

Potenzial von HVAF-Spritzprozessen

Potential of HVAF Spray Processes

Dr. Lutz-Michael Berger, Dipl.-Ing. Roberto Puschmann, Dipl.-Ing. Jörg Spatzier, Fraunhofer Institut für Werkstoff- und Strahltechnik (Fh-IWS), Dresden;
Dr. Steven Matthews, Massey University, Auckland, New Zealand

Kurzfassung

Der mit HVAF (high velocity air fuel) abgekürzte Spritzprozess ist ein Hochgeschwindigkeitsflammspritzverfahren, welches Luft als Oxidationsmittel verwendet. Bei diesem Verfahren werden Pulverpartikel unterhalb oder im Bereich der Schmelzpunkte gespritzt sowie sehr hohe Partikelgeschwindigkeiten erreicht, sodass beim Aufprall deren plastische Deformation eine Schichtbildung ermöglicht. In diesem Beitrag wird ein kurzer Überblick über die Geschichte des HVAF-Spritzens gegeben und die typischen Schichtstrukturen und -eigenschaften werden mit denen HVOF-gespritzter Schichten verglichen. Während die Qualität der HVAF-Schichten von Anfang an sehr hoch war, wurden die Auftragswirkungsgrade mit neuen Geräteentwicklungen in den letzten 10 Jahren erheblich verbessert. Sowohl mit HVAF- als auch mit HVOF-Verfahren können dichte Schichten hergestellt werden, die sich aber in ihren Mikrostrukturen und Eigenschaften unterscheiden.

1. Einführung

Die Einführung des Hochgeschwindigkeitsflammspritzens (HVOF) durch Browning [1] bewirkte einen signifikanten Fortschritt in der Qualität metallischer (einschließlich Legierungen) und Hartmetallschichten. Mit der darauffolgenden Entwicklung des Kaltgasspritzens konnten verschiedene metallische Schichten, wie Kupferschichten, in noch besserer Qualität, beispielsweise mit einem besonders niedrigen Sauerstoffgehalt hergestellt werden. Ein Vergleich der HVOF-Verfahren (unter Berücksichtigung der Spritzpistolen mit unterschiedlichen Konstruktionsmerkmalen und der verschiedenen Brennstoffe) und des Kaltgasspritzens zeigt, dass beide Prozessgruppen durch sehr unterschiedliche Kombinationen von Partikelgeschwindigkeit und -temperatur gekennzeichnet sind. Für Hartmetalle und einige Metalle ergeben diese Kombinationen entweder nicht die gewünschten Schichteneigenschaften oder die wirtschaftlichen Parameter (Pulverförderraten, Auftragswirkungsgrad (DE)) der Spritzprozesse sind nicht optimal. So sind bei der Herstellung von HVOF-gespritzten Hartmetallschichten der hohe Kohlenstoffverlust und unerwünschte Phasenumwandlungen gut bekannt [2], dagegen



Dr. Lutz-Michael Berger

Autorenprofil: [Author profile:](#)

www.thermal-spray-bulletin.info/?id=202265

Lutz-Michael.Berger@iws.fraunhofer.de



Dipl.-Ing. Roberto Puschmann

Autorenprofil: [Author profile:](#)

www.thermal-spray-bulletin.info/?id=202883

Roberto.Puschmann@iws.fraunhofer.de



Dipl.-Ing. Jörg Spatzier

Autorenprofil: [Author profile:](#)

www.thermal-spray-bulletin.info/?id=202872

Joerg.Spatzier@iws.fraunhofer.de



Dr. Steven Matthews

Autorenprofil: [Author profile:](#)

www.thermal-spray-bulletin.info/?id=206979

S.Matthews@massey.ac.nz

sind die Eigenschaften kaltgasgespritzter Schichten unzureichend [3].

Daher ist die gegenwärtige Entwicklung neuer Spritzprozesse durch die Realisierung optimaler Kombinationen von Partikelgeschwindigkeit und -temperatur bei gleichzeitig hohen Pulverförderraten und Auftragswirkungsgraden gekennzeichnet. Eine dieser Entwicklung ist der Warmspritzprozess [4, 5]. Während von ausgezeichneten Schichteigenschaf-

Abstract

The High Velocity Air Fuel spray process abbreviated as HVAF is a high velocity flame spray process using air as the oxidizing gas. The concept behind this process is the use of particle temperatures below or around their melting point but high particle velocities such that plastic deformation at impact becomes possible and coating formation occurs. In this contribution a short historic survey is given and the typical structures and properties of HVAF coatings are compared with those of HVOF coatings. While coating quality was very high from the beginning of HVAF development, significant improvements in the deposition efficiency have occurred with equipment developments over the last 10 years. Both HVAF and HVOF can produce dense coatings but their microstructural features and properties are different.

construction principles and fuel) and cold spraying, both processes are characterized by significantly different combinations of particle velocity and temperature. For hardmetals and some metals these combinations of particle velocity and temperature do not result in the desired coating properties and not optimum economic parameters (powder feedrates, deposition efficiency (DE)) of the spray process. For example, high carbon loss and undesired phase transformations in HVOF-sprayed hardmetal coatings are well known [2], but properties for hardmetal coatings deposited by cold spraying are by far not sufficient [3].

Thus the current development of thermal spray processes is characterized by the search for an optimum combination of powder particle velocity and temperature while maintaining high powder feedrates and deposition efficiencies. One of these developments is the warm spray process [4, 5]. While excellent coating properties are reported the deposition efficiency is only approximately 30 % [5]. Another alternative technology is High Velocity Air Fuel (HVAF) spraying using air as the oxidizer gas instead of oxygen as in HVOF. As the German language has accepted the English abbreviation "HVOF" with a meaning "high velocity

1. Introduction

The development of high velocity oxy-fuel spraying (HVOF) by Browning [1] brought significant progress in the quality of metal, alloy and hardmetal coatings. Later, the development of cold spraying allowed several metals like copper to be sprayed with superior coating quality, in particular low oxygen content. Comparing HVOF (taking also into account guns working with different

ten berichtet wird, beträgt der Auftragswirkungsgrad nur rund 30% [5]. Eine andere Alternative ist der mit „HVAF“ (High Velocity Air Fuel spraying) abgekürzte Hochgeschwindigkeitsflammspritzprozess, bei dem Luft an Stelle von Sauerstoff wie beim HVOF als Oxidationsmittel verwendet wird. Da in der deutschen Terminologie die englische Abkürzung „HVOF“ mit Hochgeschwindigkeitsflammspritzen gleichgesetzt wird ohne das Oxidationsmittel zu nennen, gibt es keine direkte Übersetzung für die Abkürzung „HVAF“. Dies macht es schwer im deutschen Sprachgebrauch zwischen HVOF und HVAF zu unterscheiden. Das technische Potential der HVAF-Spritzverfahren, ausgezeichnete Schichteigenschaften bei gleichzeitig hohen Pulverförderraten, hohen Auftragswirkungsgraden und einem geringen Wärmeeintrag zu erreichen ist noch weitgehend unbekannt.

2. Verfahrenseigenschaften und historische Entwicklung des HVAF

Wie beim HVOF, begann die Geschichte des HVAF mit Patenten von Browning [6, 7] und war dafür vorgesehen, das Konzept der „Hypervelocity Impact Fusion“ [8] (Werkstoffschmelze beim Aufprall durch hohe Geschwindigkeit) umzusetzen. Nach diesem ursprünglichen HVAF-Konzept, wird das Pulver über eine Düse in einen heißen Überschallgeschwindigkeits-Gasstrom eingeführt, dessen Temperatur unterhalb der Schmelztemperatur des Werkstoffs liegt (bei Hartmetallen unterhalb der Schmelztemperatur der Bindermetalle). Die festen Pulverpartikel werden aufgeheizt und auf extreme Geschwindigkeiten beschleunigt. Beim Aufprall auf das Substrat wird die kinetische Energie der Partikel in Wärme umgewandelt und heizt diese (gegebenenfalls bis zum Schmelzpunkt oder auf eine Temperatur, die eine ausreichende plastische Deformation ermöglicht) noch weiter auf. Auf diese Art und Weise erfolgt die Schichtbildung.

Eines der ersten kommerziellen HVAF-Systeme war das „Aerospray“, welches Paraffin als Brennstoff verwendete und auf den entsprechenden Patenten basierte [6, 7]. Verschiedene Modelle dieser Anlage wurden vertrieben. Nach einer ersten Verbesserung im HVAF-Anlagendesign durch die Verwendung

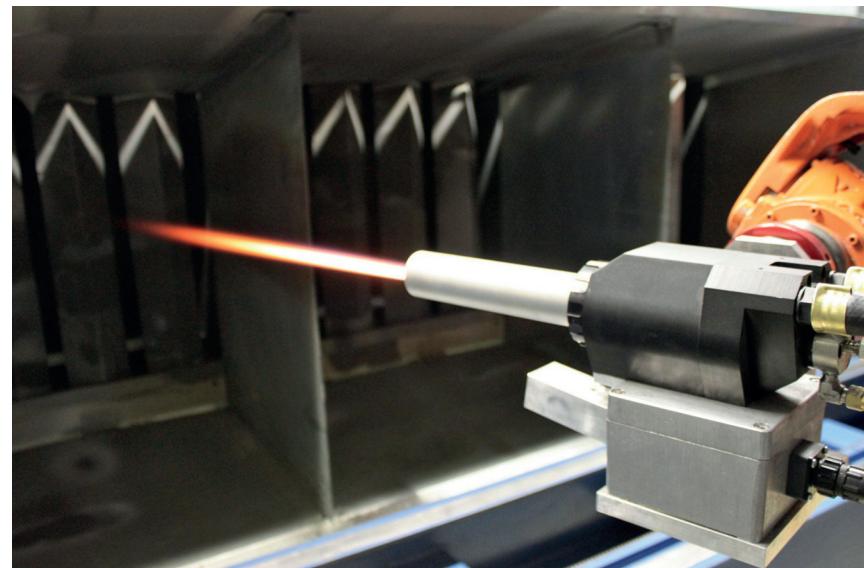


Bild 1: HVAF-Spritzprozess (M2, Uniquecoat) am Fh-IWS

Fig. 1: HVAF process (M2, Uniquecoat) running at Fh-IWS

eines durchlässigen Brennerblocks in der Brennkammer [9], wurde ein weiterer Fortschritt durch die Verwendung eines Katalysators erreicht [10]. Die Eigenschaften der mit diesen Anlagen hergestellten Schichten wurden auch in der Literatur [11-13] vorgestellt. Unlängst wurde das Brennerdesign noch weiter verbessert [14]. Für diese neuen Prozesse wurde auch die Verwendung von Gastemperaturen unterhalb der Schmelzpunkte der Spritzwerkstoffe beschrieben [11-13]. Messungen am Fh-IWS haben aber gezeigt, dass wirtschaftlich effektive Spritzparameter für die Herstellung von Hartmetallschichten eine Partikeltemperatur im Bereich des Auftretens einer flüssigen Phase voraussetzen. Bild 1 zeigt eine neuere HVAF-Spritzpistole in Betrieb.

3. Mikrostruktur und Eigenschaften von HVAF-Schichten

Frühe Untersuchungen mit dem „Aerospray“-HVAF-System zur Herstellung von WC-basierten Hartmetallschichten mit Pulvern, deren Partikelgröße nicht an die Prozesse angepasst war, zeigten einen geringen Kohlenstoffverlust, geringe Phasenumwandlungen und bessere Schichteigenschaften, als sie mit HVOF-Anlagen der damaligen Zeit erreichbar waren [15, 16]. Die intensive Lösung der Karbide im Co-Binder, welche zu einer amorphen und heterogenen Bindermatrix in den HVOF-Schichten führte, wurde in den HVAF-Schichten nicht beobachtet. [15]. Die HVAF-Schichten zeigten eine bessere Verschleißbeständigkeit im Stift-Scheibe-Test. Die Existenz von W_2C und die Versprödung

flame spraying“ without mentioning the oxidizer gas, there is no direct translation for the abbreviation “HVAF”. This makes it difficult to explain the difference between HVOF and HVAF linguistically in German. However, the potential of HVAF to reach improved coating properties with high feedrates and DE, as well as low heat input into the substrate, is still largely unexplored.

2. Process Characteristics and Historical Development of HVAF

Like HVOF, HVAF started from patents of Browning [6, 7] and was designed to exploit the concept of “Hypervelocity Impact Fusion“ [8]. According to this original HVAF concept, powder is injected into a nozzle and entrained by a hot supersonic gas stream, the temperature of which is below the melting point of the powder material (in the case of hardmetals the melting of the binder phase). The solid powder particles are heated and accelerated to extreme velocities. Upon impact with the substrate the kinetic energy of the particles is converted into thermal energy which further heats the particles and enables them to melt or deform sufficiently to form part of the coating.

One of the earliest commercial systems was the “Aerospray” HVAF which used paraffine as the fuel and was based on the corresponding patent [6, 7]. Several gun models were available. After a first improvement of the HVAF gun design by the introduction of a permeable burner block into the internal combustion chamber [9], further progress was made by the introduction

of a catalytic member in the internal burner [10]. Properties of the coatings prepared with guns of this construction are presented in the literature [11-13]. Quite recently, the gun design was further improved [14]. For these newer processes a gas temperature below the melting point of the material is also stated [11-13]. However, measurements at Fh-IWS have shown that for effective spraying of hardmetal compositions the gun is operating in the temperature range which results in the formation of a liquid phase. Figure 1 shows a newer HVAF spray gun in operation.

3. Microstructure and Properties of HVAF Coatings

Early research using the “Aerospray” HVAF system to deposit WC based hardmetal coatings from feedstock powders not tailored by particle size to the processes showed that the low degree of carbon loss and phase degradation in-flight generated coatings with superior properties relative to competing HVOF technologies of the time [15, 16]. Dissolution of the carbides into the Co binder generated an amorphous matrix phase of heterogeneous composition in the HVOF coatings which was not observed in the HVAF coatings [15]. The HVAF coatings exhibited greater wear resistance in pin-on-disc testing. The presence of the W_2C phase and the embrittlement of the binder in the HVOF coatings resulted in greater degrees of particle pullout and the rapid onset of three-body abrasive wear [16]. However, low deposition

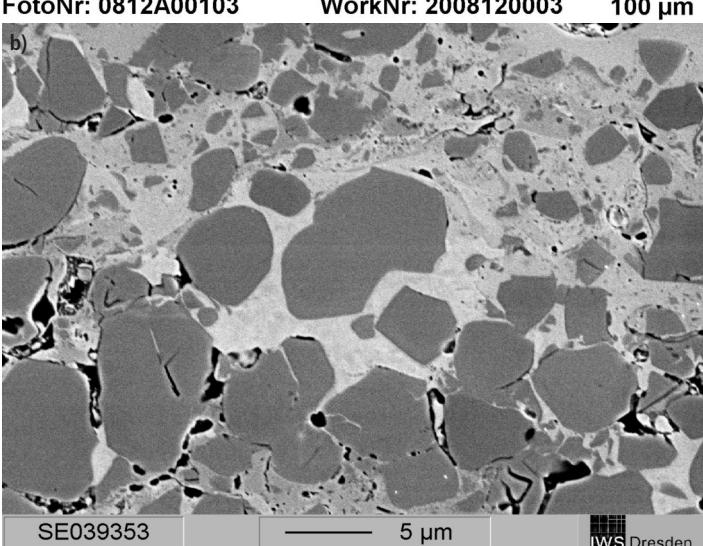
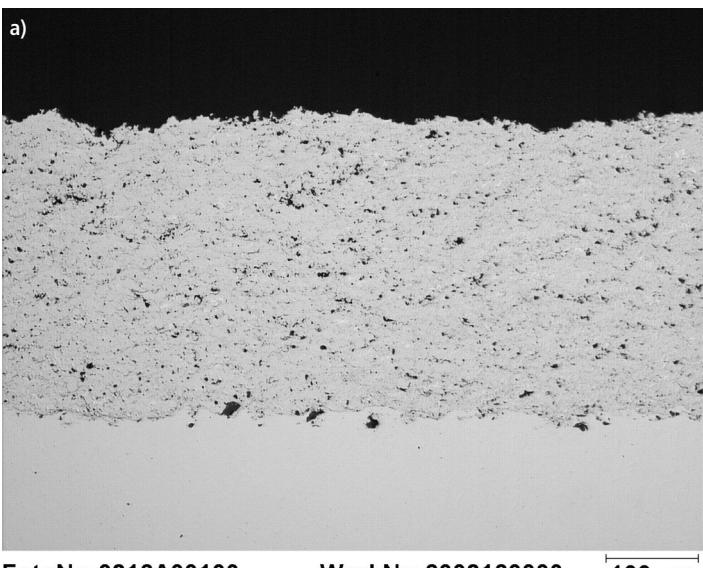


Bild 2: Lichtmikroskopische (a) und REM- (b) Aufnahmen des Querschliffs einer HVOF-gespritzten $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ -Schicht (K2, GTV mbH) (Pulverpartikelgröße –45 +15)

Fig. 2: Optical (a) and SEM (b) micrographs of a cross section of an HVOF-sprayed $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ coating (K2, GTV mbH) (powder particle size –45 +15)

des Binders in den HVOF-Schichten führte zu einem verstärkten Ausbrechen von Schichtpartikeln und einer hohen Verschleißrate im Drei-Körper-Abrasionsverschleiß [16]. Allerdings waren für diese frühen HVAF-Prozesse geringe Auftragswirkungsgrade von rund 30% charakteristisch, wie am Beispiel von $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ -Schichten gezeigt wurde [17].

Ähnliche Beobachtungen wurden bei vergleichenden Untersuchungen der Wirkung einzelner Strahlpartikel auf HVOF- (GMA Microjet) und HVAF- (Aerospray) gespritzte $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ -Schichten gemacht [18]. Die minimalen Phasenveränderungen in den HVAF-Schichten führten zu der Feststellung, dass das Verhalten dieser Schichten auf einer

ähnlichen Verteilung von Hartstoff- und Binderphase wie in gesinterten Hartmetallen beruht. Im Gegensatz dazu verringerte die starke Auflösung der Hartstoffkörner beim HVOF den Hartstoffgehalt und führte gleichzeitig zur Bildung einer spröden, übersättigten Bindermatrix. Beim Aufprall der Strahlpartikel wurde in dieser spröden Matrix das Auftreten von Rissen in den einzelnen Splats beobachtet. Diese Risse breiteten sich über die Grenzen der Splats weiter aus und führten unter Belastung zum Ausbrechen größerer Bereiche der Schichten. Dieser Verschleißmechanismus war für die HVOF-Schichten stärker ausgeprägt als für die HVAF-Schichten und bestätigte so die unterschiedlichen Strukturen der

efficiencies of approximately 30% where characteristic for these early HVAF processes, as shown for $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ coatings [17].

Similar observations have been made in contrasting the single impact erosion response of GMA Microjet HVOF and "Aerospray" HVAF $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ coatings [18]. The minimal phase degradation in the HVAF coating meant that the erosion response was dictated by the microstructural distribution of the hard and binder phases in the same manner as seen in bulk hardmetals. In contrast, the extensive carbide dissolution in the HVOF coating reduced the carbide content and led to a brittle supersaturated binder matrix. Under erodent impact the matrix phase was prone to brittle cracking within the splats. These crack networks intersected the splat

boundaries to form large chips of material which were lost from the coating. This splat boundary based erosion mass loss mechanism was much more dominant in the HVOF coating than in the HVAF coating, highlighting the effect of the different splat structures. This splat structure variation was also linked to the lower oxidation mass gain of HVAF $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ coatings relative to HVOF coatings during isothermal oxidation testing [19].

Besides the patent literature reflecting the construction of the HVAF equipment [6, 7, 9, 10, 14], the properties of activated combustion HVAF (SB-500, SB-250, SB 9300 and SB 9500 spray guns) coatings are presented in a number of papers [11-13]. These guns used gaseous fuels such as propane and propylene. The deposition efficiency, hardness and

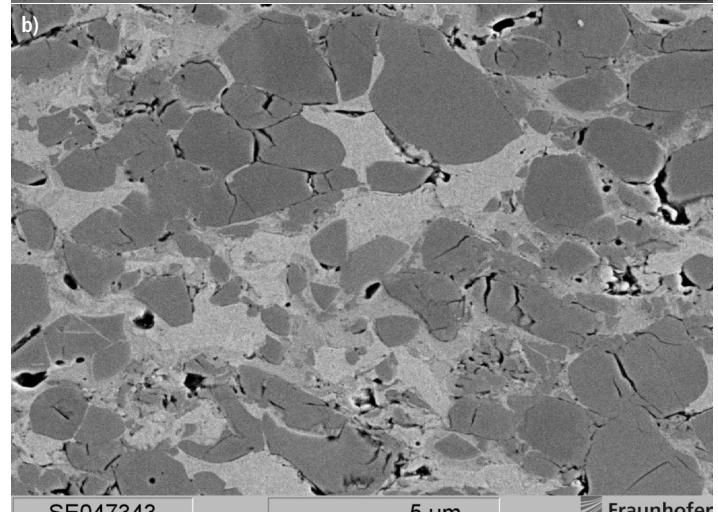
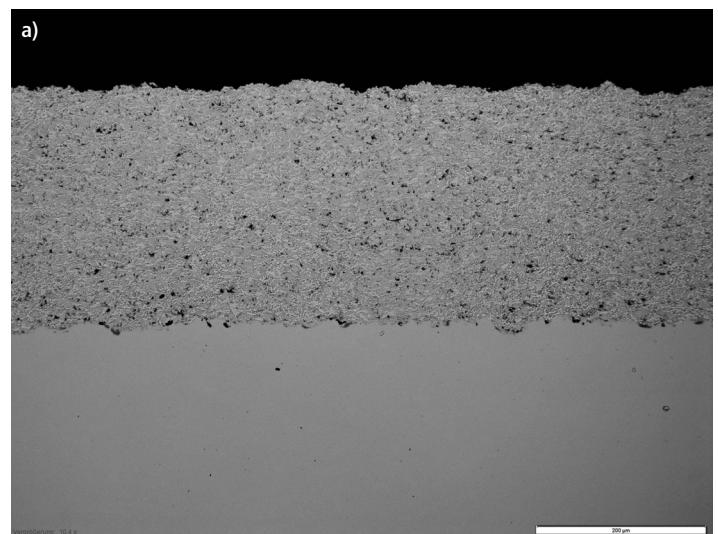


Bild 3: Lichtmikroskopische (a) und REM- (b) Aufnahmen des Querschliffes einer HVAF-gespritzten $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ -Schicht (M2, Uniquecoat) (Pulverpartikelgröße –30 +5)

Fig. 3: Optical (a) and SEM (b) micrographs of a cross section of an HVAF-sprayed $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ coating (M2, Uniquecoat) (powder particle size –30 +5)

Splats. Die Struktur der Splats konnte zusätzlich mit der geringeren Sauerstoffaufnahme von HVAF-gespritzten gegenüber HVOF-gespritzten Cr_3C_2 -NiCr-Schichten bei isothermen Oxidationsversuchen in Zusammenhang gebracht werden [19].

Neben der Patentliteratur [6, 7, 9, 10, 14], die die Konstruktionsmerkmale verschiedener HVAF-Anlagen beschreibt, wurden die Eigenschaften der mit neuen HVAF-Anlagen hergestellten Schichten (SB-500, SB-250, SB 9300 und SB 9500, die alle eine katalytische Verbrennung verwenden), in der Literatur [11-13] beschrieben. Diese Anlagen verwenden gasförmige Brennstoffe wie Propan und Propylen. Die Auftragswirkungsgrade, Härtens und die Abrasionsverschleißraten hingen vom Brennstoff und von der Pulverpartikelgröße ab [12]. Für WC-10Co4Cr wurden bei Verwendung von Propylen Pulverförderraten von 480 g/min und Auftragswirkungsgrade > 60% angegeben [13]. Härtens von rund 1100 HV0,3 für WC-10Co4Cr [13] und rund 970 HV0,3 für WC-17Co [12] wurden gemessen.

Gegenwärtig existiert nur sehr wenig Literatur über die Eigenschaften HVAF-gespritzter Schichten, die mit neuen Anlagen hergestellt wurden, zum Beispiel eine Studie über Schlagbeanspruchung [20]. Häufig wurden in diesen Arbeiten auch seltene Schichtwerkstoffe wie verdüste „NiCrC“-Pulver verwendet [21]. Ein kürzlich veröffentlichter Beitrag verglich HVOF und HVAF-gespritzte Schichten unter Verwendung einer neuen kommerziell verfügbaren Zusammensetzung (CrC-37WC-18M) mit angepassten Pulverpartikelgrößen für beide Verfahren und Propan als Brennstoff [22]. Obwohl eine geringere Härte für die HVAF-gespritzten Schichten gemessen wurde, war der Widerstand gegen Abrasions- beziehungsweise Reib- oder Gleitverschleiß höher. In einer anderen kürzlich veröffentlichten Arbeit wurden WC-10Co4Cr-Schichten, hergestellt mit einem HVAF- und zwei unterschiedlichen HVOF-Verfahren, miteinander verglichen [23]. Die HVAF-Schicht zeigte ein besseres Verhalten im Abrasions- und im Reib- oder Gleitverschleiß sowie ein besseres Verhalten gegen elektrochemische Korrosion. In dieser Arbeiten wiesen die HVAF-gespritzten Schichten gegenüber den HVOF-Schichten einen höhere Härte auf.

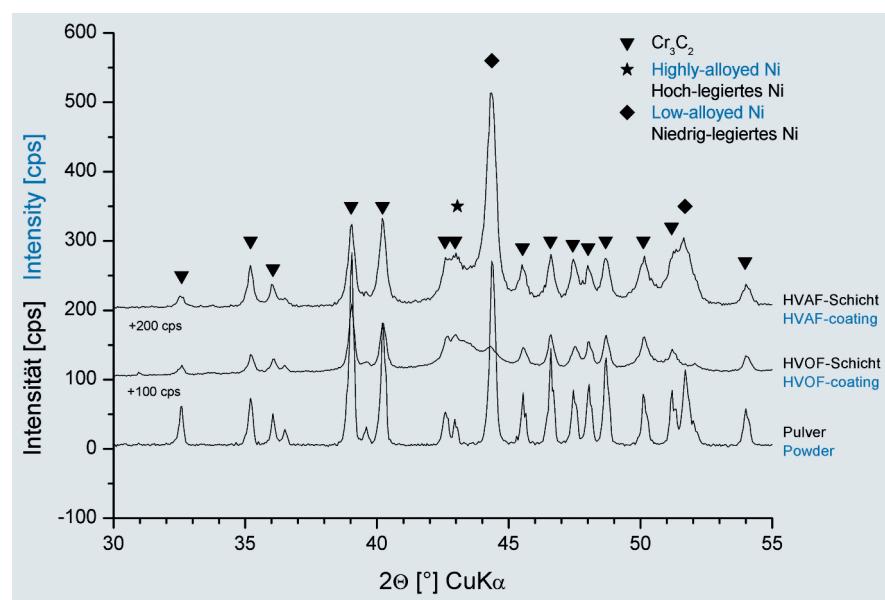


Bild 4: Röntgendiffraktogramme der Beschichtungspulver (beide Fraktionen des Pulvers sind identisch) und den HVAF- und HVOF-gespritzten Cr_3C_2 -NiCr-Schichten

Fig. 4: XRD diffractograms of the Cr_3C_2 -NiCr feedstock powder (powders of both fractions showed identical pattern) and the resulting HVAF and HVOF coating

Bild 2 und Bild 3 zeigen jeweils die Mikrostrukturen einer HVOF-gespritzten (K2, GTV) beziehungsweise HVAF-gespritzten (M2, Uniquecoat) Cr_3C_2 -NiCr-Schicht, bei der entsprechend Paraffin und Methan als Brennstoffe verwendet wurde. Unterschiedliche Partikelgrößen eines kommerziell verfügbaren Pulvers eines Herstellers wurden verwendet. Die Schichten wurden mit Pulverförderraten von 50 g/min (HVOF) und 115 g/min (HVAF) hergestellt. Es wurden entsprechende Härtens von 993 HV0,3 und 718 HV0,3 gemessen. Die lichtmikroskopischen Aufnahmen verdeutlichen, dass die Rauheit der HVAF-gespritzten Schicht bedeutend geringer ist. Die Mikrostrukturen beider Schichten sind dicht, zeigen aber die typischen Defekte gespritzter Cr_3C_2 -NiCr-Schichten, wie Risse in den Cr_3C_2 -Körnern und um diese herum [2].

Bild 4 vergleicht die Röntgendiffraktogramme der Cr_3C_2 -NiCr-Beschichtungspulver und der Schichten in den Bildern 2 und 3. Die Diffraktogramme der beiden unterschiedlichen Fraktionen des Pulvers sind identisch. Der Unterschied zwischen Beschichtungspulver und HVAF-Schicht ist relativ gering und bestätigt so die minimale Auflösung der Karbide im Binder während des Beschichtungsvorgangs sowie die sehr geringen Veränderungen der chemischen und Phasenzusammensetzung. Der Binder befindet sich in einem kristallinen Zustand, seine Zusammensetzung ist nur unwesentlich verändert, wie aus der geringen Verschiebung der Peakpositionen hervorgeht. Dagegen unter-

abrasion wear resistance were found to depend on the fuel gas and the powder particle size [12]. For WC-10Co4Cr, feedrates of 480 g/min and DE > 60% were reported when using propylene as the fuel gas [13]. Hardness values of about 1100 HV0,3 have been reported for WC-10Co4Cr [13] and of about 970 HV0,3 for WC-17Co [12]. In general there is little literature on the properties of HVAF coatings deposited using the latest equipment, e.g. for a study of impingement resistance [20]. In addition, these works were often performed with rarely used coating materials, e.g. atomized “NiCrC” powders [21]. One recent comparison of HVOF and HVAF coatings was made using a new commercial hardmetal grade composition (CrC-37WC-18M) with particle size distributions optimised for both guns and propane as fuel gas [22]. Though the hardness of the HVAF coating was lower than the HVOF coating, both the abrasion and dry sliding wear resistance of the HVAF coating were found to be higher. In another recent work, a comparison of WC-10Co4Cr coatings prepared by HVAF and two different HVOF processes was made [23]. The HVAF coating was reported to show superior performance regarding abrasion and sliding wear resistance and electrochemical corrosion resistance. In this work the HVAF coating hardness values were higher than those of the HVOF coatings. Figure 2 and Figure 3 show the microstructures of a Cr_3C_2 -NiCr coating sprayed by HVOF (K2, GTV) using paraffin as fuel and HVAF (M2, Uniquecoat), using methane as the fuel gas, respectively. One type of powder of one commercial supplier with different particle sizes suitable for both processes was used. The coatings were sprayed with powder feed rates for HVOF of 50 g/min and HVAF of 115 g/min, resulting in hardness values of 993 HV0,3 and 718 HV0,3, respectively. As shown in the optical micrographs, the surface roughness of the HVAF coating is significantly lower. Both coating microstructures are dense, but also show the defects typical for Cr_3C_2 -NiCr coatings, such as cracks in and around the Cr_3C_2 grains [2].

Figure 4 compares the X-ray diffraction pattern of the Cr_3C_2 -NiCr feedstock powder, and the coatings, shown in Figures 2 and 3. The feedstock powders of both fractions showed identical diffraction patterns. The difference between the pattern of the powder and the HVAF coating is relatively small, indicating a minimum dissolution of the carbide in the metallic binder in-flight, as well as only small changes in the chemical and phase composition. The metallic binder composition is not significantly changed, as expressed by the minor shift of the Ni alloy peaks, and is largely in a crystalline state. This pattern is different for the HVOF coating. Due to melting of the metallic binder and dissolution of the carbide grains, as well as rapid solidification, the binder is in an amorphous state. The binder composition is also heterogeneous since low and high alloyed binder areas coexist.

scheidet sich das Diffraktogramm der HVOF-Schicht wesentlich. Durch die Schmelze des Binders und die Lösung der Karbidkörner in der Schmelze sowie der hohen Abkühlrate ist der Binder hier in einem amorphen Zustand. Die Binderzusammensetzung ist heterogen; weniger und stark legierte Bereiche liegen gleichzeitig nebeneinander vor. Eine andere charakteristische Eigenschaft HVAF-gepritzter Hartmetallschichten ist der höhere E-Modul im Vergleich zu den entsprechenden HVOF-gepritzten Schichten [24].

4. Zusammenfassung und Ausblick

Obwohl bereits vor mehr als 20 Jahren entwickelt, fanden HVAF-Spritzprozesse bis jetzt nur eine sehr begrenzte Ver-

breitung. Das weltweite Interesse an diesem Verfahren zeigt aber eine steigende Tendenz. Die Auftragswirkungsgrade wurden in den letzten 10 Jahren erheblich gesteigert und machen das HVAF zu einem wirtschaftlich interessanten Verfahren. Bis jetzt sind nur wenige Arbeiten verfügbar, die sich mit einem Vergleich der HVOF- und HVAF-Schichtegenschaften von Hartmetall-Standardzusammensetzungen beschäftigen. Mit beiden Verfahren können dichte Schichten hergestellt werden, die sich aber in ihren Eigenschaften unterscheiden. Da unterschiedliche HVOF- und HVAF-Systeme verfügbar sind, sind verallgemeinernde Schlussfolgerungen nicht möglich. Es ist zu erwarten, dass das Potenzial der HVAF-Verfahren in der Zukunft verstärkt untersucht wird.

Another characteristic of HVAF sprayed hardmetal coatings is that the Young's modulus is higher compared with corresponding HVOF sprayed coatings [24].

4. Conclusions and Outlook

Although existing for more than 20 years, HVAF has found only a relatively limited distribution so far, but the worldwide interest is increasing. The deposition efficiency of the process has been greatly enhanced in the last 10 years, making

the HVAF technology a commercially viable thermal spray system. There are still relatively few works available, in particular for comparisons between HVOF and HVAF for standard hardmetal coating compositions. Both HVAF and HVOF can produce dense coatings but with different properties. Since different systems for HVOF and HVAF are commercially available, it is not possible to make generalised conclusions. Thus the potential of HVAF will be probably better explored in the future.

Literatur References

- [1] Browning, J.A., Highly concentrated supersonic liquified material flame spray method and apparatus, US 4,416,421, filed: 28 July 1981, granted 22 November 1983 (also EP 49 915).
- [2] Berger, L.-M., Hardmetals as Thermal Spray Coatings, Powder Met., 50 (2007) [3], 205-214.
- [3] Chivavibul, P., Watanabe, M., Kuroda, S., Kawakita, J., Komatsu, M., Sato, K., and J. Kitamura, Development of WC-Co Coatings Deposited by Warm Spray Process, J. Thermal Spray Technol. 17 (2008) [5-6], 750-756.
- [4] Kuroda, S., Watanabe, M., Kim, K.H., and H. Katanoda, Current Status and Future Prospects of Warm Spray Technology, J. Thermal Spray Technol. 20 (2011) [4], 653-676.
- [5] Chivavibul, P., Watanabe, M., Kuroda, S., Kawakita, J., Komatsu, M., Sato, K., and J. Kitamura, Effects on particle strength of feedstock powders on properties of warm-sprayed WC-Co coatings, J. Thermal Spray Technol. 20 (2011) [5], 1098-1109.
- [6] Browning, J. A., Maximum Combustion Energy Conversion Air Fuel Internal Burner, US 5,120,582, filed: 16 January, 1991, granted: 9 June, 1992.
- [7] Browning, J. A., Thermal Spray Method Utilizing In-Transit Powder Particle Temperatures Below Their melting point, US 5,271,965 , filed: 6 August, 1991, granted: 21 December, 1993 (also WO 92/12804, EP 567,569, B1).
- [8] Browning, J. A., Hypervelocity Impact Fusion – A Technical Note, J. Thermal Spray Technol., 1 (1992) [4] 289-292.
- [9] Belashchenko, V. E., Baranovski, V. E., Thermal Spray Systems, US 5,932,293, filed: 29 March, 1996, granted: 3 August, 1999.
- [10] Baranovski, V., Verstak, A., High-Velocity Thermal Spray Apparatus and Method of Forming Materials, US 6,245,390, filed: 10 September, 1999, granted: 12 June, 2001.
- [11] Verstak, A., and V. Baranovski, Activated Combustion HVAF Coatings for Protection against Wear and High Temperature Corrosion, Proc. Int. Thermal Spray Conf. 2003, Orlando, FL, USA, 2003, ASM International, CD.
- [12] Verstak, A., and V. Baranovski, Deposition of Carbides by Activated Combustion HVAF Spraying Proc. Int. Thermal Spray Conf. 2004, Osaka, Japan, 2004, DVS-Verlag, CD.
- [13] Verstak, A., and V. Baranovski, AC-HVAF Sprayed Tungsten Carbide: Properties and Applications, Proc. Int. Thermal Spray Conf. 2006, Seattle, WA, USA, ASM International, CD.
- [14] Baranovski, V.E., Baranovski, A.V., Supersonic Material flame spray method and apparatus, Patent Application US 2011/0229649, filed: 22 September, 2011.
- [15] Jacobs, L., Hyland, M. and M. de Bonte, Comparative Study of WC-Cermet Coatings Sprayed via the HVOF and HVAF Process, J. Thermal Spray Technol., 7 (1998) [2], 213-218.
- [16] Jacobs, L., Hyland, M. and M. de Bonte, Study of the Influence of Microstructural Properties on the Sliding-Wear Behaviour of HVOF and HVAF Sprayed WC-Cermet Coatings, J. Thermal Spray Technol., 8 (1999) [1] 125-132.
- [17] Matthews, S. and M. Hyland, Statistical Optimisation of HVAF Sprayed Cr₃C₂-NiCr Coatings for Minimising Decarburisation, Thermal Spray Surface Engineering via Applied Research: Proc. 1st Int. Thermal Spray Conf. Montreal, 2000, ASM International, 543-549.
- [18] Matthews, S., James, B. and M. Hyland, The Role of Microstructure in the Mechanism of High Velocity Erosion of Cr₃C₂-NiCr Thermal Spray Coatings: Part 1 – As-Sprayed Coatings, Surf. Coat. Technol., 203 (2009), 1086-1093.
- [19] Matthews, S., Hyland, M., James, B. and T. Levi, Isothermal Oxidation of Cr₃C₂-NiCr Coatings Sprayed by High Velocity Techniques, Proc. Int. Thermal Spray Conf. 2002, Essen, Germany, DVS-Verlag, 698-704.
- [20] Deng, C., Liu, M., Wu, C., Zhou, K., and J. Song, Impingement Resistance of HVAF WC-Based Coatings, J. Thermal Spray Technol., 16 (2007) [5-6] 604-609.
- [21] Tao C., Zhou, X., Cui, H. and J. Zhang, Microhardness Variation in Heat-Treated Conventional and Nanostructured NiCrC Coatings Prepared by HVAF Spraying, Surf. Coat. Technol., 203 (2009) [10-11] 1406-1414.
- [22] Hulka, I., Serban, V. A., Secosan, I., Vuoristo P. and K. Niemi, Wear Properties of CrC-37WC-18M Coatings Deposited by HVOF and HVAF Spraying Processes, Surf. Coat. Technol., 210 (2012) 15-20.
- [23] Wang, Q., Zhang, S., Cheng, Y.L., Xiang, J., Zhao, X.Q. and G. Yang, Wear and Corrosion Performance of WC-10Co4Cr Coatings Deposited by Different HVOF and HVAF Spraying Processes, Surf. Coat. Technol., 218 (2013) 127-136.
- [24] Berger, L.-M., Schneider, D., Barbosa M. and R. Puschmann, Laser Acoustic Surface Waves for the Non-Destructive Characterisation of Thermally Sprayed Coatings, Thermal Spray Bull. 5 (2012) [1], 56-64.