

Abrasionsverschleißverhalten austenitischer FeCrMnV-Hartlegierungen

Dr. Jürgen Röthig, Magdeburg; Dipl.-Ing. Andreas Gebert, Chemnitz; Dr. Belkacem Bouaifi, Osterode
 Vortrag auf der 8. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen, Halle (Saale) 2010

1 Einleitung

Zum Schutz verschleißbeanspruchter Bauteile kommt in vielen Fällen das Auftragschweißen von Hartlegierungen in Betracht [1]. Übereutektisch erstarrte Eisenlegierungen, insbesondere vanadinreiche Eisenlegierungen, weisen im allgemeinen gegenüber einer abrasiven Beanspruchung (Mikrospanen) eine gute Verschleißbeständigkeit auf. Sie resultiert aus dem mikrostrukturellen Aufbau dieser Legierungen. Feindispers ausgeschiedene globulare Vanadin-Monokarbid (V₈C₇) werden von einem feinkörnigen Eutektikum umgeben, wobei das Eutektikum sich aus (chromreichen) Mischkarbiden (M₇C₃) und angelassenem Martensit zusammensetzt. Die dadurch verbundene hohe Härte macht diese martensitischen Eisenhartlegierungen besonders geeignet für den Verschleißschutz von Bauteilen gegenüber schmirgelnder Beanspruchung.

Bei Überlagerung einer wechselnden bzw. stoßartigen Belastung, wie es u.a. bei Extruderschnellen, Maschinenmessern oder Backenbrechern der Fall ist, neigen martensitische Eisenhartlegierungen infolge ihrer geringen Duktilität zum Mikrobrechen und unter Umständen zum Bauteilversagen. Daher ist man bestrebt, Eisenhartlegierungen mit größerer Duktilität einzusetzen. Diese Zielstellung läßt sich besonders gut in Zusammenhang mit dem Einsatz von Eisen-Mangan-Hartlegierungen mit metastabiler austenitischer Metallmatrix umsetzen, da der metastabile Austenit bei mechanischer Beanspruchung in Martensit umwandelt. Während der Martensitbildung sind diese Legierungen, infolge der Erzeugung und Bewegung von Umwandlungsversetzungen (Stapelfehler), sehr duktil. Der gebildete Martensit bewirkt eine Festigkeits- und Härtesteigerung.

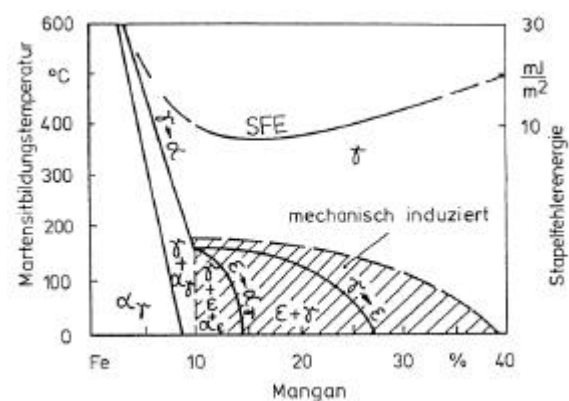


Bild 1: Zustandsschaubild [2] mit Bereich der mechanisch induzierten Martensitbildung von kohlenstoffarmen Eisen-Mangan-Legierungen

Metastabiler Austenit tritt bei FeMn-Legierungen zwischen 10 und 30% Mangan auf und erstreckt sich bis zu 15% Chrom (Bild 1). In diesen Bereich neigt der Austenit (γ) bei mechanischer Beanspruchung zur Martensitbildung ($\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \epsilon$). Bei Mangangehalten unterhalb 20% sind die Legierungen dreiphasig, bestehend aus

metastabilem Austenit, hexagonalem ϵ -Martensit und kubisch-raumzentrierten α -Martensit.

In Zusammenhang mit der mechanisch induzierten Martensitbildung ist die beanspruchte Oberfläche in der Lage einen beanspruchungsgerechteren Zustand einzunehmen, was u.a. durch Ritz-Untersuchungen an kohlenstoffarmen Eisen-Mangan-Legierungen mit dem Sretch-Tester belegt wird (Bild 2).

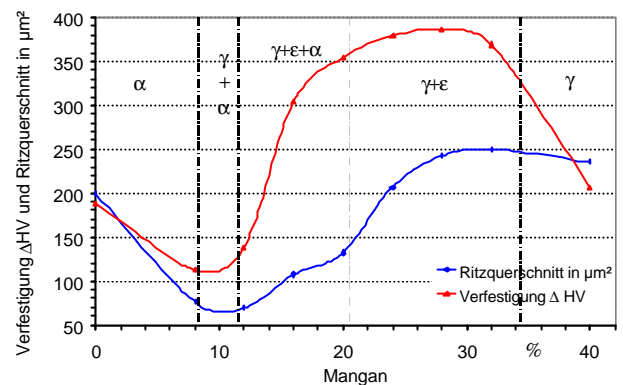


Bild 2: Abrasionsverhalten von kohlenstoffarmen Eisen-Mangan-Legierungen, Sretch-Tester (Ritzversuch)

Die Ritzuntersuchungen zeigen, daß die Abrasionsbeständigkeit der mehrphasigen FeMn-Legierungen (γ, ϵ, α) im Bereich zwischen 10 und 20% Mangan besonders hoch ist (Bild 2).

Im Hinblick auf den Verschleißschutz von abrasiv beanspruchten Bauteilen war es Ziel der Untersuchungen, eine leistungsfähige austenitische FeMnV- bzw. FeCrMnV-Hartlegierung zu entwickeln und zu testen, die sich gegenüber den herkömmlichen martensitischen Eisenhartlegierungen durch eine größere Duktilität sowie hohe Festigkeit und Härte auszeichnet. Im Rahmen eines AiF-Forschungs- und Entwicklungsprojektes wurde diese Zielsetzung umgesetzt [7]. Erste Ergebnisse werden nachfolgend vorgestellt.

2 Werkstoff- und Beschichtungskonzept

Ausgehend von diesem Kenntnisstand wurde für die Herstellung von Schweißpulvern für das Plasma-Auftragschweißen von FeMnV- bzw. FeCrMnV-Hartlegierungen folgender Legierungsbereich festgelegt (Masse-%):

- C = 3 bis 4%,
- Si = 0,5 bis 1,5%,
- Mn = 14 bis 16%,
- Cr = 5 bis 18%
- Mo = 1 bis 2%
- V = 12 bis 18 %
- Rest Eisen.

Für die Untersuchungen wurden folgende Schweißpulver hergestellt, siehe Tab. 1.

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

Schweißpulver	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	VC
V12, gasverdüst	2,4	0,7	0,9	6,5	1,5		11,8	
V15, gasverdüst	4,1	0,7	0,4	17,6	1,6	1,9	16,3	
V12Mn (85%V12+15%Mn)	2,1	0,8	15,8	5,5	1,3		9,9	
V15Mn (85%V12+15%Mn)	3,5	0,6	15,4	15,0	1,4	1,6	13,9	
V0, gasverdüst	2,8	0,9	14,1	15,6	1,5	0,3	9,7	
V10 (90%V12+10%VC)								10
V20 (80%V12+20%VC)								20
V2, gasverdüst	4,5	0,9	16,2	17,2	1,6		14,8	

Die Mischpulver V12Mn und V15Mn sowie V10 und V20 entstanden durch Zugabe von Mangan- bzw. Vanadinkarbid-Pulver zu den gasverdüsten Pulvern V12 und V15 bzw. V0.

Die Pulver wurden mittels Plasma-Auftragschweißung auf S355JO (150x50x10) in Form von Raupen aufgetragen.

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

Aus dem Schweißgut wurden Versuchsproben gefertigt, die dann metallographisch 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 Röntgendiffraktographie vorgenommen.

Mechanisch-technologische Untersuchung

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

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 3 u. 4). Es wurde eine Belastungsgeschwindigkeit von 5mm/min gewählt.

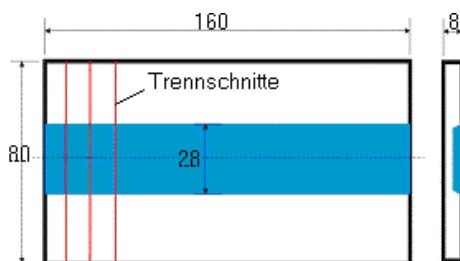


Bild 3: Probenherstellung für den Biegeversuch

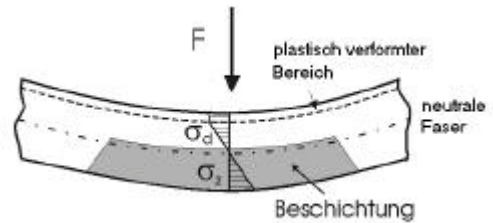
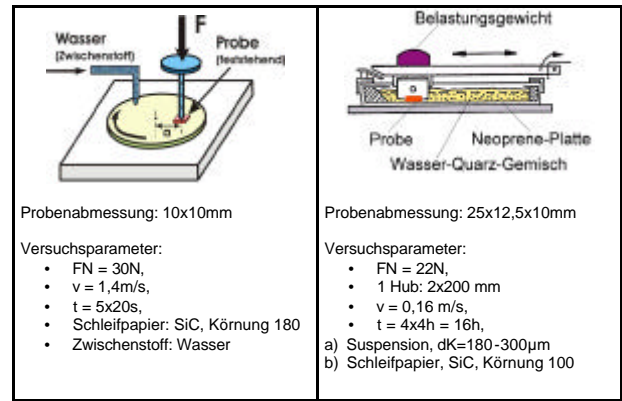


Bild 4: Beanspruchung beim Biegeversuch

Verschleißuntersuchung

Die Ermittlung des Abrasionsverhaltens der Auftragschweißschichten erfolgte auf dem Schleifpapier- und dem Millertester ASTM G75-82 (Bild 5).



a) Schleifpapiertest

b) Millertest

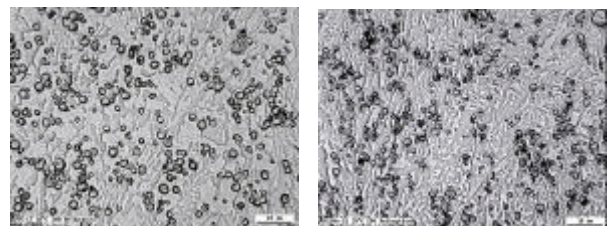
Bild 5: Prüfmethode zur Ermittlung der Abrasionsbeständigkeit

Beim Millertester vollzieht die Versuchsprobe eine gradlinige, hin- und hergehende Bewegung. Bei der Versuchsdurchführung a) befindet sich die Versuchsprobe in einem Wasser-Quarzgemisch, wobei sie sich auf einem Neoprene-Gummi abstützt. Bei Versuchsdurchführung b) wird Schleifpapier in die Wanne gelegt und mit Wasser bedeckt.

4 Ergebnisse

Gefügeausbildung

Die verschiedenen Hartlegierungen erstarren übereutektisch. Primär ausgeschiedene VC-Karbid werden von einem Eutektikum umgeben, bestehend aus einer metallischen Matrix und sekundär ausgeschiedenen Mischkarbiden (Bild 6 u. 7).



a) V15 (martensitisch)

b) V15Mn (austenitisch)

Bild 6: Schweißgutgefüge der martensitischen FeCrV- und der austenitischen FeCrMnV-Hartlegierung

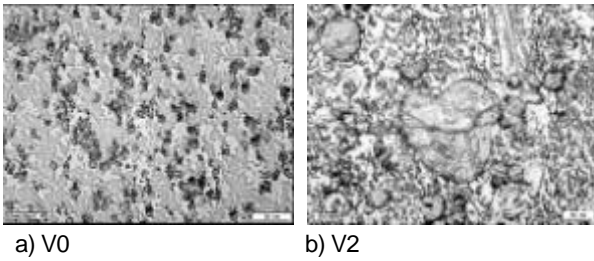
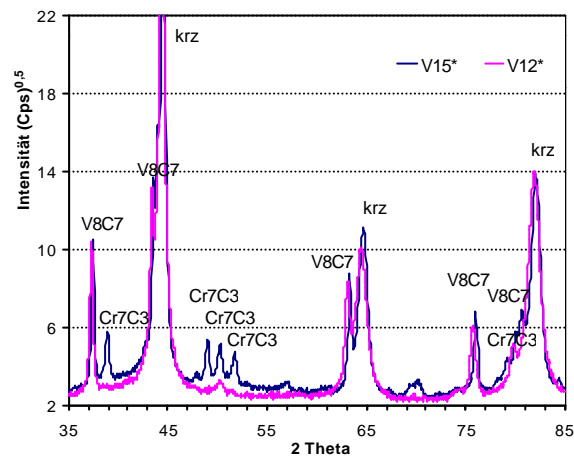
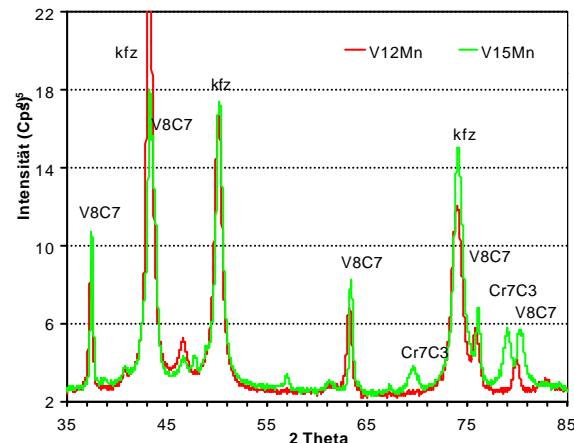


Bild 7: Schweißgutgefüge austenitischer FeCrMnV-Hartlegierungen

Die primär ausgeschiedenen VC-Karbid sind grob und sphärisch und damit in den Schlißbildern gut erkennbar. Mit Zunahme des Vanadin- und Kohlenstoffgehaltes erhöht sich sowohl der VC-Anteil als auch die Größe der einzelnen VC-Karbid, gut sichtbar anhand der austenitischen FeCrMnV-Hartlegierung V2 (Bild 7d).



a) martensitische Hartlegierungen



b) austenitische Hartlegierungen

Bild 8: Phasenzusammensetzung auftraggeschweißter FeV-Hartlegierungen

Bei den chromlegierten FeV-Hartlegierungen sind neben den VC-Karbid auch sekundär erstarrte chromreiche M7C3- und M23C6-Mischkarbid vorhanden. Die Hartlegierungen unterscheiden sich im wesentlichen durch die Kristallstruktur ihrer Metallmatrix (Bild 8).

Die Röntgenfeinstrukturuntersuchungen bestätigen die Annahme, daß bei den manganfreien Hartlegierungen eine kubisch-raumzentrierte und bei den manganreichen

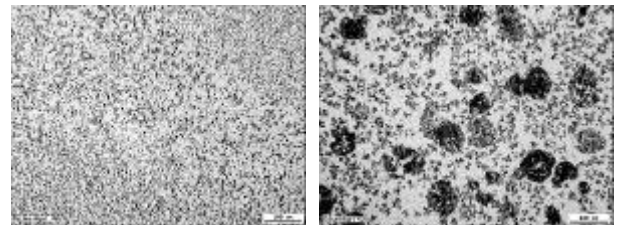
Hartlegierungen eine kubisch-flächenzentrierte Metallmatrix vorhanden ist.

Tab.2: Phasenzusammensetzung der Auftragschweißschichten

Probe	Härte HV30	Matrix	V8C7	Cr7C3	Hartphasen
V15	856	48% krz	29	23	52
V15Mn	570	53% kfz	23	24	47
V0	557	57% kfz	19	24	43
V20	709	47% kfz	29	24	53
V2	688	32% kfz	31	37	68

Anhand der Röntgendiffraktogramme läßt sich der Hartphasenanteil im Gefüge der Hartlegierungen grob abschätzen (Tab.2). Er liegt bei den chromreichen Hartlegierungen V15 und V15Mn bei etwa 50%. Es ist daher davon auszugehen, daß die relativ geringe Makrohärte der austenitischen Hartlegierungen auf ihre kubisch-flächenzentrierte Metallmatrix zurückzuführen ist.

Die Zugabe von artfremden agglomeriertem VC-Karbid bis zu 20Masse-% zur manganlegierten FeCrV-Hartlegierung V0 verursacht eine Erhöhung des Hartphasenanteils im Schweißgutgefüge, wobei ein Teil der agglomerierten VC-Karbid in Lösung geht. Die Zerfallsprodukte scheiden sich bei Abkühlung der Schmelze aber wieder als VC-Karbid (arteigen) aus. Jedoch tritt eine Vergrößerung und eine Clusterbildung der VC-Ausscheidungen im Schweißgut auf, was mit einer Vergrößerung der metallischen Bereiche zwischen den VC-Ausscheidungen verbunden ist (Bild 9). Die Härte der Hartlegierung steigt deutlich, ohne dabei zu verspröden.



a) Hartlegierung V0 b) 80% V0 + 20% VC

Bild 9: Schweißgutgefüge der austenitischen FeCrMnV-Hartlegierungen mit und ohne zusätzlichem VC

Biegefestigkeit

Die austenitischen FeCrMnV-Hartlegierungen sind gegenüber den martensitischen FeCrV-Hartlegierungen durch eine höhere Biegebruchfestigkeit und Biegefließgrenze, insbesondere durch eine größere plastische Durchbiegung gekennzeichnet (Bild 10 u. 11).

Die große plastische Durchbiegung der austenitischen Hartlegierungen V0 widerspiegelt ihre gute Duktilität. Der große Unterschied zwischen Biegebruchfestigkeit und Biegefließgrenze deutet auf eine starke Materialverfestigung hin (Bild 10). Beide Erscheinungen können in Zusammenhang mit einer mechanisch induzierten martensitischen Phasenumwandlung der austenitischen Metallmatrix dieser Hartlegierungen stehen. Die Martensitbildung ist an die Bildung und Bewegung von Versetzungen gebunden, was eine zusätzliche Verformung (Umwandlungsplastizität) bewirkt. Der gebildete Martensit weist

einen höheren Verformungswiderstand auf und verfestigt daher die Metallmatrix. Trotz des hohen Hartphasenanteils und dementsprechend großer Härte ist die FeCrMn-Hartlegierung V2 im Biegeverhalten der nickellegierten FeCrV-Hartlegierung V15Ni mit stabiler austenitischer Matrix deutlich überlegen (Bild 11).

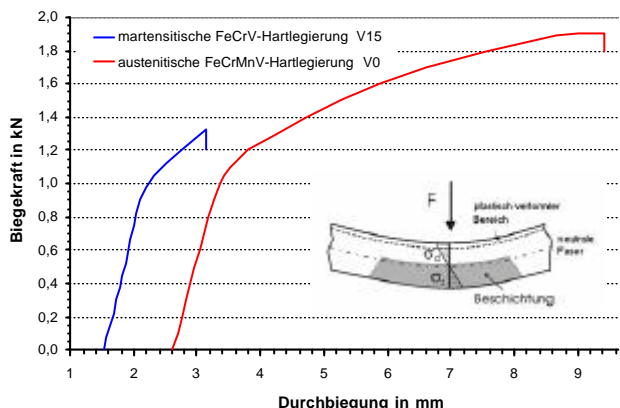


Bild 10: Verhalten einer martensitischen und einer metastabilen austenitischen Hartlegierung im 3-Punkt-Biegeversuch

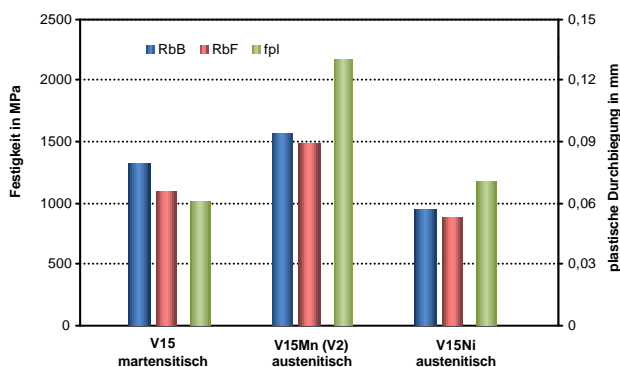


Bild 11: Festigkeitsverhalten auftraggeschweißter Hartlegierungen im 3-Punkt-Biegeversuch

Die Zugabe von artfremden agglomeriertem VC-Karbid zur austenitischen Hartlegierung V0 verringert die Biegebruchfestigkeit und insbesondere die plastische Durchbiegung, beeinflusst aber die Biegefließgrenze kaum. Damit ist die mit VC-Karbid verstärkte Hartlegierung V10 und V20 deutlich schadensintoleranter als die nicht verstärkten austenitischen FeMnV- bzw. FeCrMnV-Hartlegierungen. Auch gegenüber den martensitischen Hartlegierungen V12 und V15 ist die Biegebruchfestigkeit geringer. Zurückzuführen ist dieser Festigkeitsabfall auf die mit der VC-Karbideinlagerung einhergehende Veränderung der Mikrostruktur.

Verschleißverhalten nach dem Millertest

Bei erosionsartiger Beanspruchung (Wasser-Quarz-Gemisch) weist die martensitische Hartlegierungen V15 gegenüber den weicheren austenitischen Hartlegierungen V15Mn und V0 nach einer Versuchsdauer von 16 Stunden nur in sehr geringem Maße eine größere Verschleißbeständigkeit auf (Bild 12 u.13). Dagegen ist bei den harten austenitischen Hartlegierungen V2 und V20 besonders zu Versuchsbeginn eine geringe Verschleißbeständigkeit zu beobachten (Bild 12). Trotz steigendem

Hartphasenanteil und damit steigender Härte ist bei diesen Hartlegierungen nur eine geringe Verschleißbeständigkeit vorhanden. Im Vergleich zur unverstärkten Hartlegierung V0 ist die Verschleißrate bei Versuchsbeginn doppelt so hoch.

Diese Erscheinung steht bei den Hartlegierungen V2 und V20 mit der Einlagerung bzw. Ausscheidung grober VC-Karbide in Zusammenhang. Bei der mit agglomerierten VC-Karbiden verstärkten Hartlegierung V20 sind die ausgeschiedenen VC-Karbide clusterförmig angeordnet. Damit vergrößern sich die wenig abriebfesten metallischen Bereiche zwischen den VC-Karbiden, so daß die ausgeschiedenen sowie eingelagerten VC-Karbide leicht herausgewaschen werden.

Die abnehmende Verschleißrate der Proben steht mit der Verringerung der Abrasivität des Quarzes infolge der Kornverfeinerung während des Versuchs sowie der Verfestigung der beanspruchten Werkstoffoberfläche in Zusammenhang. Besonders stark ist die Verfestigung $\Delta HV_{0,05}$ der weichen austenitischen Hartlegierungen (Bild 13).

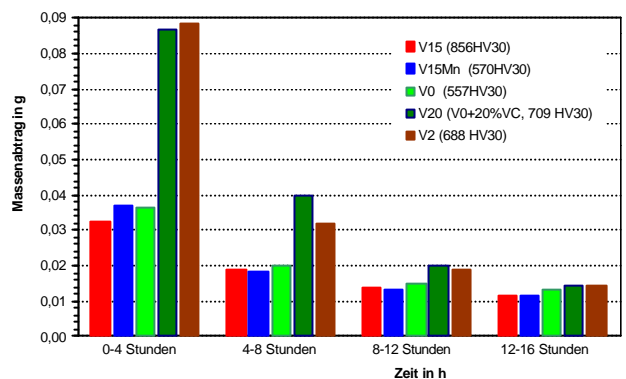


Bild 12: Massenabtrag in Etappen von 4 Stunden im Wasser-Quarz-Gemisch

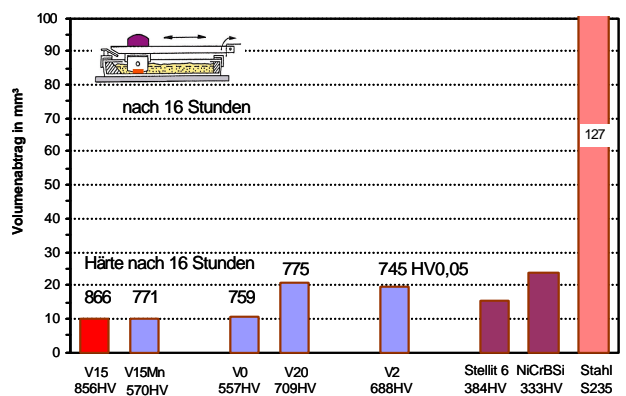


Bild 13: Volumenverschleiß nach 16 Stunden im Wasser-Quarz-Gemisch

Verwendet man SiC-Schleifpapier anstelle des Wasser-Quarz-Gemischs, so verändert sich die Rangfolge der Verschleißbeständigkeit innerhalb der austenitischen Hartlegierungen (Bild 14 u. 15).

Entsprechend der Erfahrung zeigt sich, daß gegenüber einer reinen abrasiven Beanspruchung (Schleifpapier) nur harte Werkstoffe einen hohen Widerstand aufweisen. Im

Vergleich zur sehr harten martensitischen Hartlegierung V15 (856 HV30) besitzt die weichere austenitische Hartlegierung V2 (688 HV30) aber nur eine etwas geringere Verschleißbeständigkeit.

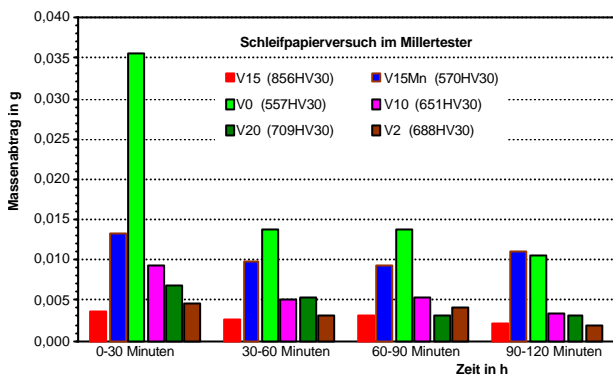
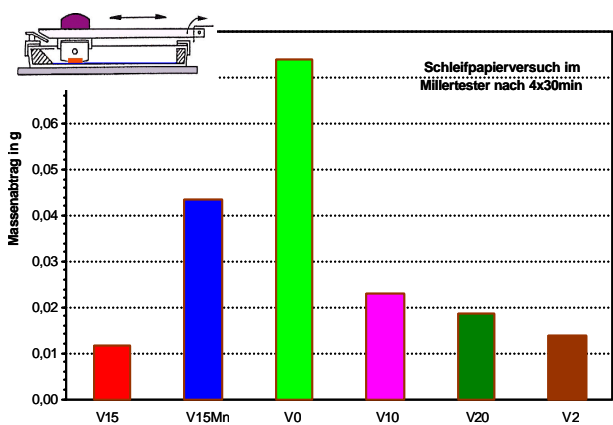


Bild 14: Massenabtrag in Etappen von 30 Minuten auf SiC-Papier im Millertester



HV30) nicht ein. Bezüglich der Verschleißbeständigkeit liegt die Hartlegierung V2 in der Größenordnung der martensitischen Hartlegierung V15, ist aber etwas schlechter.

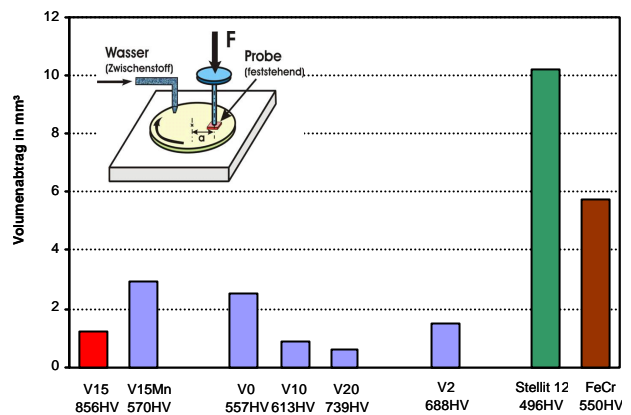


Bild 16: Verschleißbeständigkeit auftraggeschweißter Hartlegierungen nach dem Schleifpapierertest

Bild 15: Volumenverschleiß nach 120 Minuten (SiC) auf SiC-Papier im Millertester

Auch die mit agglomeriertem VC verstärkte Hartlegierung erreicht unter dieser starken abrasiven Beanspruchung noch einen hohen Verschleißwiderstand (Bild 14 u.15). Die Neigung zur Verfestigung der austenitischen Hartlegierungen erhöht den Verschleißwiderstand

Verschleißverhalten nach dem Sandpapierertest

Beim Schleifpapierertest – gegenüber dem Millertester eine Drehbewegung, höhere Normalkraft und Gleitgeschwindigkeit - weisen die weichen austenitischen Hartlegierungen V15Mn und V0 gegenüber der harten martensitischen Hartlegierung V15 Verschleißraten auf, die das Zwei- bis Dreifache erreichen (Bild 16). Durch zusätzliche Zugabe von agglomeriertem VC-Karbid zum Schweißpulver V0 lässt sich die Abrasionsbeständigkeit in Zusammenhang mit dem Anstieg des Hartphasenanteils stark verbessern. Damit erreichen die mit VC-Karbid verstärkten austenitischen Hartlegierungen gegenüber der martensitischen Hartlegierung V15 ab 10%VC eine höhere Verschleißbeständigkeit. Bei der Hartlegierung V20 mit etwa 20% zusätzlichem VC ist dann der Verschleiß gegenüber der V15 nur noch halb so groß. Ein derartig hoher Verschleißwiderstand stellt sich bei der ebenfalls harten austenitischen Hartlegierung V2 (688

Die gute Leistungsfähigkeit der martensitischen aber auch austenitischen FeV-Hartlegierungen wird erst im Vergleich zu handelsüblichen Hartlegierungen sichtbar, z.B. die Kobalthartlegierung Stellit 12 oder die FeCr-Hartlegierung (50HRC), Bild 16.

5 Zusammenfassung

Die auftraggeschweißten austenitischen FeMnV- bzw. FeCrMnV-Hartlegierungen erstarren übereutektisch. Primär ausgeschiedene, feinverteilte globulare VC-Karbide werden von einem Eutektikum, bestehend aus Mischkarbiden und einer metastabilen austenitischen Metallmatrix, umgeben. Dieses Schweißgutgefüge (Dispersionsgefüge) weist gegenüber den FeV- bzw. FeCrV-Hartlegierungen mit martensitischer Metallmatrix eine höhere Festigkeit und Zähigkeit und damit eine größere Schadenstoleranz bei starker und/oder stoßartiger Belastung auf, wie 3-Punkt-Biegeuntersuchungen zeigen.

Bei erosionsartiger Beanspruchung, wie sie beim Millertester (Wasser-Quarz-Gemisch) vorhanden ist, erreichen die weicheren austenitischen FeCrMnV-Hartlegierungen V15Mn und V0 eine gute Verschleißbeständigkeit und liegen damit in der gleichen Größenordnung wie die martensitische FeCrV-Hartlegierung V15. Die gleichmäßige Verteilung primär und sekundär ausgeschiedener feiner Karbide sowie die Kaltverfestigung (Martensitbildung) der beanspruchten Metallmatrix ist als Ursache der guten Verschleißbeständigkeit anzusehen.

Bei rein abrasiver Beanspruchung mittels Schleifpapier zeichnen sich die härteren austenitischen FeCrMnV-Hartlegierungen V2, V10 und V20 durch eine gute Verschleißbeständigkeit gegenüber der sehr harten martensitischen FeCrV-Hartlegierung V15 aus. Die Zugabe agglomerierter VC-Karbide zu den austenitischen Schweißpulvern wirkt sich bei reiner abrasiver Beanspruchung (Schleifpapierertest) positiv auf den Verschleißwiderstand aus, was bei erosiver Beanspruchung (Millertester) nicht der Fall ist.

Aufgrund ihrer allgemein guten Verschleißbeständigkeit können austenitischen FeMnV- bzw. FeCrMnV-Hartlegierungen in Bereiche vorstoßen, die den handelsüblichen martensitischen FeV- bzw. FeCrV Hartlegierungen wegen ihrer mangelnden Duktilität nicht zugänglich sind.

6 Schrifttum

- /1/ Reichmann, B.; Tuchtfeldt, J.; Bouaifi, B.; Gießler, S.: Plasma-Pulver-Auftragschweißen – Weiterentwicklung und neue Anwendungsfelder, 2. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen, Halle (Saale) 1998,
- /2/ Schumann, H.: Über das System Eisen-Kobalt. Kobalt Nr. 40, 1968, S. 138-142,
- /3/ Kühne, J.: Tribologisches Verhalten metastabiler austenitischer Stähle, Technische Hochschule Otto-von-Guericke Magdeburg, Dissertation B, 1985,
- /4/ Röthig, J.; Kecke, H. J.: The tribomechanical formation of martensite (hcp, bcc) in FeMn-alloys --- a mechanism to reduce friction and wear, Postervortrag, 9th International Conference WEAR OF MATERIALS; San Francisco 1993, USA,
- /5/ Röthig, J.; Straßburger, G.; Reiter, R.: Einfluß der γ/ε -Phasenumwandlung auf die Gefügeausbildung und das Triboverhalten auftraggeschweißter metastabiler FeMn-Legierungen, Vortrag, METALLOGRAPHIE-TAGUNG 1993, Aachen; Sonderbände der Praktischen Metallographie, Band 25, S.87-96,
- /6/ Buckley, D.H.: Adhäsion, Reibung und Verschleiß von Kobalt und Kobaltlegierungen, Kobalt 38, 1968, S. 17-23,
- /7/ Gebert, A.; Röthig, J.; Euskirchen, Ch.: Entwicklung Prüfung und Verarbeitung hoch Mn-haltiger Verschleißschutz-Auftragschweißwerkstoffe mit Selbstverfestigungs-/Selbstschärfefeekt 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