

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

(19) Weltorganisation für geistiges Eigentum  
Internationales Büro



(43) Internationales Veröffentlichungsdatum  
4. Januar 2007 (04.01.2007)

PCT

(10) Internationale Veröffentlichungsnummer  
WO 2007/000156 A1

(51) Internationale Patentklassifikation:  
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/18 (2006.01)

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/DE2006/001124

(22) Internationales Anmeldedatum:  
28. Juni 2006 (28.06.2006)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(30) Angaben zur Priorität:  
10 2005 030 413.3 28. Juni 2005 (28.06.2005) DE

(71) Anmelder und

(72) Erfinder: SCHELLER, Pjotr, R. [DE/DE]; Petriplatz 3,  
09599 Freiberg (DE).

(72) Erfinder: WEISS, Andreas; Ziolkowskistrasse 28,  
09599 Freiberg (DE). GUTTE, Heiner; Burgstrasse 5,  
09599 Freiberg (DE).

(74) Anwalt: SCHINDLER, Gunter; Am Knie 5, 09114  
Chemnitz (DE).

(81) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für jede verfügbare nationale Schutzrechtsart): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für jede verfügbare regionale Schutzrechtsart): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), europäisches (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

Veröffentlicht:

— mit internationalem Recherchenbericht

Zur Erklärung der Zweibuchstaben-Codes und der anderen Abkürzungen wird auf die Erklärungen ("Guidance Notes on Codes and Abbreviations") am Anfang jeder regulären Ausgabe der PCT-Gazette verwiesen.

(54) Title: HIGH-STRENGTH, LIGHTWEIGHT AUSTENITIC-MARTENSITIC STEEL AND THE USE THEREOF

(54) Bezeichnung: HOCHFESTER AUSTENITISCH-MARTENSITISCHER LEICHTBAUSTAHL UND SEINE VERWENDUNG

(57) Abstract: The invention relates to a high-strength, lightweight austenitic-martensitic steel and the use thereof. The inventive lightweight steel is characterized by a chrome content of more than 0.5 % and less than 18 %, a silicon content of more than 1 % and less than 4 %, a manganese content of more than 2.5 % and less than 30 % and an aluminum content of more than 0.05 to 4 % and lies within an alloy range that is determined by the coordinates of four points ( $Cr_{equ} = 2; Ni_{equ} = 2$ ), ( $Cr_{equ} = 2; Ni_{equ} = 24$ ), ( $Cr_{equ} = 20; Ni_{equ} = 10$ ) and ( $Cr_{equ} = 20; Ni_{equ} = 6.5$ ), whereby the chrome and nickel equivalent is calculated from the chemical composition of the steel using the relations (1) and (2):  $Cr_{equ} = \% Cr + \% Mo + 1.5 \% Si + 0.5 \% W + 0.9 \% Nb + 4 \% Al + 4 \% Ti + 1.5 \% V$  (1),  $Ni_{equ} = \% Ni + 30 \% C + 18 \% N + 0.5 \% Mn + 0.3 \% Co + 0.2 \% Cu - 0.2 \% Al$  (2). The indications are in weight percent and the remainder substantially consists of iron and other elements usually present in steel (P, S). The inventive steel can be cold-formed, and is suitable for use as a material for hot- and cold-rolled sheets, strips and tubes, for non-flat semifinished products and non-flat products and retaining elements, for crash-relevant components and reinforcing structural components in the automobile industry, for expendable parts and as a material for weatherproof, corrosion resisting and stainless parts.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung betrifft einen hochfesten austenitisch-martensitischen Leichtbaustahl und seine Verwendung. Die Aufgabe wird durch die Erfindung dadurch gelöst, dass der erfindungsgemäße Leichtbaustahl einen Chromgehalt von größer 0,5 % und kleiner 18 %, einen Siliziumgehalt von größer 1 % und kleiner 4 %, einen Mangangehalt größer 2,5 % und kleiner 30 % und einen Aluminiumgehalt größer 0,05 bis 4 % aufweist und in einem Legierungsbereich liegt, der durch die Koordinaten von vier Punkten ( $Cr_{äqu} = 2; Ni_{äqu} = 2$ ), ( $Cr_{äqu} = 2; Ni_{äqu} = 24$ ), ( $Cr_{äqu} = 20; Ni_{äqu} = 10$ ) und ( $Cr_{äqu} = 20; Ni_{äqu} = 6,5$ ) festgelegt ist, wobei das Chrom- und Nickeläquivalent über die Beziehungen (1) und (2)  $Cr_{äqu} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 \% W + 0,9 \% Nb + 4 \% Al + 4 \% Ti + 1,5 \% V$  (1)  $Ni_{äqu} = \% Ni + 30 \% C + 18 \% N + 0,5 \% Mn + 0,3 \% Co + 0,2 \% Cu - 0,2 \% Al$  (2) aus der chemischen Zusammensetzung des Stahles berechnet werden, wobei die Angaben in Masseprozent einzusetzen sind und wobei der Rest im Wesentlichen aus Eisen und anderen Stahlbegleitelementen (P, S) besteht, kaltumformbar ist und als Werkstoff für warm- und kaltgewalzte Bleche, Bänder und Rohre, für Nicht-Flachhalbzeuge und Nicht-Flacherzeugnisse und Befestigungselemente, für crashbeanspruchte Bauteile und versteifende Strukturkomponenten im Fahrzeugbau, für Verschleißteile und als Werkstoff für witterungsbeständige, korrosionsträge und nichtrostende Teile verwendet wird.

WO 2007/000156 A1

## Hochfester austenitisch-martensitischer Leichtbaustahl und seine Verwendung

Die Neuerung bezieht sich auf einen hochfesten austenitisch-martensitischen

- 5 Leichtbaustahl, der mit Chrom, Silizium, Mangan und Aluminium legiert ist und eine Zugfestigkeit größer 800 bis 1200 MPa und eine Bruchdehnung größer 25 % aufweist und seine Verwendung.

Stähle mit Zugfestigkeiten über 600 MPa werden als Leichtbaustähle bezeichnet, da die Zugfestigkeit pro Gewichtseinheit höher liegt als beim Aluminium.

10

### Stand der Technik

Um die Festigkeit von Mehrphasenstählen, wie es austenitisch-martensitische Stähle sind, anzuheben, gibt es verschiedene Möglichkeiten. So zum Beispiel die Erhöhung

- 15 des Phasenanteils von Martensit und/oder eine Kaltumformung und/oder eine Ausscheidungshärtung. In austenitisch-martensitischen Stählen ist aufgrund des Martensitanteils die 0,2 %-Dehngrenze, die Zugfestigkeit und die Härte der gegenüber den austenitischen Stählen angehoben. Nichtrostende austenitisch-martensitische CrNi-Stähle vereinen die Vorteile der austenitischen und der  
20 vorzugsweise weichmartensitischen Stähle.

Der Nachteil der genannten Verfahrensweisen zur Festigkeitssteigerung besteht darin, dass damit generell eine Verschlechterung der Zähigkeitseigenschaften und somit in der Regel des Umformvermögens einhergeht. Austenitische Stähle mit TRIP/TWIP-Effekt (transformation-induced und twinning-induced plasticity)

- 25 kompensieren diesen Nachteil, indem eine oder mehrere verformungsinduzierte Martensitbildungen oder eine Zwillingsbildung während der Kaltumformung induziert werden. Diese Effekte führen zu einem gleichzeitigen Anstieg der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung, wodurch das Kaltumform- und das Energieabsorptionsvermögen ansteigen. Für austenitisch-martensitische Stähle sind noch keine Lösungen zur

Beseitigung dieses Nachteiles und des Verlustes der Zähigkeit bei Festigkeitssteigerung beschrieben.

Hochlegierte austenitisch-martensitische Stähle sind nichtrostende Stähle [1] oder hochmanganhaltige Stähle und offensichtlich auch LIP-Stähle (light induced plasticity) [2, 3, 4]. Zu den LIP-Stählen gibt es bisher keine Angaben in der Literatur. Umfangreiche Untersuchungsergebnisse bezüglich des TRIP/TWIP-Effekts und seine Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften und das Energieabsorptionsvermögen liegen nur für hochmanganhaltige Stähle [2, 3] vor. Diese hochmanganhaltigen Stähle enthalten kein Chrom und sind somit nicht korrosions- und witterungsbeständig bzw. korrosionsträge.

Die hochmanganhaltigen Stähle weisen 0,2 %-Dehngrenzen von 200 bis 450 MPa und Zugfestigkeiten von 780 MPa bis 1100 MPa und die Bruchdehnungen zwischen 39 und 47 %. Zum Beispiel zeigt ein Stahl mit 15 % Mangan und Siliziumgehalten von 4 bis 2 % und Aluminiumgehalten von 2 bis 4 % diese Eigenschaften [1, 2]. Der Legierungsbereich in dem die austenitisch-martensitischen Stähle mit TRIP-Effekt liegen, ist bisher teilweise für hochmanganhaltige Stähle spezifiziert worden, nicht aber für nichtrostende Stähle [3].

Für eine gezielte Ausnutzung des TRIP-Effekts ist es notwendig, dass die chemische Zusammensetzung der Stähle mit TRIP-Effekt bezüglich des Chrom- und Nickeläquivalentes abgestimmt ist. Für gut kaltumformbare austenitische Stähle wird dies in [7] beschrieben. Dabei wird die ferritbildende Wirkung von Chrom, Silizium und Aluminium durch das Chromäquivalent und die austenitstabilisierende Wirkung der Elemente Mangan und Nickel durch das Nickeläquivalent erfasst. In diesem Zusammenhang wurde gezeigt, dass Aluminium die Ms-Temperatur anhebt und deshalb Einfluss auf das Nickeläquivalent hat. Bezüglich der Beeinflussung der Ms-Temperatur verhält sich Aluminium folglich entgegengesetzt zu den anderen Begleit- und Legierungselementen. Neuere Untersuchungen haben gezeigt, dass der Einfluss von Aluminium auf die Ms-Temperatur schwächer ist als in [7] angegeben.

Darüber hinaus haben Aluminium und Silizium einen nachweisbaren positiven Einfluss auf das Passivierungsverhalten in nichtrostenden Stählen und auf die Rostschichtbildung in witterungsbeständigen und korrosionsträgen Stählen.

- 5 Gleichzeitig können diese Elemente aber auch die Kaltumformbarkeit und die Oberflächenqualität der Produkte verschlechtern. Das ist dann nachteilig, wenn sich bevorzugt relativ große aluminium- und siliziumhaltige Oxideinschlüsse im Stahl bilden.

In den Patentschriften EP 1 0901 006 B1 [8], EP 1 106 706 B1 [9] und der EP 0 031  
10 800 B1 [10] werden ultrahochfeste Stähle angegeben, deren Zugfestigkeiten über 2200 MPa liegen. Bei diesen Stählen handelt es sich um ursprünglich austenitische Stähle, die eine Kaltumformung erfahren haben und danach einer Alterungs- oder Ausscheidungshärtung unterzogen wurden. Die hohen Zugfestigkeiten werden dann im so behandelten Material erreicht. Dieses kaltumgeformte Material ist aber überaus  
15 spröde und lässt sich kaum noch dehnen. Es ist nicht mehr für eine weitere Kaltumformung ausgelegt.

Für die Beurteilung der Kaltumformbarkeit der Stähle kann als Kennzahl das Produkt aus Zugfestigkeit und maximaler Dehnung herangezogen werden. Das Produkt aus  
20 maximaler Dehnung und Zugfestigkeit liegt bei den austenitsch-martensitischen Stählen im Bereich von über 20 000 MPa % [3-5]. Trotz relativ hoher Zugfestigkeiten lassen sich die Stähle noch relativ gut kaltumformen. Die Stähle verfügen noch über ein Restenergieabsorptionsvermögen. Das heißt, bei einer Crashbeanspruchung weisen die austenitisch-martensitischen Stähle immer noch eine ausreichend hohe  
25 Dehnungsreserve auf [3-5].

Über die Stapelfehlerenergie des Austenits, die von der chemischen Zusammensetzung des Austenits abhängig ist, können die unterschiedlichen festigkeitssteigernden Mechanismen prinzipiell beeinflusst werden [2, 6].

Eine Voraussetzung für die Entstehung von verformungsinduziertem  $\alpha'$ -Martensit ist, dass das Gefüge zumindest teilweise aus Austenit besteht. Darüber hinaus muss der Austenit metastabil sein, um eine entsprechend hohe Neigung zur Bildung von

5 verformungsinduziertem Martensit aufzuweisen. Aus diesen Gründen ist für die chemische Zusammensetzung der Stähle ein entsprechendes Chrom- und Nickeläquivalent erforderlich. Das heißt, die chemische Zusammensetzung der Stähle muss bezüglich der ferritstabilisierenden und austenitstabilisierenden Elemente aufeinander abgestimmt sein. Aus diesem Grund sind ein modifiziertes

10 Chrom- und bekanntes Nickeläquivalent verwendet worden, um, wie im Patentanspruch formuliert, den Existenzbereich von verformungsinduzierter  $\alpha'$ -Phasenbildung zu spezifizieren. Unter diesen Voraussetzungen lässt sich die erforderliche chemische Zusammensetzung des erfindungsgemäßen Stahles bestimmen.

15

## Literatur

- [1] Stahlschlüssel 2004, Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH
- [2] Grässel, O., L. Krüger, G. Frommeyer und L.W. Meyer: Intern. J. Plasticity 16 (2000),
- 20 [3] Frommeyer, G.: Offenlegungsschrift, DE 197 27 759 A1  
S. 1391-1409
- [4] Schröder, T.: Technische Rundschau 1/2 (2005), S. 48-52
- [5] Bode, R. u. a.: stahl und eisen 8(2004), S. 19 bis 26
- [6] Martinez, L.G. u. a.: Steel research 63 (1992) 5, S. 221-223
- 25 [7] Weiß, A., H. Gutte und P. R. Scheller: DE 10 2005 024 029 A1
- [8] Uehara, Toshihiro: Patentschrift EP 1 091 006 B1
- [9] Hiramatsu, Naoto und Tomimura, Kouki: Patentschrift EP 1 106 706 B1 [9]
- [10] Malmgren, Nils: Patentschrift EP 0 031 800 B1

Der in den Hauptansprüchen angegebenen Erfindung liegt damit das Problem zugrunde, austenitisch-martensitische Leichtbaustähle mit guter Kaltumformbarkeit und mit Zugfestigkeiten zwischen 800 bis 1200 MPa und Bruchdehnungen größer  
5 25 % bereitzustellen.

Diese Aufgabe wird durch die Erfindung gemäß den Haupt- und vorteilhafterweise Nebenansprüchen gelöst.

10 Die mit der Erfindung erzielten Vorteile bestehen insbesondere darin, dass mit den erfindungsgemäßen Leichtbaustählen eine Verbesserung der Festigkeitseigenschaften erreicht wird und gleichzeitig die Zähigkeitseigenschaften auf einem relativ hohen Niveau bleiben. Diese Stähle zeichnen sich deshalb durch eine gute Kombination von hohen Festigkeits- und gleichzeitig guten  
15 Zähigkeitseigenschaften aus. Dadurch lassen sich diese Stähle noch relativ gut kaltumformen und weisen auch ein relativ hohes Energieabsorptionsvermögen auf.

Die Erfindung soll an den folgenden bevorzugten Beispielen nachfolgend erläutert  
20 werden.

Die erfindungsgemäßen Leichtbaustähle können in zwei unterschiedliche Stahltypen unterteilt werden. Der erste Stahltyp umfasst nichtrostende Leichtbaustähle mit TRIP-Effekt und mit Chromgehalten in den Grenzen von größer 12,0 bis 18,0 %. Der  
25 zweite Stahltyp umfasst Leichtbaustähle mit TRIP/TWIP-Effekt und mit Chromgehalten von mehr als 0,5 % und kleiner 12,0 %, die in der Regel witterungsbeständig und korrosionsträge sind.

### Beispiel 1

Bevorzugt weist der erfindungsgemäße, hochfeste Leichtbaustahl mit TRIP-Effekt  
5 einen Kohlenstoffgehalt von 0,03 %, einen Chromgehalt von 14,1 %, einen  
Siliziumgehalt von 1,23 %, einen Nickelgehalt von 6,3 %, einen Mangangehalt von  
7,94 %, einen Aluminiumgehalt von 0,051 % und einen Niobgehalt von 0,5 % auf,  
Rest im wesentlichen Eisen. Das Gefüge des Stahles besteht überwiegend aus  
metastabilem Austenit und Martensit. Der Stahl zeigt einen TRIP-Effekt bei  
10 Raumtemperatur. Es wird ein hohes Verfestigungsvermögen beobachtet. Die 0,2 %-  
Dehngrenze liegt bei ca. 300 MPa und die Zugfestigkeit bei 890. Der Stahl erreicht  
eine maximale Dehnung von 45 %.

### Beispiel 2

15 Bevorzugt weist der erfindungsgemäße, hochfeste Leichtbaustahl mit TWIP/TRIP-  
Effekt einen Kohlenstoffgehalt von 0,04 %, einen Chromgehalt von 0,52 %, einen  
Siliziumgehalt von 1,5 %, einen Nickelgehalt von 2,1 %, einen Mangangehalt von  
11,5 %, und einen Aluminiumgehalt von 0,051 % auf, Rest im wesentlichen Eisen.  
Das Gefüge des Stahles besteht aus metastabilem Austenit und Martensit. Der Stahl  
20 zeigt einen TRIP/TWIP-Effekt. Es wird ein relativ hohes Verfestigungsvermögen  
beobachtet. Die 0,2 %-Dehngrenze liegt bei 310 MPa und die Zugfestigkeit bei 1170  
MPa und die maximale Dehnung bei 31 %.

Es gelingt somit die Herstellung hochfester, nichtrostender Stähle, die eine  
25 Passivschicht auf der Oberfläche bilden. Zum anderen gelingt es, hochfeste Stähle,  
die in der Regel witterungsbeständig oder korrosionsträge sind, herzustellen.

Da diese Stähle mit Chrom, Silizium und Aluminium und teilweise mit Nickel legiert  
sind, weisen sie einen erhöhten Widerstand gegenüber Abrostung auf. Eine Vielzahl

dieser Stähle kann deshalb als witterungsbeständig bzw. korrosionsträge angesehen werden. Besonders solche Stähle mit Chromgehalten von 10 bis 12 % weisen eine ausgeprägte Korrosionsträgheit auf.

Die mechanischen Eigenschaften der erfindungsgemäßen nichtrostenden Stähle mit  
5 Chromgehalten größer 12 und kleiner 18 % lassen sich mit den mechanischen  
Eigenschaften der nichtrostenden weichmartensitischen Stähle vergleichen, insofern  
noch Restaustenit im Gefüge vorliegt. Die erfindungsgemäßen nichtrostenden Stähle  
weisen in der Regel im Vergleich zu den weichmartensitischen Stählen niedrigere  
Martensit- und keine Ferritanteile im unverformten Ausgangsgefüge auf. Erst als  
10 Folge eines TRIP-Effekts im Prozess einer Kaltumformung nimmt der Martensitanteil  
in den erfindungsgemäßen Stählen zu und erreicht Werte, die weichmartensitische  
Stähle in der Regel schon im unverformten Ausgangszustand haben. Deshalb  
weisen die erfindungsgemäßen Stähle im Vergleich zu den weichmartensitischen  
Stählen in der Regel niedrigere 0,2 %-Dehngrenzen auf. Gleichzeitig verfestigen  
15 diese Stähle im Prozess einer mechanischen Beanspruchung stark und erreichen  
annähernd gleiche oder höhere Zugfestigkeiten und hohe Bruchdehnungen. Aus  
diesem Grund lassen sich diese Stähle auch noch gut kaltumformen. Darüber hinaus  
können besonders in den erfindungsgemäßen nichtrostenden CrNiMn-Stählen die  
Nickelgehalte gegenüber den handelsüblichen weichmartensitischen CrNi-Stählen  
20 abgesenkt sein. Daraus resultiert eine kostengünstige Herstellung dieser Stähle. Der  
erfindungsgemäße Stahl grenzt sich von Stählen, wie sie in [7] beschrieben werden,  
durch ein niedrigeres Nickeläquivalent ab. Darüber hinaus besteht das Gefüge des  
unverformten Ausgangszustandes aus Martensit und Austenit.

Der Vorteil der erfindungsgemäßen austenitischen Leichtbaustähle mit  
25 Chromgehalten zwischen 0,5 und 12 % gegenüber hochfesten chromfreien  
Leichtbaustählen ist ihre Witterungsbeständigkeit bzw. Korrosionsträgheit. Diese  
Eigenschaften werden im Falle einer dichthaftenden Rostschicht erreicht. Die  
Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften dieser Gruppe der erfindungsgemäßen  
Stähle reichen in Einzelfällen an die hervorragenden mechanischen Eigenschaften

der hochmanganhaltigen TRIP/TWIP-Stähle heran. Diese erfindungsgemäßen Stähle mit Rostschichtbildung lassen sich gleichfalls noch kalt umformen und weisen ein noch relativ hohes Energieabsorptionsvermögen auf.

Der Austenit in den erfindungsgemäßen Stählen ist metastabil. Durch eine mechanische Behandlung gelingt es, die Mikrostruktur des Austenits bezüglich der Bildung von Stapelfehlern, Zwillingen und verformungsinduziertem Martensit, vorzugsweise verformungsinduziertem  $\alpha'$ -Martensit, zu beeinflussen.

Beim erfindungsgemäßen Stahl wird durch legierungstechnische Maßnahmen die Bildung von vorzugsweise verformungsinduziertem  $\alpha'$ -Martensit in einem austenitisch-martensitischem Gefüge aktiviert. Zu diesem Zweck wird das Nickeläquivalent gegenüber den kaltumformbaren austenitischen Leichtbaustählen [7] abgesenkt. Diesbezüglich unterscheiden sich die erfindungsgemäßen Stähle von den gut kaltumformbaren austenitischen Leichtbaustählen.

Im erfindungsgemäßen austenitisch-martensitischem Stahl wird das angegebene Eigenschaftspotential hingegen im Prozess der mechanischen Beanspruchung als Folge einer verformungsinduzierten Martensitbildung und ohne eine Nachbehandlung erreicht. Dadurch unterscheiden sich die erfindungsgemäßen Stähle grundsätzlich von den ultrahochfesten Stählen, wie sie in [8, 9, 10] beschrieben werden. Der erfindungsgemäße Stahl kann unter Umständen eine chemische Zusammensetzung aufweisen, wie sie aluminiumhaltige CrNi-Stähle haben [8, 10], sowie solche, die Ti, Si, Nb und V enthalten [9].

Mangan wird in den erfindungsgemäßen Stählen als Austenitbildner und als Substitutionselement für Nickel zulegiert.

Titan und Niob fördern darüber hinaus die Entstehung von austenitischem Feinkorn und verursachen eine feine Martensitstruktur. Damit haben diese Elemente einen positiven Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Darüber hinaus bewirken Niob und Titan eine Abbindung des Kohlenstoffs und verursachen damit eine Verbesserung der Korrosionseigenschaften.

Wandelt der Austenit der austenitisch-martensitischen Stähle während einer mechanischen Beanspruchung verformungsinduziert in  $\epsilon$ - und/oder  $\alpha'$ -Martensit um, so wird ein TRIP-Effekt beobachtet. Als Folge davon steigen das plastische  
5 Deformationsvermögen und die Zugfestigkeit. Durch eine Zwillingsbildung können diese Eigenschaftsänderungen noch verstärkt werden. Es wird dann ein hohes Verfestigungsvermögen beobachtet. Im Gegensatz zu den metastabilen austenitischen Stählen mit TRIP-Effekt weisen austenitisch-martensitische Stähle mit TRIP-Effekt höhere 0,2 %-Dehngrenzen und Zugfestigkeiten auf.

10

Die erfindungsgemäßen Stähle unterscheiden sich von den bisherigen austenitischen TRIP/TWIP-Stählen dadurch, dass der TRIP-Effekt nicht in einem austenitischem Ausgangsgefüge, sondern in einem austenitisch-martensitischen Ausgangsgefüge induziert wird. Die Zugfestigkeiten von mehr als 800 MPa sind dann  
15 hauptsächlich eine Folge des vorhandenen Abkühlmartensits und des Verformungsmartensits. Die Bruchdehnungen von mehr als 25 % werden dabei maßgeblich durch den TRIP-Effekt und damit der Bildung von Verformungsmartensit verursacht. Eine Ausscheidungsverfestigung oder Alterung ist nicht notwendig, um die angegebenen mechanischen Eigenschaften zu erreichen.

20

Um die bekannten negativen Einflüsse von Aluminium zu minimieren, sind metallurgische Maßnahmen sowohl bezüglich der Sauerstoffaufnahme der Schmelze und damit des gelösten Sauerstoffgehalts als auch der Abscheidung solcher Einschlüsse erforderlich. Der gelöste Sauerstoffgehalt in der Schmelze sollte  
25 deshalb im erfindungsgemäßen Stahl einen Wert von 0,003 % nicht überschreiten.

Aluminium nimmt bezüglich seines Legierungseinflusses eine Sonderstellung ein. Als ferritstabilisierendes Element beeinflusst es das Chromäquivalent, wie es in der Beziehung 1 des Patentanspruches 1 zum Ausdruck kommt. Der Wirkfaktor von

Aluminium auf das Nickeläquivalent in der im Patentanspruch 1 angegebenen Beziehung 2 ist auf - 0,2 gesetzt worden.

## PATENTANSPRÜCHE

1. Hochfester austenitisch-martensitischer Leichtbaustahl mit einer Zugfestigkeit  
 5 größer 800 bis 1200 MPa und einer Bruchdehnung über 25 % gekennzeichnet  
 dadurch, dass der Stahl einen Chromgehalt von größer 0,5 % und kleiner 18 %,  
 einen Siliziumgehalt von größer 1 % und kleiner 4 %, einen Mangangehalt größer  
 2,5 % und kleiner 30 % und einen Aluminiumgehalt größer 0,05 bis 4 % aufweist  
 und in einem Legierungsbereich liegt, der durch die Koordinaten von vier Punkten  
 10 ( $Cr_{\text{äqu}} = 2$ ;  $Ni_{\text{äqu}} = 2$ ), ( $Cr_{\text{äqu}} = 2$ ;  $Ni_{\text{äqu}} = 24$ ), ( $Cr_{\text{äqu}} = 20$ ;  $Ni_{\text{äqu}} = 10$ ) und ( $Cr_{\text{äqu}} = 20$ ;  
 $Ni_{\text{äqu}} = 6,5$ ) festgelegt ist, wobei das Chrom- und Nickeläquivalent über die  
 Beziehung 1 und 2

$$15 \quad Cr_{\text{äqu}} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 \% W + 0,9 \% Nb + 4 \% Al \\ + 4 \% Ti + 1,5 \% V \quad (1)$$

$$Ni_{\text{äqu}} = \% Ni + 30 \% C + 18 \% N + 0,5 \% Mn + 0,3 \% Co \\ + 0,2 \% Cu - 0,2 \% Al \quad (2)$$

- 20 aus der chemischen Zusammensetzung des Stahles berechnet werden, wobei die  
 Angaben in Masseprozent einzusetzen sind und wobei der Rest im Wesentlichen  
 aus Eisen und anderen Stahlbegleitelementen (P, S) besteht und kaltumformbar  
 ist

- 25 2. Leichtbaustahl nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass
- der Nickelgehalt von 0 bis 10 %,
  - der Niobgehalt von 0 bis 1,2 %,
  - der Kohlenstoffgehalt von 0,01 bis 0,2 %,
  - der Stickstoffgehalt von 0 bis 0,1 %,

- der Kupfergehalt von 0 bis 4 %,
  - der Kobaltgehalt von 0 bis 1 %,
  - der Molybdängehalt von 0 bis 4 %,
  - der Wolframgehalt von 0 bis 3 %,
  - 5 - der Titangehalt von 0 bis 1 % und
  - der Vanadiningehalt von 0 bis 0,15 %
  - der im Stahl gelöste Sauerstoffgehalt kleiner 0,003 %
- und der Rest im Wesentlichen Eisen ist.
- 10 3. Leichtbaustahl nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass
- der Kohlenstoffgehalt 0,03 %,
  - der Chromgehalt 14,1 %,
  - der Siliziumgehalt 1,23 %,
  - der Nickelgehalt 6,3 %
  - 15 - der Mangangehalt 7,94 %,
  - der Aluminiumgehalt 0,051 %
  - der Niobgehalt 0,5 %
- und der Rest im Wesentlichen Eisen ist.
- 20 4. Leichtbaustahl nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass
- der Kohlenstoffgehalt 0,04 %,
  - der Chromgehalt 0,52 %,
  - der Siliziumgehalt 1,5 %,
  - der Nickelgehalt 2,1 %,
  - 25 - der Mangangehalt 11,5 % und
  - der Aluminiumgehalt 0,051 %
- und der Rest im Wesentlichen Eisen ist.

5. Verwendung des Leichtbaustahles nach Anspruch 1, 2, 3 oder 4 als Werkstoff für warm- und/oder kaltgewalzte Bleche, Bänder und Rohre.
6. Verwendung des Leichtbaustahles nach Anspruch 1, 2, 3 oder 4 als Werkstoff für Nichtflacherzeugnisse, Nichtflachhalbzeuge, Draht, kalt massiv umgeformte Teile und Befestigungselemente.
7. Verwendung des Leichtbaustahles nach Anspruch 1, 2, 3 oder 4 als Werkstoff für crashbeanspruchte Bauteile und versteifende Strukturkomponenten.
8. Verwendung des Leichtbaustahles nach einem der vorgenannten Ansprüche als Werkstoff für Verschleißteile.
9. Verwendung des Leichtbaustahles nach Anspruch 3, 4, 5, 6, 7 oder 8, dadurch gekennzeichnet, dass der Werkstoff vor der Kaltumformung eine Wärmebehandlung erfährt.
10. Verwendung des Leichtbaustahles nach Anspruch 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 oder 8 als Werkstoff für nichtrostende Teile.
11. Verwendung des Leichtbaustahles nach Anspruch 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 oder 8 als Werkstoff für witterungsbeständige und korrosionsträge Teile.

# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No PCT/DE2006/001124
---

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
 INV. C22C38/00 C22C38/18

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

**B. FIELDS SEARCHED**

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)  
 C22C

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practical, search terms used)

EPO-Internal, PAJ, CHEM ABS Data, WPI Data

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	EP 0 481 377 A (NISSHIN STEEL CO., LTD) 22 April 1992 (1992-04-22) page 3, line 55 - page 4, line 15 example A6; tables 1,2 page 7, line 50 - line 55; claims 1-5 -----	1-11
X	EP 1 091 006 A (HITACHI METALS, LTD) 11 April 2001 (2001-04-11) Zusammenfassung claims 1-9; example 9; table 1 ----- -/--	1,2

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

\* Special categories of cited documents :

- \*A\* document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- \*E\* earlier document but published on or after the international filing date
- \*L\* document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- \*O\* document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- \*P\* document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

- \*T\* later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
- \*X\* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- \*Y\* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art.
- \*&\* document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

26 September 2006

Date of mailing of the international search report

05/10/2006

Name and mailing address of the ISA/  
 European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2  
 NL - 2280 HV Rijswijk  
 Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,  
 Fax: (+31-70) 340-3016

Authorized officer

Gavriliu, Alexandru

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No

PCT/DE2006/001124

C(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 2000, no. 01, 31 January 2000 (2000-01-31) -& JP 11 293405 A (HITACHI METALS LTD), 26 October 1999 (1999-10-26) abstract examples 5,14; table 1 table 3	1,2
A	----- PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 1995, no. 01, 28 February 1995 (1995-02-28) -& JP 06 287635 A (NISSHIN STEEL CO LTD), 11 October 1994 (1994-10-11) abstract table 1	1-11
A	----- US 4 878 955 A (HOSHINO ET AL) 7 November 1989 (1989-11-07) column 2, line 25 - line 51 claims 1-12; tables 1-3	1
A	----- US 4 090 813 A (MINATO ET AL) 23 May 1978 (1978-05-23) claims 1,5; tables 1-3 -----	1

# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/DE2006/001124

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
EP 0481377	A	22-04-1992	AT 149041 T 15-03-1997
			DE 69124725 D1 27-03-1997
			JP 4154921 A 27-05-1992
			KR 188049 B1 01-06-1999
			US 5171384 A 15-12-1992
EP 1091006	A	11-04-2001	DE 60016534 D1 13-01-2005
			DE 60016534 T2 01-09-2005
			US 6562153 B1 13-05-2003
JP 11293405	A	26-10-1999	NONE
JP 06287635	A	11-10-1994	NONE
US 4878955	A	07-11-1989	AT 394056 B 27-01-1992
			AT 229286 A 15-07-1991
			BR 8604065 A 17-11-1987
			DE 3628862 A1 12-03-1987
			ES 2001400 A6 16-05-1988
			FR 2586708 A1 06-03-1987
			GB 2179675 A 11-03-1987
			JP 6047694 B 22-06-1994
			JP 62124218 A 05-06-1987
			KR 9006605 B1 13-09-1990
			NL 8602089 A 16-03-1987
			SE 469430 B 05-07-1993
SE 8603560 A 28-02-1987			
US 4090813	A	23-05-1978	DE 2621297 A1 25-11-1976
			DK 214676 A 15-11-1976
			GB 1537385 A 29-12-1978
			IT 1062735 B 10-11-1984
			JP 1150497 C 14-06-1983
			JP 51133807 A 19-11-1976
			JP 56048715 B 17-11-1981

**INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT**

Internationales Aktenzeichen  
PCT/DE2006/001124

**A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES**  
INV. C22C38/00 C22C38/18

Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC

**B. RECHERCHIERTE GEBIETE**

Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole)  
C22C

Recherchierte, aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen

Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe)

EPO-Internal, PAJ, CHEM ABS Data, WPI Data

**C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN**

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	EP 0 481 377 A (NISSHIN STEEL CO., LTD) 22. April 1992 (1992-04-22) Seite 3, Zeile 55 - Seite 4, Zeile 15 Beispiel A6; Tabellen 1,2 Seite 7, Zeile 50 - Zeile 55; Ansprüche 1-5	1-11
X	EP 1 091 006 A (HITACHI METALS, LTD) 11. April 2001 (2001-04-11) Zusammenfassung Ansprüche 1-9; Beispiel 9; Tabelle 1 ----- -/--	1,2

Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen  Siehe Anhang Patentfamilie

- \* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen :
- \*A\* Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist
- \*E\* älteres Dokument, das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist
- \*L\* Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt)
- \*O\* Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht
- \*P\* Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist
- \*T\* Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist
- \*X\* Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden
- \*Y\* Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren anderen Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist
- \*Z\* Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist

Datum des Abschlusses der internationalen Recherche <b>26. September 2006</b>	Absenddatum des internationalen Recherchenberichts <b>05/10/2006</b>
--	---

Name und Postanschrift der Internationalen Recherchenbehörde Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl, Fax: (+31-70) 340-3016	Bevollmächtigter Bediensteter  <b>Gavrilu, Alexandru</b>
---	--

## INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen

PCT/DE2006/001124

## C. (Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN Bd. 2000, Nr. 01, 31. Januar 2000 (2000-01-31) -& JP 11 293405 A (HITACHI METALS LTD), 26. Oktober 1999 (1999-10-26) Zusammenfassung Beispiele 5,14; Tabelle 1 Tabelle 3 -----	1,2
A	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN Bd. 1995, Nr. 01, 28. Februar 1995 (1995-02-28) -& JP 06 287635 A (NISSHIN STEEL CO LTD), 11. Oktober 1994 (1994-10-11) Zusammenfassung Tabelle 1 -----	1-11
A	US 4 878 955 A (HOSHINO ET AL) 7. November 1989 (1989-11-07) Spalte 2, Zeile 25 - Zeile 51 Ansprüche 1-12; Tabellen 1-3 -----	1
A	US 4 090 813 A (MINATO ET AL) 23. Mai 1978 (1978-05-23) Ansprüche 1,5; Tabellen 1-3 -----	1

**INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT**

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/DE2006/001124

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
EP 0481377	A	22-04-1992	AT 149041 T 15-03-1997
			DE 69124725 D1 27-03-1997
			JP 4154921 A 27-05-1992
			KR 188049 B1 01-06-1999
			US 5171384 A 15-12-1992
EP 1091006	A	11-04-2001	DE 60016534 D1 13-01-2005
			DE 60016534 T2 01-09-2005
			US 6562153 B1 13-05-2003
JP 11293405	A	26-10-1999	KEINE
JP 06287635	A	11-10-1994	KEINE
US 4878955	A	07-11-1989	AT 394056 B 27-01-1992
			AT 229286 A 15-07-1991
			BR 8604065 A 17-11-1987
			DE 3628862 A1 12-03-1987
			ES 2001400 A6 16-05-1988
			FR 2586708 A1 06-03-1987
			GB 2179675 A 11-03-1987
			JP 6047694 B 22-06-1994
			JP 62124218 A 05-06-1987
			KR 9006605 B1 13-09-1990
			NL 8602089 A 16-03-1987
			SE 469430 B 05-07-1993
SE 8603560 A 28-02-1987			
US 4090813	A	23-05-1978	DE 2621297 A1 25-11-1976
			DK 214676 A 15-11-1976
			GB 1537385 A 29-12-1978
			IT 1062735 B 10-11-1984
			JP 1150497 C 14-06-1983
			JP 51133807 A 19-11-1976
			JP 56048715 B 17-11-1981