

(19)



(11)

**EP 2 664 682 A1**

(12)

**EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:  
**20.11.2013 Patentblatt 2013/47**

(21) Anmeldenummer: **12168384.1**

(22) Anmeldetag: **16.05.2012**

(51) Int Cl.:  
**C21D 1/18** <sup>(2006.01)</sup>      **C21D 1/673** <sup>(2006.01)</sup>  
**C21D 8/02** <sup>(2006.01)</sup>      **C21D 9/00** <sup>(2006.01)</sup>  
**C22C 38/02** <sup>(2006.01)</sup>      **C22C 38/04** <sup>(2006.01)</sup>  
**C22C 38/06** <sup>(2006.01)</sup>      **C22C 38/14** <sup>(2006.01)</sup>  
**C22C 38/18** <sup>(2006.01)</sup>

(84) Benannte Vertragsstaaten:  
**AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB  
GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO  
PL PT RO RS SE SI SK SM TR**  
Benannte Erstreckungsstaaten:  
**BA ME**

- **Heckelmann, Ilse**  
47906 Kempen (DE)
- **Köyer, Maria**  
44143 Dortmund (DE)
- **Vives Diaz, Nicolas**  
47166 Duisburg (DE)

(71) Anmelder: **ThyssenKrupp Steel Europe AG**  
**47166 Duisburg (DE)**

(74) Vertreter: **Cohausz & Florack**  
**Bleichstraße 14**  
**40211 Düsseldorf (DE)**

(72) Erfinder:  
• **Gerber, Thomas**  
**44225 Dortmund (DE)**

(54) **Stahl für die Herstellung eines Stahlbauteils, daraus bestehendes Stahl Flachprodukt, daraus hergestelltes Bauteil und Verfahren zu dessen Herstellung**

(57) Ein erfindungsgemäßer Stahl weist neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) C: 0,05 - 0,15 %, Mn: 0,5 - 2,0 %, Si: 0,01 - 0,70 %, Al: 0,01 - 0,1 %, Ti: 0,08 - 0,14 %, Cr: 0,15 - 0,50 %, S: ≤ 0,010 %, sowie jeweils optional eines oder mehrere Elemente aus der Gruppe "P, N, Cu, Ni, Mo, V, B, Nb, Ca" mit der Maßgabe auf, P: ≤ 0,1 %, N: ≤ 0,01 %, Cu: ≤ 0,1 %, Ni: ≤ 0,1 %, Mo: ≤ 0,1 %, V: ≤ 0,1 %, B: ≤ 0,0010 %, Nb: ≤ 0,25 %, Ca: 0,001 - 0,0040 %. Ein solcher Stahl und

daraus hergestellte Stahl Flachprodukte sind für die Herstellung von Bauteilen durch Warmpressformhärten optimal geeignet. Aus erfindungsgemäßen Stahl Flachprodukten geformte Stahlbauteile besitzen eine hohe Festigkeit und hohe Duktilität. Hierzu gibt die Erfindung ein Verfahren an, mit dem sich derartige Bauteile aus erfindungsgemäßigem Stahl herstellen lassen.

**EP 2 664 682 A1**

**Beschreibung**

**[0001]** Die Erfindung betrifft einen Stahl für die Herstellung eines Stahlbauteils, ein zumindest abschnittsweise aus einem solchen Stahl bestehendes Stahlflachprodukt, ein aus einem solchen Stahlflachprodukt durch Warmumformen und Abschrecken hergestelltes Stahlbauteil sowie ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlbauteils.

**[0002]** Insbesondere betrifft die vorliegende Erfindung den Einsatz von Stählen, die ein ferritisch / perlitisch / bainitisches Gefüge im Auslieferungszustand mit Ausscheidungshärtung aufweisen, zur Herstellung von pressgehärteten Bauteilen im Festigkeitsbereich von ca. 700 bis 1150 MPa.

**[0003]** Unter dem Begriff "Stahlflachprodukt" werden hier durch einen Walzprozess erzeugte Stahlbleche oder Stahlbänder sowie davon abgeteilte Platinen und desgleichen verstanden.

**[0004]** Sofern hier Legierungsgehalte lediglich in "%" angegeben sind, ist damit immer "Gew.-%" gemeint, sofern nicht ausdrücklich etwas anderes angegeben ist.

**[0005]** Die Anforderungen an die Automobilindustrie seitens des Gesetzgebers steigen in den letzten Jahren. Zum einen wird eine erhöhte Passagiersicherheit im Crashfall gefordert. Zum anderen stellt der Leichtbau eine wichtige Voraussetzung für die Einhaltung der gesetzlich vorgegebenen CO<sub>2</sub>-Grenzwerte und für die Minimierung des zum Antrieb des Fahrzeugs benötigten Energieeinsatzes dar. Gleichzeitig stellen die Nutzer von Fahrzeugen immer höhere Ansprüche an den Komfort, was zu einem erhöhten Anteil von elektronischen Komponenten im Fahrzeug und einem dadurch zunehmenden Fahrzeuggewicht führt. Um diese widersprüchlichen Anforderungen gleichzeitig zu erfüllen, streben die Automobilindustrie und die vorgeschaltete Flachstahlindustrie Leichtbauweisen bei der Fertigung der Karosseriestruktur an.

**[0006]** Für crashrelevante Automobilbauteile haben sich hier insbesondere Bauteile durchgesetzt, die durch Warmumformen und im Anschluss daran erfolgendes Härten von Stahlflachprodukten hergestellt werden, die aus einem Mangan-Bor-Stahl bestehen. Durch eine solche in der Fachsprache auch als "Warmpresshärten" bezeichnete Fertigung können Bauteile hergestellt werden, die sich bei optimal dünnen Wandstärken und damit einhergehend minimiertem Gewicht beispielsweise als B-Säulen, B-Säulenverstärkung und Stoßfänger verwenden lassen.

**[0007]** Ein typisches Beispiel für einen Mangan-Bor-Stahl der voranstehend erwähnten Art ist der in der Fachwelt unter der Bezeichnung 22MnB5 bekannte Stahl, der die Werkstoffnummer 1.5528 erhalten hat. Durch eine Warmumformung mit sich daran anschließendem Presshärten lassen sich aus Stählen dieser Art Bauteile mit komplexen Geometrien mit optimaler Maßhaltigkeit erzeugen. Die durch das Warmpresshärten erhaltenen Bauteile weisen aufgrund ihres überwiegend martensitischen Gefüges höchste Festigkeiten (R<sub>m</sub> ca. 1500 MPa, R<sub>p0,2</sub> ca. 1100 MPa) auf und besitzen so ein optimiertes Leichtbaupotenzial. Allerdings muss als Preis für die hohen Festigkeiten eine geringe Duktilität (A<sub>80</sub> ca. 5-6 %) in Kauf genommen werden. Daher wird in der Praxis die Blechdicke der Bauteile häufig aus Sicherheitsgründen stärker ausgeführt als es nötig wäre, um ein Versagen im Crashfall zu vermeiden. Infolgedessen werden die Leichtbaupotenziale nicht vollständig ausgeschöpft.

**[0008]** Eine Möglichkeit, diese Nachteile zu umgehen, besteht in der Verwendung von so genannten "Tailored Blanks". Bei Tailored Blanks handelt es sich um Platinen, die aus mindestens zwei Blechen zusammengesetzt sind. Die betreffenden Bleche unterscheiden sich dabei in mindestens einer Eigenschaft. So lässt sich beispielsweise in einem bestimmten Abschnitt des aus dem jeweiligen Tailored Blank zu formenden Bauteils eine besonders hohe Festigkeit bei gleichzeitig vergleichbar geringer Zähigkeit bereitstellen, während in einem anderen Abschnitt eine demgegenüber verminderte Festigkeit, jedoch erhöhte Zähigkeit zur Verfügung steht. Beispielsweise kann ein Tailored Blank für eine B-Säule so ausgelegt werden, dass beispielsweise der obere, dem Dach des Fahrzeugs zugeordnete Bereich, an den hohe Festigkeitsanforderungen gestellt werden, aus 22MnB5 besteht, während der dem Fuß der B-Säule zugeordnete Bereich aus einer Stahlgüte besteht, die nach dem Härten eine erhöhte Duktilität aufweist. Ein Beispiel für einen zu diesem Zweck in Frage kommenden Stahl ist der Stahl H340LAD, dem die Werkstoffnummer 1.0933 zugeordnet worden ist. Dieser Stahl erreicht eine Zugfestigkeit von ca. 500 bis 650 MPa bei einer Dehnung von ca. 15 % nach der Warmumformung.

**[0009]** Nachteilig an der im voranstehenden Absatz erläuterten Lösung ist, dass im kritischen Bereich (beim hier gewählten Beispiel der B-Säule einer Fahrzeugkarosserie der untere Bereich der Säule) aufgrund der relativ niedrigen Festigkeit eine höhere Blechdicke notwendig ist, was ein entsprechend höheres Gewicht für das Gesamtbauteil zur Folge hat.

**[0010]** Eine weitere Entwicklung in Richtung Partnerwerkstoff für Tailored Blanks ist in der WO 2008/132303 A1 beschrieben. Es handelt sich hierbei um eine aus einem mikrolegierten Stahl bestehende, mit einer auf Al oder Zn basierenden Korrosionsschutzbeschichtung versehene Stahlplatine, die nach einer Vollaustenitisierung und anschließendem Presshärten eine überwiegend ferritische Struktur (> 75 %) mit geringeren Anteilen von Martensit (5 - 20 %) und Bainit (< 10 %) aufweist. Restaustenitanteile im Gefüge sind dabei ausdrücklich unerwünscht. Nach diesem Warmumformungsverfahren aus 0,5 - 4 mm dicken Stahlplatinen hergestellte Bauteile weisen bei erhöhten Bruchdehnungswerten (> 15 %) Zugfestigkeiten auf, die im Bereich von 500 - 600 MPa liegen. Die verbesserte Duktilität sichert im Crashfall ein höheres Energieaufnahmevermögen.

**[0011]** Aus der DE 10 2006 019 395 A1 sind zudem eine Vorrichtung und ein Verfahren zum Presshärten von Platinen aus höher - und höchstfesten Stählen bekannt. Die bekannte Vorrichtung ermöglicht die Steuerung der Werkzeugtemperatur während des Umformungsverfahrens, wodurch Tailored Tempering und eine Halbwarmumformung durchgeführt werden kann werden. Beim Tailored Tempering werden die Presswerkzeuge während der Warmumformung nur partiell erwärmt. Durch die gezielte Temperaturführung entsteht lokal ein Mischgefüge mit reduzierten Festigkeiten, aber verbesserter Duktilität. Somit kann im späteren Bauteil im Fall eines Crashes die dem jeweiligen Fahrzeug im Moment des Unfalls eigene kinetische Energie als Verformungsenergie abgebaut werden.

**[0012]** Beim Halbwarmumformen wird das Werkstück auf eine unterhalb der Rekristallisationstemperatur liegende Temperatur erwärmt. Die Erwärmungstemperatur für das Halbwarmumformen liegt dabei typischerweise im Bereich von 400 - 650 °C. Ein Beispiel für einen Stahl, der sich besonders für das Halbwarmumformen eignet, ist der als "CP-W 800" bekannte Stahl, dem gemäß DIN EN 10336 die Bezeichnung HDT780C zugeordnet ist. Die herkömmliche Praxis für den Stahl 22MnB5, der einer Phasenumwandlung während des Presshärtens untergezogen wird, verlangt Werkzeugtemperaturen unter 200 °C, um ein martensitisches Gefüge nach dem Presshärten herzustellen.

**[0013]** Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, einen für die Herstellung von Bauteilen durch Warmpressformhärten optimal geeigneten Stahl, ein ebenso optimal für das Warmpressformhärten geeignetes Stahl Flachprodukt, ein Stahlbauteil, bei dem hohe Festigkeit und hohe Duktilität in optimaler Weise kombiniert sind, sowie ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Bauteils anzugeben.

**[0014]** In Bezug auf den Stahl ist diese Aufgabe erfindungsgemäß dadurch gelöst worden, dass ein solcher Stahl die in Anspruch 1 angegebene Zusammensetzung aufweist.

**[0015]** In Bezug auf das Stahl Flachprodukt besteht die erfindungsgemäße Lösung der oben voranstehend genannten Aufgabe darin, dass ein solches Stahl Flachprodukt aus einem erfindungsgemäßen Stahl besteht.

**[0016]** In Bezug auf das Bauteil ist die voranstehend genannte Aufgabe erfindungsgemäß dadurch gelöst worden, dass das Bauteil die in Anspruch 11 angegebenen Merkmale besitzt.

**[0017]** Schließlich besteht die Lösung der oben angegebenen Aufgabe in Bezug auf das Verfahren erfindungsgemäß darin, dass bei der Herstellung eines erfindungsgemäßen Bauteils die in Anspruch 13 angegebenen Arbeitsschritte durchgeführt werden.

**[0018]** Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben und werden nachfolgend wie der allgemeine Erfindungsgedanke im Einzelnen erläutert.

**[0019]** Ein erfindungsgemäßer Stahl für die Herstellung eines Stahlbauteils durch Warmumformung mit anschließender Härtung enthält dementsprechend neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%)

C: 0,05 - 0,15 %,

Mn: 0,5 - 2,0 %,

Si: 0,01 - 0,70 %,

Al: 0,01 - 0,1 %,

Ti: 0,08 - 0,14 %,

Cr: 0,15 - 0,50 %,

S: ≤ 0,010 %,

sowie jeweils optional eines oder mehrere Elemente aus der Gruppe "P, N, Cu, Ni, Mo V, B, Nb, Ca" mit der Maßgabe

P: ≤ 0,1 %,

N: ≤ 0,01 %,

Cu: ≤ 0,1 %,

Ni: ≤ 0,1 %,

Mo: ≤ 0,1 %,

V: ≤ 0,1 %,

B: ≤ 0,0010 %,

Nb: ≤ 0,25 %,

Ca: 0,001 - 0,0040 %.

**[0020]** Ein erfindungsgemäßes Stahl Flachprodukt besteht dementsprechend mindestens in einem Abschnitt aus einem erfindungsgemäßen Stahl.

**[0021]** Die Maßgabe, dass das erfindungsgemäße Stahl Flachprodukt mindestens in einem Abschnitt aus einem erfindungsgemäßen Stahl besteht, schließt dabei selbstverständlich die Möglichkeit ein, dass das Stahl Flachprodukt insgesamt aus einem erfindungsgemäßen Stahl hergestellt ist. Dabei kann der mindestens eine aus dem erfindungsgemäßen Stahl bestehende Abschnitt des Stahl Flachprodukts aus einem warmgewalzten oder einem durch konventionelles Kaltwalzen erzeugten Blech gebildet sein.

**[0022]** Insbesondere kann es sich bei dem erfindungsgemäßen Stahl Flachprodukt um ein Tailored Blank handeln, das

aus mindestens zwei Blechteilen zusammengesetzt ist, welche sich neben möglicherweise bestehenden Unterschieden in ihrer flächenmäßigen Ausdehnung in mindestens einer Eigenschaft, wie Dicke, Festigkeit, Zähigkeit, Dehnungseigenschaften etc., unterscheiden.

**[0023]** Das erfindungsgemäße Stahlbauteil ist durch Warmumformen und anschließendes Abschrecken eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts hergestellt. Dabei besitzt das Stahlbauteil in dem Bereich, in dem aus dem gemäß einem der Ansprüche 1 bis 5 beschaffenen Stahl besteht, eine Zugfestigkeit von mindestens 700 MPa und weist in diesem Bereich ein Gefüge auf, das aus einer Kombination fein verteilter harter Phasen (Martensit/Bainit) und duktiler Phasen (globularer Ferrit und versetzungsreicher bainitischer Ferrit) sowie einem Restaustenitanteil von maximal 5 Flächen-% in einem feinkörnigen Gefügebau mit zusätzlicher Ausscheidungshärtung aus Titankarbonitriden besteht. Gleichzeitig beträgt im Gefüge des aus dem erfindungsgemäßen Stahl bestehenden Bereich des Stahlbauteils der durchschnittliche Korndurchmesser des globularen Ferrits oder des bainitischen Ferrits 1,5 - 4,0  $\mu\text{m}$  und der Anteil von duktilen Phasen mindestens 5 Flächen-%.

**[0024]** Beim durch Warmumformung und Härten eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts erzeugten Stahlbauteils besteht das Gefüge aus einer Kombination von fein verteilten harten Phasen (Martensit/Bainit) und duktileren Phasen (bainitischer Ferrit und globularer Ferrit) sowie Restaustenit mit zusätzlicher Ausscheidungshärtung durch Titankarbonitride. Der Anteil von duktilen Phasen hängt dabei direkt vom C-Gehalt ab und beträgt mindestens 5 Flächen-%.

**[0025]** Die Ferritgefügestruktur des erfindungsgemäßen Stahlbauteils ist extrem fein. Der durchschnittliche Korndurchmesser des Ferrits bzw. bainitischen Ferrits beträgt hier 1,5 - 4,0  $\mu\text{m}$ , was gemäß DIN EN 643 bei einem Korndurchmesser von 4,0  $\mu\text{m}$  einer Korngrößenkennzahl von mindestens 13 und bei einem Korndurchmesser von 1,5  $\mu\text{m}$  einer Korngrößenzahl  $> 15$  entspricht.

**[0026]** Die feinkörnige Mikrostruktur bedeutet im aus erfindungsgemäßen Stahl durch Warmpressformhärten hergestellten Stahlbauteil nicht nur kleine Körner, sondern auch eine hohe Anzahl von Phasengrenzen. Diese haben eine stärkere Auswirkung auf die Zugfestigkeit als die ferritischen Korngrenzen alleine. Der bainitische Ferrit weist zudem eine hohe Versetzungsdichte auf. Das feine Gefüge und die hohe Versetzungsdichte tragen zu den besonderen mechanisch-technologischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahls, eines daraus bestehenden Stahlflachprodukts und eines daraus hergestellten Stahlbauteils bei.

**[0027]** Das erfindungsgemäße Verfahren zum Herstellen eines erfindungsgemäßen Stahlbauteils umfasst den voranstehenden Erläuterungen entsprechend die Arbeitsschritte:

- Bereitstellen eines gemäß einem der Ansprüche 6 bis 8 beschaffenen Stahlflachprodukts,
- Erwärmen des Stahlflachprodukts auf eine 750 - 950 °C betragende Erwärmungstemperatur in einem Ofen,
- Transfer des Stahlflachprodukts vom Ofen zu einem Werkzeug,
- in dem Werkzeug erfolgendes Warmumformen des Stahlflachprodukts zu dem Stahlbauteil,
- Abschrecken des Stahlflachprodukts mit einer Abkühlrate von mehr als 25 °C/s.

**[0028]** Um sicher zu vermeiden, dass das in erfindungsgemäßer Weise auf die Erwärmungstemperatur erwärmte Stahlflachprodukt bei seinem Transport zum Warmumformwerkzeug einen zu großen Temperaturverlust erleidet, kann der Transfer vom Ofen zum Werkzeug innerhalb von 5 - 12 Sekunden absolviert werden.

**[0029]** Mit der Erfindung stehen ein Stahl und ein daraus hergestelltes Stahlflachprodukt zur Verfügung, die nach einer Warmpresshärtung eine Zugfestigkeit aufweisen, welche bei Bruchdehnungswerten  $A_{80}$  von 6 - 15 % typischerweise im Bereich von 700 - 1200 MPa, insbesondere 700 - 1150 MPa, liegen. Auf diese Weise schließt die Erfindung die zwischen den Werkstoffen mit relativ niedriger Zugfestigkeit und höherer Bruchdehnung (z. B. H340LAD) und Werkstoffen mit hohen Zugfestigkeitswerten und niedriger Bruchdehnung (z. B. 22MnB5) bestehende Lücke. Durch das erfindungsgemäß vorgegebene Legierungskonzept gelingt es dabei, auf konventionellem Fertigungsweg aus einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt durch Warmumformen mit anschließendem Härten ein Stahlbauteil herzustellen, das für die jeweilige Anforderung optimale mechanische Eigenschaften besitzt. Diese mechanischen Eigenschaften werden zuverlässig über das gesamte durch die Erfindung definierte Prozessfenster erzielt. Die Stabilität der mechanisch-technologischen Eigenschaften wird dabei durch das Analysenkonzept des erfindungsgemäßen Stahls sichergestellt.

**[0030]** C ist in einem erfindungsgemäßen Stahl mit einem Gehalt von mindestens 0,05 Gew.-% und höchstens 0,150 Gew.-%, insbesondere 0,06 - 0,11 Gew.-%, vorhanden, um einerseits sicherzustellen, dass sich bei der abschließenden Abschreckung die für erfindungsgemäße Stahlbauteile vorgegebene Mindestzugfestigkeit von 700 MPa notwendige Martensithärte bildet und um andererseits ein zu großes Ansteigen der Härte zu vermeiden. Auch ist der C-Gehalt auf maximal 0,150 Gew.-% beschränkt, um die Schweißbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlbauteils nicht zu beeinträchtigen. Besonders sicher lässt sich der für die erfindungsgemäßen Stahlbauteile vorgegebene Bereich der Zugfestigkeit

erreichen, wenn der C-Gehalt des Stahls mindestens 0,08 Gew.-% beträgt.

**[0031]** Mn in Gehalten von 0,50 - 2,0 Gew.-% dient im erfindungsgemäßen Stahl als Austenitbildner, indem durch seine Anwesenheit die  $A_{C3}$ -Temperatur herabgesetzt wird. Das Ergebnis ist ein hoher Austenitanteil bereits bei relativ niedrigen Erwärmungstemperaturen. Zur Optimierung der Schweißseignung kann der Mn-Gehalt auf maximal 1,20 Gew.-% abgesenkt werden.

**[0032]** In Gehalten von 0,01 - 0,70 Gew.-% wirkt Si im erfindungsgemäßen Stahl einerseits als Oxidationsmittel und wirkt sich andererseits positiv auf die mechanischen Eigenschaften aus. Dies ist insbesondere dann der Fall, wenn mindestens 0,20 Gew.-% Si im erfindungsgemäßen Stahl vorhanden sind. So steigert die Anwesenheit von Si in den erfindungsgemäß vorgegebenen Grenzen die Streckgrenze und stabilisiert den Ferrit sowie den Austenit bei Raumtemperatur. Gleichzeitig behindert Si eine unerwünschte Karbidausscheidung im Austenit während der Abkühlung. Ein zu hoher Si-Gehalt verursacht Oberflächenfehler.

**[0033]** Al in Gehalten von 0,01 - 0,1 Gew.-%, insbesondere maximal 0,07 Gew.-%, stabilisiert in erfindungsgemäßigem Stahl den Ferrit und den Austenit bei Raumtemperatur. Gleichzeitig kann über den Al-Gehalt die Größe der sich im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahls bildenden Körner kontrolliert werden. Zur Bildung eines besonders feinkörnigen Gefüges trägt dementsprechend bei, wenn der Al-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls mindestens 0,020 Gew.-% beträgt.

**[0034]** Ti erhöht in einem erfindungsgemäßen Stahl die Streckgrenze und bewirkt die Entstehung von Ausscheidungen, die beispielsweise als Ti-Karbonitride in einem erfindungsgemäßen Stahl vorliegen. Zudem wird durch die Ausscheidungsbildung die Anlassbeständigkeit erhöht und durch die Behinderung des Kornwachstums während der Ofenerwärmung bei der Warmumformung eine Verbesserung der Zähigkeit erzielt. Um durch einen hohen Ausscheidungsanteil insbesondere an Karbonitriden mögliche Streuungen dieser positiven Einflüsse zu reduzieren, enthält ein erfindungsgemäßer Stahl verhältnismäßig hohe Ti-Gehalte von 0,08 - 0,14 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,09 Gew.-%.

**[0035]** Cr ist im erfindungsgemäßen Stahl in Gehalten von 0,15 - 0,5 Gew.-% enthalten, um die Durchhärbarkeit zu fördern und dadurch die Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit zu minimieren. Auf diese Weise wird erfindungsgemäßer Stahl unempfindlicher gegen mögliche Schwankungen der Warmumformparameter. Um Oberflächenfehler am fertigen erfindungsgemäßen Stahlbauteil zu vermeiden, darf der Cr-Gehalt jedoch 0,5 Gew.-% nicht überschreiten. Besonders sicher lassen sich die positiven Einflüsse der Anwesenheit von Cr in einem erfindungsgemäßen Stahl nutzen, wenn der Cr-Gehalt 0,3 - 0,4 Gew.-% beträgt.

**[0036]** Der S-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls darf 0,010 Gew.-% nicht überschreiten, weil andernfalls Probleme beim Schweißen, bei der Oberflächenveredelung und im Hinblick auf die Bildung schädlicher, gestreckter MnS-Ausscheidungen zu erwarten sind. Vorzugsweise ist daher der S-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls so gering wie möglich.

**[0037]** Neben den voranstehend aufgezählten Pflichtbestandteilen C, Mn, Si, Al, Ti und Cr kann ein erfindungsgemäßer Stahl optional eines oder mehrere der Elemente enthalten, die in der Gruppe "P, N, Cu, Ni, Mo, V, B, Nb, Ca" zusammengefasst sind. Jedes dieser Elemente kann dabei einen positiven Nutzen haben, ist jedoch nicht zwingender Bestandteil und als solches verzichtbar, um ein Stahlbauteil mit den erfindungsgemäß vorgegebenen Eigenschaften durch Warmumformen und anschließendem Härten herstellen zu können.

**[0038]** Ebenso optional kann im erfindungsgemäßen Stahl P in Gehalten von bis zu 0,1 Gew.-% enthalten sein. In Kombination mit Si steigert P die Stabilität des Austenits. Ein zu hoher P-Gehalt schadet jedoch der Duktilität und der Zähigkeit des Stahls.

**[0039]** In Gehalten von bis zu 0,01 Gew.-% stabilisiert N im erfindungsgemäßen Stahl den Austenit und erhöht die Streckgrenze. Darüber hinaus ermöglicht die Anwesenheit von N die erfindungsgemäße erwünschte Bildung von Ti-tankarbonitriden. Sofern N nicht vollständig von Ti abgebunden ist und der erfindungsgemäße Stahl zusätzlich B enthält, reagiert N in Kombination mit Bor zu Bornitriden, die eine Kornfeinung des Ausgangsgefüges und damit eine Feinung des beim fertigen Stahlbauteil nach der Warmumformung und Härtung vorhandenen martensitischen Gefüges bewirken. Um diese positiven Effekte der Anwesenheit von N sicher zu erreichen, kann der N-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls auf mindestens 0,0025 Gew.-% gesetzt werden.

**[0040]** Cu kann im erfindungsgemäßen Stahl zur Erhöhung der Streckgrenze genutzt werden. Bei über 0,1 Gew.-% hinausgehenden Gehalten kann jedoch die Anwesenheit von Cu die Warmumformbarkeit des Stahles beeinträchtigen.

**[0041]** In Gehalten von bis zu 0,1 Gew.-% kann Ni die Streckgrenze und die Bruchdehnung des erfindungsgemäßen Stahls verbessern. Darüber hinausgehende Gehalte werden aus Kostengründen vermieden.

**[0042]** Mo ist im erfindungsgemäßen Stahl optional in Gehalten von bis zu 0,1 Gew.-% vorhanden. Mo fördert die Martensitbildung und verbessert die Zähigkeit. Ein über 0,1 Gew.-% hinausgehender Mo-Gehalt kann im erfindungsgemäßen Stahl jedoch Kaltrissbildung verursachen.

**[0043]** In Gehalten von bis zu 0,1 Gew.-% steigert V die Streckgrenze des erfindungsgemäßen Stahls durch Kornfeinung und verbessert die Schweißbarkeit.

**[0044]** Durch die Zugabe von bis zu 0,001 Gew.-% B kann die Härbarkeit des erfindungsgemäßen Stahls verbessert werden. B verlängert hier durch Verzögerung der Ferritumwandlung während der Abkühlung die Umwandlungszeiten

und stabilisiert die mechanischen Eigenschaften für einen weiten Temperaturbereich des Warmumformprozesses im Sinne früher, homogener Martensitbildung. Allerdings reduzieren über 0,0010 Gew.-% hinausgehende Gehalte an B die Umformbarkeit des erfindungsgemäßen Stahls deutlich.

**[0045]** Nb in Gehalten von bis zu 0,25 Gew.-% erhöht die Streckgrenze des erfindungsgemäßen Stahl durch Karbid-ausscheidung und bewirkt durch Austenitkornfeinung ein feines Martensitgefüge, das eine hohe Stabilität gegenüber Rissausbreitung aufweist. Diese positiven Eigenschaften können insbesondere dann genutzt werden, wenn der Nb-Gehalt mindestens 0,001 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,005 Gew.-% beträgt.

**[0046]** Ca wird einem erfindungsgemäßen Stahl in Gehalten von 0,001 - 0,004 Gew.-%, insbesondere 0,001 - 0,003 Gew.-%, optional zulegiert, um eine Sulfidformkontrolle durch die Bildung von kugelförmigen CaS gegenüber MnS zu ermöglichen. Auf diese Weise wird auch die Isotropie der mechanischen Eigenschaften verbessert. Durch eine Ca-Behandlung der Schmelze des erfindungsgemäßen Stahls lässt sich zudem der S-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls reduzieren.

**[0047]** Das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt kann zum Schutz vor Verzunderung oder Korrosion eine Oberflächenveredelung aufweisen. Die betreffende Schutzbeschichtung kann mittels konventioneller Verfahren aufgebracht werden. Bevorzugt wird die Schutzbeschichtung im Schmelztauchprozess aufgetragen und kann in konventioneller Weise als Grundelement Zink oder Aluminium enthalten. Die Grundelemente Zn und Al können dabei wahlweise miteinander oder zusätzlich jeweils mit einem oder mehreren sauerstoffaffinen Elementen wie Mg, Si, Ti, Ca, Bor, Mn legiert sein. Typische Schichtdicken der Schutzbeschichtung liegen im Bereich 3 - 30  $\mu\text{m}$ , bevorzugt zwischen 5 - 20  $\mu\text{m}$ .

**[0048]** Zur Verbesserung der Oberflächenqualität und der Anbindung des Überzugs an die Stahloberfläche kann dem Schmelztauchbeschichten eine Voroxidation vorgeschaltet sein, bei der gezielt eine 10 - 1000 nm, bevorzugt 70 - 500 nm, dicke Oxidschicht auf dem zu beschichtenden Stahlflachprodukt erzeugt wird. Die Erzeugung und Einstellung der Oxidschicht kann dabei in einer Oxidationskammer erfolgen, wie sie in der WO 2007/124781 A1 beschrieben ist, deren Inhalt insoweit in die vorliegende Anmeldung einbezogen wird. Die vollständige Reduktion der so gebildeten Eisenoxidschicht erfolgt unter einer wasserstoffhaltigen Atmosphäre und wird vor dem Eintauchen in die Schmelze bzw. vor einer Oberflächenveredelung durchgeführt. Oxide der Legierungselemente des erfindungsgemäßen Stahls können dabei an der Stahlbandoberfläche vorliegen.

**[0049]** Alternativ oder ergänzend ist es möglich, erfindungsgemäße Stahlflachprodukte in kontinuierlichen Glühanlagen und/oder in einer Haubenglühanlage zu glühen und mittels einer nachgeschalteten off-line Oberflächenveredelungsanlage zu beschichten. Hierzu können PVD-/ CVD-Prozesse, Prozesse mit elektrolytischer oder stromloser bzw. chemischer Abscheidung von metallischen Überzügen, insbesondere Überzügen auf Basis von Zn, Zn-Ni, Zn-Fe sowie deren Kombinationen, sowie Prozesse, bei denen organische, metallorganische, anorganische Überzüge in Bandbeschichtungsanlagen im Coilcoating-, Spritz- oder Tauchverfahren aufgetragen werden, eingesetzt werden.

**[0050]** Erfindungsgemäße Stahlflachprodukte können hergestellt werden, indem eine erfindungsgemäß zusammengesetzte Stahlschmelze zu Brammen oder Dünnbrammen vergossen wird, die anschließend auf eine 1050 - 1260 °C betragende Temperatur gebracht werden, um dann bei einer Warmwalzendtemperatur von 800 - 1000 °C zu einem Warmband mit einer Warmbanddicke von weniger als 4,5 mm warmgewalzt zu werden. Das erhaltene Warmband wird anschließend bei einer Haspeltemperatur von 450 - 700 °C zu einem Coil gehaspelt.

**[0051]** Aus als Warmband oder -blech vorliegenden erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten können in gleicher Weise erfindungsgemäße Stahlbauteile erzeugt werden, wie aus als Kaltband oder -blech vorliegenden erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten. Im Fall, dass die Stahlflachprodukte als Kaltband verarbeitet werden sollen, kann im Anschluss an die voranstehend erläuterte Warmbandfertigung das dabei erhaltene Warmband zu einem Kaltband mit einer Dicke von typischerweise 0,5 - 2,85 mm kaltgewalzt werden.

**[0052]** Nach einer optionalen Oberflächenveredelung werden aus dem dann jeweils als Band vorliegenden Stahlflachprodukt Platinen abgetrennt. Zur Herstellung von Tailored Blanks können diese Platinen mit jeweils mindestens einer anderen Platine verschweißt werden. Alternativ können die aus den erfindungsgemäß erzeugten Stahlflachprodukten abgeteilten Platinen auch als ein Stück zu einem erfindungsgemäßen Stahlbauteil verarbeitet werden.

**[0053]** Für die Herstellung des Stahlbauteils wird das nun als einstückige Platine oder Tailored Blank vorliegende Stahlflachprodukt auf eine 750 - 950 °C betragende Erwärmungstemperatur erwärmt. Hierbei kommt es zu einer vollständigen oder partiellen Austenitisierung. Die Erwärmung im erfindungsgemäß vorgegebenen Bereich der Erwärmungstemperaturen führt nach einer Warmumformung und einem Presshärten zu einem Gefüge, das aus einer Kombination von fein verteilten Martensit- und Bainit-Phasen, versetzungsreichem bainitischem Ferrit, globularem Ferrit und Restaustenit besteht. Hinzukommt eine zusätzliche Ausscheidungshärtung durch Titankarbonitride. Es entsteht eine feine und homogene Phasenverteilung, die eine Verbesserung der Dehnungswerte und eine Erhöhung der Energieabsorption bei relativ hohen Zugfestigkeitswerten bewirkt. Gleichzeitig stellt sich ein geringer Restaustenitanteil von bis zu 5 % ein, der ebenfalls zur Verbesserung der Dehnungswerte beiträgt. Der Anteil der duktilen Phasen Ferrit und bainitischer Ferrit beträgt mindestens 5 Flächen-%.

**[0054]** Bevorzugt wird das jeweilige Stahlflachprodukt bei der dem Warmumformen und Härten vorausgehenden Erwärmung auf Erwärmungstemperaturen von bis zu 900 °C erwärmt, bei denen es nur zu einer partiellen Austenitisierung

kommt. Überraschenderweise hat sich gezeigt, dass bei einer derartigen Erwärmung nach der Warmumformung und dem anschließenden Härten das erhaltene Bauteil weiter verbesserte Festigkeiten aufweist, als dies bei einer Vollaustenitisierung der Fall ist, welche bei einer Erwärmung im Temperaturbereich  $> 900\text{ °C}$ , insbesondere  $> 925\text{ °C}$  erreicht wird. Dieser Effekt ist im hohen Ti-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls begründet, der durch die optional zusätzlich vorhandenen Gehalte an Nb und V unterstützt werden kann. Durch die Anwesenheit einer größeren Menge an diesen Mikrolegierungselementen bleibt die Korngröße auch bei der Wärmebehandlung und der Warmumformung fein. Für die Korngröße des globularen Ferrits bzw. des bainitischen Ferrits eines erfindungsgemäßen Stahlbauteils ist hier, wie bereits erwähnt, eine nach DIN EN 643 ermittelte Korngrößenkennzahl von mindestens 13 garantiert. Die für die Durch-

erwärmung erforderliche Haltezeit auf der Erwärmungstemperatur liegt je nach Abmessung des zu verarbeitenden Stahlflachprodukts typischerweise bei 2 - 10 Minuten.

**[0055]** Nach der Erwärmung auf die Erwärmungstemperatur wird das erwärmte Stahlflachprodukt vom für die Erwärmung eingesetzten Ofen zu dem Werkzeug transferiert, in dem das Stahlflachprodukt warmumgeformt wird. Das Warmformwerkzeug kann dabei so ausgelegt sein, dass das aus dem Stahlflachprodukt warmgeformte Stahlbauteil noch im Werkzeug abgeschreckt wird (einstufiger Prozess). Alternativ ist es jedoch auch möglich, das erhaltene Stahlbauteil außerhalb des Warmformwerkzeugs in einer separaten Arbeitsstation abzuschrecken, um das gewünschte Härtegefüge zu erzeugen (zweistufiger Prozess). Um eine übermäßige Abkühlung des Stahlflachprodukts zwischen dem Erwärmungssofen und dem Warmformwerkzeug zu vermeiden, sollte die Transferzeit auf 5 - 12 Sekunden beschränkt werden.

**[0056]** Die bevorzugt im Warmformwerkzeug erfolgende Abkühlung des aus dem jeweiligen Stahlflachprodukt geformten Stahlbauteils erfolgt so schnell, dass das Bauteilgefüge nach der Abkühlung ein feinkörniges Gefüge aus Martensit, Bainit, versetzungsreichem bainitischem Ferrit, globularem Ferrit und Restaustenit besteht. Die hierzu erforderliche Abkühlrate beträgt mindestens  $25\text{ °C/s}$ .

**[0057]** Zum Nachweis der durch die Erfindung erzielten Effekte wurden drei erfindungsgemäße Stähle E1, E2, E3 sowie vier Vergleichsstähle V1, V2, V3, V4 erschmolzen. Die Zusammensetzungen der erfindungsgemäßen Stähle E1 - E3 und der Vergleichsstähle V1 - V4 sind in Tabelle 1 angegeben. Dabei sind bei den Vergleichsschmelzen V1 - V4 die Legierungsgehalte, in denen die jeweilige Legierung von den erfindungsgemäßen Vorgaben abweicht, durch Unterstreichungen gekennzeichnet. Zusätzlich sind in Tabelle 1 zu den Stählen E1 - E3 und V1 - V4 die jeweilige Ac1 - und Ac3-Temperaturen angegeben.

**[0058]** Die Stahlschmelzen E1 - E3 und V1 - V4 sind zu Brammen vergossen worden, die anschließend mit einer Warmwalzendtemperatur WET zu Warmband mit einer Warmbanddicke WBD warmgewalzt wurden. Das erhaltene Warmband wurde anschließend bei einer Haspeltemperatur HAT zu einem Coil gehaspelt. Die nach dem Haspeln oder optional durchgeführten Glühung und Beschichtung erhaltenen, aus den Stählen E2, E3 und V1 - V4 bestehenden Warmbänder wurden anschließend mit einem Kaltwalzgrad KG zu Kaltband mit einer Kaltbanddicke KBD kaltgewalzt. Dann erfolgte bei den aus den Stählen E2 und V2 - V4 bestehenden Kaltbändern eine Glühung bei einer Glühtemperatur GT. Die geglühten Kaltbänder E2 und V4 wurden anschließend mit einer Aluminium-Silizium-Schutzschicht ("AS-Beschichtung") belegt, die das jeweilige Band gegen Korrosion schützt.

**[0059]** In Tabelle 2 sind zu den aus den Stählen E1 - E3 und V1 - V4 erzeugten Warm- bzw. Kaltbändern die Warmwalzendtemperatur WET, die Warmbanddicke WBD, die Haspeltemperatur HAT, der Kaltwalzgrad KWG, die Kaltbanddicke KBD und die Glühtemperatur GT angegeben. Vor dem anschließend durchgeführten Warmumformen und Härten lagen somit das aus dem Stahl E1 erzeugte Band als unbeschichtetes Warmband, das aus dem Stahl E2 erzeugte Band als geglühtes und mit einer AS-Beschichtung versehenes Kaltband, die aus den Stählen E3 und V1 erzeugten Bänder als walzharte Kaltbänder ohne Beschichtung, die aus den Stählen V2 und V3 erzeugten Bänder als geglühtes Kaltband ohne Beschichtung und das aus dem Stahl V4 erzeugte Band als geglühtes und mit einer AS-Beschichtung versehenes Kaltband vor.

**[0060]** Von den aus den Stählen E1 - E3 und V1 - V4 erzeugten, 1,15 - 1,5 mm dicken Warm- bzw. Kaltbändern wurden Stahlflachprodukte in Form von für ein Warmpressformhärten vorgesehenen Platinen abgeteilt.

**[0061]** Die jeweiligen Stahlflachprodukte sind in einem Ofen auf innerhalb einer Erwärmungszeit EZ auf eine Erwärmungstemperatur EWT aufgeheizt und anschließend innerhalb einer Transferzeit TZ in ein Warmformwerkzeug eingelegt worden, das eine Werkzeugtemperatur WZT hatte. Innerhalb des Warmformwerkzeugs sind die Stahlflachprodukte jeweils zu einem Stahlbauteil geformt und mit einer Abkühlrate AKR abgekühlt worden.

**[0062]** Einige der so erzeugten Bauteile sind anschließend mit einer kathodischen Tauchbeschichtung ("KTL-Beschichtung") beschichtet worden. Bei der KTL-Beschichtung kommt es durch die damit verbundene Wärmebehandlung (übliche Simulation mit  $170\text{ °C}/20\text{ min.}$ ) in Folge des so genannten Bake-Hardening-Effekts ("BH-Effekt") zu leichten Streckgrenzenanstiegen. Bemerkenswert ist, dass damit bei den aus den erfindungsgemäßen Stählen E1 - E3 bestehenden Proben keine Reduzierung der Zugfestigkeit einherging. Auch hatte eine erhöhte Werkzeugtemperatur keinen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften.

**[0063]** In den Tabellen 3 bis 8 sind für die in der voranstehend erläuterten Weise erzeugten Stahlbauteile die Erwärmungstemperatur EWT, die Erwärmungszeit EZ, die Transferzeit TZ, die Abkühlrate AKR der Abschreckung im Warmformwerkzeug und die Werkzeugtemperatur WZT angegeben. Zusätzlich ist in der Tabelle 3a angegeben, ob das je-

## EP 2 664 682 A1

weilige Bauteil einer KTL-Beschichtung unterzogen worden ist. Des Weiteren sind in den Tabellen 3 bis 8 die durchschnittlichen mechanisch-technologischen Werte Streckgrenze  $R_{p0,2}$ , Zugfestigkeit  $R_m$ , Gleichmaßdehnung  $A_g$ , Dehnung  $A_{80}$ , der Gehalt des Gefüges F/BF an Ferrit und bainitischem Ferrit, der Gehalt des Gefüges RA an Restaustenit, der Gehalt M des Gefüges an Martensit, der Gehalt B des Gefüges an Bainit und die nach DIN EN 643 bestimmte Ferritkorngröße KG angegeben. Im Fall, dass die jeweilige Korngröße nicht bestimmt worden ist bzw. auf Grund des extrem feinen Gefüges nicht bestimmt werden konnte, ist dies durch den Eintrag "---" gekennzeichnet.

**[0064]** Die Tabellen 3 und 4 betreffen dabei aus den erfindungsgemäßen Stählen E1 (Tabelle 3), E2 und E3 (Tabelle 4) hergestellte Stahlbauteile, während die Tabellen 5 bis 8 aus den Vergleichsstählen V1 (Tabelle 5), V2 (Tabelle 6), V3 (Tabelle 7) und V4 (Tabelle 8) erzeugte Stahlbauteile betreffen.

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

5  
10  
15  
20  
25  
30  
35  
40  
45  
50  
55

Tabelle 1

	[Gew.-%]											[°C]				
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	N	Ni	Nb	Ti	B	Ca	Ac1	Ac3
E1	0,073	0,60	1,73	0,015	0,001	0,040	0,34	0,020	0,0042	0,01	0,001	0,116	0,0005	0,0013	715	920
E2	0,067	0,58	1,75	0,010	<0,001	0,030	0,32	0,010	0,0030	0,05	0,010	0,100	0,0007	0,0015	715	920
E3	0,091	0,61	1,71	0,009	<0,001	0,032	0,32	0,006	0,0040	0,05	0,008	0,100	0,0006	0,0015	715	915
V1	0,083	0,08	1,54	0,010	0,002	0,025	0,08	0,010	0,0047	0,03	0,037	<b>0,001</b>	0,0005	0,0012	735	870
V2	<b>0,156</b>	0,27	1,83	0,012	<0,001	0,033	<b>0,55</b>	0,070	0,0040	0,06	0,004	<b>0,040</b>	<b>0,0013</b>	0,0020	720	875
V3	0,064	0,35	0,99	0,018	0,004	0,047	<b>0,03</b>	0,002	0,0050	0,02	0,027	<b>0,003</b>	0,0003	0,0040	720	915
V4	<b>0,241</b>	0,24	1,22	0,013	0,002	0,038	0,15	0,002	0,0033	0,02	0,003	<b>0,038</b>	<b>0,0024</b>	0,0001	720	845

EP 2 664 682 A1

Tabelle 2

	WBD [mm]	KBD [mm]	KWG [%]	WET [°C]	HAT [°C]	GT [°C]
E1	1,50	---	---	895	500	---
E2	2,05	1,50	27	890	500	780
E3	2,40	1,15	52	940	530	---
V1	3,06	1,50	51	865	470	---
V2	2,50	1,20	52	900	560	800
V3	4,04	1,50	63	885	630	810
V4	3,40	1,50	56	850	560	760

Tabelle 3 (RT = Raumtemperatur)

Stahl	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]		[%]		[Flächen-%]			[-]
E1	880	6	5	30	RT	NEIN	489	795	8,5	11,5	84,5	1,5	14	>15
E1	880	6	5	30	RT	JA	529	784	7,0	14,2	84,5	1,5	14	>15
E1	880	6	5	30	200	NEIN	481	770	8,8	13,9	85	3,0	12	>15
E1	880	6	5	30	200	JA	507	768	8,1	13,7	85	3,0	12	>15
E1	880	6	5	80	RT	NEIN	499	799	7,6	11,3	91	< 1	9	>15
E1	880	6	5	80	RT	JA	563	803	8,6	13,4	91	< 1	9	>15
E1	880	6	5	80	200	NEIN	489	762	8,1	13,5	92	2,0	6	15
E1	880	6	5	80	200	JA	515	769	8,1	11,9	92	2,0	6	15
E1	880	6	15	30	RT	NEIN	489	772	7,6	12,9	92	1,0	7	15
E1	880	6	15	30	RT	JA	532	775	8,1	14,9	92	1,0	7	15
E1	880	6	15	30	200	NEIN	482	754	8,3	15,1	91,5	1,5	7	15
E1	880	6	15	30	200	JA	516	768	8,6	14,5	91,5	1,5	7	15
E1	880	6	15	80	RT	NEIN	478	780	8,5	13,1	91	< 1	9	13
E1	880	6	15	80	RT	JA	533	780	8,5	13,4	91	< 1	9	13
E1	880	6	15	80	200	NEIN	497	769	7,2	13,1	76	< 1	24	14
E1	880	6	15	80	200	JA	527	768	7,8	13,4	76	< 1	24	14
E1	925	6	5	30	RT	NEIN	419	756	9,6	15,4	75	2,0	23	14
E1	925	6	5	30	RT	JA	453	755	10,5	14,9	75	2,0	23	14
E1	925	6	5	30	200	NEIN	417	736	10,5	15,8	77,5	2,5	20	14
E1	925	6	5	30	200	JA	462	754	9,8	15,4	77,5	2,5	20	14
E1	925	6	5	80	RT	NEIN	523	843	7,3	10,2	77,5	1,5	21	14
E1	925	6	5	80	RT	JA	508	792	8,0	12,7	77,5	1,5	21	14

## EP 2 664 682 A1

(fortgesetzt)

Stahl	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]		[%]		[Flächen-%]			[-]
E1	925	6	5	80	200	NEIN	570	803	6,0	10,1	78	3,0	19	14
E1	925	6	5	80	200	JA	510	786	7,8	12,3	78	3,0	19	14
E1	925	6	15	30	RT	NEIN	365	701	12,7	18,5	88,5	2,5	9	13
E1	925	6	15	30	RT	JA	393	698	13,1	18,5	88,5	2,5	9	13
E1	925	6	15	30	200	NEIN	369	704	12,9	17,5	87	3,0	10	13
E1	925	6	15	30	200	JA	388	690	12,2	17,4	87	3,0	10	13
E1	925	6	15	80	RT	NEIN	384	708	12,4	17,4	84,5	1,5	14	13
E1	925	6	15	80	RT	JA	418	723	11,9	17,2	84,5	1,5	14	13
E1	925	6	15	80	200	NEIN	378	698	12,0	18,0	83	2,0	15	13
E1	925	6	15	80	200	JA	408	702	12,6	19,2	83	2,0	15	13

Tabelle 4 (RT = Raumtemperatur)

Stahl	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]		[%]		[Flächen-%]			[-]
E2	750	6	7	≥100	RT	NEIN	885	1053	4,5	7,1 1	68	< 1	32	---
E2	750	6	7	≥100	RT	JA	918	1047	4,4	6,3	68	< 1	32	---
E2	750	6	7	≥100	200	NEIN	842	1026	4,9	7,1	88	< 1	12	---
E2	750	6	7	≥100	200	JA	889	1023	4,6	6,5	88	< 1	12	---
E2	780	6	7	≥100	RT	NEIN	777	998	5,2	8	47	< 1	53	---
E2	780	6	7	≥100	RT	JA	829	993	5	7,4	47	< 1	53	---
E2	780	6	7	≥100	200	NEIN	775	988	5,4	7,5	79	< 1	21	---
E2	780	6	7	≥100	200	JA	824	982	5,4	7,8	79	< 1	21	---
E2	880	6	7	≥100	RT	NEIN	509	813	9,9	15,6	58,5	1,5	40	15
E2	880	6	7	≥100	RT	JA	569	806	9,7	15,6	58,5	1,5	40	15
E2	880	6	7	≥100	200	NEIN	592	822	8	12,9	69	1	30	15
E2	880	6	7	≥100	200	JA	623	816	8,1	13,2	69	1	30	15
E2	925	6	7	≥100	RT	NEIN	557	830	8,3	13,9	59	1	40	15
E2	925	6	7	≥100	RT	JA	621	831	7,7	13,1	59	1	40	15
E2	925	6	7	≥100	200	NEIN	620	840	7,1	11,6	48,5	1,5	50	15
E2	925	6	7	≥100	200	JA	657	842	6,6	11,5	48,5	1,5	50	15
E3	880	6	7	≥100	RT	NEIN	541	958	9,5	13,5	31,5	2,5	66	14-15

## EP 2 664 682 A1

(fortgesetzt)

Stahl	EWT [°C]	EZ [min]	TZ [s]	AKR [°C/s]	WZT [°C]	KTL JA/ NEIN	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
							[MPa]	[%]	[Flächen-%]			[-]		
E3	880	6	7	≥100	RT	JA	658	948	9,1	12,8	31,5	2,5	66	14-15
E3	880	6	7	≥100	200	NEIN	684	982	6,2	9,9	20,5	3,5	76	14-15
E3	880	6	7	≥100	200	JA	759	985	6, 9	10,5	20,5	3,5	76	14-15
E3	925	6	7	≥100	RT	NEIN	704	1038	5,4	8	4,5	1,5	94	>15
E3	925	6	7	≥100	RT	JA	834	1044	5,1	7,7	4,5	1,5	94	>15
E3	925	6	7	≥100	200	NEIN	757	1019	5,1	8,2	10	3	87	>15
E3	925	6	7	≥100	200	JA	819	1021	5,7	8,6	10	3	87	>15

Tabelle 5 (RT=Raumtemperatur; \*=Nicht erfindungsgemäß)

Stahl	EWT [°C]	EZ [min]	TZ [s]	AKR [°C/s]	WZT [°C]	KTL JA/ NEIN	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
							[MPa]	[%]	[Flächen-%]			[-]		
V1*	880	6	5	30	RT	NEIN	382	675	11,5	19,4	75	5	20	15
V1*	880	6	5	30	RT	JA	408	673	13,2	18,4	75	5	20	15
V1*	880	6	5	30	200	NEIN	365	650	14,5	19,6	73,5	4,5	22	15
V1*	880	6	5	30	200	JA	420	653	14, 6	22,3	73,5	4,5	22	15
V1*	880	6	5	80	RT	NEIN	455	778	10,7	14,7	76,5	4,5	19	15
V1*	880	6	5	80	RT	JA	534	752	9,8	13,6	76,5	4,5	19	15
V1*	880	6	5	80	200	NEIN	469	681	8,7	12,7	8,5	2,5	89	---
V1*	880	6	5	80	200	JA	474	694	10,8	17, 6	8,5	2,5	89	---
V1*	880	6	15	30	RT	NEIN	326	683	14,7	20,1	86,5	3,5	10	14
V1*	880	6	15	30	RT	JA	388	669	13,3	18,6	86,5	3,5	10	14
V1*	880	6	15	30	200	NEIN	316	660	14, 1	20	86,5	4,5	11	14
V1*	880	6	15	30	200	JA	355	645	14, 6	20,6	86,5	4,5	11	74
V1*	880	6	15	80	RT	NEIN	366	733	12,8	18	87	3	10	14
V1*	880	6	15	80	RT	JA	578	803	7,1	12,8	87	3	10	14
V1*	880	6	15	80	200	NEIN	352	709	11, 9	16,8	87	4	9	14
V1*	880	6	15	80	200	JA	400	692	10,8	17,2	87	4	9	14
V1*	925	6	5	30	RT	NEIN	417	722	11,4	16,2	56,5	3,5	40	15
V1*	925	6	5	30	RT	JA	530	731	8,9	14, 6	56,5	3,5	40	15
V1*	925	6	5	30	200	NEIN	407	650	10,4	16,6	51,5	2,5	46	-

EP 2 664 682 A1

(fortgesetzt)

Stahl	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[Flächen-%]	[Flächen-%]	[Flächen-%]	[Flächen-%]
V1*	925	6	5	30	200	JA	438	652	10,5	18,9	51,5	2,5	46	-
V1*	925	6	5	80	RT	NEIN	515	797	7,6	11,7	8,5	1,5	90	-
V1*	925	6	5	80	RT	JA	666	829	5,5	8,7	8,5	1,5	90	-
V1*	925	6	5	80	200	NEIN	479	677	9,3	16	8	1	91	-
V1*	925	6	5	80	200	JA	524	700	8,2	14,8	8	1	91	-
V1*	925	6	15	30	RT	NEIN	350	706	12,4	16,4	77,5	2,5	20	13
V1*	925	6	15	30	RT	JA	412	677	8,2	18,4	77,5	2,5	20	13
V1*	925	6	15	30	200	NEIN	323	657	11,5	18,1	75	3	22	14
V1*	925	6	15	30	200	JA	367	662	11,5	18,2	75	3	22	14

Fortsetzung Tabelle 5 (RT=Raumtemperatur; \*=Nicht erfindungsgemäß)

Stahl	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[Flächen-%]	[Flächen-%]	[Flächen-%]	[Flächen-%]
V1*	925	6	15	80	RT	NEIN	452	808	9,1	13,2	74	2	24	14
V1*	925	6	15	80	RT	JA	486	755	9,9	18,2	74	2	24	14
V1*	925	6	15	80	200	NEIN	377	727	9,6	13,4	75	3	22	14
V1*	925	6	15	80	200	JA	496	731	8,2	14,1	75	3	22	14

Tabelle 6 (RT=Raumtemperatur; \*=Nicht erfindungsgemäß)

Stahl	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[Flächen-%]	[Flächen-%]	[Flächen-%]	[Flächen-%]
V2*	750	6	7	≥ 100	RT	NEIN	654	1241	7,1	10,8	19	< 1	81	14
V2*	750	6	7	≥ 100	RT	JA	775	1210	5,2	8,9	19	< 1	81	14
V2*	750	6	7	≥ 100	200	NEIN	621	1200	6,8	10,5	17,5	1,5	81	15
V2*	750	6	7	≥ 100	200	JA	734	1195	6,3	10	17,5	1,5	81	15
V2*	780	6	7	≥ 100	RT	NEIN	865	1353	5	8,3	10	< 1	90	15
V2*	780	6	7	≥ 100	RT	JA	1045	1346	4,11	6,8	10	< 1	90	15
V2*	780	6	7	≥ 100	200	NEIN	750	1296	5,4	8,2	11	< 1	89	15
V2*	780	6	7	≥ 100	200	JA	909	1287	4,8	7,6	11	< 1	89	15
V2*	880	6	7	≥ 100	RT	NEIN	1003	1401	4	6,1	0	< 1	99	---
V2*	880	6	7	≥ 100	RT	JA	1148	1380	3,6	5,4	0	< 1	99	---
V2*	880	6	7	≥ 100	200	NEIN	999	1369	4,2	6	0	< 1	99	---

EP 2 664 682 A1

(fortgesetzt)

	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
Stahl	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]		[%]		[Flächen-%]			[-]
V2*	880	6	7	≥ 100	200	JA	1046	1355	4	5, 4	0	< 1	99	---
V2*	925	6	7	≥ 100	RT	NEIN	994	1368	3,9	5,9	0	< 1	99	---
V2*	925	6	7	≥ 100	RT	JA	1089	1358	3,7	5, 8	0	< 1	99	---
V2*	925	6	7	≥ 100	200	NEIN	972	1339	4	5,7	0	< 1	99	---
V2*	925	6	7	≥ 100	200	JA	1048	1332	4	5,4	0	< 1	99	---

Tabelle 7 (RT=Raumtemperatur; \*=Nicht erfindungsgemäß)

	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
Stahl	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]		[%]		[Flächen-%]			[-]
V3*	880	6	5	30	RT	NEIN	323	561	17,4	23,9	90	3	7	12
V3*	880	6	5	30	RT	JA	316	543	18,2	26,9	90	3	7	12
V3*	880	6	5	30	200	NEIN	299	530	16,9	25,2	89,5	3,5	7	12-13
V3*	880	6	5	30	200	JA	322	522	18,6	26,1	89,5	3,5	7	12-13
V3*	880	6	5	80	RT	NEIN	357	608	14,1	20,3	89	2	9	12-13
V3*	880	6	5	80	RT	JA	372	583	16,1	23,9	89	2	9	12-13
V3*	880	6	5	80	200	NEIN	318	554	15,7	24	90	2	8	12
V3*	880	6	5	80	200	JA	348	561	14,5	22,4	90	2	8	12
V3*	880	6	15	30	RT	NEIN	322	548	18,2	24,8	90,5	3,5	6	12
V3*	880	6	15	30	RT	JA	312	530	19,4	27,9	90,5	3,5	6	12
V3*	880	6	15	30	200	NEIN	307	532	18,5	23,9	90,5	3,5	6	12
V3*	880	6	15	30	200	JA	314	521	19	28,2	90,5	3,5	6	12
V3*	880	6	15	80	RT	NEIN	351	604	15,6	21,6	86	3	11	12-13
V3*	880	6	15	80	RT	JA	340	555	15,9	23,5	86	3	11	12-13
V3*	880	6	15	80	200	NEIN	307	564	17,7	24,1	89	3	8	12-13
V3*	880	6	15	80	200	JA	324	541	15,7	24,9	89	3	8	12-13
V3*	925	6	5	30	RT	NEIN	318	589	12,8	18,6	81,5	2,5	16	12
V3*	925	6	5	30	RT	JA	326	569	15,3	24,3	81,5	2,5	16	12
V3*	925	6	5	30	200	NEIN	291	548	16,8	23,4	80,5	2,5	17	12
V3*	925	6	5	30	200	JA	304	524	17,3	26,5	80,5	2,5	17	12
V3*	925	6	5	80	RT	NEIN	364	650	13	18,3	79	2	19	12

EP 2 664 682 A1

(fortgesetzt)

	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
Stahl	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]		[%]		[Flächen-%]			[-]
V3*	925	6	5	80	RT	JA	378	602	13,4	21,6	79	2	19	12
V3*	925	6	5	80	200	NEIN	332	581	12,9	20,1	84	3	13	12-13
V3*	925	6	5	80	200	JA	339	566	14	22,1	84	3	13	12-13
V3*	925	6	15	30	RT	NEIN	291	572	13,9	19,1	92,5	2,5	5	12
V3*	925	6	15	30	RT	JA	288	532	18,5	27,4	92,5	2,5	5	12
V3*	925	6	15	30	200	NEIN	271	548	15	20,9	87,5	2,5	10	12
V3*	925	6	15	30	200	JA	290	538	18,4	26,8	87,5	2,5	10	12

Fortsetzung Tabelle 7 (RT=Raumtemperatur; \*=Nicht erfindungsgemäß)

	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
Stahl	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]		[%]		[Flächen-%]			[-]
V3*	925	6	15	80	RT	NEIN	328	605	15,2	20,3	85	2	13	12
V3*	925	6	15	80	RT	JA	313	561	15,5	24,2	85	2	13	12
V3*	925	6	15	80	200	NEIN	299	570	17,7	24,6	79,5	1,5	19	13
V3*	925	6	15	80	200	JA	316	559	15,9	22,8	79,5	1,5	19	13

Tabelle 8 (RT=Raumtemperatur; \*=Nicht erfindungsgemäß)

	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
Stahl	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]		[%]		[Flächen-%]			[-]
V4*	750	6	7	≥ 100	RT	NEIN	522	1197	6,6	9	44,5	4,5	51	13
V4*	750	6	7	≥ 100	RT	JA	553	1153	6,6	10,6	44,5	4,5	51	13
V4*	750	6	7	≥ 100	200	NEIN	536	1189	9,1	11,4	42,5	3,5	54	14
V4*	750	6	7	≥ 100	200	JA	561	1162	8,6	11,5	42,5	3,5	54	14
V4*	780	6	7	≥ 100	RT	NEIN	775	1378	5,5	7,8	37,5	2,5	60	14
V4*	780	6	7	≥ 100	RT	JA	862	1359	5,3	6,9	37,5	2,5	60	14
V4*	780	6	7	≥ 100	200	NEIN	814	1385	5,7	7,7	24	2	74	14
V4*	780	6	7	≥ 100	200	JA	933	1380	4,9	7	24	2	74	14
V4*	880	6	7	≥ 100	RT	NEIN	1042	1543	3,9	5,5	0	1,5	98,5	---
V4*	880	6	7	≥ 100	RT	JA	1166	1549	3,8	5,6	0	1,5	98,5	---

## EP 2 664 682 A1

(fortgesetzt)

	EWT	EZ	TZ	AKR	WZT	KTL	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	Ag	A <sub>80</sub>	F/BF	RA	M/B	KG
Stahl	[°C]	[min]	[s]	[°C/s]	[°C]	JA/ NEIN	[MPa]		[%]		[Flächen-%]			[-]
V4*	880	6	7	≥ 100	200	NEIN	974	1510	4,3	5,9	0	2	98	---
V4*	880	6	7	≥ 100	200	JA	1072	1510	4	5,7	0	2	98	---
V4*	925	6	7	≥ 100	RT	NEIN	1038	1527	4	5,9	0	1	99	---
V4*	925	6	7	≥ 100	RT	JA	1160	1523	3,8	5,9	0	1	99	---
V4*	925	6	7	≥ 100	200	NEIN	1022	1488	4	5,7	0	1	99	---
V4*	925	6	7	≥ 100	200	JA	1073	1492	4,2	6,6	0	1	99	---

### Patentansprüche

1. Stahl für die Herstellung eines Stahlbauteils durch Warmumformung mit anschließender Härtung, neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen enthaltend (in Gew.-%)

C: 0,05 - 0,15 %,

Mn: 0,5 - 2,0 %,

Si: 0,01 - 0,70 %,

Al: 0,01 - 0,1 %,

Ti: 0,08 - 0,14 %,

Cr: 0,15 - 0,50 %,

S: ≤ 0,010 %,

sowie jeweils optional eines oder mehrere Elemente aus der Gruppe "P, N, Cu, Ni, Mo V, B, Nb, Ca" mit der Maßgabe

P: ≤ 0,1 %,

N: ≤ 0,01 %,

Cu: ≤ 0,1 %,

Ni: ≤ 0,1 %,

Mo: ≤ 0,1 %,

V: ≤ 0,1 %,

B: ≤ 0,0010 %,

Nb: ≤ 0,25 %,

Ca: 0,001 - 0,0040 %.

2. Stahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein C-Gehalt 0,06 - 0,11 Gew.-% beträgt.
3. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein C-Gehalt 0,08 - 0,11 Gew.-% beträgt.
4. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Ti-Gehalt größer oder gleich 0,09 Gew.-% ist.
5. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cr-Gehalt 0,3 - 0,4 Gew.-% beträgt.
6. Stahl Flachprodukt, **dadurch gekennzeichnet, dass** es ganz oder mindestens in einem Abschnitt aus einem gemäß einem der Ansprüche 1 bis 5 beschaffenen Stahl besteht.
7. Stahl Flachprodukt nach Anspruch 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** es vollständig aus dem gemäß einem der Ansprüche 1 bis 5 beschaffenen Stahl besteht.

## EP 2 664 682 A1

8. Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 6 oder 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** mindestens der aus dem gemäß einem der Ansprüche 1 bis 5 beschaffenen Stahl bestehende Abschnitt des Stahlflachprodukts durch ein warmgewalztes Blech gebildet ist.
- 5 9. Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 6 oder 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** mindestens der aus dem gemäß einem der Ansprüche 1 bis 5 beschaffenen Stahl bestehende Abschnitt des Stahlflachprodukts durch ein kaltgewalztes Blech gebildet ist.
- 10 10. Stahlflachprodukt nach Anspruch 6 bis 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** es mindestens an einer seiner Oberflächen mit einem vor Korrosion oder Verzunderung schützenden Überzug versehen ist.
- 15 11. Stahlbauteil hergestellt durch Warmumformen und anschließendem Abschrecken eines gemäß einem der Ansprüche 6 bis 10 hergestellten Stahlflachprodukts, wobei das Stahlbauteil in dem Bereich, in dem es aus dem gemäß einem der Ansprüche 1 bis 5 beschaffenen Stahl besteht, eine Zugfestigkeit von mindestens 700 MPa besitzt und ein Gefüge aufweist, das aus einer Kombination fein verteilter harter Phasen (Martensit/Bainit) und duktiler Phasen (globularer Ferrit und versetzungsreicher bainitischer Ferrit) sowie einem Restaustenitanteil von maximal 5 Flächen-% in einem feinkörnigen Gefügebau mit zusätzlicher Ausscheidungshärtung aus Titankarbonitriden besteht, bei dem der durchschnittliche Korndurchmesser des globularen Ferrits oder des bainitischen Ferrits 1,5 - 4,0  $\mu\text{m}$  und der Anteil von duktilen Phasen mindestens 5 Flächen-% beträgt.
- 20 12. Stahlbauteil nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** in dem Bereich, in dem es aus dem gemäß einem der Ansprüche 1 bis 5 beschaffenen Stahl besteht, der Martensit/Bainit-Gehalt des Gefüges mindestens 5 Flächen-% beträgt.
- 25 13. Verfahren zum Herstellen eines gemäß einem der Ansprüche 11 oder 12 beschaffenen Stahlbauteils umfassend folgende Arbeitsschritte:
- Bereitstellen eines gemäß einem der Ansprüche 6 bis 8 beschaffenen Stahlflachprodukts,
  - Erwärmen des Stahlflachprodukts auf eine 750 - 950 °C betragende Erwärmungstemperatur in einem Ofen,
  - Transfer des Stahlflachprodukts vom Ofen zu einem Werkzeug,
  - in dem Werkzeug erfolgendes Warmumformen des Stahlflachprodukts zu dem Stahlbauteil,
  - Abschrecken des Stahlflachprodukts mit einer Abkühlrate von mehr als 25 °C/s.
- 30 14. Verfahren nach Anspruch 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Transfer vom Ofen zum Werkzeug innerhalb von 5 - 12 Sekunden absolviert wird.
- 35 15. Verfahren nach einem der Ansprüche 13 oder 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Erwärmungstemperatur < 900 °C ist.
- 40
- 45
- 50
- 55



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung  
EP 12 16 8384

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	DE 10 2006 053819 A1 (THYSSENKRUPP STEEL AG [DE]) 15. Mai 2008 (2008-05-15) * Absätze [0034] - [0038], [0040], [0041]; Ansprüche 1-3, 8-10 *	1-15	INV. C21D1/18 C21D1/673 C21D8/02 C21D9/00
X	EP 2 157 203 A1 (KOBE STEEL LTD [JP]) 24. Februar 2010 (2010-02-24) * Absätze [0013], [0025], [0071]; Ansprüche 1-7; Tabellen 1-3 *	1-7,9-12	C22C38/02 C22C38/04 C22C38/06 C22C38/14 C22C38/18
A	US 2009/098408 A1 (SUN WEIPING [US]) 16. April 2009 (2009-04-16) * das ganze Dokument *	1-15	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C21D C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlußdatum der Recherche 30. August 2012	Prüfer Rischar, Marc
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

1  
EPO FORM 1503 03/02 (P04C03)

**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT  
 ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 12 16 8384

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentdokumente angegeben.  
 Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am  
 Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

30-08-2012

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
DE 102006053819 A1	15-05-2008	DE 102006053819 A1	15-05-2008
		EP 1939308 A1	02-07-2008
-----			
EP 2157203 A1	24-02-2010	AT 496150 T	15-02-2011
		CN 101649415 A	17-02-2010
		EP 2157203 A1	24-02-2010
		JP 2010065316 A	25-03-2010
		KR 20100020433 A	22-02-2010
		US 2010037995 A1	18-02-2010
-----			
US 2009098408 A1	16-04-2009	AU 2008311043 A1	16-04-2009
		CA 2701903 A1	16-04-2009
		EP 2209926 A1	28-07-2010
		US 2009098408 A1	16-04-2009
		WO 2009048838 A1	16-04-2009
-----			

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82

**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**

- WO 2008132303 A1 **[0010]**
- DE 102006019395 A1 **[0011]**
- WO 2007124781 A1 **[0048]**