannungsmaximum zeigte sich in den Untersuchungen von Weingärtner et al. [20] ein hohes Potential für Ermüdungsanwendungen. So konnte durch das Mikrostrahlen die Wechselfestigkeit von 42CrMo4 um 30 % gesteigert werden.

2.1.2 Festwalzen

Der Prozess des Festwalzens ist in VDI 3177 [21] neben den Verfahren Glattwalzen und Maßwalzen unter dem Oberbegriff Oberflächen-Feinwalzen zusammengefasst. Als Walzkörper werden in der Regel kugelförmige oder rollen- bzw. walzenförmige Werkzeuge eingesetzt. Durch Überrollen wird die Rand-schicht bei definierter Anpresskraft und Bewegungsrichtung elastisch-plastisch verformt [6]. Die wirkende Kraft wird entweder mechanisch oder hydraulisch appliziert. Weitere einstellbare Prozessparameter sind Geometrie des Walzkörpers, Vorschub, Überrollungszahl, Schmierung und Abstand der Trajektorien [7].

Die Form der festgewalzten Werkstücke ist aufgrund technischer Realisierungsmöglichkeiten in der Regel zumindest teilweise rotationssymmetrisch. In

diesem Fall können kombinierte Prozesse aus Drehen und konsekutivem Festwalzen realisiert werden. Beispiele für festgewalzte Werkstücke sind Kurbel- und Achswellen, sowie Achsschenkel und Torsionsstäbe [7]. Aber auch zylindrische Bohrungen oder Freiflächen wie Turbinenschaukeln können mit Sonderwerkzeugen bearbeitet werden [6, 22, 23].

Durch die eingebrachten Verfestigungen und Druckeigenspannungen kann wie bei den Strahlverfahren das Dauerschwingverhalten verbessert werden [6, 24]. Dieser Effekt kann je nach Walzdruck durch eine Verbesserung der Rauheit unterstützt werden. Festgewalzte Oberflächen mit einer besonders geringen Rauheit zeichnen sich weiterhin mit positiven Einflüssen auf die Gleit- und Laufeigenschaften und einem damit einhergehenden verminderten Verschleiß aus [6]. In Vorversuchen zeigte sich, dass durch auftretende Oberflächendeformationen beim Verbundstrahlen die Oberflächenrauheit deutlich gesteigert wird [4][†]. Durch einen anschließenden Festwalzprozess soll die Oberfläche eingeebnet werden. Hassan und Momani [25] zeigten an kommerziell reinem Aluminium, dass ein konsekutiver Festwalzprozess die durch Kugelstrahlen gesteigerte Rauheit der Oberfläche um bis zu 55 % senken kann.

2.1.3 Randschichtzustand

Mechanische Oberflächenbehandlungen gehen mit einer Änderung der Randschichteigenschaften einher. Zu diesen Eigenschaften zählen Formänderungen beziehungsweise Verzug, Änderung der Topografie, Erzeugung von Makro-eigenspannungen und Gitterstörungen, Änderungen von Phasenanteilen und Texturzuständen, sowie Dichteänderungen durch Reduktion von Porosität [26]. Eine schematische Darstellung charakteristischer Randschichteigenschaften ist in Abbildung 2.1 dargestellt. Unter dem Begriff der Topografie ist die geometrische Gestalt einer technischen Oberfläche zusammengefasst. Die Beschreibung der Topografie erfolgt über die Form, Welligkeit und in letzter Instanz

über die Rauheit (R_t , R_a) einer Oberfläche [27]. Die Quer- und Längsseignspannungen sowie die Härte und röntgenografische Halbwertsbreite sind mit σ_l^{ES} , σ_q^{ES} , HV und HWB bezeichnet. Der Einfluss von mechanischen Oberflächenbehandlungen auf diese Randschichteigenschaften wird im Folgenden zusammengefasst.

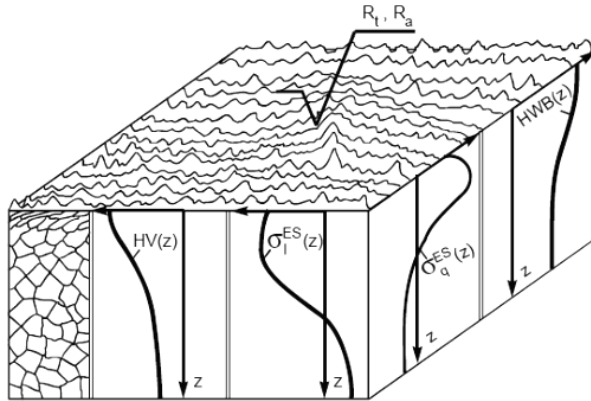


Abbildung 2.1: Charakteristische Randschichteigenschaften nach mechanischer Oberflächenbehandlung [26].

Topografie

Durch mechanische Oberflächenbehandlungen tritt in der Regel eine Änderung der Topografie auf, die mit den Kenngrößen Welligkeit und Rauheit beschrieben wird. Je nach Intensität des Bearbeitungsverfahrens und Topografie des Ausgangszustandes wird die Bauteiloberfläche eingeebnet oder aufgeraut. In Abbildung 2.2 ist zu sehen, dass die Rauheit des Vergütungsstahls 42CrMo4 V450 sowohl durch Festwalzen (links) als auch durch Mikrostrahlen (rechts) gesenkt werden kann. Ein niedriger Festwalzdruck von 100 bar verringert die Rauheit der Oberfläche. Durch eine sukzessive Steigerung des Drucks

erhöht sich die Rauheit wieder. Dieser Anstieg ist auf eine Schädigung oberflächennaher Bereiche zurückzuführen.

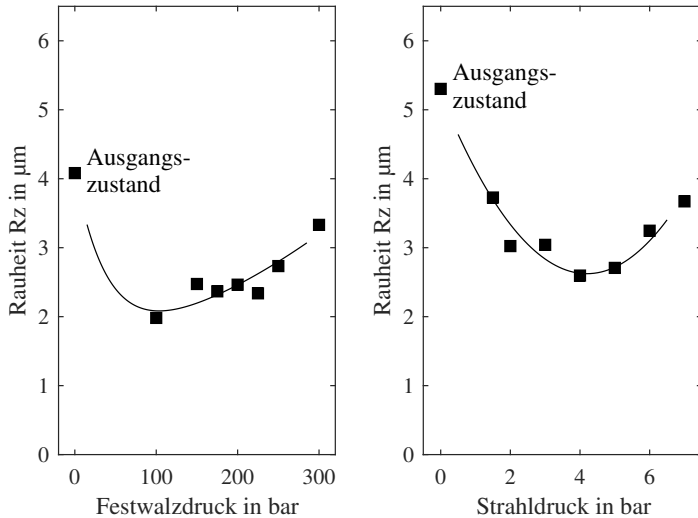


Abbildung 2.2: Einfluss des Festwalzdrucks (links) und des Strahldrucks (rechts) auf die Rauheit der Oberfläche des Vergütungsstahls 42CrMo4 V450 nach [20, 28].

Eine Reduktion der Rauheit ist auch beim Mikrostrahlen zu beobachten. Die Rauheit des Ausgangszustands wird durch einen Strahldruck bis 4 bar gesenkt. Anschließend führt die gesteigerte kinetische Energie zu tieferen Eindrücken und folglich zu einer raueren Oberfläche. Weitere Faktoren, die die Rauheit beim Kugelstrahlen beeinflussen, sind die Härte des Werkstücks und des Strahlmittels sowie die Partikelgröße des Strahlmittels. Durch einen höheren Massendurchsatz sinkt die kinetische Energie des Strahlmittels durch Kollisionen zwischen den einzelnen Partikeln und führt somit zu einer geringeren Rauheit.

Druckeigenspannungen

Durch die inhomogene elastisch-plastische Streckung der Oberfläche bei mechanischen Oberflächenbehandlungen bilden sich oberflächennah in der Regel Druckeigenspannungen $\sigma^{ES}(z)$ in der Randschicht aus. Neben der plastischen Streckung tritt beim Kugelstrahlen auch Hertz'sche Pressung im Kontakt zwischen Strahlmittel und Strahlgut auf. Die plastische Streckung bezeichnet die Deformation der oberflächennahen Bereiche und hat ein Eigenspannungsmaximum unmittelbar an der Oberfläche zur Folge. Durch die Hertz'sche Pressung tritt das Eigenspannungsmaximum als Überlagerung von Normalspannungen (σ_x, σ_y und σ_z) und Schubspannungen (τ_{max}) unterhalb der Werkstückoberfläche auf. Diese beiden Elementarprozesse sind schematisch in Abbildung 2.3 dargestellt. Beim Festwalzen findet der selbe Mechanismus analog zwischen Werkzeug und Werkstück statt.

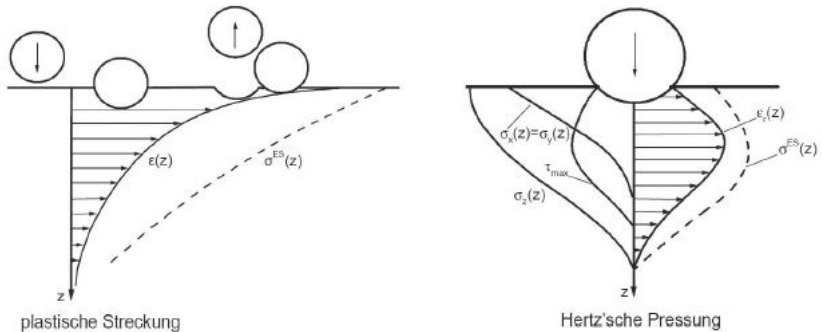


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung des Einflusses von plastischer Streckung (links) und Hertz'scher Pressung (rechts) auf den Eigenspannungszustand $\sigma^{ES}(z)$ nach Kugelstrahlen [29].

Durch die Überlagerung beider Effekte bilden sich die charakteristischen Eigenspannungstiefenverläufe aus, wie die linke Seite der Abbildung 2.4 zeigt. Bei weichen Werkstoffen dominiert der Anteil der plastischen Streckung und

das Eigenspannungsmaximum liegt an der Bauteiloberfläche. Bei harten Werkstoffen nimmt der Anteil der Hertz'schen Pressung eine größere Rolle ein. Folglich verschiebt sich das Eigenspannungsmaximum ins Bauteilinnere. Die kinetische Energie der Strahlpartikel ist genauso wie der Überdeckungsgrad für die Wirktiefe und die Größe der Druckeigenspannungen relevant.

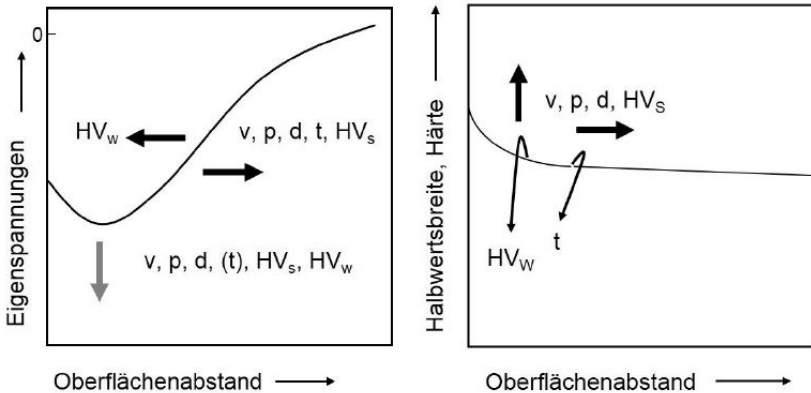


Abbildung 2.4: Einfluss unterschiedlicher Strahlparameter auf den Eigenspannungstiefenverlauf (links) und Halbwertsbreitentiefenverlauf (rechts) [30] (HV_w : Strahlguthärte, HV_s : Strahlmittelhärte, v : Strahlmittelgeschwindigkeit, p : Strahldruck, d : Strahlmitteldurchmesser, t : Strahldauer).

Der Einfluss der Verfahrensparameter auf den Eigenspannungstiefenverlauf durch unterschiedliche mechanische Oberflächenbehandlungen ist in Abbildung 2.5 am Beispiel des Vergütungsstahls 42CrMo4 V450 zu sehen. Durch die höhere kinetische Energie des Strahlmittels beim Kugelstrahlen kann eine gesteigerte Eindringtiefe gegenüber dem Mikrostrahlen beobachtet werden. Das Eigenspannungsmaximum liegt beim Mikrostrahlen oberflächennah vor, beim Kugelstrahlen dagegen in einer Tiefe von ungefähr $150\ \mu\text{m}$. Beim Festwalzen ist die Wirktiefe der Eigenspannungen gegenüber den beiden Strahlverfahren nochmals größer. Im Gegensatz zu den Strahlverfahren liegt nach dem

Festwalzen in der Regel ein anisotroper Eigenspannungszustand mit größeren Eigenspannungen quer zur Vorschubrichtung vor.

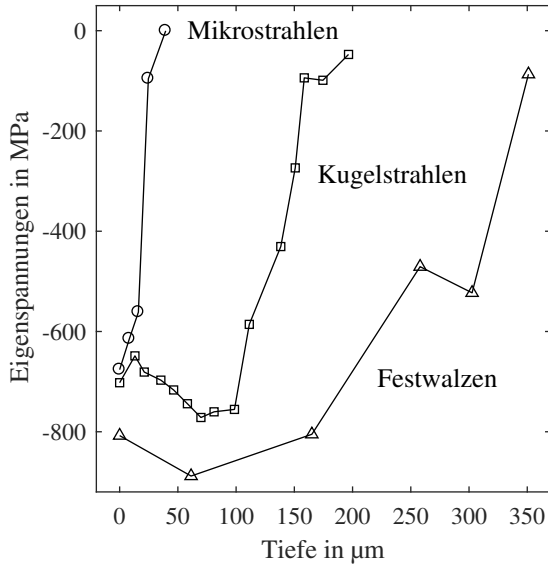


Abbildung 2.5: Druckeigenspannungen nach Mikrostrahlen, Kugelstrahlen und Festwalzen des Vergütungsstahls 42CrMo4 V450 nach [20, 28].

Verfestigungen

Die Kaltverfestigung beschreibt eine Festigkeitssteigerung durch Behinderung von Versetzungsbewegung aufgrund einer Erhöhung der Versetzungsdichte. Im Fall von versetzungsarmen Randschichtzuständen kann durch eine mechanische Oberflächenbehandlung eine deutliche Steigerung der Versetzungsdichte beobachtet werden. Im rechten Teil der Abbildung 2.4 können weitere Einflussgrößen auf die Halbwertsbreite oder Härte, welche ein Indiz für die Verfestigung darstellt, entnommen werden. Eine höhere kinetische Energie

führt zu einer gesteigerten Kaltverfestigung und Tiefenwirkung. Bei versetzungsreichen Ausgangszuständen kann eine mechanische Oberflächenbehandlung durch Versetzungsumordnung und -annihilation dagegen entfestigend wirken [7].

2.2 Eindringverhalten von Partikeln

2.2.1 Eindringen von Partikeln bei mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren

Das Eindringen und Einbetten von Partikeln in die Oberfläche von Werkstoffen ist eine Begleiterscheinung bei vielen mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren. In der Regel ist das Eindringen der Strahlpartikel nicht erwünscht, da Fremdpartikel in der Werkstoffoberfläche Fehlstellen darstellen, die insbesondere bei Ermüdung oder Korrosion die Lebensdauer eines Bauteils verringern [2]. Im Folgenden wird ein kurzer Überblick über eingebettete Partikel bei verschiedenen Oberflächenbehandlungsverfahren gegeben.

Im medizinischen Bereich wird Sandstrahlen oft als Oberflächenbehandlungsverfahren zur Aufrauung der Oberfläche eingesetzt, um die Osseointegration zu steigern [31]. Bei Untersuchungen von sandgestrahltem Titan und Ti6Al4V wurden vielzählige unerwünschte Korundstrahlpartikel in der Oberfläche gefunden [32, 33]. Die kantigen Strahlpartikel hatten eine Ausgangsgröße von 250 µm bis 750 µm. Barriuso et al. [34] beobachteten bei der Titanlegierung Ti6Al4V und dem austenitischen Stahl AISI 316 LVM ein Eindringen der kantigen Al₂O₃-Partikel mit einer mittleren Größe von 1 mm bis 2 mm genauso wie bei rundem ZrO₂ (125 µm bis 250 µm). Die Anzahl und die Tiefe der

eingebetteten Partikel war bei den größeren Al_2O_3 -Partikel deutlich erhöht. Genauso konnten mehr Al_2O_3 -Partikel in der Titanlegierung als im austenitischen Stahl gefunden werden. Die Abnahme der Anzahl eingebetteter Partikel über der Strahlzeit schreiben Barriuso et al. der einsetzenden Kaltverfestigung zu.

Auch beim Kugelstrahlen können Fragmente von Strahlpartikeln in der Werkstückoberfläche verbleiben. Ausgehend von einer mittleren Größen von $300\ \mu\text{m}$ wurden nach dem Kugelstrahlen von AISI 316L Fragmente der Zirkoniumpartikel kleiner $10\ \mu\text{m}$ vorgefunden [35]. Bei Aluminium (EN AW-7075) als Strahlgut war das Eindringen der Stahlkugeln von ihrem Durchmesser abhängig. Während kleinere Strahlpartikel ($100\ \mu\text{m}$ bis $300\ \mu\text{m}$) nicht in der Oberfläche stecken blieben, konnten scharfkantige Fragmente der $400\ \mu\text{m}$ bis $600\ \mu\text{m}$ großen Stahlkugeln nach dem Prozess mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie identifiziert werden [36].

Dass das Einbetten von Strahlpartikelfragmenten nicht auf größere Partikel beschränkt ist, zeigen Untersuchungen im Mikrostrahlbereich [3, 16]. Sowohl keramische als auch metallische Strahlmittel mit einem Ausgangsdurchmesser von $50\ \mu\text{m}$ konnten auf der Oberfläche der Aluminiumlegierung EN AW-6063 von Ando et al. [3] nachgewiesen werden. Das Steckenbleiben der Strahlmittelfragmente führte zu einer Härtesteigerung, die die Kaltverfestigung übertrifft. Kameyama und Komotori [37] identifizierten nach Mikrostrahlen (FPP) eine lamellare Struktur aus Fragmenten von Strahlmittel aus Werkzeugstahl und Ti6Al4V Grundwerkstoff, wie Abbildung 2.6 darstellt. Die Ausbildung dieser lamellaren Schicht beschreiben Kameyama und Komotori in einer weiterführenden Arbeit [16]. Für die Bildung dieser lamellaren Schicht sorgt ein Wechselspiel aus Partikelübertrag und plastischer Verformung des weicheren Grundmaterials durch nachfolgende Einschläge, wie in Abbildung 2.7 zusammengefasst illustriert ist. In der Inkubationsphase (Abbildung 2.7 a) und Abbildung 2.7 b)) formen sich Krater und Gräben durch den Partikelaufrall. Dabei

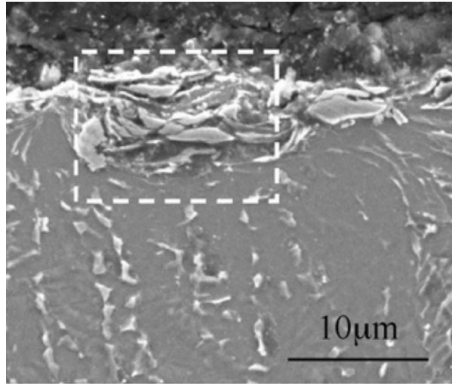


Abbildung 2.6: Rasterelektronenmikroskop-Aufnahme der sich ausbildenden lamellaren Struktur aus Fragmenten von Strahlpartikeln aus Werkzeugstahl und der Matrix aus Ti6Al4V [37].

kann es zum Materialübertrag von Strahlpartikeln auf das Grundmaterial kommen. Durch weitere Partikelauflschläge wird das weichere Grundmaterial über die eingebetteten Fragmente geschoben, wie in Abbildung 2.7 c) dargestellt ist. Letztendlich zeigt Abbildung 2.7 d) die ausgebildete lamellare Struktur aus Fragmenten der Strahlpartikel und dem Grundmaterial.

Auch wenn das Wasserstrahlschneiden mit Abrasivzusätzen den Trennverfahren zugeordnet wird, kann bei diesem Verfahren ebenfalls ein Einbetten von Partikelfragmenten beobachtet werden. Eingebettete Partikel wurden bei einem Strahlwinkel von 90° in erster Linie in unmittelbarer Nähe der Schneidkante und weniger auf der Schneidfläche gefunden. Die Granatpartikel mit einer Ausgangsgröße von $177 \mu\text{m}$ treffen mit ungefähr 500 m s^{-1} auf die Oberfläche der Titanlegierung Ti6Al4V und Fragmentieren aufgrund der hohen Kräfte, die beim Auftreffen wirken [38].

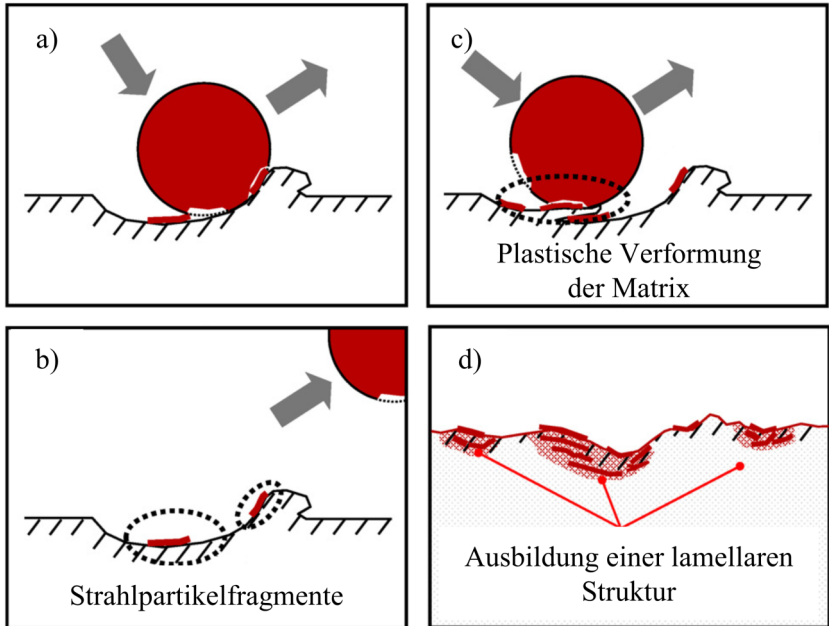


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung der Ausbildung einer lamellaren Schicht aus Strahlpartikelfragmenten und Grundmaterial nach [16].

Frühere Untersuchungen im Gebiet des Wasserstrahlschneidens stellten an Titan und Titanlegierungen fest, dass die Anzahl und Eindringtiefe der Abrasivpartikelfragmente von einigen Prozessparametern abhängig ist. Je größer die Partikel [39, 40] und je größer der Auftreffwinkel [40–42], desto größer die Eindringtiefe und Anzahl der Partikelfragmente auf der bearbeiteten Oberfläche. Anhand einer detaillierten Untersuchung eines repräsentativen eingebetteten keramischen Partikelfragments konnten außerdem Risse lokalisiert werden (siehe Abbildung 2.8).

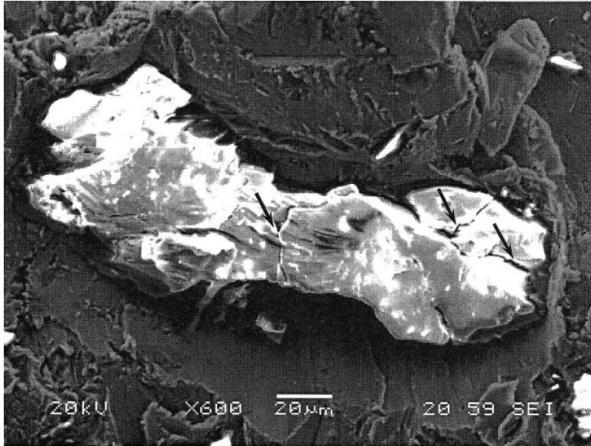


Abbildung 2.8: Abrasivpartikel mit Rissen nach Wasserstrahlschneiden [40].

Das Einbetten von Wolframkarbidpartikeln durch maschinelles Oberflächenhämmern wurde von Ripoll et al. untersucht [43–45]. Die Partikel unterschiedlicher Größenordnungen ($0,8\ \mu\text{m}$, $2\ \mu\text{m}$ bis $4\ \mu\text{m}$ und $45\ \mu\text{m}$ bis $90\ \mu\text{m}$) wurden in einer Mineralölsuspension auf der Werkstoffoberfläche aufgebracht. Durch dieses Verfahren konnten die WC-Partikel in EN AW-6060 und Messing bis zu $50\ \mu\text{m}$ tief eingearbeitet werden. Im Fall von martensitischem rostfreien Stahl konnte die Härte von $375\ \text{HV}_{0,05}$ durch das Einbetten der Karbidpartikel auf $425\ \text{HV}_{0,05}$ bis $460\ \text{HV}_{0,05}$ gesteigert werden. Die partikelbesetzte Oberfläche zeichnete sich weiterhin durch eine gesteigerte Verschleißbeständigkeit aus. Während sich im Fall des Ausgangsmaterials die Verschleißzone nach Schwing-Reib-Verschleiß Untersuchungen deutlich abzeichnet, kann bei der partikelbesetzten Oberfläche in Konfokaluntersuchungen nahezu kein Abrieb festgestellt werden. Stattdessen wird in erster Linie der Gegenkörper aus 100Cr6 verschlissen. Diese Ergebnisse werden durch Rasterelektronenmikroskopieaufnahmen (REM) der partikelbesetzten Oberfläche bestätigt.

Zusammenfassend ergeben die Berichte über das Eindringen von Partikeln bei mechanischen Oberflächenbehandlungen, dass der kinetischen Energie der Strahlpartikel eine relevante Rolle zukommt. Durch größere Strahlpartikel oder hohe Auftreffgeschwindigkeiten wird ein vermehrtes Eindringen beobachtet. Während das Einbetten der Partikel zu einer Verringerung der Schwingfestigkeit führen kann, steigert sich die Härte und die Verschleißfestigkeit.

2.2.2 Strahlverschleiß

Die Forschung im Gebiet des Strahlverschleißes ist eng mit den Untersuchungen der Strahlverfahren der mechanischen Oberflächenbehandlung verbunden. Obwohl das primäre Ziel der Strahlverschleißuntersuchungen die Beschreibung und Verminderung von Erosion darstellt, sind die Versuchsanordnungen ähnlich zu Kugelstrahlanlagen. Genauso wie im Fall von Strahlverfahren kann auch bei Strahlverschleiß das Eindringen und Einbetten von Strahlpartikeln unter bestimmten Rahmenbedingungen erfolgen. Im Folgenden wird ein kurzer Überblick über den Strahlverschleiß gegeben.

Definition

Der Überbegriff Erosion fasst die tribologische Beanspruchung der Werkstoffoberfläche durch einphasig oder mehrphasig strömende Fluide in Verbindung mit frei beweglichen Abrasivstoffen zusammen. Spielt zudem eine chemische Komponente eine Rolle, so spricht man von Erosionskorrosion. Strahlverschleiß (engl. Solid Particle Erosion, SPE) kann gleichwohl wie der hydroerosive Verschleiß und der Abrasivverschleiß durch loses Korn der Erosion mit Abrasivstoffen zugeordnet werden [46]. Bei der Verschleißart Strahlverschleiß findet der Werkstoffabtrag durch Auftreffen freifliegender, körniger Teilchen auf eine Werkstoffoberfläche statt. Dieser Abtrag entsteht durch einen Gasstrom oder durch Fliehkräfte beschleunigte furchende und/oder stoßende

Partikel [46, 47]. Unter terrestrischen Bedingungen liegen die Strömungsgeschwindigkeiten des Gasstroms in der Regel unterhalb 400 ms^{-1} und haben einen vernachlässigbaren Einfluss auf den Verschleiß. Höhere Geschwindigkeiten spielen dagegen in der Luft- und Raumfahrt eine größere Rolle [48]. Je nach Anstrahlwinkel α , mit dem die Strahlpartikel auf die Werkstoffoberfläche treffen, wird der Strahlverschleiß in drei Bereiche eingeteilt. Bei einem orthogonalen Auftreffen der Strahlpartikel ($\alpha \approx 90^\circ$) spricht man von Prallstrahlverschleiß. Bei einem Strahlwinkel von $\alpha \approx 0^\circ$ liegt Gleitstrahlverschleiß vor. Für einen Strahlwinkel zwischen $\alpha \approx 0^\circ$ und $\alpha \approx 90^\circ$ kommt es zum Schrägstrahlverschleiß, der sich aus beiden Komponenten zusammensetzt. Dieser Sachverhalt ist in Abbildung 2.9 illustriert.

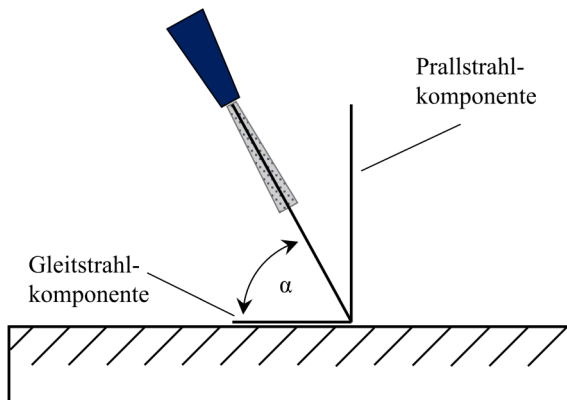


Abbildung 2.9: Schematische Darstellung der Prallstrahl- und der Gleitstrahlkomponente in Abhängigkeit des Strahlwinkels nach [49].

Verschleißprüfung

Obwohl das Phänomen des Strahlverschleißes schon seit Beginn des 20. Jahrhunderts bekannt ist und auch in Verarbeitungsprozessen wie dem Sandstrahlen

als Reinigung von Gussteilen genutzt wurde, rückte die Erosionsforschung erst nach dem Zweiten Weltkrieg in den Fokus [48]. Eine erste systematische Übersicht der bisherigen Untersuchungsmethoden und Ergebnisse fassten Wahl und Hartstein 1946 zusammen [50]. Ausgehend von einem Sandstrahlgebläse [51] haben sich einige Methoden zur Untersuchung von Strahlverschleiß entwickelt, die in Abbildung 2.10 dargestellt sind [48].

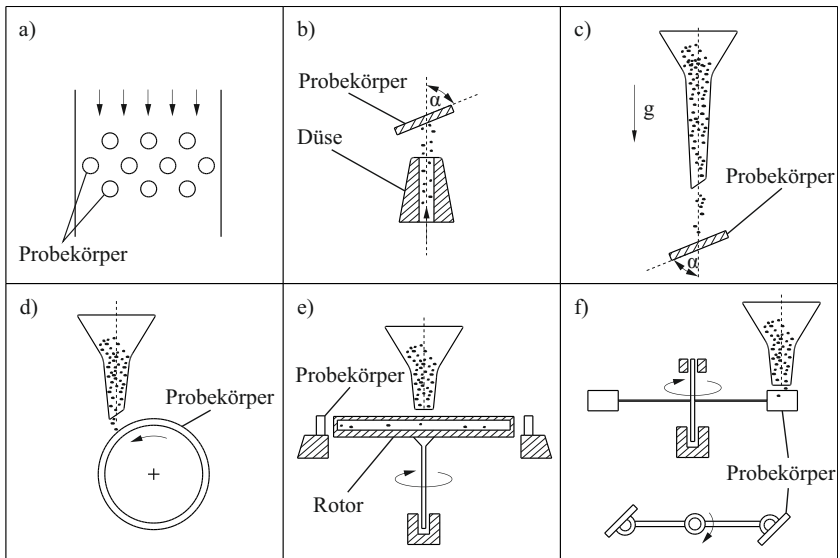


Abbildung 2.10: Schematische Darstellung unterschiedlicher Untersuchungsmethoden von Strahlverschleiß nach [48].

Die Versuchsaufbauten gleichen den Verfahren der Kugelstrahlbehandlungen. Abbildung 2.10 a) zeigt einen schematischen Prüfaufbau zur Erosionsuntersuchung von Dampfesselrohren. Der Versuchsaufbau in Abbildung 2.10 b) wird in DIN 50332 [52] beschrieben. Die Strahlpartikel werden über eine Injektordüse in einen Luftstrom eingebracht und durch diesen beschleunigt. Der

Anstrahlwinkel ergibt sich in diesem Fall durch die Probekörperpositionierung. In Abbildung 2.10 c) werden die Strahlpartikel mit Hilfe der Gravitation beschleunigt. Die erreichbaren Geschwindigkeiten liegen unterhalb derer bei Druckluftsystemen. Durch eine Rotation des Probekörperhalters können aufbauend auf der Schwerebeschleunigung ebenfalls höhere Aufprallgeschwindigkeiten erreicht werden (Abbildung 2.10 d)). Allerdings verringert sich bei einer hohen Rotationsgeschwindigkeit der Auftreffwinkel der Strahlpartikel. Die beiden Methoden in Abbildung 2.10 e) und Abbildung 2.10 f) bedienen sich der Zentrifugalkraft, um die Geschwindigkeit der Partikel zu erhöhen. Der große Vorteil liegt hier in einer gleichzeitigen Untersuchung von mehreren Probekörpern unter gleichen Bedingungen.

Verschleißverlauf

Typische Strahlverschleißverläufe in Abhängigkeit von Strahlwinkel und Werkstoff sind in Abbildung 2.11 dargestellt. Bei duktilen Werkstoffen und großen Strahlwinkeln geht dem stationären Verschleiß in der Regel eine Inkubationsphase voraus. Die Gewichtszunahme ist durch ein elastisch-plastisches Verformen der Oberfläche in Kombination mit dem Einbetten von Fragmenten von Strahlpartikeln bedingt. Im weiteren Verlauf führt Oberflächenzerrüttung zu einem stetigen Verschleiß der Oberfläche. Im Fall von kleineren Strahlwinkeln (30°) bei duktilen Werkstoffen oder bei spröden Werkstoffen wird keine Gewichtszunahme in der Anfangsphase beobachtet. Das Einbetten von Strahlpartikelfragmenten spielt in diesem Fall eine untergeordnete Rolle [47].

Die Ausprägung der Inkubationsphase und Zeitdauer bis zum stationären Zustand hängt von zahlreichen Variablen ab, die sich gegenseitig beeinflussen können. Zu diesen Parametern gehören auf der Prozessseite unter anderem Anstrahlwinkel, Temperatur, Umgebungsmedium und Partikelgeschwindigkeit. Die strukturbedingten Parameter, die das Verschleißverhalten beeinflussen,

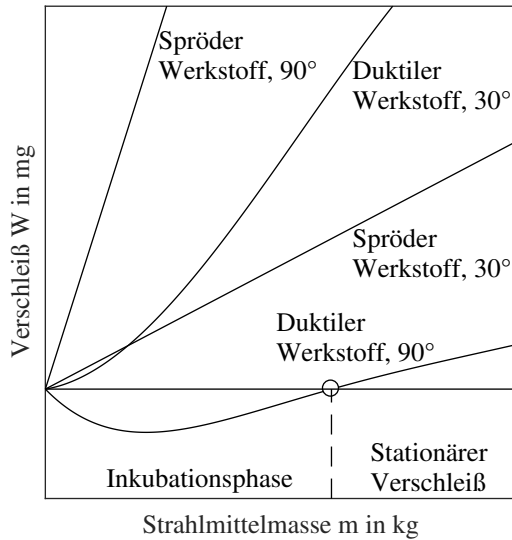


Abbildung 2.11: Verschleißverlauf in Abhängigkeit der Strahlmittelmasse für duktile und spröde Werkstoffe bei unterschiedlichen Anstrahlwinkel nach [47].*

beinhalten Werkstoff- und Partikeleigenschaften wie Härte, Duktilität beider Komponenten sowie Form und Größe des Strahlmittels [46].

Aufgrund gegenseitiger Wechselwirkungen gestaltet sich eine genaue Vorhersage von Einlaufverhalten und Strahlverschleiß außerordentlich komplex. Im Folgenden wird ein Einblick in die Zusammenhänge zwischen Erosionsverhalten samt Eindringen von Strahlpartikeln und Strahlverschleißparametern gegeben.

* Die Einheit des Verschleißes W ist in der Literatur nicht eindeutig definiert. Für die folgenden Abbildungen bezeichnet W den Verschleiß als Massenverlust des Grundmaterials, W_V den volumetrischen Verschleiß des Grundmaterials pro Strahlmittelmasse sowie W_G den gewichtsbezogenen Verschleiß des Grundmaterials pro Strahlmittelmasse.

Strahlwinkel

Die Ausprägung der Inkubationsphase, die dem stationären Verschleiß vorausgeht, wird vom Strahlwinkel beeinflusst, wie Abbildung 2.12 am duktilen Grundmaterial Aluminium zeigt. Generell gilt, dass die Menge an eingebetteten Strahlpartikeln im Fall eines duktilen Grundwerkstoffs steigt und die Dauer der Inkubationsphase verlängert wird, je größer der Strahlwinkel ist.

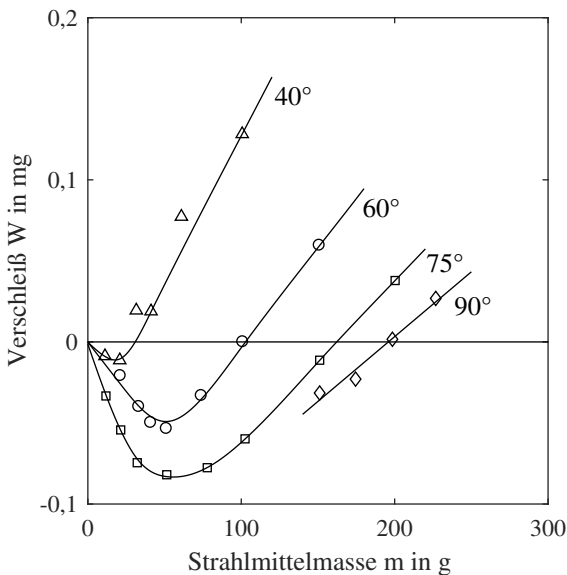


Abbildung 2.12: Dauer und Ausprägung der Inkubationsphase bei unterschiedlichen Strahlwinkeln an Aluminium (nicht näher spezifiziert) nach [53].

Bei kleineren Strahlwinkeln steigt die Verschleißrate bei duktilen Werkstoffen im stationären Zustand an. Dagegen verhalten sich spröde Werkstoffe bei Strahlverschleiß unterschiedlich, wie in Abbildung 2.13 dargestellt ist. Während der Verschleiß bei duktilen Werkstoffen bei Strahlwinkeln zwischen 15° bis 45° maximal wird und bei größeren Strahlwinkeln wieder abnimmt, steigt

der Verschleiß bei spröden Werkstoffen mit steigendem Strahlwinkel stetig an. Der größte Abtrag findet sich bei 90° . Generell gilt, je duktiler der Werkstoff und je größer der Strahlwinkel, desto länger dauert die Inkubationsphase und desto größer ist die Menge an eingebetteten Strahlpartikeln.

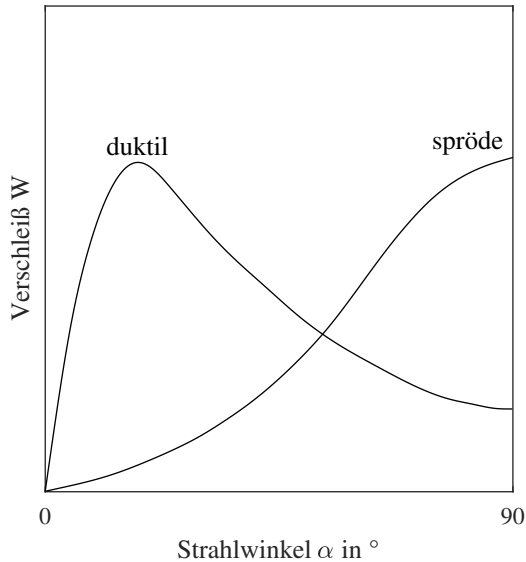


Abbildung 2.13: Verschleiß-Strahlwinkelschaubild von duktilen und spröden Materialien nach [54].

Dieser Sachverhalt kann auf unterschiedliche wirkende Mechanismen zurückgeführt werden. Bei Gleitstrahlverschleiß ($\alpha \approx 0^\circ$) kann vor allem Mikrospänen und Mikrospänen beobachtet werden. Harte Werkstoffe sind für diese beide Abrasionsmechanismen weniger anfällig als duktile Werkstoffe. Bei Prallstrahlverschleiß ($\alpha \approx 90^\circ$) setzen duktile Werkstoffe die Stoßenergie der aufschlagenden Partikel in elastisch-plastische Verformung um, während bei spröden Werkstoffen kurze Stoßzeiten und daraus resultierend große Kräfte

auftreten. Diese großen Kräfte beim Aufprall führen bei spröden Werkstoffen zu Ausbrüchen an der Oberfläche. Der Schrägstrahlverschleiß für Strahlwinkel zwischen 0° und 90° enthält beide Komponenten.

Neben der Verschleißrate ist auch das makroskopische Erscheinungsbild strahlwinkelabhängig. Bei kleinen Strahlwinkeln treten wellenförmige Riffel quer zur Strahlrichtung an der duktilen Werkstoffoberfläche auf. Die charakteristische Oberfläche nach Prallstrahlverschleiß erinnert an eine Hügel-Tal-Struktur, wie in Abbildung 2.14 an Strahlverschleißuntersuchungen von Aluminium zu sehen ist.

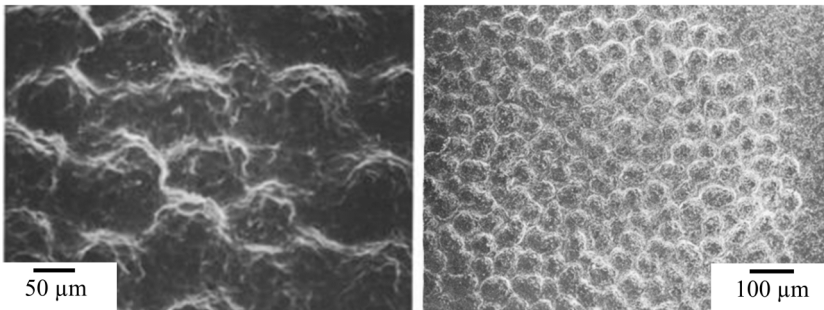


Abbildung 2.14: Typische Hügel-Tal-Struktur nach Strahlverschleiß von kommerziell reinem Aluminium bei Raumtemperatur (links [55]) und 285°C (rechts [56]).

Geschwindigkeit

Abbildung 2.15 zeigt den Einfluss der Partikelgeschwindigkeit auf das Einlaufverhalten bei Strahlverschleiß bei einem Strahlwinkel von 90° bei Aluminium. Das Ergebnis der Studie von Neilson und Gilchrist [53] dokumentiert, dass durch eine höhere Strahlmittelgeschwindigkeit ein höherer Massengewinn in der Inkubationsphase erzielt werden kann. Zusätzlich ist die benötigte Strahlmittelmasse zum Erreichen des Maximums und dem anschließenden stationären Verschleiß kleiner. Ist die Geschwindigkeit und damit die eingebrachte

Energie zu klein, wird die Oberfläche rein elastisch verformt und Verschleiß ist praktisch nicht feststellbar [47].

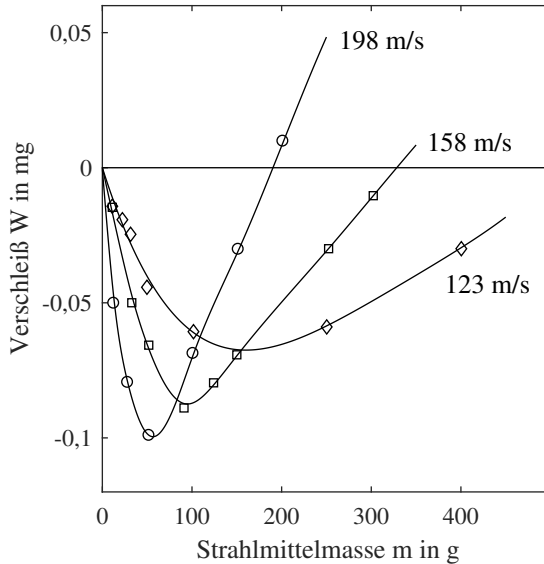


Abbildung 2.15: Dauer und Ausprägung der Inkubationsphase bei unterschiedlichen Partikelgeschwindigkeiten an Aluminium nach [53].

Als Hilfestellung für diesen Übergang zwischen elastischem und elastisch-plastischem Verhalten kann die sogenannte Bestzahl $BZ = \frac{\rho_G v^2}{R_p}$, eine dimensionslose Schädigungszahl aus dem Gebiet der Ballistik, herangezogen werden [47, 57, 58]. ρ_G ist die Dichte und $R_{eS,G}$ die Streckgrenze des Grundkörpers. Es gibt auch Formulierungen, die anstelle der Streckgrenze die Härte des Grundkörpers verwenden [59, 60]. Die Partikelgeschwindigkeit v geht quadratisch in die Gleichung mit ein. Bei einem Wert der Bestzahl $BZ < 10^{-3}$ kann von einem rein elastischen Verhalten ausgegangen werden. Für eine Bestzahl $BZ > 10^{-3}$ beginnt sich der Grundkörper auch plastisch zu verformen [57, 58].

Ab einer Bestzahl $BZ \approx 100^*$ kann davon ausgegangen werden, dass sich der Grundkörper wie ein Fluid verhält und hydrodynamische Deformationsmechanismen das Auftreffen und die anschließende Verformung des Grundkörpers beschreiben [59].

Der Einfluss der Geschwindigkeit v auf den stationären Verschleiß W kann über einen empirischen Exponentialzusammenhang

$$W = Cv^n \quad (2.1)$$

wiedergegeben werden. Die Konstanten C und n beschreiben das Zusammenspiel aus Grundkörper, Strahlpartikel und Strahlwinkel. Der Exponent n nimmt in Abhängigkeit der untersuchten Werkstoffpaarung laut Literatur Werte zwischen $n = 1,75$ und $n = 6,5$ an [47].

Die kinetische Energie der Strahlpartikel wird durch den Aufprall auf die Oberfläche des Grundkörpers umgewandelt. Untersuchungen von Hadavi et al. [61, 62] zeigen bei Beschuss von EN AW-6061 mit SiC-Partikeln, dass nur ungefähr 15 % der kinetischen Energie in den Betrag der Rückstoßenergie einfließen. Der Großteil der Energie wird dagegen entweder durch plastische Deformation des Grundkörpers, Reibung oder das Fragmentieren der Strahlpartikel dissipiert. Die Plastifizierung des Grundkörpers und Reibung führen zu einer Erwärmung desselben [47]. Die Temperaturerhöhung ist dabei von der kinetischen Energie der Strahlpartikel abhängig. Das heißt, je größer die Masse oder Geschwindigkeit, desto größer die Erwärmung des Grundkörpers [63].

Ausgehend von Rekristallisation und Härteabnahme im Grundmaterial schließen einige Quellen auf eine Temperaturzunahme durch Strahlverschleiß [63–67]. In einigen Fällen wird auch von einem Aufschmelzen der Oberfläche bei hoher Energie oder niedrigem Schmelzpunkt des Substrates berichtet [68, 69].

* Sundararajan und Shewmon [59] berechnen in ihrer Veröffentlichung die Bestzahl über die Härte des Grundmaterials. Die hier angegebene Bestzahl gilt für die Streckgrenze des Grundkörpers.

Abweichend davon gibt es Untersuchungen, bei denen der Temperaturanstieg vernachlässigbar klein ist und die Versetzungsdichte und Härte durch den Partikelaufrall zunimmt [70]. Durch den Einsatz einer Hochgeschwindigkeitskamera und Einzelpartikelbeschuss mit $10\ \mu\text{m}$ großen Zinnpartikeln auf eine Grundplatte aus Zinn konnte gezeigt werden, dass es mit steigender Geschwindigkeit erst zum Rückstoß, anschließend zum Anhaften und letztendlich zum Schmelzen der Partikel und des Grundmaterials kommt [71].

Temperatur

Die Abhängigkeit von Verschleiß, Strahlwinkel und Temperatur für Stahl und Gusseisen ist in Abbildung 2.16 zusammengefasst dargestellt. Die durch die erhöhte Temperatur gewonnene Duktilität führt zu einem geringeren Verschleiß bei $500\ \text{°C}$ als bei Raumtemperatur für einen Strahlwinkel von $90\ \text{°}$. Auch bei kleineren Strahlwinkeln ist weniger Abtrag festzustellen. Dieser Sachverhalt trifft aber nicht immer zu, wie Levy [72] anhand von rostfreiem Strahl zusammenfasst. Während bei einem Strahlwinkel von $\alpha = 90\ \text{°}$ ebenfalls eine Abnahme der Erosionsrate beobachtet werden kann, nimmt der Verschleiß bei $\alpha = 30\ \text{°}$ durch eine höhere Prozesstemperatur stetig zu.

Für den Fall, dass der Hochtemperatur-Verschleiß in einer sauerstoffhaltigen Atmosphäre stattfindet, kann es zu Erosions-Korrosion kommen und das Grundmaterial schneller verschleifen. An dieser Stelle sei auf das Werk von Levy verwiesen [72].

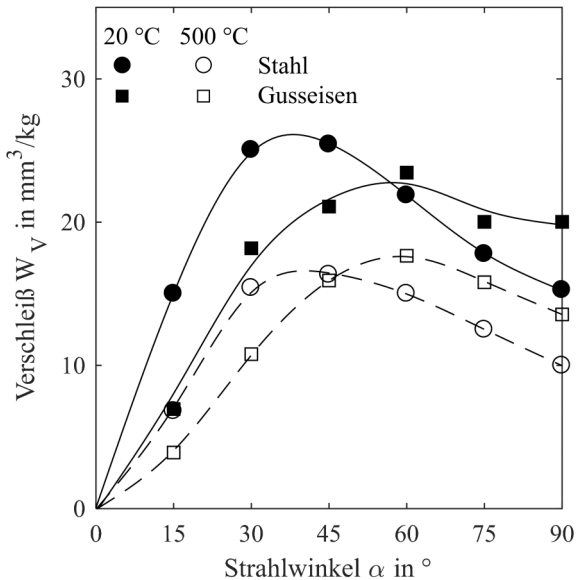


Abbildung 2.16: Verschleiß in Abhängigkeit der Temperatur nach [47].

Werkstoffeigenschaften

Wie in Abbildung 2.17 zu sehen, unterscheidet sich die Inkubationsphase und der stationäre Verschleiß bei unterschiedlichen Grundwerkstoffen stark. Strahlverschleißuntersuchungen an verschiedenen Werkstoffklassen von Tilly [73] zeigten, dass die Massenzunahme und Dauer der Einlaufphase ausgeprägter ist, je geringer die Härte des Grundmaterials. Bei einem 11Cr Stahl wurde keine Inkubationsphase beobachtet, während für Polypropylen eine ausgeprägte Inkubationsphase festgestellt wurde.

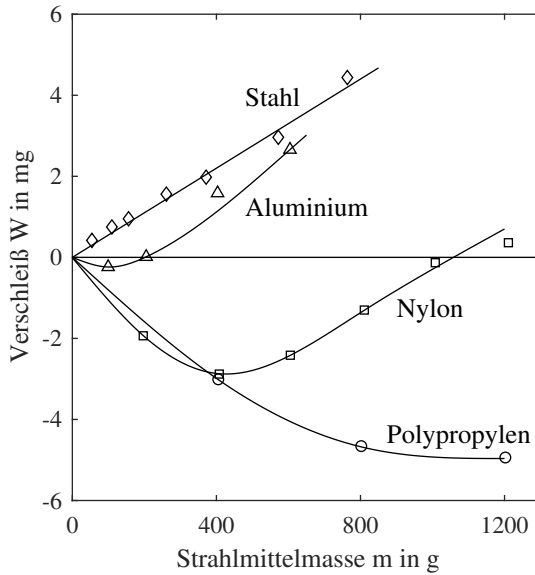


Abbildung 2.17: Dauer und Ausprägung der Inkubationsphase bei unterschiedlichen Grundmaterialien mit Quarz-Partikeln unter einem Strahlwinkel von 90° nach [73].

Partikeleigenschaften

Ein weiterer wichtiger Aspekt des Strahlverschleißes ist das Härteverhältnis von Strahlpartikel zu Grundkörper, wie Abbildung 2.18 schematisch zeigt [47]. Im Falle einer Partikelhärte, die geringer als die Härte des Strahlguts ist, brechen oder verformen sich in erster Linie die Strahlpartikel. Verschleiß des Grundkörpers findet in dieser sogenannten Tieflage kaum statt. Im Bereich der Härtegleichheit nimmt der Verschleiß des Grundmaterials zu. Ecken und Kanten der Strahlpartikel werden ebenfalls zertrümmert. In der Hochlage ist der Verschleiß nahezu partikelhärteunabhängig. Experimentelle Kurven können von diesem Schema abweichen, da weitere Eigenschaften der beiden Verschleißpartner Einfluss auf die Verschleißrate haben [47].

Die oben beschriebenen Winkelabhängigkeiten sind auch hier gültig. So ist der Abtrag bei sprödem Grundmaterial bei Prallstrahlverschleiß deutlich höher als bei duktilem Grundmaterial. Für kleine Strahlwinkel ist der Verschleiß aufgrund des geringeren Widerstands gegen Furchung bei duktilen Werkstoffen größer.

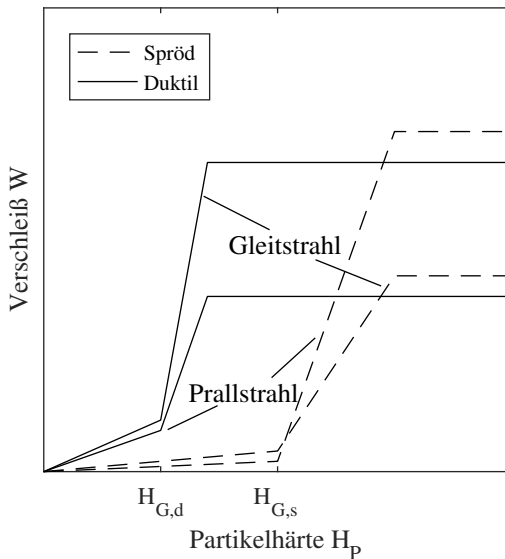


Abbildung 2.18: Verschleiß in Abhängigkeit der Partikelhärte für duktile und spröde Werkstoffe nach [47].

Wada [74] führte den Übergang von Tief- und Hochlage bei Strahlverschleißuntersuchungen von Keramiken auf das Härteverhältnis H_G/H_P und die Zähigkeit von Strahlpartikel K_{cP} und Grundmaterial K_{cG} zurück. In der eingeführten empirischen Erosionskarte, die in Abbildung 2.19 dargestellt ist, kennzeichnet die Härtegleichheit von Strahlpartikel und Grundkörper den Übergang von Tief- und Hochlage. Bei einer geringeren Härte des Grundkörpers kommt

es bei steigender kinetischer Energie der Strahlpartikel erst zum Furchen und schließlich zur plastischen Verformung, Indentation und gegebenenfalls lateralen Rissen. Die benötigte Aufprallenergie der Partikel, um in den Grundkörper einzudringen, ist neben der Partikelform auch von deren Zähigkeit und der Bruchzähigkeit des Grundmaterials abhängig. Für den Fall, dass die Härte der Partikel kleiner als die des Grundmaterials ist, kann ein Eindringen nur noch für Partikel mit einer sehr hohen kinetischen Energie beobachtet werden. Diesen Sachverhalt gibt die steile Gerade im Bereich der Härtegleichheit von Partikel und Grundmaterial wieder. Für den Fall, dass diese Energie nicht aufgebracht wird, kommt es zur plastischen Deformation oder zum Bruch aufgrund

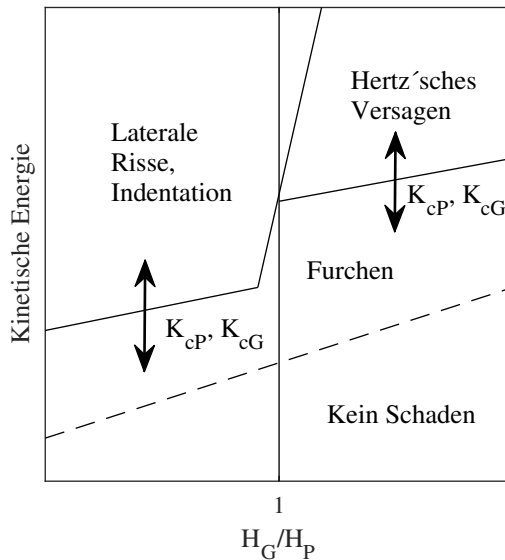


Abbildung 2.19: Erosionskarte in Abhängigkeit der kinetischen Energie und den Materialeigenschaften Partikelhärte H_P , Härte des Grundmaterials H_G sowie der Bruchzähigkeit der Partikel K_{cP} und des Grundmaterials K_{cG} nach [74].

Hertz'scher Pressung. Generell gilt, je größer das Härteverhältnis H_G/H_P von Grundmaterial zu Partikel wird, desto mehr Energie wird benötigt, um Erosion an der Oberfläche des Grundmaterials zu detektieren.

Für den Fall, dass die Strahlpartikel eine geringere Härte aufweisen als das Grundmaterial, können die Partikel bei unzureichender Bruchzähigkeit beim Aufprall fragmentieren [75]. Einige Untersuchungen der Partikelgröße vor und nach dem Beschuss von Keramiken zeigen eine signifikante Verkleinerung der Strahlpartikel [76, 77]. Durch eine Geschwindigkeitserhöhung der Strahlpartikel stieg der Grad der Fragmentierung weiter an [78]. Hochgeschwindigkeitsaufnahmen von Celotta et al. [79] belegen das Zerbrechen von Sandpartikeln nach dem Aufprall auf eine Wolframkarbidoberfläche. Für kleinere Strahlpartikel in einem Bereich kleiner $10\ \mu\text{m}$ wurde dagegen von Tilly und Sage [80] keine Fragmentierung der Strahlpartikel mehr beobachtet. Eine Erhöhung der Partikelgröße resultierte in einer gesteigerten Aufsplitterung.

Partikelgröße

Dass die Partikelgröße einen maßgeblichen Einfluss auf das Erosionsverhalten hat, stellten Sheldon und Finnie [81] 1966 fest. Wie in Abbildung 2.20 anhand verschieden großer Strahlpartikel zu sehen ist, verhält sich Glas bei Beschuss von Siliziumkarbid verschiedener Größen unterschiedlich. Durch die Reduzierung der Partikelgröße von durchschnittlich $127\ \mu\text{m}$ zu $9\ \mu\text{m}$ verändert sich das ursprünglich spröde zu einem duktilen Verschleißverhalten.

Die Erosionsrate nahm bei Untersuchungen von Goodwin et al. [82] unterhalb einer kritischen Partikelgröße stetig ab. Unterhalb eines geschwindigkeitsabhängigen Partikeldurchmessers von $50\ \mu\text{m}$ bis $120\ \mu\text{m}$ wurde eine signifikante Abnahme der Erosionswirkung beobachtet. Oberhalb dieses Durchmessers war der Verschleiß von der Partikelgröße unabhängig.

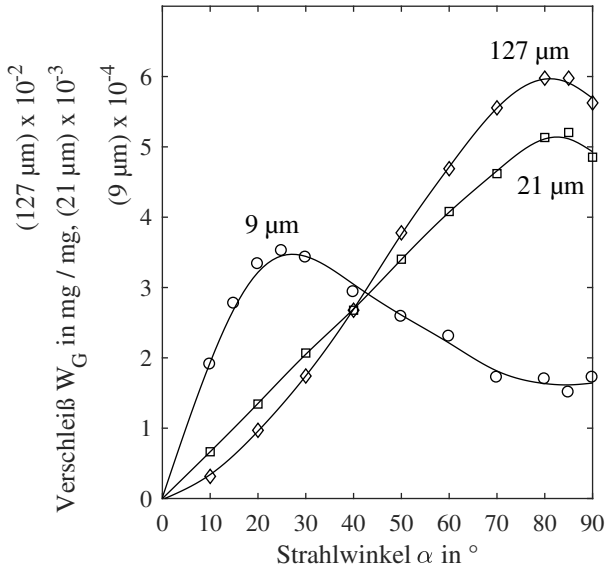


Abbildung 2.20: Verschleiß von Glas als Funktion des Strahlwinkels bei Siliziumkarbidpartikel unterschiedlicher Größe nach [81].

Partikeldurchsatz

Der Partikeldurchsatz beschreibt die Masse an Partikeln, die pro Zeiteinheit auf die Oberfläche des Werkstoffs auftreffen. Durch eine Erhöhung des Durchsatzes kann eine Verringerung des Verschleißes beobachtet werden. Dieser Sachverhalt lässt sich mit einer Interaktion der bestrahlenden Partikel untereinander erklären. Bei Prallstrahlverschleiß schirmen die zurückprallenden Partikel die Oberfläche zusätzlich ab.

2.2.3 Eindringen von Partikeln bei Strahlverschleißuntersuchungen

Seit über 50 Jahren ist bekannt, dass die Gewichtszunahme in der Inkubationsphase auf die Deposition und das Einbetten von Strahlpartikeln zurückgeht [53, 73]. Seit diesem Zeitpunkt sind einige Zusammenfassungen über das Eindringen und Einbetten von Strahlpartikeln bei Strahlverschleißuntersuchungen entstanden [83, 84]. Neuere Beiträge zu diesem Thema beschäftigen sich mit dem Aufprall und Eindringen einzelner Partikel bei hohen Geschwindigkeiten und kleinen Partikelgrößen [71] oder mit der numerischen Beschreibung des Eindringens von Partikeln mittels Simulation [85].

Wie oben beschrieben, kommt den mechanischen Eigenschaften des Grundkörpers eine große Bedeutung für das Einbetten von Strahlpartikeln zu. Die meisten Beobachtungen von eingebetteten Partikelfragmenten sind bei duktilen Metallen wie Aluminiumlegierungen und Kupfer gemacht worden [53–56, 65, 67, 73, 86–95]. Genauso dringen Strahlpartikel bei Metall-Matrix-Verbunden ein [96, 97]. Die Prozesstemperatur beeinflusst durch eine Absenkung der mechanischen Kennwerte ebenfalls das Eindringverhalten. So wurden auch bei Stählen [98, 99], Wolfram [100] und Titanlegierungen [101] bei erhöhten Prozesstemperaturen Strahlpartikel in der Oberfläche nachgewiesen.

[73, 102–106] berichten von eingedrungenen Partikeln bei Untersuchungen an Polymeren und deren Verbunde. Ebenso wurden auch in einigen Keramiken nach dem Strahlprozess Fragmente der Strahlpartikel detektiert [107, 108].

Neben den Werkstoffeigenschaften des Grundkörpers gibt es weitere Faktoren, die das Einbetten von Partikeln und deren Fragmente begünstigen. Die kinetische Energie der Strahlpartikel spielt mit der Partikelgeschwindigkeit und der Masse der Strahlpartikel ebenfalls eine Rolle. Die Abhängigkeit der Vertikalkomponente der Geschwindigkeit vom Auftreffwinkel ist folglich für

das Eindringverhalten relevant. Strahlverschleißuntersuchungen an Aluminium mit Al_2O_3 -Partikeln zeigen, dass durch größere Auftreffwinkel die Inkubationszeit und die Massenzunahme gesteigert werden kann [53]. Weitere Experimente mit einem Zentrifugalbeschleuniger belegen, dass Fragmente von Strahlpartikeln aus Olivin ($(\text{Mg,Fe})_2\text{SiO}_4$) in Aluminium [67] und rostfreiem Stahl [109] stecken bleiben. Mithilfe von energiedispersiver Röntgenspektroanalyse (EDX) wurde festgestellt, dass bei einem Auftreffwinkel größer 60° die meisten Sandfragmente eingebettet werden. Die Untersuchung der Partikelbruchstücke im Nachgang ergab eine maximale Größe von $50\ \mu\text{m}$ und damit eine signifikante Reduzierung der Ausgangsgröße von $350\ \mu\text{m}$ bis $500\ \mu\text{m}$.

Das Eindringen und Einbetten von SiO_2 -Fragmenten konnte auch bei sehr geringen Geschwindigkeiten in EN AW-1100 nachgewiesen werden. In Freifallexperimenten bei einer maximalen Geschwindigkeit von $6,3\ \text{m s}^{-1}$ konnte eine Gewichtszunahme und die Formation einer Verbundschicht aus eingebetteten Fragmenten der anfänglich $700\ \mu\text{m}$ großen Partikeln einhergehend mit einer Härtesteigerung beobachtet werden [95].

Bei der Untersuchung von Einzelaufschlägen von SiO_2 -Partikeln einer Größe von $5\ \mu\text{m}$ bis $25\ \mu\text{m}$ konnte dagegen bei ähnlichen Geschwindigkeiten kein Eindringen in Messing oder Titan beobachtet werden. Der Aufprall hinterließ partikelgrößenunabhängig ausschließlich Kraterstrukturen nach dem Aufschlag [110]. Auch bei Erosionsuntersuchungen mit Glaskugeln ($15\ \mu\text{m}$) konnten keine Partikel in der Oberfläche von EN AW-6061 nachgewiesen werden [111]. Die Autoren führen diesen Sachverhalt auf die sehr geringe, aber nicht weiter angegebene Geschwindigkeit der Strahlpartikel zurück. In einer früheren Untersuchung konnten bei einer höheren Geschwindigkeit von $93\ \text{m s}^{-1}$ Fragmente der Glaskugeln im Grundmaterial der gleichen Legierung (EN AW-6061) nachgewiesen werden [87].

Für eine Partikelgröße von $254\ \mu\text{m}$ konnte numerisch eine Grenzgeschwindigkeit von $20\ \text{m s}^{-1}$ berechnet werden, unterhalb der es zu keinem Einbetten in das Grundmaterial aus EN AW-6061 kommt [93]. Ein wichtiger Aspekt für

das Einbetten der kantigen SiC-Partikel ist neben der Geschwindigkeit die Partikelorientierung beim Aufprall auf die Werkstoffoberfläche [92, 93]. In Abbildung 2.21 ist die Partikelorientierung schematisch dargestellt. Für einen Orientierungswinkel von $\theta = 0^\circ$ konnten sowohl experimentell als auch numerisch die meisten eingebetteten Partikel beobachtet werden.

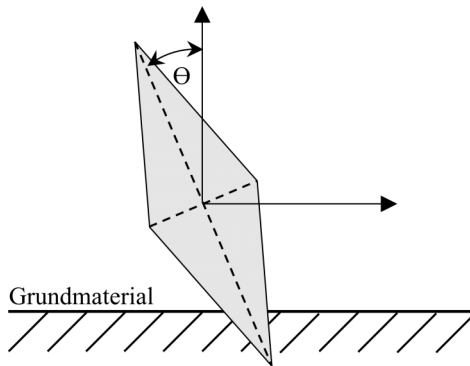


Abbildung 2.21: Schematische Darstellung der Partikelorientierung beim Aufprall auf die Oberfläche nach [93].

Die kinetische Energie des Partikelauftreffs wird weiterhin durch die Partikelgröße und damit auch durch die Partikelmasse beeinflusst. Es gibt mehrere Untersuchungen, die die Vermutung äußern, dass unterhalb eines Grenzwerts von ungefähr $20\ \mu\text{m}$ bei Geschwindigkeiten im Bereich zwischen $70\ \text{ms}^{-1}$ bis $350\ \text{ms}^{-1}$ keine Erosion und damit kein Eindringen von Partikeln beobachtet werden kann [55, 81, 86, 112, 113]. Diese Überlegung wird an Untersuchungen mit Partikeln in dieser Größenordnung gestützt [110, 111]. Bei Strahlverschleißexperimenten mit $15\ \mu\text{m}$ großen Al_2O_3 -Partikeln konnte dagegen eine $1\ \mu\text{m}$ bis $2\ \mu\text{m}$ dicke Schicht an der Oberfläche der Cobalt-Legierung Stellite 6B ausgemacht werden, die mit Fragmenten der Strahlpartikel besetzt war. TEM Aufnahmen belegen das Eindringen bei Geschwindigkeiten von $20\ \text{ms}^{-1}$ bis

52 ms^{-1} . Außerdem zeigen die Aufnahmen, dass die Fragmente der Strahlpartikel eine Größe von 30 nm bis 500 nm nach dem Versuch besitzen [90, 91]. Eingehende Analysen der Partikelgrößenverteilung vor und nach der Erosionsuntersuchungen stützen das Argument des Partikelbruchs beim Strahlverschleiß [113]. Der Grad der Fragmentierung hängt dabei von der Ausgangsgröße der Strahlpartikel ab. Bei Quarzpartikeln im Bereich zwischen $10 \mu\text{m}$ bis $20 \mu\text{m}$ kann fast keine Verkleinerung beobachtet werden, während Strahlpartikel einer Größe von $100 \mu\text{m}$ bis $200 \mu\text{m}$ bei hinreichender Geschwindigkeit deutlich verkleinert werden.

Das Steckenbleiben oder Einbetten von Partikeln bei erhöhter Temperatur wird in der Literatur häufiger beschrieben. Gegenstand der Untersuchungen waren in erster Linie das Erosions- und Erosions-Korrosionsverhalten von Hochtemperaturwerkstoffen wie Wolfram oder austenitischen Stählen.

Bei einer Temperatur bis $850 \text{ }^\circ\text{C}$ konnten nach den Erosionsversuchen bei Stahl (9Cr1Mo) Fragmente von Strahlpartikeln aus Al_2O_3 gefunden werden. Die Variation verschiedener Keramikpartikel zeigte zudem, dass die Erosionsrate dann am höchsten ist, je kantiger, größer und gleichzeitig bruchfester die Erosionspartikel sind [99]. An verschiedenen kommerziellen Rohrstählen konnte unter gleichen Bedingungen mithilfe von EDX-Messungen gezeigt werden, dass Fragmente von Quarz-Partikeln in die Oberfläche eingebettet wurden [98]. Auch in Wolfram [100] und Ti6Al4V [101] dringen Fragmente von Strahlpartikeln in die Oberfläche ein. Während bei Wolfram einige Quarzpartikel in der Oberfläche bei einer Prozesstemperatur von $205 \text{ }^\circ\text{C}$ detektiert wurden, konnten Fragmente der kantigen SiC-Partikel über den ganzen Temperaturbereich von $20 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $800 \text{ }^\circ\text{C}$ im Grundkörper der Ti-Legierung gefunden werden. Bei einer Prozesstemperatur von $800 \text{ }^\circ\text{C}$ war es sogar möglich, die stumpfe Seite der Strahlpartikel einzubetten.

Smeltzer et al. [86] untersuchten den Strahlverschleiß bis zu einer Temperatur von $370 \text{ }^\circ\text{C}$. Die Partikel aus Al_2O_3 mit einer Ausgangsgröße von $50 \mu\text{m}$ bis

60 μm und Arizona Road Dust* einer Größe von 1 μm bis 210 μm konnten als Fragmente in den Grundkörpern aus Aluminium, Titan und einem rostfreien Stahl beobachtet werden. Bei Partikeln mit einem Durchmesser unterhalb von 20 μm konnte keine Erosion mehr festgestellt werden.

Das Eindringen von Strahlpartikeln bei Polymeren ist aufgrund der geringeren mechanischen Eigenschaften deutlich ausgeprägter als bei Metallen. So konnte festgestellt werden, dass die Inkubationszeit im betrachteten Zeitrahmen von 3000 s bei Polyethylen (PE) als Grundmaterial, Quarz als Strahlmittel und Strahlwinkeln größer 75° nicht abgeschlossen war [106]. Ein ähnliches Phänomen konnte Tilly bei der Erosion von Polypropylen (PP) erkennen [73]. Auch hier konnte kein Ende der Inkubationszeit festgestellt werden. Der Beschuss mit Quarz in der Größenordnung von 60 μm bis 125 μm führte zu einem Massengewinn. Nylon als Grundmaterial verzeichnete ebenfalls eine ausgeprägte Inkubationszeit, allerdings konnte anschließend Verschleiß durch die gleichen Strahlbedingungen festgestellt werden. Das gleiche Ergebnis konnte auch bei Al_2O_3 -Partikeln (240 μm bis 260 μm) beobachtet werden [105].

Das Steckenbleiben von abrasiven Partikeln führt bei der Schneidstrahlbearbeitung (abrasive jet micromachining, AJM) zu einer Verzögerung der Bearbeitungszeit, wie Getu et al. berichten [102, 103]. Untersuchungen mit flüssigem Stickstoff bei einer Temperatur von -150°C führen bei den Grundkörpern aus PDMS, ABS und PTFE dazu, dass das Einbetten der kantigen Al_2O_3 -Partikel in der Größenordnung von 25 μm deutlich (Faktor 5) verringert werden konnte. In einer weiteren Untersuchung zeigten die Autoren anhand 103 μm bis 126 μm großen Granatpartikeln, dass kantige Partikel deutlich besser in die Oberfläche von PMMA, ABS und LDPE eindringen als sphärische [104]. Ab einem Winkel größer 85° wirken dem Einbetten elastische Rückprallkräfte entgegen.

* Arizona Road Dust ist ein genormter Prüfstaub zur Bewertung von Filtern und zur Klassifizierung der Dichtheit von Gehäusen.

Ebenso wird angemerkt, dass sich das Einbetten von Partikeln in Polymere und duktile Metalle ähnlich verhält.

Auch bei Keramiken als Grundkörper kann - wenn auch in sehr geringem Maße - Indentation und Einbetten von Erosionspartikeln vorkommen. Routbart et al. stellte eine geringe Inkubationsphase und Al_2O_3 -Fragmente nach Beschuss einer reaktionsgebundenen SiC-Oberfläche fest [107]. Zudem konnte eine gewisse Plastizität des ansonsten spröden Materials durch REM-Aufnahmen beobachtet werden. In [114] wurde zwar kein Eindringen von keramischen Partikeln in das Grundmaterial aus SiC und Al_2O_3 beobachtet, durch eine Temperaturerhöhung konnten aber vermehrt plastische Deformation an der Oberfläche und eine Abnahme des Verschleißes festgestellt werden. In Siliziumnitrid wurden nach Beschuss ebenfalls Quarzpartikel gefunden. Das Einbetten der $10\ \mu\text{m}$ großen Quarz-Fragmente wurde von den Autoren mit der relativ hohen Porosität von 25 % erklärt [108].

Erste Erosionsuntersuchungen an Metallmatrixverbunden fanden Ende der 1980er Jahre statt [96]. Dabei konnte beobachtet werden, dass die Fragmente von Sandpartikeln mit einem Durchmesser von $210\ \mu\text{m}$ bis $297\ \mu\text{m}$ nur in die unverstärkte EN AW-2024 Legierung eingebettet werden konnten. Die Verstärkung mit SiC-Partikel ($100\ \mu\text{m}$ bis $150\ \mu\text{m}$) verhinderte zwar das Einbetten der Strahlpartikel, es beschleunigte aber auch die Erosionsrate um den Faktor 1,5 bei einem Verstärkungsgehalt von 15 % SiC. Bei einem Anteil von 50 % SiC wurde der Grundkörper gar fünfmal so schnell abgetragen wie die Vergleichslegierung. Diese Ergebnisse konnten durch [97] an einer vergleichbaren Aluminiumlegierung bestätigt werden. Gegenüber der EN AW-2014 Legierung nahm der Erosionsverschleiß bei den Al-SiC oder Al- Al_2O_3 Verbunden zu. Die geringere Duktilität der Komposite wurde als Grund dafür festgestellt. Bei einem Strahlwinkel von 90° konnten zudem Fragmente der ursprünglich ($23\ \mu\text{m}$ bis $390\ \mu\text{m}$) großen kantigen Strahlpartikel aus Al_2O_3 und SiC in der Oberfläche der unverstärkten Legierung gefunden werden.

Der Grund für diesen gesteigerten Abtrag bei Verbundwerkstoffen und Stählen mit Karbiden findet [115] in der geringen Kanten-Bruchzähigkeit der Verstärkungselemente. Durch den Einschlag der Strahlpartikel neigen die Ecken der spröden Verstärkungspartikel abzubrechen und tragen nicht zum Strahlverschleißwiderstand bei.

Es ist festzuhalten, dass das Eindringen von Strahlpartikeln von vielen Faktoren abhängig ist, die sich gegenseitig beeinflussen. Die Eindringtiefe steigt dabei mit einem geringeren Widerstand gegen Eindringen des Grundmaterials an. Kantige Partikel mit hoher kinetischer Energie dringen für gewöhnlich tiefer in das Grundmaterial ein. Sind beide Voraussetzungen gegeben, werden in der Literatur Eindringtiefen im höheren Mikrometerbereich beobachtet, wie in Abbildung 2.22 dargestellt ist.

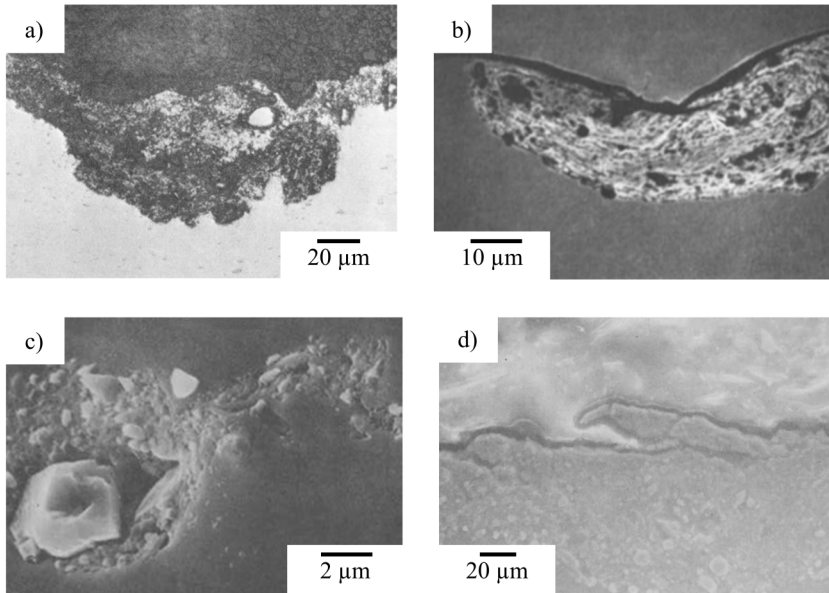


Abbildung 2.22: Schliffbilder eingedrungener Strahlpartikel an unterschiedlichen Grundwerkstoffen. a) Aluminium (EN AW-1100) bei 285 °C mit SiC-Partikel (250 µm bis 300 µm) [56]. b) Kupfer mit Glaskugeln (70 µm) [65]. c) Kupfer mit Al₂O₃-Partikel (35 µm bis 65 µm) [54]. d) Aluminium (EN AW-1100) mit SiC-Partikel (600 µm) [116].

In der nachfolgenden Tabelle 2.1 sind die oben beschriebenen Untersuchungen zum Thema Strahlverschleiß, bei denen Rückstände von Strahlpartikeln auf oder in der Werkstoffoberfläche gefunden wurden, zusammengefasst. Neben der angesprochenen Literatur sind auch Ergebnisse weiterer Arbeiten der Vollständigkeit halber aufgeführt.

Tabelle 2.1: Eindringen von Partikeln bei Strahlverschleißuntersuchungen bei Raumtemperatur.

Quelle	Verfahren	Grundkörper	Strahlpartikel (μm)	Geschwindigkeit (m/s)	Strahlwinkel ($^\circ$)
[96]	Druckluft	EN AW-2024 (+ 15 % - 50 % SiC / Al_2O_3)	Sand, 210 - 297	bis 150	30 - 90
[107]	Zentrifugalkraft	SiC	Al_2O_3 , 23 - 270	54 - 151	10 - 90
[67]	Zentrifugalkraft	Metalle, Kerami- ken, Polymere	SiO_2 , Olivin, 350 - 500	20 - 100	15 - 90
[109]	Zentrifugalkraft	rostfreier Stahl	SiO_2 , Olivin, 350 - 500	20 - 100	15 - 90
[108]	Druckluft	Si_3N_4	Quarz, 30 - 420	15 - 343	90
[54]	Druckluft	Kupfer	Al_2O_3 , 35 - 65	20 - 60	20 - 90
[87]	Druckluft	Kupfer, EN AW-6061, weich gegläht	Glas (15), Al_2O_3 , SiC (50)	bis 140	90

Tabelle 2.2: Fortsetzung: Eindringen von Partikeln bei Strahlverschleißuntersuchungen bei Raumtemperatur.

Quelle	Verfahren	Grundkörper	Strahlpartikel (μm)	Geschwindigkeit (m/s)	Strahlwinkel ($^\circ$)
[88]	Druckluft	Fe 99,995 %, weich gegläht	Glaskugeln, 70 - 200	61 - 122	30 - 90
[65]	Druckluft	Kupfer	Glaskugeln, 70	122	90
[55]	Druckluft	EN AW-1100	SiC, rund, 70 - 210, SiO ₂ , kantig, 210	122	90
[89]	Druckluft	EN AW-1100, EN AW-6061 (T6/O)	Glaskugeln, 212 - 600, Eisenschrot, 600 - 700	30 - 60	90
[90, 91]	Druckluft	Stellite 6B	Al ₂ O ₃ , 15	20 - 52	90
[104]	Druckluft	PMMA, ABS, LDPE	Granatpartikel, 103 - 136	62 - 91	30 - 90
[92, 93]	Druckluft	EN AW-6061	SiC, kantig, 75 - 250	34 - 208	90

Tabelle 2.3: Fortsetzung: Eindringen von Partikeln bei Strahlverschleißuntersuchungen bei Raumtemperatur.

Quelle	Verfahren	Grundkörper	Strahlpartikel (μm)	Geschwindigkeit (m/s)	Strahlwinkel ($^\circ$)
[85]	Druckluft	EN AW-6061 T6	SiC, kantig, 290 - 430	87	90
[117]	Druckluft	EN AW-6061 T6 EN AW-1100 O	Glaskugeln, 212 - 600, Stahl- kugeln, 600 - 700	30 - 100	90
[105]	Druckluft	u.a. Nylon	SiC, Al ₂ O ₃ , SiO ₂ , 240 - 260	45	22,5 - 90
[53]	Druckluft	Al, Glas, PMMA, Karbon- platten	Glaskugeln, Al ₂ O ₃ , kantig, 210	123 - 192	18 - 90
[73]	Druckluft	Metalle, Glas, Polymere	Quarz, 60 - 125	100	40 - 90
[106]	Druckluft	PE	Quarz, 300 - 600	5 - 40	20 - 90
[97]	Zentrifugalkraft	EN AW-2014 + SiC, Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃ , SiC, 23 - 390	50 - 100	10 - 90
[95]	Gewichtskraft	EN AW-1100	SiO ₂ Sand, rund, 700	4,7 - 6,3	20 - 90

Tabelle 2.4: Eindringen von Partikeln bei Strahlverschleißuntersuchungen bei Druckluftsystemen bei erhöhten und tiefen Temperaturen.

Quelle	Grundkörper	Strahlpartikel (μm)	Geschwindigkeit (m/s)	Strahlwinkel ($^\circ$)	Temperatur ($^\circ\text{C}$)
[101]	Ti6Al4V	SiC, kantig, 100	55 - 110	10 - 90	bis 800
[99]	9CrMo1 Stahl	verschiedene Keramiken, 76 - 280	20 - 70	30 - 90	bis 850 $^\circ\text{C}$
[98]	verschiedene Cr- Stähle	Al_2O_3 , SiO_2 , Sand, kantig, 130 - 210	30 - 70	30 - 90	bis 850 $^\circ\text{C}$
[86]	EN AW-2024, Fe, Ti	Al_2O_3 , Arizona Road Dust, 1 - 210	200 - 335	20 - 90	bis 370 $^\circ\text{C}$
[56]	EN AW-1100 O	SiC, 250 - 300	30 - 60	10 - 90	bis 475 $^\circ\text{C}$
[102, 103]	PDMS, ABS, PTFE	Al_2O_3 , kantig, 25	100 - 160	30 - 90	-150 $^\circ\text{C}$

2.3 Modelle zur Beschreibung der Eindringtiefe

Modelle zur Beschreibung der Eindringtiefe von Strahlpartikeln und dem daraus resultierenden Verschleiß sind nicht nur im Gebiet des Strahlverschleißes von Interesse. Die Forschung im Bereich der Ballistik beschäftigt sich ebenfalls mit der Eindringtiefe von Projektilen. Im folgenden Abschnitt sind Modelle zur Beschreibung der Eindringtiefe aus beiden Bereichen aufgeführt. Eine Gemeinsamkeit ist die Formulierung über die kinetische Energie der Partikel und über die mechanischen Eigenschaften des Grundmaterials wie Festigkeit, E-Modul oder Härte. Der Partikel- bzw. Projektilform kommt ebenfalls eine wichtige Rolle zu.

2.3.1 Modell nach Beckmann und Gotzmann

Beim Strahlverschleiß existieren vielfältige Modelle zur analytischen Beschreibung der Erosionsraten [118]. Die Erosionsmodelle betrachten über Partikeleigenschaften und Grundkörpereigenschaften auch Prozessparameter wie Temperatur, Strömungsparameter und Partikelauflschläge.

Unter diesen Ansätzen sind auch Überlegungen zur Bestimmung des Verschleißes über die Eindringtiefe der einzelnen Strahlpartikel. Beckmann und Gotzmann setzen plastische Deformation für Strahlverschleiß des Grundkörpers als Bedingung voraus [119]. Dieses Kriterium ist dann erreicht, wenn das Verhältnis aus Eindringtiefe X und Partikelradius R größer als das Quadrat aus der Härte H_G des Grundkörpers geteilt durch den reduzierten E-Modul E' sein muss.

$$\frac{X}{R} > \left(\frac{H_G}{E'}\right)^2 \quad (2.2)$$

Der reduzierte E-Modul

$$\frac{1}{E'} = \frac{1 - \gamma_a^2}{E_a} + \frac{1 - \gamma_b^2}{E_b} \quad (2.3)$$

ist in diesem Fall abhängig von dem E-Modul der beiden Kontaktkörper E_a und E_b , sowie deren Querkontraktionszahlen γ_a und γ_b . Der Deformationsprozess beim Aufprall kann mit dem Zweiten Newton'schen Gesetz in Kombination mit der Hertz'schen Kontaktkraft

$$P = \frac{4}{3} X^{3/2} R^{1/2} E' \quad (2.4)$$

beschrieben werden. Durch die Integration der Bewegungsgleichung

$$\ddot{X} = -\frac{P}{m} = -\frac{X^{3/2} E'}{R^{5/2} \pi \rho_P} \quad (2.5)$$

kann die Grenzggeschwindigkeit v_0 ermittelt werden, die benötigt wird, um Erosionsprozesse zu bewirken. Für diese Gleichung gilt die Annahme, dass der Eindringkörper eine sphärische Kugel ist und damit die Masse m über das Kugelvolumen und die Dichte ρ_P eines Strahlpartikels berechnet werden kann. Mit den Annahmen, dass der Grundkörper ideal plastisch verformbar ist und die benötigte Kraft für das Eindringen eines Strahlpartikels aufgrund der hohen Deformationsgeschwindigkeit mit $N = 2\pi R H_Z$ berechnet werden kann [119], folgt nach Auswertung der Bewegungsgleichung für einen Auftreffwinkel von $\alpha = 90^\circ$ die maximale Eindringtiefe

$$X = R \left[\frac{2\rho_P}{3H_G} \left\{ v_0^2 - \frac{4}{5} \frac{E'}{\rho_P \pi} \left(\frac{H_G}{E'} \right)^5 \right\} \right]^{1/2}. \quad (2.6)$$

Aus Gleichung 2.6 kann gefolgert werden, dass die Eindringtiefe nach dem Modell von Beckmann und Gotzmann maßgeblich mit der Geschwindigkeit und der Größe des Partikels korreliert, während die Härte des Grundkörpers als Widerstand gegen das Eindringen fungiert.

Um den Realprozess des Strahlverschleißes abbilden zu können, kann Gleichung 2.6 um den Korrekturfaktor $k = k_R k_\phi$ erweitert werden [48]. Mit k_R wird die Form der Strahlpartikel mit einbezogen. Die Werte hierfür liegen zwischen 1 für sphärische Partikel und steigern sich bis zu einem Wert von 2,7 für harte und kantige Erosionskörper. Der zweite Teil des Korrekturfaktors k_ϕ berücksichtigt den Partikelstrom. Für eine Partikelstromkonzentration von $\phi < 10\text{g/cm}^2\text{s}$ beträgt der Koeffizient $k_\phi = 1$. Je größer der Massenstrom, desto wahrscheinlicher ist eine Abschirmwirkung durch zurückprallende Partikel und der Betrag des Koeffizienten nimmt sukzessive ab. Bei einer Partikelstromkonzentration von $\phi = 500\text{g/cm}^2\text{s}$ beträgt der Koeffizient noch $k_\phi \approx 0,5$.

2.3.2 Modell nach Ellermaa

Eine Weiterführung des Modells von Beckmann und Gotzmann schlägt Ellermaa vor [120]. Durch die hohe Geschwindigkeit, die die Strahlpartikel besitzen, ist die Verwendung der quasi-statischen Härte laut dem Autor unzureichend. Stattdessen wird für diese Prozesse die Verwendung der dynamischen Härte H_D vorgeschlagen. Die Bestimmung der dynamischen Härte kann durch dynamische Indentationsversuche gewonnen werden [121]. Näherungsweise kann die dynamische Härte H_D von kubisch-flächenzentrierten Metallen über die Gleichung

$$H_{D,kfz} = 1,7HB \quad (2.7)$$

mit der Brinellhärte HB angegeben werden [120]. Als Grund geben Kleis und Kagnur die unterschiedliche Anzahl von Gleitsystemen bei unterschiedlichen

Gittertypen an [121]. Für kubisch-raumzentrierte und hexagonale Kristallgitter fasst Ellermaa den Zusammenhang zwischen dynamischen und statischen Härtewerten mit den Gleichungen

$$H_{D,krz} = 1,3GPa + 1,8HB \quad (2.8)$$

und

$$H_{D,hex} = 0,58GPa + 1,8HB \quad (2.9)$$

zusammen.

Die Bestimmung der Eindringtiefe X erfolgt mit der Gleichung:

$$X = R \left[\frac{2\rho_P}{3H_D} (v_0^2) \right]^{1/2}. \quad (2.10)$$

Die Ergänzung des Korrekturfaktors um den Einfluss der Partikelgröße k_d und das Härteverhältnis zwischen Partikel und Grundkörper k_H wird ebenfalls diskutiert. Unterhalb des Grenzwertes eines mittleren Durchmessers d von $120 \mu\text{m}$ nimmt der Korrekturfaktor mit der Partikelgröße ab: $k_d = d/120$. Der Härtekorrekturfaktor kommt erst dann zum Tragen, wenn die Härte des Grundkörpers eine ähnliche Härte wie die Strahlpartikel hat. Überhalb von $H_P/H_G > 1,6$ gilt für den Korrekturfaktor $k_H = 1$.

2.3.3 Modell nach Chen und Li

Ausgehend von den ersten analytischen Modellen im Jahr 1945 [122] zur Beschreibung von Eindringmechanismen durch quasi-statische Gleichungen haben sich in der Ballistik analytische und experimentelle Methoden entwickelt, um das Eindringverhalten zu beschreiben [60]. Das Werkstoffverhalten beim

Auftreffen des Projektils bei hohen Geschwindigkeiten wird bei diesen Modellen durch eine dynamische Kavitäts-Expansions Gleichung beschrieben [123–126]. Gleichung 2.11 gibt den Zusammenhang zwischen der normalwirkenden Druckspannung σ_n der Projektilspitze und der normalen Expansionsgeschwindigkeit v_n an:

$$\sigma_n = AR_{eS,G} + B\rho_G v_n^2. \quad (2.11)$$

Als Werkstoffparameter des Grundmaterials gehen $R_{eS,G}$ als Streckgrenze und ρ_G als Dichte in die Gleichung ein. A und B sind dimensionslose Materialkonstanten. Die normale Expansionsgeschwindigkeit $v_n = v \cos \theta$ ist abhängig von der Krümmung der Projekttoberfläche und der Projektilgeschwindigkeit v . Die Tangentialspannung $\sigma_t = \mu_m \sigma_n$ kann näherungsweise mithilfe des Reibkoeffizienten μ_m berechnet werden. Über die beiden dimensionslosen Projektilformfaktoren N_1 und N_2 wird der Einfluss der Projektilform auf die Reibung und den Druck- und Tangentialspannungen abgebildet. Die daraus resultierende Axialkraft F_x der Projektilspitze ergibt sich zu

$$F_x = \frac{\pi d_P^2}{4} (AR_{eS,G} N_1 + B\rho_G v^2 N_2), \quad (2.12)$$

mit dem Projektildurchmesser d_P [125].

Die Abhängigkeit der dimensionslosen Projektilformfaktoren N_1 und N_2 von der Reibung erschweren die Berechnung bei dynamischen Prozessen. Experimentell ermittelte Werte von Formfaktoren verschiedener Projektilgeometrien beim Aufschlag auf EN AW-6061 sind von Chen und Li in Tabelle 2.5 zusammengefasst [126].

Die finale Eindringtiefe X des Projektils kann durch Gleichung 2.12 und das Zweite Newton'sche Gesetz durch Integration bestimmt werden:

$$X = \frac{2m}{\pi d_P^2 B \rho_G N_2} \ln\left(1 + \frac{B \rho_G v_0^2 N_2}{AR_{eS,G} N_1}\right). \quad (2.13)$$

Tabelle 2.5: Formfaktoren für verschiedene Projektilgeometrien.

	N_1	N_2
Spährische Form	1,16	0,54
Ogive Form*	1,09	0,11
Konische Form	1,30	0,13

Die Materialkonstante A kann bei einem elastisch-ideal-plastischen Werkstoff durch die quasi-statische Expansion einer sphärischen Kavität mit Hilfe des E-Moduls E , der Streckgrenze $R_{eS,G}$ und der Querkontraktionszahl γ_G bestimmt werden [123].

$$A = \frac{2}{3} \left\{ 1 + \ln \left[\frac{E}{3(1 - \gamma_G) R_{eS,G}} \right] \right\} \quad (2.14)$$

Die zweite Materialkonstante B liegt im Gegensatz zu Parameter A bei Aluminium in einem engen Parameterfenster zwischen $B = 0,983$ [127, 128] und $B = 1,133$ [129].

2.4 Bewertung des Kenntnisstands

Das Eindringen und Steckenbleiben von Strahlpartikeln ist - wie in diesem Kapitel beschrieben - unabhängig von der Zielsetzung bei Strahlverfahren mehrfach beobachtet und dokumentiert. In der Regel ist die Kontamination der Werkstückoberfläche mit Strahlmittelfragmenten aufgrund reduzierten Ermüdungseigenschaften oder Korrosion unerwünscht. Aus diesem Grund schlagen

* aus dem französischen: ogive = Spitzbogen. In der Ballistik werden unter dem Begriff Ogive zugespitzte, stromlinienförmige Rotationskörper zusammengefasst.

Publikationen die Nachbearbeitung vor, um die Kontamination der bestrahlten Werkstückoberfläche zu beseitigen. Auch im Gebiet des Strahlverschleißes stellt das Einbetten der Partikel in duktile Materialien eher eine Randnotiz dar. Eine Überprüfung der mechanischen Eigenschaften der partikelbesetzten Oberfläche fand in der Regel nur durch eine Fortsetzung der Erosionsuntersuchung statt.

Es konnte jedoch sowohl beim Mikrostrahlen als auch im Gebiet des Strahlverschleißes gezeigt werden, dass die Werkstückoberfläche durch eingebettete keramische Fragmente eine höhere Härte besitzt als das Grundmaterial. Diese Steigerung geht über die Kaltverfestigung durch den Strahlprozess hinaus. Neben dieser Steigerung konnten Ripoll et al. zudem eine gesteigerte Verschleißfestigkeit durch eingehämmerte Partikel feststellen [43, 44].

Die bisherigen Untersuchungen in der Literatur zur Steigerung der Härte durch eingebrachte Keramikpartikel sind bisher auf Prozesse bei Raumtemperatur beschränkt. Die analytischen Modelle geben aber an, dass die Eindringtiefe der Strahlpartikel maßgeblich von den mechanischen Kennwerten des Grundmaterials und damit von der Prozesstemperatur abhängen. Aus diesem Grund soll mit dem Verbundstrahlen ein Verfahren entwickelt werden, welches bei Prozesstemperaturen nahe dem Schmelzpunkt operiert.

Ausgehend davon ist es notwendig, den Einfluss der verfügbaren Prozessparameter auf die Eindringtiefe der Keramikpartikel und die sich einstellende Mikrostruktur zu bewerten. Abschließend stellt sich die Frage, wie die beim Verbundstrahlen eingebetteten Keramikpartikel die mechanischen und tribologischen Eigenschaften beeinflussen.

3 Versuchswerkstoffe und Probekörpergeometrie

Im Rahmen dieser Arbeit werden Keramikpartikel über einen Mikrostrahlprozess in die Grundwerkstoffe aus Aluminium eingebracht. Die verwendeten Strahlmittel und Aluminiumlegierungen werden nachfolgend aufgeführt. Gleichmaßen sind die verwendeten Probekörpergeometrien für die Charakterisierung der mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften dargestellt. Der Verbundstrahlprozess an sich wird im anschließenden Kapitel 4 im Detail beschrieben.

3.1 Grundwerkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei Aluminiumlegierungen als Grundmaterial untersucht. Die technisch reine Legierung EN AW-1050 wurde als Modellwerkstoff zur Klärung der grundlegenden Mechanismen beim Verbundstrahlen verwendet. Des Weiteren wurde die Knetlegierung EN AW-6082 (AlSi1MgMn) untersucht, um das Potential des Verbundstrahlens bei anwendungsnahen Legierungen zu bewerten. Tabelle 3.1 gibt die chemische Zusammensetzung der Legierungen wieder, die durch Funkenspektroskopie ermittelt wurden. Dabei liegen die Werte innerhalb der von DIN 573-3 vorgegebenen Grenzen [130].

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Aluminiumlegierungen.

Gew. %	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Mn
EN AW-1050	99,52	<0,01	0,10	0,30	<0,01	<0,01
EN AW-6082	Basis	0,90	0,88	0,40	0,08	0,43

Da der Prozess des Verbundstrahlens bei Temperaturen oberhalb 400 °C stattfindet, sind die Hochtemperatur-Kennwerte der Aluminiumlegierungen von Interesse. Abbildung 3.1 gibt einen Überblick über die Dehngrenze und den E-Modul der beiden Aluminiumlegierungen EN AW-1050 und EN AW-6082 über den Temperaturbereich des Verbundstrahlens. Die Kennwerte wurden mit Hilfe des Dilatometers DIL805A/D der Firma TA Instruments (ehemals Bähr Thermoanalyse) durch Zugversuche ermittelt.

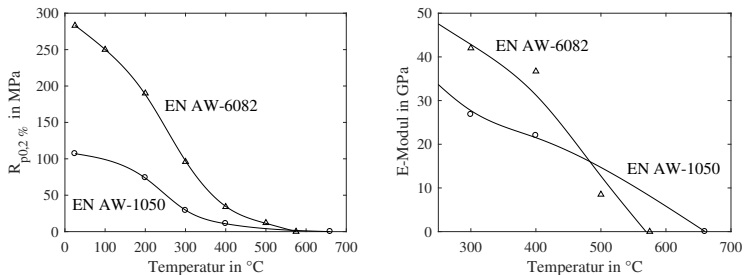


Abbildung 3.1: Hochtemperaturkennwerte der Dehngrenze (links) und des E-Moduls (rechts) der untersuchten Legierungen EN AW-1050 und EN AW-6082.

Durch eine Steigerung der Temperatur nehmen sowohl die Dehngrenze als auch der E-Modul sukzessive ab. Die mechanischen Kennwerte von technisch reinem Aluminium liegen dabei unterhalb derer der Legierung EN AW-6082. Einzig für Temperaturen nahe des Schmelzpunkts der Aluminium-Magnesium-Silizium Legierung kehrt sich die Reihenfolge um. Bis zu einer Prüftemperatur

von 370 °C bestätigen Literaturwerte den bestimmten E-Modul im Fall einer Aluminium-Magnesium-Silizium Legierung (EN AW-6061) [131].

Die Prozesstemperaturen beim Verbundstrahlen sind in dieser Arbeit als homologe Temperaturen dargestellt. Der Vollständigkeit halber sind in Abbildung 3.2 die mechanischen Kennwerte der Dehngrenze und des E-Moduls für beide Legierungen über der homologen Temperatur aufgetragen.

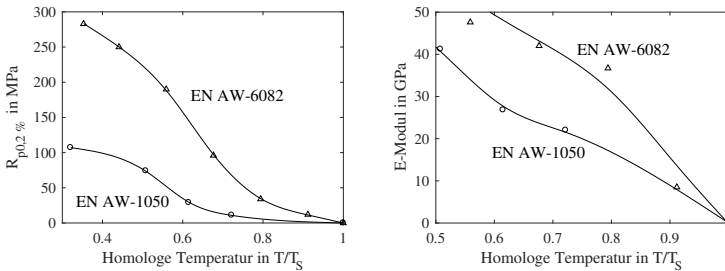


Abbildung 3.2: Darstellung der Hochtemperaturkennwerte der untersuchten Legierungen EN AW-1050 und EN AW-6082 aus Abbildung 3.1 in homogener Temperaturskala.

3.2 Strahlpartikel

Als Strahlmittel wurden mit Aluminiumoxid (Al_2O_3), Siliziumkarbid (SiC) und Wolframkarbid (WC) drei verschiedene Keramiken ausgewählt. Die ersten beiden Strahlmittel wurden von Arteka e.K. (Backnang – Waldrems) bezogen, das Wolframkarbid von H.C. Starck GmbH (Goslar). Abbildung 3.3 zeigt rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der drei verschiedenen Verstärkungswerkstoffe mit der Körnung F600, was einer gewichtsmittelten Partikelgröße von $9,3 \mu m$ entspricht [132]. Während Aluminiumoxid und Siliziumkarbid eine kantige Form besitzen, sind die Wolframkarbidpartikel eher sphärisch geformt.

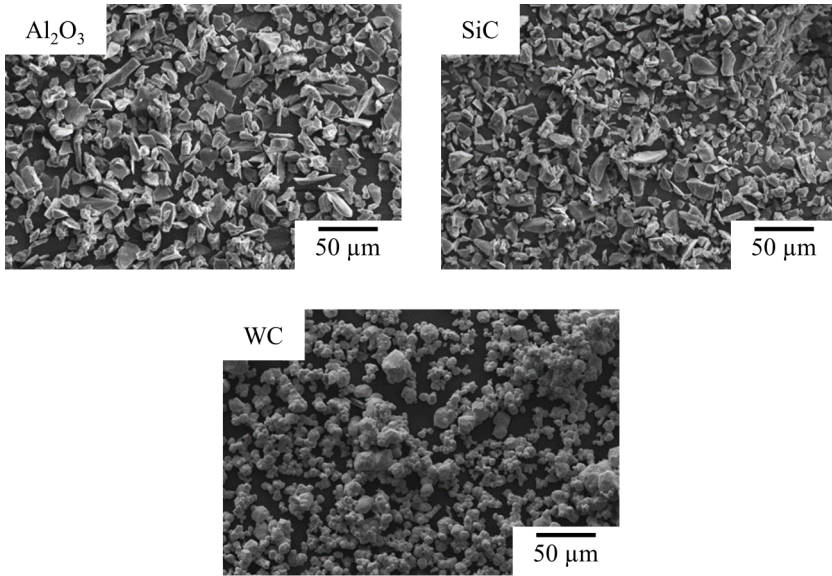


Abbildung 3.3: Verwendete Strahlmittel: Aluminiumoxid, Siliziumkarbid und Wolframkarbid.

Der Einfluss der Partikelgröße auf die Mikrostruktur und Eindringtiefe der keramischen Partikel wurde an der Aluminiumlegierung EN AW-6082 und Aluminiumoxid als Strahlpartikel untersucht. Hier kamen neben der Körnung F600 zwei weitere Körnungen F320 und F1200 zum Einsatz. Der Standard definiert für die beiden Körnungen eine gewichtsgemittelte Partikelgröße von 29 μm beziehungsweise 3 μm . Partikelgrößenmessungen mittels Laserbeugung sind in Tabelle 3.2 wiedergegeben. Die Werte D_{s10} und D_{s90} geben Auskunft über die Partikelgrößenverteilung. 10 % der Partikel sind dabei kleiner als der D_{s10} -Wert, während der Durchmesser von 10 % der Partikel größer als der D_{s90} -Wert sind. Über verschiedene Chargen sind leichte Streuungen der Partikelgrößenverteilung möglich. Die mittlere Partikelgröße im Fall der Körnung F600 lag bei Al_2O_3 zwischen 8 μm und 13 μm .

Tabelle 3.2: Gewichtsgemittelte Partikelgröße der verwendeten Strahlpartikel (Campus Nord, IAM-ESS).

	Al ₂ O ₃			SiC	WC
	F320	F600	F1200	F600	F600
	µm	µm	µm	µm	µm
Ds10	25,3	8,3	1,0	5,3	9,0
Ds50	36,4	13,2	3,3	9,6	15,6
Ds90	53,0	19,8	7,4	15,5	26,1

3.3 Probekörpergeometrien

Die verschiedenen Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit erforderten eine entsprechende Probekörpervielfalt. Ausgangsmaterial für die Probekörper der beiden Aluminiumknetlegierungen waren jeweils 2 mm dicke, kommerziell erhältliche, gewalzte Bleche. Um die Prozess-Struktur-Beziehung zu beschreiben, wurden Probekörper mit einer Breite von 11 mm und einer Länge von 80 mm gefertigt. Der mittlere Bereich der Probekörper wurde auf einer Länge von 48 mm verbundgestrahlt, während die Randstücke als Fixierung der Probekörper beim Verbundstrahlen dienten.

Die Abmessungen der verbundgestrahlten Probekörper für die Untersuchungen der Biegeeigenschaften hatten eine Länge von 70 mm, eine Breite von 5 mm und eine Höhe von 2 mm. Die Geometrie der Wechselbiegeprobekörper ist in Abbildung 3.4 dargestellt. Die geringste Breite in der Messstrecke wurde für eine bessere Vergleichbarkeit zu den Biegeversuchen ebenfalls auf 5 mm festgelegt. Der relevante Probekörperbereich innerhalb der Messstrecke wurde für beide Probekörpergeometrien verbundgestrahlt, im Falle der aushärtbaren Legierungen wärmebehandelt und abschließend festgewalzt. Die beiden Nachbehandlungsschritte sind in Kapitel 4.2 detailliert beschrieben.

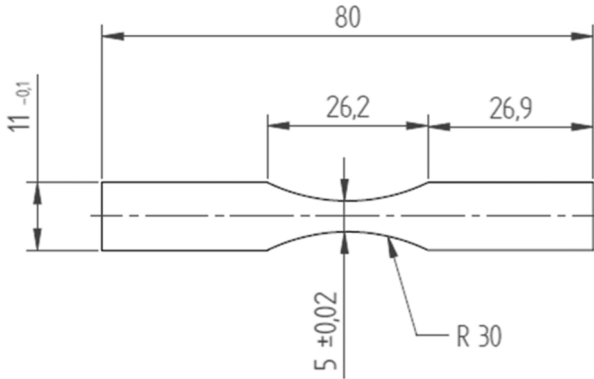


Abbildung 3.4: Geometrie der Probekörper für die Wechselbiegeversuche.

Für die tribologischen Untersuchungen wurde auf zwei unterschiedliche Probekörpergrößen zurückgegriffen. Die Probekörper der Pin-on-disk Versuche wurden als runde Scheiben mit einem Durchmesser von 10 mm erodiert. Zur Bewertung des tribologischen Verhaltens unter Schwing-Reib-Verschleiß wurden Probekörper mit einer Länge von 16 mm aus den bereits verbundgestrahlten Probekörpern mit einer Breite von 11 mm getrennt.

4 Verbundstrahlprozess

4.1 Aufbau der Verbundstrahlanlage

In Abbildung 4.1 ist der Aufbau der verwendeten Verbundstrahlanlage schematisch dargestellt. Das Mikrostrahlssystem bestehend aus der Mikrostrahlanlage AccuFlo der Firma Comco Inc. (Burbank, USA) und der CNC-Maschine samt Steuereinheit von isel Germany AG (Eichenzell) wurde dabei um eine Heizeinheit erweitert. Durch die temperaturbedingte Absenkung der mechanischen

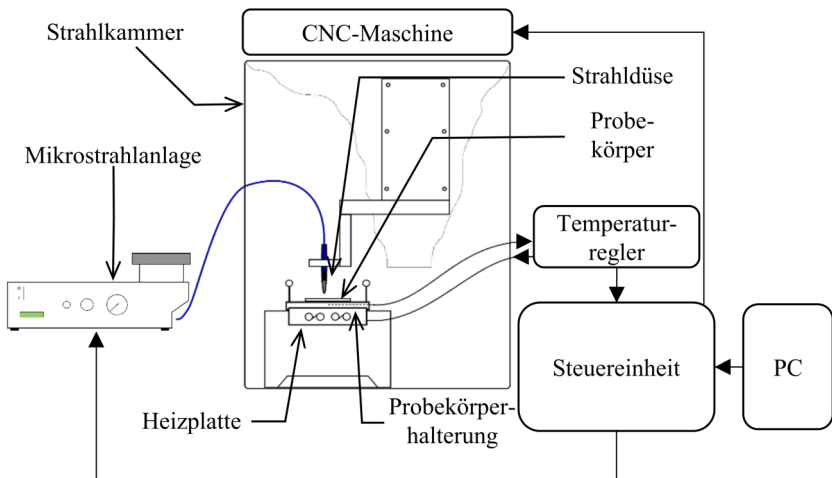


Abbildung 4.1: Schematischer Aufbau der Verbundstrahlanlage nach [133][†].

Kennwerte zeigten erste Studien eine Steigerung der Eindringtiefe der keramischen Strahlpartikel mit steigender Prozesstemperatur [4][†].

Mit Hilfe einer Dosiereinrichtung in der Mikrostrahleinheit wurde das Strahlmittel mit Druckluft vermischt und über einen flexiblen Polymerschlauch zur Strahldüse mit einem Durchmesser von 0,76 mm gefördert. Die Strahldüse wurde durch eine 3-Achsen CNC-Steuerung rechtwinklig über die Aluminiumprobekörper geführt. Eine Probekörperhalterung aus Kupfer ermöglichte zum einen den schnellen Wechsel der Probekörper, zum anderen die Platzierung eines Thermoelements in der Nähe der Probekörper. Die Messung der Prozesstemperatur erfolgte über ein Thermoelement Typ K, welches in einer Bohrung knapp unterhalb der Oberfläche der Probekörperhalterung montiert wurde. Durch eine Heizplatte des Typs L3/11 von Nabertherm GbmH (Lilienthal), wie sie standardmäßig in Muffelöfen eingesetzt wird, wurde die Probekörperhalterung samt Probekörper auf Prozesstemperatur erwärmt. Abbildung 4.2 zeigt die Zusammenstellung der Heizeinheit mit ihren Komponenten. Dadurch konnten Prozesstemperaturen über den gesamten relevanten Temperaturbereich von Raumtemperatur bis zu 700 °C erreicht werden. Die Regelung der Heizeinheit und somit der Prozesstemperatur erfolgte mit einem Mikroprozessorregler dTron 04.1 der Firma JUMO GmbH & Co. KG (Fulda). Der Temperaturregler war gleichermaßen wie die Steuerung der CNC-Maschine und die Mikrostrahleinheit an einer CAN-CNC Steuerung angeschlossen. Mit der Software ProNC von isel konnte die Steuereinheit über ein Interface bedient werden.

4.1.1 Temperaturführung

Als Prozesstemperatur wurde die Temperatur zu Beginn des Strahlprozesses definiert. Prozessbedingt kommt es durch die Verwendung von Druckluft bei Raumtemperatur beim Verbundstrahlprozess zu einer Abkühlung der Probekörperoberfläche. Die Charakterisierung der Oberflächenabkühlung erfolgte

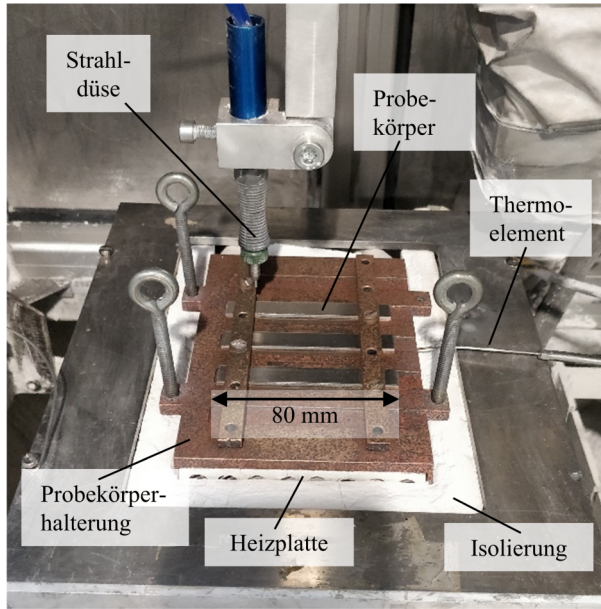


Abbildung 4.2: Heizeinheit der Verbundstrahlanlage.

im Vorfeld durch Thermoelemente, welche in einer Bohrung 0,5 mm unterhalb der Probekörperoberfläche angebracht wurden, wie in Abbildung 4.3, oben, schematisch dargestellt ist.

Durch eine Wahl der Vorschubgeschwindigkeit auf 8 mm s^{-1} kann die Abkühlung während des Strahlprozesses auf maximal 120 K begrenzt werden (siehe Abbildung 4.3, unten). Anschließend wurde der Strahlprozess pausiert bis die Prozesstemperatur erreicht wurde. Dem Temperaturgradienten wurde insofern Rechnung getragen, als dass jede Strahlbahn symmetrisch (in positive und negative x-Richtung) abgefahren wurde.

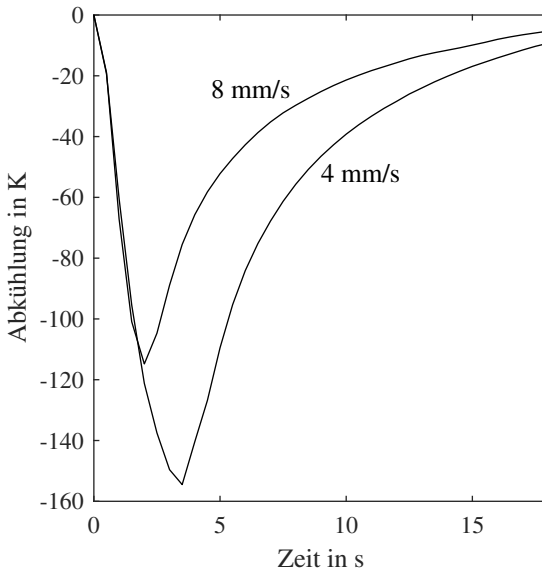
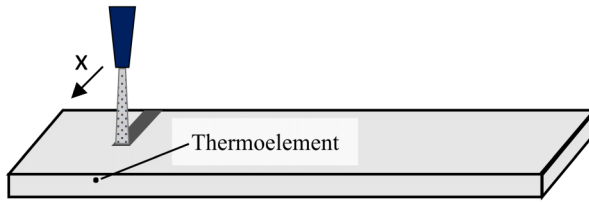


Abbildung 4.3: Oben: Lokale Temperaturmessung zur Darstellung der Abkühlung beim Verbundstrahlprozess. Unten: Abkühlung der Probekörperoberfläche in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit während des Verbundstrahls (Druck $p = 7$ bar, Temperatur $T = 614^\circ\text{C}$) nach [134].

4.1.2 Parameterspektrum

Der Verbundstrahlprozess bietet ein weites Spektrum an Prozessparametern. Neben den für den Strahlprozess charakteristischen Größen (Abbildung 4.4) wie Strahldruck, Vorschubgeschwindigkeit, Arbeitsabstand, Anzahl der Bearbeitungen, Düsengeometrie, Strahlwinkel und Bahnabstand steht für das Verbundstrahlen auch eine variable Prozesstemperatur zur Verfügung.

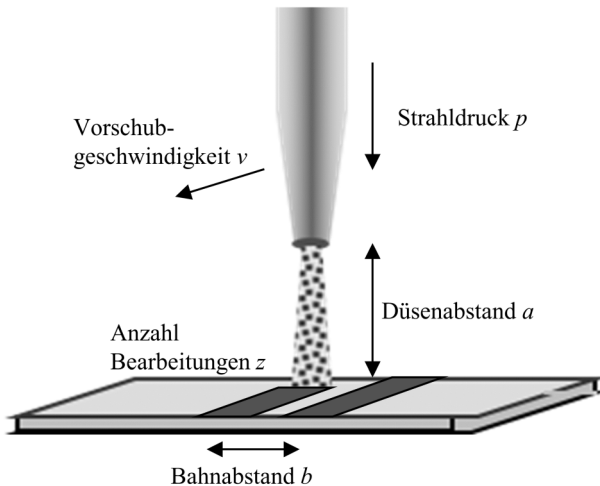


Abbildung 4.4: Prozessparameter des Mikrostrahlprozesses nach [4][†].

Tabelle 4.1 gibt eine Übersicht über die in dieser Arbeit verwendeten Parameter. Die Auswahl der Prozessparameter erfolgte durch im Mikrostrahlbereich übliche Kenngrößen ergänzt durch Voruntersuchungen [4][†]. Während Düsengeometrie, Strahlwinkel, Düsen- und Bahnabstand genauso wie die Vorschubgeschwindigkeit nicht variiert wurden, wurde die Prozesstemperatur, der Strahldruck und die Anzahl der Bearbeitungen verändert.

Tabelle 4.1: Übersicht über die Verbundstrahl-Prozessparameter.

Prozessparameter			
Homologe Temperatur	T/T_S	-	0,8; 0,9; 0,95
Strahldruck	p	bar	4; 7
Anzahl der Bearbeitungen	z	-	2; 4
Vorschubgeschwindigkeit	v_F	mm s^{-1}	8
Düsenabstand	a	mm	10
Düsendurchmesser	d_d	mm	0,76
Strahlwinkel	α	°	90
Bahnabstand	b	mm	1

Prozesstemperatur

Die Prozesstemperatur hat großen Einfluss auf die Eindringtiefe beim Verbundstrahlen, wie in Vorversuchen festgestellt wurde. Abbildung 4.5 zeigt, dass Fragmente der Al_2O_3 -Partikel auch bei Raumtemperatur ($T/T_S = 0,32$) knapp $5 \mu\text{m}$ in die Aluminiumlegierung EN AW-1050 eindringen. Eine Erhöhung der Prozesstemperatur bis auf $T/T_S = 0,5$ führt noch nicht zu einer signifikanten Änderung der Eindringtiefe. Bei einer weiteren Steigerung der Temperatur ist jedoch eine stetige Zunahme der Eindringtiefe der Keramikpartikel messbar. Für eine Prozesstemperatur von $500 \text{ }^\circ\text{C}$ ($T/T_S = 0,82$) beträgt die Eindringtiefe der Strahlpartikel für eine vierfache Bearbeitung bei einem Strahldruck von 7 bar mehr als $20 \mu\text{m}$.

Ausgehend davon wurde an den beiden untersuchten Aluminiumlegierungen EN AW-1050 und EN AW-6082 der Einfluss der Prozesstemperatur anhand drei unterschiedlichen homologen Temperaturen im Bereich von $0,8 T/T_S$ bis $0,95 T/T_S$ betrachtet. Durch die unterschiedliche Schmelz- und Solidustemperatur der beiden Legierungen ergeben sich dadurch verschiedene Prozesstemperaturen. Ausgehend von der Schmelztemperatur von kommerziell reinem

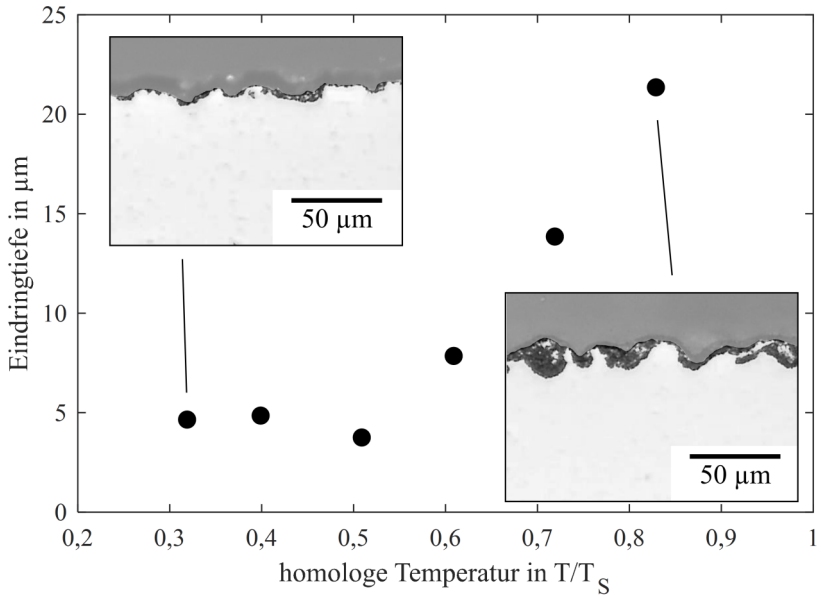


Abbildung 4.5: Maximale Eindringtiefe der Al_2O_3 -Partikel bei verschiedenen homologen Prozesstemperaturen für die Aluminiumlegierung EN AW-1050 ($z = 4$, $p = 7$ bar).

Aluminium EN AW-1050 bei 660°C und der Solidustemperatur der Aluminiumlegierung EN AW-6082 bei 575°C sind die verwendeten Prozesstemperaturen beim Verbundstrahlen in Tabelle 4.2 aufgelistet.

Tabelle 4.2: Übersicht über die verwendeten Prozesstemperaturen beim Verbundstrahlen in Abhängigkeit der Aluminiumlegierung.

Homologe Temperatur	EN AW-1050	EN AW-6082
0,8	474°C	406°C
0,9	567°C	491°C
0,95	614°C	533°C

Strahldruck

Das verwendete Mikrostrahlgerät AccuFlo lässt einen Strahldruck von 0,7 bar bis 8,6 bar zu. Bei einem geringen Strahldruck von 1 bar konnte in Vorversuchen mit den verwendeten Strahlmitteln kein kontinuierlicher Strahlmitteldurchsatz und dadurch kein reproduzierbares Strahlergebnis erzielt werden. Aus diesem Grund wurden 4 bar und 7 bar als Strahldruck ausgewählt.

Anzahl der Bearbeitungen

Der Einfluss der Strahldauer wurde mittels zweifacher und vierfacher Bearbeitungsanzahl untersucht. Untersuchungen an Probekörper mit einer höheren Anzahl von Bearbeitungen zeigten keine große Steigerung der Eindringtiefe. Vielmehr konnte die Bildung einer keramischen Schicht beobachtet werden, deren Haftung am Grundmaterial allerdings mangelhaft war.

Weitere Prozessparameter

Als Vorschubgeschwindigkeit wurde 8 mm s^{-1} ausgewählt, da diese bei initialen Systemtests zu einem stabilen Regelverhalten geführt hat. Geringere Vorschubgeschwindigkeiten führen zu deutlichen Temperaturgradienten, wie schon im vorherigen Kapitel 4.1.1 beschrieben ist. Der Düsenabstand stellte in Voruntersuchungen eine unwesentliche Größe dar und betrug für alle Verbundstrahluntersuchungen 10 mm. Der Düsendurchmesser von 0,76 mm war durch die verwendete Düse MB2520-30 des Herstellers Comco Inc. gegeben. Der Bahnabstand von 1 mm führte zu einer vollständigen Überdeckung der Probekörperoberfläche. Der Strahlwinkel von 90° zeigte in der Literatur das höchste Maß an eingebetteten Partikeln (siehe Kapitel 2.2.2) und wurde infolgedessen für den Verbundstrahlprozess verwendet.

4.1.3 Resultierende Systemgrößen

Der Einfluss des Strahldrucks auf die Geschwindigkeit des Strahlmittels wurde bei der verwendeten Mikrostrahlanlage AccuFlo von Weingärnter et al. veröffentlicht (Abbildung 4.6) [20]. Für einen geringen Strahldruck von 1 bar liegt die Strahlmittelgeschwindigkeit unter 100 ms^{-1} . Die Erhöhung des Strahldrucks führt bei 7 bar zu Geschwindigkeiten knapp unter 200 ms^{-1} . Messungen der Geschwindigkeit mittels Laser Shadowgraphy führten bei Getu et al. [104] bei dem gleichen Strahlsystem zu leicht niedrigeren Geschwindigkeiten. Allerdings wurden in diesem Fall auch größere Strahlpartikel verwendet und festgestellt, dass die Partikelgröße mit der Partikelgeschwindigkeit

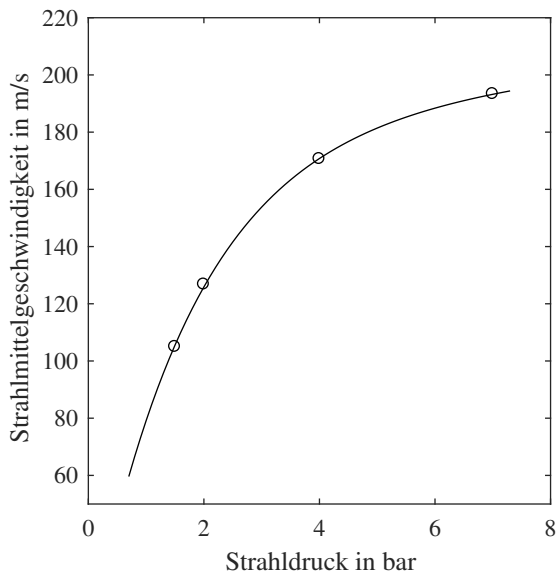


Abbildung 4.6: Einfluss des Strahldrucks auf die Geschwindigkeit der Strahlpartikel bei der Mikrostrahlanlage AccuFlo (Herstellerangaben) nach [20].

antikorreliert. Auch Kikuchi et al. stellten eine langsamere Partikelgeschwindigkeit für größere Strahlpartikel fest [135].

In Abhängigkeit des Strahldrucks (4 bar oder 7 bar) ergab sich bei Aluminiumoxid als Strahlmittel eine Strahlbahnbreite von 1,28 mm bis 1,81 mm. In Kombination mit einem Bahnabstand von 1 mm resultierte eine Überlappung der Strahlbahnen von 28 % bis 81 %. Die Durchbiegung der Almentestplättchen als Kenngröße der Strahlintensität variierte in einem Bereich von 0,033 mmN und 0,047 mmN, wobei der Massendurchsatz $8,2 \text{ g min}^{-1}$ bis $14,8 \text{ g min}^{-1}$ betrug.

Für die Bestimmung der notwendigen Partikelanzahl für eine vollständige Überdeckung (98 %) schlagen Kirk und Abyaneh [136] die Verwendung einer Avrami-Gleichung (Gleichung 4.1) vor. Numerische Berechnungen zeigten, dass bei einer hinreichend großen Gesamtfläche (mindestens 10-mal größer als die Eindruckfläche) die Avrami-Gleichung die Überdeckung abbilden kann [137]. Dabei ist

$$BG(\%) = 100(1 - e^{-A_r}) \quad (4.1)$$

die prozentuale Überdeckung und

$$A_r = \frac{n_p \pi r^2}{A_{ges}} \quad (4.2)$$

das Verhältnis aus Eindruckfläche und Gesamtfläche (A_{ges}) sowie n_p die Anzahl der Partikel. Der Radius eines Partikeleindrucks r berechnet sich als Kreissegment in Abhängigkeit der Partikelgröße und Eindringtiefe.

Eine statistische Abschätzung der notwendigen Partikel für eine vollständige Überdeckung ist genauso wie die Avrami-Gleichung in Abbildung 4.7 zu sehen. Eingangsparameter sind die mittlere Partikelgröße von Aluminiumoxid $13,2 \mu\text{m}$ (Körnung F600) und eine Eindringtiefe von $2 \mu\text{m}$. Für die Simulation wurde eine quadratische Fläche mit einer Kantenlänge von 1 mm betrachtet. Die Avrami-Gleichung ist als Linie dargestellt, während die Ergebnisse der

Simulation durch die Punkte abgebildet werden. Die Bilder geben die indentierte Fläche nach 1000, 10000, 20000 und 50000 Partikeln wieder. Zu Beginn des Strahlverfahrens ist es wahrscheinlich, dass sich die Eindrücke nicht überlappen und es zu einem linearen Anstieg der Überdeckung kommt. Je größer die Überdeckung ist, desto höher wird die Wahrscheinlichkeit, dass Partikel auf bereits indentierte Stellen auftreffen und der Anstieg der Überdeckung zurückgeht. Eine Überdeckung von 98 % wird bei beiden Methoden nach knapp 60000 Aufschlägen erreicht.

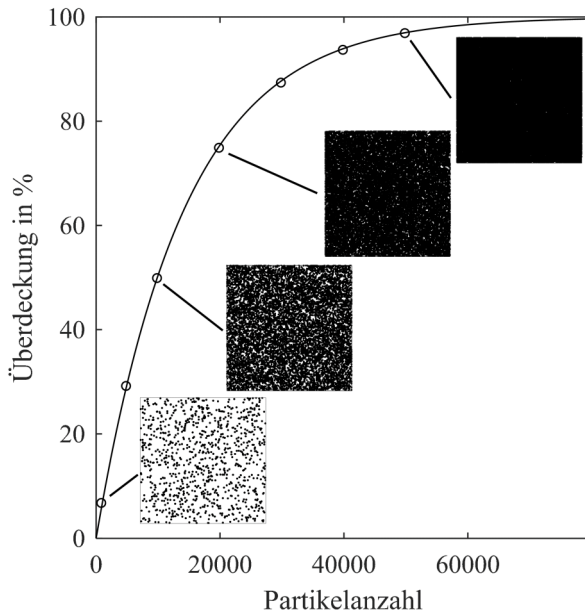


Abbildung 4.7: Überdeckung in Abhängigkeit der Partikelanzahl beim Verbundstrahlen. Die Kurve stellt die Avrami-Gleichung 4.1 dar. Die Punkte geben die Auswertung einer statistischen Abschätzung wieder. Die Bildausschnitte der Oberfläche (1 mm auf 1 mm) zeigen die indentierte Fläche schwarz an.

Mit den oben beschriebenen Prozessparametern treffen beim Verbundstrahlen mehr als eine Million Partikel auf einen Quadratmillimeter. Daraus resultiert nach der Simulation ein vielfaches Auftreffen von 30 bis 110 Strahlpartikeln auf dieselbe Stelle.

4.2 Nachbehandlungen

4.2.1 Wärmebehandlung

Durch die langsame Abkühlung nach dem Verbundstrahlprozess befinden sich die Probekörper in einem weichgeglühten Zustand. Um homogene Gefügeeigenschaften der Legierung EN AW-6082 zu erhalten, wurde nach dem Verbundstrahlen eine T6-Wärmebehandlung durchgeführt [138]. Dabei wurden die Probekörper zunächst für 20 Minuten in einem Muffelofen (Nabertherm GbmH, Lilienthal) auf 540 °C erhitzt und lösungsgeglüht. Einem konsekutiven Abschrecken im Wasserbad folgte eine Warmauslagerung bei in der Praxis üblichen 180 °C für 6 Stunden.

4.2.2 Festwalzen

Das Verbundstrahlen erhöht die Rauheit der Oberfläche zum Teil deutlich. Aus diesem Grund wurden die Probekörper für die mechanischen und tribologischen Untersuchungen abschließend festgewalzt, um die Oberflächenrauheit zu senken und durch den Verbundstrahlprozess gegebenenfalls entstandenen Poren zu schließen. Das Festwalzen erfolgte mit dem hydraulischen Festwalzwerkzeug HG6 von ECOROLL AG (Celle). Der Walzdruck von 40 bar wurde bei beiden untersuchten Legierungen mit einer hydrostatisch reibungsfrei gelagerten Keramikkugel mit einem Durchmesser von 6,35 mm aufgebracht.

Das Werkzeug wurde in eine Fräsmaschine eingespannt, welche mit einer Geschwindigkeit von 2000 mm min^{-1} mit einem Bahnabstand von $0,04 \text{ mm}$ mäanderförmig über die Probekörper bewegt wurde. Die Bahntrajektorien bei den unterschiedlichen Probekörpergeometrien sind in Abbildung 4.8 dargestellt. Bei den Biegeversuchen wurden die Probekörper aufgrund einer einfacheren Prozessführung entlang der Längsachse festgewalzt. Für die Wechselbiegeprobekörper wurde die Festwalzrichtung quer zur Längsachse gewählt, um möglichst große Eigenspannungen in Längsrichtung zu erzielen.

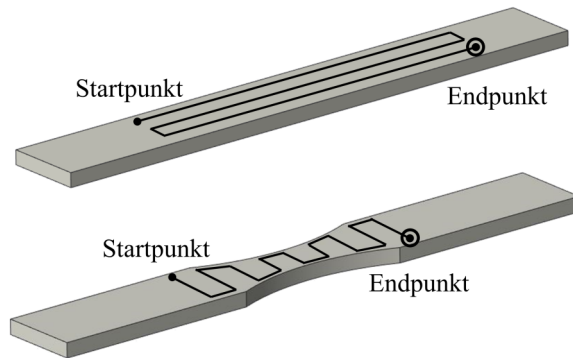


Abbildung 4.8: Schematische Darstellung der Bahntrajektorien beim Festwalzen für die Probekörper der Vierpunktbiegeversuche (oben) und der Wechselbiegeversuche (unten).

4.3 Parameterspektrum

Wie in Kapitel 4.1.2 beschrieben, zeichnet sich das Verbundstrahlen durch eine hohe Vielfalt an Prozessparametern aus. Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwölf unterschiedliche Verbundstrahl-Prozessparameter untersucht. Variiert wurde die Prozesstemperatur in einem homologen Temperaturbereich von

0,8 T/T_S bis 0,95 T/T_S , die Anzahl der Bearbeitungen z sowie der Strahl-
druck p . Tabelle 4.3 und Tabelle 4.4 ordnen den Untersuchungsmethoden die
verwendeten Verbundstrahl-Prozessparameter zu.

Tabelle 4.3: Übersicht über die verwendeten Verbundstrahl-Prozessparameter für Al_2O_3 -
Strahlpartikel der Körnung F600 bei unterschiedlichen Charakterisierungsmethoden.

Strahlmittel	Al_2O_3 , F600	
	EN AW-1050	EN AW-6082
Rauheitsmessung	T/T_S : 0,8; 0,9; 0,95	
Eindringtiefeauswertung	z : 2; 4	
Vierpunktbiegeversuche	p : 4 bar; 7 bar	
Eigenspannungsmessung		$T/T_S = 0,8, z = 2, p = 4$ bar
Vierpunktbiegeversuche bei erhöhter Temperatur		$T/T_S = 0,9, z = 4, p = 7$ bar
Röntgendiffraktometrie		$T/T_S = 0,9, z = 4, p = 7$ bar
Transmissionselektronen- mikroskopie		
Wechselbiegeversuche		
Tribologische Untersuchungen		

Für die Bestimmung der Oberflächentopografie, der Eindringtiefe und der
Biegeeigenschaften der verbundgestrahlten Probekörper wurden im Fall von
 Al_2O_3 -Strahlmittel bei beiden Aluminiumlegierungen zwölf Prozessparame-
ter untersucht. Die Analyse der Rauheit und der Eindringtiefe erfolgte dabei

sowohl vor als auch nach dem konsekutiven Festwalzen. Die weiteren Charakterisierungsmethoden wurden an der anwendungsnahen Aluminiumlegierung EN AW-6082 erprobt. Der thermische Eigenspannungsabbau und die Biegeeigenschaften der verbundgestrahlten Probekörper bei erhöhter Prüftemperatur wurden anhand zwei Prozessparameter bestimmt. Die Mikrostrukturuntersuchungen mittels Röntgendiffraktometrie und Transmissionselektronenmikroskopie sowie für die Wechselbiegeversuche und tribologische Untersuchungen wurden anhand eines Verbundstrahl-Parameters ($T/T_S = 0,9, z = 4, p = 7$ bar) untersucht.

Der Einfluss weiterer keramischer Strahlpartikel aus SiC und WC, sowie Al_2O_3 -Partikel der Körnung F320 auf die Oberflächentopografie, die Rauheit und die Vierpunktbiegeeigenschaften wurde anhand der Legierung EN AW-6082 bestimmt. Alle drei Charakterisierungsmethoden wurden mit zwei Verbundstrahl-Prozessparameter untersucht.

Tabelle 4.4: Übersicht über die verwendeten Verbundstrahl-Prozessparameter für Strahlpartikel aus SiC, WC (beide Körnung F600) Al_2O_3 der Körnung F320 bei unterschiedlichen Charakterisierungsmethoden.

Strahlmittel	SiC / WC / Al_2O_3 , F320
Aluminiumlegierung	EN AW-6082
Rauheitsmessung	$T/T_S = 0,8, z = 2, p = 4$ bar
Eindringtiefenauswertung	$T/T_S = 0,9, z = 4, p = 7$ bar
Vierpunktbiegeversuche	

5 Experimentelle Methoden

5.1 Mikrostrukturelle Charakterisierung

5.1.1 Rauheitsmessung

Die Topografie der Probekörper nach dem Verbundstrahlen und nach dem anschließenden Festwalzen wurde mit einem konfokalen Weißlichtmikroskop μ surf der NanoFokus AG (Oberhausen) mittels 10x Objektiv bestimmt. Die Auflösung in horizontaler Richtung betrug $0,2\ \mu\text{m}$. Durch die gleichmäßig flächige Bearbeitung der Probekörper durch das Verbundstrahlen ist keine Richtungsabhängigkeit der Rauheitskennwerte vorhanden. Aus diesem Grund konnte eine Einflussnahme der Strahlrichtung vernachlässigt werden. Die Bestimmung der Oberflächenrauheit wurde nach DIN EN ISO 4287 mithilfe eines Gaußfilters mit einer Grenzwellenlänge von $\lambda_c = 0,8\ \text{mm}$ durchgeführt [139].

5.1.2 Metallografische Untersuchungen

Die Bestimmung der Eindringtiefe der Strahlpartikel erfolgte lichtmikroskopisch an Schlifffildern. Dazu wurden aus den verbundgestrahlten Probekörpern 10 mm lange Stücke quer zur Strahlbahn herausgetrennt und anschließend metallografisch präpariert. Die Probekörperstücke wurden mit TransOptic von Buehler Ltd. (Lake Bluff, USA) warm eingebettet. Dieses rein thermoplastische Einbettmittel bietet im Gegensatz zu mehrphasigen Einbettmitteln einen

guten Kontrast von Verstärkungsphase und Einbettmittel im REM. Gleichermaßen erleichtert es die Messung mittels EDX. Die hier vorgestellte Präparationsroutine wurde von Karch [140] im Rahmen einer studentischen Arbeit ausgearbeitet. Nach dem Planschleifen der Probekörper mit SiC-Schleifpapier der Körnung 320, erfolgte das Feinschleifen bis zu einer Körnung von 2500 mit einer Anpresskraft von 10 N. Anschließend wurden die Probekörper mit einer Diamantsuspension von 3 μm und 1 μm vorpoliert. Die Endpolitur wurde mit einer nicht-kristallisierenden, kolloidalen Siliziumdioxid Suspension (MasterMet 2, Buehler) mithilfe einer halbautomatischen Poliermaschine und anschließend mit einem Vibrationspoliergerät durchgeführt, um die verbleibende Deformation der mechanischen Präparation zu entfernen. Jedem Präparationsschritt folgte nach einer Reinigung der Probekörper mit Ethanol im Ultraschallbad eine lichtmikroskopische Sichtprüfung der Oberfläche [141][†].

Die Aufnahmen zur Bestimmung der Eindringtiefe wurden an Schliffbildern mit dem Digitalmikroskop VHX-600DSO der KEYENCE Corporation (Osaka, Japan) durchgeführt. Die Auswertung der Eindringtiefe erfolgte mithilfe von digitaler Bildauswertung (engl. Digital Image Processing, DIP). Dazu wurden die aufgenommenen Einzelbilder mittels des Bildverarbeitungsprogramms ImageJ zu einer Gesamtaufnahme eines Schliffbilds zusammengesetzt. Die ausgewertete Länge betrug pro Schliffbild 10 mm. Anschließend konnte durch eine Auswerterroutine in Matlab die Eindringtiefe für jeden Bildpunkt in horizontaler Richtung bestimmt werden. Die Bildauflösung betrug für diese Untersuchung 0,38 μm .

5.1.3 Röntgendiffraktometrie

Zur Charakterisierung hinsichtlich Korngröße und Versetzungsdichte vor und nach dem Verbundstrahlprozess wurden Keramikpartikel im Ausgangszustand

und verbundgestrahlte Probekörper in Zusammenarbeit mit der Abteilung Physikalische Metallkunde mittels Röntgendiffraktometrie untersucht. Die Analyse wurden an einem D2 Phaser der Firma Bruker (Billerica, USA) durchgeführt, welcher mit einem LynxEye Detektor ausgerüstet war. Die Strahlungsquelle aus Cu wurde bei 30 kV mit 10 mA betrieben. Bei einer akkumulierten Messzeit von 384 s pro Schritt wurde der Bereich von $2\theta = 10^\circ - 145^\circ$ bei einer Schrittweite von $0,01^\circ$ abgerastert. Die anschließende Auswertung des Diffraktogramms erfolgte mit einer Lorentz Doppelppeak Funktion, um die $K_{\alpha 1}$ und $K_{\alpha 2}$ Reflexe aufzuteilen.

Während die Position der Reflexe auf die Kristallstruktur hinweisen, gibt die Breite der Reflexe Auskunft über die Defektdichte. Zusätzlich zu einem gerätespezifischen Faktor hat die Defektdichte, bestehend aus Versetzungsdichte und Kristallitgröße, den größten Einfluss auf die Reflexverbreiterung [142]. Für die in dieser Arbeit untersuchten Zustände wurde die gerätespezifische Reflexverbreiterung nicht betrachtet. Williamson und Hall [143] fanden heraus, dass die Reflexverbreiterung von der Korngröße $\Delta(2\theta)_G$ und von versetzungsinduzierten Gitterstörungen $\Delta(2\theta)_S$ abhängig ist. Die Gleichungen der beiden Größen lauten bei hinreichend kleinen Kristallitgrößen ($<150 \mu\text{m}$)

$$\Delta(2\theta)_G = \frac{k_S \lambda}{d_{koh} \cos \theta} \quad (5.1)$$

sowie

$$\Delta(2\theta)_S = 2\varepsilon \tan \theta. \quad (5.2)$$

Die einheitslose Scherrerkonstante k_S beträgt bei Betrachtung der Halbwertsbreite (FWHM) ungefähr 0,9. λ steht für die Wellenlänge der monochromatischen Röntgenstrahlung, während d_{koh} die Größe der kohärent streuenden Bereiche darstellt. ε beschreibt die Verzerrung im Kristallgitter. Durch eine lineare Superpositionierung der beiden Beiträge resultiert die gesamte Reflexbreite zu

$$\Delta(2\theta) = \Delta(2\theta)_S + \Delta(2\theta)_G = 2\varepsilon \tan \theta + \frac{k_S \lambda}{d_{koh} \cos \theta}. \quad (5.3)$$

Durch die Einführung eines sogenannten Streuvektors $s = 2 \sin(\theta/\lambda)$ und dessen Ableitung in Abhängigkeit von θ $ds/d\theta = (2 \cos \theta)/\lambda$ vereinfacht sich Gleichung 5.3 zu

$$\Delta s = \varepsilon s + \frac{k_S}{d_{koh}}. \quad (5.4)$$

Δs gibt in diesem Fall die Halbwertsbreite der Reflexe im Sinne des Streuvektors wieder.

5.1.4 Eigenspannungsmessung

Die Messungen der Eigenspannungen erfolgten in Zusammenarbeit mit der Abteilung Struktur und Spannungsanalyse auf der bearbeiteten Werkstoffoberfläche mittels eines Diffraktometers in ψ -Mode an den $\{422\}$ -Ebenen des Aluminiums unter Verwendung von Ni-gefilterter Cu- K_α Strahlung. Als Primärblennde fungierte eine Doppelochblende mit einem Durchmesser von 1 mm. Sekundärseitig wurde eine Symmetrisierungsblende verwendet. Der 2θ -Bereich von 134° bis 142° wurde mit einer Schrittweite von $0,15^\circ$ über 15 äquidistante $\sin^2 \psi$ Winkel vermessen. Die Zählzeit betrug 6 s. Die Auswertung der Diffraktogramme erfolgte mit einem Pearson VII Fit nach Untergrundabzug. Die elastischen Koeffizienten betragen $E_{422} = 70,9 \text{ GPa}$ und $\gamma_{422} = 0,349$.

5.1.5 Rasterelektronenmikroskopie

Für eine detaillierte, optische Untersuchung der Oberfläche und der Mikrostruktur der verbundgestrahlten Probekörper wurden drei verschiedene REM eingesetzt. Übersichtsbilder, keramische Strahlpartikel und Bruchflächen wurden mit einem REM des Typs Leo EVO 50 der Firma Zeiss (Oberkochen) aufgenommen. Die Beschleunigungsspannung betrug dabei 20 kV. Ergänzende EDX-Untersuchungen und höher auflösende Aufnahmen mit Sekundärelektronen- und Rückstreuielektronendetektoren wurden an den Rasterelektronenmikroskopen des Typs Auriga 60 (Zeiss) und Helios Nanolab F650 (von FEI: Hillsboro, USA) mit Beschleunigungsspannungen von 2 kV bis 30 kV durchgeführt.

5.1.6 Transmissionselektronenmikroskopie

Zur Bewertung der Grenzschicht zwischen Aluminiumgrundmaterial und keramischen Strahlpartikeln und des strukturellen Aufbaus der Partikelfelder wurden TEM-Untersuchungen durchgeführt. Die Präparation einer Lamelle erfolgte in Zusammenarbeit mit dem IAM-CMS an dem oben beschriebenen Helios Nanolab F650. Hierfür wurde mittels einer Ionenfeinstrahlanlage (engl. Focused Ion Beam, FIB) eine Lamelle mit einer Größe von 18 μm auf 27 μm präpariert und auf eine Dicke von 100 nm gedünnt.

Die Untersuchung der Lamelle erfolgte in Kooperation mit dem IAM-AWP durch ein Thermofisher Talos F200X G2 scanning TEM (STEM), welches mit 4 EDX Detektoren und einem Gatan Enfinium Elektronenverlustspektrometer (EEL) mit Dual EELS ausgerüstet war. Die Beschleunigungsspannung betrug 200 kV. Die Konvergenz, bzw. der Kollektionswinkel für die EELS Messungen betragen 10,5 mrad und 14,1 mrad. Die TEM Bilder wurden mit einer Thermofisher Ceta 16M CCD Kamera aufgenommen.

5.2 Biegeversuche

Die Vierpunktbiegeversuche wurden mit einer E3000 Elektropuls von Instron (Darmstadt) ausgerüstet mit einer 5 kN Kraftmessdose in Anlehnung an die ASTM D7264 durchgeführt [144]. Die Verfahrensgeschwindigkeit betrug 10 mm min^{-1} . Die Durchbiegung wurde bei Versuchen bei Raumtemperatur mittels Lasertriangulation (Micro-Epsilon Eltrotec GmbH, Göppingen) bestimmt. Der Auflagerabstand betrug 40 mm und der Abstand zwischen den Belastungsfinnen 20 mm. Der E-Modul E und die Dehngrenze R_{p02} wurden auf Grundlage von drei Probekörper pro Prozessparameter bestimmt.

Für die Vierpunktbiegeversuche bei höheren Temperaturen bis zu 300°C wurde eine Temperierkammer eingesetzt. Die Bestimmung der Durchbiegung mittels Lasertriangulation ist bei höheren Temperaturen systembedingt nicht mehr möglich. Aus diesem Grund wurde für die Messung der Randfaserdehnung auf Dehnungsmessstreifen des Typs ZFLA-3-11 von Tokyo Measuring Instruments Lab. (Tokio, Japan) zurückgegriffen. Aufgrund von Haftungsproblemen der Dehnungsmessstreifen ab einer Randfaserdehnung von $\varepsilon_R \approx 0,2\%$ wurde die Dehngrenze R_{p01} über die Randfaserdehnung bei $\varepsilon_R = 0,1\%$ bestimmt.

5.3 Wechselbiegeversuche

Die Untersuchung der Dauerfestigkeit von verbundgestrahltem Aluminium wurde mithilfe von Wechselbiegeversuchen durchgeführt. Die Versuche wurden auf einer Maschine vom Typ „Webi“ der Firma Carl Schenck Maschinenfabrik GmbH (Darmstadt) auslenkungskontrolliert bei einer Frequenz von 25 Hz durchgeführt. Durch Ent- und Verfestigungseffekte war eine geringfügige Änderung der Randspannung in den ersten Zyklen möglich. Die Dauerfestigkeiten wurden über das Treppenstufenverfahren nach DIN 50100 an jeweils 15 Probekörper ermittelt [145]. Die Grenzlastspielzahl für Durchläufer betrug für die Versuche in dieser Arbeit 10^7 Zyklen.

5.4 Tribologische Untersuchungen

Für die Charakterisierung der tribologischen Eigenschaften verbundgestrahlter Oberflächen wurde auf zwei Untersuchungsmethoden zurückgegriffen. Beide Untersuchungen erfolgten in Kooperation mit dem IAM-CMS. Die Reibungseigenschaften bei verschiedenen Geschwindigkeiten wurden mit einer Normalkraft von 10 N an einem Pin-on-disk Tribometer von CSEM SA (Neuchâtel, Schweiz) aufgenommen und daraus Stribeck-Kurven bestimmt. In fünf konsekutiven Zyklen wurde die Geschwindigkeit in absteigender Reihenfolge schrittweise von 170 mm s^{-1} auf 20 mm s^{-1} reduziert. Infolge von Setzeffekten wurden zur Bewertung der tribologischen Eigenschaften die letzten drei Zyklen berücksichtigt.

Der Reibschwingverschleiß wurde mit einem SRV System der Optimol Instruments Prüftechnik GmbH (München) ermittelt. Hierfür betrug der Hub 2,5 mm bei einer Normalkraft von 20 N und einer Frequenz von 20 Hz. Der walzenförmige Gegenkörper mit einer Länge von 10 mm und einem Durchmesser von 10 mm bestand aus 100Cr6. Die Versuche wurden bei einer Temperatur von $26 \pm 4 \text{ }^\circ\text{C}$ unter kontrollierter Laborumgebung durchgeführt. Die relative Luftfeuchtigkeit wurde über eine Befeuchtungsanlage geregelt und betrug $50 \pm 10 \text{ \%RH}$. Es wurden die resultierende laterale Reibkraft und die Verschleißtiefe infolge der sinusförmig oszillierenden Bewegungen aufgenommen.

6 Ergebnisse

Im folgenden Kapitel werden die Prozess-Struktur-Eigenschafts-Beziehungen der verbundgestrahlten Probekörper vorgestellt. Dieses Kapitel gliedert sich in die Bereiche der mikrostrukturellen Untersuchungen, sowie in die Abschnitte der mechanischen und tribologischen Eigenschaften der hergestellten Werkstoffe.

Dabei wurden die grundlegenden prozesscharakterisierenden Untersuchungen an den beiden Aluminiumlegierungen EN AW-1050 und EN AW-6082 mit Aluminiumoxid als Strahlpartikel durchgeführt. Ausgehend davon wurde an weiteren Materialkombinationen einzelne Parameter untersucht. Der Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften wurde in erster Linie bei der technisch relevanten Legierung EN AW-6082 ermittelt und um einzelne Versuche mit weiteren Materialkombinationen ergänzt.

6.1 Mikrostrukturelle Charakterisierung der Verbundwerkstoffe

Die Beschreibung des strukturellen Aufbaus der Oberfläche von verbundgestrahltem Aluminium erfolgte durch eine Charakterisierung der Oberflächentopografie, mikroskopische Methoden und Röntgendiffraktometrie. Mit zunehmendem Detaillierungsgrad wurden Aufnahmen von Lichtmikroskop, REM und TEM untersucht.

6.1.1 Oberflächentopografie

EN AW-1050 - Al₂O₃, F600

Abbildung 6.1 a) zeigt repräsentative Topografieaufnahmen der Aluminiumlegierung EN AW-1050 für das Ausgangsmaterial, Abbildung 6.1 b) nach Verbundstrahlen und Abbildung 6.1 c) nach Verbundstrahlen und anschließendem Festwalzen. Deutlich erkennbar sind die Riefen der Walzstruktur im Fall des

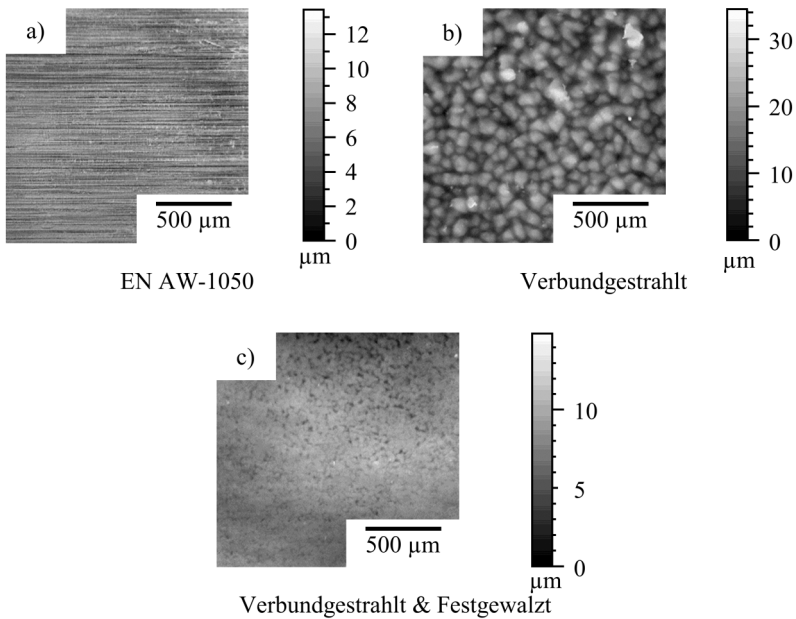


Abbildung 6.1: Repräsentative Aufnahmen der Oberflächentopografie a) des Aluminiumbleches EN AW-1050, b) nach Verbundstrahlen und c) nach Verbundstrahlen und Festwalzen.

Ausgangsmaterials. Durch das Verbundstrahlen wird zum einen die Oberflächenrauheit gesteigert, zum anderen weicht die Riefenstruktur einer unregelmäßigen Hügellandschaft. Durch das anschließende Festwalzen wird die Oberfläche abschließend eingeebnet und wirkt deutlich gleichmäßiger.

Der Einfluss der Prozessparameter auf die Rauheit nach den beiden Behandlungen ist in Abbildung 6.2 dargestellt. In Abbildung 6.2 a) ist die Rauheit nach Verbundstrahlen, in Abbildung 6.2 b) nach Verbundstrahlen und Festwalzen zu sehen. Ausgehend von einer Rauheit $R_z = 7,0\mu\text{m}$ im Ausgangszustand steigt die Rauheit durch das Verbundstrahlen an. Dieser Effekt steigt mit höherem Strahldruck und einer größeren Bearbeitungsanzahl. Der Einfluss der Temperatur kann vernachlässigt werden. Die maximale Rauheit von $R_z = 17,7\mu\text{m}$ wird bei einem Druck von 7 bar und einer homologen Temperatur

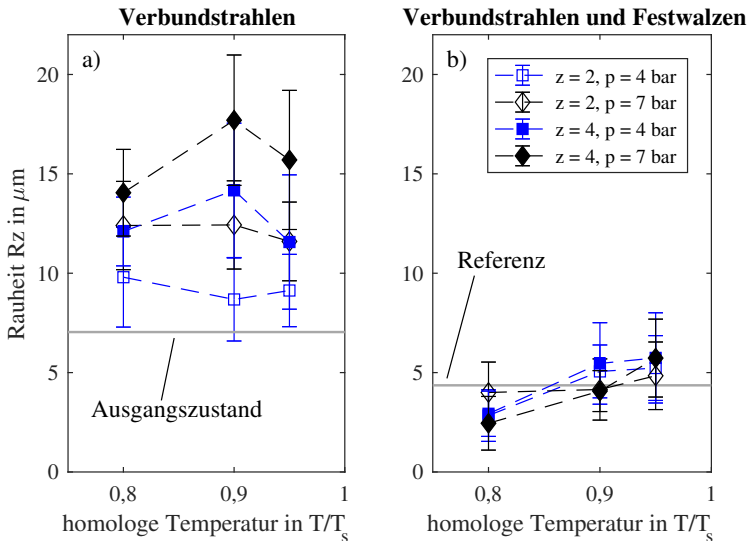


Abbildung 6.2: Einfluss der Prozessparameter auf die Rauheit der verbundgestrahlten Oberfläche der Legierung EN AW-1050 a) nach Verbundstrahlen und b) nach Verbundstrahlen und Festwalzen nach [133, 146][†].

von $T/T_s = 0.9$ bei vierfacher Bearbeitung gemessen. Durch das anschließende Festwalzen verringert sich die Rauheit deutlich und liegt unterhalb der Rauheit des Ausgangsmaterials. Nach dem Festwalzen stellt die Prozesstemperatur beim Verbundstrahlen den größten Einfluss auf die Rauheit dar. Eine geringere Prozesstemperatur hat nach dem Festwalzen eine Rauheit von $2,5\ \mu\text{m}$ bis $4,0\ \mu\text{m}$ zur Folge. Während die Rauheit nach dem Verbundstrahlprozess erheblich von Prozessdruck und Anzahl der Bearbeitungen bestimmt wird, hält sich der Einfluss dieser beiden Parameter nach dem abschließenden Festwalzen in Grenzen.

EN AW-6082 - Al_2O_3 , F600

In Abbildung 6.3 ist die Topografie der Aluminiumlegierung EN AW-6082 im Ausgangszustand in Abbildung 6.3 a) und nach Verbundstrahlen (Abbildung 6.3 b)), bzw. Verbundstrahlen und Festwalzen (Abbildung 6.3 c)) abgebildet. Die Riefen des Walzprozesses sind genauso erkennbar, wie die Hügel-Tal-Struktur der verbundgestrahlten Oberfläche. Dabei bilden sich bei der Legierung EN AW-6082 deutlich kleinere Hügel aus als bei der Legierung EN AW-1050. Durch das abschließende Festwalzen kann die Oberflächenrauheit im Vergleich zur verbundgestrahlten Oberfläche gesenkt werden.

Die Oberflächenrauheit ist nach dem Verbundstrahlen im Fall der Legierung EN AW-6082 von allen drei Prozessparametern Temperatur, Druck und Bearbeitungsanzahl abhängig (Abbildung 6.4 a)). Ausgehend von einer Rauheit im

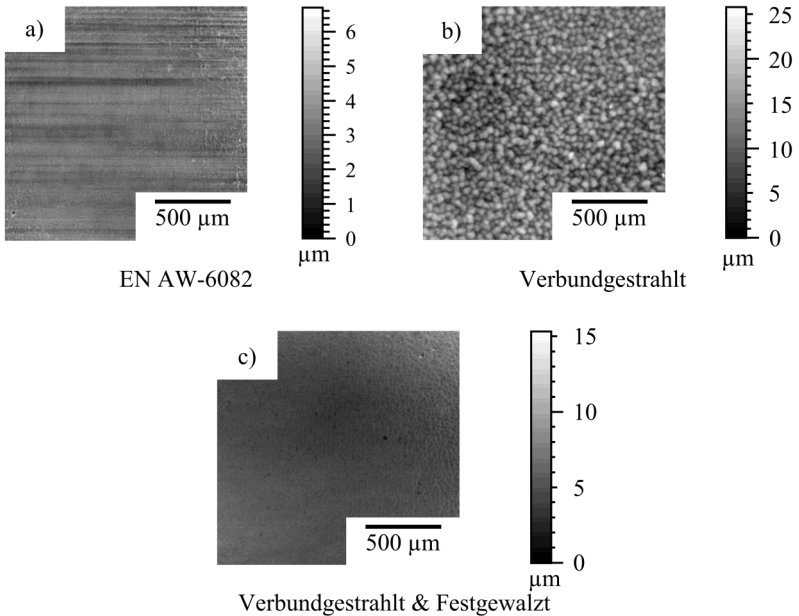


Abbildung 6.3: Repräsentative Aufnahmen der Oberflächentopografie a) des Aluminiumbleches EN AW-6082, b) nach Verbundstrahlen und c) nach Verbundstrahlen und Festwalzen.

Ausgangszustand von $R_z = 2,6 \mu\text{m}$ erhöht sich die Rauheit nach dem Verbundstrahlen auf $8,8 \mu\text{m}$ bis $16,8 \mu\text{m}$. Durch das anschließende Festwalzen verringert sich die Rauheit deutlich. Dabei wird bei den homologen Prozess Temperaturen von $T/T_S = 0,8$ und $T/T_S = 0,9$ ein Niveau von $3,5 \mu\text{m}$ bis $4,6 \mu\text{m}$ erreicht. Durch eine Steigerung der homologen Temperatur beim Verbundstrahlen auf $T/T_S = 0,95$ wird ein leichter Anstieg der Rauheit nach dem Festwalzen beobachtet. Tendenziell kann bei einem höheren Prozessdruck eine geringfügig höhere Rauheit gemessen werden. Ein Einfluss der Bearbeitungsanzahl ist im betrachteten Parameterraum nicht vorhanden.

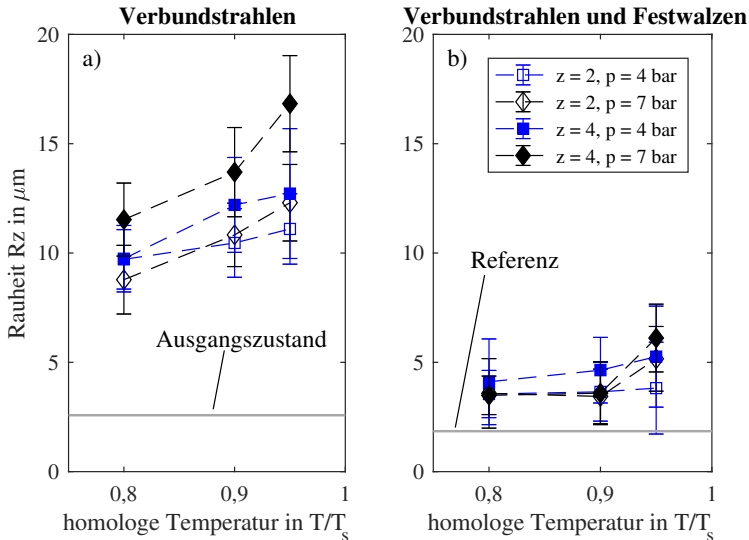


Abbildung 6.4: Einfluss der Prozessparameter auf die Rauheit der verbundgestrahlten Oberfläche der Legierung EN AW-6082 vor a) und nach b) dem Festwalzen.

EN AW-6082 - verschiedene Strahlmittel

Die Oberflächentopografie kann je nach Strahlpartikelgröße und -material beim Verbundstrahlen deutlich variieren, wie Abbildung 6.5 verdeutlicht. Bei kleinen Strahlpartikeln der Körnung F1200 (mittlerer Durchmesser: $3 \mu\text{m}$) ist nahezu keine Änderung der Oberflächentopografie ersichtlich und die Riefenstruktur des Walzbleches ist noch zu erkennen (Abbildung 6.5 a)). Größere Strahlpartikel mit einem mittleren Durchmesser von $29 \mu\text{m}$ (Körnung F320, Abbildung 6.5 b)) hinterlassen dagegen ein gröberes Strahlbild mit tiefen Einschlügen. Der Wechsel zu Strahlpartikeln aus Wolframkarbid hinterlässt ebenfalls eine gröbere Oberflächenstruktur nach dem Verbundstrahlen. Im Gegensatz zu allen anderen Strahlpartikeln macht sich bei SiC eine deutlich ausgeprägte Wellenstruktur bemerkbar. Dabei wiederholen sich diese Wellen im

Abstand der Strahlbahnbreite von 1 mm. Die Hügel-Tal-Struktur ist bei SiC-Strahlpartikeln deutlich feiner als bei den Keramikpartikeln der Körnung F600. Der Wechsel zu Al_2O_3 als Strahlmittel (vgl. Abbildung 6.3 b)) und WC führt zu einer deutlicheren Abzeichnung nach Verbundstrahlen.

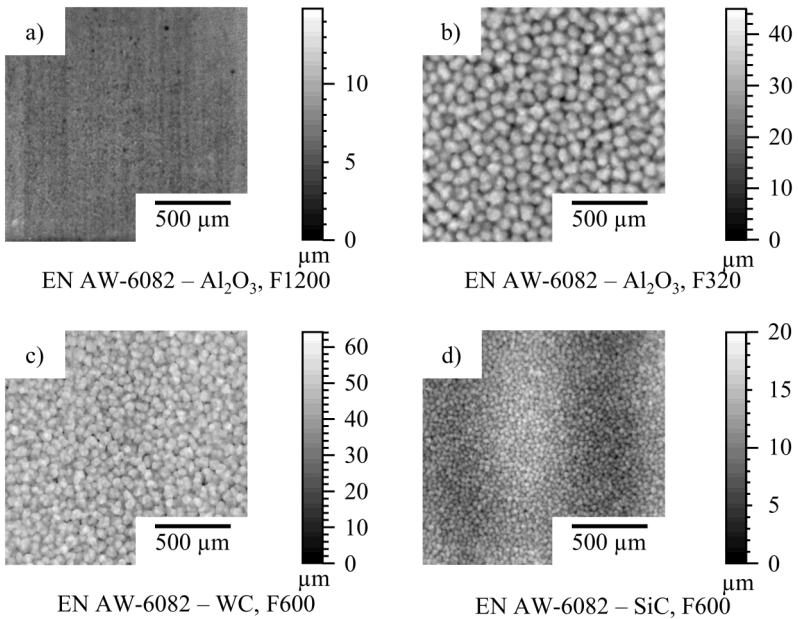


Abbildung 6.5: Repräsentative Aufnahmen der Oberflächentopografie des Aluminiumbleches EN AW-6082 nach Verbundstrahlen mit a) Al_2O_3 , F1200, b) Al_2O_3 , F320, c) WC, F600 und d) SiC, F600.

In Tabelle 6.1 sind die Rauheitswerte R_z für die oben genannten keramischen Strahlmittel aufgeführt. Je größer die Partikelgröße des Aluminiumoxids, desto höher die Rauheit. Wolframkarbid als Strahlmittel erzielt die höchste Rauheit nach dem Verbundstrahlen. Die Rauheit nach dem Verbundstrahlen mit Siliziumkarbid ist geringer als mit den anderen beiden Strahlmitteln gleicher Körnung. Die Abnahme der Rauheit nach konsekutivem Festwalzen ist in der

rechten Spalte dokumentiert. Dabei bleibt die Reihenfolge der Rauheit vor dem Festwalzen erhalten.

Tabelle 6.1: Rauheitskennwerte R_z nach Verbundstrahlen mit verschiedenen keramischen Strahlmitteln und anschließendem Festwalzen der Legierung EN AW-6082. Strahlparameter: $T/T_S = 0,9$, $z = 4$, $p = 7$ bar.

	Verbundstrahlen	Verbundstrahlen und Festwalzen
	μm	μm
Al_2O_3 , F600	$13,7 \pm 2,0$	$3,6 \pm 1,4$
Al_2O_3 , F320	$24,9 \pm 3,3$	$4,2 \pm 1,8$
WC, F600	$32,1 \pm 5,5$	$6,1 \pm 3,3$
SiC, F600	$9,3 \pm 1,2$	$2,3 \pm 0,4$

Die Hügel-Tal-Struktur der verbundgestrahlten EN AW-6082 Oberfläche ist auch in REM-Aufnahmen deutlich sichtbar, wie in Abbildung 6.6 a) dargestellt ist. Die Durchmesser der Hügel messen $30\ \mu\text{m}$ bis $60\ \mu\text{m}$. Die Täler deuten sich durch die dunklere Schattierung an. Durch das Festwalzen wird die Probekörperoberfläche eingeebnet (siehe Abbildung 6.6 b)). Die Hügel-Strukturen werden in die Täler geschoben. Nichtsdestotrotz sind die früheren Täler immer noch durch Gräben zwischen den einzelnen Plateaus erkennbar.

Eine detailliertere Ansicht der Probekörperoberfläche nach dem Verbundstrahlen in Abbildung 6.7 a) zeigt vereinzelt Keramikpartikelfragmente, die sich vor allem in den Tälern finden lassen. Die Größe der Partikel liegt bei allen Partikeln unterhalb der Ausgangsgröße. Auch nach dem anschließendem Festwalzen können Keramikpartikel auf der Oberfläche detektiert werden. Der Großteil der Fragmente befindet sich in Abbildung 6.7 b) zwischen den ehemaligen Hügeln in den Tälern. Die weißen Kreise zeigen einzelne Partikelfragmente, die sich auf der gesamten verbundgestrahlten Oberfläche finden lassen.

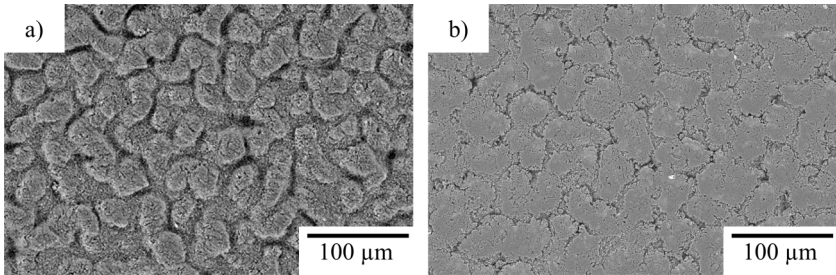


Abbildung 6.6: REM-Aufnahmen der EN AW-6082 Oberfläche a) nach Verbundstrahlen b) und nach konsekutivem Festwalzen nach [147][†].

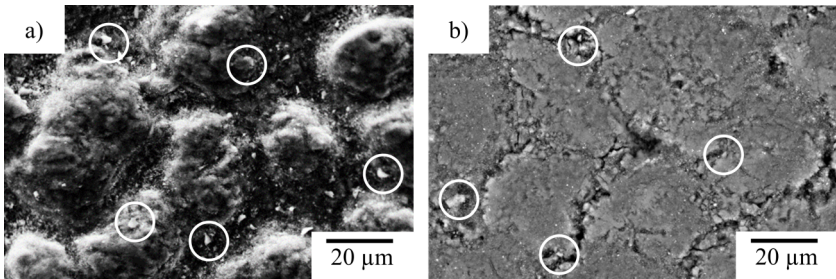


Abbildung 6.7: Detaillierte REM-Aufnahmen a) der verbundgestrahlten EN AW-6082 Oberfläche und b) nach konsekutivem Festwalzen. Partikelfragmente (weiße Kreise) sind in beiden Aufnahmen deutlich erkennbar (nach [147][†]).

Abbildung 6.8 zeigt, dass nicht nur in den Tälern Partikel vorzufinden sind. Stattdessen ist die gesamte Oberfläche nach dem Verbundstrahlen von Fragmenten von Strahlpartikeln besetzt. Die Partikelfragmente sind an ihrer kantigen Form an jeder Stelle zu erkennen. Die Größe dieser Fragmente reicht dabei bis in den Submikrometerbereich. Es befinden sich auch größere Partikel ($> 1 \mu\text{m}$) auf der Oberfläche, wie in der Mitte der Abbildung erkennbar ist.

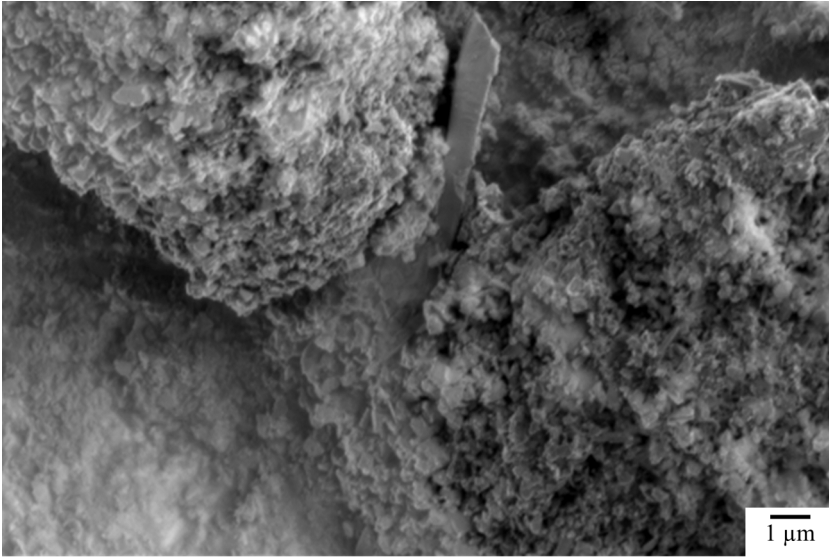


Abbildung 6.8: Hochauflösende Aufnahme der Oberfläche nach Verbundstrahlen. Unzählige kantige Partikelfragmente im Submikrometerbereich sind auf der gesamten Probekörperoberfläche zu finden.

Eine repräsentative EDX Aufnahme in Abbildung 6.9 von Aluminium und Sauerstoff bestätigt, dass die gesamte Oberfläche nach Verbundstrahlen mit einer Schicht aus Al_2O_3 besetzt ist. Die natürliche Passivierung von Aluminium spielt durch den gewählten Betriebsmodus keine Rolle. Für den Fall, dass keine Strahlpartikel in die Oberfläche eingedrungen wären, wäre das Element Sauerstoff nicht detektierbar. Die schwarzen Bereiche kennzeichnen aufgrund der relativ großen Rauheit der verbundgestrahlten Oberfläche nicht auswertbare Stellen.

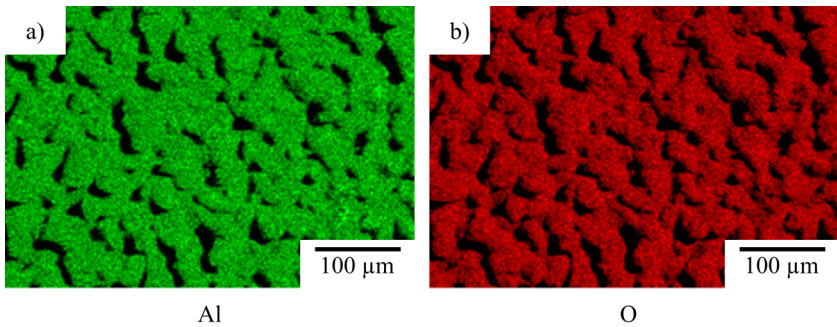


Abbildung 6.9: EDX-Aufnahme einer verbundgestrahlten Oberfläche. a) Aluminium, b) Sauerstoff.

6.1.2 Metallografie

Die Aufnahmen der Schlibfbilder der Legierung EN AW-6082 nach dem Verbundstrahlen in Abbildung 6.10 zeigen die Hügel-Tal-Struktur im Schnitt. Es wird ersichtlich, dass die Strahlpartikelansammlungen in erster Linie in den Tälern vorzufinden sind. Diese Partikelansammlungen reichen einige Mikrometer von der Probekörperoberfläche ins Innere. Auf den Hügeln befinden sich im Gegensatz dazu nur sehr kleine Mengen an Keramikpartikeln. An der Aluminiumlegierung EN AW-1050 sind die gleichen Merkmale beobachtbar [146][†].

In Abbildung 6.10 a) ist eine Aufnahme mit Al_2O_3 als Strahlpartikel zu sehen. Die Ansammlungen der Partikelfragmente sind als dunkle Flächen in unregelmäßigen Abständen zu erkennen. Die weißen Punkte im Materialinneren stellen Auscheidungen der Aluminiumlegierung dar. Bei SiC als Strahlmedium ist die Oberfläche weniger hügelig, wie in Abbildung 6.10 b) zu sehen ist. Ebenfalls sind nahezu keine Partikelfragmente an der Oberfläche zu erkennen. Die gute Sichtbarkeit der WC-Partikel ist auf den großen Dichteunterschied

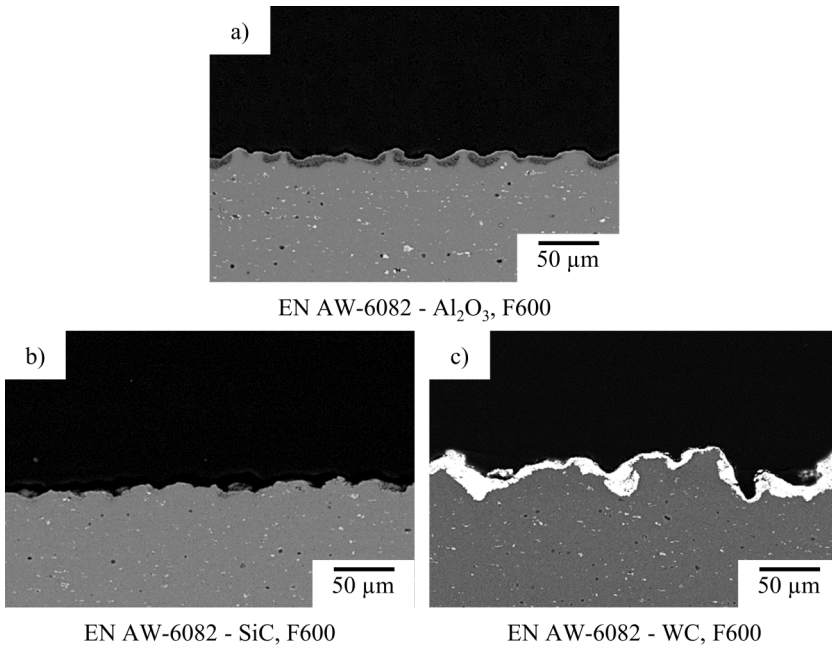


Abbildung 6.10: Schliffbilder der verbundgestrahlten Oberfläche der Legierung EN AW-6082 mit a) Al₂O₃ b) SiC und c) WC.

zwischen Strahlpartikel und Aluminium-Grundmaterial zurückzuführen (Abbildung 6.10 c)). Die Hügel-Tal-Struktur und die Rauheit sind genauso wie die Eindringtiefe bei dieser Materialkombination am größten. Die Keramikpartikel sind über die gesamte Breite der Aufnahme auf der Oberfläche zu sehen.

6.1.3 Transmissionselektronenmikroskopie

Eine detaillierte Betrachtung der partikelbesetzten Randschicht erfolgte mittels TEM [141][†]. Die Präparation der verbundgestrahlten und konsekutiv festgewalzten Legierung EN AW-6082 erfolgte durch FIB. Ort der Entnahme der

TEM-Lamelle ist durch die Pt-Schicht in Abbildung 6.11 a) zu erkennen und befindet sich auf einem ursprünglichen Hügel. Der Abtrag mit Ga-Ionen legt die Mikrostruktur der verbundgestrahlten Oberfläche mehrere Mikrometer frei (Abbildung 6.11 b)). Die Gebiete aus Keramikpartikeln sind dunkler als das Grundmaterial aus Aluminium und von einem helleren Saum umgeben. Wie schon bei den Schliffbildern variiert die Ausprägung dieser Regionen über den gesamten Ausschnitt. Durch die Pfeile sind Gebiete aus Keramikpartikelfragmenten gekennzeichnet, die eine geringe Eindringtiefe im Mikrometerbereich aufweisen. Auf der linken Seite der Abbildung ist eine Region aus Al_2O_3 sichtbar (weißes Rechteck), die an dieser Stelle keine Verbindung zur Oberfläche aufweist. Eine Vergrößerung des Bereichs in Abbildung 6.11 c) zeigt, dass der

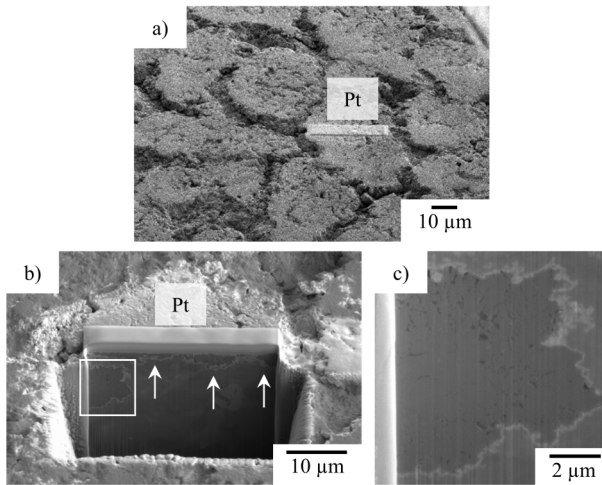


Abbildung 6.11: a) Oberflächenaufnahme einer verbundgestrahlten und festgewalzten Oberfläche. Die Position des Querschnittes, welcher durch FIB freigelegt wird, ist durch den Pt-Streifen markiert. b) FIB Querschnitt. Die Al_2O_3 Regionen sind durch den weißen Saum und den dunkleren Kontrast erkennbar. c) Vergrößerter Ausschnitt eines Partikelgebiets aus b) nach [147][†].

ansonsten bei geringeren Vergrößerungen homogen wirkende Bereich mit Poren und Rissen durchzogen ist. Einzelne Partikelfragmente sind aber nicht eindeutig identifizierbar.

Eine Auflösung im Nanometerbereich bietet im TEM die Möglichkeit einzelne Partikelregionen im Detail zu untersuchen. So können in Abbildung 6.12 im STEM-DF (engl. dark-field, Dunkelfeld) Modus mehrere Charakteristika beobachtet werden. Neben feinmarmorierten Bereichen (1) können Partikel in der Größenordnung von einem Mikrometer (2) beobachtet werden. Zwischen den Partikeln treten zudem Poren (3) oder Risse auf (4). Eine Dickenmessung mithilfe von STEM-EELS bestätigt die optischen Merkmale. Innerhalb

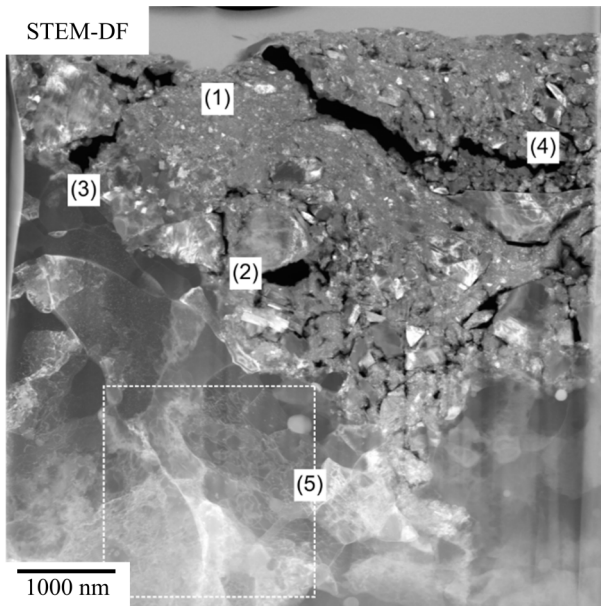


Abbildung 6.12: STEM-DF Aufnahme einer verbundgestrahlten und festgewalzten EN AW-6082 Legierung. Im oberen Bereich (1) sind feinmarmorierte Bereiche zu sehen, die aus vielzähligen Al_2O_3 -Partikel bestehen. Weiterhin sind auch größere Partikel (2), Poren (3) und Risse (4) vorhanden nach [147][†].

der größeren Partikel können deutliche Kontraständerungen vorgefunden werden, was auf eine massive plastische Verformung der Keramikpartikel hindeutet. Auch im Aluminium unterhalb des Partikelfeldes (5) weist eine erhöhte Versetzungsdichte auf eine gesteigerte plastische Verformung hin. Ein detaillierter Ausschnitt des Gebietes (5) ist in Abbildung 6.13 gezeigt. Eine höhere Vergrößerung macht eine erhebliche Versetzungsdichte in den Al Körnern nach Verbundstrahlen und Festwalzen sichtbar.

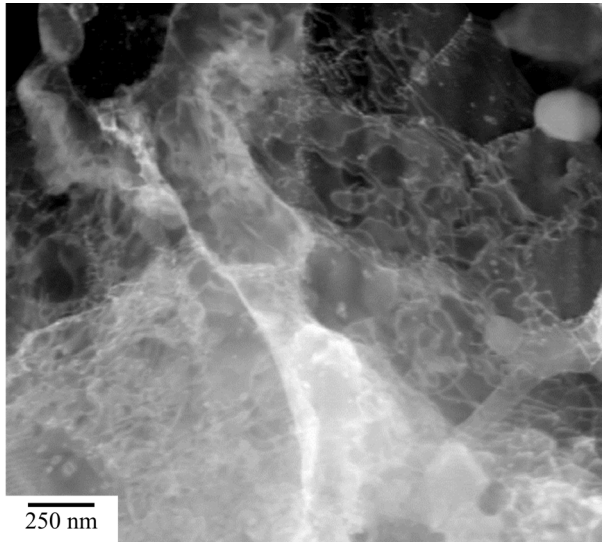


Abbildung 6.13: Eine Vergrößerung des Bereichs (5) der Abbildung 6.12 zeigt eine erhebliche Versetzungsdichte in den Al Körnern nach [147][†].

Die chemische Zusammensetzung der Partikelregion kann mithilfe von EDX-Elementkarten bestimmt werden. In Abbildung 6.14 sind die Elementverteilung von Al, O und Mg der Abbildung 6.12 gezeigt. Die EDX-Messung deutet darauf hin, dass das Partikelfeld aus Al und O besteht. Quantitative Messungen sowohl mit EDX als auch mit EELS ergeben repräsentativ ein stöchiometrisches Verhältnis von Al zu O von 40:60 und deuten damit auf Al_2O_3 hin. An

der Grenzfläche zwischen Al und Al_2O_3 kann eine Anreicherung von Mg beobachtet werden, wie das zusammengesetzte Bild rechts unten zeigt. Dieser Sachverhalt ist bei Mg-haltigen Aluminiumlegierungen in der Literatur bereits mehrfach beobachtet worden und ist auf die Bildung von Spinell zurückzuführen [148].

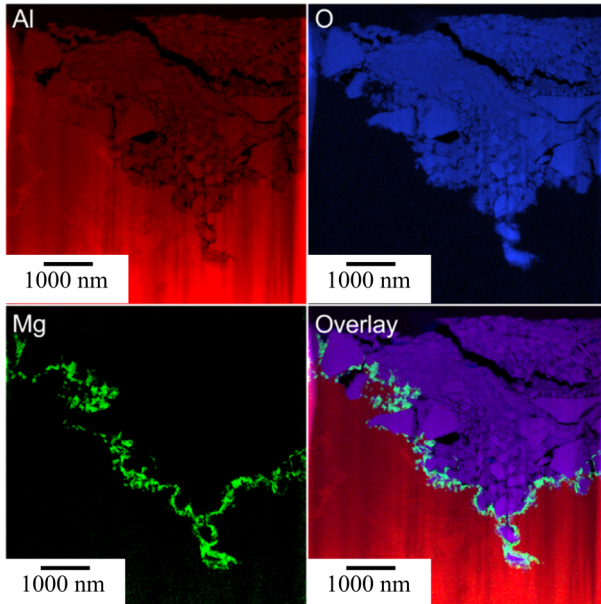


Abbildung 6.14: EDX-Elementkarten für Al, O und Mg der Abbildung 6.12 nach [147][†].

Abbildung 6.15 a) zeigt eine Hellfeldaufnahme (engl. bright-field, BF) der Übergangsregion von Al zu Al_2O_3 . Die Vergrößerung im Dunkelfeld verdeutlicht, dass die Strahlpartikel bis zu einer Größe von 25 nm fragmentieren. Eine SAED-Aufnahme (engl. Selected Area Electron Diffraction) dieses Bereiches zeigt zahlreiche Reflexe und deutet somit auf eine Vielzahl von Partikelfragmenten hin (Abbildung 6.15 b)).

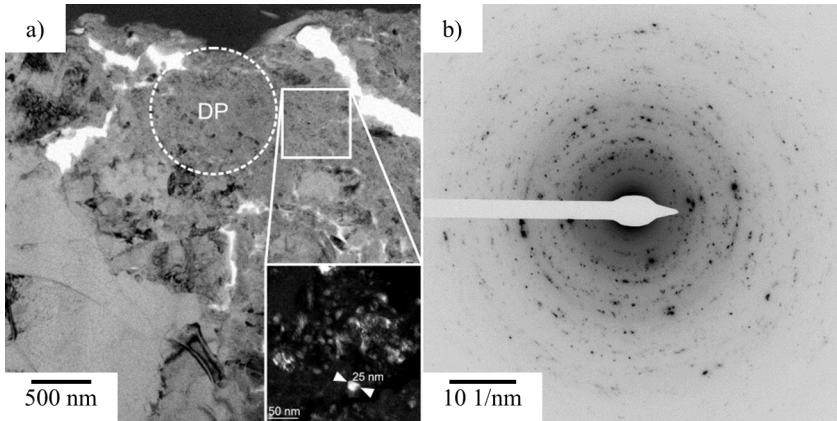


Abbildung 6.15: a) Hellfeld Aufnahme eines Partikelgebiets. Die feinmarmorierten Bereiche bestehen aus kleinen Partikeln, wie der Dunkelfeld-Ausschnitt zeigt. b) Die SAED-Messung der Region DP deutet aufgrund der ringartigen Struktur auf eine Vielzahl an unterschiedlichen Partikeln hin nach [147][†].

6.1.4 Röntgendiffraktometrie

Abbildung 6.16 zeigt ein Diffraktogramm eines verbundgestrahlten Probekörpers. Die größte Intensität weisen dabei die Reflexe des Aluminiumgrundmaterials auf. Neben den $K_{\alpha 1}$ und $K_{\alpha 2}$ Reflexen (schwarz, Quadrat) werden dabei auch K_{β} Reflexe (schwarz, Raute) gemessen. Al_2O_3 -Reflexe werden ebenfalls aufgezeichnet. β - Al_2O_3 ist dabei herstellungsbedingt in den Strahlpartikeln enthalten. Während die Position der Peaks der Kristallstruktur zugeordnet werden kann, liefert die Peakbreite Informationen über die Defektstruktur. Die Reflexe der indizierten Netzebenen sind vom Untergrund und untereinander separierbar und können aus diesem Grund für die Williamson-Hall Auftragung verwendet werden.

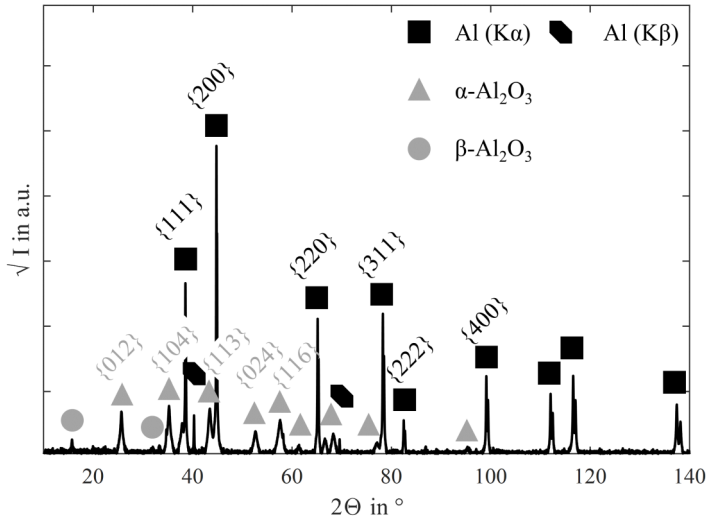


Abbildung 6.16: Diffraktogramm eines verbundgestrahlten Probekörpers.

In Abbildung 6.17 a) ist das Williamson-Hall Diagramm für die Al_2O_3 Partikel im Ausgangszustand, nach Verbundstrahlen und nach Verbundstrahlen und konsekutivem Festwalzen dargestellt. Wie in Kapitel 5.1.3 in Gleichung 5.4 beschrieben, kann mit dem Schnittpunkt der Geraden mit der Ordinatenachse die durchschnittliche Kristallitgröße berechnet werden, während die Steigung im Diagramm Aufschluss über die Versetzungsdichte gibt.

Es ist feststellbar, dass sich nach dem Verbundstrahlen die aufgezeichneten Reflexe verbreitern. Zwei Steigungsdreiecke illustrieren die Steigung für eine Versetzungsdichte ρ_v von 10^{13} m^{-2} und 10^{16} m^{-2} . Die Versetzungsdichte von Al_2O_3 berechnet sich nach dem Ansatz von Williamson und Smallmann [149] und der Annahme, dass die Versetzungsbewegung ausschließlich über drei kollineare Prismenebenen-Versetzungen mit einem Burgersvektor von 0,274 nm [150] abläuft. Nach dem Verbundstrahlen liegt nach

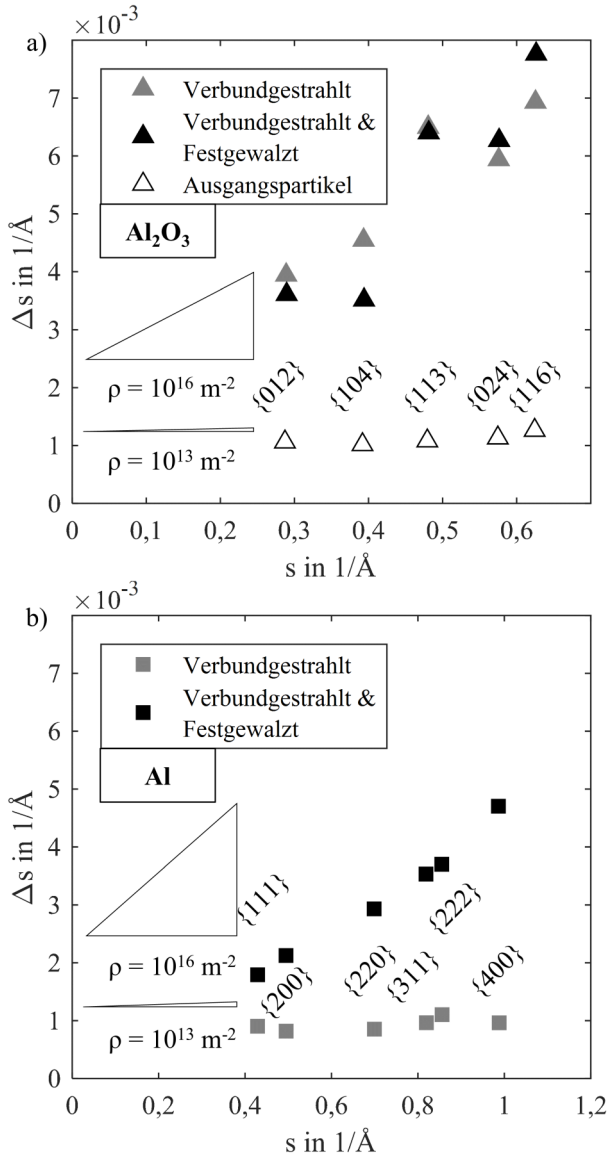


Abbildung 6.17: Williamson-Hall Analyse für a) Al_2O_3 -Reflexe und b) Al-Reflexe nach Verbundstrahlen und nach zusätzlichem Festwalzen der Legierung EN AW-6082 nach [147][†].

Auswertung an den Netzebenen $\{012\}$ und $\{024\}$ eine Versetzungsdichte von $\rho_v = 1,1 \cdot 10^{16} \text{ m}^{-2}$ vor. Durch das abschließende Festwalzen kann mit $\rho_v = 2,0 \cdot 10^{16} \text{ m}^{-2}$ keine signifikante Änderung der Versetzungsdichte beobachtet werden.

Die Auswertung der Kristallitgrößen an den Netzebenen $\{012\}$ und $\{024\}$ ergibt für den Ausgangszustand eine Kristallitgröße von 110 nm, während nach dem Verbundstrahlprozess eine Größe der kohärent streuenden Bereiche von 46 nm vorliegt.

Die Al-Reflexe des Grundmaterials der Legierung EN AW-6082 ist in Abbildung 6.17 b) dargestellt. Die Darstellung des Aluminiumbleches im Anlieferungszustand ist nicht mit aufgeführt, da der Verbundstrahlprozess bei hohen homologen Prozesstemperaturen stattfindet. Nach dem Verbundstrahlprozess samt langsamem Abkühlen liegt demnach ein versetzungsarmer Zustand vor, wie die Ergebnisse der Williamson-Hall Analyse bestätigen. Im Gegensatz zu den Al_2O_3 -Partikeln, steigt die Versetzungsdichte im Grundmaterial durch den Festwalzprozess deutlich an. Die Steigungsdreiecke sind durch einen Burgersvektor von 0,286 nm gegeben. Eine Auswertung der Kristallitgrößen für Al ist in diesem Fall aufgrund eines negativen Ergebnisses nicht realisierbar.

6.2 Eigenspannungsmessung

Durch eine mechanische Oberflächenbehandlung werden in der Regel Eigenspannungen in der Randschicht der Werkstückoberfläche eingebracht. Beim Verbundstrahlen an sich ist dies nicht der Fall, da der Prozess bei hohen homologen Temperaturen stattfindet. Nach der Wärmebehandlung des verbundgestrahlten Materials führt das abschließende Festwalzen allerdings zu einer Ausbildung eines Eigenspannungszustands, wie die Ergebnisse aus Abbildung 6.17 b) bereits durch den Anstieg der Versetzungsdichte im Grundmaterial suggerieren.

Durch das Festwalzen stellt sich eine anisotrope Eigenspannungsverteilung an der Oberfläche ein, wie in Tabelle 6.2 dargestellt ist. Die Eigenspannungen quer zur Festwalzrichtung sind mehr als doppelt so groß, wie die Eigenspannungen in Festwalzrichtung. Für den nicht verbundgestrahlten Referenzzustand werden im Aluminium mit 282 MPa die größten Druckeigenspannungen gemessen. Die Druckeigenspannungen im Aluminium der verbundgestrahlten Probekörper fallen geringfügig kleiner aus. Dieser Sachverhalt könnte auf eine gewisse Abschirmwirkung der Keramikpartikel an der Oberfläche zurückzuführen sein.

Tabelle 6.2: Eigenspannungszustand im Aluminium quer σ_q^{ES} und längs σ_l^{ES} zur Walzrichtung nach Festwalzen für die Legierung EN AW-6082.

Verbundstrahlen	Festwalzen	σ_q^{ES} MPa	σ_l^{ES} MPa
-	ja	-282 ± 4	-114 ± 2
$T/T_S = 0,8, p = 4\text{bar}, z = 2$	ja	-246 ± 3	-99 ± 4
$T/T_S = 0,9, p = 7\text{bar}, z = 4$	ja	-262 ± 5	-127 ± 15

Die thermische Stabilität der Eigenspannungen quer zur Walzrichtung ist in Abbildung 6.18 aufgeführt. Bei einer Auslagerungstemperatur von 150 °C werden die Druckeigenspannungen sukzessive abgebaut. Bei einer Auslagerungszeit von 1000 min sind die Eigenspannungen nur noch halb so groß wie zu Beginn. Für jede Auslagerungszeit sind die Eigenspannungen des festgewalzten Referenzzustandes leicht höher als bei den verbundgestrahlten und festgewalzten Zuständen. Der Einfluss der Prozessparameter spielt für den thermischen Abbau der Eigenspannungen eine untergeordnete Rolle.

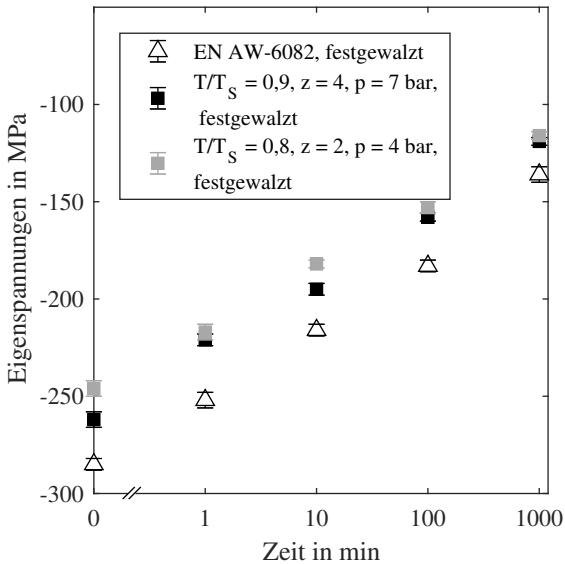


Abbildung 6.18: Thermisch induzierter Eigenspannungsabbau bei einer Temperatur von $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ von zwei verbundgestrahlten und festgewalzten Zuständen und dem festgewalzten EN AW-6082 Grundmaterial.

In Abbildung 6.19 sind die Halbwertsbreiten in Abhängigkeit der Auslagerungszeit bei $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ dargestellt. Ausgehend von einer Halbwertsbreite von $1,82\text{ }^{\circ}2\theta$ bis $1,86\text{ }^{\circ}2\theta$ ist nach einer Auslagerungsdauer von 1000 min bei der festgewalzten EN AW-6082 Legierung eine Halbwertsbreite von $1,70\text{ }^{\circ}2\theta$ messbar. Bei den beiden verbundgestrahlten und festgewalzten Zuständen liegt eine leicht höhere Halbwertsbreite mit $1,73\text{ }^{\circ}2\theta$ und $1,75\text{ }^{\circ}2\theta$ vor. Bei einer höheren Intensität beim Verbundstrahlen (schwarz) wird die Reduzierung der Halbwertsbreiten erst ab einer Auslagerungszeit von 100 min beobachtet. Bei

einer geringeren Intensität (grau) und ohne Verbundstrahlen findet der thermische Abbau der Halbwertsbreiten schon früher statt. Die Integralbreiten verhalten sich analog zu den Halbwertsbreiten.

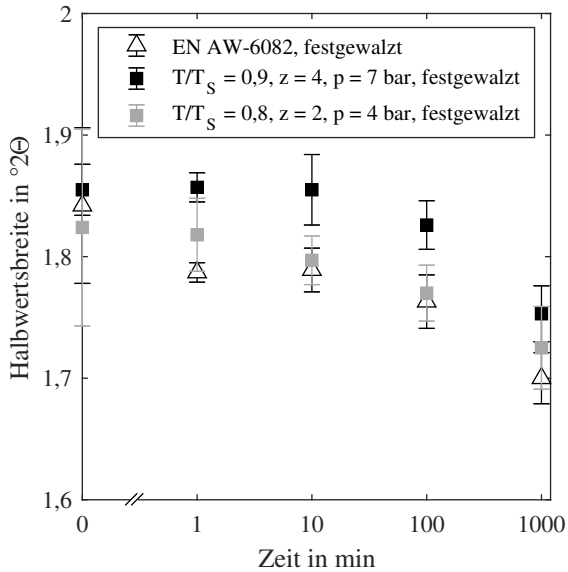


Abbildung 6.19: Thermisch induzierter Halbwertsbreitenabbau bei einer Temperatur von 150 °C von zwei verbundgestrahlten und festgewalzten Zuständen und dem festgewalzten EN AW-6082 Grundmaterial.

6.3 Quantitative Betrachtung des Eindringverhaltens

Der Anteil der Keramikphase in Abhängigkeit des Abstands zur Probekörperoberfläche für die Legierung EN AW-1050 ist für eine Verbundstrahlparameterkombination in Abbildung 6.20 dargestellt. Für alle untersuchten Kombinationen wird ein gleichartiger Verlauf des Keramikanteils beobachtet. Abhängig von Prozessparametern und Materialkombinationen werden aber unterschiedliche Eindringtiefen erreicht.

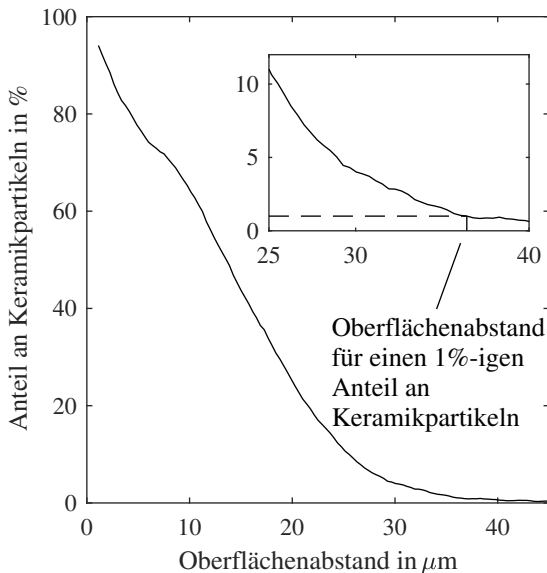


Abbildung 6.20: Anteil der Keramikphase in Abhängigkeit des Oberflächenabstands am Beispiel der Aluminiumlegierung EN AW-1050 mit Al_2O_3 -Strahlpartikel ($T/T_S = 0,9$, $z = 4$, $p = 7$ bar).

Die Oberfläche ist nahezu vollständig mit Oxid-Fragmenten besetzt. Auch wenn die Partikel vor allem in den Tälern vorzufinden sind, ergibt sich über die Probekörperoberfläche eine näherungsweise lineare Abnahme des Keramikan-teils bis zu einem Oberflächenabstand von knapp 30 μm . Vereinzelte Fragmen-te dringen geringfügig tiefer ein, was die Abflachung der Kurve bei größeren Oberflächenabständen erklärt. Der Oberflächenabstand für einen Verstärkungs-anteil von 1 % wird in den kommenden Abbildungen bei unterschiedlichen Prozessparametern dargestellt.

6.3.1 Einfluss der Prozessparameter

In der Abbildung 6.21 ist die Eindringtiefe der Al_2O_3 -Partikel (Körnung F600) bei hohen homologen Temperaturen der Legierung EN AW-1050 dargestellt. Das linke Diagramm gibt die Eindringtiefe für das betrachtete Parameterfeld nach Verbundstrahlen an, das rechte Diagramm inklusive konsekutivem Festwalzen.

Die Prozesstemperatur und die Anzahl der Bearbeitungen haben bei dieser Materialkombination einen maßgeblichen Einfluss auf die Eindringtiefe der Al_2O_3 -Partikel. Durch eine Verdopplung der Bearbeitungsanzahl kann bei allen Zuständen die Eindringtiefe gesteigert werden. Eine Erhöhung der Prozesstemperatur von $0,8 T/T_S$ auf $0,9 T/T_S$ geht mit einer Steigerung der Eindringtiefe bei vierfacher Bearbeitung einher. Eine weitere Erhöhung erzielt in diesem Fall keine größere Eindringtiefe. Bei einer zweifachen Bearbeitungsanzahl ist dieser Effekt weniger stark ausgeprägt und wird leicht zu höheren Prozesstemperaturen ($0,95 T/T_S$) verschoben. Der Strahldruck spielt nur im Falle der zweifachen Bearbeitung eine Rolle und führt bei 7 bar zu einer Steigerung der Eindringtiefe. Die maximale Eindringtiefe von 35,3 μm wird bei einer vierfachen Bearbeitung mit 4 bar und einer Prozesstemperatur von $0,9 T/T_S$ gemessen.

Durch das konsekutive Festwalzen verringert sich die ermittelte Eindringtiefe für alle Parameter mit einer vierfachen Bearbeitung um bis zu $12\ \mu\text{m}$. Die zweifach bearbeiteten Zustände weisen eine nur geringfügig geänderte Eindringtiefe auf. Nach dem Festwalzen beträgt die Eindringtiefe für alle Zustände zwischen $16,8\ \mu\text{m}$ bis $23,3\ \mu\text{m}$.

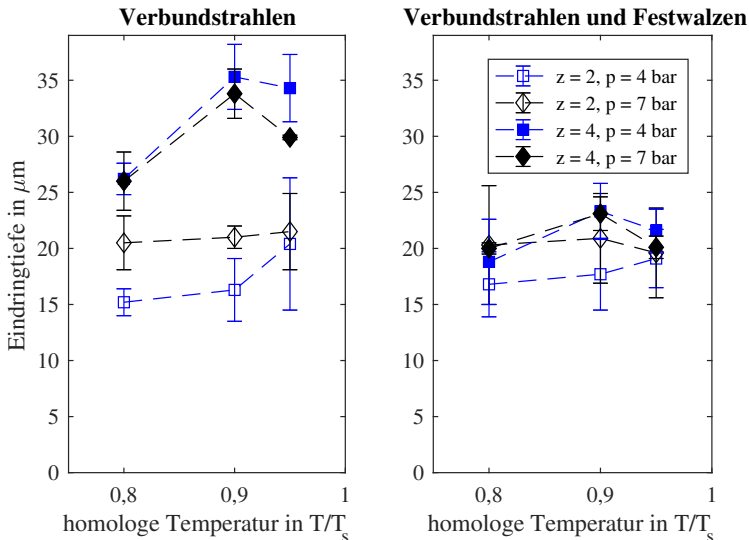


Abbildung 6.21: Eindringtiefe der Al_2O_3 -Partikel (Anteil von 1 %, vgl. Abbildung 6.20) in Abhängigkeit der Prozessparameter für das Grundmaterial EN AW-1050.

Die Eindringtiefe der Al_2O_3 -Partikel fällt bei der Legierung EN AW-6082 deutlich geringer aus, wie in Abbildung 6.22 zu sehen ist. Die maximale Eindringtiefe nach Verbundstrahlen beträgt, wie im linken Diagramm dargestellt, $16,7\ \mu\text{m}$. Dabei steigern auch hier eine erhöhte Prozesstemperatur und eine

doppelt so große Bearbeitungsanzahl die Eindringtiefe. Der Einfluss des Strahl-drucks ist nicht eindeutig zuordenbar. Bei einer zweifachen Bearbeitung tendiert ein höherer Strahl-druck zu einer größeren Eindringtiefe, während der Sachverhalt bei einer vierfachen Bearbeitung gegenteilig vorliegt.

Durch das anschließende Festwalzen wird die Eindringtiefe kaum beeinflusst, wie das rechte Diagramm zeigt. Nach dem Festwalzen ist vor allem die Prozess-temperatur beim Verbundstrahlen für die Eindringtiefe relevant. Je nach Temperatur liegt eine Eindringtiefe zwischen $9,0\ \mu\text{m}$ bis $16,2\ \mu\text{m}$ vor. Ein Einfluss der beiden weiteren Parameter ist nicht erkennbar.

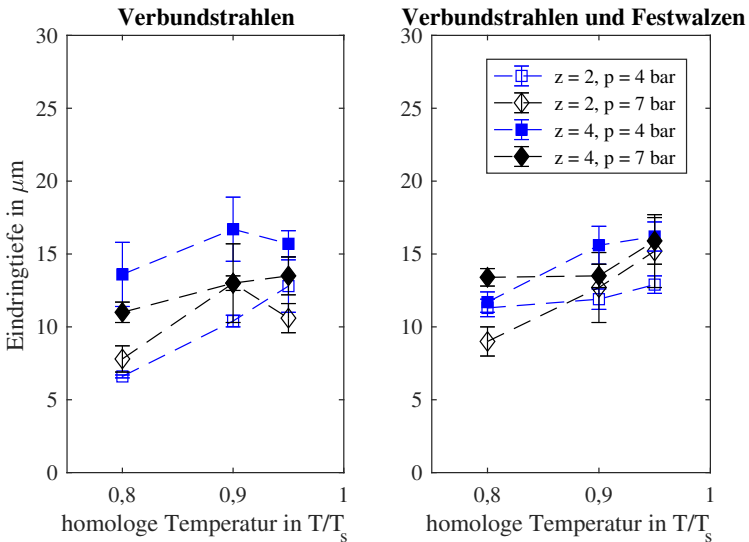


Abbildung 6.22: Eindringtiefe der Al_2O_3 -Partikel (Anteil von 1 %, vgl. Abbildung 6.20) in Abhängigkeit der Prozessparameter für das Grundmaterial EN AW-6082.

Die Eindringtiefe für einen Anteil der Strahlpartikel von 1 % nach Abbildung 6.20 ist für verschiedene Strahlpartikel in Abbildung 6.23 festgehalten.

Bei jeder Partikelart steigt die Eindringtiefe durch eine Bearbeitung bei höherer Temperatur, Strahldruck und Dauer. Durch größere Strahlpartikel wird bei Al_2O_3 -Strahlpartikeln ebenfalls eine höhere Eindringtiefe beobachtet. Partikel aus SiC dringen bei gleicher Partikelgröße am wenigsten in die Legierung EN AW-6082 ein, während bei WC Partikelfragmente in einer Tiefe von $33,7\ \mu\text{m}$ gefunden werden.

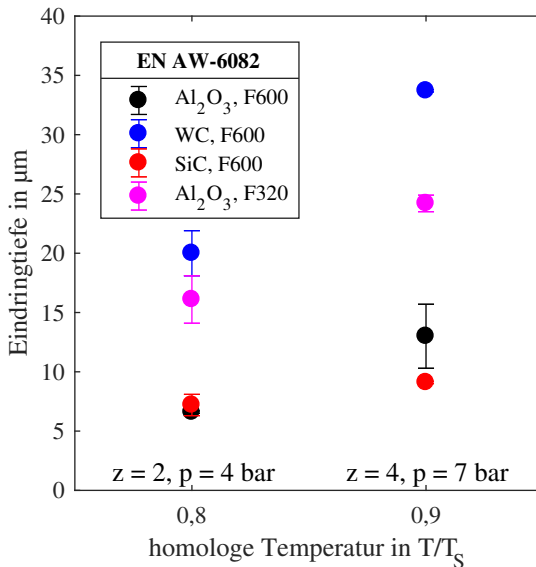


Abbildung 6.23: Eindringtiefe verschiedener keramischer Strahlmittel (Anteil von 1 %, vgl. Abbildung 6.20) nach Verbundstrahlen für zwei verschiedene Strahlparameter für das Grundmaterial EN AW-6082.

6.3.2 Analytische Modellierung der Eindringtiefe

In Kapitel 2.3 sind drei Modelle zur Beschreibung von Eindringtiefen beim Aufprall von Partikeln auf ein Substrat vorgestellt worden. Anhand des Modells von Beckmann und Gotzmann (Gleichung 2.2) wird der Einfluss der beim Verbundstrahlen verwendeten Parameter dargestellt und beschrieben. Der Abgleich zwischen den experimentell ermittelten Eindringtiefen mit den Modellen erfolgt in Kapitel 7.2. Während die optisch bestimmten Eindringtiefen beim Verbundstrahlen aus statistischen Gründen über einen Anteil der Keramikphase von 1 % bestimmt sind, berechnen die Modelle eine definierte maximale Eindringtiefe.

Einfluss auf die Eindringtiefe haben die Partikelform, die Partikelgröße und -dichte genauso wie der Widerstand des Grundmaterials gegen Eindringen, der hier als Härte in die Gleichung eingeht. Die Steifigkeit beider Materialien spielt beim Verbundstrahlen in diesem Modell eine untergeordnete Rolle, da der Term $\frac{H}{E'}$ für die betrachteten Materialkombinationen über den gesamten Temperaturbereich $< 0,014$ beträgt.

Die Dichte der Strahlpartikel ρ_p , die in Tabelle 6.3 aufgelistet sind, sind der Werkstoffdatenbank von CES EduPack entnommen. Beckmann und Gotzmann schlagen für kantige Al_2O_3 (Korund) basierend auf Studien von Tadolder einen Partikelformfaktor k_r von 1,6 bis 1,9 vor. Für die analytische Modellierung der Eindringtiefe wird in dieser Arbeit ein Wert von $k_r = 1,6$ verwendet. Für die SiC ist kein expliziter Wert des Partikelformfaktors angegeben. Als Ersatz wird der vorgeschlagene Formfaktor für kantiges Glas von $k_r = 1,9$ herangezogen. Für annähernd sphärische Partikel, wie die hier eingesetzten WC-Partikel, kann ein Partikelformfaktor von $k_r \approx 1$ angenommen werden [48].

Als Partikelgrößen zur analytischen Bestimmung der Eindringtiefe wurden die in Tabelle 3.2 aufgeführten Werte verwendet. Je nach Strahlendruck ergeben sich die Partikelgeschwindigkeiten zu 171 m s^{-1} (4 bar) oder 193 m s^{-1} (7 bar).

Tabelle 6.3: Partikelformfaktor und Dichte der verwendeten Strahlmittel.

	Al ₂ O ₃	SiC	WC
k_r nach [48, 119]	1,6	1,9	1,0
ρ_P [151]	3990 kg m ⁻³	3100 kg m ⁻³	15700 kg m ⁻³

Für die Darstellung der Härte in Abhängigkeit der Temperatur ist ein linearer Zusammenhang mit der Dehngrenze aus dem Dilatometerversuch angenommen worden (vgl. Kapitel 3.1). Abbildung 6.24 gibt einen Überblick über den Härteverlauf in Abhängigkeit der homologen Temperatur der Legierungen

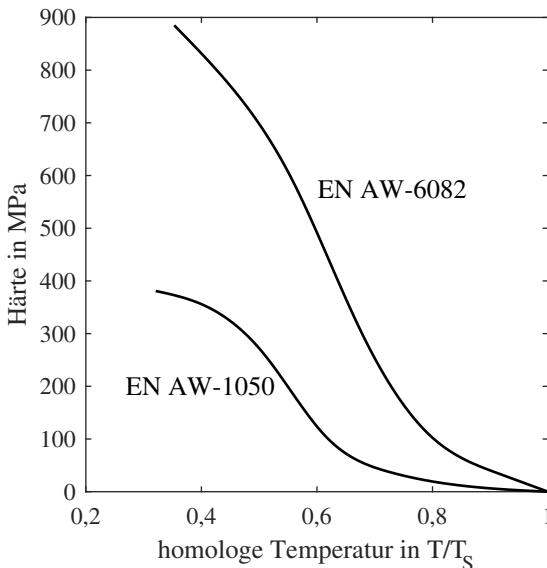


Abbildung 6.24: Temperaturabhängigkeit der Härte der beiden Legierungen EN AW-1050 und EN AW-6082.

EN AW-1050 und EN AW-6082. Die mechanischen Eigenschaften des Grundmaterials werden maßgeblich von der Prozesstemperatur beeinflusst.

Die geringeren mechanischen Eigenschaften resultieren nach dem Modell von Beckmann und Gotzmann in einer gesteigerten Eindringtiefe bei höheren Temperaturen, wie Abbildung 6.25 zu entnehmen ist. Ausgehend von einer Eindringtiefe bei Raumtemperatur von $3,5\ \mu\text{m}$ steigt die Eindringtiefe bei Legierung EN AW-6082 als Grundmaterial sukzessive an. Bei einer homologen Temperatur von $0,95\ T/T_S$ berechnet das Modell eine Eindringtiefe von knapp $25\ \mu\text{m}$. Die mechanischen Kennwerte der Legierung EN AW-1050 fallen geringer aus. Dieser Sachverhalt macht sich in einer höheren Eindringtiefe über

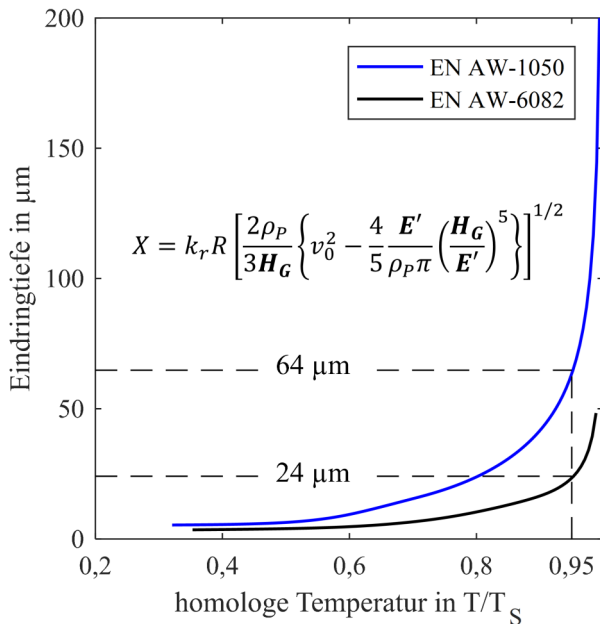


Abbildung 6.25: Einfluss der temperaturabhängigen, mechanischen Eigenschaften des Grundmaterials auf die Eindringtiefe nach dem Modell von Beckmann und Gotzmann (Al_2O_3 , F600, $p = 7\ \text{bar}$).

den gesamten Temperaturbereich bemerkbar. Die Eindringtiefe für eine Prozesstemperatur von $0,95 T/T_S$ liegt für EN AW-1050 bei mehr als $60 \mu\text{m}$.

Alle weiteren Parameter sind von der Prozesstemperatur unabhängig. Die folgenden Abbildungen geben einen Überblick über den Einfluss der jeweiligen Prozessgröße.

Die Partikelgröße hat einen linearen Einfluss auf die Eindringtiefe nach dem Modell von Beckmann und Gotzmann. In Abbildung 6.26 ist die Partikelgrößenverteilung für Al_2O_3 der Körnung F600 dargestellt. Zwischen den Kurven

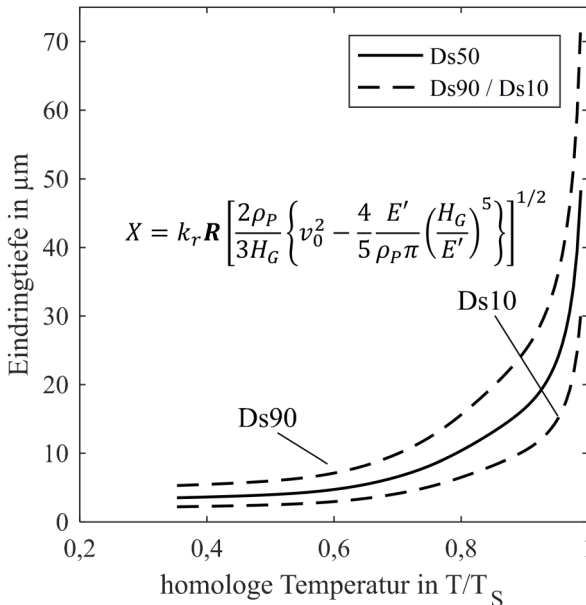


Abbildung 6.26: Einfluss der Partikelgrößenverteilung der Körnung F600 auf die Eindringtiefe nach dem Modell von Beckmann und Gotzmann (EN AW-6082, Al_2O_3 , F600, $p = 7 \text{ bar}$). Zwischen den beiden Kurven Ds90 und Ds10 befinden sich 80 % der Strahlpartikel.

Ds90 und Ds10 befinden sich 80 % aller Strahlpartikel. Ds50 gibt die mittlere Partikelgröße an. Bei größeren Partikeln (Ds90) ergibt sich folglich eine gesteigerte Eindringtiefe, die bei Raumtemperatur bei $5,3 \mu\text{m}$ liegt und durch eine Erhöhung der Temperatur auf $0,95 T/T_S$ bis auf $35 \mu\text{m}$ gesteigert werden kann. Für kleine Partikel (Ds10) sind die beiden Werte weniger als halb so groß.

Der Einfluss der Partikelgeschwindigkeit, die vom Strahldruck abhängig ist, auf die Eindringtiefe ist in Abbildung 6.27 gezeigt. Für die beim Verbund-

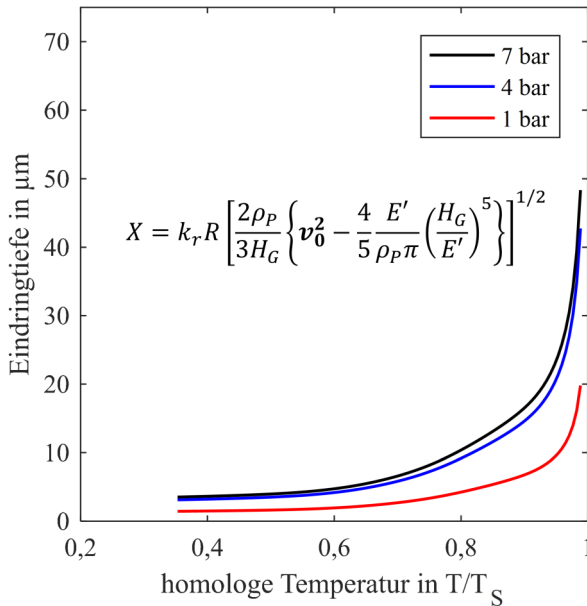


Abbildung 6.27: Einfluss des Strahldrucks und damit der Strahlpartikelgeschwindigkeit auf die Eindringtiefe nach dem Modell von Beckmann und Gotzmann (EN AW-6082, Al_2O_3 , F600).

strahlen verwendeten Strahlparameter von 4 bar und 7 bar ist kein großer Unterschied erkennbar. Das ist auf die geringe Geschwindigkeitssteigerung zurückzuführen (siehe Abbildung 4.6). Die Geschwindigkeit der Strahlpartikel ist bei einem Druck von 1 bar mit 80 ms^{-1} deutlich geringer. Das führt nach dem Modell von Gotzmann und Beckmann auch zu einer erheblichen Reduzierung der Eindringtiefe.

Die Wahl des Strahlmittels spielt in mehrfacher Weise für die Eindringtiefe eine Rolle. Zum einen bestimmen in diesem Modell die Partikelform durch den Faktor k_r und die Partikelgröße R der Strahlpartikel über einen linearen Zusammenhang die Eindringtiefe. Zum anderen hängt die kinetische Energie der Strahlpartikel von ihrer Dichte ab. In Abbildung 6.28 ist der Zusammen-

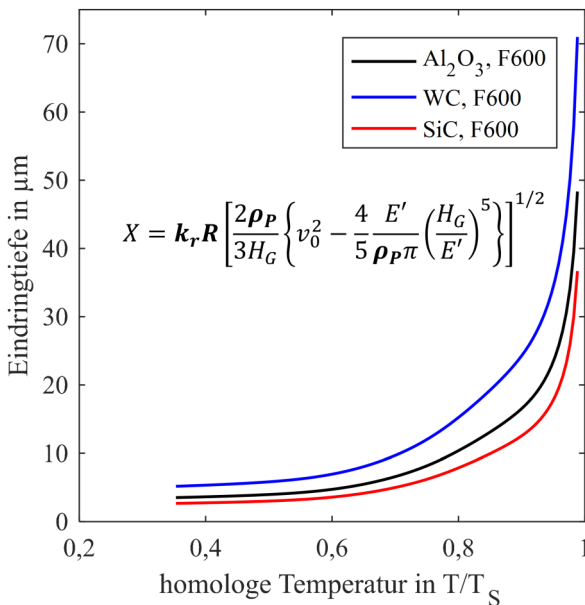


Abbildung 6.28: Einfluss der Strahlpartikelart anhand der Körnung F600 auf die Eindringtiefe nach dem Modell von Beckmann und Gotzmann (EN AW-6082, $p = 7 \text{ bar}$).

hang der verwendeten Strahlpartikel der Körnung F600 mit der Eindringtiefe verdeutlicht. Die sphärischen WC-Partikel dringen durch ihre hohe Dichte und den größeren Durchmesser weiter ein als die kantigen Strahlmittel aus Al_2O_3 oder SiC.

Die vorausgesagte Eindringtiefe der Modelle von Ellermaa (Gleichung 2.10) und Chen und Li (Gleichung 2.13) in Abhängigkeit der Prozesstemperatur sind in Abbildung 6.29 dargestellt. Das Modell von Ellermaa unterscheidet sich gegenüber dem Modell von Gotzmann und Beckmann durch die Verwendung der dynamischen Härte, die den Widerstand des Grundmaterials gegen Eindringen bei hohen Geschwindigkeiten beschreibt. Daraus resultiert eine leicht geringere Eindringtiefe. Die oben aufgezählten Einflussfaktoren auf die Eindringtiefe

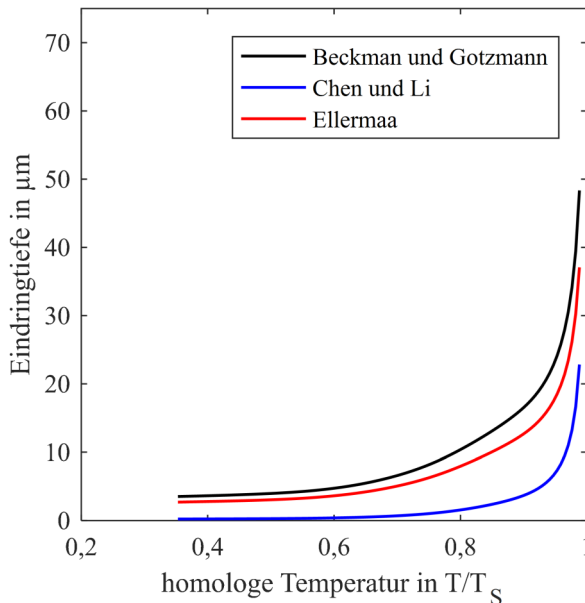


Abbildung 6.29: Eindringtiefe der Strahlpartikel in Abhängigkeit des gewählten Modells (EN AW-6082, Al_2O_3 , F600, $p = 7$ bar).

sind auch bei diesem Modell gültig. Der Korrekturfaktor, der den Einfluss des Partikeldurchmessers einbezieht, ist an dieser Stelle nicht berücksichtigt.

Die ballistische Betrachtung nach Chen und Li bestimmt eine geringere Eindringtiefe. Bis zu einer homologen Temperatur von $0,6 T/T_S$ findet näherungsweise kein Eindringen statt. Auch bei höheren Temperaturen bis $0,95 T/T_S$ wird eine Eindringtiefe kleiner $10 \mu\text{m}$ vorhergesagt. Dieser Sachverhalt liegt in den unterschiedlichen Modellannahmen begründet. Während die ersten beiden Modelle einen ideal-plastisches Materialverhalten des Grundwerkstoffes annehmen, kommt im Fall von Chen und Li ein Expansions-Kavitäten Ansatz zum Tragen.

6.4 Quasistatische Untersuchungen

6.4.1 Biegeversuche

EN AW-1050 - Al_2O_3 , F600

Abbildung 6.30 zeigt die mechanischen Eigenschaften unter Biegung von verbundgestrahltem und anschließend festgewalztem EN AW-1050. Im linken Teil ist der E-Modul der unterschiedlichen Prozessparameter genauso wie der festgewalzte Referenzzustand, welcher nicht verbundgestrahlt ist, abgebildet. Beim festgewalzten Referenzzustand wird ein E-Modul von $67,2 \pm 1,0 \text{ GPa}$ gemessen. Nach Verbundstrahlen und Festwalzen ist der E-Modul bei nahezu allen Zuständen mit bis zu $73,3 \text{ GPa}$ geringfügig höher. Eine Tendenz oder Korrelation zwischen dem E-Modul und den Prozessparametern bzw. der Eindringtiefe kann in diesem Fall auch aufgrund überlappender Standardabweichungen nicht getroffen werden.

Im Gegensatz dazu ist im rechten Teil der Abbildung eine Steigerung der Dehngrenze durch das Verbundstrahlen ersichtlich. Bei einer homologen Prozess-temperatur von $0,8 T/T_S$ ist eine durchschnittliche Steigerung von $101,4 \text{ MPa}$

auf 107,1 MPa feststellbar. Durch eine Erhöhung der Prozesstemperatur auf $0,95 T/T_S$ kann eine weitere Steigerung auf 113,5 MPa beobachtet werden. Die Parameter Druck und Bearbeitungsanzahl haben dagegen im beobachteten Spektrum keinen signifikanten Einfluss auf die Dehngrenze.

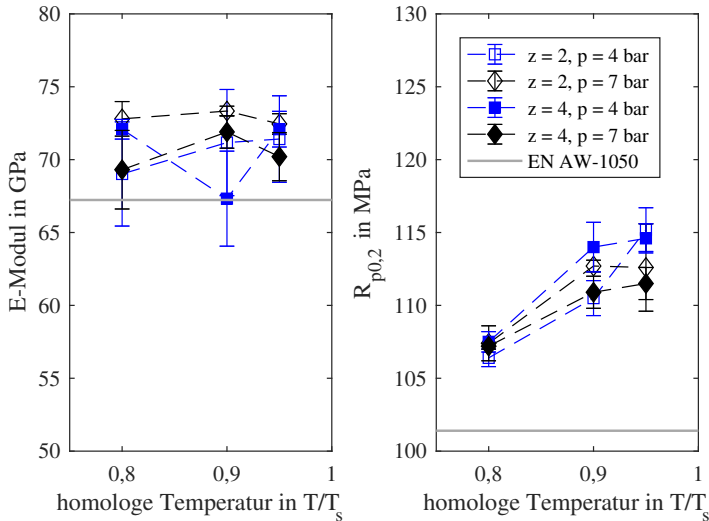


Abbildung 6.30: Biegeversuche an EN AW-1050 nach Verbundstrahlen und Festwalzen. Links: E-Modul in Abhängigkeit der Prozesstemperatur. Rechts: Dehngrenze $R_{p0,2}$ in Abhängigkeit der Prozesstemperatur.

EN AW-6082 - Al_2O_3 , F600

Die Ergebnisse der Biegeversuche an den verbundgestrahlten Probekörpern der Legierung EN AW-6082 sind in Abbildung 6.31 zu sehen. Der E-Modul wird, wie im linken Teil der Abbildung dargestellt ist, durch das Verbundstrahlen in Summe aller Versuche tendenziell verringert. Ausgehend von $77,5 \pm 0,9$ GPa im Ausgangszustand beträgt der E-Modul im Schnitt nach Verbundstrahlen noch 75,4 GPa. Ein signifikanter Einfluss der Prozessparameter untereinander

ist jedoch, wie im Fall der Legierung EN AW-1050, nicht ersichtlich, da die Schwankungen innerhalb der Standardabweichung liegen.

Bei der Betrachtung der Dehngrenze wird ebenfalls eine geringe Abnahme beobachtet. Der Ausgangszustand mit einer Dehngrenze von 466,1 MPa wird nur von einem Zustand übertroffen. Ein signifikanter Effekt der Prozessparameter ist auch bei der Dehngrenze nicht gegeben. Insgesamt liegen die Werte im Bereich zwischen 430 MPa und 470 MPa.

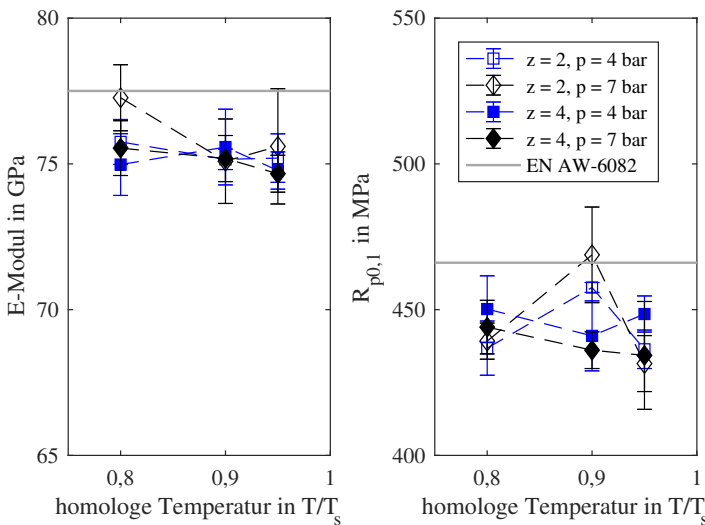


Abbildung 6.31: Biegeversuche an EN AW-6082 nach Verbundstrahlen und Festwalzen. Links: E-Modul in Abhängigkeit der Prozessparameter. Rechts: Dehngrenze $R_{p0,1}$ in Abhängigkeit der Prozessparameter.

EN AW-6082 - verschiedene Strahlmittel

Neben dem Einfluss der Prozessparameter Temperatur, Druck und Bearbeitungsanzahl wurde auch der Einfluss des Strahlmittels anhand zweier Parametervariationen (geringe und hohe Intensität) geprüft. Der besseren Übersicht

wegen sind auch die zugehörigen Parameter aus Abbildung 6.31 in Abbildung 6.32 eingetragen.

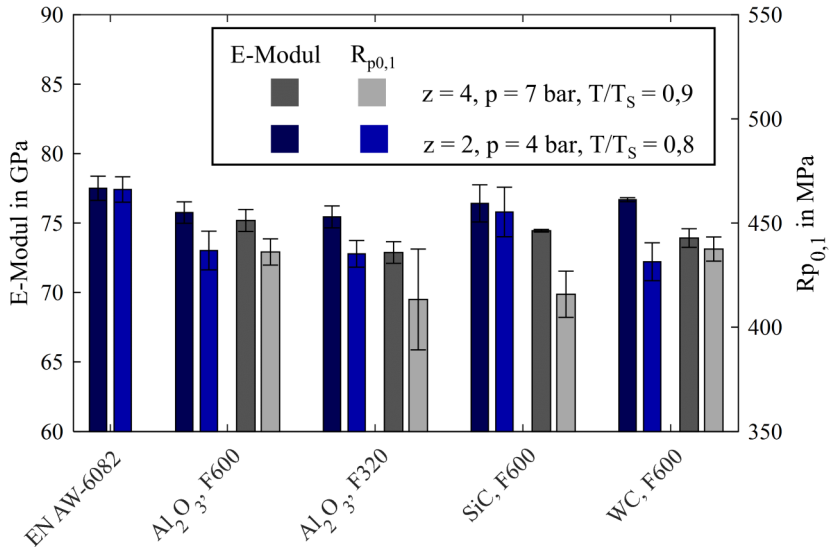


Abbildung 6.32: Biegeversuche nach Verbundstrahlen mit verschiedenen Strahlmitteln und konsekutivem Festwalzen an EN AW-6082. Der E-Modul ist in dunklen Farben dargestellt, die Streckgrenze in den helleren Farben.

Alle verbundgestrahlten und festgewalzten Probekörper weisen minimal geringere mechanische Kennwerte gegenüber dem Ausgangsmaterial auf. Der E-Modul verbundgestrahlter und festgewalzter Probekörper liegt zwischen 72 GPa bis 77 GPa, während der Bereich von 413 MPa bis 455 MPa die Dehngrenze beschränkt. Bemerkenswert ist die Tatsache, dass eine höhere Intensität und Prozesstemperatur mit einer generellen Abnahme des E-Moduls einhergeht. Das Gleiche gilt im Falle der Dehngrenze für größere Al₂O₃-Partikel oder SiC als Strahlmittel. Die mechanischen Kennwerte sind dann am höchsten, wenn die geringste Eindringtiefe der Strahlpartikel erreicht wird (SiC).

Eine hohe Eindringtiefe bei großen Al_2O_3 -Partikeln bewirkt hingegen die geringsten mechanischen Eigenschaften.

6.4.2 Vierpunktbiegung unter thermischer Last

Zusätzlich zu den Biegeversuchen bei Raumtemperatur wurden auch Untersuchungen bei erhöhten Temperaturen bis zu $250\text{ }^\circ\text{C}$ an der Aluminiumlegierung EN AW-6082 durchgeführt. Haftungsprobleme der Dehnungsmessstreifen erschwerten die Bestimmung der mechanischen Kennwerte bei sehr hohen Temperaturen. Aus diesem Grund konnten nicht für jeden Zustand Kennwerte ermittelt werden.

In Abbildung 6.33 sind der E-Modul (links) und die Dehngrenze R_{p01} (rechts) über der Prüftemperatur aufgetragen. Durch die erhöhte Prüftemperatur nimmt der E-Modul genauso wie die Dehngrenze ab. Im betrachteten Temperaturbereich ist kein signifikanter Unterschied der mechanischen Kennwerte zwischen den verbundgestrahlten und festgewalzten Probekörper und dem festgewalzten EN AW-6082 Grundmaterial erkennbar. Einzig der E-Modul bei einer höheren Strahlintensität ($T/T_S = 0,9$, $z = 4$, $p = 7\text{ bar}$) ist geringfügig kleiner als jener des Ausgangsmaterials. Für die Dehngrenze kann über den gesamten Temperaturbereich nahezu keine Abhängigkeit von den Strahlparametern detektiert werden.

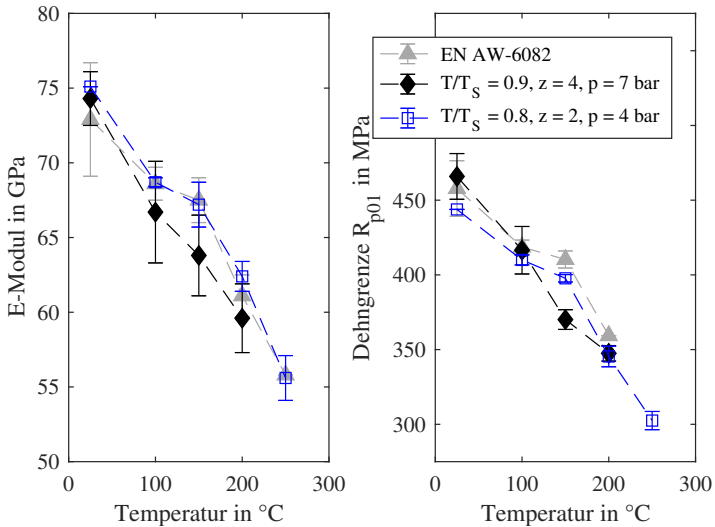


Abbildung 6.33: Biegeversuche an EN AW-6082 nach Verbundstrahlen und Festwalzen bei Prüftemperaturen bis 250 °C. Links: E-Modul in Abhängigkeit der Prüftemperatur. Rechts: Dehngrenze R_{p01} als Funktion der Prüftemperatur.

6.5 Wechselbiegeversuche

Der Einfluss des Verbundstrahlens auf die Ermüdungseigenschaften wurde durch Wechselbiegeversuche an der Aluminiumlegierung EN AW-6082 untersucht. In Abbildung 6.34 ist links ein verbundgestrahlter und festgewalzter Zustand ($T/T_S = 0,9, z = 4, p = 7$ bar) und rechts das festgewalzte Pendant ohne Verbundstrahlbehandlung dargestellt. Durch einen Kreis sind in dieser Abbildung die nicht gewerteten Versuche gezeigt. Ein X kennzeichnet die Probekörper, die vor Erreichen der Lastgrenzspielzahl von 10^7 gebrochen sind, während die Durchläufer durch ein Rechteck markiert sind. Im Anschluss an den letzten physikalischen Versuch kann ein weiteres, fiktives Versuchsergebnis hinzugefügt werden (Raute).

Die Auswertung nach dem Treppenstufenverfahren nach DIN 50100 [145] ergibt für den verbundgestrahlten und festgewalzten Zustand eine Langzeitfestigkeit bei einer Lastgrenzspielzahl von 10^7 von 143 MPa. Die Ausfallwahrscheinlichkeit von 90 % und 10 % liegt bei 169 MPa bzw. 120 MPa.

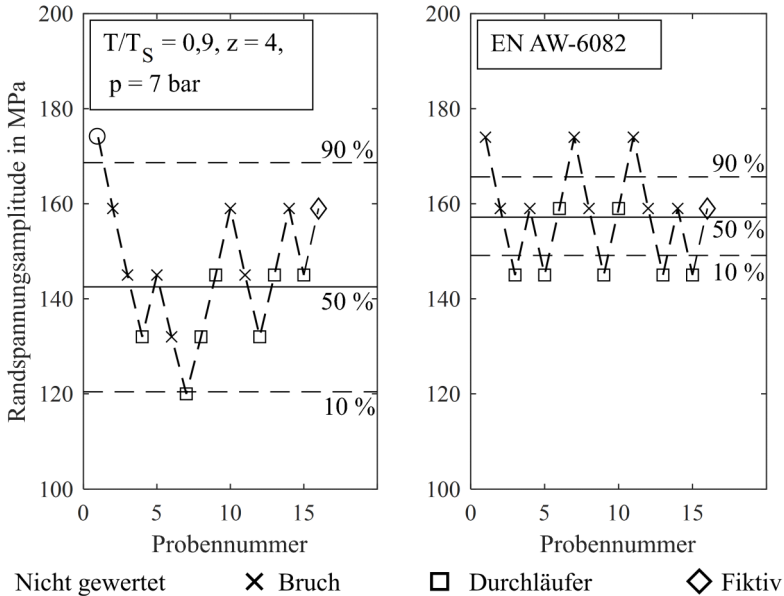


Abbildung 6.34: Treppenstufenverfahren zur Bestimmung der Langzeitfestigkeit für eine Lastgrenzspielzahl von 10^7 . Links: Nach Verbundstrahlen und Festwalzen der Aluminiumlegierung EN AW-6082. Rechts: Nach Festwalzen der Aluminiumlegierung EN AW-6082.

Die Langzeitfestigkeit von ausschließlich festgewalztem EN AW-6082 bei 10^7 Lastspielen ist im rechten Diagramm in Abbildung 6.34 zu sehen. Für diesen Werkstoffzustand liegt die Langzeitfestigkeit mit 157 MPa 10 % höher als bei den verbundgestrahlten und festgewalzten Probekörpern. Die Ausfallwahrscheinlichkeiten von 90 % und 10 % befinden sich bei 166 MPa bzw. 146 MPa

und damit in einem deutlich kleinerem Korridor als bei den verbundgestrahlten Probekörpern.

6.6 Tribologische Untersuchungen

Das Einbringen einer keramischen Phase in die Randschicht einer metallischen Legierung verspricht auch eine Veränderung der tribologischen Eigenschaften. Durch die Aufnahme von Stribeck-Kurven und mit Hilfe von reversierenden Gleitverschleißexperimenten wird der Einfluss der verbundgestrahlten Oberfläche beschrieben.

Mit Hilfe von Stribeck-Kurven kann der Reibwert in Abhängigkeit der Reibgeschwindigkeit ermittelt werden. Dass nicht nur die Anwesenheit keramischer Partikel und Partikelfragmente einen Einfluss auf den Reibwert hat, sondern auch der Wärmebehandlungszustand des Aluminiumgrundmaterials und das anschließende Festwalzen, zeigt Abbildung 6.35 an nicht verbundgestrahlten Zuständen. Im Fall von weichgeglühtem EN AW-6082 ist der ermittelte Reibwert am höchsten. Durch eine T6-Wärmebehandlung und die abschließende mechanische Oberflächenbehandlung durch das Festwalzen kann der Reibwert schrittweise gesenkt werden. Der minimale Reibwert der Stribeck-Kurve wird bei allen drei Zuständen bei einer Reibgeschwindigkeit von 30 mm s^{-1} gemessen. Die Wärmebehandlung und das konsekutive Festwalzen senken den Reibwert von ausgehend 0,017 sukzessive auf 0,012, bzw. 0,007. Bei niedrigen Geschwindigkeiten steigt der Reibwert der Stribeck-Kurve in der Regel an. Dieses Verhalten deutet sich bei dieser Legierung in allen drei Zuständen nur an. Die Flüssigkeitsreibung tritt bei einer Steigerung der Reibgeschwindigkeit ein und führt zu einem linearen Anstieg des Reibwerts.

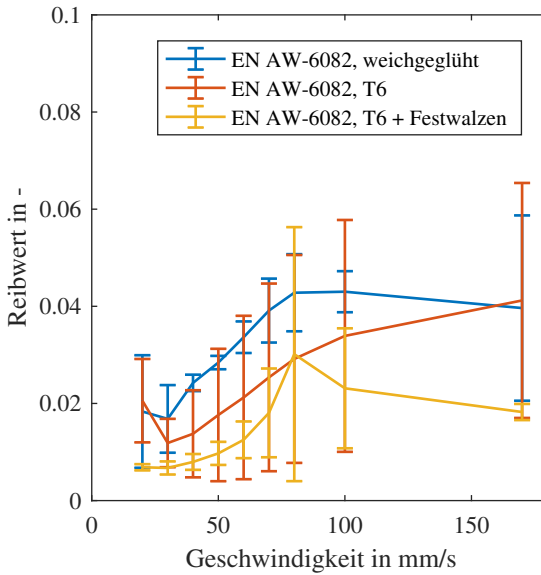


Abbildung 6.35: Stribeck-Kurven der Legierung EN AW-6082 in verschiedenen Zuständen. Weichgeglüht, T6-wärmebehandelt sowie T6-wärmebehandelt und festgewalzt nach [152].

Die Stribeck-Kurven der verbundgestrahlten Zustände sind in Abbildung 6.36 aufgetragen. Wie bei den ungestrahlten Probekörpern kann durch eine Wärmebehandlung und ein abschließendes Festwalzen der Reibwert gesenkt werden. Die Oberflächenbeschaffenheit nach dem Verbundstrahlen sorgt allerdings dafür, dass der Reibwert gegenüber den nicht gestrahlten Zuständen aus EN AW-6082 deutlich gesteigert wird. Im weichgeglühten Zustand nach dem Verbundstrahlen liegt der minimal erreichbare Reibwert bei 0,15. Erst im anschließend wärmebehandelten und festgewalzten Zustand liegt der Reibwert auf dem gleichen Niveau wie das ungestrahlte Pendant (vgl. Abbildung 6.35).

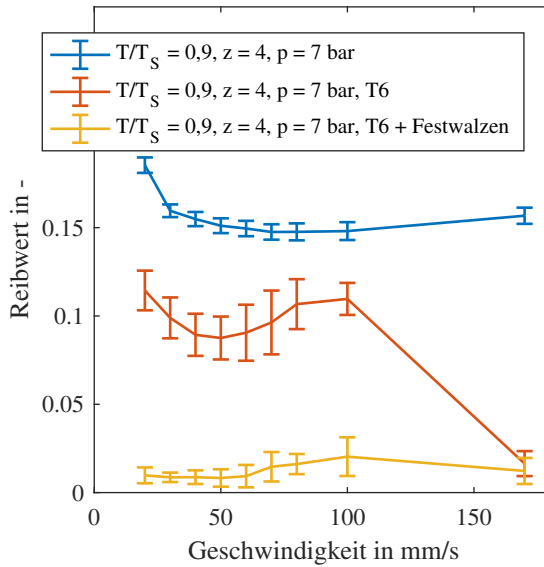


Abbildung 6.36: Stribeck-Kurven für verbundgestrahlte Probekörper der Legierung EN AW-6082 in verschiedenen Zuständen. Verbundgestrahlt, verbundgestrahlt und T6-wärmebehandelt sowie verbundgestrahlt, T6-wärmebehandelt und abschließend festgewalzt nach [152].

Der Übergang von Flüssigkeits- zu Mischreibung, der durch den minimalen Reibwert gekennzeichnet ist, liegt bei höheren Geschwindigkeiten als bei den ungestrahlten Zuständen. Nach dem Verbundstrahlen liegt der Übergang bei 100 mm s^{-1} . Durch die Wärmebehandlung und durch ein abschließendes Festwalzen wird der Übergang bei 50 mm s^{-1} bzw. 60 mm s^{-1} beobachtet. Auffallend ist außerdem die deutliche Abnahme des Reibwertes bei einer Erhöhung der Geschwindigkeit von 100 mm s^{-1} auf 170 mm s^{-1} von 0,11 auf 0,01, was keiner klassischen Stribeck-Kurve entspricht. Dieses Verhalten mag auf eine Änderung der strömungsmechanischen Effekte aufgrund der Hügel-Tal-Strukturierung der Oberfläche zurückzuführen sein.

Die Bestimmung der Verschleißtiefe erfolgte mittels reversierendem Gleitverschleiß. Gleichzeitig wurde der Reibwert über die Dauer des Versuches aufgezeichnet. Die untersuchten Zustände wurden alle T6 wärmebehandelt und abschließend festgewalzt. Die folgenden Einzelversuche stehen repräsentativ für alle Versuche der verbundgestrahlten und festgewalzten Probekörper. Aufgrund von Aufzeichnungsschwankungen bei den ungestrahlten Probekörpern wird zusätzlich eine Ausgleichskurve mit angegeben.

In Abbildung 6.37 ist erkennbar, dass die verbundgestrahlte Oberfläche einen geringeren Verschleiß aufweist als das ungestrahlte Pendant. Nach einem Gleit-

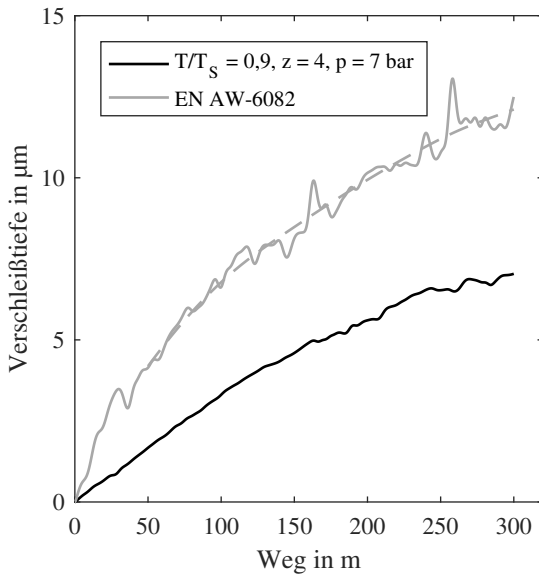


Abbildung 6.37: Darstellung der Verschleißtiefe über den Gleitweg bei reversierendem Gleitverschleiß für einen verbundgestrahlten und festgewalzten Probekörper im Vergleich mit dem festgewalzten Zustand anhand der Aluminiumlegierung EN AW-6082.

weg von 300 m wird durch den induktiven Wegaufnehmer eine Verschleißtiefe von $7,1 \mu\text{m}$ im Fall des verbundgestrahlten und festgewalzten Probekörpers festgestellt. Ohne Verbundstrahlen ist nach gleicher Dauer mit $12,5 \mu\text{m}$ annähernd die doppelte Verschleißtiefe detektierbar.

Der Reibwert der verbundgestrahlten und festgewalzten Probekörper bleibt über die gesamte Versuchsdauer annähernd konstant, wie Abbildung 6.38 veranschaulicht. Im Gegensatz dazu nimmt der Reibwert des festgewalzten EN AW-6082 Zustand kontinuierlich ab. Nach 100 m Gleitweg verringert sich der Reibwert von einem initialen Wert von 0,14 auf 0,04. Bis Versuchsende nach 300 m pendelt sich der Reibwert auf 0,03 ein.

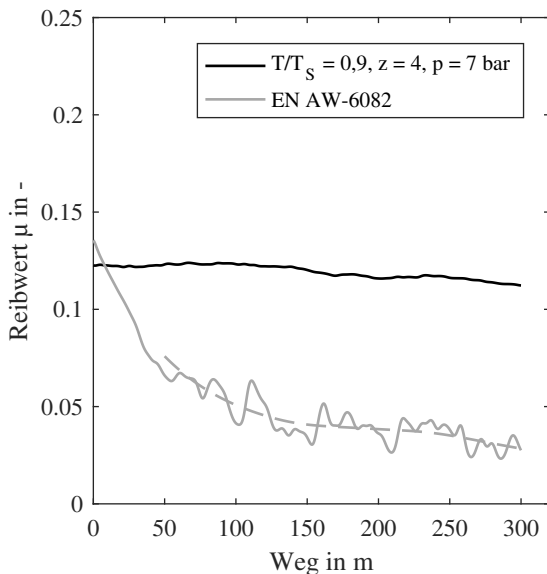


Abbildung 6.38: Verlauf des Reibwertes in Abhängigkeit des Gleitwegs für EN AW-6082 nach Verbundstrahlen und Festwalzen sowie für den festgewalzten Zustand bei reversierendem Gleitverschleiß.

Abbildung 6.39 gibt einen Überblick über die Mittelwerte und Streuungen der Verschleißtiefe und des Reibwerts durch reversierenden Gleitverschleiß nach 270 m. Bei allen Probekörpern wird durch den Verbundstrahlprozess die Verschleißtiefe von durchschnittlich $12,4 \mu\text{m}$ auf knapp $5 \mu\text{m}$ reduziert. Gleichzeitig steigt der Reibwert von $0,03$ um den Faktor vier auf $0,12$ an.

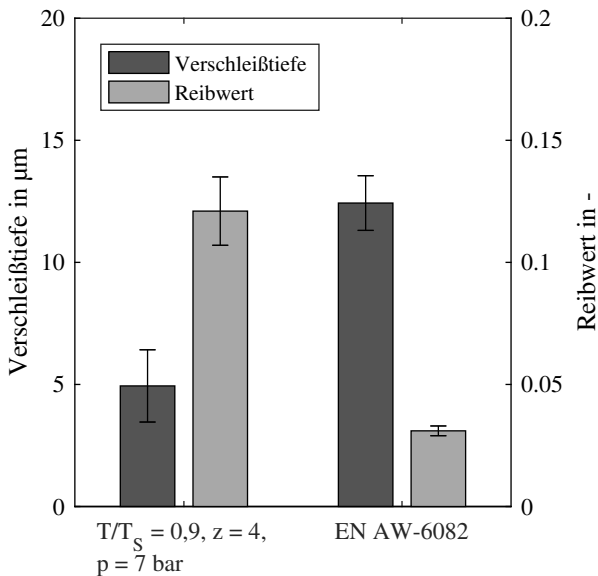


Abbildung 6.39: Gegenüberstellung der Messgrößen Verschleißtiefe und Reibwert von verbundgestrahlten und festgewalzten Probekörper mit dem festgewalzten EN AW-6082 Referenzzustand nach einem Gleitweg von 270 m.

REM-Aufnahmen der Oberflächen nach reversierendem Gleitverschleiß sind in Abbildung 6.40 dargestellt. Deutlich ist in Abbildung 6.40 a) die Hügel-Tal-Struktur nach dem Verbundstrahlen sichtbar. Das dunkle Gebiet in der Mitte ist Folge des tribologischen Versuchs. Eine Aufnahme gleicher Vergrößerung des festgewalzten Probekörpers nach der Gleitverschleißuntersuchung ist in

Abbildung 6.40 b) zu sehen. Neben den herstellungsbedingten Walzriefen des Halbzeugs ist die Verschleißfurche, die sich über den ganzen Hub erstreckt, erkennbar.

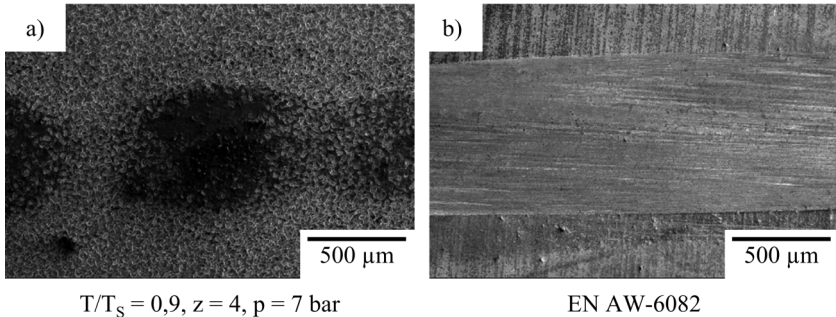


Abbildung 6.40: REM Aufnahmen der Oberfläche nach reversierendem Gleitverschleiß. a) Verbundgestrahlte und festgewalzte Oberfläche, b) Festgewalzte EN AW-6082 Oberfläche.

Mit steigender Vergrößerung ist in Abbildung 6.41 zu erkennen, dass die dunklen Bereiche des verbundgestrahlten Probekörpers verschiedene Merkmale aufweisen. Im Fall von Rückstreuelektronen (engl. backscattered electrons, BSE) in Abbildung 6.41 c) wird in diesem Bereich ein deutlicher Kontrast festgestellt. Auch in der zugehörigen Sekundärelektronen-Aufnahme (engl. secondary electrons, SE) in Abbildung 6.41 b) sind die Stellen wahrnehmbar. Der gesamte dunklere Bereich in Abbildung 6.41 a) ist allerdings größer als die Summe der Fläche der hellen Bereiche im BSE-Modus. Eine weitere Vergrößerung dieser Charakteristiken im BSE-Modus zeigt in Bild in Abbildung 6.41 d) eine stäbchenförmige Struktur unterschiedlicher Dicke, die mit Poren durchsetzt ist.

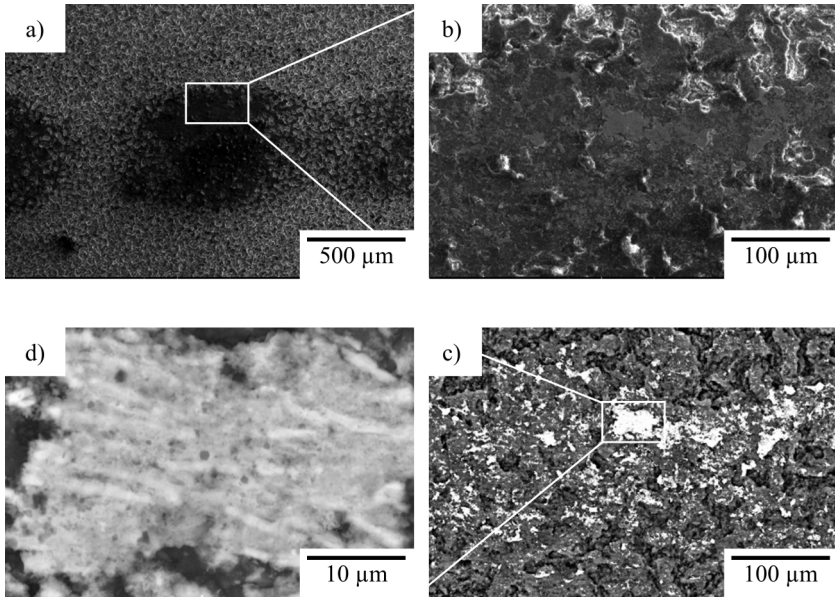


Abbildung 6.41: Detail-Aufnahmen der verbundgestrahlten Oberfläche nach tribologischer Belastung mittels REM. a) Übersichtsbild. b) SE Detail-Aufnahme der dunklen Bereiche von Bild a). c) BSE Aufnahme des gleichen Ausschnittes. d) Fokus auf die gekennzeichnete Stelle in Bild c).

Um die Elementzusammensetzung der dunklen Bereiche im SE Modus und der kleineren hellen Regionen im BSE-Modus zu bestimmen, wurden Elementkarten mittels EDX erstellt (Abbildung 6.42). Neben den beiden Elementen Al und O, die auf einer verbundgestrahlten Oberfläche gefunden werden, sind zahlreiche kleinere Bereiche aus Fe über die Oberfläche verteilt. Diese Stellen decken sich mit hellen Bereichen im BSE Modus. Auch im dargestellten SE Bild sind diese Gebiete zu sehen. Das Element Cr wird ebenfalls an den gleichen Stellen detektiert.

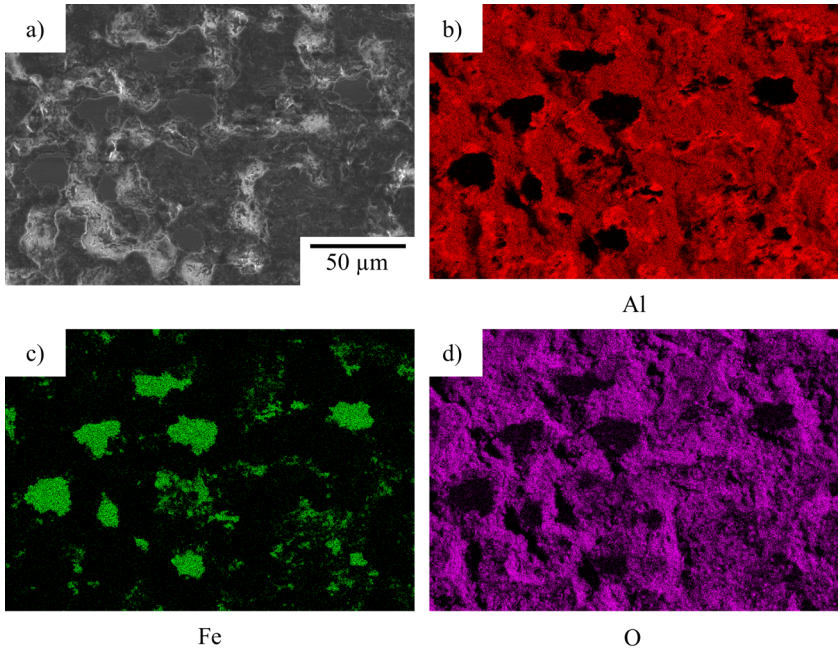


Abbildung 6.42: EDX-Elementkarten einer dunklen Stelle (vgl. Abbildung 6.41 b)). Die verbundgestrahlte und festgewalzte Oberfläche weist nach reversierendem Gleitverschleiß neben Al und O auch Bereiche aus Fe auf.

Die Oberflächentopografie nach reversierendem Gleitverschleiß ist in Abbildung 6.43 dargestellt. Auf der verbundgestrahlten Oberfläche ist ein leichtes Wellenmuster ersichtlichs. Die Abstände der Wellen entsprechen dabei dem Bahnabstand von 1 mm, mit dem der Probekörper gestrahlt wurde. Statt einer Mulde kann bei dem verbundgestrahlten Probekörper jedoch eine leichte Erhebung detektiert werden. Im Falle der Referenzoberfläche aus Al ist eine deutliche Mulde erkennbar, die sich in der Abbildung durch ein helleres Gelb hervorhebt.

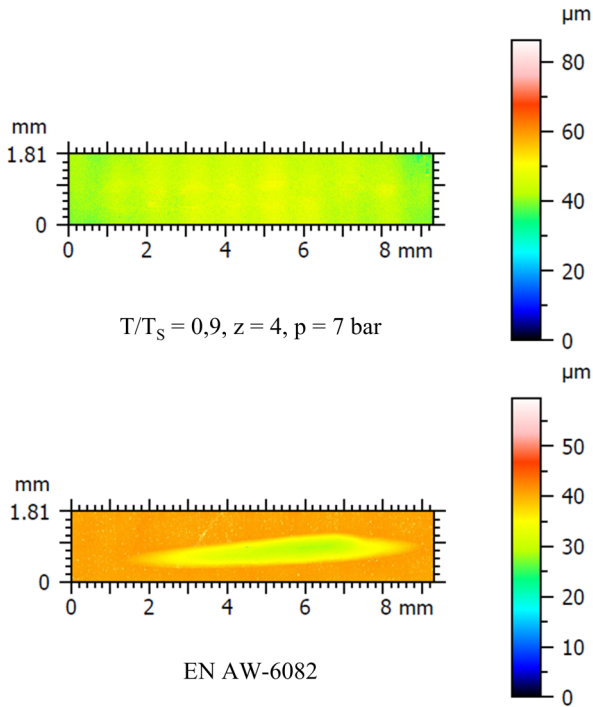


Abbildung 6.43: Oberflächentopografie der beiden Zustände nach reversierendem Gleitverschleiß. Oben: Bei dem verbundgestrahlten Probekörper ist kein Abtrag erkennbar. Unten: Bei dem festgewalzten Probekörper der Aluminiumlegierung EN AW-6082 ist eine deutliche Mulde durch die tribologische Beanspruchung sichtbar.

Abbildung 6.44 zeigt die Verschleißspuren der Gegenkörper aus 100Cr6. Die Verschleißspur des tribologischen Kontakts des Gegenkörpers ist deutlich erkennbar. Die Breite der Spur misst mehr als $500 \mu\text{m}$. Die feine Oberflächenstruktur des Gegenkörpers ist durch den reversiblen Gleitverschleiß im Kontakt vollständig abgerieben. Vereinzelt lassen sich kleine Ansammlungen von

Al_2O_3 detektieren. Der Gegenkörper der festgewalzten EN AW-6082 Legierung weist dagegen nur minimale Verschleißerscheinungen auf. Die Breite der Verschleißspur ist deutlich geringer als die des Gegenkörpers. Ebenfalls lassen sich im Grund der Spur noch feine Riefen der ursprünglichen Bearbeitung senkrecht zur Hubbewegung erkennen.

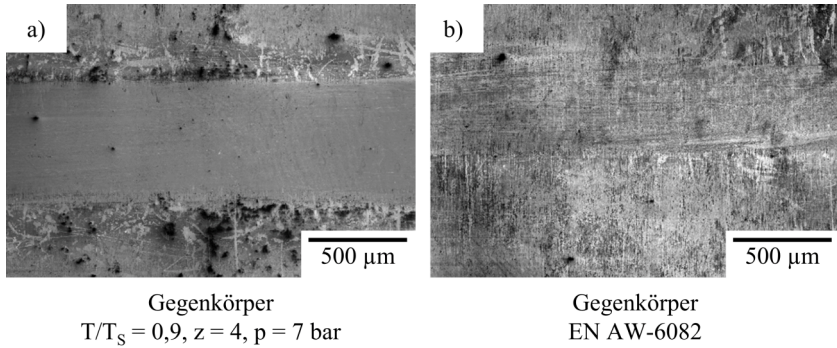


Abbildung 6.44: REM Aufnahmen der Gegenkörper aus 100Cr6 nach reversierendem Gleitverschleiß. a) Gegenkörper der verbundgestrahlten und festgewalzten Oberfläche. b) Gegenkörper der festgewalzten EN AW-6082 Oberfläche.

7 Diskussion

7.1 Mikrostrukturelle Eigenschaften

7.1.1 Oberflächenstruktur nach Verbundstrahlen

Das eigentlich unerwünschte Eindringen von harten Strahlpartikeln in ein weiches Grundmaterial konnte schon bei vielen Strahlprozessen in der Literatur beobachtet werden. Dabei ist auffällig, dass das Eindringen der Strahlpartikel vor allem von der kinetische Energie der Strahlpartikel aufgrund der Partikelgröße beziehungsweise aufgrund der hohen Partikelgeschwindigkeit oder den mechanischen Eigenschaften des Grundmaterials anhängt. Neben der Streckgrenze und dem E-Modul des Grundmaterials ist hier in erster Linie die (dynamische) Härte relevant.

Auch beim Verbundstrahlen dringen Keramikpartikel in das Grundmaterial aus Aluminium ein. Durch den vielfachen Aufprall der Strahlpartikel entsteht eine regellose, hügelige Oberfläche, deren Rauheit R_z in der Größenordnung der Strahlpartikeldurchmesser liegt. Die Durchmesser der Hügel und der Abstand zueinander liegt geringfügig über diesen Werten. Dieses Phänomen ist ebenfalls bei Strahlverschleißuntersuchungen dokumentiert [47, 54–56, 88]. Brown et al. [55] kamen durch Extrapolation von Literaturwerten und eigenen Untersuchungen zu dem Schluss, dass sich unterhalb einer Partikelgröße von $20\ \mu\text{m}$ keine Hügel-Tal-Struktur mehr einstellt. Dieser Sachverhalt ist in Abbildung 7.1 grafisch durch die Punkte [b] bis [f] und einer Ausgleichsgerade dargestellt. Beim Verbundstrahlen jedoch ist auch im Fall von kleineren Partikeln die Ausbildung einer Hügel-Tal-Struktur möglich, wie durch den Punkt

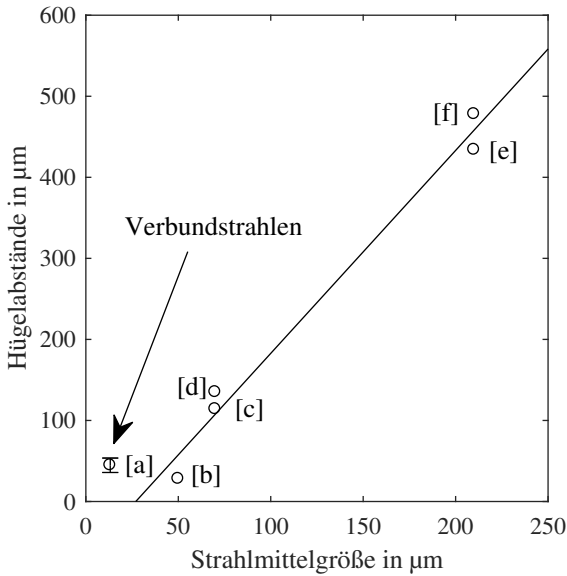


Abbildung 7.1: Hügellabstände der Oberflächenstruktur als Funktion der Partikelgröße für das Verbundstrahlen und aus Literaturwerten nach [55]. Dabei gilt folgende Zuordnung:

[a] Verbundstrahlen: EN AW-1050, Al_2O_3 , F600, $T/T_S = 0,9, z = 4, p = 7$ bar.

[b] Ives und Ruff, Cu, weichgeglüht, Al_2O_3 , 35 μm bis 65 μm [54].

[c] Brown et al., Fe, weichgeglüht, Glaskugeln, 70 μm [88].

[d] Brown et al., Al, weichgeglüht, Glaskugeln, 70 μm [55].

[e] Brown et al., Al, weichgeglüht, Glaskugeln, 210 μm [55].

[f] Brown et al., Al, weichgeglüht, Quarz-Partikel, 210 μm [55].

[a] an einem ausgewählten Zustand dargestellt ist (EN AW-1050, Al_2O_3 , F600, $T/T_S = 0,9, z = 4, p = 7$ bar). Einzig die Al_2O_3 -Partikel der Körnung F1200 mit einem mittleren Durchmesser 3,3 μm zeigten nach dem Verbundstrahlen keine große Änderung der Topografie. Die Tatsache, dass auch kleinere Partikel diese Oberflächentopografie hinterlassen, führt zu dem Schluss, dass neben der kinetischen Energie der Strahlpartikel auch der Materialwiderstand des

Grundwerkstoffes eine wichtige Rolle für das Einbetten von Partikeln und die Ausbildung der Hügel-Tal-Struktur spielen muss.

7.1.2 Fragmentierung der Keramikpartikel

Die Keramikpartikel weisen nach dem Verbundstrahlen eine signifikante Größenreduzierung auf. Lediglich einzelne Keramikpartikel sind hinsichtlich des Durchmessers mit dem Zustand vor dem Strahlprozess vergleichbar, wie Abbildung 7.2 beispielhaft zeigt. Wie schon von Arola und Hall [40] beschrieben, findet man auch bei diesem Partikel in scharfen Kanten und einem Riss Indizien, dass eine längere Bearbeitungszeit und damit ein mehrfaches Auftreffen auf

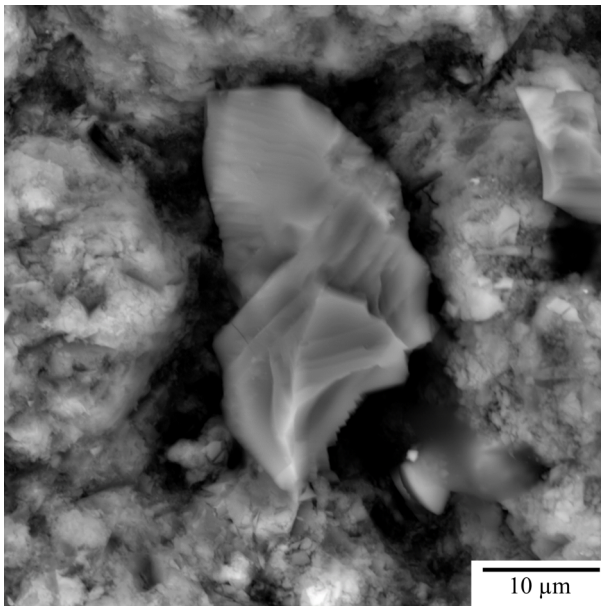


Abbildung 7.2: Strahlpartikel aus Al_2O_3 in der Größenordnung des Ausgangsmaterials am Rand einer Strahlbahn.

schon eingebettete Strahlpartikel zwangsläufig zu einer Zerkleinerung führen wird.

Die TEM Untersuchungen an einem verbundgestrahlten Probekörper zeigen, dass die Größenverteilung der Partikelfragmente sehr heterogen ist. Während einzelne größere Fragmente im Mikrometerbereich liegen, werden auch Bruchstücke einstiger Strahlpartikel mit einer Größe von wenigen Nanometern gefunden. Die Auswertung der XRD-Messungen mithilfe der Williamson-Hall Methode zeigt anhand des Ordinatenabschnitts (Abbildung 6.17), dass dieses Phänomen keinen Einzelfall darstellt und der untersuchte TEM-Ausschnitt als repräsentativ gewertet werden kann. Die Fragmentierung von Strahlpartikeln ist bei Strahlverschleißuntersuchungen gut dokumentiert [55, 56, 80, 87, 89, 90, 95]. Edington und Wright [90] fanden durch TEM-Untersuchungen ebenfalls fragmentierte Aluminiumoxidpartikel mit einer Ausgangsgröße von 15 μm im Grundmaterial vor. Die Größe der Fragmente wurde mit einer Größe von 30 nm bis 500 nm angegeben. Nach Verbundstrahlen liegen bei ähnlicher Ausgangsgröße ebenfalls fragmentierte Aluminiumoxidpartikel in dieser Größenordnung vor.

7.1.3 Defektstrukturen in den Keramikpartikeln

Die Auswertungen der TEM Dunkelfeldbilder und die Steigung im Williamson-Hall Diagramm deuten darauf hin, dass die Keramikpartikel nach dem Verbundstrahlen eine erhebliche Defektdichte aufweisen. Das anschließende Festwalzen hat nach dieser Auswertung keinen signifikanten Einfluss auf die Defektdichte der Keramikpartikel und Größe der Al_2O_3 -Partikel. Auch wenn Al_2O_3 im Temperaturbereich bis 1000 °C generell als spröde angenommen werden kann, wurden unter bestimmten Umständen schon bei Raumtemperatur massive plastische Deformation von Al_2O_3 gefunden. Nach Abrasionsbelastungen konnten sowohl Hockey [153] als auch Cutter und McPherson [154]

eine deutliche Steigerung der Defektdichte durch TEM und XRD Untersuchungen nachweisen. Cutter und McPherson konnten mit einer Korngröße von 30 nm und einer Versetzungsdichte von 10^{15} m^{-2} in der Randschicht ähnliche Werte beobachten, wie nach dem hier untersuchten Verbundstrahlprozess. Auch bei weiteren hochdynamischen Prozessen wie Kugelmahlen [155] und Schockkompaktieren [156] von Al_2O_3 -Pulver wurden hohe Defektstrukturen in der Keramik nachgewiesen. Durch die hohen Geschwindigkeiten und das vielfache Auftreffen von Strahlpartikeln kann es beim Verbundstrahlen zu ähnlich hohen hydrostatischen Drücken kommen, was die Keramikpartikelfragmente hochgradig verformen kann.

7.1.4 Haftung innerhalb der Keramikpartikelfelder

Die Elementuntersuchungen mittels EDX zeigen kein Aluminiumgrundmaterial zwischen den einzelnen nanometergroßen Al_2O_3 -Fragmenten. Diese Ergebnisse wurden mit EELS und Atomsondentomografie bestätigt. Daraus folgt, dass die Partikelfelder rein aus Keramikfragmenten bestehen und dennoch eine strukturelle Integrität aufweisen. Dieses Ergebnis widerspricht den Untersuchungen von Edington und Wright [90] genauso wie Cousens und Hutchings [89], die zwischen den Strahlpartikelfragmenten eine Schicht aus Metall vermuten, die die Struktur zusammenhält. Stattdessen scheint es so, als ob eine Art Kaltverschweißung der Al_2O_3 -Partikel aufgrund des hohen Energieeintrags durch die Partikeleinschläge bei vergleichsweise hohen Prozesstemperaturen vorliegt.

7.2 Eindringtiefe

Die Eindringtiefe der Strahlpartikel ist beim Verbundstrahlen von elementarer Bedeutung für die mechanischen Eigenschaften der Oberfläche und damit ebenfalls für die des Verbundwerkstoffes. Der Einfluss der Prozessparameter wird im Folgenden in Kombination der Eindringtiefenauswertung durch Schliffbilder mit den Modellen aus den Bereichen Strahlverschleiß und Ballistik bewertet.

7.2.1 Einfluss der Temperatur

Infolge der Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften kommt der Prozesstemperatur für das Eindringen der Strahlpartikel beim Verbundstrahlen eine elementare Bedeutung zu. Abbildung 7.3 zeigt diesen Zusammenhang anhand Al_2O_3 -Partikel (Körnung F600) als Strahlmittel und der Aluminiumlegierung EN AW-1050 als Grundmaterial bei einem Strahldruck von 7 bar. Zusätzlich sind die Ergebnisse aus den Vorversuchen für eine vierfache Bearbeitung dargestellt (vgl. Abbildung 4.5).

Die Eindringtiefenauswertungen der Schliffbilder aus den Vorversuchen zeigen bis zu einer homologen Temperatur von $0,6 T/T_S$ eine geringe Temperaturabhängigkeit. Eine höhere Prozesstemperatur führt sukzessive zu einer Steigerung der Eindringtiefe. Dieses Verhalten bildet das Modell von Beckmann und Gotzmann ebenfalls ab. Die unterbrochenen Linien geben in den folgenden Abbildungen mit den Eindringtiefen für große Partikel (D_s90) und kleine Partikel (D_s10) der Körnung F600 die Streuung der Partikelgrößenverteilung an (vgl. Abbildung 6.26). Erst ab einer Prozesstemperatur von $0,5 T/T_S$ steigt die Eindringtiefe des Modells merklich an. Dieser Sachverhalt liegt an einer Erweichung des Grundmaterials in diesem Temperaturbereich, wie Abbildung 6.24 zeigt. Die Eindringtiefenauswertung der Schliffbilder und das Modell stimmen bis zu einer Temperatur von $0,8 T/T_S$ überein. Bei höheren Temperaturen überschätzt das Modell die gemessene Eindringtiefe.

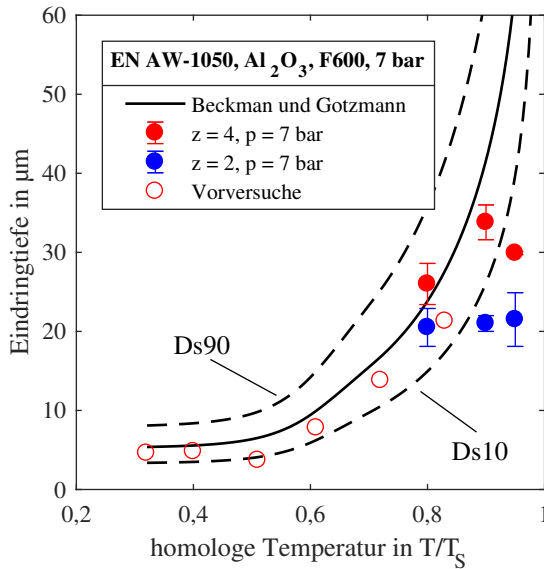


Abbildung 7.3: Abgleich der Eindringtiefe aus Vorversuchen (maximale Eindringtiefe) und (Partikelanteil von 1 % nach Abbildung 6.20) der Al₂O₃-Partikel für das Grundmaterial EN AW-1050 bei einem Strahldruck von 7 bar mit dem Modell von Beckmann und Gotzmann.

7.2.2 Einfluss des Grundmaterials

Im Fall der Legierung EN AW-6082 als Grundmaterial wird eine geringere Eindringtiefe beobachtet, wie in Abbildung 7.4 gezeigt ist. Der höhere mechanische Widerstand gegen Eindringen der Partikel führt zu Eindringtiefen von 13,5 μm und damit deutlich weniger als beim EN AW-1050 Grundmaterial mit knapp 35 μm . Durch die höhere Härte des Grundmaterials kommt auch das Modell von Beckmann und Gotzmann zu einer geringeren Eindringtiefe. Für homologe Temperaturen bis $0,9 T/T_S$ liegen die Ergebnisse der Eindringtiefe aus den Schiffbildern im Streubereich der Partikelgrößenverteilung. Im Fall

der höheren homologen Temperatur von $0,95 T/T_S$ überschätzt das Modell die Eindringtiefe ebenfalls.

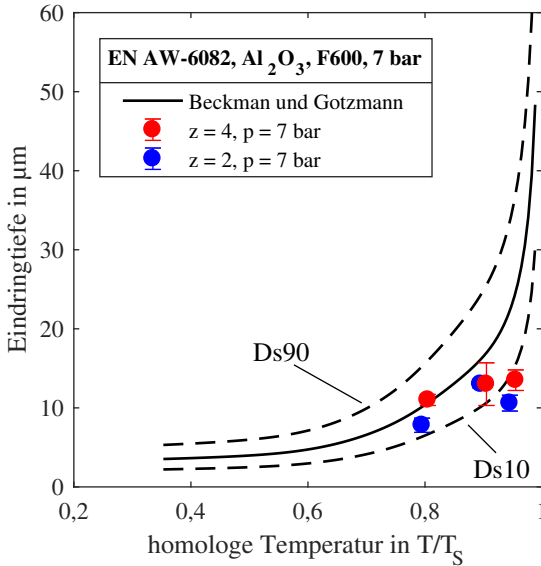


Abbildung 7.4: Abgleich der Eindringtiefe der Al₂O₃-Partikel in die Legierung EN AW-6082 für einen Strahlrdruck von 7 bar mit dem Modell von Beckmann und Gotzmann.

7.2.3 Einfluss des Strahlrdrucks

Der Strahlrdruck beim Verbundstrahlen beeinflusst die Geschwindigkeit der Strahlpartikel, wie in Kapitel 4.1.3 gezeigt ist. Die Geschwindigkeitssteigerung durch eine Änderung des Strahlrdrucks von 4 bar auf 7 bar beträgt für das verwendete Mikrostrahlgerät von 171 ms^{-1} auf 193 ms^{-1} nur 13 %. Da die

Eindringtiefe für das Modell von Beckmann und Gotzmann linear von der Geschwindigkeit abhängig ist, zeigt sich bei einem Strahldruck von 4 bar nur eine minimale Änderung der Eindringtiefe in Abbildung 7.5 gegenüber einem Strahldruck von 7 bar in Abbildung 7.3. Die Ergebnisse der Schliffbilder liegen bei einer homologen Temperatur von $0,8 T/T_S$ im Streubereich des Modells. Bei höheren Temperaturen wird die Eindringtiefe überschätzt.

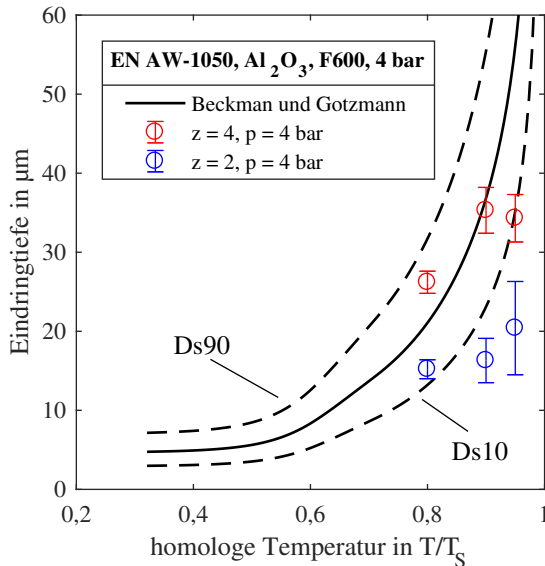


Abbildung 7.5: Abgleich der Eindringtiefe der Al₂O₃-Partikel in die Legierung EN AW-1050 für einen Strahldruck von 4 bar mit dem Modell von Beckmann und Gotzmann.

Für das Grundmaterial EN AW-6082 ergibt sich derselbe Zusammenhang zwischen Strahldruck und Eindringtiefe gültig. Die Auswertung der Eindringtiefe der Schliffbilder liegen bei dieser Parameterkombination für jede betrachtete Temperatur im Streubereich des Modells von Beckmann und Gotzmann, wie in Abbildung 7.6 ersichtlich ist. Bei einer homologen Temperatur von $0,95 T/T_S$

befinden sich jedoch beide gemessenen Werte im unteren Bereich der Abschätzung.

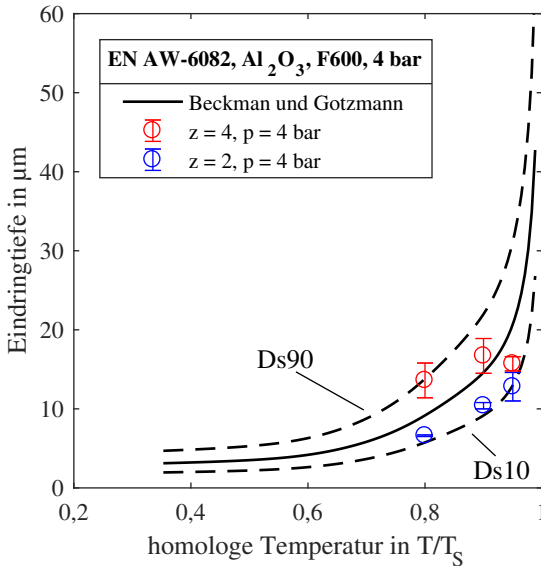


Abbildung 7.6: Abgleich der Eindringtiefe der Al_2O_3 -Partikel in die Legierung EN AW-6082 für einen Strahldruck von 4 bar mit dem Modell von Beckmann und Gotzmann.

7.2.4 Einfluss des Strahlmittels

Das Strahlmittel beeinflusst durch mehrere Faktoren das Eindringverhalten in das metallische Grundmaterial. Zum einen ändert sich durch eine unterschiedliche Partikelgrößenverteilung und Dichte die kinetische Energie der Strahlpartikel. Zum anderen spielt die Partikelform eine erhebliche Rolle für das Eindringen in das Grundmaterial. Dieser Sachverhalt wird bei den Modellen mit Formfaktoren aufgegriffen. Die Eindringtiefe beim Verbundstrahlen mit

unterschiedlichen Strahlpartikeln ist in Abbildung 7.7 dargestellt. Der größere Partikeldurchmesser im Fall der Al_2O_3 -Partikel der Körnung F320 und die höhere Dichte der WC-Partikel resultieren in einer gesteigerten Eindringtiefe gegenüber den kleineren Al_2O_3 und SiC-Partikeln. Das Modell von Beckmann und Gotzmann prognostiziert letztere Partikel in einer ähnlichen Eindringtiefe. Die größeren Al_2O_3 -Partikel dringen bei einer homologen Temperatur von $0,9 T/T_S$ mit $24,2 \mu\text{m}$ deutlich weniger weit in das Grundmaterial ein als das Modell vorhersagt ($45,7 \mu\text{m}$). Eine mögliche Erklärung hierfür mag die Strahlmittelgeschwindigkeit sein, die in früheren Untersuchungen in der Literatur partikelgrößenabhängig war [104, 135]. Bei größeren Partikeln und einer damit einhergehenden kleineren Strahlmittelgeschwindigkeit ist demnach auch nach

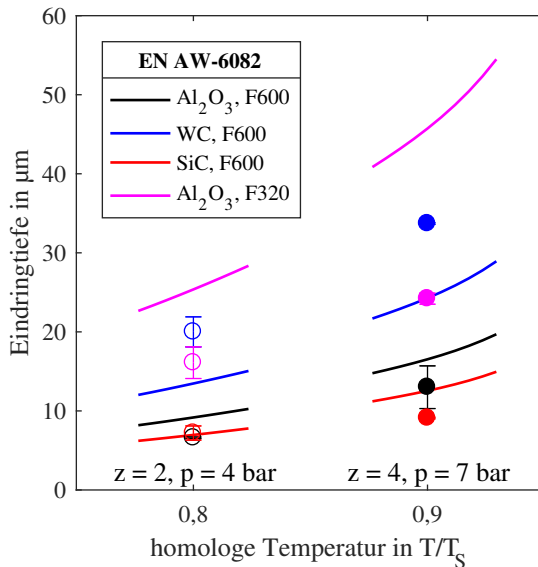


Abbildung 7.7: Abgleich der Eindringtiefe verschiedener Strahlmittel mit dem Modell von Beckmann und Gotzmann für die Legierung EN AW-6082.

dem Modell von Beckmann und Gotzmann mit einer geringeren Eindringtiefe zu rechnen. Die Eindringtiefe der WC-Partikel wird dagegen unterschätzt. Nimmt man die Partikelverteilung als Eingangsdaten der Berechnung liegt die Eindringtiefe der WC-Partikel allerdings für beide betrachteten Parameterkombinationen im erwartbaren Bereich.

7.2.5 Einfluss der Bearbeitungsanzahl

Die doppelte Bearbeitungsanzahl führt beim Verbundstrahlen zu einer gesteigerten Eindringtiefe für nahezu jeden betrachteten Zustand, wie in den Abbildungen 7.3 bis 7.6 zu sehen ist. Daraus resultiert, dass die Inkubationsphase, wie sie beim Strahlverschleiß von duktilen Materialien beobachtet wird, noch nicht abgeschlossen ist. Eine Steigerung der Eindringtiefe im Bereich der Inkubationsphase wurde von Ives und Ruff [54] anhand von Schliffbildern ebenfalls beobachtet. Die Dauer, bzw. benötigte Strahlmittelmasse der Inkubationsphase, ist von vielen Prozessparametern abhängig und kann in manchen Fällen bis zu 20 min betragen [157]. Durch hohe Partikelgeschwindigkeiten reduziert sich die benötigte Menge an Strahlmittel und damit die Dauer, wie von Neilson und Gilchrist beobachtet wurde [53].

Beim Verbundstrahlen steigt die Eindringtiefe in Folge einer mehrfachen Bearbeitung bei einem höheren Strahldruck von 7 bar nicht mehr so stark an wie bei einem Strahldruck von 4 bar. Zwar liegen die Geschwindigkeiten in einer ähnlichen Größenordnung von 171 m s^{-1} bis 193 m s^{-1} , der Massendurchsatz steigt durch den höheren Prozessdruck allerdings um 80 % an. Aus diesem Grund sollte die Inkubationsphase bei einem Strahldruck von 7 bar früher abgeschlossen sein. Für das Verbundstrahlen liegen keine expliziten Daten zur Bestimmung der Inkubationsphase vor. Einzelne Testreihen mit höherer Bearbeitungsanzahl führen jedoch zu keiner größeren Steigerung der Eindringtiefe. Stattdessen wird ein Aufbau von Keramikschichten erzielt, die allerdings keine guten Hafteigenschaften aufweisen, wie die REM-Aufnahme in Abbildung 7.8 zeigt.

In diesem Fall wurde das EN AW-1050 Grundmaterial mit Al_2O_3 -Partikeln der Körnung F600 insgesamt zwölfmal verbundgestrahlt.

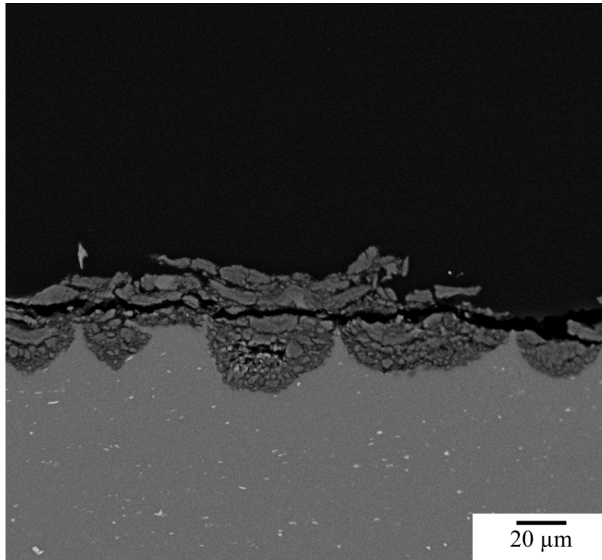


Abbildung 7.8: Aufbau einer Keramikschicht mit schlechten Haftungseigenschaften nach zwölf-facher Verbundstrahlbearbeitung mit Al_2O_3 -Partikeln und der Aluminiumlegierung EN AW-1050 als Grundmaterial.

7.2.6 Literaturwerte von Eindringtiefen

Das Eindringen von Partikeln bei Strahlverschleißuntersuchungen ist in der Literatur beschrieben. Viele Materialpaarungen von Strahlmittel und Grundmaterial führen zumindest zu einem Steckenbleiben von Partikeln. In einigen Fällen ist die Eindringtiefe solcher Partikel durch Schliffbilder dokumentiert und auswertbar. Tabelle 7.1 gibt einen Überblick über diese Literaturdaten.

Die Eindringtiefe der Literaturdaten wurde direkt aus den Schliffbildern ausgewertet und stellt die maximal erkennbare Eindringtiefe der Keramikpartikel dar.

Tabelle 7.1: Maximale Eindringtiefe von keramischen Strahlpartikeln in der Literatur.

Quelle	Grundmaterial	Partikel	Durchmesser in μm	Geschwindigkeit in ms^{-1}	Eindringtiefe in μm
[56]	Al 1100, 285 °C	SiC	250 bis 300	30	67
[54]	Cu-O	Al ₂ O ₃	35 bis 65	20	3
[54]	Cu-O	Al ₂ O ₃	35 bis 65	61	8
[65]	Cu-O	Glas	70	122	30
[88]	Fe-O	Glas	200	122	42
[55]	Al 1100-O	Glas	210	122	67
[89]	Al	Glas	600	60	277
[116]	Al 1100-O	SiC	600	61	102

In Abbildung 7.9 ist die Eindringtiefe der Literaturdaten anhand gefüllter Marker dargestellt. Zusätzlich ist ein Zustand des Verbundstrahlprozesses dargestellt (EN AW-1050, Al₂O₃, F600, $T/T_S = 0,9$, $z = 4$, $p = 7$ bar). Die Partikelgeschwindigkeiten waren in der Literatur mit 20 ms^{-1} bis 122 ms^{-1} geringer als beim Verbundstrahlprozess. Bei kleinen Partikelgrößen unterhalb $100 \mu\text{m}$ wurden bei Kupfer als Grundmaterial Partikelfragmente bis zu einer Tiefe von $30 \mu\text{m}$ gefunden [65]. Größere Strahlpartikel führten unabhängig vom Grundmaterial zu größeren Eindringtiefen. Bei einer Partikelgröße von $600 \mu\text{m}$ drangen Fragmente der Glaspartikel bis knapp $300 \mu\text{m}$ ins Grundmaterial ein [89]. Die Strahldauer ist nicht für alle Untersuchungen eindeutig angegeben. Falls

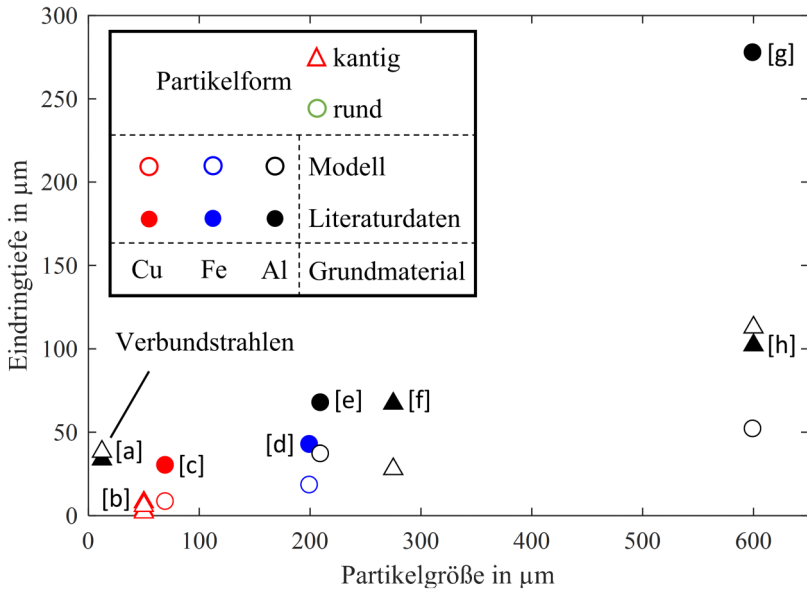


Abbildung 7.9: Eindringtiefe von Keramikpartikeln aus dem Gebiet des Strahlverschleißes (gefüllte Marker) und die zugehörige berechnete Eindringtiefe nach dem Modell von Beckmann und Gotzmann (leere Marker). Dabei gilt folgende Zuordnung:

- [a] Verbundstrahlen: EN AW-1050, Al₂O₃, F600, $T/T_S = 0,9$, $z = 4$, $p = 7$ bar.
- [b] Ives und Ruff, Cu, weichgeglüht, Al₂O₃, 35 μm bis 65 μm [54].
- [c] Brown und Edington, Cu, weichgeglüht, Glaskugeln, 70 μm [65].
- [d] Brown et al., Fe, weichgeglüht, Glaskugeln, 200 μm [88].
- [e] Brown et al., Al, weichgeglüht, Glaskugeln, 210 μm [55].
- [f] Doyle und Levy, Al, 285 °C, SiC, 250 μm bis 300 μm [56].
- [g] Cousens und Hutchings, Al, Glaskugeln, 600 μm [89].
- [h] Finnie et al., Al, weichgeglüht, SiC, 600 μm [116].

angegeben wurde eine Strahlzeit von mindestens 10 min angewandt. Im Gegensatz zu allen Literaturdaten dringen die Strahlpartikel beim Verbundstrahlen tiefer als ihr Durchmesser in das Grundmaterial ein. Die höhere Strahlmittelgeschwindigkeit in Kombination mit den geringen mechanischen Eigenschaften bei hohen homologen Temperaturen führen höchstwahrscheinlich zu diesem Ergebnis.

Die Werkstoffkennwerte des Grundmaterials für das Modell von Beckmann und Gotzmann sind aufgrund fehlender Angaben in der Literatur der Datenbank CES EduPack entnommen. Für die Literaturdaten schätzt das Modell die Eindringtiefe der Strahlpartikel bis auf einen Datenpunkt zu gering ein. Allerdings liegt das Modell für alle Datenpunkte in der gleichen Größenordnung und kann so genutzt werden, um eine qualitative Abschätzung für die Eindringtiefe zu liefern.

7.2.7 Anwendungsgrenzen der Modelle

Wie oben bereits angesprochen, beschreiben die Modelle die Eindringtiefe eines einzelnen Partikels. Beim Verbundstrahlen und beim Strahlverschleiß kommt es zum vielfachen Aufprall der Strahlpartikel auf die gleiche Stelle. Im Fall des Verbundstrahlens kommt es bei einer durchschnittlichen Partikelgröße zu einer 30fachen bis 110fachen Überdeckung (siehe Kapitel 4.1.2). Für Strahlverschleißuntersuchungen in der Literatur werden keine Überdeckungswerte angegeben. Bei einem ähnlichen Massendurchsatz, aber deutlich längerer Strahldauer kann hier aber von einem deutlich höheren Überdeckungsgrad ausgegangen werden. Dieser Sachverhalt kann für die fehlende Übereinstimmung von Modell und Literaturwerte verantwortlich sein.

Trotz des vielfachen Auftreffens der Strahlpartikel beschreibt das Modell von Beckmann und Gotzmann die Eindringtiefe beim Verbundstrahlen für einen Großteil der Prozessparameter verlässlich. In Abbildung 7.10 sind zusätzlich die Modelle von Ellermaa sowie Chen und Li abgebildet. Die Berechnungen von Ellermaa liegen sehr nahe an denen von Beckmann und Gotzmann, da statt der Härte die dynamische Härte als Werkstoffwiderstand berechnet wird. Für den betrachteten Ausschnitt beschreibt das Modell von Ellermaa die Eindringtiefe geringfügig besser als das Modell von Beckmann und Gotzmann. Im Fall des Verbundstrahlens wird allerdings kein Korrekturfaktor für die Partikelgröße benötigt. Für den Fall, dass der Korrekturfaktor der Partikelgröße mit in die

Gleichung einbezogen wird, ergeben sich nach dem Modell zehnmal kleinere Eindringtiefen. Bei hohen homologen Temperaturen wird die Eindringtiefe durch das Modell von Ellermaa aber gleichfalls überschätzt.

Die Berechnungen von Chen und Li hingegen sagen eine geringere Eindringtiefe über den gesamten Temperaturbereich voraus. Während bei niedrigen Temperaturen die Eindringtiefe deutlich unterschätzt wird, stimmt das Modell von Chen und Li bei einer homologen Temperatur von $0,95 T/T_S$ gut mit den Messwerten überein. Eine Erklärung hierfür mag die Änderung des Werkstoffverhaltens abgeben. Während bei einer Bestzahl $BZ = 10$ noch von einer ausgeprägten plastischen Verformung des Grundmaterials ausgegangen wird, führen höhere Geschwindigkeiten oder ein geringerer Materialwiderstand zu hydrodynamischen Deformationsmechanismen [59]. Diese Mechanismen werden in der Ballistik erfolgreich mit Kavitäts-Expansions-Modellen abgebildet. Diese Überlegung liegt dem Modell von Chen und Li zugrunde.

Die Best-Zahl in Abhängigkeit der Prozesstemperatur ist in Abbildung 7.10 mit aufgeführt. Während die Bestzahl bei der Prozesstemperatur von $0,8 T/T_S$ und einer Partikelgeschwindigkeit von 193 m s^{-1} mit knapp 20 noch relativ nahe an der Grenze liegt, steigt die Bestzahl durch einen geringeren Werkstoffwiderstand bei hohen Prozesstemperaturen sukzessive an. Für die höchste homologe Temperatur ($0,95 T/T_S$) ergibt sich ein Wert von 147 für die Bestzahl und folglich ein fließender Übergang von plastischen zu hydrodynamischen Deformationsmechanismen.

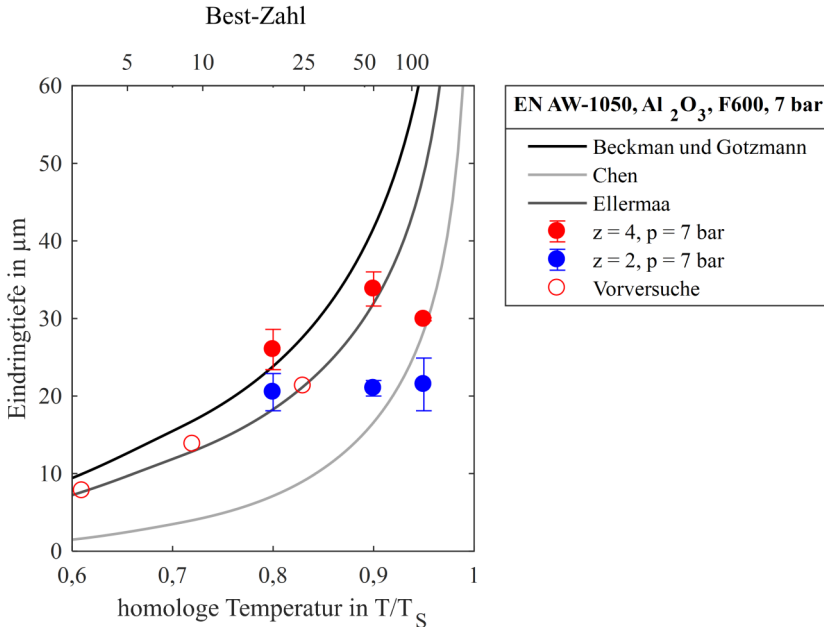


Abbildung 7.10: Abgleich der verschiedenen Modelle zur Beschreibung der Eindringtiefe beim Verbundstrahlen für die Legierung EN AW-1050.

Für die Legierung EN AW-6082 ergeben sich durch die höheren mechanischen Kennwerte niedrigere Bestzahlen, wie Abbildung 7.11 zeigt. Für eine homologe Prozesstemperatur von $0,95 T/T_S$ liegt die Bestzahl mit knapp 20 deutlich unterhalb derer bei der Legierung EN AW-1050. Die Modelle von Beckmann und Gotzmann überschätzen zwar bei dieser Temperatur die Eindringtiefe leicht, das Kavitäts-Expansions-Modell von Chen und Li gibt hingegen eine zu geringe Eindringtiefe aus. Daraus folgt der Schluss, dass im Übergangsbereich ab einer Bestzahl von $BZ = 10$ eine Überlagerung sowohl plastischer als auch hydrodynamischer Mechanismen vorliegen mag.

Für einen niedrigeren Prozessdruck von 4 bar reduziert sich durch die geringere Partikelgeschwindigkeit die zugehörige Bestzahl. Hier ist bei der höchsten

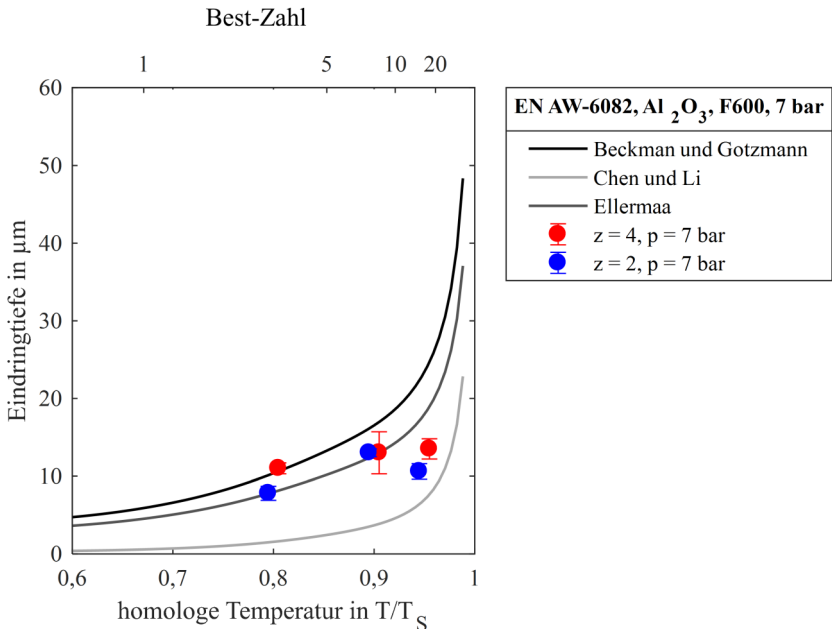


Abbildung 7.11: Abgleich der verschiedenen Modelle zur Beschreibung der Eindringtiefe beim Verbundstrahlen für die Legierung EN AW-6082.

Prozesstemperatur mit einer Bestzahl von $BZ \approx 10$ das plastische Verhalten dominant. Dementsprechend fällt die Abschätzung der Eindringtiefe nach dem Kavitäts-Expansions-Modell von Chen und Li zu niedrig aus, während die beiden Modelle aus dem Bereich des Strahlverschleißes nahe an den gemessenen Werten liegen.

Eine weitere Schwierigkeit ist die Bewertung der Prozesstemperatur an sich. Bei einem Strahlrdruck von 7 bar kühlt der Verbundstrahlprozess bei hohen Prozesstemperaturen das Strahlgut um bis zu 120 K ab. Dadurch steigen die mechanischen Kennwerte des Grundmaterials und folglich sinkt die maximale Eindringtiefe der Strahlpartikel. Durch eine Überstrahlung des Grundmaterials von zwei Seiten ist es möglich, diese Abkühlung zu halbieren. Dennoch

kann es aufgrund der Temperaturabkühlung dazu führen, dass die Modelle die Eindringtiefe gerade bei hohen Prozesstemperaturen leicht überschätzen. Bei niedrigeren Temperaturen fällt die Abkühlung aufgrund der kleineren Temperaturdifferenz zwangsläufig geringer aus. Weiterhin nimmt die Sensitivität der Modelle auf den Werkstoffwiderstand aufgrund kleinerer relativer Änderungen ab.

Letztendlich lässt sich zusammenfassen, dass Modelle vorhanden sind, die die Eindringtiefe von Strahlpartikeln in metallischen Grundmaterialien qualitativ abschätzen können. Die Übereinstimmung beim Verbundstrahlprozess liegt gegenüber den Literaturwerten aus dem Bereich des Strahlverschleißes noch einmal höher. Für hohe Geschwindigkeiten und Prozesstemperaturen scheinen hydrodynamische Mechanismen das Eindringen der Strahlpartikel beschreiben zu können. Bei geringeren Geschwindigkeiten und einem größeren mechanischen Widerstand stimmt die Annahme eines ideal plastischen Werkstoffverhaltens in den Modellen von Beckmann und Gotzmann sowie Ellermaa besser mit dem Eindringverhalten beim Verbundstrahlen überein.

7.3 Mechanische Eigenschaften

7.3.1 Biegeversuche

Der Einfluss des Verbundstrahlens auf die mechanischen Kennwerte beim Biegeversuch ist marginal, wie die Ergebnisse aus Kapitel 6.4 zeigen. Im Fall der Legierung EN AW-1050 steigt die Steifigkeit nach dem Verbundstrahlen und Festwalzen leicht gegenüber den festgewalzten Referenzprobekörpern an. Eine signifikante Abhängigkeit von den Strahlparametern ist aber nicht nachweisbar. Eine theoretische Abschätzung des effektiven E-Moduls bei Biegebelastung durch eine verbundgestrahlte Oberfläche ist durch die Kombination einer Mischungsregel und den Satz von Steiner möglich. Für partikelverstärkte Verbunde hat sich das Hill-Modell als Mischungsregel zur Bestimmung des E-Moduls

etabliert [158]. Die Annahme einer Eindringtiefe von $20\ \mu\text{m}$ und einer linearen Abnahme des Al_2O_3 -Anteil von 100 % auf 0 %, wie nach Abbildung 6.20 näherungsweise vorliegt, führt nach Hill zu einer definierten Reduktion des E-Moduls von knapp 400 GPa für Al_2O_3 auf 67,2 GPa für das Grundmaterial aus Aluminium. Abbildung 7.12 stellt diesen Sachverhalt grafisch dar.

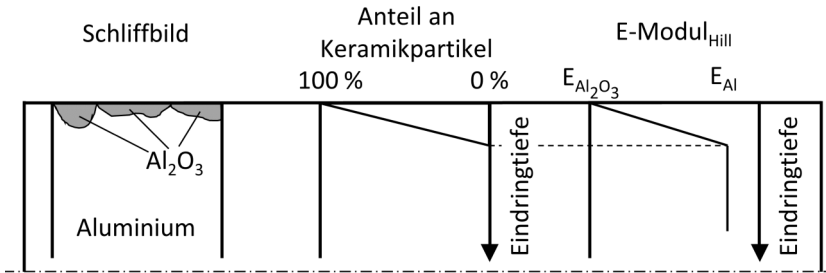


Abbildung 7.12: Einfluss der Eindringtiefe der Keramikpartikel auf die Steifigkeit der verbundgestrahlten Oberfläche.

In Kombination mit den Steiner'schen Anteilen ergibt sich aus dieser Annahme ein effektiver E-Modul für eine Biegebeanspruchung von knapp 75 GPa. Die gemessenen Steifigkeiten im Biegeversuch der verbundgestrahlten Aluminiumlegierung EN AW-1050 (siehe Abbildung 6.30) liegen mit maximal 73,3 GPa geringfügig unterhalb der theoretischen Abschätzung. Diese geringfügige Abweichung mag an der unregelmäßigen Dicke der Partikelgebiete liegen. Auch zeigen die Untersuchungen der Mikrostruktur, dass in den Partikelgebieten Risse und Poren auftreten, die eine Reduktion der mechanischen Eigenschaften zur Folge haben können. Zusätzlich ist davon auszugehen, dass durch die Gräben in der Oberflächenstruktur mit Kerbwirkung und einer damit einhergehenden Reduzierung der mechanischen Eigenschaften zu rechnen ist. Hohe homologe Prozesstemperaturen führen zu einer leichten Steigerung der Dehngrenze. Durch eine Eindringtiefe von maximal $23,3\ \mu\text{m}$ fällt dieser Effekt

allerdings mit einem Anstieg um 12 % gegenüber der ausschließlich festgewalzten Probekörper relativ gering aus.

Die Eindringtiefe bei der Legierung EN AW-6082 fällt durch die gesteigerten mechanischen Kennwerte bei höheren Temperaturen geringer aus als bei der Legierung EN AW-1050. Im Mittel liegt die Eindringtiefe der Al_2O_3 -Partikel bei der Aluminiumlegierung EN AW-6082 mit $13,3\ \mu\text{m}$ knapp $7\ \mu\text{m}$ unterhalb der Eindringtiefe der Partikel bei der Legierung EN AW-1050. Daraus resultiert auch ein geringerer Einfluss der verbundgestrahlten Oberfläche auf die mechanischen Kennwerte, wie die Ergebnisse der Biegeversuche in Abbildung 6.31 zeigen. Statt einer Zunahme des E-Moduls ist in diesem Fall eine leichte Reduktion der mechanischen Kennwerte festzustellen. Der Grund für diese Abnahme ist nicht eindeutig zuordenbar. Nach der oben beschriebenen Abschätzung sollte auch bei kleineren Eindringtiefen eine geringfügige Steigerung der Steifigkeit durch eine verbundgestrahlte Oberfläche auftreten. Möglicherweise verhindert die unregelmäßige Verteilung der Partikelgebiete in Kombination mit Rissen und Poren eine Steigerung der mechanischen Kennwerte. Eine weiterer Punkt, der die Reduktion des E-Moduls zur Folge haben könnte, ist die leicht gesteigerte Rauheit R_z der verbundgestrahlten und festgewalzten Probekörper gegenüber dem festgewalzten Referenzzustand von $1,7\ \mu\text{m}$ bis $4,3\ \mu\text{m}$. Durch die beidseitige Bearbeitung der Probekörperoberfläche und der relativ geringen Probekörperdicke von 2 mm kann dieser Punkt zu einer leichten Reduktion der gemessenen Steifigkeit beitragen. Die Tendenz, dass eine höhere Strahlintensität und damit eine rauere Probekörperoberfläche zu einer leicht geringeren Steifigkeit führt, ist auch bei Verwendung von Strahlpartikeln aus WC und SiC vorhanden (vgl. Abbildung 6.32).

Bei erhöhter Prüftemperatur zeigt sich kein signifikanter Einfluss des Verbundstrahlens auf die mechanischen Kennwerte der Legierung EN AW-6082. Die maximale Eindringtiefe bei dieser Legierung ist mit $16,2\ \mu\text{m}$ zu gering, um die Dehngrenze zu steigern. Zusätzlich sind die mechanischen Kennwerte der Legierung EN AW-6082 auch bei einer Prüftemperatur von $200\ ^\circ\text{C}$ höher als

bei der Legierung EN AW-1050. Ein Verstärkungseffekt der Keramikpartikel würde bei gleicher Eindringtiefe entsprechend geringer ausfallen.

7.3.2 Wechselbiegeversuche

Durch das Verbundstrahlen verringert sich die Langzeitfestigkeit der Legierung EN AW-6082 geringfügig von 157 MPa auf 143 MPa. Diese Reduktion liegt zum einen an der gesteigerten Oberflächenrauheit, die selbst nach dem abschließenden Festwalzen vorliegt. Zum anderen an den eingebetteten Keramikfragmenten, die eine gewisse Kerbwirkung besitzen. Die Reduktion der Schwingfestigkeit einer partikelbehafteten Oberfläche wird auch in der Literatur diskutiert. Steckengebliebene Strahlpartikel führen bei Dentalimplantaten aus Ti6AlV4 zu einer verringerten Lebensdauer [2]. Rivero et al. [159] beobachteten ebenfalls eingebettete Strahlpartikel in Inconel 718 nach Wasserstrahlschneiden und machten die fragmentierten Partikel für die Reduktion der Lebensdauer verantwortlich. Die Wechselfestigkeit betrug in Fall von eingebetteten Partikel bei einer Lastspielzahl von 10^7 ungefähr 325 MPa und damit rund 30 % weniger als beim Referenzmaterial mit einer Wechselfestigkeit von 475 MPa. Gegenüber dieser Studie beeinträchtigt die verbundgestrahlte Oberfläche die Wechselfestigkeit deutlich geringer.

7.4 Tribologische Eigenschaften

Die Ergebnisse der tribologischen Untersuchungen aus Kapitel 6.6 zeigen, dass die Keramikpartikel an der Oberfläche des Aluminiumgrundmaterials einen erheblichen Einfluss auf die tribologischen Eigenschaften besitzen. Durch die harten Keramikpartikel verbunden mit einer gesteigerten Rauheit steigt der Reibwert deutlich an. Während die konsekutive Wärmebehandlung und das Festwalzen der verbundgestrahlten Oberfläche bei den Pin-on-disk Versuchen

zu einem ähnlichen Reibwert beim Referenzmaterial führt, liegt der Reibwert bei reversierendem Gleitverschleiß bei den verbundgestrahlten Probekörpern annähernd viermal so hoch.

Eine Steigerung des Reibwerts beobachten auch Ripoll et al. bei gleicher Untersuchungsmethode unter anderem an EN AW-6060 mit eingehämmerten WC-Partikeln [44]. Durch eine steigende WC-Partikelgröße bis 4 µm erhöht sich der Reibwert von ausgehend 0,13 auf 0,2. Eine Steigerung der Partikelgröße führt aufgrund einer Fragmentierung der Partikel beim maschinellen Oberflächenhämmern laut den Autoren zu keiner weiteren Steigerung des Reibwerts.

Durch die keramikbesetzte Oberfläche steigt neben dem Reibwert auch die Verschleißfestigkeit von verbundgestrahltem Aluminium. Die Verschleißtiefe konnte über die Versuchsdauer annähernd um die Hälfte reduziert werden. Die mikroskopischen Untersuchungen führen weiterhin zu dem Schluss, dass die Verschleißtiefe weniger durch den Abrieb der verbundgestrahlten Oberfläche als durch den des 100Cr6 Gegenkörpers resultiert. Als Beleg ist hier der Übertrag des Gegenkörpers auf den verbundgestrahlten Probekörper aufzuführen.

Ähnliche Ergebnisse weisen auch die Untersuchungen von Rodriguez Ripoll et al. [44] auf. Durch die WC-Partikel an der Oberfläche verschleißt in erster Linie der Gegenkörper aus 100Cr6. Eisenhaltige Bereiche, die nach der Verschleißprüfung auf der partikelbesetzten Oberfläche zu finden sind, bestätigen diese Ergebnisse.

8 Zusammenfassung

Mit dem Verbundstrahlen konnten im Rahmen dieser Arbeit keramische Strahlpartikel bis zu $40\ \mu\text{m}$ in Probekörper aus Aluminiumlegierungen eingebracht werden. Die Eindringtiefe ist dabei von mehreren Faktoren abhängig. Ein geringer Widerstand gegen Eindringen durch die Erweichung des Grundmaterials bei hohen homologen Temperaturen ist genauso entscheidend wie die kinetische Energie der Strahlpartikel. Weiterhin beeinflusst die Form der Strahlpartikel das Eindringverhalten.

Modelle aus den Bereichen des Strahlverschleißes und der Ballistik können die Eindringtiefe für das Verbundstrahlen qualitativ stückweise abbilden. Bei niedrigeren Temperaturen und Geschwindigkeiten erklären die Modelle aus dem Bereich des Strahlverschleißes durch die Annahme eines elastisch-plastischen Materialmodells die Eindringtiefe am besten. Der Wechsel zu hohen homologen Temperaturen und demnach geringeren mechanischen Kennwerten des Strahlguts führt dazu, dass sich das Grundmaterial beim Aufprall wie ein Fluid verhält. Folglich führt die Beschreibung der Eindringtiefe über einen dynamischen Kavitäts-Expansions Ansatz zu besser übereinstimmenden Werten.

Der vielfache Aufprall der Strahlpartikel auf der Aluminiumoberfläche hinterlässt eine Hügel-Tal-Struktur, wie sie auch oft bei Strahlverschleißuntersuchungen dokumentiert ist. Nanoskalige Fragmente der Keramikpartikel befinden sich vor allem in den Tälern. Zwischen den Fragmenten der Al_2O_3 -Partikel konnte keine metallische Phase gefunden werden, die die Integrität der Struktur erklären würde. Vielmehr scheint eine Art Kaltverschweißung, hervorgerufen durch die massive plastische Verformung der Keramikpartikel, vorzuliegen.

Durch die Nachbehandlung „Festwalzen“ konnte die durch das Verbundstrahlen raue Oberfläche eingeebnet werden. Die ehemaligen Hügel werden über die Täler geschoben, welche als vergleichsweise schmale Gräben an der Oberfläche verbleiben.

Der Einfluss der Keramikschicht auf die mechanischen Kennwerte stellt sich als gering heraus. Im Fall der technisch reinen Legierung konnte eine geringfügige Steigerung der Dehngrenze beobachtet werden. Die Eigenschaften der Legierung EN AW-6082 konnten auch bei hohen Temperaturen nicht verbessert werden. Die Schwingfestigkeit nimmt durch die rauere Oberfläche und die eingebrachten Keramikpartikel leicht ab.

Das größte Potential hinsichtlich eines Einsatzgebiets stellt zweifelsohne die gesteigerte Verschleißbeständigkeit der verbundgestrahlten Oberfläche dar. Für den Fall, dass der Abrieb des Gegenkörpers zweitrangig ist oder eine ähnliche Abrasionsbeständigkeit wie die Keramikpartikel besitzt, ist eine deutliche Verschleißreduzierung bei einem weichen Grundmaterial wie Aluminium denkbar.

Eigene Publikationen

Nachfolgend ist eine chronologische Liste an Publikationen aufgeführt, die im Rahmen dieser Arbeit mit Beteiligung des Autors entstanden sind. Verweise auf diese Publikationen wurden mit † in der vorliegenden Arbeit markiert. Die Publikationen sind zusätzlich im Literaturverzeichnis aufgeführt.

- [4] SEITZ, M.; REEB, A.; KLUMPP, A.; WEIDENMANN, K. A.: Composite Peening - A Novel Processing Technology for Graded Reinforced Aluminium Matrix Composites. In: *Key Engineering Materials* 742 (2017), S. 137–144
- [133] SEITZ, M.; WEIDENMANN, K. A.: Influence of the Process Parameters on the Penetration Depth of the Reinforcing Phase during Composite Peening for the Production of Functionally Graded Metal Matrix Composites. In: *Key Engineering Materials* 809 (2019), S. 73–78
- [146] SEITZ, M.; WEIDENMANN, K. A.: Mechanical Investigations on Composite Peened Aluminium. In: ITOH, S. (Hrsg.); SHUKLA, S. (Hrsg.): *Advanced Surface Enhancement*. Singapore: Springer Singapore, 2020, S. 10–18
- [141] SEITZ, M.; KARCH, L.; WEIDENMANN, K. A.: Preparation Methods for Electron-Scanning and Light-Microscopic Analysis of Composite Peened Aluminium-Alumina Particle Composites. In: *Practical Metallography* 57 (2020), Nr. 8, S. 536–544

- [147] SEITZ, M.; DÜRRSCHNABEL, M.; KAUFFMANN, A.; KURPIERS, C.; GREINER, C.; WEIDENMANN, K. A.: Characterization of the Microstructure After Composite Peening of Aluminum. In: *Advanced Engineering Materials* (2020), S. 2000575 (1–8)

Weitere Veröffentlichungen:

- [160] SEITZ, M.; HOFFMANN, J.; RIETH, M.; MARGRAF, P.; SENN, R.; KLIMENKOV, M.; LINDAU, R.; BAUMGÄRTNER, S.; JÄNTSCH, U.; FRANKE, P.; MÖSLANG, A.: Assessment of industrial nitriding processes for fusion steel applications. In: *Nuclear Materials and Energy* 13 (2017), S. 90–98
- [161] HUETHER, J.; ESSE, D.; RUPP, P.; SEITZ, M.; WEIDENMANN, K. A.: Enhanced strain and stiffness evaluation of virgin and recycled single carbon fibres by means of one-dimensional digital image correlation. In: *Measurement Science and Technology* 30 (2019), Nr. 3, S. 035201

Angeleitete studentische Arbeiten

Nachfolgend sind alle studentischen Arbeiten, die im Rahmen der wissenschaftlichen Arbeit vom Autor betreut wurden, aufgeführt. Ergebnisse dieser Arbeiten wurden in der vorliegenden Arbeit gekennzeichnet. Die Publikationen sind zusätzlich im Literaturverzeichnis aufgeführt.

- [134] SCHERR, T.: *Einfluss der Verbundstrahlparameter auf die Prozess-temperatur und Eindringtiefe*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2018
- [140] KARCH, L.: *Parameterstudie zur Charakterisierung der Eindringtiefe und metallografische Präparation von verbundgestrahltem Aluminium EN AW-1050*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2018
- [152] GÜNTHER, E.: *Tribologische Eigenschaften von verbundgestrahltem Aluminium*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Masterarbeit (nicht veröffentlicht), 2018
- [162] STRANSKY, M.: *Untersuchung von Längspressnähten in Strangpressprofilen*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2019
- [163] ZEEB, G.: *Mechanische Charakterisierung von verbundgestrahltem Aluminium*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2019

- [164] FLACHMANN, M.: *Bestimmung des Korrosionswiderstandes von verbundgestrahltem Aluminium*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2020

Literaturverzeichnis

- [1] VERPOORT, C. M.; GERDES, C.: Influence of shot peening on material properties and the controlled shot peening of turbine blades. In: *Metal Behaviour and Surface Engineering, IITT-International* (1989), S. 11–70
- [2] SHEMTOV-YONA, K.; RITTEL, D.; DOROGOY, A.: Mechanical assessment of grit blasting surface treatments of dental implants. In: *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials* 39 (2014), S. 375–390
- [3] ANDO, M.; KITANO, H.; USAMI, H.; ENDO, T.: Applicability of fine particle peening on surface modification of aluminum alloy. In: TOSHA, K. (Hrsg.): *Proceedings of the 10th International Conference on Shot Peening*. Tokyo, 2008, S. 223–227
- [4] SEITZ, M.; REEB, A.; KLUMPP, A.; WEIDENMANN, K. A.: Composite Peening - A Novel Processing Technology for Graded Reinforced Aluminium Matrix Composites. In: *Key Engineering Materials* 742 (2017), S. 137–144
- [5] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN 8580: Fertigungsverfahren*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, September 2003
- [6] WOHLFAHRT, H.; KRULL, P.: Übersicht über die mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren. In: WOHLFAHRT, H. (Hrsg.); KRULL, P. (Hrsg.): *Mechanische Oberflächenbehandlungen*. Weinheim: Wiley-VCH, 2000, S. 1–27

- [7] SCHULZE, V.: *Modern mechanical surface treatment: States, stability, effects*. Weinheim: Wiley-VCH, 2006
- [8] KLUMPP, A.; HOFFMEISTER, J.; SCHULZE, V.: Mechanical Surface Treatments. In: WAGNER, L. (Hrsg.): *Proceedings of the 12th International Conference on Shot Peening*. Goslar, 2014, S. 12–24
- [9] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN 8200: Strahlverfahrenstechnik*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, Oktober 1982
- [10] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 11124-1: Vorbereitung von Stahloberflächen vor dem Auftragen von Beschichtungsstoffen - Anforderungen an metallische Strahlmittel – Teil 1: Allgemeine Einleitung und Einteilung*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, Dezember 2018
- [11] WOHLFAHRT, H.: The Influence of Peening Conditions on the Resulting Distribution of Residual Stress. In: FUCHS, H. O. (Hrsg.): *Second International Conference on Shot Peening*. Paramus, New Jersey: The American Shot Peening Society, 1984, S. 316–331
- [12] KIRK, D.: Coverage Variability. In: *The Shot Peener* (2017), Nr. 1, S. 26–34
- [13] UNITED STATES MILITARY STANDARD: *MIL-S 13165C: Shot Peening of Metal Parts*. Watertown: US Army Laboratory Command, Materials Technology Laboratory, Juni 1989
- [14] KIRK, D.: Shot peening. In: *Aircraft Engineering and Aerospace Technology* 71 (1999), Nr. 4, S. 349–361
- [15] OGURI, K.: Fatigue life enhancement of aluminum alloy for aircraft by Fine Particle Shot Peening (FPSP). In: *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011), Nr. 8, S. 1395–1399

- [16] KAMEYAMA, Y.; KOMOTORI, J.: Effect of micro ploughing during fine particle peening process on the microstructure of metallic materials. In: *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009), Nr. 20, S. 6146–6155
- [17] HORSCH, C.; SCHULZE, V.; LÖHE, D.: Deburring and surface conditioning of micro milled structures by micro peening and ultrasonic wet peening. In: *Microsystem Technologies* 12 (2006), Nr. 7, S. 691–696
- [18] KIENZLER, A.; OKOLO, B.; SCHULZE, V.; WANNER, A.; LÖHE, D.: A Reliable Tool for the Improvement of Micro Powder Injection Moulds Made of Steel. In: *Advanced Engineering Materials* 10 (2008), Nr. 7, S. 661–665
- [19] ITO, T.; KIKUCHI, S.; HIROTA, Y. O.; SASAGO, A.; KOMOTORI, J.: Analysis of pneumatic fine particle peening process by using a high-speed-camera. In: *International Journal of Modern Physics B* 24 (2010), Nr. 15-16, S. 3047–3052
- [20] WEINGÄRTNER, R.; HOFFMEISTER, J.; SCHULZE, V.: Mechanische Oberflächenbearbeitung durch Mikrostrahlen. In: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 70 (2015), Nr. 2, S. 59–65
- [21] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE E.V.: *VDI 3177: Oberflächen-Feinwalzen*. Düsseldorf: VDI-Verlag GmbH, März 1963
- [22] KLOCKE, F.; MADER, S.: Fundamentals of the Deep Rolling of Compressor Blades for Turbo Aircraft Engines. In: *steel research international* 76 (2005), Nr. 2-3, S. 229–235
- [23] ALTENBERGER, I.: Deep rolling - the past, the present and the future. In: SCHULZE, V. (Hrsg.); NIKU-LARI, A. (Hrsg.): *Proceedings of the 9th International Conference on Shot Peening*. Marne la Vallee, 2005, S. 144–155

- [24] BERSTEIN, G.; FUCHSBAUER, B.: Festwalzen und Schwingfestigkeit. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 13 (1982), Nr. 3, S. 103–109
- [25] HASSAN, A. M.; MOMANI, A. M.: Further improvements in some properties of shot peened components using the burnishing process. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 40 (2000), Nr. 12, S. 1775–1786
- [26] SCHOLTES, B.; MACHERAUCH, E.: Auswirkungen mechanischer Randschichtverformungen auf das Festigkeitsverhalten metallischer Werkstoffe. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 77 (1986), Nr. 5, S. 322–337
- [27] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN 4760: Gestaltabweichung: Begriffe*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, Juni 1982
- [28] LIENERT, F.: *Bauteiloptimierung mittels Piezopeening - Auswirkungen auf den Randschichtzustand und die Schwingfestigkeit von 42CrMo4 V450*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Dissertation, 2017
- [29] WOHLFAHRT, H.: Ein Modell zur Vorhersage kugelstrahlbedingter Eigenspannungszustände. In: MACHERAUCH, E. (Hrsg.); HAUK, V. (Hrsg.): *Eigenspannungen: Entstehung-Messung-Bewertung*. Oberursel: DGM Informationsgesellschaft Verlag, 1983, S. 301–319
- [30] VÖHRINGER, O.: Changes in the State of the Material by Shot Peening. In: WOHLFAHRT, H. (Hrsg.): *Proceedings of the 3rd International Conference on Shot Peening*. Garmisch-Patenkirchen, 1987, S. 185–204
- [31] ALBREKTSSON, T.; BRÄNEMARK, P. I.; HANSSON, H. A.; LINDSTRÖM, J.: Osseointegrated titanium implants. Requirements for ensuring a long-lasting, direct bone-to-implant anchorage in man. In: *Acta orthopaedica Scandinavica* 52 (1981), Nr. 2, S. 155–170

- [32] BUSER, D.; SCHENK, R. K.; STEINEMANN, S.; FIORELLINI, J. P.; FOX, C. H.; STICH, H.: Influence of surface characteristics on bone integration of titanium implants. A histomorphometric study in miniature pigs. In: *Journal of biomedical materials research* 25 (1991), Nr. 7, S. 889–902
- [33] LIEBLICH, M.; BARRIUSO, S.; IBÁÑEZ, J.; LARA, L. Ruiz-de; DÍAZ, M.; OCAÑA, J. L.; ALBERDI, A.; GONZÁLEZ-CARRASCO, J. L.: On the fatigue behavior of medical Ti6Al4V roughened by grit blasting and abrasiveless waterjet peening. In: *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials* 63 (2016), S. 390–398
- [34] BARRIUSO, S.; CHAO, J.; JIMÉNEZ, J. A.; GARCÍA, S.; GONZÁLEZ-CARRASCO, J. L.: Fatigue behavior of Ti6Al4V and 316 LVM blasted with ceramic particles of interest for medical devices. In: *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials* 30 (2014), S. 30–40
- [35] LOPEZ-RUIZ, P.; GARCIA-BLANCO, M. B.; VARA, G.; FERNÁNDEZ-PARIENTE, I.; GUAGLIANO, M.; BAGHERIFARD, S.: Obtaining tailored surface characteristics by combining shot peening and electropolishing on 316L stainless steel. In: *Applied Surface Science* 492 (2019), S. 1–7
- [36] AVCU, E.: Surface Properties of AA7075 Aluminium Alloy Shot Peened under Different Peening Parameters. In: *Acta Materialia Turcica* 1 (2017), Nr. 1, S. 3–10
- [37] KAMEYAMA, Y.; KOMOTORI, J.: Effect of Fine Particle Peening (FPP) Conditions on Microstructural Characteristics of Ti-6Al-4V Alloy. In: *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering* 2 (2008), Nr. 10, S. 1338–1347

- [38] BOUD, F.; CARPENTER, C.; FOLKES, J.; SHIPWAY, P. H.: Abrasive waterjet cutting of a titanium alloy: The influence of abrasive morphology and mechanical properties on workpiece grit embedment and cut quality. In: *Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010), Nr. 15, S. 2197–2205
- [39] MARUYAMA, T.; AKAGI, K.; KOBAYASHI, T.: Effects of Blasting Parameters on Removability of Residual Grit. In: *Journal of Thermal Spray Technology* 15 (2006), Nr. 4, S. 817–821
- [40] AROLA, D.; HALL, C. L.: Parametric Effects on Particle Deposition in Abrasive Waterjet Surface Treatments. In: *Machining Science and Technology* 8 (2004), Nr. 2, S. 171–192
- [41] FOWLER, G.; SHIPWAY, P. H.; PASHBY, I. R.: A technical note on grit embedment following abrasive water-jet milling of a titanium alloy. In: *Journal of Materials Processing Technology* 159 (2005), Nr. 3, S. 356–368
- [42] SHIPWAY, P. H.; FOWLER, G.; PASHBY, I. R.: Characteristics of the surface of a titanium alloy following milling with abrasive waterjets. In: *Wear* 258 (2005), Nr. 1-4, S. 123–132
- [43] RODRÍGUEZ RIPOLL, M.; HEINDL, F.; LECHNER, C.; HABERSOHN, C.; JECH, M.; BLEICHER, F.: Improving wear resistance of functional surfaces using the machine hammer peening technique. In: *Tribology - Materials, Surfaces & Interfaces* 8 (2014), Nr. 1, S. 21–26
- [44] RODRÍGUEZ RIPOLL, M.; HEINDL, F.; LECHNER, C.; TOTOLIN, V.; JECH, M.; BLEICHER, F.: Enhanced Sliding Wear Resistance of Technical Alloys by Hard Particle Reinforcement Using Machine Hammer Peening. In: *Tribology Transactions* 60 (2017), Nr. 3, S. 479–789

- [45] BLEICHER, F.; LECHNER, C.; HABERSOHN, C.; OBERMAIR, M.; HEINDL, F.; RODRIGUEZ RIPOLL, M.: Improving the tribological characteristics of tool and mould surfaces by machine hammer peening. In: *CIRP Annals* 62 (2013), Nr. 1, S. 239–242
- [46] SOMMER, K.; HEINZ, R.; SCHÖFER, J.: *Verschleiß metallischer Werkstoffe: Erscheinungsformen sicher beurteilen*. 1. Aufl. Wiesbaden: Vieweg+Teubner (GWV), 2010
- [47] UETZ, H.; GROSS, K.-J.: Strahlverschleiß. In: UETZ, H. (Hrsg.); BERNDGEN, W. (Hrsg.): *Abrasion und Erosion*. München: Hanser, 1986, S. 236–278
- [48] KLEIS, I.; KULU, P.: *Solid Particle Erosion: Occurrence, Prediction and Control*. London: Springer-Verlag London Limited, 2008
- [49] CZICHOS, H.; HABIG, K.-H.: *Tribologie-Handbuch: Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*. 4., vollst. überarb. u. erw. Aufl. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2015
- [50] WAHL, H.; HARTENSTEIN, F.: *Strahlverschleiß: Zusammenfassende Darstellung heutiger Erkenntnisse und praktischer Abwehrmethoden*. Stuttgart: Franckh'sche Verlagshandlung, Abt. Technik, 1946
- [51] GARY, M.: Versuche mit dem Sandstrahlgebläse. In: *Mitteilungen aus dem Königlichen Materialprüfungsamt zu Groß-Lichterfelde-West* 22 (1904), Nr. 3, S. 103–123
- [52] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN 50332: Strahlverschleiß-Prüfung*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, Januar 1989
- [53] NEILSON, J. H.; GILCHRIST, A.: Erosion by a stream of solid particles. In: *Wear* 11 (1968), Nr. 2, S. 111–122

- [54] IVES, L. K.; RUFF, A. W.: Electron Microscopy Study of Erosion Damage in Copper. In: ADLER, W. F. (Hrsg.): *Erosion: prevention and useful applications*. Philadelphia: ASTM International, 1979, S. 5–35
- [55] BROWN, R.; KOSCO, S.; JUN, E. J.: The effect of particle shape and size on erosion of aluminum alloy 1100 at 90° impact angles. In: *Wear* 88 (1983), Nr. 2, S. 181–193
- [56] DOYLE, P. A.; LEVY, A. V.: *The elevated temperature erosion of 1100-O Aluminum by a gas-particle stream*. Bd. 7327. Berkeley, California: Materials and Molecular Research Division, Lawrence Berkeley Laboratory, 1978
- [57] JOHNSON, W.: *Impact strength of materials*. London: Arnold, 1972
- [58] HUTCHINGS, I. M.: Mechanisms of the Erosion of Metals by Solid Particles. In: ADLER, W. F. (Hrsg.): *Erosion: prevention and useful applications*. Philadelphia: ASTM International, 1979, S. 59–76
- [59] SUNDARARAJAN, G.; SHEWMON, P. G.: The oblique impact of a hard ball against ductile, semi-infinite target materials—experiment and analysis. In: *International Journal of Impact Engineering* 6 (1987), Nr. 1, S. 3–22
- [60] BACKMAN, M. E.; GOLDSMITH, W.: The mechanics of penetration of projectiles into targets. In: *International Journal of Engineering Science* 16 (1978), Nr. 1, S. 1–99
- [61] HADAVI, V.; MORENO, C. E.; PAPINI, M.: Numerical and experimental analysis of particle fracture during solid particle erosion, part I: Modeling and experimental verification. In: *Wear* 356-357 (2016), S. 135–145
- [62] HADAVI, V.; MORENO, C. E.; PAPINI, M.: Numerical and experimental analysis of particle fracture during solid particle erosion,

- Part II: Effect of incident angle, velocity and abrasive size. In: *Wear* 356-357 (2016), S. 146–157
- [63] HUTCHINGS, I. M.; LEVY, A. V.: Thermal effects in the erosion of ductile metals. In: *Wear* 131 (1989), Nr. 1, S. 105–121
- [64] RICKERBY, D. G.; MACMILLAN, N. H.: The erosion of aluminum by solid particle impingement at normal incidence. In: *Wear* 60 (1980), Nr. 2, S. 369–382
- [65] BROWN, R.; EDINGTON, J. W.: Erosion of copper single crystals under conditions of 90° impact. In: *Wear* 69 (1981), Nr. 3, S. 369–382
- [66] LEVY, A. V.: *The platelet mechanism of erosion of ductile metals*. Bd. 15240. Berkeley, California: Materials and Molecular Research Division, Lawrence Berkeley Laboratory, 1982
- [67] SÖDERBERG, S.; HOGMARK, S.; ENGMAN, U.; SWAHN, H.: Erosion classification of materials using a centrifugal erosion tester. In: *Tribology International* 14 (1981), Nr. 6, S. 333–343
- [68] CHRISTMAN, T.; SHEWMON, P. G.: Adiabatic shear localization and erosion of strong aluminum alloys. In: *Wear* 54 (1979), Nr. 1, S. 145–155
- [69] BROWN, R.; JUN, E. J.; EDINGTON, J. W.: Erosion of alpha-Fe by spherical glass particles. In: *Wear* 70 (1981), Nr. 3, S. 347–363
- [70] HARSHA, A. P.; BHASKAR, D. K.: Solid particle erosion behaviour of ferrous and non-ferrous materials and correlation of erosion data with erosion models. In: *Materials & Design* 29 (2008), Nr. 9, S. 1745–1754
- [71] HASSANI-GANGARAJ, M.; VEYSSET, D.; NELSON, K. A.; SCHUH, C. A.: Melt-driven erosion in microparticle impact. In: *Nature communications* 9 (2018), Nr. 1, S. 5077

- [72] LEVY, A. V.: *Solid Particle Erosion and Erosion-Corrosion of Materials*. 1. Aufl. Materials Park, Ohio: ASM International, 1995
- [73] TILLY, G. P.: Sand erosion of metals and plastics: A brief review. In: *Wear* 14 (1969), Nr. 4, S. 241–248
- [74] WADA, S.: Effects of Hardness and Fracture Toughness of Target Materials and Impact Particles on Erosion of Ceramic Materials. In: *Key Engineering Materials* 71 (1992), S. 51–74
- [75] BOUSSER, E.; MARTINU, L.; KLEMBERG-SAPIEHA, J. E.: Solid particle erosion mechanisms of protective coatings for aerospace applications. In: *Surface and Coatings Technology* 257 (2014), S. 165–181
- [76] SLIKKERVEER, P. J.; VELD, H. i.; VERSPUI, M.; WITH, B.; REEFMAN, D.: Alumina Particle Degradation during Solid Particle Impact on Glass. In: *Journal of the American Ceramic Society* 83 (2000), Nr. 9, S. 2263–2266
- [77] SHIPWAY, P. H.; HUTCHINGS, I. M.: The role of particle properties in the erosion of brittle materials. In: *Wear* 193 (1996), Nr. 1, S. 105–113
- [78] SHIPWAY, P. H.; HUTCHINGS, I. M.: The influence of particle properties on the erosive wear of sintered boron carbide. In: *Wear* 149 (1991), Nr. 1-2, S. 85–98
- [79] CELOTTA, D. W.; QURESHI, U. A.; STEPANOV, E. V.; GOULET, D. P.; HUNTER, J.; BUCKBERRY, C. H.; HILL, R.; SHERIKAR, S. V.; MOSHREFI-TORBATI, M.; WOOD, R.: Sand erosion testing of novel compositions of hard ceramics. In: *Wear* 263 (2007), Nr. 1-6, S. 278–283
- [80] TILLY, G. P.; SAGE, W.: The interaction of particle and material behaviour in erosion processes. In: *Wear* 16 (1970), Nr. 6, S. 447–465

- [81] SHELDON, G. L.; FINNIE, I.: On the Ductile Behavior of Nominally Brittle Materials During Erosive Cutting. In: *Journal of Engineering for Industry* 88 (1966), Nr. 4, S. 387
- [82] GOODWIN, J. E.; SAGE, W.; TILLY, G. P.: Study of Erosion by Solid Particles. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers* 184 (1969-1970), Nr. 1, S. 279–292
- [83] RUFF, A. W.; WIEDERHORN, S. M.: Erosion by Solid particle impact. In: PREECE, C. M. (Hrsg.): *Treatise on Materials Science and Technology*. New York: Academic Press, 1979 (Erosion), S. 69–126
- [84] SHEWMON, P.; SUNDARARAJAN, G.: The Erosion of Metals. In: *Annual Review of Materials Science* 13 (1983), Nr. 1, S. 301–318
- [85] HADAVI, V.; ARANI, N. H.; PAPINI, M.: Numerical and experimental investigations of particle embedment during the incubation period in the solid particle erosion of ductile materials. In: *Tribology International* 129 (2019), S. 38–45
- [86] SMELTZER, C. E.; GULDEN, M. E.; COMPTON, W. A.: Mechanisms of Metal Removal by Impacting Dust Particles. In: *Journal of Basic Engineering* 92 (1970), Nr. 3, S. 639–652
- [87] BRAINARD; A, W.; SALIK; J: *Scanning-Electron-Microscope Study of Normal-Impingement Erosion of Ductile Metals*. Cleveland, Ohio: NASA Technical Paper, 1980
- [88] BROWN, R.; EDINGTON, J. W.: The melting of metal targets during erosion by hard particles. In: *Wear* 71 (1981), Nr. 1, S. 113–118
- [89] COUSENS, A. K.; HUTCHINGS, I. M.: A critical study of the erosion of an aluminium alloy by solid spherical particles at normal impingement. In: *Wear* 88 (1983), Nr. 3, S. 335–348

- [90] EDINGTON, J. W.; WRIGHT, I. G.: Study of particle erosion damage in Haynes Stellite 6B I: Scanning electron microscopy of eroded surfaces. In: *Wear* 48 (1978), Nr. 1, S. 131–144
- [91] EDINGTON, J. W.; WRIGHT, I. G.: Study of particle erosion damage in Haynes Stellite 6B II: Transmission electron microscopy. In: *Wear* 48 (1978), Nr. 1, S. 145–155
- [92] HADAVI, V.; PAPINI, M.: Numerical modeling of particle embedment during solid particle erosion of ductile materials. In: *Wear* 342-343 (2015), S. 310–321
- [93] HADAVI, V.; MICHAELSEN, B.; PAPINI, M.: Measurements and modeling of instantaneous particle orientation within abrasive air jets and implications for particle embedding. In: *Wear* 336-337 (2015), S. 9–20
- [94] KLEIS, I.; UUEMÓIS, H.: Untersuchung des Strahlverschleißmechanismus von Metallen. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 5 (1974), Nr. 7, S. 381–389
- [95] ZU, J. B.; BURSTEIN, G. T.; HUTCHINGS, I. M.: A comparative study of the slurry erosion and free-fall particle erosion of aluminium. In: *Wear* 149 (1991), Nr. 1-2, S. 73–84
- [96] ZAHAVI, J.: *Electronmicroscopic study of sand erosion processes in metals: No. 041152*. Haifa: Israel Institute of Metals, 1979
- [97] WU, W.; GORETTA, K. C.; ROUTBORT, J. L.: Erosion of 2014 Al reinforced with SiC or Al₂O₃ particles. In: *Materials Science and Engineering: A* 151 (1992), Nr. 1, S. 85–95
- [98] LEVY, A. V.; BU-QIAN, W.: The effect of test conditions on the erosion-corrosion of alternate low alloy steel tubing alloys. In: *Wear* 131 (1989), Nr. 1, S. 71–84

- [99] LEVY, A. V.; YONG-FA, M.: Effect of particle variables on the erosion-corrosion of 9cr1Mo steel. In: *Wear* 131 (1989), Nr. 1, S. 53–69
- [100] GAT, N.; TABAKOFF, W.: Effects of Temperature on the Behavior of Metals Under Erosion by Particulate Matter. In: *Journal of Testing and Evaluation* 8 (1980), Nr. 4, S. 177–186
- [101] ZHOU, J.; BAHADUR, S.: Erosion-corrosion of Ti-6Al-4V in elevated temperature air environment. In: *Wear* 186-187 (1995), S. 332–339
- [102] GETU, H.; SPELT, J. K.; PAPINI, M.: Cryogenically assisted abrasive jet micromachining of polymers. In: *Journal of Micromechanics and Microengineering* 18 (2008), Nr. 11, S. 115010
- [103] GETU, H.; SPELT, J. K.; PAPINI, M.: Reduction of particle embedding in solid particle erosion of polymers. In: *Wear* 270 (2011), Nr. 11-12, S. 922–928
- [104] GETU, H.; SPELT, J. K.; PAPINI, M.: Conditions leading to the embedding of angular and spherical particles during the solid particle erosion of polymers. In: *Wear* 292-293 (2012), S. 159–168
- [105] LATHABAI, S.; OTTMÜLLER, M.; FERNANDEZ, I.: Solid particle erosion behaviour of thermal sprayed ceramic, metallic and polymer coatings. In: *Wear* 221 (1998), Nr. 2, S. 93–108
- [106] WALLEY, S. M.; FIELD, J. E.: The Erosion and Deformation of Polyethylene by Solid-Particle Impact. In: *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 321 (1987), Nr. 1558, S. 277–303
- [107] ROUTBORT, J. L.; SCATTERGOOD, R. O.; TURNER, A.: The erosion of reaction-bonded SiC. In: *Wear* 59 (1980), Nr. 2, S. 363–375

- [108] GULDEN, M. E.: Solid-Particle Erosion of High-Technology Ceramics (Si₃N₄, Glass-Bonded Al₂O₃, and MgF₂). In: ADLER, W. F. (Hrsg.): *Erosion: prevention and useful applications*. Philadelphia: ASTM International, 1979, S. 101–122
- [109] SÖDERBERG, S.; HOGMARK, S.; SWAHN, H.: Mechanisms of Material Removal During Erosion of a Stainless Steel. In: *ASLE Transactions* 26 (1983), Nr. 2, S. 161–172
- [110] DUNDAR, M.; INAL, O.; STRINGER, J.: The effect of particle size on the erosion of a ductile material at the low particle size limit. In: *Wear* 233-235 (1999), S. 727–736
- [111] SALIK, J.; BUCKLEY, D.; BRAINARD, W. A.: The effect of mechanical surface and heat treatments on the erosion resistance of 6061 aluminum alloy. In: *Wear* 65 (1981), Nr. 3, S. 351–358
- [112] SHEWMON, P. G.: Particle size threshold in the erosion of metals. In: *Wear* 68 (1981), Nr. 2, S. 253–258
- [113] TILLY, G. P.: A two stage mechanism of ductile erosion. In: *Wear* 23 (1973), Nr. 1, S. 87–96
- [114] CHACON-NAVA, J.; STOTT, F.; LA TORRE, S. de; MARTINEZ-VILLAFANE, A.: Erosion of alumina and silicon carbide at low-impact velocities. In: *Materials Letters* 55 (2002), Nr. 4, S. 269–273
- [115] KOSEL, T. H.; AHMED, T.: The Edge Effect in Solid Particle Erosion of Ceramic Second-Phase Particles. In: *Key Engineering Materials* 71 (1992), S. 149–194
- [116] FINNIE, I.; LEVY, A.; MCFADDEN, D. H.: Fundamental Mechanisms of the Erosive Wear of Ductile Metals by Solid Particles. In: ADLER,

- W. F. (Hrsg.): *Erosion: prevention and useful applications*. Philadelphia: ASTM International, 1979, S. 36–58
- [117] HUTCHINGS, I. M.: A model for the erosion of metals by spherical particles at normal incidence. In: *Wear* 70 (1981), Nr. 3, S. 269–281
- [118] PARSI, M.; NAJMI, K.; NAJAFIFARD, F.; HASSANI, S.; MCLAURY, B. S.; SHIRAZI, S. A.: A comprehensive review of solid particle erosion modeling for oil and gas wells and pipelines applications. In: *Journal of Natural Gas Science and Engineering* 21 (2014), S. 850–873
- [119] BECKMANN, G.; GOTZMANN, J.: Analytical model of the blast wear intensity of metals based on a general arrangement for abrasive wear. In: *Wear* 73 (1981), Nr. 2, S. 325–353
- [120] ELLERMAA, R.: Erosion prediction of pure metals and carbon steels. In: *Wear* 162-164 (1993), S. 1114–1122
- [121] KLEIS, I. R.; KANGUR, H. F.: Resistance of metal surface to indentation by spherical projectile at impact. In: FIELD, J. E. (Hrsg.); DEAR, J. P. (Hrsg.): *Proceedings 7th International Conference on Erosion by Liquid and Solid Impact*. Cambridge, UK, 1987, S. (48) 1–7
- [122] BISHOP, R. F.; HILL, R.; MOTT, N. F.: The theory of indentation and hardness tests. In: *Proceedings of the Physical Society* 57 (1945), Nr. 3, S. 147–159
- [123] FORRESTAL, M. J.; OKAJIMA, K.; LUK, V. K.: Penetration of 6061-T651 Aluminum Targets With Rigid Long Rods. In: *Journal of Applied Mechanics* 55 (1988), Nr. 4, S. 755–760
- [124] FORRESTAL, M. J.; ALTMAN, B. S.; CARGILE, J. D.; HANCHAK, S. J.: An empirical equation for penetration depth of ogive-nose projectiles into concrete targets. In: *International Journal of Impact Engineering* 15 (1994), Nr. 4, S. 395–405

- [125] FORRESTAL, M. J.; TZOU, D. Y.; ASKARI, E.; LONGCOPE, D. B.: Penetration into ductile metal targets with rigid spherical-nose rods. In: *International Journal of Impact Engineering* 16 (1995), Nr. 5-6, S. 699–710
- [126] CHEN, X. W.; LI, Q. M.: Deep penetration of a non-deformable projectile with different geometrical characteristics. In: *International Journal of Impact Engineering* 27 (2002), Nr. 6, S. 619–637
- [127] FORRESTAL, M. J.; J. PIEKUTOWSKI, A.: Penetration experiments with 6061-T6511 aluminum targets and spherical-nose steel projectiles at striking velocities between 0.5 and 3.0 km/s. In: *International Journal of Impact Engineering* 24 (2000), Nr. 1, S. 57–67
- [128] PIEKUTOWSKI, A. J.; FORRESTAL, M. J.; POORMON, K. L.; WARREN, T. L.: Penetration of 6061-T6511 aluminum targets by ogive-nose steel projectiles with striking velocities between 0.5 and 3.0 km/s. In: *International Journal of Impact Engineering* 23 (1999), Nr. 1, S. 723–734
- [129] FORRESTAL, M. J.; BRAR, N. S.; LUK, V. K.: Penetration of Strain-Hardening Targets With Rigid Spherical-Nose Rods. In: *Journal of Applied Mechanics* 58 (1991), Nr. 1, S. 7–10
- [130] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN 573-3: Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, Oktober 2019
- [131] KAUFMAN, J. G. (Hrsg.): *Properties of aluminum alloys: Tensile, creep, and fatigue data at high and low temperatures*. Materials Park, Ohio: ASM International, 1999
- [132] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN ISO 8486-2: Schleifkörper aus gebundenem Schleifmittel - Bestimmung und*

*Bezeichnung der Korngrößenverteilung - Teil 2: Mikrokörnungen
F230 bis F2000.* Berlin: Beuth Verlag GmbH, April 2012

- [133] SEITZ, M.; WEIDENMANN, K. A.: Influence of the Process Parameters on the Penetration Depth of the Reinforcing Phase during Composite Peening for the Production of Functionally Graded Metal Matrix Composites. In: *Key Engineering Materials* 809 (2019), S. 73–78
- [134] SCHERR, T.: *Einfluss der Verbundstrahlparameter auf die Prozesstemperatur und Eindringtiefe.* Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2018
- [135] KIKUCHI, S.; NAKAMURA, Y.; NAMBU, K.; ANDO, M.: Effect of shot peening using ultra-fine particles on fatigue properties of 5056 aluminum alloy under rotating bending. In: *Materials Science and Engineering: A* 652 (2016), S. 279–286
- [136] KIRK, D.; ABYANEH, M. Y.: Theoretical basis of shot peening coverage control. In: *The Shot Peener* 9 (1995), Nr. 2, S. 28–30
- [137] GANGARAJ, S.; GUAGLIANO, M.; FARRAHI, G. H.: An approach to relate shot peening finite element simulation to the actual coverage. In: *Surface and Coatings Technology* 243 (2014), S. 39–45
- [138] OSTERMANN, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium.* Berlin/Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014
- [139] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 4287: Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit.* Berlin: Beuth Verlag GmbH, Juli 2010

- [140] KARCH, L.: *Parameterstudie zur Charakterisierung der Eindringtiefe und metallografische Präparation von verbundgestrahltem Aluminium EN AW-1050*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2018
- [141] SEITZ, M.; KARCH, L.; WEIDENMANN, K. A.: Preparation Methods for Electron-Scanning and Light-Microscopic Analysis of Composite Peened Aluminium-Alumina Particle Composites. In: *Practical Metallography* 57 (2020), Nr. 8, S. 536–544
- [142] SPIESS, L.; TEICHERT, G.; SCHWARZER, R.; BEHNKEN, H.; GENZEL, C.: *Moderne Röntgenbeugung*. Wiesbaden: Springer Fachmedien, 2019
- [143] WILLIAMSON, G. K.; HALL, W. H.: X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram. In: *Acta metallurgica* 1 (1953), Nr. 1, S. 22–31
- [144] ASTM INTERNATIONAL: *ASTM D7264/D7264M: Test Method for Flexural Properties of Polymer Matrix Composite Materials*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2007
- [145] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN 50100: Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, Dezember 2016
- [146] SEITZ, M.; WEIDENMANN, K. A.: Mechanical Investigations on Composite Peened Aluminium. In: ITOH, S. (Hrsg.); SHUKLA, S. (Hrsg.): *Advanced Surface Enhancement*. Singapore: Springer Singapore, 2020, S. 10–18
- [147] SEITZ, M.; DÜRRSCHNABEL, M.; KAUFFMANN, A.; KURPIERS, C.; GREINER, C.; WEIDENMANN, K. A.: Characterization of the

- Microstructure After Composite Peening of Aluminum. In: *Advanced Engineering Materials* (2020), S. 2000575 (1–8)
- [148] RAJAN, T. P. D.; PILLAI, R. M.; PAI, B. C.: Reinforcement coatings and interfaces in aluminium metal matrix composites. In: *Journal of Materials Science* 33 (1998), Nr. 14, S. 3491–3503
- [149] WILLIAMSON, G. K.; SMALLMAN, R. E.: III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray debye-scherrer spectrum. In: *Philosophical Magazine* 1 (1956), Nr. 1, S. 34–46
- [150] LAGERLOF, K. P. D.; HEUER, A. H.; CASTAING, J.; RIVIERE, J. P.; MITCHELL, T. E.: Slip and Twinning in Sapphire (α -Al₂O₃). In: *Journal of the American Ceramic Society* 77 (1994), Nr. 2, S. 385–397
- [151] GRANTA DESIGN LIMITED: *Cambridge Engineering Selector 2018*. Cambridge, UK: Granta Design Limited, 2018
- [152] GÜNTHER, E.: *Tribologische Eigenschaften von verbundgestrahltem Aluminium*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Masterarbeit (nicht veröffentlicht), 2018
- [153] HOCKEY, B. J.: Plastic Deformation of Aluminum Oxide by Indentation and Abrasion. In: *Journal of the American Ceramic Society* 54 (1971), Nr. 5, S. 223–231
- [154] CUTTER, I. A.; MCPHERSON, R.: Plastic Deformation of Al₂O₃ During Abrasion. In: *Journal of the American Ceramic Society* 56 (1973), Nr. 5, S. 266–269
- [155] LEWIS, D.; WHEELER, E. J.: The effect of temperature on microstrains and crystallite growth in alumina. In: *Journal of Materials Science* 4 (1969), Nr. 8, S. 681–684

- [156] BEAUCHAMP, E. K.; CARR, M. J.; GRAHAM, R. A.: Plastic Deformation in Alumina by Explosive Shock Loading. In: *Journal of the American Ceramic Society* 68 (1985), Nr. 12, S. 696–699
- [157] SINGH, T.; SUNDARARAJAN, G.: The erosion behavior of 304 stainless steel at elevated temperatures. In: *Metallurgical Transactions A* 21 (1990), Nr. 12, S. 3187–3199
- [158] HILL, R.: The Elastic Behaviour of a Crystalline Aggregate. In: *Proceedings of the Physical Society. Section A* (1952), Nr. 65, S. 349–354
- [159] RIVERO, A.; ALBERDI, A.; ARTAZA, T.; MENDIA, L.; LAMIKIZ, A.: Surface properties and fatigue failure analysis of alloy 718 surfaces milled by abrasive and plain waterjet. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 94 (2018), Nr. 5-8, S. 2929–2938
- [160] SEITZ, M.; HOFFMANN, J.; RIETH, M.; MARGRAF, P.; SENN, R.; KLIMENKOV, M.; LINDAU, R.; BAUMGÄRTNER, S.; JÄNTSCH, U.; FRANKE, P.; MÖSLANG, A.: Assessment of industrial nitriding processes for fusion steel applications. In: *Nuclear Materials and Energy* 13 (2017), S. 90–98
- [161] HUETHER, J.; ESSE, D.; RUPP, P.; SEITZ, M.; WEIDENMANN, K. A.: Enhanced strain and stiffness evaluation of virgin and recycled single carbon fibres by means of one-dimensional digital image correlation. In: *Measurement Science and Technology* 30 (2019), Nr. 3, S. 035201
- [162] STRANSKY, M.: *Untersuchung von Längspressnähten in Strangpressprofilen*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2019

- [163] ZEEB, G.: *Mechanische Charakterisierung von verbundgestrahltem Aluminium*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2019
- [164] FLACHMANN, M.: *Bestimmung des Korrosionswiderstandes von verbundgestrahltem Aluminium*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2020