



19



SCHWEIZERISCHE EIDGENOSSENSCHAFT  
EIDGENÖSSISCHES INSTITUT FÜR GEISTIGES EIGENTUM

11 CH 686 187 A5

51 Int. Cl.<sup>6</sup>: C 23 C 024/10  
C 22 F 003/00  
C 23 C 026/02  
B 32 B 015/16

Erfindungspatent für die Schweiz und Liechtenstein  
Schweizerisch-liechtensteinischer Patentschutzvertrag vom 22. Dezember 1978

## 12 PATENTSCHRIFT A5

21 Gesuchsnummer: 00969/93

73 Inhaber:  
Alusuisse-Lonza Services AG 8034 Zürich  
Zustelladresse: 8212 Neuhausen am Rheinfall (CH)

22 Anmeldungsdatum: 30.03.1993

24 Patent erteilt: 31.01.1996

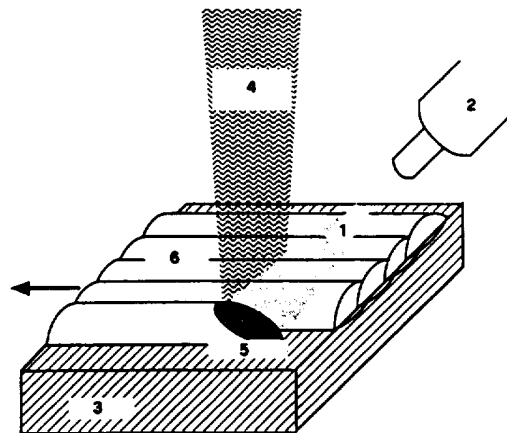
45 Patentschrift  
veröffentlicht: 31.01.1996

72 Erfinder:  
Liechi, Thomas, Romont FR (CH)  
Blank, Eberhard, Renens VD (CH)

## 54 Metallsubstrate mit laserinduzierter MMC-Beschichtung.

57 Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberflächenschicht. Die MMC-Schicht weist eine Schichtdicke zwischen 200 µm und 3 mm auf und enthält homogen verteilte SiC-Partikel in einer betreffend Si-Anteil übereutektischen AlSi-Matrix mit Si-Primärkristallen. Der Werkstoff ist besonders geeignet für verschleisskritische oder gewichtskritische Anwendungen, bei denen zudem eine hohe Festigkeit des Werkstoffs gefordert wird.

Die Erfindung betrifft auch das Verfahren zur laserinduzierten Herstellung der verschleissfesten und tragenden MMC-Schichten (6) auf Substraten (3) aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen.



## Beschreibung

Vorliegende Erfindung betrifft einerseits einen Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberflächenschicht sowie dessen Verwendung für verschleisskritische oder gewichtskritische Anwendungen, bei denen zudem eine hohe Festigkeit des Werkstoffes gefordert wird, und andererseits ein Verfahren zur laserinduzierten Herstellung solcher MMC-Schichten auf Aluminium- oder Aluminiumlegierungs substraten sowie dessen Verwendung zur Herstellung von 200 µm bis 3 mm dicken MMC-Schichten.

MMC steht dabei für die englische Abkürzung von Metal Matrix Composite und bedeutet soviel wie Metall-Matrix-Verbundschicht. Mit dem Begriff MMC wird im vorliegenden Text stets die sich auf einem Substrat befindende Verbundschicht bezeichnet. Das Substrat selbst kann aus Aluminium, Aluminiumlegierungen oder Legierungen auf Al-Basis bestehen oder aber einen Verbundwerkstoff darstellen, dessen zu beschichtende Oberfläche aus einem der zuvor genannten Aluminium-haltigen Materialien besteht. Unter dem Begriff Aluminiumsubstrat werden im weiteren Verlauf dieser Beschreibung stets alle handelsüblichen Werkstoffe aus Reinaluminium oder Aluminiumlegierungen verstanden.

Oberflächenbeschichtete Aluminiumsubstrate, die mit einer harten und abriebfesten MMC-Schicht versehen sind, zeigen oft eine hohe Verschleissfestigkeit sowie gute Gleiteigenschaften und können überall dort eingesetzt werden, wo die Oberflächeneigenschaften wie beispielsweise Härte, Tragfähigkeit oder Warmfestigkeit vollflächig oder partiell verbessert werden müssen.

Metalloberflächen von bewegten Konstruktionsteilen, die beispielsweise mit einer anderen, üblicherweise metallischen Oberfläche in Gleitkontakt stehen, unterliegen allgemein grossen Verschleisserscheinungen und dies insbesondere bei Verwendung von Werkstoffen aus Aluminium. Deshalb benötigen solche Konstruktionsteile oft eine verschleissfeste Beschichtung. Der Verschleiss hängt weitgehend von den mechanischen Eigenschaften und dem Mikrogefüge der jeweiligen Materialien ab. Im allgemeinen werden an verschleissfeste Beschichtungen hohe Anforderungen gestellt, wie beispielsweise gute Haftung der Beschichtung auf dem Substrat, hohe Verträglichkeit der einzelnen Komponenten bezüglich ihrer thermomechanischen Eigenschaften (Wärmeausdehnung) und gute Wärmeleitung sowohl im Substrat wie auch in der Beschichtung und insbesondere auch am Übergang zwischen der Beschichtung und dem Substrat. Um eine hohe Lebensdauer solcher Werkstoffe zu gewährleisten, muss im allgemeinen zudem die Löslichkeit der Beschichtungsbestandteile im Substrat (Diffusion) möglichst klein, die Dicke der verschleissfesten Beschichtung möglichst gross (Abrieb) und die Härte der Beschichtung hoch sein (Reibung).

Aluminiumsubstrate, die mit einer MMC-Schicht versehen sind, verbinden Eigenschaften wie hohe Materialfestigkeit, Oberflächenhärte und Tragfähigkeit des entsprechenden MMC-Verbundes mit der Dehnbarkeit und Zähigkeit des Aluminiumsubstrates. Das resultierende günstige Verhältnis zwischen Steifigkeit und Gewicht machen solche Werkstoffe sehr interessant für deren Verwendung in gewichtskritischen Anwendungen, bei denen hohe Werkstoffeigenschaften gefordert werden, wie beispielsweise im Bereich der Luft- und Raumfahrt oder für hochbeschleunigte Komponenten im Fahrzeugbau sowie in der Maschinen- und Textilindustrie.

Es ist bekannt, dass Einlagerungen von Keramikstoffen in Aluminiumlegierungen, deren Eigenschaften bezüglich Elastizitätsmodul und Härte stark verbessern und die Werkstoffeigenschaften bezüglich Warm- und Ermüdungsfestigkeit wesentlich erhöhen. Die Einlagerung von Keramikstoffen in die Oberfläche von Aluminiumsubstraten kann durch Deposition einer Keramik-Metall-Pulvermischung auf die Substratoberfläche und nachfolgendes Aufschmelzen des Metallpulvers und eines Teils der Substratoberfläche geschehen.

So beschreibt die Europäische Patentschrift EP 0 221 276 ein Verfahren für die Herstellung von keramischen Verbundschichten auf Oberflächen von Aluminiumlegierungs substraten mittels Deposition eines entsprechenden Pulvergemisches auf die Substratoberfläche und nachfolgendes Aufschmelzen des Pulvers und eines Teils der Substratoberfläche mittels Laserstrahlen, wobei sich durch Verschmelzung der Pulver- und Substratbestandteile eine Legierung bildet, die nach Abkühlung eine dünne keramische Verbundschicht entstehen lässt. Diese Methode zur Aufbringung von keramischen Verbundschichten wird im weiteren als sogenanntes Auftragsbeschichten bezeichnet. Das dabei verwendete Pulvergemisch enthält einerseits ein Pulver aus einem Carbid eines Metalles wie beispielsweise Titan carbid, Tantal carbid, Wolfram carbid oder Molybdän carbid und andererseits ein Metallpulver enthaltend Silizium und ein Metall, welches intermetallische Verbindungen mit Silizium bildet, wie beispielsweise Kupfer, Tantal, Wolfram oder Molybdän. Nachteile dieses Verfahrens bestehen einerseits in der Wahl der Komponenten des Pulvergemisches, welche durch ihre unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten thermomechanische Spannungen in der Verbundschicht hervorrufen und andererseits in der Notwendigkeit des Zulegerens schwerer Elemente, um die hohe Dichte der Karbide zu kompensieren und somit eine Sedimentation der Karbide zu vermeiden.

Allgemein ergeben sich bei der laserinduzierten Aufschmelzung eines Keramikpartikel enthaltenden Pulvergemisches und dessen Legierung mit der Oberfläche von Aluminiumsubstraten folgende Schwierigkeiten:

- Durch die relativ kurzzeitige laserinduzierte Aufschmelzung ergibt sich oft eine schlechte Durchmischung der Legierungsbestandteile, insbesondere wenn das Pulvergemisch aus mehreren Legierungselementen sehr unterschiedlichen Schmelzpunktes besteht.

– Die Keramikpartikel zeigen vielfach eine schlechte Benetzbarkeit gegenüber den anderen Legierungsbestandteilen, was zu einer inhomogenen Partikelverteilung führen kann.

– Bedingt durch das unterschiedliche spezifische Gewicht der Keramikpartikel und der anderen sich in der Schmelzzone befindlichen Legierungsbestandteile findet eine zeit- und temperaturabhängige Entmischung statt, was zu einer Anreicherung der Keramikpartikel am Boden, bzw. der Oberfläche der Schmelzzone führen kann.

– Wenn die Keramikpartikel Metalloxide wie beispielsweise  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$  oder Metallnitride wie beispielsweise  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{AlN}$  enthalten, kann sich während des Legierungsvorganges ein Teil der Keramikpartikel in der Schmelzzone zersetzen. Dabei neigen Keramikpartikel, die Metalloxide enthalten, zur Zersetzung unter Bildung von Sauerstoff, und Keramikpartikel, die Metallnitride enthalten, zur Zersetzung unter Bildung von Stickstoff. Da diese Gase durch die kurzen Aufschmelzvorgänge keine Zeit zum Entweichen aus der Schmelze haben, bilden sich dann oft unerwünschte Gaseinschlüsse, die zusammen mit den zersetzten Keramikpartikeln zu inhomogenen und mechanisch wenig stabilen Verbundschichten führen.

– Der für die laserinduzierte Aufschmelzung üblicherweise verwendete  $\text{CO}_2$ -Laser emittiert elektromagnetische Strahlung im infraroten Bereich mit einer typischen Wellenlänge der energiereichsten Strahlung von  $10,6 \mu\text{m}$ . Da elektromagnetische Strahlung von dieser Wellenlänge von Aluminiumsubstraten nur sehr schwach absorbiert wird, ist das Auflegieren des Substrates auf diese Weise nur schwer durchführbar und führt üblicherweise zu geringen Schichtdicken der Verbundschichten. Beim Auftragsbeschichten geschieht der Aufheizprozess der Substratoberfläche vorwiegend durch Aufschmelzen des Pulvergemisches und nachfolgender Wärmeleitung auf die Substratoberfläche. Je nach Grösse und Temperatur der Schmelzzone kann die zeit- und temperaturabhängige Zersetzungsrate der Keramikpartikel entsprechend hoch werden; zudem wird damit die Legierungsqualität schlecht kontrollierbar.

Aufgabe vorliegender Erfindung ist es, einen Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer MMC-Oberfläche zur Verfügung zu stellen, dessen MMC-Schicht verschleissfest, d.h. hart, abriebfest sowie porenfrei ist, und durch eine entsprechend grosse MMC-Schichtdicke lokal angreifende Kräfte auf eine grössere Fläche des Substrates verteilt (Herz'sche Pressung) und dadurch der MMC-Schicht einen tragfähigen Charakter verschafft.

Eine weitere Aufgabe vorliegender Erfindung ist es, ein Verfahren für die reproduzierbare Herstellung von Werkstoffen mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberfläche anzugeben, das die oben beschriebenen Schwierigkeiten für die MMC-Beschichtung von Aluminiumsubstraten überwindet.

Erfindungsgemäss wird die Aufgabe dadurch gelöst, dass die MMC-Schicht homogen verteilte SiC-Partikel in einer betreffend Si-Anteil übereutektischen AlSi-Matrix mit Si-Primärkristallen enthält und die MMC-Schicht eine Schichtdicke von  $200 \mu\text{m}$  bis  $3 \text{ mm}$ , aufweist.

Der erfindungsgemässe Werkstoff basiert auf einem Aluminiumsubstrat mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberfläche, wobei das Substrat aus Aluminium oder einer Aluminiumlegierung besteht, dessen Reinheit resp. Zusammensetzung unkritisch ist. In der Praxis haben sich Aluminium einer Reinheit von beispielsweise 98,3% und höher oder Legierungen auf Al-Basis mit und ohne Dispersionshärtung sowie Al-Verbundwerkstoffe bewährt. Bevorzugt werden Guss-, Walz-, Knet- und Schmiedelegerungen aus Aluminium.

Beispiele bevorzugter Substratmaterialien sind die Presslegierung CEN 7149, die Gusslegierung CEN 44 400 und die Walzlegierung CEN 42 100, deren Zusammensetzungen in Gew.-% der jeweiligen Elemente in Tabelle 1 angegeben sind.

Tabelle 1:

Zusammensetzung bevorzugter Substratmaterialien in Gew.-% der jeweiligen Elemente.

	Al	Zn	Mg	Cu	Zr	Mn	Fe	Si	Cr	Ti
CEN 7149	Bal.	6.9	2.7	1.8	0.18	0.18	0.09	0.08	0.02	0.01
CEN 44 400	Bal.	0.1	0.1	0.03	–	0.3–0.4	0.4	7	–	0.05
CEN 42 100	Bal.	0.07	0.25–0.4	0.03	–	0.05	0.15	6.7–7.5	–	0.06–0.12

Die Substratmaterialien können beispielsweise durch Giessen, Fliesspressen, Strangpressen oder Walzen hergestellt sein.

Die MMC-Schicht des erfindungsgemässen Werkstoffes weist bevorzugt eine Schichtdicke von 1 bis  $1,8 \text{ mm}$  auf. Die Korngrösse der in der AlSi-Matrix eingeschlossenen Siliziumcarbid (SiC)-Partikel beträgt beispielsweise zwischen  $5 \mu\text{m}$  und  $100 \mu\text{m}$ . Die in der AlSi-Matrix enthaltenen Si-Primärkristalle weisen typischerweise eine Korngrösse zwischen  $5 \mu\text{m}$  und  $50 \mu\text{m}$  auf. Die AlSi-Matrix ist eine Legierung aus Aluminium (Al) und Silizium (Si), wobei deren Si-Anteil z.B. zwischen 20 Gew.-% und 50 Gew.-% liegt. Der Anteil der SiC-Keramikpartikel in der AlSi-Matrix liegt in der Regel im Bereich von 1 bis 40 Gew.-%.

Die Lebensdauer des Werkstoffes, d.h. die mögliche Verwendungsdauer des Werkstoffes, während der er dieselben physikalischen und chemischen Eigenschaften beibehält, hängt stark von der techni-

schen Belastung des Werkstoffes ab. Um eine hohe Lebensdauer eines solchen Werkstoffes zu ermöglichen, muss die beim technischen Einsatz meist an der Werkstoffoberfläche entstehende Wärme schnell abgeführt werden. Beim erfindungsgemässen Werkstoff wird dies insbesondere durch eine hohe Wärmeleitfähigkeit, die sich aus der Kombination der Wärmeleitfähigkeiten der Al-reichen Matrix mit einer Wärmeleitfähigkeit zwischen 100 und 200 W/mK und der SiC-Partikel mit einer Wärmeleitfähigkeit zwischen 40 und 100 W/mK ergibt, erreicht.

Eine hohe Haftfestigkeit der MMC-Schicht auf dem Substrat, ist für die Lebensdauer des Werkstoffes von entscheidender Bedeutung. Ebenso wichtig ist jedoch im Hinblick auf die thermomechanische Belastung (Rissbildung) des Werkstoffes der thermische Längenausdehnungskoeffizient der MMC-Schicht, der je nach Schichtzusammensetzung zwischen  $9 \cdot 10^{-6}$  1/K und  $20 \cdot 10^{-6}$  1/K betragen kann.

Weitere für die Verschleissfestigkeit des erfindungsgemässen Werkstoffes wichtige Eigenschaften sind die Porosität der MMC-Schicht von beispielsweise weniger als 5%. Der Anteil an Aluminiumcarbid ( $Al_4C_3$ ) in der MMC-Schicht soll deshalb weniger als 1 Gew.-% betragen.  $Al_4C_3$ -Bestandteile können bezüglich Verschleiss die mechanischen Eigenschaften der MMC-Schicht verschlechtern und reagieren zudem empfindlich auf Feuchtigkeit, wobei Aluminiumhydroxid freigesetzt wird.

Die gute Homogenität einer erfindungsgemässen MMC-Schicht auf einem Substrat aus CEN 42 100 kann beispielhaft der Fig. 1 entnommen werden. Fig. 1 zeigt ein metallurgisches Schliffbild einer typischen MMC-Schicht, die 40% SiC in einer AlSi40-Matrix enthält. Die Bezeichnung AlSi40 bedeutet eine AlSi-Matrix mit 40 Gew.-% Si. Im Schliffbild sind deutlich die schwarzen SiC-Partikel sowie die grauen Si-Kristalle in der AlSi-Matrix zu erkennen. Zudem können die Verhältnisse der Korngrössen der einzelnen Bestandteile der verschleissfesten Verbundschicht sowie deren räumliche Verteilung erkannt werden.

Der erfindungsgemässe Werkstoff kann aufgrund seiner hohen Verschleissfestigkeit und guten Gleiteigenschaften für hochbeanspruchte Teile im Fahrzeug- oder Maschinenbau, wie beispielsweise im Pumpenbau oder in fremd- oder selbstgezündeten Verbrennungsmotoren für Tasselstössel, Kolben, Ventilsitze oder in Schaltgetrieben für Schaltgabeln eingesetzt werden. Weitere wichtige Anwendungen des erfindungsgemässen Werkstoffes finden sich bei Konstruktionsteilen mit durch Reibung und Abrasion beaufschlagten Oberflächen, wie beispielsweise für Bremsbeläge von Scheiben- oder Trommelbremsen.

Der hohen Festigkeit und Steifigkeit bei gleichzeitig gegenüber anderen Werkstoffen geringem Gewicht wegen, findet der erfindungsgemässe Werkstoff zudem viele Anwendungsmöglichkeiten in gewichtskritischen Anwendungen wie beispielsweise in der Luft- und Raumfahrt oder für hoch beschleunigte Komponenten im Fahrzeugbau sowie in der Maschinen- und Textilindustrie.

Bezüglich des Verfahrens wird die gestellte Aufgabe erfindungsgemäss dadurch gelöst, dass entweder ein Pulvergemisch, enthaltend Si-Pulver, SiC-Partikel und vorlegiertes AlSi-Pulver, oder ein Pulvergemisch, enthaltend Si- und Al-Pulver sowie SiC-Partikel, mittels einer Strömung eines inerten Trägergases durch eine Düse, welche auf die Substratoberfläche gerichtet ist, bewegt wird, und das Pulvergemisch auf seiner Flugbahn zwischen der Düsenöffnung und der Substratoberfläche zur Wärmeaufnahme einen Laserstrahl durchläuft, wobei der Laserstrahl auf die Auftrefffläche des Pulvergemisches auf der Substratoberfläche gerichtet ist, und das Pulvergemisch beim Durchlaufen des Laserstrahls sowie durch die von der auf der Substratoberfläche befindlichen Schmelzzone abgestrahlten Wärme so stark erhitzt wird, dass ein wesentlicher Anteil der für die Herstellung einer homogenen Legierung aus dem Pulvergemisch notwendigen Wärmemenge durch das auf die Substratoberfläche auftreffende Pulvergemisch herbeigeführt wird, und sich auf der Substratoberfläche eine im wesentlichen durch den Laserstrahl und den Strahl des Pulvergemisches begrenzte Schmelzzone bildet, die das Pulvergemisch sowie einen geringen Anteil aufgeschmolzenen Substratmaterials enthält, und eine flächenhafte Bildung einer MMC-Schicht durch eine vorgegebene Relativbewegung zwischen dem zu beschichtenden Substrat und der Auftrefffläche des Pulvergemisches bzw. des Laserstrahls geschieht.

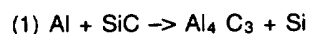
Der erfindungsgemässe Werkstoff kann demnach durch ein laserinduziertes Pulverbeschichtungsverfahren hergestellt werden. Die erfindungsgemässe Herstellung von MMC-Schichten geschieht durch Deposition eines Pulvergemisches mittels eines inerten Trägergases, wobei das das Pulvergemisch enthaltende Trägergas durch eine Düse strömt, welche auf die Substratoberfläche gerichtet ist, und das Pulvergemisch auf dem Weg zur Substratoberfläche einen Laserstrahl durchläuft.

Das für das erfindungsgemässe Verfahren verwendete Pulvergemisch enthält neben den SiC-Keramikpartikeln entweder Si- und vorlegierte AlSi-Pulverpartikel, oder Al- und Si-Pulverpartikel. Bevorzugt werden im ersten Fall vorlegierte AlSi12-Partikel mit einer Korngrösse von 45 bis 105  $\mu m$ , Siliziumpulver einer typischen Korngrösse von 20 bis 100  $\mu m$  und grobkörniges SiC mit einer Korngrösse zwischen 45 und 100  $\mu m$  oder feinkörniges SiC mit Korngrössen von 5 bis 45  $\mu m$ . Die Bezeichnung AlSi12 bedeutet eine AlSi-Matrix mit 12 Gew.-% Si. Die Mengenanteile der AlSi12 Partikel am gesamten Pulvergemisch betragen z.B. zwischen 28 und 90 Gew.-%, diejenigen des Si-Pulvers z.B. zwischen 5 und 43 Gew.-% und diejenigen der SiC-Partikel z.B. zwischen 1 und 50 Gew.-%. Im zweiten Fall, d.h. bei Verwendung eines Pulvergemisches, das nebst SiC-Partikeln 30 Al- und Si-Pulver enthält, wird Si-Pulver einer Korngrösse von 20 bis 45  $\mu m$ , SiC einer Korngrösse von 5 bis 100  $\mu m$  und Al-Pulver einer Korngrösse von 5 bis 100  $\mu m$  bevorzugt. Die zweckmässigen Mengenanteile des Al-Pulvers am gesamten Pulvergemisch betragen dabei zwischen 25 und 80 Gew.-%, diejenigen des Si-Pulvers zwischen 10 und 50 Gew.-% und diejenigen der SiC-Partikel zwischen 1 und 50 Gew.-%.

Das Pulvergemisch nimmt beim Durchlaufen des Laserstrahls sowie durch die von der auf der Substratoberfläche befindlichen Schmelzzone abgestrahlten Wärme soviel Energie auf, dass ein wesentlicher Anteil der für die Herstellung einer homogenen Legierung aus dem Pulvergemisch notwendigen Wärmemenge durch das auf die Substratoberfläche auftreffende Pulvergemisch herbeigeführt wird. Dabei ist der Laserstrahl derart auf die Substratoberfläche gerichtet, dass er im wesentlichen die Substratoberfläche ausleuchtet, auf der das Pulvergemisch auftrifft. Durch die direkt durch den Laserstrahl auf die Substratoberfläche übertragene Wärmeenergie sowie durch die vom Pulvergemisch übertragene Wärmeenergie wird ein Teil der Substratoberfläche aufgeschmolzen und es bildet sich eine im wesentlichen durch den Laserstrahl und den Strahl des Pulvergemisches begrenzte Schmelzzone, die das Pulvergemisch sowie einen geringen Anteil aufgeschmolzenen Substratmaterials enthält. Da wegen der kurz gewählten Prozesszeiten nur eine geringe Schichtdicke der Substratoberfläche aufgeschmolzen wird, wird die stoffliche Zusammensetzung der Schmelzzone vorwiegend durch die Zusammensetzung des Pulvergemisches bestimmt. Eine flächenhafte Bildung einer MMC-Schicht erfolgt beispielsweise durch eine vorgegebene Relativbewegung zwischen dem zu beschichtenden Substrat und der Auftrefffläche des Pulvergemisches bzw. des Laserstrahls. Diese Relativbewegung kann entweder durch partielles oder vollflächiges Überstreichen der Substratoberfläche mit dem Laser- und Pulvergemischstrahl und/oder durch gezieltes Verschieben des Substrates gegenüber einem örtlich und zeitlich konstant bleibenden Laser- und Pulvergemischstrahl erreicht werden. Dabei bildet sich an jedem Ort der Substratoberfläche eine zeit- und ortsabhängige lokale Schmelzzone, in der die gewünschte MMC-Legierung gebildet wird.

Ein Hauptproblem bei der MMC-Herstellung mittels einer flüssigen Phase, wie sie die Schmelzzone darstellt, besteht in der Benetzbarkeit und der Reaktivität der Keramikpartikel oder Keramikfasern mit dem geschmolzenen Metall. Oft scheidet die Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten an der schlechten Benetzbarkeit von SiC-Keramikpartikeln mit der Legierungsschmelze. Die Benetzbarkeit kann durch Zufügen von gewissen Legierungselementen wie beispielsweise Magnesium und hohe Prozess-temperaturen verbessert werden.

Eine weitere Schwierigkeit besteht in der Reaktivität von SiC, das thermodynamisch gegenüber einer Aluminiumschmelze nicht stabil ist und folgende chemische Reaktion eingehen kann:



Das entstehende  $\text{Al}_4\text{C}_3$  verschlechtert die mechanischen Eigenschaften des MMC. Zudem reagiert das Aluminiumcarbid empfindlich auf Feuchtigkeit, wobei Aluminiumhydroxid freigesetzt wird. Die temperaturabhängige Bildung von Aluminiumcarbid kann durch Zulegieren von Si zu Al vermindert werden.

Um die Bildung von  $\text{Al}_4\text{C}_3$  während des Legierungsprozesses möglichst niedrig zu halten, wurde gefunden, dass vorteilhaft mit einem hypereutektischen Si-Anteil gearbeitet wird, der grösser als 12 Gew.-% und bevorzugt grösser als 20 Gew.-% ist.

Die Si-Primärkristalle bleiben aufgrund der schnellen Erstarrung beim Laserprozess im Grössenbereich von z.B. kleiner als  $50 \mu\text{m}$ .

Die Reaktivität und die Benetzbarkeit sind zwei gekoppelte Probleme und hängen stark von der Reaktionsdauer zwischen den Keramikpartikeln mit der Aluminiumlegierungsschmelze, der Temperatur und der Legierungszusammensetzung ab. In diesem betrachteten System begünstigen hohe Temperaturen von über  $1600^\circ\text{C}$  die Benetzbarkeit. Die Bildung von  $\text{Al}_4\text{C}_3$  gemäss Gleichung (1) an der Grenzfläche SiC-Al wird durch den hohen Si-Gehalt der Schmelze unterdrückt.

Für die Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten auf Aluminiumsubstraten ist der Einsatz eines Lasers ideal, da für eine kurze Zeitdauer sehr hohe Temperaturen in der Metallschmelze erreicht werden können. Infolge der sehr schnellen Aufheizung des Legierungspulvers und der begrenzten Ausdehnung des Schmelzbades einerseits sowie infolge der gegenüber dem Schmelzbad grossen Wärmekapazität des Substrates andererseits, wird die Schmelze schnell abgekühlt, sodass die Zeitdauer des aufgeschmolzenen Zustandes sehr kurz wird, d.h. in der Grössenordnung von  $0,05 \text{ s}$  bis  $0,5 \text{ s}$ . Durch die schnelle Abkühlung der Schmelzzone entspricht die Zeitdauer des aufgeschmolzenen Zustandes im wesentlichen der Wechselwirkungszeit des Laserstrahls mit der Substratoberfläche.

Um die geforderte Leistungsdichte für den Aufheizprozess zu erreichen, können als Energiequellen insbesondere Festkörper- oder Moleküllaser verwendet werden. Besonders geeignet sind Festkörperlaser, wie die Neodym: YAG-Laser oder Moleküllaser, wie beispielsweise der  $\text{CO}_2$ -Laser.

Der für die Materialbearbeitung wichtigste Moleküllaser ist der  $\text{CO}_2$ -Laser, der über  $100$  Wellenlängen im Bereich  $9,14 \mu\text{m}$  bis  $11,01 \mu\text{m}$  mit einer Maximalintensität bei  $10,6 \mu\text{m}$  aufweist. Er zeichnet sich durch einen hohen Wirkungsgrad und eine hohe Ausgangsleistung im kontinuierlichen Betrieb ab. Der in der Praxis erreichbare Wirkungsgrad  $\eta$  liegt in der Grössenordnung von  $\eta \approx 0,3$ . Je nach Laserkonstruktion erreicht man Strahlungsleistungen im kontinuierlichen Betrieb von typischerweise bis zu  $25 \text{ kW}$ .

Bei Verwendung eines  $\text{CO}_2$ -Lasers im erfindungsgemässen Verfahren hängt die Leistungsdichte von der Optimierung der übrigen Prozessparameter ab. Bei Wechselwirkungszeiten, definiert durch das Verhältnis von Strahldurchmesser zu Rastergeschwindigkeit, liegt die Leistungsdichte zweckmässigerweise zwischen  $100$  und  $1500 \text{ W/mm}^2$ , und bevorzugt zwischen  $300$  und  $700 \text{ W/mm}^2$ .

Der für technische Anwendungen wichtigste Festkörperlaser ist der Nd (Neodym): YAG-Laser. YAG ist die Abkürzung für Yttrium-Aluminium-Granat ( $Y_3Al_5O_{12}$ ). Der leistungsstärkste Laserübergang eines Nd:YAG-Lasers liegt bei der Wellenlänge  $\lambda = 1,064 \mu\text{m}$ . Ein wesentlicher Vorteil von Nd:YAG-Lasern gegenüber  $\text{CO}_2$ -Lasern liegt in der durch die kürzere Lichtwellenlänge bedingten Möglichkeit der Strahlführung des YAG-Lasers mittels Glasfasern sowie in der verbesserten Absorption bei der Behandlung von Aluminiumsubstraten.

Das Prinzip des erfindungsgemässen laserinduzierten Pulverbeschichtungsverfahrens für die Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten (6) auf Aluminiumsubstraten (3) ist beispielhaft in Fig. 2 dargestellt. Das Aufbringen des Pulvergemisches (1), welches ein Pulver einer vorlegierten Al-Si-Legierung, ein Si-Pulver und SiC-Partikel enthält, geschieht mittels einer Gasströmung eines inerten Gases, wie beispielsweise Helium (He), Argon (Ar), Stickstoff ( $\text{N}_2$ ) oder Kohlendioxid ( $\text{CO}_2$ ), welches das Pulvergemisch durch eine Düse (2) bewegt und auf die Oberfläche des Substrates (3) leitet. Ein Teil der Flugbahn des Pulvergemisches durchläuft den Laserstrahl (4), in dem das Pulvergemisch, insbesondere die SiC-Partikel, viel Wärme aufnehmen und diese teilweise beim Auftreffen auf die Substratoberfläche an das Substrat (3) abgeben. Der Laserstrahl (4) ist in der Weise angeordnet, dass er einerseits ein Teil der Flugbahn des Pulvergemisches durchläuft und andererseits die Auftrefffläche des Pulvergemisches (5) auf der Substratoberfläche aufheizt.

Da das Pulvergemisch auf seiner Flugbahn von der Düse auf die Substratoberfläche von der Gasströmung eines inerten Gases bewegt wird, verhindert dieses die Oxidation der Pulverpartikel während deren Aufheizung im Laserstrahl und schafft zudem eine inerte Atmosphäre an der Auftrefffläche des Pulvergemisches auf der Substratoberfläche, und schützt damit auch die Schmelzzone an der Substratoberfläche gegen Oxidation.

Durch die kurzen Prozesszeiten ist der Verlust von Legierungselementen durch Verdampfen vernachlässigbar. Die Depositionsparameter werden zudem in der Weise gewählt, dass die Substratoberfläche nur bis zu einer Tiefe von einigen Mikrometern, d.h. zwischen z.B. 10 und 150  $\mu\text{m}$ , und insbesondere weniger als 60  $\mu\text{m}$ , aufgeschmolzen wird, so dass die stoffliche Zusammensetzung der MMC-Schicht im wesentlichen der des Pulvergemisches entspricht. Dieses Verfahren erlaubt die Herstellung von MMC-Schichten mit einer sehr geringen Porosität von kleiner als 5% und einer ausgezeichneten Haftfestigkeit mit dem Substrat.

Für das laserinduzierte Pulverbeschichtungsverfahren kann anstelle von vorlegiertem AlSi-Pulver auch Aluminium- und Siliziumpulver in der gewünschten Zusammensetzung verwendet werden.

Eine möglichst hohe Legierungstemperatur gewährleistet eine geringe Viskosität der Schmelze und damit deren optimale Durchmischung infolge der Maranghoni-Konvektion, was zu einer hohen Homogenität der resultierenden MMC-Schicht führt.

Im Rahmen der erfinderischen Tätigkeit wurde auch gefunden, dass die Wärmeaufnahme der Pulverbestandteile zu einem wesentlichen Anteil auf ihrem Weg durch den Laserstrahl während ihrer Flugbahn von der Düse auf die Substratoberfläche geschieht und neben der Leistung des Laserstrahls wesentlich von den Absorptionseigenschaften und der Verweildauer der Partikel im Laserstrahl sowie von deren Masse, Wärmekapazität und ihrem mittleren Durchmesser abhängt. Eine vereinfachte mathematische Beschreibung der mittleren Temperaturänderung eines Pulverpartikels auf seiner Flugbahn durch den Laserstrahl kann durch Gleichung (2) erfolgen. In dieser Beschreibung wird eine mögliche Phasenänderung des Partikels während seiner Wärmeaufnahme, wie beispielsweise ein Phasenübergang von der festen in die flüssige Phase, nicht berücksichtigt.

$$(2) \quad \Delta T = [A \cdot p \cdot t_p \cdot \pi \cdot R_p^2] \cdot \left[ \frac{1}{m \cdot C_p} \right]$$

A: Absorptionkoeffizient  
 p: Leistungsdichte des Lasers [ $\text{W}/\text{m}^2$ ]  
 $t_p$ : Verweildauer des Partikels im Laserstrahl [s]  
 $R_p$ : Mittlerer Radius der Partikel [m]  
 m: Masse des Partikels  
 $C_p$ : Wärmekapazität des Partikels

Unter der Annahme einer typischen Verweilzeit der Partikel im Laserstrahl von  $t_p = 6 \cdot 10^{-4}$  s und einer Leistungsdichte eines  $\text{CO}_2$ -Lasers von  $p = 4,55 \cdot 10^8 \text{ W}/\text{m}^2$  wurden mittels Gleichung (2) die mittleren Temperaturänderungen der für die im erfindungsgemässen Verfahren verwendeten Pulverpartikel berechnet. Die Resultate dieser Berechnungen und die dabei verwendeten partikelspezifischen Stoffwerte wie Absorptionskoeffizient, mittlerer Partikeldurchmesser, Wärmekapazität und Dichte sind in Tabelle 2 dargestellt.

Tabelle 2:

Approximative, berechnete Temperaturerhöhung  $\Delta T$  der für die im erfindungsgemässen Verfahren verwendeten Pulverpartikel während ihrer Wärmeaufnahme im Laserstrahl, wobei eine Leistungsdichte des CO<sub>2</sub>-Lasers von  $p = 4,55 \cdot 10^8 \text{ W/m}^2$  und eine Verweilzeit der Partikel im Laserstrahl von  $t_p = 6 \cdot 10^{-4} \text{ s}$  angenommen wurden.

	Einheiten	AlSi12	Si	SiC
A	[-]	0.1	0.2	0.5
R <sub>p</sub>	[m]	25e-6	25e-6	25e-6
C <sub>p</sub>	[J/kg · K]	900	700	670
r	[kg/m <sup>3</sup> ]	2.65e3	2.33e3	3.15e3
DT	[K]	336	983	1900

Aus der Tabelle 2 ist zu ersehen, dass von den materialspezifischen Grössen der Absorptionskoeffizient A den grössten Einfluss auf die Wärmeaufnahme der Partikel ausübt. Die Bestimmung des Absorptionskoeffizienten A ist von mehreren Parametern wie beispielsweise der Temperatur T und dem Zustand der Partikeloberfläche (Rauigkeit, Oxidationsschicht) abhängig. Bei den in Tabelle 2 angeführten Absorptionskoeffizienten A handelt es sich um Näherungswerte, und diese geben einen Hinweis über die Grössenordnung ihres Einflusses auf die Wärmeaufnahme der einzelnen Partikel.

Aufgrund von pyrometrischen Temperaturmessungen liegt die Oberflächentemperatur der Schmelze während der Deposition des Pulvergemisches aus AlSi12, Si und SiC z.B. im Bereich zwischen 1800°C und 2100°C; bei Deposition des entsprechenden Pulvergemisches ohne SiC liegt hingegen die Temperatur in der Schmelzzone nur im Bereich von z.B. 1300°C und 1500°C. Dieser Sachverhalt zeigt den bestimmenden Einfluss der SiC-Partikel auf die Temperatur der Schmelzzone. Durch die hohe Auftreffgeschwindigkeit der SiC-Partikel von typischerweise 1 bis 4 m/s auf die Oberfläche der Schmelzzone, werden diese infolge ihrer hohen kinetischen Energie, mit welcher sie die Oberflächenspannung der Schmelze problemlos überwinden können, sofort in der Schmelzzone absorbiert. Dank der guten Wärmeleitung zwischen den SiC-Partikeln und der AlSi-Schmelze können die Keramikpartikel ihre Wärmeenergie leicht an die Schmelze abgeben.

Obwohl für das erfindungsgemässe Verfahren möglichst hohe Temperaturen in der Schmelzzone erwünscht sind, liegt die maximal mögliche Schmelztemperatur bei 2400°C und wird durch den Dampfdruck von Aluminium und die Zersetzung von SiC begrenzt.

Wie aus Tabelle 2 zu entnehmen ist, zeigen die für das erfindungsgemässe Verfahren verwendeten Bestandteile ähnliche Werte der Dichte  $\rho$  und stellen damit sicher, dass in der Schmelzphase keine Entmischung der einzelnen Bestandteile erfolgt.

Wie oben dargelegt begünstigen die SiC-Partikel durch ihre hohe Wärmeaufnahme den metallurgischen Beschichtungsprozess. Die Verwendung von SiC ermöglicht zudem die Herstellung von laserinduzierten MMC-Schichten mit relativ geringen thermomechanischen Restspannungen, denn die SiC-Partikel besitzen einen deutlich geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als die AlSi-Matrix. Thermomechanische Restspannungen entstehen bei der Abkühlung aufgrund des unterschiedlichen Ausdehnungsverhaltens von Schicht und Substrat sowie aufgrund des Temperaturgradienten zwischen der Schmelzzone und dem Substrat. Ausserdem beeinflussen die Verfahrensparameter des Beschichtungsprozesses die Bildung von thermomechanischen Restspannungen. Durch die im Vergleich zur grossen Wärmekapazität des Substrates kleinflächige Schmelzzone und des während des Prozesses grossen Temperaturgradienten geschieht die Abkühlung der Schmelze sehr schnell, so dass sich die thermomechanischen Restspannungen während dem Beschichtungsprozess nicht abbauen können. Solche im Werkstoff verbleibenden oder eingefrorenen mechanischen Restspannungen können zu Rissbildung in der Schicht und zu Ermüdungserscheinungen des Werkstoffes führen und vermindern so gegebenenfalls seine Lebensdauer.

Die mechanischen Eigenschaften der MMC-Schicht wie Elastizitätsmodul, Härte oder Warm- und Ermüdungsfestigkeit können durch geringe Mengen von Legierungszusätzen, wie beispielsweise Titan, Mangan, Eisen, Kobalt, Nickel, Kupfer, Magnesium und Zink verbessert werden. In einem gewissen Bereich lassen sich durch Legierungszusätze mit kleinem thermischen Ausdehnungskoeffizienten die thermomechanischen Restspannungen in der MMC-Schicht reduzieren. Typische Mengen von Legierungszusätzen zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften und gegebenenfalls der Weiterverarbeitbarkeit können, bezogen auf die Legierungszusammensetzung bei Cu 0,1–5 Gew.-%, bei Zn 0,1–7 Gew.-%, bei Mg 0,1–6 Gew.-%, bei Ti 0,1–1 Gew.-% und bei Fe und Ni 0,1–1,5 Gew.-% betragen.

Wie der Tabelle 3 zu entnehmen ist, weisen Si und SiC gegenüber Aluminium kleine thermische Ausdehnungskoeffizienten auf. Zudem zeigen die Werte der Ausdehnungskoeffizienten für AlSi40 +

20% SiC und AlSi40 + 40% SiC, dass durch Zugabe von Si oder SiC zur Legierung die thermische Ausdehnung der MMC-Schicht insgesamt verkleinert wird.

Tabelle 3:  
Mittlere thermische Ausdehnungskoeffizienten für im erfindungsgemässen Verfahren verwendete Stoffe.

	thermische Ausdehnungskoeffiz. [ $k^{-1}$ ]
Al	23e-6
Si	7.6e-6
SiC	2.4e-6
AlSi40 + 20% SiC	14.2e-6 *
AlSi40 + 40% SiC	11.5e-6 *
*) berechnet nach der Mischungsregel	

Die laserinduzierte Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten nach dem erfindungsgemässen Verfahren erlaubt sehr hohe Legierungstemperaturen und begünstigt die Benetzbarkeit der SiC-Partikel in der Schmelze.

Die durch das erfindungsgemässe Verfahren ermöglichten kurzen Legierungszeiten wie auch die gefundenen optimalen Legierungszusammensetzungen verhindern die Bildung von unerwünschtem  $Al_4C_3$  und ermöglichen die Herstellung von homogenen, porenfreien MMC-Schichten bei metallurgisch idealen Prozessparametern.

Die gute Wärmekopplung zwischen dem Laserstrahl und den SiC-Partikeln ermöglicht zudem die Herstellung von MMC-Schichten mit grosser tragender Schichtdicke. Die Zugabe der keramischen SiC-Partikel in die MMC-Legierung verkleinert zudem den thermischen Ausdehnungskoeffizienten der resultierenden MMC-Schicht und vermindert damit die Gefahr der Rissbildung infolge thermomechanischer Spannungen.

#### Patentansprüche

1. Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberflächenschicht, dadurch gekennzeichnet, dass die MMC-Schicht homogen verteilte SiC-Partikel in einer betriebsmäßig Si-Anteil über-eutektischen AlSi-Matrix mit Si-Primärkristallen enthält und die MMC-Schicht eine Schichtdicke von 200  $\mu m$  bis 3 mm aufweist.

2. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die MMC-Schicht eine Schichtdicke zwischen 1 und 1,8 mm aufweist.

3. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die SiC-Partikel eine Korngrösse zwischen 5  $\mu m$  und 100  $\mu m$  aufweisen.

4. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Si-Kristalle in der AlSi-Matrix eine Korngrösse von 5  $\mu m$  bis 50  $\mu m$  aufweisen.

5. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die AlSi-Matrix einen Si-Anteil zwischen 20 und 50 Gew.-% enthält.

6. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die AlSi-Matrix zwischen 1 und 40 Gew.-% SiC als homogen verteilte SiC-Partikel enthält.

7. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass der thermische Längenausdehnungskoeffizient der MMC-Schicht zwischen  $9 \cdot 10^{-6} k^{-1}$  und  $20 \cdot 10^{-6} k^{-1}$  beträgt.

8. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass sich die Wärmeleitfähigkeit entsprechend der Zusammensetzung der MMC-Schicht aus der Kombination der Wärmeleitfähigkeiten der Al-reichen Matrix mit einer Wärmeleitfähigkeit zwischen 10a und 200 W/mK und der SiC-Partikel mit einer Wärmeleitfähigkeit zwischen 40 und 100 W/mK ergibt.

9. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass in der MMC-Schicht weniger als 1 Gew.-%  $Al_4C_3$  enthalten ist.

10. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Porosität der MMC-Schicht weniger als 5% beträgt.

11. Verwendung des Werkstoffes nach einem der Ansprüche 1 bis 10 für verschleisskritische oder gewichtskritische Anwendungen, bei denen zudem eine hohe Festigkeit des Werkstoffes gefordert wird.

12. Verfahren zur laserinduzierten Herstellung von Werkstoffen nach einem der Ansprüche 1 bis 10 mit verschleissfesten und tragenden MMC-Schichten auf Substraten aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen, dadurch gekennzeichnet, dass entweder ein Pulvergemisch, enthaltend Si-Pulver, SiC-Partikel und vorlegiertes AlSi-Pulver, oder ein Pulvergemisch, enthaltend Si- und Al-Pulver sowie SiC-Partikel, mittels einer Strömung eines inerten Trägergases durch eine Düse, welche auf die Substratoberfläche

che gerichtet ist, bewegt wird, und das Pulvergemisch auf seiner Flugbahn zwischen der Düsenöffnung und der Substratoberfläche zur Wärmeaufnahme einen Laserstrahl durchläuft, wobei der Laserstrahl auf die Auftrefffläche des Pulvergemisches auf der Substratoberfläche gerichtet ist, und das Pulvergemisch beim Durchlaufen des Laserstrahls sowie durch die von der auf der Substratoberfläche befindlichen Schmelzzone abgestrahlten Wärme so stark erhitzt wird, dass ein wesentlicher Anteil der für die Herstellung einer homogenen Legierung aus dem Pulvergemisch notwendigen Wärmemenge durch das auf die Substratoberfläche auftreffende Pulvergemisch herbeigeführt wird, und sich auf der Substratoberfläche eine im wesentlichen durch den Laserstrahl und den Strahl des Pulvergemisches begrenzte Schmelzzone bildet, die das Pulvergemisch sowie einen geringen Anteil aufgeschmolzenen Substratmaterials enthält, und eine flächenhafte Bildung einer MMC-Schicht durch eine vorgegebene Relativbewegung zwischen dem zu beschichtenden Substrat und der Auftrefffläche des Pulvergemisches bzw. des Laserstrahls geschieht.

13. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass die vorlegierten AlSi-Partikel eine Korngrösse zwischen 45 und 105  $\mu\text{m}$  aufweisen.

14. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass die vorlegierten AlSi-Partikel aus AlSi<sub>12</sub> bestehen.

15. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass das Si-Pulver aus Partikeln einer typischen Korngrösse zwischen 20 und 100  $\mu\text{m}$  besteht.

16. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass die SiC-Partikel eine Korngrösse von 5 bis 100  $\mu\text{m}$  aufweisen.

17. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass die Zusammensetzung des Pulvergemisches zwischen 28 und 90 Gew.-% AlSi<sub>12</sub>, zwischen 5 und 43 Gew.-% Si sowie zwischen 1 und 50 Gew.-% SiC enthält.

18. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass das Al-Pulver aus Partikeln einer bevorzugten Korngrösse zwischen 5 und 100  $\mu\text{m}$  besteht.

19. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass die Zusammensetzung des Pulvergemisches zwischen 25 und 80 Gew.-% Al, zwischen 10 und 50 Gew.-% Si sowie zwischen 1 und 50 Gew.-% SiC enthält.

20. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass Edelgase, vorzugsweise Helium oder Argon, oder Inertgase, vorzugsweise Stickstoff oder Kohlendioxid, als Trägergase verwendet werden.

21. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass als Laser ein CO<sub>2</sub>-Laser mit einer Leistungsdichte zwischen 100 und 1500 W/mm<sup>2</sup>, und bevorzugt zwischen 300 und 700 W/mm<sup>2</sup>, verwendet wird.

22. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass als Laser ein Nd:YAG-Laser verwendet wird.

23. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass die Temperatur der Schmelzzone während dem Legierungsprozess zwischen 1300°C und 2100°C liegt.

24. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass die Substratoberfläche während des Legierungsprozesses bis in eine Tiefe zwischen 10 bis 150  $\mu\text{m}$ , vorzugsweise weniger als 60  $\mu\text{m}$  tief, aufgeschmolzen wird.

25. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass die Partikel des Pulvergemisches mit einer Geschwindigkeit von 1 bis 4 m/s auf der Substratoberfläche auftreffen.

26. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass die Zeitdauer des flüssigen Legierungszustandes lokal weniger als 0,5 s beträgt.

27. Verfahren nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass zum Pulvergemisch Legierungszusätze, vorzugsweise Ti, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Mg oder Zn beigegeben werden.

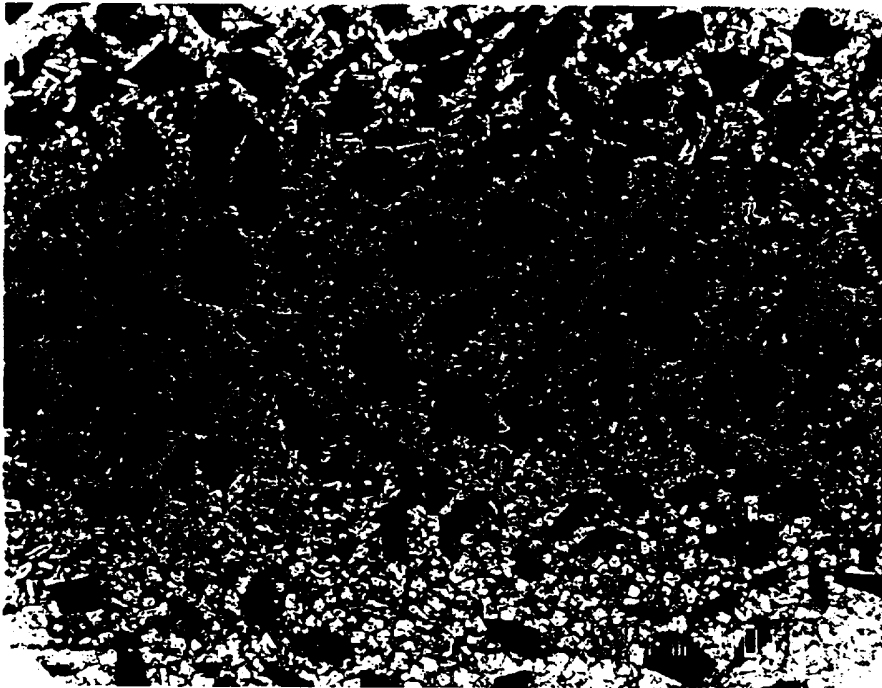


Fig. 1: Metallurgisches Schliffbild einer MMC-Schicht  
auf CEN 42100 mit 40 % SiC in einer AlSi40-Matrix

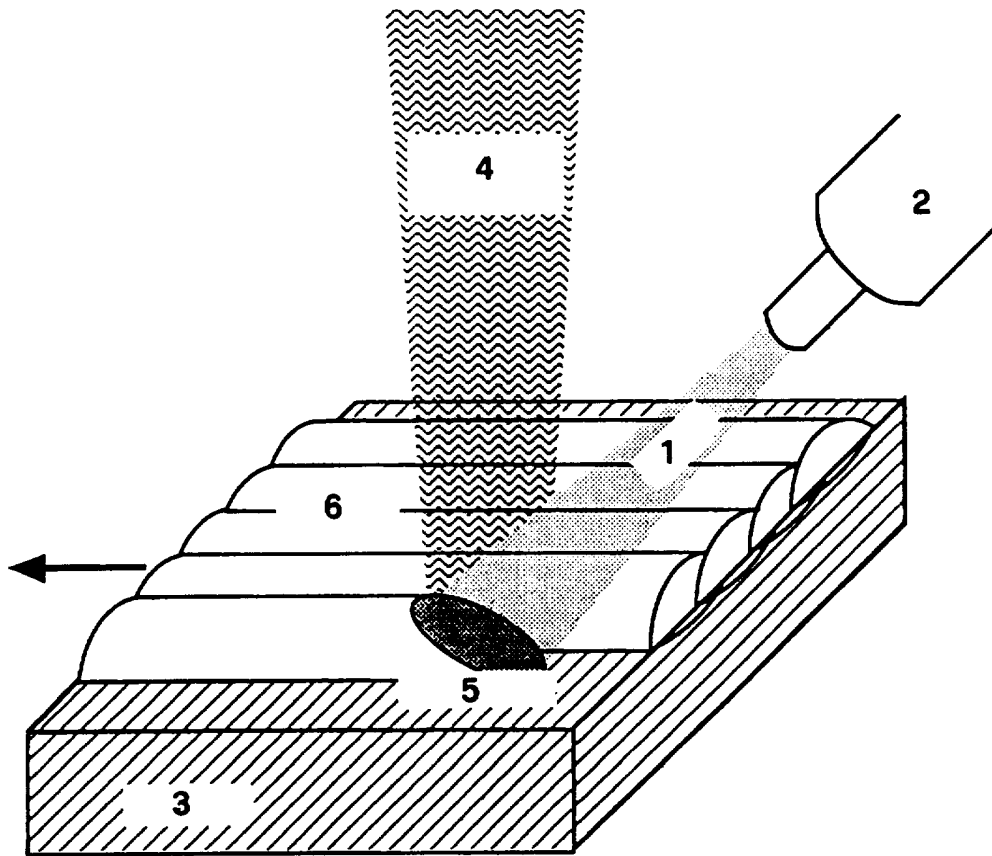


Fig. 2: Prinzip des erfindungsgemässen laserinduzierten Pulverbeschichtungsverfahrens