

Schlussbericht vom 31.08.2023

zu IGF-Vorhaben Nr. 21667 N

Thema

Erforschung, Entwicklung und Anwendungsdemonstration von gradierten hybriden Schichten: Kombiniertes draht- und pulverbasierte Laserauftragschweißen zur Standmengenerhöhung verschleißbelasteter Werkzeuge: „LMD Hybrid“

Berichtszeitraum

01.03.2021 bis 28.02.2023

Forschungsvereinigung

1 Forschungsvereinigung Programmiersprachen für Fertigungseinrichtungen e.V. (FVP)

Forschungseinrichtung(en)

1 Forschungsvereinigung Programmiersprachen für Fertigungseinrichtungen e.V. (FVP)

2 Fraunhofer-Gesellschaft e.V. - Institut für Produktionstechnologie (IPT)

3 RWTH Aachen - Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau (IWM)

Gefördert durch:

Inhalt

1. Einleitung	3
2. Zielsetzung und Vorgehensweise	5
4. Verwendung der Zuwendungen	65
5. Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeiten	66
6. Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftliche Nutzens insbesondere für KMU sowie ihres innovativen Beitrags und ihrer industriellen Anwendungsmöglichkeiten	67
7. Plan zum Ergebnistransfer	68
8. Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts.....	70
9. Forschungsstellen	71
10. Literaturverzeichnis	72

1. Einleitung

Die Lebensdauer technischer Bauteile und Werkzeuge wird maßgeblich durch ihre Korrosions- und Verschleißbeständigkeit bestimmt. Abrasiver Verschleiß zählt hierbei zu den häufigsten Gründen des Werkzeugversagens beziehungsweise des Funktionsverlustes. Obwohl Verschleiß in der überwiegenden Anzahl der Fälle nur die Werkzeugoberfläche betrifft, wird oftmals das ganze Bauteil ausgetauscht. Der auf Verschleiß zurückzuführende ökonomische Schaden ist somit immens und wird auf bis zu 7 % des Bruttosozialproduktes der Bundesrepublik Deutschland bzw. 10 % des Primärenergieverbrauches geschätzt. Die Reduktion des Verschleißes und die damit erzielbare Standzeiterhöhung von Werkzeugen nur um wenige Prozent sind somit ökonomisch bereits äußerst relevant und wünschenswert. In diesem Forschungsvorhaben soll dieses Ziel durch Verschleißschutzschichten aus Titankarbid (TiC)-verstärkten Stählen erreicht werden. Diese werden durch kombiniertes draht- und pulverbasiertes Laserauftragschweißen (Wire- and Powder-based Laser Metal Deposition, LMD-w+p) hergestellt (Abbildung 1). Die dabei zu lösende technische Problematik wird im Folgenden erläutert.

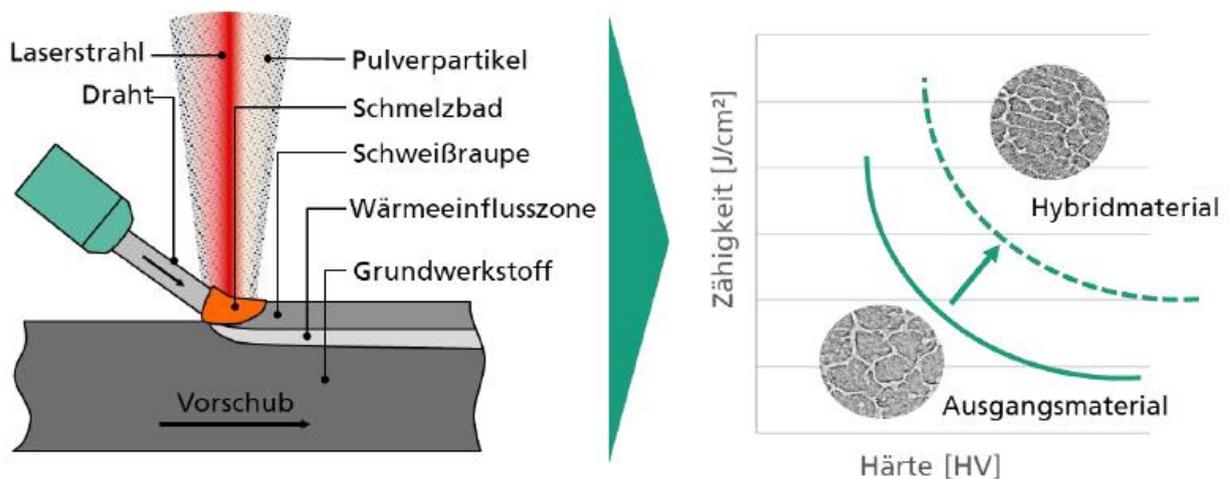


Abbildung 1: Schema des LMD w+p Prozesses (links) und Darstellung der Härte und Zähigkeitssteigerung durch Dispergieren von Hartphasenpulver im drahtförmigen Ausgangswerkstoff (rechts)

Eine Steigerung der Härte und Verschleißbeständigkeit wird bei Stählen durch das Dispergieren von Karbiden wie TiC und anderen Hartstoffen in der Matrix erreicht. Solche Werkstoffsysteme sind aufgrund ihrer thermomechanischen Eigenschaften als Verschleißschutzschichten für Werkzeuge geeignet. Eine Schwierigkeit ergibt sich bei

der Auswahl der Schichtzusammensetzung hinsichtlich des eingebrachten Hartstoffanteils. Während eine hohe Konzentration an Karbiden nötig ist, um die erforderliche Verschleißbeständigkeit und Härte zu erreichen, bringt diese oft eine Verminderung der Schweißbarkeit mit sich. Insbesondere, wenn es sich beim Grundwerkstoff um einen hochlegierten Werkzeugstahl handelt, können in der Durchmischungszone unerwünschte metallurgische Reaktionen auftreten. Eine Martensitbildung und die damit einhergehende Versprödung in der Anbindungs- sowie Wärmeeinflusszone können sich negativ auf die makroskopischen mechanischen Eigenschaften des Schichtverbundes auswirken sowie zur Rissbildung führen. Durch die Einlagerung und teilweise An- und Auflösung von Karbiden in der Durchmischungszone kann dieser Effekt zusätzlich verstärkt werden. Bei dem im Vorhaben betrachteten TiC trägt das Lösen von Titan und Kohlenstoff zur Stabilisierung des Austenits/Ferrits bei. Fügt man dem Schweißzusatzwerkstoff einen hohen Anteil an Karbiden zu, wird der thermische Ausdehnungskoeffizient stark herabgesetzt. TiC beispielsweise weist einen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von ca. $6 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$ auf und Stähle besitzen in der Regel thermische Ausdehnungskoeffizienten um die $12 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$, je nach Legierung auch höher. Durch einen hohen Anteil an zugefügten Karbiden sinkt somit der thermische Ausdehnungskoeffizient der Beschichtung, was zu hohen thermisch induzierten Spannungen und letztendlich ebenfalls zur Rissbildung führen kann. Je höher der Füllgrad an Karbiden ist, desto höher sind die thermisch induzierten Spannungen im Verbund.

Aus diesen Gründen erscheint der Ansatz sinnvoll, gradierte Schichtsysteme (Functional Graded Materials – FGMs) zu betrachten. Durch die Verwendung eines geringen Karbidanteiles innerhalb der ersten Schichten kann eine gute Anbindung an den Grundwerkstoff mit geringen thermischen Spannungen sichergestellt werden. Darauf aufbauend ist es möglich, den Karbidanteil in den folgenden Schichten sukzessiv zu erhöhen. Dadurch wird an der Oberfläche ein hoher Füllgrad mit einer besonders hohen Härte erreicht und im gesamten Schichtverbund kann aufgrund einer Gradierung in den unteren Schichten eine erhöhte Zähigkeit erreicht werden. Mit dem im Projekt verwendeten LMD-w+p-Prozess ist durch die zugeführte Pulvermenge während des Beschichtungsprozesses die Einstellung eines Gradienten über die Schichten möglich. So werden die Werkstoffeigenschaften des Produktes aus Drahtwerkstoff und Pulver während des Fertigungsprozesses gezielt eingestellt. Daraus leitet sich die Fragestellung

ab, wie die Schichten in Bezug auf Hartstoffanteil und Dicke ausgelegt und hergestellt werden müssen, um die erforderlichen Eigenschaften (hohe Härte an der Oberfläche, hohe Zähigkeit im Kern, geringe Eigenspannungen im Verbund) zu erreichen.

2. Zielsetzung und Vorgehensweise

Im Rahmen des Vorhabens LMDHybrid sollen daher Hybridmaterialien in Form gradierter Schichten aus TiC-verstärkten Stählen erforscht, mittels LMD-w+p hergestellt und auf verschleißbelasteten Umformwerkzeugen angewendet werden, um deren Standmengen zu erhöhen. Weiter soll betrachtet werden, wie eine Erschließung der entwickelten Technologie für KMU erzielt werden kann. Hierzu wird eine CAM-Planungsstrategie erarbeitet, die das Durchführen des Prozesses anlagenunabhängig an verschiedenen Bauteilgeometrien ermöglicht. Die Geometrien der im Projekt betrachteten Werkzeuge werden zu Beginn im projektbegleitenden Ausschuss gemeinsam von Unternehmen und Forschungspartnern festgelegt. Der Einsatz des LMD-w+p Prozess zum Auftragen von TiC-verstärkten Gradientenschichten erhöht die Standmengen von thermisch und abrasiv belasteten Werkzeugen um bis zu 10 %. Um diese Hypothese zu belegen, werden drei Forschungsschwerpunkte definiert.

Der erste Schwerpunkt ist werkstofforientiert und wird die wissensbasierte Auslegung der Schichten ermöglichen. Aktuelle Untersuchungen zeigen, dass die beim großflächigeren Beschichten von Oberflächen mit TiC-verstärkten Stählen auftretende Riss- und Porenbildung einen kritischen Faktor darstellt. In vielen Fällen ist nicht eindeutig nachvollziehbar, aus welchem Grund die Risse und Poren auftreten, da es sich zumeist um eine Überlagerung mehrerer Faktoren handelt. So kann beispielsweise unter Umständen nicht bestimmt werden, ob ein Riss durch makroskopische Eigenspannungen aufgrund unterschiedlicher Ausdehnungskoeffizienten von Substrat und Beschichtung oder durch zu große Mikro eigenspannungen aufgrund eines erhöhten Karbidanteils aufgetreten ist. Hirschvogel nennt als Grund für Verschleißerscheinungen neben Abrasion u. a. die hohen Temperaturen an der Werkzeugoberfläche (1200 °C Rohlingstemperatur) und daraus resultierende Temperaturgradienten in Kombination mit unerwünschten Übergangseffekten im Werkstoff. Das hier beschriebene Vorhaben setzt an diesem Punkt an: Ein grundlegendes Ziel ist es, durch die Gradierung Übergangseffekte zu minimieren und ein Abplatzen oder Reißen der Schichten zu verhindern. Durch werkstofftechnische Untersuchungen und Simulationen wird ein

tiefgehendes Verständnis für die inneren Spannungen im Hybridmaterial in Abhängigkeit von der Menge der Titankarbidpartikel, der Schichtdicken und der Prozessstrategie erlangt. Ausgehend davon wird eine bessere Auslegbarkeit der gradierten Schichten erreicht.

Basierend auf diesem Wissen wird es möglich sein, im zweiten Forschungsschwerpunkt die Schichten mit dem LMD-w+p-Prozess herzustellen. Dieser Schwerpunkt ist somit produktionstechnisch motiviert. Das maßgebliche Teilziel ist, die Pulvermenge über die Schichtdicke so zu variieren, dass ein optimierter Spannungszustand eingestellt wird. Dazu muss der Prozess dahingehend erforscht werden, dass die Schichtzusammensetzung und die resultierenden Eigenschaften in Abhängigkeit der gewählten Prozessparameter vorhersagbar sind. Ein weiteres Teilziel ist die Steigerung des an der Oberfläche erreichbaren TiC-Gehalts zur Härtesteigerung. An der Grenzfläche zum Grundwerkstoff soll durch einen geringeren Karbidgehalt weiterhin eine gute Anbindung sichergestellt werden. So kann das Problem, dass bei einer festgelegten Zusammensetzung ein Kompromiss zwischen ausreichender Härte und noch guter Schweißbarkeit gefunden werden muss, umgangen werden. Für den in dem Projekt angestrebten Karbidgehalt von bis zu 30 % an der Oberfläche werden in der Literatur Härten von etwa 1300 HV_{0,3} (für TiC in Fe-Matrix) angegeben [EMAM10]. Dies würde einen bemerkenswerten Fortschritt im Hinblick auf die an die Härte gekoppelte Verschleißbeständigkeit bedeuten, da für aktuelle Schichtsysteme aufgrund der limitierten Schweißbarkeit zumeist nur ein Karbidanteil von bis zu 15 % erreicht werden kann. Eine zusätzliche Optimierung der Wärmebehandlung kann Inhalt zukünftiger Forschungsarbeiten sein.

Nach erfolgreichem Abschluss der Werkstoffauslegung und Prozessentwicklung ist im dritten Forschungsschwerpunkt eine Übertragung des Prozesses auf 3D-Oberflächen realer Werkzeuge und deren Beschichtung vorgesehen. Hierzu wird eine anlagenunabhängige CAD/CAM-Strategie entwickelt. Diese Thematik ist daher softwareorientiert. Die Entwicklungen erfolgen unter Berücksichtigung des prozesstechnischen Wissens.

Insgesamt sollen die mittels LMD-w+p hergestellten hybriden Werkstoffe während des Projekts durch Kombination der werkstoff-, produktions- und softwaretechnischen Forschungen so weiterentwickelt werden, dass Demonstratoren von beschichteten Werkzeugen bei den Industriepartnern anwendungsnah getestet werden können. Dies

würde einem TRL von etwa 6-7 entsprechen. Die beteiligten Partner aus dem projektbegleitenden Ausschuss (PA) gehen davon aus, dass durch die in dem Projekt angestrebten Entwicklungen die Standmengen von Werkzeugen in relevantem Maße erhöht werden können.

3. Durchgeführte Arbeiten und Ergebnisse im Berichtszeitraum

Für jedes (Sub-)Arbeitspaket wird im Folgenden ein inhaltlicher Überblick gegeben. Dabei weisen die Überschriften jeweils auf die Beteiligungen der Forschungseinrichtungen an den jeweiligen Arbeitspunkten hin. Die inhaltlich hauptverantwortliche Forschungsstelle, welche mehrheitlich an den Arbeiten mitgewirkt hat, ist dabei jeweils unterstrichen.

3.1 AP 0 – Spezifikation (FVP, IPT, IWM)

Zielsetzung

In diesem Arbeitspaket werden im Rahmen detaillierter Absprachen alle relevanten Aspekte zur Durchführung des Vorhabens abgestimmt. Gemeinsam mit dem projektbegleitenden Ausschuss wählen die Forschungsinstitutionen die betrachteten Werkstoffe, die Geometrien und Anwendungen der zwei zu beschichtenden Werkzeuge aus. Bei einem der Demonstratoren wird es sich voraussichtlich um ein Vorstufenwerkzeug zur Gabelfertigung (schnelle Warmumformung bei bis zu 1200°C Rohlingstemperatur) der Hirschvogel Umformtechnik GmbH handeln. Für die Beschichtung werden ein niedrig- und ein hochlegierter Drahtwerkstoff festgelegt.

Vorgehensweise und erzielte Ergebnisse

In Zusammenarbeit mit den Unternehmen des projektbegleitenden Ausschusses wurden in verschiedenen Treffen Absprachen zu Werkstoffen, Methoden und Zielgrößen getroffen. Aufgrund der Abhängigkeit der Prozess- und Werkstoffauslegung von einem konkreten Anwendungsfall im Projekt wurde ein Demonstratorwerkzeug ausgewählt, auf das die Forschungs- und Entwicklungsarbeiten ausgerichtet waren. In enger Absprache mit dem Endanwender Hirschvogel GmbH wurde ein Schmiedegesenk zur Gabelumformung als Demonstratorwerkzeug gewählt (Abbildung 2).

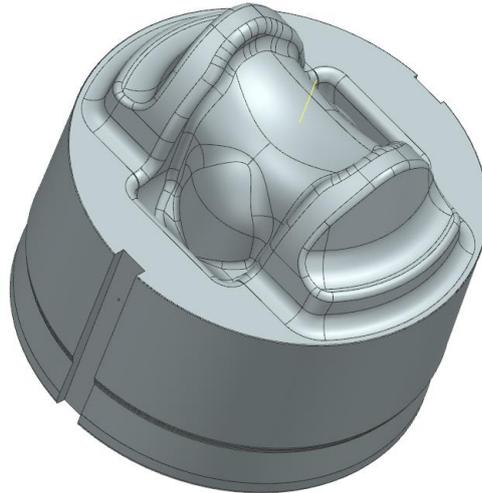


Abbildung 2: 3D-Modell des Demonstrators

Die Anforderungen an den Werkstoff des Werkzeugs sind hoch, da hohe Verschleiß- und Gefügebeständigkeit bei hohen Temperaturen gefordert sind. Der Werkzeugstahl 1.2367 wurde entsprechend dem Demonstratorwerkstoff als Grundwerkstoff für die Auftragschweißexperimente definiert. Als mögliche Drahtwerkstoffe wurden ED-A 65 von Hermann Fliess und Thermotur 2322 von den Deutschen Edelstahlwerken ausgewählt. Beide Drahtwerkstoffe besitzen aufgrund ihrer Gefügebestandteile die Fähigkeit zur Karbidbildung und eine hohe Gefügebeständigkeit auch bei hohen Temperaturen.

Im Projektverlauf wurde, wie bereits im Zwischenbericht beschrieben, festgestellt, dass sich die Verarbeitung des Thermotur 2322 äußerst schwierig gestaltet. Aufgrund der variierenden Oxidationsstadien der Oberfläche des Drahts konnte kein stabiles Prozessfenster für den Werkstoff gefunden werden. Da der Werkstoff kein Standardwerkstoff in Drahtform ist, gab es im Zeitrahmen des Projektes keine Möglichkeit einer Neubeschaffung. Um eine fehlerhafte Positionierung in der Prozesszone durch die Steifigkeit des Drahtes als Ursache für die schlechte Verarbeitbarkeit auszuschließen, wurde bei dem PbA-Mitglied Deutsche Edelstahlwerke eine Wärmebehandlung durchgeführt. Dabei wurde der Draht bei 675°C für 1h im Vakuumofen gehalten, um die plastische Verformbarkeit zu verbessern. Da dies den Prozess mit dem oxidierten Draht allerdings nicht stabilisieren konnte und weiterhin keine porenfreien Bauteile reproduzierbar hergestellt werden konnten (Abbildung 3), wurde gemeinsam mit dem PbA beschlossen, einen Alternativdrahtwerkstoff zu nutzen.

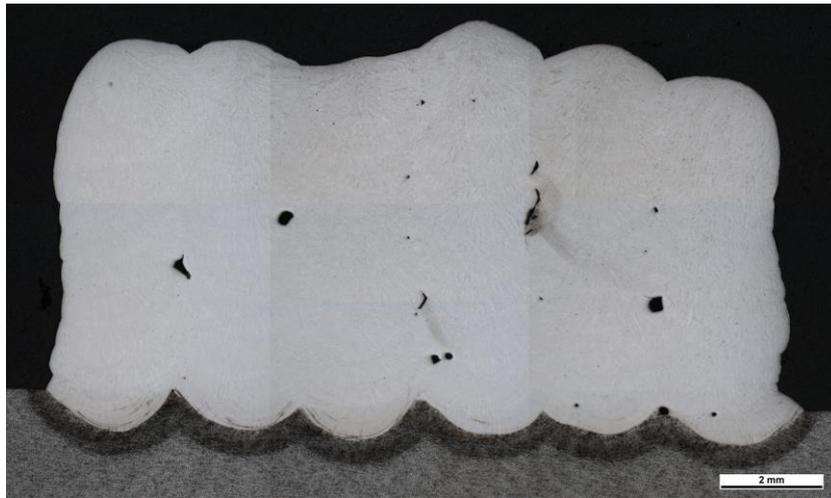


Abbildung 3: Querschliff eines Probenblocks, hergestellt mit wärmebehandeltem Thermotur 2322

Der Draht ED-SG CrMo2 (Werkstoff-Nr. 1.7384) für warmfeste Stähle der Firma Fließ wurde als Alternativdraht festgelegt, da er eine vergleichbare chemische Zusammensetzung aufweist. Außerdem war er zum fortgeschrittenen Projektzeitpunkt schnell ab Lager verfügbar. Da der Werkstoff die Gefügebestandteile Cr und Mo aufweist, besitzt er ebenfalls die Fähigkeit zur Karbidbildung durch Sekundärausscheidung und somit eine hohe Gefügestabilität auch bei hohen Temperaturen. Der C-Anteil ist geringer als der von Thermotur 2322, was unter anderem zu einer geringeren Härte im unverarbeiteten Zustand führt. Ein Vergleich der chemischen Zusammensetzungen der beiden Drähte ist in Tabelle 1 zu sehen. Zusätzlich wurde als Alternative zu ED-A 65, der weiterhin im Projektverlauf nicht verfügbar war, der chemisch identische Drahtwerkstoff ARC 650 MIG der Firma Invertech beschafft, ebenfalls in Tabelle 1 aufgeführt.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung projektrelevanter Drahtwerkstoffe

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Sonst.
Thermotur 2322	0,18	0,55	0,80	2,00	0,70	0,10	-	Nb/B
ED-SG CrMo2	0,08	0,60	0,92	2,45	1,00	-	-	-
ARC 650 MIG	0,35	1,1	0,4	5,5	1,2	0,25	1,3	-

3.2 AP 1 – Werkstoffauslegung (IPT, IWM)

Zielsetzung

In AP 1 werden beide Drahtwerkstoffe hinsichtlich der Karbidstabilität und chemischer Zusammensetzung im Prozess mithilfe von ThermoCalc-Berechnungen untersucht. Das IWM der RWTH Aachen arbeitet unter Mitwirkung des Fraunhofer IPT und des projektbegleitenden Ausschusses an der Auslegung der später verwendeten hybriden FGMs. Als Hartphase wird in diesem Projekt Titankarbid ($d < 45 \mu\text{m}$) verwendet. Als Drahtwerkstoffe sollen ein niedrig- und ein hochlegierter Werkstoff betrachtet werden. Die genaue Werkstoffauswahl wird in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss zu Beginn des Vorhabens festgelegt. Für die ausgewählten Werkstoffe werden in Abhängigkeit des Hartstoffanteils die Zusammensetzung der Matrix, der Anteil an Primär- und Sekundärkarbiden und nicht gelösten Titankarbiden berechnet. Anhand von Abbildung 1 wird sichtbar, dass durch die partielle Auflösung von Titankarbid in der Schmelze die Matrixzusammensetzung verändert wird, was einen Einfluss auf die lokale chemische Zusammensetzung hat und somit für die Prozessführung relevant ist. Zudem sind in Abbildung 1 sehr feine TiC-Partikel in der Matrix, bevorzugt an den Korngrenzen sichtbar, die sich bei der Erstarrung aus der Schmelze wiederausgeschieden haben. Grund dafür ist die Sättigungsgrenze des Matrixmaterials für TiC. Diese fein an den Korngrenzen ausgeschiedenen Karbide bilden im Werkstoff spröde Karbidnetzwerke, durch die Risse sehr leicht verlaufen und somit das Reißen des gesamten Werkstoffs begünstigen. Die geplanten Calphad-Berechnungen sollen zeigen, wo die Löslichkeits- und Sättigungsgrenzen liegen. Aufgrund der raschen Erstarrung und der thermischen Zyklisierung im LMD-Prozess kann das Gefüge aus Ferrit, Perlit und/oder Bainit und Martensit bestehen. Das Gefüge, das sich im Prozess und danach ausbildet, hängt von der Stahlsorte ab. Allerdings ändert sich je nach Prozessparametern der Volumenenergieeintrag, die Ausdehnung der Wärmeeinflusszone, der Grad der Aufmischung und somit die nominelle Zusammensetzung der Schichten. Anhand der geänderten Matrixzusammensetzung werden die Martensitstart- und -endtemperatur bestimmt. Die Kenntnis insbesondere über Veränderungen der Martensitstarttemperatur wird benötigt, um mögliche Substratvorwärmtemperaturen für den Prozess auszulegen.

Als Ergebnis des Arbeitspakets sollen werkstofftechnische Anforderungen und Limitierungen für die Prozessentwicklung bereitgestellt werden.

Vorgehensweise und erzielte Ergebnisse

Die Werkstoffe wurden wie bereits in Arbeitspaket in enger Absprache zwischen Projektpartnern und PbA festgelegt. Da der Draht Thermotur 2322 nicht in hinreichender Qualität verarbeitet werden konnte, wurde der Draht ED-SG CrMo2 mit der Werkstoffnummer 1.7384 als Alternativwerkstoff bestimmt. Der Werkstoff 1.7384 ist ein legierter Stahl, der zur Gruppe der warmfesten Stähle gehört und sich durch seine hohe Festigkeit und Zähigkeit bei erhöhten Temperaturen auszeichnet. Er erfüllt die internationale Normen DIN EN 10028-2 sowie die ASTM A387 und ist insbesondere für die chemische Industrie geeignet. Ein Einsatz in Umformwerkzeugen bei erhöhten Temperaturen ist demnach möglich. Die chemische Zusammensetzung (siehe Tabelle 1) mit den Gefügebestandteilen Cr und Mo impliziert die Fähigkeit von Karbidbildung. Die theoretische Zugfestigkeit liegt laut der Firma Fliess bei mehr als 520 MPA.

Das Titankarbidpulver hat eine Korngröße von bis zu 45 μm . Um die Form der Karbide zu ermitteln, wurden am Fraunhofer IPT Aufnahmen mit dem Lichtmikroskop von dem Pulver gemacht (Abbildung 4). Die Form der Partikel ist nicht definiert und die Partikelgröße variiert stark.

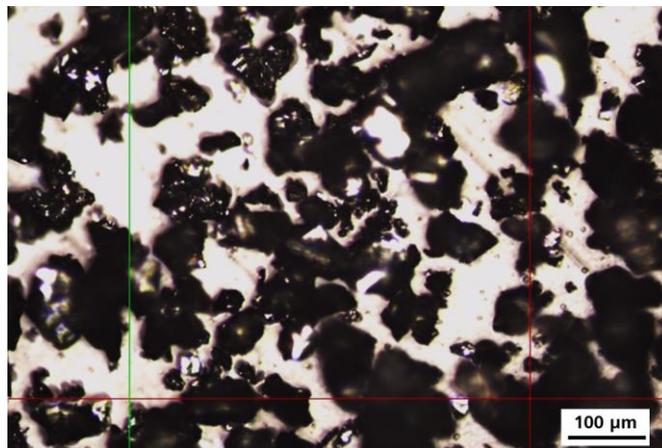


Abbildung 4: Lichtmikroskopische Aufnahme vom Pulver

Thermodynamische Berechnungen wurden mithilfe der kommerziellen Software ThermoCalc durchgeführt, um ein Verständnis über Gefügeänderungen hinsichtlich der Löslichkeiten bzw. chemischen Zusammensetzung der verschiedenen Phasen zu gewinnen. Für den Drahtwerkstoff 1.7384 wurde das Zustandsdiagramm in Abhängigkeit vom Hartstoffanteil Massenanteil Titankarbid TiC berechnet, Abbildung 5. Für die Berechnung wurden die Chemische Zusammensetzung des Drahtwerkstoffs gemäß Tabelle 1 verwendet. Das Eutektikum liegt bei etwa 2,2 Ma% Pulver- bzw. Karbidmenge.

Die Schmelztemperatur des Werkstoffs beträgt bei dieser Konzentration ca. 1450°C. Bei höherem Karbidanteil steigt die Schmelztemperatur an. Für den dargestellten Konzentrationsbereich, bis 10 Ma% Karbidanteil, wird ab 1800°C eine homogene Schmelze geben. Unter der Annahme eines Gleichgewichtszustands werden die in der Schmelze vollständig aufgelösten Karbide während der Erstarrung wieder ausscheiden. In Abb. 5 ist der erwartete Verlauf der TiC-Ausscheidung beim Abkühlen für das Eutektikum dargestellt. Voraussetzung für den dargestellten Ausscheidungsverlauf ist ein thermodynamisches Gleichgewicht. Die Abkühlung beim Auftragschweißprozess ist jedoch für die Annahme des Gleichgewichtszustands bei der Erstarrung nicht ausreichend langsam.

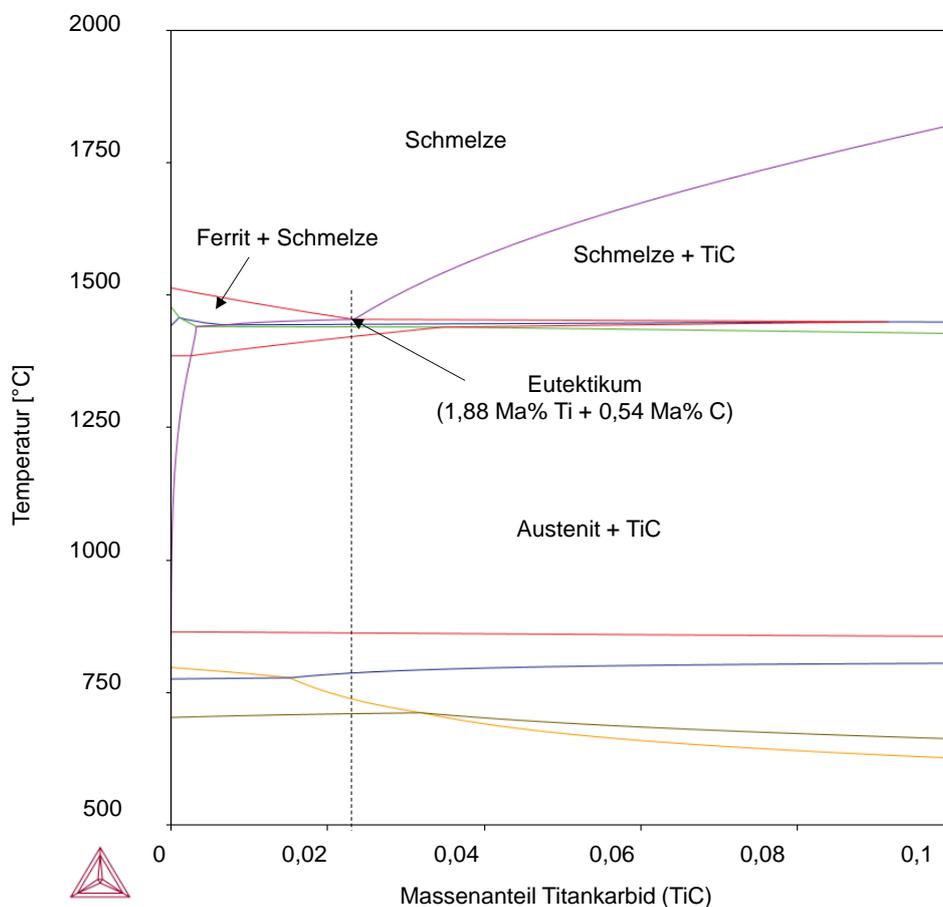


Abbildung 5: berechnete Phasendiagramm des Werkstoffs 1.7384

Deshalb kann es erwartet werden, dass ein Teil von Titan und Kohlenstoff bei der Erstarrung und weiterer Umwandlung nicht ausscheiden kann und zwangsgelöst in der Matrix bleibt. Dies kann dazu führen, dass das Potenzial für die Zunahme des Verschleißwiderstandes nicht vollständig genutzt wird. Auf der anderen Seite kann der erhöhte Kohlenstoffgehalt in der Matrix zur Reduzierung der Martensitstarttemperatur

und Erhöhung der Matrixhärte führen. Für jeden Karbidgehalt kann berechnet werden, welcher Massenanteil von Titan und Kohlenstoff bei einer ausreichend hohen Abkühlgeschwindigkeit zur Zwangslösung der beiden Legierungselemente in der Matrix vorhanden ist. Für einen Pulvergehalt von 2,2 Ma% beträgt der Titangehalt 1,88 Ma% und der Gesamtanteil vom Kohlenstoff 0,54 Ma%.

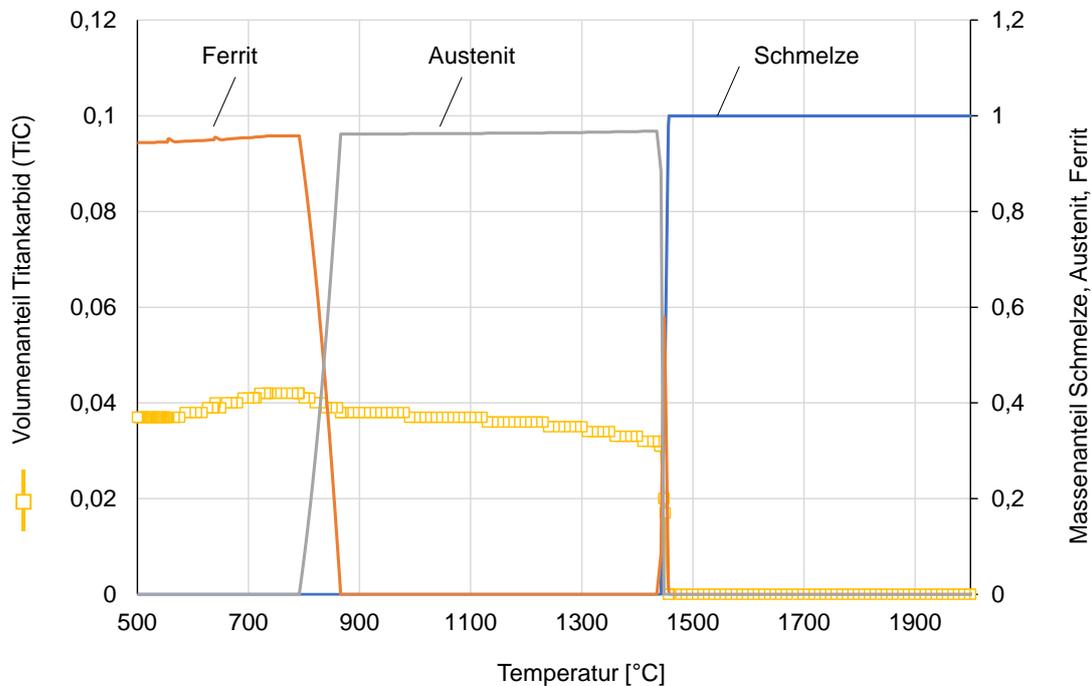


Abbildung 6: Verlauf der Phasenumwandlungen bei der Abkühlung (1.7384 mit 2,2 Ma% TiC)

Die thermodynamischen Berechnungen können die genauen Phasenumwandlungen beim schnellen Prozess des Laserauftragschweißens nicht beschreiben, jedoch bieten eine Grundlage zur Interpretation von Ergebnissen der Untersuchungen zur Werkstoffcharakterisierung an. Der Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die Martensitstarttemperatur und Martensithärte ist in Abb. 6 gezeigt. Im Arbeitspaket 3 wird durch die chemische Analyse der Proben untersucht, inwieweit Titankarbide ausscheiden und welche Matrixhärte erreicht wird.

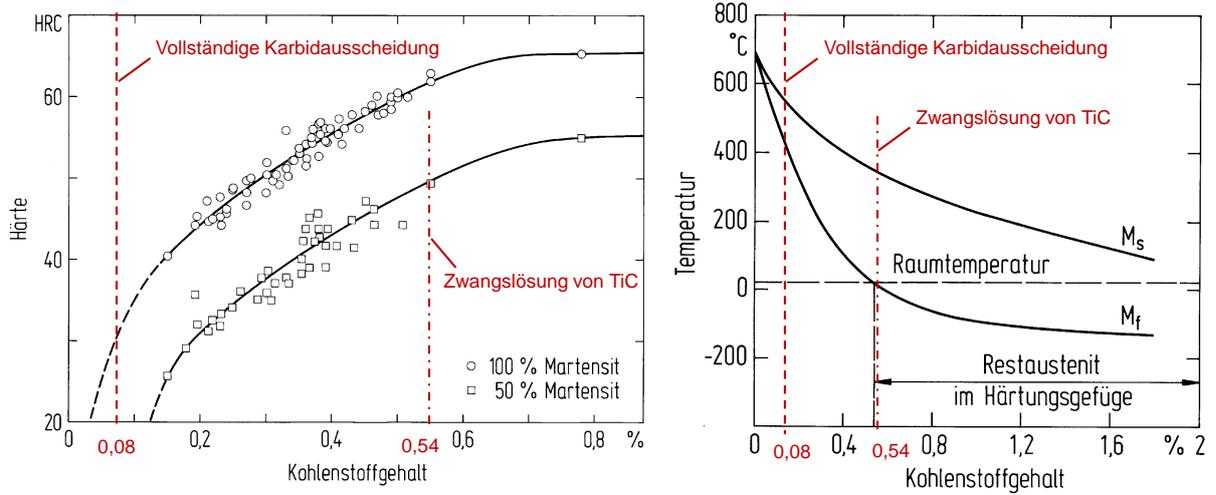


Abbildung. 7: Kohlenstoffabhängigkeit von Martensithärte (links) und Martensitstarttemperatur (rechts) – Abschätzung des Kohlenstoffgehalts für 2,2 Ma% TiC aus Zustandsdiagramm (Abbildung 5)

3.3 AP 2 – Verfahrensentwicklung LMD-W+P (IPT)

Zielsetzung

In AP 2 wird der Prozess für die Herstellung der Werkstoffe aus AP 1 mittels des kombinierten draht- und pulverbasierten Laserauftragschweißens erforscht. Mithilfe eines geeigneten Design of Experiments (DoE) werden durch Variation der Prozessparameter geeignete Parametersätze für den Auftrag von Schweißraupen auf flachen Substraten ermittelt.

Vorgehensweise und erzielte Ergebnisse

Die Entwicklungen im Arbeitspaket 2 des Projektes wurden an den Anlagen des Fraunhofer IPT durchgeführt, wobei stets eine enge Abstimmung mit den beiden Projektpartnern bezüglich der benötigten Probekörper im Rahmen des Gesamtprojektes stattfand.

Zunächst wurde der hybride Auftragschweißprozess für die Materialkombination Thermotur 2322/TiC, wie bereits im Zwischenbericht beschrieben, entwickelt. Dabei wurde die Alzmetall GX1000/5-T-LOB als 5-Achs-Fräszentrum mit integriertem LMD-w+p-Bearbeitungskopf verwendet. Der Bearbeitungskopf ist so konstruiert, dass eine laterale Draht- und eine koaxiale Pulverzufuhr simultan möglich sind (siehe Abbildung 8: LMD-w+p-Bearbeitungskopf aus der Alzmetall GX1000/5-T-LOB).

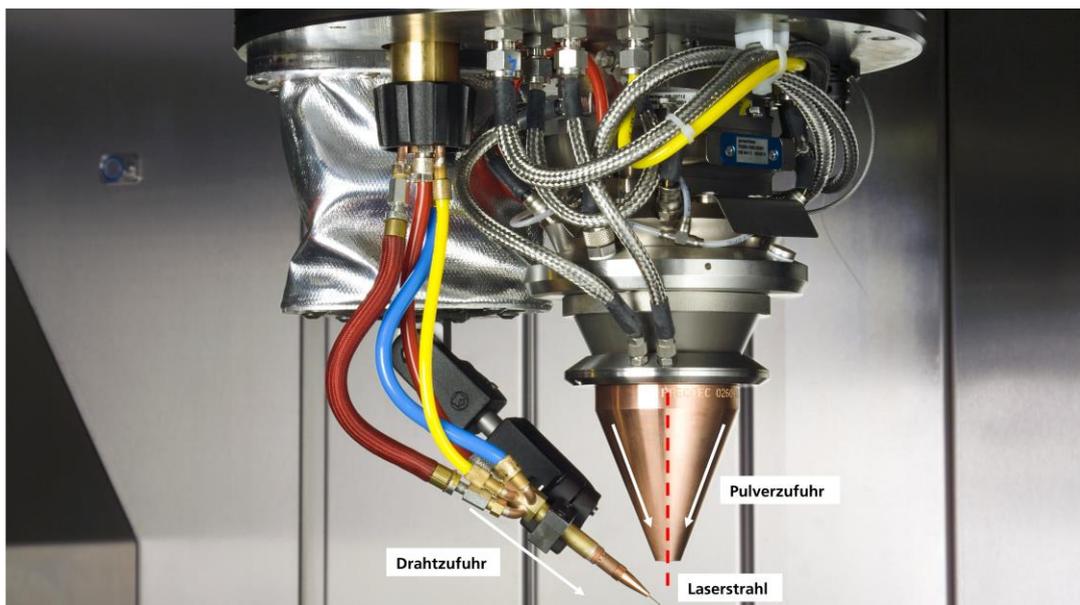


Abbildung. 8: LMD-w+p-Bearbeitungskopf aus der Alzmetall GX1000/5-T-LOB

Durch eine Parameterstudie wurden reproduzierbare Prozessparameter für Thermatur 2322 ermittelt, um den Drahtwerkstoff ohne und dann mit Pulverzugabe zu verarbeiten. Es stellte sich heraus, dass der Draht aufgrund seiner stark oxidierten und inhomogenen Oberfläche schwer zu verarbeiten ist. Die ausgewählten Prozessparameter waren eine Laserleistung von 1450 W (1500 W mit Pulverzufuhr), eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von 880 mm/min und eine Maschinenvorschubgeschwindigkeit von 1200 mm/min.

In weiteren Versuchen wurde der Zusammenhang zwischen der Scheibengeschwindigkeit des Pulverförderers und der resultierenden Pulverflussrate ermittelt. Bei den hybriden LMD-Versuchen wurde die Pulverflussrate zwischen 0 und 1,685 g/min variiert, was bei der Drahtvorschubgeschwindigkeit von 880 mm/min einem maximalen TiC-Massenanteil von 17,5% im aufgeschweißten Werkstoff entspricht.

Mit den ermittelten Prozessparametern wurden mehrschichtige 3D-Geometrien in Form von Blöcken aufgeschweißst. Diese wurden visuell inspiziert, metallografisch analysiert und verschiedenen Tests wie Biegeversuchen und Härtemessungen unterzogen. Es wurden zwei verschiedene Probentypen verwendet: Typ 1 mit konstantem TiC-Massenanteil über den Schichtverlauf und Typ 2 mit einer Gradierung des TiC-Anteils. Dabei wurden unterschiedliche Flussraten verwendet, um die Gradierung zu erzeugen. Die Auswertung der Proben zeigte starke Schwankungen in der Probenqualität und die schlechte Reproduzierbarkeit spiegelte sich auch hier wider. In den Querschliffen, die bereits im Zwischenbericht gezeigt worden sind, war unabhängig von den Probentypen eine schwankende Porosität zu erkennen.

Wie bereits in Arbeitspaket 0 beschrieben, wurde der Drahtwerkstoff im Projektverlauf gewechselt. Für die beiden Legierungen ARC 650 MIG und ED-SG CrMo2 wurden erneut Parameterstudien durchgeführt, um das Prozessfenster zu bestimmen. Das Prozessfenster muss für jeden Werkstoff individuell bestimmt werden, da die Schweißbarkeit, der benötigte Energieeintrag und letztendlich die Eigenschaften der Bindung legierungsabhängig variieren. Der erste vollfaktorielle Versuchsplan beinhaltete Einzelspurversuche mit Draht, bei denen die Parameter für Vorschubgeschwindigkeit, Laserleistung und Werkstoffzufuhr variiert wurden. Der Parameterraum konnte durch Vorerfahrungen auf folgende Bereiche eingegrenzt werden:

- Vorschubgeschwindigkeit: 300 bis 700 mm/min
- Laserleistung: 1000 bis 2000 W
- Drahtfördergeschwindigkeit: 330 bis 770 mm/min

Die erste Auswertung erfolgte zunächst visuell über das Schweißbild, wodurch die erste Eingrenzung des Prozessfensters möglich war. Bei den eingegrenzten Probenzahl wurden Querschliffe angefertigt und ausgewertet, wie beispielhaft in Abbildung 9 dargestellt. Auf der linken Seite ist eine Schweißbahn mit schlechter Anbindung am Substrat zu sehen, was ein Zeichen für einen zu geringen Energieeintrag ist. Die Schweißbahn auf der rechten Seite hingegen hat eine ausreichende Einbindung in die Substratoberfläche und weist einen Flankenwinkel zwischen 45° und 90° auf.

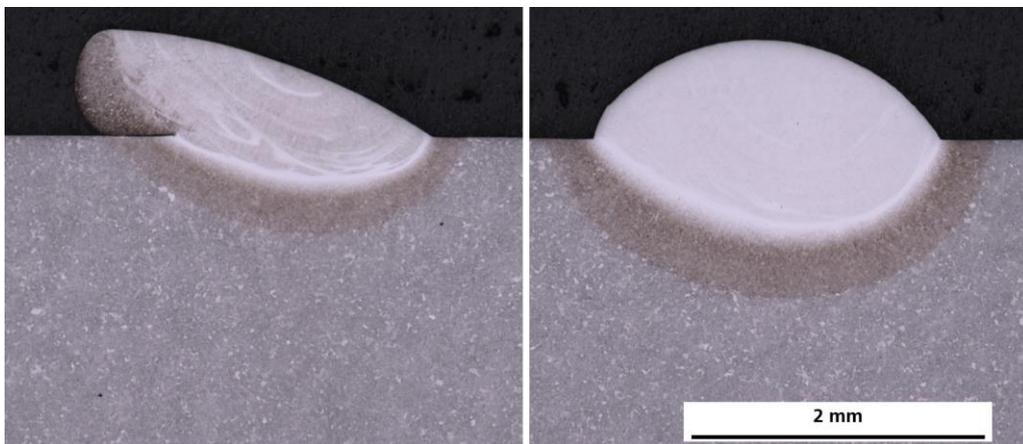


Abbildung 9: Querschliffe einer Schweißbahn mit schlechter Anbindung am Grundmaterial (links) und guter Anbindung am Grundmaterial (rechts); 1.7384 (ED-SG CrMo2) auf 1.2367

Die Ergebnisse der Parameterstudie zeigten eine verbesserte Verarbeitbarkeit und Reproduzierbarkeit im Vergleich zu den Versuchen mit dem oxidierten Thermotur 2322. Der benötigte Energieeintrag war allerdings für beide Werkstoffe wesentlich höher. ARC 650 MIG wurde mit einer Laserleistung von 1600 W (bis zu 1850 W mit Pulverzufuhr), eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von 330 mm/min und eine Maschinenvorschubgeschwindigkeit von 300 mm/min. Die Parameter für ED-SG CrMo2 waren eine Laserleistung von 1500 W (bis zu 1750 W mit Pulverzufuhr), eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von 440 mm/min und eine Maschinenvorschubgeschwindigkeit von 400 mm/min.

Der notwendige Bahnüberlapp nebeneinanderliegender Schweißbahnen zur defektfreien Herstellung von 3D-Geometrie wurde über einen weiteren Versuch ermittelt. Dabei

wurden für den lateralen Überlapp jeweils drei Bahnen mit unterschiedlichen Abständen nebeneinander aufgeschweißt. Anschließend wurde mittels Profilometer das Optimum zwischen Lückenbildung und Auftürmen der Schweißbahnen ermittelt (Abbildung 10). Zur Bestimmung des vertikalen Überlapp wurden drei Layer aufeinander aufgetragen und im Anschluss vermessen. Der Versuch zeigte, dass der optimale laterale Überlapp bei 36 % der Breite einer Einzelbahn liegt und der optimale Überlapp bei 12 %.

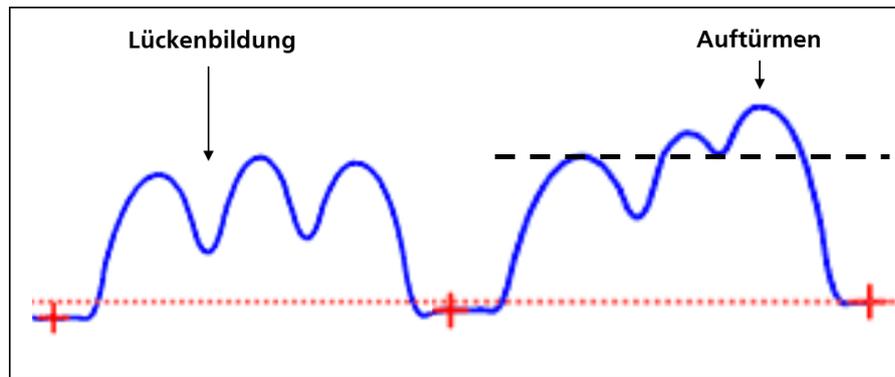


Abbildung 10: Beispielhafte Messung zweier Profile zur Bestimmung des optimalen lateralen Bahnüberlapp

Im nächsten Schritt der Verfahrensentwicklung wurden 3D-Geometrien in Form von Blöcken produziert, denen Pulver in unterschiedlichen Mengen und Gradierungen zugesetzt wurde. Zur groben Einordnung der Auswirkungen auf den Werkstoff wurden zunächst Querschliffe angefertigt und die Härte gemessen. Bei der Messung der Härte wurde nicht nur das aufgeschweißte Material betrachtet, sondern auch der Verlauf vom Substrat in das Material. Das Substrat, Werkstoffnummer 1.2367 in weich geglühtem Zustand, weist eine geringe Härte in einem Bereich von 200-250 HV auf.

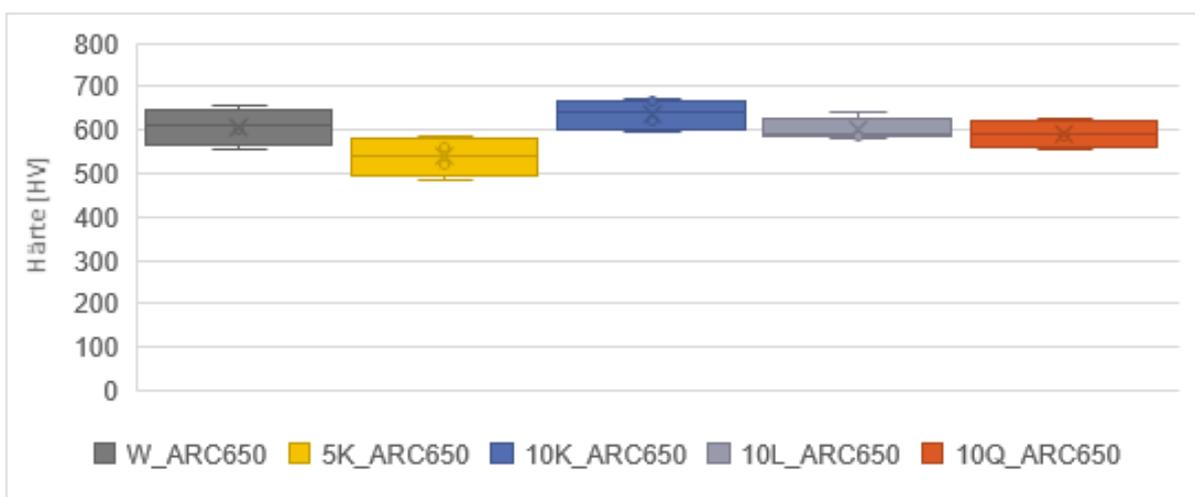


Abbildung 11: Boxplots der Härte: reines Drahtmaterial (W_ARC650), Draht mit 0,8425 g/min TiC (5K_ARC650), Draht mit 1,685 g/min TiC (10K_ARC650), Draht mit linear ansteigender Zufuhr an TiC 0-1,685 g/min (10L_ARC650), Draht mit quadratisch ansteigender Zufuhr an TiC 0-1,685 g/min (10Q_ARC650)

Im Fall des Drahtwerkstoffs ARC 650 MIG steigt die Härte schnell auf einen Wert zwischen 550 und 670 HV im aufgeschweißten Material ohne weiteren erkennbaren Trend an. Die Boxplots über die Härte für reines Drahtmaterial (W_ARC650) und unterschiedliche TiC-Konzentrationen (5K_ARC650, 10K_ARC650), sowie TiC-Gradierungsverläufe (10L_ARC650, 10Q_ARC650) sind in Abbildung 11 abgebildet.

Der Drahtwerkstoff ED-SG CrMo2 weist, wie zu erwarten war, eine geringere Härte auf. Die Boxplots über die Härte für reines Drahtmaterial (W_CrMo2) und unterschiedliche TiC-Konzentrationen (5K_CrMo2, 10K_CrMo2), sowie TiC-Gradierungsverläufe (10L_CrMo2, 10Q_CrMo2) sind in Abbildung 12 abgebildet.

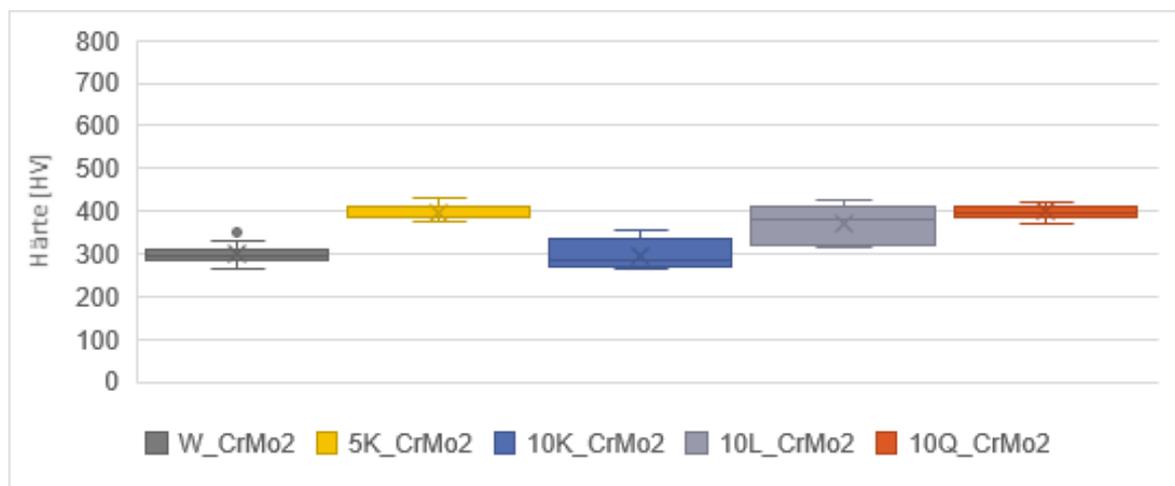


Abbildung. 12: Boxplots der Härte: reines Drahtmaterial (W_CrMo2), Draht mit 0,8425 g/min TiC (5K_CrMo2), Draht mit 1,685 g/min TiC (10K_CrMo2), Draht mit linear ansteigender Zufuhr an TiC 0-1,685 g/min (10L_CrMo2), Draht mit quadratisch ansteigender Zufuhr an TiC 0-1,685 g/min (10Q_CrMo2)

Aufgrund der fortgeschrittenen Projektzeit wurde einer der beiden Drähte für die weitere Untersuchung ausgewählt. Die Wahl fiel auf den ED-SG CrMo2, da der mögliche Einfluss des Karbids auf die Härte größer eingeschätzt wurde. Bei der Auswertung der Boxplots ist für alle Probenarten mit ED-SG CrMo2 eine Erhöhung der Härte zu erkennen. Lediglich die Probenart mit einer konstanten Pulverzufuhr von 1,685 g/min zeigte keine eindeutige Erhöhung. Eine mögliche Begründung liegt in der Porosität der Probe. In den Querschliffbildern war eine erhöhte Porosität insbesondere auch der niedrigeren Schichten zu erkennen. Eine Zufuhr von Titankarbid in der Größenordnung von 1,685 g/min ist folglich nur im Zusammenhang mit einer Gradierung sinnvoll.

Für die Charakterisierungen von Arbeitspaket 3 / „Mikrostrukturcharakterisierung“, Arbeitspaket 4 / „Mechanische Charakterisierung“ und Arbeitspaket 5 / „Simulation der Spannungen im Werkstoffverbund“ wurden Blöcke aus ED-SG CrMo2 mit unterschiedlichen Titankarbidgehalten auf dem Substrat 1.2367 aufgeschweißt. Die äußeren Abmessungen wurden so gewählt, dass eine ausreichende Anzahl der in der Arbeitspaketbeschreibung aufgeführten Proben hergestellt werden konnte (Abbildung 13). Die Probenblöcke wurden sowohl vom IPT als auch vom IWM für die Charakterisierungen genutzt.



Abbildung 13: Aufgeschweißte Blöcke unterschiedlicher Größe für die Herstellung der Probekörper

Zusammenfassend wurden in Arbeitspaket 2 / „Verfahrensentwicklung LMD-w+p“ erfolgreich Parametersätze für die Drahtwerkstoffe ARC 650 MIG und ED-SG CrMo2 entwickelt. In der Kombination mit Titankarbid konnten stabile Prozesse abgebildet werden, mit denen Probenblöcke für die weiteren Arbeitspakete hergestellt wurden. Die Verfahrensentwicklung hat gezeigt, dass eine hohe Pulverzufuhr ohne Gradierung zu einem instabileren Prozess führt.

3.4 AP 3 – Mikrostrukturcharakterisierung (IPT, IWM)

Zielsetzung

Die Mikrostrukturanalyse der gefertigten Proben aus den LMD-w+p-Prozessen erfolgt an polierten Querschliffe durch Licht- und Rasterelektronenmikroskopie. Das Gefüge wird hinsichtlich Homogenität, Anbindung der Schweißnähte, Wärmeeinflusszone, Porosität und produktionsbedingten Rissen (Anzahl, Risslänge) untersucht.

Vorgehensweise und erzielte Ergebnisse

Das Arbeitspaket zur Mikrostrukturierung sollte zu einem tieferen Verständnis der Werkstoffkombination auf werkstoffwissenschaftlicher Ebene beitragen. Dafür wurden die Mikrostrukturen in Abhängigkeit vom Titankarbidanteil und untersucht. Erkenntnisse bezüglich der Phasenzusammensetzungen, Porosität und chemischer Zusammensetzung wurden verglichen und im Konsortium diskutiert.

Um die Mikrostruktur bereits während der Verfahrensentwicklung für den LMD-w+p-Prozess einordnen zu können, wurden am IPT Querschliffe der ersten Proben jedes Probentyps erstellt. So konnten die Parameter überprüft und gegebenenfalls angepasst werden. In den Querschliffen wurde Poren- und Rissbildung durch REM-Aufnahmen sichtbar. Außerdem gaben sie Aufschluss über potenzielle Einlagerungen in die Mikrostruktur. In Abbildung 14 ist eine REM-Aufnahme einer aufgeschweißten Probe ED-SG CrMo2 mit Titankarbid beispielhaft dargestellt. Die Partikeleinlagerungen und Defekte sind durch rote Kreuze markiert.

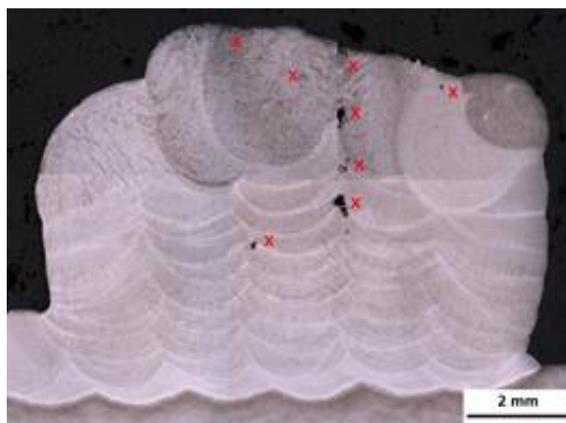


Abbildung 14: REM-Aufnahme des Querschliffs einer Probe ED-SG CrMo2 mit Titankarbid; Partikeleinlagerungen und Defekte wurden durch rote Kreuze markiert

Wie bereits im Zwischenbericht beschrieben, können hohe Pulverflussraten zu Bindefehlern zwischen den einzelnen Schweißraupen führen. In den dadurch entstehenden Poren lagern sich Partikel an, bei denen vermutet wird, dass es sich um TiC handelt (Abbildung 15).

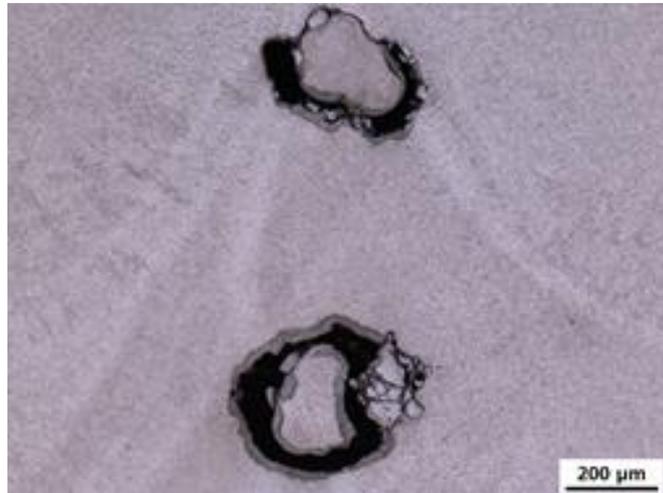


Abbildung 15: REM-Aufnahme von Poren in einer Probe, die mit einem konstanten Pulverfluss von 1,685 g/min hergestellt worden ist;

Erste Auswertungen von Querschliffen am IPT haben die höchste Porosität bei konstant hoher Pulverflussrate festgestellt. Ausführliche Untersuchungen der Mikrostruktur wurden am IWM durchgeführt.

Zur Charakterisierung des Werkstoffs wurde das Gefüge im ersten Schritt lichtmikroskopisch untersucht, Abbildung 16. Dazu wurden die Proben einheitlich durch Nitalätzung - 2% Salpetersäure + Ethylalkohol für 10 Sekunden – präpariert. Die Reaktion des Werkstoffs zum Ätzmittel hängt von der chemischen Zusammensetzung und dem vorliegenden Gefüge ab. In den Gefüeaufnahmen der Abbildung 16 sind die folgenden Bereiche zu unterscheiden:

- der unbeeinflusste Substratwerkstoff 1.2367
- die thermisch beeinflusste Zone im Substrat
- die Neuhärtungszone im Übergang zwischen beiden Werkstoffen
- sowie das martensitische Gefüge vom Drahtwerkstoff.

Das unbeeinflusste Gefüge des Substrats erscheint im weichgeglühten Zustand grau. Eine Erwärmung dieses Gefüges bis auf Temperaturen unterhalb der Ac1-Temperatur wird zu keinem merkbar Unterschied des Ätzbilds bei dieser Vergrößerung führen. Erst nach einer Austenitisierung und Martensitbildung werden Unterschiede im Gefüge merkbar. In der thermisch beeinflussten Zone des Substrats wurde der Werkstoff beim Auftragen von ersten Schichten austenitisiert und gehärtet. Beim Auftragen von nachfolgenden Schichten wird dieser Bereich wieder erwärmt, allerdings wird die Austenitisierungstemperatur nicht mehr erreicht und das martensitische Gefüge wird somit bei hohen Temperaturen angelassen. Das Ätzbild erscheint in diesem Fall je nach Kohlenstoffgehalt normalerweise dunkel. Im Übergangsbereich zwischen dem Substrat und Drahtwerkstoff ist eine weiße Schicht zu erkennen, die ein typisches Gefügebild einer Neuhärtungszone – auch als Withe Etching Area (WEA) bekannt – darstellt. Üblicherweise entsteht die Neuhärtungszone durch eine Kurzzeitaustenitisierung und anschließender Abschreckung unter thermomechanischen Prozesslasten. Hohe plastische Verformungen bei hohen Temperaturen führen zu einer dynamischen Rekristallisation vor der Austenitisierung, so dass ein sehr feines Gefüge mit höherer Härte als das übliche, gehärtete Gefüge erreicht wird. In allen Varianten ist die Neuhärtungszone im Übergangsbereich zu finden. Mit steigender Schichtdicke erscheint das Gefüge wieder dunkler. Hier ist wieder ein Gefüge aus angelassenem Martensit zu erwarten. Durch weitere Härtemessungen ist im Folgenden zu zeigen, inwieweit das Gefüge durch das wiederholte Anlassen beeinflusst wird.

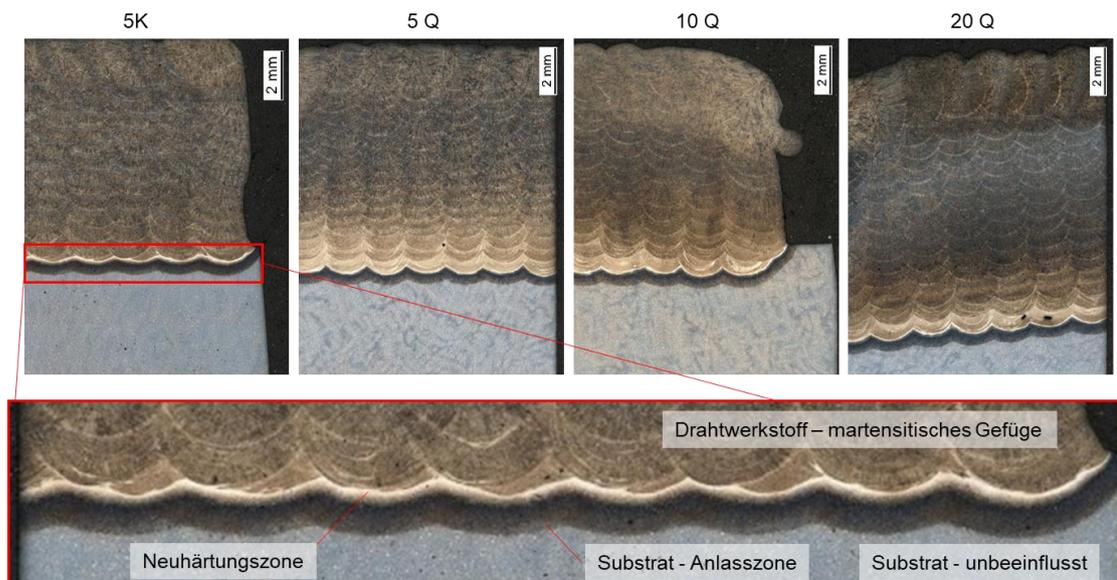


Abbildung 16: Lichtmikroskopische Untersuchung des Gefüges

Vickers-Härteeindrücke (HV10) wurden bei verschiedenen Proben entlang drei Reihen gesetzt, um bei jeder Schichthöhe einen Durchschnittswert ausrechnen zu können. Abbildung 17 zeigt die Härteeindrücke im Querschnitt der Proben 5K und 5Q.

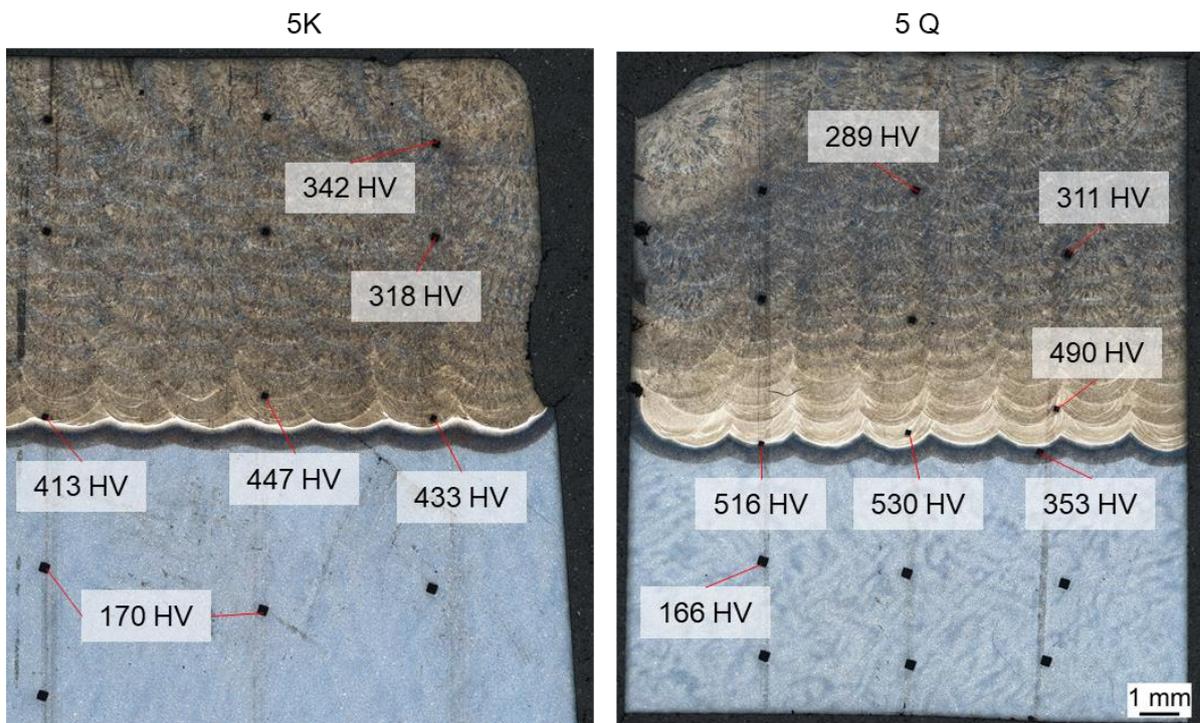


Abbildung 17: Härteeindrücke (HV10) – links) Probe 5K, rechts) Probe 5Q

Der weichgeglühte Substratwerkstoff weist eine Härte von ca. 170 HV auf. Die höchste Härte ist bei beiden Proben im Übergangsbereich zwischen Substrat und Draht gegeben. Bei den Härtemessungen wurde versucht, möglichst einen Eindruck in der Neuhärtungszone (WEA) zu setzen. Bei der Probe 5K könnte diese Reihe der Eindrücke jedoch nur unmittelbar oberhalb der WEA gesetzt werden. Im Mittelwert beträgt die Härte in diesem Bereich 433 HV. Bei der Probe 5Q ist die maximale Härte ebenfalls im Übergangsbereich und erreicht einen Wert von über 500 HV. In der Anlasszone der Probe 5Q ist eine niedrigere Härte (353 HV) als in der Neuhärtungszone gemessen, die auf einem starken Anlassen vom Martensit hindeutet. Es ist zu beachten, dass die Härte des Substratwerkstoffs bei einer klassischen Wärmebehandlung durch das Härten und Anlassen bei ca. 500°C über 650 HV liegt. Selbst in der Neuhärtungszone wird diese Härte nicht erreicht. Der Grund hierfür könnte die Durchmischung von beiden Werkstoffen im Übergangsbereich sein, was zu einem geringeren Gesamtkohlenstoffanteil ($0,07 \text{ Ma}\% < C < 0,38 \text{ Ma}\%$) in diesem Bereich führt. Zur Abschätzung von maximal erreichten Temperaturen in der Anlasszone kann das Anlassschaubild des Werkstoffs 1.2367 aus dem Werkstoffdatenblatt [STM16] genutzt werden, **Fehler! Verweisquelle**

konnte nicht gefunden werden.. Es wird hier angenommen, dass im Bereich der Anlasszone nur der Substratwerkstoff vorliegt. Der Härtewert 350 HV entspricht etwa 35,5 HRC. Durch den Vergleich mit dem Diagramm aus Abbildung 18 kann abgeschätzt werden, dass eine maximale Temperatur von ca. 700°C in der Anlasszone erreicht wurde.

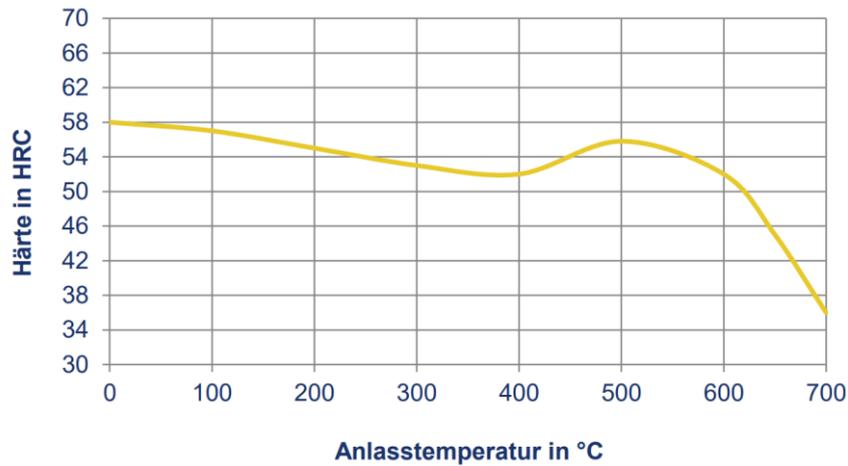


Abbildung 18: Anlassschaubild vom Werkstoff 1.2367 laut dem Werkstoffdatenblatt

Härteprofile von verschiedenen Proben sind in Abbildung 19 verglichen.

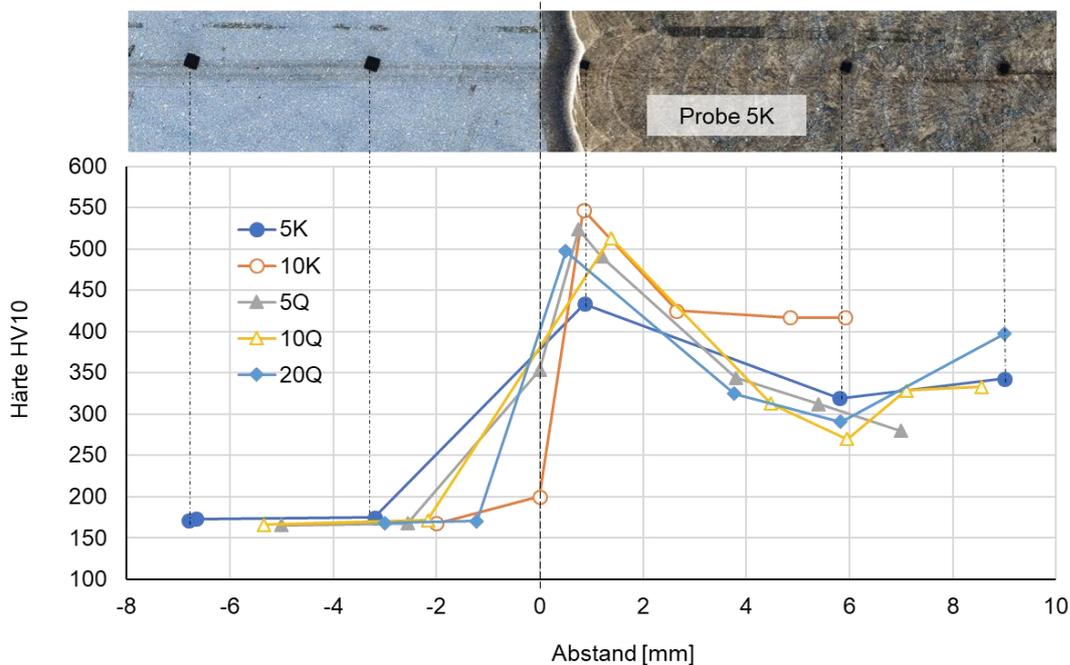


Abbildung 19: Härteprofile des Werkstoffverbundes

Um ein einheitliches Koordinatensystem zur Auswertung der Härteprofile zu definieren, wurde jeweils die untere Grenze der Anlasszone im Substrat als Nullstelle festgelegt. Der qualitative Verlauf der Härteprofile ist bei allen Proben ähnlich. Mit der Ausnahme der

Probe 5K ist die maximale Härte in der Neuhärtungszone zwischen 500 bis 550 HV. Mit steigender Schichthöhe, d.h. Abstand von der Anlasszone, nimmt die Härte zunächst ab. Bei den äußeren Raupen steigt die Härte in den Proben 10Q und 20Q wieder an. Dieses Verhältnis steht in qualitativer Übereinstimmung mit dem Pulvergradient. Es scheint jedoch, dass die Pulvermenge keinen wesentlichen Einfluss auf die erreichte Härte hat. Bei den Proben 5K und 10K bildet sich nahezu ein Härte-Plateau oberhalb der Neuhärtungszone. Die Probe 10K weist eine höhere Härte ab einem Abstand von 2 mm im Vergleich zu allen anderen Proben. Um Titankarbide zu charakterisieren und die ermittelten Verläufe der Härteprofile besser interpretieren zu können, wurden weitere Analysen des Gefüges durch Rasterelektronenmikroskopie (REM) und chemische Analyse des Gefüges mittels EDX-Analyse und Funkenspektralanalyse durchgeführt.

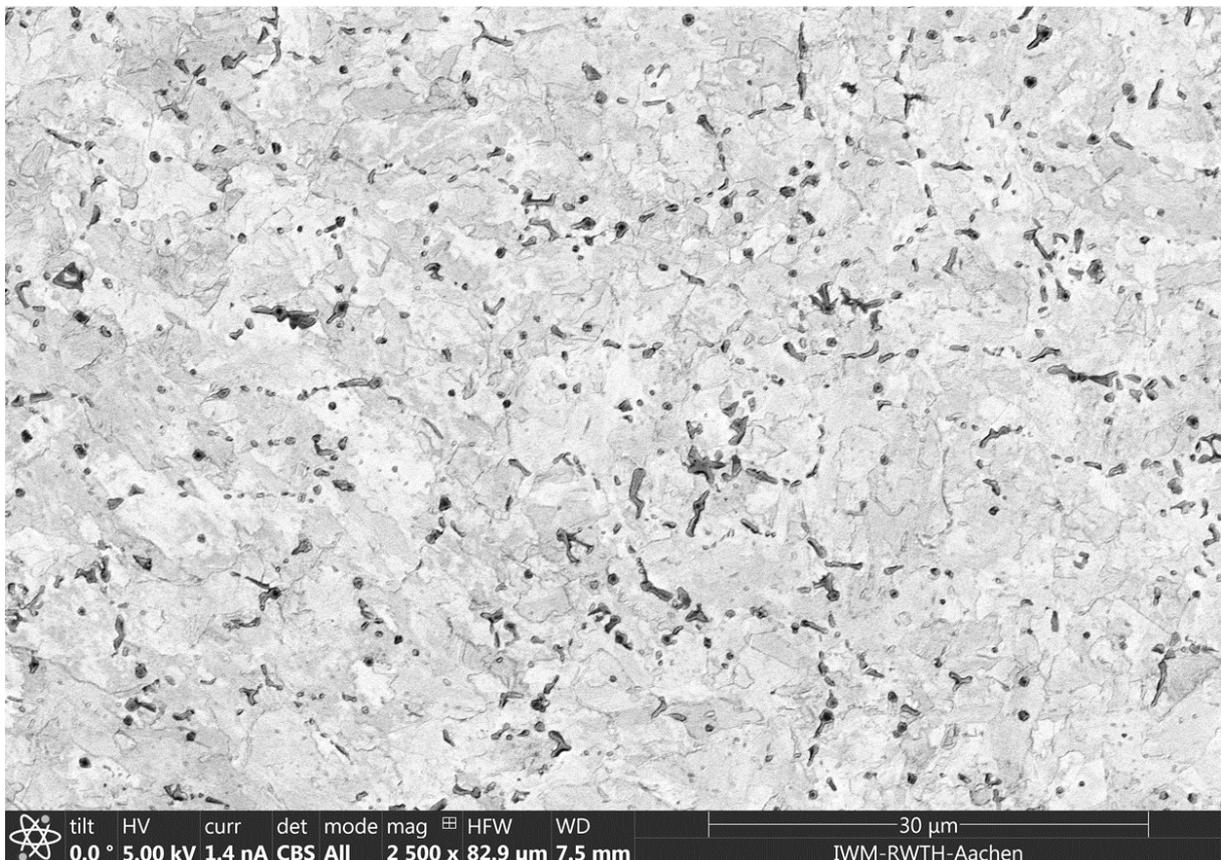


Abbildung 20: REM Aufnahme der Probe 10 K, Titankarbid (TiC) im Gefüge

Bei den REM-Aufnahmen konnten Titankarbide nur in den oberen Schichtraupen der Probe 10 K nachgewiesen werden. Abbildung 20 zeigt, dass bei dieser Probe Titankarbide (dunkel) mit einer durchschnittlichen Größe von ca. 5 µm an Korngrenzen ausscheiden. Dieses Ergebnis kann die höhere Härte dieser Variante ab einer

Schichthöhe von 2 mm erklären, Abbildung 19 Es ist jedoch anzumerken, dass keine weiteren Karbide in der unteren Hälfte der aufgebauten Schicht gefunden wurden, obwohl die zugeführte Pulvermenge bei dieser Probe konstant war.

Außerdem, konnten bei keinem der weiteren gelieferten Proben Karbide gefunden werden. Es stellte sich dementsprechend die Frage, ob die als Pulver zugeführten Titankarbide tatsächlich vollständig in der Schmelze aufgelöst und bei der raschen Abkühlung in der Matrix zwangsgelöst sind oder aufgrund von Prozessfehler gar nicht mit dem Werkstoff gemischt werden konnten. Um diese Frage zu beantworten, wurde die chemische Zusammensetzung von zwei Proben, 5 K und 10 K, lokal durch OES-Messung ermittelt. Dabei wurden die Analyse einmal im Schweißgut und einmal möglichst im Übergangsbereich durchgeführt. Die Ergebnisse der OES-Analyse sind in der **Tabelle 1** zusammengefasst. Obwohl Titankarbide nur in der Probe 10 K nachgewiesen wurden, zeigt die chemische Analyse einen erhöhten Titan- und Kohlenstoffgehalt für beiden Proben. Das ist ein Indiz dafür, dass bei der Probe 5 K mindestens ein Teil der Karbide aufgelöst und nicht mehr ausgeschieden ist. Mögliche Gründe dafür sind zum einen die hohe Abkühlrate und dementsprechend extrem kurze Erstarrungszeit und zum anderen Verlust an Kohlenstoff. Die Triebkraft für die Ausscheidung von Karbiden ist die Menge an Kohlenstoff und Titan. Durch den Vergleich der gemessenen Gehalten dieser Elemente kann festgestellt werden, dass die oberflächennahe Schicht in der Probe 10 K einen merkbar höheren Kohlenstoffgehalt als die anderen Messungen aufweist. Aus den thermodynamischen Rechnungen ergeben sich für ca. 0,8 Ma% Titankarbid die Titan- und Kohlenstoffgehalten von 0,64 Ma% bzw. 2,29 Ma%. Bei den Messungen 5 K-SG und 10 K-WEZ ist der Kohlenstoffgehalt fast die Hälfte des im Gleichgewicht erwarteten Wert. Ähnliches gilt für Mangan. Der Verlust an diesen Legierungselementen während des Prozesses kann dem Verdampfen bei hohen Temperaturen und Oxidation geschuldet sein. Die Messungen in der WEZ deuten darauf hin, dass die Messstelle anscheinend an der oberen Grenze des Übergangsbereichs zwischen den beiden Werkstoffen liegt. Dies ist anhand von Änderungen in den Legierungsgehalten von Kohlenstoff, Chrom, Molybdän und Vanadium festzustellen.

Tabelle 1: Chemische Analyse der Proben 5 K und 10 K im Vergleich zum Draht- und Substratwerkstoff

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	V
5 K – SG	0,12	0,66	0,32	2,21	1,36	0,79	0,009
10 K – SG	0,24	0,59	0,59	2,31	1,23	0,66	0,027
Draht 1.7384	0,07	0,6	0,92	2,45	1,0		
Substrat 1.2367 *	0,37	0,4	0,4	5,0	3,0		0,6
5 K – WEZ	0,14	0,55	0,55	2,77	1,66	0,31	0,13
10 K – WEZ	0,19	0,56	0,52	2,70	1,77	0,74	0,12
* Nominelle Zusammensetzung							
SG: Schweißgut, Probe aus der oberflächennahen Schicht							
WEZ: Wight Etching Zone, Probe aus dem Übergangsbereich							

Der Kohlenstoffgehalt im Drahtwerkstoff ist sehr gering und das Gefüge ist aufgrund von hohen Temperaturraten sehr fein. Deshalb ist die Analyse der Mikrostruktur herausfordernd. Weitere Untersuchungen des Gefüges wurden aus diesem Grund durch REM-Aufnahmen mit höherer Auflösung durchgeführt. Abbildung 21 stellt Gefügebilder der Probe 10 Q aus verschiedenen Schichthöhen vergleichend dar. Die Bilder wurden in der Nähe von Härteeindrücke aufgenommen, um Unterschiede im Gefüge ggf. mit der gemessenen Härte zu korrelieren. Das martensitische Gefüge in der Neuhärtungszone (Abbildung 21, a) weist aufgrund des höheren Kohlenstoffgehalts im Substrat die höchste Härte auf. Aus dem Vergleich zwischen den Aufnahmen an Messstellen (b) und (c) wird erkannt, dass das Gefüge in der Mitte der Schichthöhe einen etwas gröberen und abgerundeten Struktur zeigt, während einer noch nadelförmigen Struktur in der oberen Schichthöhe vorliegt. Die mittleren Raupen werden mit zunehmender Schichthöhe mehrmals angelassen. Dieser Effekt ist möglicherweise die Ursache des gröberen Gefüges an der Messstelle (b) und die niedrigere Härte als an der Messstelle (c).

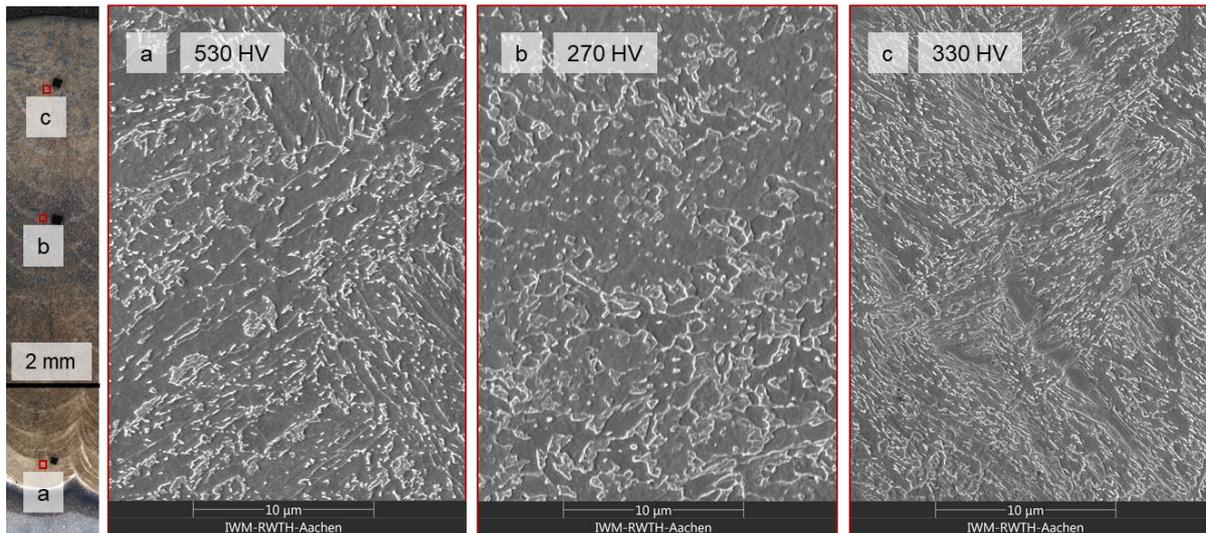


Abbildung 21: REM-Aufnahmen aus verschiedenen Schichthöhen – Probe 10 Q

Die Untersuchung der chemischen Zusammensetzung durch die EDX-Analyse ist quantitativ weniger Aussagekräftig als OES-Messungen. Allerdings hat die EDX-Analyse den Vorteil einer lokalen Messung vom Legierungsgehalt, sodass Änderungen in der chemischen Zusammensetzung kontinuierlich über eine bestimmte Richtung untersucht werden. Die EDX-Analyse wurde im Übergangsbereich von verschiedenen Proben durchgeführt, um die Mischung der beiden Werkstoffe zu charakterisieren. Abbildung 22 stellt die Änderungen von Elementen Cr, Mo und V im direkten Vergleich mit der REM-Aufnahme der Probe 5 K. Der Gehalt von benannten Elementen ist im Substratwerkstoff höher als im Drahtwerkstoff. Es ist zu erkennen, dass der Gehalt der Elemente innerhalb der Neuhärtungszone merkbar abnimmt und danach entlang der Messstrecke konstant bleibt. Das bedeutet, dass die Neuhärtungszone aus einer Mischung der beiden Werkstoffe besteht. Dementsprechend ist zu erwarten, dass der Kohlenstoffgehalt der Neuhärtungszone zwischen 0,07 Ma% und 0,37 Ma% liegt.

EBSD-Analysen wurden zur weiteren Charakterisierung in Hinblick auf Restaustenitgehalt und Kornstruktur des Gefüges durchgeführt. Die Phasenanalyse wurde im Übergangsbereich und in der oberflächennahen Drahtschicht durchgeführt. Dabei wurde kein Restaustenit gefunden. Die EBSD-Aufnahmen der Probe 10 Q sind in der Abbildung 23 dargestellt. Erwartungsgemäß ist aufgrund vom geringem Kohlenstoffgehalt in beiden Messbereichen ein martensitisches Gefüge mit Lattenstruktur zu erkennen. In den Aufnahmen sind ehemalige Austenitkörner sowie die Richtung der

Martensitlatten zu sehen. Aus dem Vergleich der Kornstruktur in beiden Bereichen lässt sich feststellen, dass das Gefüge im Übergangsbereich (Abbildung 23, b) feiner ist als in der Messstelle in Abbildung 23, a. Ein weiterer Unterschied liegt in der Ausrichtung der Austenitkörner und Orientierung der Martensitbildung. Die Aufnahme in Abbildung 23, b entspricht einem Bereich in der Nähe einer Schmelzlinie, in dem Körner während der Erstarrung vertikal gerichtet sind. Dahingegen, zeigt die Abbildung 23, a die Gefügeorientierung in der Mitte der letzten Schmelzzone nach der Erstarrung. Die bevorzugte Orientierung des Gefüges entspricht der erwarteten Erstarrungsrichtung. Es wurde keinen Nachweis über Textur gefunden.

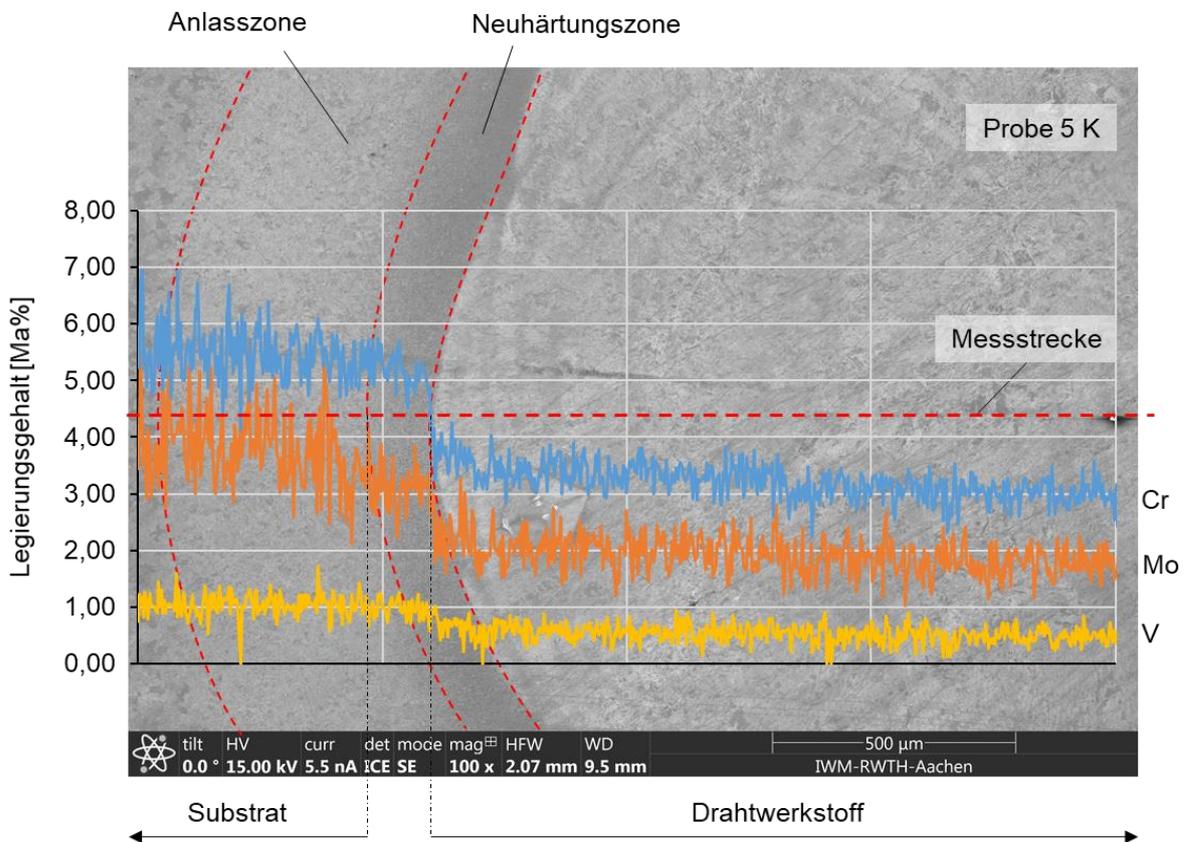


Abbildung 22: EDX-Analyse im Übergangsbereich der Probe 5 K

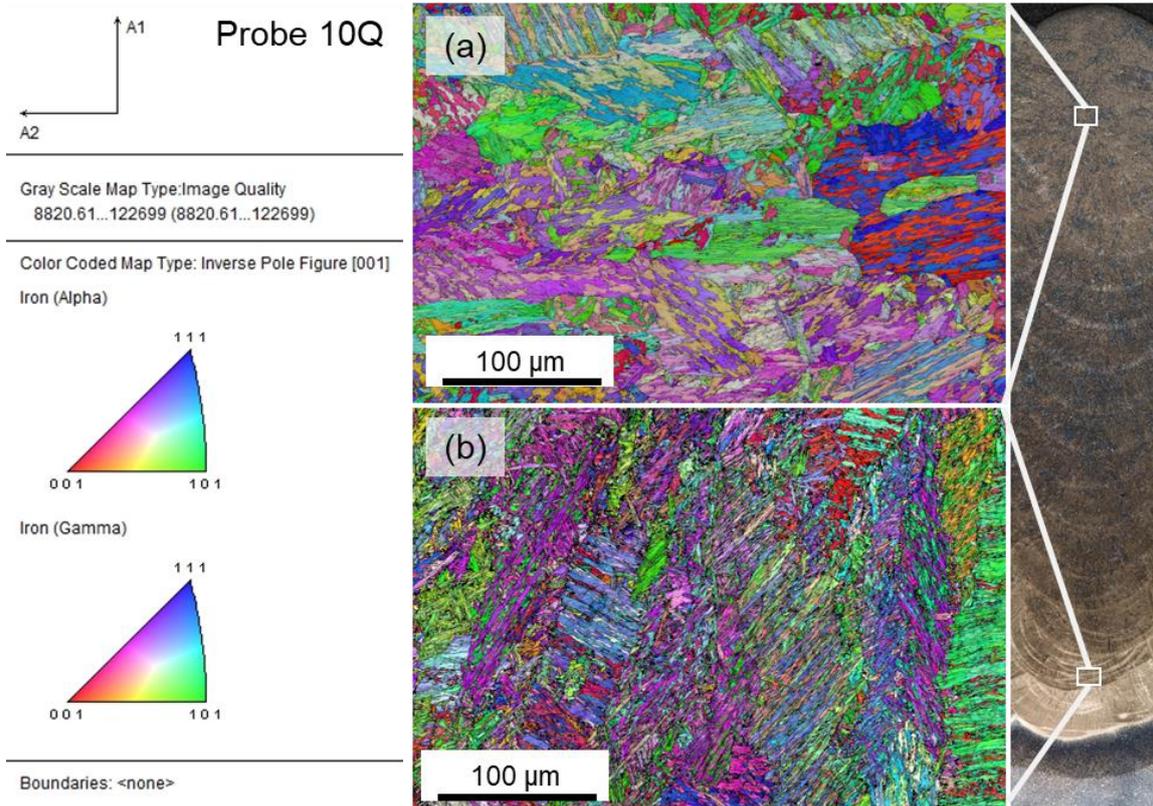


Abbildung 23: EBSD Aufnahmen der Probe 10Q, links) Drahtschicht, rechts) Schmelzlinie

3.5 AP 4 – Mechanische Charakterisierung (IPT, IWM)

Zielsetzung

Die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften wird an einfachen Flachproben aus AP 2 durchgeführt. Für die spätere Anwendung ist die Messung von Mikrohärteverläufen nach Vickers an einem metallographischen Querschliff von hoher Bedeutung, um eine Abschätzung zu den erwartbaren Verschleißigenschaften zu erhalten.

Vorgehensweise und erzielte Ergebnisse

Die mechanische Charakterisierung der Werkstoffkombinationen wurde jeweils in Teilen am IPT und IWM durchgeführt. Der Fokus am IWM lag auf der Durchführung von Verschleißprüfungen, am IPT auf den Biegeversuchen.

Im Zwischenbericht wurden bereits erste Biegeversuche am Werkstoff Thermodur 2322 mit Titankarbid beschrieben. Die Ergebnisse dieser Versuche zeigten eine Zunahme der Vickershärte mit steigendem TiC-Pulveranteil im Werkstoffgefüge.

Die Biegeversuche wurden mittels einer Zwick Roell Z250 durchgeführt, die sowohl für Zugprüfung als auch für Druckprüfung geeignet ist. Als Probengeometrie wurden 3-Punkt-Biegeproben nach DIN EN ISO 7438 in zwei verschiedenen Ausführungen gewählt. Eine Ausführung bestand aus aufgetragenem Material (Typ 1) und eine zu 50 % aus aufgetragenem Material und zu 50 % aus Substratmaterial (Typ 2). Die Geometrie ist zu Veranschaulichung in Abbildung 24 dargestellt.



**Abbildung 24: Probengeometrien für die Biegeversuche;
links Typ 1; rechts Typ 2**

Die Biegeversuche wurden für den Werkstoff ED-SG CrMo2 mit unterschiedlichen Titankarbid-Anteilen durchgeführt. Abbildung 25 veranschaulicht den Versuchsaufbau.

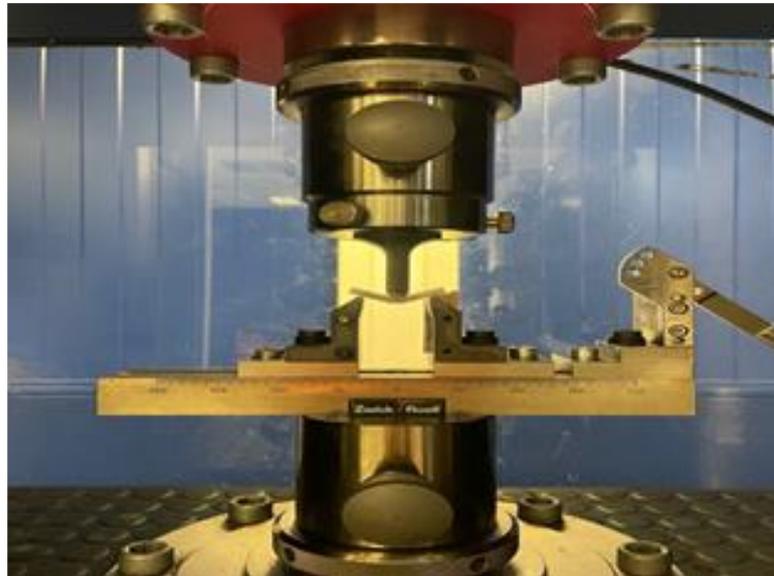


Abbildung 25: 3-Punkt-Biegeversuch mit eingespannter Probe in der Zwick Roell Z250

In Abbildung 26 sind die Ergebnisse der Biegeversuche dargestellt. Der Biegemodul der Proben ohne Titankarbidzusatz (W_{CrMo2}) ist höher als der der Proben mit Titankarbidzusatz. Das bedeutet, dass die Proben ohne TiC einen besseren Widerstand gegen Biegung aufweist (Verhältnis von Spannung zu Dehnung). Insbesondere die Materialkombination $10K_{CrMo2}$ hat einen niedrigen Biegemodul, was durch die verstärkte Tendenz zu Porenbildung erklärt werden kann. Die Proben, die die Grenzfläche zwischen Substrat und aufgeschweißtem Material enthalten, haben einen deutlich reduzierten Biegemodul, was auf die unterschiedlichen Dehnungseigenschaften zurückzuführen ist. Die Gradierung hat allerdings einen leicht positiven Effekt.

Die Biegefestigkeit erhöht sich für das aufgeschweißte Vollmaterial (Typ 1) mit Karbidzusatz. Insbesondere die Variante $5K_{CrMo2}$ mit moderatem TiC-Zusatz weist eine um 16 % erhöhte Biegefestigkeit auf, was auf die gute Homogenität des Gefüges zurückzuführen ist. Die Biegefestigkeit der Proben, die die Grenzfläche zwischen

Substrat und aufgeschweißtem Material enthalten, verringert sich bei Zugabe von TiC im Mittel um 13 %.

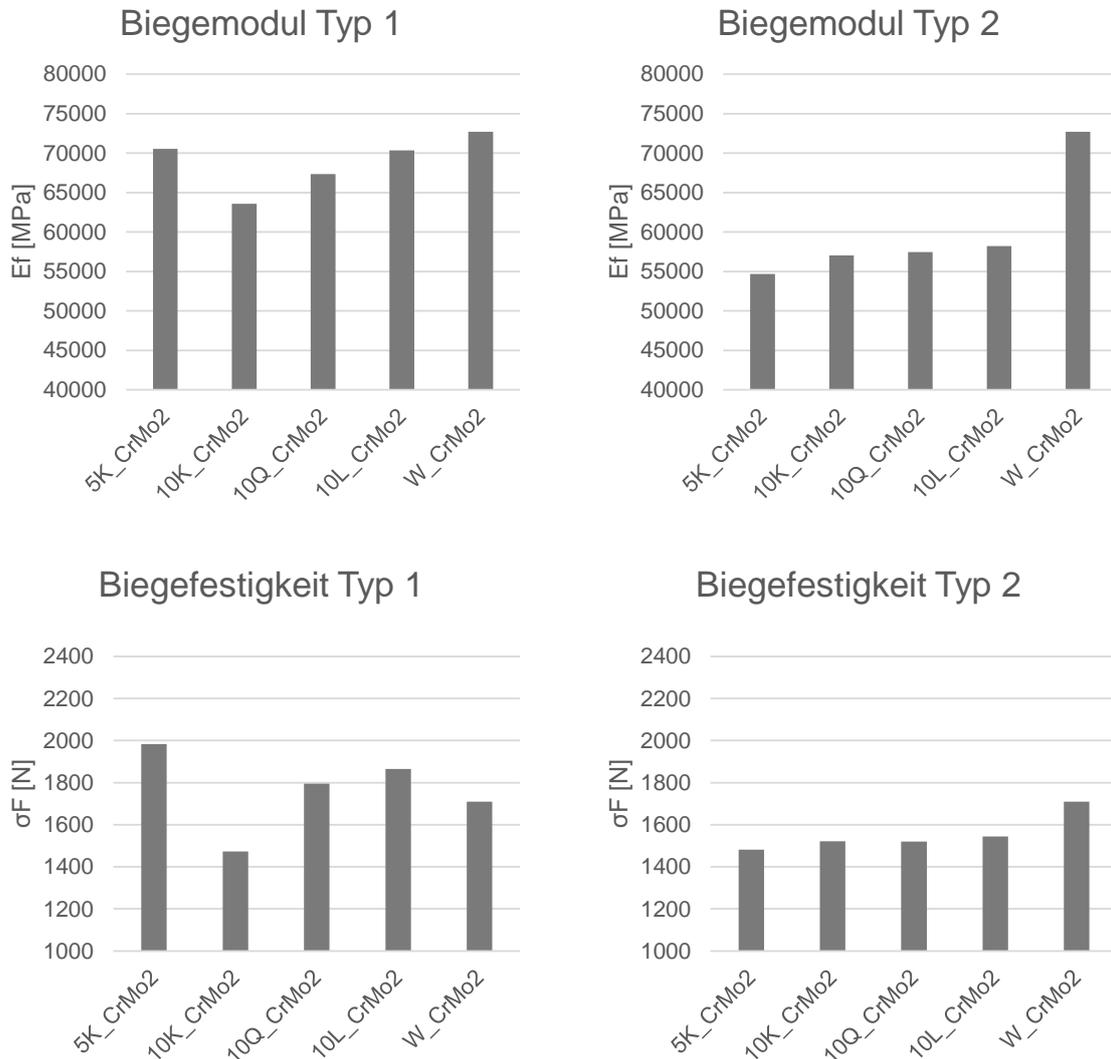


Abbildung 26: Biegemodul und Biegefestigkeit für Typ 1 und Typ 2 (mit 50 % Substratmaterial) der verschiedenen Konzentrationen mit Titankarbid

Aus den Biegeversuchen kann in Summe eine Verschlechterung der Biegeeigenschaften insbesondere im Zusammenhang mit der Grenzfläche abgeleitet werden. Diese fällt allerdings moderat aus und die Relevanz ist für den Anwendungsfall zu individuell zu bewerten. Insbesondere hohe Unterschiede von TiC-Anteil im Gefüge führen zu einer Abnahme der Biegefestigkeit und einer erhöhten Anzahl an Defekten. Die Gradierung (10Q_CrMo2 und 10L_CrMo2) hat an dieser Stelle einen positiven Einfluss. Des

Weiteren traten einige Probenbrüche während der Tests auf (Abbildung 27), insbesondere bei Proben mit konstant hoher Pulverzufuhr (10KCrMo2).

Die Ergebnisse der Biegeproben werden auch von den Härtemessungen unterstützt. Erste Härtemessungen wurden am IPT bereits bei der Verfahrensentwicklung durchgeführt. In der Beschreibung zu Arbeitspaket 2 sind diese bereits beschrieben.



Abbildung 27: Biegemodul und Biegefestigkeit für Typ 1 und Typ 2 (mit 50 % Substratmaterial) der verschiedenen Konzentrationen mit Titankarbid

Ein Teil der mechanischen Charakterisierung erfolgte durch die Verschleißprüfung. Ursprünglich waren Verschleißversuche nach ASTM B611-13 im Rahmen von einem externen Auftrag geplant. Aufgrund der zeitlichen Verzögerung in der Probenherstellung durch das LMD-Hybrid war die Beauftragung der Versuche beim externen Partner nicht möglich. Aus diesem Grund wurden Verschleißversuche gemäß ASTM G65-16: Verfahren A mit einer trockenen Sand/Gummirad-Apparatur am IWM durchgeführt, Abbildung 28. Es wurde eine konstante abrasive Belastung von 130 N für eine Testlänge von 4309 m angewendet. Das Gummirad wurde gegen die Probe gepresst und ein Sandfluss von 400 g min^{-1} dazwischen erzwungen. Über die fest definierte Abrieblänge und den Masseverlust der Probe können so Vergleichsdaten generiert werden. Darüber hinaus sorgt der konstanter Sandfluss an die Kontaktstelle zwischen Probe und gummiertem Rad dafür, dass ein erhöhter Abrieb entsteht. Abweichend von der der Norm aufgrund begrenzter Verfügbarkeit, hatte der verwendete Sand einen D50 von 0,16 mm. Der Volumenverlust der Probe wurde aus dem Massenverlust in Bezug auf die Dichte des Materials berechnet.

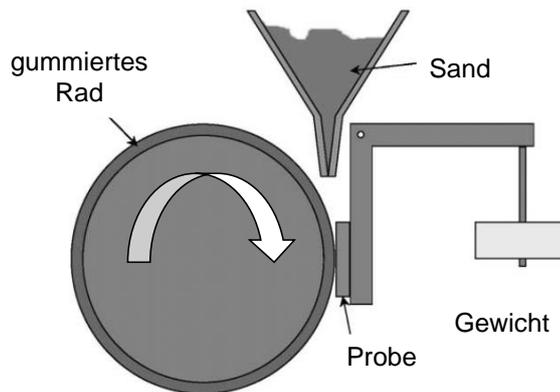


Abbildung 28: Versuchsaufbau des Verschleißprüfstands ASTM G65

Im Rahmen der Verschleißversuche wurden 4 Varianten vergleichend untersucht. Die Ergebnisse sind in Abbildung 29 dargestellt. Erwartungsgemäß steigt der Verschleißwiderstand mit zunehmendem Pulvergehalt. Da bei der Variante B keine Karbide festgestellt wurden, kann der Anstieg des Verschleißwiderstands hier noch nicht mit Sicherheit begründet werden. Ein möglicher Grund könnte der Effekt der Härtesteigerung und Mischkristallverfestigung durch den erhöhten Kohlenstoff- und Titangehalt sein. Für eine bessere Aussage diesbezüglich sind weitere Untersuchungen notwendig. Es ist weiterhin zu erkennen, dass der Drahtwerkstoff Thermodur 2322 einen deutlich höheren Verschleißwiderstand aufweist. Beim Drahtwerkstoff 1.7384 wird erst nach einer Zugabe vom TiC-Pulver einen vergleichbaren Verschleißwiderstand wie Thermodur (ohne Pulver) erreicht. Es ist zu erwarten, dass einen höheren Verschleißwiderstand erreicht werden kann, wenn die mehr Titankarbide im Gefüge eingestellt werden können.

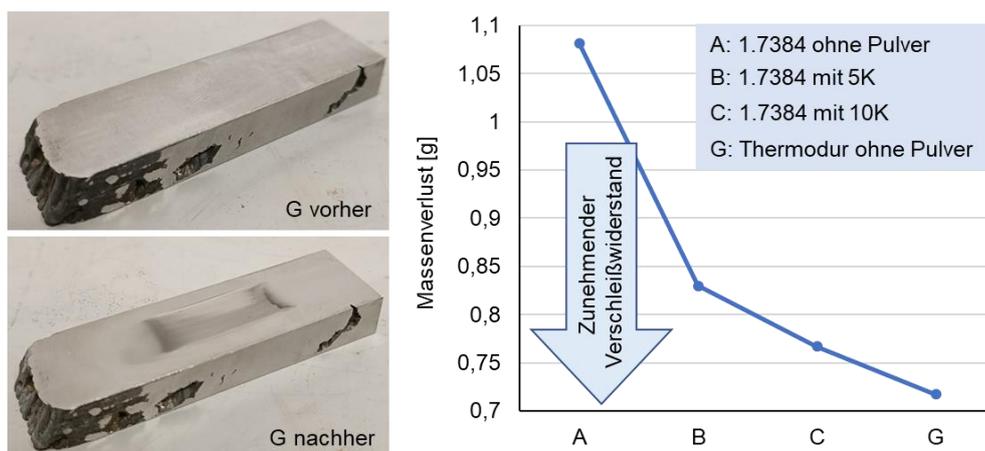


Abbildung 29: Ergebnisse der Verschleißuntersuchung

3.6 AP 5 – Simulation der Spannungen im Werkstoffverbund (IWM)

Zielsetzung

Das Ziel dieses Arbeitspaketes ist die Erarbeitung von Richtlinien für die Prozessauslegung anhand makroskopischer FE-Simulation der Spannungen im Schichtverbund. Die numerische Simulation der Ausbildung der inneren Spannungen entlang der Abkühlung des Bauteils wird in der FEM-Software Abaqus durchgeführt.

Vorgehensweise und erzielte Ergebnisse

Im Arbeitspaket 5 wurde ein Simulationsmodell zur Beschreibung der Entstehung von inneren Spannungen im Werkstoffverbund aufgebaut. Die Voraussetzung für die Berechnung der Spannungen ist eine realistische Abbildung des Prozesses und dadurch die Beschreibung des Temperaturverlaufs während des Laserauftragschweißens. Dazu müssen die Kinematik des Prozesses sowie die thermischen Randbedingungen möglichst realitätsnah berücksichtigt werden. Aus diesem Grund wurde nach Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss beschlossen, dass ein fortgeschrittenes Simulationsmodell zur Berücksichtigung von Phasenumwandlungen aufgebaut wird. Die Prozess-/Werkstoffmodellierung am IWM beruht auf einem kontinuumsmechanischen Ansatz auf Bauteilebene in der kommerziellen Software Abaqus. Die FE-Simulation des additiven Verfahrens stellt sich als herausfordernd dar. Herausfordernde Merkmale sind u.a. die Abbildung des hohen Energieeintrags in das Material durch den Laser und der dadurch bedingten, extrem hohen Aufheizraten sowie die Tatsache, dass Werkstoffe während des Prozesses in sowohl festen als auch flüssigen Zuständen vorliegen. Aus diesen Gründen muss eine geeignete Simulationsstrategie gefunden werden, die den Prozess trotz Vereinfachungen und Annahmen mit vertretbarem Rechenaufwand noch realistisch abbildet. Zur Berechnung der inneren Spannungen muss eine thermomechanische Analyse durchgeführt werden. Hierbei wurde aufgrund vom enorm hohen Rechenaufwand eine weitere Modellvereinfachung durch die Geometriereduktion vorgenommen.

Für die simulative Beschreibung der inneren Spannungen beim Aufheizen und Abkühlen des Werkstoffs entlang des Prozesses müssen thermische, metallurgische (Phasenumwandlungen) und mechanische Felder berücksichtigt werden. Zu den

Wechselwirkungen zwischen den benannten physikalischen Felder gehören die Entstehung von thermischen Spannungen, thermisch aktivierte Phasenumwandlungen, Entstehung von Umwandlungswärme, Umwandlungsdehnungen aufgrund der Dichteänderung sowie umwandlungsinduzierte Plastizität aufgrund der Wirkung innerer Spannungen bei der Phasenumwandlung. Abbildung 30 (durchgezogene Linien) stellt die wichtigsten Wechselwirkungen der Teilprozesse beim Einsatzhärten schematisch dar.

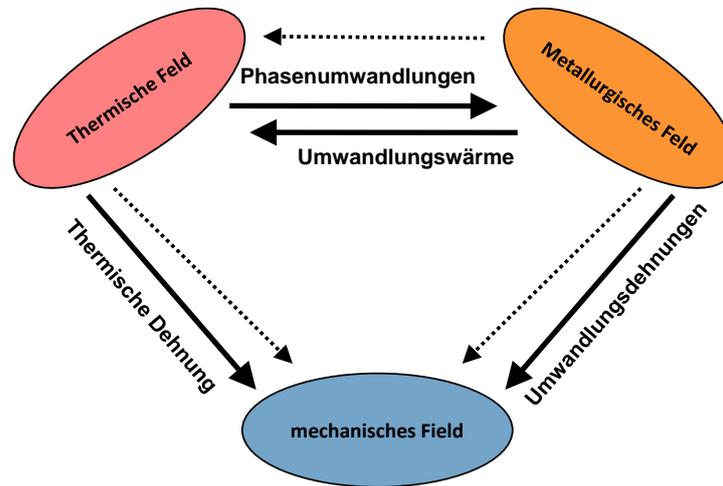


Abbildung 30: Thermomechanische und metallurgische Wechselwirkungen und Abhängigkeiten während des Einsatzhärtens (durchgezogene Linien) und Abhängigkeiten der thermisch, metallurgisch und mechanischen Werkstoffeigenschaften (gestrichelte Linien)

Zur Beschreibung des Temperaturverlaufs wurde ein 3D-Modell aufgebaut. Bei dieser Simulation handelt es sich um eine thermische Analyse des Prozesses unter Berücksichtigung von Prozesskinematik in vereinfachter Form sowie von Unterschieden in Werkstoffeigenschaften, Draht und Substratmaterialien. Das transiente Temperaturfeld wird durch die Wärmeleitungsgleichung nach Fourier ortsaufgelöst (r) berechnet, Gl. 1. Für das kartesische Koordinatensystem gilt $r = (x, y, z)$. Die latente Wärme der Phasenumwandlungen wird in Gl. 1 berücksichtigt. Schlaggebend ist dabei die Umwandlungswärme beim Aufschmelzen und Erstarrung des Werkstoffs.

$$\rho c_p \frac{\partial T(r, t)}{\partial t} = \nabla(\lambda \nabla T(r, t)) + \dot{Q}_{Ph}^{i \rightarrow k}(r, t) \quad \text{Gl. 1}$$

In Gl. 1 sind ρ , c_p und λ die temperatur- und phasenabhängige Dichte, spezifische Wärmekapazität und die Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs darstellen. Hierbei beschreibt Q_{Ph} die Umwandlungswärme als eine innere Wärmequelle. Aus der Enthalpiedifferenz

ΔH festen und Flüssigen Phasen sowie der Umwandlungsrate $\dot{\xi}_k$ kann der folgende Zusammenhang definiert werden:

$$\frac{\partial Q_{Ph}}{\partial t} = \dot{Q}_{Ph}(r, t) = \Delta H \cdot \dot{\xi}_k(r, t) \quad \text{Gl. 2}$$

Die konvektive Wärmeübertragung an der freien Oberfläche mit der Temperatur T_S zur Umgebung mit der Temperatur T_U wird durch die Definition des Wärmeübergangskoeffizienten (WÜK) h über die Gl. 3 berechnet:

$$\dot{q}_{Konv}^{(U)} = h \cdot (T_S(t) - T_U) \quad \text{Gl. 3}$$

Die obige Gleichung gilt für die freie und gezwungene Wärmeleitung durch die Luftkühlung und das Schutzgas. Weiterhin wird die Wärmeleitung über die Strahlung, vor allem bei höheren Temperaturen, berücksichtigt. Es gilt:

$$\dot{q}_{Strahl}^{(U)} = \varepsilon \cdot k_{SB} \cdot (T_S^4(t) - T_U^4) \quad \text{Gl. 4}$$

In Gl. 4 sind ε und k_{SB} die Emissivität und die Stefan-Boltzmann-Konstante ($5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W/m}^2\text{K}^4$).

Zur Abbildung der Geometrie wurden eine Grundplatte mit den Abmessungen (Breite x Höhe x Länge) $13 \times 15 \times 20 \text{ mm}^3$ und die Geometrie der Schweißnaht für jede Bahn idealisiert als Rechteck mit den Abmessungen $1 \times 0,5 \times 10 \text{ mm}^3$ erzeugt, Abbildung 31, a. Jede Prozessbahn zum Auftragen vom Schweißgut wurde in einem Simulationsschritt modelliert. Der gesamte Prozess wurde durch sequentielle Simulationsschritte abgebildet, in dem die berechnete Temperaturverteilung nach jedem Schritt als Ausgangszustand in die nachfolgende Simulation übertragen wurde. In jedem Simulationsschritt wurde eine bewegliche Wärmequelle -Volumenwärmestrom- entlang der entsprechenden Bahn (Abbildung 31, b) modelliert, die nach gegebenen Prozessdaten definiert wurde. Die Wärmeübertragung wurde an den freien Oberflächen definiert. An der oberen Seite (Abbildung 31,c) wurde die Strahlung (Emissivität $\varepsilon=0,9$) und die gezwungene Konvektion ($h=0,15 \text{ W/m}\cdot\text{K}$) und an den Seitenflächen (Abbildung 31,d) eine freie Konvektion ($h=0,015 \text{ W/m}\cdot\text{K}$) definiert.

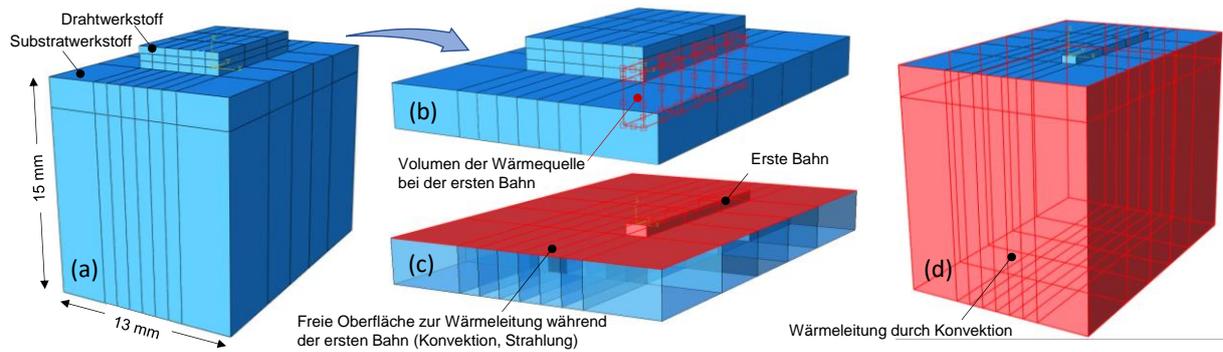


Abbildung 31: Geometrie und Randbedingungen für die thermische Analyse

Ein weit verbreitetes Modell für die Simulation von Schweißprozessen ist das Wärmequellenmodell von Goldac, das auch als Doppel-Ellipsoid-Wärmequellenmodell bezeichnet wird [Mora17]. Die geometrischen Parameter der Goldac-Verteilung sind in Abbildung 32 dargestellt.

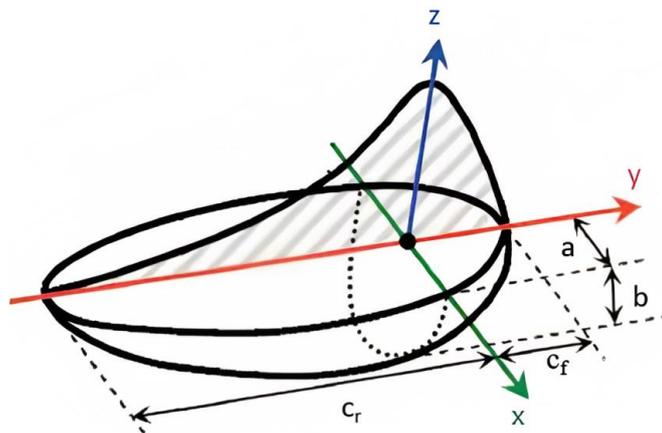


Abbildung 32: Modellierung der Wärmequelle nach Goldac

Die mathematische Beschreibung der Wärmestromdichte nach Goldac-Modell erfolgt nach Gl. 5 und Gl. 6 :

$$\dot{q}_f(x, y, z) = \frac{3,6\sqrt{3}\eta P}{abc_f\pi\sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{3x^2}{a^2} + \frac{3y^2}{b^2} + \frac{3z^2}{c_f^2}\right)} \quad \text{für } y > 0 \quad \text{Gl. 5}$$

$$\dot{q}_r(x, y, z) = \frac{8,4\sqrt{3}\eta P}{abc_r\pi\sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{3x^2}{a^2} + \frac{3y^2}{b^2} + \frac{3z^2}{c_r^2}\right)} \quad \text{für } y < 0 \quad \text{Gl. 6}$$

Die Modellparameter wurden in Absprache mit IPT entsprechend der Prozessdaten wie folgt festgelegt:

Tabelle 2: Parameter für das Goldac-Modell

Parameter	Beschreibung	Wert
P	Laserleistung	1200 W
v_f	Bahngeschwindigkeit	6,66 mm/s
η	Absorptionskoeffizient	0,47
a	Strahlbreite in Querrichtung	1 mm
b	Strahltiefe	1 mm
c_f	Strahlbreite in Längsrichtung, vorne	1 mm
c_r	Strahlbreite in Längsrichtung, hinten	1 mm

Die Modellierung der Gefügeentwicklung beim schnellen Aufheizen und Abkühlen erfolgt durch eine homogenisierte Beschreibung der Gefügezusammensetzung auf der Elementebene anhand von Volumenanteilen der Phasen ab. Grundsätzlich wird in der Modellierung zwischen diffusionsgesteuerten und diffusionslosen Umwandlungen unterschieden.

Der Verlauf von isothermen, diffusionsgesteuerten Umwandlung wird in den meisten Modellen in der Literatur durch die vereinfachte Formulierung nach Johnson-Mehl-Avrami (JMA-Modell) [Avra39] beschrieben:

$$\xi = \left[1 - \exp \left\{ - \left(\frac{t}{\tau(T)} \right)^{n(T)} \right\} \right] \quad \text{Gl. 7}$$

Das Modell beschreibt den umgewandelten Phasenanteil ξ bei einer bestimmten Temperatur über die Zeit t durch eine Exponentialfunktion mit den Parametern τ und n . Eine Möglichkeit zur Beschreibung der Kinetik der nicht-isothermen Umwandlungen bei der Kurzzeitaustenitisierung ist die Ableitung der JMA-Gleichung und Formulierung einer impliziten Differentialgleichung, die in der Simulation numerisch integriert und gelöst wird. Somit wird der Zeitfaktor t eliminiert und die Umwandlungsrate $\dot{\xi}$ in Abhängigkeit vom bereits gebildeten Phasenanteil betrachtet. Die Abhängigkeit der Umwandlungskinetik von der Abkühlrate \dot{T} wird explizit im Parameter τ berücksichtigt [Surm08]:

$$\dot{\xi} = n \cdot \frac{1 - \xi}{\tau(T, \dot{T})} \cdot \left\{ \ln \left(\frac{\xi}{1 - \xi} \right) \right\}^{n(T)} \quad \text{Gl. 8}$$

Die Martensitbildung wird in der Modellierung als eine zeitunabhängige Umwandlung betrachtet. Die Kinetik der martensitischen Umwandlung vom Austenit hängt vor allem von dem Unterkühlen bzw. der Temperatur sowie der M_S -Temperatur ab. Eine weit verwendete Methode zur Beschreibung dieser Umwandlung ist die von Koistinen und Marburger [Kois59]:

$$\xi_M = \xi_A^{M_S} \cdot \left\{ 1 - \exp \left(- \frac{M_S(c) - T}{b_{KM}} \right) \right\} \quad \text{für } T \leq M_S \quad \text{Gl. 9}$$

wobei ξ_M den umgewandelten Martensitanteil, $\xi_A^{M_S}$ den Austenitanteil unmittelbar vor der Martensitbildung bzw. den maximal möglichen Martensitanteil, T die Temperatur und b_{KM} die Werkstoffkonstante beschreiben. Die M_S -Temperatur hängt stark vom Kohlenstoffgehalt c ab.

Für die Beschreibung des mechanischen Feldes bei der Wärmebehandlung bildet in der Regel eine additive Zerlegung des Euler'schen Dehnungstensors $d\varepsilon_{ij}^t$ den grundlegenden Ansatz [Höft05, Sims08]. Gl. 10 beschreibt den Gesamtdehnungstensor als die Summe unabhängiger Dehnungskomponenten: die inkremente der elastischen $d\varepsilon_{ij}^{el}$, plastischen $d\varepsilon_{ij}^{pl}$ und thermischen $d\varepsilon_{ij}^{th}$ Dehnung, Umwandlungsdehnung aufgrund der Dichte- bzw. Volumenänderung $d\varepsilon_{ij}^{tr}$ und die Umwandlungsplastischen Dehnung $d\varepsilon_{ij}^{tp}$.

$$d\varepsilon_{ij}^t = d\varepsilon_{ij}^{el} + d\varepsilon_{ij}^{pl} + d\varepsilon_{ij}^{th} + d\varepsilon_{ij}^{tr} + d\varepsilon_{ij}^{tp} \quad \text{Gl. 10}$$

Die elastischen und plastischen Dehnungsinkremente werden durch den Abaqus-Solver berechnet. Die mechanischen Eigenschaften werden in Abhängigkeit von der Temperatur definiert.

Die die Kinetik der Phasenumwandlungen sowie die thermisch und metallurgisch bedingten Dehnungen werden auf Basis dilatometrischer Untersuchungen modelliert. Abbildung 33 stellt die Auswertung einer Dilatometerkurve schematisch dar. In diesem Versuch wird eine Probe mit einem Gefüge aus angelassenem Martensit mit konstanter Aufheizrate erwärmt (1) und austenitisiert, anschließend abgeschreckt (2) und wieder erwärmt (3).

Die schematisch dargestellten nichtlinearen Längenänderungen der Dilatometerprobe deuten auf Phasenumwandlungen hin. Wird angelassener Martensit kontinuierlich erwärmt, so scheidet der Kohlenstoff aus der verzerrten Matrix von Martensit aus und bildet je nach Temperatur Übergangskarbide und Zementit bis die Austenitisierungstemperatur erreicht wird. Ein kubischer Martensit kann je nach Legierung ab ca. 650°C vorliegen. Es ist weiterhin bekannt, dass die diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen mit steigender Aufheizrate zu höheren Temperaturen verschoben werden. Bei der schnellen Abkühlung wandelt sich Austenit wiederum in Martensit um. Dementsprechend entsteht in der austenitisierten Randschicht des Bauteils beim LMD-Prozess eine Neuhärtungszone aus frischem Martensit. Dieses Gefüge wird allerdings mit steigender Schichtdicke wieder erwärmt. In der Neuhärtungszone scheiden bei niedrigeren Temperaturen Übergangskarbide ab ca. 85°C. Die Umwandlungsdehnung beim Übergang vom Martensit in angelassenen oder kubischen Martensit sowie vom Austenit in Martensit hängt vom Kohlenstoffgehalt ab. Aufgrund vom geringeren Kohlenstoffgehalt konnten deshalb solche Anlasseffekte bei dilatometrischen Versuchen nicht als Längenänderung beobachtet werden. Deshalb wird die Ausscheidung von Übergangskarbiden und Zementit das mechanische Feld in der Simulation nicht beeinflussen.

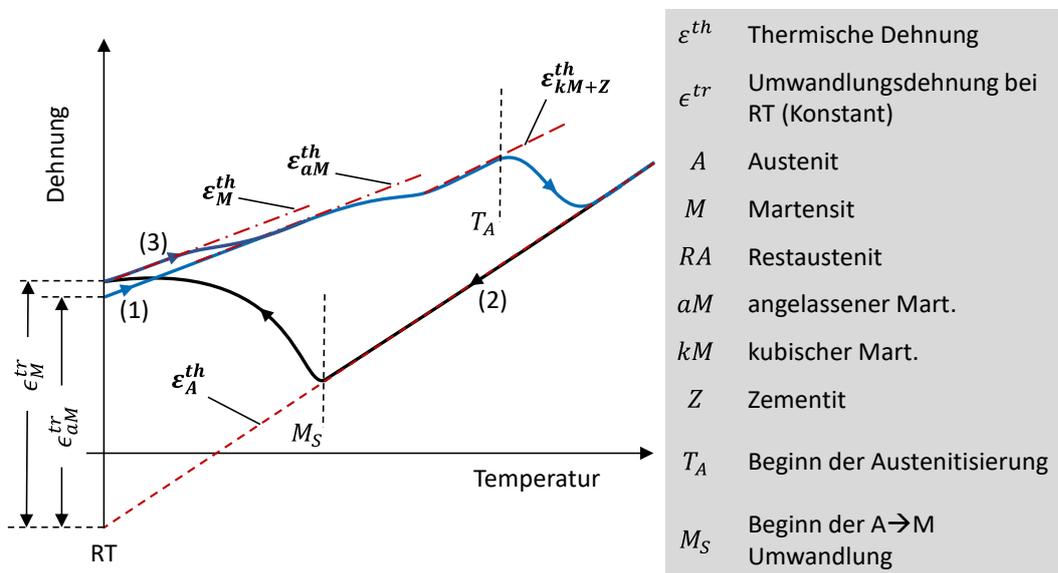


Abbildung 33: Schematische Darstellung der Ermittlung der thermischen und Umwandlungsdehnungen aus dilatometrischen Abschreckversuchen

Mithilfe der Parameter aus der Auswertung kann die Summe aus thermischer Dehnung ϵ_{ij}^{th} und Umwandlungsdehnung ϵ_{ij}^{tr} wie folgt beschrieben werden:

$$\varepsilon_{ij}^{th} + \varepsilon_{ij}^{tr} = \delta_{ij} \cdot \left[\sum_k \left(\frac{d\varepsilon_k^{th}}{dT} \right) \cdot (T - RT) \cdot \xi_k + \sum_k \varepsilon_k^{tr} \cdot \xi_k \right] \quad \text{Gl. 11}$$

mit dem Kronecker-Delta $\delta_{ij}^T = [1 \ 1 \ 0 \ 1]$, in einer Voigt'schen Notation für den ebenen Dehnungszustand bei der 2D-Simulation.

Die Umwandlungsplastizität (UP) ist ausgezeichnet durch eine zusätzliche, inelastische Dehnung infolge thermischer oder mechanischer Lasten während einer Phasenumwandlung, die vom Betrag der Spannung abhängt und einen Orientierungseffekt zeigt. Diese zusätzliche Plastizität tritt bereits bei Spannungen unterhalb der Fließgrenze vom Austenit – die weichere Phase – auf und kann deshalb nicht anhand der klassischen Fließbedingung – nach von-Mises – beschrieben werden. Zur Modellierung der UP wurde in dieser Arbeit der Ansatz nach Denis [Deni83] eingesetzt:

$$\varepsilon_{ij}^{tp} = \frac{3}{2} K_{UP} \cdot S_{ij} \cdot \xi_k (2 - \xi_k) \quad \text{Gl. 12}$$

Darin ist K_{UP} ein umwandlungsspezifischer Proportionalitätsfaktor, S_{ij} der Spannungsdeviator und ξ_k der bereits umgewandelte Phasenanteil unter der vorliegenden Spannung. Die Konstante K_{UP} wird für die martensitische Umwandlung gemäß Literatur [Sims08] gleich $5 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$ ausgewählt.

Für die gekoppelte thermomechanische Simulation wurde eine 2D-Modell aufgebaut. In der 2D-Simulation kann der Prozesskinematik nicht modelliert werden. Es wurde angenommen, dass das Material in flüssiger Phase praktisch keine mechanische Festigkeit aufweist und der Spannungszustand durch das Aufschmelzen vollständig relaxiert. Das mechanische Feld entwickelt sich folglich erst wieder beim Erstarren. Die Wärmequelle wurde durch das Temperaturprofil im Drahtwerkstoff ersetzt. Die maximale Temperatur wurde als 1500°C ausgewählt. Weiterhin wird die Mischung der beiden Werkstoffe in der Substratrandzone in der Simulation vereinfachend nicht berücksichtigt. Das Ausgangsgefüge vom Substratwerkstoff wird als angelassenem Martensit angenommen.

Die Parameter zur Modellierung der Umwandlungskinetik sowie umwandlungsbedingten Dehnungen wurden durch experimentelle Untersuchungen im Dilatometer ermittelt. Der Vergleich zwischen dem Substrat und Drahtwerkstoff zeigt deutliche Unterschiede in

Umwandlungstemperaturen und -dehnungen. Die Umwandlungsdehnung bei der Martensitbildung ist im Substrat größer als im Drahtwerkstoff. Weiterhin kann festgestellt werden, dass die Zugabe vom Pulver im Drahtwerkstoff zur Zunahme der Umwandlungsdehnung und Abnahme der Martensitstarttemperatur führen kann. Diese Änderung im Umwandlungsverhalten bei der Martensitbildung entspricht einer Zunahme des Kohlenstoffgehalts. Auch die Austenitisierungstemperatur ist vom Kohlenstoffgehalt beeinflusst. Die Unterschiede in den Umwandlungstemperaturen der Werkstoffe führen vor allem bei der Martensitbildung zur zeitlich Versetzten Verläufen der Umwandlung und dadurch Entstehung von lokalen inneren Spannungen. Diese Abhängigkeiten wurden auf Basis der Experimente in das Simulationsmodell berücksichtigt. Der thermische Ausdehnungskoeffizient wurde für jeden Werkstoff phasenabhängig bestimmt.

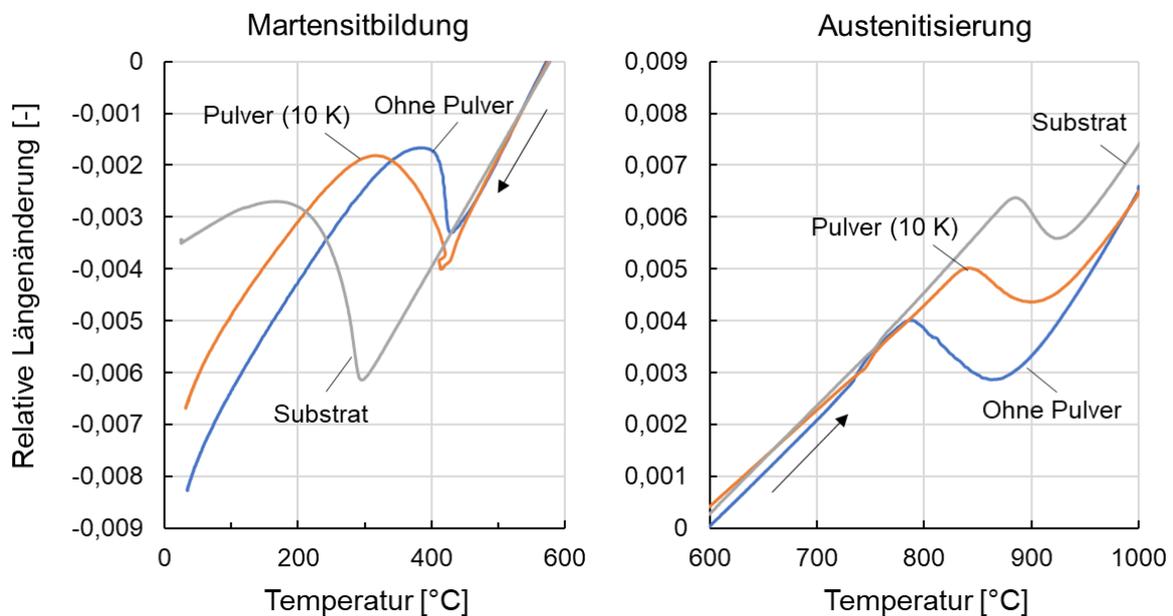


Abbildung 34: Dilatometerversuche zur Bestimmung der Umwandlungskinetik beim Aufheizen (rechts) und Abkühlen (links)

Die ermittelten Parameter für das Umwandlungsmodell sind in Tabelle 4 zusammengefasst.

Tabelle 3: Parameter für das Umwandlungsmodell

Substrat 1.2367	Parameter	Draht 1.7384
870-955	Austenitisierungstemperatur [°C]	Ohne Pulver: 800-930 Pulver 10 K: 840-930
ab 650	Anlasstemperatur [°C]	ab 650
300	Martensitstarttemperatur [°C]	Ohne Pulver: 430 Pulver 10 K: 415
$\frac{d\varepsilon_M^{th}}{dT} = 1,46 \cdot 10^{-5}$	Thermischer	$\frac{d\varepsilon_M^{th}}{dT} = 1,83 \cdot 10^{-5}$
$\frac{d\varepsilon_a^{th}}{dT} = 2,1 \cdot 10^{-5}$	Ausdehnungskoeffizient [°C ⁻¹]	$\frac{d\varepsilon_a^{th}}{dT} = 2,44 \cdot 10^{-5}$
$\varepsilon_M^{tr} = 7,9810^{-3}$	Umwandlungsdehnung bei der Martensitbildung [-]	Ohne Pulver: $\varepsilon_M^{tr} = 6,94 \cdot 10^{-3}$ Pulver 10 K: $\varepsilon_M^{tr} = 6,0 \cdot 10^{-3}$
$5 \cdot 10^{-5}$ nach [Sims08]	Umwandlungsplastizitätsfaktor K_{UP} [Mpa ⁻¹]	$5 \cdot 10^{-5}$ nach [Sims08]

Für die Berechnung der inneren Spannungen sind die temperaturabhängigen, elastischen Werkstoffparameter von großer Bedeutung. Die Höhe der Eigenspannungen ist proportional zum E-Modul. Deshalb wurden der Elastizitäts- (E) und Schubmodul (G) für den Substrat sowie der Drahtwerkstoff mit und ohne Pulver gemessen und in **Abbildung** dargestellt. Die E-Module vom Substrat und Drahtwerkstoff ohne Pulver sind sehr ähnlich, der G-Modul vom Drahtwerkstoff ist um 5% bis 8% höher. Es ist erkennbar, dass ausgeschiedene Karbide in der Probe 10 K einen deutlichen Einfluss auf die E- und G-Module haben, **Abbildung 35**.

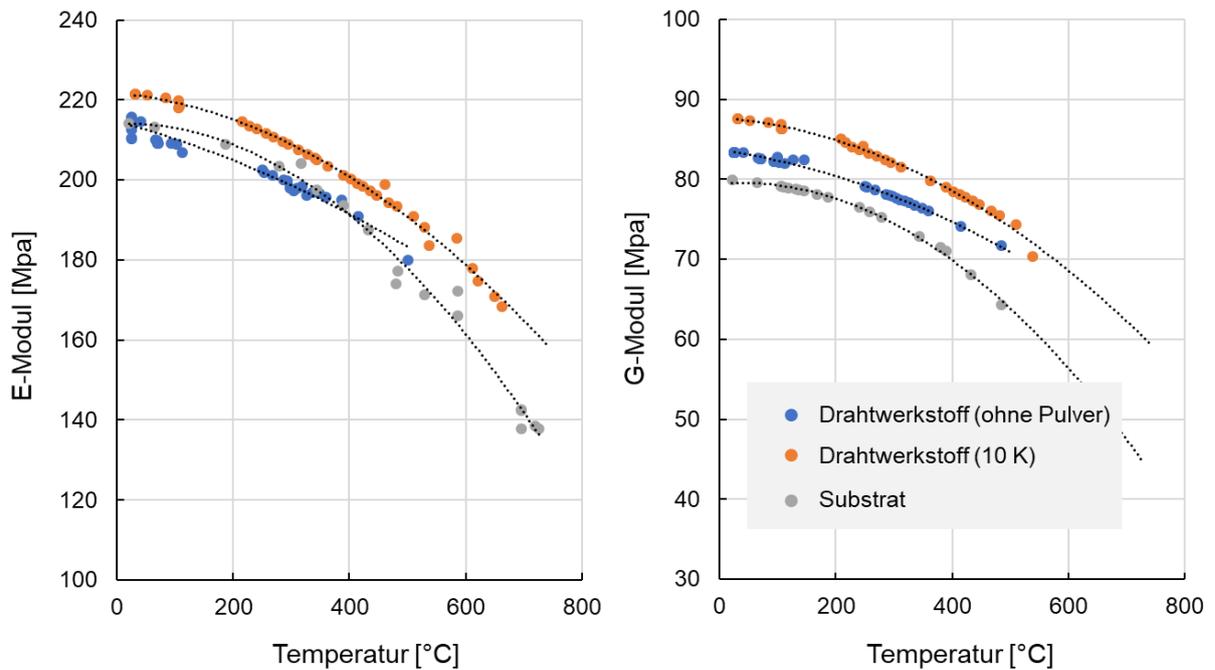


Abbildung 35: Temperaturabhängige elastische Werkstoffparameter, links) Elastizitätsmodul E, rechts) Schubmodul G

Das berechnete Temperaturfeld in der Simulation mit den Parametern aus der obigen Tabelle ist in Abbildung 36 für zwei Zeitpunkte beim Auftragen der ersten Schicht dargestellt. In dieser Abbildung kann die Tiefe der Schmelzzone im Querschnitt des Bauteils ausgewertet werden.

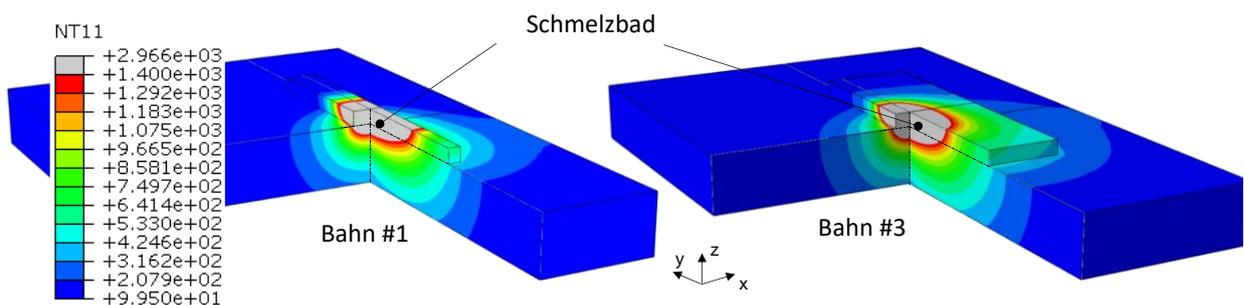


Abbildung 36: simuliertes Temperaturprofil mit dem 3D-Modell

In Abbildung 37 ist die simulierte Temperatur der Gefügeaufnahme aus dem Querschnitt der Probe 5K gegenübergestellt. Die Gefügeaufnahme zeigt einen Ausschnitt, in dem die Grenzen des Schmelzbades, eine helle Neuhärtungszone sowie eine dunkle Anlasszone

zu erkennen sind. Das Simulationsbild zeigt die Temperaturverteilung im Querschnitt beim Auftragen der 3. Bahn in der ersten Schicht beim Zeitpunkt 0,95 Sekunden. Die maximal erreichte Temperatur beträgt ca. 2965°C in diesem Schritt. Anhand der gekennzeichneten Temperaturstufen, gestrichelte Linien, können die Tiefen der jeweiligen Gefügebereiche mit der Gefügeaufnahme verglichen werden. Es wird festgestellt, dass die Simulation die Tiefe des Schmelzbades etwas unterschätzt. Die Tiefe der Temperaturgrenzen 850°C und 650°C als die ungefähren Umwandlungstemperaturen zur Austenitisierung bzw. Zementitausscheidung unter hohen Aufheizraten entspricht dem Gefügebild. Es ist allerdings zu beachten, dass dieser Vergleich nur eine qualitative Aussage zur Evaluierung der Simulation liefern soll. Bei der lichtmikroskopischen Untersuchung von anderen Proben werden abweichende Tiefen der jeweiligen Gefügezonen festgestellt.

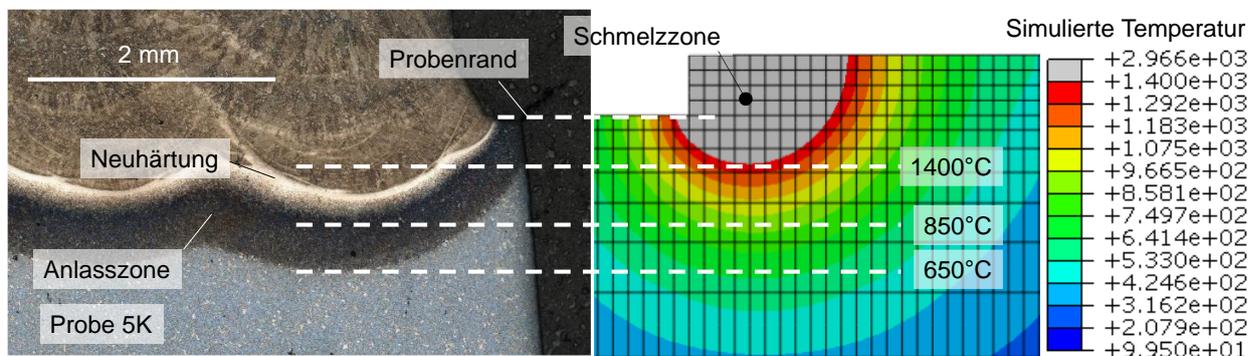


Abbildung 37: Tiefe der Wärmeeinflusszone, Simulation und Experiment

Zeitliche Temperaturverläufe sind in Abbildung 38 beispielhaft für zwei Positionen in verschiedenen Tiefen im Substrat vergleichend dargestellt.

Es ist zu beachten, dass die Bahngeschwindigkeit des Lasers entlang der y-Richtung gerichtet ist, vgl. das Koordinatensystem in Abbildung 36. Da die Position A direkt unter dem Fokus der Laserquelle ausgewählt wurde, ist die maximal erreichte Temperatur höher als bei Position B. Die Tiefe des Schmelzbades bleibt entlang der Schichtbreite unter 0,5 mm. Die etwaigen Austenitisierungs- und Anlasstemperaturen, 780°C bzw. 650°C, sind als gestrichelte Linien gekennzeichnet. Bis zu einer Tiefe von 0,5 mm wird der Substratwerkstoff mehrmals austenitisiert. Eine stark angelassene Zone mit kubischen Martensit liegt nicht tiefer als 1 mm vor.

Der prozessbedingte Spannungszustand ist die Folge der Überlagerung von thermischen Gradienten und lokalen Phasenumwandlungen. Rein thermische Belastungen aufgrund von Temperaturgradienten bei einer schnellen Abkühlung verursachen

Zugeigenspannungen. Ein lokaler Volumenanstieg infolge der martensitischen Umwandlung erzeugt dahingegen Druckspannungen im martensitisch umgewandelten Bereich.

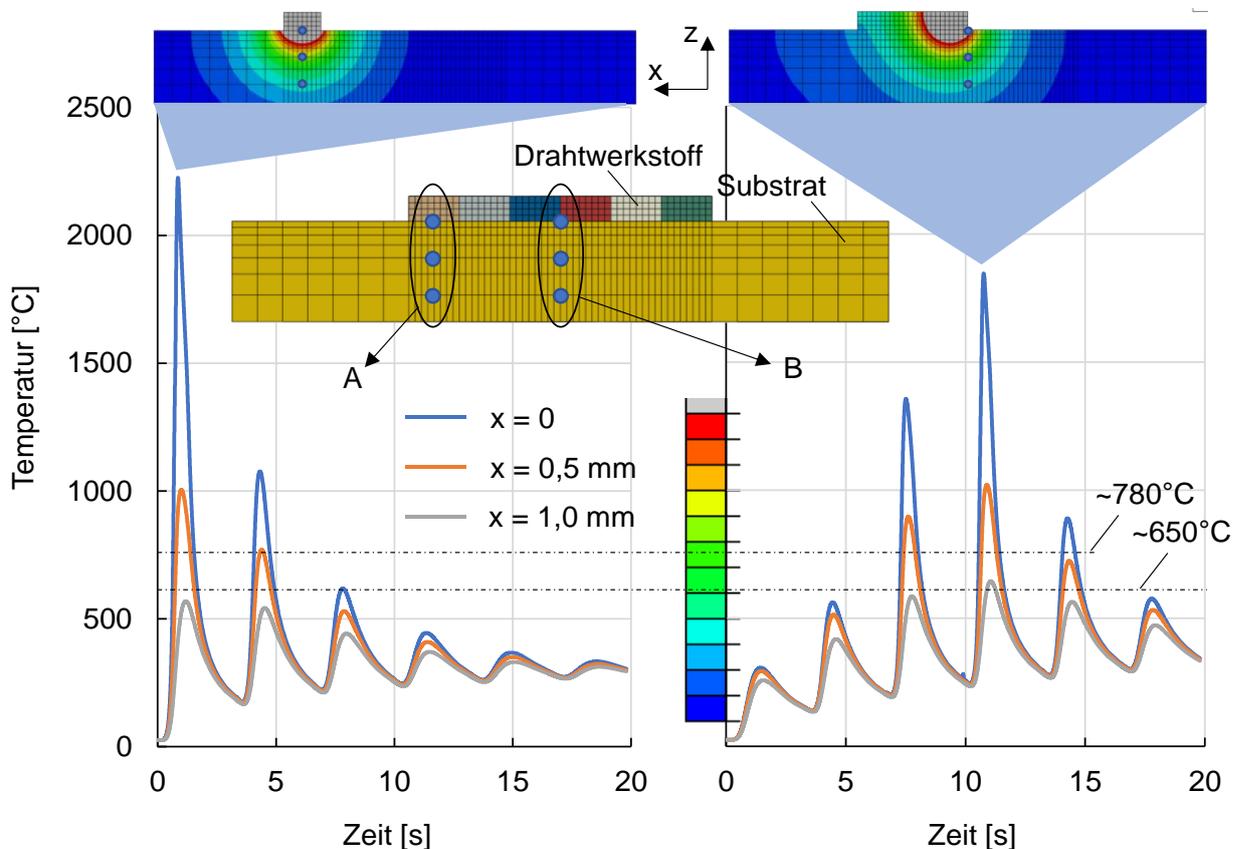


Abbildung 38: simulierte Temperaturprofile für verschiedene Positionen im Substrat

Allerdings ist die Analyse der Spannungen in einem Werkstoffverbund bei einem mehrschrittigen Prozess hochkomplex und ist weiterhin stark durch die Proesskinematik beeinflusst. Um einen Einblick in die Spannungsentwicklung im betrachteten Werkstoffverbund zu bekommen, sind die zeitlichen Verläufe der Temperatur und inneren Spannungen in x-Richtung während der ersten Bahn beispielhaft für zwei Stellen im Substratwerkstoff, P1 und P2 in Abbildung 39 dargestellt. Die Aufheizraten sowie die maximal erreichten Temperaturen an den Stellen P1 und P2 sind unterschiedlich. Dementsprechend sind auch unterschiedliche Gefügeänderungen und Verläufe der inneren Spannung zu erwarten. In der unmittelbaren Nähe des Übergangs zwischen Substrat und Drahtwerkstoff (P1) wird bereit innerhalb von ca. 0,5 Sekunden die Austenitisierungstemperatur erreicht. Die Umwandlungsdehnung bei der Austenitisierung ist der thermischen Ausdehnung entgegengesetzt und deshalb relaxiert der Werkstoff

teilweise dadurch. Mit dem Beginn der Abschreckung entstehen Zugspannungen aufgrund von thermischen Gradienten bis die Martensitische Umwandlung einsetzt. Nach dem Abschluss der Martensitbildung ist wieder ein Anstieg der Spannungen in Zugrichtung zu erkennen, der wiederum auf die Temperaturgradienten zurückzuführen ist. In einer Tiefe von ca. 1 mm im Substratwerkstoff (P2) wird eine maximale Temperatur von ca. 750 C erreicht, bei der aufgrund von sehr hohen Aufheizraten noch keine Austenitisierung erfolgen kann. Aus dem

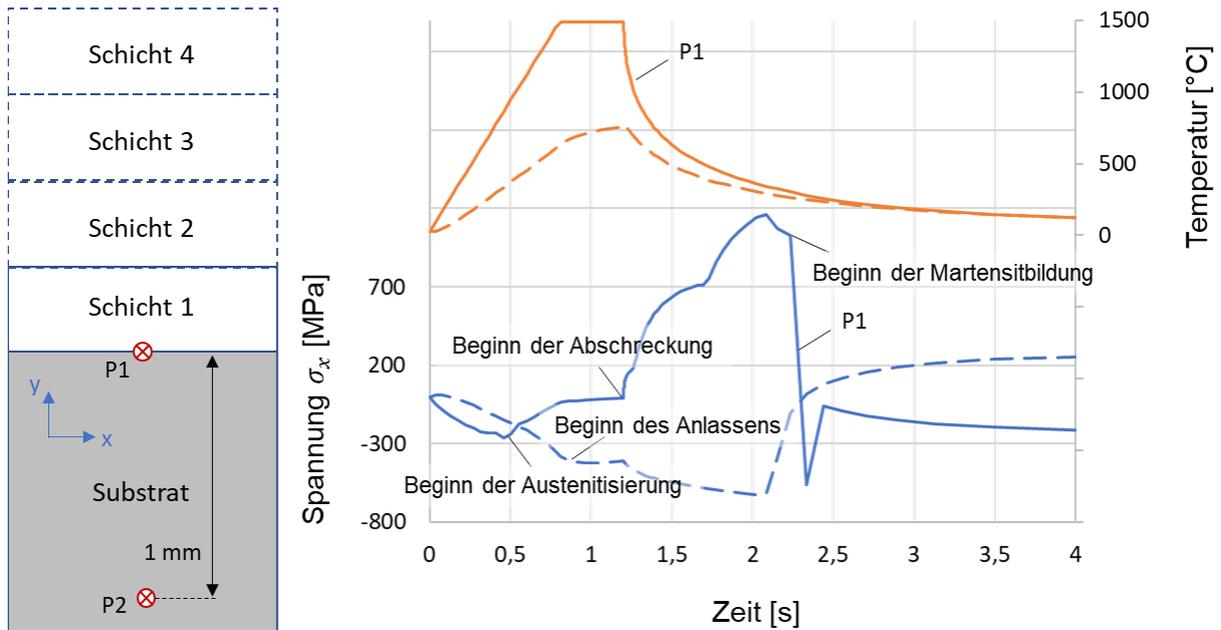


Abbildung 39: Der zeitliche Verlauf der Temperatur und inneren Spannungen während der ersten Bahn

Die simulierten Gefügeumwandlungen und Eigenspannungen nach der ersten Bahn sind in Abbildung 40 dargestellt. In der Simulation entstehen Zugeigenspannungen in der ersten Schicht sowie in der Tiefe der Randzone des Substrats. Dahingegen werden Druckeigenspannungen in der oberflächennahen Randzone des Substrats vorhergesagt. Das Tiefenprofil der Eigenspannungen kann anhand der Tiefe der Wärmeeinflusszone und die entsprechenden Gefügeänderungen erklärt werden. Der Drahtwerkstoff hat einen geringeren Kohlenstoffgehalt und weist deshalb eine höhere Martensitstarttemperatur (430°C im Vergleich zu 300°C) auf. Außerdem wird der Drahtwerkstoff schneller abgekühlt als die Substratrandzone. Aus diesen Gründen setzt die martensitische Umwandlung im Drahtwerkstoff früher ein und innere Spannungen entstehen. Die im Drahtwerkstoff nun vorliegende Druckspannung aufgrund von Volumenanstieg während der martensitische Umwandlung führt zur Umwandlungsplastizität in Druckrichtung, die

im abgekühlten Zustand Zugspannungen hervorrufen. Der Volumenanstieg bei der martensitischen Umwandlung des Substrats ist bedingt durch den Kohlenstoffgehalt höher als im Drahtwerkstoff. In der martensitischen Substratrandzone bleiben Druckspannungen nach der Abkühlung. Unterhalb der Neuhärtungszone entsteht eine Anlasszone durch eine Erwärmung des Gefüges bis knapp unterhalb der Austenitisierungstemperatur. In der Anlasszone erreicht Martensit höhere Temperaturen, bis zur Austenitisierungstemperatur, als beim klassischen Anlassen, bei denen Zementit ausscheidet. Die Zementitausscheidung geht mit einer Volumenabnahme und Umwandlungsplastizität einher und führt normalerweise zur Entstehung von Zugeigenspannungen oder zum Abbau von bereits vorhandenen im martensitischen Druckeigenspannungen Gefüge. Die höchste Zugeigenspannung wurde im Übergang zwischen den Neuhärtungs- und Anlasszone berechnet, wo die höchste Dichte- bzw. Volumenunterschiede gegeben sind. Die Höhe der Eigenspannungen hängt vom gesamten Dehnungsfeld ab, was durch die thermischen Spannungen, Volumenänderungen aufgrund von Phasenumwandlungen sowie Umwandlungsplastizität bestimmt wird.

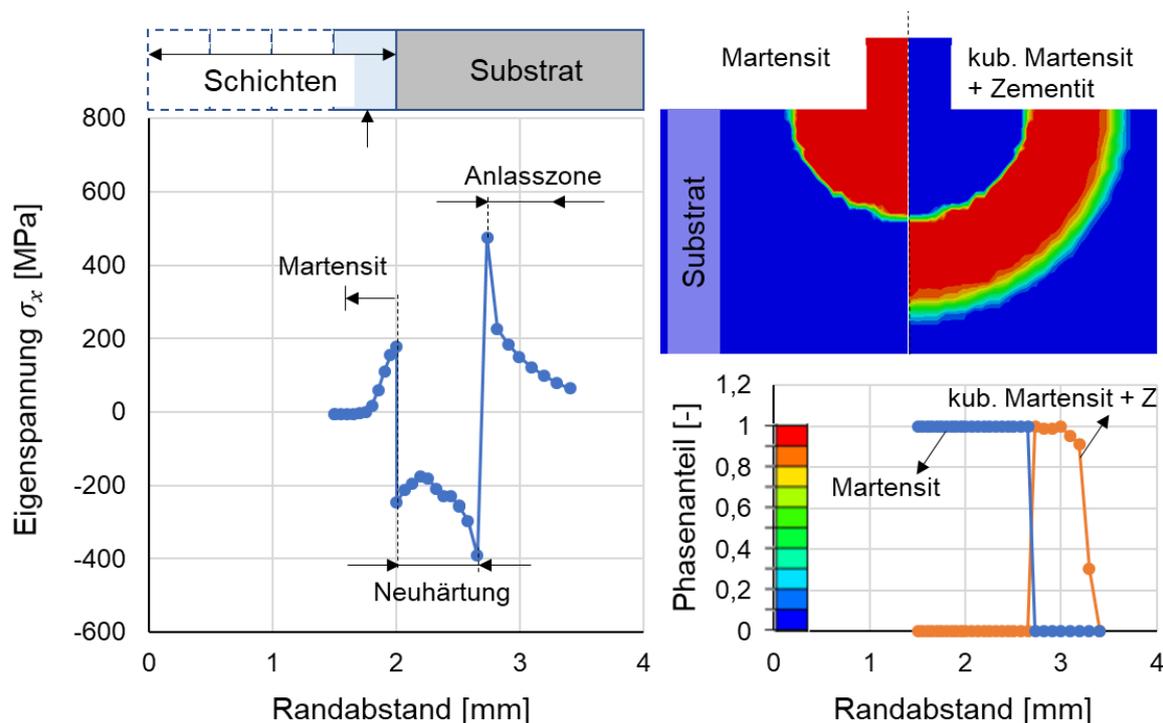


Abbildung 40: Profil der Eigenspannungen nach der ersten Bahn

Die Entwicklung der inneren Spannungen wurde für drei weiteren Schichten modelliert, um den Einfluss der Wiedererwärmung des Substrats und der unteren Schichten rechnerisch zu untersuchen. Der Abstand der Wärmequelle zum Substrat nimmt mit jeder

Schicht zu und die Aufheizraten sowie die maximal erreichte Temperatur im Substrat nimmt in jedem Schritt ab. Dementsprechend erfolgt die Ausbildung der Neuhärtungszone in weniger Tiefen Abständen von der Oberfläche. Beim Auftragen der zweiten Schicht entsteht eine Neuhärtung in der ersten Schicht sowie im Substrat bis zu einer Randtiefe von 100 μm . Die oberflächennahe Neuhärtungszone im Substrat weist Druckeigenspannungen auf. Dahingegen wird die alte Neuhärtungszone im Substrat aus dem ersten Schritt, Abbildung 40, in diesem Schritt großenteils angelassen, Abbildung 41 links.

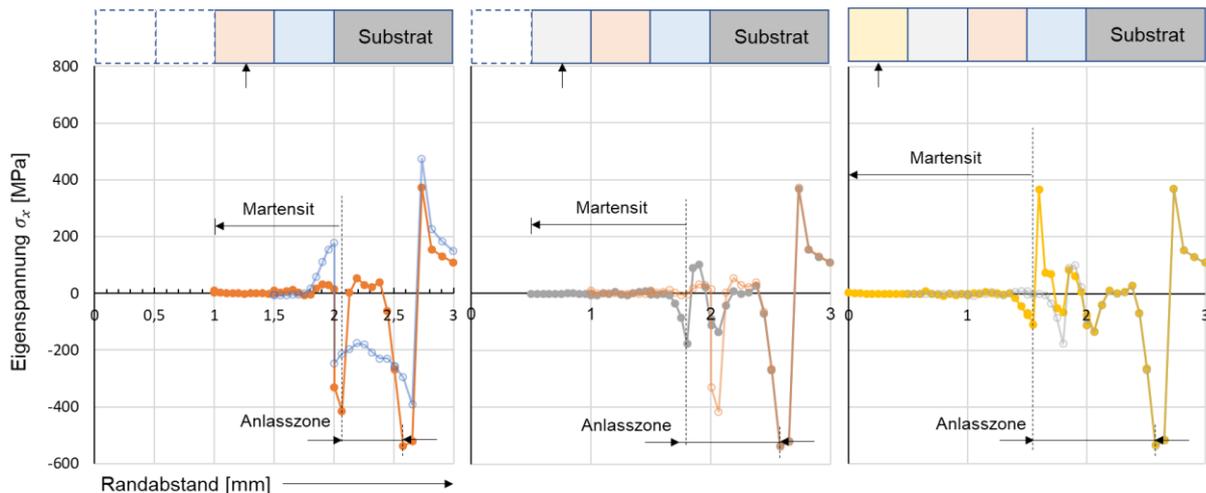


Abbildung 41: Profil der Eigenspannungen nach der ersten Bahn

Somit relaxieren die Druckeigenspannungen aus dem ersten Schritt maßgeblich. Die Tiefe der Wärmeeinflusszone beim zweiten Schritt reicht zum vollständigen Anlassen der alten Neuhärtungszone jedoch nicht aus. Deshalb bleibt ein weiteres Druckspannungsspek in Höhe von ca. -500 MPa in einer Tiefe von ca. 1,7 mm von der Substratoberfläche. Der Drahtwerkstoff in beiden Schichten werden in diesem Schritt austenitisiert und martensitisch gehärtet. Da hier keine Unterschiede in den Ausdehnungskoeffizienten und Martensitstarttemperaturen gibt, entstehen keine Eigenspannungen in den Schichten nach diesem Schritt. Bei den nachfolgenden Schritten bilden sich wieder Neuhärtungs- und Anlasszonen aus, Abbildung 41 Mitte und rechts. Durch das Anlassen von älteren Neuhärtungszonen relaxieren die Druckspannungen und es entstehen Zugspannungen in Anlasszonen, vor allem am Übergang zum oberflächennahen, martensitischen Gefüge. Somit wandert die Zugspannungsspitze mit dem Auftrag von neuen Schichten nach oben.

Das thermomechanische Simulationsmodell wurde entwickelt, um die Werkstoffphysikalischen Mechanismen zur Ausbildung vom Gefüge und Entstehung innerer

Spannungen beim LMD-Prozess abzubilden. Die Simulation erhebt nicht den Anspruch genaue quantitative Vorhersagen zu liefern. Dies setzt u.a. eine viel genauere Kenntnis über die eigentliche Temperaturverteilung im Werkstoffverbund sowie eine aufwändige Kalibrierung und Validierung des Modells anhand von Temperaturmessungen aus dem Prozess. Das Simulationsmodell soll vielmehr als ein Werkzeug zur Durchführung von Rechenstudien betrachtet werden, die einen qualitativen Vergleich der Einflussfaktoren ermöglichen. Insgesamt ergibt sich ein Eigenspannungstiefenprofil mit mehreren Peaks in Zug- und Druckrichtung aufgrund von zyklischer Erwärmung und Abkühlung mit variabler Tiefe der Wärmeeinflusszone. In dieser Hinsicht entsteht ein heterogenes Gefüge aus Martensit, das in verschiedenen Randtiefen unterschiedlich angelassen wurde. Um die Eigenspannungen relaxieren zu lassen und ein homogeneres Gefüge zu erzielen, könnte im Anschluss eine Wärmebehandlung vom Werkstoffverbund durchgeführt werden.

3.7 AP 6 – CAD/CAM-Strategie-Entwicklung (FVP)

Zielsetzung

Die industrielle Nutzung des entwickelten Prozesses bedingt die Verfügbarkeit von CAM-Planungsstrategien, die sich innerhalb etablierter CAM-Planungssysteme zur Erzeugung von kollisionsfreien Verfahrbewegungen verwenden lassen. Aus diesem Grund soll in Arbeitspaket 6 ein Bahnplanungsalgorithmus konzeptioniert und demonstratorisch umgesetzt werden, der anhand einer gegebenen CAD-Flächengeometrie sowie Parametern zu Draht- und Pulvermaterial, Materialzufuhr (Richtung, Geschwindigkeit) sowie Laserausrichtung (Richtung und Fokuspunkt), Laserleistung und Bahngeschwindigkeit geeignete Werkzeugbahnen berechnen und mittels Post-Prozessor in ein maschinenausführbares NC-Programm übersetzen kann. Aufgrund der Maschinenkonfiguration und der Eigenschaften des Prozesses sind hierzu sechsachsige Bahnplanungsalgorithmen vorzusehen.

Vorgehensweise und erzielte Ergebnisse

In Zusammenarbeit mit den PA-Mitgliedern EXAPT, CAMAIX und Moduleworks wurde zur Umsetzung der CAD-CAM-Bahnstrategie die Zielmaschine – eine Alzmetall GX1000/5-T-LOB – exemplarisch in den CAM-Systemen EXAPTSolid und MasterCAM abgebildet. Im Rahmen der Validierung eines CAM-Planungsstands ermöglicht dies die Simulation der Maschinenachsbewegungen und damit

- die Überprüfung des Spannaufbaus durch das Überwachen der Achspositionen. Wird hierbei vorgegebene Minimal- und Maximalwerte über- bzw. unterschritten, liegt ein Erreichen der Soft- bzw. Hardware-Endschalter der Maschinenachsen vor und führt beim realen Prozess zu einem Abbruch der Bearbeitung.
- die Prüfung auf Kollisionen zwischen Maschinenkomponenten, Kollisionen zwischen Maschinenkomponenten und Werkstück sowie Kollisionen zwischen Laserbearbeitungskopf und Werkstück.
- die Berücksichtigung der Maschinenkinematik sowie des Laserbearbeitungskopfes als Kollisionskörper bei der Berechnung von Werkzeugbahnen.

Hierzu wurde in Zusammenarbeit mit dem IPT ein Geometriemodell der Zielmaschine aufgebaut, geometrisch reduziert und nach Vorgaben der realen NC-Steuerung der

Maschine kinematisiert. Das Ergebnis der Abbildung zeigt Abbildung 42 am Beispiel des CAM-Planungssystems EXAPTSolid der EXAPT Systemtechnik GmbH.

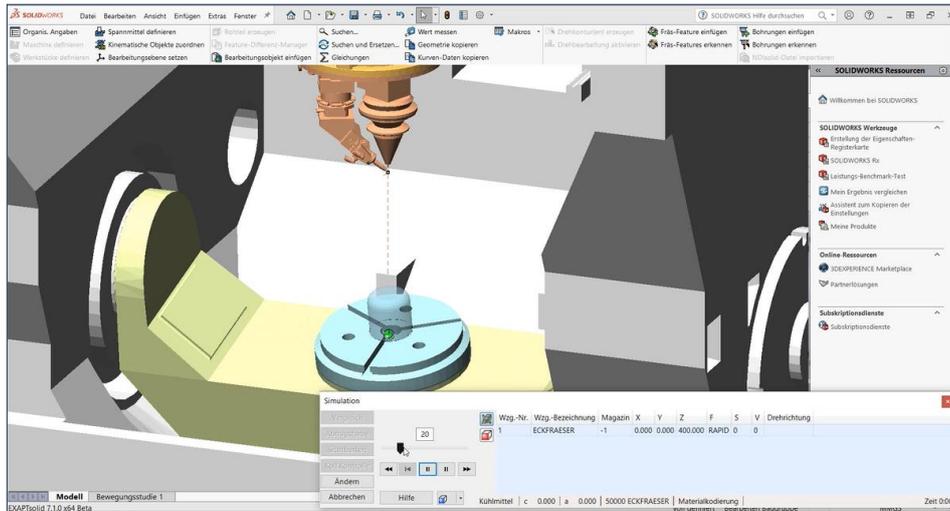


Abbildung 42: Maschinenmodell der Alzmetall GX1000/5-T-LOB in EXAPTSolid

Hierauf aufbauend konnte mit der Erarbeitung eines Bahnplanungsalgorithmus begonnen werden. In Zusammenarbeit mit Moduleworks und EXAPT wurde hierzu eine bestehender Bahnplanungsalgorithmus für die Fünf-Achs-Fräsbearbeitung um die Berücksichtigung eines anstellbaren, nicht rotationssymmetrischen Werkzeugs (Laserkopf) zur Sechs-Achs-Bahnplanung erweitert.

Der Algorithmus nimmt eine Reihe von am Roh- und Zielbauteil selektierter parametrischer Drive-, Surface- und Boundary-Flächen entgegen und überführt diese intern in ein geschlossenes Dreiecksnetz. Durch zusätzlich vorgegebene Strategieparameter zum Bahnverlauf, geometrische Größen zur Zugänglichkeit der Werkstückoberfläche durch Laser, Draht- und Pulverzufuhr sowie Größen zur Kollisionswahrscheinlichkeit zwischen Laserkopf und Werkstück werden hieraus im Anschluss Werkzeugverfahrbewegungen berechnet. Zur Umsetzung wurde zur Geometrieplanung - angelehnt an [MI17; CHOI98; CHOI97] - ein mathematischer Konfigurationsraum aufgebaut, der anschließend als Grundlage zur Formulierung und Lösung des Bahnplanungsproblems genutzt wird. Die Technologieplanung, d. h. der Laserleistung sowie der Draht- und Pulverzufuhr kann im Anschluss manuell oder durch die Verwendung von vordefinierten Technologiedatensätzen, die CAM-intern in einer Technologiedatenbank vorgehalten werden, erfolgen. Letztere lassen sich dabei durch die Vorgabe von Randbedingungen bzw. Zielparametern bzgl. der Materialeigenschaften auswählen.

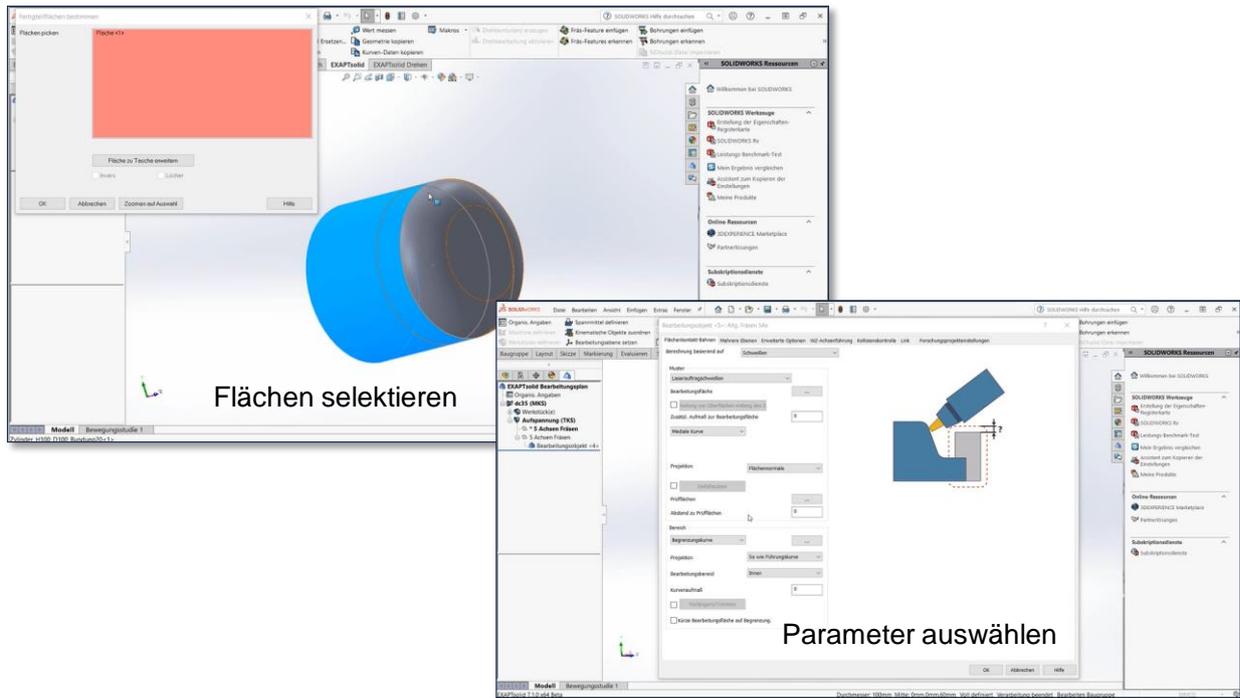


Abbildung 43: Bahnplanung am Beispiel von EXAPTSolid

Im nächsten Schritt wurde der Erarbeitete Algorithmus in Form einer C++-Bibliothek implementiert und demonstratorisch in die CAM-Planungssysteme EXAPTSolid und MasterCAM integriert. Ein Beispiel der Integration zeigen Abbildung 43 und Abbildung 44 anhand von EXAPTSolid.

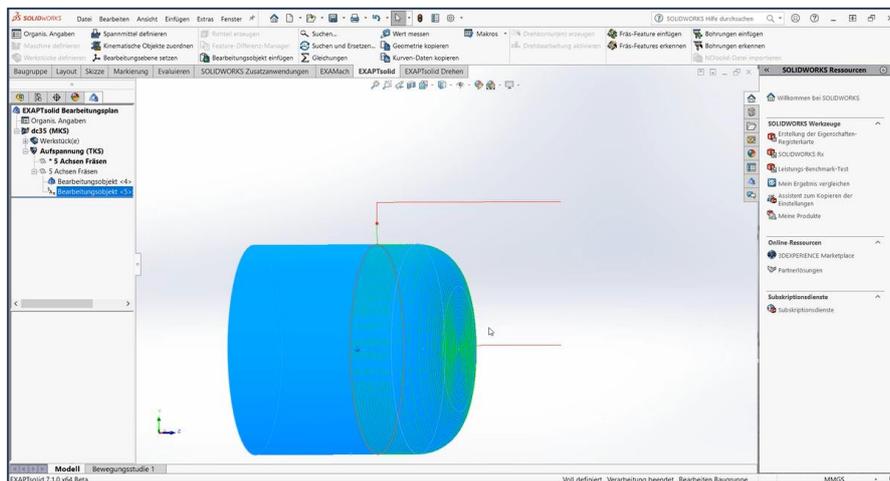


Abbildung 44: Exemplarisches Bahnplanungsergebnis in EXAPTSolid

Zu sehen ist einerseits der Planungsablauf mit der Selektion von Flächen und Strategieparametern sowie andererseits ein Bahnplanungsergebnis für eine vergleichsweise einfache Zielgeometrie.

Zur Simulation der geplanten Werkzeugwege wurden EXAPTSolid und MasterCAM weiterhin um die Möglichkeit, Materialaufträge abzubilden, erweitert. Hierzu werden die bestehenden, dixel-basierten Materialabtragsmodelle um Boole'sche Additionen ergänzt. Für die Abbildung des Materialauftrags werden hierbei auf Grundlage des Drahtdurchmessers bzw. der erwarteten Größe des Schmelzbades ad-hoc Zylinder- bzw. Kugelgeometrien erzeugt, anhand der Bahnplanung ausgerichtet und in einem Simulationsschritt den bestehenden Werkstückmodell hinzugefügt. Einen Zwischenschritt der Simulation für die einfache Zielgeometrie zeigt Abbildung 45.

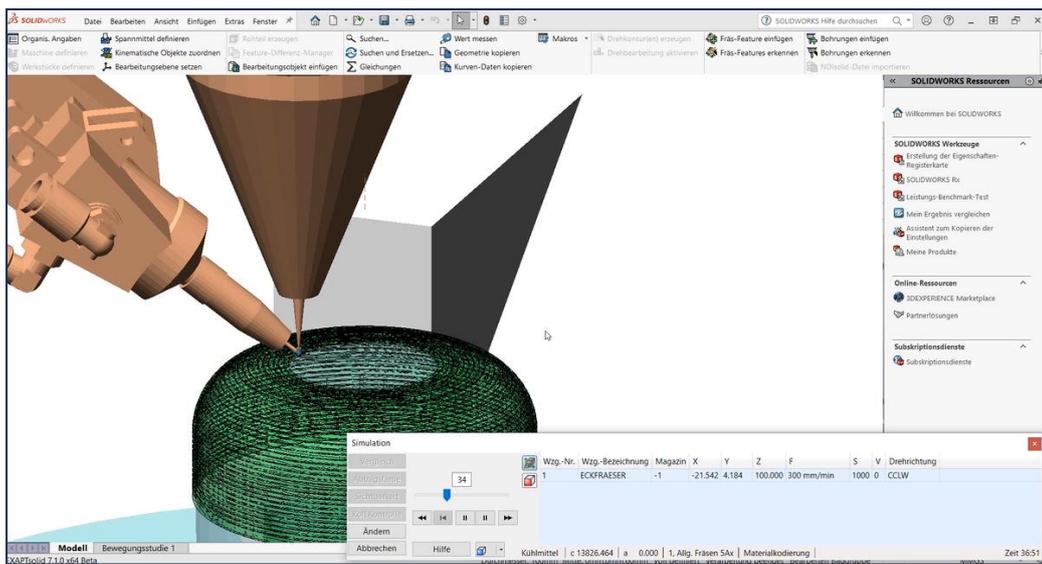


Abbildung 45: Simulation des Materialauftrags in EXAPTSolid

Zur Übersetzung eines erzeugten und simulativ abgesicherten CAM-Planungsstands in ein NC-Programm wurde abschließend ein maschinenspezifischer Post-Prozessor für die Zielmaschine erarbeitet. Hierzu werden die durch den Bahnplanungsalgorithmus erzeugten Werkzeugbahnen in einem Zwischenschritt in die standardisierte Programmiersprache APT (Automatically Programmed Tools) übersetzt. Im Anschluss wurde für die NC-Steuerung der Zielmaschine eine Übersetzungstabelle aufgebaut, die standardisierte APT-Befehle in den Befehlssatz der Maschine, hier G-Code nach DIN 66025, überführt. Zur Steuerung der Drahtzufuhr sowie der Laserleistung wurden in Absprache mit dem IPT zusätzliche, nicht durch DIN 66025 definierte Befehle ergänzt.

Anhand der Tabelle ist es mit den Post-Prozessor-Frameworks in EXAPTSolid und MasterCAM dann möglich, einen maschinenspezifischen Post-Prozessor aufzubauen.

Abschließend wurden die Ergebnisse in eine Dokumentation der Algorithmen unter Verwendung der standardisierten APT-Programmiersprache überführt. Die Dokumentation ermöglicht es CAM-Systemanbietern, die erstellten Algorithmen in ihren eigenen Systemlandschaften umzusetzen.

3.8 AP 7 – Fertigung und Charakterisierung von Demonstratorwerkzeugen (FVP, IPT, IWM)

Zielsetzung

In Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss werden zu Beginn des Projekts (AP 0) zwei Demonstratorwerkzeuge festgelegt, die gegen Ende der Projektlaufzeit eine Auskunft über das erreichte TRL geben sollen. Die Beschichtung der Werkzeuge erfolgt am IPT unter Verwendung der Erkenntnisse und Prozessparameter aus den vorangegangenen Versuchen und mithilfe der CAM-Strategie aus AP 6.

Vorgehensweise und erzielte Ergebnisse

In diesem Arbeitspaket wurden die Arbeitsergebnisse der vorangegangenen Arbeitspakete auf einen Use-Case angewendet. Dabei spielten sowohl die prozess- und werkstoffseitigen Entwicklungen als auch die Softwareimplementierung eine zentrale Rolle. Da im Projektverlauf Verzögerungen insbesondere durch den Werkstoffwechsel entstanden wurde der Fokus auf ein Demonstratorwerkzeug gelegt.

Als Demonstrator wurde ein Werkzeug ausgewählt, welches von der Hirschvogel Umformtechnik GmbH genutzt wird. Hirschvogel hat einen hohen Eigenfertigungsanteil für Umformwerkzeuge und ist an dieser Stelle, wie viele Wettbewerber, an einer Steigerung der Kosten- und Ressourceneffizienz interessiert. Die optimierte Schichtgestaltung kann Kosten- und Ressourceneffizienz in der Werkzeugherstellung und Umformung ermöglichen. Zum einen stellen Hartphasen einen möglichen Verschleißschutz dar, zum anderen können Gradienten dabei helfen, unerwünschte Übergangseffekte zu vermeiden. Der Werkzeugbau bei Hirschvogel stellt derzeit jährlich etwa 80.000 Werkzeuge für die Warmumformung her, daher wäre eine Optimierung der Standmenge von großer Bedeutung.

Eine Abbildung des Demonstrators wurde bereits in Arbeitspaket 0 gezeigt. Die folgenden Spezifikationen sind weiterhin im Projektrahmen relevant:

- Werkstoff: 1.2367
- Härte soll: 52+2 HRC
- Härte ist: 53 HRC
- Oberflächenbehandlung: Nitriert

Um die Oberfläche mit dem LMD-wp-Prozess zu bearbeiten, musste zunächst überschüssiges und verschlissenes Material abgetragen werden. Dazu gab es drei verschiedene Ansätze, die verfolgt werden konnten. Die Ansätze sind in Abbildung 46 dargestellt.



Abbildung 46: Demonstrator mit farblich markierten Oberflächen, an denen Material abgetragen wurde

Die Demonstratoren wurden frästechnisch bearbeitet und die CAD-Dateien vom Ist-Zustand nach dem Fräsen sowie Soll-Zustand wurden an die FVP weitergeleitet. Mithilfe der CAD-Dateien wurde eine entsprechende Bahnplanung erstellt.

Anhand der übergebenen Geometrien sowie den Anforderungen an die Materialeigenschaften wurde durch die FVP in Abstimmung mit den Endanwendern des PA eine Bahnplanung durchgeführt. Das Ergebnis der Planung zeigt Abbildung 47.

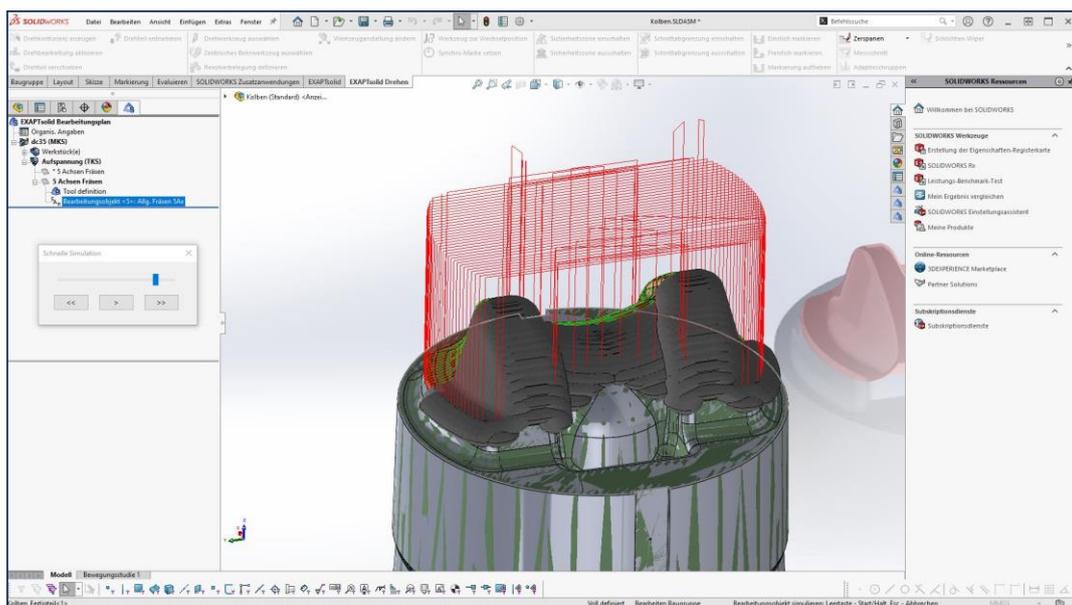


Abbildung 47: CAM-Planung für den Demonstrator

Nach simulativer Validierung des Spannaufbaus sowie der vorgenommenen Bahnplanung wurde hierzu ein NC-Programm erzeugt und zur Fertigung an das IPT übergeben. Mithilfe der erzeugten NC-Programms wurden auf der Alzmetall GX1000/5-T-LOB die Demonstratoren hergestellt Abbildung 48.



**Abbildung 48: Zwischenstufe in der Demonstratorherstellung
auf der Alzmetall GX1000/5-T-LOB**

Die relevantesten Reparaturpunkte des Demonstrators sind die Flanken, da dort der meiste Verschleiß auftritt. Auf den Flanken wurden gradiert und nicht Materialkombinationen aus ED-SG CrMo₂ und Titankarbid aufgetragen und für die weitere Analyse an das IWM weitergegeben (Abbildung 49).



**Abbildung 49: Flanke eines Demonstrators nach der Reparatur
mittels LMD-wp**

Die reparierten Flanken wurden im Querschnitt durch Lichtmikroskopie und Härtemessung untersucht (Abbildung 50 und Abbildung 51). Auch bei den Demonstratoren konnten Titankarbide nicht festgestellt werden. Das Gefüge und die Härtewerte entsprechen den bereits ermittelten Ergebnissen der Werkstoffcharakterisierung der Proben im Arbeitspaket 3.

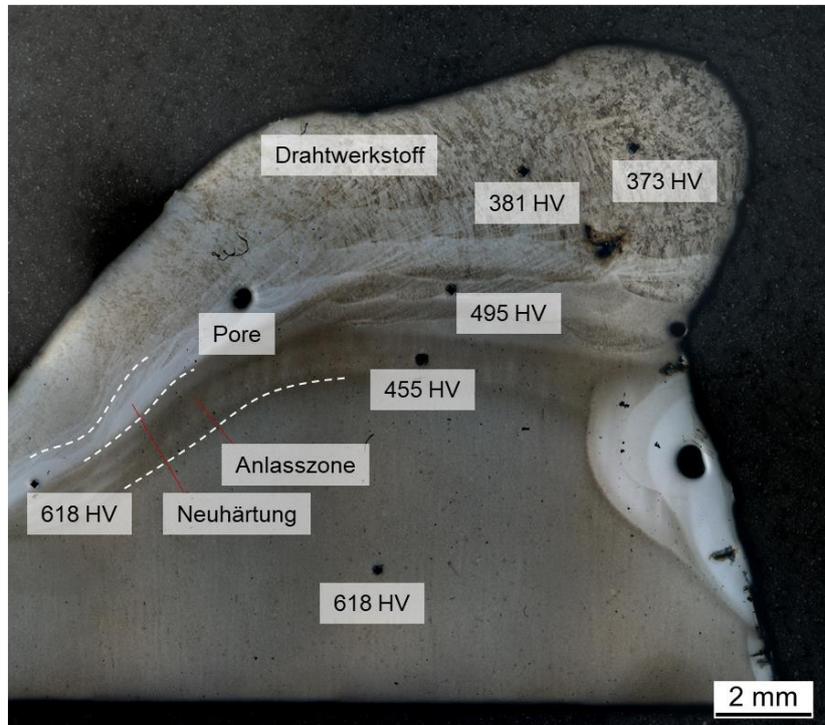


Abbildung 50: Querschliff des Demonstrators nach der Reparatur mittels LMD-wp – Variante mit steigendem Pulverfluss

Ein Test des Demonstrators in den Maschinen bei der Hirschvogel Umformtechnik GmbH konnte gegen Projektende nicht durchgeführt werden. Durch den Reparaturprozess mit Zusatz von TiC konnte zwar die Härte des aufgeschweißten Drahtmaterials zwar signifikant um über 32 % gesteigert werden, allerdings wurde noch nicht die erforderliche Härte von 52 HRC erreicht. Die Härte der Oberfläche der Demonstratoren nach LMD-wp-Reparatur betrug entsprechend der vorangehenden Werkstoffcharakterisierung etwa 400 HV, also 40 bis 41 HRC. Damit ist der Einsatz auf den Anlagen der Firma Hirschvogel zu diesem Zeitpunkt noch nicht sinnvoll. Die entsprechende Charakterisierung wurde an den zuständigen Instituten im Labormaßstab durchgeführt. Durch eine entsprechende Werkstoffkombination bleibt der Anwendungsfall allerdings weiterhin relevant und eine Weiterführung mit Prozessanpassung ist geplant.

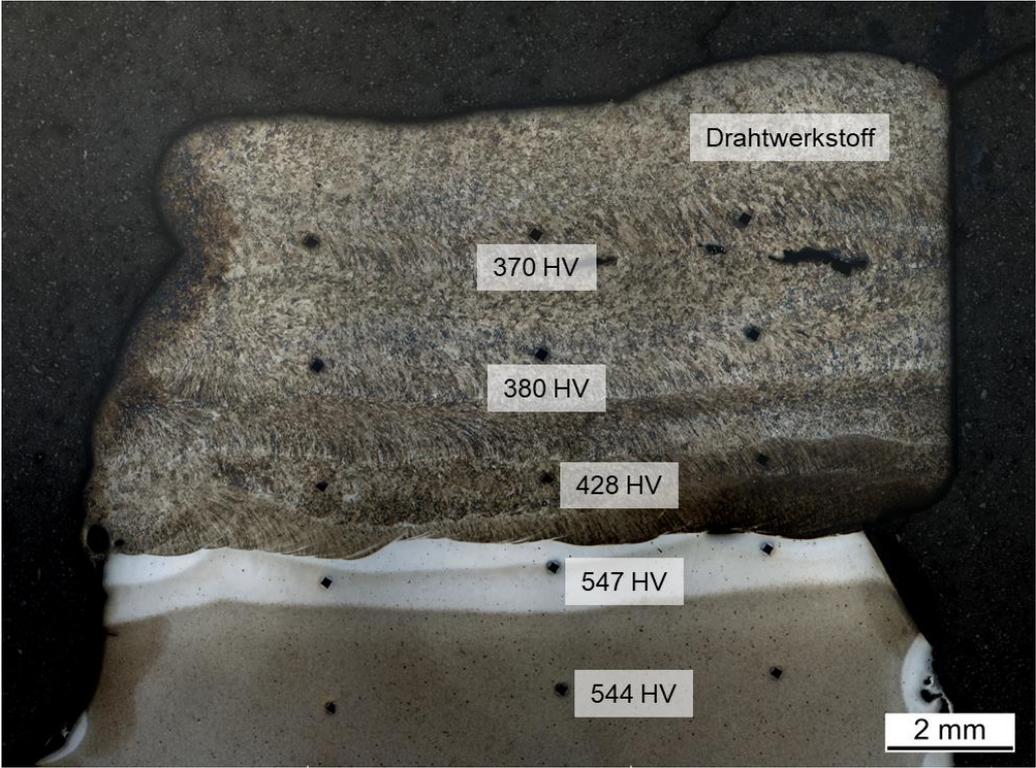


Abbildung 51: Querschliff des Demonstrators nach der Reparatur mittels LMD-wp-Variante konstantem Pulverfluss

3.9 AP 8 – Projektmanagement (FVP, IPT, IWM)

Zielsetzung

Während der gesamten Projektdauer arbeiten die beteiligten Projektpartner an der Außendarstellung des Projekts. Dazu gehören die Information über das Projekt auf den jeweiligen Kommunikationsplattformen der Partner, die Erstellung einer Projekt-Homepage und die Präsentation der Projektergebnisse auf Konferenzen sowie in Fachzeitschriften. Zudem liefern alle Partner Beiträge für den Zwischen- und Abschlussbericht.

Vorgehen und erzielte Ergebnisse

In regelmäßigen Abständen wurden die aktuellen Projektfortschritte mit dem Projektbegleitenden Ausschuss (PA) diskutiert sowie die jeweils nächsten Schritte abgestimmt. Parallel hierzu erfolgten die Dokumentation und Veröffentlichung auf Messen, Kongressen und in Fachzeitschriften. Ein Überblick zu den Veröffentlichungs- und Transferleistungen wird in Kapitel 7 gegeben.

4. Verwendung der Zuwendungen

Personaleinsatz

Für die beschriebenen wissenschaftlichen Tätigkeiten wurden die in Tabelle 5 aufgeführten Personalaufwände für wissenschaftlich-technisches Personal der Stufe HPA-A und HPA-B benötigt.

Tabelle 4: Personaleinsatz wiss.-techn. Personal

Forschungseinrichtung	Zeitraum	Personenmonate
1 – FVP	01.03.2021 – 31.12.2021	5,00 PM HPA-A 2,90 PM HPA-B
	01.01.2022 – 31.12.2022	7,00 PM HPA-A 7,30 PM HPA-B
	01.01.2023 – 28.02.2023	0,00 PM HPA-A 0,00 PM HPA-B
2 – IPT	01.03.2021 – 31.12.2021	7,14 PM HPA-A 0,00 PM HPA-B
	01.01.2022 – 31.12.2022	6,55 PM HPA-A 0,00 PM HPA-B
	01.01.2023 – 28.02.2023	2,33 PM HPA-A 0,00 PM HPA-B
3 – IWM	01.03.2021 – 31.12.2021	8,00 PM HPA-A 0,00 PM HPA-B
	01.01.2022 – 31.12.2022	6,00 PM HPA-A 0,00 PM HPA-B

	01.01.2023 – 28.02.2023	5,65 PM HPA-A 0,00 PM HPA-B
--	-------------------------	--------------------------------

Die im Rahmen des Projektes beschäftigten studentischen Hilfskräfte waren projektbegleitend mit Recherche-, Dokumentations- und einfachen Implementierungsaufgaben betraut. Auf eine zahlenmäßige Zuordnung zu den einzelnen Arbeitspaketen wurde verzichtet.

Leistungen Dritter

Die geplanten externen tribologische Analyse von Legierungen im Pin-on-Disk-Tribometer waren wider Erwarten zu Projektbeginn nicht erforderlich.

5. Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeiten

Insgesamt entsprechen die geleisteten Arbeiten in weiten Teilen dem begutachteten und bewilligten Antrag und waren daher für die Durchführung des Forschungsvorhabens notwendig und angemessen. Die ausgeführten Arbeiten wurden im Rahmen der letzten PA-Sitzung mit den Mitgliedern des Ausschusses besprochen und für das Erreichen des Projektziels gemeinsam für notwendig und angemessen befunden.

6. Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftliche Nutzens insbesondere für KMU sowie ihres innovativen Beitrags und ihrer industriellen Anwendungsmöglichkeiten

Die Werkzeugbaubranche in der Bundesrepublik Deutschland ist ein Hochtechnologiesektor, der insbesondere durch hoch spezialisierte KMU geprägt wird. Die Entwicklung leistungsfähiger Werkzeugstähle und deren Weiterverarbeitung zu hochwertigen Werkzeugen ist eine Voraussetzung für die Qualität der damit hergestellten Halbzeuge und Fertigprodukte. Dieser Aspekt ist vor allem in der Umformtechnik, die unter anderem eine wichtige Säule der Automobilproduktion darstellt, von Bedeutung. Aufgrund der zunehmenden asiatischen Konkurrenz auf dem Werkzeugstahlmarkt wirkt auf die Branche in Deutschland und Europa ein immer stärkerer Kostendruck. Die Fertigungsabläufe im Werkzeugbau sind deshalb in höchstem Grade effizient und kostenoptimiert gestaltet. Dabei spielt die Ressourceneffizienz eine immer größere Rolle.

Die erreichte Erhöhung der Verschleißbeständigkeit und somit die Vergrößerung der Standmengen von Werkzeugen bietet in diesem Spannungsfeld die Möglichkeit, Deutschland auf diesem umkämpften Markt besser zu positionieren. Daher war die Erforschung und Weiterentwicklung von Hochleistungswerkstoffen und der zugehörigen Fertigungsprozesse für die Werkzeugbauindustrie von enormer Bedeutung. Die in der Massenproduktion jährlich benötigten Werkzeugstückzahlen (laut PA-Partner Hirschvogel Umformtechnik GmbH: 80.000 Werkzeuge aus dem internen Werkzeugbau pro Jahr für die Warmumformung) verdeutlichen die Tragweite einer Kostenreduktion durch Verbesserung der werkzeugbezogenen Standmenge. Dieses Projekt hat damit die Erschließung optimierter mittels LMD-w+p hergestellter Werkzeuge für die in der Branche tätigen KMU ermöglicht.

Darüber hinaus profitieren Software-Anbieter aus den Bereichen CAD und CAM von den im Vorhaben entwickelten Bahnplanungs- und Simulationskonzepten. CAD/CAM-Anbieter am Standort Deutschland sind mit Unternehmen wie EXAPT, CAMAIX, oder Moduleworks in Deutschland ebenfalls vermehrt klein oder mittelständisch sind. Durch eine industrielle Umsetzung der angestrebten Projektergebnisse können sich diese im international umkämpften Markt mit einem Volumen von ca. 10 Milliarden Euro erhebliche Wettbewerbsvorteile sichern.

7. Plan zum Ergebnistransfer

Die in Tabelle 6 enthaltenen Transfermaßnahmen innerhalb des Berichtszeitraums durchgeführt.

Tabelle 6: Durchgeführt Transferleistungen

Transfermaßnahme	Datum
Aufbau einer Projektwebsite	01.03.2021
METAV in Düsseldorf, Vorstellung des Vorhabens	23.03.2021 bis 26.03.2021
1. Sitzung des projektbegleitenden Ausschusses	22.04.2021
Vorstellung der Projektergebnisse auf dem AWK 2021 (Aachener Werkzeugmaschinenkolloquium), Aachen, Vorstellung des Vorhabens sowie der aktuellen Projektergebnisse.	21.09.2021 bis 22.09.2021
IWM-IAPK Kolloquium 2022 in Aachen, Vorstellung des Projektes und aktueller Ergebnisse	23.09.2021
Vorstellung der Projektergebnisse auf dem CAD-CAM-NC-Seminar des Werkzeugmaschinenlabors, Aachen	19.10.2021 bis 20.10.2021
2. Sitzung des projektbegleitenden Ausschusses	13.12.2021
Betreuung und Veröffentlichung der Abschlussarbeit: „Herstellung und Analyse gradierter Verschleißschutzschichten mittels hybrider Draht- und Pulver-Laserauftragschweißverfahren“	02.02.2022
Digitale ICTM Conference 2022, Vorstellung des Projektes und aktueller Ergebnisse	11.02.2022
Vorstellung des Projektes innerhalb der Mitgliederversammlung der FVP	10.03.2022
EXAPT Hausmesse, Aachen, Vorstellung des Vorhabens und aktueller Projektergebnisse	04.05.2022
METAV, Düsseldorf, Vorstellung des Vorhabens sowie der aktuellen Projektergebnisse	21.06.2022 bis 24.06.2022
3. Sitzung des projektbegleitenden Ausschusses	19.04.2022
4. Sitzung des projektbegleitenden Ausschusses	23.08.2022
AMB, Stuttgart, Vorstellung des Vorhabens sowie der aktuellen Projektergebnisse	13.09.2022 bis 17.09.2022
IWM-IAPK Kolloquium 2022 in Aachen, Vorstellung des Projektes und der erzielten Ergebnisse	20.09.2022
5. Sitzung des projektbegleitenden Ausschusses	20.02.2023

Nach Projektende sind weiterhin die in Tabelle 7 aufgelisteten Transfermaßnahmen geplant.

Tabelle 7: Geplante Transferleistungen nach Projektende

Transfermaßname	Datum
Vorstellung des Projektes und der Projektergebnisse innerhalb der Mitgliederversammlung der FVP	14.03.2023
Betreuung und Veröffentlichung der Abschlussarbeit „Untersuchung des Einflusses der Prozessparameter und des Werkstoffmischungsverhältnisses beim hybriden Laserauftragschweißen“	25.03.2023
Vorstellung der Projektergebnisse auf dem AWK 2023 (Aachener Werkzeugmaschinenkolloquium), Aachen, Vorstellung des Vorhabens sowie der aktuellen Projektergebnisse.	11.05.2023 bis 12.05.2023
AM Forum Berlin 2023, Vorstellung des Projektes und der erzielten Projektergebnisse	04.07.2023 bis 05.07.2023
Integration der Forschungsergebnisse in die Lehrveranstaltung Werkstoffkunde II des IWM	01.01.2023
Integration der Forschungsergebnisse in die Lehrveranstaltung „NC-Programmierung einer Werkzeugmaschine“ des WZL	01.01.2023
Verwendung der Ergebnisse in Abschlussarbeiten (Azubi-Abschlussarbeiten)	01.01.2023
Veröffentlichung des Schlussberichts auf den Websites der Forschungsstellen	31.08.2023

8. Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts

Die enge Abstimmung mit der PA ermöglichte es, Transfermaßnahmen bereits während der Projektlaufzeit umzusetzen. Besonderes Augenmerk wurde auf die Erreichung von KMU und die gezielte Erläuterung des Nutzens für diese gelegt. Schließlich sollen die Ergebnisse auf der AWK 2023 auf Demonstrationsebene einer breiten Öffentlichkeit vorgestellt werden.

Das AWK ist Deutschlands führende Fachmesse für Produktions- und Fertigungstechnik mit rund 1.400 Teilnehmern. Auch zahlreiche OEMs werden hier vertreten sein, so dass auch eine "Sogwirkung" erzeugt werden kann. Das nun weiter erforschte, kombinierte draht- und pulverbasierte Laserauftragschweißen steigert die Qualität und Produktivität in der Fertigung sowie die Einsatzfähigkeit des Laserauftragschweißen und kann dem Mittelstand eine höhere Verbindlichkeit gegenüber seinen Kunden (OEMs) bieten.

Am Fraunhofer IPT wurde zudem eine durchgängige Prozesskette für die im Projekt betrachteten Anwendungsfälle aufgebaut. In dieser Umgebung lässt sich der entwickelte Ansatz für entsprechend eingesteuerte Aufträge anwenden und kann so weiter erprobt und zu Demonstrationszwecken eingesetzt werden. Langfristig bietet sich damit für KMU die Möglichkeit, eigene Anwendungsfälle entlang des in diesem Zusammenhang aufgebauten Demonstrators zu evaluieren, um dann die für das eigene Unternehmen geeigneten Anwendungsgebiete bzw. Prozessfenster zu ermitteln.

Über den Demonstrator hinaus gibt es bereits konkrete Zusagen des CAM-Systemanbieters EXAPT und des CAM-Komponentenzulieferers Moduleworks, die Projektergebnisse in ihre Produkte einfließen lassen will. Derzeit wird davon ausgegangen, dass die Umsetzung mit Mitteln aus Förderprogrammen wie ZIM oder FZulG innerhalb von 12-18 Monaten erfolgen kann, so dass die Forschungsergebnisse für die Endanwender mit leichter Verzögerung nach Projektende am Markt verfügbar sein werden. Zusammenfassend wird somit die Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzeptes als hoch angesehen, zumal eine Realisierung der aufgebauten Konzepte 2022 als Demonstrator am IPT, sowie in ca. 1,5 Jahren auch kommerziell umgesetzt sein wird.

9. Forschungsstellen

Forschungsstelle 1

Forschungsvereinigung Programmiersprachen für Fertigungseinrichtungen e. V. FVP

Theaterstraße 12

52062 Aachen

Forschungsstelle 2

Fraunhofer-Institut für Produktionstechnologie IPT

Steinbachstraße 17

52074 Aachen

Forschungsstelle 3

Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau RWTH Aachen

Augustinerbach 4

52062 Aachen

10. Literaturverzeichnis

- [Avra39] Avrami, Melvin. "Kinetics of phase change. I General theory." *The Journal of chemical physics* 7.12 (1939): 1103-1112.
- [Deni83] S. Denis, A. Simon und G. Beck, "Analysis of the thermomechanical behaviour of steel during martensitic quenching and calculation of internal stresses," in *Eigenspannungen: Entstehung, Messung, Bewertung*, E. Macherauch und V. Hauk, Hg., 1983, S. 211–238.
- [CHOI97] Choi, B. K. et al.: C-Space approach to tool-path generation for die and mold machining, 1997
- [CHOI98] Choi, B. K.: C-space approach to tool-path generation for sculptured surface machining, 1998
- [Höft06] A. Höfter, "Numerische simulation des härtens von stahlbauteilen mit verschleißbeständigen schichten," Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, Bochum, 2006.
- [Kois59] D. P. Koistinen und R. E. Marburger, "A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels," *Acta Metallurgica*, Jg. 7, S. 59–60, 1959.
- [Mora16] M. G. M. Moradi, "Numerical and Experimental Study of Geometrical Dimensions on Laser-TIG Hybrid Welding of Stainless Steel 1.4418," *Journal of Modern Processes in Manufacturing and Production*, vol. 5, 2016.
- [Mora17] D. A. de Moraes and A. Czekanski, "Thermal Modeling of 304L Stainless Steel for Selective Laser Melting: Laser Power Input Evaluation," in *Volume 2: Advanced Manufacturing*, Tampa, Florida, USA, 1103, 2017.
- [MI17] Mi, Z. et al.: Tool orientation optimization for 5-axis machining with C-space method, 2017
- [Sims08] Şimşir, Caner, and C. Hakan Gür. "3D FEM simulation of steel quenching and investigation of the effect of asymmetric geometry on residual stress distribution." *Journal of materials processing technology* 207.1-3 (2008): 211-221.

[Surm04] Surm, H., et al. "Modelling the ferrite/carbide→ austenite transformation of hypo-eutectoid and hypereutectoid steels." Journal de Physique IV (Proceedings). Vol. 120. EDP sci-ences, 2004.

[STM16] STM-Stahl: Werkstoffdatenblatt 1.2367, https://www.stm-stahl.de/fileadmin/templates/media/PDFs/datenblatt/1_2367.pdf, 2016