

(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
6. Oktober 2011 (06.10.2011)

PCT

(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2011/121118 A2

- (51) Internationale Patentklassifikation:
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
- (21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2011/055117
- (22) Internationales Anmeldedatum:
1. April 2011 (01.04.2011)
- (25) Einreichungssprache: Deutsch
- (26) Veröffentlichungssprache: Deutsch
- (30) Angaben zur Priorität:
10158923.2 1. April 2010 (01.04.2010) EP
- (71) Anmelder (für alle Bestimmungsstaaten mit Ausnahme von US): THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG [DE/DE]; Kaiser-Wilhelm-Str. 100, 47166 Duisburg (DE).
- (72) Erfinder; und
- (75) Erfinder/Anmelder (nur für US): GERBER, Thomas [DE/DE]; Grotenbachstraße 35 a, 44225 Dortmund (DE). HECKELMANN, Ilse [DE/DE]; Schirrmannstraße 19, 47906 Kempen (DE). HELLER, Thomas [DE/DE]; Robert-Koch-Straße 6, 47229 Duisburg (DE). MURA, Julia [DE/DE]; Lousbergstraße 9, 52072 Aachen (DE). NOR-DEN, Martin [DE/DE]; Grevendieck 3, 45134 Essen (DE). VIVES DIAZ, Nicolas [AR/DE]; Kantstraße 51, 47166 Duisburg (DE).
- (74) Anwalt: SIMONS, Johannes; COHAUSZ & FLORACK (24), Bleichstraße 14, 40211 Düsseldorf (DE).
- (81) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für jede verfügbare nationale Schutzrechtsart): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, 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, LR, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), europäisches (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- Veröffentlicht:
— ohne internationalen Recherchenbericht und erneut zu veröffentlichen nach Erhalt des Berichts (Regel 48 Absatz 2 Buchstabe g)

(54) Title: STEEL, FLAT STEEL PRODUCT, STEEL COMPONENT AND METHOD FOR PRODUCING A STEEL COMPONENT

(54) Bezeichnung : STAHL, STAHLFLACHPRODUKT, STAHLBAUTEIL UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES STAHLBAUTEILS

(57) Abstract: The invention relates to a steel, to a flat steel product, to a steel component produced therefrom by hot deformation with subsequent hardening and to a method for producing such a steel component. In order to ensure very reliably that any component produced therefrom has high strength values and an increased breaking elongation, the steel according to the invention contains (in % by weight) C: 0.15 - 0.40 %, Mn: 1.0 - 2.0 %, Al: 0.2 - 1.6 %, Si: 0 - 1.4 %, sum of the Si und Al contents: 0.25 - 1.6 %, P: 0 - 0.10 %, S: 0 - 0.03 %, Cr: 0 - 0.5 %, Mo: 0 - 1.0 %, N : 0 - 0.01 %, Ni: 0 - 2.0 %, Nb: 0.012 - 0.04 %, Ti: 0 - 0.40 %, B: 0.0010 - 0.0050 %, Ca: 0 - 0.0050 %, the rest being iron and inevitable impurities. In order to produce a component according to the invention, a flat steel product consisting of a steel according to the invention is heated to a temperature of 780 - 950 °C and is then hot-deformed to produce the steel component. The steel component obtained in this way is then cooled quickly, so that at least in the region of the high-strength steel the steel component obtained after the cooling has a structure consisting of martensite, austenite and up to 20 % by area of ferrite.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung betrifft einen Stahl, ein Stahlflachprodukt, ein daraus durch Warmumformung mit anschließender Härtung hergestelltes Stahlbauteil und ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlbauteils. Um mit hoher Zuverlässigkeit zu gewährleisten, dass ein aus ihm hergestelltes Bauteil jeweils hohe Festigkeitswerte und eine erhöhte Bruchdehnung besitzt, enthält der erfindungsgemäße Stahl (in Gew.-%) C: 0,15 - 0,40 %, Mn: 1,0 - 2,0 %, Al: 0,2 - 1,6 %, Si: 0 - 1,4 %, Summe der Gehalte an Si und Al: 0,25 - 1,6 %, P: 0 - 0,10 %, S: 0 - 0,03 %, Cr: 0 - 0,5 %, Mo: 0 - 1,0 %, N : 0 - 0,01 %, Ni: 0 - 2,0 %, Nb: 0,012 - 0,04 %, Ti: 0 - 0,40 %, B: 0,0010 - 0,0050 %, Ca: 0 - 0,0050 %, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen. Zur Herstellung eines erfindungsgemäßen Bauteils wird ein aus einem erfindungsgemäßen Stahl bestehendes Stahlflachprodukt auf eine 780 - 950 °C betragende Temperatur erwärmt und anschließend zu dem Stahlbauteil warmgeformt. Das so erhaltene Stahlbauteil wird dann beschleunigt abgekühlt, so dass das nach dem Abkühlen erhaltene Stahlbauteil mindestens im Bereich des hochfesten Stahls ein Gefüge aufweist, das aus Martensit, Austenit und bis zu 20 Flächen-% Ferrit besteht.



WO 2011/121118 A2

**Stahl, Stahl Flachprodukt, Stahlbauteil und Verfahren zur
Herstellung eines Stahlbauteils**

Die Erfindung betrifft einen Stahl, ein Stahl Flachprodukt ein daraus hergestelltes Stahlbauteil und ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlbauteils.

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 Minimierung des CO₂-Ausstoßes und des Kraftstoffverbrauchs dar. Gleichzeitig wachsen von Seiten des Nutzers die Komfortansprüche, was zur Gewichtszunahme des Automobils aufgrund des erhöhten Anteils von elektronischen Komponenten führt. Um diese widersprüchlichen Anforderungen zu erfüllen, setzt die Automobilindustrie und die Flachstahlindustrie stark auf den Fahrzeugleichtbau im Bereich der Karosseriestruktur.

Für crashrelevante Automobilbauteile eignen sich insbesondere warmumgeformte, pressgehärtete Bauteile aus Mangan-Bor-Stählen. Ein typisches Beispiel für diese Stahlqualität ist der unter der Bezeichnung "22MnB5" bekannte MnB-Stahl (Werkstoffnummer 1.5528). Einsatzmöglichkeiten von aus MnB-Stählen erzeugten,

pressgehärteten Bauteile sind z. B. B-Säule, B-Säulenverstärkung und Stoßfänger von PKW-Karosserien. Durch eine kombinierte Warmumformung und Presshärtung lassen sich Bauteile mit komplexen Geometrien und höchste Festigkeiten (R_m : ca. 1500 MPa; $R_{p0,2}$: ca. 1100 MPa) herstellen.

Die so erhaltenen Bauteile sind durch ein überwiegend martensitisches Gefüge charakterisiert. Ihre hohe Festigkeit erlaubt grundsätzlich eine deutliche Verminderung der Wandstärken und damit ein ebenso deutlich reduziertes Gewicht des Bauteils. Allerdings weisen aus MnB-Stählen warmpressgehärtete Bauteile typischerweise nur eine geringe Duktilität auf (A_{90} : ca. 5 - 6%). Um ein Versagen im Crashfall zu vermeiden, wird daher in der Praxis die Blechdicke warmpressgehärteter Bauteile aus Sicherheitsgründen in der Regel deutlich stärker ausgelegt, als dies unter Berücksichtigung ihrer Festigkeit eigentlich nötig wäre.

Um einerseits das Leichtbaupotenzial von Bauteilen aus Stählen der in Rede stehenden Art auszuschöpfen, andererseits aber auch das bei einem Crash erforderliche Umformverhalten zu gewährleisten, werden Karosseriebauteile aus so genannten "Tailored Blanks" gefertigt. Dabei handelt es sich um Blechplatten, die aus Zuschnitten unterschiedlicher Stahlgüten zusammengesetzt sind. So wird für die Herstellung einer B-Säule einer PKW-Karosserie beispielsweise ein "Tailored Blank" zur Verfügung gestellt, dessen dem oberen Teil der B-Säule zugeordneter Bereich aus einem 22MnB5-Stahl besteht. Im dem Fuß der B-Säule zugeordneten Bereich des Tailored Blanks ist dann eine Stahlgüte vorgesehen, die auch nach dem Warmpresshärten

eine höhere Duktilität ausweist. Ein hierfür in Frage kommender Stahl ist unter der Bezeichnung H340LAD (Werkstoffnummer 1.0933) bekannt.

Auch wenn sich durch die Verwendung von Tailored Blanks wesentliche Gewichtseinsparungen bei gleichzeitig optimierten Gebrauchseigenschaften der daraus hergestellten Bauteile erzielen lassen, müssen die aus dem duktileren Werkstoff bestehenden Bereiche im kritischen Bereich des jeweiligen Bauteils in der Regel eine höhere Blechdicke besitzen, um die im Normalbetrieb auf dem Bauteil lastenden Belastungen aufnehmen zu können. Dies hat wiederum ein entsprechend höheres Gewicht für das Gesamtbauteil zur Folge.

Es besteht daher allgemein der Wunsch, hochbelastete Bauteile, wie sie insbesondere in KFZ-Karosserien verbaut werden, aus einem Stahlblechmaterial zu fertigen, bei dem hohe Festigkeiten mit guten Dehnungseigenschaften kombiniert sind.

Eine erste Entwicklungsrichtung, diese Anforderung zu erfüllen, zielt auf eine Optimierung des Herstellprozesses ab. So soll durch eine Regelung der Abkühlgeschwindigkeit eine Stahlgüte mit martensitischem Gefüge und verbesserter Bruchdehnung erzeugt werden können. Ein Beispiel für diese Vorgehensweise ist in der EP 1 642 991 B1 beschrieben und sieht bis zum Erreichen der Martensitstop-Temperatur eine hohe und anschließend eine langsamere Abkühlgeschwindigkeit vor. Auf diese Weise wird ein selbst angelassener Martensit hergestellt, der eine verbesserte Bruchdehnung aufweist.

Eine alternative Entwicklungsrichtung besteht in der Optimierung des Prozesses zur Herstellung einer Güte mit mehrphasigem Gefüge mittels der so genannten "Halb-Warmumformung". Bei diesem Verfahren wird das zu dem jeweiligen Bauteil zu formende Flachstahlprodukt auf eine zwischen der A_{c1} - und der A_{c3} -Temperatur liegende Temperatur erwärmt, bei der der Stahl ein Zweiphasengefüge aufweist. Wird das so erwärmte Bauteil warmpressgehärtet, weist das fertige Bauteil nach der Abkühlung gegenüber konventionell austenitisierten und gehärteten Bauteilen einen geringeren Martensitanteil und höhere Anteile an duktileren Phasen, wie Ferrit oder Austenit auf. Gleichzeitig besitzen die Bauteile noch eine vergleichbar hohe Festigkeit. So werden bei halb-warmgeformten Bauteilen Zugfestigkeiten R_m von 800 - 1000 MPa bei nur geringfügig verminderten Bruchdehnungswerten (A_{80} ca. 10-20%) im Vergleich zum Ausgangszustand erreicht. Ein solches Vorgehen ist beispielsweise in der WO 2007/034063 A1 beschrieben.

Ein vergleichbares Konzept, jedoch mit besonderer Betonung auf der Ausbildung einer zum Schutz vor Korrosion aufgetragenen Beschichtung, verfolgt die Patentanmeldung WO 2008/102012. Bei diesem Stand der Technik ist lediglich vorgegeben, dass die Erwärmungstemperatur oberhalb der A_{c1} -Temperatur liegt und unter Berücksichtigung eines möglichen Kornwachstums und der Verdampfung der Zn-basierten Beschichtung des Stahlflachproduktes gewählt werden soll, aus dem das Bauteil geformt wird. Das jeweils verarbeitete Stahlflachprodukt ist dabei nach unterschiedlichen Legierungskonzepten zusammengesetzt. So kann der betreffende Stahl (in Gew.-%) 0,15 - 0,25 % C, 1,0 - 1,5 % Mn, 0,1 - 0,35 % Si, max. 0,8 % Cr, insbesondere

0,1 - 0,4 % Cr, max. 0,1 % Al, bis zu 0,05 % Nb, insbesondere max. 0,03 % Nb, bis zu 0,01 % N, 0,01 - 0,07 % Ti, < 0,05 % P, insbesondere < 0,03 % P, < 0,03 % S, >0,0005 bis <0,008 % B, insbesondere mindestens 0,0015 % B, und als Rest unvermeidbare Verunreinigungen und Eisen enthalten, wobei für den Ti-Gehalt gilt, dass er um das 3,4-fache größer ist als der N-Gehalt.

Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, einen Stahl zu schaffen, bei dem mit hoher Zuverlässigkeit gewährleistet ist, dass ein aus ihm hergestelltes Bauteil jeweils hohe Festigkeitswerte und eine erhöhte Bruchdehnung besitzt. Ebenso sollten ein unter Verwendung dieses Stahls hergestelltes Stahl Flachprodukt, ein daraus hergestelltes Stahlbauteil und ein zur Herstellung eines solchen Stahlbauteils geeignetes Verfahren angegeben werden.

In Bezug auf den Stahl ist diese Aufgabe erfindungsgemäß durch einen gemäß Anspruch 1 legierten Stahl gelöst worden.

In Bezug auf das Stahl Flachprodukt ist die oben genannte Aufgabe erfindungsgemäß dadurch gelöst worden, dass ein solches Stahl Flachprodukt gemäß Anspruch 6 ausgebildet ist.

In Bezug auf das Stahlbauteil besteht die erfindungsgemäße Lösung der oben genannten Aufgabe darin, dass ein solches Stahlbauteil gemäß Anspruch 9 ausgebildet ist.

Schließlich ist die oben genannte Aufgabe in Bezug auf das Verfahren zur Herstellung eines Stahlbauteils

erfindungsgemäß durch das in Anspruch 13 angegebene Verfahren gelöst worden.

Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben und werden wie der Gegenstand der unabhängigen Ansprüche nachfolgend im Einzelnen erläutert.

Die Erfindung geht von der Erkenntnis aus, dass sich durch Wahl einer geeigneten Legierung und Einstellung einer geeigneten Gefügezusammensetzung ein Stahl zur Verfügung stellen lässt, der nach einer Austenitisierung, Warmformung und Härtung eine hohe Festigkeit von mindestens 1000 MPa und eine Bruchdehnung A_{B0} aufweist, die jeweils sicher oberhalb von 6 % liegt. Der erfindungsgemäße Stahl enthält dazu (in Gew.-%) 0,15 - 0,40 % C, 1,0 - 2,0 % Mn, 0,2 - 1,6 % Al, bis zu 1,4 % Si, wobei die Summe der Gehalte an Si und Al 0,25 - 1,6 % beträgt, bis zu 0,10 % P, 0 - 0,03 % S, bis zu 0,5 % Cr, bis zu 1,0 % Mo, bis zu 0,01 % N, bis zu 2,0 % Ni, 0,012 - 0,04 % Nb, bis zu 0,40 % Ti, 0,0015 - 0,0050 % B sowie bis zu 0,0050 Gew.-% Ca und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.

Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt weist dementsprechend zumindest einen Bereich auf, der aus einem erfindungsgemäßen Stahl besteht. So kann ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt als Tailored Blank ausgebildet sein, bei dem ein Bereich aus einem erfindungsgemäßen Stahl erzeugt ist, während ein anderer Bereich aus einem anderen Stahl hergestellt ist. Der aus dem erfindungsgemäßen Stahl hergestellte Bereich des erfindungsgemäßen Tailored Blanks bildet am fertigen, aus

dem Stahlflachprodukt hergestellten Stahlbauteil dann einen hochfesten Bereich, in dem eine hohe Festigkeit mit einer guten Bruchdehnung kombiniert ist. Genauso ist es selbstverständlich ebenso möglich, ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt in Form eines aus einem Stahlblech oder Stahlband abgeteilten Platinenzuschnitts einheitlich aus dem erfindungsgemäßen Stahl zu fertigen. Ein aus einem solchen erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt gefertigtes Stahlbauteil weist dann an jeder Stelle die durch die erfindungsgemäße Stahllegierung erzielte vorteilhafte Kombination aus hoher Festigkeit und guter Dehnbarkeit auf.

Ein erfindungsgemäßes Stahlbauteil ist in entsprechender Weise dadurch gekennzeichnet, dass es zumindest in einem Bereich aus einem erfindungsgemäßen Stahl besteht und dass sein Gefüge im Bereich des hochfesten erfindungsgemäßen Stahls aus Martensit, Austenit und bis zu 20 Flächen-% Ferrit zusammengesetzt ist.

Im Zuge eines erfindungsgemäßen Verfahrens zur Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlbauteils wird dementsprechend zunächst ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt zur Verfügung gestellt. Dieses Stahlflachprodukt wird dann auf eine 780 - 950 °C betragende Temperatur durcherwärmt. Der Austenitanteil wird so auf mindestens 80 % eingestellt, um nach der Warmformgebung einen erfindungsgemäßen Stahl mit einem Gefüge zu erzeugen, das aus Martensit, Austenit und bis zu 20 Flächen-% Ferrit besteht. Die dafür erforderliche Haltezeit beträgt typischerweise 2 - 10 Minuten.

Anschließend wird das Stahlflachprodukt üblicherweise zu einem Warmformwerkzeug transportiert, um dort warmgeformt

zu werden. Um während des Transports eine zu starke Abkühlung zu vermeiden, sollte die Transportzeit auf 5 - 12 Sekunden beschränkt werden. Die Warmformgebung selbst kann in an sich bekannter Weise als Pressformen durchgeführt werden.

Im Anschluss an die Warmformgebung wird das Stahlbauteil so schnell abgekühlt, dass das nach dem Abkühlen erhaltene Stahlbauteil ein Gefüge aufweist, das aus Martensit, Austenit und bis zu 20 Flächen-% Ferrit besteht. Die dazu typischerweise erforderlichen Abkühlgeschwindigkeiten liegen im Bereich von mindestens 25 °C/s. Die Warmformgebung und Abkühlung kann dabei einstufig oder zweistufig durchgeführt werden. Beim einstufigen Warmpressformhärten werden die Warmformgebung und die Härtung in einem Zuge gemeinsam in einem Werkzeug durchgeführt. Dagegen erfolgt beim zweistufigen Verfahren zunächst eine Kaltumformung (bis zu 100 %) und erst anschließend die endgültige Warmformgebung einschließlich der Erzeugung des Härtegefüges.

Wenn das jeweils verarbeitete Stahl Flachprodukt innerhalb der oben genannten Temperaturen austenitisiert worden ist, weist das erfindungsgemäß beschaffene Bauteil nach der Warmformgebung und der beschleunigten Abkühlung in dem Bereich, der aus einem erfindungsgemäßen Stahl besteht, ein Gefüge auf, das durch eine Kombination von einer harten Phase (Martensit) und mindestens einer duktileren Phase (Austenit und Ferrit) gekennzeichnet ist. Der Ferritanteil ist dabei durch die erfindungsgemäß vorgegebene Zusammensetzung des verarbeiteten Stahls auf 20 Flächen-% begrenzt, da eine Verbesserung der Dehnungswerte und eine

Erhöhung der Energieabsorption mittels Austenit bevorzugt sind. Durch die Kombination von Martensit, Austenit und maximal 20 Flächen-% Ferrit werden die mechanisch technologischen Eigenschaften erfindungsgemäßer Bauteile über den gesamten Temperaturbereich der erfindungsgemäß bei 780 - 950 °C, insbesondere 850 - 950 °C, durchgeführten Austenitisierung zuverlässig erhalten.

Die Stabilität der mechanisch-technologischen Eigenschaften des erfindungsgemäß erzeugten Bauteils wird durch das erfindungsgemäße Analysenkonzept sichergestellt. Das aus einer Kombination von harten (Martensit) und duktilen (Austenit und Ferrit) Phasen bestehende Gefüge eines erfindungsgemäßen Bauteils gewährleistet ein optimales Verhalten bei einer Crashbelastung. Die Phasenumwandlung von Austenit in Martensit, die während der Verformung des warmumgeformten Bauteils auftritt, bewirkt eine nachträgliche Aufhärtung des Bauteils, wenn es im Crashfall mit hoher kinetischer Energie verformt wird.

Besonders sicher wird die erfindungsgemäß angestrebte Kombination aus hoher Festigkeit, guter Bruchdehnung und optimalem Crashverhalten im Bereich seines hochfesten Bereichs dann erreicht, wenn bei einem erfindungsgemäßen Bauteil der Martensit-Gehalt des Gefüges in dem betreffenden hochfesten Bereich mindestens 75 Flächen-% beträgt. Die geforderte hohe Bruchdehnung kann dadurch sichergestellt werden, dass der Austenit-Gehalt des Gefüges des erfindungsgemäßen Bauteils mindestens 2 Flächen-% beträgt.

Die Zugfestigkeit eines aus erfindungsgemäßen Stahl gefertigten Bauteils soll im Bereich seines hochfesten Bereichs nicht unterhalb von 1000 MPa liegen. Damit die für diesen Zweck notwendige Martensithärte erreicht wird, enthält die erfindungsgemäße Stahllegierung einen C-Gehalt von mindestens 0,15 Gew.-%. Um gleichzeitig eine für die Praxis ausreichende Schweißbeignung zu sichern, ist der C-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls nach oben auf 0,4 Gew.-% beschränkt.

Im Hinblick auf die erfindungsgemäße Einstellung des Gefüges kommt den Legierungselementen Mn, Si und Al eines erfindungsgemäß verwendeten Stahls eine besondere Bedeutung zu, da sie den Austenit bei Raumtemperatur stabilisieren.

Das in Gehalten von mindestens 1,0 Gew.-% im erfindungsgemäßen Stahl vorhandene Mn dient als Austenitbildner, indem es die A_{c3} -Temperatur des Stahls herabsetzt. Das Ergebnis ist ein Gefüge, das nach der Warmumformung im Wesentlichen aus Austenit und Martensit besteht. Um gleichzeitig eine für die jeweilige Verwendung optimale Schweißbeignung zu sichern, ist der Mn-Gehalt auf maximal 2 Gew.-% beschränkt.

Silizium ist im erfindungsgemäßen Stahl in Gehalten von bis zu 1,4 Gew.-% vorhanden. Es beeinflusst die Härbarkeit und dient bei der Erschmelzung des Stahls des erfindungsgemäßen Bauteils als Desoxidationsmittel. Gleichzeitig steigert Si die Streckgrenze, stabilisiert den Ferrit und den Austenit bei Raumtemperatur und verhindert eine unerwünschte Karbidausscheidung im Austenit während der Abkühlung. Ein zu hoher Si-Gehalt verursacht jedoch Oberflächenfehler.

Daher ist der Si-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls auf 1,4 Gew.-% beschränkt.

Aluminium trägt im erfindungsgemäßen Stahl ähnlich wie Si zu Stabilisierung des Ferrits und des Austenits bei Raumtemperatur bei und bewirkt eine Korngrößenkontrolle. Diese Effekte werden sicher erreicht, wenn die Gehalte an Al in erfindungsgemäßer Weise auf 0,2 - 1,6 Gew.-% beschränkt sind, wobei sich Al-Gehalte von mindestens 0,4 Gew.-% besonders positiv auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Bauteils auswirken. Durch einen oberhalb von 0,4 Gew.-% liegenden Al-Gehalt wird die Karbidbildung während der Wärmebehandlung unterdrückt und so der erfindungsgemäß vorgesehene Anteil an Austenit von bevorzugt mindestens 2 Flächen-% im warmgeformten Gefüge stabilisiert.

Aufgrund der erfindungsgemäßen Phasenkonstellation wird eine Verringerung der Streuung der mechanischen Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahls nach seiner Austenitisierung, Warmumformung und Abkühlung erzielt. Überraschend hat sich hier gezeigt, dass die mechanischen Eigenschaften eines erfindungsgemäß erzeugten Bauteils mit hoher Zuverlässigkeit über eine vergleichsweise große Temperaturspanne der Temperaturen erzielt werden kann, auf die die Stahl Flachprodukte bei ihrer erfindungsgemäßen Verarbeitung erwärmt werden. So können trotz der in der Praxis unvermeidbar auftretenden Toleranzen bei der Einstellung der betreffenden Erwärmungstemperatur die angestrebten Eigenschaften erfindungsgemäßer Bauteile mit hoher Sicherheit und Stabilität des Arbeitsergebnisses gewährleistet werden.

Negative Einflüsse auf die Oberflächenbeschaffenheit, die Si und Al haben könnten, werden dadurch vermieden, dass die Summe der Al- und Si-Gehalte eines erfindungsgemäßen Stahls bzw. eines daraus hergestellten Bauteils auf 0,25 - 1,6 Gew.-% beschränkt sind. Um gleichzeitig die positiven Einflüsse der kombinierten Anwesenheit von Al- und Si- besonders sicher zu nutzen, kann die Summe der Al- und Si-Gehalte eines erfindungsgemäßen Stahlbauteils auf mindestens 0,5 Gew.-% heraufgesetzt werden.

Mo kann in einem erfindungsgemäßen Stahl in Gehalten von bis zu 1,0 Gew.-% vorhanden sein. Die Anwesenheit von Mo fördert die Martensitbildung und verbessert die Zähigkeit des Stahls. Ein zu hoher Mo-Gehalt kann jedoch Kaltrissbildung verursachen.

Durch Zugabe von Cr in Gehalten von bis zu 0,5 Gew.-% zur Legierung eines erfindungsgemäßen Stahls kann die Härte gesteigert werden. Jedoch sollte der Cr-Gehalt nicht höher liegen, um Oberflächenfehler zu vermeiden. Sicher können diese Effekte erzielt werden, wenn der Cr-Gehalt auf 0,1 Gew.-% beschränkt ist.

P kann in Gehalten von bis zu 0,10 Gew.-% zur Erhöhung der Streckgrenze und damit zur Sicherung der mechanischen Eigenschaften zulegiert werden. Ein zu hoher P-Gehalt schadet jedoch der Duktilität und der Zähigkeit eines erfindungsgemäß beschaffenen Stahls.

Ti in Gehalten von bis zu 0,40 Gew.-% erhöht die Streckgrenze sowohl gelöst als auch durch Ausscheidungsbildung (z. B. von Ti-Carbonitriden). Ti

bindet N zu TiN ab und fördert so die Wirksamkeit von B hinsichtlich des Umwandlungsverhaltens. Dieser Effekt kann dadurch gewährleistet werden, dass der Ti-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls die Bedingung

$$\%Ti - (3,42 \times \%N) > 0,005 \text{ Gew.}\%$$

erfüllt, wobei mit %Ti sein jeweiliger Ti-Gehalt und mit %N sein jeweiliger N-Gehalt bezeichnet ist.

Durch 0,0010 - 0,0050 Gew.-% B ist die Härbarkeit eines erfindungsgemäßen Stahls durch Verzögerung der Ferritumwandlung während der Abkühlung in Richtung längerer Umwandlungszeiten verbessert. Gleichzeitig stabilisiert das im erfindungsgemäßen Stahl vorhandene Bor die mechanischen Eigenschaften für einen weiten Temperaturbereich des Warmumformprozesses.

Bis zu 0,01 Gew.-% N stabilisiert den Austenit und erhöht die Streckgrenze eines erfindungsgemäßen Stahls. Sofern der im erfindungsgemäß legierten Stahl vorhandene Stickstoff nicht vollständig von Ti abgebunden ist, reagiert er in Kombination mit Bor zu Bornitriden. Diese Bornitride bewirken eine Kornfeinung des Ausgangsgefüges und damit eine Feinung des martensitischen warmumgeformten Gefüges. Im Ergebnis wird so die Rissanfälligkeit eines erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls verringert. Gleichzeitig tragen die Bornitride wesentlich zur Steigerung der Festigkeit des erfindungsgemäßen Stahls bei.

Soll N in Kombination mit B durch Bildung von Bornitriden zur Kornfeinung und Festigkeitssteigerung genutzt werden,

kann der dazu benötigte nicht an Ti gebundene N-Gehalt dadurch gezielt eingestellt werden, dass im Fall, dass für seinen Ti-Gehalt gilt

$$\%Ti - (3,42 \times \%N) \leq 0,005 \text{ Gew.-%},$$

die Bedingung

$$0,0015 \leq \%N - \%Ti/3,42 \leq 0,0060 \text{ Gew.-%}$$

erfüllt ist, wobei mit %Ti sein jeweiliger Ti-Gehalt und mit %N sein jeweiliger N-Gehalt bezeichnet ist.

Die zusätzliche Zugabe von Nb in Gehalten von 0,012 - 0,04 Gew.-% unterstützt bei einem erfindungsgemäß legierten Stahl die Kombination hoher Zugfestigkeitswerte mit erhöhter Bruchdehnung, was insgesamt in einer Erhöhung des Energieabsorptionsvermögens erfindungsgemäß beschaffener Stahlbauteile resultiert. Nb erhöht in erfindungsgemäß zusammengesetztem Stahl die Streckgrenze mittels Karbidausscheidung und bewirkt durch Austenitkornfeinung ein feines Martensitgefüge, das eine hohe Stabilität gegenüber Rissausbreitung aufweist. Zudem können Nb-Ausscheidungen als Wasserstofffallen wirken, wodurch die Anfälligkeit gegenüber wasserstoffinduzierter Rissbildung herabgesetzt werden kann.

Ni in Gehalten von bis zu 2,0 Gew.-% trägt zur Erhöhung der Streckgrenze und der Bruchdehnung bei.

Der S-Gehalt des Stahls eines erfindungsgemäßen Bauteils ist auf max. 0,03 Gew.-% beschränkt, weil S einen stark negativen Einfluss auf die Schweißbarkeit und die

Möglichkeiten der Oberflächenveredelung hat. Auch soll durch diese Beschränkung die Bildung schädlicher, gestreckter MnS-Ausscheidungen verhindert werden.

Ca kann dem erfindungsgemäßen Stahl in Gehalten von bis zu 0,0050 Gew.-% zugegeben werden, um eine Sulfidformkontrolle zu bewirken. So bilden sich bei Anwesenheit von Ca im Zuge des Walzens Ca-Sulfide, die im Gegensatz zu den andernfalls möglicherweise entstehenden langgestreckten MnS-Ausscheidungen eine höhere Isotropie der Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahls begünstigen.

Das erfindungsgemäße Stahlbauteil kann an seiner freien Oberfläche mit einem vor Oxidation schützenden Überzug beschichtet sein. Dieser ist bevorzugt bereits auf dem Stahlflachprodukt vorhanden, aus dem das Bauteil warmgeformt wird. Der Schutzüberzug kann dabei so ausgelegt sein, dass er gegen Zunderbildung während der Erwärmung und Warmformgebung und/oder Korrosion während der Verarbeitung oder im praktischen Einsatz schützt. Dazu können Überzüge auf metallischer, organischer oder anorganischer Basis sowie Kombinationen dieser Überzüge verwendet werden.

Die Beschichtung des Stahlflachprodukts kann durch konventionelle Verfahren erfolgen. Bevorzugt wird eine Oberflächenveredelung im Schmelztauchprozess. Die optional aufgetragenen metallischen Überzüge basieren auf den Systemen Zn, Al, Zn-Al, Zn-Mg, Al-Mg, Al-Si und Zn-Al-Mg und ihren nicht vermeidbaren Verunreinigungen. Überzüge auf einer Al-Si-Basis haben sich dabei besonders bewährt.

Zur Verbesserung der Oberflächenqualität und der Anbindung des Überzugs an die Stahloberfläche kann dem Schmelztauchprozess vorteilhafterweise eine Voroxidation vorgeschaltet werden. Dabei wird auf dem Stahlflachprodukt gezielt eine Oxidschicht erzeugt, die 10 - 1000 nm dick ist, wobei sich besonders gute Beschichtungsqualitäten ergeben, wenn die Oxidschicht 70 - 500 nm dick ist. Die Einstellung der Oxidschichtdicke erfolgt in einer Oxidationskammer, wie es beispielsweise aus der WO 2007/124781 A1 bekannt ist. Vor dem Eintauchen in die Schmelze bzw. vor einer Oberflächenveredelung wird die Eisenoxidschicht durch Wasserstoff der Glühatmosfera reduziert. Dabei können an der Oberfläche sowie bis zu einer Tiefe von 10 µm Oxide der Legierungselemente vorliegen.

Des Weiteren ist es möglich, das erfindungsgemäß verarbeitete Stahlflachprodukt in kontinuierlichen Gluhanlagen oder in einer Haubengluhanlagen zu glühen und mittels einer nachgeschalteten offline Oberflächenveredelungsanlage zu beschichten. Hierzu können unterschiedliche Verfahren eingesetzt werden.

Besonders eignet sich die elektrolytische Beschichtung zum Aufbringen des jeweiligen Überzugs. Besonders gute Ergebnisse stellen sich dabei dann ein, wenn als Überzugsmaterial Zn-, ZnFe-, ZnMn-, ZnNi-Systeme oder deren Kombination eingesetzt werden.

Jedoch ist es auch möglich, den Überzug durch PVD- (PVD = Physical Vapour Deposition) oder CVD- (CVD = Chemical Vapour Deposition) Beschichtungsverfahren aufzubringen.

Genauso kann eine stromlose bzw. chemische Abscheidung von metallischen (Legierungs-)Überzügen auf Basis von Zn, Zn-Ni, Zn-Fe sowie deren Kombinationen sowie organische / metallorganische / anorganische Überzüge in Bandbeschichtungsanlagen im Coilcoating-, Spritz- oder Tauchverfahren zweckmäßig sein. Typische Dicken der mit den hier beschriebenen Verfahren erzeugbaren Überzügen liegen im Bereich von 1 - 15 μm .

Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

Aus Stählen E1 - E6, deren Zusammensetzungen in Tabelle 1 angegeben sind, sind in konventioneller Weise kaltgewalzte Stahlbleche erzeugt worden. Von diesen Stahlblechen ist jeweils eine größere Zahl von Blechplatinen abgeteilt worden, die einheitlich aus dem jeweiligen Stahl E1 - E6 bestanden.

Zum Vergleich ist in entsprechender Weise aus Vergleichsstahl V mit einer in Tabelle 1 ebenfalls angegebenen Zusammensetzung ein Stahlblech erzeugt und von diesem Stahlblech eine größere Zahl von Blechplatinen abgeteilt worden, die ebenfalls einheitlich aus dem Vergleichsstahl V bestanden.

Die aus den Stählen E1 - E6 und V bestehenden Platinen sind im unbeschichteten Zustand jeweils auf eine im Bereich von 880 - 925 °C liegende Temperatur durcherwärmt, anschließend in ein Warmformwerkzeug eingelegt und dann zu einem Bauteil warmverformt worden. Nach der Warmformgebung sind die aus den Platinen jeweils warmgeformten Bauteile jeweils mit

einer mindestens 25 °C/s betragenden Abkühlgeschwindigkeit so schnell auf Raumtemperatur abgekühlt worden, dass sich in ihnen Härtegefüge gebildet haben. Nach der eigentlichen Warmumformkonditionierung sind die Proben zusätzlich einer kathodischen Tauchlackierungsbehandlung einschließlich einer 20 Minuten dauernden Einbrennbehandlung bei 170 °C unterzogen worden.

Für die erhaltenen Bauteile sind die mechanischen Eigenschaften Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Dehnung A_{80} bestimmt worden. Die jeweils gemittelten Werte $R_{p0,2}$, R_m und A_{80} sowie die zugehörigen Standardabweichungen $\sigma_{R_{p0,2}}$, σ_{R_m} und $\sigma_{A_{80}}$ sind für die aus den Stählen E1 - E6 und V erzeugten Stahlbauteile in Tabelle 2 angegeben. Des Weiteren sind in Tabelle 2 für die aus den Stählen E1 - E6 und V bestehenden Stahlbauteile das Produkt aus Zugfestigkeit R_m und Dehnung A_{80} sowie das Ergebnis eines 3-Punkt-Biegeversuchs eingetragen, bei dem die jeweilige Prüfprobe auf zwei beabstandet zueinander angeordnete Auflagen positioniert und in der Mitte mit einem Prüfstempel belastet worden sind. Bei der jeweils genannten "Energieaufnahme im 3-Punkt Biegeversuch" handelt es sich um die Energieaufnahme bis zum Bruch. Ebenso sind in Tabelle 2 für die aus den Stählen E1, E2 und V hergestellten Bauteile die Gefügezusammensetzungen genannt.

Es zeigt sich, dass die aus den erfindungsgemäßen Stählen E1 - E6 bestehenden Bauteile ein durchweg hohes, durch einen hohen Wert des Produkts aus Zugfestigkeit R_m und Dehnung A_{80} gekennzeichnetes Restverformungsvermögen und damit einhergehend hohes Energieabsorptionsvermögen besitzen. Gleichzeitig zeigen die Ergebnisse der Versuche,

dass sich die mechanischen Eigenschaften $R_{p0,2}$, R_m und A_{80} der aus den erfindungsgemäßen Stählen E1 - E6 erzeugten Bauteile mit einer deutlich höheren, durch geringe Werte der jeweiligen Standardabweichung gekennzeichneten Zuverlässigkeit reproduzieren lassen, als dies bei den aus dem Vergleichsstahl V erzeugten Bauteilen der Fall ist.

Stahl	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	N	Ni	Nb	Ti	B	Ca
E1	0,217	0,39	1,63	0,003	<0,001	1,08	0,038	0,0016	0,0011	0,014	0,025	0,036	0,0030	<0,001
E2	0,217	0,41	1,64	0,005	0,002	0,62	0,027	0,0016	0,0023	0,008	0,029	0,022	0,0024	<0,001
E3	0,205	0,203	1,64	≤0,10	≤0,10	0,690	<0,1		0,0041		0,012	0,0010	0,0029	<0,001
E4	0,211	0,203	1,65	≤0,10	≤0,10	0,662	<0,1		0,0024		0,013	0,0020	0,0032	<0,001
E5	0,237	0,48	1,74	0,012	0,001	0,93	0,039	0,002	0,0023	0,012	0,027	0,033	0,0026	0,0019
E6	0,352	0,25	1,26	0,013	0,002	0,25	0,12	0,002	0,0044	0,015	0,012	0,028	0,0026	0,0011
V	0,214	0,14	1,62	0,005	0,002	1,386	0,086	<0,002	0,0015	0,006	0,006	0,0030	0,0004	<0,001

Tabelle 1 (Angaben in Gew.-%)

Stahl	R _{p0,2} [MPa]	σR _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	σR _m [MPa]	A ₈₀ [%]	αA ₈₀ [%]	R _m x A ₈₀ [MPa x %]	Energieaufnahme im 3-Punkt Biegeversuch [J]	Ferrit [Fl.-%]	Austenit [Fl.-%]	Martensit [Fl.-%]
E1	966	81	1467	29	8,5	1,1	12470	80,4	10	4	86
E2	1225	12	1525	5	8,1	0,4	12353	83,3	0	3	97
E3	1128	22	1443	8	6,7	0,6	10101	73	0	2	98
E4	1156	32	1479	12	6,5	0,5	10353	74	0	2	98
E5	1162	91	1558	24	7,1	0,5	11062	77,4	1	3	96
E6	1393	23	1864	19	4,2	0,9	7829	60,8	0	2	98
V1	688	121	1231	55	9,6	2,6	11818	83,3	22	3	75

Tabelle 2

P A T E N T A N S P R Ü C H E

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

C: 0,15 - 0,40 %,

Mn: 1,0 - 2,0 %,

Al: 0,2 - 1,6 %,

Si: 0 - 1,4 %,

Summe der Gehalte an Si und Al: 0,25 - 1,6 %,

P: 0 - 0,10 %,

S: 0 - 0,03 %,

Cr: 0 - 0,5 %,

Mo: 0 - 1,0 %,

N: 0 - 0,01 %,

Ni: 0 - 2,0 %,

Nb: 0,012 - 0,04 %,

Ti: 0 - 0,40 %,

B: 0,0010 - 0,0050 %,

Ca: 0 - 0,0050 %,

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.

2. Stahl nach Anspruch 1, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s die Summe seiner Al- und Si-Gehalte mindestens 0,5 Gew.-% beträgt.

3. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass sein Al-Gehalt mindestens 0,4 Gew.-% beträgt.

4. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass sein Ti-Gehalt die Bedingung

$$\%Ti - (3,42 \times \%N) > 0,005 \text{ Gew.-%}$$

erfüllt, wobei mit %Ti sein jeweiliger Ti-Gehalt und mit %N sein jeweiliger N-Gehalt bezeichnet ist.

5. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, dass im Fall, dass für seinen Ti-Gehalt gilt

$$\%Ti - (3,42 \times \%N) \leq 0,005 \text{ Gew.-%},$$

die Bedingung

$$0,0015 \leq \%N - \%Ti/3,42 \leq 0,0060 \text{ Gew.-%}$$

Erfüllt ist, wobei mit %Ti sein jeweiliger Ti-Gehalt und mit %N sein jeweiliger N-Gehalt bezeichnet ist.

6. Stahl Flachprodukt für die Herstellung eines Stahlbauteils dadurch gekennzeichnet, dass es mindestens einen Bereich aufweist, der aus hochfestem, gemäß einem der Ansprüche 1 bis 6 beschaffenem Stahl besteht.

7. Stahl Flachprodukt nach Anspruch 6, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s es einheitlich aus dem hochfesten Stahl besteht.
8. Stahl Flachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s mindestens eine seiner Oberflächen mit einem vor Oxidation schützenden Überzug überzogen ist.
9. Stahlbauteil hergestellt aus einem gemäß einem der Ansprüche 6 bis 8 beschaffenen Stahl Flachprodukt, wobei sein Gefüge im Bereich des hochfesten, gemäß einem der Ansprüche 1 bis 6 beschaffenen Stahls aus Martensit, Austenit und bis zu 20 Flächen-% Ferrit besteht.
10. Stahlbauteil nach Anspruch 9, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s im Bereich des hochfesten Stahls der Martensit-Gehalt seines Gefüges mindestens 75 Flächen-% beträgt.
11. Stahlbauteil nach einem der Ansprüche 9 oder 10, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s im Bereich des hochfesten Stahls der Austenit-Gehalt seines Gefüges mindestens 2 Flächen-% beträgt.

12. Stahlbauteil nach einem der Ansprüche 9 bis 11, dadurch gekennzeichnet, dass seine Oberfläche mit einem vor Oxidation schützenden Überzug beschichtet ist.
13. Verfahren zur Herstellung eines gemäß einem der Ansprüche 9 bis 12 beschaffenen Stahlbauteils umfassend folgende Arbeitsschritte:
- Zurverfügungstellen eines gemäß einem der Ansprüche 7 bis 9 ausgebildeten Stahlflachproduktes,
 - Durcherwärmen des Stahlflachprodukts auf eine 780 - 950 °C betragende Temperatur,
 - Warmformen des Stahlflachprodukts zu dem Stahlbauteil,
 - beschleunigtes Abkühlen des Stahlbauteils, so dass das nach dem Abkühlen erhaltene Stahlbauteil mindestens im Bereich des hochfesten Stahls ein Gefüge aufweist, das aus Martensit, Austenit und bis zu 20 Flächen-% Ferrit besteht.
14. Verfahren nach Anspruch 13, dadurch gekennzeichnet, dass die Abkühlgeschwindigkeit bei der Abkühlung des Stahlbauteils mindestens 25 °C/s beträgt.