



(11)

EP 2 111 475 B1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
14.03.2018 Patentblatt 2018/11

(51) Int Cl.:
C22C 38/00 (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **07801785.2**

(86) Internationale Anmeldenummer:
PCT/EP2007/007349

(22) Anmeldetag: **21.08.2007**

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:
WO 2008/028561 (13.03.2008 Gazette 2008/11)

(54) **BAUTEILE AUS ULTRAHOCHKOHLENSTOFFHALTIGEN STÄHLEN MIT REDUZIERTER DICHTHE UND HOHER ZUNDERBESTÄNDIGKEIT**

COMPONENTS MADE OF STEELS WITH AN ULTRAHIGH CARBON CONTENT AND WITH A REDUCED DENSITY AND HIGH SCALING RESISTANCE

COMPOSANTS EN ACIER À ULTRA HAUTE TENEUR EN CARBONE, DE DENSITÉ RÉDUITE ET À HAUTE RÉSISTANCE À LA CALAMINE

(84) Benannte Vertragsstaaten:
DE FR

(74) Vertreter: **JENSEN & SON**
366-368 Old Street
London EC1V 9LT (GB)

(30) Priorität: **07.09.2006 DE 102006041902**

(56) Entgegenhaltungen:
DE-A1-102005 027 258 FR-A- 831 996
US-A- 4 769 214 US-A- 5 445 685

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
28.10.2009 Patentblatt 2009/44

(73) Patentinhaber: **Daimler AG**
70327 Stuttgart (DE)

- **WANG ET AL: "Design of a spheroidization processing for ultrahigh carbon steels containing Al" MATERIALS AND DESIGN, LONDON, GB, Bd. 28, Nr. 2, 1. November 2006 (2006-11-01), Seiten 562-568, XP005841096 ISSN: 0261-3069**
- **TSUZAKI K ET AL: "Formation of an (alpha+theta) microduplex structure without thermomechanical processing in superplastic ultrahigh carbon steels" SCRIPTA MATERIALIA, ELSEVIER, AMSTERDAM, NL, Bd. 40, Nr. 6, 19. Februar 1999 (1999-02-19), Seiten 675-681, XP004325576 ISSN: 1359-6462**

(72) Erfinder:

- **HAUG, Tilmann**
89264 Weissenhorn (DE)
- **KLEINEKATHÖFER, Wolfgang**
73550 Waldstetten (DE)
- **Pol, Frédéric**
6800 Feldkirch (AT)

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents im Europäischen Patentblatt kann jedermann nach Maßgabe der Ausführungsordnung beim Europäischen Patentamt gegen dieses Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

EP 2 111 475 B1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft Ultrahochkohlenstoffhaltige Stähle oder Ultra High Carbon Steel (UHC) mit reduzierter Dichte und hoher Zunderbeständigkeit gemäß Anspruch 1, sowie die Herstellung von Bauteilen durch Halbwarmumformung gemäß Anspruch 8 sowie Anspruch 9. UHC Stähle sind bereits seit längerem bekannt. Sie wurden insbesondere hinsichtlich ihrer superplastischen Eigenschaften entwickelt. Die superplastische Verformung verläuft in einem engen Prozessfenster aus Temperatur und Umformgeschwindigkeit (Dehnrates ($\dot{\epsilon}$)). Bei der superplastischen Umformung können Dehnwerte von einigen 100 bis 1000% erreicht werden. Typisch sind hierbei eine Umformtemperatur oberhalb ca. 50% der Schmelztemperatur (idealerweise im Bereich der $\alpha \rightarrow \gamma$ Umwandlung) und eine sehr geringe Umformgeschwindigkeit von etwa 10^{-2} bis 10^{-5} s^{-1} . Werden die jeweils optimale Temperatur und/oder Umformgeschwindigkeit überschritten, so findet eine Zerstörung des für die guten mechanischen Eigenschaften erforderlichen Gefüges statt. Die idealen Geschwindigkeiten der superplastischen Umformung liegen damit deutlich unterhalb der Grenze der industriellen Akzeptabilität für Serienprodukte die bei etwa 0.1/s liegt.

Unlegierte UHC-Stähle, wie beispielsweise aus der US 3.951.697 bekannt weisen nur einen geringen superplastischen Effekt auf, da das Gefüge gegen Kornwachstum instabil ist.

[0002] In der US 4.448.613 sind Herstellungsverfahren des superplastischen Gefüges für UHC-Stähle beschrieben. Es wird auch die Einstellung der superplastischen Gefüge für UHC Stähle mit geringen Legeierungszusätzen an Cr, Mn und Si beschrieben.

[0003] In der US 4.533.390 wird vorgeschlagen, einen UHC-Stahl mit dem sehr hohen Si-Gehalt (3-7%), durch Legierungszusätze von Cr, Mo, W, Ti und deren Kombinationen eine Erhöhung der A1-Temperatur, eine Stabilisierung des Gefüges gegen Kornwachstum und eine Verbesserung der superplastischen Eigenschaften zu erreichen. Die hohen Si-Gehalte machen die Stähle unter Gebrauchsbedingungen sehr spröde.

[0004] In der US 4.769.214 werden UHC-Stähle mit hohem Al-Anteil (bevorzugt 0.5 bis zu 6.4%) beschrieben. Dabei wird auf gute superplastische Eigenschaften, insbesondere guter Umformbarkeit bei superplastischen Bedingungen (und Oxidationsbeständigkeit abgezielt. Zur Stabilisierung des Gefüges werden Legierungszusätze aus Cr und/oder Mo angegeben. Mit einem Al-Anteil größer als 6.4% wurde eine starke Verringerung der Warm- und Kaltumformbarkeit festgestellt. Die bevorzugten UHC-Stähle weisen Al-Gehalte $< 6.4 \%$ auf.

[0005] Eine besonders wichtige Bedeutung für die Wirtschaftlichkeit der Formgebungsverfahren hat die Umformbarkeit des Werkstoffs. Eine gute Umformbarkeit beinhaltet einen hohen ohne Bauteilschädigung erreichbaren Umformgrad, eine niedrige Fließspannung beim Umformen und eine möglichst niedrige Umformtemperatur. Erst hierdurch werden auch komplex geformte Bauteile in wenigen kostengünstigen Umformschritten verfügbar.

[0006] Beim Kaltschmieden (Kaltfließpressen) sind zwar eine hohe Maßgenauigkeit, hohe Oberflächenqualität und eine hohe Bauteilfestigkeit (durch Kaltverfestigung) möglich; dem stehen aber die Nachteile teils ausgesprochen hoher erforderlicher Umformkräfte entgegen.

[0007] Beim Warmschmieden (ca. 1100°C - 1250°C) zeigen die Werkstoffe ein hohes Umformvermögen (geeignet für formkomplexe Bauteile), aber es ist nur geringe Maßgenauigkeit und schlechtere Oberflächenqualität möglich. Besonders nachteilig ist die hohe thermomechanische Werkzeugbelastung bzw. der entsprechend hohe Werkzeugverschleiß. Formgebungsverfahren im Hochtemperaturbereich, beispielsweise bei Schmiedetemperatur führen zu hohen Werkzeugkosten, da entweder hoher Verschleiß vorliegt oder teure Hochtemperaturwerkzeuge verwendet werden müssen. Darüber hinaus werden die umzuformenden Rohlinge aus Kostengründen an Luft bearbeitet und hierdurch oxidativ geschädigt. Dies führt beispielsweise bei Stählen zur Verzunderung. Vor der Weiterverarbeitung der hierdurch hergestellten Bauteile muss zumindest auf der Oberfläche nachbearbeitet werden. Eine near net shape Herstellung von Bauteilen ist bei diesen Temperaturen dadurch nur sehr eingeschränkt erreichbar.

[0008] Eine weitere hohe Bedeutung für die Massenfertigung, insbesondere in der Kraftfahrzeugindustrie spielt eine hohe Prozessgeschwindigkeit im Umformprozess. Die sehr niedrigen Umformgeschwindigkeiten der superplastischen Umformung sind für die Serienfertigung von Bauteilen daher nicht akzeptabel.

[0009] Bei den bekannten UHC-Stählen mit geringem Al-Gehalt steht bei den üblichen Umformtemperaturen um ca. 750 - 950°C eine deutliche Verzunderung zu befürchten, was zu zusätzlichem Bearbeitungsaufwand führen kann. Diese Stähle sind nicht für den Leichtbau geeignet.

Es ist Aufgabe der Erfindung, einen Leichtbaustahl bereit zu stellen, der sich bei Temperaturen unterhalb der Warmschmiedetemperaturen an Luft mit möglichst hohen Umformgeschwindigkeiten bearbeiten lässt, sowie Umformverfahren aufzuzeigen, die hohe Umformgeschwindigkeiten und eine möglichst geringe Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften der Stähle, sowie möglichst geringe thermomechanische Belastung der Umformwerkzeuge gewährleisten. Die Aufgabe wird erfindungsgemäß gelöst durch einen Ultrahochkohlenstoffhaltigen oder UHC-Leichtbaustahl mit verbesserter Umformbarkeit und Zunderbeständigkeit mit den Merkmalen des Anspruchs 1 und durch ein Verfahren zur Herstellung von warmumgeformten Bauteilen aus UHC-Leichtbaustählen durch Warmumformung bei einer Temperatur von 800 bis 980°C an Luft mit den Merkmalen des Anspruchs 8, oder durch ein Verfahren zur Herstellung von warmumgeformten Bauteilen aus UHC-Leichtbaustählen durch Warmumformung bei einer Temperatur von 880 bis 1050°C an

Luft mit den Merkmalen des Anspruchs 9.

Zusammenfassend werden im Folgenden die Umformprozesse bei einer Temperatur im Bereich von 800 bis 1050°C als Warmumformen bezeichnet.

Erfindungsgemäß ist somit für den UHC-Leichtbaustahl mit verbesserter Zunderbeständigkeit die folgende Legierungszusammensetzung laut Anspruch 1 vorgesehen (Zusammensetzungen im folgenden in Gew.% soweit nicht anders angegeben).

C: 1 bis 1,6

Al : 5 bis 10

Cr: 0,5 bis 3

Si: 0,1 bis 2,8

[0010] Rest Eisen und üblichen stahlbegleitende Verunreinigungen.

[0011] Besondere Bedeutung kommt dabei den Legierungselementen Al und Si zu, welche in dem erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustahl neben einander vorliegen.

[0012] Sowohl das Al als auch das Si tragen zu einer signifikanten Verringerung der Dichte der UHC-Stähle bei. Somit handelt es sich um insbesondere für den Kraftfahrzeugbau interessante Leichtbaustähle.

So liegt die Dichte für einen UHC-Leichtbaustahl mit 0,4% Si und 6,7% Al bei 7 g/ccm gegenüber dem konventionellen Stahl 25MoCr4 mit einer Dichte von 7,8 g/ccm.

[0013] Überraschend wurde festgestellt, dass das Si die A1-Umwandlungstemperatur in der gegebenen Legierungszusammensetzung in hohem Maße beeinflussen kann. Das hohe Gehalt an Al erhöht dabei die Si-Empfindlichkeit der Legierung deutlich. In der Al-haltigen Legierung führt bereits eine geringe Steigerung von Si-Legierungszusätzen zu einer signifikanten Erhöhung der A1-Umwandlungstemperatur. Dies bedeutet, dass durch die Zulegierung des Si eine Erhöhung der optimalen Umformtemperatur erreicht wird. Unter der optimalen Umformtemperatur ist insbesondere die Temperatur zu verstehen, welche möglichst hohe Umformgeschwindigkeiten ohne Schädigung des Gefüges zulässt.

[0014] So wird beispielsweise die A1 Umwandlungstemperatur von ca. 820°C für einen 6.5%Al, 1.5%Cr, 1.35%C, 0.04%Si UHC-Leichtbaustahl durch Erhöhung des Si-Anteils auf nur 0,4% bereits auf 865°C gesteigert.

[0015] Die Erhöhung der A1-Umwandlungstemperatur verschiebt die optimale Umformtemperatur zu höheren Werten, wobei das Temperaturniveau der Warmumformung noch unterhalb des Bereichs der Schmiedetemperaturen bleibt. Dies bringt für die Warmumformung wesentliche Vorteile. Da der Warmumformprozess bei höheren Temperaturen durchgeführt werden kann, verringert sich die Fließspannung des UHC-Leichtbaustahls. Insgesamt verbessert sich das Umformvermögen des UHC-Leichtbaustahls bei der optimalen Umformtemperatur. Die für Bauteil und Werkzeuge ungünstigen Temperaturen des Warmschmiedens werden nicht erreicht.

[0016] Gegenüber den Schmiedestählen tritt eine deutliche Verbesserung der mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur auf.

[0017] Der Al-Gehalt hat neben der Verringerung der Dichte auch den sehr bedeutenden Effekt, einer starken Verringerung der Zunderbildung bei den Temperaturen der Warmumformung. Da sich nur dünne Zunderschichten bilden, bei denen nur eine geringe Oberflächen-Nachbearbeitung erforderlich ist, eignen sich die erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustähle insbesondere auch für near-net-shape Prozesse. Bei den erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustählen konnten 92 bis 99% Reduzierung der Korrosionsgeschwindigkeit gegenüber den konventionellen Stählen 25MoCr4 erreicht werden.

[0018] Überraschenderweise zeigt auch der Si-Gehalt einen signifikanten Einfluss auf die Abnahme der Verzunderung.

[0019] Durch den Zusatz an Si bleiben die superplastischen Eigenschaften erhalten, wobei teilweise eine leichte Erhöhung des Umformvermögens bei hoher Geschwindigkeit gemessen werden konnte.

Auch die mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur werden durch das üblicherweise stark versprödhende Si nicht nachteilig verändert. Die erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustähle zeigen nur geringfügig verringerte Bruchdehnungen gegenüber Si-freien UHC Stählen.

[0020] Si wird bei der Stahlherstellung in der Regel beim Legierungsschmelzen ohne besondere Vorsichtsmaßnahmen aus der Ofenauskleidung in die Legierungsschmelze aufgenommen. Für Si-arme Stahlsorten ist dieses Verhalten problematisch und muss durch aufwändige Maßnahmen unterbunden werden. Für die erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustähle stellt diese Si-Aufnahme aufgrund ihres ohnehin schon hohen Si-Gehaltes dagegen kein Problem mehr dar. Kostengünstige metallurgische Herstellungsverfahren sind daher anwendbar.

[0021] Es hat sich gezeigt, dass sich die Legierungselemente Al und Si gegenseitig günstig beeinflussen. Daher ist das Al/Si-Verhältnis von besonderem Interesse. Bevorzugt wird ein Al/Si-Verhältnis zwischen 10 und 20 gewählt. Besonders bevorzugt liegt das Al/Si-Verhältnis bei einem Al-Gehalt von 6 bis 7% bei 14 bis 16.

[0022] Da sich durch einen hohen Si-Gehalt die Bruchdehnung verschlechtert beziehungsweise die Spröde des Stahls bei Raumtemperatur zunimmt ist der Si-Legierungsanteil für die meisten Anwendungen auf Werte unterhalb ca. 2,8% zu begrenzen.

Der bevorzugte Si-Gehalt stellt einen Kompromiss zwischen Erhöhung der optimalen Umformtemperatur und Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften dar und liegt bevorzugt im Bereich von 0,3 bis 1,2 Gew.%, besonders bevorzugt bei 0,4 bis 0,8.

Aufgrund der hohen Gehalte an Al und Si besteht die Gefahr, dass in der Legierung unerwünschter Graphit gebildet wird. Diesem wird durch Zulegierung einer geeigneten Cr-Menge begegnet, die auf die Einzelkomponenten Si und Al abgestimmt werden muss.

Eine besonders bevorzugte Zusammensetzung in Gew.% ist gegeben durch:

C: 1,2 bis 1,4

Al : 5,5 bis 7

Cr: 1 bis 2

Si: 0,3 bis 0,6

[0023] Rest Eisen und übliche stahlbegleitende Verunreinigungen.

[0024] Bei den stahlbegleitenden Verunreinigungen kann es sich im Sinne der erfindungsgemäßen Legierung ebenfalls um die typischen Stahllegierungsbegleiter Ni-, Mo-, Nb- und/oder V handeln. In der Regel sind Anteile dieser Elemente in einer Menge unterhalb 1% unkritisch. Laut Anspruch 1 liegt der Ni-, Mo- und/oder V-Gehalt unterhalb 0,15 Gew.%. Besonders bevorzugt werden zumindest Ni und/oder V auf unter 0,05% eingestellt.

[0025] In der Erfindung enthält der UHC-Leichtbaustahl weitere stabilisierende Legierungselemente ausgewählt aus der Gruppe Nb, Ti, Mg und/oder N. Der Gehalt dieser Legierungselemente wird laut Anspruch 1 auf Werte unter 0,8, bevorzugt unterhalb 0,5% begrenzt. Besonders bevorzugt liegt die Summe dieser Elemente im Bereich von 0,02 bis 0,5 Gew.%.

[0026] Es ist als weiterer Vorteil der Erfindung anzusehen, dass bei dem erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustahl auf die Zulegierung der sehr teuren Legierungselemente Ni, Mo und/oder V verzichtet werden kann.

[0027] Die UHC-Stähle sind nach ihrer metallurgischen Herstellung in aller Regel nicht in einem Gefügestand, der eine hohe Umformgeschwindigkeit der Warmumformung zulässt. Ein hierfür ideales Gefüge entspricht typischerweise einem Gefüge mit superplastischen Eigenschaften. Für die aus Wirtschaftlichkeitserwägungen verfahrensgemäß bevorzugte Warmumformung, statt der superplastischen Umformung, kann in der Regel jedoch in weiten Grenzen von diesem optimalen superplastischen Gefüge abgewichen werden. Wichtig ist, dass eine homogene, feinkörnige, sphäroide und gegen Kornwachstum und Graphitbildung stabile Karbidverteilung in einer ebenfalls feinkörnigen und gegen Kornwachstum stabilen Ferritmatrix vorliegt. Die Korngröße der Gefüge liegt bevorzugt unterhalb 10 μm . Besonders bevorzugt liegt die mittlere Korngröße unterhalb 1,5 μm . Der Überwiegende Teil der Körner ist bevorzugt sphäroid, wobei geringe Mengen an lamellarem Karbid für die Eigenschaften des UHC-Stahls tolerierbar sind.

[0028] Erst durch eine besondere thermo-mechanische Behandlung wird ein Gefüge ausgebildet, das die erforderlichen feinen Kristallite, bzw. Körner enthält. Es müssen mindestens zwei Phasen ausgebildet werden, die ein Kornwachstum verhindern.

[0029] Die entsprechenden Phasen sind bei den erfindungsgemäßen Zusammensetzungen im Wesentlichen aus der Hauptphase α -Ferrit und Nebenphasen aus κ -Carbiden aufgebaut. Al und Si stabilisieren dabei das Gefüge gegen Kornwachstum.

[0030] Um dieses Gefüge einzustellen wird zunächst ein relativ homogenes Material aus Perlit hergestellt, das eine lamellare Mischung aus Ferrit und Zementit ist. In einem zweiten Schritt wird diese Perlit-Struktur in eine Mikrostruktur umgewandelt, bei welcher die Carbide überwiegend sphäroidisch und der Ferrit ultrafeinkörnig vorliegen.

[0031] Das Gefüge der UHC-Leichtbaustähle weist bevorzugt feine sphäroide Carbide auf. Die mittlere Querschnittsfläche der sphäroiden Carbide liegt bevorzugt unterhalb 8 μm^2 , besonders bevorzugt unterhalb 3 μm^2 .

[0032] Bevorzugt liegt der Volumenanteil der feinen sphäroiden Carbide bei 25 bis 30 %. Die Häufigkeit an lichtmikroskopisch bestimmbar Karbidteilchen oder Teilchen oberhalb 500nm pro Flächenelement sollte oberhalb 50.000 Karbidteilchen/mm², bevorzugt oberhalb 150.000 Karbidteilchen/mm² liegen.

[0033] Eine sphäroide Form ist dabei wesentlich günstiger als eine lamellare Form der Karbidteilchen. Bevorzugt liegt die mittlere Elongation der Karbidteilchen unterhalb 1,8. Besonders bevorzugt werden sehr rundliche Teilchen gebildet, mit einer mittleren Elongation zwischen 1 und 1,5.

[0034] Bei den erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustählen kann für die Herstellung eines superplastischen Gefüges wie folgt vorgegangen werden:

A. Weitgehend vollständige Austenitisierung, je nach C, Si, Al und Cr-Gehalt insbesondere bei 1000-1150°C. Hierbei findet eine homogene Verteilung des Kohlenstoffs und der Begleitelemente in der groben γ -Phase statt.

B. Abkühlung unter Warmumformung, gegebenenfalls mit zyklischer Temperaturführung im Temperaturbereich von 1100 bis 700°C; Hierbei werden sphäroide κ -Carbide erzeugt. Die Umformung findet nahe an der A1 Temperatur,

oberhalb und unterhalb dieser statt. Gegebenenfalls kann zwischengeglüht werden, um die mittlere Abkühlgeschwindigkeit zu reduzieren oder die Temperatur um die A1-Temperatur pendeln zu lassen.

C. Luftabkühlung; Hierbei findet keine Gefügeumwandlung mehr statt.

[0035] Im Schritt B. werden typischerweise Umformgrade oberhalb 1,5 angewendet. Bevorzugt werden Umformgrade bei 1,7 bis 4 angewendet.

[0036] Die erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustähle werden bevorzugt zur Herstellung von Fahrwerksbauteilen, Getriebeteilen, oder Zahnräder für Kraftfahrzeuge verwendet. Eine besonders anspruchsvolle Anwendung stellen Pleuel dar, welche bislang nicht in befriedigender Weise als Leichtbauteil zur Verfügung standen.

[0037] Weitere bevorzugte Anwendungen sind Bauteile für Verbrennungsmotoren und Getriebekomponenten von Kraftfahrzeugen.

[0038] Ein weiterer Aspekt der Erfindung betrifft Verfahren zur Herstellung von warmumgeformten Bauteilen aus UHC-Leichtbaustählen.

[0039] Zur Herstellung von Bauteilen ist erfindungsgemäß vorgesehen, einen UHC-Leichtbaustahl der Zusammensetzung (Gew.%)

C: 1 bis 1,6

Al : 5 bis 10

Cr: 0,5 bis 3

Si: 0,1 bis 0,8

[0040] Rest Eisen und üblichen stahlbegleitenden Verunreinigungen, bei einer Temperatur im Bereich von 800 bis 980°C an Luft warm umzuformen.

[0041] In einer weiteren erfindungsgemäßen Ausgestaltung ist zur Herstellung von Bauteilen vorgesehen, an einem UHC-Leichtbaustahl der Zusammensetzung

C: 1 bis 1,6

Al : 5 bis 10

Cr: 0,5 bis 3

Si: 0,8 bis 2,8

[0042] Rest Eisen und üblichen stahlbegleitenden Verunreinigungen, bei einer Temperatur im Bereich von 880 bis 1050°C an Luft eine Warmumformung durchzuführen.

[0043] Bei der Warmumformung können im Prinzip die unterschiedlichen im Maschinenbau bekannten Verfahren für die Herstellung komplex geformter Bauteile aus Metallen angewendet werden. Gegebenenfalls ist eine entsprechende Anpassung der Kaltverfahren an das Warmumformen vorzunehmen. Zu den geeigneten Verfahren gehören unter anderem das Warm-Fließpressen, das Querwalzen, das Warm-Bohrungsdrücken, das Warm-Rundkneten, das Warm-Verzahnungswalzen, das Warm-Stauchkneten oder die Innenhochdruckumformung sowie das Schmieden.

[0044] Aufgrund ihres A1- und Si-Gehaltes sind die aufgeführten UHC-Stähle bei der Warmumformung nicht auf eine besondere Schutzgasatmosphäre angewiesen. Die Warmumformung kann daher unter Luftzutritt stattfinden.

[0045] Die Temperaturen der erfindungsgemäß angewendeten Warmumformung liegen deutlich unterhalb der Schmiedetemperatur der jeweiligen Legierung. Diese vergleichsweise geringeren Temperaturen haben einen weiteren bedeutenden Vorteil für die Umformwerkzeuge. Häufig können konventionelle Stahlwerkzeuge statt der sonst erforderlichen Hochtemperaturwerkzeuge eingesetzt werden.

[0046] Für die UHC-Leichtbaustähle wird bei der Warmumformung bevorzugt bei einem Prozessdruck unterhalb von 150 bis 180 MPa und einer Umformgeschwindigkeit oder Formänderungsgeschwindigkeit ($\dot{\epsilon}$ =relative Längenänderung/Anfangslänge pro Zeiteinheit) oberhalb von 0,1/s gearbeitet. Die Auslegung des Prozesses kann auf geringen Prozessdruck oder auf hohe Umformgeschwindigkeiten optimiert werden, je nach gewähltem Umformverfahren oder Umformwerkzeug. Besonders bevorzugte Umformungsgeschwindigkeiten liegen oberhalb 0,5/s.

[0047] Werden UHC-Leichtbaustähle eingesetzt, die ein superplastisches Gefüge aufweisen sind auch unter den nicht superplastischen Bedingungen der Warmumformung sehr hohe Umformgrade erzielbar. Bevorzugt werden bei der Warmumformung Dehnungen des Rohlings im Bereich von 50 bis 300% durchgeführt.

[0048] In der Regel sind mit dem erfindungsgemäßen Verfahren auch für komplexe Bauteile keine oder zumindest wesentlich reduzierte spanabhebende weitere Verfahrensschritte erforderlich, womit sich auch eine bessere Werkstoffausnutzung ergibt. Ebenso lassen sich gegebenenfalls mehrere gesonderte hintereinander gelagerte Umformprozesse zu einem einzigen erfindungsgemäßen Umformprozess zusammenlegen. Mit den erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustählen ist auch die über mehrere Warm-Prozesse kumulierte Verzunderung vergleichsweise gering. Die Prozess-

kette zur Erzeugung der fertigen Bauteile ist in vorteilhafter Weise verkürzt.

[0049] Besonders bevorzugt wird nach der Warmumformung des UHC-Leichtbaustahls keine spanabhebende Oberflächen-Nachbehandlung zur Entfernung der Zunderschicht vorgenommen.

[0050] Das erfindungsgemäße Verfahren wird in bevorzugter Weise als near-net-shape Verfahren geführt, so dass das Bauteil nach der Umformung in möglichst gebrauchsfertigem Zustand anfällt und nur noch gegebenenfalls an besonderen Funktionsflächen nachbearbeitet werden muss. Reinigung und Polieren der Oberflächen sind erheblich leichter als bei den bekannten Stählen.

[0051] Die erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustähle weisen ebenfalls eine gute Härtebarkeit (bis >60 HRC ohne Einsatzhärten) auf.

[0052] Bevorzugt findet nach dem Warmumformen ein Härteprozess statt. Dieser wird insbesondere direkt aus der Prozesswärme des Umformprozesses und unter Luftabschreckung geführt. Danach kann in bekannter Weise angelassen werden. Für derartig vergütete UHC-Leichtbaustähle wurden bei Raumtemperatur Zugfestigkeiten von 1500 MPa bei einer Dehnung von 8% gemessen.

Beispiele:

[0053] Im folgenden Beispiel wurden die Eigenschaften zwischen einem quasi Si-freien UHC-Leichtbaustahl, einem konventionellen Stahl und einem erfindungsgemäßen UHC-Leichtbaustahl verglichen (siehe Tabelle 1).

[0054] Für die UHC-Stähle wurde der Al- und Cr-Gehalt sowie der Herstellungs-Umformgrad im wesentlichen gleich gehalten und der Si-Gehalt von 0,039% (UHC-Stahl Si0,04) auf 0,38% (UHC-Stahl Si0,4) erhöht.

[0055] Im Vergleich zum 25MoCr4 ergibt sich eine wesentliche Dichtereduzierung bei vergleichsweise besseren Hochtemperatureigenschaften; Zugfestigkeit und Bruchdehnung bei 910°C sind erheblich gesteigert.

[0056] Der Vergleich zwischen UHC-Stahl Si0,04 und UHC-Stahl Si0,4 zeigt einen deutlichen günstigen Einfluss der Si-Zugabe auf die A1-Umwandlungstemperatur, die von 805 auf 865°C gesteigert wird. Auch die Dichte wird nochmals gesenkt, von 7,11 auf 7,01 g/ccm. Die Versprödung, welche durch die Verringerung der Bruchdehnung von 12,4 auf 6,5% charakterisiert ist, hält sich noch in akzeptablem Rahmen.

Tabelle 1

	UHC-Stahl Si0,04	UHC-Stahl Si0,4	Referenz 25 MoCr 4-Grobkorngeglüht
Si-Anteil	0.039 Gew.% Si	0.380 Gew.% Si	-
Al-Anteil	6.49 Gew.% Al	6.72 Gew.% Al	-
C-Anteil	1.35 Gew.% C	1.32 Gew.% C	
Cr-Anteil	1,57 Gew.% Cr	1,54 Gew.% C	
Herstellungs-Umformgrad	$\phi_H = 1.7$	$\phi_H = 1.6$	-
GRUNDEIGENSCHAFTEN			
Dichte	7.11 g/cm ³	7.01 g/cm ³	7.83 g/cm ³
E-Modul	209.0 GPa	-	209.9 GPa
Mikrohärte	301.0 HV30	311.0 HV30	252.0 HV30
Makrohärte	29.6 HRC	27.8 HRC	24.4 HRC
GEFÜGE			
Beschreibung	Feine sphäroide Karbide	Grobe sphäroide Karbide	-
Statistik			
Volumenanteil Karbidteilchen	20.4%	26.7%	-
Anzahl Karbidteilchen	141.000 /mm ²	69.000 /mm ²	-
Größe			
Mittlere Fläche Karbidteilchen	1.4 μm^2	3.9 μm^2	-

EP 2 111 475 B1

(fortgesetzt)

		UHC-Stahl Si0,04	UHC-Stahl Si0,4	Referenz 25 MoCr 4- Grobkorngeglüht
5	Mittlere Ausdehnung Karbidteilchen	1.9 µm	2.9 µm	-
	Form			
10	Mittlere Elongation Karbidteilchen	1.80	1.76	-
	PHASENUMWANDLUNG			
	Start (Ac1)	ca. 820°C	ca. 865°C	-
15	Ende (Acm)	ca. 905°C	ca. 1000°C	-
	RT-EIGENSCHAFTEN			
	Streckgrenze	698 MPa	676 MPa	-
	Zugfestigkeit	934 MPa	>940 MPa	-
20	Bruchdehnung	12.4%	6.5%	-
	HT-EIGENSCHAFTEN			25 MoCr 4 - Kaltscherfähig
	910°C - 1.0/s			
25	Zugfestigkeit	172 MPa	215 MPa	144 MPa
	Bruchdehnung	74%	102%	60%

[0057] In Fig. 1 sind die Ergebnisse der Hochtemperatur-Korrosionsbeständigkeit der beiden UHC-Leichtbaustähle dargestellt. Es wird die Zunderbildung bei 860°C und 910°C des UHC-Stahls mit 0.04%Si gegen den UHC-Stahl mit 0.4%Si gezeigt(UHC-Stahl Si0,04 versus UHC-Stahl Si0,4).

[0058] An Proben einer Abmessung von 100x20x3mm wurde bei 860°C und an 910°C die Zunderbildung an Luft für bis zu 60 Minuten gemessen. Die Gewichtszunahme ist dabei wesentliche Messgröße für die Zunderbildung.

[0059] Der Si-Gehalt hat signifikanten Einfluss auf die Abnahme der Verzunderung. Bei 910°C findet beim Übergang von 0,04 auf 0,4% Si eine Abnahme der Verzunderung um 70% statt. Bei der für die Warmumformung besonders relevanten Temperatur von 860°C liegt die relative Abnahme der Verzunderung sogar bei 98%.

[0060] Vergleichsuntersuchungen zwischen UHC0, 4Si und 25MoCr4 sind in Fig.2 dargestellt. 25MoCr4 zeigt bei beiden Temperaturen gegenüber UHC0, 4Si eine um 92 bis 99% höhere Verzunderung.

Patentansprüche

1. UHC-Leichtbaustahl mit verbesserter Zunderbeständigkeit, **gekennzeichnet durch** eine Zusammensetzung in Gew.%

C: 1 bis 1,6
Al: 5 bis 10
Cr: 0,5 bis 3
Si: 0,1 bis 2,8

gegebenenfalls stabilisierende Legierungselemente ausgewählt aus der Gruppe Nb, Ti, Mg und/oder N in einer Menge von 0,02 bis 0,8 Gew.%,
und gegebenenfalls die weiteren Legierungselemente Ni- Mo- und/oder V-Gehalt unterhalb 0,15 Gew.% Rest Eisen und üblichen stahlbegleitende Verunreinigungen.

2. UHC-Leichtbaustahl nach Anspruch 1,
dadurch gekennzeichnet, dass
das Al/Si-Verhältnis zwischen 10 und 20 liegt.

3. UHC-Leichtbaustahl nach Anspruch 1 oder 2,
dadurch gekennzeichnet, dass
der UHC-Leichtbaustahl stabilisierende Legierungselemente ausgewählt aus der Gruppe Nb, Ti, Mg und/oder N in einer Menge von 0,02 bis unterhalb 0,8 Gew.% enthält.
4. UHC-Leichtbaustahl nach einem der voran gegangenen Ansprüche,
gekennzeichnet, durch eine Zusammensetzung in Gew. %

C: 1,2 bis 1,4
Al : 5,5 bis 7,0
Cr: 1 bis 2,0
Si: 0,3 bis 0,6

gegebenenfalls Ni, Mo und/oder V in einem Gehalt unterhalb 0,15
Rest Eisen und übliche stahlbegleitende Verunreinigungen.
5. UHC-Leichtbaustahl nach einem der voran gegangenen Ansprüche,
dadurch gekennzeichnet, dass
der Ni- Mo- und/oder V-Gehalt unterhalb 0,15 Gew.% liegt.
6. UHC-Leichtbaustahl nach einem der voran gegangenen Ansprüche,
dadurch gekennzeichnet, dass
das Gefüge feine sphäroide Karbide mit mittleren Querschnittsflächen unterhalb 8 μm^2 aufweist.
7. UHC-Leichtbaustahl nach einem der voran gegangenen Ansprüche,
dadurch gekennzeichnet, dass
das Gefüge grobe sphäroide Karbide in einem Volumenanteil von 25 bis 30 % aufweist.
8. Verfahren zur Herstellung von warmumgeformten Bauteilen aus UHC-Leichtbaustählen nach einem der vorange-
gangenen Ansprüche mit einem UHC-Leichtbaustahl der einen Si-Gehalt unterhalb 0,8 aufweist,
dadurch gekennzeichnet, dass
die Warmumformung bei einer Temperatur von 800 bis 980°C an Luft durchgeführt wird.
9. Verfahren zur Herstellung von warmumgeformten Bauteilen aus UHC-Leichtbaustählen gemäß einem der voran-
gegangenen Ansprüche mit einem UHC-Leichtbaustahl der einen Si-Gehalt oberhalb 0,8 aufweist,
dadurch gekennzeichnet, dass
die Warmumformung bei einer Temperatur von 880 bis 1050°C an Luft durchgeführt wird.
10. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 oder 9,
dadurch gekennzeichnet,
dass die Formänderungsgeschwindigkeit ($\dot{\epsilon}$) der Warmumformung auf Werte oberhalb 0,1 / s eingestellt wird.
11. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 bis 10,
dadurch gekennzeichnet,
dass am UHC-Leichtbaustahl vor der Warmumformung eine Herstellungs-Warmumformung mit einem Umformgrad von 1,5 bis 4 durchgeführt wird.
12. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 bis 11,
dadurch gekennzeichnet,
dass die Warmumformung des Rohlings zumindest teilweise bis zu einem Umformgrad > 2 geführt wird.
13. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 bis 12,
dadurch gekennzeichnet,
dass das umgeformte Bauteil aus der Prozesshärte des Warmumformens unter Luftabschreckung gehärtet wird.
14. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 bis 13,
dadurch gekennzeichnet,
dass Fahrwerksbauteile, Getriebeteile, Zahnräder oder ein Leichtbaupleuel für Kraftfahrzeuge gebildet werden.

15. Verwendung eines UHC-Stahls nach einem der Ansprüche 1 bis 7 zur Herstellung von Bauteilen für Verbrennungsmotoren und Getriebekomponenten von Kraftfahrzeugen.

Claims

1. UHC light-weight steel with improved scale resistance, **characterised by** a composition in % w/w of

C: 1 to 1.6
Al: 5 to 10
Cr: 0.5 to 3
Si: 0.1 to 2.8

if applicable stabilising alloying elements selected from the group Nb, Ti, Mg and/or N in a quantity of 0.02 to 0.8 % w/w, and if applicable the further alloying elements with an Ni, Mo and/or V content below 0.15 % w/w rest iron and the usual impurities which accompany steel.

2. UHC light-weight steel according to claim 1, **characterised in that** the Al/Si ratio is between 10 and 20.

3. UHC light-weight steel according to claim 1 or 2, **characterised in that** the UHC light-weight steel contains stabilising alloying elements selected from the group Nb, Ti, Mg and/or N in a quantity of 0.02 to below 0.8 % w/w.

4. UHC light-weight steel according to any of the preceding claims, **characterised by** a composition in % w/w of

C: 1.2 to 1.4
Al : 5.5 to 7.0
Cr: 1 to 2.0
Si: 0.3 to 0.6

if applicable Ni, Mo and/or V with a content below 0.15 rest iron and the usual impurities which accompany steel.

5. UHC light-weight steel according to any of the preceding claims, **characterised in that** the Ni, Mo and/or V content is below 0.15 % w/w.

6. UHC light-weight steel according to any of the preceding claims, **characterised in that** the structure comprises fine spheroidal carbides with average cross-sectional areas below $8 \mu\text{m}^2$.

7. UHC light-weight steel according to any of the preceding claims, **characterised in that** the structure comprises coarse spheroidal carbides at a volume fraction of 25% to 30%.

8. Method for producing hot-formed components from UHC light-weight steels according to any of the preceding claims with a UHC light-weight steel having an Si content below 0.8, **characterised in that** the hot forming process is carried out in air at a temperature of 800 to 980°C.

9. Method for producing hot-formed components from UHC light-weight steels according to any of the preceding claims with a UHC light-weight steel having an Si content above 0.8, **characterised in that** the hot forming process is carried out in air at a temperature of 880 to 1050°C.

10. Method according to claim 8 or 9, **characterised in that** the deformation rate ($\dot{\epsilon}$) of the hot forming process is set to values above 0.1/s.

11. Method according to any of claims 8 to 10,
characterised in that
before the hot-forming process, the UHC light-weight steel is subjected to a manufacturing hot forming process with a forming level of 1.5 to 4.
12. Method according to any of claims 8 to 11,
characterised in that
the hot forming process of the blank is at least partially carried out to a forming level > 2.
13. Method according to any of claims 8 to 12,
characterised in that
the formed component is hardened from the process hardness of the hot forming process with air quenching.
14. Method according to any of claims 8 to 13,
characterised in that
vehicle components, gearbox components, gears or a light-weight connecting rod for motor vehicles is/are formed.
15. Use of a UHC light-weight steel according to any of claims 1 to 7 for producing components for internal combustion engines and gearbox parts of motor vehicles.

Revendications

1. Acier de construction léger UHC ayant une meilleure résistance à l'oxydation **caractérisé par** sa composition en pourcentage en poids de 1 à 1,6 de C, de 5 à 10 de Al, de 0,5 à 3 de Cr et de 0,1 à 2,8 de Si, éventuellement d'éléments d'alliage stabilisant sélectionnés dans le groupe Nb, Ti, Mg et/ou N dans une quantité comprise entre 0,02 et 0,8 % en poids, et éventuellement d'autres éléments d'alliage de teneur en Ni-Mo et/ou V inférieure à 0,15 % en poids, le reste étant du fer et des impuretés ordinaires accompagnant l'acier.
2. Acier de construction léger UHC selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** le rapport Al/Si se situe entre 10 et 20.
3. Acier de construction léger UHC selon la revendication 1 ou la revendication 2, **caractérisé en ce que** l'acier de construction léger UHC contient des éléments d'alliage stabilisant sélectionnés dans le groupe Nb, Ti, Mg et/ou N dans une quantité comprise entre 0,02 et 0,8 % en poids.
4. Acier de construction léger UHC selon l'une quelconque des revendications, **caractérisé par** sa composition en pourcentage en poids de 1,2 à 1,4 de C, de 5,5 à 7,0 de Al, de 1 à 2,0 de Cr et de 0,3 et 0,6 de Si, éventuellement de Ni, Mo et/ou de V d'une teneur inférieure à 0,15, le reste étant du fer et des impuretés ordinaires accompagnant l'acier.
5. Acier de construction léger UHC selon l'une quelconque des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** la teneur en Ni- Mo et/ou en V se situe en-dessous de 0,15 % en poids.
6. Acier de construction léger UHC selon l'une quelconque des revendications, **caractérisé en ce que** le joint comporte du carbure sphérique fin ayant des surfaces de section transversale moyennes inférieures à 8 μm^2 .
7. Acier de construction léger UHC selon l'une quelconque des revendications, **caractérisé en ce que** le joint comporte du carbure sphérique dans une proportion volumique comprise entre 25 et 30 %.
8. Procédé de fabrication d'éléments façonnés à chaud constitués d'aciers de construction légers UHC selon l'une quelconque des revendications précédentes à l'aide d'un acier de construction léger UHC qui a une teneur en Si inférieure à 0,8, **caractérisé en ce que** le façonnage à chaud est effectué à l'air à une température comprise entre 800 et 980°C.
9. Procédé de fabrication d'éléments structuraux façonnés à chaud constitués d'aciers de construction légers UHC selon l'une quelconque des revendications précédentes à l'aide d'un acier de construction léger UHC qui a une teneur en Si supérieure à 0,8, **caractérisé en ce que** le façonnage à chaud est effectué à l'air à une température

comprise entre 880 et 1 050°C.

10. Procédé selon l'une quelconque des revendications 8 ou 9, **caractérisé en ce que** la vitesse de déformation (ϵ') du façonnage à chaud est réglée sur les valeurs supérieure à 0,1/s.

5

11. Procédé selon l'une quelconque des revendications 8 à 10, **caractérisé en ce que** sur l'acier de construction léger UHC avant le façonnage à chaud est effectuée un façonnage/fabrication à chaud à un degré de façonnage compris entre 1,5 et 4.

12. Procédé selon l'une quelconque des revendications 8 à 11, **caractérisé en ce que** le façonnage à chaud de la pièce brute est effectué au moins en partie jusqu'à un degré de façonnage > 2.

13. Procédé selon l'une quelconque des revendications 8 à 12, **caractérisé en ce que** l'élément structural façonné à partir de la dureté de processus du façonnage à chaud est durci par trempe à l'air.

15

14. Procédé selon l'une quelconque des revendications 8 à 13, **caractérisé en ce que** des éléments structuraux de châssis, des éléments de fonctionnement, des roues dentées ou une bielle de construction légère sont conçus pour des véhicules automobiles.

15. Utilisation d'un acier UHC selon l'une quelconque des revendications 1 à 7, destiné à la fabrication d'éléments structuraux pour des moteurs à combustion interne et des composants de transmission pour des véhicules automobiles.

20

25

30

35

40

45

50

55

**ZUNDERBILDUNG bei 860°C und 910°C
von UHC-Stahl mit 0.04%Si vs. UHC-Stahl mit 0.4%Si**

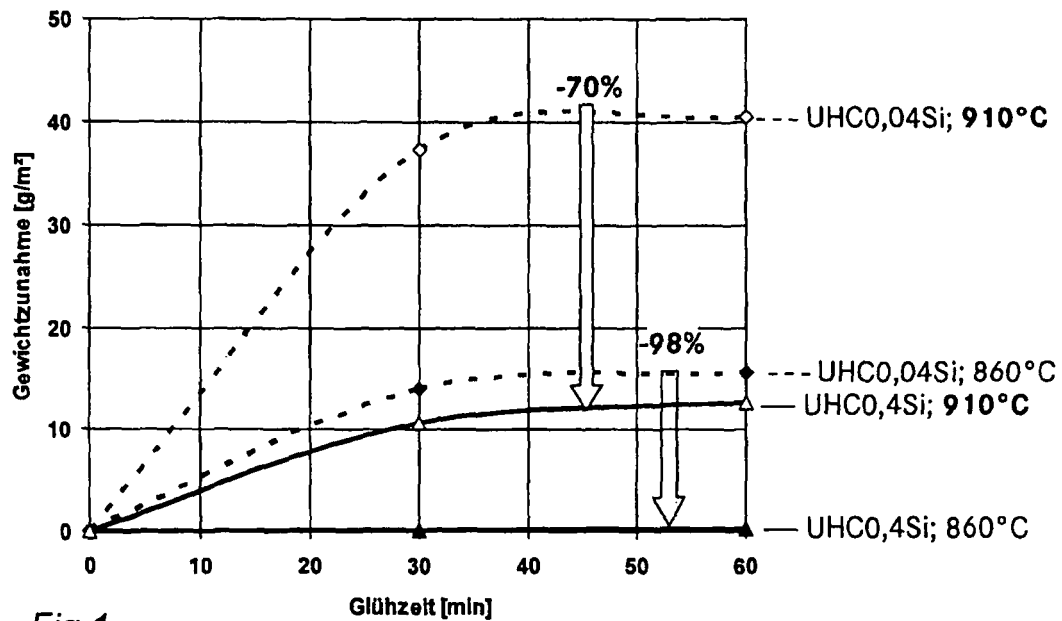


Fig.1

**ZUNDERBILDUNG bei 860°C und 910°C
von UHC-Stahl 0.4%Si vs. 25 MoCr 4**

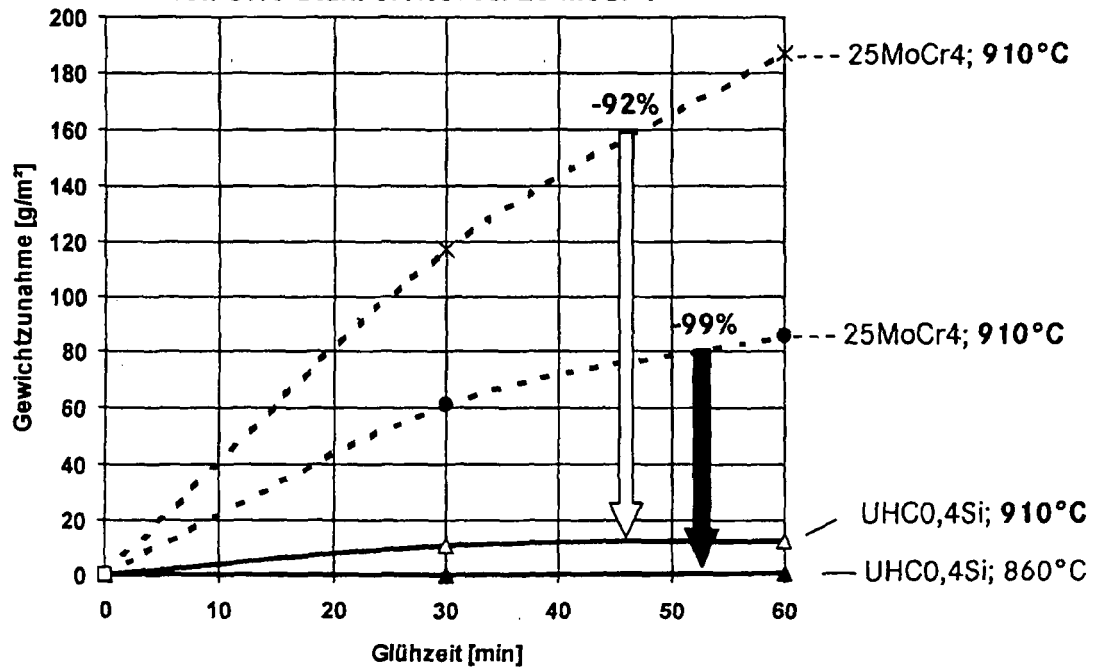


Fig.2

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- US 3951697 A [0001]
- US 4448613 A [0002]
- US 4533390 A [0003]
- US 4769214 A [0004]