Center of Maritime Technologies e.V.

Nr. 37/2018

CMT-Bericht zum Forschungsvorhaben

Werkstoff- und verfahrenstechnische Optimierung kavitationserosionsbeständiger Beschichtungen an Schiffsrudern mittels Kaltgasspritzen

Gefördert durch:

Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Forschungsnetzwerk
Mittelstand

CMT-Bericht Nr. 37/2018

Werkstoff- und verfahrenstechnische Optimierung kavitationserosionsbeständiger Beschichtungen an Schiffsrudern mittels Kaltgasspritzen (WoBeKa)

von

Prof. Dr.-Ing. Thomas Klassen, Dr. rer. nat. Frank Gärtner, Dipl.-Wi.-Ing. Sebastian Krebs

Helmut-Schmidt-Universität - Universität der Bundeswehr Hamburg

Institut für Werkstofftechnik

Prof. Dr.-Ing. Wilko Flügge, Prof. Dr.-Ing. habil. Knuth-Michael Henkel, M.Sc. Michel Hauer

Fraunhofer-Einrichtung Großstrukturen in der Produktionstechnik IGP, Rostock

Center of Maritime Technologies e.V.

Bramfelder Straße 164, 22305 Hamburg

Tel.: +49 (0)40 / 69 20 876-0

Fax: +49 (0)40 / 69 20 876-66

igf@cmt-net.org

© Copyright by Center of Maritime Technologies e.V. (CMT) - Alle Rechte vorbehalten. Nachdruck, Vervielfältigung und Aufzeichnung auf Ton- und Bildträger, auch auszugsweise sind nicht ohne schriftliche Genehmigung des Herausgebers gestattet.
Rechtsbrüche werden strafrechtlich verfolgt.

Industrielle
Gemeinschaftsforschung

Das IGF-Vorhaben

18449 BG

Werkstoff- und verfahrenstechnische Optimierung kavitationserosionsbeständiger Beschichtungen an Schiffsrudern mittels Kaltgasspritzen (WoBeKa)

der Forschungsvereinigung Center of Maritime Technologies e.V. (CMT) wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Der nachstehende Bericht fasst die Zielsetzung und die Ergebnisse des o.g. Forschungsvorhabens zusammen.

Zusammenfassung

Am Schiffsrumpf und insbesondere am Schiffsruder auftretende Kavitationserscheinungen setzen Wirkungsgrad, Sicherheit und Effizienz von schnell fahrenden Seeschiffen herab. Auftretende dynamische Druckschwankungen durch Ruderbewegungen bei Kursänderungen oder achterlicher See lassen sich auch unter der Optimierung hydrodynamischer Eigenschaften nicht verhindern. Lokale Druckschwankungen sind hinreichend groß, um Kavitation, d.h. die Bildung und Implosion von Dampfblasen auszulösen. Die zyklische Belastung führt langfristig zu Materialermüdung und lokalem Abtrag aus der Oberfläche. Neben dieser Kavitationserosion bewirken vorbeiströmende Sedimente zusätzlichen Abrieb, und eine auftretende Seewasserkorrosion führt zu weiterer Schädigung der Schiffsoberfläche. Das komplexe Verschleißsystem wird demnach durch Mechanismen der Oberflächenzerrüttung und tribochemischer Reaktionen charakterisiert.

Die Beseitigung der Folgen dieses tribologischen Systems im Ruder- und Achterschiffsbereich stellt einen erheblichen Kostenfaktor dar. In der Schiffsentwurfsphase werden moderne Simulationsverfahren eingesetzt und deren Ergebnisse in Modellversuchen im Kavitationstunnel und Schlepptank validiert. Die Bereiche der Kavitationsgefährdung können somit gut ermittelt werden. In der Praxis werden die Schiffe trotzdem alle 5-7 Jahre gedockt, um die aufgetretenen Schäden aufwendig durch Auftragsschweißen und Schleifarbeiten zu beseitigen. Bei großvolumigen Ruderanlagen im Schiffbau bzw. im Achterschiffsbereich wurde das thermische Spritzen bisher nicht eingesetzt. Die Zielsetzung des Projekts bestand daher in der Entwicklung eines Verfahrens zum vollständigen oder partiellen Beschichten durch Kaltgasspritzen oder thermisches Spritzen mittels beständigen Materialien auf Ruderanlagen- und umgebende Achterschiffsbereiche.

Aus den exzellenten Resultaten des Vorgängerprojekts BESOMA (IGF-Nr. 17135 BG) ergaben sich, angeregt durch den projektbegleitenden Ausschuss, vielversprechende Ideen. Zum einen sollten der Einsatz von duktileren Bronzen und eine optimale thermische Nachbehandlung der Schichten die Kavitationsbeständigkeit verbessern. Im Rahmen von WOBEKA konnte nun nachgewiesen werden, dass z.B. mit kaltgasgespritzten Mn-Bronzen Kavitationsbeständigkeiten ähnlich zu denen der massiven Propellerbronze eingestellt werden können, allerdings unter kostenintensiver Verwendung von Helium als Prozessgas. Die Verarbeitung weicherer Bronzen resultiert zwar in Bezug auf entsprechendes Massivmaterial in sehr guten Schichteigenschaften. Jedoch sind entsprechende Werkstoffe a priori zu weich, um den geforderten Kavitationsschutz zu bieten. Im Gegensatz dazu erwies sich eine thermische Nachbehandlung der relativ harten NiAl-Bronzeschichten als adäquates Mittel, um Defekte der kaltgasgespritzten Schichten auszuheilen und massivmaterialähnliche Kavitationsbeständigkeiten einzustellen. Ein weiterer

Schwerpunkt betraf den Einsatz weiterer Spritzverfahren als Alternativen zum Kaltgasspritzen wie das Hochgeschwindigkeits-Flammspritzen (HVOF), das hieraus abgeleitete und sogenannte Warm-Spritzen als auch das Lichtbogenspritzen. Mittels Warmspritzens konnten für NiAl-Bronzeschichten ähnliche Eigenschaften im Vergleich zum Massivmaterial eingestellt werden. Entsprechend der Expositionszeiten des teils oder ganz aufgeschmolzen Beschichtungsmaterials gegenüber atmosphärischem Sauerstoff werden die Qualitäten der durch HVOF-Spritzen oder Lichtbogenspritzen hergestellten Schichten durch eingebaute Oxide beeinträchtigt, dank Prozessoptimierung jedoch weniger stark als erwartet. Durch Lichtbogenspritzen oder HVOF-Spritzen aufgetragene NiAl-Bronzeschichten erreichen eine 13-30 bessere Kavitationsbeständigkeit als der bisherig verwendete Ruderwerkstoff Stahl GLA.

Ein Problem im Vorgängerprojekt BESOMA bestand darin, dass dickere Schichten in Folge der Eigenspannungen vom Substrat abplatzten – einige davon erst im Langzeitkavitationstest. Entsprechend wurde ein zusätzlicher Fokus in WOBEKA auf das komplexe Wechselspiel zwischen internen Spannungen und externen Lasten unter dem Kavitationsangriff sowie der Auswirkungen auf die Adhäsion gelegt. Dabei wurde nachgewiesen, dass für das Lichtbogenspritzen Eigenspannungen die Kavitationserosionsbeständigkeit deutlich beeinträchtigen können. Diese Eigenspannungen konnten jedoch beispielweise durch den Einsatz alternativer Zerstäubergase oder die Anpassung der Roboterkinematik stark verringert werden.

Im Lauf des Projekts wurden umfangreiche Kenntnisse zu verschiedensten Spritzverfahren und deren bestimmenden Einflussfaktoren bezüglich der Schichteigenschaften gewonnen. Hierdurch ist es nun möglich, Spritzschichten herzustellen, welche in Bezug auf die Kavitationserosionsbeständigkeit ähnliche Qualitäten wie entsprechendes Massivmaterial erreichen. Alternativ erweist sich das Lichtbogenspritzten als Kompromiss aus soliden Schichteigenschaften und exzellenter Handhabbarkeit. Die Ergebnisse des Projekts sollen in ein DVS-Merkblatt überführt werden, um einen Transfer in die Praxis zu gewährleisten.

Das Ziel des Vorhabens wurde erreicht.

Abstract

Cavitation phenomena occurring on the hull and in particular on the ship rudder reduce the safety and efficiency of fast moving seagoing vessels. Dynamic pressure fluctuations caused by rudder movements due to changes in course or aft sea cannot be prevented even by optimizing hydrodynamic properties. Local pressure fluctuations are sufficiently large to cause cavitation, i.e. the formation and implosion of vapor bubbles. The cyclic loading leads to long-term material fatigue and local removal from the surface. In addition to this cavitation erosion, sediments flowing past cause additional abrasion, and seawater corrosion leads to further damage to the ship's surface. The complex wear system is therefore characterized by mechanisms of surface deterioration and tribochemical reactions.

The elimination of the consequences of this tribological system in the rudder and stern area is a considerable cost factor. In the ship design phase modern simulation methods are used and their results are validated in model tests in the cavitation tunnel and towing tank. The areas of cavitation hazard can thus be determined well. In practice, however, the ships are docked every 5-7 years in order to repair the damage that has occurred by means of build-up welding and grinding work. Thermal spraying has not yet been used for large-volume rudder systems in shipbuilding or in the stern area. The aim of the project was therefore to develop a process for complete or partial coating by cold gas spraying or thermal spraying using durable materials on the rudder and surrounding stern areas.

The excellent results of the previous project BESOMA (IGF No. 17135 BG), inspired by the project support committee, gave rise to promising ideas. On the one hand, the use of ductile bronzes and an optimal heat treatment of the coatings should improve the cavitation resistance. Within WOBEKA, it now could be proved that on basis of Mn-bronzes cold sprayed coating could achieve similar cavitation resistance as cast propeller bronze, but unfortunately for such needing the use of cost intensive use of helium as process gas. Processing softer bronzes by cold spraying with nitrogen results in coating qualities rather similar to those of respective bulk material. However, respective materials prove as too soft to supply the needed cavitation resistance. In contrast, post annealing procedures of the rather hard NiAl-bronze coatings proved as adequate method to reduce the number of coating defects and adjust properties similar to those of the respective bulk material. A further focus was put on the use of further spraying processes as alternatives to cold gas spraying, such as high velocity oxygen-fuel (HVOF) spraying, the from HVOF derived warm spraying or arc spraying. By optimization of warm spraying, NiAl-bronze could be processed that show similar cavitation resistance as respective bulk material. According to respective exposure times of liquid or semi-liquid droplets again environmental oxygen, qualities of HVOF-sprayed of arc-sprayed coatings are limited by embedded oxides; however thanks to process optimization to

less extend than expected. Coatings processed by arc spraying or HVOF-spraying show 13-30 times better cavitation resistance than the typical rudder material steel GLA.

One problem in the previous project BESOMA concerned the detachment of thicker layers from the substrate as a result of the residual stresses - some of them only in the long-term cavitation test. Therefore, WOBEKA put an additional focus on the complex interaction between internal stresses and external loads under the cavitation attack and the effects on adhesion. For arc spraying, th results show that the residual stresses can dominate and restrict the cavitation erosion resistance. However, this could be reduced, for example, by using alternative atomizing gases or by adapting the robot kinematics.

During the course of the project, extensive knowledge of various spraying processes and their determining influencing factors with regard to the coating properties was gained. As a result, it is now possible to produce coatings that reach the quality as the respective bulk material in terms of cavitation erosion resistance. Alternatively, arc spraying proves to be a compromise between robust coating properties and excellent usability. The results of the project are in transfer to a DVS bulletin in order to ensure a save and qualified use within the field of cavitation protection.

The aim of the project was achieved

Projektbegleitender Ausschuss

Firma	Ansprechpartner	KMU
Becker Marine Systems GmbH:	Hr. Mehldau	x
DNV GL SE:	Hr. Hachmöller	
Flensburger Schiffbau-Gesellschaft mbH:	Hr. Stoye	
Linde AG:	Hr. Krömmer	
Mecklenburg Metallguss GmbH:	Hr. Hemmann	
Muehlhan AG:	Dr. Momber	
obz innovation GmbH:	Dr. Trenkle	x
Ostseestaal GmbH:	Hr. Steiner	x
Praxair Surface Technologies GmbH:	Dr. Pogan	
Schlie Hydraulik Service GmbH:	Hr. Hentze	x
Schiffbau-Versuchsanstalt Potsdam GmbH:	Hr. Heinke	x
SUT Schweiß- und Umwelttechnik GmbH:	Hr. Bartels	x

Inhalt

Thema ... 1
Berichtszeitraum ... 1
Forschungsvereinigung ... 1
Forschungseinrichtung(en) ... 1
Zusammenfassung ... 5
Abstract ... 7
Projektbegleitender Ausschuss ... 9
Einleitung ... 12
Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung ... 12
Angestrebte Forschungsergebnisse ... 16
Lösungsweg – Darstellung der Arbeitspakete ... 18
Durchgeführte Arbeiten ... 20
Ergebnisse AP 1 – Abschätzung und Simulation erforderlicher Kaltgasspritzbedingungen und Pulverqualitäten ... 20
Ergebnisse AP2 - Herstellung von konventionellen Referenzschichten ... 22
Ergebnisse AP3 – Pulveranalysen / Anpassung von Spritzparametern (HSU) ... 25
Ergebnisse AP4 – Vorbereitung von Musterbauteilen und Planung von Langzeittests ... 26
Ergebnisse AP5 – Herstellung kaltgasgespritzter Schichten im Labormaßstab mit unterschiedlichen Pulvermaterialien ... 28
Ergebnisse AP 6 – Untersuchung von Schichtmikrostrukturen ... 29
Ergebnisse AP 7 – Analyse der Kavitations- / Korrosionsbeständigkeit ... 37
Ergebnisse AP 8 – Untersuchung zu Schichtkohäsion und -adhäsion ... 44
Ergebnisse AP 9 – Kristallographische Schichtstrukturen und systematische Analyse der Schichteigenspannungen ... 50
Ergebnisse AP 10 – Beschichtung von Musterbauteilen und Installation für Langzeitproben 56
Ergebnisse AP 11 – Prüfung der Musterbauteile und Korrelationen zu Laborversuchen ... 57
Ergebnisse AP 12 – Zusammenfassung in technischen Übersichten in Anlehnung an technische Regelwerke inklusive wirtschaftlichem Variantenvergleich ... 57
Verwendung der Zuwendung ... 64
Wissenschaftlich-technisches Personal (Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplans) ... 64
Geräte (Einzelansatz B des Finanzierungsplans) und Leistungen Dritter (Einzelansatz C des Finanzierungsplans) ... 65
Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit ... 65
Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der erzielten Ergebnisse ... 67
Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft und durchgeführte Maßnahmen ... 69
Literaturverzeichnis ... 75

Einleitung

Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

Am Schiffsrumpf und insbesondere am Schiffsruder auftretende Kavitationserscheinungen setzen den Wirkungsgrad und die damit verbundene Sicherheit und Effizienz von schneller fahrenden Seeschiffen herab [KOR09]. Auftretende dynamische Druckschwankungen durch Ruderbewegungen bei Kursänderungen oder achterlicher See lassen sich auch unter der Optimierung hydrodynamischer Eigenschaften nicht verhindern. Trotz aktuellem „Slow Steaming“ sind lokale Druckschwankungen hinreichend groß, um Kavitation, d.h. die Bildung und Implosion von Dampfblasen auszulösen [BOU02] [VYA77] [KOR09]. Die zyklische Belastung führt langfristig zu Materialermüdung und lokalem Abtrag aus der Oberfläche. Neben dieser Kavitationserosion bewirken vorbeiströmende Sedimente zusätzlichen Abrieb, und eine auftretende Seewasserkorrosion führt zu weiterer Schädigung der Schiffsoberfläche. In der Literatur wird das komplexe Verschleißsystem durch Mechanismen der Oberflächenzerrüttung und tribochemischer Reaktionen beschrieben [LÄP13]. Die Beseitigung solcher Schäden stellt einen enormen Zeit- und Kostenfaktor für betroffene Reedereien und Werften dar.

Abbildung 1: Schäden durch Eintrittskanten- und Flächenkavitation [NAV03]

Für Schiffe der amerikanischen Marine belaufen sich die Beschichtungskosten für beschädigte Ruder wie in Abbildung 1 in Abhängigkeit des Schiffstyps auf 25.000 bis 100.000 US $ pro Schiff, wobei die Kosten für Trockendock und Bauteilaufarbeitung noch nicht inbegriffen sind [NAV03]. Die aufgebrachten, gängigen Beschichtungen auf Polymerbasis versagen dabei häufig innerhalb von weniger als 2 Jahren [NAV10].

Kavitation tritt in Flüssigkeitsströmungen bei hohen Geschwindigkeiten auf, wenn das Umfließen beispielsweise eines Ruders oder die Verengung des Querschnitts eines durchflossenen Rohres höhere Fließgeschwindigkeiten bedingt und der statische Druck lokal auf einen Wert unterhalb des thermischen Sättigungsdampfdrucks des Fluids abfällt. Unter solchen Bedingungen entstehen Kavitationsblasen, die allerdings implodieren, sobald der statische Druck den Sättigungsdruck wieder übersteigt. Die schlagartige Kondensation wird ausgelöst durch im Wasser vorhandene Kavitationskeime, meist in Form von Schwebstoffen [KOR09], [OER12]. Darüber hinaus spielen aber auch Faktoren wie die Form des umströmten Körpers und die thermischen Eigenschaften des Fluids eine große Rolle [OER12], [CAR09].

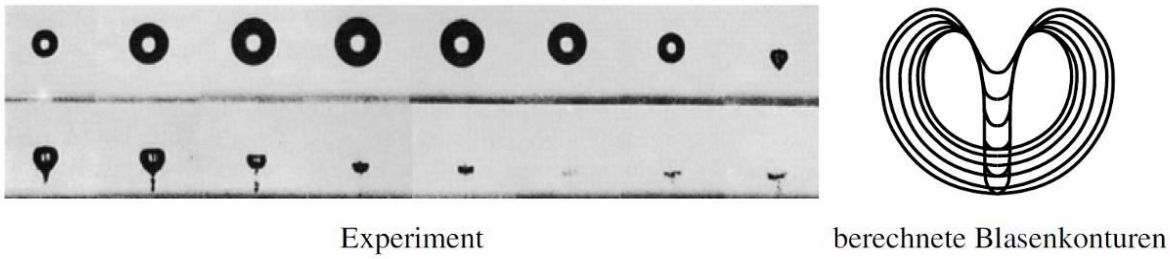

Abbildung 2: Kollaps einer Dampfblase in der Nähe einer festen Wand in der Phase der Strahlbildung in Richtung auf die Wand: Experiment (links) und berechnete Blasenkontur (rechts) [OER12]

Ein asymmetrischer Blasenkollaps in Wandnähe (siehe Abbildung 2) schädigt das Material in Folge eines sich bildenden Hochgeschwindigkeitsflüssigkeitsstrahls und hochfrequenter Druckwellen. Die Schädigung kann dabei als stark nichtlinear und werkstoffabhängig angesehen werden [OER12] [BOU02] [VYA77] [SOM10] [CZI10]. Ein nennenswerter Materialabtrag setzt erst nach einer Inkubationsphase ein. Bei vergleichsweise weichen Metallen werden während der Inkubationszeit oberflächennahe Bereiche zunehmend plastisch verformt, was typische Oberflächentopographien mit zum Teil extrusionsartigen Materialansammlungen z.B. an Korngrenzen oder verfestigten Bereichen zur Folge hat.

Als Maß für die Beständigkeit eines Materials gegen Kavitationserosion wird oft die Werkstoffhärte, d.h. der Widerstand gegenüber plastischer Verformung, genannt [VYA77], [HAT04], [AST10], [NEV01]. Da ein Materialabtrag meist über Risswachstum erfolgt, sind in der Realität auch Kenngrößen zur Ermüdung zu berücksichtigen [RIC97], [HAT01]. Eine solche Beschreibung sollte die Kavitationsbeständigkeit auch in Abhängigkeit der lokalen Fehlerdichte darstellen können [HAT07]. Für eine Reihe von Materialien konnte gezeigt werden, dass eine höhere Dauerfestigkeit längere Inkubationszeiten und geringere Kavitationsraten bedingt [RIC97].

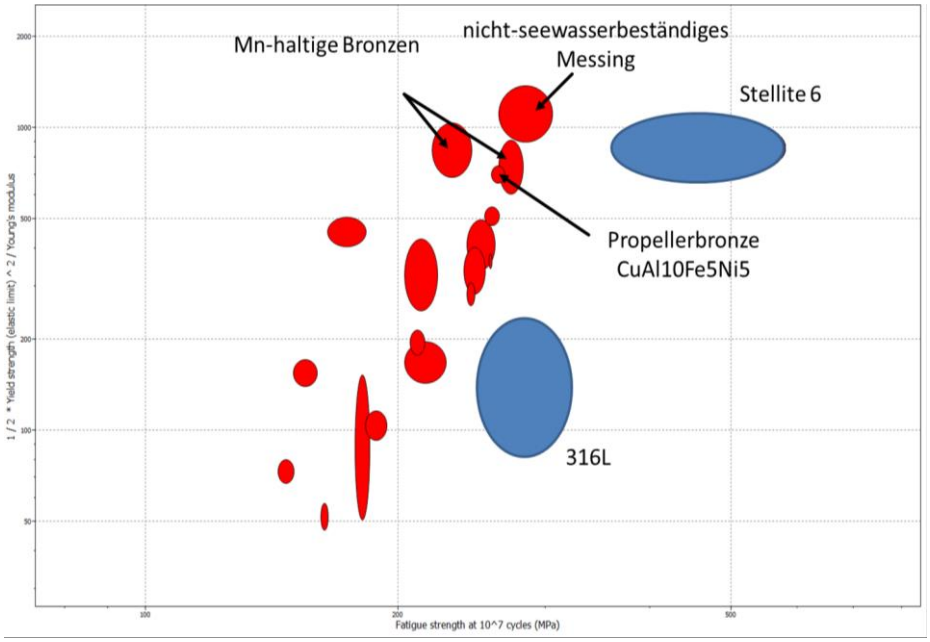

Abbildung 3: Ashby - Karte für den Zusammenhang zwischen Dauerfestigkeit und Widerstand gegen elastische Verformung (hier als „max. elastische Energie“) als Maß für die Kavitationsbeständigkeit von metallischen Werkstoffen.

Im Hinblick auf die Werkstoffauswahl können Ermüdungsfestigkeit und Widerstand gegenüber plastischer Verformung als Kriterien für Kavitationsbeständigkeit in einer Ashby-Karte gegenüber gestellt werden. In dem in Abbildung 3. gezeigten Beispiel werden die Voraussetzungen am besten von den Werkstoffen oben rechts erfüllt. Im Hinblick auf die Verarbeitung durch Kaltgasspritzen wurde die Materialauswahl auf Werkstoffe mit einer hinreichend hohen Bruchdehnung größer 15 % eingegrenzt. Die Gegenüberstellung zeigt, dass sowohl einige Bronzen als auch ausgewählte Stähle sehr gute Kavitationsbeständigkeiten aufweisen sollten. Gegenüber Bronzen zeigen Stähle leichte Vorteile im Hinblick auf Ermüdungsfestigkeit, Bronzen weisen Vorteile aufgrund ihres höheren Widerstands gegenüber plastischer Verformung auf. Gemäß der Literatur gewährleisten die folgenden Werkstoffe die höchsten Kavitationsbeständigkeiten:

- Ni-Al-Bronzen
- unter Druck martensitisch umwandelnde, austenitische Stähle (CaviTec oder D-CAV);
- Co-Legierungen (Stellite);
- superelastische NiTi-Legierungen [KUM05] [RIC97] [WU00] [HAT07].

Um Kavitation zu minimieren, werden optimale Geometrien und Propeller-Ruder-Interaktionen schon in der Schiffsentwurfsphase durch hydrodynamische Berechnungen (computational fluid dynamics: CFD) und Modellversuche im Hydrodynamik- und Kavitationstunnel (HYKAT) ermittelt [LÜC09] [CAR09]. Dabei werden insbesondere die Eintrittskante als auch dickere Stellen am

Profil des Ruders als kritische Bereiche für Kavitationsgefährdung angesehen [CAR09]. Lösungen betreffen das Anbringen von Staukeilen vor Spalten, den Einsatz twistierter Ruder oder auch den Einsatz weniger kavitationsanfälliger Profile [TAN05] [LÜC09] [CAR09]. Beim Neubau noch wenig berücksichtigt werden Möglichkeiten, besonders gefährdete Bereiche mit hochbeständigen, metallischen Werkstoffen zu beschichten [KIM10]. Allerdings werden für den Kavitationserosions- bzw. Erosionsschutz derzeit von verschiedenen Herstellern Beschichtungen auf Basis von PU-/ PE-basierten Polymeren, Polymermetallen sowie Synthesekautschuk angeboten und als besonders kavitationsbeständig beworben [BEL10] [HYD13]. Bestätigende, wissenschaftliche Untersuchungen liegen dazu bisher jedoch nicht vor. Der Einsatz des Auftragschweißens in Neubau und Reparatur zielt meist darauf ab, den Widerstand gegen Verschleiß und Korrosion zu erhöhen. Die Beschichtungswerkstoffpalette wird im Wesentlichen bestimmt durch die Verträglichkeit mit den jeweiligen Grundwerkstoffen bei stattfindender Aufmischung. Mit z.T. hohen Aufschmelzleistungen können relativ große Schichtdicken aufgetragen werden, welche als besonders stoß- und schlagsicher gelten und eine geringe Anfälligkeit gegenüber punkt- und linienförmigen Belastungen aufweisen. Als nachteilig erweisen sich insbesondere der Wärmeeintrag in das Grundmaterial und eine Durchmischung von Beschichtungs- und Bauteilwerkstoff [FAH06] [DIL06]. Beides beeinträchtigt die mechanischen Eigenschaften des Bauteils. Verfahrensbedingt müssen die Schichten nach dem Auftragen aufwendig plan und auf Maß geschliffen werden, welches die Nutzung von Hochleistungsschweißverfahren im Werftbetrieb ineffektiv macht. Daher wird in der maritimen Industrie häufig das teilmechanisierte Metall-Schutzgas-Schweißen (MSG) zur Reparatur von z.B. Schiffspropellern verwendet [KLÜ13]. Es ist anzumerken, dass alternative Schweißverfahren wie Laser-Pulver- oder Plasma-Pulver-Auftragsschweißen auf Grund des hohen Wärmeeintrags, den vergleichsweise hohen Prozesszeiten, insbesondere bei der Nachbearbeitung sowie der eingeschränkten Werfttauglichkeit nicht optimal geeignet sind, um Kavitationserosion vorzubeugen oder langfristig wirksame Reparaturen auszuführen.

Gegenüber dem Auftragschweißen besteht der wesentliche Vorteil thermischer Spritzverfahren darin, dass der Grundwerkstoff nicht auf- oder angeschmolzen wird. Deshalb besteht keinerlei Einschränkung bei der Materialauswahl hinsichtlich möglicherweise entstehender, spröder Phasen in Folge einer Flüssigphasendurchmischung. Bei geeigneter Verfahrenswahl können verschiedenste Metalllegierungen, Keramiken oder Komposite prozesssicher zu Schichten verarbeitet werden [DAV04] [PAW95]. Thermische Spritzverfahren wie das Lichtbogen- und Plasmaspritzen sowie Flamm- und Hochgeschwindigkeits-Flammspritzen (high velocity oxy-fuel: HVOF) sind seit einigen Jahrzehnten in vielfältigen Anwendungsbereichen von Fahrzeugbau, Flugzeugbau bis hin zum Anlagenbau etabliert, um korrosions- oder verschleißbeständige Schichten aufzutragen [DAV04] [PAW95]. Technische Weiterentwicklungen betreffen sowohl

eine bessere Abstimmung der Schichtqualitäten auf jeweilige Anforderungen und z.B. höhere Dauerfestigkeit, geringere Schichtdicken oder Rauheiten, als auch geringere Oxidation im Spritzprozess [WIE06] [GÄR06]. Als Kavitations- und Erosionsschutz werden thermisch gespritzte Schichten von hochfesten Metalllegierungen oder Metall-Keramik-Verbundwerkstoffen bisher bei Wasserkraftturbinen oder auch Pumpen eingesetzt [HOE11] [KUM05]. Verfahrensvergleichende Untersuchungen zeigen, dass HVOF - gespritzte Schichten eine bessere Beständigkeit gegenüber Kavitation aufweisen als plasmagespritzte (PS) Schichten. Allerdings war dabei der Abtrag der HVOF -gespritzten Schichten immer noch höher als der von Auftragschweißungen [KUM05]. Dies ist zumeist auf unzureichend gebundene interne Grenzflächen, in der Schicht enthaltene Oxide oder eine Versprödung in Folge unerwünschter Nebenreaktionen im Spritzprozess zurückzuführen. Ähnliche Tendenzen wurden für HVOF - gespritzte Nickel-Aluminium-Bronzen beobachtet, die i.A. besonders beständig gegenüber Kavitations- und Korrosionserscheinungen gelten [KOR09] [LÄP13] [BAR05].

Angestrebte Forschungsergebnisse

Ziel des Forschungsprojekts war eine vergleichende Evaluierung des Kaltgasspritzens zum Schichtauftrag geeigneter Werkstoffe und notwendiger Nachbehandlungen für einen nachhaltigen Schutz von Schiffrudern gegenüber Kavitation. Aufzeigbare Lösungswege sollten sowohl für den Neubau als auch die Reparatur von Rudern Anwendung finden.

Aufbauend auf den Ergebnissen des Vorgängerprojektes BESOMA sollte das Kaltgasspritzen zum einen an weiteren Werkstoffen für den maritimen Einsatz erprobt werden. Ein Ansatz betraf die Verwendung einer weicheren Sn-Bronze, um Parametereinschränkungen beim Kaltgasspritzen zu begegnen, d.h. bei gleichen Aufprallbedingungen sollten geringere kritische Geschwindigkeiten eine bessere Partikelbindung und damit Schichteigenschaften gewährleisten. Ein anderer Ansatz beschäftigte sich mit relativ harten Mn-Bronzen, die allerdings gegenüber NiAl-Bronzen weniger anfällig für Ausbildung spröder Phasenanteile sein sollten. Entsprechend sollte gegenüber den NiAl-Bronzen bei gleichen Parametersätzen ein besser gebundener Schichtverbund einzustellen sein. Um Schichteigenschaften im Vergleich zu anderen Verfahren zu bewerten, wurden thermisch gespritzte Schichten (Lichtbogen-, HVOF-Spritzen, Warm-Spraying) als auch auftragsgeweißte Schichten im Hinblick auf die gewünschten Funktionseigenschaften analysiert.

Ein wesentlicher Schwerpunkt des Vorhabens war die Evaluierung von thermischen Nachbehandlungen zur Einstellung gewünschter Schichteigenschaften. Thermische Nachbehandlungen sind im Schiffbau durchaus üblich, um Spannungen nach dem Schweißen abzubauen. Voraussetzungen und Auswirkungen thermischer Nachbehandlungen wurden für Schichten auf Basis der (i) bisher verwendeten CuAl10Fe5Ni5 – Bronze sowie (ii) weiteren,

besser verformbaren Bronzen analysiert. Die Auswahl der Spritzbedingungen und Auslagerungsbedingungen erfolgten systematisch (DoE, unterstützt durch Simulationen). Ergebnisse zu Schichteigenschaften hinsichtlich Festigkeit, Haftung, Eigenspannungen, und Kavitationserosionsbeständigkeit wurden entsprechend der statistischen Signifikanz der verschiedenen Einflussparameter dargestellt.

Des Weiteren wurden die Erfahrungen aus dem Vorgängerprojekt BESOMA genutzt, um bestehende Prüfmethoden weiter zu entwickeln und auf praxisnähere Bedingungen, z.B. auf Tribokorrosion abzustimmen. Eine Schlüsselrolle spielte dabei die systematische Untersuchung der Eigenspannungsprofile. Dabei kam die „modifizierte Bohrlochprüfmethode“ für Kaltgasspritzanwendungen und die Referenzschichten zum Einsatz. Aus den Korrelationen zu den gewünschten Funktionseigenschaften wurden so umfangreiche Kenntnisse zur Anwendung von Spritztechniken in Bereichen der maritimen Industrie gewonnen werden.

Ziel war damit erstmalig Voraussetzungen und Lösungswege aufzuzeigen, um Metallspritztechniken und insbesondere das Kaltgasspritzen in Schiffbau und Schiffsreparatur einzusetzen. Abschließend sollten sowohl die wirtschaftlichen Aspekte sowie die konstruktiven, werkstofftechnischen und gerätetechnischen Voraussetzungen für die Applikation in Abstimmung mit den Klassifikationsgesellschaften erarbeitet werden.

Lösungsweg – Darstellung der Arbeitspakete

Der Projektzeitplan zur Abarbeitung der Arbeitsschritte ist in Tabelle 1 als Übersicht dargestellt.

Tabelle 1: Projektzeitplan

Paket	Arbeitsschritte		Zeitraum																							Mon
			1. Jahr												2. Jahr											
			1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	24
1	Abschätzung und Simulation	HSU																								
	Kaltgasspritzbedingungen und Pulverqualitäten	AGP																								
2	Herstellung von Referenzschichten	HSU																								
	Auftragsschweißungen / Lichtbogenspritzen	AGP																								
3	Analyse und Anpassung von Pulvermaterialien	HSU																								
	und Spritzparametern	AGP																								
4	Vorbereitung von Musterbauteilen	HSU																								
	und Planung von Langzeittests	AGP																								
5	Herstellung kaltgasgespritzter Schichten im Labor	HSU						1.Variation					2.Variation							3. Variation						
	Parameteranpassungen & Materialvariation	AGP																								
6	Analyse der Schichtmikrostrukturen	HSU																								
	wie hergestellter und wärmebehandelter Schichten	AGP																								
7	Zusammenhängende Untersuchungen	HSU																								
	Kavitationserosionsverhalten	AGP																								
8	Untersuchung der tribologischen Eigenschaften,	HSU																								
	Schichtadhäsion und Schichtfestigkeit	AGP																								
9	Systematische Analyse	HSU																								
	der Schichteigenspannungen	AGP																								
10	Beschichten von Musterbauteilen	HSU																								
	und Installation für Langzeituntersuchungen	AGP																								
11	Prüfung der Musterbauteile	HSU																								
	Korrelationen zu Laborversuchen	AGP																								
12	Zusammenfassung in technische Übersichten	HSU										begleitend														
	inkl. wirtschaftlichem Variantenvergleich	AGP																								
	Personaleinsatz																									
			1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
	Ang. m. abg. wiss. Ausb. [MM]	AGP	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	24,0
		HSU	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	24,0
	Ang. m. staatl. Abschluß / techn. Mitarb. [MM]	AGP																									0,0
		HSU						1,0					1,0	1,0						1,0							4,0
	stud. Hilfskräfte: AGP [MM] (53 h/Monat/Stud mit 2 Stud)	AGP	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	2,0	48,0
	HSU [MM] (86 h/Monat/Stud mit 1 Stud)	HSU						1,0						1,0						1,0							3,0

Nachfolgend sind die Inhalte der geplanten Arbeitspakete dargestellt.

1.) Abschätzung und Simulation erforderlicher Kaltgasspritzbedingungen und Pulverqualitäten, Vorbereitung DoE mittels KSS®- und Modde® 10.0- Software(Aufwand HSU: 2 MM):

Bestimmung notwendiger Pulvergrößenverteilungen / Simulation und Eingrenzung der Kaltgasspritzparameter / Definition geeigneter Pulverqualitäten

2.) Herstellung von konventionellen Referenzschichten (Aufwand IGP: 3 MM):

Herstellung von Referenzschichten mittels MSG-Auftragschweißens / Herstellung von Referenzschichten mittels Lichtbogenspritzens

3.) Pulveranalysen / Anpassung von Spritzparametern (Aufwand HSU: 2 MM):

Analyse der Pulvermikrostruktur und Pulvermorphologie / Bestimmung von Pulverhärten und Pulvergrößenverteilung / ggf. Pulverklassierung (Sieben / Windsichten), Kalibrierung berechneter Spritzparameter

4.) Vorbereitung von Musterbauteilen und Planung von Langzeittests (Aufwand IGP: 4 MM)

Planung Langzeittest in Absprache mit den Industriepartnern (PA) / Festlegen Montagebedingungen für Langzeittestprobe sowie erforderliche Oberflächenqualitäten, Vorversuche zur Anbringung im Labormaßstab / Definition Prüfbedingungen und -methoden

5.) Herstellung kaltgasgespritzter Schichten im Labormaßstab mit unterschiedlichen Pulvermaterialien und Studien der Aufprallmorphologie (Aufwand HSU: 3 MM)

Kaltgasspritzexperimente auf dem Schiffbaustahl GL-A / Bestimmung der Auftragswirkungsgrade zur Abschätzungen der Wirtschaftlichkeit / Analyse der Aufprallmorphologien

6.) Analyse von Mikrostrukturen wie hergestellter und wärmebehandelter, kaltgasgespritzter Schichten (Aufwand HSU: 6 MM)

Erstellung und Analyse von Schichtquerschliffen / Ermittlung der Schichtporositäten und elektrischen Leitfähigkeiten / Bestimmung der Schichthärte und Schichtrauheit / Kavitationsuntersuchungen gem. ASTM G32, indirekte Methode / Auslagern der Schichten

7.) Analysen zur Langzeitkavitation und Korrosion (Aufwand IGP: 6 MM)

Langzeitkavitationsprüfungen in Anlehnung an ASTM G32-10 (indirekte Methode) vergleichend an kaltgasgespritzten Schichten, Referenzschichten und ausgelagerten Proben / Prüfung der Korrosionsbeständigkeit mit Salzsprühnebeltests / Analyse der Schädigungsmechanismen mittels mikroskopischer Untersuchungen

8.) Untersuchung zu Schichtkohäsion und Schichtadhäsion sowie Analysen zu tribologischen Eigenschaften und Schlagfestigkeiten wie gespritzter und ausgelagerter Schichten (Aufwand HSU: 6 MM)

Untersuchungen des Drei-Körper-Verschleißes / Durchführung von KugelschlIGPrüfungen / Untersuchung der Schichtkohäsion mittels TCT-Test / Mikroflachzugtests / Analyse der Schichtadhäsion mittel Haftzugtests

9.) Systematische Analyse der Schichteigenspannungen (Aufwand IGP: 6 MM)

Bestimmung des Eigenspannungszustands mittels modifizierter Bohrlochmethode für verschiedene Substrat-Spritzwerkstoff-Kombination der kaltgasgespritzten Schichten und

Referenzschichten / Optimierung der Spritzparameter für das Kaltgasspritzen und von Temperbedingungen hinsichtlich eines für die Belastung günstigen Spannungszustands

10.) Beschichtung von Musterbauteilen und Installation für Langzeitproben (Aufwand HSU: 1 MM / IGP: 1 MM)

Auftragen kaltgasgespritzter Schichten auf Musterbauteile, Bauteilmontage / Erfassung des Ausgangszustands vor der Belastung

11.) Prüfung der Musterbauteile und Korrelationen zu Laborversuchen (Aufwand HSU: 2 MM / IGP: 2 MM)

Vermessung der Bauteilproben und Analysen des Schadensbildes (mikroskopische Analysen von Korrosions- und Kavitationsschäden) / Korrelation der Ergebnisse aus den Laboruntersuchungen und dem Feldversuch

12.) Zusammenfassung in technischen Übersichten in Anlehnung an technische Regelwerke inklusive wirtschaftlichem Variantenvergleich (Aufwand HSU: 2 MM / IGP: 2 MM)
Erstellung technischer Übersichten (Diagramme, Spritzanweisungen, Materialvorbereitung, Arbeitsschutzrechtliche Grundlagen) / Empfehlungen zur Ermittlung der Schichtqualität mittels zerstörungsfreier Prüfverfahren / Einbindung in geeignete Regelwerke (DVS-Merkblätter, GL-Rules) / Aufschlüsselung von Zeitaufwand (Abschätzung der Rüstzeiten und notwendiger Nachbearbeitung) sowie fixen / variablen Kosten (inkl. Anschaffungskosten), Betrachtung LifeCycle Management

Durchgeführte Arbeiten

Ergebnisse AP 1 – Abschätzung und Simulation erforderlicher Kaltgasspritzbedingungen und Pulverqualitäten

Mit Hilfe der Simulationssoftware KSS – Kinetic Spray Solutions (Buchholz / D) wurden anhand der aus Datenblättern ermittelten Werkstoffkenndaten Berechnungen in Bezug auf den Schichtqualitätsparameter η durchgeführt. Dieser Parameter stellt das Verhältnis zwischen der kritischen Geschwindigkeit (v_{krit}) und der tatsächlichen Aufprallgeschwindigkeit unter verschiedenen Prozessbedingungen des Kaltgasspritzens dar. Die kritische Geschwindigkeit ist dabei die notwendige, materialspezifische Geschwindigkeit zum Schichtaufbau. Die tatsächliche Partikelgeschwindigkeit hingegen ist abhängig von Partikelform und -größe sowie den Prozessparametern Druck und Gastemperatur. Dieser Quotient muss größer 1, bestenfalls 1,5 bis 2 betragen, um gute Schichteigenschaften zu erhalten.

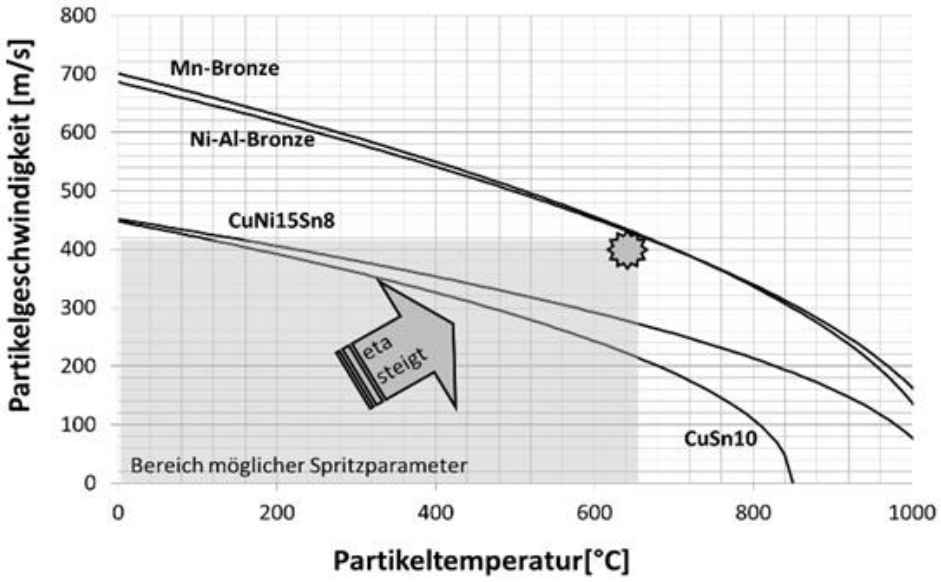

Abbildung 4: Darstellung der kritischen materialabhängigen kritischen Geschwindigkeiten und des für die Verarbeitung von Bronzen praktisch umsetzbaren Bereiches von Partikelaufprallbedingungen (grau hinterlegt).

Abbildung 4 stellt die kritischen Geschwindigkeiten der verwendeten Bronzen und den beim Kaltspritzen von Bronzen praktisch umsetzbaren Bereich von Partikelaufprallbedingungen gegenüber. Der Bereich möglicher Spritzparameter ist bei Bronzeschichtherstellung durch auftretende Düsenanbackungen bei höheren Parametern eingeschränkt. Aus dem Vergleich ist zu erkennen, dass die berechneten Aufprallbedingungen der Mn- und der Ni-Al-Bronzepartikel knapp der kritischen Bedingungen für einen Schichtaufbau liegen und entsprechend geringe Schichtqualitäten in Bezug auf Massivmaterialeigenschaften zu erwarten sind. Bei Verwendung der weicheren Sn-Bronzen sollten in Bezug auf Massivmaterial deutlich bessere Schichteigenschaften einzustellen sein. Im Vorgängerprojekt BESOMA wurde in ähnlicher Weise schon nachgewiesen, dass durch Weichglühen der Ausgangspulver deutlich bessere Schichteigenschaften erreicht werden können.

Als weitere Einflussgröße konnten ebenfalls mittels der Software erforderliche Partikelgrößen bestimmt werden. So zeigte sich, dass optimale Größen im Bereich von 25-45 µm liegen. Im Prozess zugeführte Pulverpartikel werden erhitzt und beschleunigt. Dabei erreichen große und vergleichsweise träge Partikel geringere Geschwindigkeiten, kühlen allerdings im kalten expandierenden Gasstrahl auch weniger ab. Um gleichmäßige Aufprallereignisse zu erhalten, muss die Größenverteilung auf diesen optimierten Bereich eingestellt werden.

Ergebnisse AP2 - Herstellung von konventionellen Referenzschichten

1.) Referenz 1: Lichtbogenspritzen mittels Druckluft

Für die ersten Referenzversuche mittels Lichtbogenspritzen wurden die hochfesten, kavitationserosions- und korrosionsbeständigen Bronzen CuAl9Ni5Fe4Mn (Ni-Al-Bronze) sowie CuMn13Al8Fe3Ni2 (Mn-Al-Bronze) verwendet. Für den Vergleich zum Kaltgasspritzen wurden dafür unter Beachtung der chemischen Zusammensetzung die Spritzdrähte LNM CuAl8Ni6 (Fa. Lincoln Electric, Ø 1.6 mm) sowie Bercoweld A300 (Fa. Bedra, Ø 1.6 mm) ausgewählt. Die Substrate entsprachen Typ S275 Stahl nach EN 10025-2 (Typ GL-A) mit den Abmessungen von ca. 65 mm x 50 mm x 5 mm (H x B x T). Für eine bessere Schichtanhaftung wurden die Substrate vor dem Spritzen mittels Korundstrahlens aufgeraut. Die Spritzparameter wurden konstant belassen bei U = 28 V, I = 180 A, p_{Air} = 4 bar und einem Spritzabstand von 100 mm (Sulzer Metco Smart Arc). Es wurder ein mäanderförmiges Spritzmuster verwendet. Um die Schichteigenspannungen gezielt zu variieren, wurden die Traversengeschwindigkeiten des Spritzrobotors von 333.0 mm/s über 499.5 mm/s zu 666.0 mm/s verändert. Die Auftragsrate (DE) stieg für beide Bronzen mit zunehmender Traversengeschwindigkeit, d.h. für Ni-Al-Bronze von 84.7 % über 86.2 % zu 87.6 %. Der Anstieg von 71.8 % über 81.8 % auf 84.5 % fiel bei der Mn-Al-Bronze noch deutlicher aus. Damit liegen die DE-Werte beim Lichtbogenspritzen der Mn-Al-Bronze tendenziell leicht unterhalb derer der Ni-Al-Bronze.

2.) Referenz 2: Lichtbogenspritzen mittels N2 + H2

Die Verwendung anderer Zerstäubergase als Druckluft kann die Qualität lichtbogengespritzter Schichten signifikant verbessern [LAN15]. Werden etwa Gase wie Stickstoff bzw. dessen Mixturen mit Wasserstoff genutzt, herrscht eine weniger reaktive Atmosphäre vor. Hierdurch und bedingt durch den zusätzlich reduzierenden Wasserstoff wird der Sauerstoffgehalt der Schichten deutlich gesenkt. Entsprechend ist eine bessere Beständigkeit der Schichten, v.a. gegenüber Kavitationserosion und Korrosion zu erwarten. Für die nachfolgend durchgeführten Referenzversuche mittels Lichtbogenspritzen wurden die gleichen Ni-Al-Bronze und Mn-Al-Bronze Drähte wie in Referenz 1 verwendet. Ebenso wurden Substrate sowie Spritzparameter und Roboterkinematik so belassen wie bereits oben beschrieben. Zusätzlich zu Stahl wurden nun auch Bronzesubstrate (ca. 35 x 70 x 6 mm³) mit den gleichen Parametern und Kinematiken beschichtet, um zusätzlich den Anwendungsfall Propellerreparatur mit abzudecken. Statt Druckluft wurde nun allerdings ein Gasgemisch aus Stickstoff (N_2) und 2 % Wasserstoff (H_2) als Zerstäubergas genutzt.

Tabelle 2: Anzahl der Lagen, Auftragsrate, Fehlergehalt (v. l.). Die Symbole beschreiben eine Erhöhung (⇧), Verringerung (⇩) oder Stagnation (~) zu Druckluft-gespritzten Schichten. Referenz 2

Traverse Speed	Number of layers	Deposition Efficiency (DE) in %	Defects in total in %
Ni-Al-Bronze			
333 mm/s	9 (⇧)	73.5 (⇩)	4.9 (⇩)
SD	…	…	± 1.1
500 mm/s	10 (~)	86.3 (~)	9.4 (⇩)
SD	…	± 2.0	± 0.8
666 mm/s	20 (⇧)	89.8 (⇧)	6.7 (⇩)
SD	…	± 1.1	± 1.9
Mn-Al-Bronze			
333 mm/s	8 (~)	85.1 (⇧)	4.7 (⇩)
SD	…	± 2.4	± 2.6
500 mm/s	10 (~)	83.8 (⇧)	3.0 (⇩)
SD	…	± 3.5	± 0.9
666 mm/s	15 (~)	82.0 (⇩)	10.5 (⇧)
SD	…	± 1.3	± 2.1

Auf Grund des geänderten Auftragsverhaltens musste die Anzahl der Lagen für Ni-Al-Bronze leicht angepasst werden, siehe Tabelle 2. Insgesamt stieg die Auftragsrate (DE) für beide Bronzen; lediglich für einen Parametersatz sank die DE durch den Wechsel des Zerstäubergases, Tabelle 2.

3.) Referenz 3: Lichtbogenspritzen mittels veränderter Kinematik

Veröffentlichungen aus Asien zeigen, dass eine Veränderung des Spritzmusters einen Einfluss auf die Schichteigenspannungen und somit auch andere Schichteigenschaften haben kann [CHE10] [CHI14]. Für die nachfolgend dargestellten Referenzversuche mittels Lichtbogenspritzen wurden analog zu den vorherigen Varianten die Werkstoffe Ni-Al-Bronze und Mn-Al-Bronze verwendet. Art der Drähte, der Substrate, Substratvorbereitung als auch Spritzparameter wurden gleich belassen. Statt eines mäanderförmigen Musters wurde nun jedoch ein spiralförmiges Spritzmuster genutzt, siehe Abbildung 5.

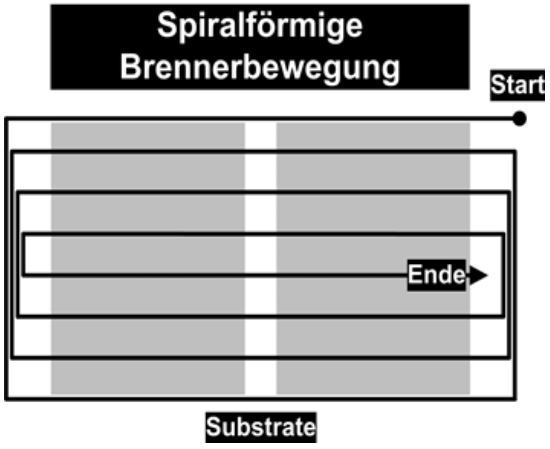

Abbildung 5: Spritzmuster der durchgeführten Referenzversuche; Referent 3

Des Weiteren wurden sowohl Druckluft als auch ein Gemisch aus Stickstoff und 2 % Wasserstoff als Zerstäubergase verwendet. Zur besseren Vergleichbarkeit mit den vorherigen Untersuchungen wurden die Anzahl der Lagen auf 10 und die Traversengeschwindigkeit auf 500 mm/s festgesetzt. Prozessseitig ist zu beobachten, dass die Auftragsraten beim Beschichten mit dem spiralförmigen Muster für beide Zerstäubergasgemische und Werkstoffe deutlich geringer sind als die Auftragsraten unter mäanderförmigem Muster.

4.) Referenz 4: Warm Spraying

Das Warm Spraying wurde als Weiterentwicklung des Hochgeschwindigkeits-Flammspritzens am National Institute for Materials Science in Tsukuba / Japan erfunden. Entsprechend wurden die projektbezogenen Versuche auch an diesem Institut durchgeführt. Wie beim Flammspritzen wird beim Warm Spraying zunächst Sauerstoff und Kerosin in einer Brennkammer zusammengeführt und gezündet. Die Verbrennung resultiert zunächst in hohen Gastemperaturen von bis zu 2700 °C. Je nach Sauerstoffvordruck und Verbrennungsbedingungen können unter Standardbedingungen Prozessgasdrücke von typischerweise bis zu 1 MPa eingestellt werden. Unter Hochdruckbedingungen sind Prozessgasdrücke von bis zu 4 MPa zu erreichen. Stromabwärts von Brennkammer noch vor dem konvergierenden Abschnitt folgt eine sogenannte Mischkammer, in welcher Stickstoff dem Prozess als Kühlung zugeführt wird. Je nach N2-Flussmengen zwischen 1000 und 500 m³/min lassen sich damit gezielt geringere Prozesstemperaturen einstellen. Nachfolgend der Mischkammer durchläuft das Gas den konvergierenden und divergierenden Sektor einer Lavaldüse. Erst weiter stromabwärts, eingangs des geraden Auslaufrohres wird das Bronzepulver zugeführt und entsprechend der Gasbedingungen beschleunigt und erhitzt. Im Vergleich zum Kaltgassprutzen werden beim Warm-Spraying etwa ähnliche Partikelgeschwindigkeiten, aber höhere Partikeltemperaturen eingestellt. Der Spritzwerkstoff verbleibt aber im festen Zustand, so dass Nebenreaktionen wie z.B. Oxidation minimiert werden.

In den in diesem Projekt durchgeführten Versuchen wurden N2-Durchflussmengen von 500, 750 und 1000 m³/min und Drücke von 1 und 4 MPa genutzt. Des Weiteren wurden Unterschiede der Schichtbildung auf ungeheizten auf vorgewärmten Substraten analysiert, um die Schichthaftung anzupassen. Mit allen Parametern konnten dicke Schichten hergestellt werden, allerdings platzten einzelne Schichten auf ungeheizten Substraten teilweise ab.

5.) Referenz 5: Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF-Spritzen)

Im Rahmen des Projektes wurden Bronzeschichten mittels Hochgeschwindigkeits-Flammspritzen mit einer Spritzkanone vom Typ DJ2700 von Oerlikon-Metco bei der Fa. Linde in

Unterschleißheim hergestellt. Die Versuche wurden mit Ethen als Brennstoff durchgeführt. Das System DJ2700 arbeitet bei Brennkammerdrücken von bis zu 1 MPa. Unter Verwendung von Ethen als Brennstoff werden Gastemperaturen von bis zu 2900 °C erreicht. Im Gegensatz zu anderen Konfigurationen wird bei der Spritzkanone DJ2700 das Pulver dem Prozess axial zugeführt. Die schon eingangs der Brennkammer eingeführten Pulver schmelzen ganz auf oder zumindest oberflächlich an. Um die Brennkammerwand zu kühlen und um den Spritzwerkstoff weniger stark zu oxidieren wird Luft oder Stickstoff als Kühlgas am Rand der Kammer und um den Partikelstrom zugeführt.

Um unterschiedliche Prozesstemperaturen einzustellen, wurde in den Versuchen primär das Verhältnis zwischen Sauerstoff und Brenngas variiert. In den Experimenten wurden Stöchiometrieverhältnisse λ von Sauerstoff zu Brenngas von 0,5 (geringe Temperatur) bis 0,8 (hohe Temperatur) eingestellt. Unterstöchiometrische Sauerstoffanteile sollten dabei die Oxidation eindämmen. Höhere Verhältnisse bis 1,0 (Stöchiometrie / optimale Verbrennung) führten aufgrund zu hoher Temperaturen zum Zusetzen der Düsen. Zusätzlich zum Einfluss des Sauerstoff-Brenngas-Verhältnisses wurden auch Auswirkungen von Luft und Stickstoff als Kühlgas analysiert. Da angenommen wurde, dass anteiliger Sauerstoff in Luft als Kühlgas an der Verbrennung teilnimmt, wurde bei Nutzung von Druckluft die Zufuhr von reinem Sauerstoff reduziert. Des Weiteren wurde der Einfluss des Spritzabstandes von 250, 300 und 350 mm untersucht. Mit allen Parametern konnten dicke, gut haftende Schichten hergestellt werden.

Ergebnisse AP3 – Pulveranalysen / Anpassung von Spritzparametern (HSU)

Die Analyse der gasverdüsten und in Größen von 25-45 µm fraktionierten Bronzepulver ergab, dass die Partikelgrößenverteilung für alle vier Bronzepulver in dem vorab festgelegten Sollbereich liegen. Die Pulver sind gut fließfähig und zeigen eine sphärische Morphologie mit nur sehr wenigen prozessbeeinträchtigten Satelliten.

In Abbildung 6 sind die Mikrostrukturen der verschiedenen Bronzelegierungspulver dargestellt. Sie zeigen teils dendritische als auch korngefeinte Strukturen. Bei der Mn-Bronze und der Ni-Al-Bronze sind noch kleine, eisenreiche Ausscheidungen erkennbar. Die Ni-Al-Bronze-Pulver wiesen im wie hergestellten Zustand aufgrund der hohen Abkühlraten bei der Pulververdüsung martensitische Phasenanteiel auf, welche anhand einer Wärmebehandlung von 7 h bei 600 °C (vgl. AiF BESOMA) reduziert werden konnten. Reste der martensitischen Struktur sind noch anhand der nadelförmigen Mikrostrukturen erkennbar. Gemessene Härten und Festigkeiten der Pulver sind höher als die des entsprechenden massiven Gussmaterials. Entsprechend sind berechnete Vorhersagen zu erreichbaren Schichtqualitäten (η) auf Basis der Massivmaterialdaten zu optimistisch.

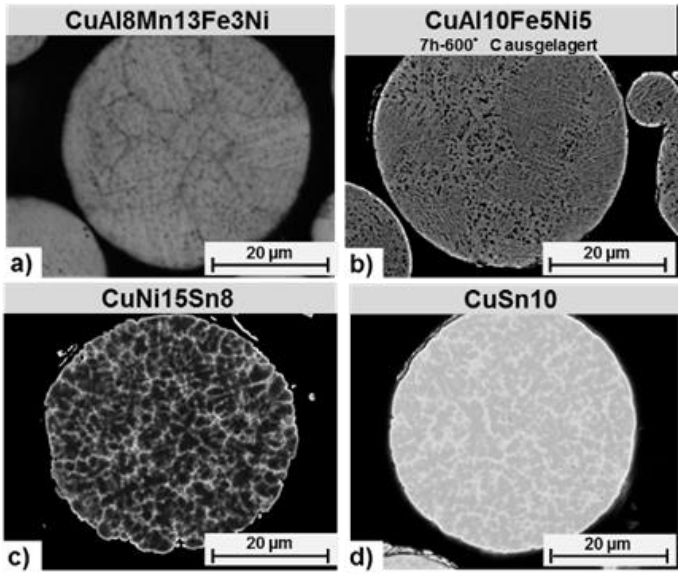

Abbildung 6: Mikrostrukturen der ausgewählten Bronzepulver.

Ergebnisse AP4 – Vorbereitung von Musterbauteilen und Planung von Langzeittests

Im Rahmen des Projektes sollten mittels Kaltgas- bzw. thermischen Spritzens beschichtete Proben zur Korrelation zwischen Laboruntersuchungen und realen Bedingungen in Zusammenarbeit mit dem Projektbegleitenden Ausschuss in praxisnahen Tests untersucht werden. Hierbei sollte auch der Einfluss der Sekundärkavitation in Zusammenhang mit vorhandenen Poren oder herausgelösten Bestandteilen betrachtet werden. Zusätzliche Schädigungsmechanismen wie Korrosion und Einfluss durch Sedimente sollten Informationen über die Leistungsfähigkeit der Schichten liefern.

Hierzu sollte Kavitationsschädigung in einem strömenden Medium (Salzwasser) für einen möglichst langen Zeitraum an der Probenoberfläche eingestellt werden. Recherchen in der Literatur und neueren Medien ergaben, dass entsprechende Prüfstände oder Ansätze standardmäßig nicht verfügbar sind und eine Probenhalterung und ein Kavitationserzeuger zunächst entwickelt werden müssten. Im Rahmen der PA-Treffen wurde umfangreich über das Bestreben von praxisnahen Tests zur Validierung der Untersuchungsergebnisse aus den Laborversuchen diskutiert. Die PA-Mitglieder und die Forschungsstellen kamen darin überein, dass eine Erprobung an einem Schiffsrumpf vermutlich schwierig realisierbar ist. Zu beachtende Hindernisse sind insbesondere die notwendige Geschwindigkeit (mind. 20 kn), die Möglichkeit zur Probeninstallation und –entnahme (Schiff im Dock oder Anbringung durch Taucher) sowie die variierenden Parameter in verschiedenen Gewässern. Zuletzt ist hier v.a. auch der Wille eines

Eigners bzw. Reeders entscheidend. Gerade letzteres ist wegen der bislang fehlenden Standardisierung in diesem Bereich ein großes Problem.

Die Reproduzierbarkeit solcher Tests um hieraus generelle Aussage über die Schichtperformance zu gewinnen wurde daher übereinstimmend als schwer möglich erachtet. Diskutierte Alternativen waren die Untersuchung der Proben in einem Kavitationstunnel oder Strahlkammerkavitationsteststand sowie die Testmethoden der Pumpenindustrie. Ebenso wurden die Projektziele der Abteilung für Schäden beim DNV GL präsentiert und hierüber Kontakte geknüpft. Die Anbringung einer entsprechend großen Platte bei Bedarf schien zu diesem Zeitpunkt vielversprechend.

Gemäß den Anforderungen wurde dennoch ein Halter für Langzeittests an einem Schiffsrumpf (Abbildung 7) konstruiert, welcher eine leichte Installation der Proben, möglichst ohne ein Docken des Schiffes gewährleisten sollte.

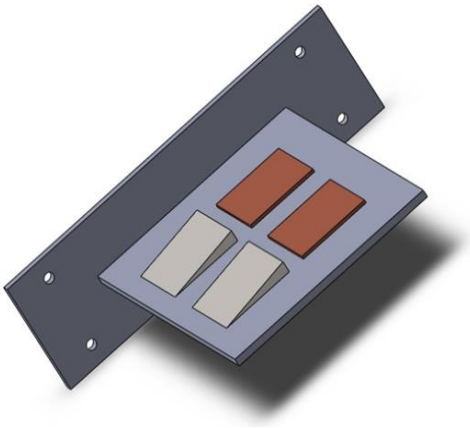

Abbildung 7: Entwurf eines Probenhalters zur Installation an einem Schiffsrumpf. Der Prüfkörper wird gemäß Zeichnung von links unten angeströmt. Die Strömung wird zunächst über einen Kavitationserzeuger geleitet. Die entstehenden Kavitationsblasen sollen über der Schichtoberfläche implodieren und Schädigungen an der Beschichtung bewirken. Dieses passiert typischerweise an Unebenheiten an Schiffsrümpfen durch Wolkenkavitation in einem vergleichbar großflächigen Bereich.

Darüber hinaus wurde festgelegt, dass die zu eruierenden Schichten spanend nachbearbeitet und z.T. versiegelt werden sollen, um eine vergleichbare Oberflächengüte zu den Labortests zu erreichen. Das gewünschte Anforderungsprofil für Feldtests ist in Tabelle 3 zusammengefasst.

Tabelle 3: Anforderungsprofil für praxisnahe Untersuchungen, nach Prioritäten sortiert.

Priorität	Anforderungsprofil
1	Strömungsgeschwindigkeiten > 20-25 kn
2	salzhaltiges Medium
3	kontinuierliches Fahrtprofil
4	Proben regelmäßig → etwa alle 2 Monate untersuchbar durch z.B. Taucher

Priorität	Anforderungsprofil
5	möglichst kostenneutral, kein mögliches Docken eines Schiffes außerplanmäßig
6	möglichst Bereich Nordsee

Die in der Zwischenzeit geprüften und zunächst positiv eingeschätzten Alternativen wie die Untersuchung von Proben in einem Kavitationstunnel erscheinen ebenso wie die Nutzung eines Strahlkammerkavitationsteststands wenig sinnvoll, da nach Auskunft betreffender PA-Mitglieder bzw. fachkundigen Personals die Strömungsgeschwindigkeiten nicht ausreichend für signifikante Schäden sind und sich darüber hinaus die Versuchsbedingungen stark unterscheiden. Die hohen Kosten tragen hier ebenfalls zum Ausschluss dieser Möglichkeit bei.

Die Forschungsstellen befinden sich dennoch weiterhin auf der Suche nach Partnern für Praxisversuche am Schiffsrumpf. Auf Fachtagungen wie den International Thermal Spray Conferences 2017 und 2018 ergaben sich hier bereits Anknüpfungspunkte mit eventuellen Partnern aus Australien. Des Weiteren soll die generelle Tauglichkeit großflächiger Bereiche anhand von Demonstratoren in Form von Platten und Demorudern nachgewiesen werden, siehe Ergebnisse des AP 10.

Ergebnisse AP5 – Herstellung kaltgasgespritzter Schichten im Labormaßstab mit unterschiedlichen Pulvermaterialien

1.) Kaltgasspritzen: Werkstoffvariation

In Abbildung 8 sind die typischen, zum Schichtaufbau beitragenden Aufprallmorphologien der verschiedenen Bronzelegierungspulver nach aufsteigender Pulverhärte von links nach rechts sortiert dargestellt.

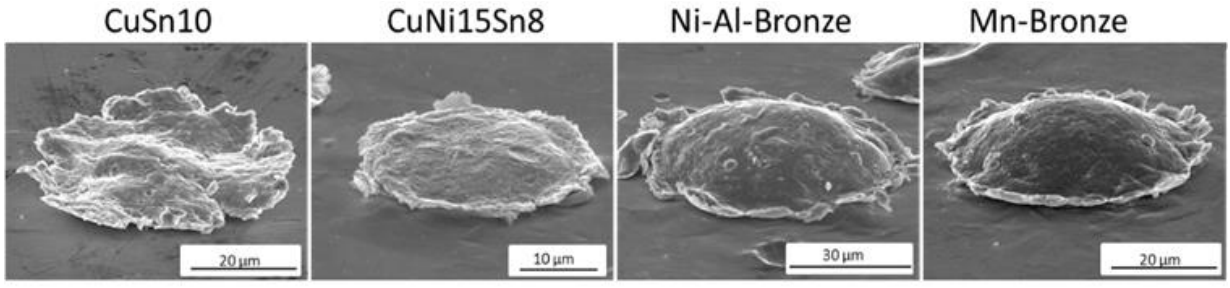

Abbildung 8: Aufprallmorphologien der unterschiedlichen Bronzepulver.

Die die Studie Aufprallmorphologien in Abbildung 8 nötigen Versuche zur Herstellung der Einzelaufprallereignisse erfolgten mit nicht vorgeheizten Substraten. Betrachtet man die einzelnen Aufprallmorphologien, so ist bei dem sehr weichen CuSn10-Pulver eine sehr starke

partikelseitige Verformung erkennbar. Das CuSn10 Partikel scheint hierbei an den Außenkanten als bereits maximal gedehnt / verformt, so dass Bereiche ungleichmäßig einreißen. In Folge der abgewendeten Richtung ausgebildeter, bindender Scherinstabilitäten sind diese nicht zwangsläufig in Kontakt zum Substrat, was die Adhäsion einschränkt. Hingegen ist bei dem härteren CuNi15Sn8-Partikel eine gleichmäßigere Verformung erkennbar. Zudem ist das Partikel tiefer in das Substrat eingedrungen. Des Weiteren sind als Indiz für die zur Bildung von bindenden Scherinstabilitäten Materialjets rund um das Partikel zu erkennen. Die Aufprallmorphologien der Ni-Al-Bronze und der Mn-Bronze hingegen sind vergleichbar und zeigen weniger Verformung der Partikel als vorgenannte Beispiele. Insbesondere bei der Ni-Al-Bronze sind substratseitige Materialjets erkennbar. Nach statistischer Auswertung der Aufprallmorphologien zwischen haftenden und verformten, sowie nicht haftenden Aufprallmorphologien, konnte festgestellt werden, dass höhere Prozessparameter zu vermehrter Partikelhaftung und Verformung führen. Das Vorheizen von Substraten ermöglicht ein tieferes Eindringen der Partikel in das Substrat, sowie eine gleichmäßigere Verteilung der Verformung und somit der Ausbildung bindender Scherinstabilitäten zwischen Partikel und Substrat.

2.) Kaltgasspritzen: Nachbehandlung der Schichten

Um schon von einer relativ guten Ausgangssituation auszugehen, wurden für die Untersuchungen zum Einfluss von Nachbehandlungen Schichten mit den höchsten, prozesssicher mittels Stickstoff realisierbaren Parametersätzen (40 bar, 650°C, Düse Typ D51) hergestellt. Als Ausgangswerkstoff dienten die wie angelieferten NAB/hart und die zusätzlich geglühten NAB/weich Pulver. Einzelne Schichtchargen wurden dann bei Temperaturen von 500 °C bzw. 650 °C für unterschiedliche Zeiten von bis zu 4 Stunden in einem Vakuumofen ausgelagert. Die gewählten Temperaturen sollten (i) hinreichend schnelle Diffusion gewährleisten und (ii) mögliche Unterschiede im Hinblick auf die Entmischung des β'-Martensits unter Bildung von γ2- oder κ-Phasen aufzeigen. In späteren Anwendungen sind mögliche thermische Nachbehandlungen dann ggf. in Schutzgasatmosphäre anstelle von Vakuum durchzuführen.

Ergebnisse AP 6 – Untersuchung von Schichtmikrostrukturen

1.) Kaltgasspritzen: Werkstoffvariation

Für die verschiedenen Bronzen wurden individuell Spritzparameter variiert. Die Untersuchung der Schichtmikrostrukturen zeigte, dass erhöhte Spritzparameter in Bezug auf das Verhältnis von Aufprallgeschwindigkeit zu kritischer Geschwindigkeit η die Schichtporosität verringern und die Härte steigern. Die Verwendung vorgewärmter Substrate resultiert hingegen in leicht höherer Porosität. Beim Aufprall auf thermisch erweichte Oberflächen werden die Partikel weniger stark

verzögert und somit weniger verformt, um alle Poren zu schließen. Trotz leicht höherer Porosität wird auf vorgeheizten Substraten eine höhere Schichthätte beobachtet. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bereits anhaftende und thermisch erweichte Partikel stärker beim Aufprall nachfolgender Partikel verformt und damit verfestigt werden

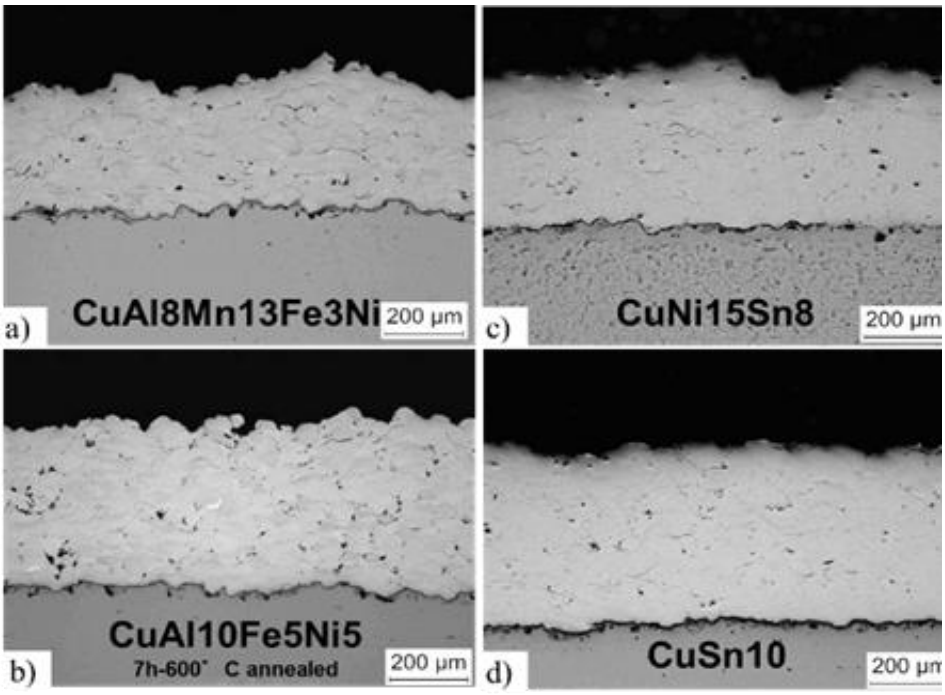

Abbildung 9: Darstellung der Schichtmikrostrukturen der unterschiedlichen Bronzematerialien gemäß der Schichtherstellung durch Kaltgasspritzen mit maximalen Spritzparametern auf vorgewärmtem Substrat.

In Abbildung 9 sind die Schichtmikrostrukturen (Querschliffe) der mit verschiedenen Bronzen unter maximal möglichen Parametersätzen beim Kaltgasspritzen auf vorgewärmtem Substrat hergestellten Schichten dargestellt. Erkennbar ist, dass mit sinkender Pulverhärte (von Abbildung 9a bis d) die Porosität (dunkle Lücken) der Schicht abnimmt. Dieses ist auf die bessere Verformbarkeit von weicheren Partikel zurückzuführen.

2.) Kaltgasspritzen: Nachbehandlung der Schichten

Abbildung 10 zeigt die Schichtmikrostrukturen im Ausgangszustand und nach 2-stündingen Wärmebehandlungen bei 500 oder 650°C. Die Mikrostruktur der wie gespritzten NAB/hart Schicht (Abbildung 10a) weist deformierte Partikel, gebundene und nicht gebundene Bereiche, und in den Partikeln meist eine einphasige, dendritische Struktur auf. Durch die Wärmebehandlung bei 500°C ändert sich die globale Mikrostruktur nur unwesentlich, mit ähnlicher Verteilung nicht gebundener Grenzflächen oder Konzentrationskontrasten in Folge der schnellen dendritischen Erstarrung. Nach der Auslagerung bei 650°C sind Kontraste ehemaliger Partikel-Partikel-

Grenzflächen größtenteils verschwunden. Zusätzlich zeigen sich homogen über alle Partikel dunkel abgebildete Ausscheidungen, die Fe-reichen κ-Phasen zugeordnet werden können.

Die Schichten auf Basis der geglühten NAB/weich Pulver zeigen in Folge der Wärmebehandlung schon im Ausgangszustand κ-Phasen als Ausscheidungen. Die meisten der Partikel-Partikel-Grenzflächen sind gut gebunden. Durch die Auslagerung bei 500°C ergeben sich keine signifikanten Veränderungen. Die Glühung bei 650°C verringert jedoch den Anteil nicht gebundener Grenzflächen und hebt den Kontrast der κ-Ausscheidungen, wahrscheinlich durch Wachstum stärker hervor. Die Resultate zu den Schichthärten sind in Tabelle 4 zusammengefasst.

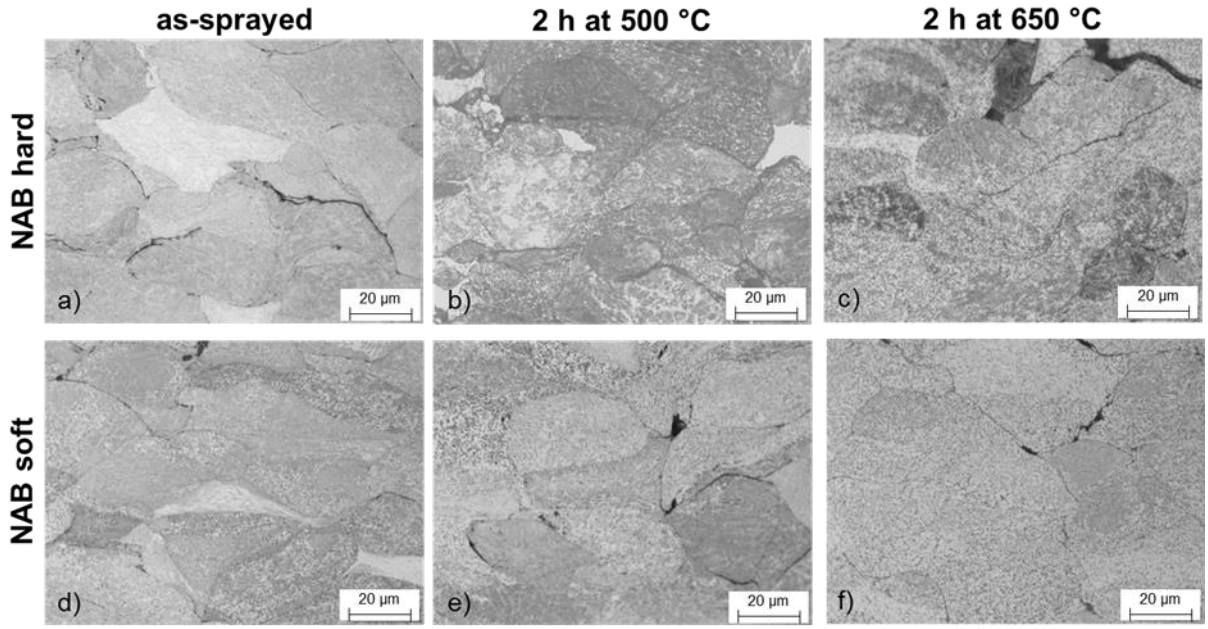

Abbildung 10: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostruktur von kaltgasgespritzten NAB/hart und NAB/weich Schichten im wie gespritzten Zustand und nach 2-stündigen Glühungen bei 500 °C bzw. 650 °C. Die Quer-schliffe wurden geätzt, um Kontraste stärker hervor zu heben.

Tabelle 4: Schichthärten im Ausgangszustand und nach unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen und –zeiten.

NAB type	annealing temperature	hardness after 0 min	40 min	60 min	120 min
hard	500°C	302 ± 17	-	252 ± 35	267 ± 6
	650°C	302 ± 17	243 ± 18	245 ± 11	235 ± 9
soft	500°C	310 ± 7	252 ± 6	279 ± 15	269 ± 8
	650°C	310 ± 7	244 ± 7	240 ± 10	231 ± 12

Im Vergleich zum Ausgangszustand fallen die Schichthärten durch die Glühung um typischerweise etwa 20 % ab, wahrscheinlich in Folge einer, gegenüber anderen Änderungen, dominierenden Rekristallisation des Gefüges.

Elektrische Leitfähigkeiten liefern im Allgemeinen relativ gute Informationen über Qualitäten kaltgasgespritzter Schichten. Abbildung 11 fasst die ermittelten Leitfähigkeiten der NAB/hart- und NAB/weich-Schichten für verschiedene Glühdauern zusammen.

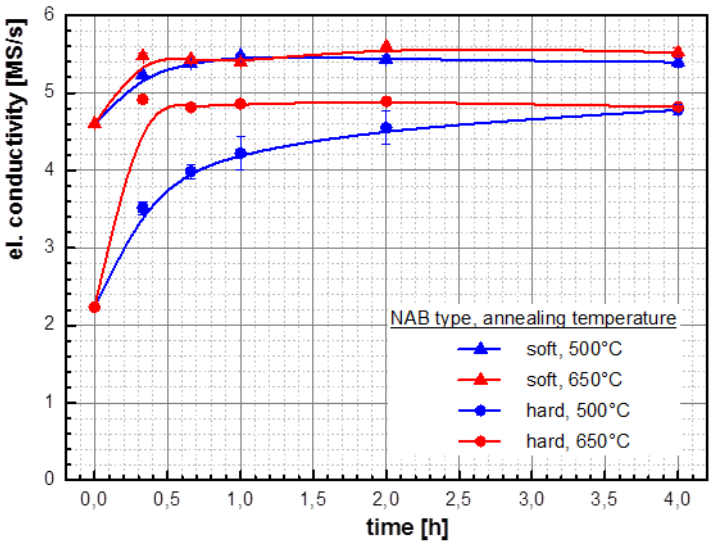

Abbildung 11: Elektrische Leitfähigkeiten von kaltgasgespritzten NAB/hart- und NAB/weich- Schichten für unterschiedliche Glühdauern bei Auslagerungstemperaturen von 500 °C und 650 °C.

Für beide Schichttypen steigen die Leitfähigkeiten während der ersten 20 min Glühdauer stark an und streben über den Gesamtzeitraum einer Sättigung zu. Die Leitfähigkeiten der NAB/weich-Schichten sind ähnlich für beide gewählte Auslagerungstemperaturen und leicht höher als die der NAB/hart-Schichten. In dem Vergleich fällt auf, dass für die NAB/hart-Schichten bei der geringeren Auslagerungstemperatur von 500°C mehr als 2h benötigt werden, um näherungsweise den Sättigungsbereich zu erreichen. Auch ist anzumerken, dass NAB/hart im Ausgangszustand eine nahezu nur halb so hohe Leitfähigkeit wie NAB/weich aufweist. Entsprechend sind mehr mikrostrukturelle Änderungen nötig, um gute Schichtintegrität einzustellen.

3.) *Referenz 1: Lichtbogenspritzen mittels Druckluft*

Ein wesentlicher Schwerpunkt bei den Studien zu Referenzverfahren lag auf Untersuchungen zur Optimierung des Lichtbogenspritzens als möglicherweise mobil auf der Werft einsetzbare Beschichtungstechnik. Entsprechende Ergebnisse sind im Folgenden zusammengestellt. Der Abgleich lichtmikroskopischer Aufnahmen unter Verwendung der Farbätzung nach Klemm mit energiedispersiven Röntgenanalysen (EDS) derselben Stellen zeigt geringfügige Unterschiede in

der Verteilung der Legierungselemente Al, Ni, Fe und Mn. Diese sind in Abbildung 12 beispielhaft für Mn-Al-Bronze markiert. Es fällt auf, dass die Mischkristallmatrix kaum Al enthält; Al ist stattdessen großflächige auftretenden Oxiden gebunden. Des Weiteren können die dunklen Bereiche als z.T. martensitische β-Phase identifiziert werden. Die β-Phase hat eine schlechtere Beständigkeit gegenüber Kavitationserosion und Korrosion. Die Mikrostruktur der Ni-Al-Bronze Schichten ist vergleichbar, enthält aber keine geordnete β-phase.

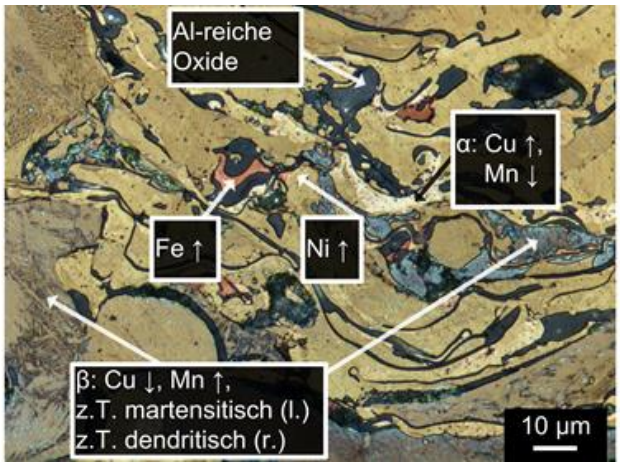

Abbildung 12: Mikroschliff Mn-Al-Bronze; farbgeätzt nach Klemm. Referenz 1

Für die quantitative Bestimmung von Poren und Oxiden wurden Rückstreuaufnahmen mittels REM und EDS-Aufnahmen des Sauerstoffgehalts derselben Stellen verglichen und anhand eines Messrasters ausgezählt, Tabelle 5.

Tabelle 5: Gehalt Poren / Risse und Oxide; Referenz 1

Material / Traversengeschwindigkeit		Gehalt und Standardabweichung in %	
		Poren / Risse	Oxide
Ni-Al-Bronze			
Schichten	333.0 mm/s	5.1	6.7
	SD	± 1.4	± 2.4
	499.5 mm/s	5.4	6.4
	SD	± 2.1	± 1.9
	666.0 mm/s	6.7	9.1
	SD	± 0.5	± 2.5
Mn-Al-Bronze			
Schichten	333.0 mm/s	5.7	4.4
	SD	± 0.5	± 1.9
	499.5 mm/s	4.7	6.4
	SD	± 1.0	± 2.1
	666.0 mm/s	4.7	4.4
	SD	± 0.5	± 1.0

Während für Ni-Al-Bronze steigende Gehalte an Poren und Oxiden mit zunehmender Traversengeschwindigkeit beobachtet werden, sinken die Anteile an Poren für die Mn-Al-Bronze Schichten – bezüglich der Oxide ist kein klarer Trend erkennbar. Im Vergleich zeigen sich die Mn-Al-Bronze-Schichten weniger porös und homogener in Bezug auf Oxid- und Porenverteilung. Das

äußert sich auch in den geringeren Standardabweichungen gegenüber den Ni-Al-Bronze-Schichten.

4.) Referenz 2: Lichtbogenspritzen mittels N2 + H2

Der Vergleich lichtmikroskopischer Aufnahmen mit energiedispersiven Röntgenanalysen (EDS) derselben Stellen zeigt nur wenige Auffälligkeiten in der Verteilung der Legierungselemente. Diese sind in Abbildung 13 beispielhaft für Mn-Al-Bronze markiert. Die vorhandenen Oxide basieren, analog zu den Schichten der Referenz 1, größtenteils auf Al-Verbindungen. Ansonsten stechen lediglich hoch Mn-haltige Bereiche sichtbar heraus, Abbildung 13 (nur in Mn-Al-Bronze zu finden).

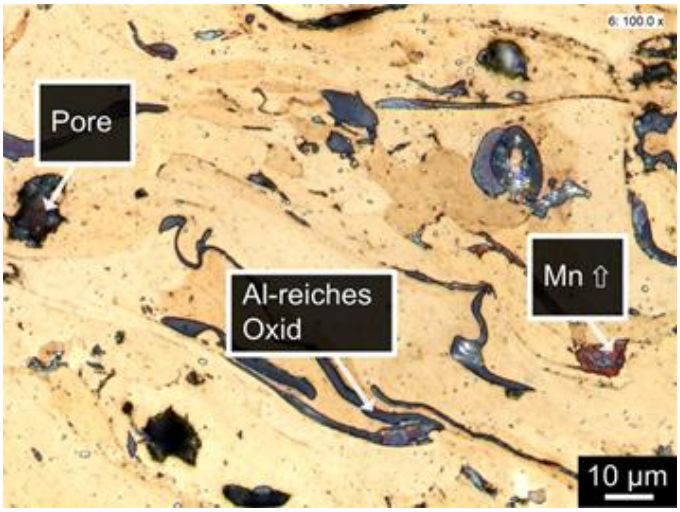

Abbildung 13: Mikroschliff Mn-Al-Bronze; farbgeätzt nach Klemm. Referenz 2

Im Vergleich zu den mit Druckluft hergestellten Schichten (Referenz 1) weisen die mit N2+H2 gespritzten Schichten insgesamt eine deutlich homogenere Mikrostruktur auf. Insbesondere die Ni-Al-Bronze-Schichten profitieren hiervon durch den erhöhten Al-Gehalt in der Matrix und zeigen einen deutlich geringeren Defektgehalt (Gesamtgehalt aus Poren und Oxiden) als vergleichbare mit Druckluft gespritzte Schichten, vgl. Tabelle 2 und Tabelle 5. Dies äußert sich auch in den geringeren Standardabweichungen gegenüber den Mn-Al-Bronze-Schichten.

5.) Referenz 3: Lichtbogenspritzen mittels veränderter Kinematik

Die Gegenüberstellung lichtmikroskopischer Aufnahmen mit energiedispersiven Röntgenanalysen (EDS) derselben Stellen zeigt nur wenige Unterschiede in der lokalen chemischen Zusammensetzung, welche in Abbildung 14 markiert sind.

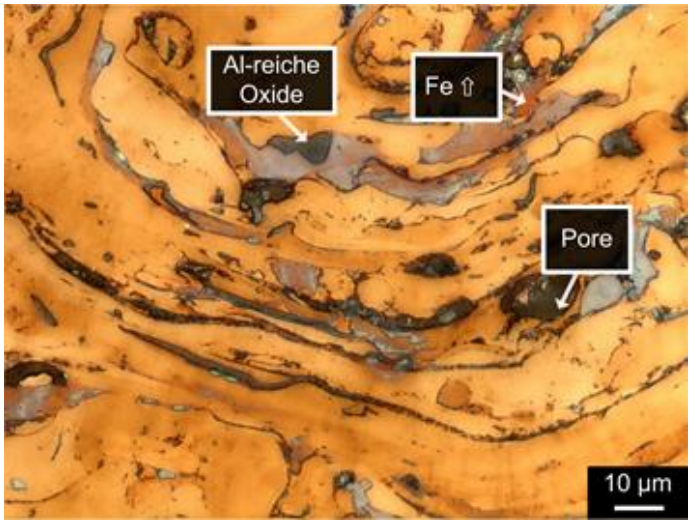

Abbildung 14: Mikroschliff Mn-Al-Bronze; farbgeätzt nach Klemm. Referenz 3

Im Vergleich zu Referenz 1 und 2 sind die Schichten qualitativ ähnlich, wenn auch martensitische Phasen dieses Mal nicht detektierbar sind – auch nicht in den druckluftgespritzten Schichten. Quantitativ betrachtet weisen Schichten von beiden verwendeten Beschichtungswerkstoffen unter Einsatz von Druckluft eine Erhöhung der Defektgehalte (Gesamtgehalt Poren und Oxide) im Vergleich zu den vorherigen Ergebnissen auf, während die mit N_2+H_2 gespritzten Schichten insgesamt eine homogenere Mikrostruktur und einen geringeren Defektgehalt zeigen, Tabelle 6.

Tabelle 6: Fehlergehalte und Leitfähigkeiten. Die Symbole beschreiben eine Erhöhung (⇧), Verringerung (⇩) oder Stagnation (~) im Vergleich zu Schichten mit einem mäanderförmigen Spritzmuster. Referenz 3

	Mittelwerte und Standard-abweichungen (SD) in %			Spezifische elektrische Leitfähigkeit in MS/m
	Poren / Risse	Oxide	Summe	
Druckluft				
Ni-Al-Bronze				
Mittelwert	4.0 (⇩)	10.1 (⇧)	14.1 (⇧)	15.4 (⇧)
SD	± 1.6 (⇩)	± 0.8 (⇩)	± 0.8 (⇩)	± 1.6 (⇩)
Mn-Al-Bronze				
Mittelwert	5.4 (⇧)	7.1 (⇧)	12.5 (⇧)	13.1 (⇧)
SD	± 0.5 (⇩)	± 0.8 (⇩)	± 0.5 (⇩)	± 1.1 (⇩)
N_2 + 2 % H_2				
Ni-Al-Bronze				
Mittelwert	2.4 (⇩)	1.7 (⇩)	4.0 (⇩)	15.3 (~)
SD	± 0.5 (~)	± 1.0 (~)	± 0.8 (~)	± 0.4 (⇩)
Mn-Al-Bronze				
Mittelwert	3.4 (~)	1.3 (⇩)	4.7 (⇩)	11.1 (⇧)
SD	± 0.5 (⇩)	± 0.5 (⇩)	± 1.0 (⇩)	± 0.8 (~)

Die Messungen der spezifischen elektrischen Leitfähigkeit, als Maß für eine gute Schichtqualität, zeigen höhere Werte als die zuvor mittels Standardkinematik beim Lichtbogenspitzen hergestellten Schichten, Tabelle 6. Darüber hinaus sind die Ergebnisse statisch robuster; zu erkennen an den geringeren Standardabweichungen.

6.) Referenz 4: Warm Spraying

Warm Spraying wurde gegenüber Kaltgasspritzen als alternatives Verfahren für festen Partikelaufprall analysiert. Abbildung 15 zeigt die Schichtmikrostrukturen (Querschliffe) für geringe (N1000 / 1 MPa) und hohe (N500 / 4 MPa) Spritzkonditionen auf nicht vorgeheiztem Substrat.

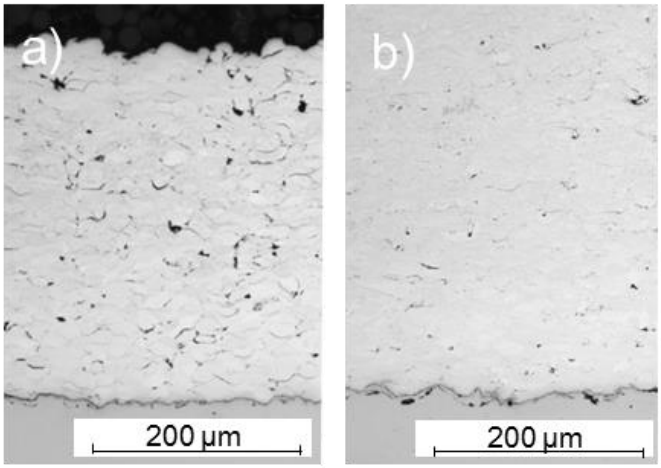

Abbildung 15: Schichtmikrostrukturen von mittels Warm Spraying mit geringen, N1000 / 1 MPa (a) und hohen, N500 / 4 MPa (b) Spritzparametern hergestellte Ni-Al Bronzeschichten (NAB, hart) auf nicht vorgewärmten Substraten. Referenz 4

Die Mikrostrukturen zeigen, dass höhere Parametersätze, insbesondere höherer Druck deutlich besser gebundene Partikel in der Schicht und geringere Porosität garantieren. Der geringere Kühlgasfluss von 500/min gewährleistet eine höhere Partikeltemperatur und der höhere Prozessgasdruck von 4 MPa höhere Partikelgeschwindigkeit. Die damit stärker Verformung resultiert in einem integren Schichtaufbau. Dieses spiegelt sich in reduzierter Porosität auf nur 0,3 % wieder. Zum Teil sind auch kleinere Partikel teils aufgeschmolzen und konnten Poren schließen. Die Schichthärte nahm hingegen aufgrund von Rekristallisation durch die hohen Prozesstemperaturen wieder ab.

7.) *Referenz 5: Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF-Spritzen)*

Beim HVOF-Spritzen schmilzt der Spritzwerkstoff auf oder zumindest an. Damit steht dieses Referenzverfahren eher im Vergleich zum Lichtbogenspritzen, als zum Kaltgasspritzen. Die mittel HVOF Spritzens hergestellten Schichten zeigen im Vergleich zum mittels Warm Spraying oder Kaltgasspritzens hergestellten Proben bis zu 10-fach höhere Kontaminationen mit Sauerstoff. Die Partikel wurden im Prozess größtenteils aufgeschmolzen. Entsprechend der Mikrostrukturaufnahmen sind auftreffende Partikel oder Tröpfchen sehr stark verformt. Nur wenige Exemplare mit zeigen die ursprüngliche, sphärische Form. Dies resultierte in einer sehr geringen Schichtporosität von nur 1 % für Versuche mit Stickstoff als Kühlgas. Mit Luft als Kühlgas

gespritzte Schichten erreichten eine minimale Porosität von 5 % aufgrund der stärkeren Oxidation und der geringeren Partikelaufpralltemperaturen. Abbildung 16 stellt typische Mikrostrukturen gemäß der Parametervariation gegenüber.

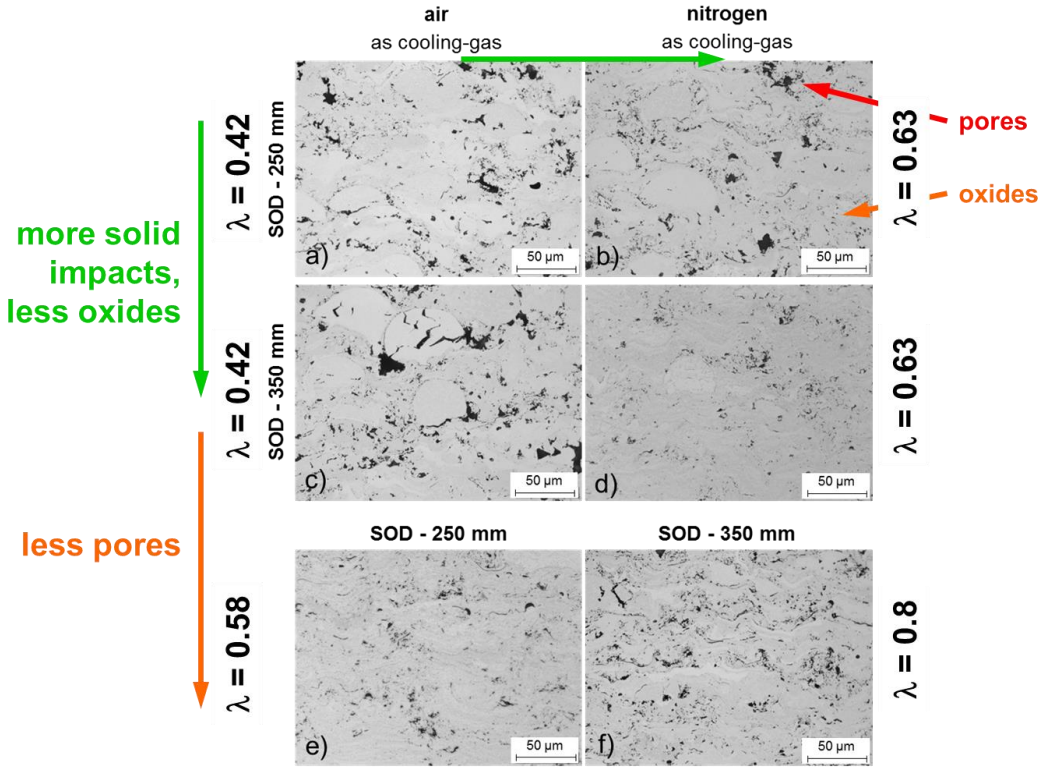

Abbildung 16: Mikrostrukturen HVOF-gespritzter NiAl-Bronzeschichten

Ergebnisse AP 7 – Analyse der Kavitations- / Korrosionsbeständigkeit

1.) *Kaltgasspritzen: Werkstoffvariation*

Die kaltgasgespritzten Schichten unterschiedlicher Bronzen wurden gem. ASTM G32-10 mit der indirekten Methode für 5 Stunden kavitiert und der Masseverlust, sowie die Erosionsrate bestimmt. Abbildung 17 stellt die Kavitationsraten der verschiedenen Bronzelegierungsschichten in Abhängigkeit von η gegenüber. Nach 300 min Prüfdauer wurden zusätzlich Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) erstellt, um Aufschlüsse über den Schädigungsmechanismus zu erhalten. Abbildung 18 zeigt typische Oberflächenschädigungen der jeweils besten Schichten nach 300 min Prüfdauer. Beim Vergleich der mittels unterschiedlicher Bronzepulver kaltgasgespritzten Schichten, zeigte sich, dass die vergleichsweise weichen CuSn10 und CuNi15Sn8 Schichten die höchsten Erosionsraten von 8,2 und 3,9 µm/h aufwiesen. Die höherfesten Bronzen zeigten Kavitations-Erosionsraten von 2,8 (Ni-Al-Bronze) und 1,0 µm/h (Mn-

Bronze), obwohl diese Schichten eine erhöhte Porosität und damit vermehrt Risskeime aufweisen.

Gemäß der Oberflächenschädigung gem. Abbildung 18, sind hierfür unterschiedliche Mechanismen verantwortlich. So dominierte bei den höherfesten Bronzen ein Herauslösen ganzer Partikel, d.h. eine Erosion primär ausgehend von Partikel-Partikelgrenzen, wohingegen Schichten aus CuSn10 und CuNi15Sn8 Bronzen im Wesentlichen durch plastische Verformung und Ermüdung geschädigt wurden, entsprechend mangelnder Beständigkeit des Werkstoffes.

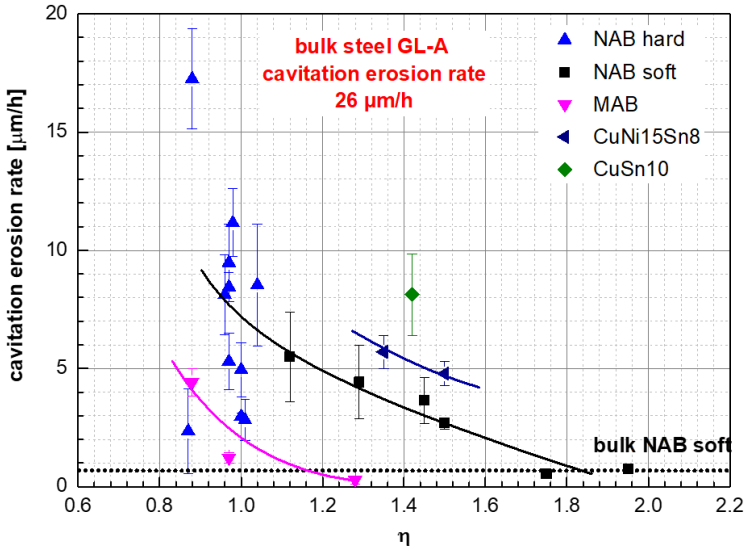

Abbildung 17: Mittlere Kavitationsraten der verschiedenen Bronzelegierungsschichten als Funktion der Schichtqualitätsparameters η.

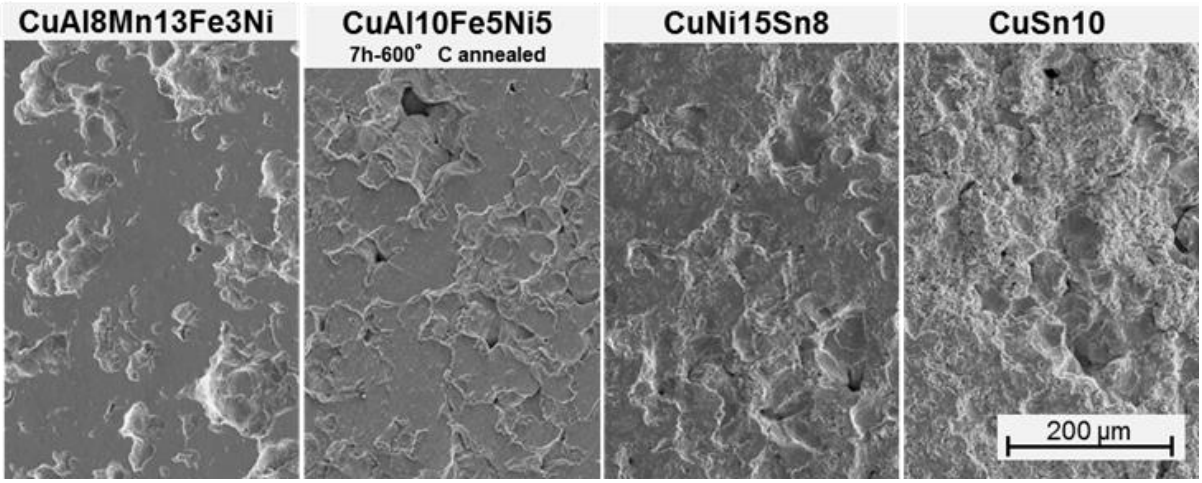

Abbildung 18: Oberfläche der Bronzeschichten nach 300 min Kavitationserosion

2.) *Kaltgasspritzen: Nachbehandlung der Schichten*

Durch thermisch Nachbehandlungen sollten Schichteigenschaften verbessert werden. Die nach einer Kavitationsbelastung von 100 min eingestellten Oberflächentopographien entsprechende mit optimalen Parametern mittels Kaltgasspritzens und dann wärmebehandelten NiAl-Bronze Schichten sind in Abbildung 19 dargestellt.

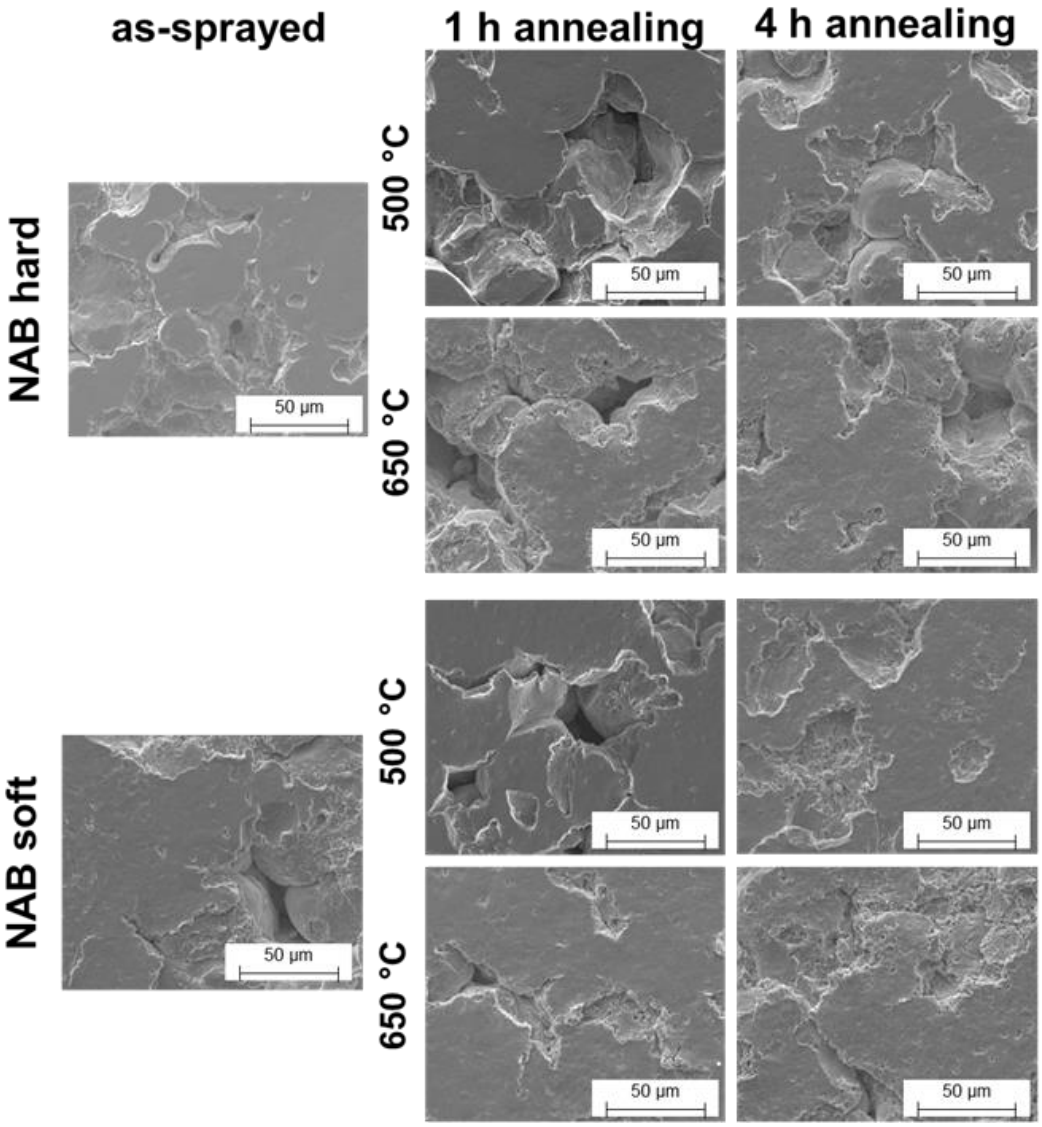

Abbildung 19: Oberflächentopographien von kaltgasgespritzten und NAB/hart-und NAB/weich-Schichten nach 100 min Prüfdauer im Kavitationstest. Die Schichten wurden bei Temperaturen von 500°C bzw. 650°C für 1 h und 4 h ausgelagert.

Die Oberflächen der für eine Stunde bei 500°C ausgelagerten NAB/hart-Schichten zeigen dabei ein Schadensbild vergleichbar zu denen des wie gespritzten Zustandes, mit Ausbrüchen von ganzen Partikeln, meist durch Sprödbruch. Die Auslagerungszeit von 4 Stunden ändert den Abtrag, sodass nun weniger ganze Partikel abgelöst werden. Auch zeigen die Schichtoberflächen vermehrt Spuren plastischer Verformung durch den Kavitationsangriff. Dem gegenüber verbessert die höhere Auslagerungstemperatur von 650°C die Duktilität der NAB/hart-Schichten.

Zwar werden noch ganze Partikel aus dem Verbund gelöst, allerdings deuten Bruchmuster an Partikel-Partikel-Grenzflächen eher auf ein duktiles Versagen hin. Die längere Auslagerungszeit von 4 Stunden verbessert dabei die Bindung zwischen Partikeln, sodass weniger größere Bestandteile durch Kavitation aus der Oberfläche brechen.

Die NAB/weich-Schichten zeigen gegenüber NAB/Hart grundsätzlich eine bessere Duktilität. Während nach einstündigen Glühungen bei 500°C oder auch 650°C noch ganze Partikel abgelöst werden, sind nach vierstündiger Auslagerung im Wesentlichen Verformungen der Partikelflächen und selektive Ausbrüche an Partikelinhomogenitäten zu beobachten.

Die Ergebnisse der Kavitationstest sind zusammengefasst als Kavitationsraten in Abbildung 20 dargestellt und zeigen Trends in guter Übereinstimmung zu den durch Auslagerung eingestellten Festigkeiten. Die Kavitationserosionsraten sinken in der ersten Stunde der thermischen Schichtnachbehandlung stark ab.

Für NAB/hart-Schichten wird bei beiden Temperaturen mit weiter zunehmender Auslagerungszeit die Kavitationsbeständigkeit noch verbessert. Im Gegensatz dazu zeigen NAB/weich-Schichten für längere Auslagerungsdauern > 1 h eine leichte Zunahme der Kavitationsraten. Für NAB/hart-Schichten ist die höhere Auslagerungstemperatur von 650°C besser geeignet um die Kavitationsbeständigkeit zu verbessern; NAB / weich - Schichten erreichen beste Kavitationsbeständigkeiten bei der geringeren Auslagerungstemperatur von 500°C.

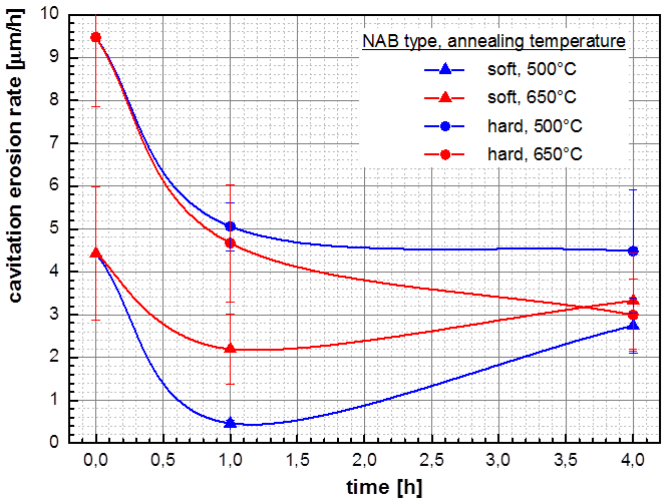

Abbildung 20: Kavitationserosionsraten von kaltgasgespritzten NAB/hart- und NAB/weich-Schichten für unterschiedliche Auslagerungsdauern bei Glüh-temperaturen von 500 °C und 650 °C.

Die möglichen Trendwechsel sind wahrscheinlich Folge der unterschiedlichen Zeit- und Längenskalen von Oberflächendiffusion und Volumendiffusion. Schnelle Oberflächendiffusion

verbessert die Partikel-Partikel-Bindung im Schichtverbund, im vorliegenden Fall ähnlich für NAB/hart und NAB/weich. Langsame Volumendiffusion ist Ursache von Ausscheidungswachstum, und damit Legierungshärtung. Im Fall von NAB/hart können Härteverluste durch Rekristallisation und Umwandlung martensitischer Phasen teils kompensiert werden. Im Fall von NAB/weich wachsen die in Folge der Pulverauslagerung schon vorhandenen Ausscheidungen weiter; die Legierungshärtung überaltert möglicherweise.

Bemerkenswert ist, dass NAB/Weich-Schichten nach einer Stunde Auslagerung bei 500°C eine zu Massivmaterial vergleichbare Kavitationsbeständigkeit erreichen. Möglicherweise ist die Rekristallisation noch nicht abgeschlossen. Dies kann die nötige Härte für einen hinreichenden Kavitationsschutz gewährleisten.

3.) *Referenz 1: Lichtbogenspritzen mittels Druckluft*

Wie vorab schon erwähnt, lag ein besonderer Schwerpunkt auf der Optimierung des Lichtbogenspritzens als Referenzverfahren. Entsprechende Ergebnisse zur Schädigung durch Kavitation sind im Folgenden zusammen gestellt. Das Kavitationserosionsverhalten ist für alle Kurven vom Verlauf her ähnlich, Abbildung 21.

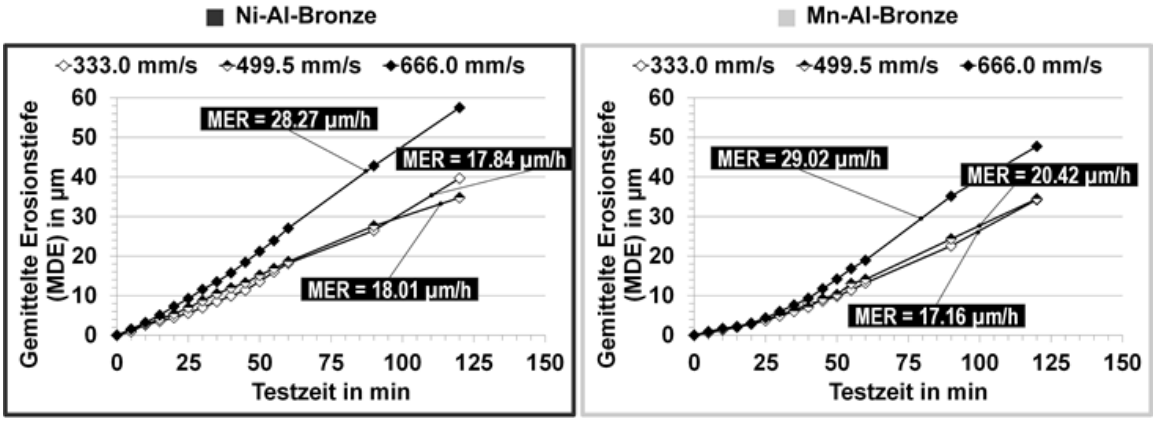

Abbildung 21: Kavitationserosionsverhalten der Schichten; Referenz 1

Bis zu ca. 60 min Kavitationsdauer wurde ein zunehmender Anstieg beobachtet. Erst für längere Prüfzeiten ergibt sich ein linearer Verlauf. Schichten, die mit Traversengeschwindigkeiten deutlich geringer 500 mm/s hergestellt wurden, zeigen hierbei ähnliche Erosionstiefen MDE und maximale Erosionsraten MER. Die mit schnelleren Traversengeschwindigkeiten gespritzten Schichten weisen erhöhte MDE- und MER-Werte auf. Im Vergleich zeigen sich Schichten auf Basis der Mn-Al-Bronze als beständiger.

4.) *Referenz 2: Lichtbogenspritzen mittels N2 + H2*

Der Wechsel des Zerstäubergases zu N_2+H_2 wirkt sich massiv auf das Kavitationserosionsverhalten beider Werkstoffe aus, Abbildung 22Abbildung 22 (nur Ni-Al-Bronze

dargestellt). Der mittlere Materialabtrag nach 120 Minuten konnte für Ni-Al-Bronze um ca. 71 % und für Mn-Al-Bronze um ca. 56 % gesenkt werden. Die Ni-Al-Bronze-Schichten zeigen im Vergleich einen linearen Abtrag.

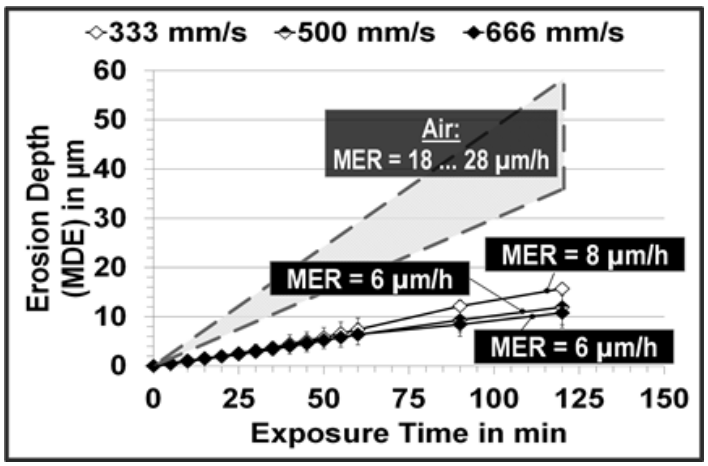

Abbildung 22: Kavitationserosionsverhalten von Ni-Al-Bronze; Referenz 2. Der graue Bereich zeigt die mittels Druckluft-gespritzten Schichten (Referenz 1) im Vergleich.

Die Mn-Al-Bronze-Schichten zeigen ein eher asymptotisches Verhalten mit finalen Erosionstiefen zwischen ca. 16 µm und 19 µm sowie Erosionsraten von 11 µm/h bis ca. 17 µm/h. Anders als bei den mit Druckluft-gespritzten Schichten (Referenz 1), weisen diesmal die Ni-Al-Bronze-Schichten eine höhere Beständigkeit gegenüber Kavitationserosion auf.

5.) *Referenz 3: Lichtbogenspritzen mittels veränderter Kinematik*

Alle unter spiralförmiger Kinematik hergestellten Schichten (nur Mn-Al-Bronze dargestellt) zeigen signifikant reduzierte Erosionstiefen gegenüber den vorherigen Versuchen mit mäanderförmigem Spritzmuster, Abbildung 23. Diese Reduktion fällt für die druckluft-gespritzten Schichten in Abbildung 23a stärker auf als für die N2+H2-gespritzten Schichten in Abbildung 23b. Zusätzlich wirkt sich der Wechsel des Zerstäubergases zu N2+H2 weiter reduzierend auf das Kavitationserosionsverhalten beider Werkstoffe aus.

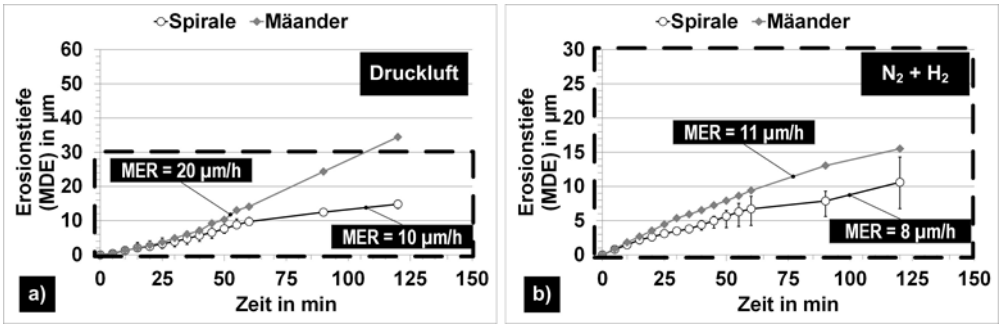

Abbildung 23: Kavitationserosionsverhalten von a) druckluft- und b) N2+H2-gespritzten Mn-Al-Bronze-Schichten; Referenz 3. Wegen der reduzierten Erosionstiefen wurde für b) eine andere Skalierung der

Ordinatenachse genutzt. Die grauen Kurven zeigen die Werte der Schichten mit mäanderförmigem Muster (Referenz 1 und 2).

Des Weiteren ist bemerkenswert, dass die mit Druckluft gespritzten Schichten unter dieser Kinematik fast die MDE- und MER-Werte der N2+H2-gespritzten Schichten mit mäanderförmigem Spritzmuster erreichen.

6.) *Referenz 4: Warm Spraying*

Die mittels Warm Spraying hergestellten NiAl-Bronzeschichten (NAB) wurden gem. ASTM G32-10 mittels der indirekten Methode für 5 Stunden kavitiert und der Masseverlust, sowie die Erosionsrate bestimmt. Nach 300 min wurden zusätzlich Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) erstellt, um Aufschlüsse über den Schädigungsmechanismus zu erhalten. Die Ergebnisse zeigten, dass mit steigender Prozesstemperatur / - druck und damit höheren Partikeltemperaturen und -geschwindigkeiten die Kavitationserosionsraten auf 0,65 µm/h reduziert werden konnten. Entsprechende Schichten weisen damit Kavitationserosionsraten ähnlich zu Gussmaterial auf. Der mittels REM identifizierte Schadensmechanismus zeigte, dass bei geringen Prozesstemperaturen und Drücken ganze Partikel aus dem Schichtverbund herausgelöst werden. Mit steigenden Prozesstemperaturen und – geschwindigkeiten ändert sich dieser Mechanismus dahin, dass nur noch Partikelanteile herausgelöst werden. Die Oberflächen zeigen eine deutlich reduzierte Rauheit, ebenfalls ähnlich zu denen des Gussmaterials. Ein Unterschied zwischen vorgewärmten und nicht vorgewärmten Substraten konnte nicht herausgearbeitet werden.

7.) *Referenz 5: Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF-Spritzen)*

In Abbildung 24 sind die mittleren Kavitationsraten der HVOF-gespritzten Schichten in Abhängigkeit des Sauerstoff-Brennstoffverhältnisse λ und des Spritzabstandes dargestellt.

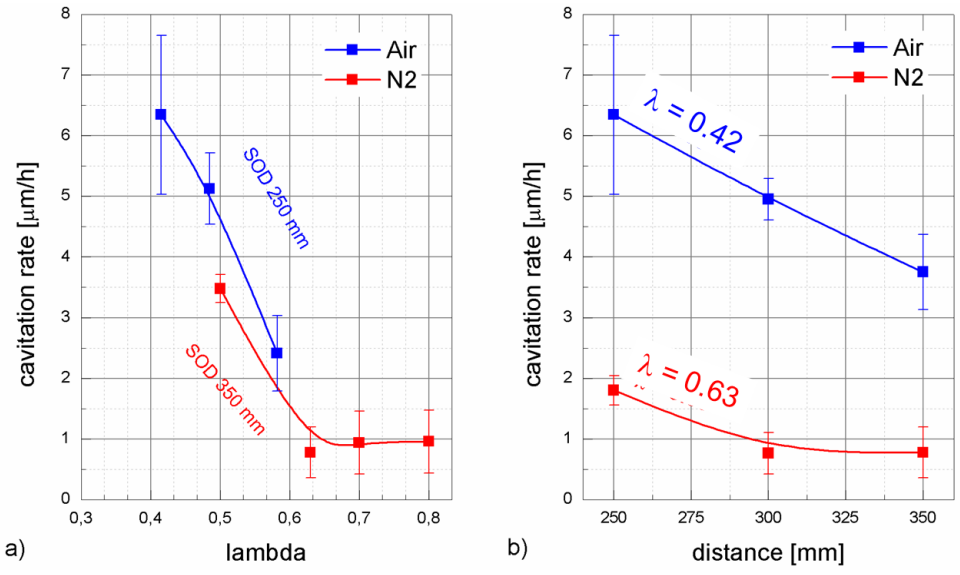

Abbildung 24: Kavitationsraten der HVOF-gespritzten NAB-Schichten in Abhängigkeit des Sauerstoff-Brennstoffverhältnisse (a) und des Spritzabstandes (b).

Die Ergebnisse zeigen, dass Prozessbedingungen mit $\lambda > 0,6$ nötig sind, um geringe Kavitationsraten einzustellen. Zu kalte Aufprallbedingungen gewährleisten nicht den für Kavitationsschutz nötigen gut gebundenen Schichtaufbau.

Die Ergebnisse zu Untersuchungen der Kavitationsbeständigkeit zeigen, dass auch mittels HVOF-Spritzens Kavitationserosionsraten von unter 1 µm/h Abtrag erreicht werden können, welches nahezu der Erosionsrate von Gussmaterial mit 0,65 µm/h entspricht. Hierbei ist ein deutlicher Unterschied zwischen der Verwendung von Luft und Stickstoff als Kühlgas zu beobachten. Alle mit Stickstoff und einem Sauerstoff-Ethen Verhältnis größer 0,65 hergestellten Schichten erreichten die vorher genannte geringe Abtragsrate. Für geringere Verhältnisse und damit kältere Parametern war eine deutlich höhere Rate zu beobachten. Am Schadensbild war zu erkennen, dass hier zum Teil großflächig Material aus der Schicht herausgelöst wurde. Mit Luft als Kühlgas hergestellte Schichten zeigten durchweg Erosionsraten größer 2 µm/h. Vorteile von Stickstoff in der Verwendung als Kühlgas liegen im Wesentlichen in der verringerten Oxidation der Schichten.

Ergebnisse AP 8 – Untersuchung zu Schichtkohäsion und -adhäsion

1.) *Kaltgasspritzen: Werkstoffvariation*

Die Kavitationsbeständigkeit von kaltgasgespritzten Schichten korreliert üblicherweise gut mit anderen, intrinsischen Schichteigenschaften. Für die verschiedenen kaltgasgespritzten Bronzelegierungsschichten zeigt Abbildung 25 entsprechend die mittleren Kavitationsraten als Funktion der Schichtfestigkeit (a), der Schichthärte (b), der elektrischen Leitfähigkeit (c) sowie der Schichtporosität (d). Da Poren, Risse bzw. nicht gebundene Grenzflächen insgesamt Schichteigenschaften beinträchtigen, korrelieren geringe Kavitationsraten gut mit hinreichend hohen Schichtfestigkeiten oder elektrischen Leitfähigkeiten. Hohe Porosität beeinträchtigt Schichtfestigkeiten und reduziert auch Schichthärten. Entsprechend ist eine geringe Schichtporosität eine Grundvoraussetzung für gute Kavitationsbeständigkeit. Nur für NAB(hart) als Spritzwerkstoff sind aufgrund der martensitischen Phasenanteile (vergleiche BESOMA) Zusammenhänge weniger eindeutig.

In Bezug auf eine spätere, zerstörungsfreie Bauteilprüfung ist hervorzuheben, dass die einfach durchzuführende, induktive Leitfähigkeitsmessung sich sehr gut eignet, um Qualitätsaussagen im Hinblick auf Kavitationsbeständigkeiten zu treffen.

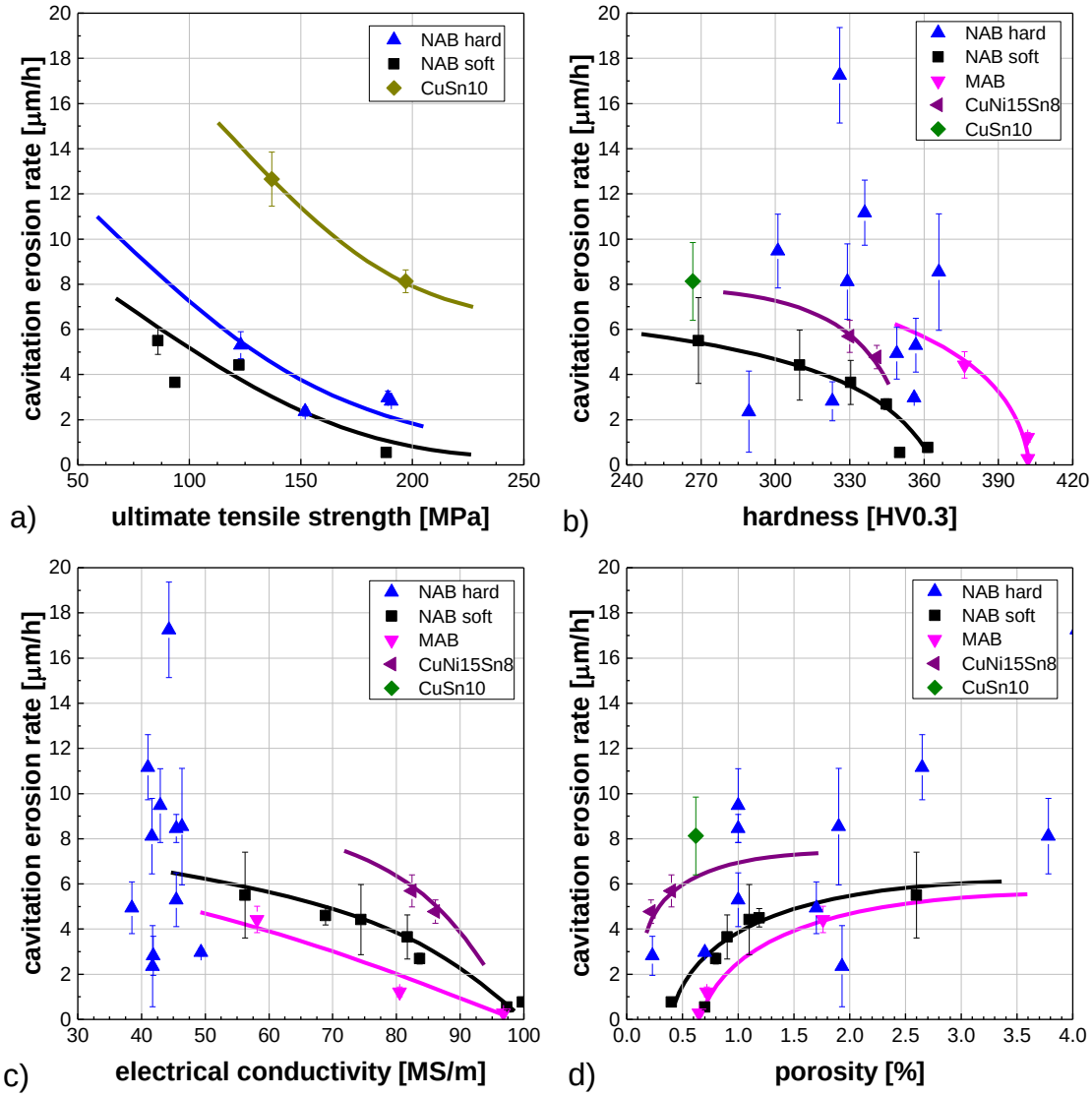

Abbildung 25: Mittlere Kavitationsraten der verschiedenen, kaltgasgespritzten Bronzelegierungsschichten als Funktion der Schichtfestigkeit (a), der Schichthärte (b), der elektrischen Leitfähigkeit (c) sowie der Schichtporosität (d) .

Schneller und heißer auftreffende Partikel können vermehrt Scherinstabilitäten ausbilden, wodurch es zu besseren Partikel-Partikel-Bindungen kommt.

2.) *Kaltgasspritzen: Nachbehandlung der Schichten*

In AP6: Mikrostrukturen wurden schon beschrieben, dass die Glühung der kaltgasgestitzten NAB-Schichten erheblichen Einfluss auf das Gefüge hat und die Anzahl von ungebundenen Grenzflächen vermindert. Abbildung 26 fasst die Ergebnisse zum Einfluss von Glühtemperatur

und Glühdauer auf Schichtfestigkeiten zusammen. Für beide Auslagerungstemperaturen steigen die Schichtfestigkeiten während der ersten Stunde der Glühung stark an, erreichen ein Maximum bei Glühzeiten von 2 h, und fallen für länge Zeiten dann tendenziell leicht ab. Grundsätzlich werden bei der höheren Auslagerungstemperaturen von 650°C höhere Festigkeiten als bei der geringeren Temperatur von 500°C eingestellt. Auch zeigen die NAB/weich-Schichten bei gleichen Auslagerungsbedingungen grundsätzlich höhere Festigkeiten als die NAB/hart-Schichten.

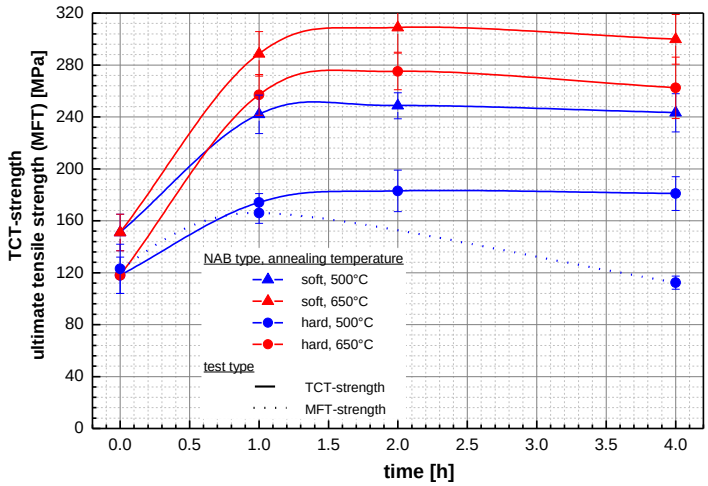

Abbildung 26: Einfluss der Wärmebehandlungen auf Schichtfestigkeiten. Für alle Auslagerungsbedingungen wurden die Festigkeiten mittels Schichtzugtest (TCT-Test: durchgezogene Linien) ermittelt. Nur für die bei 500°C ausgelagerten NAB/hart-Schichten wurden zusätzlich Mikroflachzugproben (MFT-Test: gepunktete Linie) geprüft.

Die Haftfestigkeiten der verschiedenen, kaltgasgespritzten Bronzeschichten variieren zwischen 5 und 50 MPa, lassen aber nur wenig eindeutige Trends erkennen. Generell ist ein Auftrag von gut verformbarem auf ein wenig verformbares Material mittels Kaltgasspritzens schwierig und bedarf der Aufrauhung des entsprechendes Substrates. Damit wird die Haftfestigkeit im Wesentlichen abhängig von sekundären Parametern wie der Substratrauheit und den dafür notwendigen Parametern beim Korundstrahlen.

3.) *Referenz 1: Lichtbogenspritzen mittels Druckluft*

Die Ergebnisse der Haftzugprüfungen nach EN 582 zeigen keinen signifikanten Einfluss der Variation der Traversengeschwindigkeit. Die mittleren Werte sind mit 52 MPa, 46 MPa und 49 MPa für Ni-Al-Bronze sowie 47 MPa, 50 MPa und 49 MPa für Mn-Al-Bronze in derselben Größenordnung. Härteprüfungen nach ISO 6507-1 stellen klarere Trends dar. So steigt die Härte für Mn-Al-Bronze von 133 HV1 über 147 HV1 auf 148 HV1. Bei der Ni-Al-Bronze ist mit Werten von 147 HV1 über 162 HV1 auf 156 HV1 ein diffuses Verhalten zu erkennen, d.h. hohe Härtewerte sind v.a. bei Proben mit niedrigen Haftzugwerten zu erkennen und umgekehrt.

4.) *Referenz 2: Lichtbogenspritzen mittels N2 + H2*

Die Ergebnisse der Haftzugprüfungen nach EN 582 zeigen einen signifikanten Einfluss durch Variation des Zerstäubergases. Die mittleren Werte liegen mit 43 MPa, 42 MPa und 35 MPa für Ni-Al-Bronze sowie 32 MPa, 37 MPa und 37 MPa für Mn-Al-Bronze signifikant unterhalb der Werte der Druckluft-gespritzten Schichten. Die Mn-Al-Bronze-Schichten (Ø: – 27,5 %) sind von der Reduktion hierbei deutlich stärker betroffen als die Ni-Al-Bronze-Schichten (Ø: – 18,5 %). Nichtsdestotrotz weisen alle Schichten mit diesen Werten eine immer noch gute Adhäsion auf. Die Härteprüfungen nach ISO 6507-1 stellen für Mn-Al-Bronze keinerlei Trends dar. Allerdings liegen die mittleren Werte alle um 120 HV1 und somit um durchschnittliche 16 % niedriger als für Druckluft-gespritzte Schichten. Die Werte für Ni-Al-Bronze (Ø: 154 HV1) sind hingegen nahezu unverändert. In Bezug auf weitere Eigenschaften wie z.B. die Kavitationserosionsbeständigkeit scheint sich diese Verringerung bei Mn-Al-Bronze zumindest anteilig auszuwirken.

5.) *Referenz 3: Lichtbogenspritzen mittels veränderter Kinematik*

Auf Grund der geringen Abmessungen der standardmäßig nach DIN EN 582 genutzten Haftzugprobekörper (Ø 25 mm) waren Haftzugprüfungen mit geänderten Spritzmuster nicht sinnvoll, da dieses sich bei identischem Zeilenabstand von 10 mm nicht auswirken kann. Die Härte der Ni-Al-Bronze-Schichten liegt für beide Gasgemische in ähnlichen Bereichen (Druckluft: 138 ± 9 HV1, N_2+H_2: 144 ± 11), zeigt jedoch einen leichten Trend steigender Werte. Dies unterscheidet sich von den vorherigen Ergebnissen, welche generell verringerte Härtewerte durch Einsatz von N_2+H_2 aufzeigten. Im Gegensatz hierzu weisen die Mn-Al-Bronze-Schichten analog zu den bisherigen Ergebnissen eine leichte Verringerung der Härte bei Verwendung von Druckluft als Zerstäubergas (129 ± 6 HV1) zu N_2+ H_2 (120 ± 7 HV1) auf.

6.) *Referenz 4: Warm Spraying*

Wie für kaltgasgespritzte Schichten korreliert auch die Kavitationsbeständigkeit warmgespritzter mit entsprechenden Schichtfestigkeiten oder Leitfähigkeiten, siehe Abbildung 27.

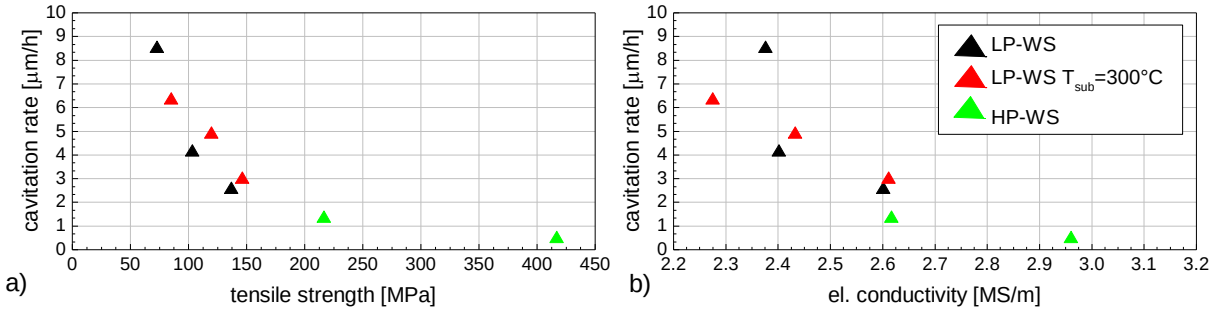

Abbildung 27: Korrelationen der Kavitationsraten warmgespritzter Schichten mit Schichtfestigkeit (a) und Leitfähigkeit (b).

Für steigende Partikelaufpralltemperatur und - geschwindigkeit konnte eine verbesserte Schichtkohäsion mittels Mikroflachzugtests identifiziert werden. Durch die steigende Partikeltemperatur und - geschwindigkeit erhöht sich die Verformbarkeit der Partikel beim Aufprall. Daraus resultiert eine verbesserte Ausbildung adiabatischer Scherinstabilitäten (Verschweißungen) zwischen den Partikeln. Ähnlich verhält es sich bei der Schichtadhäsion, also der Bindung der Schicht zum Substrat. Allerdings zeigte sich, dass sich primär die Bronzepartikel verformen und weniger das härtere Stahlsubstrat. So wurden ohne Substratvorwärmung Haftfestigkeiten von maximal 38 ± 4 MPa erreicht. Durch das Vorwärmen des Substrates auf 300°C konnte die Adhäsion auf mindestens 83 ± 4 MPa erhöht werden, welches der maximalen Festigkeit des genutzten Klebers entspricht; reale Haftfestigkeiten sollten noch höher sein.

7.) *Referenz 5: Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF-Spritzen)*

In Korrelation zu den Ergebnissen der Kavitationsbeständigkeit zeigten die mittels Stickstoff als Kühlgas gespritzten Schichten sowohl höhere Zugfestigkeiten als auch Haftfestigkeiten. Als Beispiel zeigt Abbildung 28 die Schichtfestigkeiten als Funktion des Sauerstoff zu Brenngas Verhältnisses λ. Die im Vergleich zur Verwendung von Luft als Kühlgas heißeren Prozessbedingungen und die damit verbundene bessere Verformbarkeit und Partikel-Partikel und Partikel-Substrat Anbindung sind neben der reduzierten Sauerstoffkontamination primär für die besseren Schichteigenschaften verantwortlich. So konnten mit Stickstoff als Kühlgas gespritzte Schichten Zugfestigkeiten bis zu 350 MPa und Haftfestigkeiten von bis zu 55 MPa erreichen.

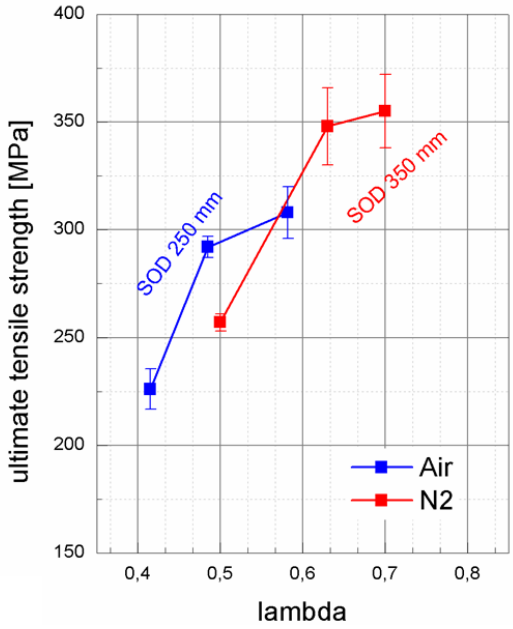

Abbildung 28: Festigkeiten HVOF-gespritzter NAB-Schichten in Abhängigkeit vom Sauerstoff zu Brenngas Verhältnisses λ.

Ergebnisse AP 9 – Kristallographische Schichtstrukturen und systematische Analyse der Schichteigenspannungen

1.) *Kaltgasspritzen: Werkstoffvariation*

Röntgenographische Ergebnisse zu Ausgangspulvern und Schichten der Mn-Bronze sind in Abbildung 29 dargestellt. Die Ergebnisse belegen, dass die vornehmlich krz-Struktur der Pulver durch den Druckplus beim Partikelkaufprall in die dichtere kfz-Struktur umklappt, was dann einen Schichtaufbau durch bessere Vorformung gewährleistet.

Die röntgenographische Ergebnisse zu Ausgangspulvern und Schichten der CuNi15Sn8 und CuSn10 -Bronzen sind in Abbildung 30 dargestellt. In beiden Fällen bleibt das α/β Phasengemisch der Ausgangspulver in Schichten erhalten. Leicht breitere Peaks sind Folge der Verformung und hohen Versetzungsdichte. Die Peakverschiebung zwischen Pulver und Schichten zu geringeren Winkeln ist Folge der Druckeigenspannungen in den Schichten.

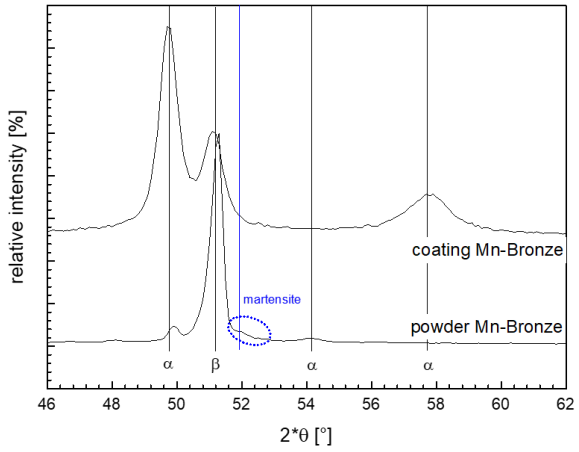

Abbildung 29: Diffraktogramme von Mn-Bronze (MAB) Pulver und einer kaltgasgespritzter Schicht.

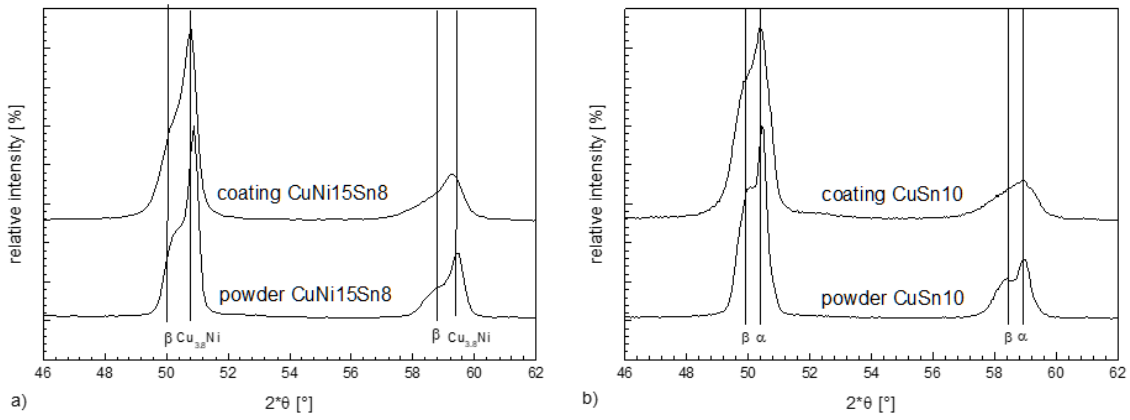

Abbildung 30: Diffraktogramme von Ausgangspulvern und kaltgasgespritzten Schichten der CuNi15Sn8 (a) und CuSn10 (b) -Bronzen.

Für die kaltgasgespritzten Mn-Bronzen wurden röntgenographisch Eigenspannungen an Schichtoberflächen ermittelt. Mit zunehmend höheren Parametersätzen (η) verringern sich die Druckeigenspannungen von etwa -70 MPa auf -40 MPa, wahrscheinlich in Folge zunehmender Rekristallisation in den Schichten.

2.) *Kaltgasspritzen: Nachbehandlung der Schichten*

Abbildung 31 zeigt anhand von Röntgen-Diffraktogrammen die zeitliche Entwicklung der kristallographischen Strukturen der NAB/hart- und NAB/weich-Schichten bei der Auslagerung auf. Die unterschiedlichen Auslagerungsbedingungen sind dabei durch jeweilig verschiedene Farben der Interferenzmuster dargestellt. Die Abbildungen zeigen, dass bei den gewählten Glühtemperaturen alle wesentlichen Änderungen schon innerhalb der ersten 20 Minuten der Auslagerung auftreten. Die in NAB/hart noch vorhandenen Martensit-Anteile wandeln nach 20 min bei 650°C vollständig um, bei 500°C nahezu vollständig. Zusätzlich werden die Interferenzmaxima durch die Auslagerung gegenüber dem Ausgangszustand schärfer. Schon in den ersten 20 min der Auslagerungen werden die meisten Mikroeigenspannungen durch Rekristallisation abgebaut. Jedoch ergeben sich aus den Diffraktogrammen keine Hinweise auf auftretende Ausscheidungen. Möglicherweise ist deren Anteil zu gering für die Auflösung mittels Röntgenfeinstrukturanalysen.

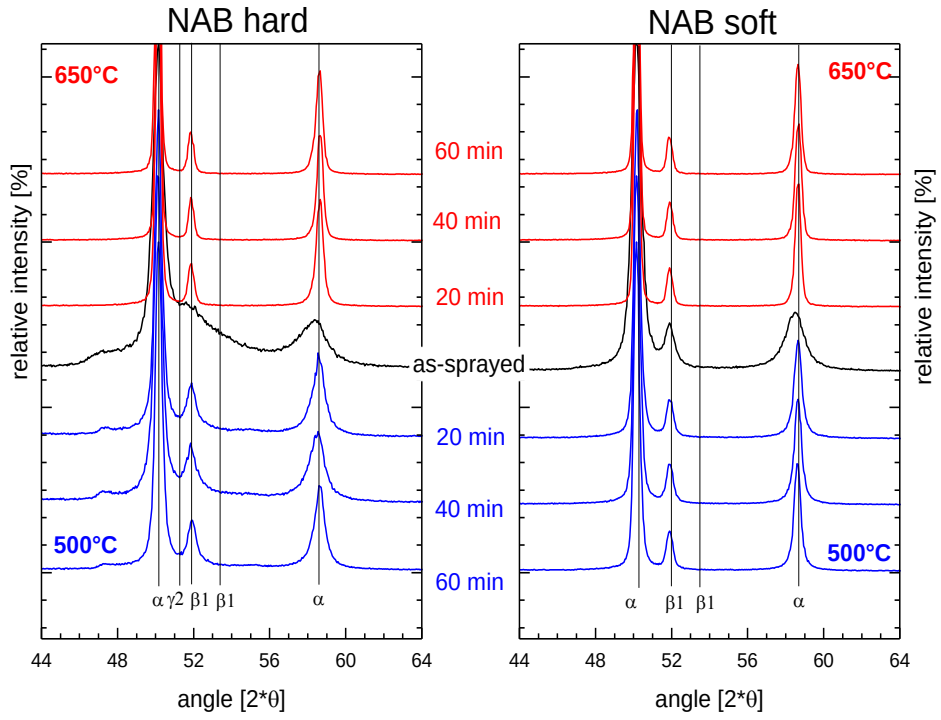

Abbildung 31: Röntgendiffraktogramme von wie gespritzten und bei Temperaturen von 500 °C und 650°C ausgelagerten NAB/hart und NAB/weich Schichten für unterschiedliche Auslagerungszeiten. Das Diffraktogramm der wie gespritzten Bedingung ist in schwarz dargestellt, während rot und blau zu den Auslagerungstemperaturen 650 °C 500 °C korrespondieren.

Die früh einsetzende Rekristallisation beeinflusst auch die röntgenographisch ermittelten Eigenspannungen. Abbildung 32 zeigt Eigenspannungen der NAB/hart und NAB/weich Schichten für unterschiedliche Glühdauern bei Temperaturen von 650°C und 500°C.

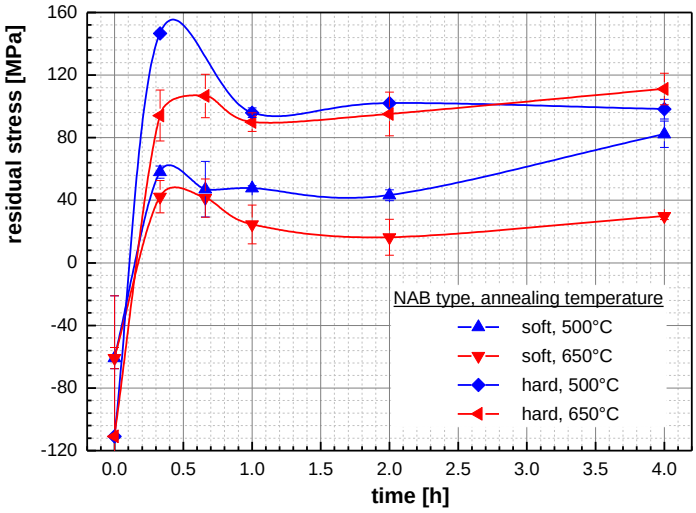

Abbildung 32: Eigenspannungen von NAB/hart- und NAB/weich-Schichten in Abhängigkeit von Glühdauern bei Auslagerungstemperaturen von 500 °C und 650 °C.

Schon während der ersten 20 Minuten der Glühung werden die Druckeinspannungen der Schichten abgebaut, und leichte Zugeigenspannungen aufgebaut. Ursache der Zugeigenspannungen sind Unterschiede in der thermischen Ausdehnung zwischen Bronze-Schicht und Stahl-Substrat, und überlagert die Schrumpfung durch Umwandlung von martensitischen Phasen zu dicht gepackten kfz-Strukturen. Entsprechend der Martensitanteile in den NAB/Hart-Schichten sind deren Zugeigenspannungen nach der Glühung höher als die der NAB/weich-Schichten. Für kurze Glühzeiten werden dabei höhere Zugspannungen ermittelt als für lange Auslagerungsdauern. Die mag daran liegen, dass Schrumpfungen in Folge von Phasenumwandlungen noch nicht durch nachfolgende, weitere Rekristallisation abgebaut werden.

3.) *Referenz 1: Lichtbogenspritzen mittels Druckluft*

Analysen mittels Bohrlochmethode ermöglichen die Erfassung von Eigenspannungen in der Schichttiefe bis hinein zum Substrat. Für mittels Druckluft lichtbogengespritzten Ni-Al-Bronze-Schichten zeigen die die Eigenspannungsmessungen einen Verlauf von z.T. hohen Zugeigenspannungen nahe der Oberfläche und bis zu einer Tiefe von ca. 250 µm, Abbildung 33a. Daraufhin fallen die Spannungswerte bis in den Druckbereich ab; der Abstand zur Oberfläche des Vorzeichenwechsels korrespondiert dabei in etwa mit der Schichtdicke. Für die schnellste Traversengeschwindigkeit wurden dabei leicht geringere Druckeigenspannungen nahe der Oberfläche beobachtet. Es zeigt sich jedoch ein fast konstanter Verlauf hoher

Zugeigenspannungen bis zu einer Tiefe von ca. 200 µm. Im Gegenzug fallen die Eigenspannungen für die Proben mit niedrigeren Traversengeschwindigkeiten von den initial hohen Werten sehr schnell und konstant ab. Die Mn-Al-Bronze-Schichten weisen ebenfalls Zugeigenspannungen auf, welche mit zunehmender Tiefe fallen, Abbildung 33b. Die Kurven variieren jedoch weniger – sichtbar auch an den geringen Streuungen. Die höchsten Spannungswerte treten für die schnellste Traversengeschwindigkeit auf und bleiben über das gesamte Tiefenprofil im Zugbereich. Die Spannungen für niedrige Traversengeschwindigkeiten sind in Verlauf und Größenordnung fast identisch und dabei deutlich geringer als für 666.0 mm/s. Ebenso weisen beide Kurven einen Vorzeichenwechsel in den Druckbereich auf; in diesem Fall korrespondieren die Werte für den Abstand von der Oberfläche allerdings nicht mit den Schichtdicken. Im direkten Vergleich weisen die Mn-Al-Bronze-Schichten betragsmäßig weit geringere Eigenspannungen auf, sowohl im Zug-, als auch im Druckbereich. Interessenterweise sind bei den Mn-Al-Bronze-Schichten die Zugeigenspannungen nahe der Oberfläche höher für schnellere Traversengeschwindigkeiten. Es ist zudem erkennbar, dass neben der Mikrostruktur v.a. die Eigenspannungen einen gravierenden Einfluss auf die Kavitationserosionsbeständigkeit haben; entscheidend ist dabei Ausmaß und Verlauf der Spannungen nahe der Oberfläche.

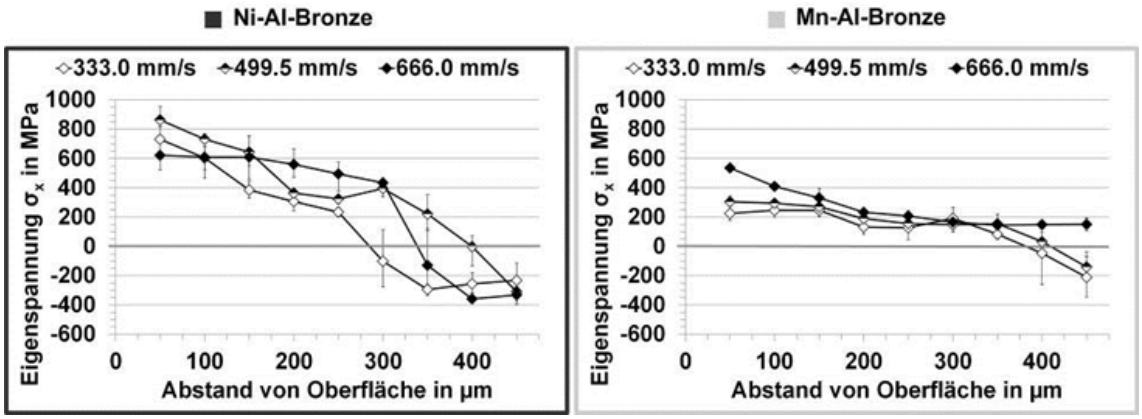

Abbildung 33: Eigenspannungen in Probenbreitenrichtung σ_x in MPa; Referenz 1

4.) *Referenz 2: Lichtbogenspritzen mittels N2 + H2*

Die Eigenspannungsmessungen der Ni-Al-Bronze-Schichten zeigen i.A. einen linear sinkenden Verlauf von Zugeigenspannungen bis zu einer Tiefe von mindestens 300 µm, Abbildung 34 (nur Ni-Al-Bronze dargestellt).

Die höchsten Werte treten mit ca. 510 MPa nahe der Oberfläche auf. Der sichtbare Vorzeichenwechsel hin zu Druckeigenspannungen korreliert in etwa mit der Schichtdicke, d.h. mit dem Interface zwischen Beschichtung und Substrat. Die Proben mit der höchsten Traversengeschwindigkeit zeigen hierbei auch die höchsten Eigenspannungen. Die Kurven der Mn-Al-Bronze-Schichten zeigen ebenso einen Verlauf linear sinkender Zugeigenspannungen bis

zu einer Tiefe von ca. 350 µm, streuen allerdings weniger. Des Weiteren weisen die Kurven für 500 mm/s und 666 mm/s beide einen Vorzeichenwechsel auf, welcher in Bereichen kurz vor dem Interface liegt. Die höchsten Eigenspannungen offenbaren in diesem Falle die Proben der geringsten Traversengeschwindigkeit mit ca. 313 MPa nahe der Oberfläche und einem Verlauf durchweg im Zugbereich.

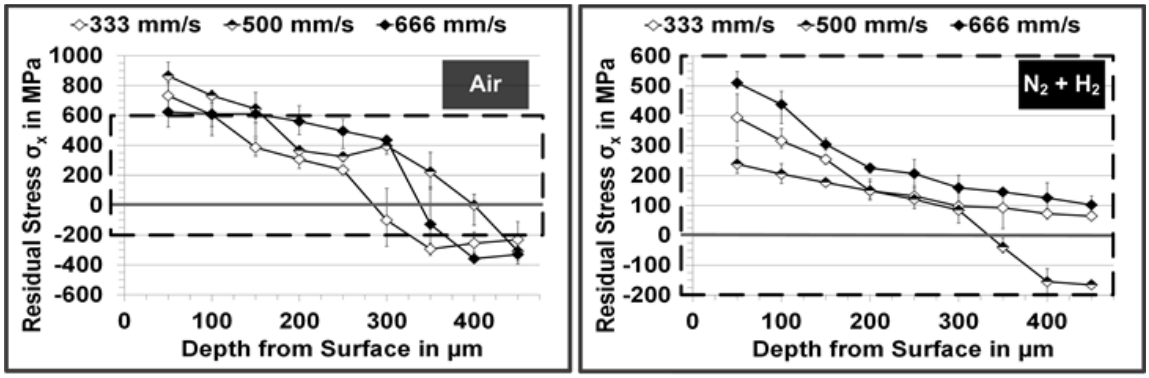

Abbildung 34: Eigenspannungen in Probenbreitenrichtung σ_x in MPa im Vergleich für Druckluft-gespritzte Ni-Al-Bronze-Schichten (links) und N2+H2-gespritzte Ni-Al-Bronze-Schichten (rechts). Referenz 2

Beim Vergleich der Materialien wird deutlich, dass die Mn-Al-Bronze-Schichten geringere Eigenspannungen aufweisen. Dies wird gleichermaßen durch die numerisch berechneten Integrale unterhalb des Zugbereichs der Eigenspannungskurven bestätigt, welche immer geringer sind als die korrespondierenden Werte für Ni-Al-Bronze, Abbildung 35.

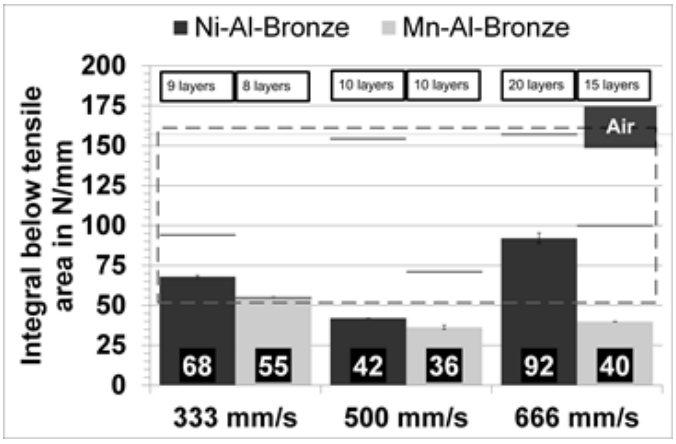

Abbildung 35: Integral unter dem Zugbereich der Eigenspannungskurven; Referenz 2. Die grauen Linien zeigen die Druckluft-gespritzten Schichten (Referenz 1) im Vergleich für unterschiedliche Traversengeschwindigkeiten.

Für beide Materialien ist die integrale Eigenspannungen geringer, wenn die Traversengeschwindigkeit von 333 mm/s zu 500 mm/s erhöht wird. Diese Interpretation ist gerechtfertigt, da die Anzahl der Lagen nur geringfügig erhöht wurde. Darüber hinaus korreliert eine signifikante Erhöhung der Lagenzahl mit einem Anstieg des Integrals, welches bei beiden

Materialien für die Werte von 500 mm/s und 666 mm/s ersichtlich ist. Ein stärkerer Anstieg kann hierbei für die Ni-Al-Bronze-Schichten konstatiert werden.

Der Wechsel von Druckluft zu N_2 + H_2 als Zerstäubergas führt zu z.T. drastisch verringerten Eigenspannungen in den Schichten, welches neben den Verläufen (v.a. niedrigere Werte nahe den Schichtoberflächen) auch aus den Integralen klar ersichtlich ist. Die Ni-Al-Bronze-Schichten sind hiervon deutlicher betroffen als die Mn-Al-Bronze-Schichten. Nichtsdestotrotz müssen in diesem Falle bei der Beurteilung auch die leicht erhöhten Lagenanzahlen berücksichtigt werden, Tabelle 2.

5.) *Referenz 3: Lichtbogenspritzen mittels veränderter Kinematik*

Neben der Art des Zerstäubergases hat auch die Kinematik beim Lichtbogenspritzen erheblichen Einfluss auf die Eigenspannungen. Alle Eigenspannungskurven (nur Mn-Al-Bronze dargestellt) zeigen stark linear fallende Verläufe von Zugeigenspannungen bis zu einer Tiefe von ca. 250 µm zu 300 µm, Abbildung 36a und b. Danach findet ein Vorzeichenwechsel hin zu Druckeigenspannungen statt, welcher nicht mit den durchschnittlichen Schichtdicken zusammenfällt (Bereiche von ca. 388 bis ca. 422 µm) und daher auch nicht mit Interface zwischen Schicht und Substrat korreliert.

Während die Schichten mit spiralförmigem Muster im Vergleich mit den vorherigen Ergebnissen höhere Spannungswerte nahe der Oberfläche aufweisen, verringern sich diese deutlich schneller mit zunehmender Bohrtiefe. Dies resultiert in überwiegend verminderten Eigenspannungen durch den Wechsel des Spritzmusters, Abbildung 36c. Weiterhin zeigen, analog zu den letzten Untersuchungen, N_2+H_2-gespritzte Schichten im Vergleich zu druckluft-gespritzten Schichten sowie materialseitig die Mn-Al-Bronze-Schichten verglichen mit den Ni-Al-Bronze-Schichten deutlich geringere Eigenspannungen, Abbildung 36c.

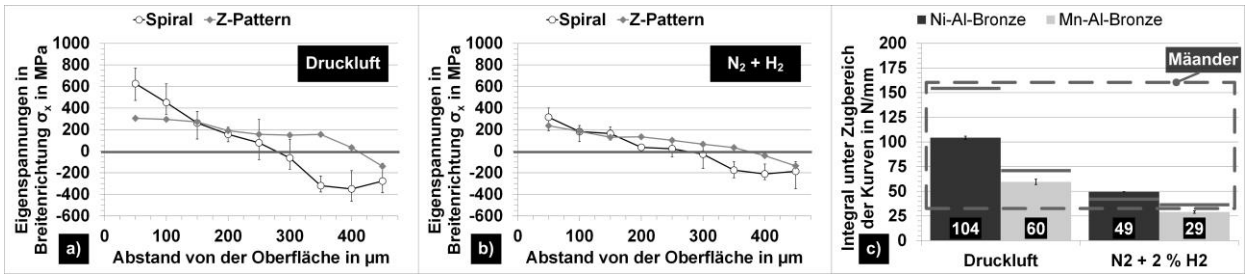

Abbildung 36: Eigenspannungen in Probenbreitenrichtung σ_x in MPa der a) druckluft-gespritzten und b) N2+H2-gespritzten Mn-Al-Bronze-Schichten; Referenz 3. Die grauen Kurven zeigen die Werte der Schichten mit mäanderförmigem Muster (Referenz 1 und 2). c) Integral unter dem Zugbereich der Eigenspannungskurven für beide Materialien; Referenz 3. Die grauen Linien zeigen die Werte der Schichten mit mäanderförmigem Muster (Referenz 1 und 2).

Darüber hinaus haben Untersuchungen mittels Thermografie gezeigt, dass der Einsatz des spiralförmigen Spritzmusters zu signifikant geringeren Spitzentemperaturen auf der Schichtoberfläche während des Beschichtungsprozesses führt und somit auch die thermische Belastung des Substrats reduziert. Hierdurch wurde nicht nur der Gehalt, sondern auch der Verlauf der Eigenspannungen verändert, welches die Dominanz der Abschreckeigenspannungen (Entstehung im Beschichtungsprozess) bezüglich der Schichteigenschaften stark reduziert.

6.) *Referenz 4: Warm Spraying*

Die mittels Warm Spraying mit geringen Partikelgeschwindigkeiten hergestellten Schichten zeigten Zugeigenspannungen zwischen 70 und 110 MPa. Diese ergeben sich aus einem im Gegensatz zum Kaltgasspritzen relativ heißen Prozess. Zwischen Schicht und Substrat resultierende Spannungen entstehen aufgrund unterschiedlicher Wärmeausdehnungskoeffizienten von Stahl und Bronze. Die mittels sehr hohen Partikelgeschwindigkeiten gespritzten Schichten zeigten hingegen Eigenspannungen zwischen nur - 5 (Druck) und 18 MPa (Zug). Hierbei überlagern sich mechanisch induzierte Druckeigenspannungen aufgrund der hohen Verformung mit den thermisch induzierten Zugeigenspannungen durch unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten zu vergleichbar geringen Schichteigenspannungen.

7.) *Referenz 5: Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF-Spritzen)*

Die Schichteigenspannungen lagen bei allen Schichten aufgrund der hohen Prozesstemperaturen oberhalb des Schmelzpunktes im Zugbereich bei ~100 MPa. Dieses ist ähnlich wie beim Warm Spraying auf die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Substrat und Schicht zurückzuführen. Interessanterweise werden die Schichteigenspannungen der mit Stickstoff als Kühlgas hergestellten Schichten mit steigendem Sauerstoff-Ethen-Verhältnis immer geringer und lagen bei einem Verhältnis von 0,8 sogar bei -100 MPa im Bereich der Druckeigenspannungen. Die Analyse der Röntgenfeinstrukturanalyse ergab schließlich, dass der Anteil der Y2-Phase ansteigt. Diese hat eine geringere physikalische Dichte und verursacht damit Druckeigenspannungen.

Ergebnisse AP 10 – Beschichtung von Musterbauteilen und Installation für Langzeitproben

Im Rahmen der letzten PA-Treffen wurde, neben der weiter unten dargelegten Möglichkeit einer Standardisierung über ein DVS-Merkblatt, beschlossen sowohl größere Platten, als auch Mock-Up-Ruder mittels Lichtbogenspritzen unter Verwendung von N2 + 2% H2 und der veränderten Kinematik (Referenz 3) herzustellen. Diese Variante wurde auf Grund des Kompromisses

zwischen soliden Schichteigenschaften, Kosten und Werfttauglichkeit gewählt. Details hierzu finden sich im Ergebniskapitel zu AP12.

Um gegebenenfalls auftretende Probleme bei der Skalierung der bislang evaluierten Parameter auf größere Substrate auszuschließen, sollen zunächst Beschichtungsversuche mit den Vorzugsvarianten aus Referenz 3 an großen Platten bei der Firma Linde durchgeführt werden. Darüber hinaus wird seitens Becker Marine Systems ein Prototypenruder zur Verfügung gestellt, welches anschließend als beschichtetes Mock-Up dazu dienen soll, die praktische Umsetzbarkeit auch an gekrümmten Strukturen nachzuweisen.

Ergebnisse AP 11 – Prüfung der Musterbauteile und Korrelationen zu Laborversuchen

Die Beschichtung der Platten in AP10 entspricht im Wesentlichen einer Arbeitsprobe und könnte demzufolge neben einer automatisierten Variante auch im Rahmen einer Prüfung zum thermischen Spritzer händisch hergestellt werden. An diesen Proben kann das Verfahren weitergehend qualifiziert werden über einen Abgleich mit den bisherigen Laborversuchen hinsichtlich der Schichtmikrostrukturen, -eigenspannungen sowie der Kavitationserosionsbeständigkeit. Die Ergebnisse der Untersuchungen an den Platten sollen, wenn es zeitlich machbar ist, nach Möglichkeit ebenso wie die bisherigen Resultate in das geplante DVS-Merkblatt mit einfließen. Das Mock-Up-Ruder soll im Wesentlichen als Anschauungsstück für potenzielle Anwender bei den Forschungsstellen verbleiben, um in Zukunft eventuell noch Untersuchungen am Schiffsrumpf durchführen zu können.

Ergebnisse AP 12 – Zusammenfassung in technischen Übersichten in Anlehnung an technische Regelwerke inklusive wirtschaftlichem Variantenvergleich

Für eine breitere Akzeptanz der Thematik bei Schiffseignern wird im Einklang mit dem PA die Erstellung eines DVS-Merkblatts favorisiert und als am vielversprechendsten befunden. Dieses Merkblatt könnte zusätzlich als nationale Referenz dienen, um eine weitere Einarbeitung in die Regelwerke des DNV GL zu ermöglichen.

Grundlage dafür sind die für die jeweiligen Bronzen und Beschichtungsverfahren individuell erarbeiteten Prozessoptimierungen für mit den Methoden einstellbaren, maximalen Kavitationsschutz. Angaben zu möglichen, relativen Kavitationsbeständigkeiten in Bezug auf Propellerbronze oder Schiffbaustahl GLA ermöglicht Anwendern die Wahl des für ihre Applikation hinreichenden Verfahren, gerade auch vor einzugehenden Kompromissen in Bezug auf Fertigungskosten. Abbildung 36 stellt dazu die im Projekt WOBEKA (und zum Teil schon im

Vorgängerprojekt BESOMA) für verschiedene Materialvarianten durch Parameteroptimierung minimierten Kavitationsraten gegenüber. Als Referenz dient hier gegossene Ni-Al-Propellerbronze (NAB) mit einer Kavitationsrate von etwa 0,5 µm/h. Es sollte erwähnt werden, dass Schiffbaustahl GLA mit Kavitationsraten von 27µm/h gegenüber NAB mit 50-fach stärkere Erosion zeigt. Mittels Kaltgasspritzen können mit Ni-Al- oder Mn-Bronze Schichten herstellen, die ähnliche Eigenschaften wie gegossen Propellerbronze aufweisen. Allerdings ist dazu He als Prozessgas erforderlich, mit entsprechend hohen Prozesskosten. Verwendung getemperter Pulver beim Kaltgasspritzen mit Stickstoff als Prozessgas, verbessert die Kavitationsbeständigkeit zwar erheblich, aber resultiert immer noch in fünffach höheren Raten als die Massivbronze.

Eine Alternative dazu stellt das Auslagern von kaltgasgespritzten Schichten dar. Bei entsprechender Optimierung (vergl. Abb. 20) können damit im Idealfall vergleichbare Eigenschaften zur Ni-Al-Massivbronze eingestellt werden.

Die weicheren Sn- und NiSn-Bronzen sind zwar einfacher mittels Kaltgasspritzens mit Stickstoff als Prozessgas zu verarbeiten, können aber aufgrund ihrer Plastizität nicht den erforderlichen Kavitationsschutz gewährleisten. Positiv zu erwähnen ist, dass mit Stickstoff als Prozessgas hergestellte Mn-Bronzeschichten nur etwa doppelt so hohe Kavitationsraten im Vergleich zur gegossenen Propellerbronze zeigen.

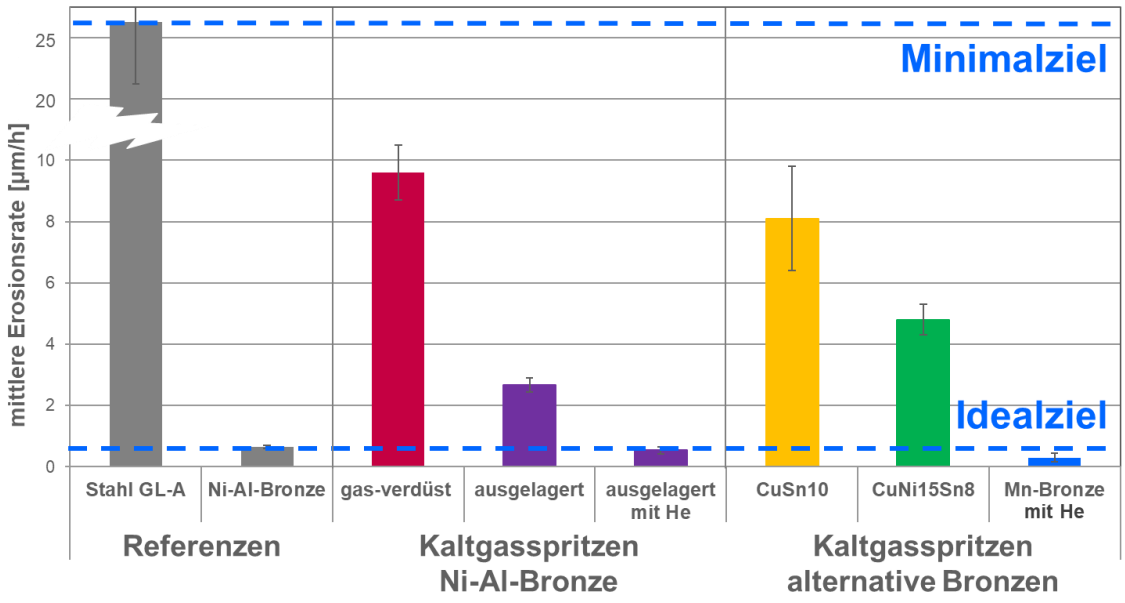

Abbildung 37: Mittlere Kavitationsraten für die jeweilig optimierten Prozessbedingungen beim Kaltgasspritzen der verschiedenen Bronzen.

Abbildung 36 zeigt die im Verfahrensvergleich für NiAl-Bronzeschichten unter Optimierung einstellbaren Kavitationsraten. Die thermischen Spritzverfahren gewährleisten dabei in Bezug auf die Anwendung bessere Schichteigenschaften als ursprünglich erwartet. Mittels Hochdruck-Warmspritzens können unter optimierten Bedingung Eigenschaften ähnlich zur gegossenen Propellerbronze eingestellt werden. Allerdings ist das Verfahren noch nicht in Markt etabliert und zudem kostspielig zu betreiben. Beim HVOF-Spritzen kann die Oxidation des Spritzwerkstoffs nicht komplett verhindert werden. Bei entsprechender Optimierung zeigen mittels HVOF-Spritzens hergestellte Schichten Kavitationsraten, die nur etwa um einen Faktor zwei höher als die der Ni-Al-Massivbronze. Bei hinreichender Prozessoptimierung können auch mittels Lichtbogenspritzens sehr gute Schichtqualitäten eingestellt werden. Trotz nicht vermeidbarer Oxidation sind entsprechende Kavitationsraten etwa um den Faktor vier höher als der Massivbronze. Für Anwendungen im Ruderbereich macht Sinn, den jetzt verwendeten Schiffbaustahl GLA als Referenz heran zu ziehen. Gegenüber Stahl GLA zeigen lichtbogengespritzte Schichten eine 13-fache, und HVOF-gespritzte Schichten eine etwa 25-fach bessere Kavitationsbeständigkeit. Beides sollte für hinreichende Lebensdauern oder Dockintervalle hinreichen.

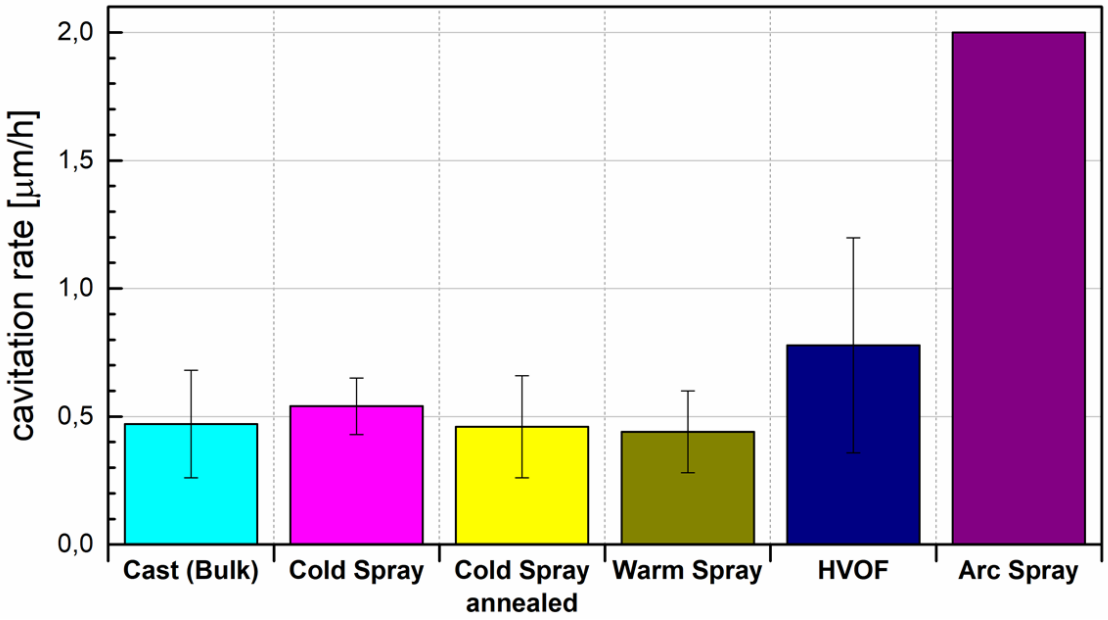

Abbildung 38: Vergleich der Kavitationsraten jeweils optimierter Spritzverfahren für NiAl-Bronzeschichten.

Eine Vorstellung eines Entwurfs zu solch einem Merkblatt wird am 08.11.2018 im Rahmen der Sitzung des DIN / DVS NA 092-00-14 AA / AG V 7„Thermisches Spritzen und thermisch gespritzte Schichten" durch die Forschungsstellen stattfinden. Im Fall einer Annahme der vorgestellten Inhalte durch die DIN / DVS Arbeitsgruppe, steht ein Standard zur Verfügung, welcher sich positiv auf die Bereitschaft potenzieller Anwender zur Nutzung des Verfahrens auswirken könnte.

Als Vorzugsvariante für die Erprobung als großflächige Beschichtung im Schiffbau wurde gemeinschaftlich von Forschungsstellen und PA das Lichtbogenspritzen unter Verwendung von N2 + 2% H2 und der veränderten Kinematik (Referenz 3) ausgewählt. Das Verfahren zeigte gute Ergebnisse hinsichtlich der Kavitationserosionsbeständigkeit, welche denen der anderen thermischen Spritzverfahren zwar deutlich unterlegen, aber für den Anwendungsfall gegebenenfalls ausreichend sind.

Darüber hinaus ist die Anlagentechnik zum Lichtbogenspritzen mobil einsetzbar sowie einfach gehalten und entsprechend werfttauglich. Die prinzipiell händische Nutzbarkeit ist ein weiterer Vorteil, da die Berührungspunkte mit konventionellen händischen Schweißverfahren wie MSG hier deutlich höher sind. Die Anschaffungskosten einer Lichtbogenspritzanlage entsprechen zwar etwa Faktor 6 bis 8 einer vergleichbaren, modernen MSG-Stromquelle, liegen aber deutlich unterhalb aller anderen verwendeten Spritzverfahren. Die kurzen Prozesszeiten beim thermischen Spritzen gleichen diese höheren Anschaffungskosten gegenüber dem MSG-Schweißen als übliches Reparaturverfahren jedoch ohne weiteres aus. Es ergibt sich somit ein erheblicher Kostenvorteil für Metallspritztechniken, welcher nachfolgend exemplarisch für das Kaltgasspritzen dargestellt sein soll. Für das Lichtbogenspritzen sollte eine entsprechende Bilanz noch deutlich günstiger ausfallen.

Bei der exemplarischen Berechnung der Kosten anhand des Kaltgasspritzens wurden die Rüstkosten und -zeiten zunächst nicht berücksichtigt, da diese aus der aktuellen Perspektive schwer abschätzen sind. Die benötigten Komponenten und Kosten jeweiliger Anlagentechnik für das Kaltgasspritzen und das MSG-Schweißen sind in Tabelle 7 dargestellt.

Tabelle 7: Übersicht der Anschaffungskosten einer mobilen Kaltgasspritzanlage und einer MSG-Anlage im Vergleich.

Kaltgasspritzen	Anschaffungskosten
Kaltgasanlage, mobil	170.000 €
Pulverförderer	30.000 €
Roboter	60.000 €
Gasversorgung	10.000 €
Sonstiges (Schallschutz / Luftreinigung)	40.000 €
Summe	**310.000 €**

MSG-Schweißen	Anschaffungskosten
MSG-Anlage	5.000 €
Summe	**5.000 €**

Als Abschreibungszeiten werden für die Kaltgasspritzanlage 5 Jahre und für die Schweißanlage bei 7 Jahre angenommen.

Neben den Anschaffungskosten fallen zusätzlich fixe Kosten für Wartung und Reparatur an, welche in Rücksprache mit Spritzbetrieben gem. Tabelle 8 ermittelt werden konnten.

Tabelle 8: Kostendarstellung für Reparatur und Wartung.

Bauteil	Kosten	Intervall
Wartung Spritzkanone	350 €	100 h
Wartung Vorheizer	500 €	5000 h
Wartung Pulverförderer	1000 €	3000 h
Wartung Luftreinigung	3000 €	2000 h
Wartung Robotik	1000 €	3000 h
Verschleiß Heizpatrone	1500 €	500 h
Verschleiß Gasschlauch/Vorheizer/Kanone	1000 €	100 h
Düse	3000 €	3000 h
Summe	**23,8 €**	**1 h**

Ergänzend zu den fixen Kosten müssen auch die variablen Kosten in Form von Personal und Verbrauchsmaterial berücksichtigt werden. Der Preis des Ni-Al-Pulver liegt bei etwa 80€ / kg. Für Stickstoff wird ein Preis von 2 €/Nm³ und ein Strompreis von 0,15 € / kWh zugrunde gelegt. Daraus ergibt sich bei 45 Arbeitswochen/Jahr mit 5 Arbeitstagen/Woche und einer 8 Stunden dauernden Schicht mit 6 Betriebsstunden der Anlage ein Maschinenstundensatz von 84 € und ein Stundensatz für Personal von 40 €.

Daraus resultieren für ein mit einer Schichtdicke von 1 mm versehenen Bauteil der Größe 1000 mm x 1000 mm die in Abbildung 39 dargestellten Kosten durch Kaltgasspritzen.

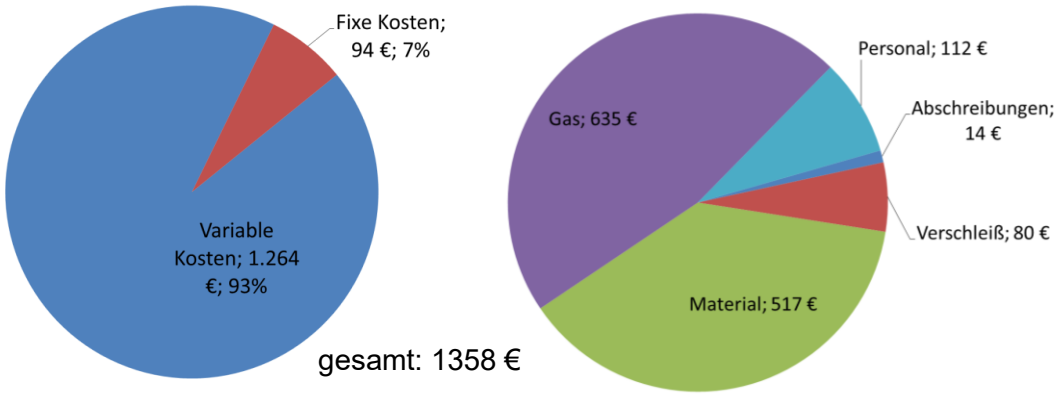

Abbildung 39: Übersicht (a) und Aufschlüsselung (b) der variablen und fixen Kosten bei der Herstellung einer 1 mm dicken, kaltgasgespritzten Schicht auf einem Bauteil der Maße 1000 mm x1000 mm.

Zeiten zur Vorbereitung, Durchführung der Beschichtung und Nachbearbeitung beeinflussen gemäß der in Tabelle 9 dargestellten Tätigkeiten die gesamten Bearbeitungszeiten. Mit der genutzten Roboterkinematik (400 mm/s; Zeile 2 mm; 8 Lagen; Auftragswirkungsgrad 90 %) und einer Pulverförderleistung von 2,3 kg/h ergibt sich für das Kaltgasspritzen eine Beschichtungszeit von 2 h 48 min. Die entstandenen Schichten besitzen dann eine Rauheit Ra von 15-22 µm und benötigen nur eine sehr geringe Nachbearbeitung auf eine Rauheit von Ra = 3-5 µm.

Tabelle 9: Einflüsse und Tätigkeiten zur Vorbereitung, Durchführung und Nachbereitung von Schichten mittels Kaltgasspritzen und Schweißen.

Kaltgasspritzen		
Vorbereitung	**Durchführung**	**Nachbereitung**
Entfetten	Pulverförderung	Schleifen
Sandstrahlen (mind. Ra = 6 µm)	Geschwindigkeit Roboter	
ggfs. Vorwärmen	Anzahl Lagen	
Vermessung	Auftragswirkungsgrad	
Programmierung Robotik	Zeilenabstand	
Installation Gasversorgung		
Auftragsschweißen		
Vorbereitung	**Durchführung**	**Nachbereitung**
Entfetten	Einschaltdauer beachten	Nahtnachbearbeitung (Schleifen)
Sandstrahlen / Schleifen	Zwischenlagentemperatur beachten	ggfs. nachträgliches Glühen
ggfs. Vorwärmen	ggfs. Pufferschicht	

Als Vergleich zum Kaltgasspritzen sind in Tabelle 10 die Kosten für das Auftragsschweißen dargestellt. Hieraus ergibt sich eine Aufteilung der Kosten zu 3514,55 € an variablen Kosten

sowie 21,33 € an fixen Kosten. Der Großteil der variablen Kosten entfällt hierbei, auch wegen der hohen Bearbeitungszeit von ca. 45:00 h, auf die Lohnkosten mit 1800 €. Weiterhin sind die Materialkosten mit 1551,38 € auf Grund der Verwendung einer Pufferlage (System 309L + 316L) und sehr vieler Schweißraupen vergleichsweise hoch. Die restlichen Positionen (Gas: 155,93 €, Strom: 7,24 €) fallen demgegenüber deutlich geringer aus.

Der am Beispiel von Schichten aus den Werkstoffen AISI 316L (MSG-Schweißen) und Nickel-Aluminium-Bronze CuAl10Fe5Ni5 (Kaltgasspritzen) durchgeführte Kostenvergleich zeigt, dass das Kaltgasspritzen aus wirtschaftlicher Hinsicht deutliche Vorteile bietet. Zwar verursacht das Kaltgasspritzen durch größere Anschaffungsinvestitionen einen Mehraufwand gegenüber dem manuellen MAG-Auftragsschweißen im Bereich der fixen Kosten. Dem gegenüber stehen jedoch langfristig durch einen um den Faktor 8 kürzere Prozesszeit und signifikant bessere Schichtqualität. Die variablen Kosten (Personal, Gas, Metallpulver) zeigen aufgrund des geringeren Zeitaufwandes und damit verbundenen Personalaufwendungen deutliche Vorteile für das Kaltgasspritzen.

Tabelle 10: Wirtschaftliche Parameter für Auftragschweißungen.

Wirtschaftliche Parameter					
Anlagenpreis	€	5000	Drahtpreis	€/kg	17,73
Nutzungsdauer	Jahre	5	Gaspreis	€/l	0,01
Stundenlohn	€/h	20	Energiekosten	€/kWh	0,15
Lohnnebenkosten	%	100	Instandhaltungskosten	%/Jahr	7
Kalk. Zinssatz	%	9	Arbeitstage pro Jahr	d/Jahr	250
Abschreibungsart	linear		Arbeitsstunden pro Tag	h	16
Technische Parameter					
Schweißspannung	V	25	Abschmelzleistung	kg/h	6
Schweißstrom	A	130	Gasdurchlauf	l/h	1050
Energieumsatz	kWh	3,25	Effektive Einsatzdauer	%	33

Verwendung der Zuwendung

Wissenschaftlich-technisches Personal (Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplans)

In Tabelle 11 ist die Verwendung der Zuwendung dargestellt.

Tabelle 11: Verwendung der Zuwendung; WMA: Wissenschaftlicher Mitarbeiter; MM: Mannmonate

Arbeitspaket	Zeit Soll	Zeit Ist	Durchgeführte Arbeiten
1. Abschätzung / Simulation von Kaltgasspritzbedingungen und Pulverqualitäten **(HSU)**	2 MM WMA	2 MM	- Simulation / Berechnung der Spritzparameter und Pulvergrößenverteilung der Spritzmaterialien - Bestimmung der benötigten Pulverspezifikationen
2. Herstellung konventioneller Referenzschichten **(IGP)**	3 MM WMA	3 MM	- Herstellung von Referenzschichten mittels Lichtbogenspritzen, Warm Spraying, HVOF-Spritzen
3. Pulveranalysen / Anpassung von Spritzparametern (**HSU**)	2 MM WMA	2 MM	- Analyse der Pulvermikrostrukturen /-Morphologien, -härte - Anpassung der Spritzbedingungen
4. Vorbereitung von Musterbauteilen und Planung von Langzeittests (**IGP**)	4 MM WMA	4 MM	- Planung Langzeittests - Festlegen Montagebedingungen / Oberflächenqualitäten - Definition Prüfbedingungen - Herstellung potenzieller Kontakte
5. Herstellung kaltgasgespritzter Schichten mit div. Pulvermaterialien (**HSU**)	3 MM WMA	3 MM	- Kaltgasspritzexperimente auf GL-A unter Variation der Werkstoffe und der Schichtnachbehandlung - Analyse der Aufprallmorphologien
6. Untersuchung von Schichtmikrostrukturen (**HSU**)	6 MM WMA	6 MM	- Analyse von Schichtquerschliffen → Ermittlung der Schichtporositäten, -härte; el. Leitfähigkeiten
7. Analysen zur Kavitations- und Korrosionsbeständigkeit (**IGP**)	6 MM WMA	6 MM	- Kavitationserosionstests unter Langzeitbeanspruchung an verschieden gespritzten Schichten - Härteprüfungen nach Kavitationserosionstests
8. Untersuchung zu Schichtkohäsion und -adhäsion **(HSU)**	6 MM WMA	6 MM	- Untersuchung der Schichtkohäsion mittels MFT / TCT, Härte für Referenzproben - Analyse der Schichtadhäsion mittel Haftzugtests
9. Systematische Analyse der Schichteigenspannungen (**IGP)**	6 MM WMA	6 MM	- Bestimmung des Eigenspannungszustands mittels modifizierter Bohrlochmethode unter Verwendung von ESPI sowie Röntgendiffraktometrie
10. Beschichtung von Musterbauteilen und Installation für Langzeitproben **(HSU / IGP)**	1 MM /1 MM WMA	1 MM / 1 MM	- Auswahl einer Vorzugsvariante für großflächige Beschichtung - Ausarbeitung und Planung zur Beschichtung von Platten und Mock-Up-Ruder

11. Prüfung der Musterbauteile und Korrelationen zu Laborversuchen **(HSU / IGP)**	2 MM /2 MM WMA	2 MM / 2 MM	- Analysen bezüglich Kavitationserosionstests, Schichtmikrostrukturen und Eigenspannungen an Platten - optische und zerstörungsfreie Bewertung an Mock-Up-Ruder
12. Zusammenfassung in technischen Übersichten in Anlehnung an technische Regelwerke inklusive wirtschaftlichem Variantenvergleich **(HSU / IGP)**	2 MM /2 MM WMA	2 MM / 2 MM	- Erarbeitung eines Entwurfs für ein DVS-Merkblatt und Vorstellung desselben im Arbeitskreis DIN / DVS NA 092-00-14 AA / AG V 7„Thermisches Spritzen und thermisch gespritzte Schichten”

Geräte (Einzelansatz B des Finanzierungsplans) und Leistungen Dritter (Einzelansatz C des Finanzierungsplans)

Es wurden für keines der Arbeitspakete Zuwendungen für eine Gerätebeschaffung gem. Einzelansatz B des Finanzierungsplans oder Zuwendungen für Ausgaben für Leistungen Dritter gem. Einzelansatz C des Finanzierungsplans beantragt.

Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Die Komplexität des Vorhabens erforderte die Bearbeitung durch zwei wissenschaftliche Mitarbeiter, möglichst mit Erfahrungen auf folgenden Gebieten:

- Werkstofftechnik
- Schweißtechnik und Spritztechnik
- Schiffstechnik

Außerdem übernahmen diese die fachliche und organisatorische Anleitung der studentischen Hilfskräfte.

Für die Bearbeitung des Projektes waren umfangreiche experimentelle Laborarbeiten, wie zum Beispiel Spritz- und Schweißversuche, metallographische Analysen, Eigenspannungsanalysen und anschließende Anpassungen der Parameter sowie komplexe mechanische Untersuchungen (TCT-/MFT-, Haftzugversuch etc.) durchzuführen. Die studentischen Hilfskräfte wurden in diesen Bereichen entsprechend eingesetzt und führten weitere technische, wissenschaftliche sowie organisatorische Hilfsarbeiten durch. Dies konnte durch Hilfswissenschaftler unter Anleitung durchgeführt werden und betraf auch die Mitarbeit bei redaktionellen Arbeiten.

Hierfür war der Einsatz von zwei Studenten mit einer Arbeitszeit von 40h/Monat über die Laufzeit des Projektes (24 Monate), eines Studenten mit einer Arbeitszeit von 40h/Monat für 3 Monate sowie eines technischen Mitarbeiter für 4 Monate geplant. Hiermit konnten die Fragestellungen gelöst werden.

Alle genannten Ausgaben waren notwendig um das Projekt mit den dargestellten Ergebnissen erfolgreich abzuschließen. Es wurde stets wirtschaftlich mit den Mitteln und deckungsgleich mit den Büchern und Belegen umgegangen.

Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der erzielten Ergebnisse

Die Ziele des Projektes zur Herstellung von thermisch oder kinetisch gespritzen Schichten für den Kavitationsschutz von Schiffrudern wurden in vollem Umfang erfüllt. Die auf Stahlbleche üblicher Schiffbaublechdicke aufgespritzten, hochlegierten Bronzen weisen im nachgewiesen Idealfall ähnliche Kavitationsbeständigkeiten auf wie massive Schiffspropellerbronze, entsprechend einem gegenüber Stahl GLA 50-fach geringerem Abtrag oder Schaden. Für die verschiedene Beschichtungsverfahren wie Kaltgasspritzen, Hochgeschwindigkeits-Flammspritzen, Warmspritzen und Lichtbogenspritzen wurden jeweilige primäre Spritzparameter und Aufwand für Spritzwerkstoffvorhandlung oder Schichtnachbehandlung für optimale Schichtqualitäten erarbeitet und mit verschiedenen Prüfverfahren für einen möglichen Einsatz qualifiziert. Massivbronzeähnliche Schichteigenschaften konnten dabei z.B. durch Kaltgasspritzen und eine entsprechende Wärmebehandlung der Schicht, durch Kaltgasspritzen mit Helium als Prozessgas oder auch Warmspritzen hergestellt werden. Diese Möglichkeiten sind angesichts der verwendeten Verfahrensschritte oder eingesetzten Gase und Mengen vergleichsweise teuer im Einsatz. Als kommerziell weiter verbreitete Verfahren konnten in dem Projekt interessanterweise auch Hochgeschwindigkeits-Flammspritzen und Lichtbogenspritzen für die Herstellung von kavitationsbeständig Bronzeschichten qualifiziert werden. Eingestellte Kavitatationsbeständigkeiten sind zwar geringer als die der Massivbronze, aber immerhin um einen Faktor 13- 30 besser als die von Stahl GLA. Entsprechend kann auch etablierte Technik genutzt werden, um Einsatzzeiten von Schiffsrudern massiv zu erhöhen. Je nach Anforderungsprofil und Kostenrahmen für die Beschichtung von Schiffsrudern oder Reparatur von Schiffspropellern können Anwender damit zwischen unterschiedlichen Verfahren wählen.

Mit Hilfe der evaluierten Parameter sind die im projektbegleitenden Ausschuss vertretenen Spritzbetriebe (Praxair Surface Technology GmbH, obz innovation GmbH) in der je nach Qualitätsanspruch zwischen verschiedenen Beschichtungsverfahren für Kavitationsschutz zu wählen. Es mag angemerkt sein, dass alle getesteten Schichten besseren Schutz bieten als MAG-auftragsgeschweißte Stahlschichten und auf Grund ihrer kurzen Prozesszeiten durchaus eine wirtschaftliche Alternative darstellen.

Alternativ zeigt sich das Lichtbogenspritzten als Kompromiss aus soliden Schichteigenschaften, welche denen der anderen thermischen Spritzverfahren zwar deutlich unterlegen, aber für den Anwendungsfall gegebenenfalls ausreichend sind und exzellenter Handhabbarkeit. Die Anlagentechnik ist mobil sowie einfach gehalten und entsprechend werfttauglich. Die prinzipiell händische Nutzbarkeit ist ein weiterer Vorteil, da die Berührungspunkte mit konventionellen händischen Schweißverfahren wie MSG hier deutlich höher sind. Die Anschaffungskosten einer

Lichtbogenspritzanlage entsprechen zwar etwa Faktor 6 bis 8 einer vergleichbaren, modernen MSG-Stromquelle, liegen aber deutlich unterhalb aller anderen verwendeten Spritzverfahren. Die kurzen Prozesszeiten beim thermischen Spritzen gleichen diese höheren Anschaffungskosten gegenüber dem MSG-Schweißen als übliches Reparaturverfahren jedoch ohne weiteres aus.

Die Ergebnisse des Vorhabens ermöglichen damit Spritzfirmen und Zulieferern die Integration neuer, flexibel einsetzbarer Beschichtungsverfahren in vorhandene Firmenstrukturen zur Erschließung neuer Geschäftsfelder. Dabei bezieht sich der Mehrgewinn der neuen Technik nicht nur auf kavitationserosionsbeständige Beschichtungen im Ruderbereich oder Propellerreparatur, sondern auch die Technik des Kaltgasspritzens und thermischen Spritzens im Allgemeinen.

Erste firmeninterne Konzepte zur Entwicklung von Manipulatoren und mobilen Beschichtungsanlagen stehen hier bereits zur Verfügung und könnten eingesetzt werden, insofern die Bereitschaft der Anwender besteht. Weiterhin können Hersteller maritimer Antriebe (z.B. Fa. Becker Marine Systems, Fa. Mecklenburger Metallguss) endbeschichtete Bauteile zu Kunden schicken, bei denen nur wenige Nacharbeiten erfolgen müssen. Je nach Ruderausmaßen können Spritzbetriebe wie z.B. die Firmen Schlie Hydraulik (kmU), obz innovation (kmU) oder Praxair Surface Technology (kmU) Beschichtungen als Auftrag im Haus oder möglicherweise auch mobil in Werften bzw. bei den Herstellern von Antrieben durchführen. Letzteres stellt ein neues Geschäftsmodell für die kmU dar und eröffnet neue Möglichkeiten für die Spritzbetriebe.

Auf Initiative des DNV GL SE, der Linde AG und des restlichen PA sowie der FST ergibt sich die Möglichkeit, die Ergebnisse in ein DVS-Merkblatt zu überführen, um einen Transfer in die Praxis zu gewährleisten und die Akzeptanz bei den Anwendern zu erhöhen. Hierzu soll ebenso die Beschichtung eines Mock-Ups dienen. Durch die Vielzahl von Beschichtungsbetrieben (obz, Praxair, Schlie, Muelhan) und maritimen Anwendern (Becker, FSG, MMG, Ostseestaal) sind Synergien in den betreffenden Branchen hinsichtlich geeigneter Anwendungen im schiff-, und stahlbaulichen Bereich sowie im Offshorebereich entstanden.

Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft und durchgeführte Maßnahmen

In Tabelle 12 und Tabelle 13 sind die vormals geplanten Maßnahmen (siehe Beantragung) zum Ergebnistransfer während des Forschungsvorhabens dargestellt.

Tabelle 12: Geplante Maßnahmen zum obligatorischen Ergebnistransfer im Vorhabensablauf.

Maßnahme	Anzahl	Ziel	Datum / Zeitraum
pbA-Sitzung	4	Information der Mitglieder und Sicherstellung eines praxisrelevanten Projektverlaufs	2014 (Kick-off-Meeting) 2015 (Statusbericht) 2015 (Statusbericht) 2016 (Schlussbericht)
Abschlussbericht	1	Zusammenfassung und Dokumentation der Projektergebnisse in einem öffentlich erhältlichen Dokument (ISBN-Nr.)	Zum Projektende (2016)
Diplom- bzw. Masterarbeiten / Bachelorarbeiten / Projektarbeiten	3 pro Jahr	Ergänzung und Erweiterung der Projektinhalte durch wissenschaftliche Belegarbeiten	über Projektlaufzeit verteilt
Darstellung im Instituts-Jahresbericht (Fh IGP)	2	Präsentation der Ergebnisse im Instituts-Jahresbericht. Dieser wird der regionalen Wirtschaft einmal im Jahr kostenfrei zur Verfügung gestellt.	2014 / 2015 / 2016
Lehrveranstaltungen	3	Universität Rostock Lehrstuhl Fertigungstechnik Fach Ausgewählte Fertigungsverfahren Helmut-Schmidt Universität Lehrstuhl Werkstofftechnik Grundvorlesung Werkstofftechnik (Bachelor) Vorlesung Oberflächentechnik (Master)	ab 2015

Tabelle 13: Geplante Maßnahmen zum aktiven Ergebnistransfer im Vorhabensablauf.

Maßnahme	Anzahl	Ziel	Datum / Zeitraum
Merkblatt	1	Erfolgreiche Vorhabensergebnisse werden an Organisationen für die Einbindung in vorhandene Vorschriften der Stahlbaunorm des GL weitergeleitet und in Regelwerk aufgenommen	Zum Ende des Projektes
Vortrag	Jährlich	Veranstaltung: FST beim DNV in Hamburg Ausrichter: CMT Hamburg	6/2015 und 6/2016
Vortrag	2	Veranstaltung: Große Schweißtechnische Tagung 2015 Projektergebnisse Ausrichter: Deutsche Verband für Schweißtechnik Gegenstand: Vortrag und Tagungsband mit ISBN-Nr. Herausgeber: DVS-Media GmbH Teilnehmer: Interessierte Unternehmen aus der metallverarbeitenden Industrie, Schweißanlagenhersteller, sowie Zusatzwerkstoff- / Werkstoffhersteller	09/2015
Vortrag	2	Veranstaltung: International Thermal Spray Conference Ausrichter: Deutsche Verband für Schweißtechnik Gegenstand: Vortrag und Tagungsband mit ISBN-Nr. Herausgeber: DVS-Media GmbH	05/2015 und 05/2016

Maßnahme	Anzahl	Ziel	Datum / Zeitraum
		Teilnehmer: Forschungsinstitute und Unternehmen aus der thermischen Spritztechnik, Zusatzwerkstoff- / Werkstoffhersteller	
Vortrag	2	Veranstaltung: Werkstofftechnisches Kolloquium Ausrichter: Fakultät für Maschinenbau, Technische Universität Chemnitz Gegenstand: Vortrag und Tagungsband mit ISBN-Nr. Herausgeber: Technische Universität Chemnitz Teilnehmer: Forschungsinstitute und Unternehmen aus der Werkstofftechnik, sowie Zusatzwerkstoff- und Werkstoffhersteller	09/2015 und 09/2016
Vortrag	1	Veranstaltung: Kupfersymposium Ausrichter: Deutsches Kupferinstitut Gegenstand: Vortrag Teilnehmer: Unternehmen aus der Werkstofftechnik	10/2015
Veröffentlichungen in Fachzeitschriften	1	Veröffentlichung in der Fachzeitschrift im Praktiker (Fachzeitschrift für Schweißtechniker) oder Hansa (Fachzeitschrift für Schiffbau)	Ende 2015 bis Mitte 2016
Veröffentlichungen in Fachzeitschriften	1	Veröffentlichung im Thermal Spray Bulletin (DVS-Media: Fachzeitschrift für thermisches Spritzen)	bis Mitte 2015
Vorbereitung zur Zulassung		Mögliche Vorzulassung durch den DNV GL aufgrund der Vorhabenergebnisse und Einbindung in vorhandene Vorschriften	Zum Projektende
Direkte Kontaktaufnahme		Direkte Kontaktaufnahme mit potenziellen kmU aus der metallverarbeitenden Industrie, Werftenzulieferer und Dienstleister sowie dem Korrosionsschutzbereich	projektbegleitend

In Tabelle 14 und Tabelle 15 sind die tatsächlich durchgeführten Maßnahmen zum Ergebnistransfer während des Forschungsvorhabens sowie noch geplante Maßnahmen dargestellt. Die Anzahl von Vorträgen und Publikationen ist größer als ursprünglich geplant. Damit und mit den noch ausstehenden Publikationen ist gewährleistet, dass die Ergebnisse Interesse bei potentiellen Anwendern finden.

Tabelle 14: Durchgeführte Maßnahmen zum obligatorischen Ergebnistransfer im Vorhabensablauf.

Maßnahme	Anzahl	Ziel	Datum / Zeitraum
PA-Sitzung	5	Information der Mitglieder --> Sicherstellung eines praxisrelevanten Projektverlaufs	21/07/15 (Kick-Off, HSU) 25/02/16 (MMG) 13/09/16 (SVA) 28/09/17 (Messe D) 24/05/18 (HSU)
Abschlussbericht	1	Zusammenfassung und Dokumentation der Projektergebnisse in einem öffentlich erhältlichen Dokument (ISBN-Nr.)	Zum Projektende (07/2018)
Diplomarbeiten (DA) / Masterarbeiten (MA) / Bachelorarbeiten (BA) / Studienarbeiten (StA) Projektarbeiten	15	MA: Untersuchung des Kavitationsverhaltens kaltgasgespritzter Stahl 316L und Cu-Al-Bronze-Schichten StA: Untersuchung der Kavitationsbeständigkeit HVOF-gespritzter Ni-Bronze Schichten StA: Untersuchung des Kavitationsverhaltens kaltgasgespritzter Ni-Al-Bronze-Schichten	08/2013 (erfolgt) 03/2014 (erfolgt) 03/2014 (erfolgt) 05/2014 (erfolgt)

Maßnahme	Anzahl	Ziel	Datum / Zeitraum
(PA)		StA: Untersuchung von Kavitationsschäden an Schiffspropellern und des Kavitationsverhaltens verschiedener Reparaturverfahren von Ni-Al-Bronze MA: Untersuchung der Kavitationsbeständigkeit kaltgasgespritzter Mn-Bronze und Ni-Sn-Bronze Schichten MA: Untersuchung des Kavitationsverhaltens kaltgasgespritzter Sn-Bronze-Schichten, sowie Ni-Al-Bronze-Schichten auf Ni-Bond-Coats BA: Untersuchung des Einflusses von Wärmebehandlungen auf kaltgasgespritzte Bronzeschichten BA: Untersuchung des Einflusses der Roboterkinematik auf die Eigenschaften kaltgasgespritzter Bronzeschichten StA: Warm Spraying von NAB-Pulvern – eine Untersuchung des Aufprallverhaltens bei unterschiedlichen Parametern StA: Untersuchung des Einflusses einer Wärmenachbehandlung von kaltgasgespritzten Ni-Al-Bronzen auf Kavitationsbeständigkeit MA: Untersuchung der Kavitationsbeständigkeit kaltgasgespritzter Ni-Al-Bronze Schichten vor und nach der Wärmebehandlung MA: Warm Spraying von Ni-Al-Bronze Pulver – eine Untersuchung der Kavitationsbeständigkeit bei unterschiedlichen Spritzparametern MA: Untersuchung des Einflusses einer unterschiedlicher Wärmenachbehandlungen von kaltgasgespritzten Ni-Al-Bronzen auf die Kavitationsbeständigkeit BA: Hochgeschwindigkeitsflammspritzen von Ni-Al-Bronze MA: Einfluss der Prozess-Kinematik auf Eigenspannungen, Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften lichtbogengespritzter Ni-Al-Bronze-Schichten StA: Einfluss der Prozess-Kinematik auf Eigenspannungen, Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften lichtbogengespritzter Mn-Al-Bronze-Schichten	07/2014 (erfolgt) 07/2014 (erfolgt) 01/2014 (erfolgt) 01/2014 (erfolgt) 03/2015 (erfolgt) 05/2015 (erfolgt) 09/2014 (erfolgt) 08/2015 (erfolgt) 09/2015 (erfolgt) 12/2015 (erfolgt) 04/2016 (erfolgt) 04/2016 (erfolgt)
Darstellung im Instituts-Jahresbericht (Fh IGP)	2	Präsentation der Ergebnisse im Instituts-Jahresbericht. Dieser wird der regionalen Wirtschaft einmal im Jahr kostenfrei zur Verfügung gestellt.	2015 / 2016 (erfolgt) 2016 / 2017 (erfolgt)
Lehrveranstaltungen	4	Die Ergebnisse fließen in die Lehrveranstaltungen der Lehrstühle Fertigungstechnik/Fügetechnik der Universität Rostock in den Fächern Schweißmetallurgie und Schweißtechnologie sowie in die Lehrveranstaltung Werkstofftechnik und Oberflächentechnik I und II der Helmut-Schmidt Universität Hamburg ein	ab 2016 (erfolgt z.T. bereits)

Tabelle 15: Durchgeführte Maßnahmen zum aktiven Ergebnistransfer im Vorhabensablauf.

Maßnahme	Anzahl	Ziel	Datum / Zeitraum
Vortrag (gehalten)	13	Vorstellung Projekt Becker Marine Systems (F&E) Vorstellung Projekt bei Wehrtechnischer Dienststelle 71 Vorstellung Projekt Arbeitskreis Thermisches Spritzen Vorstellung des Projekts bei NIMS / Japan Vorstellung des Projekts bei Metallkunde e.V.	12/2013 (erfolgt) 09/2014 (erfolgt) 11/2014 (erfolgt) 01/2015 (erfolgt) 03/2015 (erfolgt) 09/2015 (erfolgt)

Maßnahme	Anzahl	Ziel	Datum / Zeitraum
		Vorstellung des Projekts bei der Schadensabteilung des DNV GL SE	05/2014 (erfolgt)
		Teilnahme und Vorträge auf der International Thermal Spray Conference 2014, Barcelona durch HSU	
		Teilnahme und Vorträge auf der International Thermal Spray Conference 2015, Long Beach durch HSU / IGP	05/2015 (erfolgt)
		Teilnahme und Vorträge auf der International Thermal Spray Conference 2016, Shanghai durch HSU / IGP	06/2016 (erfolgt)
		Teilnahme und Vorträge auf der International Thermal Spray Conference 2017, Düsseldorf durch HSU / IGP	05/2017 (erfolgt)
		Teilnahme und Vorträge auf der International Thermal Spray Conference 2018, Orlando durch HSU / IGP	05/2018 (erfolgt)
		Vorstellung der Projektergebnisse beim DIN / DVS NA 092-00-14 AA / AG V 7„Thermisches Spritzen und thermisch gespritzte Schichten”	11/2018 (geplant)
		Vortrag vor der Arbeitsgruppe „Thermisches Spritzen“ des DVS-BV-München	02/2019 (geplant)
Veröffentlichungen in Tagungsbänden	6	Krebs, S., Gärtner, F., Klassen, T., Cold Spraying of Cu-Al-Bronze for Cavitation Protection in Marine Environments, In: Conference Proceedings, International Thermal Spray Conference, Barcelona / Spain, 2014, p. 59-64.	05/2014 (erfolgt)
		Hauer, M.; Krebs, S.; Kroemmer, W.; Henkel, K.-M.: Effect of Traverse Speed on Residual Stress Distribution and Cavitation Erosion Behavior of Arc Sprayed Aluminum Bronze Coatings In: Proceedings of the International Thermal Spray Conference / DVS-Berichte Volume 324, 10.-12. Mai, Shanghai, Volksrepublik China 2016, DVS-Media 2016, S. 509-515	05/2016 (erfolgt)
		Krebs, S., Kuroda, S., Katanoda, H., Gärtner, F., Klassen, T., Araki, H., Frede, S., Warm Spraying of high strength Ni-Al-bronze for cavitation protection, In: Conference Proceedings, International Thermal Spray Conference, Shanghai / China, 2016, p.144-150.	05/2016 (erfolgt)
		Hauer, M.; Krebs, S.; Kroemmer, W.; Henkel, K.-M.: Improvements of Coating Properties and Residual Stress States in Arc Sprayed Aluminium Bronze Coatings by Using an Alternative Gas Mixture In: Proceedings of the International Thermal Spray Conference / DVS-Berichte Volume 336, 07.-09. Juni, Düsseldorf, Deutschland 2017, DVS-Media 2017, S. 114-120	06/2017 (erfolgt)
		Krebs, S., Gärtner, F., Klassen, T., Optimizing Cavitation Resistance - An Approach By Cold Spraying Of Several Bronze Materials, In: Conference Proceedings, International Thermal Spray Conference, Long Beach / USA, 2015, p.1098-1104.	06/2017 (erfolgt)
		Hauer, M.; Banaschik, R.; Kroemmer, W.; Henkel, K.-M.: Influence of Spray Pattern on Residual Stresses	05/2018 (erfolgt)

Maßnahme	Anzahl	Ziel	Datum / Zeitraum
		and Coating Properties of Arc-Sprayed Aluminum Bronzes Sprayed with Different Gas Mixtures In: Proceedings of the International Thermal Spray Conference, 07.-10. Mai, Orlando, USA 2018 (F. Azarmi, K. Balani, T. Eden, T. Hussain, Y.-C. Lau, H. Li, K. Shinoda, editors), ASM International 2018, S. 736-743	
Veröffentlichungen in Fachzeitschriften	8	Krebs, S., Gärtner, F., Klassen, T., Cold Spraying of Cu-Al-Bronze for Cavitation Protection in Marine Environments, In: Materialwissenschaft und Technik Vol. 45, No. 8 (2014), p.708-716. Krebs, S., Gärtner, F., Klassen, T., Cold Spraying of Cu-Al-Bronze for Cavitation Protection in Marine Environments, In: Journal of Thermal Spray Technology, Vol. 24 (2015), p.126-135. Hauer, M.; Henkel, K.-M.; Krebs, S.; Kroemmer, W.: Study of Traverse Speed Effects on Residual Stress State and Cavitation Erosion Behavior of Arc-Sprayed Aluminum Bronze Coatings In: Journal of Thermal Spray Technology 26 (2017) 1-2, S. 217-228 Krebs, S., Kuroda, S., Katanoda, H., Gärtner, F., K lassen, T., Araki, H., Frede, S., Warm Spraying of high strength Ni-Al-bronze for cavitation protection, In: Journal of Thermal Spray Technology, Vol. 26, No 1 (2017), p. 265-277. Hauer, M.; Henkel, K.-M.; Krebs, S.; Kroemmer, W.: Alternative Gas Mixtures in Arc Spraying: A Chance to Improve Coating Properties and Residual Stress States In: Journal of Thermal Spray Technology 27 (2018) 1-2, S. 106-118 Hauer, M.; Henkel, K.-M.; Krebs, S.; Kroemmer, W.: Repair of Maritime Components using Arc Spraying and Alternative Gas Mixtures (Arbeitstitel) In: Vsl. Metals, Special Issue "Thermal Spray Processes: The Evolution of Equipment, Technology and Feedstock" Hauer, M.; Gärtner, F.; Krebs, S.; Henkel, K.-M.: Richtlinien zur Herstellung kavitationserosionsbeständiger Bronzeschichten durch Kaltgasspritzen und thermisches Spritzen (Arbeitstitel) In: Schiff & Hafen oder Hansa Hauer, M.; Banaschik, R.; Kroemmer, W.; Henkel, K.-M.: Variation of Heat Input and its Influence on Residual Stresses and Coating Properties in Arc Spraying with Different Gas Mixtures In: Journal of Thermal Spray Technology vsl. 28 (2019) 1-2, S. NN	2014 (erfolgt) 2015 (erfolgt) 12/2016 (erfolgt) 2017 (erfolgt) 12/2017 (erfolgt) Vsl. 08/2018 (geplant) Vsl. 11/2018 (geplant) Vsl. 12/2018 (geplant)
Vorbereitung zur Zulassung		Erstellung eines Entwurfs für ein DVS-Merkblatt: Richtlinien zur Herstellung kavitationserosionsbeständiger Bronzeschichten durch Kaltgasspritzen und thermisches Spritzen	11/2018 (geplant)
Direkte Kontaktaufnahme		Direkte Kontaktaufnahme mit potenziellen kmU aus der metallverarbeitenden Industrie (Spritzbetrieb, Propellerhersteller) und dem Korrosionsschutzbereich durch Vorträge, Tagungen und anderweitig	projektbegleitend

Literaturverzeichnis

ATS10 Standard Test Method For Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus, G32, *Annual Book of ASTM Standards*, Volume 03.02, ASTM, 2010, p 98–116

BAR05 Barik, R.C u. a.: Erosion and erosion–corrosion performance of cast and thermally sprayed nickel–aluminium bronze. In: Wear (2005) 259, 1-6, S. 230–242

BEL10 Belzona International Limited: *Produktdaten Belzona 2141.* 2010

BOU02 N.K. Bourne: On the collapse of cavities, Shock Waves 11 (2002) S. 447–455

CAR09 Carlton, J., Radosavljevic, D., Whitworth, S.: Rudder – Propeller – Hull Interaction: The Results of Some Recent Research, In-Service Problems and Their Solutions, Proc. First International Symposium on Marine Propulsors, June 2009, Trondheim

CHE10 Y. X. Chen, X. B. Liang, Y. Liu, S. C. Wei, and B. S. Xu, Effect of heat treatment on microstructure and residual stress of wire arc sprayed high carbon steel coating, *Surf. Eng.*, 2010, **26**(6), p 407–412

CHI14 J. Chi, A. Zhang, S. Xie, and C. Jin, Process Optimization and Residual Stress Measurement for Arc Spraying Rapid Tooling, *Acad. J. Xi'an Jiaotong Univ.*, 2014, **48**(12), p 126–130, in Chinese

CZI10 Czichos, Horst: Tribologie-Handbuch. Wiesbaden: Springer Fachmedien, 2010

DAV04 J. R. Davis: Handbook of thermal spray technology, Thermal Spray Society Materials Park, Ohio / ASM International, 2004.

DIL06 U. Dilthey: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1, 3. Auflage , Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2006, ISBN-10 3-540-21673-5, S. 203-211.

FAH06 Fahrenwaldt, Hans J. u. a.: Praxiswissen Schweißtechnik. Werkstoffe, Prozesse, Fertigung ; mit 141 Tabellen. Vieweg Praxiswissen. 2. Aufl., Wiesbaden: Vieweg, 2006

GÄR06 F. Gärtner, H. Kreye, H.J. Richter: HVOF Spritzen mit Pulver und Draht / HVOF Spraying with powder and wire, Proc. 7. Kolloquium Hochgeschwindigkeits-Flammspritzen, Erding 2006, (ed.: P. Heinrich), Gemeinschaft Thermisches Spritzen e.V., Unterschleißheim, Germany, (2006), S. 739-56

HAT01 Hattori, Shuji; Nakao, Eisaku: Cavitation erosion mechanisms and quantitative evaluation based on erosion particles. In: Wear (2001) 249, 10-11, S. 839–845

HAT04 Hattori, Shuji u. a.: Construction of database on cavitation erosion and analyses of carbon steel data. In: Wear (257) 9-10, S. 1022 - 1029

HAT07 S. Hattori, A. Tainaka: Cavitation erosion of Ti–Ni base shape memory alloys Wear 262 (2007) S. 191–197.

HEI13 Heinke, Dipl-Ing Hans-Jürgen. "Einfluss des Nachstroms auf die Kavitation und Druckschwankungen eines Propellers."

HEL07 Helma, S.: Kaviatationsbeobachtung in der Großausführung und am Modell, 14. SVA-Forum „Ruder in Theorie und Praxis“, Potsdam, 11/2007

HOE11 Hoehle, H.-M.; Nestler, M. C.: Oberflächen für längere Lebensdauer und höhere Energieeffizienz. 2011

HYD13 Hydrex Underwater Technology*:* Rudder Cavitation Damage Solved*.* 2013

KIM10 Kim, J.H., Lee, M.-H: A study on cavitation erosion and corrosion behavior of Al-, Zn-, Cu-, and Fe-based coating prepared by arc spraying, Journal of Thermal Spray Technology, 19 (2010) S. 1224-1230

KLÜ13 Klüß, Jörn: Life Cycle Management for Marine Propellers (Kolloquium Schiffs- und Meerestechnik). Berlin, 21.06.2013

KOR09 Kornev, N.: Propellertheorie; Skript / Vertiefung Schiffbau der Lehrstuhls für Modellierung und Simulation der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik / Prof. Kornev, Universität Rostock, 2009

KUM05 Ashok Kumar, J. Boy, Ray Zatorski, and L.D. Stephenson: Thermal Spray and Weld Repair Alloys for the Repair of Cavitation Damage in Turbines and Pumps: A Technical Note, Journal of Thermal Spray Technology 14 (2005) S. 177-182

LÄP13 Läpple, Volker: Werkstofftechnik Maschinenbau. Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen ; [neue europäische und internationale Normen]. Bibliothek des technischen Wissens. 4. Aufl., Haan-Gruiten: Verl. Europa-Lehrmittel, 2013

LAN15 F. Lang, and W. Krömmer, Economic and ecological benefits of using gas mixtures for arc spraying, *Proceedings of the 10th Colloquium High Velocity Oxy-Fuel Flame Spraying*, W. Krömmer, Ed., October 29 – 30 (Erding, Germany), Gemeinschaft Thermisches Spritzen e.V. (Association of Thermal Sprayers), 2015, p 79–88

LÜC09 T. Lücke, H. Streckwall: Cavitation Research on a Very Large Semi Spade Rudder, Proc. First International Symposium on Marine Propulsors, June 2009, Trondheim

NAV03 Naval Surface Treatment Center: *Rudder Coating Failures on Navy Ships.* 2003 URL:http://www.nstcenter.biz/docs/PDFs/RudderCoatingFailuresNavyShips.pdf Zugriff: 07.01.2014

NAV10 Naval Research Laboratory: *Corrosion Prevention & Control S&T.* 2010

NEV01 A. Neville, B.A.B. McDougall: Erosion- and cavitation-corrosion of titanium and its alloys, Wear 250 (2001) S. 726-735

OER12 Oertel, Herbert u. a.: Prandtl - Führer durch die Strömungslehre. Grundlagen und Phänomene. 13., überarb. Aufl., 2012. Wiesbaden, s.l: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2012

PAW95 L. Pawlowski: The science and engineering of thermal spray coatings, Chichester [u.a.], Wiley, 1995.

RIC97 R.H. Richman and W.P. McNaughton: A Metallurgical Approach to Improved Cavitation-Erosion Resistance, Journal of Materials Engineering and Performance 6 (1997) S. 633-641

SOM10 Sommer, Karl u. a.: Verschleiß metallischer Werkstoffe. Erscheinungsformen sicher beurteilen. 1. Aufl., s.l: Vieweg+Teubner (GWV), 2010

TAN05 Tan, K.S u. a.: Solid particle erosion–corrosion behaviour of a novel HVOF nickel aluminium bronze coating for marine applications—correlation between mass loss and electrochemical measurements. In: Wear (2005) 258, 1-4, S. 629–640

VYA77 B. Vyas nad C. Preece: Cavitation erosion of face centered cubic metals, Metallurgical Transactions A 8A (1977) S. 915- 923

WIE06 B. Wielage, A. Wank, H. Pokhmurska, T. Grund, C. Rupprecht, G. Reisel, E. Friesen: Development and trends in HVOF spraying technology, Surface & Coatings Technology 201 (2006) S. 2032–2037

WU00 S.K. Wu, H.C. Lin, C.H. Yeh: A comparison of the cavitation erosion resistance of TiNi alloys, SUS304 stainless steel and Ni-based self-fluxing alloy, Wear 244 (2000) S. 85–93