

Abschlussbericht

Schleifschlamm - Mehr Potenzial als nur Recycling

Aktenzeichen: 37511/01

Projektgesamtkosten: 319.262€, 78,31% Fördermittelanteil (249.958€)

Projektlaufzeit: 24 Monate

Angaben zum Antragsteller bzw. Bewilligungsempfänger

Bergische Universität Wuppertal
Körperschaft des öffentlichen Rechts
Gaußstraße 20
42119 Wuppertal
Deutschland
E-Mail: kanzler@uni-wuppertal.de
Telefon-Nr.: +49 202 439-0
Fax-Nr.: +49 202 439-2174

Ausführende Stelle

Prof. Dr.-Ing. habil. Arne Röttger
Lehrstuhl für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe
Fakultät für Maschinenbau und Sicherheitstechnik
Bergische Universität Wuppertal

Bahnhofstraße 15
52651 Solingen
Deutschland
E-Mail: roettger@uni-wuppertal.de
Telefon-Nr.: +49 212 231 340 110
Fax-Nr.: +49 212 231 340 120

Angaben zu Kooperationspartnern

DURUM Verschleißschutz GmbH
Carl-Friedrich-Benz-Straße 7
47877 Willich
Deutschland
Telefon-Nr.: +49 2154 4837 0
Fax-Nr.: +49 2154 4837 78

Dr.-Ing. Frank Schreiber – Leiter Technik & Entwicklung
E-Mail: schreiber@durum.de
Telefon-Nr.: +49 2154 4837 0
Fax-Nr.: +49 2154 4837 7

Inhaltsverzeichnis

Abbildungsverzeichnis	3
Tabellenverzeichnis	6
Abkürzungen	7
Kurzfassung des Berichtes	8
Einführung und Motivation	11
Methodik und Projektablauf	14
Projektergebnisse	24
Öffentlichkeitsarbeit	62
Fazit und Ausblick	63
Literaturverzeichnis	65

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Darstellung der Projektstruktur, der zwei betrachteten Strategien und die Wechselwirkung der beteiligten Partner untereinander.	14
Abbildung 2:	Schematische Darstellung der im AP8-BUW erzeugten Probengeometrien A in a), B in b), C in c) inklusive der einzelnen Probenbezeichnungen.	19
Abbildung 3:	Schematische Darstellung des formgeschlossenen Fülldrahtes durch verschiedene Umformschritte. a) Ausgangszustand des Drahtmantels in Form eines Bandmaterials, b) geformtes U-Profil mit Pulverfüllung, c) formgeschlossener, gefalzter Fülldraht vor dem Ziehprozess.	22
Abbildung 4:	Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 im Anlieferungszustand.	24
Abbildung 5:	Gewichtsgrößenverteilung der Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 nach der Wurfsiebung.	25
Abbildung 6:	Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 der Fraktion 63-125 µm in 500-facher Vergrößerung.	25
Abbildung 7:	Gewichtsgrößenverteilung der Schleifspäne des Werkstoffs 80CrV2 nach der Wurfsiebung.	26
Abbildung 8:	Experimentell ermittelte Schütt- und Klopfdichte der Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 nach erfolgter Rezyklierung.	27
Abbildung 9:	Aus den experimentell ermittelten Schütt- und Klopfdichten der rezyklierten Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 berechnete Hausner-Faktoren und Carr-Indizes.	27
Abbildung 10:	Die ermittelten Fließindizes bei unterschiedlichen Rotationsgeschwindigkeiten unterschiedlicher Spanfraktionen des Werkstoffs X153CrMoV12.	28
Abbildung 11:	Darstellung der im Vakuumrohrföfen gesinterten Schleifspanfraktionen. a) <45 µm, b) 45-63 µm, c) 63-125 µm, d) 125-250 µm, e) 250-500 µm, f) 500-1000 µm und g) gesamter Schleifschlamm.	29
Abbildung 12:	Aufnahme der glühenden umgeschmolzenen Bramme aus der Schleifschlammfraktion <45 µm mittels des Induktionsumschmelzofens MU700 der Fa. Indutherm.	30
Abbildung 13:	Exemplarische lichtmikroskopische Aufnahme in 200-facher Vergrößerung der umgeschmolzenen Schleifspäne der Partikelfraktion 63-125 µm in a) und eine EBSD-Aufnahme der Gefügephasen in 10.000-facher Vergrößerung ebendieser Probe in b).	31
Abbildung 14:	Thermodynamische Berechnungen der vorliegenden Phasenmengen des X153CrMoV12 gemäß Norm a), der Schleifspäne der Fraktion 63-125 µm von X153CrMoV12 b) und des rezyklierten X153CrMoV12 mit angepasstem Si-Gehalt c).	33
Abbildung 15:	Thermodynamische Berechnungen des Kohlenstoffgehalts in der Phase Austenit für X153CrMoV12 gemäß Norm a), Schleifspäne der Fraktion 63-125 µm von X153CrMoV12 b) und rezyklierten X153CrMoV12 mit angepasstem Si-Gehalt c). Die grauen Bereiche liegen zwischen 0,5 und 0,6 Ma.-% Kohlenstoff, was einem optimalen Härtebereich entspricht. Basierend auf diesem Bereich kann die Härtetemperatur bestimmt werden (schwarze Linie).	34
Abbildung 16:	Thermodynamische Berechnungen der Erstarrungssimulation nach dem klassischen Scheil-Ansatz des X153CrMoV12 gemäß Norm a), der Schleifspäne der Fraktion 63-125 µm des X153CrMoV12 b) und des rezyklierten X153CrMoV12 mit angepasstem Si-Gehalt c).	35
Abbildung 17:	Lichtmikroskopische Aufnahme des Rezyklat X153CrMoV12 mit adaptierten Siliziumgehalt in 50-facher Vergrößerung in a) und in 500-facher Vergrößerung in b). In c) ist der Rezyklat X153CrMoV12 nach Norm in 50-facher Vergrößerung dargestellt, während d) eine Aufnahme in 500-facher Vergrößerung abbildet.	36
Abbildung 18:	Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme des Rezyklat X153CrMoV12 mit adaptierten Siliziumgehalt in a) und des Rezyklat X153CrMoV12 nach Norm in 5000-facher Vergrößerung.	36
Abbildung 19:	Lichtmikroskopische Aufnahmen in 50-facher Vergrößerung des gehärteten adaptierten X153CrMoV12 Rezyklat in a) und des gehärteten Norm X153CrMoV12 Rezyklat in c). In b) und d) sind jeweils rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen dargestellt in 5000-facher Vergrößerung.	38
Abbildung 20:	Lichtmikroskopische Aufnahmen in 50-facher Vergrößerung des vergüteten adaptierten X153CrMoV12 Rezyklat in a) und des vergüteten Norm X153CrMoV12 Rezyklat in c). In b) und d) sind jeweils rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen dargestellt in 5000-facher Vergrößerung.	38
Abbildung 21:	Aufnahme der Umschmelzversuche des Span-Ferropartikel Gemisches an dem Induktionsschmelzofens MU700. Aufgrund des besagte Skin-Effekts glüht das Pulver, tritt jedoch nicht in die	

flüssige Phase über, zu sehen in a). In b) ist das oxidierte, verdichtete Span-Ferropartikel-Gemisch nach Abkühlen auf Raumtemperatur abgebildet.	39
Abbildung 22: Schematische Darstellung des LTT-Konzepts und dessen Einfluss auf die Eigenspannungen während des Abkühlprozesses.	40
Abbildung 23: Aus der Schweißtechnik bekanntes Schaeffler-Diagramm. Die berechneten Ni- und Cr-Äquivalente der Werkstoffe der DURUM Verschleißschutz GmbH sind ebenfalls eingezeichnet.	41
Abbildung 24: Berechnete Scheil-Gulliver-Erstarrungsberechnungen des Werkstoffs DURMAT® FD 818. Im Bild sind die maximal erreichbaren RA-Anteile nach den jeweiligen berechneten M_s - und M_f -Temperaturen sowie die auftretenden Phasen eingezeichnet.	42
Abbildung 25: Mittels Thermocalc berechnete Zusammensetzung der Phase Austenit bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 250 K/s für den Werkstoff DURMAT® FD 818.	43
Abbildung 26: Darstellung der additiv gefertigten Probengeometrie C. In a) ist eine schematische Draufsicht der Probe dargestellt, während b) eine Schnittansicht darstellt. In c) ist die gefertigte Probe abgebildet.	44
Abbildung 27: REM-Aufnahmen in 5000-facher Vergrößerung in a) und in 15000-facher Vergrößerung in b) des Werkstoffs DURMAT® FD 818 im oberen Probenbereich. In c) ist eine REM-Aufnahme in 5000-facher Vergrößerung und in d) eine REM-Aufnahme in 15000-facher Vergrößerung des unteren Probenbereich zu sehen.	45
Abbildung 28: Unter Anwendung der EBSD-Analyse aufgenommene Messergebnisse des Werkstoffs DURMAT® FD 818. In a) ist eine aufgenommene Phasenkarte dargestellt, während in b) die Verteilung der Phase Austenit in Abhängigkeit der Kornorientierung des Austenits angegeben ist. Die Abbildungen c) und d) zeigen mittels EBSD rekonstruierte ehemalige Austenitkörner im unteren bzw. oberen Probenbereich.	46
Abbildung 29: Exemplarische Auflistung der mittels Röntgendiffraktometrie im $\sin^2\psi$ -Verfahren im modifizierten χ -Aufbau durchgeführten Eigenspannungsanalyse.	46
Abbildung 30: Die ermittelten Schütt- und Klopfdichten ausgewählter Pulvergemische sowie der reinen Ferro-Legierungszusammensetzungen der DURUM Verschleißschutz GmbH.	48
Abbildung 31: Stereomikroskopische Aufnahme der Schleifspanfraktion 63-125 μm a), der Ferropartikel der DURUM Verschleißschutz GmbH b) und dem Gemisch für die Fülldrahtfertigung c) bei 40-facher Vergrößerung.	48
Abbildung 32: Die ermittelten Fließindexe bei unterschiedlichen Rotationsgeschwindigkeiten ausgewählter Pulvergemische sowie der reinen Ferro-Legierungszusammensetzungen der DURUM Verschleißschutz GmbH.	49
Abbildung 33: Der aus den Schütt- und Klopfdichten berechnete Hausner-Faktor und Carr-Index bei unterschiedlichen Rotationsgeschwindigkeiten ausgewählter Pulvergemische sowie der reinen Ferro-Legierungszusammensetzungen der DURUM Verschleißschutz GmbH.	49
Abbildung 34: Darstellung eines Teilprozesses der Fülldrahtfertigung. Zu sehen ist eine Dosiereinheit und ein Trichter zum Befüllen des Fülldrahts.	50
Abbildung 35: Makroskopische Aufnahme der Probeschweißung des mit Schleifspänen adaptierten Fülldrahts nach der durchgeführten Wärmebehandlung bei 220 °C.	51
Abbildung 36: Makroskopische Aufnahme der sechslagigen Probeschweißung des mit Schleifspänen adaptierten Fülldrahts nach der durchgeführten Wärmebehandlung bei 350 °C.	51
Abbildung 37: Labor-WAAM-Anlage des Lehrstuhls für neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe (Stand Frühjahr 2022).	52
Abbildung 38: Hauptsystemkomponenten der im Projekt aufgebaute Labor-WAAM-Anlage des Lehrstuhls für neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe. a) Hauptsystemkomponenten Knickarmroboter inklusive Drahtfördereinheit und weiterer Peripherie, b) Hauptsystemkomponente MIG/MAG-Kompaktschweißanlage.	53
Abbildung 39: Weitere Systemkomponenten der im Projekt aufgebauten Labor-WAAM-Anlage des Lehrstuhls für neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe. a) weitere Systemkomponenten Robotersteuerung und Gaszufuhr- und Verteilersystem, b) Systemkomponente mobile Absaugung.	53
Abbildung 40: Stereomikroskopische Aufnahmen der durchgeführten Parameterstudie am Werkstoff DURMAT® FD 818. In Abhängigkeit der gewählten Fertigungsparameter werden deutlich unterschiedliche Schweißbahngeometrien und Wärmeeinflusszonen sichtbar.	54
Abbildung 41: Additiv gefertigte Großproben. In a) und b) ist die Großprobe aus dem konventionellen Werkstoffs DURMAT® FD 818 abgebildet, während in c) und d) die Probe des Fülldrahts mit Rezyklat abgebildet ist.	55
Abbildung 42: In a) ist eine additiv gefertigte Großproben in der Vorderansicht und in b) in der Seitenansicht abgebildet.	55
Abbildung 43: Thermodynamisch berechnetes Phasenmengendiagramm des Werkstoffs DURMAT® FD 818 zur Auslegung der Wärmebehandlung.	56

Abbildung 44:	Thermodynamisch Berechnungen zur Auslegung der Wärmebehandlung des Werkstoffs DURMAT® FD 818. In a) ist die Massenfraktion des Kohlenstoffs im Austenit über die Temperatur aufgetragen, während in b) die M_s -Temperatur in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur aufgetragen.	56
Abbildung 45:	Anlass-Schaubild des Werkstoffs DURMAT® FD 818 im Zustand as-built und angelassen.	57
Abbildung 46:	Exemplarische Abbildung von gefertigten Zugproben in a) und Schlagbiegeproben in b) des DURMAT® FD 818.	57
Abbildung 47:	Stereomikroskopische Aufnahme des abgetragenen Volumens nach dem Stift-Scheibe-Tribometerversuch an einer gehärteten und angelassenen Probe des DURMAT® FD 818 in a). In b) ist eine exemplarische CLSM-Messung abgebildet, mit Hilfe derer die Stift-Scheibe-Versuche ausgewertet wurden.	58
Abbildung 48:	Zusammenfassendes Ergebnis des durchgeführten ECO-Audits für unterschiedliche Prozessrouten.	59
Abbildung 49:	Zusammenfassendes Ergebnis des durchgeführten ECO-Audits für unterschiedliche Prozessrouten, wobei der Fokus auf den Materialeinsatz liegt.	61

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Einteilung des Hausner-Faktors und des Carr-Index in die jeweiligen Fließfähigkeitsintervalle gemäß (Carr 1965). _____	15
Tabelle 2: Wärmebehandlungsparameter für das Härten der Stahlsorte X153CrMoV12. Aufgeführt sind die Austenitisierungstemperaturen und -dauer sowie die Abschreckmedien. _____	17
Tabelle 3: Wärmebehandlungsparameter für das Anlassen der Stahlsorte X153CrMoV12. Aufgeführt sind die Anlasstemperaturen und -dauer, die Anzahl an Anlassvorgängen sowie die Abkühlmedien. _____	17
Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung der Werkstoffe X153CrMoV12 und 80CrV2 gemäß Norm in Massenprozent sowie die chemische Zusammensetzung ausgewählter Fraktionen und Verarbeitungsprozesse des Werkstoffs X153CrMoV12 in Massenprozent. _____	29
Tabelle 5: Auflistung der chemischen Zusammensetzung des von Kuhn angebotenen GX155CrVMo12-1 (1.2382) und der notwendigen chemischen Anpassung der einzelnen Schleifspanfraktionen zum Erreichen der chemischen Zusammensetzung nach Datenblatt. Aufgelistet sind die benötigten Reinanteile der einzelnen Elemente in Massenprozent. _____	31
Tabelle 6: Ausgehend von den rezyklierten Schleifspänen der Fraktion 63-125 µm erreichbare Auswahl an Werkstoffen durch Hinzulegierung von Ferropartikeln. _____	32
Tabelle 7: Ergebnisse der durchgeführten OES-Analyse an den erzeugten Gussproben in Massenprozent. _____	36
Tabelle 8: Chemische Zusammensetzung des Ferropartikel-Gemisches der DURUM Verschleißschutz GmbH in Massenprozent. _____	47
Tabelle 9: Mittels OES gemessene chemische Zusammensetzung von Schweißproben des Fülldrahts mit Schleifspänen und dem konventionell gefertigtem Referenz-Fülldraht in Ma.-%. _____	51
Tabelle 10: Optimale Parameter für die WAAM-Fertigung mit dem Fülldraht mit Schleifspänen und dem konventionellen DURMAT® FD 818 für einen Drahtdurchmesser von 2,0 mm. _____	54

Abkürzungen

Al ₂ O ₃	Aluminiumoxid/Korund
AWT	Arbeitsgemeinschaft Wärmebehandlung + Werkstofftechnik e.V.
C	Kohlenstoff
CALPHAD	CALculation of PHase Diagrams
CLSM	confocal laser scanning microscope (konfokale Laser-Scanning-Mikroskope)
DED	Direct Energy Deposition
DELTA	Dortmunder ELEkTRonenspeicherring-Anlage
DfAM	Design for Additive Manufacturing
DGM	Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V.
EBSD	Elektronenrückstreubeugung
EDX	energiedispersive Röntgenspektroskopie
FUW	Lehrstuhl für neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe
kfz	kubisch-flächenzentriert
KMU	Kleine und mittlere Unternehmen
krz	kubisch-raumzentriert
KSS	Kühlschmierstoffe
LMD	Laser metal deposition
LTT	Low Temperature Transition
M _f -Temperatur	Martensitfinishtemperatur
MIM	Metall Injection Molding
M _s -Temperatur	Martensitstarttemperatur
OES	Optische Emissionsspektrometrie
RA	Restaustenit
REM	Rasterelektronenmikroskop(-ie)
SI	Steel Innovation
Si	Silizium
SiC	Siliziumkarbid/Karborund
WAAM	Wire Arc Additive Manufacturing
XRD	Röntgendiffraktometrie

Kurzfassung des Berichtes

Im Rahmen dieses Forschungsvorhabens erfolgt eine Untersuchung zur Aufbereitung und Nutzung von Schleifschlämmen der Stahlsorten X153CrMoV12 und 80CrV2 für die Urformung von Halbzeugen mittels der additiven Fertigung und der Schmelzmetallurgie. Die Motivation für diese Forschungsarbeiten resultiert aus der Tatsache, dass für die Nutzung dieser Abfallprodukte aufgrund von Verunreinigungen sowohl als Sekundärrohstoff in der Metallindustrie (Wiedereinschmelzung) als auch für die additiven Fertigungsverfahren (Herstellung von Metallfilamenten) bislang keine zufriedenstellende Lösung erarbeitet wurde.

Um den Schleifschlamm für beide Routen nutzbar zu machen, wurde dieser in einem ersten Schritt aufbereitet, was ein Trocknen der Fraktionen des Schleifschlammes umfasste. Anschließend wurden die Schleifspäne über eine magnetische Abscheidung von den enthaltenen Abrasivpartikeln und weiteren Verunreinigungen separiert. Neben dem Messen der gewichtsmäßigen Anteile der einzelnen Fraktionen erfolgte die Bestimmung der wesentlichen Pulver- bzw. Schüttgutkenngößen wie die Fließfähigkeit und die Schüttdichte. Im Anschluss wurden die einzelnen Schleifspanfraktionen umgeschmolzen, um die chemische Zusammensetzung der abgegossenen Proben zu bestimmen. Basierend auf diesen Messergebnissen erfolgten thermodynamische Berechnungen, um einerseits einen neuen Ausgangswerkstoff (Upcycling) und andererseits den ursprünglichen Werkstoff (Recycling) durch Zugabe weiterer Legierungselemente in Form von Ferropartikeln herzustellen. Es konnte nachgewiesen werden, dass die Verwendung von Schleifspänen zu einer signifikanten Reduktion des Ressourceneinsatzes bei der Stahlherstellung führt. So konnten Werkstoffe mit einem Rezyklatanteil von 31 Ma.-% bzw. 68 Ma.-% gießtechnisch verarbeitet werden. Das induktive Umschmelzen größerer Mengen Schleifspäne zur gießtechnischen Fertigung von großvolumigen Proben mit den anvisierten Eigenschaften konnte auch durch die Verwendung eines eigens für diesen Zweck angeschafften Induktionsumschmelzofens nicht erreicht werden. Die Ursache liegt in dem großen Oberfläche-zu-Volumen-Verhältnis der Schleifspäne begründet. So erfolgte die Energieeinbringung nicht direkt über Joul'sche Erwärmung in die Pulverpartikel, sondern über den verwendeten, mit Schlichte benetzten Graphittiegel über Wärmeleitung. Durch die geringe Packungsdichte der Spanschüttung resultierte zudem ein starkes Schrumpfen der Schüttung beim Erschmelzen, sodass sukzessive nachchargiert oder auf zuvor gepresste Spankörper zurückgegriffen werden musste.

Die mit einem assoziierten Kooperationspartner besprochenen Legierungskonzepte konnten dennoch in kleinen Volumenproben hergestellt und konventionell erzeugten Stahlsorten gegenübergestellt werden. Zur Analyse der Werkstoffgefüge wurden experimentelle Methoden, wie beispielsweise die Rasterelektronenmikroskopie, die Elektronenrückstreubeugung oder die Röntgendiffraktometrie angewendet um das sich bildende Gefüge und die vorliegenden Phasen im Detail zu untersuchen. Des Weiteren wurden Experimente durchgeführt, um die mechanischen Eigenschaften der mit Rezyklat gefertigten Werkstoffe zu bestimmen.

Um die Ressourceneffizienz weiter zu steigern, wurden die gereinigten Schleifspäne zur Herstellung von metallischem Filament (Fülldrähte) verwendet, das mittels des WAAM-Prozesses verarbeitet werden konnte. Obwohl die Schleifspäne eine schlechte Fließfähigkeit und reduzierte Schüttdichte aufweisen, konnten sie dennoch in metallischem Filament verarbeitet werden. Durch die Zugabe von Ferropartikeln

konnte die Fließfähigkeit verbessert werden, um die zuvor berechnete chemische Zusammensetzung zu erreichen. Die Fa. DURUM Verschleißschutz GmbH konnte aufgrund langjähriger Erfahrung bei der Fülldrahtherstellung den benötigten Füllgrad im Fülldraht durch weitere Verdichtung erreichen. Die ersten Schweißversuche haben gezeigt, dass die chemische Zusammensetzung des metallischen Filaments mit Schleifspänen eingestellt werden konnten. Für eine fehlerfreie Verarbeitung der Fülldrähte mittels WAAM war es erforderlich, die Drähte vorab zu glühen, um Kühlschmierstoffreste aus dem Schleifprozess auszugasen.

Die im Rahmen des Projekts avisierte Errichtung einer Labor-WAAM-Anlage in den Räumlichkeiten des FUW konnte im Frühsommer 2023 abgeschlossen werden. Der mit rezyklierten Schleifspänen befüllte Fülldraht konnte in ersten Schweißversuchen an der neu installierten WAAM-Anlage sowie an Anlagen des Projektpartners DURUM Verschleißschutz GmbH verarbeitet werden. Die erfolgreiche Verarbeitung der entwickelten Fülldrähte setzte jedoch die vorherige Evaluierung optimaler Prozessparameter voraus. Durch Variation der relevanten Prozessparameter und der nachfolgenden metallkundlichen Untersuchung von Schweißproben konnten optimale Prozessparameter abgeleitet werden. Um einen direkten Vergleich der Auswirkungen möglicher Abrasivstoffe (kommend aus dem Schleifprozess) oder Verunreinigungen im Rezyklat-Fülldraht zu ermöglichen, wurden bei der Verarbeitung des Fülldrahts mit Rezyklatanteil identische Parameter verwendet. Während die additive Fertigung kleinvolumiger Proben erfolgreich war, wurden bei der Fertigung großvolumiger Proben insbesondere im unteren Probenbereich makroskopische Poren sichtbar. Die Ursache dieser Gefügedefekte in der Grenzfläche zwischen reinem Schweißgut und dem Schweißsubstrat eignen sich als Forschungsgegenstand zukünftiger Arbeiten. Es besteht die Möglichkeit, dass die Poren auf rückbleibende Kühlschmierstoffe aus dem Schleifprozess zurückzuführen sind, die trotz aufwendiger Aufbereitung der Rezyklate und einer zusätzlichen Glühung der Fülldrähte nicht vollständig entfernt werden konnten. Zukünftige Arbeiten werden sich mit der weiteren Beseitigung etwaiger Rückstände aus dem Schleifprozess durch thermische, mechanische oder chemische Reinigung befassen.

Die Analyse der additiv gefertigten Probenkörper ermöglichte die Bestimmung sowohl tribo-mechanischer als auch metallurgischer Kennwerte, die die Eignung des LTT-Ansatzes in der Legierungsentwicklung für den WAAM-Prozess bestätigten. Der Zusammenhang zwischen den berechneten chemischen Zusammensetzungen, das sich bildende Gefüge und das damit verbundene Werkstoffverhalten konnten in ersten Untersuchungen verstanden werden. Insbesondere ist beim LTT-Konzept die gezielte Einstellung der Martensitstarttemperatur (M_s -Temperatur) über die chemische Zusammensetzung erforderlich, sodass das Maß der Umwandlungsplastizität bei der martensitischen Gefügeumwandlung gezielt eingestellt wird, sodass die zuvor bei der Abkühlung aus der WAAM-Prozesshitze die sich ausbildenden Zugeigenspannungen idealerweise vollständig abgebaut werden. Die sich ausbildenden Eigenspannungen und Restaustenitvolumenanteile wurden zur Validierung des betrachteten metallurgischen Konzepts mit Hilfe der $\cos\alpha$ -Methode gemessen. Über das Projektende hinaus ist die Fertigung von funktionsfähigen Demonstratoren vorgesehen, um den Erfolg der Technologieentwicklung bewerten zu können. Erste Vorversuche bestätigten die Möglichkeit Bauteile mit einer Größe von $L \times B \times H = 110 \times 50 \times 60$ mm zu fertigen.

Das Forschungsvorhaben wurde mit der Durchführung eines ECO-Audits abgeschlossen, dessen Ziel die Abschätzung der für jede Route (Gießen Neumaterial, Gießen Rezyklate, WAAM Fülldraht, WAAM Topologieoptimiert) notwendigen Energiebedarfs bzw. der freigesetzten CO_2 -Emissionen ist. Im Vergleich zur

gießtechnischen Fertigung des betrachteten X153CrMoV12 konnte durch die Nutzung der rezyklierten Schleifspäne eine Einsparung der Energie und des CO₂-Fußabdrucks von bis zu 40 % erreicht werden. Im Vergleich zur konventionellen gießtechnischen Fertigung steigt der Energiebedarf und der CO₂-Fußabdruck der additiven Fertigung mittels WAAM trotz der Fülldrahtfertigung mit Rezyklat um 9 % an. Dies ist primär auf den zusätzlichen Bedarf an dem Mantelmaterial des Fülldrahts in Kombination mit einer reduzierten Rezyklatnutzung zurückzuführen. Die zusätzlichen Fertigungsschritte zur Fülldrahtproduktion, darunter Umform-, Zieh- und Wärmebehandlungsprozesse, haben nur einen geringfügigen Einfluss. Daraus lässt sich ableiten, dass durch einen reduzierten Materialeinsatz, wofür die additive Fertigung prädestiniert ist, der Energiebedarf und der CO₂-Fußabdruck minimiert werden können. Der Vorteil der additiven Fertigung, sehr komplex geformte Bauteile fertigen zu können, in Kombination mit Topologieoptimierungen von Bauteilen nach dem Design for Additive Manufacturing (DfAM) ermöglichen die Realisierung großer Einsparpotenziale. So lässt sich bei einer Massenreduktion eines Bauteils von 500 g auf 300 g durch die additive Fertigung gegenüber der konventionellen gießtechnischen Fertigung eine Einsparung von 35 % erzielen.

Einführung und Motivation

In der Bundesrepublik Deutschland fallen jährlich 150.000 bis 250.000 Tonnen Schleifschlämme und Spanmaterial als Abfallprodukte durch subtraktive Materialbearbeitungsverfahren wie Drehen, Fräsen, Schleifen oder Bohren an. Diese Abfallstoffe sind kontaminiert mit Kühlschmierstoffen, Werkzeugabrieb, Oxidpartikeln und Abrasiven und müssen teilweise als Sondermüll deponiert werden. Dies führt zu einem Verlust an wertvollen Rohstoffen sowie einer Bindung von Raum und Ressourcen. Im beantragten Forschungsvorhaben wurde das Ziel verfolgt, Abfälle aus der subtraktiven Formgebung für die gießtechnische Herstellung von Halbzeugen und für die Herstellung von Ausgangswerkstoffen für die additive Fertigung nutzbar zu machen. Die Verwertung dieser Abfallprodukte als Sekundärrohstoff in der Metallindustrie durch Wiedereinschmelzung sowie für additive Fertigungsverfahren durch die Herstellung von Metallfilamenten war aufgrund der genannten Kontaminationen bis dato nicht zufriedenstellend gelöst.

Die Verwendung der verschiedenen Bestandteile von Schleifschlamm ist bislang nur unzureichend erforscht, sowohl als Sekundärrohstoff in der Metallindustrie als auch als Rohstoff für additive Fertigung. Eingehende Forschungsarbeiten konzentrierten sich auf die Aufbereitung und Rückführung von Kühlschmierstoffen (Brinksmeier und Eckebrecht 1997; Liedtke 1999; Schepers 2004) sowie auf die Verwendung von Schleifschlamm als gesamtes Gemisch in Weiterverarbeitungsprozessen, wie beispielsweise in der Pulvermetallurgie (Brinksmeier et al. 2001; H. Eifert et al. 1996; Lugscheider 1999). Die Ergebnisse aller genannten Forschungsvorhaben lassen den Schluss zu, dass die Verwendung des gesamten Schleifschlammgemisches die Qualität der Rohstoffe negativ beeinflusst. Basierend auf diesen Erkenntnissen wurde die Zusammensetzung und der Einfluss der Bestandteile auf den Fertigungsprozess des Schleifschlammes genauer untersucht. Erst in den letzten Jahren wurde die technische Separierung von Schleifschlamm, die Charakterisierung der einzelnen Bestandteile und die anschließende Weiterverarbeitung wissenschaftlich untersucht (Hankel et al. 2020; Jäger und Weber 2020). Die Ergebnisse dieser Untersuchungen zeigen, dass im Labormaßstab qualitativ hochwertige Weiterverarbeitungsmöglichkeiten zur Rezyklierung von Schleifschlämmen bestehen. Am Lehrstuhl für Neue Fertigungsverfahren und Werkstoffe (FUW) wurden Strategien entwickelt, um die entsprechenden Abfallprodukte so aufzubereiten, dass neue Halbzeuge im Labormaßstab pulvermetallurgisch durch Sintern hergestellt werden können. Allerdings können Verunreinigungen wie Abrasivstoffe aus dem Schleifprozess als keramische Partikel Rissinitiierung und frühzeitiges Versagen bei zyklischer Bauteilbelastung bewirken. In diesem Fall handelt es sich um ein Down-Cycling. Um dieses Problem zu umgehen, wurden in diesem Vorhaben die Abrasivstoffe Siliziumkarbid und Aluminiumoxid aus dem Schleifprozess gezielt als Legierungselemente berücksichtigt, um das metallurgische Konzept anzupassen. Im Rahmen des Vorhabens erfolgt eine Modifikation der Kaltarbeitsstähle X153CrMoV12 (1.2379) sowie 80CrV2 (1.2235) für die Werkzeugherstellung hinsichtlich des Hartphasengehalts und des Hartphasentyps. Eine Erhöhung des Hartphasengehalts kann insbesondere im Falle von abrasionsbeanspruchten Bauteilen zu einer verlängerten Produktnutzungsphase als Folge der verbesserten tribo-mechanischen Eigenschaften führen. Die verlängerten Produktstandzeiten als Folge verbesserter Materialeigenschaften bewirkt wiederum ein Up-Cycling. Der Fokus der Arbeiten lag dabei auf dem ledeburitischen Kaltarbeitsstahl X153CrMoV12, da dieser wegen des

höheren Gehaltes an Cr und Mo ein höheres Potential Wiedernutzung teils teurer und kritischer Elemente bietet.

Um die Ressourceneffizienz weiter zu steigern, bietet sich neben der gießtechnischen Verarbeitung auch die Nutzbarmachung der gereinigten Späne zur Herstellung von Metallfilamenten (Fülldrähten) an. Diese können mittels additiver Fertigung zur Erzeugung von komplex geformten Werkzeugen genutzt werden. Im Rahmen des Vorhabens wurde ein besonderer Fokus auf die zweite Route, die Verarbeitung der Rezyklate mittels der additiven Fertigung, gelegt. Für diesen Zweck ist die Herstellung entsprechender Metall-Filamente (Fülldrähte) aus dem Rezyklatmaterial essenziell, die dann mit dem Verfahren WAAM verarbeitet werden. Um Metall-Filamente zu verarbeiten, müssen geeignete Prozessfenster erarbeitet werden. Des Weiteren ist eine Anpassung des metallurgischen Konzepts hinsichtlich der Legierungstechnik erforderlich, um sowohl die WAAM-Prozessierung zu ermöglichen und defektfreie Gefüge zu erzeugen, die die gewünschten Eigenschaften wie Härte, Zähigkeit und Verschleißbeständigkeit aufweisen.

Das metallische Filament stellt einen flexiblen, drahtförmigen Ausgangswerkstoff dar, der für die Verarbeitung der additiven Freiraumverfahren LMD (Laser Metal Deposition) und WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) verwendet werden kann. Die Verwendung des Filaments trägt zur Ressourceneffizienz bei, da die energieintensive Pulvererzeugung, die beim Aufschmelzen und Gaszerstäuben entsteht, wegfällt. Die Erzeugung von Metallpulver erfolgt in der Regel durch einen energieintensiven Zerstäubungsprozess. Die resultierende Partikelgrößenverteilung ist in der Regel zwischen 5 und 180 µm breit. Wird die Partikelfraktion im Bereich von 15 bis 63 µm üblich für den laserbasierten PBF-Prozess verwendet, findet verbleibendes Pulver in der MIM-Technik (kleiner 15 µm) oder im Bereich des Auftragschweißens (größer 63 µm) Anwendung. Pulver mit einer Größe von über 180 µm (ca. 10% bei einem Closed-Couple-Zerstäubungssystem) besitzen für die meisten AM-Prozesse ungeeignete Eigenschaften und werden erneut eingeschmolzen. Im Rahmen dieses Vorhabens werden additive Fertigungsverfahren betrachtet, die einerseits keine kostenintensiven Ausgangspulver benötigen, da die Späne ihre eigentliche Form behalten und dennoch einen höheren Wert erhalten, und andererseits im industriellen Bereich die größte Bedeutung für die Verarbeitung von metallischen Filamenten haben.

Bei den Verfahren WAAM und LMD wird in der Regel auf Massivdrähte zurückgegriffen, die durch Stranggießen, Drahtziehen und Schälen der Oberfläche produziert werden. Auch hier erfolgt Materialabtrag durch Schälen zur Einstellung der geforderten Drahtdurchmesser. Um dieses Problem zu umgehen, wird im Rahmen des Projektes eine Entwicklung und Fertigung eines Fülldrahts zusammen mit dem Projektpartner DURUM Verschleißschutz GmbH angestrebt. Ausgangspunkt der Fülldrahtfertigung ist ein für das Materialsystem ausgewähltes Bandmaterial, das in etwa 50 Vol.-% des späteren Fülldrahts ausmacht. Das Bandmaterial wird zu einem U-Profil umgeformt, dessen Hohlraum durch Zugabe von konditioniertem Spanmaterial mit entsprechenden Fließeigenschaften aufgefüllt wird. Zur Einstellung der chemischen Zusammensetzung können weitere Ferropartikel zugegeben werden, die als kostengünstiger Ausgangswerkstoff im Bereich der gießtechnischen Urformung Anwendung finden. Dies bietet einen weiteren signifikanten Vorteil der hier beschriebenen Vorgehensweise. Durch Zugabe gezielter Legierungselemente können unterschiedliche Materialsysteme hergestellt werden, die es erlauben, die späteren Werkstoffeigenschaften individuell auf den Anwendungsfall abzustimmen. Ein derartiges, flexibles Materialdesign erlaubt ein Upcycling durch optimierte Eigenschaften für den jeweiligen Anwendungsfall.

Die dargestellte Vorgehensweise ermöglicht die Verarbeitung von hartphasenhaltigen Kaltarbeitsstählen mittels additiver Fertigung, was mit den derzeitigen Pulverbettverfahren im industriellen Maßstab und ohne prozesstechnische Maßnahmen (bspw. Vorwärmung) nicht realisierbar ist. Der hergestellte Fülldraht wird unter Berücksichtigung des LTT-Konzepts (Low Temperature Transition) legierungstechnisch angepasst, um eine Verarbeitung des hier betrachteten Spanmaterials aus den Stählen der assoziierten Projektpartner zu ermöglichen. Das LTT-Konzept berücksichtigt dabei eine gezielte Reduzierung der M_s -Temperatur durch die Zugabe austenitstabilisierender Elemente. Die Umwandlung der Phase Austenit (kfz) in das Härtegefüge Martensit (krz) erfolgt erst bei niedrigen Temperaturen. Mit der kfz-krz-Umwandlung geht eine positive Materialdilatation (Umwandlungsplastizität) einher, die zuvor gebildete Zugeigenspannungen abschwächt oder die Bildung von gewollten Druckeigenspannungen bewirkt.

Der Beitrag des Projekts besteht in der Schließung neuer Stoffkreisläufe sowie der signifikanten Reduktion des Ressourceneinsatzes. Zudem wird im Bereich der additiven Fertigung eine Lösung erarbeitet auch hartphasenhaltige Werkstoffe zu prozessieren. Die Umsetzung der im Projekt vorgestellten Möglichkeiten im Umgang mit Abfallprodukten aus der Metallzerspanung stellt einen weiteren Schritt in Richtung Circular Economy dar. Dadurch wird eine breite Basis für zukünftige Adaptionen der Erkenntnisse für KMU geschaffen.

Methodik und Projektablauf

Die Erreichung der Ziele innerhalb dieses Projektes kann nur durch ein systematisches Vorgehen und ein enges Zusammenwirken der einzelnen Arbeiten der beteiligten Projektpartner gewährleistet werden. Die langjährigen Erfahrungen der Industriepartner und Forschungsstellen ermöglichen die Abbildung der gesamten Prozesskette von der Aufbereitung von Schleifschlamm über die Verarbeitung des Rezyklats bis hin zur Fertigung von Fülldraht und Gussteilen sowie dem Einsatz von Demonstratoren. In Abbildung 1 wird die inhaltliche Verknüpfung der Arbeiten der beteiligten Projektpartner und die Wechselwirkung der einzelnen Arbeitspakete dargestellt. Im Folgenden werden die durchgeführten Arbeiten kurz beschrieben und dabei die inhaltliche Zuordnung entsprechend der jeweiligen Arbeitspakete berücksichtigt.

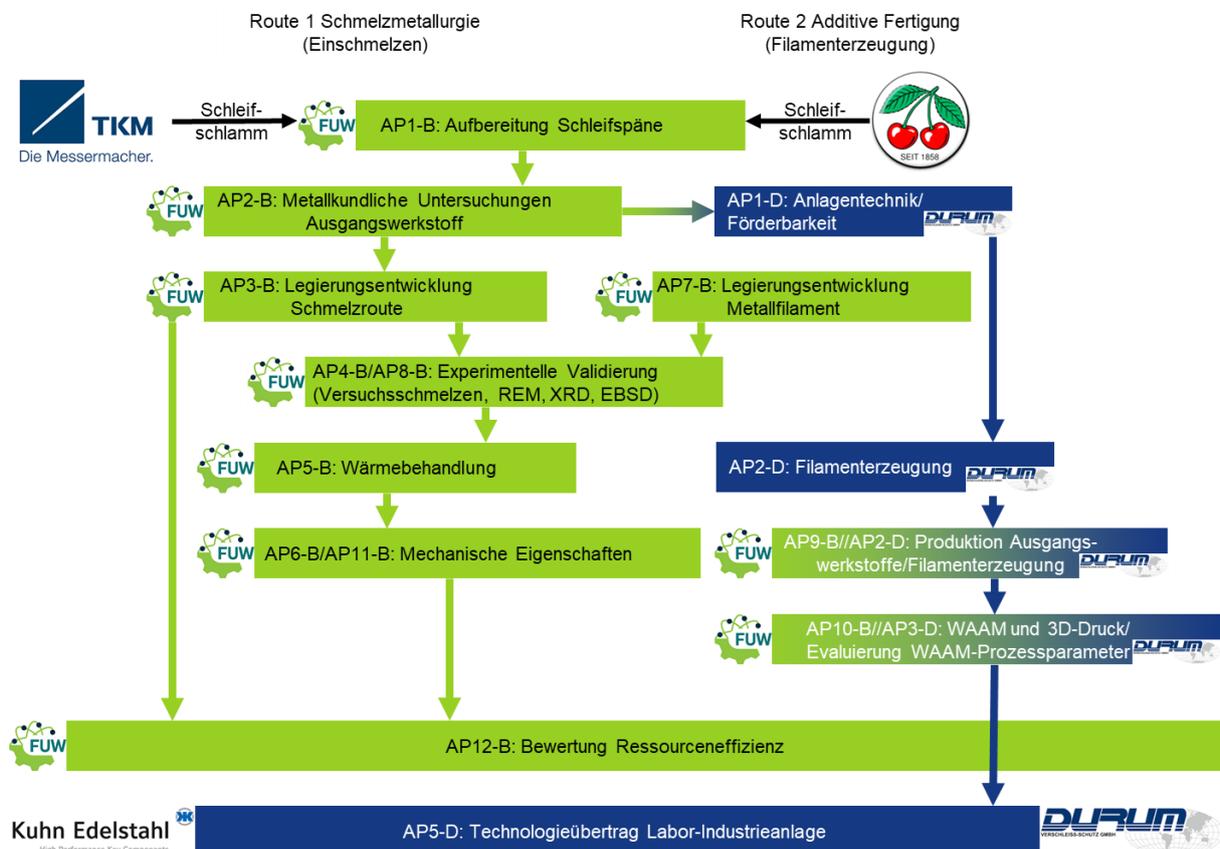


Abbildung 1: Darstellung der Projektstruktur, der zwei betrachteten Strategien und die Wechselwirkung der beteiligten Partner untereinander.

AP1-BUW: Aufbereitung und Charakterisierung des Ausgangszustandes der Schleifspäne

Im Rahmen des ersten Arbeitspakets haben die assoziierten Projektpartner TKM GmbH und KIRSCHEN Werkzeuge - Wilhelm Schmitt Comp. GmbH & Co. KG Schleifschlamm der Werkstoffe X153CrMoV12 (Fokus im Rahmen des Vorhabens) und 80CrV2 bereitgestellt. Der Schleifschlamm wurde vom Lehrstuhl für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe (FUW) aufbereitet und charakterisiert. Die Trocknung der Schleifschlämme erfolgte in einem Trocknungsschrank Venti-Line des Herstellers VWR. Dabei wurden die Schleifschlämme des Werkstoffs X153CrMoV12

für 48 Stunden bei 150 °C und die des Werkstoffs 80CrV2 für 96 Stunden bei 120 °C getrocknet. Im Anschluss wurde der Schleifschlamm durch eine Wurfsiebung gemäß DIN 66165 fraktioniert. Für die Analyse wurden Siebe mit einer Maschenweite von 1000 µm, 500 µm, 250 µm, 125 µm, 63 µm und 45 µm verwendet. Daraufhin wurden die einzelnen Fraktionen mittels magnetischer Separation voneinander getrennt, um die metallischen Schleifspäne von den SiC- und Al₂O₃-Abrasivepartikeln (Siliziumkarbid/Karborund und Aluminiumoxid/Korund), eingebracht von den verwendeten Schleifscheiben während der Materialzerspanung, sowie weiteren Verunreinigungen zu separieren.

Im Anschluss wurden die separierten metallischen Schleifspäne hinsichtlich ihrer Größenverteilung, Form und ausgewählter Kenngrößen wie Schüttdichte, Klopfdichte sowie Fließfähigkeit analysiert. Zusätzlich wurden der Hausner-Faktor und der Carr-Index bestimmt. Die zuletzt genannten Kenngrößen sind von entscheidender Bedeutung für die Weiterverarbeitung zu einem Fülldraht innerhalb der Route der additiven Fertigung. Gemäß (Carr 1965) lässt sich der Hausner-Faktor und der Carr-Index in die in Tabelle 1 aufgeführten Fließfähigkeitsbereiche unterteilen, die eine Abschätzung der Fließfähigkeit von Pulver in unterschiedliche Klassen ermöglichen.

Tabelle 1: Einteilung des Hausner-Faktors und des Carr-Index in die jeweiligen Fließfähigkeitsintervalle gemäß (Carr 1965).

Fließfähigkeit (flow character)	Hausner-Faktor	Carr-Index
Excellent	1,00-1,11	1-10
Good	1,12-1,18	11-15
Fair	1,19-1,25	16-20
Passable	1,26-1,34	21-25
Poor	1,35-1,45	26-31
Very Poor	1,46-1,59	32-37
Very, very Poor	>1,60	>38

AP2-BUW: Umschmelzversuche und metallkundliche Untersuchung des Ausgangswerkstoffes

Die aus der Fraktionierung und Separation von metallischen Schleifspänen aus AP1-BUW gewonnenen Materialien werden in diesem Arbeitspaket weiterverarbeitet, um sie als Ausgangswerkstoff für die Legierungsentwicklung nutzbar zu machen. Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung des Spanmaterials wurden die einzelnen Fraktionen mithilfe eines Induktionsumschmelzofens vom Typ MC16 der Fa. Indutherm zu einem Probenkörper umgeschmolzen. Als Schmelzgefäß wurde ein Aluminiumoxidtiegel verwendet, der mit einer Schicht aus Zirkonoxid beschichtet war. Dieser wurde in einem Graphittiegel-Suszeptor induktiv erwärmt und die Späne über Wärmeleitung umgeschmolzen. Des Weiteren wurden metallische Schleifspäne der Fraktion <45 µm für weitere Umschmelzexperimente in einem größeren Induktionsofen vom Typ MU700 der Fa. Indutherm in einem Graphittiegel umgeschmolzen und anschließend in einer Graphitkokille abgegossen.

Neben den Induktionsöfen kam ein Vakuumrohröfen vom Typ ROF 7/75 des Herstellers Heraeus zum Einsatz. Hierzu wurden Keramikschiffchen mit den metallischen Schleifspänen manuell befüllt und bei 1300 °C im Vakuum für 120 Minuten gehalten. Während der Aufheizphase erfolgte eine Haltestufe bei 350 °C für 30 Minuten, um etwaige nicht beseitigte Kühlschmierstoffe (KSS) abdampfen zu lassen, die noch an den Schleifspänen anhaften.

Im Anschluss wurden die hergestellten Probenkörper mittels optischer Funkenemissionsspektroskopie (OES) auf ihre chemische Zusammensetzung hin analysiert. Zurückgegriffen wurde auf das optische Funkenspektrometer ARL3460B

der Fa. ThermoARL sowie SPECTROLAB M9 des Herstellers Spectro Analytical Instruments GmbH. Die erzeugten Probenkörper wurden anschließend metallographisch durch Schleifen, Polieren und Ätzen präpariert. Die kontrastierten Gefüge sind unter Verwendung eines Auflichtmikroskops DM2700M des Herstellers Leica und eines Rasterelektronenmikroskops (REM) vom Typ Vega 3 SBH von Tescan untersucht worden. Die chemische Zusammensetzung einzelner Gefügebestandteile konnten durch den am REM verbauten EDX-Detektor (energiedispersive Röntgenspektroskopie) XFlash 5030 des Herstellers Bruker analysiert werden. Zusätzlich wurden die im Gefüge enthaltenen Phasen der Proben mittels Röntgendiffraktometrie (XRD) analysiert. Hierfür fand das Röntgendiffraktometer D2 Phaser von Bruker Anwendung. Die Phasenanalyse im Gefüge bei höheren Vergrößerungen erfolgte mittels EBSD des Herstellers Oxford Instruments an einem REM Crossbeam 550 mit einer Gemini 2 Säule des Herstellers ZEISS.

AP3-BUW: Bewertung der chemischen Zusammensetzung des Rezyklates im Vergleich zu Norm-Stähle

Das Ziel dieses Arbeitspakets bestand in der Bewertung der chemischen Zusammensetzung der umgeschmolzenen Proben, die in AP2-BUW erzeugten Proben. Zu diesem Zweck wurden die chemischen Zusammensetzungen der umgeschmolzenen Proben der jeweiligen Fraktionen mit den chemischen Zusammensetzungen der Stahlsorte X153CrMoV12 nach den geltenden Normen verglichen. Es konnten potenzielle Stahlsorten identifiziert werden, bei denen die Schleifspanfraktionen, die nicht für die Herstellung des metallischen Filaments für die additive Fertigung verwendet werden, als Ausgangswerkstoff für die Schmelzroute dienen können. Um die geforderte chemische Zusammensetzung gemäß Norm einzustellen und die Schmelzen in AP4-BUW zu erzeugen, wurden die erforderlichen Anteile an zugegebenen Reinelementen bzw. verfügbaren Ferropartikeln berechnet. Des Weiteren erfolgten thermodynamische Berechnungen sowohl für die umgeschmolzenen Proben der Späne als auch für die nominalen Zusammensetzungen ausgewählter Zielwerkstoffe. Hierbei wurde das Programm Thermo-Calc® in den Versionen 2021b und 2024a der Fa. Thermo-Calc Software AB mit den Datenbanken TCFE10 und MOBFE5 sowie TCFE13 und MOBFE8 verwendet, welches auf der CALPHAD-Methode basiert. Unter anderem wurden Gleichgewichtsberechnungen durchgeführt, um beispielsweise die sich bildenden Phasen im Gefüge in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung, Temperatur und Druck zu berechnen oder optimale Wärmebehandlungsstrategien abzuleiten. Des Weiteren wurden Scheil-Gulliver-Erstarrungsberechnungen unter der Annahme unterschiedlicher Simulationsmodelle durchgeführt, um die Erstarrungsreihenfolge des Gefüges aus der flüssigen Phase bei der schmelzmetallurgischen und additiven Fertigungsroute zu simulieren.

AP4-BUW: Herstellung der berechneten Werkstoffe durch Umschmelzen

Im Rahmen dieses Arbeitspakets erfolgte die Verifizierung der in AP3-BUW simulierten und berechneten Werkstoffe. Zu diesem Zweck wurden die berechneten Legierungszusammensetzungen durch Mischen von Spanmaterial und Ferropartikel bzw. Reinelementen hergestellt und in den Induktionsumschmelzöfen MC16 und MU700 des Herstellers Indutherm umgeschmolzen. Der Umschmelzofen MU700 wurde aus Eigenmitteln des Lehrstuhls für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe finanziert, da dieser nicht Bestandteil des eingereichten Projektantrags war.

Im Anschluss wurde die chemische Zusammensetzung der Gussproben mittels OES ermittelt. Dazu wurde ein optisches Funkenspektrometer vom Typ SPECTROLAB M9 der Fa. Spectro Analytical Instruments GmbH eingesetzt. Bei einer zu großen Abweichung der Ist-Zusammensetzung von der Soll-Zusammensetzung wurde durch Zugabe weiterer Ferropartikel und erneutes Einschmelzen eine Nachjustierung der chemischen Zusammensetzung vorgenommen. Die sich bildenden Gefüge wurden metallographisch analog zu AP2-BUW mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie und weiterer Methoden analysiert.

AP5-BUW: Metallkundliche Untersuchungen und Charakterisierung des Härte-Anlassverhaltens der neuen Werkstoffe

Das Ziel des Arbeitspakets bestand in der Erstellung des werkstoffspezifischen Härte-Anlassverhaltens der in AP3-BUW entwickelten Legierungen. Zu diesem Zweck wurden die in AP4-BUW erzeugten Proben zunächst durch trennende Verfahren bearbeitet und anschließend wärmebehandelt. Die Wärmebehandlungsparameter sind in Tabelle 2 aufgelistet. Die Proben wurden in einem Muffelofen des Typs LM-312.27 des Herstellers LINN HIGH THERM GMBH austenitisiert und anschließend im Abschreckmedium Öl gehärtet. Die Anlassvorgänge, deren verwendete Parameter in Tabelle 3 aufgeführt sind, wurden im Umluft-Kammerofen des Typs KU 15/06/A des Herstellers THERMCONCEPT durchgeführt. Zwischen den einzelnen Anlassstufen wurden die Proben an Luft bis auf Raumtemperatur abgekühlt.

Im Anschluss wurden an den Proben Härtemessungen nach Vickers durchgeführt. Für die Härteprüfung fand ein vollautomatisierter Vickers-Härteprüfer des Typs Carat 930 der Fa. ATM Anwendung. Zusätzlich wurden ausgewählte Proben rasterelektronen- und lichtmikroskopisch, analog zum AP2-BUW, untersucht.

Tabelle 2: Wärmebehandlungsparameter für das Härten der Stahlsorte X153CrMoV12. Aufgeführt sind die Austenitisierungstemperaturen und -dauer sowie die Abschreckmedien.

Werkstoff	T _{Aus} [°C]	t _{Aus} [min]	Abschreckmedium
X153CrMoV12 nach Norm	1020	30	Öl
X153CrMoV12 Rezyklat	1020	30	Öl
X153CrMoV12 Rezyklat mit adapt. Si-Gehalt	1020	30	Öl

Tabelle 3: Wärmebehandlungsparameter für das Anlassen der Stahlsorte X153CrMoV12. Aufgeführt sind die Anlasstemperaturen und -dauer, die Anzahl an Anlassvorgängen sowie die Abkühlmedien.

Werkstoff	T _{Anlass} [°C]	t _{Anlass} [min]	Anzahl	Abkühlmedium
X153CrMoV12 nach Norm	500	120	2	Luft
X153CrMoV12 Rezyklat	500	120	2	Luft
X153CrMoV12 Rezyklat mit adapt. Si-Gehalt	500	120	2	Luft

AP6-BUW: Bewertung der mechanischen Eigenschaften des aus dem Rezyklat erzeugten Stahls im Vergleich zu einem nach Norm schmelzmetallurgisch erzeugten Halbzeug

Im Rahmen dieses Arbeitspakets wurden verschiedene Umschmelzversuche mit rezyklierten Schleifspänen, Ferropartikeln und Gemischen aus rezyklierten Schleifspänen und Ferropartikeln durchgeführt. Aufgrund der erzielten Ergebnisse der AP2-BUW-AP5-BUW wurde auf eine Fertigung von großvolumigen Schlagbiegeproben und Vier-Punkt-Biegeproben verzichtet. Die bis dato gesammelten mechanischen, metallographischen und werkstofftechnischen Werkstoffkennwerte wiesen aufgrund der schmelzmetallurgischen Erzeugung und des hieraus resultierenden Gefüges eine hohe Übereinstimmung mit den Kennwerten der

konventionellen, schmelzmetallurgischen Werkstoffe auf. In der Gießindustrie besteht die Möglichkeit, Additive direkt der Metallschmelze im Rahmen der Sekundärmetallurgie zuzuführen bzw. unerwünschte Stoffe zum Teil zu entfernen. Das beschriebene Vorgehen resultiert jedoch in einer Reduktion des Anteils an Spanrezyklat. Da dieses Zulegieren einer Schmelze bereits technisch im Bereich des Rezykling mit größeren Materialstücken umsetzbar ist und eine Zugabe in einem Laborofen nicht im Rahmen der Arbeitssicherheit möglich war wurde stattdessen die Route der additiven Fertigung priorisiert verfolgt.

AP7-BUW: Entwicklung eines Metall-Filaments für den 3D-Druck aus Spanmaterial

Neben der Strategie, die Schleifspäne umzuschmelzen (AP1-BUW-AP6-BUW), ist vorgesehen, diese für die Herstellung von Fülldraht für die metallische additive Fertigung zu verwenden. Zu diesem Zweck wurden die aus AP2-BUW ermittelten chemischen Zusammensetzungen der einzelnen Fraktionen berücksichtigt. Der Reinanteil an Legierungselementen, der für die Herstellung eines bestehenden Fülldrahts der DURUM Verschleißschutz GmbH erforderlich ist, wurde berechnet. Hierbei wurde das Mischungsverhältnis des benötigten Mantelmaterials, der metallischen Schleifspäne und der zusätzlich in Form von Reinelementen oder Ferropartikel zuzugebenden Legierungselemente berücksichtigt.

Neben der chemischen Zusammensetzung wurde im Rahmen der Auswahl des zu fertigen Fülldrahtes auch der LTT-Ansatz berücksichtigt. Zu diesem Zweck wurden analog wie in AP3-BUW beschriebenen thermodynamische Berechnungen mit der Software Thermo-Calc[®] durchgeführt. Die Simulationen fokussierten auf die Erarbeitung eines grundlegenden Verständnisses zu den Erstarrungsverhalten der Werkstoffe, mit Hilfe von Scheil-Gulliver-Simulation. Ausgehend von den sich ausbildenden Phasen und der chemischen Zusammensetzung im Abkühlprozess konnten die partiellen M_s - und M_f -Temperaturen berechnet werden. Des Weiteren sind die Legierungen durch die Berechnung des Ni- und Cr-Äquivalents im Schaeffler-Diagramm eingeordnet und deren Schweißeignung bewertet worden. Auf Basis der Berechnungen und der legierungstechnischen Einordnung im Schaeffler-Diagramm wurde die materialspezifische Gefahr zur Bildung von schweißspezifischen Gefügedefekte wie Heiß- oder Kaltrissen approximiert.

AP8-BUW: Validierung der Berechnungen anhand umgeschmolzener Proben

Die in AP7-BUW berechneten Werkstoffe wurden von der DURUM Verschleißschutz GmbH als konventionell hergestellte Fülldrähte (Fülldrahterzeugung aus Mantel und Ferropartikel ohne Rezyklatzugabe) zu Validierungszwecken zur Verfügung gestellt. Diese wurden auf einer WAAM-Anlage Cube-MK03S der Fa. Concept GmbH zu additiv gefertigten Proben verarbeitet. Die im Rahmen dieses Projektes beantragte Labor-WAAM-Anlage befand sich aufgrund der anhaltenden Corona-Pandemie und der internationalen Halbleiter-Krise noch im Aufbau. Die Fa. Heinz Berger Maschinenfabrik GmbH & Co. KG, die den Schweißroboter für die aufzubauende WAAM-Anlage lieferte, stellte hier den Kontakt zur Fa. Concept GmbH her, sodass eine Prozessierung des Fülldrahtes ohne zeitlichen Verzug erfolgen konnte. In Abbildung 2 ist der schematische Versuchsaufbau der hergestellten Proben dargestellt. Es wurden mehrere Schweißraupen nebeneinander (Abbildung 2a), übereinander (Abbildung 2b) und als Volumen (Abbildung 2c) hergestellt. Die Proben wurden auf einer WAAM-Anlage CUBE-MK03S des Herstellers COMP3D gefertigt, wobei ein Schweißgerät TransPuls Synergic 4000 des Herstellers Fronius zum Einsatz kam.

Aus den gefertigten Proben wurden unter anderem Rundproben mit einem Durchmesser von 4 mm und einer Länge von 10 mm gefertigt, die in einem Abschreck- und Umformdilatometer TA DIL805 des Herstellers TA Instruments untersucht wurden um die materialspezifische M_s -Temperatur zu ermitteln. Neben der Dilatometrie wurde ein Röntgendiffraktometer Stresstech Xstress G2R der Fa. Stresstech eingesetzt, das für Restaustenitquantifizierungen und Eigenspannungsanalysen nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren im modifizierten χ -Aufbau verwendet wurde. Darüber hinaus wurden die in AP2-BUW vorgestellten Methoden angewendet.

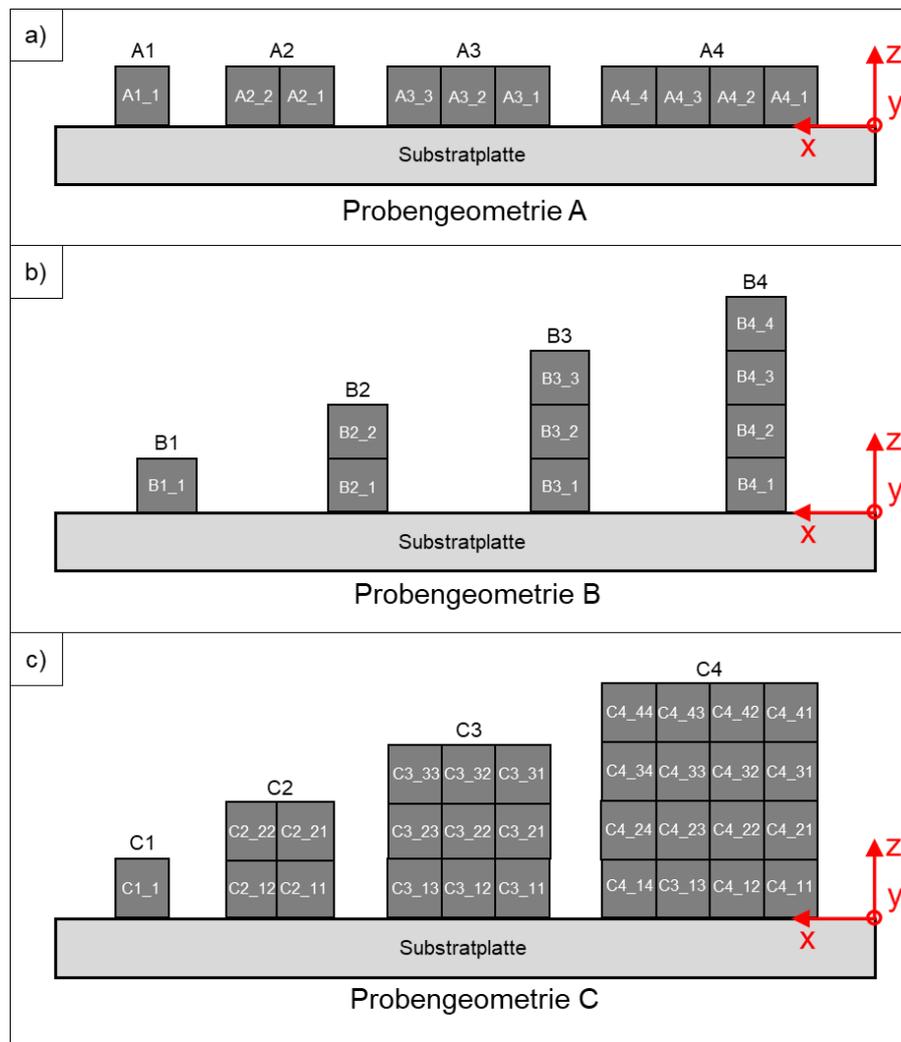


Abbildung 2: Schematische Darstellung der im AP8-BUW erzeugten Probengeometrien A in a), B in b), C in c) inklusive der einzelnen Probenbezeichnungen.

AP9-BUW: Festlegung und Herstellung geeigneter Ausgangswerkstoffe für den metallischen 3D Druck bei DURUM Verschleißschutz GmbH

In Kooperation mit der Fa. DURUM Verschleißschutz GmbH wurden im Rahmen dieses Arbeitspakets Entscheidungen hinsichtlich der Fertigung eines Fülldrahts unter Verwendung fraktionierter Schleifspanfraktionen getroffen. Dabei wurden Erkenntnisse aus AP7-BUW und AP1-DURUM Verschleißschutz GmbH berücksichtigt. Der Meilenstein, der nach Abschluss dieses Pakets erreicht wurde, war die Fertigung eines Fülldrahts mit metallischen Schleifspänen für die additive Fertigung. Dieser Meilenstein konnte sowohl zeitlich als auch in geplanten Umfang erreicht werden.

AP10-BUW: Erzeugung von einfachen 3D-Strukturen mit dem entwickelten Metallfilament

Im Rahmen dieses Arbeitspakets wurden sowohl an den Schweißanlagen der DURUM Verschleißschutz GmbH als auch an der neu entwickelten WAAM-Anlage des Lehrstuhls für Neue Fertigungsverfahren und Werkstoffe einfache Probenkörper (einlagig und fünflagig) additiv gefertigt. Dabei erfolgte die Bearbeitung des AP10-BUW in enger Zusammenarbeit mit dem AP4-DURUM Verschleißschutz GmbH. Innerhalb der Parameterstudie wurden die Einflussgrößen Gasart und Gasdurchflussmenge, Drahtvorschub, Schweißgeschwindigkeit, Schweißspannung bzw. Schweißstrom sowie freie Drahtlänge variiert, um optimale Schweißparameter abzuleiten. Optimale Parameter wurden durch die Herstellung von entsprechenden Proben und deren metallographischen Charakterisierung mit den aus AP2-BUW, AP3-BUW, AP5-BUW und AP8-BUW genannten Methoden und Geräten bestimmt. Nach Abschluss des Arbeitspakets konnten optimale Parameter für die additive Fertigung ermittelt werden, die im weiteren Projektverlauf zum Einsatz kamen.

AP11-BUW: Metallkundliche und tribo-mechanische Charakterisierung der additiv gefertigten Probenkörper

In diesem Arbeitspaket wurden die erzeugten Proben hinsichtlich der Defektdichte, der sich ausbildenden Gefüge- und Phasenausbildung charakterisiert. Auch wurde sowohl die sich ausbildende Grenzflächen innerhalb der einzelnen Lagen und zwischen WAAM-erzeugter Schicht und Substratwerkstoff, als auch der Einfluss des alternierenden Wärmeeintrags auf die lokale Gefügeausbildung untersucht. Darüber hinaus wurden in diesem Arbeitspaket Versuche an ausgewählten Proben an der Dortmunder Elektronenspeicherringanlage am Zentrum für Synchrotronstrahlung der Technischen Universität Dortmund durchgeführt um mit hoher Genauigkeit die sich ausbildende Phasenzusammensetzung zu bestimmen.

Die tribo-mechanische Charakterisierung der additiv gefertigten Probenkörper erfolgte an den in AP5-DURUM Verschleißschutz GmbH gefertigten Großproben. Es wurden Schlagbiegeversuche an einem Kerbschlagbiegehammer des Herstellers Wolpert mit einer Arbeitsleistung von 300 J, Zugversuche an einer Universalprüfmaschine mit einer maximalen Leistung von 100 kN des Herstellers MTS sowie Stift-Scheibe-Versuche an einem Tribometer TRM 1000 des Herstellers Wazau durchgeführt. Außerdem kam ein die konfokale Laser-Scanning-Mikroskope (CLSM) zum Einsatz. Die Untersuchungen wurden an einem Laserscanning-Mikroskop VK-X250K des Herstellers Keyence durchgeführt.

AP12-BUW: Vergleich der additiv gefertigten Proben gegenüber schmelzmetallurgisch hergestellten Proben (konventioneller Werkstoff) und Ableitung des Ressourceneinsparpotentials bzw. Bewertung des Up-Cyclingpotentials

Im Rahmen des Vorhabens wurde in diesem Arbeitspaket eine Abschätzung des Ressourceneinsparpotentials bzw. des Up-Cycling Potentials vorgenommen. Dazu wurde die Software CES-EduPack der Fa. Granta Design mit der Materialdatenbank „Level 3“ verwendet. Im Fokus stand die Bewertung des Energieeinsparpotentials sowie die Bewertung der mit der Produktfertigung einhergehenden CO₂-Emissionen. Als Standardbauteil wurde ein Produkt mit einer Masse von 500 g betrachtet, welches gießtechnisch aus Neumaterial erzeugt wurde. Neben dem Gießen wurde angenommen, dass zur Einstellung der Oberflächeneigenschaften ca. 10 % des Materials durch trennende Verfahren (Drehen, Bohren, Fräsen, Schleifen) abgetragen wurde. Des Weiteren wurde angenommen, dass das Neumaterial per LKW (Rotterdam

nach Solingen, 260 km) und Seefracht (Shanghai nach Rotterdam, 12560 km) aus Asien geliefert wird. In einem Vergleich wurde angenommen, dass das Spanmaterial in Remscheid produziert, nach Willich (DURUM Verschleißschutz GmbH) transportiert und wiederum per LKW nach Solingen transportiert wird. Der Transportweg (LKW 14 t-2 Achsen) beträgt in diesem Fall 130 km.

Für die Rezyklieroute durch Wiedereinschmelzen (Cast-Rezykliert) wurde ein Transportweg von 100 km zu dem Gießereiunternehmen und dem externen Wärmebehandlungsunternehmen (Cast-Rezykliert+Wärmebehandelt) berücksichtigt. Bei der gießtechnischen Route wurden typische Rezyklierwerte für das zu verwendende Material angenommen. Für die Bauteile, die durch den DED/WAAM-Prozess hergestellt wurden, wurde eine Bauteilmasse von 500 g veranschlagt, die derjenigen der gießtechnischen Route entspricht. Bei der Drahtfertigung wurden die real ermittelten Füllgrade (Mantelmaterial = 60% DC04, 1.0338; Füllgrad 1.2379 Spanmaterial 25% + Füllgradzusatz zur Einstellung der Legierung 15%) betrachtet. Bei der Rezyklierung wurde lediglich die Drahtfertigung (Herstellung Spaltband DC04 durch Walzen, Drahtziehen) berücksichtigt. Die eigentliche Spanaufbereitung durch Waschen, Trocknen und Klassieren konnte aus Gründen mangelnder Daten nicht vollständig berücksichtigt werden. Es wird jedoch angenommen, dass der sich dadurch ergebende Fehler in der Energieaufwendung zur Verarbeitung zu einem Fülldraht und der nachfolgenden additiven Fertigung (Annahme Energieaufwand MSG-Schweißen) untergeht.

Unabhängig davon sei an dieser Stelle ausdrücklich erwähnt, dass das Eco-Audit und die aufgezeigten Werte als Richtwerte zu verstehen sind und nicht den genauen Sachverhalt quantitativ exakt abbilden. Auch bei den DED/WAAM-prozessierten Proben wurde ein spanendes Post-Processing berücksichtigt, wobei angenommen wurde, dass der Materialabtrag zur Einstellung der geforderten Oberflächeneigenschaften 10% der Gesamtbauteilmasse entspricht.

AP1-DURUM Verschleißschutz GmbH

Die metallischen Schleifspäne aus AP1-BUW wurden der DURUM Verschleißschutz GmbH zur Verfügung gestellt und in diesem Arbeitspaket weiterverarbeitet. Die in AP1-BUW ermittelten Kennwerte der Schleifspäne wurden von der DURUM Verschleißschutz GmbH bestätigt und für die Weiterverarbeitung zu Fülldraht durch entsprechende Konditionierung optimiert. Für den ersten Versuch wurde seitens der DURUM Verschleißschutz GmbH die Spanfraktion 63-125 µm ausgewählt, da diese aufgrund der Erfahrung des Unternehmens bezüglich der Pulvergröße und deren Weiterverarbeitung zu Fülldraht als geeignete Fraktion bezüglich der Partikeleigenschaften bewertet wurde. Basierend auf der in AP2-BUW ermittelten chemischen Zusammensetzung wurde seitens des Unternehmens das Verhältnis aus Mantelmaterial, Schleifspänen und Ferropartikeln berechnet. Die Ferropartikel wurden neben der Anpassung der chemischen Zusammensetzung auch als Additive eingesetzt, um die Fließfähigkeit bzw. Förderbarkeit zu verbessern. Es wurde die chemische Zusammensetzung des Fülldrahtes gemäß AP7-BUW berücksichtigt sowie die ermittelten Kennwerte des Gemisches aus Schleifspänen und Ferropartikeln.

AP2-DURUM Verschleißschutz GmbH

Im Rahmen dieses Arbeitspakets wurden die in AP1-DURUM Verschleißschutz GmbH berechneten Fülldrähte hergestellt. Für die Fertigung des Fülldrahts in unterschiedlichen Drahtdurchmessern ist auf Fertigungsmaschinen der Fa. DURUM Verschleißschutz GmbH zurückgegriffen worden. Eine schematische Darstellung notwendigen Prozessschritte zur Fülldrahtfertigung ist in Abbildung 3 dargestellt.

Das Gemisch aus Schleifspänen und Ferropartikeln wurde durch einen Trichter mit einer definierten Menge auf ein Förderband gegeben und von dort in das zuvor gebogene Mantelmaterial aus DC04 (1.0338) eingefüllt (vgl. Abbildung 3a-b). Im Anschluss wurde das U-förmige Mantelmaterial mit der entsprechenden Füllung gefalzt (vgl. Abbildung 3c). In der Folge wurde der Fülldraht auf den entsprechenden Drahtdurchmesser gezogen. Je nach Schüttdichte wurde das Füllmaterial zusätzlich im Mantelmaterial verdichtet. Abschließend wurde eine Wärmebehandlung des Fülldrahts bei 220 °C und 350 °C durchgeführt. Die Wärmebehandlung ist erforderlich, um prozessbedingte Öle zu verdampfen, da diese im Schweißprozess zu Schweißfehlern (Porenbildung, Spritzerbildung, etc.) führen können.

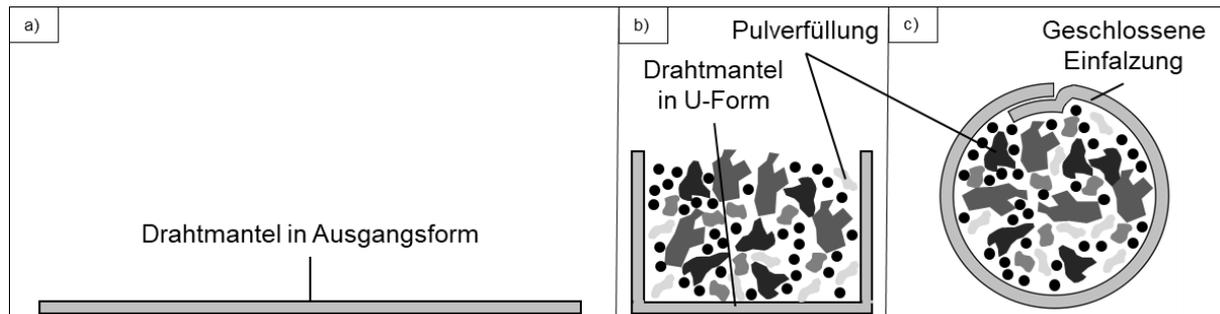


Abbildung 3: Schematische Darstellung des formgeschlossenen Fülldrahtes durch verschiedene Umformschritte. a) Ausgangszustand des Drahtmantels in Form eines Bandmaterials, b) geformtes U-Profil mit Pulverfüllung, c) formgeschlossener, gefalzter Fülldraht vor dem Ziehprozess.

AP3-DURUM Verschleißschutz GmbH

In Zusammenarbeit mit der Heinz Berger Maschinenfabrik GmbH & Co. KG und dem Lehrstuhl für Neue Fertigungsverfahren und Werkstoffe hat die DURUM Verschleißschutz GmbH eine Labor-WAAM-Anlage konzipiert und aufgebaut. Dabei wurden technische Details zur Programmierung des Roboters und der Roboterperipherie, zur Übertragung von Befehlen an das Schweißgerät sowie sicherheitsrelevante Aspekte berücksichtigt. Bei der Konzeptionierung der Anlage wurden zudem Schweißstromquellen mit spezieller Auslegung für die automatisierte Langzeit-Schweißung sowie entsprechende Drahtfördereinheiten berücksichtigt. Die Konzeptionierung erfolgte unter Berücksichtigung der Anforderungen des WAAM-Prozesses. Aufgrund der Corona-Pandemie und der internationalen Halbleiter-Krise verzögerte sich der Aufbau der WAAM-Anlage. Entgegen der eigentlichen Projektplanung wurde die WAAM-Anlage schließlich im Frühsommer 2023 in Betrieb genommen.

AP4-DURUM Verschleißschutz GmbH

Im Rahmen dieses Arbeitspakets wurden sowohl an den Schweißanlagen der DURUM Verschleißschutz GmbH als auch an der neu entwickelten WAAM-Anlage des Lehrstuhls für Neue Fertigungsverfahren und Werkstoffe einfache Probenkörper additiv gefertigt. An dieser Stelle sei bezüglich der durchgeführten Arbeiten auf das AP10-BUW verwiesen, da beide Arbeitspakete in enger Kooperation der Projektpartner erarbeitet wurden.

AP5-DURUM Verschleißschutz GmbH

Die in AP4-DURUM Verschleißschutz GmbH entwickelten optimalen Schweißparameter führten an der Labor-WAAM-Anlage des Lehrstuhls für Neue Fertigungsverfahren und Werkstoffe zur rissfreien additiven Fertigung von

Großproben. Die Großproben bestanden aus zwei Schweißtracks nebeneinander sowie 17 Schweißlagen aufeinander, in Summe 34 Schweißbahnen mit einer Länge von 130 mm. Die Großproben wurden in Anlehnung an die Untersuchungen des Arbeitspakets AP4-DURUM Verschleißschutz GmbH analysiert. Darüber hinaus wurden aus den Großproben die für das AP11-BUW verwendeten Proben zur tribo-mechanischen Charakterisierung der Werkstoffe entnommen. Daneben wurden noch weitere Großproben mit variierenden Geometrien gefertigt.

Nach Abschluss des Projekts werden Demonstratoren angefertigt, die letztendlich über den Erfolg der Technologieentwicklung nach dem Projektende entscheiden. In diesem Kontext werden derzeit Gespräche mit Industriekontakten geführt, die bei der Zielfindung von geeigneten Anwendungen und der Begleitung des Demonstratoreinsatzes unterstützend mitwirken.

Projektergebnisse

Im Folgenden werden die wichtigsten Ergebnisse des durchgeführten Projekts in chronologischer Reihenfolge vorgestellt. Um eine eindeutige Zuordnung zu ermöglichen, werden die Ergebnisse in Abhängigkeit der Arbeitspakete beschrieben.

AP1-BUW: Aufbereitung und Charakterisierung des Ausgangszustandes der Schleifspäne

Die Ergebnisse der Schleifspancharakterisierung beziehen sich auf Schleifspäne der Stahlsorten X153CrMoV12 (1.2379) sowie 80CrV2 (1.2235), die von den assoziierten Kooperationspartnern TKM GmbH und KIRSCHEN Werkzeuge - Wilhelm Schmitt Comp. GmbH & Co. KG bereitgestellt wurden. In Abbildung 4 sind exemplarisch Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 im Anlieferungszustand abgebildet.



Abbildung 4: Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 im Anlieferungszustand.

Aufgrund des geringeren Flammpunkts des KSS des Schleifschlammes des Werkstoffs 80CrV2 musste gegenüber der Rezyklierung des Schleifschlammes des Werkstoffs X153CrMoV12 eine geringere Temperatur gewählt werden, da sich die an den Schleifspänen anhaftenden KSS-Partikel ansonsten entzünden würden und zu einer Oxidation der Späne führen würden. Eine Reduktion der Trocknungstemperatur bedingt jedoch eine Verlängerung der Trocknungszeit, was zu einer Ineffektivität des Recyclingprozesses und somit zu einem erhöhten Zeitbedarf führt.

In Abbildung 5 ist die Gewichtsgrößenverteilung der Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 dargestellt. Es lässt sich erkennen, dass der Schleifschlamm primär aus Schleifspänen der Fraktion 63-125 μm sowie 125-250 μm besteht. Aufgrund der höchsten Gewichtsverteilung der Fraktion 63-125 μm und des im Verhältnis zu den Schleifspänen geringeren Anteils an Abrasivpartikeln im Vergleich zu der Fraktion 125-250 μm wird die Fraktion 63-125 μm favorisiert betrachtet. In Abbildung 6 ist eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme dieser Fraktion nach erfolgter Rezyklierung dargestellt. Die Analyse des Schleifschlammes zeigt, dass dieser neben Abrasivpartikeln aus diskontinuierlichen, spiral- und hakenförmigen Spänen besteht. Somit kann auch die magnetische Abscheidung nicht zu einer homogenen Trennung der einzelnen Bestandteile führen. Es ist zu beobachten, dass die Fraktionen 500-1000 μm und >1000 μm weitestgehend aus Konglomeraten bestehen, die durch mechanische Verklammerungen der Schleifspäne zusammengehalten werden. Die mechanische Verklammerung der Schleifspäne ist auf deren Form zurückzuführen

(vgl. Abbildung 6). Es besteht jedoch die Möglichkeit, die Konglomerate durch die Nutzung einer Kugelmühle oder die Aufbringung mechanischer Kraft zu zerkleinern und in feinere Fraktionen zu verteilen. Des Weiteren ist zu beobachten, dass der höchste Anteil an Abrasivpartikeln mit ca. 50 Ma.-% in der Fraktion 250-500 μm vorliegt (vgl. Abbildung 5).

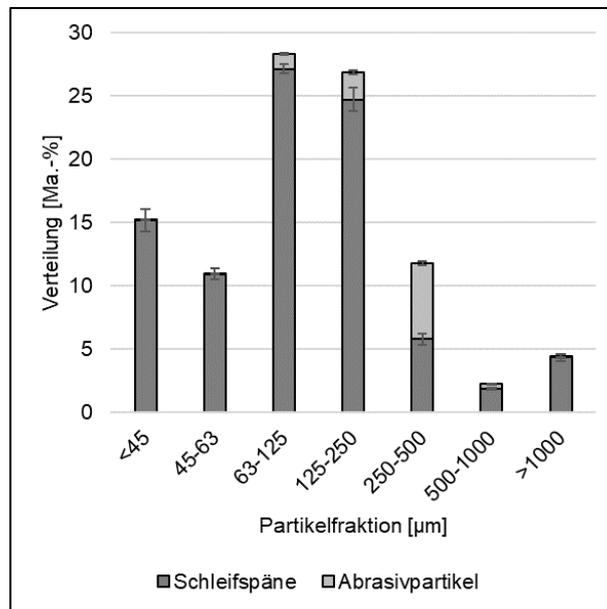


Abbildung 5: Gewichtsgrößenverteilung der Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 nach der Wurfsiebung.

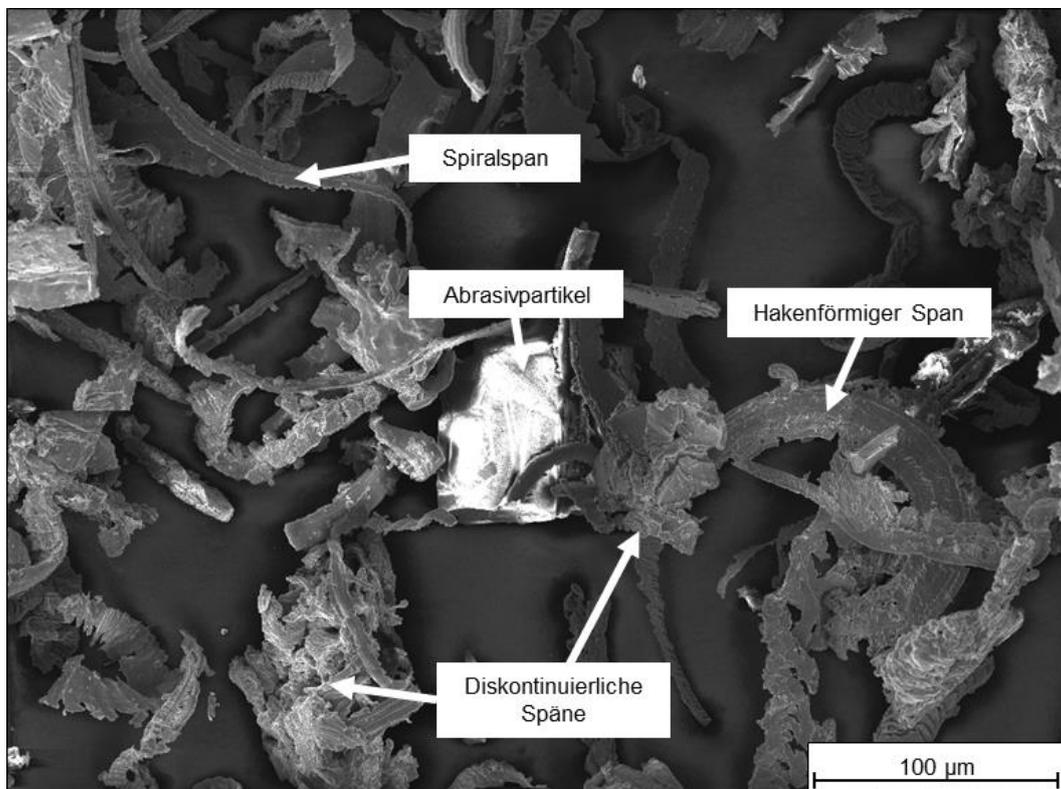


Abbildung 6: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 der Fraktion 63-125 μm in 500-facher Vergrößerung.

In Abbildung 7 ist die Gewichtsgrößenverteilung der Schleifspäne des Werkstoffs 80CrV2 dargestellt. Im Vergleich zu den Spänen des Werkstoffs X153CrMoV12 ist

ersichtlich, dass die Größenverteilung zu größeren Fraktionen verschoben ist. Gleichzeitig ist der Anteil an Abrasivpartikeln deutlich minimiert (vgl. Abbildung 5). Die Spanfraktionen 125-250 μm sowie 250-500 μm bilden den größten Anteil des Schleifschlammes. Die Unterschiede bezüglich der Größenverteilung und der Anteile der Abrasivpartikel sind auf unterschiedliche Schleifprozesse der Zulieferer zurückzuführen. Aufgrund der erschwerten Separation des Werkstoffs 80CrV2 in Kombination mit dem deutlich herabgesetzten Rezyklierungspotenzial aufgrund der niedrigen Summe an kritischen Legierungselementen wurde im Rahmen des Vorhabens primär der Werkstoff X153CrMoV12 berücksichtigt. Ein theoretisches Upcycling der Schleifspäne aus 80CrV2 wäre jedoch unter erhöhter Energieeinbringung und geringerem ökologischen und ökonomischen Nutzen dennoch möglich.

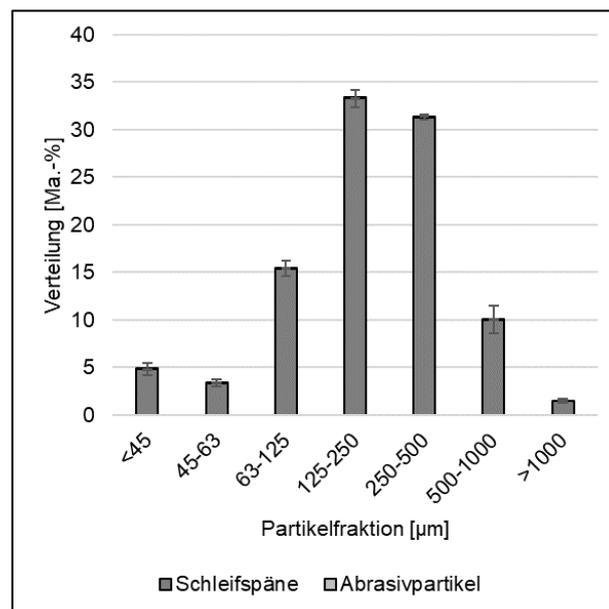


Abbildung 7: Gewichtsgößenverteilung der Schleifspäne des Werkstoffs 80CrV2 nach der Wurfsiebung.

Neben den Masseanteilen der einzelnen Fraktionen wurden zudem die Klopfdichte und Schüttdichte der Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 bestimmt, dargestellt in Abbildung 8. Aus diesen Messergebnissen konnten der Hausner-Faktor und der Carr-Index bestimmt werden (vgl. Abbildung 9). Die größten Klopfdichte und Schüttdichten liegen bei der Spanfraktion <45 μm vor. Es lässt sich erkennen, dass mit einer Zunahme der Spanfraktion sowohl die Klopfdichte als auch die Schüttdichte abnimmt. Entsprechend sind die minimalen Klopfdichte und Schüttdichten bei der Spanfraktion 250-500 μm zu verzeichnen. Da der Hausner-Faktor und der Carr-Index allerdings das Verhältnis aus Schüttdichte und Klopfdichte entsprechen, ist die mathematische Beschreibung des Hausner-Faktors bzw. Carr-Indexes nicht monoton steigend. Stattdessen weist die Spanfraktion 125-250 μm ein lokales Minimum auf. Unter Zuhilfenahme der Tabelle 1 lässt sich ableiten, dass sämtliche untersuchten Fraktionen eine sehr schlechte Fließfähigkeit aufweisen. Eine experimentelle Bestimmung der Klopfdichte und Schüttdichten der Fraktionen 500-1000 μm und >1000 μm wurde nicht durchgeführt, da diese primär aus Agglomerationen von Schleifspänen geringerer Fraktionen bestand, die sich durch mechanische Krafteinwirkung zerkleinern lassen.

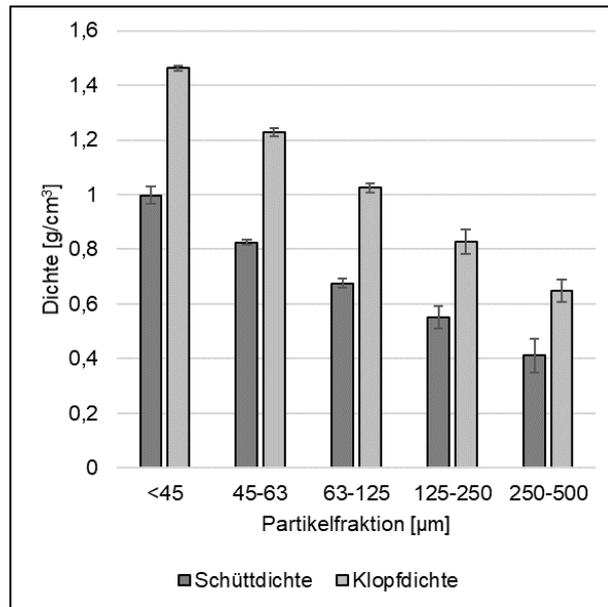


Abbildung 8: Experimentell ermittelte Schütt- und Klopfdichten der Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 nach erfolgter Rezyklierung.

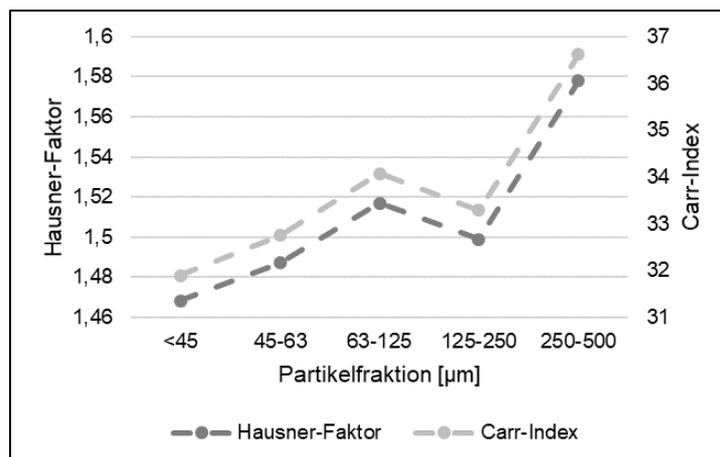


Abbildung 9: Aus den experimentell ermittelten Schütt- und Klopfdichten der rezyklierten Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 berechnete Hausner-Faktoren und Carr-Indizes.

Die Abbildung 10 präsentiert die Messergebnisse der mittels GranuDrum ermittelten Fließindizes in Abhängigkeit der Rotationsgeschwindigkeit der Schleifspäne des Werkstoffs X153CrMoV12 dar. Die Ergebnisse liegen in einem Intervall zwischen $55,83 \pm 1,75^\circ$ und $76,50 \pm 2,74^\circ$. Die Schleifspäne werden in einer durchsichtigen Trommel und definierten Drehzahlen photographisch aufgenommen und anschließend der sich ausbildende Lawinenwinkel gemessen. Pulver mit einer guten Fließfähigkeit erreichen Winkel zwischen $25-30^\circ$. Pulver mit einem Winkel über 66° weisen eine unzureichende Fließfähigkeit auf. Demnach besitzen lediglich die Fraktion $63-125 \mu\text{m}$ und partiell die Fraktion $45-63 \mu\text{m}$ akzeptable Fließeigenschaften. Die restlichen Spanfraktionen weisen eine unzureichende Fließfähigkeit auf, die sich ähnlich der Abschätzung der Fließfähigkeit unter Zuhilfenahme des Hausner-Faktors und des Carr-Indexes darstellt.

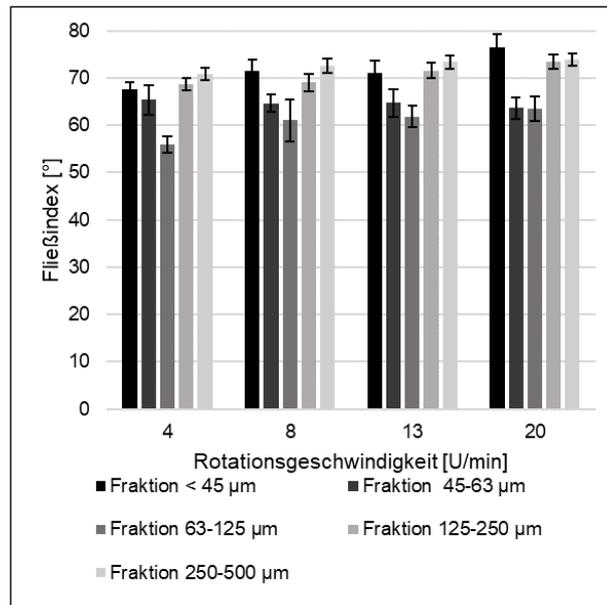


Abbildung 10: Die ermittelten Fließindizes bei unterschiedlichen Rotationsgeschwindigkeiten unterschiedlicher Spanfraktionen des Werkstoffs X153CrMoV12.

AP2-BUW: Umschmelzversuche und metallkundliche Untersuchung des Ausgangswerkstoffes

Die metallischen Schleifspäne wiesen ursprünglich aufgrund des schlechten Oberfläche-zu-Volumen-Verhältnisses der Schleifspäne eine geringe Affinität zum magnetischen Feld der Induktionsspule auf (vgl. Skineffekt). In der Nähe der Schleifspanoberfläche ist die Temperatur, die durch den Strom bedingt ist, am größten. Im weiteren Verlauf nimmt die Temperatur Richtung Spanmitte exponentiell ab. Die Schleifspäne glühten lediglich, schmolzen jedoch nicht auf. Stattdessen wurde ein Versuch unternommen, die Schleifspäne im Vakuumrohrföfen zu sintern, um sie im Anschluss im Induktionsumschmelzöfen zu schmelzen (vgl. Abbildung 11). Diese Vorgehensweise führte jedoch ebenfalls nicht zum gewünschten Ergebnis. Anhand der gesinterten Proben aus Abbildung 11a bis Abbildung 11g konnten die chemische Zusammensetzung der einzelnen Spanfraktionen bei den folgenden Größenklassen bestimmt werden: <45 µm, 45-63 µm und 63-125 µm. Die Ergebnisse der mittels OES durchgeführten Analysen sind in Tabelle 4 aufgelistet.

Im Vergleich zur nominellen chemischen Zusammensetzung der Legierung X153CrMoV12 (vgl. Tabelle 4) wird deutlich, dass der Kohlenstoffgehalt und der Siliziumgehalt signifikant angestiegen sind. Dies lässt sich von einem auch nach der Rezyklierung heterogenen Gemisch herleiten. SiC-Abrasivpartikel, die sich nicht magnetisch abscheiden ließen, beispielsweise weil diese sich innerhalb von Agglomerationen befanden, gingen während der flüssigen Phase in Lösung. Ein solches Verhalten ist aus der Literatur bekannt (Tang et al. 2002; Schiepers 1991; Pelleg 1999; Wu et al. 2019; Araya et al. 2020). Erhöhte Anteile an Aluminium infolge einer Auflösung der Al₂O₃-Abrasive konnten hingegen nicht nachgewiesen werden. Stattdessen bildete sich eine Schlacke-Schicht, die nach EDX-Messungen einen signifikant erhöhten Aluminiumgehalt aufwies (ca. 55 Ma.-% Al). Die nach der Rezyklierung im Schleifschlamm verbleibenden Al₂O₃-Abrasive gingen demnach nicht in Lösung. Des Weiteren ist aus den OES-Ergebnissen ersichtlich, dass auch der Chromgehalt geringer ist als der der nominellen chemischen Zusammensetzung.

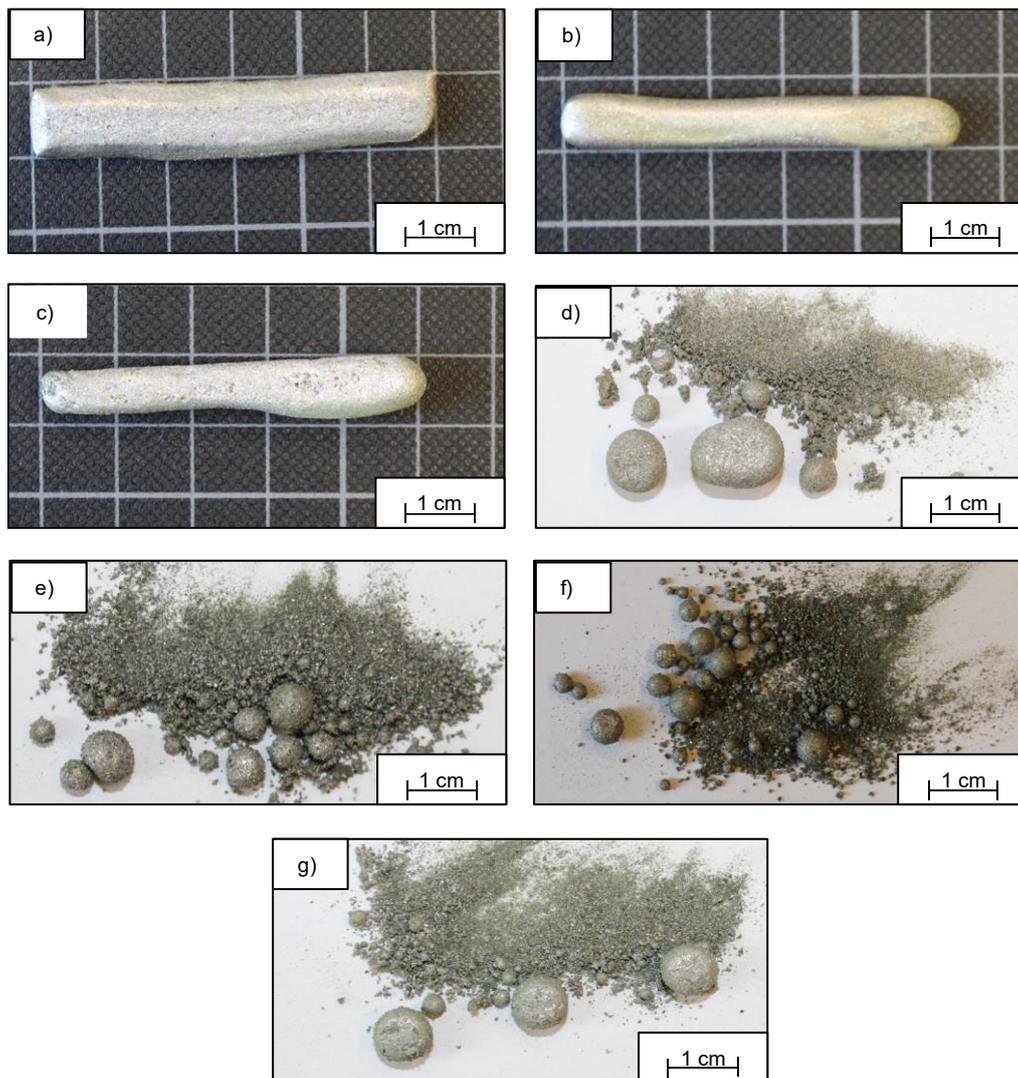


Abbildung 11: Darstellung der im Vakuumrohrfurn gesinterten Schleifspanfraktionen. a) <45 µm, b) 45-63 µm, c) 63-125 µm, d) 125-250 µm, e) 250-500 µm, f) 500-1000 µm und g) gesamter Schleifschlamm.

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung der Werkstoffe X153CrMoV12 und 80CrV2 gemäß Norm in Massenprozent sowie die chemische Zusammensetzung ausgewählter Fraktionen und Verarbeitungsprozesse des Werkstoffs X153CrMoV12 in Massenprozent.

Werkstoff	Norm/Fraktion [µm]	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Fe
X153CrMoV12	Norm – min.	1,45	0,10	0,20	11,00	0,70	0,70	Rest
	Norm – mean	1,53	0,35	0,40	12,00	0,85	0,85	Rest
	Norm – max.	1,60	0,60	0,60	13,00	1,00	1,00	Rest
	<45 (gesintert)	2,51 ±0,03	0,94 ±0,01	0,09 ±0,00	12,63 ±0,10	1,06 ±0,02	0,52 ±0,03	Rest
	45-63 (gesintert)	1,78 ±0,01	0,99 ±0,04	0,09 ±0,01	10,52 ±0,10	0,69 ±0,01	0,56 ±0,04	Rest
	63-125 (gesintert)	2,40 ±0,13	1,73 ±0,16	0,04 ±0,00	10,12 ±0,39	0,73 ±0,07	0,54 ±0,05	Rest
	63-125 (umgeschm.)	2,18 ±0,09	1,34 ±0,01	0,31 ±0,00	10,00 ±0,03	0,77 ±0,01	0,67 ±0,01	Rest
80CrV2	Norm – min.	0,75	0,15	0,30	0,40	-	0,15	Rest
	Norm – mean	0,80	0,25	0,40	0,50	-	0,20	Rest
	Norm – max.	0,85	0,35	0,50	0,60	-	0,25	Rest

Um die zuvor angesprochene Herausforderung des Einkoppelns der metallischen Schleifspäne in das Magnetfeld der Induktionsspule zu lösen, wurde Kontakt mit der Firma Indutherm aufgenommen und dieser Schleifspäne zur Verfügung gestellt worden. Durch die Verwendung von speziellen Graphittiegeln konnten die Schleifspäne durch induzierte Wärmestrahlung aufgeschmolzen werden. Hierfür wurde jedoch ein größerer Induktionsumschmelzofen vom Typ MU700 verwendet. In Abbildung 12 ist die bei der Firma Indutherm hergestellte Probe aus der Fraktion $<45\ \mu\text{m}$ dargestellt. Aufgrund der Tatsache, dass die Schleifspäne im Kontakt mit dem Graphittiegel standen, konnte Kohlenstoffgehalt durch Reaktion der Schmelze mit dem Graphittiegel in der Probe nachgewiesen werden. Mittels eines Elementaranalysators des Typs CS 800 der Fa. ELTRA konnte ein mittlerer Kohlenstoffgehalt von $6,25\pm 0,09\ \text{Ma.-%}$ gemessen werden. Aufgrund des hohen Kohlenstoffgehalts ist ein Aufschmelzen der Späne innerhalb des Graphittiegels somit nicht zielführend.



Abbildung 12: Aufnahme der glühenden umgeschmolzenen Bramme aus der Schleifschlammfraktion $<45\ \mu\text{m}$ mittels des Induktionsumschmelzofen MU700 der Fa. Indutherm.

Die zuvor erwähnten Herausforderungen bei der Umschmelzung der einzelnen Schleifspanfraktionen mit dem Induktionsumschmelzofen vom Typ MC16 der Fa. Indutherm konnten durch einen angepassten Tiegelaufbau gelöst werden. Dieser umfasste eine Kombination aus Graphittiegel Suszeptor und Keramikeinsatz, bei dem sich der Graphittiegel in das magnetische Feld der Induktionsspule einkoppeln ließ. Die Schleifspäne konnten daraufhin durch Wärmeleitung aufgeschmolzen werden. Basierend auf den Ergebnissen von AP1-BUW ist die chemische Zusammensetzung der induktiv umgeschmolzenen Partikelfraktion $63\text{-}125\ \mu\text{m}$ ebenfalls in Tabelle 4 aufgeführt. Exemplarisch ist in Abbildung 13a eine lichtmikroskopische Aufnahme der induktiv umgeschmolzenen Probe abgebildet. Die EBSD-Phasenanalyse in 10.000-facher Vergrößerung (vgl. Abbildung 13b) zeigt, dass die blockartigen Ausscheidungen Karbide des Typs M_7C_3 (Cr_7C_3) sind, die sich in einer austenitischen Matrix befinden. Zusätzlich lassen sich geringe Volumengehalte des Monokarbid VC detektieren.

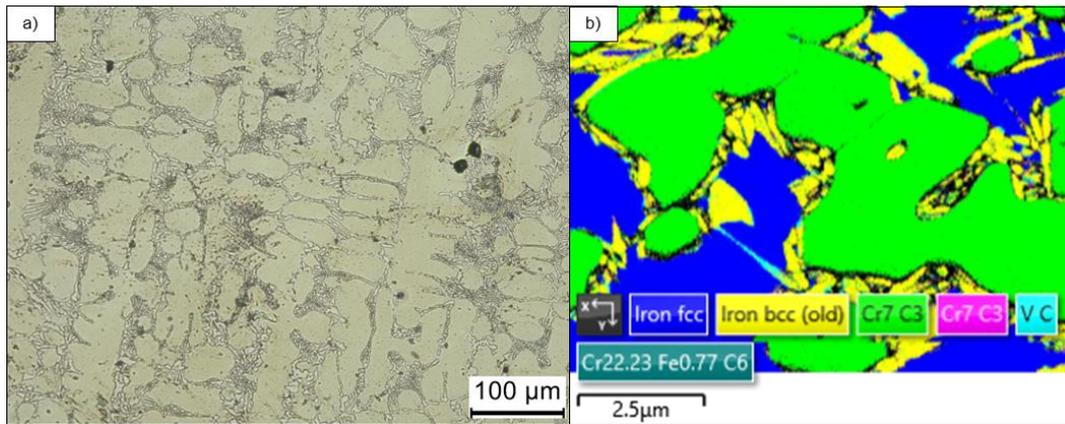


Abbildung 13: Exemplarische lichtmikroskopische Aufnahme in 200-facher Vergrößerung der umgeschmolzenen Schleifspäne der Partikelfraktion 63-125 µm in a) und eine EBSD-Aufnahme der Gefügephasen in 10.000-facher Vergrößerung ebendieser Probe in b).

AP3-BUW: Bewertung der chemischen Zusammensetzung des Rezyklates im Vergleich zu Norm-Stähle

Die Ergebnisse des AP2-BUW zeigen, dass die chemische Zusammensetzung der einzelnen Schleifspanfraktionen von der chemischen Zusammensetzung des Ausgangswerkstoffes X153CrMoV12 abweicht. Insbesondere die Kohlenstoff- und Siliziumgehalte weisen erhebliche Unterschiede auf. Eine Anpassung der Gehalte an den Normwerkstoff kann durch eine Zulegierung von Reineisen erfolgen, allerdings ist in diesem Zusammenhang auch eine Anpassung der restlichen Gehalte erforderlich um die nominelle Zusammensetzung des Stahls X153CrMoV12 nach Norm einzustellen. Der assoziierte Partner Klaus Kuhn Edelstahlgießerei GmbH führt in seinem Produktportfolio den Kaltarbeitsstahl GX155CrVMo12-1 (1.2382) auf, der eine ähnliche chemische Zusammensetzung wie der konventionelle X153CrMoV12 aufweist. Die chemische Zusammensetzung des GX155CrMoV12-1 ist in Tabelle 5 dargestellt. Neben der nominellen chemischen Zusammensetzung sind zudem die benötigten Legierungsbestandteile aufgelistet, um die gemessenen chemischen Zusammensetzungen der einzelnen Spanfraktionen der nominellen anzupassen. Hierbei ist zu beachten, dass es sich um Gehalte von Reinelementen handelt.

Tabelle 5: Auflistung der chemischen Zusammensetzung des von Kuhn angebotenen GX155CrVMo12-1 (1.2382) und der notwendigen chemischen Anpassung der einzelnen Schleifspanfraktionen zum Erreichen der chemischen Zusammensetzung nach Datenblatt. Aufgelistet sind die benötigten Reinanteile der einzelnen Elemente in Massenprozent.

Element		C	Cr	Mo	V	Fe
Datenblatt	max.	1,60	11,5	0,70	1,00	Rest
	< 45	0,10	6,80	-	1,10	64,00
Zugabe	45 - 63	0,40	4,50	0,15	0,78	27,00
	63 - 125	-	8,00	-	1,00	50,00

Aus ökonomischen und ökologischen Gründen ist eine Verwendung von Ferropartikeln einer Verwendung von Reinelementen vorzuziehen. Basierend auf der Spanfraktion 63-125 µm wurden unterschiedliche Werkstoffe entwickelt, die unter Zugabe von Ferropartikeln hergestellt werden können. Eine Auswahl der erarbeiteten Werkstoffe ist der Tabelle 6 zu entnehmen. Die Tabelle beinhaltet neben dem Norm-Werkstoff X153CrMoV12 auch einen simulativ entwickelten X153CrMoV12 mit einem adaptierten Siliziumgehalt von 1 Ma.-%, mit dem Ziel, einen hohen Rezyklatanteil zu

erreichen. Des Weiteren ist der Werkstoff GX210Cr12 (1.2080) aufgeführt, der ebenfalls von der Klaus Kuhn Edelstahlgießerei GmbH vertrieben wird. Neben den Stahlsorten ist auch die chemische Zusammensetzung der am FUW verwendeten Ferropartikel aufgelistet. Die tabellarische Darstellung verdeutlicht, dass durch eine Modifikation der chemischen Zusammensetzung des X153CrMoV12 gemäß Norm hinsichtlich des Siliziumgehalts auf 1 Ma.-% der Rezyklatanteil von 31 Ma.-% auf 68 Ma.-% gesteigert werden kann.

Tabelle 6: Ausgehend von den rezyklierten Schleifspänen der Fraktion 63-125µm erreichbare Auswahl an Werkstoffen durch Hinzulegierung von Ferropartikeln.

Werkstoff	Ferro-partikel	Anteil [Ma.-%]	C [Ma.-%]	Si [Ma.-%]	Mn [Ma.-%]	Cr [Ma.-%]	Mo [Ma.-%]	V [Ma.-%]	Fe [Ma.-%]
X153CrMo V12	Fe-Pulver	54,03	-	-	-	-	-	-	53,50
	FeCr affine	3,38	0,02	0,04	-	2,22	-	-	1,10
	FeCr carbure	10,40	0,83	0,142	-	6,68	-	-	2,74
	FeMo	0,90	-	-	-	-	0,61	-	0,28
	FeV	0,80	-	-	-	-	-	0,65	0,14
	Mn-Metall	0,30	-	-	0,30	-	-	-	-
	Span	31,00	0,68	0,42	0,10	3,10	0,24	0,21	26,27
X153CrMo V12 mit 1 Ma.-% Si	Fe-Pulver	23,42	-	-	-	-	-	-	23,20
	FeCr affine	7,91	0,04	0,09	-	5,20	-	-	2,58
	FeCr carbure	-	-	-	-	-	-	-	-
	FeMo	0,49	-	-	-	-	0,33	-	0,15
	FeV	0,49	-	-	-	-	-	0,39	0,08
	Mn-Metall	0,19	-	-	0,19	-	-	-	-
	Span	68,00	1,48	0,91	0,21	6,80	0,53	0,46	57,61
GX210Cr12	Fe-Pulver	27,72	-	-	-	-	-	-	27,44
	FeCr affine	-	-	-	-	-	-	-	-
	FeCr carbure	9,00	0,72	0,12	-	5,78	-	-	2,37
	FeMo	0,32	-	-	-	-	0,22	-	0,09
	FeV	0,72	-	-	-	-	-	0,58	0,12
	Mn-Metall	0,20	-	-	0,20	-	-	-	-
	Span	63,00	1,37	0,84	0,20	6,30	0,49	0,42	57,61

In Abbildung 14 sind die Ergebnisse der thermodynamischen Simulation der vorliegenden Phasenmengen des Norm-Werkstoffs X153CrMoV12 in a), des Werkstoffs X153CrMoV12 in der Spanfraktion 63-125µm in b) und des Werkstoffs X153CrMoV12 mit dem adaptierten Siliziumgehalt in c) dargestellt. Es wird ersichtlich, dass sich die Phasendiagramme ähneln, wobei sich lediglich die Hartphasen in ihrem Volumengehalt unterscheiden. Die Hartphasentypen und -volumengehälter des Norm-Werkstoffs und des Werkstoffs mit adaptiertem Siliziumgehalt weisen eine hohe Ähnlichkeit auf (vgl. Abbildung 14a und Abbildung 14c). Bei den Spänen aus X153CrMoV12 hingegen sind gänzlich abweichende Hartphasen thermodynamisch stabil. Neben des großen Volumengehalts an Karbiden des Typs M_7C_3 bilden sich

zudem Monokarbid MC_1 und MC_2 sowie Mo-reiche Karbide des Typs M_3C_2 (vgl. Abbildung 14b).

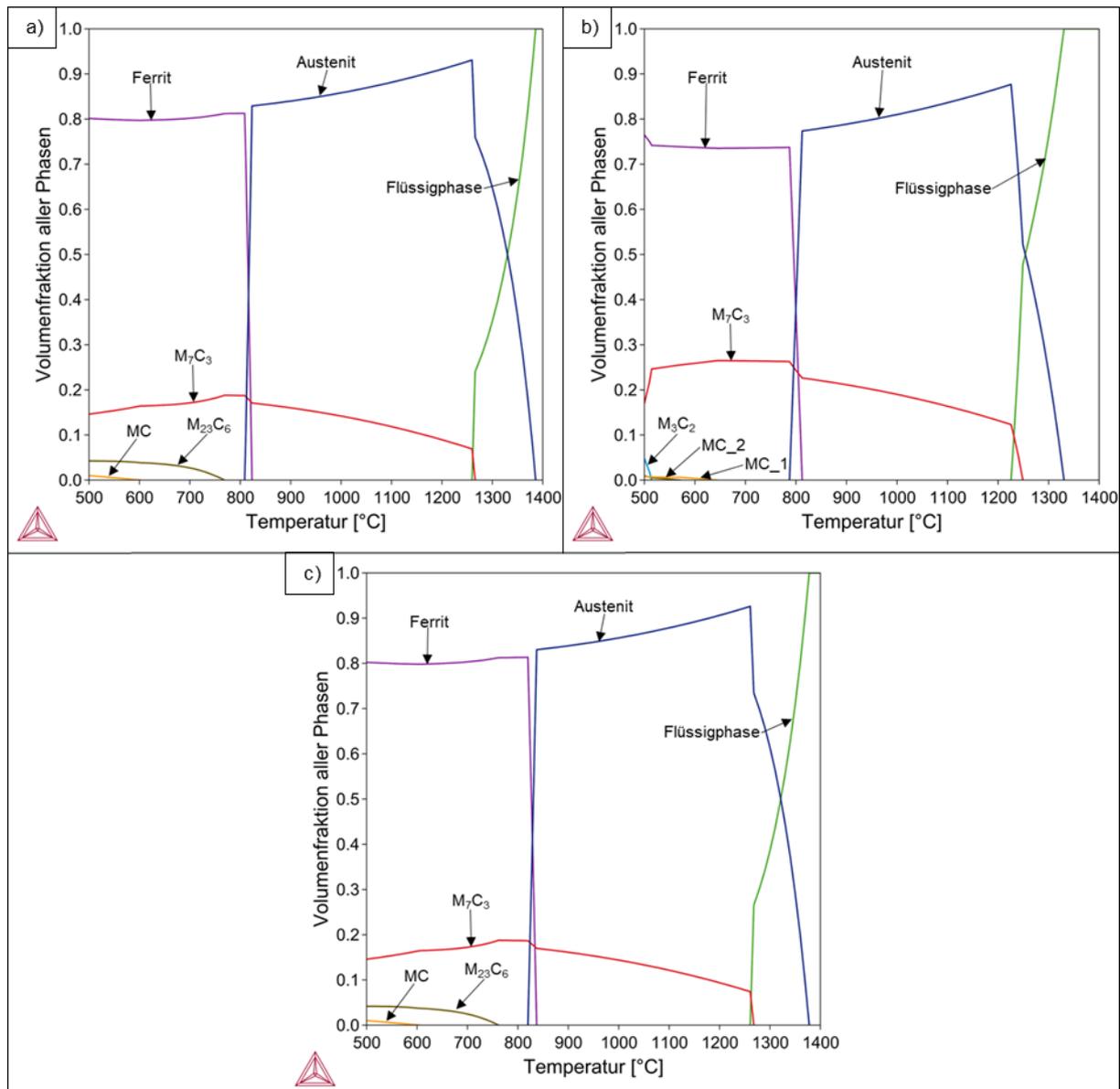


Abbildung 14: Thermodynamische Berechnungen der vorliegenden Phasenmengen des X153CrMoV12 gemäß Norm a), der Schleifspäne der Fraktion 63-125 μm von X153CrMoV12 b) und des rezyklierten X153CrMoV12 mit angepasstem Si-Gehalt c).

In Abbildung 15 sind die Ergebnisse der thermodynamischen Simulation des Kohlenstoffgehalts in der Phase Austenit des Norm-Werkstoffs X153CrMoV12 in a), des Werkstoffs X153CrMoV12 in der Spanfraktion 63-125 μm in b) und des Werkstoffs X153CrMoV12 mit dem adaptierten Siliziumgehalt in c) dargestellt. Im Rahmen der vorliegenden thermodynamischen Berechnungen erfolgte eine erste Abschätzung einer möglichen Wärmebehandlung der Stähle, da als Voraussetzung für das Härten ein gelöster Kohlenstoffgehalt von ca. 0,5 Ma.-% in der Phase Austenit vorliegen soll. Der Norm-Werkstoff X153CrMoV12 erreicht diesen Lösungszustand bei ca. 1030 °C (vgl. Abbildung 15a) und der X153CrMoV12 mit angepasstem Siliziumgehalt bei ca. 1045 °C (vgl. Abbildung 15c). Bei den Schleifspänen wird dieser Bereich allerdings bereits bei 900 °C überschritten (vgl. Abbildung 15b).

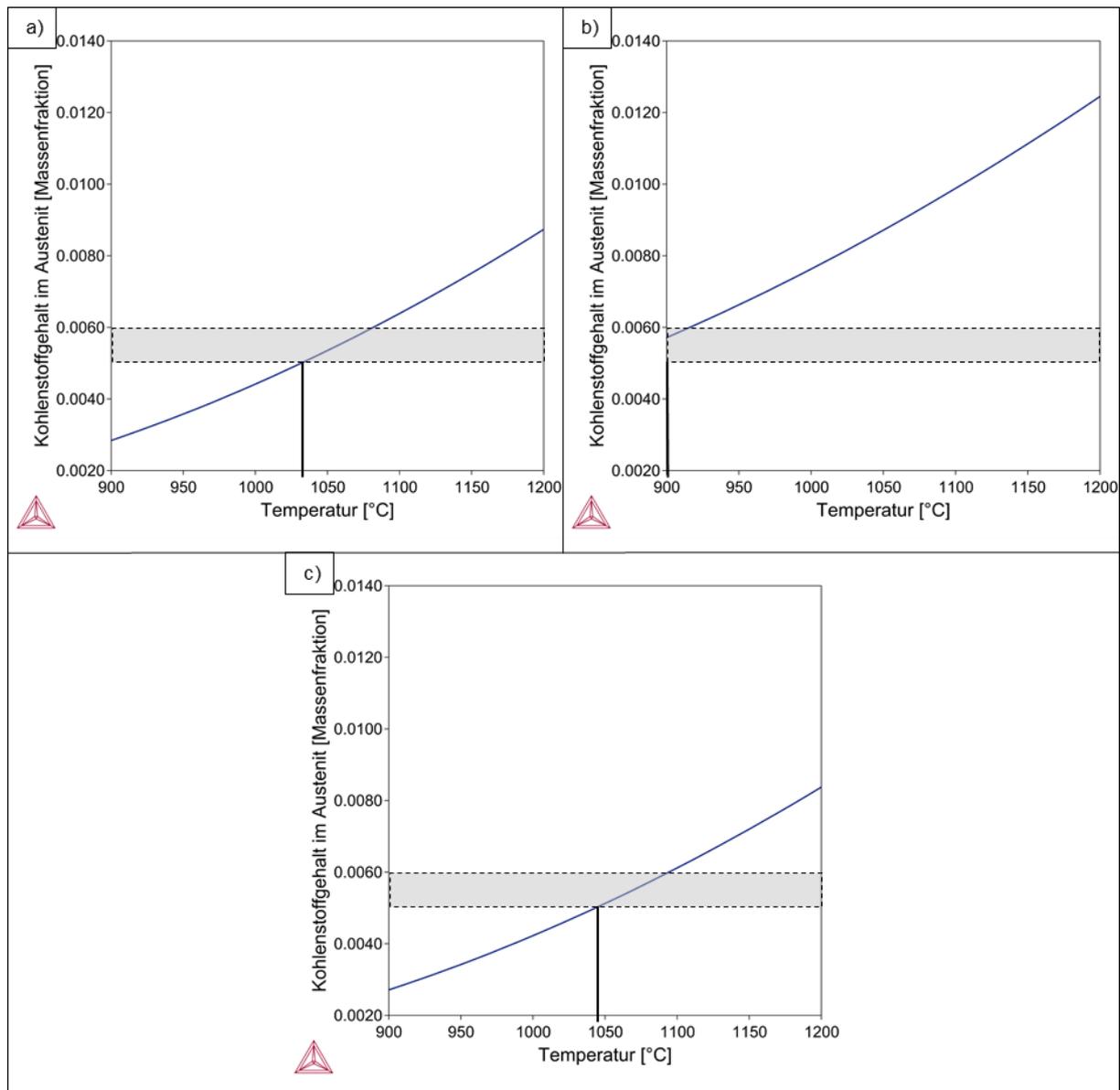


Abbildung 15: Thermodynamische Berechnungen des Kohlenstoffgehalts in der Phase Austenit für X153CrMoV12 gemäß Norm a), Schleifspäne der Fraktion 63-125µm von X153CrMoV12 b) und rezyklierten X153CrMoV12 mit angepasstem Si-Gehalt c). Die grauen Bereiche liegen zwischen 0,5 und 0,6 Ma.-% Kohlenstoff, was einem optimalen Härtebereich entspricht. Basierend auf diesem Bereich kann die Härtetemperatur bestimmt werden (schwarze Linie).

Die durchgeführten thermodynamischen Scheil-Gulliver-Berechnungen bezüglich des Erstarrungsverhaltens aus der Schmelze, dargestellt in Abbildung 16, zeigen eine gleichbleibende Erstarrungsreihenfolge auf: Austenit → Austenit + M_7C_3 → Austenit + M_7C_3 + MC. Es sei jedoch darauf verwiesen, dass die Liquidus- und Solidustemperatur bei den Spänen des X153CrMoV12 bei geringeren Temperaturen vorliegt. Zudem ist ein signifikant erhöhter Hartphasenvolumengehalt der Karbide des Typs M_7C_3 und MC zu verzeichnen (vgl. Abbildung 16b).

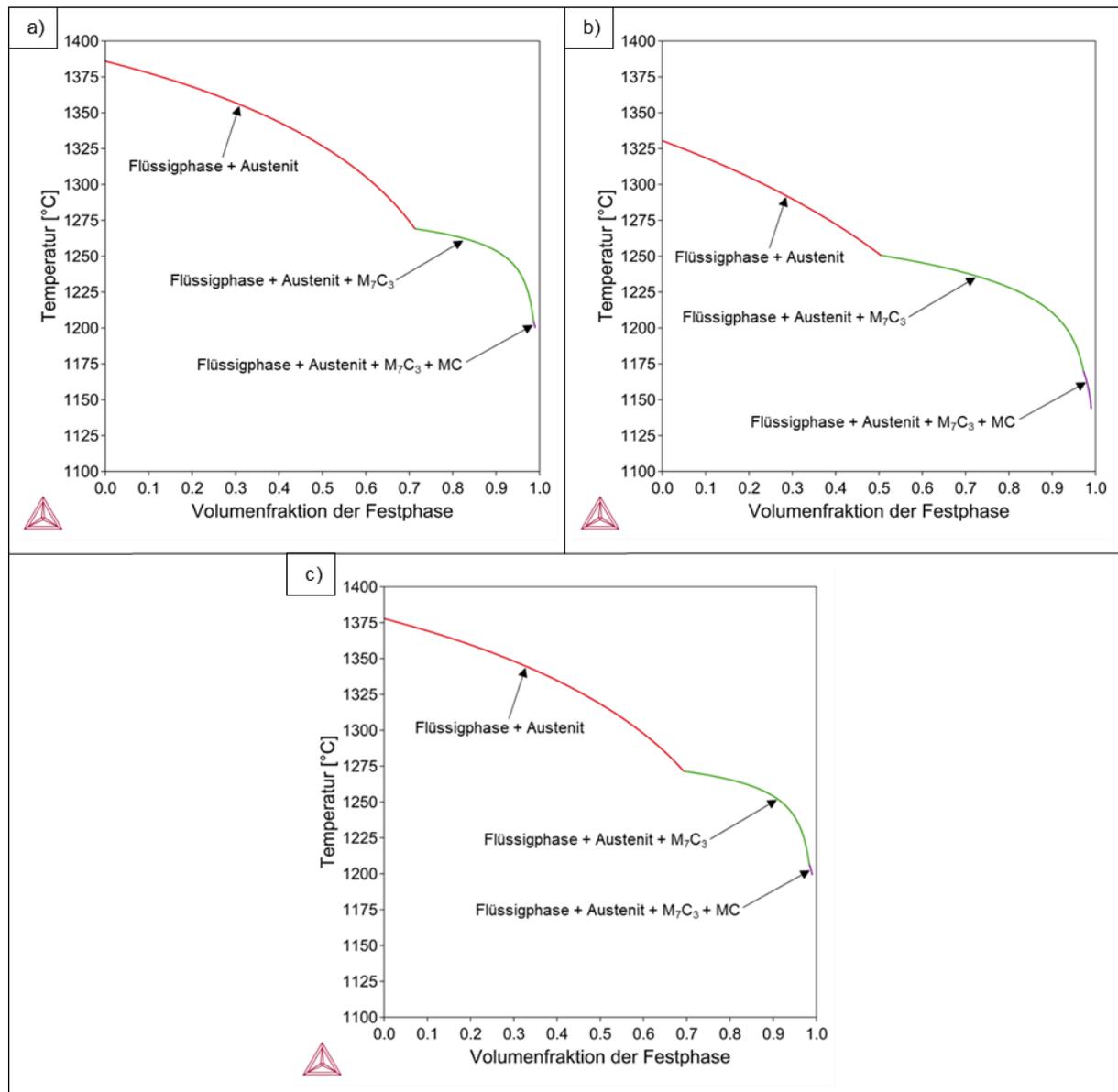


Abbildung 16: Thermodynamische Berechnungen der Erstarrungssimulation nach dem klassischen Scheil-Ansatz des X153CrMoV12 gemäß Norm a), der Schleifspäne der Fraktion 63-125 µm des X153CrMoV12 b) und des rezyklierten X153CrMoV12 mit angepasstem Si-Gehalt c).

AP4-BUW: Herstellung der berechneten Werkstoffe durch Umschmelzen

Infolge der Modifikation des Tiegelaufbaus des Induktionsumschmelzofens vom Typ MC16, der aus AP2-BUW bekannt ist, konnten die zuvor berechneten Werkstoffsysteme abgegossen werden. Die Ergebnisse der durchgeführten OES-Analysen zu den metallurgisch erzeugten Werkstoffen sind in Tabelle 7 aufgelistet. In Abbildung 17 sind lichtmikroskopische Aufnahmen des Rezyklats X153CrMoV12 mit adaptiertem Siliziumgehalt (vgl. Abbildung 17a und Abbildung 17b) und des Rezyklats X153CrMoV12 nach Normzusammensetzung (vgl. Abbildung 17c und Abbildung 17d) abgebildet. Es lässt sich ein gusstypisches dendritisches Gefüge beobachten, das aus austenitischen Dendriten (helle Phase) und blockigen Ausscheidungen im interdendritischen Raum (dunkle Phase) besteht. Bei den blockigen Ausscheidungen handelt es sich um Karbide des Typs M_7C_3 . In Abbildung 18 sind rasterelektronische Aufnahmen der Werkstoffe mit adaptiertem Siliziumgehalt in a) und nach Norm in b) in 5000-facher Vergrößerung dargestellt. Beide Gefüge ähneln sich hinsichtlich der Dendritenmorphologie und der Phasenzusammensetzung, sodass auch höhere

Rezyklatanteil von 68 Ma.-% verwendet werden können, da die höheren Siliziumgehalte bezüglich der Gefügeausbildung zu keinem abweichenden Gefüge führen.

Tabelle 7: Ergebnisse der durchgeführten OES-Analyse an den erzeugten Gussproben in Massenprozent.

Werkstoff	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Fe
X153CrMoV12	2,18	1,34	0,31	10,00	0,77	0,67	Rest
Spanmaterial 63-125 µm	±0,09	±0,01	±0,00	±0,03	±0,01	±0,01	Rest
X153CrMoV12 Rezyklat	1,46	0,70	0,44	11,22	0,27	0,78	Rest
X153CrMoV12 Rezyklat mit 1 Ma.-% Si	±0,02	±0,00	±0,00	±0,05	±0,00	±0,01	Rest
X153CrMoV12 Rezyklat mit 1 Ma.-% Si	1,55	1,13	0,39	12,30	0,46	0,82	Rest
	±0,01	±0,00	±0,00	±0,03	±0,00	±0,01	Rest

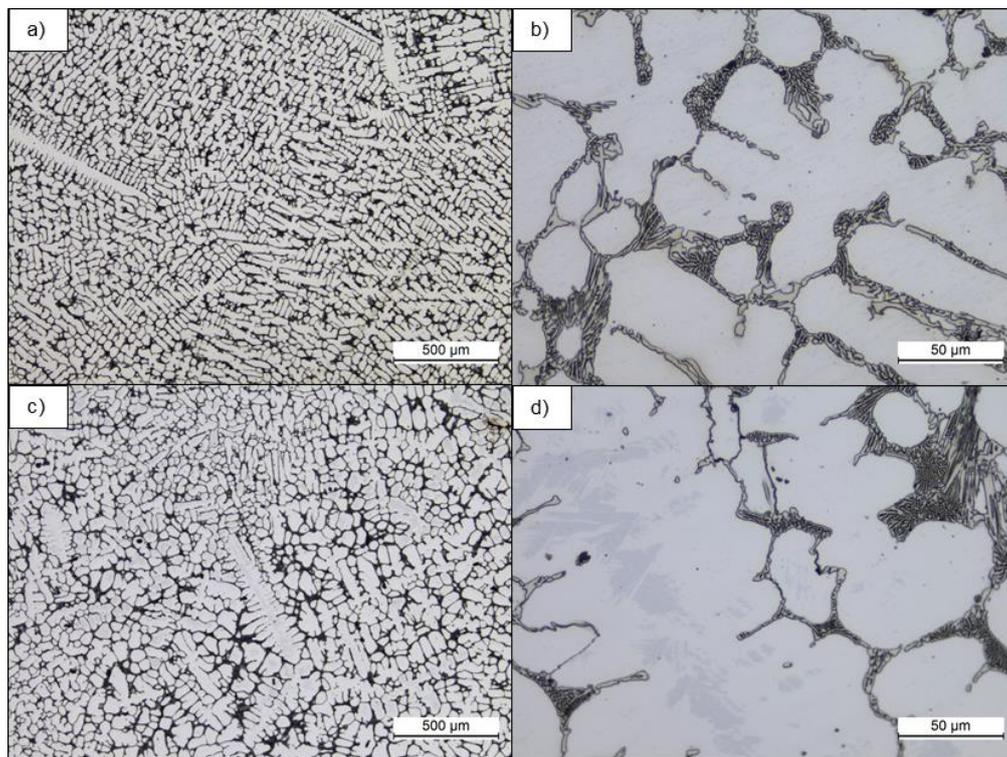


Abbildung 17: Lichtmikroskopische Aufnahme des Rezyklat X153CrMoV12 mit adaptierten Siliziumgehalt in 50-facher Vergrößerung in a) und in 500-facher Vergrößerung in b). In c) ist der Rezyklat X153CrMoV12 nach Norm in 50-facher Vergrößerung dargestellt, während d) eine Aufnahme in 500-facher Vergrößerung abbildet.

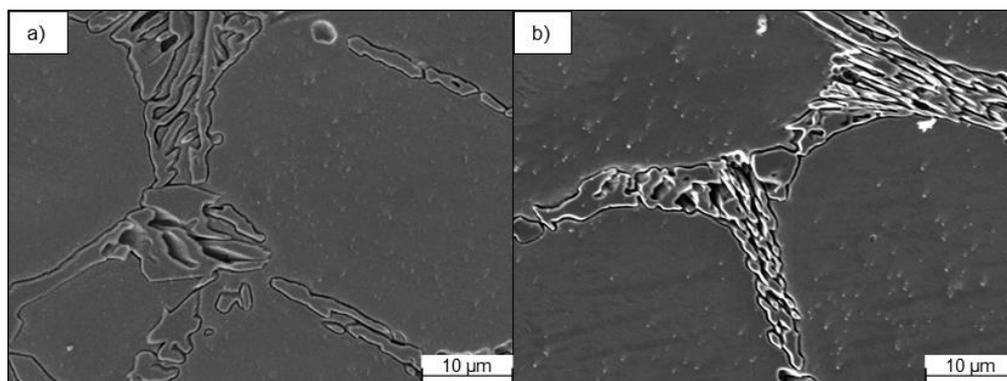


Abbildung 18: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme des Rezyklat X153CrMoV12 mit adaptierten Siliziumgehalt in a) und des Rezyklat X153CrMoV12 nach Norm in 5000-facher Vergrößerung.

AP5-BUW: Metallkundliche Untersuchungen und Charakterisierung des Härte-Anlassverhaltens der neuen Werkstoffe und AP6-BUW: Bewertung der mechanischen Eigenschaften des aus dem Rezyklat erzeugten Stahls im Vergleich zu einem nach Norm schmelzmetallurgisch erzeugten Halbzeug

Die in AP3-BUW durchgeführten thermodynamischen ermöglichen die Auswahl optimaler Wärmebehandlungsrouten für die Werkstoffe. Diese wurden gemäß der im Kapitel „Methodik und Projektverlauf“ dargelegten Methodik durchgeführt. Unmittelbar nach dem Gießprozess wiesen die Werkstoffe Rezyklat X153CrMoV12 mit angepasstem Siliziumgehalt und Rezyklat X153CrMoV12 nach Norm die folgenden Eigenschaften auf: Die Härtewerte lagen bei $418 \pm 17 \text{ HV}_1$ (ca. 42,4 HRC) bzw. $409 \pm 6 \text{ HV}_1$ (ca. 41,7 HRC). Unmittelbar nach dem Härtevorgang wurden Härtewerte von $800 \pm 10 \text{ HV}_1$ (ca. 64 HRC) bzw. $806 \pm 12 \text{ HV}_1$ (ca. 64,2 HRC) gemessen. Nach dem Anlassen im Bereich des Sekundärhärtemaximums wiesen die Proben eine Härte von $618 \pm 6 \text{ HV}_1$ (ca. 56,2 HRC) bzw. $664 \pm 7 \text{ HV}_1$ (ca. 58,5 HRC) auf. Die Härte beider Werkstoffe liegt somit auf einem nahezu gleichen Niveau. Lediglich nach dem zweifachen Anlassen bei einer Temperatur von 500 °C liegt die Härte des Werkstoffs mit dem angepassten Siliziumgehalt auf einem höheren Niveau. Referenzhärtemessungen an dem schmelzmetallurgisch erzeugten Stahl X153CrMoV12 mit nomineller Zusammensetzung gemäß Norm bestätigten Härtewerte von $800 \pm 9 \text{ HV}_{10}$ (ca. 64 HRC) direkt nach dem Härten und $726 \pm 4 \text{ HV}_{10}$ (ca. 61,2 HRC) nach Anlassen im Sekundärhärtemaximum. Daher weisen die Proben aus dem Rezyklat zwar identische Härtewerte im gehärteten Zustand auf, allerdings um ca. 80 HV_1 bzw. sogar 150 HV_1 geringere Werte im angelassenen Zustand. Als Gründe sei hier auf die thermodynamischen Berechnungen in Abbildung 15 hingewiesen, bei dem der Verlauf des gelösten C-Gehalts in der Phase Austenit berechnet wurde. Im Falle der Rezyklate liegt ein erhöhter C- und Si-Gehalt vor, sodass geringere Härtetemperaturen verwendet werden, müssen um den anvisierten gelösten C-Gehalt von 0,5-0,6 Ma.-% in der Matrix zu erhalten. Zudem erhöht das Element Si die C-Aktivität und ändert somit indirekt die Wirkung des Elementes C. Auch die röntgenographisch angewendeten und bildgebenden Verfahren konnten keine signifikanten Unterschiede zwischen den Gefügeausbildungen der beiden Rezyklatwerkstoffen feststellen. In Abbildung 19 sind lichtmikroskopische Aufnahmen in 50-facher Vergrößerung des gehärteten Werkstoffs aus Rezyklat mit angepasstem Siliziumgehalt in a) und des gehärteten Werkstoffs aus Rezyklat nach Norm in c) dargestellt. Bei 5000-facher Vergrößerung unter Zuhilfenahme eines REM lassen sich sowohl beim Werkstoff aus Rezyklat mit angepasstem Siliziumgehalt (vgl. Abbildung 19b) als auch beim Werkstoff aus Rezyklat nach Norm (vgl. Abbildung 19c) die aus dem Gussgefüge bleibenden eutektischen Karbide des Typs M_7C_3 identifizieren. Auch nach dem Vergüten weisen die Werkstoffe gefertigt aus Rezyklat eine dendritische Mikrostruktur auf. In Abbildung 20 sind zwei lichtmikroskopische Aufnahmen in 50-facher Vergrößerung des Werkstoff aus Rezyklat im gehärteten und angelassenen Zustand mit angepasstem Siliziumgehalt in a) und nach Normzusammensetzung in c) dargestellt. Die REM-Aufnahmen in 5000-facher Vergrößerung lassen die Schlussfolgerung zu, dass das Gefüge aus angelassenen Martensit, Cr-reiche Karbide des Typs M_7C_3 sowie V-Mo-reiche Sonderkarbide handelt (vgl. Abbildung 20b und Abbildung 20d).

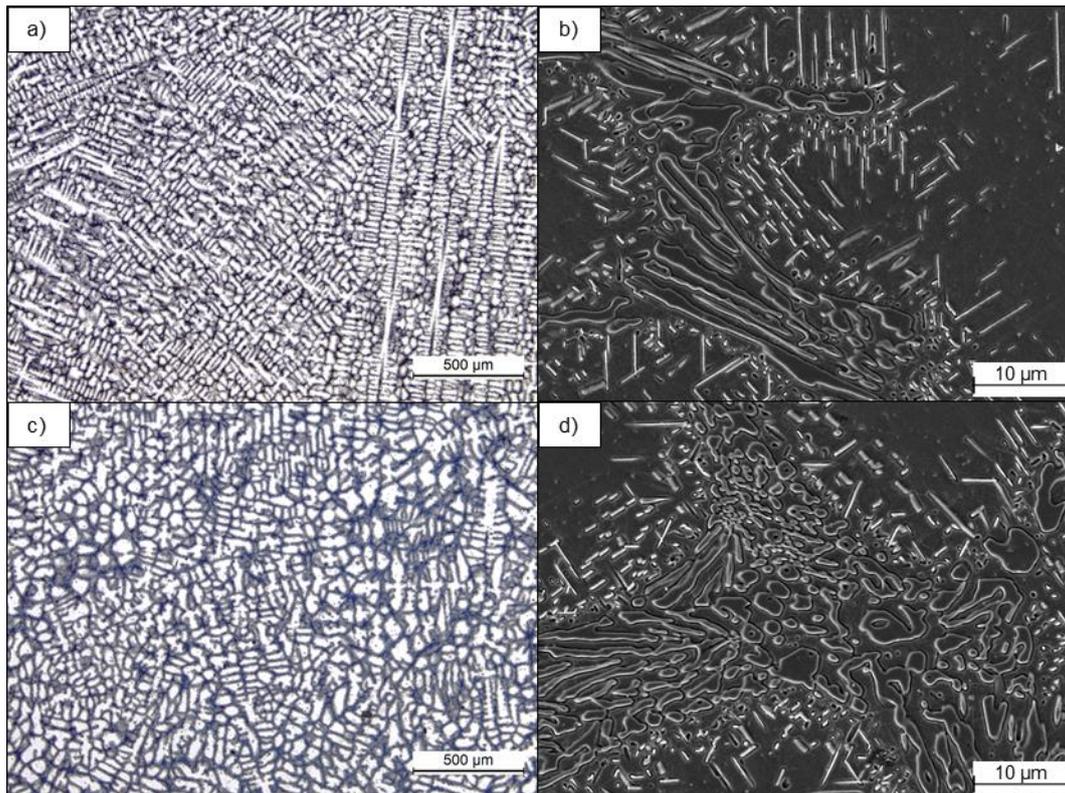


Abbildung 19: Lichtmikroskopische Aufnahmen in 50-facher Vergrößerung des gehärteten adaptierten X153CrMoV12 Rezyklat in a) und des gehärteten Norm X153CrMoV12 Rezyklat in c). In b) und d) sind jeweils rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen dargestellt in 5000-facher Vergrößerung.

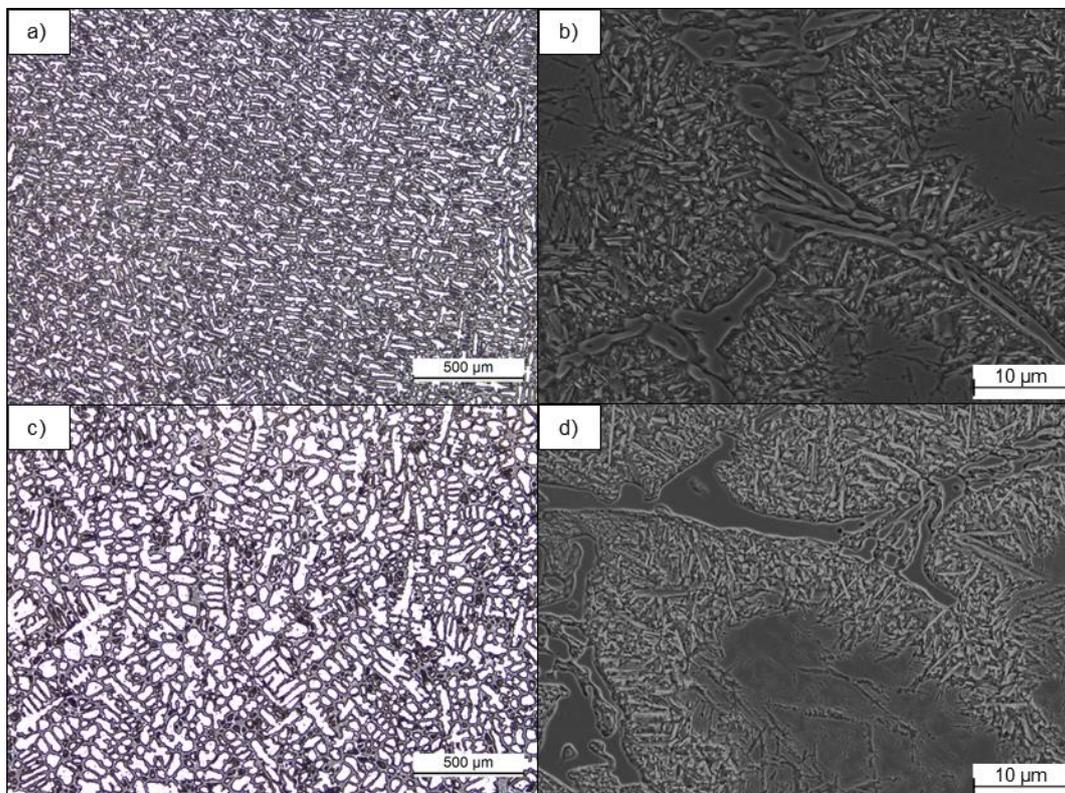


Abbildung 20: Lichtmikroskopische Aufnahmen in 50-facher Vergrößerung des vergüteten adaptierten X153CrMoV12 Rezyklat in a) und des vergüteten Norm X153CrMoV12 Rezyklat in c). In b) und d) sind jeweils rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen dargestellt in 5000-facher Vergrößerung.

Im Rahmen des Projekts konnte eine gießtechnische Fertigung von großen Volumen an Spänen, Ferropartikel oder Gemischen aus Spänen und Ferropartikel am Induktionsschmelzofen MU700 nicht realisiert werden. Als Ursache ist der bereits bekannte Skin-Effekt zu nennen (vgl. AP2-BUW), der eine unzureichende Wärmeerzeugung in die Spanpartikel und lediglich zu einem Glühen des Gemisches und einer damit verbundenen Oxidation führte, nicht aber zu einem Aufschmelzen (vgl. Abbildung 21a). Auch nach einem einstündigen Halten des Tiegels auf 1400 °C konnte kein Aufschmelzen der Spanpartikel, bzw. der Ferro- und Metallpartikel (bspw. FeCr-carbure oder Mn-Metall) beobachtet werden. Die einzelnen Partikel sinterten lediglich zusammen und oxidierten (vgl. Abbildung 21b). Während des Schmelzversuchs war jedoch ein Volumenschwund detektierbar. Folglich konnten keine großvolumigen Proben gießtechnisch hergestellt werden. Entgegen des alleinigen Umschmelzens der Rezyklate und den weiteren Ferropartikeln zur Einstellung der chemischen Zusammensetzung bietet es sich zukünftig an die Späne in eine vorhandene Schmelze, erzeugt aus dem Aufschmelzen eines Halbzeugs aus X153CrMoV12 hinzuzugeben. Dieses Vorgehen reduziert jedoch das Maß der zu verwendenden Spanrezyklate und wurde im Rahmen des Vorhabens mit der zur Verfügung stehenden Schmelzofen aus Sicherheitsgründen nicht umgesetzt.

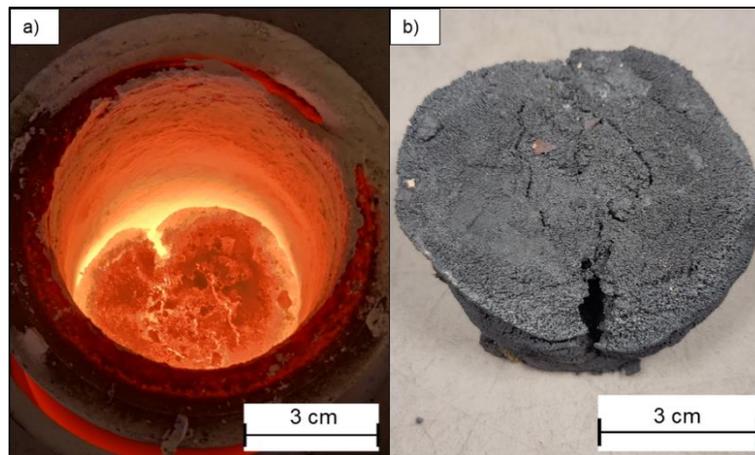


Abbildung 21: Aufnahme der Umschmelzversuche des Span-Ferropartikel Gemisches an dem Induktionsschmelzofens MU700. Aufgrund des besagte Skin-Effekts glüht das Pulver, tritt jedoch nicht in die flüssige Phase über, zu sehen in a). In b) ist das oxidierte, verdichtete Span-Ferropartikel-Gemisch nach Abkühlen auf Raumtemperatur abgebildet.

AP7-BUW: Entwicklung eines Metall-Filaments für den 3D-Druck aus Spanmaterial

Metallische Werkstoffe müssen für die Verwendung in der additiven Fertigung bestimmte Eigenschaften aufweisen, damit eine fehlerfreie Verarbeitung gewährleistet werden kann. Die Herausforderungen bei der Verarbeitung mittels WAAM sind vielfältig und erfordern die Berücksichtigung mehrerer Aspekte. Beim Schweißen können durch die hohen Aufheiz- und Abkühlraten Eigenspannungen entstehen, die Rissbildung bewirken. Insbesondere bei kohlenstoffmartensitisch härtenden Stählen besteht die Gefahr der Kaltrissbildung durch die Bildung hoher Zugeigenspannungen während der martensitischen Gefügeumwandlung. Der LTT-Ansatz bietet eine Möglichkeit, den Eigenspannungen und der daraus resultierenden Kaltrissproblematik bei der WAAM-Prozessierung von kohlenstoffmartensitisch härtenden Werkzeugstählen entgegenzuwirken. Im Rahmen dieses Konzepts wird die Umwandlungsplastizität, die sich bei der Martensitumwandlung ergibt, gezielt genutzt,

um den zuvor gebildeten Zugeigenspannungen entgegenzuwirken. Ein hohes Maß an Umwandlungsplastizität erfordert unter anderem eine angepasste M_s -Temperatur, die durch die gezielte Zugabe von Legierungselementen beeinflusst werden kann. Das Wirkprinzip von LTT-Legierungen auf die Eigenspannungsbildung wird in Abbildung 22 dargestellt und im Folgenden kurz erläutert.

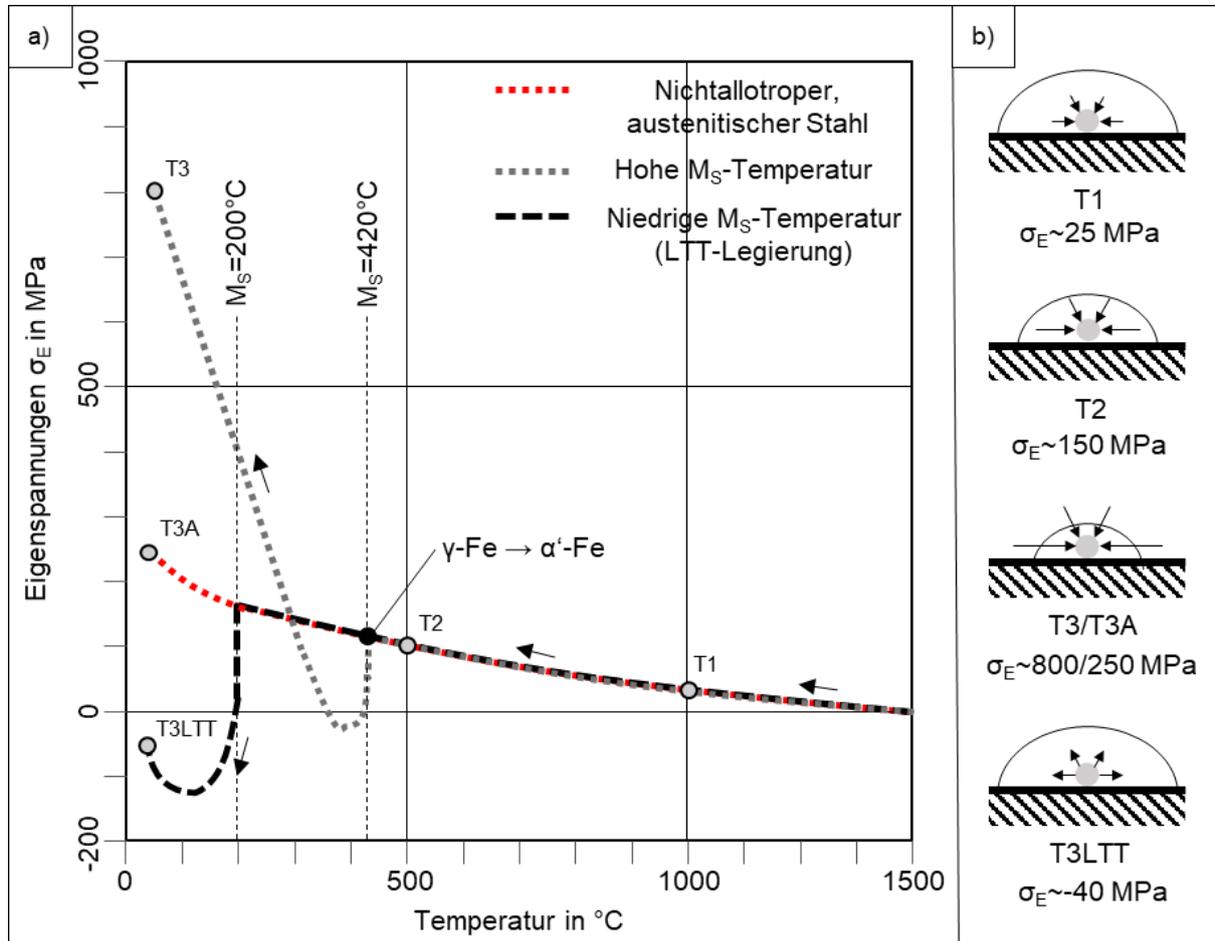


Abbildung 22: Schematische Darstellung des LTT-Konzepts und dessen Einfluss auf die Eigenspannungen während des Abkühlprozesses.

Mit abnehmender Temperatur – also entlang der Kurve von Punkt T1 zu Punkt T2 – nehmen die Zugeigenspannungen während der Abkühlung aus der WAAM-Prozesshitze zu. Dies ist auf die bereits erwähnte Schrumpfung des Werkstoffs im Vergleich zu der bedingten Schrumpfung umliegender, kälterer Materialvolumina zurückzuführen. Mit weiter sinkender Temperatur steigen die Zugeigenspannungen als Folge der Schrumpfbehinderung an. Dies ist bei einem nicht-allotropen, austenitischen Stahl (rote Kurve) der Fall, bis die Raumtemperatur erreicht ist (Punkt T3A). Im Falle eines austenitischen Stahls (z.B. AISI316L) betragen die resultierenden Zugeigenspannungen in etwa der Streckgrenze des Materials (ca. 250 MPa). Bei Werkstoffen, deren chemische Zusammensetzung nicht für die additive Fertigung angepasst ist (graue Kurve), beginnt die Gamma-Alpha'-Umwandlung (Austenit-Martensit-Umwandlung) bei Temperaturen knapp oberhalb von 400°C . Dadurch können die Zugeigenspannungen bis zum Erreichen der Raumtemperatur (Punkt T3) Werte von bis zu 800 MPa erreichen. Die Spannungsentwicklung beschränkt sich auf die weniger feste Phase Restaustenit (lokalisierte Verformung durch geringeren E-Modul und Festigkeit), so dass dort die Rissbildung bei Überschreiten der Werkstofffestigkeit bzw. des lokalen Verformungsvermögens einsetzt. LTT-

Legierungen nutzen die Volumenexpansion der Gamma-Alpha'-Umwandlung bei niedrigeren Temperaturen gezielt aus, um den entstandenen Zugeigenspannungen durch eine Materialausdehnung entgegenzuwirken (schwarze Kurve). Für diesen Prozess ist eine Temperatur zwischen 160 °C und 200 °C erforderlich, was einem Restaustenitvolumengehalt von etwa 14 Vol.-% entspricht. Bei Raumtemperatur (Punkt T3LTT) treten im Falle von LTT-Legierungen mit angepassten Legierungsdesign Druckeigenspannungen von bis zu -40 MPa auf.

Aufgrund der empirisch belegten Korrelation zwischen der M_s -Temperatur und dem Kohlenstoff-, Chrom-, Mangan- und Nickelgehalt (Andrews 1965; Ishida 1995; Steven und Haynes 1956) wurde entschieden, den Werkstoff X153CrMoV12 für die Fülldrahtentwicklung prioritär zu betrachten. Der Werkstoff X153CrMoV12 weist mit 17,8 Ma.-% eine höhere Summe an Legierungselementen auf als der Kaltarbeitsstahl 80CrV2 mit 2,61 Ma.-% (vgl. Tabelle 4) und bietet somit ein höheres Einsparpotenzial kostenintensiver Rohstoffe. Da zur Nutzbarmachung des schweißtechnischen LTT-Ansatzes Legierungen mit hohen Chrom- oder Nickelgehalten (größer 10 Ma.-%) und großen Summen an Legierungselementen typisch sind (Kromm 2011; Igwemezie et al. 2022; Karlsson et al. 2010), müssten den Spänen aus 80CrV2 hohe Gehalte an Reinelementen oder Ferropartikel zulegiert werden, was den Recyclinggrad stark herabsetzt.

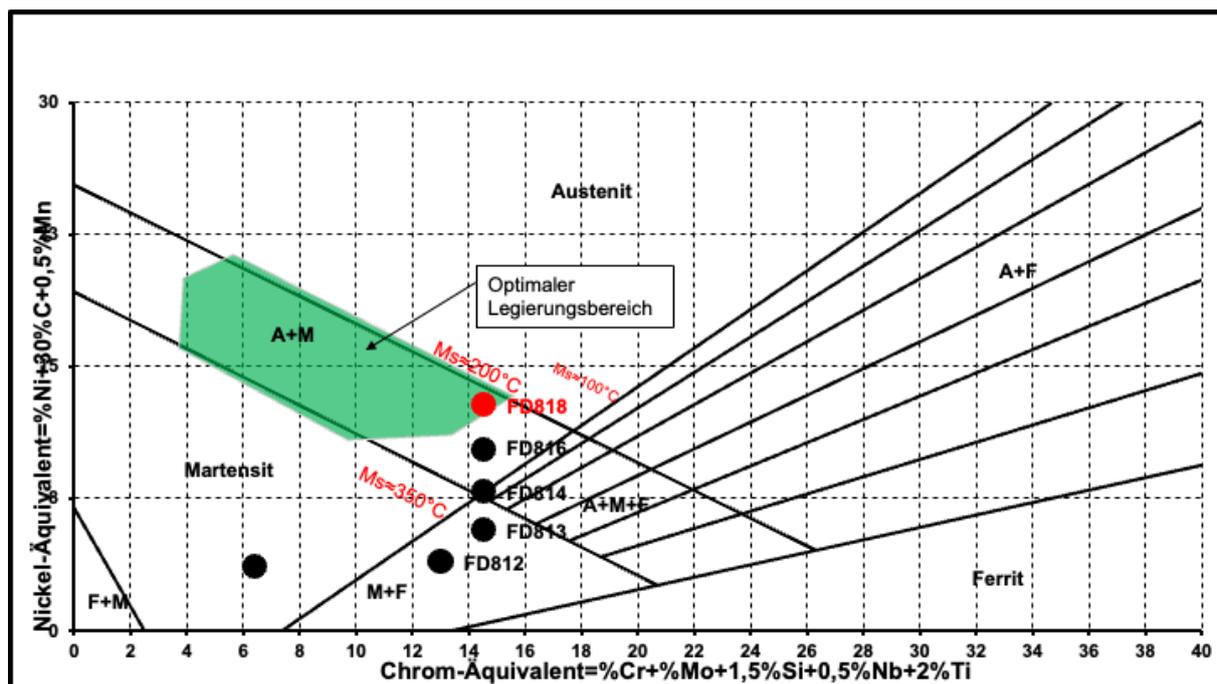


Abbildung 23: Aus der Schweißtechnik bekanntes Schaeffler-Diagramm. Die berechneten Ni- und Cr-Äquivalente der Werkstoffe der DURUM Verschleißschutz GmbH sind ebenfalls eingezeichnet.

Ausgehend von dem bestehenden Produktportfolio der Firma DURUM Verschleißschutz GmbH wurden die Warmarbeitsstähle DURMAT® FD 812, FD 813, FD 814, FD 816 und FD 818 als potenzielle Werkstoffe identifiziert. Die Werkstoffe sind in Abbildung 23 anhand des Ni- und Cr-Äquivalents im Schaeffler-Diagramm aufgetragen. Der optimale Legierungsbereich für die additive Fertigung von Werkzeugstählen im Schaeffler-Diagramm stellt den grün hinterlegten Bereich dar. Es zeigt sich, dass lediglich die Legierung DURMAT® FD 818 in diesem Bereich liegt, weshalb die weiteren Berechnungen mit dieser chemischen Zusammensetzung erfolgten. Mittels einer Scheil-Gulliver-Simulation, welche das Erstarrungsverhalten

des FD 818 abbildet, wurde eine rechnerische Abschätzung des möglichen RA-Gehaltes vorgenommen (vgl. Abbildung 24). Zu diesem Zweck wurde zunächst der Legierungsgehalt der Phase Austenit in Abhängigkeit der Erstarrungstemperatur berechnet (vgl. Abbildung 25). Es zeigte sich, dass sich die Phase Austenit bei sinkender Temperatur mit Legierungselementen anreichert, was einer Minimierung der M_s - und M_f -Temperatur zur Folge hat. Aus Abbildung 24 wird ersichtlich, dass maximal 20,41 Vol.-% RA im Gefüge vorliegen können, indem die M_f -Temperatur unterhalb der Raumtemperatur fällt. Ein alternativer Modellierungsansatz führte zu dem Ergebnis, dass sich 11,01 Vol.-% RA ausbilden, was jedoch unterhalb der zuvor angestrebten 14 Vol.-% liegt.

Neben dem optimalen Bereich im Schaeffler-Diagramm und des möglichen passenden Volumengehalts an RA weist der Werkstoff DURMAT® FD 818 eine vorteilhafte chemische Zusammensetzung auf. Da dieser den höchsten C-Gehalt der aufgezeigten DURMAT® Werkstoffe enthält, können rechnerisch am meisten Schleifspäne bei der Erzeugung des Fülldrahts hinzugegeben werden. In Absprache mit der Fa. DURUM Verschleißschutz GmbH wurde auf Grundlage der zuvor genannten Ergebnisse der Werkstoff DURMAT® FD 818 für die ersten Versuche der Metall-Filament Herstellung aus Spanmaterial ausgewählt.

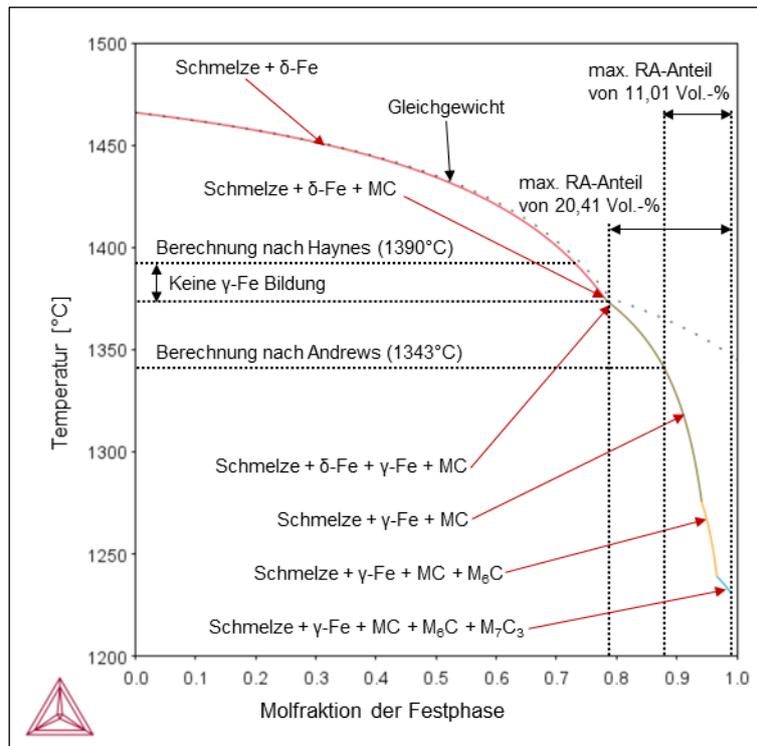


Abbildung 24: Berechnete Scheil-Gulliver-Erstarrungsberechnungen des Werkstoffs DURMAT® FD 818. Im Bild sind die maximal erreichbaren RA-Anteile nach den jeweiligen berechneten M_s - und M_f -Temperaturen sowie die auftretenden Phasen eingezeichnet.

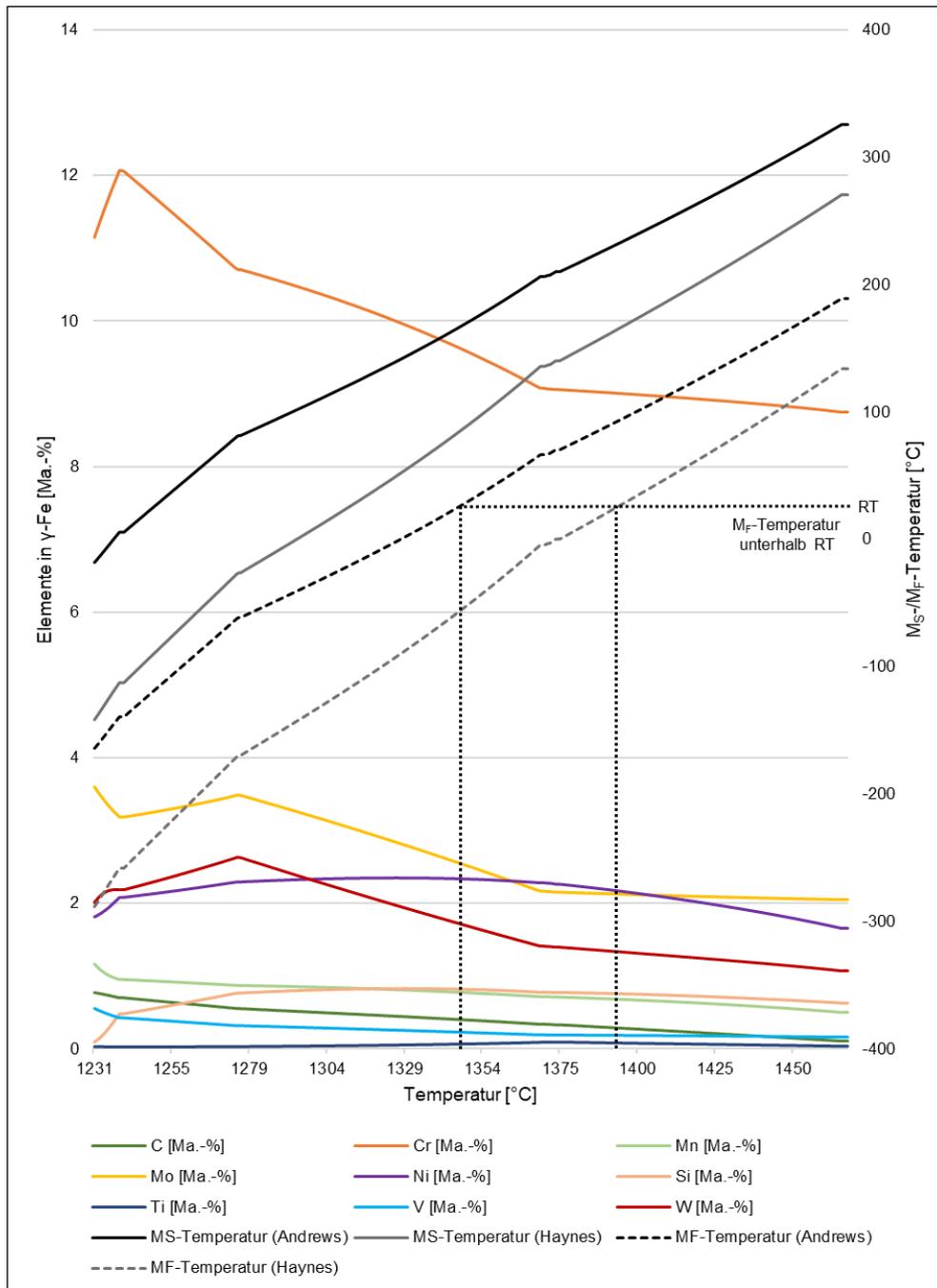


Abbildung 25: Mittels ThermoCalc berechnete Zusammensetzung der Phase Austenit bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 250 K/s für den Werkstoff DURMAT® FD 818.

AP8-BUW: Validierung der Berechnungen anhand umgeschmolzener Proben

Der in AP7-BUW festgelegte Werkstoff DURMAT® FD 818 wurde von der DURUM Verschleißschutz GmbH als konventioneller Fülldraht dem Lehrstuhl für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe zur Verfügung gestellt. In Abbildung 26 sind die hergestellten Proben der Probengeometrie C exemplarisch dargestellt. Es zeigt sich, dass der Werkstoff DURMAT® FD 818 defektarm verarbeitet werden kann. Die M_s -Temperatur wurde nach den Dilatometer-Versuchen anhand der Tangentenmethode ermittelt und betrug 104,3 °C, was unterhalb der zuvor errechneten M_s -Temperatur liegt.

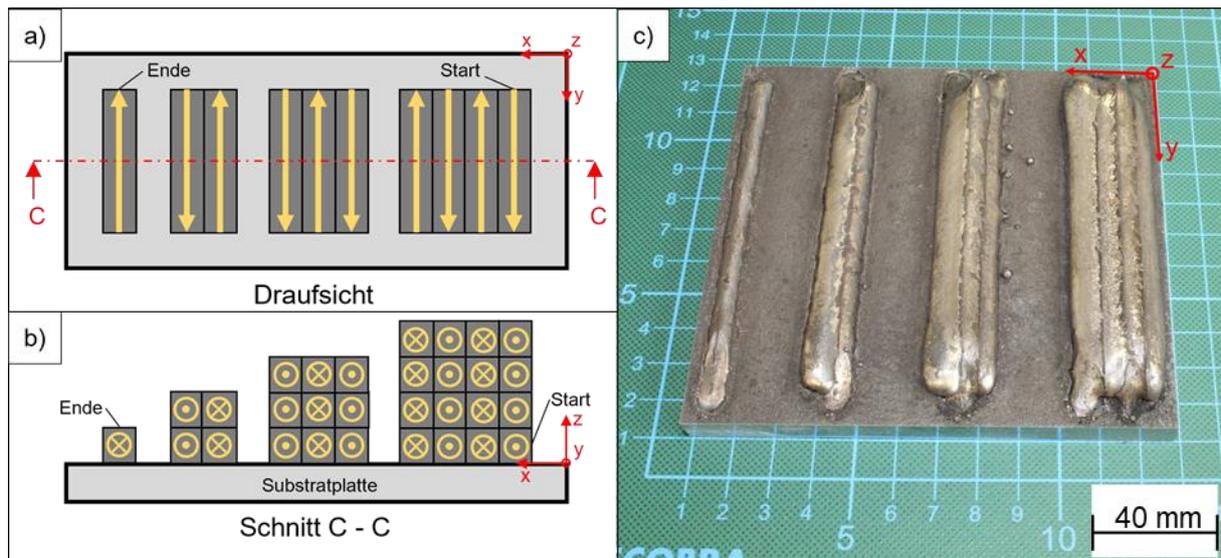


Abbildung 26: Darstellung der additiv gefertigten Probengeometrie C. In a) ist eine schematische Draufsicht der Probe dargestellt, während b) eine Schnittansicht darstellt. In c) ist die gefertigte Probe abgebildet.

In rasterelektronischen Aufnahmen zweier unterschiedlicher Lagen in Abbildung 27 wird ersichtlich, dass sich das Gefüge aus martensitischen Metallzellen besteht, die von einer zellularen Struktur umgeben sind. XRD- und EDX-Untersuchungen ergaben, dass es sich bei der zellularen Struktur primär um RA handelt. Dabei variiert die Intensität des RA-Reflexes in Abhängigkeit der analysierten Probe. Diese Gefügeentstehung kann auf das in AP7-BUW beschriebene, simulierte Erstarrungsverhalten zurückgeführt werden (vgl. Abbildung 24 und Abbildung 25). Ausgehend von den erstarrenden Metallzellen reichert sich die Schmelze an der Erstarrungsfront mit Legierungselementen an. Hierdurch reduziert sich die Ms-Temperatur lokal, sodass RA im Gefüge verbleibt. Mit abnehmender Probenhöhe, das heißt in den unteren Lagen, lässt sich eine zunehmende Umwandlung der zellularen Struktur zu einer blockigen Struktur beobachten (vgl. Abbildung 27c). Hier muss bei der Gefügeausbildung zusätzlich der Aufmischungsgrad berücksichtigt werden, der eine Veränderung der chemischen Zusammensetzung des Schmelzbades durch selektives Aufschmelzen des verwendeten Substratwerkstoffs bewirkt. Unter Berücksichtigung des verwendeten Substratwerkstoffs S235JRG2 erfolgt eine Verdünnung sodass entsprechend des Schaeffler-Diagramms ein martensitisches Gefüge ohne RA mit zunehmender Verdünnung ausbilden sollte. Somit ist die Kaltrissbildung insbesondere an der Grenzfläche zum Substratwerkstoff erhöht. Durch den lagenförmigen Materialauftrag erfolgt eine Wiedererwärmung zuvor aufgebracht Materialvolumina, was Anlassseffekte, die Bildung von Sonderkarbiden, oder eine Entspannung des martensitischen Gefüges zur Folge haben kann (vgl. Abbildung 27d).

Auch EBSD-Messungen bestätigten die mittels REM-, XRD- und EDX-Untersuchungen aufgestellte Hypothese, dass es sich bei den helleren, zellularen Strukturen um RA handelt. In Abbildung 28a und Abbildung 28b sind unter Anwendung der EBSD-Methode der sich ausbildende RA abgebildet. Der RA-Gehalt beträgt knapp 9 Vol.-%, was leicht unterhalb der Simulation aus AP7-BUW liegt. Zusätzlich zu den RA-Gefügekarten sind in Abbildung 28c und Abbildung 28d mittels EBSD rekonstruierte ehemalige Austenitkörner im unteren bzw. oberen Probenbereich zu registrieren. Die Körner liegen gestreckt in Richtung des im WAAM-Prozess wirkenden Temperaturgradienten vor, sodass das Gefüge eine Vorzugsorientierung bzw. Textur aufweist.

Neben den zuvor erwähnten Untersuchungsmethoden zur Bestimmung des RA-Gehalts fand auch ein Röntgendiffraktometer Stresstech Xstress G2R der Fa. Stresstech zur RA-Bestimmung Anwendung. Die ermittelten Werte des RA lagen in Abhängigkeit von der Probe und der Messposition zwischen 10 Vol.-% und 14 Vol.-%

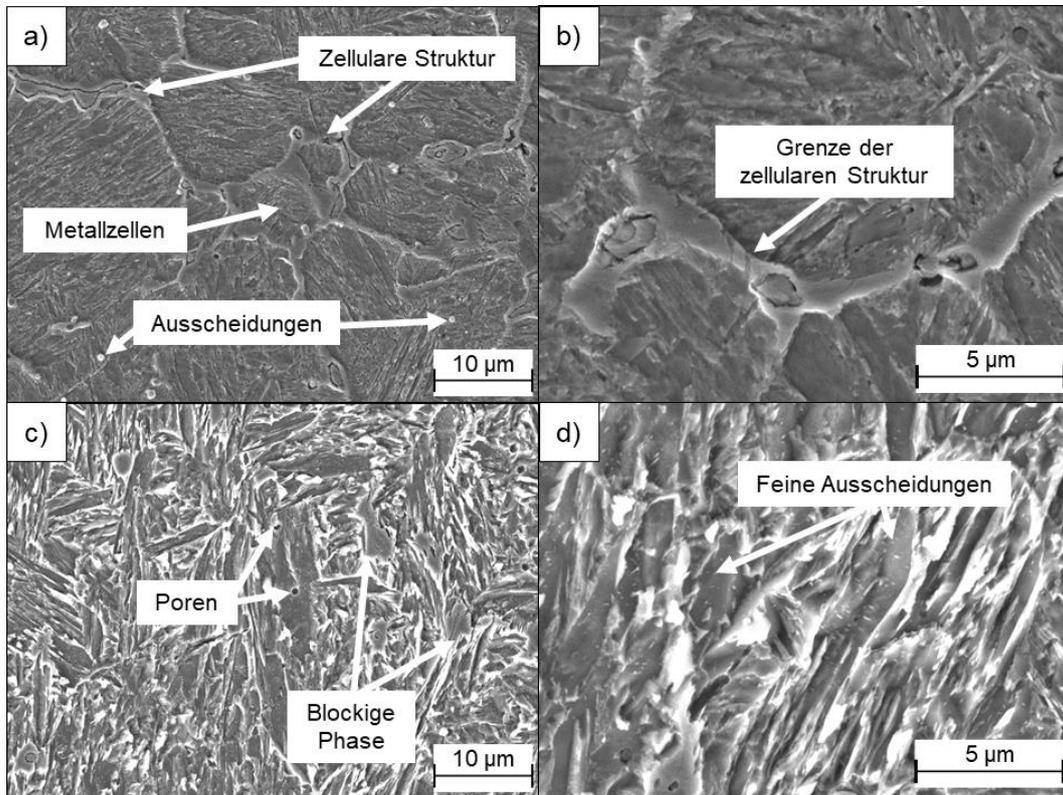


Abbildung 27: REM-Aufnahmen in 5000-facher Vergrößerung in a) und in 15000-facher Vergrößerung in b) des Werkstoffs DURMAT® FD 818 im oberen Probenbereich. In c) ist eine REM-Aufnahme in 5000-facher Vergrößerung und in d) eine REM-Aufnahme in 15000-facher Vergrößerung des unteren Probenbereich zu sehen.

Zur ersten Evaluierung des LTT-Ansatzes wurden Eigenspannungsanalysen nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren im modifizierten χ -Aufbau durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass Zug-, Druck- und Eigenspannungsfreie Bereiche vorliegen. Die Zugspannungen lassen sich auf den in Abbildung 22 dargestellten Mechanismus zurückführen. Druckspannungen entstehen in Bereichen, die durch die Gamma-Alpha-Umwandlung beeinflusst werden. In den spannungsfreien Bereichen gleichen sich die Zug- und Druckspannungen aus. Die Höhe der gemessenen Eigenspannungen lag in einem Bereich von -200 MPa bis 160 MPa. Eine exemplarische Ausarbeitung der Messergebnisse ist in Abbildung 29 dargestellt.

Die ermittelten Ergebnisse bestätigen die in AP7-BUW durchgeführten Berechnungen und Simulationen über das Verhalten des Fülldrahtes DURMAT® FD 818 der Fa. DURUM Verschleißschutz GmbH. Nach den positiven Ergebnissen wurde in Absprache mit der DURUM Verschleißschutz GmbH dieser Werkstoff für die nachfolgende Herstellung eines Fülldrahts mit Rezyklaten ausgewählt.

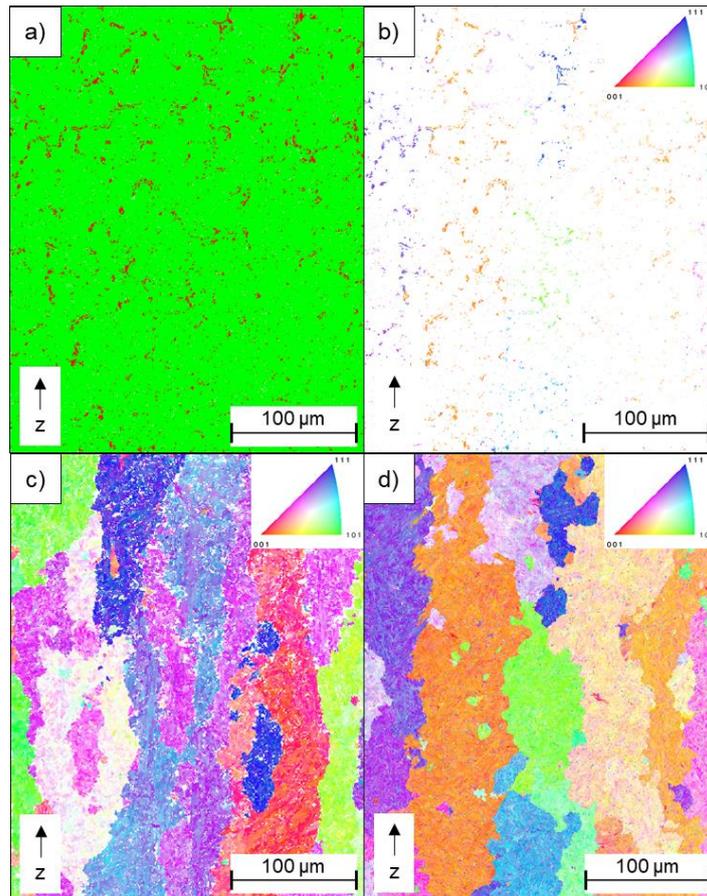


Abbildung 28: Unter Anwendung der EBSD-Analyse aufgenommene Messergebnisse des Werkstoffs DURMAT® FD 818. In a) ist eine aufgenommene Phasenkarte dargestellt, während in b) die Verteilung der Phase Austenit in Abhängigkeit der Kornorientierung des Austenits angegeben ist. Die Abbildungen c) und d) zeigen mittels EBSD rekonstruierte ehemalige Austenitkörner im unteren bzw. oberen Probenbereich.

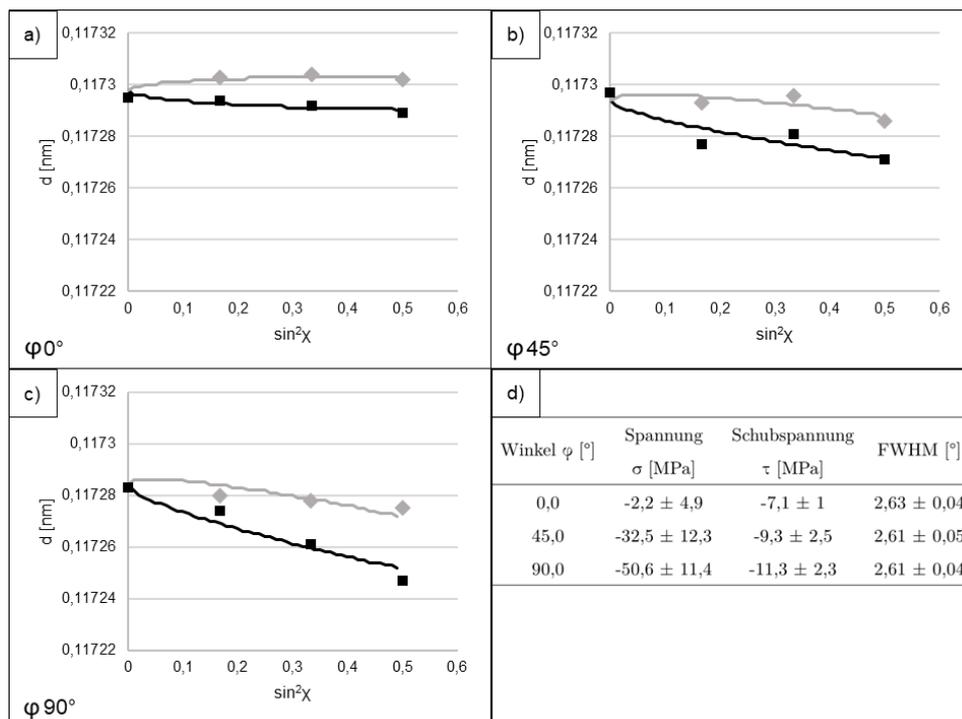


Abbildung 29: Exemplarische Auflistung der mittels Röntgendiffraktometrie im $\sin^2\psi$ -Verfahren im modifizierten χ -Aufbau durchgeführten Eigenspannungsanalyse.

AP9-BUW: Festlegung und Herstellung geeigneter Ausgangswerkstoffe für den metallischen 3D Druck bei DURUM Verschleißschutz GmbH und AP1-DURUM Verschleißschutz GmbH

Innerhalb dieses Arbeitspakets erfolgte in Kooperation mit der DURUM Verschleißschutz GmbH die Berechnung der erforderlichen Anteile an Schleifspänen, Ferropartikeln und Mantelmaterial. Dabei wurden die Ergebnisse aus AP1-BUW und AP2-BUW berücksichtigt. Zunächst war der höchstmögliche Anteil an Schleifspänen im Fülldraht zu berechnen, um sicherzustellen, dass die chemische Zusammensetzung des hergestellten Fülldrahts mit rezyklierten Schleifspänen der chemischen Zusammensetzung des konventionell gefertigten Werkstoffs DURMAT® FD 818 entspricht. Die Berechnung ergab, dass die Bedingung erfüllt ist, wenn der Fülldraht aus 60 Ma-% Mantelmaterial aus dem Werkstoff DC04 (1.0338) und 40 Ma-% Füllmaterial besteht. Das Füllmaterial setzt sich aus 36 Ma-% Schleifspänen der Fraktion 63-125 µm (vgl. Tabelle 4) und 64 Ma-% Ferropartikeln, im Folgenden Legierungszusätze genannt, zusammen. Die chemische Zusammensetzung der Legierungszusätze ist in Tabelle 8 aufgeführt.

Tabelle 8: Chemische Zusammensetzung des Ferropartikel-Gemisches der DURUM Verschleißschutz GmbH in Massenprozent.

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W	Ti	Al	Fe
0,08	3,91	6,22	36,53	3,88	12,48	1,12	9,22	1,23	0,28	25,05

Neben der chemischen Zusammensetzung sind die Schütt- und Klopfdichte wichtige Kenngrößen. Um sicherzustellen, dass der Fülldraht bei der Verarbeitung die vorher definierte chemische Zusammensetzung aufweist, ist ein Einhalten des Verhältnisses aus Pulvergemisch und Mantelmaterial essenziell. In der konventionellen Fertigung wird eine Schüttdichte von mindestens 3 g/cm³ vorausgesetzt. Die Ergebnisse der Bestimmung der Schütt- und Klopfdichte der relevanten Pulvergemische sind der Abbildung 30 zu entnehmen. Die Legierungszusätze der DURUM Verschleißschutz GmbH weisen eine ermittelte Schüttdichte von 3,41 ± 0,04 g/cm³ auf. Die korrespondierende Klopfdichte beträgt 3,92 ± 0,01 g/cm³. Die Schüttdichte der Spanfraktion 63-125 µm liegt aufgrund der Morphologie der Schleifspäne mit 0,68 ± 0,02 g/cm³ signifikant unterhalb der geforderten 3 g/cm³. Die Klopfdichte beträgt 1,93 ± 0,01 g/cm³. Die Schüttdichte der Schleifspan-Legierungszusätze-Mischung beträgt 1,55 ± 0,05 g/cm³ und liegt somit unterhalb der Hälfte der geforderten Schüttdichte. Die Klopfdichte beträgt 1,93 ± 0,01 g/cm³. In Abbildung 31 sind stereomikroskopische Aufnahmen der Schleifspanfraktion (vgl. Abbildung 31a), der Legierungszusätze (vgl. Abbildung 31b) und des gesamten Gemisches (vgl. Abbildung 31c) bei 40-facher Vergrößerung dargestellt.

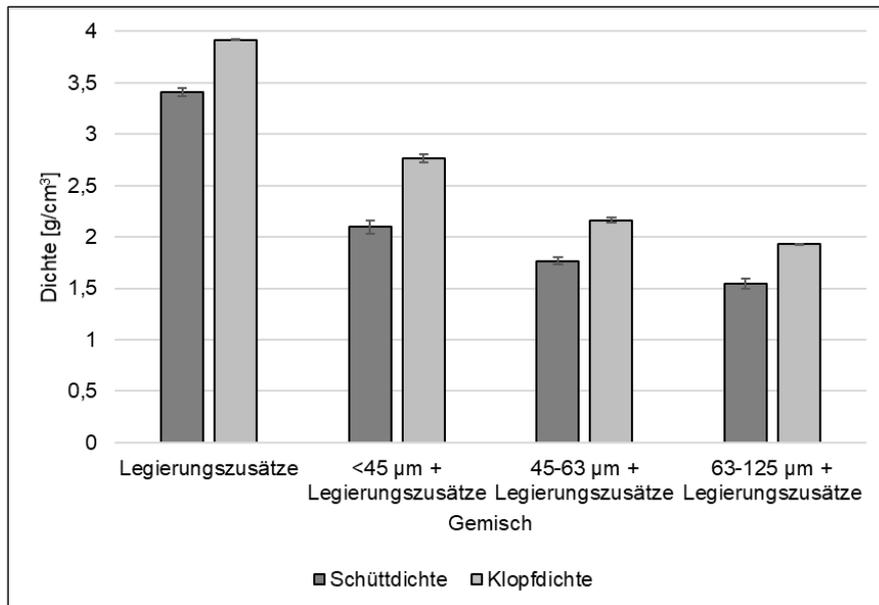


Abbildung 30: Die ermittelten Schütt- und Klopfdichten ausgewählter Pulvergemische sowie der reinen Ferro-Legierungszusammensetzungen der DURUM Verschleißschutz GmbH.

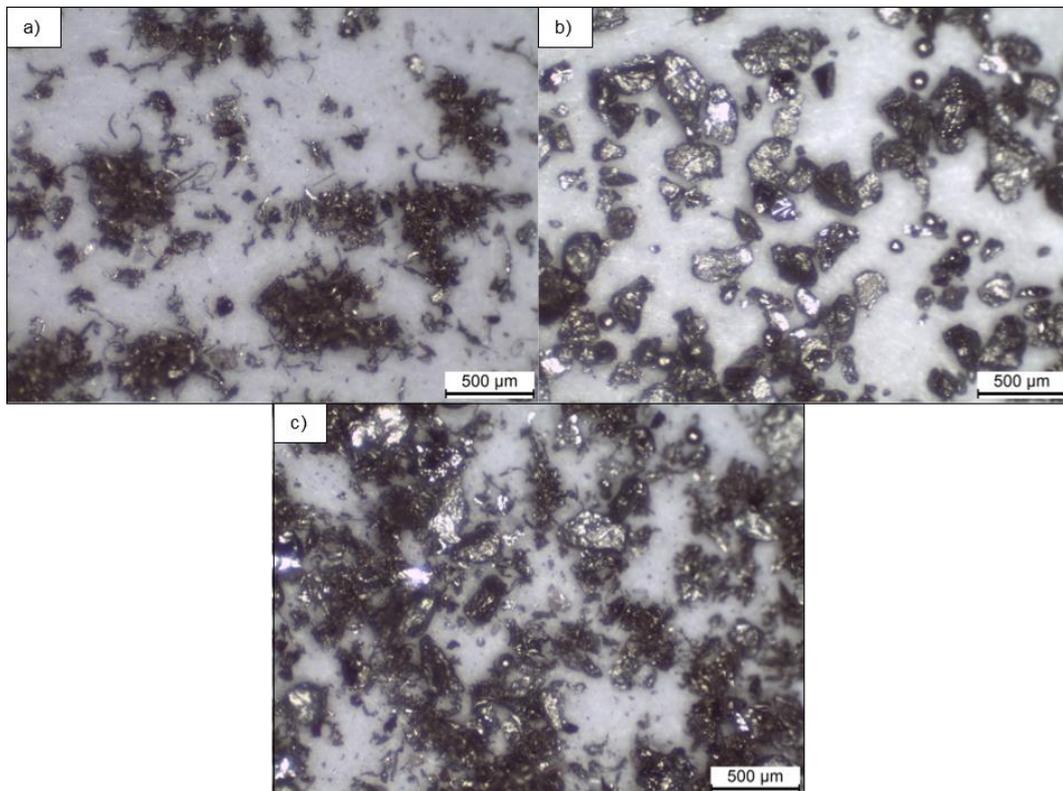


Abbildung 31: Stereomikroskopische Aufnahme der Schleifspanfraktion 63-125µm a), der Ferropartikel der DURUM Verschleißschutz GmbH b) und dem Gemisch für die Fülldrahtfertigung c) bei 40-facher Vergrößerung.

Die Fertigung von Fülldrähten erfordert eine ausreichend hohe Fließfähigkeit. In dieser Arbeit wurde die Fließfähigkeit über den Fließindex und den Hausner-Faktor bzw. Carr-Index bewertet. Eine unzureichende Fließfähigkeit führt zu einer inhomogenen Materialzugabe in das umgeformte Mantelmaterial. Die Zugabe der Legierungszusätze führt zu einer Verbesserung der unzureichenden Fließfähigkeit der Schleifspanfraktion 63-125 µm, die in AP1-BUW ermittelt wurde. Der Fließindex verbessert sich von ca. 55-65° auf ca. 50-55° (vgl. Abbildung 32). Der Wert liegt jedoch weiterhin über dem

Fließindex von ca. 40-50° der reinen Legierungszusätze. Obgleich die Ergebnisse aus Abbildung 10 die beste Fließeigenschaft bei den Spänen mit der Fraktion 63-125µm prognostizieren, weisen der Hausner-Faktor und der Carr-Index bei unterschiedlichen Pulvergemischen darauf hin, dass das Gemisch aus Legierungszusätzen und Spänen der Fraktion 45-63µm eine bessere Fließeigenschaft aufweisen sollte. Der Hausner-Faktor des Gemisches aus Spänen der Fraktion 45-63µm und Legierungszusätzen beträgt 1,22, während der Hausner-Faktor des Gemisches aus Spänen der Fraktion 63-125µm und Legierungszusätzen 1,25 beträgt (vgl. Abbildung 33). Die entsprechenden Carr-Indizes betragen 18,24 bzw. 19,89 (vgl. Abbildung 33). Sowohl bezüglich des Hausner-Faktors als auch des Carr-Index liegen beide Gemische im Fließfähigkeitsbereich "fair", während sich die Legierungszusätze im Bereich „good“ befinden (vgl. Tabelle 1). Die leichte Herabsetzung der Fließeigenschaften wird jedoch in Kauf genommen, da der deutlich höhere Legierungselementgehalt in der Fraktion 63-125µm (vgl. Tabelle 4) zu verzeichnen ist.

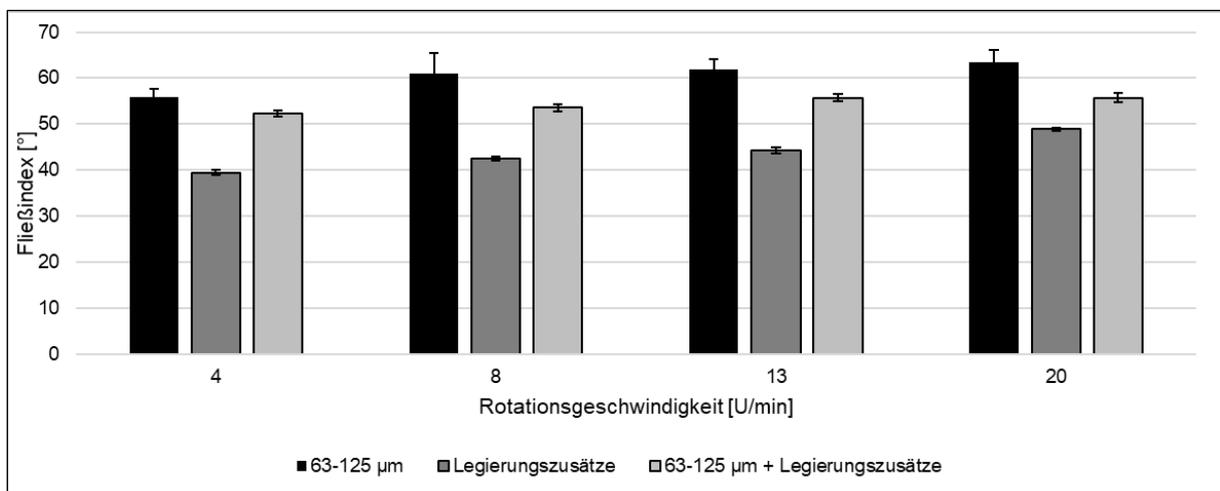


Abbildung 32: Die ermittelten Fließindize bei unterschiedlichen Rotationsgeschwindigkeiten ausgewählter Pulvergemische sowie der reinen Ferro-Legierungszusammensetzungen der DURUM Verschleißschutz GmbH.

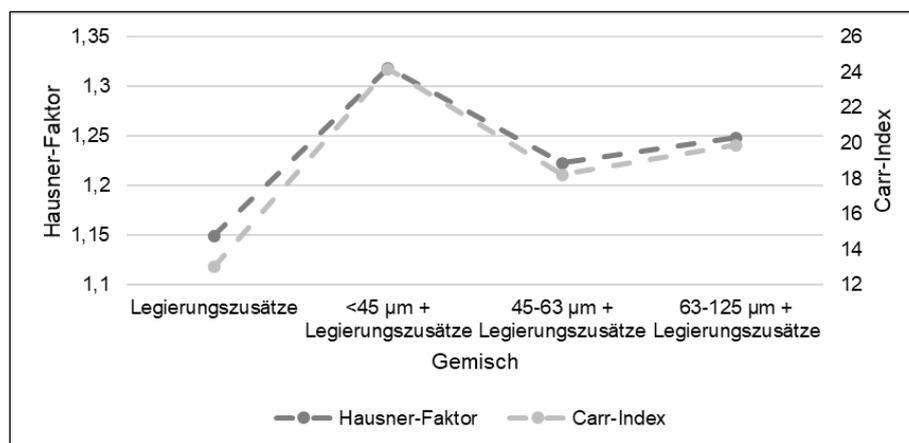


Abbildung 33: Der aus den Schütt- und Klopfdichten berechnete Hausner-Faktor und Carr-Index bei unterschiedlichen Rotationsgeschwindigkeiten ausgewählter Pulvergemische sowie der reinen Ferro-Legierungszusammensetzungen der DURUM Verschleißschutz GmbH.

Die Verschlechterung der Fließfähigkeit und die resultierende geringe Schüttdichte stellen eine Herausforderung bei der Fülldrahtfertigung dar. Um optimale Parameter zur Fülldrahtfertigung zu ermitteln, wurden diese Parameter experimentell erarbeitet,

wobei die Verwendung von „Standardparametern“ nicht zielführend war. Diese Herausforderung wurde durch die DURUM Verschleißschutz GmbH durch entsprechende Maßnahmen, auf die hier nicht weiter eingegangen werden kann, bewältigt. Im Rahmen des Arbeitspakets AP2-DURUM Verschleißschutz GmbH konnte diese Herausforderung erfolgreich gelöst werden, sodass ein Fülldraht mit enthaltenen Schleifspänen hergestellt werden konnte.

AP2-DURUM Verschleißschutz GmbH

Im Folgenden wird die Fertigung der Fülldrähte kurz skizziert. In Abbildung 34 ist der Transport des Schleifspan-Ferropartikel-Gemisches über das Förderband zur Befüllung des Mantelmaterials dargestellt. Das Gemisch wurde durch einen ersten Trichter auf das Förderband gegeben. Über einen höhenverstellbaren Rakel wurde das Gemisch dosiert und glattgestrichen. Anschließend fiel das Gemisch in einen zweiten Trichter, der dieses in das zuvor U-förmig gebogene Mantelmaterial aus DC04 (1.0338) einfüllte. Im folgenden Fertigungsschritt wurde das Gemisch im Draht verdichtet, da die Schüttdichte nicht den Anforderungen entsprach. Die Verdichtung ist jedoch nur bis zu einem bestimmten Grad möglich. In der Regel liegt der Verdichtungsfaktor bei duktilen metallischen Pulvern im Bereich von 0,65 (niedrige Werte bedeuten eine höhere Verdichtung des Pulvers). Nach der Verdichtung des Gemisches wurde der Draht umgeformt und gefalzt, sodass ein geschlossener Fülldraht entstand. Anschließend wurde der Draht durch mechanisches Strecken auf seinen Enddurchmesser verjüngt. In diesem Fall wurde ein Draht mit einem Durchmesser von 2,0mm hergestellt. Für das Ziehen des Drahtes fand Ziehöl Verwendung, was im anschließenden Schweißprozess nachteilig sein könnte, da das Abdampfen des Öls Porenbildung in den Schweißraupen verursachen kann. Um das Öl nach der Fertigung zu entfernen, wurde eine thermische Auslagerung zum Abdampfen der Ölbestandteile bei 220°C durchgeführt. Zur Evaluierung der chemischen Zusammensetzung des Fülldrahts mit enthaltenen Schleifspänen wurden Schweißraupen hergestellt. Wie in Abbildung 35 abgebildet, weist die Schweißraupe Poren auf, was darauf schließen lässt, dass Öl im Schweißprozess verbrannt wurde. Somit konnte durch die thermische Auslagerung bei 220°C das gesamte Restöl nicht beseitigt werden. Dabei handelt es sich jedoch nicht um das Öl kommend aus dem Ziehprozess, sondern um solches, was durch den Zerspanungsprozess über die verwendeten Kühlschmierstoffe eingebracht und während der Rezyklierung nicht abgetrennt werden konnte.



Abbildung 34: Darstellung eines Teilprozesses der Fülldrahtfertigung. Zu sehen ist eine Dosiereinheit und ein Trichter zum Befüllen des Fülldrahts.



Abbildung 35: Makroskopische Aufnahme der Probeschweißung des mit Schleifspänen adaptierten Fülldrahts nach der durchgeführten Wärmebehandlung bei 220 °C.

Der hergestellte Fülldraht wurde einer zweiten thermischen Auslagerung unterzogen, die bei höheren Temperaturen von 350 °C erfolgte. Dabei verdampften die von der TKM GmbH für den Schleifprozess verwendeten Kühlschmierstoffe vollständig ab. Im Anschluss wurden erneut Schweißversuche durchgeführt, die ein positives optisches Schweißbild ergaben. In Abbildung 36 ist eine sechslagige Schweißprobe dargestellt, bei der die chemische Zusammensetzung bestimmt wurde. Die Ergebnisse dieser Messung sowie die chemische Zusammensetzung des konventionell hergestellten DURMAT® FD 818 zur Vergleichszwecken sind in Tabelle 9 aufgeführt. Die Zusammensetzung erfüllt die Anforderungen der DURUM Verschleißschutz GmbH, lediglich der C-Gehalt ist reduziert. Dennoch erreicht die Probe mit 52 HRC die geforderte Mindesthärte von 52-55 HRC. Diese positiven Ergebnisse demonstrieren, dass die Verarbeitung von Schleifspänen in Fülldraht möglich ist.



Abbildung 36: Makroskopische Aufnahme der sechslagigen Probeschweißung des mit Schleifspänen adaptierten Fülldrahts nach der durchgeführten Wärmebehandlung bei 350 °C.

Tabelle 9: Mittels OES gemessene chemische Zusammensetzung von Schweißproben des Fülldrahts mit Schleifspänen und dem konventionell gefertigtem Referenz-Fülldraht in Ma.-%.

Fülldraht	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W	Ti	Fe
FD 818 mit Spänen	0,27 ±0,00	1,23 ±0,00	1,44 ±0,01	9,85 ±0,04	1,03 ±0,00	3,02 ±0,01	0,37 ±0,00	1,94 ±0,02	0,14 ±0,00	Rest
FD 818	0,32 ±0,00	1,22 ±0,00	1,25 ±0,00	10,21 ±0,02	1,11 ±0,00	3,06 ±0,01	0,34 ±0,00	1,85 ±0,01	0,22 ±0,00	Rest

AP3-DURUM Verschleißschutz GmbH

Am Lehrstuhl für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe wurde für dieses Vorhaben eine Labor-WAAM-Anlage entwickelt und aufgebaut. Ein entsprechender Schweißroboter wurde eigens für dieses Projekt aus den Berufungsmitteln der

Professur angeschafft. Die Laboranlage wurde in enger Zusammenarbeit zwischen dem Lehrstuhl für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe, der DURUM Verschleißschutz GmbH und der Heinz Berger Maschinenfabrik GmbH & Co. KG konzipiert und aufgebaut.

Die Steuerung des Roboters und die von der DURUM Verschleißschutz GmbH eingebrachte Schweißtechnik wurden so ausgelegt, dass sie kompatibel sind und entsprechende Befehle verarbeiten können. Der Aufbau des Robotersystems erfolgte Anfang Dezember in den Laborräumen des Lehrstuhls für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe (vgl. Abbildung 37). Aufgrund der Corona-Pandemie und der internationalen Halbleiter-Krise verzögerte sich der Aufbau der Schweißtechnik, die von der DURUM Verschleißschutz GmbH bereitgestellt wurde.



Abbildung 37: Labor-WAAM-Anlage des Lehrstuhls für neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe (Stand Frühjahr 2022).

Schließlich konnte im Frühsommer 2023 der Aufbau der Labor-WAAM-Anlage abgeschlossen werden. Die Abbildung 38 und die Abbildung 39 zeigen die Labor-WAAM-Anlage mit ihren einzelnen Systemkomponenten. Die WAAM-Anlage besteht aus einem 6-Achs-Knickarmroboter des Typs IRB 1600-10/1.2 der Fa. ABB (vgl. Abbildung 38a), einer MIG/MAG-Kompaktschweißanlage vom Typ Auto-Continuum 500 CE von der Fa. Miller (vgl. Abbildung 38b), die eine Nenn-Schweißausgangsleistung von 500 A bei 100 % Einschaltdauer ermöglicht, sowie einer Drahtfördereinheit des Typs Auto-Continuum Drive des Herstellers Miller (vgl. Abbildung 38a). Weitere Systemkomponenten umfassen den Schweißbrenner, die Laser-Messstation zur Kalibrierung der Schweißposition sowie den Schweißgerätkühler (vgl. Abbildung 38a), die Robotersteuerung und das Gaszufuhr- und Verteilersystem (vgl. Abbildung 39a) sowie die mobile Absaugung (vgl. Abbildung 39b).

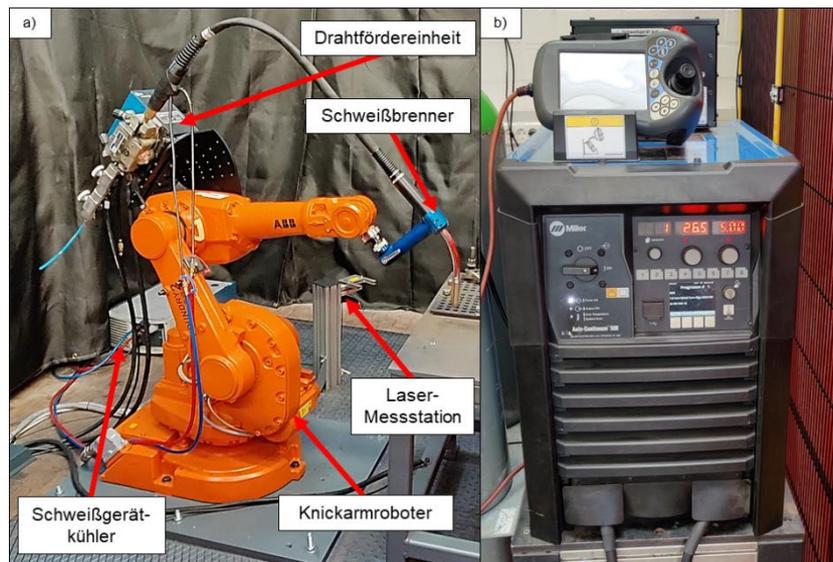


Abbildung 38: Hauptsystemkomponenten der im Projekt aufgebaute Labor-WAAM-Anlage des Lehrstuhls für neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe. a) Hauptsystemkomponenten Knickarmroboter inklusive Drahtfördereinheit und weiterer Peripherie, b) Hauptsystemkomponente MIG/MAG-Kompaktschweißanlage.

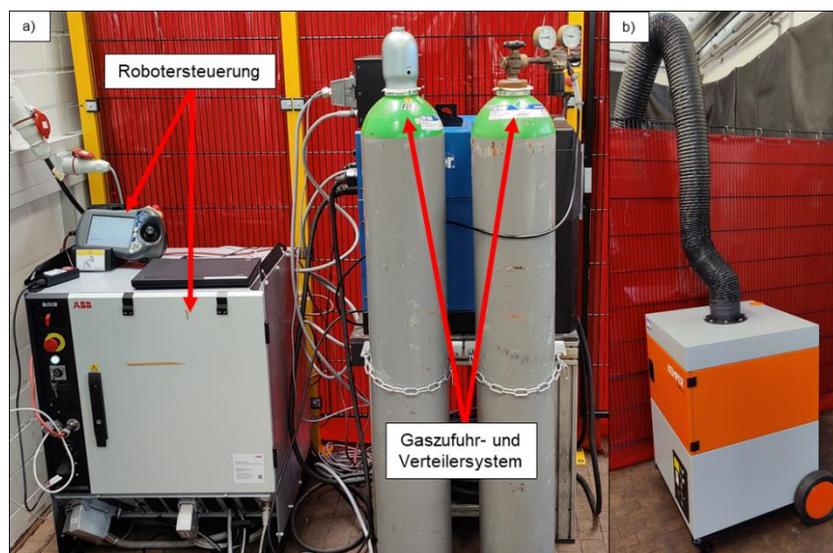


Abbildung 39: Weitere Systemkomponenten der im Projekt aufgebaute Labor-WAAM-Anlage des Lehrstuhls für neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe. a) weitere Systemkomponenten Robotersteuerung und Gaszufuhr- und Verteilersystem, b) Systemkomponente mobile Absaugung.

AP10-BUW: Erzeugung von einfachen 3D-Strukturen mit dem entwickelten Metallfilament und AP4-DURUM Verschleißschutz GmbH

Neben den untersuchten Härte- und Eigenspannungswerten der Proben ausgewählter Parametersätze ist die sich bildende Geometrie der Schweißnaht von entscheidender Bedeutung, um eine möglichst geringe Anzahl an Anbindungsfehlern und Hohlräumen zwischen den einzelnen Lagen/Tracks zu erzielen. Zusätzlich kann mit der Kenntnis der sich ausbildenden Schweißrauben die Ablage der einzelnen Nähte nebeneinander und übereinander hinsichtlich der Geometrie optimal ausgelegt werden, sodass sich dichte Probenkörper durch das Aufbringen einzelner Schweißrauben erzeugen lassen. Unterschiedliche Geometrien der Schweißrauben sind in Abbildung 40 dargestellt. Im Rahmen der dargestellten stereomikroskopischen Aufnahmen wurden die Schweißspannung, der Drahtvorschub sowie die Schweißgeschwindigkeit angepasst um gezielt die Schweißraupengeometrie zu beeinflussen.

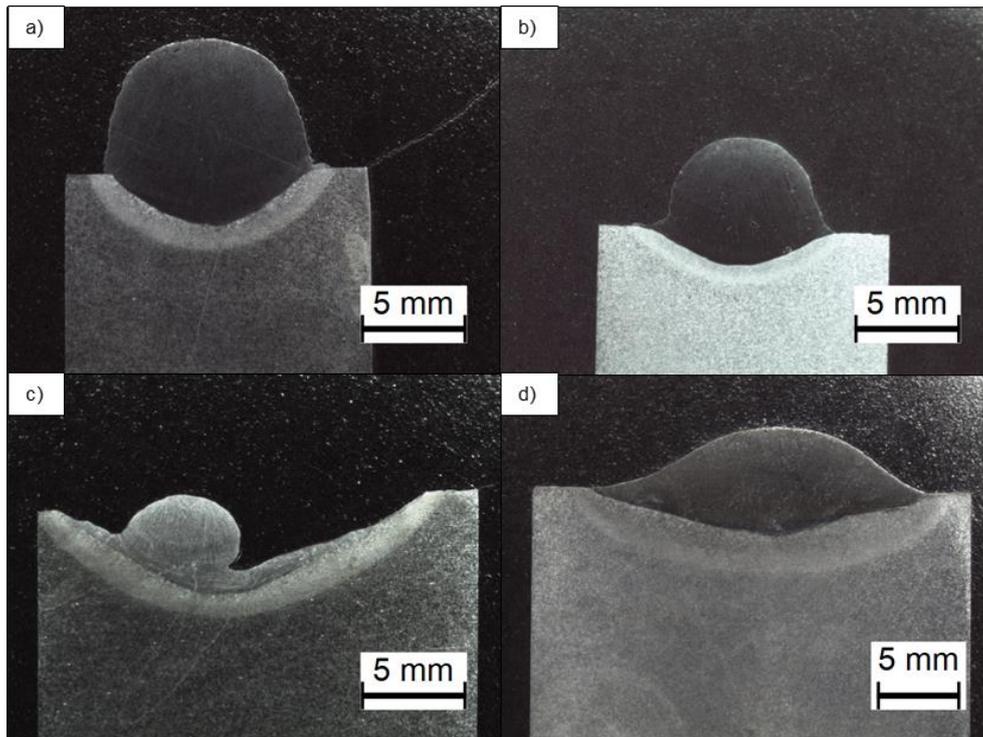


Abbildung 40: Stereomikroskopische Aufnahmen der durchgeführten Parameterstudie am Werkstoff DURMAT® FD 818. In Abhängigkeit der gewählten Fertigungsparameter werden deutlich unterschiedliche Schweißbahngeometrien und Wärmeeinflusszonen sichtbar.

Die aus dem Arbeitspaket erarbeiteten optimalen Fertigungsparameter für die WAAM-Fertigung des DURMAT® FD 818 sind in Tabelle 10 aufgelistet. Für den weiteren Projektverlauf wurde entschieden, auch für den Fülldraht mit den Schleifspänen identische Fertigungsparameter zu verwenden. Dies hat den Hintergrund, dass so Auswirkungen von Verunreinigungen, Abrasivpartikeln oder mögliche KSS auf den Schweißprozess und die Gefügeausbildung direkt identifiziert werden können. Dies ermöglicht einen direkten Vergleich zwischen den Proben erzeugt aus dem Fülldraht mit Rezyklat und dem konventionellen Fülldrahtwerkstoff.

Tabelle 10: Optimale Parameter für die WAAM-Fertigung mit dem Fülldraht mit Schleifspänen und dem konventionellen DURMAT® FD 818 für einen Drahtdurchmesser von 2,0 mm.

Spannung [V]	Strom [A]	Freie Drahtlänge [mm]	Schweißwinkel [°]	Drahtvorschub [mm/min]
26,5	380 ¹	17	90	5000
Schweißgeschwindigkeit [mm/min]	Gasart	Gasdurchflussrate [l/min]	Zwischenlagenzeit [s]	Heat Input [kJ/mm]
400	M13 (2% O ₂)	22	20	1,21

AP5-DURUM Verschleißschutz GmbH

In Abbildung 41a und Abbildung 41b ist exemplarisch eine Probe aus dem konventionellen Werkstoff DURMAT® FD 818 abgebildet, die zu Vergleichszwecken gefertigt wurde. In Abbildung 41c und Abbildung 41d ist die identische Geometrie mit dem Fülldraht, erzeugt mit Rezyklat, aufgebaut worden. Für beide additive Proben wurden die zuvor festgelegten optimalen Fertigungsparameter verwendet. Eine weitere additiv gefertigte Großprobe ist in Abbildung 42 dargestellt. Deutlich sichtbar ist die für das WAAM-Verfahren typische raue Oberfläche, die eine spanende Bearbeitung im Anschluss an die additive Fertigung erfordert. Durch die Wahl eines geringeren Drahtdurchmessers, in den Abbildungen wurde ein Drahtdurchmesser von

2,0mm verwendet, kann die Rauheit minimiert werden, was eine Reduzierung des Post-Processing mit sich ziehen würde. Allerdings würde sich die Bauzeit des additiven Werkstücks im Post-Process gegenläufig erhöhen, da weniger Volumen pro Zeiteinheit aufgetragen werden kann. Zusätzlich definiert der Drahtdurchmesser das Maß der möglichen Rezyklatzugabe. So nimmt in Richtung geringerer Drahtdurchmesser das auszufüllende Volumen und der Platz für die Rezyklate ab, bzw. es werden Rezyklatzugaben aus feineren Partikeln erforderlich, die jedoch schlechte Fließeigenschaften aufweisen. Der hier betrachtete Drahtdurchmesser von 2,0mm wurde unter der Maßgabe einer möglichst hohen Rezyklatzugabe während der Fertigung bei gleichzeitig geringem Maß der erforderlichen spanenden Nachbearbeitung der WAAM-erzeugte Proben festgelegt.

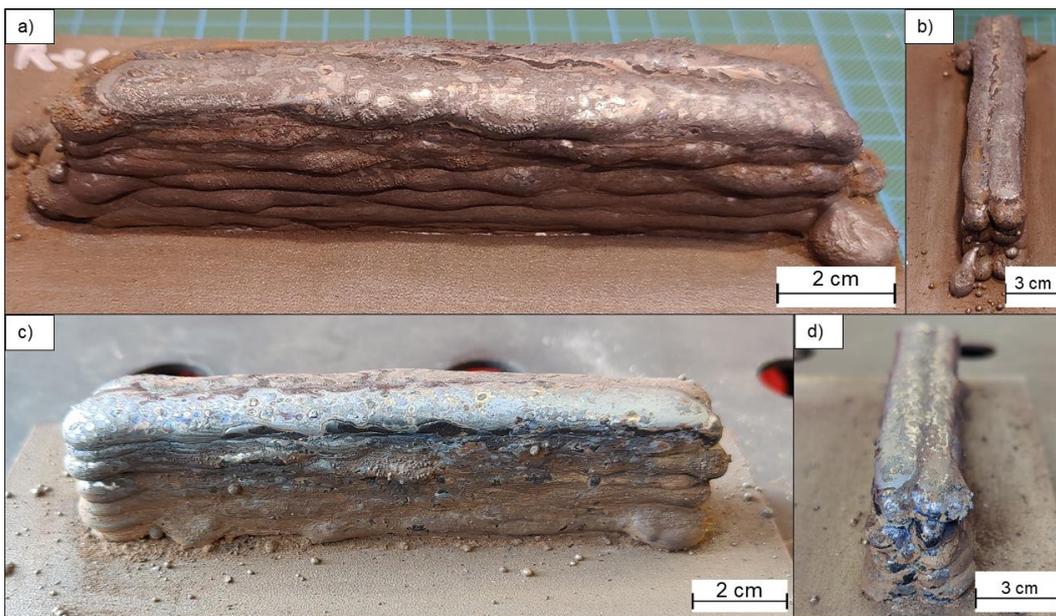


Abbildung 41: Additiv gefertigte Großproben. In a) und b) ist die Großprobe aus dem konventionellen Werkstoffs DURMAT®FD 818 abgebildet, während in c) und d) die Probe des Fülldrahts mit Rezyklat abgebildet ist.

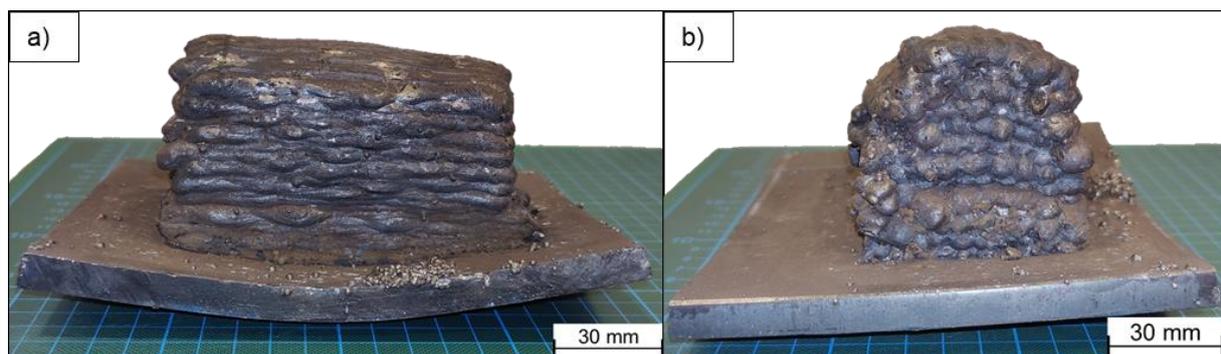


Abbildung 42: In a) ist eine additiv gefertigte Großproben in der Vorderansicht und in b) in der Seitenansicht abgebildet.

AP11-BUW: Metallkundliche und tribo-mechanische Charakterisierung der additiv gefertigten Probenkörper

Um die additiv gefertigten Proben metallkundlich und tribo-mechanisch charakterisieren zu können, ist das vorherige Einstellen der Gebrauchseigenschaften durch eine Wärmebehandlung erforderlich. Die zu nutzenden

Wärmebehandlungsparameter wurden auf Basis von thermodynamischen Berechnungsprogrammen ausgelegt. In Abbildung 43 ist der Phasenmengenbereich des DURMAT® FD 818 dargestellt, der für die Auslegung der Härtetemperatur von entscheidender Bedeutung ist. Zusammengefasst ist die Austenitisierungstemperatur von 1075 °C von Relevanz, da sie das Maximum der Funktion des Volumengehalts der Phase Austenit (rot) darstellt und gleichzeitig einen hohen gelösten C-Gehalt in der Phase Austenit (vgl. AP3-BUW und Abbildung 44a) sichergestellt. Bei der angestrebten Austenitisierungstemperatur von 1075 °C beträgt der gelöste C-Gehalt 0,3Ma.-%, was für ein martensitisches Härten als ausreichend angesehen werden kann. Nach dem Härten erfolgte bei den Proben ein zweimaliges Anlassen bei einer Temperatur von 500 °C, um den Martensit zu entspannen und die Härte durch Sonderkarbidbildung zu erhöhen.

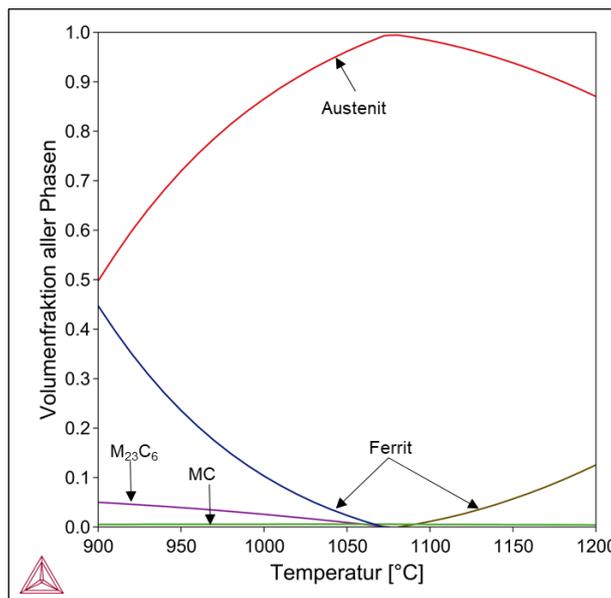


Abbildung 43: Thermodynamisch berechnetes Phasenmengendiagramm des Werkstoffs DURMAT® FD 818 zur Auslegung der Wärmebehandlung.

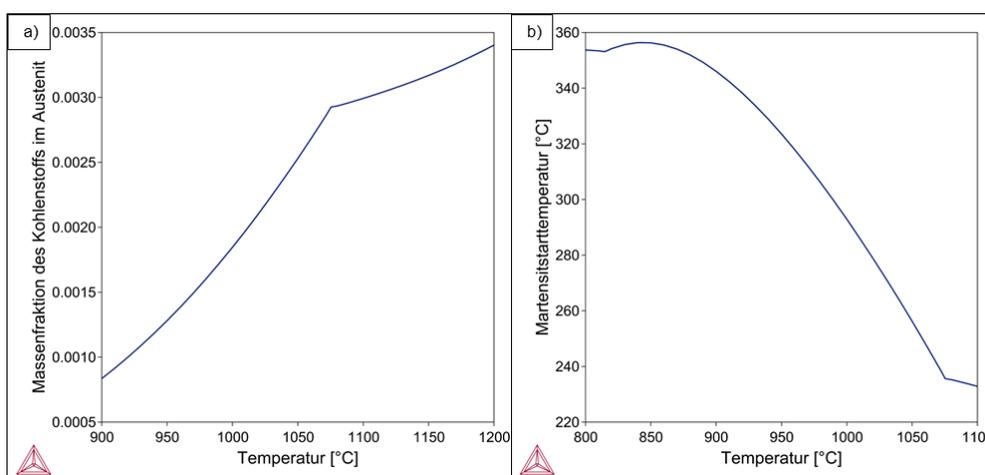


Abbildung 44: Thermodynamisch Berechnungen zur Auslegung der Wärmebehandlung des Werkstoffs DURMAT® FD 818. In a) ist die Massenfraktion des Kohlenstoffs im Austenit über die Temperatur aufgetragen, während in b) die Ms-Temperatur in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur aufgetragen.

In Abbildung 45 ist ein experimentell bestimmtes Anlass-Schaubild des DURMAT® FD 818 aufgetragen. Hierbei wurde nach der additiven Fertigung kein zusätzlicher

Härteschritt vorgenommen. Stattdessen wurden die Proben nach der additiven Fertigung, also im Zustand as-built, unmittelbar zwei Mal für zwei Stunden bei entsprechender Temperatur angelassen. Das Abkühlen der Proben zwischen den Anlasstufen erfolgte an Luft. Es ist deutlich erkennbar, dass die Probe bei einer Zunahme der Anlasstemperatur zunächst eine geringe Härte aufweist. Im weiteren Verlauf steigt die Härte ab ca. 350 °C erneut an. Ihr lokales Maximum, das sogenannte Sekundärhärtemaximum wird bei einer Anlasstemperatur von 500-550 °C erreicht, bevor die Härte bei höheren Anlasstemperaturen wieder stark abfällt. Die Ursprungshärte wird beim Sekundärhärtemaximum nicht erreicht.

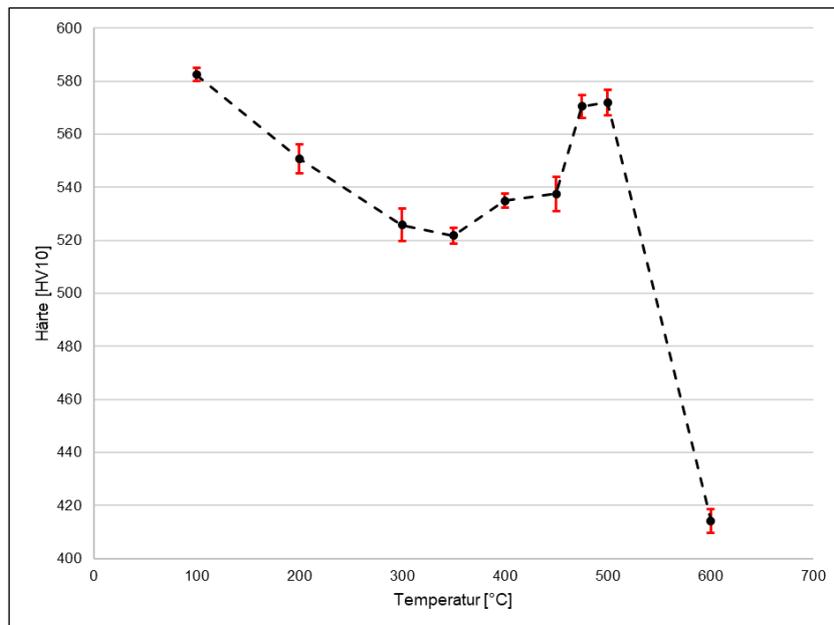


Abbildung 45: Anlass-Schaubild des Werkstoffs DURMAT® FD 818 im Zustand as-built und angelassen.

Trotz des makroskopisch defektarmen Erscheinungsbilds der Großprobe (vgl. Abbildung 41c und Abbildung 41d) konnten der Probe keine Schlagbiege-, Stift-Scheibe-, oder Zugproben in Anlehnung an die DIN entnommen werden. Dies lag insbesondere daran, dass nach den angewendeten trennenden Verfahren im unteren Probenbereich makroskopische Poren sichtbar waren, die eine weitere tribomechanische Testung nicht ermöglichten. Infolgedessen konnte lediglich die Großprobe des konventionellen DURMAT® FD 818 einer mechanisch-tribologischen Untersuchung unterzogen werden. In Abbildung 46a ist eine exemplarische Zugprobe und in Abbildung 46b eine exemplarische Schlagbiegeprobe dargestellt, die aus den Großproben aus AP5-DURUM Verschleißschutz GmbH gefertigt wurden.

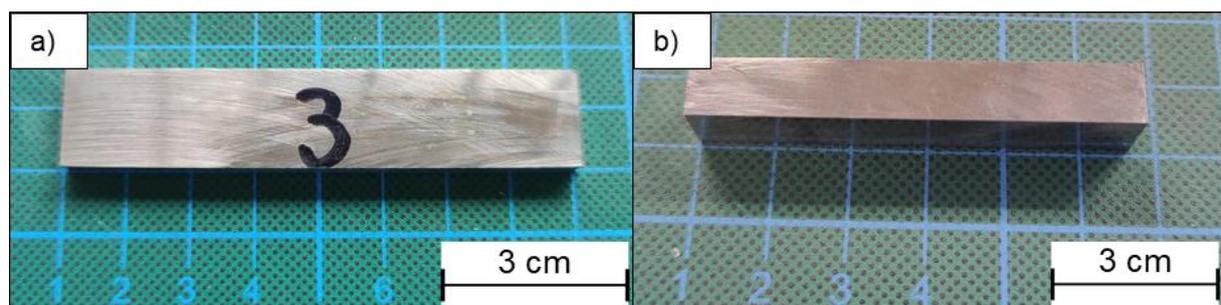


Abbildung 46: Exemplarische Abbildung von gefertigten Zugproben in a) und Schlagbiegeproben in b) des DURMAT® FD 818.

Die durchgeführten Schlagbiegeversuche ergaben, dass der DURMAT® FD 818 im Zustand as-built eine Kerbschlagarbeit von 16 ± 2 J im unteren Probenbereich und 10 ± 1 J im oberen Probenbereich aufweist. Durch den zusätzlichen Härte- und Anlassprozess verändert sich die Kerbschlagarbeit zu 14 ± 1 J im unteren Probenbereich und 9 ± 1 J im oberen Probenbereich. Als Referenz sei an dieser Stelle der Werkstoff X153CrMoV12 angegeben, dessen Kerbschlagarbeit bei ähnlichen Härte- und Anlassparametern in Abhängigkeit der Karbidausrichtung 12 ± 1 J bzw. 9 ± 1 J beträgt.

Aus den durchgeführten Zugversuchen wird ersichtlich, dass die Zugproben aus dem unteren Probenbereich geringere maximale Zugkräfte aufweisen als die Proben aus dem oberen Probenbereich. Die Zugfestigkeit im oberen Probenbereich beträgt $487,02\pm 13,03$ N/mm², während der untere Probenbereich eine Zugfestigkeit von $412,96\pm 7,45$ N/mm² aufweist. Die Proben im Zustand gehärtet und angelassen weisen sowohl im oberen als auch im unteren Probenbereich eine Zugfestigkeit von mindestens $1371,75$ N/mm² auf.

In Abbildung 47a ist der Volumenabtrag infolge des Stift-Scheibe-Tribometerversuchs an einer Probe des DURMAT® FD 818 im Zustand gehärtet und angelassen abgebildet. Abbildung 47b zeigt die exemplarische Auswertung dieser Probe unter Anwendung der CLSM-Methode. Die gehärteten Proben weisen nach einem 15-minütigen Verschleißversuch ein Verschleißvolumen von $1627,37\pm 104,31$ mm³ und nach 30 Minuten ein Verschleißvolumen von $2007,83\pm 135,65$ mm³ auf. Dagegen weisen die Proben im Zustand as-built Volumina von $2297,87\pm 192,16$ mm³ bzw. $2719,57\pm 146,22$ mm³ auf. Zusätzlich wurde der Gewichtsverlust vermessen, der ebenfalls als Anhaltspunkt für das verschlissene Volumen interpretiert werden kann. So reduzierte sich das Gewicht im Zustand as-built bei einem Experiment von 15 Minuten um $0,0222\pm 0,0060$ g bzw. bei 30 Minuten um $0,0418\pm 0,0078$ g und im Zustand gehärtet und angelassen um $0,0175\pm 0,0033$ g bzw. $0,0361\pm 0,0143$ g.

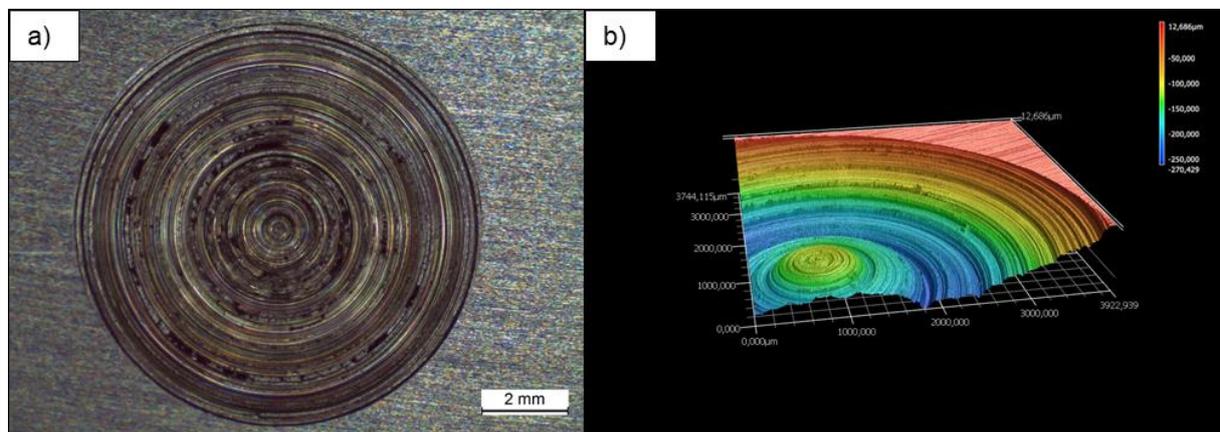


Abbildung 47: Stereomikroskopische Aufnahme des abgetragenen Volumens nach dem Stift-Scheibe-Tribometerversuch an einer gehärteten und angelassenen Probe des DURMAT® FD 818 in a). In b) ist eine exemplarische CLSM-Messung abgebildet, mit Hilfe derer die Stift-Scheibe-Versuche ausgewertet wurden.

Die Ergebnisse zeigen, dass eine Wärmebehandlung nach der additiven Fertigung des DURMAT® FD 818 sowohl bei der Zugfestigkeit als auch bei tribometrischen Verschleißwerten von Vorteil ist. Einzig die Schlagarbeit ist bei den Proben im as-built Zustand gegenüber den Proben nach dem Härten und Anlassen leicht höher. Eine weitere, noch zu untersuchende Fragestellung ist die Ermittlung der tribomechanischen Eigenschaften des DURMAT® FD 818 im Zustand as-built und angelassen. Durch den Verzicht auf den Härteprozess kann ein großes

Energieeinsparpotenzial erschlossen werden, da dieser Prozessschritt aufgrund der hohen Temperaturen sehr energieintensiv ist. Diese Idee wird in AP12-BUW erneut aufgegriffen.

AP12-BUW: Vergleich der additiv gefertigten Proben gegenüber schmelzmetallurgisch hergestellten Proben (konventioneller Werkstoff) und Ableitung des Ressourceneinsparpotentials bzw. Bewertung des Up-Cyclingpotentials

In Abbildung 48 ist der Energiebedarf für die unterschiedlichen Herstellungsrouten vergleichend aufgezeigt. Der Energiebedarf setzt sich aus den Teilen „Material“, „Fertigung“, „Transport“, „Verwendung“ und „Entsorgung“ zusammen. Mit der Annahme, dass die Verwendung und die Entsorgung unabhängig von den betrachteten Routen äquivalent ist, wurden beide Aspekte nicht betrachtet. Lediglich in einem geringeren Energiebedarf für die Nutzung der bewegten bzw. beschleunigten Werkzeuge (z.B. Schmiedegesenke) könnte für die noch später betrachtete Massereduktion der DED-Prozessroute unter Berücksichtigung des DfAM-Ansatzes eine geringere Energieaufwendung während der Produktnutzung resultieren. Um hier jedoch eine eher konservative Betrachtung der Ressourceneffizienz und der CO₂-Bilanzierung aufzuzeigen, wurde dieser Aspekt nicht weiter berücksichtigt, da die im Betrieb resultierende Energieeinsparung von dem jeweiligen Anwendungsfall abhängt.

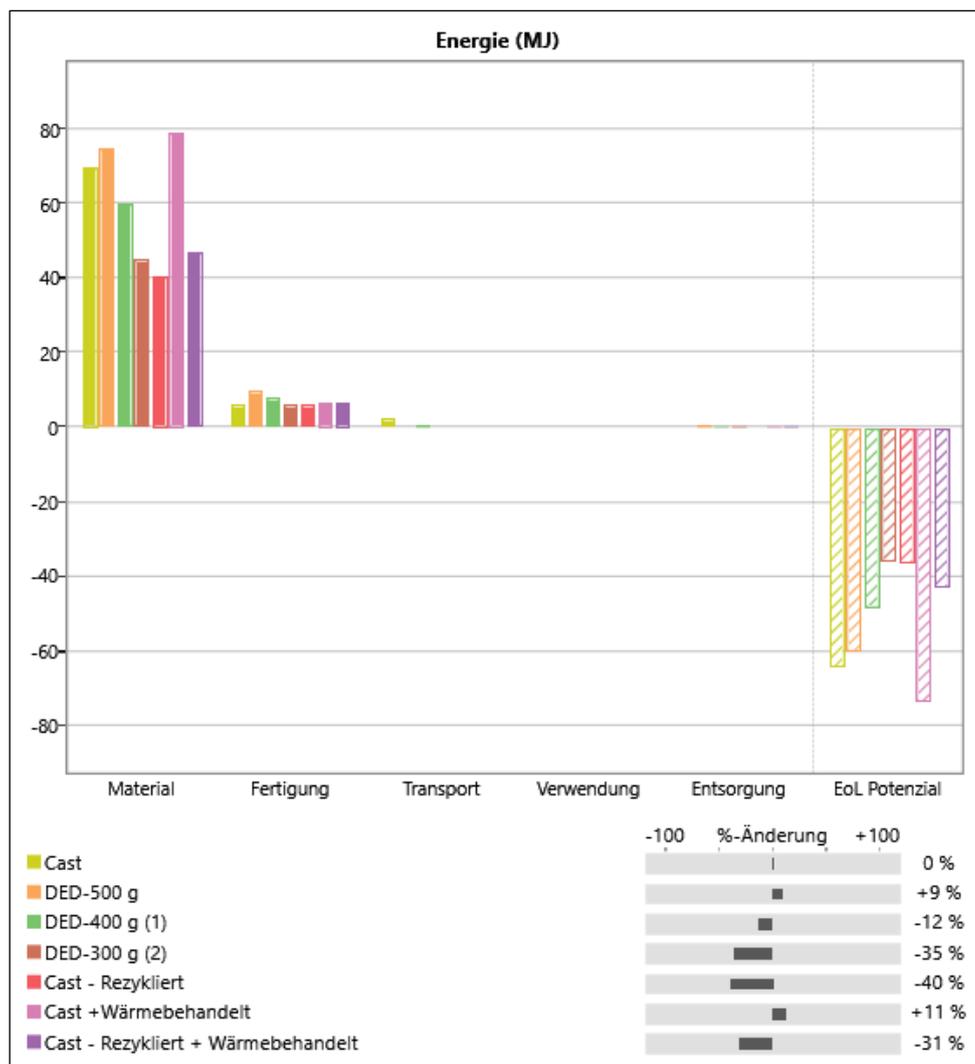


Abbildung 48: Zusammenfassendes Ergebnis des durchgeführten ECO-Audits für unterschiedliche Prozessrouten.

Wird zunächst die Fertigungsroute Cast und DED betrachtet, so fällt auf, dass die DED-Prozessierung einen um 9% höheren Energiebedarf für die Bauteilfertigung erfordert. Zwar wird bei der DED-Prozessierung auf rezykliertes Ausgangsmaterial zurückgegriffen, die jedoch entsprechend zu einem Fülldraht verarbeitet werden müssen, wobei der dafür notwendige Energiebedarf größer ausfällt als die gießtechnische Produktfertigung aus Neumaterial. Jedoch muss in diesem Kontext berücksichtigt werden, dass die DED-prozessierten Bauteile entsprechend der ermittelten Härtewerte keine weitere Wärmebehandlung erfahren müssen um die geforderten Materialeigenschaften einzustellen. So liegt der Energieaufwand für die gießtechnische Fertigung mit zusätzlicher Wärmebehandlung aus Neumaterial oberhalb der additiven Produktfertigung mittels DED ohne Wärmebehandlung. Wird nun anstatt von Neumaterial bei der gießtechnischen Fertigung auf typische Rezyklatanteile zurückgegriffen, so beträgt der notwendige Energiebedarf zur Produktfertigung um 40% (Cast-Rezyklat) bzw. 31% (Cast-Rezyklat+Wärmebehandlung) unterhalb der Gussprobe aus Neumaterial. Im Vergleich zu der additiv gefertigten Probe (DED-500g) ist mit noch höheren Energieeinsparungspotentialen von 49% (Cast-Rezyklat) bzw. 40% (Cast-Rezyklat+Wärmebehandelt) zu rechnen. Zusammenfassend lässt sich nennen, dass die gießtechnische Verarbeitung von dem Spanmaterial als Rezyklat mit höheren Energieeinsparungen einhergeht als durch die Additive Produktfertigung, da der zusätzlich notwendige Energiebedarf zur Fülldrahtherstellung und der zusätzliche Bedarf an dem Mantelmaterial (DC04+Umformung) in Kombination der reduzierten Rezyklatnutzung (Füllgrad 25%+Zugabe weiterer Elemente zur Einstellung der chemischen Zusammensetzung) das Potential der Ressourceneinsparung stark einschränkt. Hier sei jedoch gleichzeitig zu nennen, dass im Vergleich zu sonst konventionellen Fülldrahtfertigung unter Nutzung von ausschließlich Neumaterial ein erhebliches Einsparpotential zu nennen ist. Wird nun als Bewertungsgrundlage die Energieaufwendung bei der Pulvererzeugung (Verwendung hochreiner Ausgangswerkstoffe, Aufschmelzen der Ausgangswerkstoffe, Klassieren und Fraktionieren, Wiedereinschmelzung des Ausschusses) für die häufig betrachteten additiven Fertigungsverfahren L-PBF, E-PBF und L-DED betrachtet, so sei erwähnt, dass die hier betrachtet Herstellung des Zusatzwerkstoffs (Fülldraht) sowohl kostengünstiger als auch Ressourceneffizienter ist.

Das Weiteren lässt sich aus Abbildung 49 ableiten, dass insbesondere der Materialeinsatz (Rezyklat/Neumaterial) den dominierenden Einfluss auf die aufzuwendende Energie zur Produktfertigung und nicht die nachgeschaltete Fertigung besitzt. Somit macht es Sinn den Anteil des zu verwendenden Materials zur Bauteilfertigung so gering wie möglich zu halten. Die additive Fertigung bietet das Potential sehr komplex geformte Bauteile zu erzeugen. Der Materialeinsatz lässt sich somit dadurch reduzieren, insofern durch den Ansatz „DfAM-Design for Additive Manufacturing“ die Geometrie des Bauteils derart angepasst wird, dass ohne Verlust der Funktionseigenschaften des Bauteils der Materialeinsatz minimiert und die Bauzeiten reduziert werden. Um den DfAM-Ansatz zu berücksichtigen wurde in dem Eco-Audit angenommen, dass sich durch Topologieoptimierung die Bauteilmasse von 500 g auf 400 g und 300 g reduzieren lässt. Durch die Materialeinsparung lässt sich der Energieeinsatz für die additive Produkterzeugung drastisch reduzieren. Bei einer Massenreduktion von 185 g (DED-315) korrelieren die eingesparten Energieaufwendungen mit der gießtechnisch erzeugten und nachfolgend wärmebehandelten Probe unter Verwendung von Rezyklatmaterial. Wird nun die CO₂-Einsparung betrachtet, so ergibt sich eine eindeutige Korrelation mit der Energieaufwendung für die Produktfertigung. Die CO₂-Emissionen zwischen den

einzelnen Herstellungsrouten lassen sich ähnlich diskutieren wie bei der Energieaufwendung zur Produkterzeugung. Lediglich kleine Unterschiede ergeben sich z.B. in dem Vergleich der CO₂-Emissionen der Probe DED-315g und Guss-Rezyklat+Wärmebehandelt, wobei eine um 1% gesteigerte CO₂-Einsparung zu Gunsten der DED-prozessierten Proben vorliegt. Interessant sind hier jedoch die höheren CO₂-Emissionen bei der DED-Prozessierung der Fülldrähte im Vergleich zu der gießtechnischen Verarbeitung mit nachgeschalteter Wärmebehandlung zu nennen, sodass aus ökologischer Sicht die additive Fertigungsroute weniger Nachhaltig zu bewerten ist. Hier lässt sich nur dann eine Energie- und CO₂-Einsparung erreichen, wenn in Kombination mit der Topologieoptimierung eine Materialeinsparung einhergeht. Auch geht aus der Bewertung hervor, dass der höhere Energieaufwand bei der DED-Prozessierung über den geringen Füllgrad von ca. 25% der zugegebenen Rezyklatpartikel zu bewerten ist. Der Füllgrad wurde durch den betrachteten Fülldrahtdurchmesser von Ø= 2,0 mm limitiert. Eine Erhöhung des Füllgrads wurde bei Fertigung von Fülldrähten mit einem größeren Durchmesser möglich sein, wobei die Nutzung eines größeren Fülldrahtdurchmesser mit einer verstärkten Oberflächenrauheit der DED-prozessierten Bauteile und ein damit verbundener größerer Zerspanungsaufwand zur Einstellung der Bauteilgeometrie einhergeht.

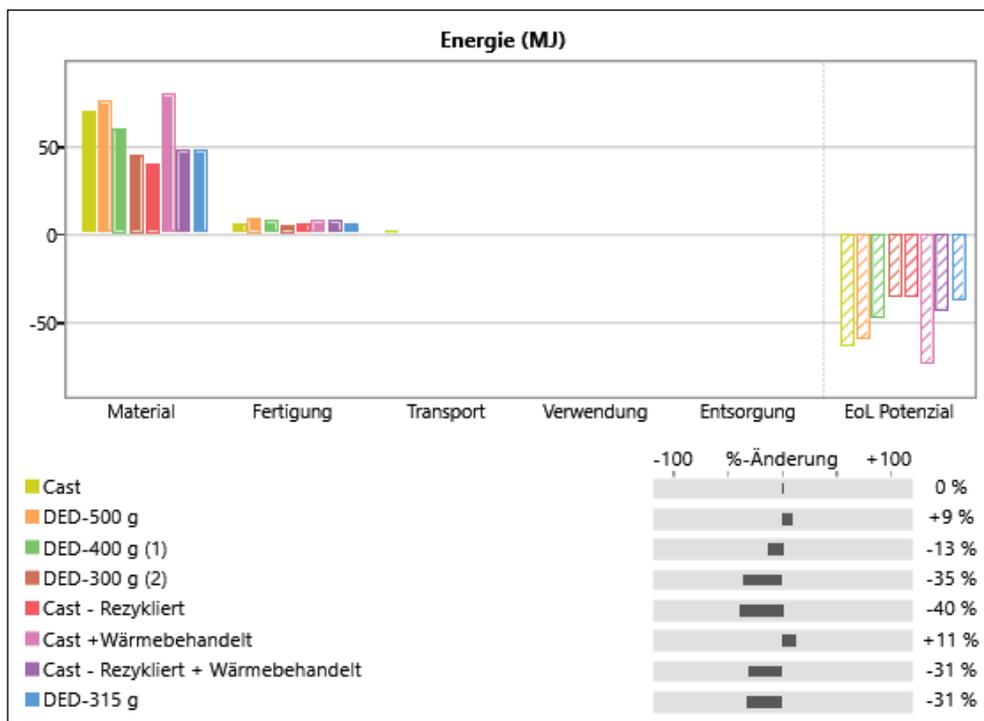


Abbildung 49: Zusammenfassendes Ergebnis des durchgeführten ECO-Audits für unterschiedliche Prozessrouten, wobei der Fokus auf den Materialeinsatz liegt.

Öffentlichkeitsarbeit

Die Ergebnisse wurden auf dem 78. Härtereikongress + Steel Innovation 2022 von AWT und DGM vorgestellt.

Zudem wurden im Rahmen der ersten Fachtagung Steel Innovation (SI) in Köln erste Erkenntnisse zur WAAM-Prozessierung des hier betrachteten LTT-Werkzeugstahls präsentiert. Der Beitrag hatte das Thema „Additive Fertigung von kohlenstoffmartensitisch härtenden Warmarbeitsstählen mittels Wire-Arc-Additive-Manufacturing“.

Die in Kooperation mit DURUM Verschleißschutz GmbH erstellte Bewerbung um den Effizienzpreis NRW 2023 der Effizienz-Agentur NRW, welcher durch das Ministerium für Umwelt, Naturschutz und Verkehr des Landes Nordrhein-Westfalen vergeben wird, war leider nicht erfolgreich.

Weiter wurden Teile des Projekts und ausgewählte Ergebnisse bei dem von Bundesministerium für Familie, Senioren, Frauen und Jugend sowie Bundesministerium für Bildung und Forschung geförderten Girls Day der Bergischen Universität Wuppertal in den Jahren 2022 und 2023 vorgestellt. Artähnlich wurden ausgewählte Ergebnisse innerhalb der SommerUni 2022 und 2023, einer Initiative der Bergischen Universität Wuppertal zur Förderung von MINT-Studienfächer für Schülerinnen ab der zehnten Klasse, präsentiert. Auch für die Girls Day und SommerUni Veranstaltungen im Jahr 2024 werden ähnliche Kurzvorstellungen geplant.

Die Ergebnisse, die im Rahmen des Projekts erarbeitet wurden, werden derzeit in zwei Publikationen zusammengefasst, deren Veröffentlichung im Journal of Cleaner Production des Verlags Elsevier angestrebt wird.

Außerdem wird derzeit ein Kurzbeitrag ausgewählter Forschungsergebnisse in der Fachzeitschrift FORUM Schneidwerkzeug- und Schleiftechnik des Fachverbands der Präzisionswerkzeugmechaniker, eines Transferpartners im Kompetenzzentrum Digitales Handwerk, erarbeitet.

In dem von der EU geförderten EFRE-Vorhaben „Bergisch.Kompetenz“ werden erarbeitete Ergebnisse als Basis weiterer Aktivitäten genutzt um die Kreislaufwirtschaft im Kontext der additiven Produktfertigung zu fördern.

Fazit und Ausblick

Das Forschungsprojekt zur Wiederverwendung von Schleifspänen durch Umschmelzen und für die Herstellung von metallischem Filament für die additive Fertigung hat erfolgreich demonstriert, dass beide Ansätze vielversprechende Möglichkeiten zur Wiedernutzung von Elementen aus Schleifschlamm darstellen. Trotz der mit dem Vorhaben verbundenen technischen Herausforderungen, die sowohl bei der schmelzmetallurgischen als auch bei der additiven Fertigungsroute auftraten, konnten in Zusammenarbeit mit Kooperationspartnern effektive Lösungen erarbeitet werden. Auf Basis der erfolgten Rezyklierung des Kaltarbeitsstahls X153CrMoV12 konnte demonstriert werden, dass Werkstoffkonzepte gießtechnisch gefertigt werden können, die einen maximalen Rezyklatanteil von 31 Ma.-% zu dem erneuten Erreichen des Werkstoffs nach Norm ermöglichen. Des Weiteren konnte durch eine leichte Anpassung des Legierungskonzepts, bei der der Siliziumgehalt auf 1 Ma.-% erhöht wurde, ein Rezyklatanteil von 68 Ma.-% erreicht werden. Die hierbei untersuchten Gussproben wiesen gegenüber dem Werkstoff ohne Rezyklatanteil ähnliche Gefüge mit analogen mechanischen Eigenschaften auf. In Zukunft sollen weitere Untersuchungen zum Umschmelzverhalten der Gemische aus Spänen und Ferropartikel am Lehrstuhl für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe durchgeführt werden, mit dem Ziel großvolumige Proben fertigen zu können. Dafür wurde am Lehrstuhl für Neue Fertigungsverfahren und Werkstoffe die in einem früheren Forschungsprojekt entwickelte Separationsanlage aufgebaut, um Schleifschlamm in großen Volumina separieren zu können. Die Ergebnisse waren dennoch vielversprechend, da die Schleifspäne in industriellen Anlagen bereits zur Metallschmelze hinzugegeben werden können, wodurch das Aufschmelzen obsolet wird.

Auch die zweite Recyclingroute im Projekt, die additive Fertigung und die Fertigung eines metallischen Filaments betreffend, lieferte vielversprechende Ergebnisse. Die durchgeführten Experimente an additiv gefertigten Proben belegen, dass sich das LTT-Konzept für den WAAM-Prozess eignet und Proben aus Werkzeugstahl ohne Vorwärmung der Substratplatte defektfrei gefertigt werden können. Zudem weisen sie entsprechende Materialeigenschaften auf. Des Weiteren wurde ein Fülldraht mit einem Rezyklatanteil in Höhe von 36 Ma.-% an Schleifspänen der Fraktion 63-125 µm in der Pulverfüllung gefertigt. Die Pulverfüllung entsprach wiederum 40 Ma.-% des Gesamtgewichts des Fülldrahts. Obgleich kleinere Proben des Fülldrahts mit Rezyklat defektarm gefertigt werden konnten, war eine Fertigung von Großproben aufgrund makroskopisch sichtbarer Poren im unteren Probenbereich nicht zufriedenstellend. In diesem Zusammenhang besteht in Zukunft weiterer Forschungsbedarf, in dessen Rahmen die Fertigungsparameter weiter angepasst, die Fülldrahtfertigung über zusätzliche Wärmebehandlungsschritte optimiert oder die Rezyklierung des Schleifschlammes durch weitere mechanische, thermische oder chemische Entölungsschritte optimiert werden könnte.

Auch die technischen und logistischen Herausforderungen im Rahmen des Aufbaus der Labor-WAAM-Anlage am Lehrstuhl für Neue Fertigungsverfahren und Werkstoffe konnten in Kooperation mit der Heinz Berger Maschinenfabrik GmbH & Co. KG, dem Lehrstuhl für Neue Fertigungsverfahren und Werkstoffe und der DURUM Verschleißschutz GmbH erfolgreich bewältigt werden. Die additive Probenfertigungen

verliefen ohne Probleme und die erzeugten Proben besaßen die angestrebten Materialeigenschaften.

Das durchgeführte ECO-Audit zeigte, dass durch die Nutzung des Rezyklats ca. 40 % des Energieverbrauchs und der CO₂-Emissionen in der gießtechnischen Route eingespart werden können. Eine Nutzung des Rezyklats zur Fertigung eines Fülldrahts, was einem Upcycling entspricht, würde primär aufgrund des erhöhten Materialeinsatzes des Mantelmaterials des Fülldrahts und des verringerten maximalen Rezyklatgehalts zu einer Steigerung des Energieverbrauchs und der CO₂-Emissionen um 9 % führen. Unter Berücksichtigung der Vorteile der additiven Fertigung sowie des DfAM-Ansatzes konnte eine hypothetische Reduktion des Energieverbrauchs und der CO₂-Emissionen um bis zu 35 % erzielt werden.

Die bisherigen Forschungsergebnisse lassen den Schluss zu, dass Schleifschlämme ein vielversprechendes Potential zur Nutzung für die gießtechnische und additive Urformung von Halbzeugen aufweisen. Weitere Forschungsarbeiten könnten dazu beitragen, die in diesem Forschungsvorhaben aufgezeigten wissenschaftlichen Fragestellungen zu schließen und einen signifikanten Beitrag zur Schließung eines Werkstoffkreislaufs zu leisten.

Literaturverzeichnis

Andrews, K. W. (1965): Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. In: *JISI* 302, S. 721–727.

Araya, Nicolás; Neves, Guilherme Oliveira; Ramos Filho, Antônio Itamar; Aguiar, Claudio; Biasoli de Mello, José Daniel; Binder, Cristiano et al. (2020): Study of silicon carbide dissociation into Fe and Fe C matrixes produced by die pressing and sintering. In: *Materials Chemistry and Physics* 253, S. 123442. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2020.123442.

Brinksmeier, Ekkard; Eckebrecht, Jochen (1997): Angepasste Verwertung von Schleifabfällen. In: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 52, S. 247–252. Online verfügbar unter <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:114906631>.

Brinksmeier, Ekkard; Meyer, Lüder; Walter, André; Wittmann, Michael (2001): Schleifprozesse verbessern. In: *Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb* 96 (9), S. 453–457. DOI: 10.3139/104.100463.

Carr, R. L. (1965): Evaluating flow properties of solids. In: *Chem. Eng. (Chemical Engineering Journal)* 72, S. 163–168.

H. Eifert; G. Veltl; Jürgen Rickel; Jochen Eckebrecht; A. Schulz (1996): Pulvermetallurgie von Schleifschlämmen : Schleifschlamm als mögliche neue Quelle für Metallpulver. Online verfügbar unter <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:114214569>.

Hankel, J.; Jäger, S.; Weber, S. (2020): Development of a recycling strategy for grinding sludge using supersolidus liquid phase sintering. In: *Journal of Cleaner Production* 263, S. 121501. DOI: 10.1016/j.jclepro.2020.121501.

Igwemezie, Victor; Shamir, Muhammad; Mehmanparast, Ali; Ganguly, Supriyo (2022): A review of LTT welding alloys for structural steels: Design, application and results. In: *Journal of Advanced Joining Processes* 5, S. 100110. DOI: 10.1016/j.jajp.2022.100110.

Ishida, K. (1995): Calculation of the effect of alloying elements on the Ms temperature in steels. In: *Journal of Alloys and Compounds* 220 (1-2), S. 126–131. DOI: 10.1016/0925-8388(94)06002-9.

Jäger, S.; Weber, S. (2020): Upcycling strategy of grinding swarf by supersolidus liquid phase sintering. In: *Procedia CIRP* 90, S. 546–551. DOI: 10.1016/j.procir.2020.01.079.

Karlsson, L.; Mráz, L.; Bhadeshia, H. K. D. H; Shirzadi, A. A. (2010): Comparison of alloying concepts for Low Transformation Temperature (LTT) welding consumables (Advanced Welding Technologies). Online verfügbar unter <https://oro.open.ac.uk/26102/>.

Kromm, Arne (2011): Umwandlungsverhalten und Eigenspannungen beim Schweißen neuartiger LTT-Zusatzwerkstoffe. Zugl.: Magdeburg, Univ., Fak. für Maschinenbau, Diss., 2011. Berlin: Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) (BAM-Dissertationsreihe, 72). Online verfügbar unter <https://opus4.kobv.de/opus4-bam/frontdoor/index/index/docId/86>.

- Liedtke, Sandra (1999): Schleifschlammentölung und Qualitätskontrolle der zurückgewonnen Kühlschmierstoffe. Dissertationsschrift. Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Braunschweig. Gemeinsame Naturwissenschaftliche Fakultät.
- Lugscheider, Erich (Hg.) (1999): United Thermal Spray Conference. Vorträge und Posterbeiträge der gleichnamigen internationalen Konferenz ; [Düsseldorf, 17. bis 19. März 1999 ; Tagungsband. Deutscher Verband für Schweißen und Verwandte Verfahren. Als Ms. gedr. Düsseldorf: Verl. für Schweißen und Verwandte Verfahren DVS-Verl.
- Pelleg, Joshua (1999): Reactions in the matrix and interface of the Fe–SiC metal matrix composite system. In: *Materials Science and Engineering: A* 269 (1-2), S. 225–241. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00158-6.
- Schepers, Anorte (2004): Einsatzmöglichkeiten wiedergewonnener Kühlschmierstoffe und Feststoffe aus Schleifschlämmen. Zugl.: Bremen, Univ., Diss., 2004. Aachen: Shaker (Fertigungstechnik, 25).
- Schiepers, R. C.J. (1991): The interaction of SiC with Fe, Ni and their alloys. Unter Mitarbeit von G. de With, R. Metselaar und F. J.J. van Loo.
- Steven, W.; Haynes, A. G. (1956): The Temperature of Formation of MArtensite and Bainite in Low-alloy Steel. In: *JISI* 183, S. 349–359.
- Tang, W. M.; Zheng, Z. X.; Ding, H. F.; Jin, Z. H. (2002): A study of the solid state reaction between silicon carbide and iron. In: *Materials Chemistry and Physics* 74 (3), S. 258–264. DOI: 10.1016/S0254-0584(01)00480-1.
- Wu, C. L.; Zhang, S.; Zhang, C. H.; Zhang, J. B.; Liu, Y.; Chen, J. (2019): Effects of SiC content on phase evolution and corrosion behavior of SiC-reinforced 316L stainless steel matrix composites by laser melting deposition. In: *Optics & Laser Technology* 115, S. 134–139. DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.02.029.