
Vergleich des Verschleißverhaltens von Hartchrom- und Hartmetallschichten unter verschiedenen Beanspruchungsbedingungen

A. Wank, B. Wielage, E. Friesen, H. Pokhmurska, G. Reisel; Chemnitz

1 Einleitung

Elektrolytisch abgeschiedene Hartchrom- und mittels thermischen Spritzens aufgebraute Hartmetallschichten haben große Verbreitung in einer Vielzahl von technischen Anwendungen zum Schutz von Bauteiloberflächen vor Verschleiß, teilweise auch bei überlagerter Korrosionsbelastung, gefunden. Mit der Begründung, dass für Prozesse, die das kanzerogene CrVI verwenden, grundsätzlich eine Substitution anzustreben ist, erhielt das vermeintlich umweltfreundlichere thermische Spritzen Einzug in einige Anwendungsbereiche, in denen zuvor Hartchromlösungen Stand der Technik waren. Dies betrifft die Luftfahrt, bspw. in Bezug auf Komponenten des Fahrwerks, die Papier- und Druckindustrie sowie Anwendungen im off-shore Bereich [1-3].

Thermisch gespritzten Hartmetallschichten wird in Bezug auf die ökonomischen Randbedingungen die beste Eignung für den Ersatz von Hartchromschichten beigemessen [4]. Allerdings kann das thermische Spritzen wegen der Erfordernis der Zugänglichkeit der zu beschichtenden Oberflächen für den Spritzstrahl und den teilweise sehr hohen Wärmeeintrag in die Bauteile für einen erheblichen Teil der heute angewendeten Hartchromschichten gar keine Alternative sein [5].

Ein wesentliches technisches Argument für den Einsatz hochgeschwindigkeitsflammspritzter (HVOF) Hartmetallschichten ist der Druckeigen Spannungszustand, der in den Schichten üblicher Weise eingestellt werden kann. Dadurch ergeben sich wesentlich verbesserte Schwingfestigkeiten beschichteter Bauteile im Vergleich zum Einsatz zugspannungsbehaffeter Hartchromschichten [6-7]. Zumeist lässt sich erst unter Berücksichtigung derartiger Vorteile über die Lebensdauer von Bauteilen ein wirtschaftlich sinnvoller Ersatz durch Hartmetallschichten ableiten [2-3,8]. Für Anwendungen, bei denen die Hartchromschichten nicht die Lebensdauer begrenzen, ist dies insbesondere wegen der teuren Nachbearbeitung konventioneller Hartmetallschichten nicht der Fall.

An dieser Stelle setzen Konzepte zum Einsatz von Feinstpulvern beim HVOF an, um eine Zielschichtdicke mit hoher Präzision bei deut-

lich reduzierter Rauheit einstellen zu können. So kann ein Finishing durch Bandschleifen für viele Anwendungen ausreichend sein [9-11].

Es liegen nur wenige Veröffentlichungen vor, die einen Vergleich von Hartchrom- und Hartmetallschichten bezüglich der Verschleißfestigkeit ziehen und dabei auf die Gültigkeit der Ergebnisse für die spezifischen tribologischen Randbedingungen verweisen [3,12]. Häufig wird die Verschleißbeständigkeit in einem einzigen Test bestimmt und als Schichteigenschaft allein in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung oder Mikrostruktur des Spritzzusatzwerkstoffs behandelt. Der Komplexität von realen Tribosystemen gerecht zu werden ist zwar in der vollen Breite nicht möglich. Um Fehlinterpretationen zu vermeiden, sind aber zumindest Betrachtungen für die relevanten Verschleißmechanismen erforderlich.

Für trockene abrasive Beanspruchung mit gebundenem Abrasiv sowie trockene Oszillationsverschleißbeanspruchung mit 100Cr6H sowie Al₂O₃ als Gegenkörper werden diverse thermisch gespritzte Hartmetallschichten mit dicken elektrolytisch abgeschiedenen Hartchromschichten verglichen. Dabei werden mikrostrukturelle Einflüsse auf das Verschleißverhalten unter den spezifischen Randbedingungen diskutiert.

2 Experimentelles

2.1 Schichttypen

Der Schwerpunkt der Arbeiten liegt auf den thermisch gespritzten Hartmetallschichten. Neben dem HVOF findet das atmosphärische Plasmaspritzen (APS) mit einem Dreikathodenbrenner, der sich durch eine axiale Pulverzufuhr auszeichnet (Northwest Mettech Axial I-II, Northwest Mettech Corp., Kanada) Anwendung. Neben unterschiedlichen mit Flüssigbrennstoff betriebenen HVOF Brennern (Thermico CJS, Thermico GmbH, Castrop-Rauxel; Tafa JP5000, Praxair Services GmbH & Co. KG, Wiggensbach) wird auch die mit Ethen als Brenngas betriebene Sulzer Metco Diamond Jet Hybrid (Sulzer Metco AG, Wohlen, Schweiz) eingesetzt.

Der Spritzzusatzwerkstoff wird bezüglich der chemischen Zusammensetzung ($\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{Ni}20\text{Cr}$ 75/25, WC/CoCr 86/10-4, WC/Co 88/12, WC/Co 83/17), der Pulverkornfraktion, der Pulverherstellungsrouten (gesintert und gebrochen, agglomeriert und gesintert) sowie der Karbidgröße in WC/CoCr 86/10-4 Pulvern mit Kornfraktion $20 \mu\text{m} < d < 45 \mu\text{m}$ ($d_{50} = 0,8 \mu\text{m}$, $2 \mu\text{m}$, $5 \mu\text{m}$) variiert.

Zu Vergleichszwecken werden elektrolytisch unter industriellen Bedingungen (Präzisions-Galvanik GmbH, Wolfen) abgeschiedene Hartchromschichten in die Untersuchungen einbezogen. Die ca. $150 \mu\text{m}$ dicken Schichten weisen eine vollständige Anbindung an die S355J2G3 Substrate und eine typische, hohe Dichte von Mikrorissen auf (Abb. 1).

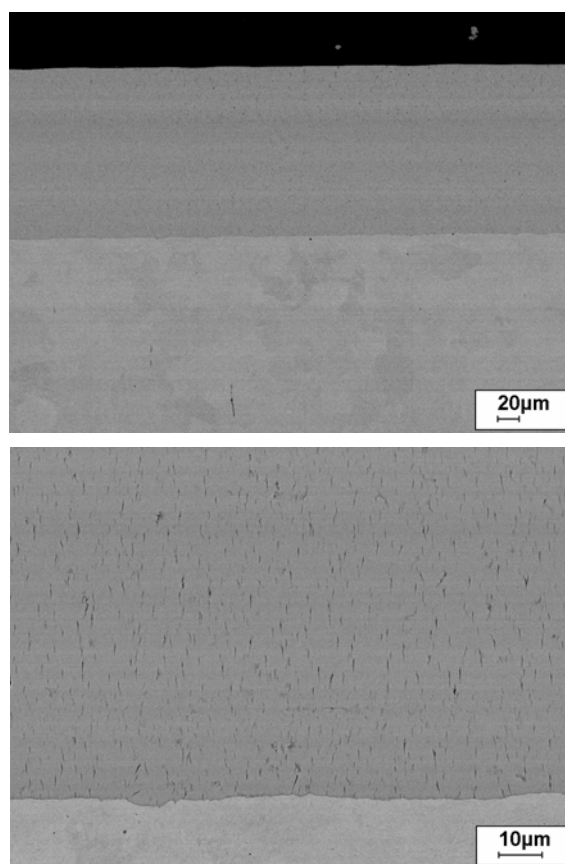


Abb. 1 Dicke, mikrorissige Hartchromschicht auf S355J2G3 Substrat

2.2 Verschleißprüfung

Die Verschleißprüfung für trockene abrasive Beanspruchung mit gebundenem Abrasiv erfolgt mittels des Taber-Abraser Tests gemäß ASTM C1798-00e1 (Abb. 2). Dabei kommen Reibrollen vom Typ Calibrade H-22 (SiC mit keramischem Binder auf Al_2O_3 -Basis, $d_{50}(\text{SiC}) = 165 \mu\text{m}$, $R_a = 40 \mu\text{m}$, $R_z = 200 \mu\text{m}$) zur Anwendung. Die Reibrollen werden mit der maximalen in der Norm vorgesehenen Normalkraft von 10 N beschwert. Die Proben rotieren mit 60 min^{-1} unter den Reibrollen. Im Rahmen

der Prüfungen schwankt die Raumtemperatur zwischen 20°C und 30°C und die Luftfeuchtigkeit zwischen 30% und 70% . Nach festgelegten Prüfintervallen von 100, 200, 500, 1.000, 2.000, 5.000 sowie nach jeweils weiteren 5.000 Verschleißzyklen erfolgt ein Wiegen der Proben zur Bestimmung des gravimetrischen Verschleißabtrags. Die Prüfung erfolgt bis zum Abtragen der Schichten bis auf das Substrat, das Verschleiß der Reibrollen bis auf den minimal zulässigen Durchmesser oder für maximal 50.000 Zyklen.

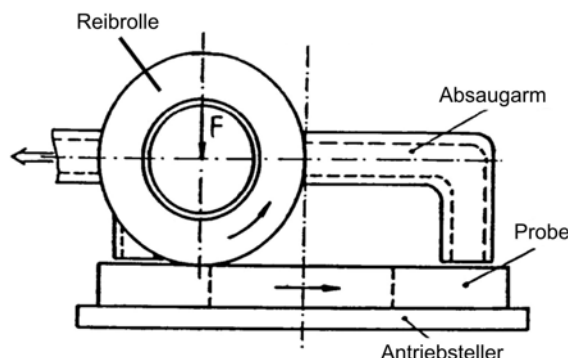


Abb. 2 Prinzip des Taber-Abraser Tests

Das Prüfen der Beständigkeit gegen Schwingverschleißbeanspruchung erfolgt mit einem Schwingverschleißtribometer SVT40 von Wazau GmbH, Berlin (Abb. 3). Als Gegenkörper kommen $100\text{Cr}6\text{H}$ Kugeln mit 10 mm Durchmesser und $820 \text{ HV}_{0,3}$ Kleinlasthärte sowie Al_2O_3 Kugeln (9 mm Durchmesser und Kleinlasthärte $1.310 \text{ HV}_{0,3}$) zum Einsatz. Die beschichteten Proben oszillieren unter den Kugeln mit einer Amplitude von 1 mm und einer Frequenz von 20 Hz . Auf die Kugeln wird die maximale vorgesehene Anpresskraft von 26 N aufgebracht. Die Prüfdauer beträgt jeweils 1 h ($= 72.000$ Verschleißzyklen). Die Auswertung der Verschleißprüfung erfolgt profilometrisch durch Tastschnitte (T400, Hommelwerke GmbH, Schweningen) über die Kalotten an der Schichtoberfläche. Auch der Durchmesser der Verschleißmarken an den Prüfkugeln wird mikroskopisch bestimmt und unter Annahme eines ebenen Abtrags in eine Verschleißtiefe umgerechnet. Die Zulässigkeit dieser Annahme wird durch exemplarische profilometrische Analysen evaluiert.

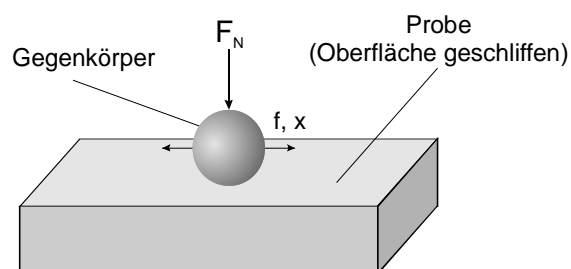


Abb. 3 Prinzip des Schwingverschleißtests

3 Ergebnisse

3.1 Mikrostruktur-Untersuchungen

Detaillierte Ergebnisse der Mikrostruktur-Untersuchungen an thermisch gespritzten Hartmetallschichten sind [13-14] zu entnehmen. Die Schichten unterscheiden sich bezüglich der Phasenzusammensetzung, der Porosität, des Eigenspannungszustands und der Kleinlasthärte erheblich. Während beim Einsatz von Pulvern mit der üblichen Körnung beim HVOF ($20\ \mu\text{m} < d < 45\ \mu\text{m}$) in der Regel nur sehr geringe Gehalte von W_2C oder elementarem Wolfram in den Schichten aus Dekarburierungsreaktionen resultieren, werden bei Verwendung feiner Pulverfraktionen bis zu 20% W_2C und 17% Wolfram mittels Röntgendiffraktometrie ermittelt. Die mittels digitaler Bildanalyse an REM-Bildern von Querschliffen ermittelte Porosität reicht von 0,3% für einige HVOF Schichten bis zu 8% für einen APS Schichttyp. Der Eigenspannungszustand reicht gemäß röntgenografischer Analysen von geringen Zug- bis hin zu Druckeigenspannungen von ca. 1.000 MPa. Insbesondere unter Einsatz von feinen Pulvern besteht eine Tendenz zur Ausbildung von Zugeigenspannungen. Die Kleinlasthärte variiert zwischen 760 HV_{0,3} und 1.420 HV_{0,3}. In Übereinstimmung mit anderen Arbeiten werden für Schichten aus feinen Pulverfraktionen deutlich geringere Kleinlasthärten beobachtet als beim Einsatz der üblichen Körnung. APS gespritzte Hartmetallschichten erzielen zu HVOF gespritzten Schichten vergleichbare Härtewerte.

Erwartungsgemäß wird in EDX-Analysen an den Hartchromschichten nur Chrom nachgewiesen. Die Kleinlasthärte beträgt 950 HV_{0,3}.

3.2 Taber Abraser Test

Bei der Verschleißprüfung von Hartmetallschichten im Taber Abraser Test werden zwei unterschiedliche Charakteristika des Abtragverhaltens beobachtet. Für einige Schichten liegt über die gesamte Prüfdauer eine konstante Verschleißrate vor (Abb. 4). Dieses Abtragverhalten geht mit einer relativ hohen Abtragrate einher. Im Gegensatz dazu wird für den größten Teil der untersuchten Hartmetallschichten ein starker Einlaufverschleiß, gefolgt von einem linearen Verschleißverhalten, beobachtet (Abb. 5). Dabei erfolgt bereits im Bereich des Einlaufverschleißes ein wesentlich geringerer Abtrag als an den Schichten, für die über die gesamte Prüfdauer eine konstante Verschleißrate beobachtet wird. Teilweise ist die lineare Verschleißrate bei andauernder Prüfung so gering, dass diese in den Bereich der Nachweisgrenze für das Auswiegen der Gewichtsunterschiede fällt.

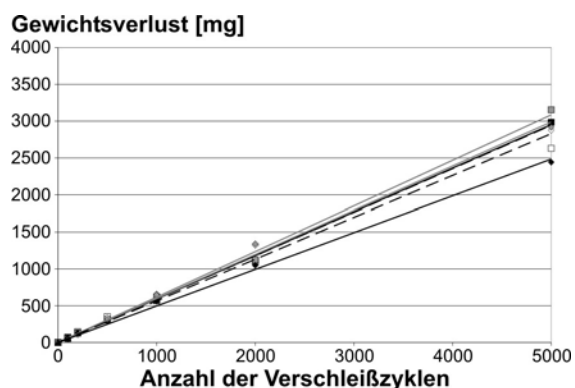


Abb. 4 Verschleißverhalten von HVOF WC/CoCr 86/10-4 Schichten aus feinen Pulvern ($2\ \mu\text{m} < d < 12\ \mu\text{m}$); Quadrate: aggl. / ges. Pulver, Rauten: ges. / gebr. Pulver

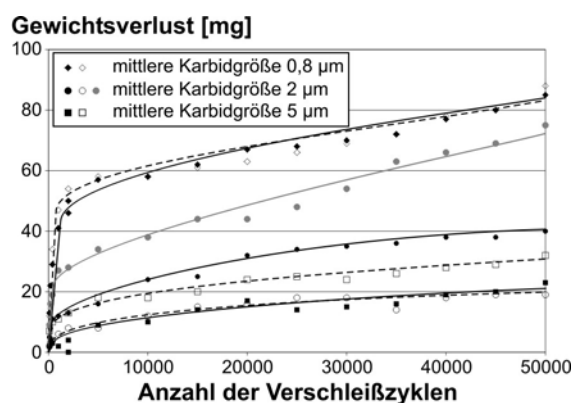


Abb. 5 Verschleißverhalten von HVOF WC/CoCr 86/10-4 Schichten aus Pulvern ($20\ \mu\text{m} < d < 45\ \mu\text{m}$) üblicher Körnung in Abhängigkeit von der Karbidgröße

Für die Hartchromschichten wird in erster Näherung eine über die gesamte Prüfdauer konstante Verschleißrate beobachtet (Abb. 6). Nur während der ersten 2.000 bis 5.000 Verschleißzyklen liegt eine geringfügig höhere Verschleißrate als bei andauernder Prüfung vor.

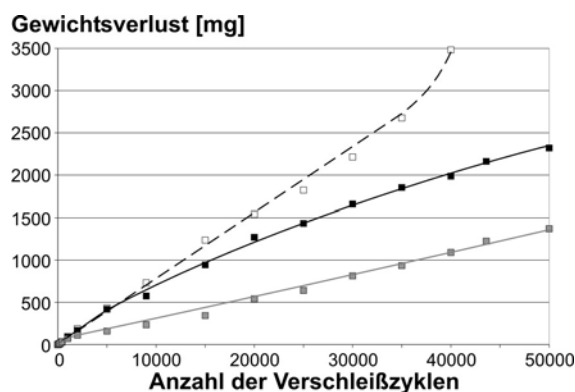


Abb. 6 Verschleißverhalten der elektrolytisch abgeschiedenen Hartchromschichten

Für einen Vergleich der Verschleißbeständigkeit der unterschiedlichen Schichttypen wird die mittlere lineare Verschleißrate aus den einzelnen Messkurven ermittelt. Das bedeutet, dass ein eventuell vorhandener Einlaufverschleiß bei der folgenden Betrachtung keine Berücksichtigung findet. Weil der volumetrische und nicht der gravimetrische Abtrag für technische Anwendungen relevant ist, erfolgt das Berechnen der linearen volumetrischen Verschleißrate unter Annahme der theoretischen Dichte der Schichtwerkstoffe (Tab. 1).

Tab. 1 Verschleißrate im Taber Abraser Test für verschiedene geprüfte Schichttypen

Schichttyp	Verschleißrate [mm ³ /10 ³ Zykl.]
WC/CoCr 86/10-4, HVOF, aggl. / ges. Pulver, 20 µm < d < 45 µm, Karbidgröße d ₅₀ = 0,8 µm	0,042
s.o., Karbidgröße d ₅₀ = 2,0 µm	0,034
s.o., Karbidgröße d ₅₀ = 5,0 µm	0,021
WC/CoCr 86/10-4, HVOF, aggl. / ges. Pulver, 2 µm < d < 12 µm	39
s.o., ges. / gebr. Pulver	37
WC/CoCr 86/10-4, APS, aggl. / ges. Pulver, 20 µm < d < 45 µm	0,034
WC/CoCr 86/10-4, APS, ges. / gebr. Pulver, 30 µm < d < 50 µm	18
WC/Co 88/12, HVOF, aggl. / ges. Pulver, 20 µm < d < 45 µm	3,5
WC/Co 83/17, HVOF, aggl. / ges. Pulver, 15 µm < d < 30 µm	5,8
s.o., 5 µm < d < 15 µm	26
Cr ₃ C ₂ /Ni ₂₀ Cr 75/25, HVOF, aggl. / ges. Pulver, 20 µm < d < 45 µm	3,4
Hartchrom	6,9
S355J2G3	91

Die lineare volumetrische Verschleißrate der untersuchten Hartmetallschichten unterscheidet sich um bis zu Faktor 2.000. Dabei erweisen sich HVOF Schichten aus feinen Pulverfraktionen für die spezifische Beanspruchung

im Taber Abraser Test weit weniger beständig als Schichten, die unter Einsatz konventioneller Pulver hergestellt werden. Für gleiche Charakteristika der Pulver und den Einsatz identischer HVOF Brenner ergibt sich für WC/Co 88/12 und Cr₃C₂/Ni₂₀Cr 75/25 eine vergleichbare Verschleißfestigkeit, die zwei Größenordnungen geringer als für WC/CoCr 86/10-4 ist. Ein Einfluss der Pulverherstellungsrouten auf die Verschleißfestigkeit wird für den Einsatz feiner Pulver nicht nachgewiesen. Dagegen hängt die Beständigkeit von APS gespritzten WC/CoCr 86/10-4 Schichten stark von der Pulverherstellung ab. Für agglomeriertes und gesinterter Pulver ist die Verschleißfestigkeit identisch zu HVOF Schichten. Mit gesinterter und gebrochenem Pulver ergibt sich eine 500-fache Verschleißrate.

Die geprüften Hartchromschichten verschleifen doppelt so schnell wie WC/Co 88/12 Schichten und 200-mal schneller als WC/CoCr 86/10-4 Schichten aus konventionellem Pulver. Im Vergleich zu Schichten aus feinen Pulverfraktionen erweisen sie sich jedoch in etwa um den Faktor 4 bis 6 beständiger. Somit können für die spezifischen tribologischen Belastungen im Taber Abraser Test gerade von den Hartmetallschichten, die Kosteneinsparpotenziale zugänglich machen, keine Verbesserungen der Standzeit entsprechend beschichteter Bauteile erzielt werden.

3.3 Schwingverschleißtest

Für keine der untersuchten Hartmetallschichten wird mittels Tastschnitten ein Einfluss der Schwingverschleißprüfung mit 100Cr6H Kugel als Gegenkörper auf das Oberflächenprofil festgestellt. Somit beschränkt sich der Verschleiß selbst für Schichten aus feinen Pulverfraktionen, deren Kleinlasthärte teilweise geringer als die der Prüfkugel ist, auf den Gegenkörper. Dagegen wird an den Hartchromschichten ein geringer, aber eindeutig nachweisbarer Verschleiß in Form einer Kalotte mit ca. 6 µm Tiefe ermittelt. Der Gesamtverschleiß an Kugel und Gegenkörper ist allerdings mit im Mittel 25 µm maximal halb so groß wie im Fall der Prüfung an Hartmetallschichten.

Für die Hartmetallschichten wird eine eindeutige Korrelation zwischen der mittels digitaler Bildanalyse von Querschliffbildern ermittelten Porosität der Hartmetallschichten und dem Abtrag der gehärteten Stahlkugel festgestellt. Mit zunehmender Porosität steigt der Verschleiß an der Prüfkugel. In REM-Analysen der Probenoberflächen nach der Verschleißprüfung wird nachgewiesen, dass die Porenwände wie Schneidkanten auf die Stahlkugel wirken. Kugelmateriale wird in die offenen Poren an der Oberfläche eingetragen und oxidiert dort infolge von Tribooxidation.

Bei der Schwingverschleißprüfung mit Al_2O_3 Kugel als Gegenkörper lässt sich an allen geprüften Schichten zumindest eine geringfügige Beeinflussung nachweisen (Tab. 2). Für HVOF WC/Co 83/17 Schichten aus Pulver der Körnung $15 \mu\text{m} < d < 30 \mu\text{m}$ ist die Verschleißtiefe allerdings so gering, dass der angegebene Mittelwert der Verschleißmarkentiefe dem Bereich der Nachweisgrenze zuzuordnen ist. Die Verschleißmarkentiefe an den Hartmetallschichten variiert im Bereich einer Größenordnung. Selbst für die Hartmetallschichten mit der geringsten Verschleißfestigkeit ergibt sich im Vergleich zu den geprüften Hartchromschichten ein um eine ganze Größenordnung geringerer Verschleißabtrag. Der Verschleiß an den Hartchromschichten ist sogar größer als der an normalisiertem C45.

Tab. 2 Verschleißtiefen im Schwingverschleißtest mit Al_2O_3 Gegenkörper

Schichttyp	Verschleißtiefe [μm]
WC/CoCr 86/10-4, HVOF, aggl. / ges. Pulver, $2 \mu\text{m} < d < 12 \mu\text{m}$	7,5
s.o., ges. / gebr. Pulver	4,0
WC/CoCr 86/10-4, APS, aggl. / ges. Pulver, $20 \mu\text{m} < d < 45 \mu\text{m}$	1,5
WC/CoCr 86/10-4, APS, ges. / gebr. Pulver, $30 \mu\text{m} < d < 50 \mu\text{m}$	1,3
WC/Co 83/17, HVOF, aggl. / ges. Pulver, $15 \mu\text{m} < d < 30 \mu\text{m}$	0,8
s.o., $5 \mu\text{m} < d < 15 \mu\text{m}$	4,8
Hartchrom	80
C45N	74

Obwohl wie im Fall der 100Cr6H Prüfkugeln auch für das Prüfen mit Al_2O_3 Kugeln ein Übertrag von Gegenkörpermaterial bevorzugt an offenen Poren an der Oberfläche der Hartmetallschichten beobachtet wird, besteht kein Zusammenhang zwischen der Porosität der Schichten und dem Abtrag der Prüfkugel. Vielmehr wird festgestellt, dass sowohl die Tiefe der Verschleißmarke an den Hartmetallschichten als auch der Abtrag an den Prüfkugeln mit zunehmender Härte der Schichten abnimmt.

Im Gegensatz zur Prüfung mit 100Cr6H Kugeln erfolgt kein ebener Abtrag an Al_2O_3 Kugeln. In Tastschnitten der Kugeloberfläche wird ein ungleichmäßiger Abtrag festgestellt, wobei im Bereich des ursprünglichen Kontaktpunkts nicht

zwangsläufig der größte lokale Abtrag erfolgt. Diese Beobachtung wird sowohl für das Prüfen von Hartmetall- als auch Hartchromschichten gemacht. Während der Abtrag an der Al_2O_3 Kugel beim Prüfen von Hartmetallschichten größer als der Abtrag an der Schicht ist, ergibt sich beim Prüfen der Hartchromschichten nur ein nahezu vernachlässigbar geringer Verschleiß der Prüfkugel. Der Gesamtverschleiß an Kugel und Schicht ist beim Prüfen der Hartmetallschichten mindestens um den Faktor 3 geringer als beim Prüfen der Hartchromschichten.

4 Zusammenfassung

In Abhängigkeit vom vorliegenden Tribosystem ergeben sich sehr unterschiedliche Bewertungen der industriell hergestellten Hartchromschichten im Vergleich zu verschiedenen Varianten thermisch gespritzter Hartmetallschichten. Bei trockener Abrasionsbeanspruchung mit gebundenem Abrasiv erweisen sich HVOF Schichten, die unter Einsatz konventioneller WC/CoCr 86/10-4 Pulver und mittels Flüssigbrennstoff betriebener Brenner hergestellt werden, als wesentlich beständiger. Der Einsatz feiner Pulverfraktionen, der erhebliche Kosteneinsparpotenziale bei der Schichtherstellung zugänglich macht, resultiert dagegen in deutlich geringeren Verschleißfestigkeiten.

Bei Schwingverschleißbeanspruchung ergeben sich für 100Cr6H und Al_2O_3 Gegenkörper grundlegend verschiedene Ergebnisse. Zwar ist der Abtrag an den Hartchromschichten grundsätzlich größer als an den Hartmetallschichten. Obwohl an Hartmetallschichten grundsätzlich kein Verschleiß durch Einwirken der gehärteten Stahlkugeln beobachtet wird, ist der Gesamtverschleiß an Kugel und Schicht aber beim Prüfen der Hartchromschichten mit 100Cr6H Kugeln maximal halb so groß wie bei der Prüfung von Hartmetallschichten. Somit erweisen sich die Hartchromschichten als schonender in der Einwirkung auf die gehärteten Stahlkugeln und die Paarung von 100Cr6H Bauteilen mit hartchrombeschichteten Bauteilen stellt für die vorliegenden tribologischen Randbedingungen die optimale Lösung dar. Im Gegensatz dazu erweisen sich die Hartchromschichten für Schwingverschleißbeanspruchung mit Al_2O_3 Gegenkörper als vollkommen ungeeignet. Trotz äußerst geringen Abtrags an der Prüfkugel ergibt sich ein mindestens dreifacher Gesamtverschleiß als beim Prüfen der Hartmetallschichten. Dieser ist sogar größer als beim Prüfen von normalisiertem C45.

Hartmetallschichten aus feinen Pulverfraktionen sind nicht für abrasive Belastung sondern für Gleitverschleißbeanspruchung [9-11] sowie trockene Schwingverschleißbeanspruchung mit Al_2O_3 Gegenkörper eine ökonomisch interessante Alternative zu Hartchromschichten.

5 Literatur

- [1] B.E. Bodger, R.T.R. McGrann, D.A. Somerville: The Evaluation of Tungsten Carbide Thermal Spray Coatings as Replacements for Electrodeposited Chrome Plating on Aircraft Landing Gear. *Plating and Surface Finishing*, 84 (1997) 9, pp. 28-31
- [2] C. Wasserman, R. Böcking, S. Gustafsson: Replacement for Hard Chrome Plating in Printing Machinery. *Proc. Int. Thermal Spray Conf.*, 2001, Singapore, pp. 69-74
- [3] D.W. Wheeler, R.J.K. Wood: Erosion of hard surface coatings for use in offshore gate valves. *Wear* 258 (2005) 1-4, pp. 526-536
- [4] M. Bielawski: Hard chromium plating alternative technologies. *Canadian Aeronautics and Space Journal*, 46 (2000) 3, pp. 140-149
- [5] T. Naguy, M. Klingenberg, M. Pavlik, D. Schario: Non-Line-of-Sight Hard Chromium Alternatives, *Proc. AESF/EPA Conference for Environmental Excellence*, 2000, Orlando, FL, USA, pp. 69-74
- [6] M.P. Nascimento, R.C. Souza, I.M. Miguel, W.L. Pigatin, H.J.C. Voorwald: Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP/HVOF and hard chromium electroplating on AISI 4340 high strength steel. *Surface and Coatings Technology*, 138 (2001) 2-3, pp. 113-124
- [7] H.J.C. Voorwald, R.C. Souza, W.L. Pigatin, M.O.H. Cioffi: Evaluation of WC-17Co and WC-10Co-4Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel. *Surface and Coatings Technology*, 190 (2005) 2-3, pp. 155-164
- [8] T. Sahraoui, N.E. Fenineche, G. Montavon, C. Coddet: Alternative to chromium: Characteristics and wear behavior of HVOF coatings for gas turbine shafts repair (heavy-duty). *Journal of Materials Processing Technology*, 152 (2004) 1, pp. 43-55
- [9] L. Fedrizzi, S. Rossi, R. Cristel, P.L. Bono-ra: Corrosion and wear behaviour of HVOF cermet coatings used to replace hard chromium. *Electrochimica Acta*, 49 (2004) 17-18, pp. 2803-2814
- [10] G. Matthäus, J.A. Picas, A. Forn: Effect of feedstock powder size on the sliding wear behaviour of thermal sprayed HVOF Cr₃C₂-NiCr coatings. *Proc. Int. Thermal Spray Conference*, 2004, Osaka, J, pp. 529-533
- [11] J.A. Picas, A. Forn, A. Igartua, G. Mendoza: Mechanical and tribological properties of high velocity oxy-fuel thermal sprayed nanocrystalline CrC-NiCr coatings. *Surface and Coatings Technology*, 174-175 (2003), pp. 1095-1100
- [12] P.L. Ko, M.F. Robertson: Wear characteristics of electrolytic hard chrome and thermal sprayed WC-10 Co-4 Cr coatings sliding against Al-Ni-bronze in air at 21°C and at -40°C. *Wear*, 252 (2002) 11-12, pp. 880-893
- [13] E. Friesen: Analyse des Zusammenhangs zwischen Mikrostruktur und tribologischen Eigenschaften thermisch gespritzter Verschleißschutzschichten. *Diplomarbeit*, TU Chemnitz, 2005, Schriftenreihe Werkstoffe und Werkstofftechnische Anwendungen, Hrsg.: B. Wielage, Bd. 19
- [14] Wielage, B.: Entwicklung auf Wärmedurchgang optimierter Schichtsysteme für tribologisch hoch beanspruchte Bauteile. *Abschlussbericht AiF 12.771 B*, <http://www.dvs-ev.de/fv/neu/index.cfm?Navigation=Forschungsergebnisse&PID=80>
-