

(12) NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES  
PATENTWESENS (PCT) VERÖFFENTLICHTE INTERNATIONALE ANMELDUNG

(19) Weltorganisation für geistiges

Eigentum

Internationales Büro

(43) Internationales

Veröffentlichungsdatum

4. April 2013 (04.04.2013)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer

WO 2013/044902 A2

- (51) **Internationale Patentklassifikation:**  
C21B 7/16 (2006.01)
- (21) **Internationales Aktenzeichen:** PCT/DE2012/000947
- (22) **Internationales Anmeldedatum:**  
14. September 2012 (14.09.2012)
- (25) **Einreichungssprache:** Deutsch
- (26) **Veröffentlichungssprache:** Deutsch
- (30) **Angaben zur Priorität:**  
10 2011 114 737.7  
26. September 2011 (26.09.2011) DE
- (71) **Anmelder (für alle Bestimmungsstaaten mit Ausnahme von US):** SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH [DE/DE]; Eisenhüttenstraße 99, 38239 Salzgitter (DE).
- (72) **Erfinder; und**
- (75) **Erfinder/Anmelder (nur für US):** PETHKE, Jürgen [DE/DE]; Kutheweg 8a, 38124 Braunschweig (DE). MIRKOVIC, Tatjana [DE/DE]; Salbeiweg 1, 38239 Salzgitter (DE). BEUSSE, Rainer [DE/DE]; Elmwinkel 6, 38173 Evessen (DE). ADAM, Arnold [DE/DE]; Berliner Str. 123, 38678 Clausthal-Zellerfeld (DE). VUCKOVIC-SPITZER, Natasa [RS/DE]; Am Sonnenhang 21, 38678 Clausthal-Zellerfeld (DE).
- (74) **Anwalt:** MEISSNER, Peter E.; Hohenzollerndamm 89, 14199 Berlin (DE).
- (81) **Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für jede verfügbare nationale Schutzrechtsart):** AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) **Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für jede verfügbare regionale Schutzrechtsart):** ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), europäisches (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- Veröffentlicht:**  
— ohne internationalen Recherchenbericht und erneut zu veröffentlichen nach Erhalt des Berichts (Regel 48 Absatz 2 Buchstabe g)

(54) **Title:** BLAST FURNACE TUYERE

(54) **Bezeichnung :** HOCHOFENBLASFORM

(57) **Abstract:** A blast furnace tuyere made of copper or a copper alloy with a metallic coating having high resistance to thermal corrosion and abrasion, wherein the coating of the blast furnace tuyere consists of a base layer made of silver or a silver-containing alloy with high silver content applied to the blast furnace tuyere and a cover layer applied to the base layer, consisting of a silver matrix with particles of a hard phase embedded therein.

(57) **Zusammenfassung:** Hochofenblasform aus Kupfer oder einer Kupferlegierung mit einer metallischen Beschichtung mit hoher thermischer Korrosions- und Abrasionsbeständigkeit, wobei die Beschichtung der Hochofenblasform aus einer auf die Hochofenblasform aufgetragenen Grundsicht aus Silber oder silberhaltiger Legierung mit hohem Silbergehalt und einer darauf aufgetragenen Deckschicht aus einer Silbermatrix mit darin eingelagerten Partikeln einer Hartstoffphase besteht.



WO 2013/044902 A2

## Hochofenblasform

### Beschreibung

Die Erfindung betrifft eine Blasform für Hochöfen gemäß dem Oberbegriff des Patentanspruches 1.

Derartige größtenteils aus gegossenen Kupfer- oder Kupferlegierungsteilen hergestellte wassergekühlte Blasformen werden im Hochofen zum Zuführen des Heißwindes eingesetzt, um damit einen wirkungsvollen Betrieb zu sichern. Die Temperatur des Heißmischwindes liegt im Bereich von ca. 700 bis über 1300 Grad Celsius bei Drücken zwischen ca. 2,5 und 5,5 bar. Dabei wird nicht nur der Innenmantel der Blasform und hier insbesondere das Frontteil stark beansprucht sondern mit fortschreitendem Verschleiß der Feuerfestausmauerung des Hochofens und dem damit verbundenen Bloßlegen des Frontbereiches der Blasform zunehmend auch der Mantelbereich, der durch Roheisen, Schlacke, teilreduzierte Möllerstoffe und Zink, sowie durch Abrasion mit Koks und/oder Wind angegriffen wird

Um unter diesen extremen Beanspruchungen eine ausreichende Standzeit der Hochofenblasform zu erreichen, ist es erforderlich, diese durch intensive Kühlung mittels eines durch sie hindurchgeführten Kühlmittels, meistens Kühlwasser, auf erträglichen Temperaturen zu halten und außerdem den Oberflächenverschleiß durch geeignete Maßnahmen zu minimieren.

Aus verschiedenen Schriften (DE 199 03 865 C2, DE 28 20 699 C2, DE 27 32 566 C3, DE 21 27690 A) ist es bekannt, die Standzeit der in der Regel aus gut thermisch leitfähigen Kupfer- oder Kupferlegierungen bestehenden Blasformen durch metallische und/oder keramische Beschichtungen zu erhöhen. Aufgebracht werden diese Beschichtungen u. a. durch verschiedene Spritzverfahren, wie z. B. Flammgespritzen, dem Aufschweißen von Metalllegierungen oder dem Aufbringen von feuerfesten Überzügen. Aber auch hierdurch kann eine befriedigend lange Haltbarkeit nicht erreicht werden.

Die Lebensdauer einer Blasform beträgt in Abhängigkeit von der Betriebsweise des Hochofens einige Wochen bis zu mehreren Monaten. In seltenen Fällen treten aber auch bereits nach 2 bis 3 Tagen Ausfälle auf. Neben dem normalen mechanischen Abrieb der Blasformoberfläche, dem durch harte Beschichtungen entgegengewirkt werden kann, stellen unvorhersehbar auftretende lochartige Schadenstellen, die zum Eintritt von erheblichen Mengen an Kühlwasser in den Ofen führen, ein besonderes Problem dar.

Das plötzliche Versagen einer Blasform kann das Anhalten des Hochofenbetriebes und aufwändige Reparaturarbeiten erfordern. Solche Unterbrechungen verursachen einen erheblichen Produktionsausfall.

Da auch noch nach dem abgeschalteten Heißluftstrom im beladenen noch warmen Hochofen weiterhin Koks verbrannt wird und der Koksverbrauch zusätzlich beim erneuten Anblasen steigt, müssen bei einem durch eine defekte Blasform verursachten Stillstand ca. bis zu 30 t Koks extra chargiert werden.

Die Vermeidung oder deutliche Reduzierung der durch solche Prozessunterbrechungen entstehenden hohen Kosten hängt daher wesentlich von der Entwicklung neuer Beschichtungswerkstoffe für Hochofenblasformen ab.

Die generellen Forderungen an die Beschichtung der Blasform sind eine hohe Wärmeleitfähigkeit und damit verbunden eine ausreichende Kühlung der Blasformoberfläche, die Schutz vor thermischer Schädigung gewährleistet, eine hohe Korrosionsbeständigkeit gegen korrosiven Oberflächenabtrag und Korngrenzenkorrosion sowie eine hohe abrasive Beständigkeit gegen Koks, Metall und Schlacke. Ursächlich für die Korrosion ist die Bildung aggressiver Kondensate auf der gekühlten Blasform. In korrodierten Bereichen ist die Wärmeabfuhr von der Blasformoberfläche nicht mehr gewährleistet, so dass diese Bereiche im weiteren Verlauf durch Schmelze und Schlacke thermisch zerstört werden können. Die Gewährleistung einer ausreichenden Korrosionsfestigkeit stellt somit einen wesentlichen Bestandteil der Aufgabe dar, die der Erfindung zugrunde liegt.

Eine grundlegende Verbesserung der Blasformhaltbarkeit bei unvorhersehbar auftretender und schnell verlaufender Korrosion konnte durch die bislang bekannten Werkstoffkonzepte für Blasformbeschichtungen jedoch noch nicht erreicht werden.

Aufgabe der Erfindung ist es deshalb, eine Hochofenblasform mit einer verbesserten Beschichtung anzugeben, die eine deutlich erhöhte Standzeit im Betrieb ermöglicht und insbesondere auch gegen unvorhersehbare, schnell ablaufende Korrosionsschädigungen resistent ist.

Diese Aufgabe wird nach dem Oberbegriff in Verbindung mit den kennzeichnenden Merkmalen des Anspruchs 1 gelöst. Vorteilhafte Weiterbildungen sind Gegenstand von Unteransprüchen.

Nach der Lehre der Erfindung weist die Hochofenblasform eine aus Silber oder Silberlegierung mit hohen Silberanteilen bestehende Grundschicht mit einer darauf

aufgebrachten Deckschicht aus einer Silbermatrix mit darin eingelagerten Partikeln einer Hartstoffphase auf.

Im Rahmen umfangreicher Entwicklungsarbeiten wurden zunächst die Ursachen für das unvorhergesehene und schnelle Versagen der Blasformen untersucht. Metallographische Untersuchungen der Blasformenproben von Schadensstellen sowie Laborexperimente zur Simulation der Blasformenzerstörung weisen darauf hin, dass der Schadensmechanismus komplex und mindestens zweistufig ist. Die erste Stufe besteht aus einer korrosiven Schädigung des Kupfers, wodurch dieses in der zweiten Stufe bei entsprechend hohen thermischen Belastungen aufschmelzen kann.

Die im Hochofen vorhandenen Chlorverbindungen (z. B. Metallchloride, HCl) sind ursächlich für die Einleitung und den Verlauf des Korrosionsprozesses an Blasformen. Chlorkreisläufe im Hochofen führen zu einer Erhöhung der Konzentrationen von Chlorverbindungen. Diese treten in verschiedenen Aggregatzuständen (fest, flüssig und gasförmig) auf, abhängig von der Verbindung und insbesondere von der betroffenen Zone im Ofen und der entsprechenden Temperatur. Viele dieser Verbindungen sind in Wasser auch leicht löslich und können auf diese Weise Elektrolyte bilden, die zu einer Korrosion des Kupfers führen. Bei einem Druck in der Blasformenzone von beispielsweise 5 bar beträgt der Siedepunkt des Wassers ca. 150 °C. Das bedeutet, dass Wasserdampf aus der Ofenatmosphäre unter bestimmten Bedingungen auf der kalten Blasformoberfläche kondensiert. Wenn sich wässriges Kondensat gebildet hat, ist es möglich, dass sich durch Lösen der wasserlöslichen Bestandteile der Ofenatmosphäre (z. B. flüchtige Metallchloride, HCl, SO<sub>2</sub>, SO<sub>3</sub>) oder von festen Salzen Elektrolyte entstehen.

Auch das Auftreten von geschmolzenen Salzen auf der Blasformoberfläche ist möglich. Einige von ihnen, wie ZnCl<sub>2</sub> und CaCl<sub>2</sub>, sind sehr hygroskopisch und nehmen Wasser aus der Atmosphäre unter Bildung eines korrosiven Mediums auf.

Die Kondensation von Wasser und die Bildung eines Elektrolyten wird durch auf der Blasformoberfläche erstarrtes Roheisen begünstigt. Es erfolgt ein kontinuierliches Auftreffen von flüssigen Roheisenspritzern auf die Blasformoberfläche. Normalerweise fallen die meisten dieser Eisenspritzer wieder von der Blasformoberfläche ab, aber einige von ihnen erstarren auf der Oberfläche. Die erstarrte Eisenschicht haftet nicht komplett an der Blasformoberfläche und es bildet sich ein Spalt zwischen der Eisenschicht und der Blasformoberfläche. Dieser Spalt ist ein bevorzugter Ort für Wasserkondensation, da aufgrund der Abschirmung durch die Eisenschicht und durch Kühlung des Kupfers die Temperaturen im Spalt abgesenkt sind. Darüber hinaus wird Kondensat durch die Kapillarwirkung in den Spalt hinein gezogen. Das erstarrte Roheisen besteht zu hohen

Anteilen aus Zementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), das wie Versuche gezeigt haben, edler als Kupfer ist und damit wirkt das Roheisen nach der Auflösung der ferritischen Bestandteile kathodisch und verstärkt damit die Korrosion drastisch.

Die oben erwähnten Phänomene wirken beim Mechanismus der plötzlichen und schnell fortschreitenden Blasformzerstörung mit. Wie die Versuche zeigen, beginnt die Entstehung eines unvorhergesehenen schnellen Schadensverlaufs an der Blasform mit der Entstehung eines ätzenden Elektrolyts (z. B.  $\text{HCl}$  in Wasser) im Spalt zwischen der Blasformoberfläche und den erstarrten Roheisenspritzern.

Diese saure Lösung führt zunächst vor allem zu einem korrosiven Angriff der Beschichtung, aber auch durch Risse wird das Kupfer der Blasform angegriffen, was sich mit zunehmender Zerstörung der Beschichtung verstärkt und dem bekannte Beschichtungen, wie z. B. eine INCONEL<sup>®</sup>-Beschichtung, nicht standhalten.

Ist der Korrosionsprozess in Gang gesetzt, so setzt er sich im Kupfer des Blasformwerkstoffs weiter fort. Der Elektrolyt dringt entlang von Korngrenzen ein und reagiert mit den Ausscheidungen (z. B. Oxide, Sulfide). Durch den Korrosionsprozess gebildeter atomarer Wasserstoff und/oder Chlor diffundiert in das Kupfer und reagiert mit den fein dispersen Oxid- und Sulfidausscheidungen unter Bildung von Wasser und/oder Gasen. Auf Grund des dabei entstehenden hohen Druckes kann sich eine fein verteilte Porosität im Kupfer ausbilden. Die Folge sind interkristalline Risse sowie Zonen mit Mikroporosität im Kupfer, die zu einer erheblichen Reduzierung der effektiven Wärmeleitfähigkeit führen und damit zu einer Verschlechterung der Kühlung innerhalb dieser Regionen. Die thermische Belastung des Kupfers steigt durch das Auftreffen von heißem Roheisen und von Schlacke auf die Blasformoberfläche stark an. Unter diesen Bedingungen steigt die Temperatur des Kupfers und übersteigt lokal den Schmelzpunkt des Kupfers. Dadurch kommt es zum lokalen Aufschmelzen des Kupfers und das Roheisen dringt so nach und nach durch die Blasformwand. Bei einer geringen verbliebenen Restwandstärke kann die Temperatur auf der Wasserseite über die Leidenfrosttemperatur steigen, d. h. es bildet sich ein Dampffilm. Gleichzeitig schreitet die Korrosion weiter durch die erstarrte Eisenschicht und das Kupfer voran.

Die reduzierte Kühlung durch die Dampffilmbildung auf der Wasserseite verursacht schließlich ein vollständiges Durchschmelzen der Blasform und einen Wasserdurchbruch in den Ofen.

Bei der Erprobung neuer Beschichtungslegierungen mit verbesserten Korrosionseigenschaften wurden zunächst unter Berücksichtigung eines möglichen

chemischen Korrosionsangriffs der Blasformen durch aggressive Chloride, Legierungen aus Kupfer mit verschiedenen Legierungselementen wie Silizium, Aluminium, Chrom, Zirkonium und Titan untersucht, die aber nicht zu einer signifikanten Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit führten. Überraschend stellte sich bei den Versuchen heraus, dass nur die Verwendung von Silber oder Silberlegierungen mit hohen Silberanteilen als Beschichtungsmaterial für die Deckschicht hervorragende Ergebnisse hinsichtlich der beschriebenen Anforderungen an die thermische und chemische Beständigkeit zeigte.

Insbesondere durch seine hohe Beständigkeit gegen chemische Korrosion bei auftretender Chloridbelastung hat sich Silber als idealer Beschichtungswerkstoff herausgestellt, dessen hohe Anschaffungskosten durch eine deutliche Standzeiterhöhung der Blasform gegenüber bekannten Beschichtungen überkompensiert werden.

Als besonders vorteilhaft hat sich die Verwendung von Silber mit einer hohen Reinheit von mindestens 98,0% herausgestellt. Wird der Anteil an im Vergleich zu Silber unedleren Zweitphasen zu hoch, wird durch selektive Korrosion der unedleren Phase die Standzeit der Beschichtung wieder deutlich reduziert.

Da Silber zwar eine hervorragende thermische und chemische Beständigkeit wegen der geringen Härte und der hohen Duktilität aber keinen ausreichenden Widerstand gegen abrasiven Verschleiß besitzt, wurden erfindungsgemäß der aus Silber bestehenden Beschichtungsmatrix harte Feststoffanteile zugesetzt. Grundsätzlich kommen dafür Oxide, Nitride oder Carbide, wie z. B. TiC, TiN, TiO<sub>2</sub>, BC, BN, SiC oder Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> infrage. Aufgrund der vorteilhaften Eigenschaften, insbesondere wegen der hervorragenden Wärmeleitfähigkeit, Temperaturbeständigkeit, der chemischen Beständigkeit und der höheren Härte, hat sich SiC zur Erhöhung der Verschleißfestigkeit als die am besten geeignete Hartstoffphase herausgestellt. Der Anteil der Hartstoffphase in der Silbermatrix sollte möglichst hoch sein und über 10, besser über 20% liegen, um eine signifikante Verbesserung der Beständigkeit gegen abrasiven Verschleiß zu bewirken. Vorteilhaft wird diese Deckschicht in einer Dicke von mindestens 100 µm, vorteilhafter bis zu 300 µm, aufgebracht, um möglichst lange Standzeiten der Blasform zu erreichen. Allerdings sind der erreichbaren Dicke der Schicht verfahrenstechnische Grenzen gesetzt, so dass maximale Dicken von etwa 500 µm erreichbar sind, wobei aus betriebswirtschaftlichen Gründen eher dünnere Beschichtungen anzustreben sind.

Die zunächst auf die Blasform aufzubringende Grundsicht dient als hervorragender Korrosionsschutz für den Blasformwerkstoff gegenüber dem oben beschriebenen sauren Korrosionsangriff sowie als Haftvermittler für die Deckschicht.

Die Grundschrift wird dazu in einer Dicke von mindestens 50  $\mu\text{m}$ , bis ca. 200  $\mu\text{m}$  aufgebracht. Das verwendete Silber bzw. die Silberlegierung sollte wegen der notwendigen chemischen Beständigkeit ebenfalls eine Reinheit von mindestens 98,0 % aufweisen.

In den Versuchen hat sich außerdem gezeigt, dass das Aufbringen der erfindungsgemäßen Deckschicht mit einem möglichst hohen Phasenanteil an SiC eine besondere Herausforderung darstellt.

Grundsätzlich sind alle Beschichtungsverfahren denkbar, mit denen metallische Beschichtungen auf ein metallisches Substrat aufgebracht werden können. In Frage kommen hier z. B. Hartlöten, Flamspritzen, Plasmaspritzen oder elektrolytische Abscheidung.

Wegen des hohen Anteils an keramischen SiC-Partikeln in der Silbermatrix mit hohem Schmelzpunkt eignen sich jedoch besonders thermische Beschichtungsverfahren, wie das Flamspritzen oder Plasmaspritzen.

Im Rahmen der Versuche zum Auftragen der Beschichtung auf das Substrat, wurde das Plasmaspritzverfahren bei sehr hohen Gastemperaturen von 12000 °C bis 16000 °C, das Pulverflamspritzen (3000 °C) und das Hochgeschwindigkeitsflamspritzen (HVOF- High Velocity Oxygen Fuel) mit etwas niedrigeren Gastemperaturen von 2000 °C bis 3000 °C angewandt.

Dabei wurden die Beschichtungen in Form von Pulvermischungen aus 30 % Silber und 70 % Siliziumkarbid auf die Kupfermatrix aufgebracht. Mit der Elektronenstrahlmikrosonde wurde an Querschliffen die Elementverteilung (Kupfer, Silber und Silizium) untersucht und es zeigte sich, dass mit dem Hochgeschwindigkeitsflamspritzen die besten Ergebnisse erzielt wurden.

In einer vorteilhaften Weiterbildung der Erfindung können die Partikel der Hartstoffphase von einheitlicher oder unterschiedlicher Größe sein. Falls erforderlich, kann durch unterschiedlich große Partikel in der Hartstoffphase die Festigkeit des Beschichtungswerkstoffs weiter erhöht werden. Abhängig von der aufzubringenden Dicke der Deckschicht kann die Partikelgröße 10 bis 200  $\mu\text{m}$  betragen, wobei die Partikel kleiner als die Schichtdicke der Deckschicht sein müssen. Bei Verwendung einer einheitlichen Partikelgröße hat sich in Versuchen eine Größe von ca. 40  $\mu\text{m}$  bewährt.

Weitere Merkmale, Vorteile und Einzelheiten der Erfindung ergeben sich aus der nachfolgenden Beschreibung von im Anhang dargestellten Figuren.

Es zeigen:

- Figur 1 eine schematische Darstellung der erfindungsgemäßen Blasform,
- Figur 2 die vergrößerte Ansicht des erfindungsgemäßen Beschichtungsaufbaus,
- Figur 3 SiC-Partikelverteilung in der Silbermatrix,
- Figur 4 Ergebnisse von Korrosionsversuchen unter Chlorgasatmosphäre.

In Figur 1 ist eine erfindungsgemäße Hochofenblasform 1 dargestellt, die aus einem wasserdurchströmbaren Düsenkörper 2 besteht und mit einer erfindungsgemäßen Beschichtung 3 versehen ist. Die Hochofenblasform 1 besteht aus Kupfer bzw. aus einer Kupferlegierung.

Der Aufbau der erfindungsgemäßen Beschichtung 3 ist in einer vergrößerten Darstellung „A“ aus Figur 1 in Figur 2 dargestellt. Die Beschichtung 3 besteht aus einer auf dem Düsenkörper 2 aufgetragenen Grundsicht 4 aus Silber, auf der eine Deckschicht 5 aufgebracht ist. Die Deckschicht 5 besteht erfindungsgemäß ebenfalls aus Silber, in das zur Erhöhung der Abriebfestigkeit SiC-Partikel als Hartstoffphase 6 eingebracht sind. Erfindungsgemäß sind die Grundsicht 4 und die Deckschicht 5 mittels Hochgeschwindigkeitsflammspritzen auf die Hochofenblasform 1 aufgebracht, so dass sich ein hoher Hartstoffanteil von über 20% in der Deckschicht 5 einstellt.

Die Verteilung der SiC-Partikel in der Silbermatrix der Deckbeschichtung 5 zeigt Figur 3 anhand eines metallographischen Schliffs. Die SiC-Partikel liegen relativ gleichmäßig verteilt und fest eingebunden in der Silbermatrix vor.

In Figur 4 sind Ergebnisse von Korrosionsversuchen unter Chlorgasatmosphäre dargestellt. Das Diagramm zeigt einen Vergleich zwischen der Massenzunahme einer mit Silber beschichteten Kupferprobe (CBM 18, untere Kurve) und einer Kupferprobe (CBM 01, obere Kurve).

Es ist zwar ersichtlich, dass die beiden Proben in der reinen Chlorgasatmosphäre zu schmelzen beginnen, sobald die Proben temperatur sich mit zunehmender Zeit der Ofentemperatur von 300 °C annähert. Allerdings weist die mit Silber beschichtete Probe bis dorthin einen signifikant geringeren Massenzuwachs durch Chloridbildung auf.

Die Bildung von Silberchlorid läuft somit deutlich langsamer ab als im vergleichbaren Fall die Bildung von Kupferchlorid, woraus die deutlich höhere Beständigkeit von Silber gegenüber Kupfer bei dieser Korrosionsart resultiert.

## Bezugszeichenliste

Nr.	Bezeichnung
1	Hochofenblasform
2	Düsenkörper
3	Beschichtung
4	Grundsicht
5	Decksicht
6	Hartstoffphase

## Patentansprüche

1. Hochofenblasform (1) aus Kupfer oder einer Kupferlegierung mit einer metallischen Beschichtung mit hoher thermischer, Korrosions- und Abrasionsbeständigkeit dadurch gekennzeichnet,  
dass die Beschichtung der Hochofenblasform (1) aus einer auf die Hochofenblasform (1) aufgetragenen Grundsicht (4) aus Silber oder silberhaltiger Legierung mit hohem Silbergehalt und einer darauf aufgetragenen Decksicht (5) aus einer Silbermatrix mit darin eingelagerten Partikeln einer Hartstoffphase (6) besteht.
2. Hochofenblasform nach Anspruch 1  
dadurch gekennzeichnet,  
dass das Silber oder die silberhaltige Legierung der Grundsicht (4) und der Decksicht (5) einen Reinheitsgrad von mindestens 98,0 % aufweist.
3. Hochofenblasform nach Anspruch 2  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Grundsicht (4) eine Schichtdicke von mindestens 50 µm und die Decksicht (5) eine Schichtdicke von mindestens 100 µm aufweisen.
4. Hochofenblasform nach Anspruch 2  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Grundsicht (4) eine Schichtdicke von bis zu 200 µm und die Decksicht (5) eine Schichtdicke von mindestens 300 µm aufweisen.
5. Hochofenblasform nach mindestens einem der Ansprüche 1 bis 4  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Hartstoffphase (6) aus Oxiden und/oder Carbiden und/oder Nitriden besteht.
6. Hochofenblasform nach Anspruch 5  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Hartstoffphase (6) aus SiC-Partikeln besteht.
7. Hochofenblasform nach mindestens einem der Ansprüche 1 bis 6  
dadurch gekennzeichnet,  
dass der Anteil der Hartstoffphase (6) in der Silbermatrix der Decksicht (5) mindestens 10% beträgt.

8. Hochofenblasform nach Anspruch 1 bis 6  
dadurch gekennzeichnet,  
dass der Anteil der Hartstoffphase (6) in der Silbermatrix der Deckschicht (5)  
mindestens 20% beträgt.
9. Hochofenblasform nach mindestens einem der Ansprüche 1 bis 8  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Hartstoffphase (6) aus Partikeln einheitlicher oder unterschiedlicher Größe  
besteht.
10. Hochofenblasform nach mindestens einem der Ansprüche 1 bis 9  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Beschichtung (3, 4, 5) eine durch thermisches Spritzen aufgebraute  
Schicht ist.
11. Hochofenblasform nach Anspruch 10  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Beschichtung(3, 4, 5) eine durch Flammgespritzen aufgebraute Schicht ist.
12. Hochofenblasform nach Anspruch 11  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Beschichtung (3, 4, 5) eine durch Hochgeschwindigkeitsflammspritzen  
aufgebraute Schicht ist.

Figur 1

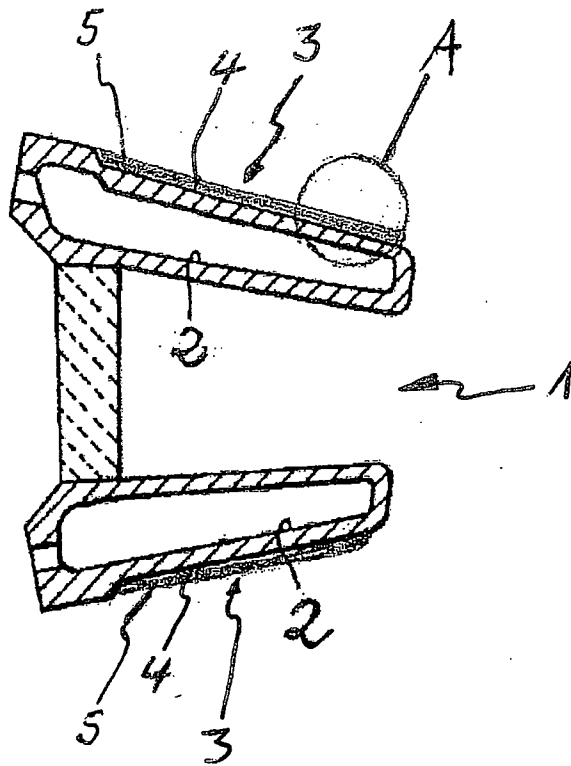




Fig.2  
A

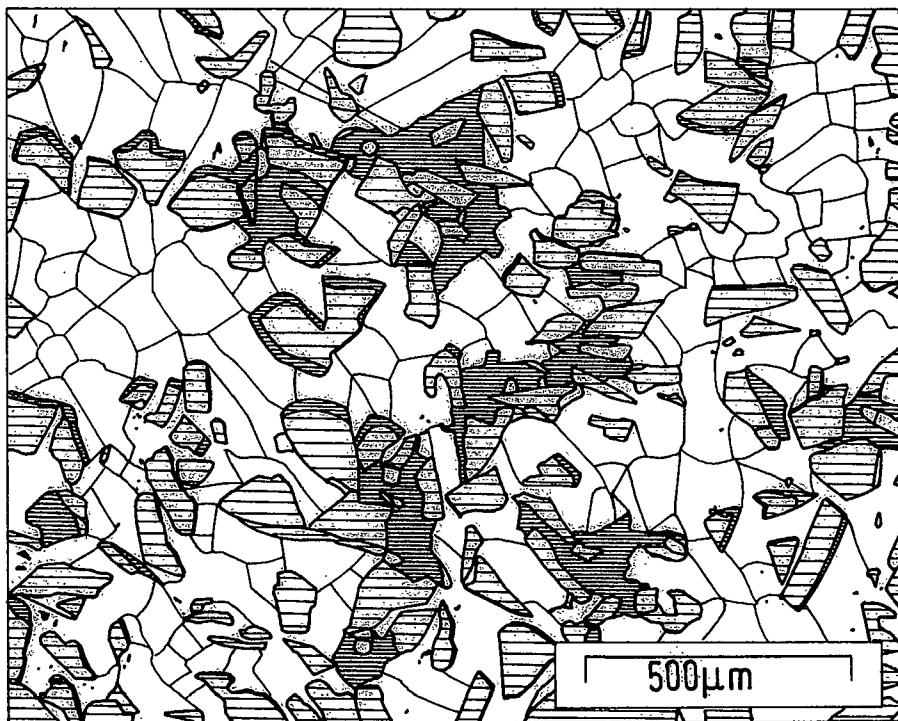


Fig.3

Fig. 4

