

(12)

PATENTCHRIFT

(21) Anmeldenummer: 1832/90

(51) Int.Cl.⁶ : **C22C 1/09**
B32B 15/18, B23K 26/00

(22) Anmeldetag: 7. 9.1990

(42) Beginn der Patentdauer: 15.10.1994

(45) Ausgabetag: 25. 4.1997

(56) Entgegenhaltungen:

DE 2524275A1 US 4650722A GB 496548A

(73) Patentinhaber:

JEGLITSCH FRANZ DIPL.ING. DR.
A-8700 LEOBEN, STEIERMARK (AT).
EBNER REINHOLD DIPL.ING. DR.
A-8793 TROFAIACH, STEIERMARK (AT).

(54) **SCHICHTKÖRPER MIT EINER EISEN- ODER KOBALTBASISLEGIERUNG UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG DERSELBEN**

(57) Schichtkörper mit einer Eisen- oder Kobaltbasislegierung mit 0,10 bis 5,5 Gew.-%, insbesondere 0,8 bis 1,2 Gew.-%, Kohlenstoff, mit zumindest einer die Eisen- oder Kobaltbasislegierung zumindest teilweise, vorzugsweise an den Arbeitsflächen, bedeckender metallischen Legierungsschichte mit einer Dicke von etwa 0,1 mm bis etwa 6,0 mm, insbesondere etwa 0,5 mm bis 3,0 mm, welche neben den Legierungselementen der Basislegierung zumindest einen höheren Gehalt an einem Element, insbesondere Kohlenstoff, aufweist, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierungsschichte 0,5 bis 20,0 Gew.-%, insbesondere 0,8 bis 8,5 Gew.-%, Kohlenstoff und zumindest eines der folgenden Elemente aufweist: 0,5 bis 70,0 Gew.-%, insbesondere 5,0 bis 35,0 Gew.-%, Vanadium, 0,5 bis 85,0 Gew.-%, insbesondere 10,0 bis 40,0 Gew.-%, Molybdän, 0,5 bis 85,0 Gew.-%, insbesondere 10,0 bis 40,0 Gew.-%, Wolfram, 0,5 bis 80,0 Gew.-%, insbesondere 15,0 bis 45,0 Gew.-%, Chrom, 0,5 bis 70,0 Gew.-%, insbesondere 3 bis 25,0

Gew.%, Titan, 0,5 bis 80,0 Gew.-%, insbesondere 3,0 bis 30,0 Gew.-% Niob, Hafnium, Tantal und/oder Zirkon, wobei die Karbide überwiegend in Form von MC, M₂C, M₂₃C₆, M₆C und/oder M₇C₃ als Primärkarbide mit einer mittleren Korngröße von 0,2 µm bis 10,0 µm im Resteutektikum und/oder als Primärkarbide in eutektischen Zellen mit einer mittleren Korngröße zwischen 1,0 µm bis 30,0 µm und/oder als isolierte Primärkarbide mit einer mittleren Korngröße von 0,8 µm bis 0,5 mm vorliegen und daß gegebenenfalls der Kohlenstoff in der Legierungsschichte zumindest teilweise durch Bor ersetzt ist und diese 0,1 bis 25,0 Gew.-%, insbesondere 1,0 bis 15,0 Gew.-%, Bor aufweist, wobei das Bor in Form von Boriden, Karboboriden, Bornitriden und/oder Karbobornitriden vorliegt und daß gegebenenfalls der Kohlenstoff in der Legierungsschichte zumindest teilweise durch Stickstoff ersetzt ist, und diese 0,1 bis 15,0 Gew.-%, insbesondere 0,5 bis 2,0 Gew.-%, Stickstoff aufweist, wobei der Stickstoff in Form von Nitriden, Karbonitriden, Bornitriden und/oder Karbobornitriden vorliegt.

Die Erfindung bezieht sich auf eine Eisen- oder Kobaltbasislegierung mit 0,15 bis 5,5 Gew.-% Kohlenstoff und einer zumindest teilweise die Legierung bedeckende weitere Legierungsschichte sowie auf ein Verfahren zur Herstellung derselben.

Bei Werkstoffen, die einer starken Beanspruchung unterliegen, werden in der Regel zwei einander widersprechende Eigenschaften erforderlich. Einerseits muß die Oberfläche, also die Arbeitsfläche, besonders hart und damit zwangsläufig spröde sein, um eine vorzeitige Abnützung zu vermeiden. Das heißt bei metallischen Werkstoffen, daß an der Oberflächenschichte bevorzugt Karbide, Nitride, Boride u. dgl. vorliegen sollen. Das gesamte Werkstück soll jedoch nicht spröde sein, sondern die Fähigkeit besitzen, ohne mechanische Zerstörung Arbeit aufnehmen zu können.

Diese einander widersprechenden Aufgabenstellungen hat man vielfach versucht dadurch zu lösen, daß entweder in die äußere Schichte durch Eindiffundieren von Kohlenstoff ein höherer Gehalt, z.B. an Karbiden, erreicht wurde, bzw. daß ein Mehrschichtenwerkstoff aufgebaut wurde. Diese Mehrschichtenwerkstoffe können keramische Schichten, wie Titanitrid, Titankarbid, aufweisen, wobei dann diese Schichten nicht nur die Aufgabe haben, eine höhere Härte zu erreichen, sondern beispielsweise den Reibungswiderstand zwischen dem zu verarbeitenden, insbesondere zerspanenden, Material und dem Schneideinsatz zu verringern. Auch ist es bekannt, metallische Schichten auf ein Trägermaterial aufzuschmelzen.

Aus der EP-A1 0 173 654 wird ein Verfahren zum Verbinden von metallischen Werkstoffen bzw. zum Beschichten von Ventilhebeln bekannt, wobei das Trägermaterial mit einem Laser an der Oberfläche aufgeschmolzen wird, und auf dieses entweder bereits geschmolzenes oder zu schmelzendes Beschichtungsmaterial aufgebracht wird. Zur Glättung der Beschichtung bzw. Schweißnaht ist eine Wärmenachbehandlung mit dem Laser vorgesehen.

Aus der EP-A1-0 303 419 wird ein anderes Verfahren zur Beschichtung eines Werkzeuges mittels Laserstrahlen bekannt. Eine Bohrkrone, die mit Hartmetalleinsätzen versehen ist, wird an ihrer Oberfläche, mit Ausnahme der Hartmetalleinsätze, mit einer pulverförmigen Legierung, und zwar Stellitepulver mit organischem Binder, beschichtet. Diese Beschichtung wird sodann mittels Laser erschmolzen, sodaß die Oberfläche eine Stelliteschichte aufweist.

Der erfindungsgemäße Schichtkörper mit einer Eisen- oder Kobaltbasislegierung mit 0,10 bis 5,5 Gew.-%, insbesondere 0,8 bis 1,2 Gew.-%, Kohlenstoff, mit zumindest einer die Eisen- oder Kobaltbasislegierung zumindest teilweise, vorzugsweise an den Arbeitsflächen, bedeckender metallischen Legierungsschichte mit einer Dicke von etwa 0,1 mm bis etwa 6,0 mm, insbesondere etwa 0,5 mm bis 3,0 mm, welche neben den Legierungselementen der Basislegierung zumindest einen höheren Gehalt an einem Element, insbesondere Kohlenstoff, aufweist, besteht im wesentlichen darin, daß die Legierungsschichte 0,5 bis 20,0 Gew.-%, insbesondere 0,8 bis 8,5 Gew.-%, Kohlenstoff und zumindest eines der folgenden Elemente aufweist: 0,5 bis 70,0 Gew.-%, insbesondere 5,0 bis 35,0 Gew.-%, Vanadium, 0,5 bis 85,0 Gew.-%, insbesondere 10,0 bis 40,0 Gew.-%, Molybdän, 0,5 bis 85,0 Gew.-%, insbesondere 10,0 bis 40,0 Gew.-%, Wolfram, 0,5 bis 80,0 Gew.-%, insbesondere 15,0 bis 45,0 Gew.-%, Chrom, 0,5 bis 70,0 Gew.-%, insbesondere 3 bis 25,0 Gew.-%, Titan, 0,5 bis 80,0 Gew.-%, insbesondere 3,0 bis 30,0 Gew.-% Niob, Hafnium, Tantal und/oder Zirkon, wobei die Karbide überwiegend in Form von MC, M₂C, M₂₃C₆, M₆C und/oder M₇C₃ als Primärkarbide mit einer mittleren Korngröße von 0,2 µm bis 10,0 µm im Resteutektikum und/oder als Primärkarbide in eutektischen Zellen mit einer mittleren Korngröße zwischen 1,0 µm bis 30,0 µm und/oder als isolierte Primärkarbide mit einer mittleren Korngröße von 0,8 µm bis 0,5 mm vorliegen und daß gegebenenfalls der Kohlenstoff in der Legierungsschichte zumindest teilweise durch Bor ersetzt ist und diese 0,1 bis 25,0 Gew.-%, insbesondere 1,0 bis 15,0 Gew.-%, Bor aufweist, wobei das Bor in Form von Boriden, Karboboriden, Bornitriden und/oder Karbobornitriden vorliegt und daß gegebenenfalls der Kohlenstoff in der Legierungsschichte zumindest teilweise durch Stickstoff ersetzt ist, und diese 0,1 bis 15,0 Gew.-%, insbesondere 0,5 bis 2,0 Gew.-%, Stickstoff aufweist, wobei der Stickstoff in Form von Nitriden, Karbonitriden, Bornitriden und/oder Karbobornitriden vorliegt.

Bei den niedrigen Gehalten von Kohlenstoff kann durch Zulegieren weiterer metallischer Komponenten, wie beispielsweise Kobalt, Nickel, Chrom od. dgl. die Korrosionsbeständigkeit besonders einfach erhöht werden. Liegt ein hoher Kohlenstoffgehalt vor, so kann dadurch eine Legierungsschichte erhalten werden, die eine besonders hohe Verschleißbeständigkeit aufweisen kann. Bei einer Eisen- oder Kobaltbasislegierung mit einem relativ hohen Kohlenstoffgehalt, wie beispielsweise bis zu 5,5 Gew.-%, kann diese Legierung als pulvermetallurgisch gewonnener Körper vorliegen, wobei gleichzeitig eine Verdichtung durch nachgeschaltetes Hippen durchgeführt sein kann.

Bei einem Vanadiumgehalt zwischen 0,5 und 70,0 Gew.-%, insbesondere zwischen 5,0 und 35,0 Gew.-%, wird neben einer hohen Verschleißbeständigkeit auch eine besonders hohe Anlaßbeständigkeit erhalten. Bei den Grenzen zwischen 5,0 und 35,0 Gew.-% kann eine weitere Eigenschaftsvariation durch die anderen Legierungselemente besonders einfach erreicht werden.

Bei einem Molybdängehalt zwischen 0,5 und 85,0 Gew.-% bzw. insbesondere 10,0 bis 40,0 Gew.-% ist eine besonders gute Temperatur- und Verschleißbeständigkeit gegeben, wobei eine besonders gute Hitze- und Anlaßbeständigkeit erreicht werden kann.

5 Mit einem Gehalt von 0,5 bis 85,0 Gew.-%, insbesondere 10,0 bis 40,0 Gew.-%, Wolfram ist eine besonders gute Verschleißbeständigkeit erreichbar.

Mit einem Gehalt von Chrom zwischen 0,5 und 80,0 Gew.-% kann, wenn der Chromgehalt über 10,0 Gew.-% liegt, eine besonders gute Korrosionsbeständigkeit und bei einem Gehalt über 20,0 Gew.-% zusätzlich eine besonders gute Oxidationsbeständigkeit erhalten werden. Liegt der Gehalt an Titan zwischen 0,5 und 70,0 Gew.-%, so kann, wenn der Chromgehalt über 10,0 Gew.-% liegt, eine besonders gute
10 Korrosionsbeständigkeit und bei einem Gehalt über 20,0 Gew.-% zusätzlich eine besonders gute Oxidationsbeständigkeit erhalten werden.

Liegt der Gehalt an Titan zwischen 0,5 bis 70,0 Gew.-%, insbesondere 3,0 bis 25,0 Gew.-%, so erhöht sich die Verschleißbeständigkeit, sodaß eine Legierung gegeben ist, die besonders gute Eigenschaften gegen abrasive Beanspruchung aufweist.

15 Mit einem Gehalt zwischen 0,5 bis 80,0 Gew.-%, insbesondere 3,0 bis 30,0 Gew.-%, eines oder einer Mischung von Niob, Hafnium, Tantal und Zirkon, kann erneut eine besonders verschleißfeste Legierung, wie sie beispielsweise bei Schneidwerkzeugen, wie Schneidplatten, Bohrer od. dgl., benötigt werden, erhalten werden.

Diese Karbide liegen überwiegend in der Form von MC, M₂C, M₂₃C, M₆C und/oder M₇C₃ als
20 Primärkarbide mit einer mittleren Korngröße von 0,2 bis 10 µm im Resteutektikum und/oder als Primärkarbide in eutektischen Zellen mit einer mittleren Korngröße zwischen 1,0 bis 30,0 µm und/oder als isolierte Primärkarbide mit einer mittleren Korngröße von 0,8 µm bis 0,5 mm vor.

Dadurch, daß die Legierungsschichte auf der Trägerlegierung eine Legierungszusammensetzung aufweist, die sich von dieser nur durch einen zusätzlichen Gehalt an weiteren bzw. an bereits in der
25 Trägerlegierung vorhandenen Legierungselementen unterscheidet, liegt keine diskrete Legierungsschichte auf der Trägerlegierung vor, sondern es sind in der Grundmatrix der Trägerlegierung verschiedene zusätzliche Legierungselemente inkooperiert, wodurch eine hohe Identität der Eigenschaften der beiden Legierungen, wie beispielsweise Wärmedehnung u. dgl. gegeben sein kann, so daß eine Separierung der beiden Schichten voneinander besonders wirksam vermieden werden kann.

30 Ist der Kohlenstoff in der Legierungsschichte, zumindest teilweise, durch Bor ersetzt und weist diese 0,1 bis 25,0 Gew.-%, insbesondere 1,0 bis 15,0 Gew.-%, Bor auf, so kann ein Werkstoff erhalten werden, der als Beschichtung vollkommen unbekannt war bzw. als selbständige Legierung derartige Eigenschaften aufwies, daß keine Arbeitswerkzeuge daraus geformt werden konnten, aufgrund der geringen Warmverformbarkeit. Das Bor liegt hierbei in Form von Boriden, Karboboriden, Bornitriden und/oder Karbobornitriden vor.

35 Ist der Kohlenstoff in der Legierungsschichte zumindest teilweise durch Stickstoff ersetzt und weist diese einen Gehalt von 0,1 bis 15,0 Gew.-%, insbesondere 0,5 bis 2,0 Gew.-%, Stickstoff auf, wobei der Stickstoff in Form von Nitriden, Karbonitriden, Bornitriden und/oder Karbobornitriden vorliegt, so liegt eine Legierungsschichte mit besonders hoher Härte, besonders hoher Verschleißfestigkeit und besonders hoher Warmfestigkeit vor. Der Stickstoff kann beispielsweise durch Gettermaterialien, aber auch durch Arbeiten in
40 Stickstoffatmosphäre, insbesondere unter Druck, in die obere Legierungsschichte eingebracht werden. Wenn in die oberste Legierungsschichte Gettermetalle, wie beispielsweise Titan, Vanadium, Niob, Zirkon od. dgl., eingebracht werden, wird der Stickstoff innerhalb der Schmelze chemisch gebunden, so daß der Stickstoffgehalt nicht von der Löslichkeit des selben in der Schmelze abhängig ist.

Weist die Eisenbasislegierung in ihrer Legierungsschichte einen Gehalt von 3,0 bis 90,0 Gew.-%, 45 insbesondere 5,0 bis 15,0 Gew.-%, Kobalt auf, so kann die Warmfestigkeit auf besonders einfache Weise erhöht werden, wodurch die Schneidleistung und auch die Schneidgeschwindigkeiten besonders leicht gesteigert werden können.

Das erfindungsgemäße Verfahren zur Herstellung eines Schichtkörpers mit einer Eisen- oder Kobaltbasislegierung, wobei eine Schichte einer Trägerlegierung aus einer Eisen- oder Kobaltbasislegierung aufgeschmolzen wird, und in diese zusätzliche und/oder weitere Legierungselemente inkooperiert werden, besteht im wesentlichen darin, daß die Legierungskomponenten, z.B. Vorlegierungen, Pulvermischungen u. dgl., insbesondere Legierungselemente, auf die in einer Schichtdicke von zumindest 0,1 mm, vorzugsweise 0,5 mm, aufgeschmolzene Legierungsoberflächenschicht aufgebracht werden, die auf zumindest 1800 °C, insbesondere 2000 bis 3000 °C, erhitzt wird, und daß die Schmelze 10² bis 10⁵ K/sec, insbesondere 10³ bis
55 10⁴ K/sec, abgekühlt wird und die erstarrte Schmelze auf etwa 400 °C mit 10 bis 10⁴ K/sec abgekühlt und daß gegebenenfalls die Legierungsschicht gemeinsam mit der Eisen- und/oder Kobaltbasislegierung plastisch verformt und/oder wärmebehandelt wird.

Mit einem derartigen Verfahren wird erreicht, daß einerseits Legierungskomponenten in bislang unbekannt hoher Konzentration in die Oberflächenschichte aufgenommen werden können, wobei gleichzeitig durch die gezielte, verzögerte Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze, die beispielsweise durch eine extrem langsame Geschwindigkeit des Laserstrahles über der Legierung beim Aufschmelzen od. dgl. erreicht werden kann, und die nachfolgende ebenfalls relativ langsame Abkühlgeschwindigkeit der erstarrenden Schmelze eine Ausscheidung der Karbide, Nitride, Boride u. dgl., ermöglicht wird, wobei aufgrund dieser Abkühlgeschwindigkeit auch die vorgegebenen Korngrößen eingehalten werden können, und durch die hohe Kühlrate der erstarrten Schmelze werden weitere Ausscheidungen aus dem festen Zustand bzw. diffusionsbedingte Umwandlungen weitgehendst vermieden. Die angegebenen Korngrößen der Primärkarbide, Nitride und Boride erlauben bei höheren Konzentrationen eine fast geometrisch idente Aneinanderlagerung derselben mit dünnen Legierungsschichten dazwischen, sodaß hohe Bruchfestigkeiten, Warmhärte- und Verschleißfestigkeiten erreicht werden können. Bei niedrigeren Gehalten werden einerseits die Kerbwirkungen geringer gehalten und andererseits durch die Kristallgrößen, wie sie bei der Pulvermetallurgie nicht gegeben sind, da Pulver relativ rasch abgekühlt werden, hohe Verschleißfestigkeiten erreicht.

Weiters kann darauf hingewiesen werden, daß über dem Schmelzbad bei einigen Verfahren (Laser mit laserinduziertem Plasma, Plasmastrahlen, WIG-Lichtbogen etc.) oft deutlich höhere Temperaturen herrschen als im Schmelzbad selbst. Das ist insbesondere dann von Vorteil, wenn Zusatzstoffe im Bad gelöst werden sollen. Diese werden beim Passieren dieser Zone hoch erhitzt, teilweise oder vollständig geschmolzen oder sogar verdampft, wodurch deren Lösen in der Schmelze begünstigt wird.

Um sicherzustellen, daß bei der Erstarrung ein feines gleichmäßiges Erstarrungsgefüge entsteht, kommen zwei Verfahrensvarianten besonders in Betracht:

a) Weitgehende Auflösung der Zusatzstoffe im Schmelzbad: Die hohe Schmelztemperatur begünstigt das Aufschmelzen der Zusatzstoffe und erlaubt auch das in Lösung halten selbst chemisch stabiler Verbindungen, wie z.B. bestimmte Karbide, Nitride, Boride etc., deren Löslichkeitsprodukt mit zunehmender Temperatur häufig stark ansteigt. Die Auflösung wird wesentlich von der Konvektion im Schmelzbad gefördert, die vielfach von Temperaturgradienten in der Schmelze abhängt und somit über die Prozeßparameter beeinflusst werden kann. Bei elektrischen Verfahren wird die Konvektion zusätzlich über elektrodynamische Kräfte beeinflusst.

b) Gleichmäßige feine Erstarrungsgefüge können auch dann auftreten, wenn die Zusatzstoffe nicht oder nur teilweise aufgelöst sind. Das gilt allerdings nur, wenn die Zusatzstoffe sehr feinkörnig und in einem engen Größenbereich vorliegen. Bei der Zufuhr sehr feiner Teilchen treten unter Umständen Probleme auf, die durch Einbetten der kleinen Teilchen in einem Bindematerial (z.B. Mahlen von Hartstoffen mit Metallpulvern im Attritor) umgangen werden können, wodurch leicht förderbare größere Teilchen entstehen, die sich in der Schmelze gut auflösen.

Nach dem Vorbeiwandern der Energiequelle, die sich mit einer bestimmten Geschwindigkeit v relativ zum Bauteil über dessen Oberfläche bewegt, wird dem geschmolzenen Bereich durch Wärmeleitung ins kältere Bauteilinnere rasch Wärme entzogen. Die dabei auftretenden Kühlraten, mit denen die Schmelze abkühlt bzw. mit denen die Schmelze erstarrt, sind abhängig von den thermischen Materialeigenschaften und den Prozeßparametern. Damit läßt sich das Fenster zwischen den konventionellen schmelzmetallurgischen und den pulvermetallurgischen Verfahren weitgehend schließen.

Die wesentlichsten Auswirkungen der definierten Erstarrung sind:

Gefügefinesung,

Übersättigung der Mischkristalle,

starke Beeinflussung von Größe und

Morphologie intermetallischer Phasen.

Die Gefügefinesung wirkt sich, insbesondere bei mechanisch und zyklisch thermisch beanspruchten Teilen, positiv durch Vermeidung zähigkeitsmindernder grober Phasen aus.

Die Übersättigung der Kristalle bewirkt Ungleichgewichtszustände, die bei niedrigen Kühlraten nicht möglich sind. Insbesondere bei Werkstoffen mit allotropen Umwandlungen verschieben sich die Umwandlungstemperaturen durch unterschiedliche Lösungszustände der Kristalle, beispielsweise kann damit auch die Martensitstarttemperatur deutlich verändert werden. Durch geeignete Wahl von Legierungszusammensetzung und Kühlrate läßt sich infolge dieser Effekte die Härte der Schmelzraupen in weiten Bereichen (von ca. 250 bis 950 HV) verändern.

Eine geeignete Wahl der chemischen Zusammensetzung und eine darauf abgestimmte Prozeßtechnik erlaubt die Herstellung weicher Schmelzraupen, die sogar einer Kaltumformung unterzogen werden können. Durch nachträgliches Härten erzielt man eine Entsättigung der übersättigten Mischkristalle, verbunden mit der Bildung von intermetallischen Phasen und einem Anstieg der Martensitstarttemperatur.

Wesentlich ist auch die rasche Abkühlung nach der Erstarrung, wodurch diffusionsgesteuerte Phasenumwandlungen weitgehend vermieden werden können.

Von besonderer Bedeutung für die Erstarrungsgefüge der Raupen ist, daß intermetallische Phasen in ihrer Größe und Morphologie besonders stark von der chemischen Zusammensetzung und den Erstarrungsbedingungen abhängen. Bei Kühlraten über 10^6 bis 10^7 K/sec werden direkt aus der Schmelze ausgeschiedene intermetallische Phasen weitgehend unterdrückt, intermetallische Phasen in Eutektika treten dagegen häufig, wenn auch in reduzierter Menge, auf. Bei Kühlraten unter 10^1 bis 10^2 K/sec wachsen direkt aus der Schmelze ausgeschiedene intermetallische Phasen häufig zu großen Teilchen an, die den Werkstoff für viele Anwendungsfälle unbrauchbar machen. Im Kühlratenbereich von 10^2 bis 10^5 K/sec, den man insbesondere bei den angesprochenen Oberflächenverfahren überstreicht, erzielt man durch Abstimmung von Zusammensetzung und Erstarrungsparametern mittels definierter Erstarrung Gefüge, die von dendritischer Erstarrung in eutektischen Zellen bis hin zur Primärausscheidung intermetallischer Phasen aus der Schmelze reichen. In Verbindung mit den eingangs erwähnten hohen Schmelztemperaturen erlaubt somit das Verfahren die Herstellung feiner Gefüge mit chemischen Zusammensetzungen, die deutlich höhere Gehalte an intermetallischen Phasen und die diese Phasen bildenden Elemente erlauben. Der interessante Kühlratenbereich von ca. 10^2 bis 10^5 K/sec läßt sich durch geeignete Prozeßparameterwahl bei den angegebenen Verfahren überstreichen. Dadurch werden vollkommen neue Möglichkeiten des Gefügedesigns und der Eigenschaften eröffnet.

Ein weiteres Kennzeichen ist, daß die an der Oberfläche hergestellten Gefüge nahezu frei wählbaren Wärmebehandlungen unterzogen werden können. Beispielsweise kann Weichglühen oder Härten durchgeführt werden oder Glühen zur Entstättigung der übersättigten Kristalle oder Erwärmen zur Entspannung.

Dabei können folgende Veränderungen erfolgen:

- Änderung der Morphologie intermetallischer Phasen,
- Änderung des Gehaltes intermetallischer Phasen,
- 25 Bildung von Ausscheidungen in den übersättigten Kristallen,
- Verminderung der Übersättigung,
- Veränderung von Umwandlungstemperaturen (z.B. M_s) und Verringerung von Spannungen in und um die Schmelzraupe(n).

Wird mit einer Energiedichte zwischen 10^3 bis 5×10^6 Watt/cm² aufgeschmolzen und die Schmelze beaufschlagt, so kann einerseits eine besonders rasche Aufschmelzung der Legierung erfolgen, sodaß die Wärmeeinbringung auf die darunter liegenden Schichten besonders gering gehalten werden kann, wobei andererseits ein Verdampfen der Legierung oder auch einzelner Legierungselemente noch nicht verursacht wird. Derartige Energiedichten können beispielsweise durch Elektronenstrahlen, Laserstrahlen, Plasmastrahlen, Wolfram-Inertgasschweißen erreicht werden.

35 Wird die Eisen- oder Kobaltbasislegierung vor dem Schmelzen erwärmt, insbesondere bis ca. 700 °C erhitzt, so kann auf besonders wirksame Art und Weise ein Spannungsaufbau zwischen der Basislegierung und der erfindungsgemäß aufgetragenen Legierungsschicht vermieden werden. Weiters kann durch ein gezieltes Aufwärmen der Legierung die Abkühlgeschwindigkeit der erstarrten Schmelze besonders einfach gesteuert werden.

40 Wird nach dem Erstarren der Schmelze die Eisen- oder Kobaltbasislegierung auf die Temperatur der erstarrten Schmelze erhitzt und werden diese sodann gemeinsam, gegebenenfalls sofort, abgekühlt oder auch auf gleicher Temperatur gehalten, so kann durch diese Wärmebehandlung ein besonders günstiger und beliebig lang steuerbarer Vorgang zum Spannungsausgleich bzw. für Phasenumwandlungen erreicht werden.

45 Das Gefüge dieser so erhaltenen Legierungen kann bei entsprechendem Gehalt an Legierungselementen auch durch Anlassen eine Ausscheidung von Sekundärhärtekarbiden, Boriden, Nitriden u. dgl. erreicht werden. Weiters kann erreicht werden, daß durch Ausscheiden von legierungselementreichen Phasen die Martensitstarttemperatur angehoben wird, wobei gleichzeitig eine Umwandlungshärtung bei der Abkühlung eintritt.

50 In Abhängigkeit von der Härtetemperatur kann beim Härten eine Änderung der Morphologie der Primärkristalle sowie was besonders bedeutsam ist, eine Entsättigung der übersättigten Mischkristalle erreicht werden, wodurch die Fähigkeit zur Sekundärhärtebarkeit und die Anspruchshärte erhöht werden können.

55 Durch ein Glühen der Eisen- oder Kobaltbasislegierung mit der Legierungsschicht kann die Legierung gemeinsam mit ihrer Schicht einer besseren plastischen Kaltverformbarkeit und Zerspanbarkeit zugeführt werden. Das so erhaltene Werkzeug od. dgl. wird sodann durch geeignete Wärmebehandlungen wieder in die erwünschten Eigenschaften, z.B. verschleißfest od. dgl., übergeführt.

Da durch das Einbringen von weiteren Legierungselementen in die Schmelze eine Volumszunahme bedingt ist und gleichzeitig eine Abrundung von Kanten, beispielsweise künftigen Schneidkanten u. dgl., zwangsweise eintritt, kann durch eine nachfolgende plastische Verformung, insbesondere bei annähernder Raumtemperatur, eine endgültige Formgebung erfolgen. Die plastische Verformbarkeit kann besonders einfach dadurch erhöht werden, daß Legierungselemente, wie beispielsweise Chrom und Kohlenstoff, die Martensitumwandlungstemperatur unter die Raumtemperatur absenken, womit ein Gefüge vorliegt, das die plastische Umwandlung bei Raumtemperatur erlaubt.

Eine gezielte Form der Wärmebehandlung der bereits erstarrten Schmelze kann dadurch erfolgen, daß neben der erstarrten Schmelze erneut der Laserstrahl od. dgl. geführt wird, wobei die Zulegierung ebenfalls erfolgen kann. Auch ist es denkbar, daß mehrere Schichten übereinander mit einem Gradienten an den Legierungselementen aufgebaut werden kann.

Um eine besonders hohe homogene Zusammensetzung innerhalb der erstarrten Schmelze zu erreichen, kann die Energiezufuhr regelmäßig oder unregelmäßig gepulst sein, wodurch eine besonders turbulente Konvektion im Schmelzbad und damit eine extreme Durchmischung erreichbar ist.

Im folgenden wird die Erfindung anhand der Beispiele näher erläutert.

Beispiel 1:

Ein Schnellarbeitsstahl vom Typ S-6-5-2 mit einer Zusammensetzung von 0,85 Gew.-% C, 4,1 Gew.-% Cr, 5,9 Gew.-% W, 5,1 Gew.-% Mo, 1,9 Gew.-% V, 0,4 Gew.-% Si, 0,2 Gew.-% Mn, Rest Fe und Verunreinigungen wurde mit Hilfe eines CO₂-Lasers unter folgenden Verfahrensbedingungen oberflächlich laserlegiert:

Leistung $P = 2500 \text{ W}$, Leistungsdichte $I = 6 \times 10^4 \text{ W/cm}^2$, Vorschubgeschwindigkeit $v = 0,2 \text{ m/min}$. In den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahles mit der Oberfläche des S-6-5-2 Teiles wurde mit Hilfe eines Pulverförderers Kobaltpulver unter Zuhilfenahme eines Argongasstromes eingeblasen. Das Kobaltpulver hat sich in der Schmelze, deren Temperatur etwa 2200°C betrug, vollständig aufgelöst und durch die Badkonvektion so gut im Schmelzbad verteilt, daß die Unterschiede bei lokalen Kobaltgehaltmessungen im Bereich der Analysegenauigkeit des verwendeten Analysesystems lagen (Elektronenstrahlmikroanalyse mit EDS).

Durch Variation der Prozeßparameter wurden Spuren mit Kobaltgehalten bis ca. 95 Gew.-% Co erzeugt. Die Dicke der Spuren betrug ca. 1,2 bis 1,5 mm und die Einschmelztiefe nahm mit zunehmendem Kobaltgehalt von ca. 1,2 mm bei geringen Kobaltgehalten auf unter 0,1 mm bei den höchsten Kobaltgehalten ab. Die Spurbreite lag in allen Fällen bei ca. 2 bis 2,2 mm.

Aus der nahezu beliebigen Legierungsreihe von mit Kobalt laserlegiertem Schnellarbeitsstahl wurden nur Kobaltgehalte von 5, 10 und 15 Gew.-% zur Herstellung von Versuchswerkzeugen ausgewählt. Die Zugabe von Kobalt bewirkt eine Verdünnung der Legierungselemente in der Schmelzraupe. Beispielsweise wurde in einer mit ca. 15 Gew.-% Co laserlegierten Spur eine Zusammensetzung von 0,61 Gew.-% C, 3,6 Gew.-% Cr, 4,8 Gew.-% W, 4,3 Gew.-% Mo, 1,5 Gew.-% V, 15,7 Gew.-% Co, Rest Fe ermittelt.

Zunehmende Gehalte an rein metallischen Zusätzen führen durch den Verdünnungseffekt zu einer Verringerung des Hartstoffgehaltes.

Die Kühlrate der Schmelze betrug vor und bei der Erstarrung ca. $2 \cdot 10^3$ bis $2 \cdot 10^4 \text{ K/sec}$, die Kühlrate nach der Erstarrung bewegte sich etwa zwischen 10 und 10^3 K/sec . Das Gefüge besteht aus Dendriten mit einer mittleren Dendritenarmgröße von ca. 2 bis $4 \mu\text{m}$ und einer geringen Menge dazwischen liegendem Eutektikum, das beim lediglich umgeschmolzenen S-6-5-2 (ohne Kobalt) oder bei niedrigen Co-Gehalten bevorzugt in Form von Platten zwischen Dendritenarmen liegt, Bild 1.1. Die zumindest teilweise Belegung der Dendritenarmgrenzen mit Karbiden bewirkt eine gewisse Rißanfälligkeit. Das zulegierte Kobalt führt zu einer Veränderung der Morphologie des Eutektikums von Karbidplatten ohne und bei wenig Kobalt zu isolierten kugelförmigen Karbiden bei den höheren Kobaltgehalten, Bild 1.2, verbunden mit einer Zähigkeitssteigerung.

Die Härte der mit Kobalt laserlegierten Spuren betrug ca. 58 bis 63 HRC im erstarrten Zustand. Mehrmaliges Anlassen ermöglichte eine Härtesteigerung auf ca. 65 bis 67 HRC. Durch das Anlassen ändert sich jedoch die Morphologie des Eutektikums nicht, es ist damit lediglich eine Reduktion des Restaustenitgehaltes und die Ausscheidung feinsten Karbide in Austenit und Martensit verbunden.

Ein Härten nach dem Laserlegieren bewirkt einerseits eine Einformung allfällig vorhandener linien- oder plattenförmiger Karbide und eine Vergrößerung, andererseits scheiden sich auch innerhalb der Dendriten kleine Karbide aus, verbunden mit der Entsättigung der infolge der raschen Erstarrung übersättigten Kristalle, Bild 1.3.

Die Karbide im erstarrten Zustand lagen vorwiegend als M_6C , M_2C und MC und nach dem Härten vorwiegend als M_6C und MC vor.

Beispiel 2:

5

Unter Einschaltung der Verfahrensparameter gemäß Beispiel 1 wurde ein Fräser gefertigt.

Schritt 1: Vordrehen eines Fräserrohlings aus einem weichgeglühten Rundmaterial aus S-6-5-2 gemäß Beispiel 1;

Schritt 2: Laserlegieren des Rohlings ohne Vor- oder Nachwärmung;

10

Schritt 3: Weichglühen des laserlegierten Rohlings zur Ermöglichung von Zerspanungsoperationen. Die günstigste Weichglühtemperatur lag zwischen 750 und 820 °C, mit zunehmendem Co-Gehalt waren die niedrigeren Temperaturen günstiger. Die Härte der 2 h geprüften Spuren lag unter 42 HRC, so daß eine brauchbare Zerspanbarkeit gegeben war;

Schritt 4: Fräsen der Konturen des Fräasers;

15

Schritt 5: Härten des laserlegierten Fräasers im Vakuumofen unter für S-6-5-2 üblichen Bedingungen;

Schritt 6: Zweimaliges Anlassen des laserlegierten und gehärteten Fräasers im Temperaturbereich von 520 bis 570 °C;

Schritt 7: Nachschleifen der Schneidkanten (kann auch entfallen).

20

Das Gefüge der laserlegierten Spuren im Einsatzzustand bestand aus feinen kugelförmigen Karbiden von ca. 0,3 bis 1 µm Durchmesser zwischen den ehemaligen Dendritenarmen und noch feineren kugelförmigen Karbiden von zumeist weniger als 0,5 µm Durchmesser innerhalb der Dendritenarme.

Während beim S-6-5-2 die Maximalhärte ca. 67 HRC beträgt, lassen sich beim mit Kobalt laserlegiertem Material Härten bis 68,5 HRC erzielen.

25

Mit den laserlegierten Fräsern wurden auch Zerspanungsversuche durchgeführt, die eine Lebensdauersteigerung bis 100 % ergaben.

Die Konturen wurden so gefräst, daß die Schneidkanten im Bereich der laserlegierten Spuren lagen.

Bild 1.1: V = 3000fach

Bild 1.2: V = 10000fach

Bild 1.3: V = 3000fach

30

Beispiel 3:

Unter Einhaltung der Verfahrensparameter gemäß Beispiel 1 wurde ein Fräser gefertigt.

Schritt 1: Vordrehen des Fräserrohlings aus weichgeglühtem Rundmaterial aus S-6-5-2;

35

Schritt 2: Laserlegieren ohne Vor- oder Nachwärmung;

Schritt 3: Härten des laserlegierten Fräasers im Vakuumofen unter für S-6-5-2 üblichen Bedingungen;

Schritt 4: Zweimaliges Anlassen des laserlegierten und gehärteten Fräasers im Temperaturbereich von 520 bis 570 °C;

Schritt 5: Formschleifen des Fräasers.

40

Die Gefüge und Eigenschaften sind praktisch gleich wie bei Beispiel 2, insgesamt ist der Herstellungsweg bei Beispiel 3 einfacher und kürzer.

Beispiel 4:

45

Unter Einhaltung der Verfahrensparameter gemäß Beispiel 1 wurde ein Fräser gefertigt.

Schritt 1: Laserlegieren eines abgelängten gehärteten Rundmaterials aus S-6-5-2 mit ca. 0,4 mm Übermaß im Durchmesser gegenüber dem fertigen Fräser. Die Oberfläche des Rundmaterials lag im sandgestrahlten Zustand vor. Die Rohlinge wurden auf ca. 500 °C vorgewärmt und nach der Laserbehandlung nachgewärmt und langsam auf Raumtemperatur abgekühlt;

50

Schritt 2: Zweimaliges Anlassen des laserlegierten Teiles bei 520 bis 570 °C;

Schritt 3: Formschleifen des Fräasers.

Das Gefüge besteht aus ehemaligen Dendritenarmen und dazwischenliegendem Eutektikum, das mit zunehmenden Kobaltgehalt, wie eingangs beschrieben, von plattenförmigen Karbiden zu voneinander isolierten kugelförmigen Karbiden übergeht. Der Gehalt an primären Karbiden ist durch die Übersättigung der Kristalle geringer als bei herkömmlichen Herstellungsverfahren.

55

Durch Anlassen läßt sich die Härte von ca. 58 bis 63 HRC im erstarrten Zustand auf ca. 68 HRC steigern.

Die Leistungssteigerung im Fräsversuch betrug bis zu 100 % gegenüber dem konventionellen S-6-5-2.

Beispiel 5:

Ein Schnellarbeitsstahl vom Typ S-6-5-2 gemäß Beispiel 1 wurde mit einem CO₂-Laser unter folgenden Verfahrensbedingungen oberflächlich mit VC laserlegiert:

- 5 Leistung $P = 2500 \text{ W}$, Leistungsdichte $I = 10^4 \text{ bis } 10^6 \text{ W/cm}^2$, Vorschubgeschwindigkeit $v = 0,2 \text{ bis } 1,0 \text{ m/min}$. In den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahles mit der Oberfläche des S-6-5-2 wurde mit Hilfe eines Pulverförderers VC-Pulver unter Zuhilfenahme eines Argonstromes eingeblasen. Das Vanadiumkarbidpulver hat sich in der Schmelze, deren Temperatur mehr als 2250°C betrug, nahezu vollständig aufgelöst und durch die starke Badkonvektion gut im Schmelzbad verteilt.

- 10 Durch Variation der Prozeßparameter konnten Spuren mit Vanadiumgehalten bis ca. 75 Gew.-% erzeugt werden. Zur Erzeugung der höchsten VC-Gehalte war teilweise ein mehrmaliges Laserlegieren der selben Stelle und alternativ mit einem hohen Überdeckungsgrad bei überlappenden nebeneinanderliegenden Spuren erforderlich.

- 15 Insbesondere bei den höchsten V-Gehalten ist zur Vermeidung von Rissen eine Vorwärmung auf $500 \text{ bis } 700^\circ \text{C}$ notwendig.

Die Dicke der Spuren lag zwischen 1,0 und 4,5 mm, die Breite zwischen 2,0 und 4,5 mm. Die Einschmelztiefe nahm mit zunehmendem VC-Gehalt auf ca. 0,1 bis 1,0 mm ab.

Das Erstarrungsgefüge hängt stark vom VC-Gehalt und der Kühlrate ab. Bei einer Kühlrate von ca. $10^3 \text{ bis } 10^4 \text{ K/sec}$ ergeben sich folgende Gefüge:

- 20 Bei niedrigem V-Gehalt unter 3 Gew.-% V gesamt ist ein ähnliches Gefüge wie beim S-6-5-2 zu beobachten, es besteht aus Dendriten und dazwischenliegendem Eutektikum. Mit steigendem VC-Gehalt tendiert das Eutektikum zur Ausbildung in Form isolierter Teilchen anstelle von Karbidplatten, Bild 2.1.

Ab einem Vanadiumgehalt von ca. 5 Gew.-% gesamt beginnt neben der dendritischen Erstarrung eine eutektische Erstarrung MC + Austenit, die zur Bildung eutektischer Zellen führt, Bild 2.2.

- 25 Noch höherer Vanadiumgehalt von ca. 7 Gew.-% V gesamt führt zur Ausbildung vanadiumreicher primärer MC in der Schmelze, an die in weiterer Folge das MC + Austenit-Eutektikum anschließt, Bild 2.3.

Ab etwa 10 Gew.-% V gesamt erfolgt die MC-Ausscheidung aus der Schmelze überwiegend primär und nur mehr in geringerem Umfang eutektisch, Bild 2.4.

V-Gehalte über ca. 15 Gew.-% führen zu einem blütenähnlichen Aussehen der Vanadiumkarbide.

- 30 Bei noch höheren V-Gehalten über etwa 20 Gew.-% kommt es zur Ausbildung von vanadiumreichen MC-Dendriten, dazwischen erfolgen noch andere eutektische Umwandlungen, allerdings in geringerem Umfang.

Aus der nahezu beliebigen Legierungsreihe des S-6-5-2 mit VC wurden Legierungen mit 6, 9 und 12 Gew.-% Vanadium ausgewählt, um daraus Versuchsfräser herzustellen.

- 35 Mit zunehmendem Vanadiumgehalt steigt die Härte der laserlegierten Spuren an, wobei im erstarrten Zustand Härten bis ca. 68 HRC bei 12 Gew.-% V gesamt erreicht wurden.

Die ermittelte Zusammensetzung einer mit ca. 12 Gew.-% V legierten Spur ergibt beispielsweise: 3,5 Gew.-% C, 3,5 Gew.-% Cr, 5,3 Gew.-% W, 4,4 Gew.-% Mo, 11,2 Gew.-% V, Rest Fe.

Die Herstellung der Versuchsfräser erfolgte analog zu den Beispielen 3 und 4.

- 40 Bei dem Fräser gemäß Beispiel 3 mit erhöhtem V-Gehalt erfolgte nach dem Laserlegieren noch ein Härten und mehrmaliges Anlassen. Dabei kommt es zu einer Einformung plattenförmiger Karbide und zur Ausscheidung von Karbiden aus den übersättigten Kristallen. Die Ausscheidungen können in Form kleiner Karbide oder durch Anlagerung an bereits bestehende größere Karbide gebildet werden. Bei niedrigen V-Gehalten unter ca. 5 Gew.-% treten Karbide mit ca. 0,3 bis 1 μm im ehemals interdendritischen Raum und

- 45 Karbide unter ca. 0,5 μm innerhalb der Dendriten auf, Bild 2.5. Bei höheren Gehalten zwischen ca. 5 und 10 Gew.-% Vanadium tritt eine recht gleichmäßige Karbidverteilung mit Karbidgrößen von ca. 0,5 bis 2 μm auf, Bild 2.6.

V-Gehalte über ca. 10 Gew.-% bewirken auch das Auftreten größerer Karbide über ca. 3 μm durch das Vorhandensein der primären Monokarbide (MC), Bild 2.7.

- 50 Die maximal erreichten Härten betragen ca. 69 bis 70 HRC.

Aufgrund der feinen und homogen verteilten Karbide weist das Material trotz des hohen V-Gehaltes eine ausgezeichnete Zähigkeit auf. Der hohe Karbidgehalt und der hohe V-Gehalt bewirken eine gute Verschleißbeständigkeit und Warmfestigkeit, die sich im Fräsversuch in Leistungssteigerungen um mehr als 200 % bei üblichen Schnittbedingungen niederschlagen.

- 55 Gemäß Beispiel 4 ändert sich durch mehrmaliges Anlassen die Morphologie der primären MC nicht. Die Härte kann allerdings auf bis zu 70 HRC gesteigert werden. Dadurch, daß zum Teil noch plattenförmige Karbide vorhanden sind, ist die Zähigkeit nicht so hoch wie im nachträglich gehärteten Zustand. Trotzdem kann im Fräsversuch eine Leistungssteigerung von mehr als 100 % gegenüber dem konventionellen S-6-5-

2 beobachtet werden.

Karbide im erstarrten Zustand:

- 5
- geringer Vanadiumgehalt: vorwiegend M_6C eutektisch + MC eutektisch
 - hoher Vanadiumgehalt: vorwiegend MC eutektisch oder primär aus der Schmelze + M_6C eutektisch;

Karbide nach dem Härten:

- 10
- geringer Vanadiumgehalt: vorwiegend M_6C und MC
 - hoher Vanadiumgehalt: vorwiegend MC und M_6C .

Bild 2.1: V = 5000 fach

Bild 2.2: V = 5000 fach

Bild 2.3: V = 5000 fach

- 15
- Bild 2.4: V = 5000 fach

Bild 2.5: V = 5000 fach

Bild 2.6: V = 5000 fach

Bild 2.7: V = 5000 fach

20 **Beispiel 6:**

Ein Schnellarbeitsstahl vom Typ S-6-5-2 gemäß Beispiel 1 wurde mit Hilfe eines CO₂-Lasers unter folgenden Verfahrensbedingungen oberflächlich mit NbC laserlegiert.

- 25
- Leistung $P = 2500$ W, Leistungsdichte $I = 10^4$ bis 10^6 W/cm², Vorschubgeschwindigkeit $v = 0,2$ bis $1,0$ m/min. In den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahles mit der Oberfläche des S-6-5-2 wurde mit Hilfe eines Pulverförderers NbC-Pulver unter Zuhilfenahme eines Argonstromes eingeblasen. Das Niobkarbidpulver hat sich in der Schmelze, deren Temperatur mehr als 2500 °C betrug, nahezu vollständig aufgelöst und durch die starke Badkonvektion gut im Schmelzbad verteilt.

- 30
- Durch Variation der Prozeßparameter konnten Spuren mit Niobgehalten bis ca. 85 Gew.-% Nb erzeugt werden.

Die Dicke der Spuren lag zwischen $1,0$ und $4,5$ mm, die Breite zwischen $2,0$ und $4,5$ mm. Die Einschmelztiefe nahm mit zunehmendem NbC-Gehalt auf ca. $0,1$ bis $1,0$ mm ab.

Das Gefüge des mit NbC laserlegierten S-6-5-2 ähnelt sehr stark jenem des mit VC laserlegierten Stahles.

- 35
- Bei Niobgehalten unter 2 Gew.-% Nb tritt zwischen den Dendriten bevorzugt Eutektikum oder übersättigter Austenit auf. Eine Erhöhung des Niobgehaltes bewirkt die Ausbildung eutektischer Zellen aus NbC + δ -Ferrit (Austenit). Über ca. 4 Gew.-% Nb treten zunehmend primäre niobreiche MC Kristalle auf, an die üblicherweise ein MC + δ -Ferrit (Austenit)-Eutektikum ankristallisiert. Ab etwa 10 bis 12 Gew.-% Nb treten blütenähnliche Monokarbide auf, Bild 3.1, die ab. ca. 18 Gew.-% Nb allmählich in dendritische MC übergehen, Bild 3.2.

- 40
- Aus der nahezu beliebigen Legierungsreihe des S-6-5-2 mit NbC wurde eine Versuchslegierung mit ca. 25 Gew.-% Nb ausgewählt, um daraus Proben für Abrasionstests zu fertigen. Mit Hilfe der Elektronenstrahlmikroanalyse wurde eine Spürzusammensetzung von 4,1 Gew.-% C, 2,9 Gew.-% Cr, 4,4 Gew.-% W, 3,5 Gew.-% Mo, 1,6 Gew.-% V, 24,5 Gew.-% Nb, Rest Fe ermittelt. Das Gefüge der Spur besteht aus knapp 30 Vol.-% niobreicher MC in dendritischer Form, zusätzlich treten geringe Mengen eutektischer Karbide auf. Zwischen den Dendriten liegt die Stahlmatrix. Im erstarrten Zustand weist das Gefüge 62 bis 66 HRC auf.

- 45
- Ein nachträgliches Härten unter für S-6-5-2 üblichen Bedingungen bewirkt eine Eiformung der eutektischen Karbide, an die MC-Dendriten kristallisieren weiteres NbC und Mischkarbide an, die dendritische Gestalt der Karbide ändert sich jedoch nicht. Nach dem Härten, gefolgt von einem mehrmaligen Anlassen, werden Härten bis ca. 70 HRC erreicht.

- 50
- Im Abrasionstest wurde beispielsweise eine deutlich höhere Verschleißbeständigkeit gemessen als bei einem X210 Cr12.

Karbide im erstarrten Zustand:

- 55
- geringer Niobgehalt: vorwiegend M_6C eutektisch + MC eutektisch
 - hoher Niobgehalt: vorwiegend MC eutektisch oder primär aus der Schmelze + M_6C eutektisch

Karbide nach dem Härten:

- geringer Niobgehalt: vorwiegend M_6C und MC
- hoher Niobgehalt: vorwiegend MC und M_6C .

Bild 3.1: $V = 5000$ fach

Bild 3.2: $V = 5000$ fach

Bild 3.3: $V = 1000$ fach

Beispiel 7:

Ein pulvermetallurgisch hergestellter Schnellarbeitsstahl vom Typ S-11-2-5-8 mit einer Zusammensetzung von 1,5 Gew.-% C, 4 Gew.-% Cr, 11 Gew.-% W, 2 Gew.-% Mo, 5 Gew.-% V, 8 Gew.-% Co, 0,4 Gew.-% Si, 0,2 Gew.-% Mn, Rest Fe und Verunreinigungen wurde mit Hilfe eines CO_2 -Lasers unter folgenden Bedingungen oberflächlich laserlegiert: Leistung $P = 2500$ W, Leistungsdichte $I = 6 \cdot 10^4$ W/cm², Vorschubgeschwindigkeit $v = 0,2$ m/min. In den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahles mit der Oberfläche des Schnellarbeitsstahles wurde mit Hilfe eines Pulverförderers VC-Pulver unter Zuhilfenahme eines Argongasstromes eingeblasen. Die Proben wurden zur Vermeidung von Rissen auf ca. 600 °C vorgewärmt.

Das VC-Pulver hat sich in der Schmelze, deren Temperatur etwa 2200 °C betrug, nahezu vollständig aufgelöst und durch Badkonvektion gut im Schmelzbad verteilt.

Durch Variation der Versuchsparameter wurden Spuren mit Vanadiumgehalten bis ca. 75 Gew.-% V erzeugt.

Die Dicke der Spuren betrug ca. 1,2 mm und die Breite ca. 2 mm, die Einschmelztiefe nahm mit zunehmendem V-Gehalt von ca. 1,2 mm auf ca. 0,1 mm ab.

Im Unterschied zum mit VC legierten S-6-5-2 treten beim vorliegenden PM-Stahl, selbst bei geringsten VC-Zusätzen, globulitische Mischkristalle mit einem deutlich höheren Gehalt an Eutektikum auf. Mit zunehmendem VC-Gehalt kommt es analog zum S-6-5-2 zu eutektischen Zellen und danach zur Bildung primärer vanadiumreicher Mischkarbide in dendritischer Form.

Aufgrund des hohen Kohlenstoff- und Legierungselementgehaltes können hohe und höchste Karbidgehalte mittels einfacherer Verfahrenstechnik realisiert werden. Während bei niedriglegiertem Ausgangsmaterial manchmal ein mehrmaliges Laserlegieren der gleichen Stelle notwendig ist, um die gewünschten Karbidgehalte zu erzeugen, kann dies beim vorliegenden Stahl unter Umständen vermieden werden.

Karbide im erstarrten Zustand:

- geringer Vanadiumgehalt: vorwiegend M_6C eutektisch + MC eutektisch
- hoher Vanadiumgehalt: vorwiegend MC eutektisch oder primär aus der Schmelze + M_6C .

Karbide nach dem Härten:

- geringer Vanadiumgehalt: M_6C + MC
- hoher Vanadiumgehalt: MC + M_6C .

Beispiel 8:

Ein Schnellarbeitsstahl vom Typ S-6-5-2 gemäß Beispiel 1 wurde mit Hilfe eines CO_2 -Lasers unter folgenden Verfahrensbedingungen oberflächlich mit TiB_2 laserlegiert: Leistung $P = 2500$ W, Leistungsdichte $I = 10^4$ bis 10^6 W/cm², Vorschubgeschwindigkeit $v = 0,2$ bis 1,5 m/min.

In den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahles mit der Oberfläche des S-6-5-2 wurde mit Hilfe eines Pulverförderers TiB_2 -Pulver unter Zuhilfenahme eines Argonstromes eingeblasen. Das Titanboridpulver hat sich in der Schmelze, deren Temperatur mehr als 2600 °C betrug, bei niedrigeren TiB_2 -gehalten vollständig und bei hohen TiB_2 -gehalten teilweise aufgelöst und durch die starke Badkonvektion gut im Schmelzbad verteilt.

Durch Variation der Prozeßparameter wurden Spuren mit Titangehalten bis ca. 65 Gew.-% Ti erzeugt.

Die Dicke der erzeugten Spuren lag zwischen 1,0 und 3,0 mm, die Spurbreiten zwischen 2,0 und 4,5 mm, die Einschmelztiefe nahm mit zunehmendem TiB_2 -Gehalt auf ca. 0,1 bis 1,0 mm ab.

Das Erstarrungsgefüge hängt stark vom TiB_2 -Gehalt und der Kühlrate ab. Bei einer Kühlrate von ca. 10^3 bis 10^4 K/sec ergaben sich folgende Gefüge:

Bereits bei einem niedrigen Titangehalt von ca. 1 Gew.-% Ti tritt ein Eutektikum zwischen den Dendritenarmen auf, Bild 5.1. Die Menge des Eutektikums, in dem auch stark übersättigte Kristalle und amorphe Anteile vorkommen, nimmt mit zunehmendem Titangehalt rasch zu. Neben dem Eutektikum entstehen teilweise primär aus der Schmelze vor einer Dendritenbildung isolierte nahezu kugelförmige

5 Teilchen, die einen hohen Titangehalt aufweisen und überwiegend Titankarbide und Titankarboboride sind. Bei einem Gehalt von ca. 5 bis 6 Gew.-% Ti besteht das Gefüge weitgehend aus primären Karboboriden und Eutektikum, Bild 5.2.

Höhere Ti-Gehalte bewirken die Bildung primärer Titanboride und Titankarboboride aus der Schmelze.

Die Härte der mit TiB_2 legierten Spuren nimmt im Erstarrungszustand mit zunehmendem Ti-Gehalt von 10 ca. 60 HRC auf ca. 40 HRC ab und steigt dann wieder etwas an.

Zur Erzielung einer ausreichenden Arbeitshärte ist daher eine Wärmebehandlung vielfach notwendig.

Aus der nahezu beliebigen Legierungsreihe des S-6-5-2 mit TiB_2 wurden Legierungen mit ca. 3 und 5 Gew.-% Titan ausgewählt, um daraus Versuchsfräser herzustellen. Mit Hilfe der Elektronenstrahlmikroanalyse wurde folgende Spurzusammensetzung für eine Spur mit ca. 5 Gew.-% Ti ermittelt: 0,8 Gew.-% C, 3,8 15 Gew.-% Cr, 5,5 Gew.-% W, 4,5 Gew.-% Mo, 1,8 Gew.-% V, 5,2 Gew.-% Ti, 2,3 Gew.-% B, Rest Fe.

Die Herstellung der Versuchsfräser erfolgte analog Beispiel 3.

Beim Härten erfolgt eine deutliche Gefügeänderung. Es bilden sich dabei isolierte Teilchen, die allerdings vielfach einen mehrphaseigen Aufbau aufweisen, Bild 5.3.

Dabei kommt es zur Ausbildung von Boriden, Karbiden und Karboboriden mit unterschiedlichen 20 Gehalten an den Legierungselementen, die im S-6-5-2 enthalten sind. Auffallend ist, daß sich bei den Proben mit dem höheren Borgehalt insbesondere eisenreiche Boride bilden. Im nachträglich gehärteten Zustand lassen sich Härten von ca. 64 bis 66 HRC erzielen. Im Fräsversuch konnte eine Leistungssteigerung von mehr als 100 % gegenüber dem konventionellen S-6-5-2 beobachtet werden.

Erstarrungszustand: Ti (C, B) + (Fe, Ti, V, Cr)-Boride

25 nach dem Härten: Ti (C, B) + (Fe, Ti, V, Cr, Mo, W)-Boride

Bild 5.1: V=5000 fach

Bild 5.2: V=5000 fach

Bild 5.3: V=5000 fach

30 **Beispiel 9:**

Ein Schnellarbeitsstahl vom Typ S-6-5-2 gemäß Beispiel 1 wurde mit Hilfe eines CO_2 -Lasers unter folgenden Verfahrensbedingungen oberflächlich mit TiN laserlegiert: Leistung $P=2500$ W, Leistungsdichte $I=10^4$ bis 10^6 W/cm², Vorschubgeschwindigkeit $v=0,2$ bis $1,0$ m/min.

35 In den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahles mit der Oberfläche des S-6-5-2 wurde mit Hilfe eines Stickstoffstromes TiN-Pulver eingeblasen. Das Titanitridpulver hat sich in der Schmelze teilweise aufgelöst und durch die Badkonvektion gut im Schmelzbad verteilt.

Durch Variation der Prozeßparameter wurde ein Titangehalt von über 70 Gew.-% Ti ohne nennenswerte Porosität realisiert.

40 Während der Erstarrung bilden sich ähnliche Gefüge aus, wie beim Legieren mit thermodynamisch stabilen Karbiden. Die entstehenden Ausscheidungen während des Erstarrungsvorganges reichen von eutektischen Karbonitriden bei geringem Ti-Gehalt im interdendritischen Raum über eutektische Zellen bis hin zu primären Karbonitriden und Nitriden in dendritischer Form bei hohem Ti-Gehalt. Die Härte beträgt im laserlegierten Zustand 55 bis 67 HRC.

45 In Abhängigkeit vom Titangehalt lassen sich Härtewerte von 63 HRC bis über 70 HRC im nachträglich gehärteten Zustand erreichen:

Erstarrungszustand:

- 50
- geringer Ti-Gehalt: vorwiegend $M_6C + M(C, N)$
 - hoher Ti-Gehalt: M (N, C) eutektisch oder primär aus der Schmelze;
 - nach dem Härten: M (C, N) + M_6C .

Beispiel 10:

55 Ein Schnellarbeitsstahl vom Typ S-6-5-2 gemäß Beispiel 1 wurde gleichzeitig mit Co und VC unter folgenden Verfahrensparametern laserlegiert: Leistung $P=2500$ W, Leistungsdichte $I=(3 \text{ bis } 6) \cdot 10^4$ W/cm², Vorschubgeschwindigkeit $v=0,2$ m/min. In den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahles mit dem S-6-5-2

wurde eine in einem Attritor gemahlene Pulvermischung aus Co (ca. 20 µm Korngröße) und VC (ca. 2 µm Korngröße) eingeblasen.

Die Dicke der Spuren beträgt 0,5 bis 1,2 mm, die Spurbreite ca. 2 bis 3 mm, die Einschmelztiefe nimmt mit zunehmendem Co- und VC-Gehalt auf unter 0,1 mm ab.

Das Kobalt löst sich vollkommen in der Schmelze auf, beim VC löst sich insbesondere bei der niedrigen Leistungsdichte nur ein Teil des VC auf - die restlichen VC werden durch die Badkonvektion gleichmäßig verteilt und liegen infolge der geringen Ausgangskorngröße nach der Erstarrung in feiner Form vor. Teilweise keimen an diese Karbide eutektische Zellen bei höherem VC-Gehalt an.

Nach dieser Technik wurde ein S-6-5-2 mit ca. 10 Gew.-% Co, 12 Gew.-% V und 2,8 Gew.-% C aufgelegt, der Härtewerte bis ca. 70 HRC erreichte.

Karbide im erstarrten Zustand:

- geringer Vanadiumgehalt: vorwiegend M_6C eutektisch + MC eutektisch
- hoher Vanadiumgehalt: vorwiegend MC eutektisch oder primär aus der Schmelze + M_6C eutektisch;

Karbide nach dem Härten:

- geringer Vanadiumgehalt: vorwiegend M_6C und MC
- hoher Vanadiumgehalt: vorwiegend MC und M_6C

Beispiel 11:

Zur Erhöhung der lokalen Verschleißbeständigkeit von Bauteilen wurde ein Einsatzstahl des Typs 16 MnCr5 mit einer Zusammensetzung von 0,15 Gew.-% C, 0,30 Gew.-% Si, 1,20 Gew.-% Mn, 0,95 Gew.-% Cr, Rest Fe und Verunreinigungen mit Hilfe eines CO_2 -Lasers unter folgenden Bedingungen oberflächlich laserlegiert: Leistung $P = 2500$ W, Leistungsdichte $I = 6 \cdot 10^4$ W/cm², Vorschubgeschwindigkeit $v = 0,2$ bis 0,4 m/min. In den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahles mit der Oberfläche des Einsatzstahles wurde mit Hilfe eines Pulverförderers $Cr_{23}C_6$ -Pulver unter Zuhilfenahme eines Argonstromes eingeblasen.

Das $Cr_{23}C_6$ -Pulver hat sich in der Schmelze, deren Temperatur etwa 2300 °C betrug, vollständig aufgelöst und durch die Badkonvektion in der Schmelze gleichmäßig verteilt. Durch Variation der Prozeßparameter konnten Spuren mit Chromgehalten bis ca. 90 Gew.-% erzeugt werden.

Die Dicke der Spuren lag bei ca. 0,5 bis 1,2 mm, die Spurbreite bei ca. 1,5 bis 2,0 mm. Die Einschmelztiefe nahm mit zunehmendem Chromgehalt auf ca. 0,1 mm ab.

Das Gefüge der Schmelzraupen hängt stark vom $Cr_{23}C_6$ -Gehalt und der Kühlrate ab. Dem Schmelzbad zugeführtes Chrom und Kohlenstoff werden bis zu ca. 15 Gew.-% Cr (entsprechend ca. 0,9 Gew.-% C) nahezu vollständig in den wachsenden Kristallen gelöst. Diese Zwangslösung bleibt während der weiteren raschen Abkühlung erhalten. Das führt dazu, daß zunächst mit zunehmendem Chromgehalt und dementsprechend zunehmendem Kohlenstoffgehalt die Härte in den Spuren deutlich ansteigt - es entsteht kohlenstoffreicherer Martensit.

Über etwa 10 Gew.-% Cr (entsprechend ca. 0,6 Gew.-% C gesamt) wird die Martensitstarttemperatur unter Raumtemperatur abgesenkt, wodurch nach dem Laserlegieren ein mit Chrom und Kohlenstoff übersättigter Austenit vorliegt, dessen Härte ca. 35 bis 40 HRC beträgt, Bild 8.1.

Über 15 Gew.-% Cr (entsprechend ca. 0,9 Gew.-% C gesamt) beginnt im interdendritischen Raum die Bildung eines Eutektikums, dessen Menge mit zunehmendem Chromgehalt ansteigt. Bei ca. 50 Gew.-% Chrom beträgt der Gehalt an Eutektikum ca. 60 Gew.-%, Bild 8.2. Erst bei höchsten Chromgehalten ist eine Erstarrung über primäres $Cr_{23}C_6$ direkt aus der Schmelze möglich.

Beim Laserlegieren kommt es bei Kanten immer zu einer, wenn auch oft geringen, Abrundung, sodaß die endgültige geometrische Form meist erst nach der Laserbehandlung erzeugt wird. Das kann durch Zerspanungsoperationen aber auch durch spanlose Formgebung erfolgen.

Insbesondere das Gefüge aus übersättigtem Austenit und eventuell geringem Gehalt an Eutektikum mit ca. 10 bis 18 Gew.-% Cr (entsprechend ca. 0,6 bis 1,1 Gew.-% C) weist ausgezeichnetes Kaltumformverhalten auf und läßt sich beispielsweise gut prägen. Ist die Härte von ca. 40 HRC für die Kaltumformung zu hoch oder die Umformbarkeit zu gering, so kann durch Weichglühen der Spuren bei Temperaturen um 750 °C die Umformbarkeit weiter erhöht werden, die Härte sinkt dabei auf 200 bis 250 HV ab.

Durch Härten im Temperaturbereich von 900 bis 1050 °C nach dem Laserlegieren und einem allfälligen Kaltumformprozeß kommt es zur Ausscheidung von chromreichen Karbiden aus den übersättigten Kristallen, wodurch die Martensitstarttemperatur ansteigt, was eine martensitische Härtung ermöglicht.

Erzielbare Härten liegen bei ca. 63 bis 65 HRC. Die Karbidgröße und Verteilung läßt sich über die Härtetemperatur und -dauer beeinflussen, typische Karbidgrößen liegen zwischen 0,3 und 2,0 µm, Bild 8.3.

Eine Härtung kann auch durch Anlassen des Austenites erfolgen. Dabei kann einerseits die Ausscheidung von feinen Karbiden, verbunden mit einem Ansteigen der Martensitstarttemperatur, erfolgen, andererseits ist insbesondere bei höheren Anlaßtemperaturen auch eine Phasenumwandlung in der Perlitstufe möglich. Die beiden miteinander konkurrierenden Prozesse führen zur Einengung des Temperaturbereiches, in dem eine effiziente Härtung nur bei etwa 620 °C möglich ist.

Wesentlich für die Anwendung des Laserlegierens ist die Integrierbarkeit in den Fertigungsprozeß.

Von den Möglichkeiten zur Integration erscheinen folgende Varianten als besonders günstig, die an Legierungen mit einem Chromgehalt von ca. 20 Gew.-% untersucht wurden:

Bild 8.1: V = 3000 fach

Bild 8.2: V = 3000fach

Bild 8.3: V = 3000fach

Karbide im erstarrten Zustand: M_7C_3 eutektisch + $M_{23}C_6$ eutektisch

Karbide nach dem Härten: $M_{23}C_6$ + M_7C_3

Beispiel 12:

Verschleißbeanspruchte Kante einer Führungsbahn auf einer Welle:

Schritt 1: Vordrehen der Welle aus weichgeglühtem 16MnCr5 gemäß Beispiel 11;

Schritt 2: Laserlegieren jener Stellen, an denen später die verschleißbeanspruchten Kanten liegen, auf Chromgehalte von ca. 20 Gew.-% in Form auflegierter Spuren;

Schritt 3: Fertigung der Führungsbahnen durch Zerspanung, beispielsweise durch Fräsen oder Schleifen;

Schritt 4: Härten der Welle bei ca. 950 °C und Anlassen bei 400 bis 500 °C.

Die Anlaßhärte der laserlegierten und nachträglich gehärteten Spur liegt bei ca. 63 bis 65 HRC, verbunden mit einer Lebensdauersteigerung gegenüber der Welle im eingesetzten Zustand.

Beispiel 13:

Verschleißbeanspruchte Kante einer Führungsbahn auf einer Welle:

Schritt 1: Vordrehen der Welle aus weichgeglühtem 16 MnCr5 gemäß Beispiel 11;

Schritt 2: Laserlegieren jener Stellen, an denen später die verschleißbeanspruchten Kanten liegen, auf Chromgehalte von ca. 20 Gew.-% in Form auflegierter Spuren;

Schritt 3: Abschleifen des Aufwurtes infolge des Laserlegierens;

Schritt 4: Prägen der Führungsbahn;

Schritt 5: Härten der Welle bei ca. 950 °C, eventuell Anlassen bei 400 bis 500 °C.

Es lassen sich ähnliche Eigenschaften wie bei Beispiel 12 erzielen. Insbesondere bei großen Losgrößen kann die Erzeugung der geometrischen Formen nach der Laserbehandlung durch Kalt- oder Warmumformung von Vorteil sein.

Zur Verbesserung des Kaltumformverhaltens kann zwischen den Fertigungsschritten 3 und 4 eine Weichglühoperation bei ca. 750 °C durchgeführt werden.

Beispiel 14:

Verschleißbeanspruchte Kanten an Vertiefungen, in denen Kugeln einrasten (für mechanische Schaltelemente):

Verfahrensablauf analog zu Beispiel 13 mit dem Unterschied, daß keine Spuren erzeugt wurden, sondern daß die legierten Bereiche in Form von Punkten an jenen Stellen vorliegen, an denen im Einsatz die Kugeln in die Vertiefung einrasten.

Beispiel 15:

Ein Einsatzstahl des Typs 16MnCr5 gemäß Beispiel 11 wurde mit Hilfe des WIG-Verfahrens oberflächlich legiert.

Bei der Variante 1 wurde das Cr_{23}C_6 -Pulver durch Plasmaspritzen auf die Oberfläche aufgebracht und anschließend mit WIG umgeschmolzen. Bei Variante 2 wurde das Cr_{23}C_6 mittels einer Hilfsdüse, die seitlich angebracht wurde, und eines Argongasstromes in den Bogenbereich zugeführt.

Bei einer Leistung von 2 kW und einem Probenvorschub von 0,2 m/min wurden ca. 1,5 mm dicke und 3 mm breite Schmelzraupen erzeugt. Die Einschmelztiefe hat sich mit zunehmendem Cr_{23}C_6 -Gehalt auf ca. 0,3 mm reduziert.

Mit Hilfe dieses Verfahrens wurden Spuren mit Chromgehalten bis 50 Gew.-% realisiert.

Die Gefüge sind aufgrund der geringeren Kühlrate von ca. 10^2 bis 10^3 K/sec etwas gröber als bei den laserlegierten Spuren. Weiters besteht eine erhöhte Rißanfälligkeit bei den Spuren mit den höheren Cr-Gehalten infolge des gröberen Eutektikums.

Karbid im erstarrten Zustand: M_7C_3 eutektisch + M_{23}C_6 eutektisch

Karbid nach dem Härten: M_{23}C_6

Beispiel 16:

Bei erhöhter Anforderung an die Festigkeit des Grundmaterials ist gegenüber Beispiel 11 die Wahl eines Vergütungsstahles mit höherem C-Gehalt notwendig. Aus diesem Grund wurde ein Vergütungsstahl vom Typ 30 CrMoV9 mit einer Zusammensetzung von 0,31 Gew.-% C, 0,35 Gew.-% Si, 0,55 Gew.-% Mn, 2,65 Gew.-% Cr, 0,19 Gew.-% Mo und 0,15 Gew.-% V oberflächlich mit Cr_{23}C_6 laserlegiert.

Die Einschmelztiefe, die erzeugten Chromgehalte und die Gefüge der laserlegierten Schmelzraupe sind vergleichbar dem Beispiel des Laserlegierens eines Einsatzstahles mit Cr_{23}C_6 . Der Übergang zum weichen übersättigten Austenit erfolgt bei etwas geringeren Chromgehalten.

An einer Versuchslegierung mit einem Chromgehalt von ca. 20 Gew.-% wurde Kaltumformbarkeit durch Prägen geprüft. Dabei konnte rißfreie Umformung bis zu hohen Umformgraden nachgewiesen werden.

Karbid im erstarrten Zustand: M_7C_3 eutektisch + M_{23}C_6 eutektisch

Karbid nach dem Härten: M_{23}C_6

Beispiel 17:

Ein Warmarbeitsstahl vom Typ X40CrMoV51 mit einer Zusammensetzung von 0,40 Gew.-% C, 0,95 Gew.-% Si, 0,42 Gew.-% Mn, 5,02 Gew.-% Cr, 1,25 Gew.-% Mo und 0,95 Gew.-% V wurde mit Hilfe eines Elektronenstrahles oberflächlich legiert. VC, Cr_{23}C_6 und Mischungen der beiden Karbide wurden vor der Elektronenstrahlbehandlung auf den zu legierenden Teil in Dicken von 0,1 bis 0,5 mm vakuumplasmagespritzt.

Anschließend wurde die beschichtete Oberfläche mit dem Elektronenstrahl mit einer Leistung von 1 kW und einem Probenvorschub von $v = 0,5$ bis 2,0 m/min umgeschmolzen und damit legiert. Der Elektronenstrahl wurde mit $10 \text{ kHz} \pm 1 \text{ mm}$ normal zum Probenvorschub gependelt.

Die Aufschmelztiefen belaufen sich auf ca. 1 bis 4 mm. Erzeugt wurden nach dieser Methode Spuren mit einem Vanadiumgehalt bis 10 Gew.-% und einem Chromgehalt bis ca. 15 Gew.-%.

Beim Zulegieren von VC zum X40CrMoV51 bilden sich ab einem V-Gehalt von 1,5 Gew.-% bis 2,0 Gew.-% eutektische Bereiche im interdendritischen Raum. Mit zunehmendem V-Gehalt steigt die Menge an Eutektikum bis bei ca. 10 Gew.-% V primäres MC aus der Schmelze gebildet wird. Aufgrund der hohen Härten und des Eutektikums sind die Spuren rißanfällig.

Beim Zulegieren von Cr_{23}C_6 bilden sich übersättigte Mischkristalle, erst bei den höheren Chromgehalten treten nennenswerte Mengen an Eutektikum und Karbiden auf. Durch Absenkung der Martensitstarttemperatur entstehen ab ca. 5 Gew.-% zusätzlichem Chromgehalt weiche Spuren mit Härten um 40 HRC, die die Rißanfälligkeit deutlich reduzieren. Durch gleichzeitiges Legieren mit VC und Cr_{23}C_6 lassen sich rißfreie Spuren erzeugen, die aufgrund des VC-Gehaltes nach einer Wärmebehandlung eine hohe Festigkeit und insbesondere Warmfestigkeit aufweisen.

Als typische Zusammensetzung einer weichen Schicht mit primären Karbiden wurde mittels EDX-Analyse ermittelt: 1,8 Gew.-% C, 0,3 Gew.-% Si, 0,4 Gew.-% Mn, 6,4 Gew.-% Cr, 5,9 Gew.-% V, 0,2 Gew.-% Mo.

Eine günstige Wärmebehandlung ist ein Härten bei 1080°C und Abschrecken in Öl oder Warmbad, gefolgt von einem Anlassen bei 500°C . Derart hergestellte oberflächenlegierte Teile haben sich beispielsweise als Preßdorne bewährt.

Karbid im erstarrten Zustand: M_6C eutektisch + M_7C_3 eutektisch + MC eutektisch oder primär aus der Schmelze

Karbid nach dem Härten: MC + M_6C + M_{23}C_6 .

Beispiel 18:

Ein Stellite mit 2,6 Gew.-% C, 33,5 Gew.-% Cr, 12,5 Gew.-% Ni, Rest Co und Verunreinigungen wurde mit Hilfe eines CO₂ Lasers oberflächlich unter folgenden Verfahrensbedingungen laserlegiert.

5 Leistung $P = 2500 \text{ W}$, Leistungsdichte $I = 6 \cdot 10^4 \text{ W/cm}^2$, Vorschubgeschwindigkeit $v = 0,2 \text{ m/min}$.

In den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahles mit der Oberfläche des Stellites wurde mit Hilfe eines Pulverförderers VC-Pulver unter Zuhilfenahme eines Argongasstromes eingeblasen. Das VC-Pulver hat sich in der Schmelze, deren Temperatur mehr als 2300°C betrug, nahezu vollständig aufgelöst und durch die Badkonvektion gut im Schmelzbad verteilt.

10 Durch Variation der Prozeßparameter wurden Vanadiumgehalte bis ca. 70 Gew.-% in laserlegierten Spuren realisiert.

Die Dicke der Spuren betrug ca. 1,4 mm und die Einschmelztiefe nahm mit zunehmendem VC-Gehalt auf unter 0,1 mm ab. Die Spurbreite lag bei ca. 2,2 mm.

15 Die Kühlrate der Schmelze betrug vor und bei der Erstarrung ca. 10^3 bis $5 \cdot 10^4 \text{ K/sec}$, die Kühlrate danach bewegte sich etwa zwischen 10 und 10^3 K/sec .

Bei niedrigen Vanadiumgehalten bis ca. 2 Gew.-% V ist das Gefüge des laserlegierten Stellites ähnlich jenem des lediglich umgeschmolzenen Stellites - es besteht aus kobaltreichen Mischkristallen und Karbiden sowie Eutektikum im interdendritischen Raum. Die Karbide sind vorwiegend vom Typ M_7C_3 und M_{23}C_6 .

20 Mit zunehmendem V-Gehalt nimmt zunächst der Gehalt an Eutektikum zu, bis ab ca. 10 Gew.-% V primäre MC-Kristalle direkt aus der Schmelze gebildet werden. Bei noch höheren V-Gehalten von mehr als ca. 15 Gew.-% V bilden sich MC in Form von Dendriten.

Die Härte des laserlegierten Stellites liegt bei ca. 40 bis 50 HRC bei niedrigen Vanadiumgehalten und steigt auf über 60 HRC bei den hohen Vanadiumgehalten.

25 **Patentansprüche**

1. Schichtkörper mit einer Eisen- oder Kobaltbasislegierung mit 0,10 bis 5,5 Gew.-%, insbesondere 0,8 bis 1,2 Gew.-%, Kohlenstoff, mit zumindest einer die Eisen- oder Kobaltbasislegierung zumindest teilweise, vorzugsweise an den Arbeitsflächen, bedeckender metallischen Legierungsschichte mit einer

30 Dicke von etwa 0,1 mm bis etwa 6,0 mm, insbesondere etwa 0,5 mm bis 3,0 mm, welche neben den Legierungselementen der Basislegierung zumindest einen höheren Gehalt an einem Element, insbesondere Kohlenstoff, aufweist, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierungsschichte 0,5 bis 20,0 Gew.-%, insbesondere 0,8 bis 8,5 Gew.-%, Kohlenstoff und zumindest eines der folgenden Elemente aufweist: 0,5 bis 70,0 Gew.-%, insbesondere 5,0 bis 35,0 Gew.-%, Vanadium, 0,5 bis 85,0 Gew.-%,

35 insbesondere 10,0 bis 40,0 Gew.-%, Molybdän, 0,5 bis 85,0 Gew.-%, insbesondere 10,0 bis 40,0 Gew.-%, Wolfram, 0,5 bis 80,0 Gew.-%, insbesondere 15,0 bis 45,0 Gew.-%, Chrom, 0,5 bis 70,0 Gew.-%, insbesondere 3 bis 25,0 Gew.-%, Titan, 0,5 bis 80,0 Gew.-%, insbesondere 3,0 bis 30,0 Gew.-% Niob, Hafnium, Tantal und/oder Zirkon, wobei die Karbide überwiegend in Form von MC, M_2C , M_{23}C_6 , M_6C und/oder M_7C_3 als Primärkarbide mit einer mittleren Korngröße von $0,2 \mu\text{m}$ bis $10,0 \mu\text{m}$ im Resteutektikum und/oder als Primärkarbide in eutektischen Zellen mit einer mittleren Korngröße zwischen $1,0 \mu\text{m}$ bis $30,0 \mu\text{m}$ und/oder als isolierte Primärkarbide mit einer mittleren Korngröße von $0,8 \mu\text{m}$ bis $0,5 \text{ mm}$ vorliegen und daß gegebenenfalls der Kohlenstoff in der Legierungsschichte zumindest teilweise durch Bor ersetzt ist und diese 0,1 bis 25,0 Gew.-%, insbesondere 1,0 bis 15,0 Gew.-%, Bor aufweist, wobei

40 das Bor in Form von Boriden, Karboboriden, Bornitriden und/oder Karbobornitriden vorliegt und daß gegebenenfalls der Kohlenstoff in der Legierungsschichte zumindest teilweise durch Stickstoff ersetzt ist, und diese 0,1 bis 15,0 Gew.-%, insbesondere 0,5 bis 2,0 Gew.-%, Stickstoff aufweist, wobei der Stickstoff in Form von Nitriden, Karbonitriden, Bornitriden und/oder Karbobornitriden vorliegt.
2. Schichtkörper mit einer Eisen- oder Kobaltbasislegierung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**,

50 daß die Legierungsschicht 3,0 bis 90,0 Gew.-%, insbesondere 5,0 bis 15,0 Gew.-%, Kobalt aufweist.
3. Verfahren zur Herstellung eines Schichtkörpers mit einer Eisen- oder Kobaltbasislegierung, insbesondere nach einem der Ansprüche 1 und 2, wobei eine Schichte einer Trägerlegierung aus einer Eisen- oder Kobaltbasislegierung aufgeschmolzen wird, und in diese zusätzliche und/oder weitere Legierungselemente inkooperiert werden, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierungskomponenten, z.B. Vorlegierung, Pulvermischung, insbesondere Legierungselemente, auf die in einer Schichtdicke von zumindest 0,1 mm, vorzugsweise 0,5 mm, aufgeschmolzene Legierungsoberflächenschicht aufgebracht werden, die auf zumindest 1800°C , insbesondere 2000 bis 3000°C , erhitzt wird, und daß die

55

Schmelze mit 10^2 bis 10^5 K/sec, insbesondere 10^3 bis 10^4 K/sec, abgekühlt wird, und die erstarrte Schmelze auf etwa 400°C mit 10 bis 10^4 K/sec abgekühlt und daß gegebenenfalls die Legierungsschicht gemeinsam mit der Eisen- und/oder Kobaltbasislegierung plastisch verformt und/oder wärmebehandelt wird.

5

4. Verfahren nach Anspruch 3, **dadurch gekennzeichnet**, daß mit einer Energiedichte zwischen 10^3 bis 5×10^6 Watt/cm² aufgeschmolzen und die Schmelze beaufschlagt wird.

10

5. Verfahren nach Anspruch 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Eisen- oder Kobaltbasislegierung vor dem Aufschmelzen erwärmt, insbesondere bis ca. 700°C erhitzt wird.

15

6. Verfahren nach Anspruch 3, 4 oder 5, **dadurch gekennzeichnet**, daß nach dem Erstarren der Schmelze die Eisen- oder Kobaltbasislegierung in etwa auf die Temperatur der erstarrten Schmelze erhitzt und sodann gemeinsam mit der erstarrten Schmelze abgekühlt wird.

20

7. Verfahren nach einem der Ansprüche 3 bis 6, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierungsschicht angelassen wird.

8. Verfahren nach einem der Ansprüche 3 bis 6, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierungsschicht gehärtet wird.

9. Verfahren nach einem der Ansprüche 3 bis 6, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierungsschicht gegläht wird.

25

10. Verfahren nach einem der Ansprüche 3 bis 9, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Legierungsschicht gemeinsam mit der Eisen- oder Kobaltbasislegierung, plastisch verformt wird.

11. Verfahren nach einem der Ansprüche 3 bis 10, **dadurch gekennzeichnet**, daß die erstarrte Schmelze erneut, zumindest teilweise, analog zur Eisen- oder Kobaltbasislegierung aufgeschmolzen wird.

30

12. Verfahren nach einem der Ansprüche 3 bis 11, **dadurch gekennzeichnet**, daß die Wärmebehandlung durch Aufschmelzen einer angrenzenden bzw. überschneidenden bereits erstarrten Schmelze erfolgt.

35

13. Verfahren nach einem der Ansprüche 3 bis 12, **dadurch gekennzeichnet**, daß beim Aufschmelzen die zugeführte Energie gepulst wird.

Hiezu 5 Blatt Zeichnungen

40

45

50

55



Bild 1.1



Bild 1.3



Bild 1.2



Bild 2.1



Bild 2.2



Bild 2.3



Bild 2.4

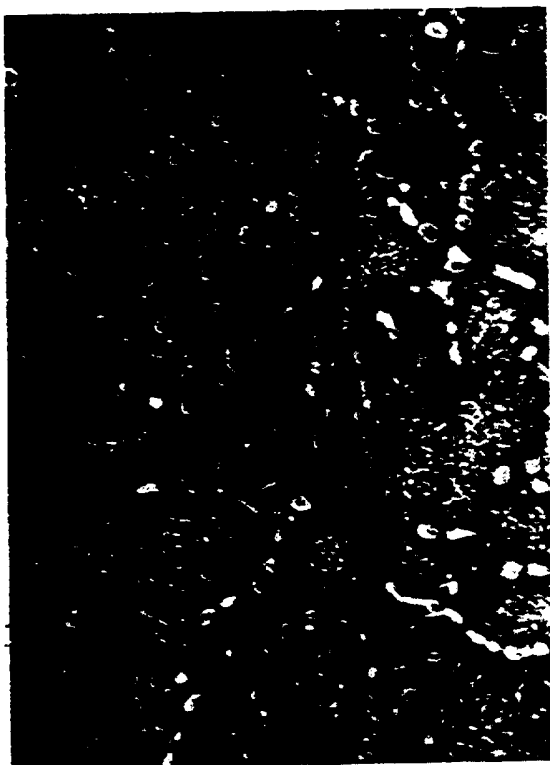


Bild 2.5

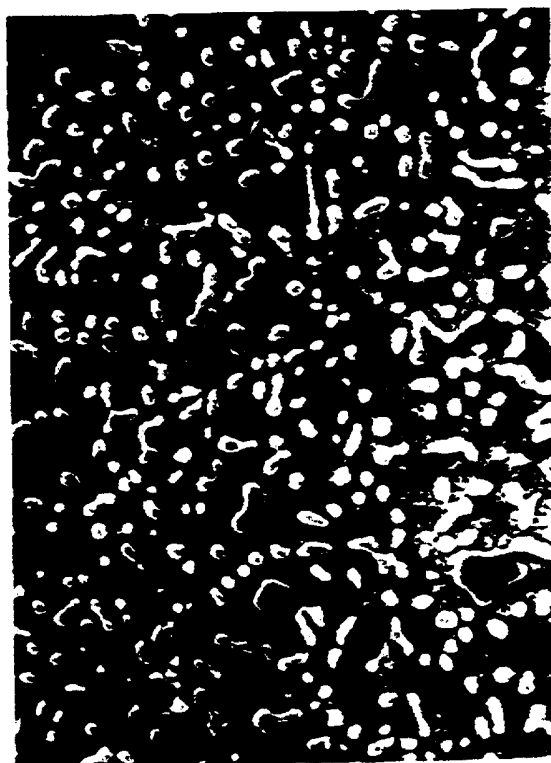


Bild 2.6

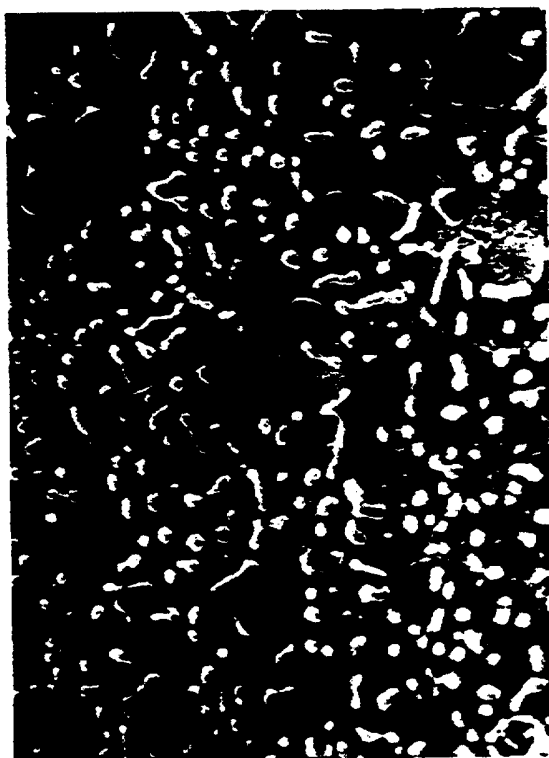


Bild 2.7

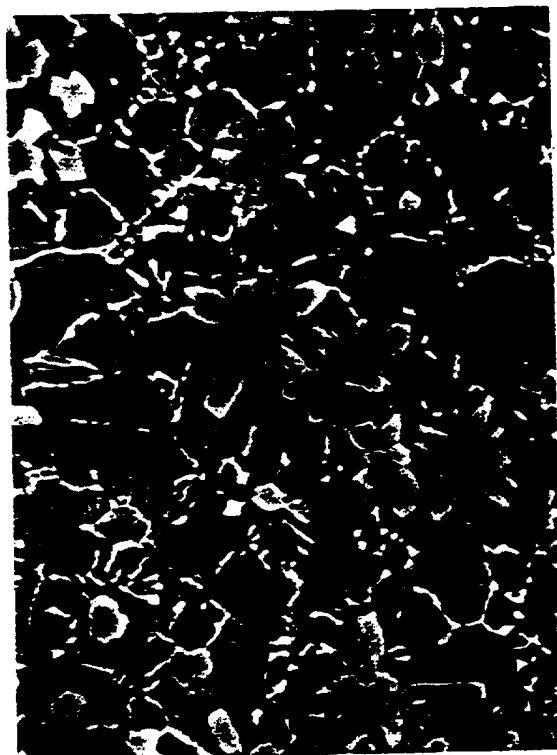


Bild 3.1



Bild 3.2

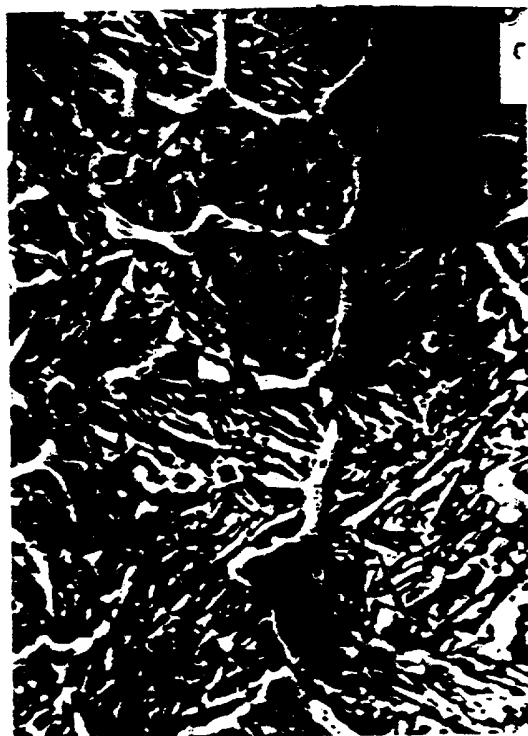


Bild 3.1



Bild 3.2

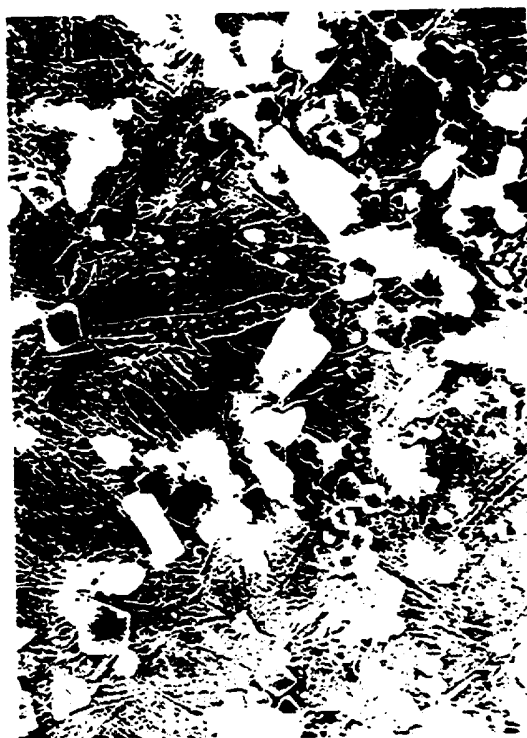


Bild 3.3



Bild 8.1



Bild 8.2

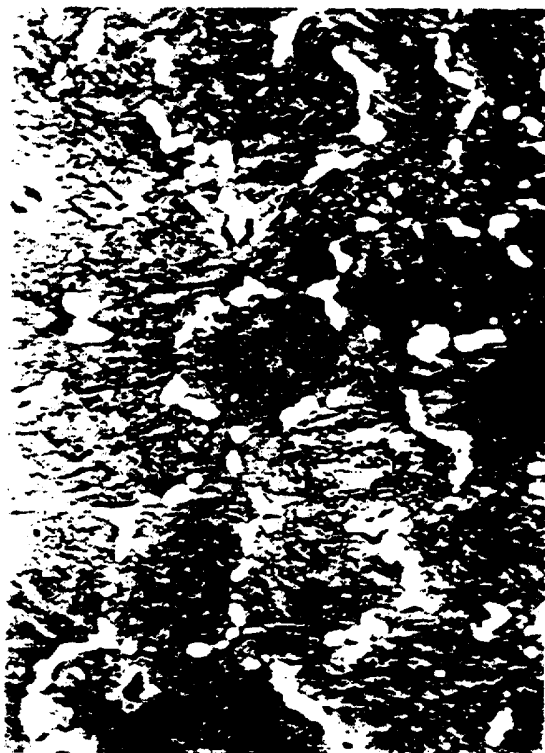


Bild 8.3