

Gleitverschleißverhalten hochbelasteter FeCrVC- und FeCrMnV-Hartlegierungen bei Temperaturen bis 800°C

Dr. Jürgen Röthig, Magdeburg; Dipl.-Ing. Andreas Gebert und Dipl.-Ing. Dirk Franik, Chemnitz;

1 Einleitung

Übereutektische erstarrte martensitische FeCrVC- aber auch austenitische FeMnCrVC-Hartlegierungen weisen im allgemeinen gegenüber einer abrasiven als auch erosiven Beanspruchung (Mikrospanen) eine gute Verschleißbeständigkeit auf (Bild 1). Ursache hierfür sind feindispers ausgeschiedene globulare Vanadin-Monokarbid (V8C7), die von einem feinkörnigen Eutektikum umgeben werden. Das Eutektikum setzt sich aus der Metallmatrix (Martensit bzw. Austenit) und chromreichen Mischkarbiden (M7C3, M23C6) zusammen.

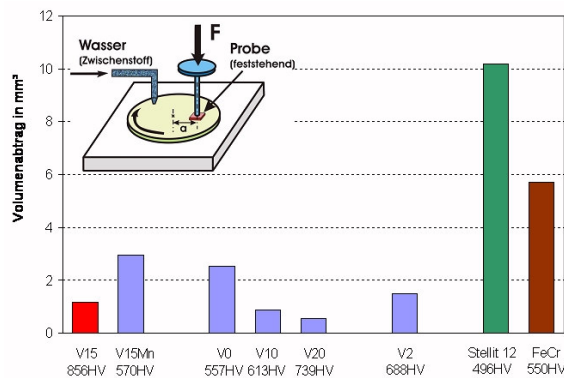


Bild 1: Verschleißbeständigkeit martensitischer FeCrVC- und austenitischer FeMnCrVC-Hartlegierungen auf Schleifpapier

Auf Grund ihres mikrostrukturellen Aufbaus (Verbundwerkstoff) müßten die FeCrVC- und FeMnCrVC-Hartlegierungen auch für Anwendungsbereiche geeignet sein, die bisher den austenitischen Kobalt- und Nickelhartlegierungen vorbehalten waren. Denkbar wären Anwendungen, wo Bauteile thermo-mechanisch stark beansprucht werden und gleichzeitig miteinander in Reibkontakt stehen. Dies wäre u.a. der Fall bei Einlaß- und Auslaßventilen in Verbrennungsmaschinen (T=400 bis 700°C) oder Ventilsitzflächen von Armaturen im Kraftwerksbereich (625 bzw. 710°C-Kraftwerk). Im Hinblick darauf besteht das Interesse das Reibungs- und Verschleißverhalten thermo-mechanisch stark beanspruchter FeCrVC- und FeMnCrVC-Hartlegierungen näher zu untersuchen.

2 Werkstoffe- und Beschichtung

Für die Untersuchungen wurden folgende Schweißpulver hergestellt, siehe Tab. 1. Bei den Pulvern FeCrV15Mn sowie V10 und V20 handelt es sich um Mischpulver. Die Mischpulver entstanden durch Zugabe von Mangan- bzw. Vanadinkarbid-Pulver zu den gasverdünsten Pulvern FeCrV15 bzw. FeMnCrVC-V0 und -V2.

Die Pulver wurden mittels Plasma-Auftragschweißung auf S355JO (150x50x10) in Form von Ringen für Reib-

ringe und Raupen für Reibquader sowie Biegeproben aufgetragen.

Tab.1: Zusammensetzung der verwendeten Schweißpulver (Masse-%)

FeV12, gasverdüst, handelsüblich	1,7%C	6%Cr	12%V	1-2%Mo	0,5-1%Si	~1%Mn	Rest Fe
FeCrV15, gasverdüst, handelsüblich	4,5%C	13-16%Cr	14-16%V	1-2%Mo	0,5-1%Si	~1%Mn	Rest Fe
FeCrV15Mn, (85% V15 + 15% Mn) mechanisch legiert	3,2%C	14,4%Cr	12,8%V	1,6%Ni	1,3%Mo	0,5%Si	15%Mn Rest Fe
V0, gasverdüst	2,8%C	15,6%Cr	14,1%Mn	9,7%V	1,5%Mo	0,9%Si	Rest Fe
V10 (90% V0 + 10% VC), V20 (80% V0 + 20% VC),							
V2, gasverdüst	4,5%C	17,2%Cr	16,2%Mn	14,8%V	1,6%Mo	0,9%Si	Rest Fe

Folgende Parameter wurden verwendet:

- Schweißstrom: 160A,
- Schweißgeschwindigkeit: 55mm/min,
- Pendelbreite: 20mm,
- Pulvermenge: 46g/min,
- Schichthöhe: ca. 4mm einlagig.

Aus dem Schweißgut wurden Versuchsproben gefertigt, die dann metallographisch, mechanisch-technologisch und tribologisch untersucht wurden.

3 Experimentelle Methode

Metallographische Untersuchung

Zur Charakterisierung der Makro- und Mikrostruktur der Auftragschweißschichten wurden licht- und elektronenmikroskopische Untersuchungen, einschließlich EDX-Analysen durchgeführt. Die Phasenanalyse wurde mittels Röntgendiffraktometrie vorgenommen.

Mechanisch-technologischer Untersuchung

Zur Einschätzung der Duktilität der Auftragschweißschichten wurden an ausgewählten Proben die Makrohärte (HRC, HV30) und Biegefestigkeit ermittelt.

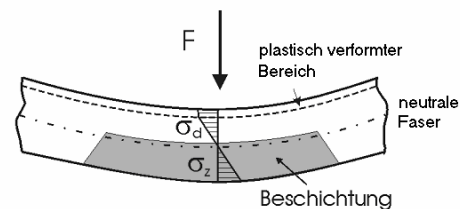


Bild 2: Probenherstellung und Beanspruchung beim Biegeversuch

Die Ermittlung der Biegefestigkeit wurde mit dem statischen 3-Punkt-Biegeversuch unter Verwendung der Zugprüfmaschine TIRAtest 2420 vorgenommen. Die Biegeproben lagen in der Abmessung 80x10x4 vor (Bild 2). Es wurde eine Belastungsgeschwindigkeit von 5mm/min gewählt.

Verschleißuntersuchung

Zur Ermittlung des Reibungs- und Verschleißverhaltens bei trockener Gleitreibung wurden die mit den verschiedenen Hartlegierungen beschichteten Versuchsproben zu Reibpaarungen (Ring gegen Quader, Bild 3) mit gleichen Paarungspartnern zusammengestellt und in den dem Hochlastprüfstand der IRAtec GmbH eingebaut. Die Versuchsproben wurden auf Versuchstemperatur aufgeheizt und anschließend einer oszillierenden Relativbewegung in Form von 200 Reibzyklen bei hoher Normalbelastung und geringer Gleitgeschwindigkeit unterzogen (Bild 3).



Bild 3: Prüfmethode (Siebel-Kehl-Prinzip) und Versuchsbedingungen des Hochlastprüfstandes

Die Ermittlung der Reibkräfte (Kraftmeßdosen) und der Verschleißhöhe (Wegaufnehmer) erfolgte kontinuierlich. Die Bestimmung des Massenverlustes der Versuchsproben erfolgte gravimetrisch vor und nach dem Versuch.

4 Ergebnisse

Gefügeausbildung

Die martensitischen FeCrVC- und die austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen unterscheiden sich im Schlibbild hinsichtlich der Gefügeausbildung nur geringfügig (Bild 4a u. c). Die sphärisch ausgeschiedenen primären VC-Karbid (V8C7) werden von einem feinstrukturierten Eutektikum aus Metallmatrix (krz bzw. kfz) und chromreichen Mischkarbiden (M7C3, M23C6) umgeben. Die Hartlegierungen unterscheiden sich im wesentlichen durch die Kristallstruktur ihrer Metallmatrix (Bild 4b u d).

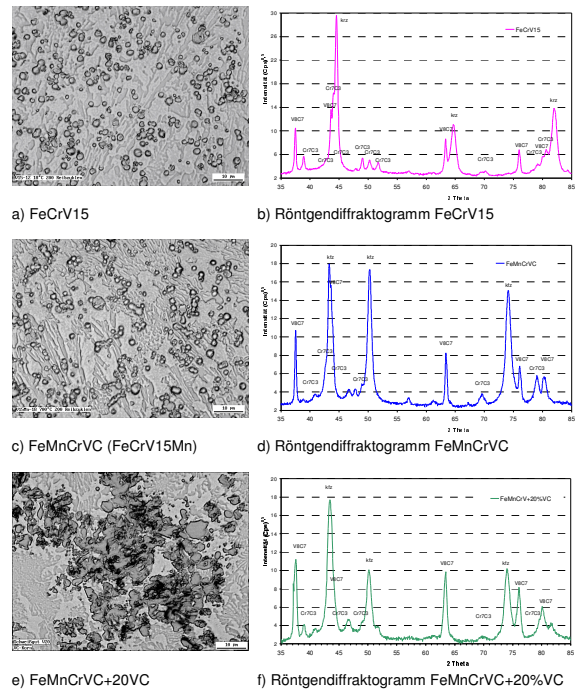


Bild 4: Schweißgutgefüge martensitischer und austenitischer FeV-Hartlegierungen

Anhand der Röntgendiffraktogramme läßt sich der Hartphasenanteil im Gefüge der Hartlegierungen grob abschätzen (Tab.2). Er liegt bei der martensitischen Hartlegierung FeCrV15 bei etwa 52% und bei den austenitischen FeCrV15Mn und FeMnCrVC-V0 bei etwa 47 und 43%. Dagegen ist der Hartphasenanteil der austenitischen FeMnCrVC-V2 mit 68% recht hoch. Die vergleichsweise geringe Makrohärte der austenitischen Hartlegierungen ist auf ihre kubisch-flächenzentrierte Metallmatrix zurückzuführen.

Tab.2: Phasenzusammensetzung der Auftragschweißschichten

Probe	Härte HV30	Matrix	V8C7	Cr7C3	Hartphasen
FeCrV15	856	48% krz	29	23	52
FeCrV15Mn	570	53% kfz	23	24	47
FeMnCrVC-V0	557	57% kfz	19	24	43
FeMnCrVC-V20	709	47% kfz	29	24	53
FeMnCrVC-V2	688	32% kfz	31	37	68

Die Zugabe von artfremden agglomeriertem VC-Karbid bis zu 20 Masse-% zur FeMnCrV-Hartlegierung V0 verursacht eine Erhöhung des Hartphasenanteils und der Makrohärte des Schweißgutes, wobei ein großer Teil der artfremden VC-Karbid nicht in Lösung geht (Bild 4e u.f). Die VC-Ausscheidungen sind im allgemeinen gröber, was mit einer Vergrößerung eutektischer Bereiche zwischen den VC-Karbid verbunden ist.

Biegefestigkeit

Bei Beanspruchung durch Biegung zeichnen sich die austenitischen FeMnCrVC- gegenüber den martensitischen FeCrVC-Hartlegierungen durch eine höhere Festigkeit und Verformbarkeit aus, d.h. sie sind gegenüber Zugspannungen schadenstoleranter. Dies ist auch ge-

gegenüber der austenitischen FeCrV15Ni6 der Fall, die 6% Nickel enthält (Bild 5).

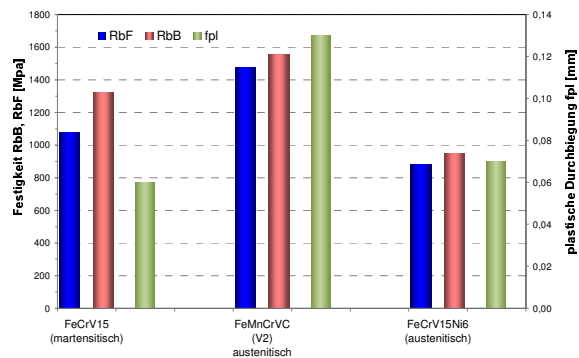


Bild 5: Festigkeitsverhalten auftragsgeschweißter Hartlegierungen im 3-Punkt-Biegeversuch

Reibungs- und Verschleißverhalten

Bei trockener Gleitreibung wird das Reibverhalten der Paarungen durch das Scheren form- und stoffschlüssiger Mikroverbindungen zwischen den Paarungspartnern bestimmt. Zu Versuchsbeginn werden die auf der Gleitfläche befindlichen Adsorptions- und Reaktionsschichten abgetragen, so daß bei den Raumtemperatur-Paarungen im Gegensatz zu den Paarungen mit größerer thermischer Belastung im allgemeinen kleine Reibkräfte bzw. Reibungszahlen auftreten. Durch das Abtragen der Adsorptions- und Reaktionsschichten kommt es zur Ausbildung metallischer Mikrokontakte zwischen den Paarungspartnern, wodurch in Zusammenhang mit der Festigkeit und dem Verfestigungsvermögen der beanspruchten Paarungspartner größere Scherkräfte für die Relativbewegung der Paarung verbunden sind. Bei konstanten Versuchsbedingungen stellt sich dann ein stationärer Reibzustand ein. Bild 6 zeigt das stationäre Reibverhalten der Paarungen mit martensitischen FeCrVC (blau)- und austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen (rot) als Paarungspartner (gleiche Paarungspartner).

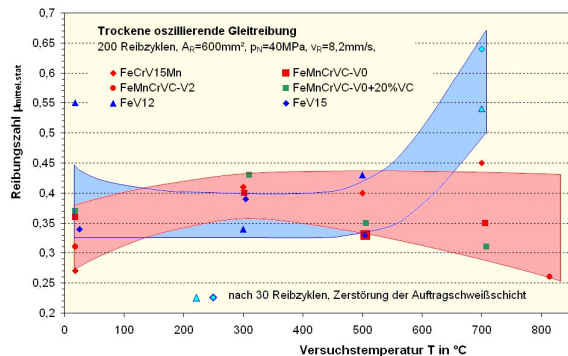


Bild 6: Reibverhalten der auftragsgeschweißten Eisenhartlegierungen

Bei Raumtemperatur weisen martensitische FeCrVC- gegenüber den austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen im stationären Reibzustand die etwas größeren Reibungszahlen auf, da bei der harten martensitischen gegenüber der "weichen" austenitischen Matrix größere Scherkräfte bei der Relativbewegung der Paarungspartner auftreten. Bei Erhöhung der Versuchstemperatur werden die Hartlegierungen duktiler. Im Bereich

bis etwa 400°C weisen die martensitischen FeCrVC-Hartlegierungen im Vergleich zu den austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen das bessere Reibverhalten auf. Ursache hierfür ist die geringere Neigung der martensitischen FeCrVC-Hartlegierungen zur Ausbildung adhäsiver Mikroverbindungen zwischen den Paarungspartnern. Bei Temperaturen um 500°C verschlechtert sich das Reibverhalten der martensitischen FeCrVC-Hartlegierungen, insbesondere das der FeCrV15. Ursache hierfür ist der starke Abfall in der Warmfestigkeit. Dadurch können sich großflächige stoff- und formschlüssige Verbindungen zwischen den Paarungspartnern einstellen. Die Kraft zur Relativbewegung der Paarung steigt. Bei den austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen ist der Warmfestigkeitsabfall deutlich geringer. Die reibbedingte Plastifizierung des Oberflächenbereichs ist wesentlich kleiner (Bild 10), so daß sich oxidische Deckschichten herausbilden, die die Herausbildung großflächiger stoff- und formschlüssiger Verbindungen zwischen den Paarungspartnern behindern. Entsprechend Bild 6 tritt tendenziell sogar ein leichter Abfall der Reibkräfte bzw. Reibungszahlen bei den austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen auf.

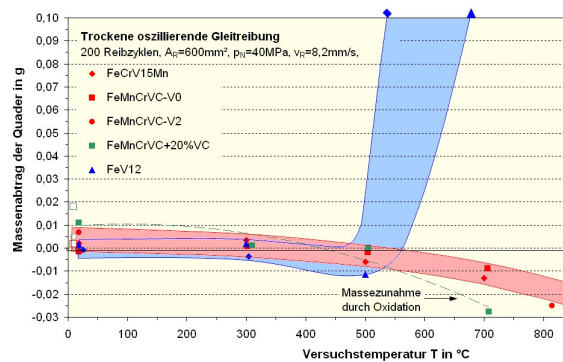


Bild 7: Verschleißbeständigkeit der auftragsgeschweißten Eisenhartlegierungen

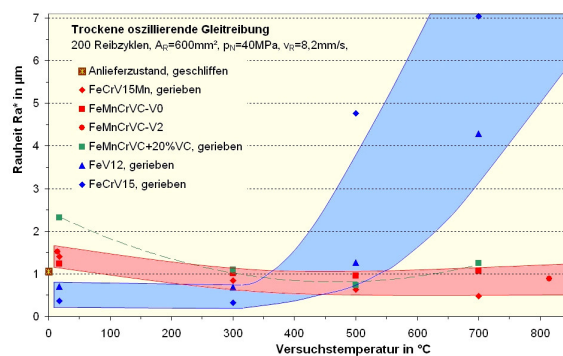


Bild 8: Rauheit Ra der Gleitflächen der Paarungspartner

Das Verschleißverhalten der Paarungen ist im Temperaturbereich zwischen Raumtemperatur und 450°C durch eine sehr gute Verschleißbeständigkeit gekennzeichnet (Bild 7). Der Abrieb ist sehr gering, bestehend aus sehr feinem oxidischen Pulver und sehr kleinen Metallplättchen. Mit zunehmender Versuchstemperatur wird der oxidische Anteil größer und der metallische kleiner. Ab einer Versuchstemperatur von 500°C treten bei den martensitischen FeCrVC-Hartlegierungen große Verschleißbeträge auf, insbesondere bei der Hartlegierung FeCrV15. Die Paarungspartner sind stark zerstört (Bild

9a bis c). Bei der Versuchstemperatur von 700 °C ist die Verschleißbildung, geprägt durch sehr grobe Partikel, sprödbbruchartig. Dies ist bei den austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen mit zunehmender Temperatur nicht der Fall (Bild 9d bis f). Hier stellt sich eine Verbesserung in der Verschleißbeständigkeit ein, verursacht durch den geringen Warmfestigkeitsabfall, verbunden mit ausreichender Duktilität, und der Herausbildung einer oxidischen Deckschicht. Bei Versuchstemperaturen von 700 und 800 °C waren die Paarungspartner nahezu nicht geschädigt, was sich auch in kleinen Rauheitswerten des abgetasteten Oberflächenprofilogramms der Gleitflächen ausdrückt (Bild 8). Die Verschleißbildung erfolgt nach einem langzeitermüdungsartigen Schädigungsmechanismus. Verschleißpartikel sind in einem sehr geringen Umfang vorhanden. Sie sind nahezu von oxidischer Natur.

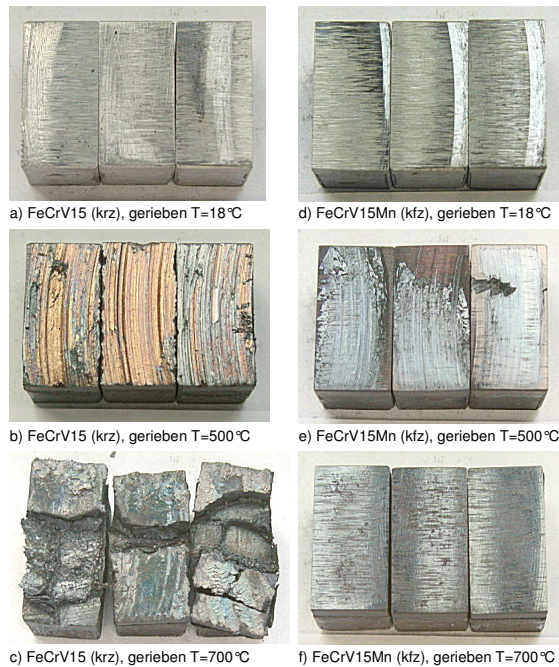


Bild 9: Schadensbild der Gleitflächen der Quaderproben

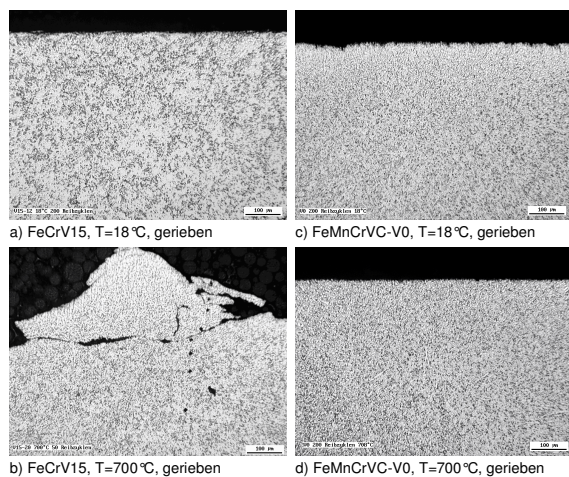
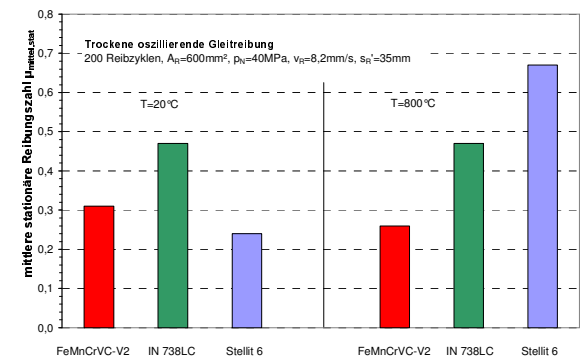


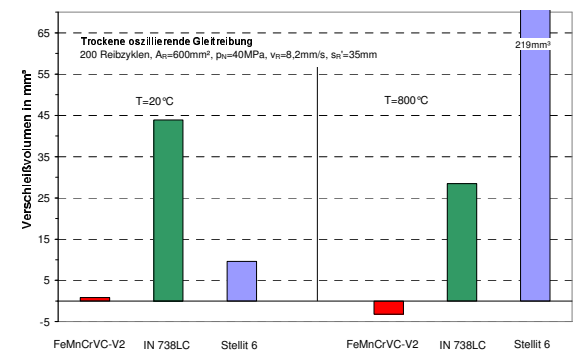
Bild 10: Mikrostruktur der Hartlegierungen nach trockener oszillierender Gleitreibung, $p_N=40\text{MPa}$, 200 Reibzyklen

Bild 10b verdeutlicht nochmals daß Ausmaß der Schädigung der martensitischen FeCrVC-Hartlegierungen gegenüber den austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen (Bild 10d) im Hochtemperaturbereich.

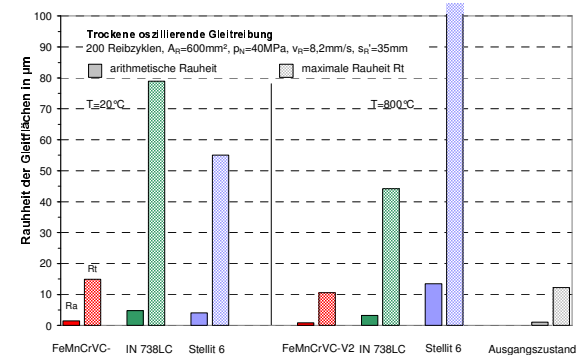
Das gute Reibungs- und Verschleißverhalten der austenitischen FeCrMnVC-Hartlegierungen widerspiegelt sich auch im Vergleich zu Nickel- und Kobaltbasislegierungen, insbesondere gegenüber der klassischen Hochtemperatur-Nickelbasislegierung IN 738 LC (Bild 11). Wobei die Paarung IN 738LC bei 800 °C eine bessere Verschleißbeständigkeit erreicht als bei Raumtemperatur. Die klassischen Kobalthartlegierungen, wie Stellite 1, 6, 12 und F sind oberhalb von $T=600^\circ\text{C}$ bei dieser tribomechanischen Belastung nicht mehr einsetzbar.



a) Reibverhalten



b) Verschleißverhalten



c) Schadensgrad der Gleitflächen

Bild 11: Leistungsfähigkeit der austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierung im Vergleich zu konventionellen Hochtemperaturwerkstoffen (T=20 und 800 °C)

5 Zusammenfassung

Die martensitischen FeCrVC-Hartlegierungen zeichnen sich im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 450°C durch ein gutes Reibungs- und Verschleißverhalten aus und sind in diesem Temperaturbereich den austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen leicht überlegen. Oberhalb von 450°C verschlechtert sich ihre Leistungsfähigkeit zunehmend. Im Vergleich dazu weisen die austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen im Temperaturbereich von 450 bis 800°C ein sehr gutes Reibungs- und Verschleißverhalten auf. Auch im Vergleich zur Nickelbasislegierung IN 738LC und der Kobaltbasislegierung Stellite 6 ist das Reibungs- und Verschleißverhalten deutlich besser. Ursache hierfür ist die hohe Warmfestigkeit der austenitischen Hartlegierungen. Ein Plastifizieren stark beanspruchter Bereiche der Gleitfläche kann nahezu durch die Verbundstruktur verhindert werden, so daß sich festhaftende oxidische Deckschichten herausbilden. Damit sind die Mikrokontakte weitestgehend oxidischer Natur, was einen reibungs- und verschleißarmen Reibzustand zur Folge hat.

Das Einlagern zusätzlicher artfremder agglomerierter VC-Karbide führt bei den austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierung unter den Bedingungen einer trockenen oszillierenden Gleitreibung zu keiner Verbesserung im Reibungs- und Verschleißverhalten. Bei Temperaturen von 700°C unterliegen die zusätzlich mit VC verstärkten Hartlegierungen einer stärkeren Oxidation. Hierfür besonders anfällig ist das an der Oberfläche liegende artfremde grobe Vanadinkarbid.

Aufgrund des guten Preis-Leistungsverhältnis sollten die austenitischen FeMnCrVC-Hartlegierungen in Bereiche vorstoßen können, die bisher mit Nickel- und Kobaltlegierungen abgedeckt werden.

6 Schrifttum

/1/ Gebert, A.; Röthig, J.; Euskirchen, Ch.: Entwicklung Prüfung und Verarbeitung hoch Mn-haltiger Verschleißschutz-Auftragschweißwerkstoffe mit Selbstverfestigungs-/Selbstschärfefekt und verbesserter Hartbearbeitbarkeit, Gemeinsamer Sachbericht der CeWOTec gGmbH, IRAtec GmbH und Arenz GmbH, Kooperationsprojekt (KF) im Rahmen von ProINNO II, 2009

7 Danksagung

Die Röntgenfeinstrukturuntersuchung erfolgte am Institut für Experimentelle Physik der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg durch Herrn Dr.-Ing. Jürgen Bläsing

Die Untersuchungen wurden durch das Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie im Rahmen des Programms „Förderung der Erhöhung der Innovationskompetenz mittelständischer Unternehmen“ (PRO INNO II) über die AiF bezuschußt