

(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
03. Dezember 2020 (03.12.2020)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2020/239905 A1

(51) Internationale Patentklassifikation:

C21D 1/18 (2006.01)	C22C 38/26 (2006.01)
C21D 6/00 (2006.01)	C22C 38/32 (2006.01)
C21D 7/02 (2006.01)	C22C 38/38 (2006.01)
C21D 7/10 (2006.01)	C21D 1/25 (2006.01)
C21D 7/13 (2006.01)	C23C 2/40 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)	C25D 5/00 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01)	C21D 1/673 (2006.01)
C21D 9/08 (2006.01)	C23C 2/12 (2006.01)
C21D 9/48 (2006.01)	C23C 2/28 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)	C25D 5/36 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)	C25D 7/06 (2006.01)

(71) Anmelder: THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG
[DE/DE]; Kaiser-Wilhelm-Straße 100, 47166 Duisburg
(DE).

(72) Erfinder: FECHTE-HEINEN, Rainer; Morianstraße 26,
46238 Bottrop (DE). GERBER, Thomas; Grotenbachstra-
ße 35a, 44225 Dortmund (DE). KERN, Andreas; De-
chant-Weiders-Straße 68, 40885 Ratingen (DE). KUCHAR,
Branko; Zur alten Exerzierhalle 35, 40476 Düsseldorf
(DE). NIESEN, Thomas; Stolberger Straße 223, 52068
Aachen (DE). STÖTZEL, Tim; Auf dem Wingertsberg
14, 56566 Neuwied (DE). THOMAS, Ingo; Jahnstraße 53,
47119 Duisburg (DE).

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2020/064830

(22) Internationales Anmeldedatum:
28. Mai 2020 (28.05.2020)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(30) Angaben zur Priorität:
19177256.5 29. Mai 2019 (29.05.2019) EP

(74) Anwalt: COHAUSZ & FLORACK PATENT- UND
RECHTSANWÄLTE PARTNERSCHAFTSGESEL-
LSCHAFT MBB; 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, BN, BR, BW, BY,
BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM,
DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT,

(54) Title: COMPONENT PRODUCED BY FORMING A SHEET STEEL BLANK, AND METHOD FOR THE PRODUCTION OF SAID COMPONENT

(54) Bezeichnung: BAUTEIL, HERGESTELLT DURCH UMFORMEN EINER STAHLBLECHPLATINE UND VERFAHREN ZU SEINER HERSTELLUNG

(57) Abstract: The invention relates to a weight-reduced component which, in the tempered and/or hot-formed state, demonstrates an optimal combination of strength and toughness and meets the highest demands on the mechanical properties or requirements of resilience against abrasive wear. For this purpose, the component is produced by forming from a sheet steel blank and consists of a steel which consists (in percent by mass) of - C: 0.1-0.6%, Mn: 0.1-2%, Al: 0.05-0.2%, Nb: 0.01-0.06%, B: 0.0005-0.005%, Cr: 0.05-0.8%, Si: up to 0.8%, Mo: up to 1.5%, Cu: up to 0.5%, Ni: up to 1.5%, V: up to 0.2%, REM: up to 0.05%, Ti: up to 0.02%, Ca: up to 0.005%, the remainder iron and unavoidable impurities, wherein the impurities include - up to 0.03% P, up to 0.03% S, up to 0.01% N, less than 0.05% Sn, less than 0.05% As and less than 0.05% Co, wherein the ratio formed by the particular Al content (%Al) and the particular N content (%N) is $\%Al/\%N^{*14/27} > 8$, wherein the component has a structure, at least 95% of the area of which consists of martensite and the remainder of other structural components, and in which structure at most 150 ppm of particles are present over the area in a homogeneous distribution over the strip thickness, the average circumferential equivalent particle size of which particles is 0.2-10 μm and which consist of oxide-based Al compounds, of AlN, TiN or conglomerates which are formed on the basis of these particles. The invention also relates to a method for producing a component of this type.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung stellt ein gewichtsreduziertes Bauteil zur Verfügung, das im vergüteten und/oder warmumgeformten Zustand eine optimale Kombination aus Festigkeit und Zähigkeit aufweist und höchsten Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften oder die Widerstandsfähigkeit gegen abrasiven Verschleiß gerecht wird. Das Bauteil ist dazu durch Umformen aus einer Stahlblechplatte hergestellt und besteht aus einem Stahl, der (in Masse-%) aus C: 0,1 - 0,6 %, Mn: 0,1 - 2 %, Al: 0,05 - 0,2 %, Nb: 0,01 - 0,06 %, B: 0,0005 - 0,005 %, Cr: 0,05 - 0,8 %, Si: bis zu 0,8 %, Mo: bis zu 1,5 %, Cu: bis zu 0,5 %, Ni: bis zu 1,5 %, V: bis zu 0,2 %, REM: bis zu 0,05 % Ti: bis zu 0,02 %, Ca: bis zu 0,005 %, Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei zu den Verunreinigungen Gehalte von bis zu 0,03 % P, bis zu 0,03 % S, bis zu 0,01 % N, weniger als 0,05 % Sn, weniger als 0,05 % As und weniger als 0,05 % Co zählen, wobei das aus dem jeweiligen Al-Gehalt %Al und dem jeweiligen N-Gehalt %N gebildete Verhältnis $\%Al/\%N^{*14/27} > 8$ ist, und wobei das Bauteil ein Gefüge aufweist, das zu mindestens 95 Flächen-% aus Martensit und als Rest aus sonstigen Gefügebestandteilen besteht und in dem in einer homogenen Verteilung über die Banddicke höchstens 150 Flächen-ppm an Partikeln vorhanden sind, deren mittlere kreisäquivalente Partikelgröße 0,2 - 10 pm beträgt und die aus Al-Verbindungen auf oxidischer Basis, aus AlN, TiN oder aus Konglomeraten bestehen, die auf Basis dieser Partikel gebildet sind. Die Erfindung betrifft auch ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Bauteils.

WO 2020/239905 A1

HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN,
KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD,
ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO,
NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW,
SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN,
TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW.

(84) Bestimmungsstaaten (*soweit nicht anders angegeben, für jede verfügbare regionale Schutzrechtsart*): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG, KZ, 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, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

Veröffentlicht:

— mit internationalem Recherchenbericht (Artikel 21 Absatz 3)

Bauteil, hergestellt durch Umformen einer Stahlblechplatine und Verfahren zu seiner Herstellung

Die Erfindung betrifft ein Bauteil, das durch Umformen aus einer Stahlblechplatine hergestellt ist, sowie ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Bauteils.

Im vorliegenden Text sind, soweit nicht explizit etwas anderes vermerkt ist, Angaben zu Legierungsbestandteilen stets in Masse-% gemacht.

Als „Stahl Flachprodukte“ werden hier Walzprodukte verstanden, deren Länge und Breite jeweils wesentlich größer sind als ihre Dicke. Hierzu zählen insbesondere Stahlbänder, Stahlbleche und daraus gewonnene Zuschnitte, wie Platinen und desgleichen. Stahl Flachprodukte der hier in Rede stehenden Art werden für eine Kaltumformung mit anschließender Vergütungsbehandlung zur Einstellung der mechanischen Eigenschaften des erhaltenen Bauteils oder für eine Warmumformung zu einem Bauteil eingesetzt, um so die mechanischen Eigenschaften des erhaltenen Bauteils einzustellen.

Die „Warmumformung“ wird auch als „Formhärten“ oder „Presshärten“ bezeichnet. Genau genommen bezeichnet das Presshärten das Härten eines Werkstückes oder Bauteiles in einem gekühlten Werkzeug, während die Warmumformung zusätzlich die vorgeschaltete Formgebung im erwärmten Zustand umfasst. Die drei genannten Begriffe werden jedoch häufig synonym verwendet.

Als "Vergütung" wird hier eine aus dem Stand der Technik an sich bekannte Behandlung bezeichnet, bei der zunächst eine Erwärmung auf eine Temperatur stattfindet, bei der der Stahl des jeweils verarbeiteten Stahlflachprodukts (Bauteil) ein vollständig austenitisches Gefüge besitzt. Diese Erwärmung dient dazu, das jeweilige Bauteil auf geeignete Temperatur zu bringen. Diese Erwärmung wird als separater Arbeitsschritt am zuvor aus dem Stahlflachprodukt kaltumgeformten Bauteil vorgenommen. Nach der Erwärmung wird das Bauteil beschleunigt abgekühlt, so dass der Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem das Bauteil geformt ist, Härtegefüge bildet mit dem Ergebnis, dass das Bauteil eine deutlich erhöhte Festigkeit erhält. Nach dem Abschrecken kann das Bauteil einem Anlassen unterzogen werden, um die inneren Spannungen zu reduzieren, die durch den Abschreckvorgang im Gefüge des Bauteils entstehen können. Allgemein werden bei der Vergütung für eine Verkürzung der Taktzeit und damit der Kosten möglichst hohe Temperaturen angestrebt.

Die im vorliegenden Text angegebenen Ac3-Temperaturen, also die Temperatur, bei deren Überschreitung bei einer Erwärmung die Umwandlung des Stahlgefüges in den austenitischen Zustand abgeschlossen ist, wurden nach folgender Formel abgeschätzt:

$$\text{Ac3 [}^\circ\text{C]} = 902 \text{ }^\circ\text{C} - (225 * \%C + 19 * \%Si - 11 * \%Mn + 400 * \%P + 181 * \%Al - 5 * \%Cr - 26 * \%Cu + 13 * \%Mo - 20 * \%Ni + 55 * \%V) * \text{ }^\circ\text{C/Masse-\%}.$$

wobei in dieser Formel mit %C der jeweilige Kohlenstoffgehalt, mit %Si der jeweilige Siliziumgehalt, mit %Mn der jeweilige Mangangehalt, mit %P der jeweilige Phosphorgehalt, mit %Al der jeweilige Aluminiumgehalt, mit %Cr der jeweilige Chromgehalt, mit %Cu der jeweilige Kupfergehalt, mit %Mo der jeweilige Molybdängehalt, mit %Ni der jeweilige Nickelgehalt und mit %V der jeweilige Vanadiumgehalt der Stahlzusammensetzung bezeichnet sind, deren Ac3-Temperatur bestimmt werden soll, und wobei die Gehalte an den

betreffenden Elementen, soweit vorhanden, jeweils in Masse-% in die Formel eingesetzt werden.

Die im vorliegenden Text angegebenen Ar3-Temperaturen, also die Temperatur, bei der nach einer Abkühlung die Umwandlung des zuvor austenitischen Gefüges des Stahls einsetzt, wurden nach folgender Formel abgeschätzt:

$$\text{Ar3 [}^\circ\text{C]} = 910 \text{ }^\circ\text{C} - (203 * \text{Quadratwurzel}(\%C) - 30 * \%Mn + 44,7 * \%Si - 11 * \%Cr + 31,5 * \%Mo - 15,2 * \%Ni) * \text{ }^\circ\text{C/Masse-}\%$$

wobei auch in dieser Formel mit %C der jeweilige Kohlenstoffgehalt, mit %Si der jeweilige Siliziumgehalt, mit %Mn der jeweilige Mangangehalt, mit %Cr der jeweilige Chromgehalt, mit %Mo der jeweilige Molybdängehalt und mit %Ni der jeweilige Nickelgehalt der Stahlzusammensetzung bezeichnet sind, deren Ar3-Temperatur bestimmt werden soll, und wobei die Gehalte an den betreffenden Elementen, soweit vorhanden, jeweils in Masse-% in die Formel eingesetzt werden.

Stahlflachprodukte der hier in Rede stehenden Art werden insbesondere zur Herstellung von Bauteilen für Personen- oder Nutzfahrzeuge, an deren mechanische Eigenschaften höchste Anforderungen gestellt werden, und von Bauteilen benötigt, die im praktischen Gebrauch hohen abrasiven Belastungen ausgesetzt sind, wie beispielsweise Bauteile für Maschinen und Fahrzeuge, die in der Landwirtschaft, im Straßenbau, im Bergbau oder desgleichen eingesetzt werden.

Seit Anfang der 1980er Jahre besteht unter Umweltgesichtspunkten eine kontinuierlich steigende Nachfrage nach Gewichtsreduktion insbesondere bei Automobilkarosserien. Die Reduzierung des Fahrzeuggewichts soll die bewegten Massen reduzieren, so dass weniger Treibstoff für den Antrieb des

Fahrzeugs benötigt wird und damit einhergehend weniger klimaschädliche Gase emittiert werden.

In der stahlverarbeitenden Industrie hat sich hier der Trend etabliert, durch Verwendung von Stahlgüten mit immer weiter erhöhten Festigkeiten eine Blechdickenreduzierung und damit die angestrebte Gewichtsreduzierung zu erreichen, ohne dass dadurch die Leistungsfähigkeit der betreffenden Stahlflachprodukte vermindert wird. Einerseits ist dies durch Einsatz höherfester Stähle möglich, die sich auch noch im kalten Zustand umformen lassen. Andererseits haben sich Stahlkonzepte durchgesetzt, die durch eine Wärmebehandlung, bei der sie eine Austenitisierung und eine daran anschließende gesteuerte Abkühlung durchlaufen, gehärtet werden können, wobei sich die Festigkeit derart verarbeiteter Stähle durch Martensitumwandlung weiter steigern lässt, wobei optional durch eine auf die Härtung folgende Anlassbehandlung eine Reduzierung innerer Spannungen erfolgen kann.

Die Erfindung beruht hier auf der Aufgabe, ein gewichtsreduziertes Bauteil zu schaffen, das im vergüteten und/oder warmumgeformten Zustand eine optimale Kombination aus Festigkeit und Zähigkeit aufweist und sich als solches für Verwendungen eignet, bei denen höchste Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften oder die Widerstandsfähigkeit gegen abrasiven Verschleiß gestellt werden.

Zudem sollte die Erfindung auch ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Bauteils nennen.

Ein diese Aufgabe erfindungsgemäß lösendes Bauteil weist mindestens die in Anspruch 1 angegebenen Merkmale auf.

Ein die voranstehend genannte Aufgabe erfindungsgemäß lösendes Verfahren umfasst mindestens die in Anspruch 9 angegebenen Arbeitsschritte. Es

versteht sich dabei von selbst, dass ein Fachmann bei der Durchführung des erfindungsgemäßen Verfahrens die hier nicht explizit erwähnten Arbeitsschritte ergänzt, von denen er aufgrund seiner praktischen Erfahrung weiß, dass sie bei der Durchführung solcher Verfahren regelmäßig angewendet werden.

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

Ein erfindungsgemäßes Bauteil ist demnach aus einem Stahlflachprodukt geformt, das aus einem Stahl besteht, der, in Masse-%, aus C: 0,1 – 0,6 %, insbesondere 0,10 – 0,60 % C, Mn: 0,1 – 2,0 %, insbesondere 0,1 – 2,0 % Mn, Al: 0,05 – 0,20 %, insbesondere 0,050 – 0,20 % Al, Nb: 0,01 – 0,06 %, insbesondere 0,010 – 0,060 % Nb, B: 0,0005 – 0,005 %, Cr: 0,05 - 0,8 %, Si: bis zu 0,8 %, Mo: bis zu 1,5 %, Cu: bis zu 0,5 %, Ni: bis 1,5 %, V bis zu 0,2 %, REM bis zu 0,05 %, Ti: bis zu 0,02 %, insbesondere 0,020 % Ti, Ca: bis zu 0,005 %, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen enthält, wobei zu den Verunreinigungen Gehalte von bis zu 0,03 % P, bis zu 0,03 % S, bis zu 0,01 % N, weniger als 0,05 % Sn, weniger als 0,05 % As und weniger als 0,05 % Co zählen und wobei das aus dem jeweiligen Al-Gehalt %Al und dem jeweiligen N-Gehalt %N gebildete Verhältnis $\%Al/\%N \cdot 14/27 \geq 8$ ist.

Dabei besitzt ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt ein Gefüge, in dem in einer homogenen Verteilung über die Banddicke höchstens 150 Flächen-ppm an Partikeln hoher Härte vorhanden sind, deren mittlere kreisäquivalente Partikelgröße 0,2 - 10 µm beträgt und die aus Al-Verbindungen auf oxidischer Basis, aus AlN, TiN oder aus Konglomeraten bestehen, die auf Basis dieser Partikel gebildet sind.

Kohlenstoff „C“ ist im Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, als Pflichtelement in Gehalten von 0,1 – 0,6 Masse-%, insbesondere 0,10 – 0,60 Masse-%, enthalten. Durch die

Anwesenheit von C wird die Höhe des Härtungspotentials gesteuert. Mit steigendem C-Gehalt steigt nach Austenitisierung und beschleunigtem Abkühlen sowohl der Martensitanteil als auch die Härte des dabei im Gefüge eines erfindungsgemäßen Bauteils erhaltenen Martensits, wobei eine einphasige Martensitstruktur die Zielmikrostruktur des fertig prozessierten Bauteils darstellt. Die Härtesteigerung ist dabei gleichbedeutend mit einer Festigkeitssteigerung im Zugversuch. Hierdurch wird eine Blechdickenreduzierung und damit eine Gewichtsreduzierung in kraftübertragenden Bauteilquerschnitten ermöglicht, wie sie im modernen Automobilstrukturbau hinsichtlich eines ressourcenschonenden Karosserieleichtbaus angestrebt wird. Um hier die Bauteilhärte und Festigkeit effizient zu steigern, ist ein C-Gehalt von mindestens 0,1 Masse-%, insbesondere mindestens 0,10 Masse-%, erforderlich. Die günstigen Wirkungen der Anwesenheit von C können im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt bei einem C-Gehalt von mindestens 0,12 Masse-%, insbesondere mindestens 0,15 Masse-%, besonders sicher erzielt werden. Bei C-Gehalten von mehr als 0,60 Masse-% wäre die Härte bzw. Festigkeit nach beschleunigtem Abschrecken allerdings so hoch, dass die sich in der Bruchdehnung oder Brucheinschnürung niederschlagende Zähigkeit des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, deutlich reduziert wäre. Gleichzeitig würde die Neigung zu Rissbildung ansteigen und die Verschweißbarkeit verschlechtert. Negative Auswirkungen der Anwesenheit von C können dadurch besonders sicher verhindert werden, dass der C-Gehalt auf höchstens 0,55 Masse-%, insbesondere höchstens 0,50 Masse-%, beschränkt wird. Optimalerweise beträgt daher der C-Gehalt 0,12 - 0,55 Masse-%, insbesondere 0,15 – 0,50 Masse-%. Allerdings kann es für bestimmte Anwendungen, insbesondere solche Anwendungen, bei denen es zu hohen abrasiven Belastungen kommt und bei denen die eventuell negativen Auswirkungen höherer C-Gehalte nur eine untergeordnete Rolle spielen, auch sinnvoll sein, wegen der damit einhergehend hohen Härte C-Gehalte von mindestens 0,5 Masse-% vorzusehen.

Silizium „Si“ kann optional im Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, in Gehalten von bis zu 0,8 Masse-% vorhanden sein. Si behindert die Zementit- und Perlitumwandlung und erhöht dadurch die Martensithärtbarkeit des Stahlflachprodukts. Dabei vermindert Si die hinsichtlich der angestrebten Martensitbildung kritische Abkühlgeschwindigkeit und erhöht so die Einhärtung eines in erfindungsgemäßer Weise erzeugten Stahlflachprodukts. Si zeigt zudem ein umgekehrtes Seigerungsverhalten als Mn und verbessert dadurch insgesamt das Seigerungshalten des Stahls, aus dem das Stahlflachprodukt besteht, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist. Eine Minimierung von Seigerungen über den Querschnitt ist von besonderer Bedeutung, wenn es sich bei einem erfindungsgemäßen Bauteil um Rohre oder desgleichen handelt. Durch eine reduzierte Seigerungsempfindlichkeit können insbesondere bei höheren C-Gehalten Risse bei längsnahtgeschweißten Rohren vermieden werden. Um die positiven Effekte der Anwesenheit von Si nutzen zu können, können Si-Gehalte von mindestens 0,1 Masse-%, insbesondere mindestens 0,15 Masse-%, vorgesehen werden. Zu hohe Si-Gehalte könnten allerdings das Benetzungsverhalten des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, insbesondere dann verschlechtern, wenn erfindungsgemäß legierte Stahlflachprodukte schmelztauchbeschichtet werden sollen. Si neigt bei dem in diesem Fall durchgeführten Glühen des Stahlflachprodukts zur externen Oxidbildung. Um dies zu verhindern, beträgt der Si-Gehalt eines für ein erfindungsgemäßes Bauteil verwendeten Stahlflachprodukts höchstens 0,8 Masse-%. Negative Auswirkungen der Anwesenheit von Si können dabei besonders sicher vermieden werden, wenn der Si-Gehalt auf höchstens 0,5 Masse-% beschränkt ist. Optimalerweise beträgt daher der Si-Gehalt 0,1 – 0,8 Masse-%, insbesondere 0,15 – 0,5 Masse-%.

Mangan „Mn“ ist im Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, in Gehalten von 0,1 - 2 Masse-%, insbesondere von 0,10 – 2,0 Masse-%, vorhanden. Mn erhöht die Härbarkeit

des Stahles durch Absenkung der A3-Umwandlungstemperatur (also der Ac3 und/oder Ar3 Temperatur) von Ferrit zu Austenit. Hierdurch kann bei der Wärmebehandlung des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, die Ofentemperatur zur vollständigen Umwandlung in Austenit beim Erwärmen reduziert werden. Insbesondere die Bildung der diffusionsgesteuerten Umwandlungsphasen Ferrit, Perlit und Bainit wird hin zu längeren Zeiten verschoben. Daher ist Mangan in dieser Hinsicht ein ähnlich wirkungsvolles Legierungselement wie Kohlenstoff. Gegenüber Kohlenstoff besitzt Mangan dabei den Vorteil, ein höheres Verformungsvermögen im gehärteten Zustand zu erreichen, das sich beispielsweise in einer höheren Kerbschlagzähigkeit äußert. Mit der Herabsetzung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit bei zunehmendem Mangangehalt ist zudem eine Erhöhung des Einhärtungsvermögens verbunden. Schwankungen in den Abkühlbedingungen oder unterschiedliche Kontaktbedingungen beim Abkühlen von aus erfindungsgemäß legiertem Stahlwerkstoff gefertigten Bauteilen können besser ausgeglichen werden und die Eigenschaftsstreuung wird eingegrenzt. Allerdings wird durch zu hohe Mn-Gehalte das C-Seigerungsverhalten erhöht und es kann zu inhomogenem Härtungsverhalten über dem Querschnitt des jeweiligen Produkts und zur Entstehung von Härtungsrissen kommen. Durch steigende Mn-Gehalte steigt darüber hinaus das Risiko, dass sich an der Oberfläche des aus erfindungsgemäß legiertem Stahlwerkstoff erzeugten Produkts externe Mn-Oxide oder Mn-basierte Mischoxide bilden. Dies würde wie im Fall von übermäßigen Gehalten an Si die Gefahr einer Verschlechterung des Benetzungsverhaltens eines aus erfindungsgemäß legiertem Stahlwerkstoff gefertigten Stahlflachprodukts beim Schmelztauchbeschichteten auslösen. Im Fall von Haubenglühprozessen würden zu hohe Mn-Gehalte an der Warm- oder Kaltbandoberfläche ebenfalls durch Bildung von Manganoxiden zu unerwünschten Verfärbungen oder so genannten „Manganschleiern“ führen. Um diese negativen Auswirkungen zu vermeiden, ist der Mn-Gehalt eines zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts auf höchstens 2 Masse-%,

insbesondere höchstens 2,0 Masse-%, beschränkt, wobei ungünstige Effekte der Anwesenheit von Mn bei einer Beschränkung des Mn-Gehalts auf höchstens 1,5 Masse-%, insbesondere 1,50 Masse-%, besonders sicher vermieden werden können. Dagegen können die positiven Einflüsse von Mn auf die Eigenschaften eines zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts dann besonders sicher genutzt werden, wenn der Mn-Gehalt mindestens 0,4 Masse-%, insbesondere mindestens 0,40 Masse-%, beträgt. Optimalerweise beträgt daher der Mn-Gehalt 0,4 – 1,5 Masse-%, bevorzugt 0,40 – 1,50 Masse-%, insbesondere 0,6 – 1,3 Masse-% oder 0,6 – 1,2 Masse-%, bevorzugt 0,60 - 1,30 Masse-% oder 0,60 – 1,20 Masse-%.

Phosphor „P“ zählt zu den herstellungsbedingt unvermeidbaren Stahlbegleitern. P steigert insbesondere an den Korngrenzen und vermindert die Korngrenzenfestigkeit. Höhere P-Gehalte würden daher zur Schwächung des Gefüges beitragen, die wiederum eine Verschlechterung der Zähigkeit des Werkstoffes bedingen würde. Der Gehalt an P eines zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts ist daher auf höchstens 0,03 Masse-% beschränkt, wobei der Gehalt an P so gering wie möglich eingestellt werden sollte. Bevorzugt beträgt deshalb der P-Gehalt des Stahlflachprodukts höchstens 0,025 Masse-%, insbesondere höchstens 0,02 Masse-%.

Schwefel „S“ ist ebenfalls ein Begleitelement, dessen Anwesenheit im zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukt grundsätzlich unerwünscht ist. Aufgrund der erfindungsgemäß vorgesehenen Mn-Gehalte würden sich bei höheren S-Gehalten nichtmetallische MnS-Ausscheidungen bilden, die nach dem Walzen des Stahlflachprodukts infolge ihrer niedrigen Härte in langgestreckter Form vorliegen würden und das Bruchverhalten negativ beeinflussen würden. Bei Verformung könnten sich erste mikroskopische Werkstofftrennungen durch Risseinleitung und Rissfortschritt an langgestreckten MnS bilden, ausdehnen und

zusammenwachsen, bis sie das Werkstoffverhalten makroskopisch in Form von reduzierter Kerbschlagzähigkeit und steigender Werkstoffanisotropie verschlechtern. Um die negativen Auswirkungen der Anwesenheit von S im erfindungsgemäß legierten Stahl auszuschließen, ist der S-Gehalt auf höchstens 0,03 Masse-% beschränkt, wobei niedrige S-Gehalte von weniger als 0,006 Masse-%, insbesondere weniger als 0,003 Masse-%, besonders günstig sind.

Aluminium „Al“ ist im Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, in Gehalten von 0,05 – 0,2 Masse-%, insbesondere 0,050 – 0,20 Masse-%, vorhanden. Al dient klassischerweise als Desoxidationselement, wozu es in der Praxis typischerweise in Gehalten von 0,02 - 0,05 Masse-% zulegiert wird. Gemäß der Erfindung werden demgegenüber erhöhte Gehalte an Al von 0,050 - 0,20 Masse-%, insbesondere 0,050 - 0,20 Masse-%, in Kombination mit optionalen, niedrigen Ti-Gehalten von bis zu 0,02 Masse-%, insbesondere bis zu 0,020 Masse-%, im erfindungsgemäß legierten Stahl vorgesehen. Auf diese Weise wird die Bildung von AlN oder NbN in Konkurrenz zur klassischerweise bei Vergütungsstählen bekannten Stickstoffabbinding durch TiN gefördert und, soweit Ti im Stahl eines zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts vorhanden ist, die Entstehung von vergleichsweise grob auftretenden TiN vermieden. Ziel ist es dabei, die Entstehung von Bornitriden zu vermeiden, damit B, wie nachfolgend erläutert, seinen günstigen Einfluss auf die Verzögerung der Umwandlung in im Kristallgitter gelöster Form entfalten kann. Darüber hinaus wird durch die Anwesenheit von Al in den erfindungsgemäß vorgegebenen Gehaltsgrenzen eine Kornfeinung erreicht. Bei Al-Gehalten von weniger als 0,05 Masse-%, insbesondere weniger als 0,050 Masse-%, wäre der Ausscheidungsdruck zur Bildung von AlN zu gering. Um die positiven Effekte von Al im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt sicher nutzen zu können, kann der Al-Gehalt auf mindestens 0,06 Masse-%, insbesondere mindestens 0,060 Masse-%, oder mindestens 0,07 Masse-%, insbesondere

mindestens 0,070 Masse-%, eingestellt werden. Bei Gehalten von mehr als 0,2 Masse-%, insbesondere mehr als 0,20 Masse-%, Al bestünde allerdings die Gefahr, dass sich an der Oberfläche eines aus erfindungsgemäß legiertem Stahlwerkstoff gefertigten Produkts externe Al-Oxide einstellen, die das Benetzungsverhalten beim Schmelztauchbeschichten verschlechtern würden. Zudem würde bei höheren Al-Gehalten die Bildung von nichtmetallischen Al-basierten Einschlüssen begünstigt, die im Wesentlichen als Tonerde (Al_2O_3) und Aluminiumnitrid (AlN) zudem eine hohe Härte (Mohs-Härte 9) aufweisen und daher im Hinblick auf die Vermeidung der Gefahr von Risseinleitung und – fortschritt bei plastischer Verformung und zyklischer Beanspruchung unerwünscht sind. Hierbei erweist es sich zudem als nachteilig, dass die oxidischen Al-Ausscheidungen Konglomerate mit anderen Ausscheidungstypen wie Sulfiden und Silikaten bilden können und somit größere Ausscheidungen bilden, die ein höheres Risseinleitungs- und Versagenspotential haben können. Dies kann sich insbesondere bei aus erfindungsgemäß legiertem Stahlwerkstoff erzeugten Stahlflachprodukten, welche nach Vergütung oder Warmumformung Festigkeiten von bis zu 2500 MPa erreichen können, als besonders riskant erweisen. Hinzu kommt, dass bei hohen Al-Gehalten Längsrisse in den bei der Verarbeitung aus dem erfindungsgemäß legierten Stahlwerkstoff gegossenen Brammen entstehen. Zudem tritt durch Al eine drastische Erhöhung der Ac3-Umwandlungstemperatur ein, so dass bei höheren Al-Gehalten die Temperatur, die für eine vollständige Austenitisierung überschritten werden muss, unnötig gesteigert würde. Erfindungsgemäß ist daher der Al-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 0,2 Masse-%, insbesondere höchstens 0,20 Masse-%, beschränkt, wobei negative Auswirkungen der Anwesenheit von Al im zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts durch eine Begrenzung des Al-Gehalts auf höchstens 0,15 Masse-%, insbesondere höchstens 0,150 Masse-%, oder höchstens 0,13 Masse-%, insbesondere höchstens 0,130 Masse-%, besonders sicher vermieden werden können. Optimalerweise beträgt daher der Al-Gehalt eines zum Formen eines

erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts 0,06 - 0,15 Masse-%, insbesondere 0,07 – 0,13 Masse-%, wobei sich Al-Gehalte von 0,060 - 0,150 Masse-%, insbesondere 0,070 – 0,130 Masse-%, besonders bewährt haben.

Chrom „Cr“ ist im Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, als Pflichtelement in Gehalten von 0,05 - 0,8 Masse-% vorhanden, um die Härbarkeit über den umwandlungsverzögernden Einfluss zu erhöhen. Chrom unterdrückt effektiv die Bildung von Ferrit und Perlit während einer beschleunigten Abkühlung des Stahlflachprodukts und ermöglicht eine vollständige Martensitbildung auch bei geringeren Abkühlraten, wodurch eine Steigerung der Härbarkeit erzielt wird. Die Anwesenheit von Cr in den erfindungsgemäß vorgesehenen Gehalten trägt somit zur Durchhärbarkeit des zum Formen eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts mittels geeigneter Abkühlung bei und vermindert die Streuung der lokalen Produkteigenschaften. Cr erhöht zudem die Zugfestigkeit, ohne dass dadurch die Dehnung wesentlich verschlechtert wird. Dies erklärt sich auch aus der Bildung von Chromkarbiden, die festigkeitssteigernd wirken und die Anlassbeständigkeit erhöhen können. Um die erwünschte Auswirkung auf die Umwandlung zu erreichen, ist ein Mindestgehalt von 0,05 Masse-% Cr erforderlich, wobei sich dieser Effekt besonders sicher bei Cr-Gehalten von mindestens 0,15 Masse-% Cr einstellt. Bei Gehalten von mehr als 0,8 Masse-% Cr ist aufgrund der erfindungsgemäß insgesamt ausgewählten Legierungslage keine Steigerung des positiven Einflusses von Cr mehr zu beobachten, wobei sich die umwandlungsverzögernde Wirkung von Cr bei Gehalten von bis zu 0,55 Masse-% besonders effektiv nutzen lässt. Daher betragen die Cr-Gehalte eines erfindungsgemäß zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts optimalerweise 0,15 – 0,55 Masse-%.

Stickstoff „N“ kann im erfindungsgemäßen Legierungskonzept als prinzipiell unerwünschtes Begleitelement in Gehalten von bis zu 0,01 Masse-% vorhanden sein. Bei höheren N-Gehalten sind erhöhte Gehalte an Nitridbildner

wie Ti, Nb, Al notwendig, um N als Nitrid abbinden zu können. Zugleich erhöht sich insbesondere das Risiko zur Bildung gröberer, zähigkeitsverschlechternder TiN-Ausscheidungen, falls Ti optional zulegiert wird. Insbesondere bestünde dann auch die Gefahr, dass B nicht mehr in gelöster Form zur Verfügung steht. Eine BN-Bildung muss vermieden werden, da ansonsten die erwünschte umwandlungsverzögernde Wirkung durch freies Bor nicht genutzt werden könnte. Um die hierzu erforderlichen legierungstechnischen Maßnahmen in Grenzen zu halten, ist der N-Gehalt auf höchstens 0,01 Masse-% beschränkt, wobei der negative Einfluss von N auf die Eigenschaften eines zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahl Flachprodukts dadurch besonders sicher vermieden werden kann, dass der N-Gehalt auf höchstens 0,007 Masse-%, insbesondere höchstens 0,005 Masse-%, beschränkt wird.

Niob „Nb“ ist in Gehalten von 0,01 – 0,06 Masse-%, insbesondere 0,010 – 0,060 Masse-%, als Pflichtelement im Stahl des Stahl Flachprodukts vorhanden, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist. Nb wirkt stark kornfeinend, weil es bereits als gelöstes Legierungselement im Austenit das Kornwachstum behindern kann. Zudem bildet Nb feine Karbid- oder Nitridausscheidungen, die im Fall der Nitride deutlich feiner als beispielsweise TiN sind. Kornfeinung und Ausscheidungsbildung tragen zur Festigkeitssteigerung am aus erfindungsgemäß legiertem Stahlwerkstoff gefertigten Endprodukt bei und verbessern zudem die Zähigkeit. Darüber hinaus tragen feine Ausscheidungen zur Vermeidung von Rissen bei. Ferner sind feine Ausscheidungen günstiger im Hinblick auf die Vermeidung von Rissentstehung und Rissfortschritt als grobe Ausscheidungen. Durch eine feinere Austenitkorngröße wird des Weiteren die Martensitpaketgröße reduziert, was zu einer homogenen Härte- und Festigkeitsverteilung am aus einem erfindungsgemäß legierten Stahlwerkstoff erzeugten Produkt führt. Zudem wird durch die Anwesenheit von Nb das Seigerungsverhalten positiv beeinflusst, da durch die feinere Ausbildung der Kornstruktur bereits im Austenitzustand eine Verfeinerung der Seigerungsstruktur begünstigt wird. Um diese positiven Effekte zu erreichen,

beträgt der minimale Nb-Gehalt eines zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts 0,010 Masse-%, wobei sich Nb-Gehalte von mindestens 0,015 Masse-% oder mindestens 0,020 Masse-% als besonders günstig herausgestellt haben. Die Obergrenze der Gehalte an Nb liegt beim erfindungsgemäß verwendeten Stahlflachprodukt bei 0,060 Masse-%, da mit steigendem Nb-Gehalt ein Clogging-Effekt beim Vergießen der für die Erzeugung des Stahlflachprodukts erschmolzenen, erfindungsgemäß legierten Stähle einsetzen kann. Zudem besteht insbesondere bei gleichzeitig höheren C-Gehalten die Gefahr, dass erhöhte Nb-Gehalte bei der Erwärmung von aus erfindungsgemäß legiertem Stahlwerkstoff gegossenen Brammen bei minimalen Ofentemperaturen von 1100 °C nicht mehr vollständig in Lösung gebracht werden könnten. Die vollständige Auflösung von Nb-basierten Ausscheidungen bei der Brammenvorwärmung ist jedoch vorteilhaft, um die Kornfeinung optimal nutzen zu können und um beim Warmwalzen oder auch in späteren Prozessphasen (Rekristallisationsglühen, Warmumformofen) der Verarbeitung erfindungsgemäß legierten Stahlwerkstoffs feinverteilte, festigkeitsrelevante Nb-Ausscheidungen bilden zu können. Zu hohe Nb-Gehalte können zudem das Beschichtungsverhalten im Schmelztauchprozess negativ beeinflussen. Die vorteilhaften Einflüsse der Anwesenheit von Nb im zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukt lassen sich besonders sicher bei Gehalten von bis zu 0,05 Masse-% Nb, insbesondere bis zu 0,050 Masse-% Nb, oder bis zu 0,04 Masse-% Nb, insbesondere bis zu 0,040 Masse-% Nb, nutzen. Optimalerweise beträgt somit der Nb-Gehalt des Stahlflachprodukts 0,015 – 0,05 Masse-%, insbesondere 0,015 – 0,050 Masse-%, wobei sich Gehalte von 0,020 – 0,04 Masse-%, insbesondere 0,020 – 0,040 Masse-%, besonders bewährt haben.

Titan „Ti“ kann dem Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, optional in Gehalten von bis zu 0,02 Masse-%, insbesondere bis zu 0,020 Masse-%, zugegeben werden, um den im Stahl unvermeidbar vorhandenen Stickstoff abzubinden und sicherzustellen,

dass B in nicht abgebundener, interstitiell gelöster Form erhalten bleibt. Gleichzeitig ist der Gehalt an Ti so zu beschränken, dass die Bildung grober TiN-Ausscheidungen vermieden wird, um bei aus erfindungsgemäß legiertem Stahlwerkstoff erzeugten hochfesten Produkten die Gefahr von Risseinleitung und Rissausbreitung insbesondere unter zyklischer und dynamischer Beanspruchung soweit wie möglich zu minimieren. Die günstigen Einflüsse von Ti auf die Eigenschaften eines zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahl Flachprodukts stellen sich dabei sicher ein, wenn der Ti-Gehalt mindestens 0,001 Masse-%, insbesondere mindestens 0,004 Masse-% oder mindestens 0,010 Masse-% beträgt. Im Sinne der Erfindung ist eine Konzentration Ti ab 0,004 Masse-%, insbesondere ab mindestens 0,005 Masse-%, als gezielt zulegiertes Element einzustufen. Ti-Gehalte, die unter der jeweils erfindungsgemäß für den Ti-Gehalt vorgegebenen Mindestgrenze von 0,004 Masse-%, insbesondere von 0,005 Masse-%, liegen, werden jeweils als unvermeidbare Verunreinigung angesehen, die durch die bei der Erzeugung des Stahls eingesetzten Ausgangsstoffe eingetragen wird. Gleichzeitig lassen sich negative Auswirkungen von Ti durch eine Begrenzung des Ti-Gehalts auf höchstens 0,020 Masse-% besonders sicher vermeiden. Optimalerweise beträgt daher der Ti-Gehalt des Stahls, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil besteht, 0,004 - 0,016 Masse-%.

Optional kann der jeweilige Ti-Gehalt %Ti so auf den jeweiligen N-Gehalt %N des Stahl Flachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, abgestimmt werden, dass für das Verhältnis %Ti/%N gilt:

$$\%Ti/\%N < 4.$$

Gemäß einer in diesem Zusammenhang hinsichtlich der gewünschten Abbindung von N besonders vorteilhaften Ausgestaltung der Erfindung werden der Ti-Gehalt %Ti, der N-Gehalt %N sowie der Al-Gehalt %Al und der restliche N-Gehalt %Nrest, der nach Abbindung von N durch Ti zu TiN noch vorhanden ist ($\%N_{rest} = \%N - \%Ti \cdot 14/48$), so aufeinander abgestimmt, dass nicht nur die

Bedingung $\%Ti/\%N < 4$ erfüllt ist, sondern dass für die Differenz des aus dem jeweiligen Al-Gehalt $\%Al$ und der jeweiligen stöchiometrisch bestimmten Größe $27/14*\%N_{rest}$ gilt:

$$UG_{Al_N_{rest}} \leq \%Al - 27/14*\%N_{rest} \leq OG_{Al_N_{rest}}$$

Dabei ist $UG_{Al_N_{rest}}$ gleich 0,070 Masse-%, insbesondere gleich 0,075 Masse-%, bevorzugt gleich 0,080 Masse-%, insbesondere gleich 0,081 Masse-%, und $OG_{Al_N_{rest}}$ gleich 0,150 Masse-%, insbesondere gleich 0,135 Masse-%, bevorzugt gleich 0,125 Masse-%, insbesondere bevorzugt gleich 0,121 Masse-%. Demnach gilt gemäß einer besonders vorteilhaften Ausgestaltung der Erfindung:

$$0,081 \text{ Masse-\%} \leq \%Al - 27/14*\%N_{rest} \leq 0,121 \text{ Masse-\%}$$

Bor „B“ ist im Stahl des Stahl Flachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, in Gehalten von 0,0005 – 0,005 Masse-% als Pflichtbestandteil vorhanden. B ist ein effektiv wirkendes Härtungselement, das schon in sehr geringen Gehalten deutlich umwandlungsverzögernd wirken kann und somit die Härtebarkeit deutlich erhöht. Darüber hinaus verbessert B die Korngrenzenfestigkeit, indem es sich vornehmlich an Korngrenzen anlagert und so schädliche Elemente, wie beispielsweise P, von dort verdrängt. Auf diese Weise werden Zähigkeit und Brucheinschnürung verbessert. Unterhalb von 0,0005 Masse-% B ist allerdings die Verzögerung der Umwandlung zu gering. Besonders sicher lässt sich deshalb die günstige Wirkung von B im Stahl Flachprodukt, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, bei B-Gehalten von mindestens 0,001 Masse-% nutzen. Bei Gehalten von mehr als 0,005 Masse-% Bor tritt jedoch ein Sättigungseffekt ein. Die günstigen Auswirkungen der Anwesenheit von B lassen sich daher besonders effektiv nutzen bei B-Gehalten von höchstens 0,0035 Masse-%, insbesondere höchstens 0,0030 Masse-%. Optimalerweise beträgt der B-Gehalt eines zum

Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahl Flachprodukts somit 0,001 - 0,0035 Masse-%, insbesondere 0,001 – 0,003 Masse-%.

Molybdän „Mo“ kann optional im Stahl des erfindungsgemäßen Stahlprodukts in Gehalten von bis zu 1,5 Masse-% vorhanden sein. Wie auch Chrom unterdrückt Mo die Bildung von Ferrit und Perlit beim Abkühlen und ermöglicht eine erhöhte Martensit- oder Bainitbildung auch bei geringeren Abkühlraten, wodurch eine Steigerung der Härbarkeit erzielt wird. Dabei ist die härbarkeitssteigernde Wirkung von Mo deutlich höher als die von Cr. Insofern kann Mo wirkungsvoll eine Festigkeitssteigerung in großen Dicken und Querschnitten bewerkstelligen, wo abmessungs- oder konstruktiv bedingt nur verhältnismäßig niedrige Abkühlraten möglich sind. Mo verringert zudem die Anlaßversprödung von Vergütungsstählen. Mo ist auch ein starker Karbidbildner und kann somit auch zur Festigkeitserhöhung durch Ausscheidungsbildung beitragen. Diese günstigen Einflüsse von Mo stellen sich bei optionalen Mo-Gehalten von mindestens 0,03 Masse-% ein, wobei der härtesteigernde Beitrag von Mo bei Mo-Gehalten von mindestens 0,1 Masse-% besonders sicher genutzt werden kann. Bei zu hohen Mo-Gehalten würde allerdings die Warmverformbarkeit des Stahles zu stark eingeschränkt werden. Zudem könnte Mo bei zu hohen Gehalten mit S niedrigschmelzende Sulfidverbindungen bilden, die lokal bei der Warmformgebung die Rissgefahr erhöhen und somit z.B. oberflächennah Fehlstellen begünstigen könnten. Daher ist der Mo-Gehalt erfindungsgemäß auf höchstens 1,5 Masse-% beschränkt. Negative Auswirkungen der Anwesenheit von Mo können dabei dadurch besonders sicher vermieden werden, dass der Mo-Gehalt auf höchstens 0,5 Masse-% beschränkt wird.

Ebenfalls jeweils optional können ein Element oder mehrere Elemente aus der Gruppe „Cu“, „Ni“, „V“ und „REM“ im Stahl des Stahl Flachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, entsprechend den nachfolgend erläuterten Maßgaben vorhanden sein:

Kupfer „Cu“ und Nickel „Ni“ können optional im Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, zur Erhöhung der Härte vorgesehen sein. Hierzu geeignete Gehalte von Cu sind bis zu 0,5 Masse-%, wobei die Wirkung von Cu ab einem optionalen Gehalt von mindestens 0,1 Masse-% eintritt. Ni kann in Gehalten von bis zu 1,5 Masse-% vorgesehen sein, wenn nicht nur die Härte, sondern auch die Zähigkeit des aus einem erfindungsgemäß legierten Stahlprodukt gefertigten Bauteiles verbessert werden soll. Hierzu sind optional Ni-Gehalte von mindestens 0,15 Masse-% erforderlich.

Auch Vanadium „V“ kann im Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, optional vorhanden sein, um eine Ausscheidungsverfestigung zu bewirken. Hierfür geeignete V-Gehalte betragen bis zu 0,2 Masse-%, wobei die Wirkung von V durch optionale Gehalte von mindestens 0,03 Masse-% genutzt werden kann.

Seltene Erden „REM“, wie z.B. Cer und Lanthan, können im Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, eine Kornfeinung und damit eine Zähigkeits- und Festigkeitssteigerung bewirken. Um diese Wirkung zu nutzen, können optional Gehalte von mindestens 0,02 Masse-% REM vorhanden sein. Dabei lässt sich diese Wirkung bei REM-Gehalten von bis zu 0,05 Masse-% besonders effektiv nutzen.

Kalzium „Ca“ ist optional in Gehalten von bis zu 0,005 Masse-% im Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, vorhanden. Ca kann dem Stahl zur Sulfidformbeeinflussung zugegeben werden. Es bildet beispielsweise in Konkurrenz mit Mangan ebenfalls Sulfide. Durch die höhere Härte von CaS bleibt eine runde Ausscheidungsform im Walzprozess erhalten und eine kleinere Grenzfläche mit dem Substrat ist die Folge. Hierdurch wird die Ausprägung einer Vorzugsrichtung bei Risseinleitung und -ausbreitung verhindert. Im Zusammenwirken mit einer Reduzierung des Schwefelgehaltes wird hierdurch eine Verbesserung der Werkstoffzähigkeit und

Isotropie erreicht. Um dies sicher zu nutzen, kann der Ca-Gehalt auf mindestens 0,001 Masse-% eingestellt werden. Bei zu hohen Ca-Gehalten würde sich allerdings die Wahrscheinlichkeit erhöhen, dass sich weitere nichtmetallische Einschlusstypen unter Beteiligung von Ca bilden, die den Reinheitsgrad des Stahles und auch die Zähigkeit verschlechtern. Aus diesem Grund sollte eine Obergrenze des Ca-Gehalts von höchstens 0,005 Masse-%, vorzugsweise höchstens 0,003 Masse-%, eingehalten werden.

Beispielsweise Zinn „Sn“, Arsen „As“ und Kobalt „Co“ und alle anderen hier nicht genannten potenziellen Legierungselemente sind im Stahl des Stahlflachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, allenfalls als den unvermeidbaren Verunreinigungen zuzurechnende Begleitelemente vorhanden, deren Gehalte so gering wie möglich einzustellen sind, jedenfalls aber so zu minimieren sind, dass sie keinen Einfluss auf die Eigenschaften des Stahlflachprodukts und der daraus hergestellten Produkte haben. Hierzu sind für die Gehalte an Sn, As und Co folgende Obergrenzen einzuhalten: Sn: < 0,05 Masse-%, As: < 0,05 Masse-%, Co: < 0,05 Masse-%.

Wie ebenso schon erläutert, trägt B im Stahl eines erfindungsgemäß zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts entscheidend zur Härbarkeit bei, indem es die Gefügeumwandlung bei der Abkühlung verzögert. Gleichzeitig verbessert B die Zähigkeit und Brucheinschnürung des Stahlflachprodukts. Die gemäß der Erfindung im Stahl des Stahlflachprodukts eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Gehalte an Al und Nb stellen sicher, dass der, wenn auch unerwünscht, so doch herstellungsbedingt stets in gewissen Mengen unvermeidbar im Stahl vorhandene Stickstoff abgebunden wird, bevor Bornitride entstehen können. Die Erfindung sieht hierzu vor, dass in jedem Fall so viel Al im Stahl des Stahlflachprodukts vorhanden ist, dass für das aus dem jeweiligen Al-Gehalt %Al und dem jeweiligen N-Gehalt %N gebildete Verhältnis die folgende Bedingung erfüllt:

$$\%Al/\%N * 14/27 \geq UG_{\%Al/\%N}$$

mit $UG_{\%Al/\%N} = 8$, insbesondere 8,0. Liegt das Verhältnis $\%Al/\%N * 14/27$ unter diesem Grenzwert, so steht nicht genügend Al zur Verfügung, um die N-Abbindung über die erstrebte Bildung von AlN gegenüber BN durch das höhere Al-Angebot ausreichend zu begünstigen. Dieses Risiko kann dadurch gemindert werden, dass die Untergrenze $UG_{\%Al/\%N}$ für das Verhältnis $\%Al/\%N * 14/27$ auf $UG_{\%Al/\%N} = 8,3$, insbesondere $UG_{\%Al/\%N} = 8,6$ oder, besonders bevorzugt, auf $UG_{\%Al/\%N} = 9,0$, angehoben wird.

Indem gleichzeitig für das Verhältnis $\%Al/\%N$ die Bedingung

$$\%Al/\%N * 14/27 \leq OG_{\%Al/\%N}$$

mit $OG_{\%Al/\%N} = 15$, insbesondere $OG_{\%Al/\%N} = 15,0$, eingehalten wird, lässt sich verhindern, dass zu viel Al im Stahl zur Verfügung steht. Dies hätte andernfalls die Gefahr zur Folge, dass gröbere, oxidische Al-Ausscheidungen des Typs Al_2O_3 sowie deren Konglomerate mit Silikaten und Sulfiden anwachsen könnten. Ist $OG_{\%Al/\%N} = 13,5$, insbesondere $OG_{\%Al/\%N} = 12,0$, so lässt sich dieses Risiko besonders sicher minimieren. Als besonders vorteilhaft erweist es sich somit, wenn für das Verhältnis $\%Al/\%N$ gilt:

$$9,0 \leq \%Al/\%N * 14/27 \leq 12,0$$

Es versteht sich hier von selbst, dass alle optionalen Elemente einzeln oder in Kombination miteinander als Verunreinigungen im Stahl des zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahl Flachprodukts vorliegen können. In diesem Fall sind die Gehalte an den betreffenden Elementen so gering, dass sie unterhalb den Mindestgrenzen liegen, ab denen gemäß den voranstehenden Erläuterungen die Wirkung des jeweiligen Elements nutzbar ist. Bei unterhalb dieser Mindestgrenzen liegenden Gehalten an den optional vorhandenen Legierungselementen haben diese Elemente keine Auswirkungen

auf die Eigenschaften des Stahlflachprodukts und können daher im Sinne einer Verunreinigung toleriert werden.

Endogene oder exogene Einschlüsse (Partikel, Ausscheidungen), die in der Stahlherstellung entstehen, führen grundsätzlich zu einer Reduzierung des Reinheitsgrades, was zum vorzeitigen Versagen von Bauteilen führen kann. Insbesondere bei hochfesten Bauteilen kann dies ein zunehmendes Problem darstellen. Dies gilt insbesondere dann, wenn solche Bauteile zyklischen oder dynamischen Belastungen ausgesetzt sind. Hier von Interesse sind die endogenen Einschlüsse, die sich beim Stahlherstellungsprozess aufgrund der thermodynamischen Gegebenheiten aus der chemischer Zusammensetzung und Prozessführung ergeben. Exogene Einschlüsse sind in der Regel Einzelfälle und stammen z.B. aus Pfannenschlacke oder vom Feuerfestmaterial, spielen hier jedoch keine Rolle und werden daher hier auch nicht betrachtet.

Ausgehend von diesen Erkenntnissen bestand ein Ziel der erfindungsgemäßen Einstellung der Legierung des Stahls eines erfindungsgemäßen Bauteils darin, den Anteil grober und harter TiN-, AlN- und oxidischer Al-basierter Partikel sowie Konglomeraten aus diesen Verbindungen aus Zähigkeitsgründen zu reduzieren und trotzdem den jeweils vorhandenen Stickstoff sicher abzubinden, um über die stark umwandlungsverzögernde Wirkung von interstitiell gelöstem B auch bei relativ niedrigen Abkühlraten von mindestens 30 °C/s bis höchstens 120 °C/s eine vollständige Umwandlung in Martensit auch bei größeren Banddicken und Bauteilquerschnitten zu erreichen. Wie voranstehend schon erläutert, bilden Al und das optional vorhandene Ti harte Ausscheidungen, die bei aus erfindungsgemäß legierten Stahlflachprodukten geformten Bauteilen aufgrund der Kerbwirkung und der die Partikel umgebenden Spannungsfelder die Quelle von Rissen und deren Ausbreitung sein könnten. Besonders die kantig und kubusförmig auftretenden TiN-Partikel erweisen sich hier schon aufgrund ihrer Form und Größe als schädlich.

Die Erfindung hat die Gehalte an den Legierungselementen und die Bedingungen bei der Erzeugung von zum Formen von erfindungsgemäßen Bauteilen erfindungsgemäß vorgesehenem Stahlflachprodukt so aufeinander abgestimmt, dass im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts und eines daraus erzeugten Bauteils über die Banddicke homogen verteilt höchstens bis zu 150 Flächen-ppm harte TiN-Partikel- und Al-basierte oxidische Partikel sowie AlN mit einer mittleren, kreisäquivalenten Partikelgröße von 0,2 - 10 µm vorhanden sind.

Als unter die Definition "harte Partikel" fallend werden hier im Wesentlichen Partikel von AlN, Al₂O₃ und Al₂O₃-basierten Spinellen sowie TiN-Partikel und auf Basis der genannten Partikel gebildete Konglomerate betrachtet. Solche Partikel weisen jeweils eine hohe Mohs-Härte von ca. 9 auf. Aufgrund ihrer hohen Härte sind sie in Walz- oder Verformungsprozessen kaum verformbar und führen in ihrem Umfeld zu lokalen Spannungsfeldern, die einem frühzeitigen Materialversagen Vorschub leisten können. Als Konglomerate (Mischformen) werden hier insbesondere Partikelverbände bezeichnet, in denen sich weitere Partikel durch heterogene Keimbildung auf bereits bestehenden Partikeln bilden, z.B. Al₂O₃ mit MnS, wobei die Basis einer der zuvor bereits benannten harten Partikelarten darstellt.

Durch das erfindungsgemäße Legierungskonzept ist darüber hinaus erreicht worden, dass die Gesamtzahl der in diesen Partikelgrößenbereich fallenden, harten TiN-basierten Ausscheidungen und deren Mischformen in einem aus erfindungsgemäß legiertem Stahlflachprodukt geformten Bauteil auf weniger als 30 % der im Gefüge eines Bauteils vorhandenen Partikel in der Größenklasse 0,2 - 10 µm reduziert ist. Gleichzeitig ist die absolute Anzahl der in den betreffenden Partikelgrößenbereich fallenden Ausscheidungen gegenüber herkömmlichen, beispielsweise aus einem Stahl mit höheren Ti-Gehalten bestehenden Stahlflachprodukten reduziert, wodurch der mittlere Abstand der 0,2 - 10 µm großen Ausscheidungen im aus einem erfindungsgemäß legierten Stahlflachprodukt geformten Bauteil deutlich vergrößert ist. Dabei konnte

festgestellt werden, dass beim Vergleichskonzept der Anteil der harten TiN-Partikel und deren Mischformen mehr als 45 – über 80 % des Volumenanteils der vorhandenen Partikel in der Größenklasse 0,2 - 10 µm ausmacht. Aufgrund dieses hohen Anteils macht eine Reduzierung des Ti-Massenanteils Sinn, was entsprechend zu einer Reduzierung des Anteils harter TiN-Partikel beim erfindungsgemäßen Konzept führt. Unter anderem durch die allenfalls optionale, in jedem Fall erfindungsgemäß eingeschränkte Zulegierung von Titan treten grobe Partikeln wie TiN in einem zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahl Flachprodukt daher deutlich seltener auf, als dies bei konventionellen Konzepten der Fall ist, in denen höhere Gehalte an Ti vorgesehen sind. Mit der Reduzierung des Anteils an groben Ausscheidungen wird eine Zähigkeitsverbesserung erreicht, die die Entstehung und Ausbreitung von Rissen verhindert. Überraschenderweise führt die moderate Erhöhung des Al-Massengehaltes im Gegenzug nicht zu einer deutlichen Erhöhung des Anteils gleichfalls ähnlich harter, oxidischer Al-basierter Ausscheidungen sowie AlN und deren Konglomeraten. Im Ergebnis ist so bei den erfindungsgemäß zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahl Flachprodukten die Gefahr für frühzeitiges Materialversagen reduziert. Die durch die Erfindung erzielte Optimierung der Zähigkeit macht sich in einer Verbesserung der Brucheinschnürung am erfindungsgemäßen Bauteil im warmumgeformten, vergüteten Zustand bemerkbar, in dem sie im besonderen Interesse des Bauteilherstellers liegt.

Bei der Erzeugung eines erfindungsgemäßen Bauteiles wird durch eine Vollaustenitisierung mit anschließender Abschreckung und optionaler Anlassbehandlung ein im technischen Sinne vollständig aus Martensit bestehendes Gefüge erzeugt. Dies schließt nach fachmännischem Verständnis selbstverständlich die Möglichkeit ein, dass bis zu 5 Flächen-% anderer Bestandteile im Gefüge eines erfindungsgemäßen Bauteiles vorhanden sind, die jedoch hinsichtlich der durch den Martensitanteil bestimmten Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Bauteiles unwirksam sind.

Wie schon erwähnt, bewirken die erfindungsgemäß im Stahl vorgesehenen Gehalte an Al und Nb dabei eine zusätzliche Gefügeverfeinerung. So wird durch Nb und Al in gelöster und ausgeschiedener Form während der Erzeugung und Wärmebehandlung des aus dem erfindungsgemäß legierten Stahl bestehenden Stahl Flachprodukts und des daraus hergestellten Bauteils das Austenitkornwachstum reduziert und nach der Umwandlung die Martensitpaketgröße verringert. Dabei entstehen in dem Stahl Flachprodukt weitere relevante Ausscheidungen, wie NbN, NbC und AlN, die in der Regel als monolithische Teilchen ohne Ankeimung an zuvor gebildeten Ausscheidungen lediglich eine maximale Größe bis zu ca. 100 nm erreichen. Auf diese Weise werden homogenere Ausscheidungsfraktionen mit engeren Partikelgrößenspannen erzielt. Diese erweisen sich als besonders wirksam im Hinblick auf die Steuerung der Austenitkorngröße. So weist der zur Erzeugung des Stahl Flachprodukts, aus dem ein erfindungsgemäßes Bauteil geformt ist, eingesetzte Stahl beim Austenitisieren eine Austenitkorngröße auf, die um bis zu einer halben ASTM-Korngröße feiner ist als bei zur Gattung des erfindungsgemäßen Stahls gehörenden konventionellen Stahlkonzepten. Zudem liegen die Korngrößen bei einem erfindungsgemäß legierten und prozessierten Stahl Flachprodukt in einer engeren Spanne, d.h. mit einer reduzierten Standardabweichung, vor. Gleichzeitig zeigt sich eine reduzierte Variation der ehemaligen Austenitkorngröße über die Banddicke. Dies führt zu feineren Martensitpaketen und einer hohen Homogenität des Martensitgefüges, was von Vorteil für die Zähigkeit von aus einem solchen Stahl Flachprodukt erfindungsgemäß hergestellten Bauteilen im vergüteten oder pressgehärteten Zustand ist. Hierdurch kommt es zudem zu einer besseren Bauteilmaßhaltigkeit, da Festigkeitsschwankungen über die Banddicke reduziert werden können.

Eine wichtige Werkstoffkenngröße für die Einstellung der Endeigenschaften ist die ehemalige Austenitkorngröße. Dies ist die Korngröße des Austenits, die sich nach dem Abschluss des Austenitisierungsprozesses im Ofen als Folge von

Rekristallisation und Kornwachstum einstellt, also kurz vor dem Beginn des Abschreckens im Gefüge vorherrscht. Je feiner diese Austenitkorngröße im Mittel, desto feiner auch die sich einstellende Martensitpaketgröße und desto vorteilhafter ist es für die Zähigkeit des Martensits und somit des Werkstoffes oder Bauteiles.

Ebenso ist es vorteilhaft für die Homogenität der lokalen Festigkeitseigenschaften, wenn die Korngröße des Austenits gering schwankt und dadurch auch die Martensithärte nach der Umwandlung nur geringe lokale Schwankungen aufweist. Hierdurch lassen sich auch Rückfederungseffekte an einem pressgehärteten oder vergüteten Bauteil durch lokal inhomogene Gefüge vermeiden.

In erfindungsgemäßer Weise erzeugte Bauteile zeichnen sich daher nach der beim Warmumformen oder nach der bei der Vergütungsbehandlung durchgeführten Abschreckung dadurch aus, dass beim Gefüge des erhaltenen Bauteils das als „Korngrößengüte KG“ bezeichnete Produkt $KG = KA \times Ks$ aus ehemaliger Austenitkorngröße KA, eingesetzt in μm , und einfacher Standardabweichung Ks der ehemaligen Austenitkorngröße, ebenfalls eingesetzt in μm und gemittelt an drei Stellen über die halbe Banddicke, gilt:

$$KG < 30 \mu\text{m}^2$$

Mit einer derart qualifizierten Korngrößengüte KG lässt sich gegenüber dem Stand der Technik erreichen, dass nicht nur eine für die Zähigkeit vorteilhafte geringe Korngröße, sondern auch über eine geringe Streuung der Korngröße eine hohe Homogenität der Mikrostruktur über den Bauteilquerschnitt zustande kommt.

Erfindungsgemäße Bauteile erreichen nach einer geeigneten, nachfolgend erläuterten Wärmebehandlung eine Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa bei C-Gehalten von 0,1 Masse-%, insbesondere 0,10 Masse-%, bzw.

Zugfestigkeiten bis 2500 MPa bei C-Gehalten von 0,6 %, insbesondere 0,60 Masse-%.

Als Maß für die Zähigkeit wurde hier die Brucheinschnürung ϵ (epsilon)³ untersucht, da die Untersuchung der gemäß DIN EN ISO 148-1 nach Charpy ermittelten Kerbschlagzähigkeit nur auf Dicken von 10 mm oder sogenannte Untermaßproben (Dicken von 2,5, 5 und 7,5 mm) beschränkt ist und sich somit nur für die Untersuchung für entsprechend dicke Proben eignet, die hier nicht vorlagen. Die Zähigkeitseigenschaften wurden hier also nicht gemäß DIN EN ISO 148-1 nach Charpy ermittelt. Als Maß für die Zähigkeit bzw. lokale Dehnung wurde die Brucheinschnürung ausgewertet, da entgegen den Voraussetzungen des Kerbschlagversuches gemäß DIN EN ISO 148-1 unterschiedliche und insbesondere auch Dicken < 2,5 mm Dicke vorlagen, so dass auch keine einheitlichen, sogenannten Untermaßproben verwendet werden konnten und somit die Anwendung dieser Norm nicht geeignet war. Die lokale Dehnung aus der Brucheinschnürung korreliert zwar mit der Lochaufweitung, stellt aber eine erweiterte Beschreibung des lokalen Verformungsverhaltens dar.

Dementsprechend zeichnen sich erfindungsgemäße Bauteile gleichzeitig durch eine für diese Festigkeitsklasse ausgezeichnete Zähigkeit aus, die sich ebenfalls in Abhängigkeit der Zugfestigkeit nach einer geeigneten, nachfolgend erläuterten Wärmebehandlung in einer prozentualer Verbesserung der Brucheinschnürung (ΔBE) gegenüber einem Vergütungskonzept auf Ti/B-Basis mit steigender Zugfestigkeit von 1000 bis 2500 MPa von jeweils mindestens 5 bis 45 % äußert. Die absolute Brucheinschnürung in Dickenrichtung ϵ (epsilon)³ bei Bauteilen aus erfindungsgemäßen Stahlkonzepten liegt bei 10 - 65 %.

Bei den aus in der voranstehend erläuterten Weise erfindungsgemäß beschaffenen Stahl Flachprodukten durch nach erfindungsgemäßer Verarbeitung geformten Bauteilen handelt es sich insbesondere um gewichtsreduzierte

Bauteilanwendungen im Automobil- und LKW-Bereich, zu denen längsnahtgeschweißte Rohre für Stabilisatoren, Rotorwellen, Nockenwellen, oder rohrförmige Bauelemente zählen, die im Lenkungs- und im Chassisbereich eingesetzt werden. Insbesondere kann ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt durch Kaltumformung für ein nahtgeschweißtes Stahlrohr Anwendung finden, das zur Verwendung beispielsweise als Stabilisator zur Fahrzeugfederung, eine Lenkwelle oder eine Antriebswelle von Kraftfahrzeugen geeignet ist. Dabei kann durch eine anschließende Vergütungsbehandlung eine erhebliche Festigkeitssteigerung am umgeformten Rohr erzielt werden.

Die Dicke erfindungsgemäß zum Formen erfindungsgemäßer Bauteile vorgesehener Stahlflachprodukte beträgt typischerweise 1 – 16 mm, wobei für den Bereich der Automobilanwendungen Bleche mit einer Dicke von 2 – 9 mm, insbesondere 4 – 7 mm, eingesetzt werden können, wobei Dicken von bis zu 5 mm in der Praxis von besonderer Bedeutung sein können. Werden an die Beständigkeit gegen abrasiven Verschleiß von solchen Stahlflachprodukten besondere Anforderungen gestellt, so hat es sich wegen der damit einhergehend hohen Härte als vorteilhaft erwiesen, wenn der C-Gehalt der erfindungsgemäß zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukte mindestens 0,5 Masse-%, insbesondere 0,50 Masse-%, beträgt.

Des Weiteren können erfindungsgemäß beschaffene Stahlflachprodukte auch als Warm- oder Kaltband zum Formen erfindungsgemäßer Bauteile eingesetzt werden. So können aus solchem Warm- oder Kaltband beispielsweise Strukturbauteile für Automobilkarosserien warmumgeformt und durch eine anschließend erfolgende gezielte Abkühlung aus der Umformhitze seine hohe Festigkeit erhalten bleiben. Erfindungsgemäß zum Formen von erfindungsgemäßen Bauteilen vorgesehene Stahlflachprodukte, die für diesen Verarbeitungsweg bereitgestellt werden, weisen typischerweise eine Dicke von 0,5 – 3,5 mm, insbesondere 0,5 – 3 mm, 1 – 3 mm oder 1,2 - 2,5 mm, auf. Beispiele für erfindungsgemäße Bauteile, die aus derart erfindungsgemäß

beschaffenen Stahlflachprodukten geformt werden können, sind auf Biegung beanspruchte Träger von Automobilstrukturen, wie die B-Säulen oder Sitzquerträger von Personenkraftfahrzeugen sowie Längs- und Querträger von Personen- oder Nutzfahrzeugchassis, allgemein Karosseriestrukturteile. Auch für die Verarbeitung zu im Gebrauch bewegten Bauteilen, wie zu Teilen von Stoßdämpfern, zu Nockenwellen oder deren Teilen, , Kolbenstangen oder Wellen, insbesondere auch Wellen eines Elektromotors, ist erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besonders geeignet. Somit ist es möglich, durch eine Warmumformung oder auch Presshärtung ein höherfestes Bauteil für eine Automobilkarosserie zu erhalten.

Zum Schutz vor Korrosion können erfindungsgemäß eingesetzte Stahlflachprodukte und daraus erzeugte Bauteile mit einer metallischen Schutzschicht versehen sein. Hierzu eignen sich insbesondere metallische Schutzschichten auf Zink- oder Aluminium-Basis, wie AlSi-Überzüge, die in konventioneller Weise durch Schmelztauchbeschichten aufgebracht werden können. Darüber hinaus sind auch elektrolytische Beschichtungen denkbar.

Durch die erfindungsgemäß vorgegebene chemische Zusammensetzung des Stahls eines erfindungsgemäßen Bauteils und eine abgestimmte Prozessführung bei der Stahlerzeugung kann auf die endogenen Einschlüsse hinsichtlich Art, Größe und Verteilung Einfluss genommen werden. Dabei erstreckt sich die Beeinflussung neben der Erstarrung insbesondere auf die Fertigungsstufe des Warmwalzens, wie nachfolgend erläutert.

Das erfindungsgemäße Verfahren zur Herstellung eines Bauteils mit einem zu mindestens 95 Flächen-% aus Martensit und als Rest aus sonstigen Gefügebestandteilen bestehenden Gefüge, umfasst folglich folgende Arbeitsschritte:

A) Es wird ein Warmband erzeugt, indem

a) Stahl erschmolzen wird, der aus (in Masse-%)

C:	0,1	– 0,6 %,
Mn:	0,1	– 2 %,
Al:	0,05	– 0,2 %,
Nb:	0,01	– 0,06 %,
B:	0,0005	– 0,005 %,
Cr:	0,05	– 0,8 %,
Si:	bis zu 0,8 %,	
Mo:	bis zu 1,5 %,	
Cu:	bis zu 0,5 %,	
Ni:	bis zu 1,5 %,	
V:	bis zu 0,2 %,	
REM:	bis zu 0,05 %	
Ti:	bis zu 0,02 %,	
Ca:	bis zu 0,005 %,	

Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht,

- wobei zu den Verunreinigungen Gehalte von bis zu 0,03 % P, bis zu 0,03 % S, bis zu 0,01 % N, weniger als 0,05 % Sn, weniger als 0,05 % As und weniger als 0,05 % Co zählen und
- wobei das aus dem jeweiligen Al-Gehalt %Al und dem jeweiligen N-Gehalt %N gebildete Verhältnis $\%Al/\%N \cdot 14/27 \geq 8$ ist,

- b) die Stahlschmelze zu einem Vorprodukt vergossen wird, nämlich zu einer Bramme, einer Dünnbramme oder einem gegossenen Band,
- c) das Vorprodukt, sofern erforderlich, auf eine 1100 - 1350 °C betragende Vorwärmtemperatur durcherwärmt wird,
- d) das Vorprodukt zu einem Warmband mit einer Dicke von 1 – 16 mm warmgewalzt wird, wobei das Warmwalzen bei einer Warmwalzendtemperatur beendet wird, die um mindestens 50 °C und höchstens 150 °C höher ist als die Ar3-Temperatur des Stahls,

- e) das erhaltene Warmband auf eine 450 - 700 °C betragende Haspeltemperatur abgekühlt wird, wobei die Abkühlung im Temperaturbereich von 800 – 650 °C mit einer Abkühlrate von 20 - 200 °C/s erfolgt,
 - f) das auf die Haspeltemperatur abgekühlte Warmband zu einem Coil gehaspelt wird und das Warmband im gehaspelten Zustand auf Raumtemperatur abgekühlt wird, sowie
 - g) optional: das im gehaspelten Zustand abgekühlte Warmband gebeizt wird und
 - h) ebenso optional: bei einer Kerntemperatur des Warmbands von 500 - 720 °C über eine Dauer von 5 – 50 h haubengeglüht wird.
- B) Aus dem erhaltenen Warmband wird optional ein Kaltband erzeugt, indem
- i) das Warmband zu einem Kaltband mit einer Dicke von 0,5 – 3,5 mm in einem oder mehreren Kaltwalzschritten kaltgewalzt wird.
 - j) Optional kann das Kaltband in einer Haubenglühe oder in einer Durchlaufglühe geglüht werden.
- C) Aus dem Warmband oder dem optional daraus erzeugten Kaltband wird ein Bauteil geformt wird, indem
- k) von dem Warm- oder Kaltband eine Platine abgeteilt wird
und gemäß Alternative 1:
 - l.1) die Platine auf eine Austenitisierungstemperatur durcherwärmt wird, die um höchstens 100 °C geringer ist als die Ac3-Temperatur des Stahls, aus dem das Warm- oder Kaltband erzeugt ist, und höchstens 950 °C beträgt,

- I.2) innerhalb von 1 - 20 s nach dem Ende der Durcherwärmung auf die Austenitisierungstemperatur die Platine in ein gekühltes Warmumformwerkzeug eingelegt wird, in dem die Platine zu dem Bauteil warmumgeformt wird, und
- I.3) das Bauteil durch beschleunigtes Abkühlen mit einer Abkühlrate von 30 – 120 °C/s bis Erreichen der Martensitstarttemperatur des Stahls, aus dem das jeweilige Warm- oder Kaltband besteht, pressgehärtet wird, so dass das Bauteil ein vollständig martensitisches Gefüge erhält,

oder gemäß Alternative 2:

- m.1) die Platine zu dem Bauteil kaltumgeformt wird,
- m.2) das kaltgeformte Bauteil auf eine Austenitisierungstemperatur durcherwärmt wird, die um höchstens 100 °C geringer ist als die Ac3-Temperatur des Stahls, aus dem das Warm- oder Kaltband erzeugt ist, und höchstens 950 °C beträgt, und
- m.3) das auf die Austenitisierungstemperatur durcherwärmte Bauteil mit einer Abkühlrate von 30 - 120 °C/s bis Erreichen der Martensitstarttemperatur des Stahls, aus dem das jeweilige Warm- oder Kaltband besteht, beschleunigt abgekühlt wird, so dass das Bauteil ein vollständig martensitisches Gefüge erhält.
- n) Optional kann das nach den Arbeitsschritten I.1 – I.3 oder m.1 – m.3 erhaltene Bauteil bei Temperaturen von 150 – 700 °C bei einer Glühdauer von 5 – 60 min angelassen werden.

Beim erfindungsgemäßen Verfahren wird also im Arbeitsschritt a) eine Schmelze erzeugt, die entsprechend den voranstehenden Erläuterungen zur Legierung des Stahls eines zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts zusammengesetzt ist. Es gelten dabei für die

Legierung dieser Schmelze selbstverständlich die voranstehend zu vorteilhaften Ausgestaltungen des Stahls eines zum Formen eines erfindungsgemäßen Bauteils vorgesehenen Stahlflachprodukts gegebenen Hinweise in gleicher Weise für die im Zuge des erfindungsgemäßen Verfahrens erzeugte und verarbeitete Schmelze.

Die im Arbeitsschritt a) erzeugte Schmelze wird in konventioneller Weise zu Brammen, Dünnbrammen oder Band vergossen (Arbeitsschritt b)).

Typischerweise weisen die Brammen Dicken von 180 mm bis 260 mm auf. Dünnbrammen liegen typischerweise in Dicken von 40 bis 60 mm vor, gegossenes Band in Dicken von 2 bis 5 mm.

Im Arbeitsschritt c) werden die Vorprodukte für das nachfolgende Warmwalzen (Arbeitsschritt d)) durcherwärmt. Diese Durcherwärmung erfolgt typischerweise in hierzu im Stand der Technik zur Verfügung stehenden Stoß- oder Hubbalkenöfen. Die während der Vorwärmung der aus einer erfindungsgemäß legierten Stahlschmelze gegossenen Brammen, Dünnbrammen oder Bänder eingestellten Bedingungen sind von besonderer Bedeutung für die Ausprägung der Eigenschaften eines erfindungsgemäß zusammengesetzten und erzeugten Stahlflachprodukts. So hat sich gezeigt, dass in Folge der erfindungsgemäß allenfalls geringen Zulegierung von Titan zum erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl auch verhältnismäßig niedrige Ofentemperaturen prozesssicher sind, um keine oder wenig Ankeimungseffekte an groben Partikeln wie TiN zu erzeugen, da diese Partikel in den erfindungsgemäßen Stahlkonzepten deutlich seltener auftreten. Als "Ankeimen" wird dabei die Ausscheidungsbildung an bereits zuvor gebildeten Ausscheidungen auf Basis heterogener Keimbildung im Gegensatz zu homogener Ausscheidungsbildung ohne fremde Keimbildungsstellen verstanden. Die erfindungsgemäß vorgegebene Legierung des Stahls, aus dem die erfindungsgemäß verarbeiteten Stahlflachprodukte und die daraus geformten Bauteile bestehen, verringert im statistischen Mittel Ankeimungseffekte an zuvor gebildeten Ausscheidungen. Durch die Ankeimung von TiC, NbN, NbC, AlN an TiN würde die Wahrscheinlichkeit der Bildung

dieser Ausscheidungen bei tieferen Bildungstemperaturen zurückgehen und damit deren Wirksamkeit hinsichtlich der von der Erfindung angestrebten Verfeinerung der Mikrostruktur beeinträchtigt. Überraschend hat sich hier ergeben, dass bei Einhaltung einer geeigneten Vorwärmtemperatur schon bei den vorgesehenen, vergleichbar niedrigen Nb-Gehalten eine Austenitkorngrößenverfeinerung erreicht werden kann.

Die erfindungsgemäß angewendeten Vorwärmtemperaturen liegen dazu bei 1100 – 1350 °C und bevorzugt bei 1150 - 1280 °C. Unterhalb von 1100 °C muss mit einer Vergrößerung und Ankeimungseffekten der Partikel in der Vorwärmung gerechnet werden. Temperaturen oberhalb von 1350 °C sollen vermieden werden, um die Vergrößerung des Austenitkorns zu begrenzen, den Materialverlust durch Verzunderung zu reduzieren, bzw. aus ökonomischer Sicht, die Energiekosten zu reduzieren.

Von gleicher Bedeutung sind die Liegezeiten, über die die Vorerwärmung der Vorprodukte erfolgt. Diese werden für die vollständige Auflösung der in den vorzuerwärmenden Vorprodukten nach dem Guss vorhandenen Ausscheidungen benötigt. Die erfindungsgemäß vorgesehene Gesamtliegezeit von Brammen beträgt 150 – 400 min, wobei in der Gesamtliegezeit die für das Aufheizen auf die jeweilige Soll-Vorwärmtemperatur und die Durcherwärmung der Vorprodukte benötigte Zeit enthalten sind. Bei Gesamtliegezeiten von weniger als 150 min besteht die Gefahr, dass sich die relevanten Mikrolegierungsausscheidungstypen nicht vollständig auflösen. Liegezeiten von mehr als 400 min sind jedoch ebenfalls zu vermeiden, um die Austenitkornvergrößerung zu begrenzen. Dünnbrammen werden in einem Ausgleichsofen für deutlich kürzere Zeiten von 10 - 90 min vorgewärmt.

Durch Bandguss erzeugte Bänder erfahren in der Regel keine Vorwärmung, sondern werden in einem oder mehreren Warmbandgerüsten direkt auf Warmbandenddicken von 1 – 4 mm warmgewalzt.

Die in erfindungsgemäßer Weise unter Berücksichtigung der voranstehend erläuterten Maßgaben durcherwärmten Brammen oder Dünnbrammen können in konventioneller Weise in einer ebenso konventionellen Warmwalzanlage, Gießwalzanlage zu einem so genannten „Warmband“ warmgewalzt werden. Dabei kann das Warmwalzen ein Vorwalzen umfassen, bei dem die Brammen in einem so genannten "Vorgerüst" typischerweise reversierend auf eine Zwischendicke von ca. 35 bis 60 mm ausgewalzt werden. Die vorgewalzte Bramme läuft dann in eine mehrgerüstige Fertigwarmwalzstraße ein, in der sie im kontinuierlichen Durchlauf schrittweise zu einem Warmband fertig warmgewalzt wird.

Bei einer Dünnbramme kann das Vorwalzen entfallen. Sie kann direkt nach dem gegebenenfalls durchgeführten Vorwärmen in die Fertigwarmwalzstraße eingespeist werden.

Erfindungsgemäß wird das Warmwalzen im Arbeitsschritt d) bei Warmwalzendtemperaturen beendet, die um mindestens 50 °C höher ist als die Ar3-Temperatur des Stahls, jedoch um höchstens 150 °C oberhalb dieser Temperatur liegt. Das Warmwalzen wird somit bei einer Warmwalzendtemperatur beendet, bei dem das erhaltene Warmband noch ein vollständig austenitisches Gefüge besitzt. Eine derartige Walzstrategie wird als "normalisierendes Walzen" bezeichnet. Die Warmwalzendtemperatur ist dabei erfindungsgemäß so gewählt, dass die Neigung von Nb und Al zur Bildung von verformungsinduzierten Ausscheidungen reduziert ist und ein größerer Anteil an Ausscheidungspotential für die Hemmung des Kornwachstums beim Austenitisieren im später durchgeführten Vergütungsprozess oder beim Warmumformen zur Verfügung steht. Typischerweise liegen für das erfindungsgemäße Legierungskonzept geeignete Walzendtemperaturen oberhalb von 830 °C. Bevorzugt ist die Walzendtemperatur um mindestens 60 °C und höchstens 130 °C höher als die Ar3-Temperatur, wobei sich Warmwalzendtemperaturen, die um höchstens 110 °C oberhalb der Ar3-Temperatur liegen, als besonders praxisgerecht herausgestellt haben, um das

Austenitkornwachstum zu begrenzen. Normalisierendes Walzen wird hier bevorzugt, da dabei die Warmwalzkräfte vergleichsweise niedrig sind und die Ausscheidung von verformungsinduzierten, relativ groben Ausscheidungen vermieden wird. Somit kann das Ausscheidungspotential zur Reduzierung der ehemaligen Austenitkorngröße in später erfolgenden Austenitisierungsstufen der Vergütung und Warmumformung maximiert werden. Hierdurch wird die Zähigkeit positiv beeinflusst.

Um das Ausscheidungspotenzial von Al und Nb im nach dem Warmwalzen erhaltenen Warmband für spätere Prozessschritte zu bewahren, ist es erforderlich, im Arbeitsschritt e) das Warmband nach dem Warmwalzen im Temperaturbereich von 800 °C bis 650 °C mit einer Abkühlrate von mehr als 20 °C/s auf die Haspeltemperatur abzukühlen. Die konkret erzielte Haspeltemperatur wird durch die Kühlung in der Kühlstrecke bestimmt. Sie liegt erfindungsgemäß deutlich unterhalb der A1-Temperatur des Stahls, aus dem das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt erzeugt ist, um eine verhältnismäßig grobe Perlitausscheidung im Warmband zu vermeiden. Die Temperatur "A1" ist im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm die Temperatur, bei der von hohen Temperaturen kommend Austenit zu Perlit zerfällt. Im reinen Zweistoffsystem Eisen-Kohlenstoff liegt A1 bei 723 °C, wobei diese Umwandlung bei Kohlenstoffgehalten > 0,02 Masse-% stattfindet, was bei den erfindungsgemäßen Stahlkonzepten der Fall ist. Die A1-Temperatur liegt nach empirischen Formeln, die den Einfluss der Legierungselemente auf A1 wiedergeben (s. beispielsweise Hougardy, H.P. "Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen", Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1984, p. 229), bei 722 - 727 °C und damit in einem engen Bereich. Im Fall der Erfindung werden insbesondere Haspeltemperaturen von ≤ 720 °C angewendet. Bei derart niedrigen Haspeltemperaturen wird der Lösungszustand und die Ausscheidungsform des Kohlenstoffes dahingehend beeinflusst, dass eine feinverteilte C-Ausscheidung für nachfolgende Vergütungs- bzw. Warmumformbehandlungen erzielt wird, um die C-Auflösung für den

Härtungsprozess zu beschleunigen. Dies macht erfindungsgemäß erzeugte oder beschaffene Stahlflachprodukte besonders geeignet für Vergütungs- und Erwärmungsbehandlungen, bei denen eine schnelle Erwärmung mittels Induktionserwärmung oder anderen schnellen Erwärmungsprozessen angewendet werden soll.

Durch die erfindungsgemäße schnelle Abkühlung des erhaltenen Warmbands im Temperaturbereich von 800 – 650 °C wird somit erreicht, dass die Ausscheidungsbildung von Nb und Al unterdrückt wird. Dies kann insbesondere dadurch gewährleistet werden, dass die Abkühlrate mindestens 20 °C/s beträgt. Zu beachten ist dabei, dass es während der Abkühlung nach dem Warmwalzen aufgrund der Phasenumwandlung zu einer Wiedererwärmung um bis zu 30 °C kommen kann. In der Praxis kann das Band für die erfindungsgemäß gesteuerte Abkühlung im Anschluss an die Warmwalzstraße, in der das Warmwalzen erfolgt, mit Wasser abgespritzt werden. Hierzu eignen sich insbesondere im Stand der Technik bekannte Kühlstrecken, bei denen Laminar- und Sprühkühlungseinrichtungen miteinander kombiniert sind. Diese sollten in der Lage sein, speziell im Temperaturbereich von 800 - 650 °C Abkühlraten von bevorzugt mehr als 20 °C/s, insbesondere mindestens 50 °C/s, und maximal 200 °C/s zu erreichen.

Die Haspeltemperatur, auf die das Warmband nach dem Warmwalzen abgekühlt wird und bei der das Warmband im Arbeitsschritt f) zu einem Coil gehaspelt wird, beträgt 450 – 720 °C. Die Obergrenze von 720 °C ist vorteilhaft, um bei C-Gehalten $\geq 0,4$ % eine ausreichend niedrige Zugfestigkeit für eine nachfolgende Kaltverformung einstellen zu können. Besonders bevorzugt ist die Haspeltemperatur niedriger als 650 °C, um die Ausscheidungsbildung von Nb und Al weiter zu unterdrücken und einen möglichst feinverteilten C-Auflösungszustand zu erreichen. Dabei erweist sich eine obere Haspeltemperatur von 650 °C als besonders vorteilhaft, weil dann eine grobstrukturierte Perlitbildung weitgehend vermieden werden kann. Bei Haspeltemperaturen von weniger als 450 °C würde eine deutliche

Festigkeitsbildung im Warmband entstehen, für die eine nachfolgende Kaltumformung oder Kaltwalzung eine deutliche Steigerung der Verformungskräfte darstellt und daher vermieden wird. Die Abkühlung des Warmbands auf Raumtemperatur erfolgt dann in konventioneller Weise im Coil.

Das nach dem Haspeln erfindungsgemäß erhaltene, als Warmband vorliegende Stahlflachprodukt weist typischerweise eine Zugfestigkeit von weniger als 700 MPa auf. Erst durch die nachfolgend durchgeführte Vergütungsbehandlung oder durch die bei einem Warmumformen absolvierte Prozessierung werden das erfindungsgemäße, weitgehend vollmartensitische Gefüge und damit einhergehend die optimierten mechanischen Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Bauteils erreicht.

Nach dem Haspeln kann im Arbeitsschritt g), der nur optional durchgeführt wird, wenn hierzu ein Bedarf besteht, das Warmband für die Weiterverarbeitung einem Beizen unterzogen werden, um auf ihm haftenden Zunder zu entfernen. Ein derartiger Verarbeitungsschritt ist vorteilhaft, wenn das Warmband in einem Kaltumformwerkzeug umgeformt wird und durch Abrieb des Zunders eine Verschmutzung oder Beschädigung des Werkzeuges vermieden werden kann. An das Beizen werden keine besonderen Anforderungen gestellt. Es kann in jeder für diese Zwecke bekannten Weise erfolgen.

Das erhaltene Warmband besteht in der Mikrostruktur aus Perlit mit geringen Anteilen an Ferrit (< 5 %). Der Ferrit kann dabei zeilig bis netzwerkartig ausgebildet sein.

Ebenso optional kann das Warmband im Arbeitsschritt h) einem Haubenglühen unterzogen werden, um die Festigkeit des Stahles für eine nachfolgende Kaltumformung zu reduzieren. Die beim Haubenglühen eingestellten Kerntemperaturen des gehaspelten Stahlflachprodukts betragen 500 – 720 °C. Eine Kerntemperatur von mindestens 500 °C ist erforderlich, damit eine ausreichende Festigkeitsreduzierung eintreten kann. Glühtemperaturen von

mehr als 720 °C würden allerdings dazu führen, dass eine Bildung neuen Perlits durch Überschreiten der A1-Temperatur in allen Stellen des Coils beim Haubenglühen sicher vermieden werden kann. Dabei ist eine Haubenglühdauer auf Kerntemperaturniveau von mindestens 5 h erforderlich, um ebenfalls das Festigkeitsniveau signifikant, d.h. < 700 MPa Zugfestigkeit abzusenken. Länger als 50 h sollte jedoch die Haubenglühung nicht andauern, da dann die Einformung und Koagulation des Perlits durch die anhaltenden Diffusionsprozesse zu groben Perlitpartikeln führen. Optimalerweise werden die Glühbedingungen beim Haubenglühen so gewählt, dass lediglich eine Teileinformung des Zementits mit einem Einformungsgrad $\leq 85\%$ stattfindet. In der Praxis kann das optional vorgesehene, erfindungsgemäße Haubenglühen bei Kerntemperaturen von max. 720 °C unter einer Schutzgasatmosphäre durchgeführt werden. Die Schutzgasatmosphäre kann dabei als reine Wasserstoffatmosphäre (H₂) oder aus einem Gemisch aus N₂ und bis zu 12 Vol.-% H₂ ("HNX") bestehen. Typisch sind hier Gemische von 95 % N₂ und 5 % H₂. Durch die HNX-Glühe entstehen längere Gesamtglühzeiten bis 50 h, da der Wärmeübergang langsamer erfolgt als bei reiner H₂-Atmosphäre. Die Kerntemperatur der Haubenglühung soll unter 720 °C liegen, insbesondere um 680 °C betragen, jedenfalls aber unterhalb der A1-Temperatur des Stahls liegen, aus dem das Stahlflachprodukt gefertigt ist. Diese Beschränkung verhindert, dass während des Glühprozesses neuer Perlit gebildet wird. Stattdessen werden aus dem zu Beginn der Glühung vorliegenden Warmbandgefüge insbesondere durch Kohlenstoffdiffusion und Kohlenstoffumverteilung Zementitpartikel (Karbidpartikel) teilweise eingeformt. Gleichzeitig kann es zu einer Vergrößerung des Gefüges in Folge von Koagulation kommen. Im Zuge des erfindungsgemäß optional absolvierten Haubenglühprozesses bildet sich somit Zementit in teilweise eingeformter, globulithischer Form, der weitgehend homogen und regellos verteilt in einer ferritischen Matrix vorhanden ist, wobei der Einformungsgrad erfindungsgemäß $\leq 85\%$ beträgt. Die Beschränkung der Haubenglühtemperatur und Haltezeit dient hierbei dazu, den Einformungsgrad zu limitieren. Ein begrenzter

Einformungsgrad reduziert die Zeit zur vollständigen C-Auflösung bei der Austenitisierung. Das Gefüge im Zustand Warmband-Haubengeglüht besteht somit überwiegend aus teilweise eingeformtem Zementit, Perlit in einem Anteil von bis zu 90 % und einem Anteil von nicht polygonalem Ferrit von bis zu 10 %.

Soll aus dem in der voranstehend erläuterten Weise erzeugten Warmband ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt erzeugt werden, so können hierzu im Anschluss an die Arbeitsschritte a) – h), von denen die Arbeitsschritte g) und h) jeweils nur bedarfsweise, d.h. optional, durchgeführt werden, folgende weitere Arbeitsschritte durchgeführt werden:

- i) Kaltwalzen des Warmbands zu einem Kaltband mit einer Dicke von 0,5 – 3 mm in einem oder mehreren Kaltwalzschritten;
- j) Rekristallisierendes Glühen des Kaltbandes, welches in einer Haubenglühe oder in einer Durchlaufglühe stattfinden kann. Erfolgt das Glühen in einer Haubenglühe, dann kann dies nach den oben zu Arbeitsschritt h) bereits angegebenen Bedingungen durchgeführt werden. Soll das Glühen in einer Durchlaufglüheinrichtung absolviert werden, so sind hier keine besonderen Anforderungen an die Glühparameter zu stellen. Demnach kann die Erwärmung bei Geschwindigkeiten bis 30 °C/s bis Erreichen der Glühtemperatur erfolgen, die im Bereich Ac_1 bis $Ac_3 + 30^\circ C$ liegen kann. Die Abkühlrate auf Raumtemperatur kann über Gasjet- oder Rollenköhlungen erfolgen und bei bis zu 20 °C/s liegen. In die Durchlaufglühung kann eine Schmelztauchveredelung nach dem eigentlichen Glühen integriert sein. Ergänzend kann eine Beschichtung in einer elektrolytischen Beschichtungsanlage aufgebracht werden;

Die Erzeugung des Kaltbands kann in üblicher Weise durch einen Dressierstich mit üblichen Verformungsgraden von üblichen 0,5 - 1,5 % abgeschlossen werden, wobei auch hier keine besonderen Anforderungen gestellt werden.

Um aus erfindungsgemäß erzeugtem Warmband oder Kaltband erfindungsgemäße Bauteile zu formen, die eine optimierte Kombination aus hoher Festigkeit und Zähigkeit besitzen, stehen zwei alternative Wege zur Verfügung. Gemäß der ersten Alternative wird eine aus dem jeweiligen Warm- oder Kaltband abgeteilte Platine nach Maßgabe der Arbeitsschritte I.1 – I.3 des erfindungsgemäßen Verfahrens erwärmt und pressgehärtet, wogegen gemäß der zweiten Alternative die Platine nach Maßgabe der Arbeitsschritte m.1 – m.3 des erfindungsgemäßen Verfahrens zunächst kaltverformt und dann vergütet wird.

Für die Vergütung/Warmumformung von aus erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten durch eine Kaltformgebung geformten Bauteilen oder für das Warmumformen zu Bauteilen wird somit das jeweilige Bauteil (Vergüten) oder Stahlflachprodukt (Warmumformen oder Presshärten) zunächst auf eine geeignet hohe Austenitisierungstemperatur durcherwärmt („Austenitisieren“). Dies kann in der Praxis beispielsweise in an sich bekannter Weise zunächst in einem Ofen erfolgen, in dem das jeweilige Stahlflachprodukt (Arbeitsschritt I.1 der ersten Alternative) oder das Bauteil (Arbeitsschritt m.2 der zweiten Alternative) über eine ausreichende Gesamtzeit insbesondere (einschließlich der Aufheizzeit) auf die jeweilige Austenitisierungstemperatur durcherwärmt wird.

Bei der ersten Alternative wird im Schritt I.1 die Platine und bei der zweiten Alternative im Arbeitsschritt m.2 das Bauteil auf eine Austenitisierungstemperatur durcherwärmt, die jeweils um höchstens 100 °C unterhalb der Ac3-Temperatur des Stahls, aus dem das Warm- oder Kaltband erzeugt ist, aus dem die Platine oder das Bauteil besteht, (Austenitisierungstemperatur $\geq (Ac3 - 100^\circ C)$) liegt. Austenitisierungstemperaturen, die um höchstens 75 °C geringer sind als die Ac3-Temperatur (Austenitisierungstemperatur $\geq (Ac3 - 75^\circ C)$), insbesondere um höchstens 50 °C geringer sind als die Ac3-Temperatur des Stahls des warm- oder kaltgewalzten Blechs, aus dem die Platine oder das Bauteil besteht, (Austenitisierungstemperatur $\geq (Ac3 - 50^\circ C)$), führen dabei in der Praxis besonders betriebssicher zum gewünschten Ergebnis. Besonders geeignet sind

dabei Austenitisierungstemperaturen, die mindestens gleich der Ac3-Temperatur des Stahls sind, aus dem die jeweilige Platine oder das jeweilige Bauteil besteht. Nach oben ist die Austenitisierungstemperatur auf höchstens 950 °C begrenzt. Die in den Arbeitsschritten I.1 und m.2 jeweils eingehaltene Austenitisierungstemperatur liegt dementsprechend in einem Bereich, der von (Ac3 – 100 °C) bis 950 °C, insbesondere (Ac3 – 75 °C) bis 950 °C oder, besonders vorteilhafterweise, von (Ac3 – 100 °C) bis 950 °C reicht, wobei Austenitisierungstemperaturen von Ac3 – 950 °C besonders praxisgerecht sind.

Für die Durcherwärmung der Platine oder des Bauteils wird eine Gesamtzeit von typischerweise 1 Sekunde bis 20 min benötigt, wobei in der Praxis Gesamtzeiten von mindestens 10 Sekunden, insbesondere mindestens 1 min, geeignet sind, um betriebssicher die Durcherwärmung zu erreichen. Die Gesamtzeit der Erwärmung umfasst dabei jeweils die zum Aufheizen auf die Austenitisierungstemperatur benötigte Zeit.

So eignen sich für die Erwärmung von Platinen im Arbeitsschritt I.1 insbesondere Gesamtzeiten (einschließlich Aufheizzeit) von 1 – 20 min.

Im Fall der Vergütung eines Bauteils (Arbeitsschritte m.2 und m.3 der zweiten Alternative) werden für eine stückweise Durcherwärmung des Bauteils auf die Austenitisierungstemperatur typischerweise Gesamtzeiten von 1 – 20 min oder 2 – 10 min, insbesondere 5 – 10 min, vorgesehen.

Für eine schnellere Durcherwärmung des Bauteils können im Markt verfügbare induktiv arbeitende Durchlauferwärmungseinrichtungen eingesetzt werden. Diese Einrichtungen werden von dem jeweils zu erwärmenden Bauteil im Durchlauf passiert, so dass innerhalb kurzer Zeit eine Durcherwärmung desjenigen Bauteilabschnitts erfolgt, der sich jeweils im Wirkungsbereich eines durch die Erwärmungseinrichtung induzierten elektromagnetischen Feldes befindet. Auf diese Weise wird das Bauteil sukzessive über seine Länge auf Austenitisierungstemperatur erwärmt. Besonders geeignet sind derartige

Durchlauferwärmungseinrichtungen für die Durchlauferwärmung von Bauteilen, wie Rohren oder Profilen, von denen eine hohe Maßhaltigkeit gefordert wird.

Im Fall des Warmumformens gemäß der ersten Alternative wird das jeweilige Stahl Flachprodukt nach dem Austenitisieren innerhalb von einer Transferzeit von 1 - 20 Sekunden in eine zu einer für diese Zwecke aus dem Stand der Technik bekannte Warmumform-Einrichtung eingelegt, in der es dann in ebenso bekannter Weise zu einem Bauteil pressgehärtet wird, wobei die mittlere Abkühlrate auf Raumtemperatur 30 - 120 °C/s beträgt.

Im Fall der Vergütung gemäß der zweiten Alternative wird das auf die Austenitisierungstemperatur durcherwärmte Bauteil nach dem Austenitisieren ebenfalls mit einer mittleren Abkühlrate von 30 - 120 °C/s auf Raumtemperatur abgeschreckt. Hierzu kann das Bauteil in an sich bekannter Weise in ein geeignetes Abschreckmedium getaucht werden oder mittels ebenso bekannter Einrichtungen, wie Düsen- oder Strahleinrichtungen, mit dem Abschreckmedium beaufschlagt werden. Wird für die Durcherwärmung des Bauteils eine insbesondere induktiv arbeitende Durchlauferwärmungseinrichtung der voranstehend erläuterten Art eingesetzt, so kann der jeweils auf Austenitisierungstemperatur erwärmte Abschnitt der Platine bei Austritt aus der betreffenden Erwärmungseinrichtung mittels einer geeigneten Abschreckeinrichtung ebenfalls im Durchlauf abgekühlt werden.

Die Abschreckung erfolgt dabei jeweils innerhalb von 1 - 20 Sekunden nach der Entnahme aus der zur Erwärmung auf die Austenitisierungstemperatur verwendeten Einrichtung (Vergütung) oder durch Kontakt mit dem Werkzeug zum Ende des Presshärteprozesses (Warmumformen). In der Praxis kann für die Abschreckung beim Vergüten ein Ölbad eingesetzt werden, in dem das jeweilige Bauteil innerhalb von 1 - 30 Sekunden unter Bewegung auf Raumtemperatur abgeschreckt wird. Typische Transferzeiten zwischen dem

Ofen, in dem die Erwärmung auf die Austenitisierungstemperatur erfolgt, und dem Ölbad betragen dabei 1 - 20 Sekunden.

Aufgrund ihres besonderen Eigenschaftsprofils eignen sich in erfindungsgemäßer Weise prozessierte Stahlflachprodukte besonders zur Herstellung von hoch belasteten Bauteilen für Karosserien von Fahrzeugen, insbesondere für Träger, Strukturteile, Rahmen, Stoßfänger, Batteriekästen und desgleichen. Insbesondere handelt es sich bei den erfindungsgemäßen Bauteilen um rohrförmige Bauteile, bei deren Herstellung Zuschnitte von erfindungsgemäß erzeugtem Warm- oder Kaltband zu einem Rohrkörper geformt und anschließend längsnahtverschweißt werden.

Das Gefüge der hier in Rede stehenden Stahlflachprodukte und daraus hergestellter erfindungsgemäßer Bauteile ist wie folgt untersucht worden:

Die Anteile von harten oxidischen und nitridischen Partikeln am Mikrogefüge eines Stahlflachprodukts sind in Flächen-ppm angegeben, soweit nichts anderes vermerkt ist. Die genaue Vorgehensweise zur Ermittlung wird im Folgenden beschrieben. Nach ASTM E2142 von 2008 kann der Flächenanteil an Einschlüssen dem Volumenanteil gleichgesetzt werden. Ebenso beziehen sich die im vorliegenden Text angegebenen Phasenanteile des Gefüges auf die ausgewertete Schlieffläche und werden demzufolge in Flächen-% angegeben.

Die Untersuchung der Einschlüsse erfolgte an Längsschliffen über Banddicke durch Einsatz eines Rasterelektronenmikroskops (Scanning Electron Microscope „SEM“) der Firma Zeiss (Modell GeminiSEM 500), ausgerüstet mit dem EDX-System „Oxford Xmax“ des Herstellers „Oxford instr.“ zur energiedispersiven Elementanalyse. Die Datenauswertung erfolgte dabei mit der Software „Aztec 3.3 SPI, Feature Analysis“ von „Oxford instr.“ Es wurden dabei Einschlüsse ab einer Größe von ca. 0,2 µm erfasst. Die Ermittlung der in den Ausscheidungen enthaltenen Elementgehalte erfolgte anhand von Kalibrierproben. Die Klassierung der Einschlüsse erfolgte an Hand der

Stöchiometrie der bekannten Ausscheidungen, wobei eine Einteilung in Oxide, Sulfide und TiN erfolgte. Es wurde eine Quantifizierung und Normierung der gemessenen Elemente ohne Fe, C und Ag durchgeführt. Die erfassten Elemente wurden in Oxide (ohne S, P, Cl, F) umgerechnet und auf 100 % normiert. Zusätzlich erfolgte eine Berechnung des Teilsystems $\langle \text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO} \rangle$ und Normierung auf 100 %. Anschließend wurden computerunterstützt aus den so erhaltenen Rohdaten Klassierungstabellen der analysierten Einschlüsse erstellt. Einschlüsse, die nicht eindeutig klassiert werden können, wurden gesondert aufgelistet. Diese Einschlüsse wurden einzeln überprüft. Die Teilchengröße wurde unabhängig von der Partikelform als kreisäquivalenter Durchmesser idealisiert.

Die Homogenität der Gefügestruktur des ehemaligen Austenits und der Verteilung der in ihm enthaltenen Bestandteile wurde mittels Elektronenrückstreubeugungsuntersuchungen („EBSD“, „Electron Backscatter Diffraction“) im vollmartensitischen Zustand nach Vergüten oder Presshärten an Längsschliffen über Banddicke vorgenommen. Die Proben wurden hierzu mit dem Poliermittel „OP-S Suspension“ des Herstellers „Struers“ poliert. Hierfür wurde jeweils ein Messfeld mit den Abmessungen $140 \mu\text{m} \times 140 \mu\text{m}$ in unterschiedlichen Lagen über Banddicke positioniert und mit einer Schrittweite von $0,15 \mu\text{m}$ abgerastert. Es wurden zusätzlich mehrere Lagen über Banddicke untersucht ($1/6$, $1/3$, $1/2$), um eine Aussage über die Homogenität der Gefügestruktur zu erhalten. Die bei den EBSD-Untersuchungen am martensitischen Gefüge gewonnenen Daten wurden anschließend benutzt, um das austenitische Ausgangsgefüge mit Hilfe der Software „ARPGE 2.0, Reconstruction of Parent Grains from EBSD Data“ (beschrieben in C. Cayron, Acta Cryst. A62 (2006) 21-40; C. Cayron, J. Appl. Cryst. 40 (2007), p. 1183-1188) zu rekonstruieren. Dabei wurde die Orientierungsbeziehung nach Nishiyama-Wassermann für die Umwandlung von kubisch raumzentrierten Kristallen in kubisch flächenzentrierte Kristalle benutzt (Z. Nishiyama, Sci. Rep. Res. Inst. Tohoku Univ. Vol. 23 (1934-1935), p. 647).

Die über die Einschlussstruktur hinausgehende quantitative Abschätzung der Gefügeanteile Ferrit, Perlit, Zementit, Bainit und Martensit erfolgte lichtmikroskopisch an Hand von Längsschliffen in der 1/3-Zone in Banddickenrichtung bei 500 – 1000-facher Vergrößerung.

Die im vorliegenden Text erwähnten mechanischen Kenngrößen von Stahlflachprodukten oder daraus erzeugten Bauteilen, sind die Zugversuchskennwerte (Zugfestigkeit, Streckgrenze, E-Modul, Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung), die nach DIN EN ISO 6892-1 ermittelt wurden.

Als Maß für die Zähigkeit wurde die Brucheinschnürung, auch als "absolute Dehnung in Dickenrichtung" $\epsilon_3 = (t_0 - t_f)/t_0$ bezeichnet, ausgedrückt in % verwendet (Larour, P., Freudenthaler, J., Weissböck, T.: Reduction of cross section area at fracture in tensile test: measurement and applications for flat sheet steels, IDDRG 2017, 36th International Deep Drawing Research Group Conference, Materials Modelling and Testing for Sheet Metal Forming, München, DE, Jul 2-6, 2017, Band 896 (2017), p. 012073/1-8). Dabei bezeichnet t_0 die Ausgangsdicke der Probe, t_f bezeichnet die Dicke der dünnsten Stellen im Einschnürbereich des Bruchquerschnittes ermittelt an vier Messungen über Probenbreite. Die "absolute Dehnung in Dickenrichtung" oder "Brucheinschnürung" wurde an Zugproben nach der Vergütungsbehandlung mit einem optischen System (Mikroskop) ausgemessen. Dazu wurde im Bruchquerschnitt an vier Stellen über die Breite (1 mm rechts vom linken Rand, Mitte, Minimum, 1 mm links vom rechten Rand) die Dicke t_f ermittelt. Es wurden jeweils drei Parallelzugproben geprüft, um eine repräsentative Aussage für den jeweils untersuchten Zustand zu erhalten. Insgesamt wurden also jeweils sechs Bruchquerschnitte vermessen. Aus den sechs Messwerten wurde der Mittelwert für eine Probe gebildet. Die Zugproben waren längs zur Walzrichtung orientiert.

Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert:

Zum Nachweis der Wirksamkeit der Erfindung sind drei erfindungsgemäße Stähle 1 – 3a erschmolzen worden, deren Zusammensetzungen in Tabelle 1 angegeben sind. Zum Vergleich wurden drei weitere Stähle 4 – 6 erschmolzen, die nicht erfindungsgemäß legiert waren und deren Zusammensetzungen ebenfalls in Tabelle 1 angegeben sind.

Die Erzeugung von Stahl Flachprodukten aus den Stählen 1 – 6 ist in konventioneller Weise in einem integrierten Stahlwerk durchgeführt worden, in dem die Prozesskette "Roheisen- und Rohstahlherstellung", "Stahlerzeugung" und die verschiedenen Stufen der Halbzeugfabrikation, wie "Vorwärmen" und "Warmwalzen" sowie optional "Beizen" und "Haubenglühen" für die Warmbandstufe, sowie "Beizen", "Kaltwalzen", "Durchlaufglühen" sowie jeweils optional "AlSi-Beschichten" und "Dressieren" für die erfindungsgemäße Kaltbandstufe abgebildet werden. Dabei gelten die erfindungsgemäßen Maßgaben und Maßnahmen für die Erzeugung unbeschichteter Warm- oder Kaltbänder für Vergütungs- oder Warmumformprozesse, als auch für die Erzeugung eines AlSi-beschichteten, erfindungsgemäß legierten und kaltgewalzten Feinbleches für die Warmumformung.

Die Stähle 1 – 6 sind jeweils erschmolzen und zu Brammen vergossen worden. Anschließend sind die Brammen auf eine Vorwärmtemperatur durcherwärmt und daraufhin zu einem Warmband warmgewalzt worden. Die beim Warmwalzen erhaltenen Warmbänder sind auf eine Haspeltemperatur abgekühlt worden, bei der sie zu einem Coil gehaspelt worden sind. Im Coil erfolgte dann die Abkühlung auf Raumtemperatur.

Das derart als ungebeiztes Warmband aus dem Stahl 2 erzeugte Stahl Flachprodukt ist ohne weitere Behandlung für die Weiterverarbeitung zur Verfügung gestellt worden.

Nach der Abkühlung im Coil sind die aus den Stählen 1 und 3 – 6 erzeugten Warmbänder einer Beizbehandlung unterzogen worden, um auf ihnen haftenden Zunder zu entfernen.

Die aus den Stählen 1 und 4 erzeugten Warmbänder sind daraufhin ohne zwischengeschaltete Glühung zu jeweils einem Kaltband kaltgewalzt worden. Die so erhaltenen Kaltbänder haben jeweils eine Durchlaufglühung durchlaufen, sind durch Schmelztauchbeschichten mit einem AISi-Überzug versehen worden und abschließend dressiergewalzt worden. Die als mit einem AISi-Überzug versehene Kaltbänder vorliegenden Stahlflachprodukte sind für die Weiterverarbeitung zu Bauteilen bereitgestellt worden.

Die aus den Stählen 3, 3a und 6 erzeugten Warmbänder sind einer Haubenglühung unterzogen und in diesem Zustand als Stahlflachprodukte für die Weiterverarbeitung bereitgestellt worden.

Das aus dem Stahl 5 als Warmband erzeugte Stahlflachprodukt ist nach dem Beizen für die Weiterverarbeitung bereitgestellt worden.

In Tabelle 1 sind die chemischen Zusammensetzungen der Stähle 1 – 6 aufgeführt. Die Gehalte an den herstellungsbedingt vorhandenen, jedoch den Verunreinigungen zuzurechnenden Elementen P, S und N sind hier angegeben, weil sie für die Qualität der erfindungsgemäß erzeugten Stähle von besonderer Bedeutung sind und insbesondere bei den erfindungsgemäßen Stählen 1 – 3a sichergestellt sein muss, dass die Gehalte an diesen Elementen den Maßgaben der Erfindung entsprechen.

Die Enddicke D der aus den Stählen 1 – 6 jeweils erzeugten Stahlflachprodukte ist in Tabelle 2 angegeben. Das heißt, dass für die aus den Stählen 1 und 4 erzeugten Stahlbänder die Dicke D im fertig kaltgewalzten und mit dem AISi-Überzug versehenen Zustand und bei den aus den Stählen 2, 3, 3a, 5 und 6 erzeugten warmgewalzten Stahlbändern die Dicke nach dem Haspeln (aus dem

Stahl 2 erzeugtes Warmband) bzw. nach dem Entzundern (aus den Stählen 3, 3a, 5 und 6) erzeugte Warmbänder) angegeben ist.

Ebenso sind in Tabelle 2 für die Stähle 1 – 6 das Ergebnis der Gleichung $\%Ti/48/14*\%N$, das Verhältnis $\%Ti/\%N$, der Gehalt $\%N_{rest}$ des nicht durch Ti abgebundenen Stickstoffs, das Ergebnis der Gleichung $\%Al/27/14*\%N_{rest}$, das Verhältnis $\%Al/\%N$ und das Ergebnis der Gleichung $\%Al//\%N*14/27$ angegeben, wobei mit $\%Ti$ der Ti-Gehalt, $\%N$ der N-Gehalt und mit $\%Al$ der Al-Gehalt des jeweiligen Stahls bezeichnet sind.

Jeder der Stähle ist mit B legiert worden, wobei die B-Gehalte jeweils mindestens 0,001 Masse-% betragen.

Die erfindungsgemäßen Stähle 1 – 3a weisen jeweils Ti-Gehalte auf, die nicht oder allenfalls nur sehr knapp ausreichen, um den im jeweiligen Stahl vorhandenen N-Gehalt abzubinden. Das bei einer theoretisch vollständigen Abbindung des vorhandenen Stickstoffs durch Ti einzuhaltende stöchiometrische Verhältnis $\%Ti/\%N$ beträgt $48/14 = 3,43$. Beim erfindungsgemäßen Stahl 1 liegt das Verhältnis $\%Ti/\%N$ deutlich unterhalb dieses Wertes. Ebenso liegt bei den erfindungsgemäßen Stählen 2, 3, 3a das Verhältnis $\%Ti/\%N$ immer noch unterhalb des stöchiometrischen Verhältnisses von 3,43. Jedenfalls betrug bei den erfindungsgemäßen Stählen das Verhältnis $\%Ti/\%N$ weniger als 4. Dagegen wiesen alle Vergleichsstähle 4 – 6 ein $\%Ti/\%N$ -Verhältnis > 5 auf.

Zur Kompensation der niedrigen Ti-Gehalte ist bei den erfindungsgemäßen Stählen 1 – 3a der Al-Gehalt angehoben worden, um durch die höheren Al-Gehalte, d.h. über einen höheren Ausscheidungsdruck, AlN -Ausscheidungen zu erzielen und eine BN -Bildung zu vermeiden. Die $\%Al/\%N$ -Verhältnisse der erfindungsgemäßen Stähle 1 – 3 sind gegenüber den Vergleichsstählen 4 – 6 deutlich angehoben und betragen jeweils mehr als 15. Sie liegen damit auch deutlich über dem stöchiometrischen $\%Al/\%N$ -Verhältnis, das $27/14 = 1,93$

beträgt. Bei den Vergleichsvarianten 4 – 6 erreicht das %Al/%N-Verhältnis höchstens 12,3.

Die erfindungsgemäß zusammengesetzten Schmelzen sind in einer konventionellen Stranggießanlage zu Brammen vergossen worden, die nach einer über eine Liegezeit "LIZ" sich erstreckenden Durcherwärmung auf eine Vorwärmtemperatur "VWT" in einem ebenso konventionellen Warmbandwerk zunächst zu einem Vorband mit einer Dicke "VBD" vorgewalzt worden ist. Die mit einer Temperatur "VBT" das Vorwalzgerüst verlassenden Vorbänder sind dann in einem kontinuierlichen, konventionell durchgeführten Warmwalzprozess zu Warmbändern mit einer Warmbanddicke "WBD" fertig warmgewalzt worden. Die aus der Warmwalzanlage austretenden, fertig warmgewalzten Warmbänder sind auf eine weniger als 650 °C betragende Haspeltemperatur HT abgekühlt worden, wobei im Temperaturbereich von 800 – 650 °C eine Abkühlrate "ABK" von mindestens 50 °C/s eingestellt worden ist.

Die beispielhaft bei der Erzeugung und Weiterverarbeitung von aus den Stählen 1 – 6 bestehenden Brammen eingestellten Verfahrensparameter "Vorwärmtemperatur VWT", "Liegezeit LIZ", "Vorbandtemperatur VBT", "Vorbanddicke VBD", "Warmwalzendtemperatur WET", "Abkühlrate ABK", "Haspeltemperatur HT" und "Warmbanddicke WBD" sind in Tabelle 3 angegeben, zusätzlich die nach der oben angegebenen Formel berechnete Temperatur „Ar3“.

Die aus dem erfindungsgemäßen Stahl 1 und dem Vergleichsstahl 4 erzeugten Warmbänder wurden in Kaltwalzstraßen auf ihre Enddicke „D“ gewalzt. Der über das Kaltwalzen erzielte Kaltwalzgrad ist hierbei keine entscheidende Größe. Er wird bestimmt alleine durch die gegebene Warmbanddicke und die jeweils geforderte Kaltbanddicke, so dass das Kaltwalzen gemäß der im Stand der Technik üblichen Vorgehensweise durchgeführt werden kann. Durch das Kaltwalzen erfährt das Band eine plastische Verformung, die werkstofftechnisch eine starke Verfestigung nach sich zieht und eine Reduzierung der weiteren

Verformungsfähigkeit zur Folge hat. Deshalb wird nach dem Kaltwalzen in ebenfalls konventioneller Weise eine rekristallisierende Glühung durchgeführt, durch die das jeweilige Band entfestigt und wieder für eine Umformung zu einem Bauteil geeignet wird. Die Glühung kann im Fall, dass eine Schmelztauchbeschichtung erfolgen soll, wie beim Beispiel des aus dem Stahl 1 erzeugten Kaltbands, in ebenso bekannter Weise in den üblicherweise im Durchlaufprozess absolvierten Schmelztauchbeschichtungsprozess eingebunden werden. Alternativ kann auch eine Haubenglühung stattfinden. Ebenso kann statt der Schmelztauchbeschichtung eine elektrolytische Beschichtung durchgeführt werden.

Um das Verhalten der in der voranstehend erläuterten Weise aus den erfindungsgemäßen Stählen 1 – 3a und aus den Vergleichsstählen 4 – 6 gefertigten Stahlflachprodukten bei der Vergütung bzw. bei einem Warmumformprozess zu ermitteln, sind Proben der betreffenden Stahlflachprodukte einer Simulation eines üblichen Vergütungs- oder Warmumformprozesses unterworfen worden. Dabei sind die Proben jeweils auf eine Austenitisierungstemperatur "T_{aust}" erwärmt worden, die um einen Betrag von ca. 60 °C höher waren als die Ac₃-Temperatur des jeweiligen Stahls 1 – 6. Die für das Aufheizen und Durcherwärmen bei der Austenitisierungstemperatur T_{aust} benötigte Austenitisierungszeit betrug 7-10 min. inklusive Aufheizzeit in einem Salzbadofen. Im Anschluss an die Austenitisierung sind die Proben in Öl mit einer mittleren Abkühlrate von 70 - 120 °C/s auf Raumtemperatur abgeschreckt worden. Diese Verfahrensparameter entsprechen den üblichen Bedingungen, die in der Praxis beim Vergüten von Bauteilen, die aus Stahlflachprodukten der aus den Stählen 1 – 6 erzeugten Art kaltgeformt worden sind, oder die beim Presshärten von derartigen Stahlflachprodukten zu Bauteilen vorherrschen. Die Parameter der Austenitisierung sind in Tabelle 4 aufgeführt.

Nach dem Abschrecken folgte ein Anlassen der Proben bei 170 – 200 °C über eine Dauer von 20 min. Dieses Anlassen entspricht sowohl einer beim Vergüten

typischerweise abschließend absolvierten Wärmebehandlung, als auch den Bedingungen, die bei einer kathodischen Tauchlackierung im automobiltypischen Lackierprozess herrschen. Für das Anlassen eines Bauteiles sind auch Temperaturen von 150 – 700 °C in Kombination mit Haltezeiten von 5 – 60 min in der industriellen Praxis gebräuchlich.

Aus den in der eingangs erläuterten Weise ermittelten Einzelwerten der Brucheinschnürung ("absolute Dehnung in Dickenrichtung") ϵ_3 wurde jeweils eine lineare Regressionsrechnung für ϵ_3 als Funktion der Zugfestigkeit für das erfindungsgemäße Konzept und das Vergleichskonzept erstellt. Mit > 90 % Bestimmtheitsmaß ergaben sich damit statistisch signifikante Einflüsse. Als Zähigkeitsverbesserung wurde die Größe $\Delta BE = (\epsilon_3_{\text{Erf.}} - \epsilon_3_{\text{Vergl.}}) / \epsilon_3_{\text{Erf.}}$ als Funktion der Zugfestigkeit beider Regressionsrechnungen definiert. Erf. bedeutet hierbei erfindungsgemäß, vergl. bezeichnet vergleichsgemäß. Diese Größe ist wie der jeweils ermittelte Wert ϵ_3 der Brucheinschnürung als Wert ΔBE in Tabelle 4 aufgeführt.

Nach diesen abschließenden Wärmebehandlungsprozessen wurden an den aus den Stählen 1 – 6 in der voranstehend erläuterten Weise erzeugten Proben gemäß DIN EN ISO 6892-1 die mechanischen Zugversuchskennwerte "E-Modul", "Dehngrenze $R_{p0,2}$ ", "Zugfestigkeit R_m ", "Gleichmaßdehnung A_g " und "Bruchdehnung A " ermittelt. Die Bruchdehnung A bezieht sich bei Kaltbanddicken ≤ 3 mm auf die Probenform 2 mit Querschnitten 20 Breite und einer Ausgangsmesslänge von 80 mm. Bei den Dicken $> 3,0$ mm wurde eine Ausgangsmesslänge von 50 - 65 mm (proportionale Zugproben) verwendet. Die Bestimmung erfolgte an jeweils drei Stellen der untersuchten Proben in Längsrichtung bei Raumtemperatur. Die aus den jeweils drei Messungen gemittelten Ergebnisse dieser Untersuchungen sind ebenfalls in Tabelle 4 zusammengefasst.

Ebenso ist an den aus den Stählen 1 – 6 in der voranstehend erläuterten Weise erzeugten Proben der Einschlusszustand im Gefüge untersucht worden und zwar zum einen im Zustand Anlieferung, d.h. vor dem Vergüten und zum anderen nach dem Vergüten. Hierbei wurden keine signifikanten Unterschiede bei den nichtmetallischen Ausscheidungen festgestellt, daher wurde aus beiden Messungen ein Mittelwert gebildet, Dazu sind die oben erläuterten Untersuchungsmethoden eingesetzt worden. Diese Untersuchungen haben bestätigt, dass die aus den erfindungsgemäß legierten Stählen 1 – 3a bestehenden Proben in ihren Gefügen einen deutlich reduzierten Anteil von weniger als 150 Flächen-ppm an harten TiN, AlN und Al-basierten, oxidischen Ausscheidungen aufwiesen, deren mittlere Partikelgröße 0,2 – 10 µm betrug. Die Ausscheidungen lagen zudem über Banddicke homogen verteilt vor. Die Messfläche, über die sich die jeweilige Untersuchung erstreckt hat, die entsprechenden Gefügekennzahlen "Anzahl TiN pro cm²", mittlerer Durchmesser der TiN-Ausscheidungen "TiN-Ø", %-Anteil der TiN-Ausscheidungen (inklusive TiN-Partikel als Konglomerat mit weicheren Partikeln) an der Gesamtsumme harter Partikel "TiN-Anteil+Konglomerate" sowie die Gesamtsumme harter Partikel der TiN, AlN und Al₂O₃-Ausscheidungen sowie deren Konglomeraten mit weicheren Partikeln "TiN, Al₂O₃, AlN+Konglomerate" sind in Tabelle 5 aufgeführt.

Zudem zeigte sich, dass die aus den erfindungsgemäßen Stählen 1 – 3a in erfindungsgemäßer Weise erzeugten und verarbeiteten Proben eine gegenüber den nicht erfindungsgemäßen, aus den Stählen 4 – 6 erzeugten Varianten reduzierte ehemalige Austenitkorngröße in Verbindung mit einer ebenfalls reduzierten Streuung der Austenitkorngröße über die Banddicke aufweisen, ebenfalls jeweils gemittelt an drei Stellen 1/6, 1/3 und 1/2 über die Banddicke. Die bei diesen Untersuchungen ermittelten Kenngrößen mittlerer Durchmesser der ehemaligen Austenitkörner "KA=Ø ehem. A-KG", Standardabweichung (bezogen auf den Stichprobenumfang) des Durchmessers der ehemaligen Austenitkörner "Ks=σ ehem. A-KG" und die abgeleitete Größe der

Korngrößengüte "KG-Güte" sind in Tabelle 6 zusammengefasst. Die KG-Güte ergibt sich als Multiplikation der mittleren ehemaligen Austenitkorngröße mit der Standardabweichung des Durchmessers der ehemaligen Austenitkorngröße. Je kleiner die KG-Güte, desto günstiger sind die Auswirkungen auf die Zähigkeit bzw. lokale Dehnung anzusehen. Bekanntlich verbessert sich die Zähigkeit mit sinkender Korngröße. Zusätzlich sorgt eine geringere Streuung der Korngröße für eine erhöhte Homogenität des Verformungsverhaltens und somit zu einem verzögerten Beginn der Instabilität durch Brucheinschnürung, da geringere lokale Unterschiede vorliegen.

Stahl	C	Si	Mn	Al	Cr	Nb	Ti	B	Ca	P*)	S*)	N*)	V	Cu	Mo	Ni	Erfindungs- gemäß?
1	0,13	0,20	1,17	0,130	0,21	0,021	0,004	0,0021	0,0012	0,011	0,005	0,0059	0,001	0,04	0,026	0,09	JA
2	0,15	0,21	1,06	0,092	0,21	0,024	0,015	0,0023	0,0008	0,014	0,002	0,0046	0,006	0,04	0,009	0,05	JA
3	0,45	0,19	0,67	0,090	0,30	0,026	0,016	0,0027	0,0005	0,010	0,001	0,0048	0,002	0,01	0,005	0,02	JA
3a	0,47	0,27	1,27	0,081	0,32	0,025	0,013	0,0023	0,0005	0,008	0,001	0,0038	0,001	0,02	0,005	0,03	JA
4	0,21	0,27	1,17	0,048	0,21	0,001	0,034	0,0025	0,0004	0,015	0,001	0,0039	0,003	0,08	0,027	0,05	NEIN
5	0,41	0,22	1,16	0,036	0,41	0,001	0,029	0,0023	0,0005	0,017	0,003	0,0051	0,003	0,01	0,002	0,02	NEIN
6	0,38	0,19	1,25	0,036	0,31	0,001	0,029	0,0012	0,0011	0,020	0,002	0,0057	0,002	0,01	0,003	0,02	NEIN

*) Verunreinigung

Angaben in Masse-%, Rest Eisen und sonstige unvermeidbare Verunreinigungen

Tabelle 1

Stahl	D [mm]	%Ti-48/14*%N		%Ti/%N	%Nrest		%Al-27/14*%Nrest		%Al/%N	%Al/%N*14/27
		[%]	[%]		[%]	[%]				
1	1,45	-0,0162	0,678	0,0047	0,1209	22,034	11,425			
2	3,03	-0,0008	3,261	0,0002	0,0916	20,000	10,370			
3	4,04	-0,0005	3,333	0,0001	0,0897	18,750	9,722			
3a	4,02	-0,0004	3,333	0,0001	0,0808	21,316	11,053			
4	2,20	0,0206	8,718	0,0000	0,0480	12,308	6,382			
5	4,05	0,0115	5,686	0,0000	0,0360	7,059	3,660			
6	3,10	0,0095	5,088	0,0000	0,0360	6,316	3,275			

%Ti = Ti-Gehalt, %N = N-Gehalt, %Nrest = nicht durch Ti abgebundener N-Gehalt, %Al = Al-Gehalt des jeweiligen Stahls

Tabelle 2

Stahl	VWT	LIZ	VBT	VBD	WET	Ar3	ABK*	HT	WBD
	[°C]	[min.]	[°C]	[mm]	[°C]	[°C]	[°C/s]	[°C]	[mm]
1	1287	341,6	1084	37,4	869	808	61	579	3,30
2	1265	222,2	1093	39,6	892	807	76	592	3,03
3	1205	216,3	1072	40,3	861	758	53	612	4,04
3a	1261	224,0	1036	38,1	859	741	35	612	4,02
4	1273	236,9	1090	40,5	840	791	41	586	3,11
5	1260	247,6	1080	40,2	849	751	35	634	4,05
6	1259	359,4	1088	39,7	910	752	47	717	3,10

*: mittlere Abkühlrate im Temperaturbereich zwischen 800 °C und 650 °C
Tabelle 3

Stahl	Ac3	T_aust	E-Modul	Rp0,2	Rm	Ag	A	ε(Epsilon)3	ΔBE
	[°C]	[°C]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]	[%]
1	888	940	193721	930	1183	3,6	5,3	59,9	7,5
2	881	940	195068	937	1213	3,5	6,1	58,5	7,8
3	815	875	173333	1515	2243	4,9	9,1	16,7	53,0
3a	803	870	192402	1555	2159	4,5	8,1	13,5	42,2
4	857	915	196419	1105	1455	3,8	6,8	43,5	-11,5
5	812	875	203333	1462	2188	3,9	5,0	8,0	-45,5
6	818	880	192333	1312	1862	4,0	8,7	27,5	-22,6

Tabelle 4

Stahl	Messfläche	Anzahl TiN pro cm ²	TiN-Ø	TiN-Anteil + Konglomerate	TiN, Al ₂ O ₃ , AlN + Konglomerate
	[mm ²]	[N/cm ²]	[µm]	[%-Anteil von Flächen-ppm]	[Flächen-ppm]
1	22,8	62	0,4	0	115
2	39,0	5221	1,0	24	121
3	39,1	1408	1,1	11	116
3a	39,2	3235	1,1	16	135
4	35,2	13450	1,2	79	326
5	35,9	13298	1,0	48	357
6	32,7	12502	1,2	63	373

Tabelle 5

Stahl	Lage	KA=	Ks=	KG-Güte
		Ø ehem. A-KG [µm]	σ ehem. A-KG [µm]	
1	1/2	5,6	2,4	13,2
1	1/6	6,8	3,3	22,4
1	1/3	7,2	3,6	25,7
2	1/2	8,3	3,4	28,6
3	1/6	6,4	3,1	19,6
3	1/3	6,7	4,0	26,7
3	1/2	7,5	3,8	28,4
3a	1/6	7,1	3,3	23,4
3a	1/3	7,3	3,2	23,4
3a	1/2	6,9	3,5	24,2
4	1/2	9,1	6,0	54,5
5	1/6	7,7	4,3	32,7
5	1/3	7,5	5,7	42,5
5	1/2	8,5	4,5	38,1
6	1/2	8,2	4,7	38,6

Tabelle 6

PATENTANSPRÜCHE

1. Bauteil, das durch Umformen aus einer Stahlblechplatte hergestellt ist,
 - das aus einem Stahl besteht, der (in Masse-%) aus
 - C: 0,1 – 0,6 %,
 - Mn: 0,1 – 2 %,
 - Al: 0,05 – 0,2 %,
 - Nb: 0,01 – 0,06 %,
 - B: 0,0005 – 0,005 %,
 - Cr: 0,05 – 0,8 %,
 - Si: bis zu 0,8 %,
 - Mo: bis zu 1,5 %,
 - Cu: bis zu 0,5 %,
 - Ni: bis zu 1,5 %,
 - V: bis zu 0,2 %,
 - REM: bis zu 0,05 %
 - Ti: bis zu 0,02 %,
 - Ca: bis zu 0,005 %,
 - Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht,
 - wobei zu den Verunreinigungen Gehalte von bis zu 0,03 % P, bis zu 0,03 % S, bis zu 0,01 % N, weniger als 0,05 % Sn, weniger als 0,05 % As und weniger als 0,05 % Co zählen,
 - wobei das aus dem jeweiligen Al-Gehalt %Al und dem jeweiligen N-Gehalt %N gebildete Verhältnis $\frac{\%Al}{\%N} \cdot 14/27 \geq 8$ ist, und

- 2 -

- wobei das Bauteil ein Gefüge aufweist, das zu mindestens 95 Flächen-% aus Martensit und als Rest aus sonstigen Gefügebestandteilen besteht und in dem in einer homogenen Verteilung über die Banddicke höchstens 150 Flächen-ppm an Partikeln vorhanden sind, deren mittlere kreisäquivalente Partikelgröße 0,2 - 10 µm beträgt und die aus Al-Verbindungen auf oxidischer Basis, aus AlN, TiN oder aus Konglomeraten bestehen, die auf Basis dieser Partikel gebildet sind.
2. Bauteil nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass sein Al-Gehalt 0,07 - 0,13 Masse-% beträgt.
 3. Bauteil nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass sein B-Gehalt 0,001 - 0,0035 Masse-% beträgt.
 4. Bauteil nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass bei seinem Gefüge für das Produkt $KA \times Ks$ aus ehemaliger Austenitkorngröße KA, eingesetzt in µm, und einfacher Standardabweichung Ks der ehemaligen Austenitkorngröße, ebenfalls eingesetzt in µm und gemittelt über die bei einem Sechstel, einem Drittel und der Hälfte der Dicke des jeweils betrachteten Wandabschnitts des Bauteils ermittelten Austenitkorngrößen, gilt:
$$KA \times Ks < 30 \mu m^2.$$
 5. Bauteil nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass es im vergüteten oder pressgehärteten Zustand eine Zugfestigkeit Rm von 1000 - 2500 MPa aufweist.

6. Bauteil nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h gekennzeichnet, d a s s es im vergüteten oder pressgehärteten Zustand eine Brucheinschnürung in Dickenrichtung ϵ_3 von 10 - 65 % aufweist.
7. Bauteil nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h gekennzeichnet, d a s s es ein Hohlrohr ist, das aus einem längsnahtverschweißten Zuschnitt eines gemäß einem der Ansprüche 0 - 3 beschaffenen Bauteils gebildet ist.
8. Bauteil nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h gekennzeichnet, d a s s es ein Karosseriestrukturteil, ein Stabilisator für eine Fahrzeugfederung, eine Lenkwelle oder eine Antriebswelle von Kraftfahrzeugen ist.
9. Verfahren zur Herstellung eines Bauteils mit einem zu mindestens 95 Flächen-% aus Martensit und als Rest aus sonstigen Gefügebestandteilen bestehenden Gefüge, wobei
 - A) ein Warmband erzeugt wird, indem
 - a) Stahl erschmolzen wird, der aus (in Masse-%)

C:	0,1	–	0,6 %
Mn:	0,1	–	2 %
Al:	0,05	–	0,2 %
Nb:	0,01	–	0,06 %
B:	0,0005	–	0,005 %
Cr:	0,05	–	0,8 %
Si:	bis zu 0,8 %		
Mo:	bis zu 1,5 %		

- 4 -

Cu: bis zu 0,5 %,

Ni: bis zu 1,5 %,

V: bis zu 0,2 %,

REM: bis zu 0,05 %

Ti: bis zu 0,02 %,

Ca: bis zu 0,005 %,

Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht,

- wobei zu den Verunreinigungen Gehalte von bis zu 0,03 % P, bis zu 0,03 % S, bis zu 0,01 % N, weniger als 0,05 % Sn, weniger als 0,05 % As und weniger als 0,05 % Co zählen und
- wobei das aus dem jeweiligen Al-Gehalt %Al und dem jeweiligen N-Gehalt %N gebildete Verhältnis $\%Al/\%N \cdot 14/27 \geq 8$ ist,

- b) die Stahlschmelze zu einem Vorprodukt vergossen wird, nämlich zu einer Bramme, einer Dünnbramme oder einem gegossenen Band,
- c) das Vorprodukt, sofern erforderlich, auf eine 1100 - 1350 °C betragende Vorwärmtemperatur durcherwärmt wird,
- d) das Vorprodukt zu einem Warmband mit einer Dicke von 1 – 16 mm warmgewalzt wird, wobei das Warmwalzen bei einer Warmwalzendtemperatur beendet wird, die um mindestens 50 °C und höchstens 150 °C höher ist als die Ar3-Temperatur des Stahls,
- e) das erhaltene Warmband auf eine 450 - 700 °C betragende Haspeltemperatur abgekühlt wird, wobei die Abkühlung im Temperaturbereich von 800 – 650 °C mit einer Abkühlrate von 20 - 200 °C/s erfolgt,
- f) das auf die Haspeltemperatur abgekühlte Warmband zu einem Coil gehaspelt wird und im gehaspelten Zustand auf Raumtemperatur abgekühlt wird, sowie

- g) optional: das im gehaspelten Zustand abgekühlte Warmband gebeizt wird und
 - h) optional: bei einer Kerntemperatur des Warmbands von 500 - 720 °C über eine Dauer von 5 – 50 h haubengeglüht wird;
- B) wobei aus dem erhaltenen Warmband optional ein Kaltband erzeugt wird, indem
- i) das Warmband zu einem Kaltband mit einer Dicke von 0,5 – 3,5 mm in einem oder mehreren Kaltwalzschriften kaltgewalzt wird;
 - j) optional: Glühen des Kaltbandes in einer Haubenglühe oder in einer Durchlaufglühe;
- C) aus dem Warmband oder dem optional daraus erzeugten Kaltband ein Bauteil geformt wird, indem
- k) von dem Warm- oder Kaltband eine Platine abgeteilt wird und gemäß Alternative 1:
 - I.1) die Platine auf eine Austenitisierungstemperatur durcherwärmt wird, die um höchstens 100 °C geringer ist als die Ac3-Temperatur des Stahls, aus dem das Warm- oder Kaltband erzeugt ist, und höchstens 950 °C beträgt,
 - I.2) innerhalb von 1 - 20 s nach dem Ende der Durcherwärmung auf die Austenitisierungstemperatur die Platine in ein gekühltes Warmumformwerkzeug eingelegt wird, in dem die Platine zu dem Bauteil warmumgeformt wird, und
 - I.3) das Bauteil durch beschleunigtes Abkühlen mit einer Abkühlrate von 30 – 120 °C/s bis Erreichen der Martensitstarttemperatur des Stahls, aus dem das jeweilige Warm- oder Kaltband besteht, pressgehärtet wird, so dass das Bauteil ein vollständig martensitisches Gefüge erhält,

oder gemäß Alternative 2:

- m.1) die Platine zu dem Bauteil kaltumgeformt wird,
- m.2) das kaltgeformte Bauteil auf eine Austenitisierungstemperatur durcherwärmt wird, die um höchstens 100 °C geringer ist als die Ac3-Temperatur des Stahls, aus dem das Warm- oder Kaltband erzeugt ist, und höchstens 950 °C beträgt, und
- m.3) das auf die Austenitisierungstemperatur durcherwärmte Bauteil mit einer Abkühlrate von 30 - 120 ° C/s bis Erreichen der Martensitstarttemperatur des Stahls, aus dem das jeweilige Warm- oder Kaltband besteht, beschleunigt abgekühlt wird, so dass das Bauteil ein vollständig martensitisches Gefüge erhält;

und

- n) optional: das nach den Arbeitsschritten I.1 – I.3 oder m.1 – m.3 erhaltene Bauteil bei Temperaturen von 150 – 700 °C bei einer Glühdauer von 5 – 60 min angelassen wird.

10. Verfahren 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 die Haspeltemperatur 550 - 630 °C beträgt.
11. Verfahren nach Anspruch 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 die Gesamtzeit, welche im Arbeitsschritt I.1 für die Durcherwärmung der Platine oder im Arbeitsschritt m.2 für die Durcherwärmung des Bauteils vorgesehen wird, 1 Sekunde bis 20 Minuten beträgt, wobei die Gesamtzeit die zum Aufheizen auf die jeweilige Austenitisierungstemperatur benötigte Aufheizzeit umfasst.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/EP2020/064830**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**

C21D 1/18(2006.01)i; *C21D 6/00*(2006.01)i; *C21D 7/02*(2006.01)i; *C21D 7/10*(2006.01)i; *C21D 7/13*(2006.01)i;
C21D 8/02(2006.01)i; *C21D 8/04*(2006.01)i; *C21D 9/08*(2006.01)i; *C21D 9/48*(2006.01)i; *C22C 38/04*(2006.01)i;
C22C 38/06(2006.01)i; *C22C 38/26*(2006.01)i; *C22C 38/32*(2006.01)i; *C22C 38/38*(2006.01)i; *C21D 1/25*(2006.01)i;
C23C 2/40(2006.01)i; *C25D 5/00*(2006.01)i; *C21D 1/673*(2006.01)i; *C23C 2/12*(2006.01)i; *C23C 2/28*(2006.01)i;
C25D 5/36(2006.01)i; *C25D 7/06*(2006.01)i

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)

C21D; 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 practicable, search terms used)

EPO-Internal, 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 A	JP 2012180594 A (SUMITOMO METAL IND) 20 September 2012 (2012-09-20) tables 1-3 example 7	1-6,8-11 7
A	EP 1693476 A1 (JFE STEEL CORP [JP]; TOYOTA MOTOR CO LTD [JP]) 23 August 2006 (2006-08-23) paragraphs 0081-0088, 0095, 0096, 0098, 0108; table 1 examples J, O, P, U	1-11
A	WO 2013182621 A1 (THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG [DE]) 12 December 2013 (2013-12-12) table 1 example I	1-11
A	JP 4134355 B2 (KAWASAKI STEEL CO) 20 August 2008 (2008-08-20) table 1 example H	1-11
A	EP 2881486 A1 (BAOSHAN IRON & STEEL [CN]) 10 June 2015 (2015-06-10) table 1 example 5, 6	1-11

 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 application or patent 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

07 July 2020

Date of mailing of the international search report

17 July 2020

Name and mailing address of the ISA/EP

European Patent Office
p.b. 5818, Patentlaan 2, 2280 HV Rijswijk
Netherlands

Telephone No. (+31-70)340-2040

Facsimile No. (+31-70)340-3016

Authorized officer

Kreutzer, Ingo

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/EP2020/064830

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	EP 2881487 A1 (BAOSHAN IRON & STEEL [CN]) 10 June 2015 (2015-06-10) table 1 example 4	1-11
<hr/>		

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/EP2020/064830

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
JP	2012180594	A	20 September 2012	CN	101484601	A	15 July 2009
				JP	5176954	B2	03 April 2013
				JP	5387720	B2	15 January 2014
				JP	2012180594	A	20 September 2012
				JP	WO2007129676	A1	17 September 2009
				KR	20080111549	A	23 December 2008
				WO	2007129676	A1	15 November 2007

EP	1693476	A1	23 August 2006	CA	2548560	A1	23 June 2005
				CN	1890394	A	03 January 2007
				EP	1693476	A1	23 August 2006
				JP	4443910	B2	31 March 2010
				JP	2005171337	A	30 June 2005
				US	2007144632	A1	28 June 2007
				WO	2005056856	A1	23 June 2005

WO	2013182621	A1	12 December 2013	CN	104520448	A	15 April 2015
				CN	104583424	A	29 April 2015
				EP	2855717	A1	08 April 2015
				EP	2855718	A1	08 April 2015
				JP	6310452	B2	11 April 2018
				JP	6374864	B2	15 August 2018
				JP	2015525292	A	03 September 2015
				JP	2015525293	A	03 September 2015
				KR	20150023566	A	05 March 2015
				KR	20150028267	A	13 March 2015
				US	2015122377	A1	07 May 2015
				US	2015152533	A1	04 June 2015
				WO	2013182621	A1	12 December 2013
				WO	2013182622	A1	12 December 2013

JP	4134355	B2	20 August 2008	JP	4134355	B2	20 August 2008
				JP	H10265846	A	06 October 1998

EP	2881486	A1	10 June 2015	AU	2013221988	A1	20 February 2014
				CN	102747280	A	24 October 2012
				EP	2881486	A1	10 June 2015
				ES	2719807	T3	16 July 2019
				JP	5806404	B2	10 November 2015
				JP	2014529686	A	13 November 2014
				KR	20150034580	A	03 April 2015
				NZ	614798	A	29 July 2016
				US	2015211098	A1	30 July 2015
				WO	2014019352	A1	06 February 2014
ZA	201500615	B	27 January 2016				

EP	2881487	A1	10 June 2015	AU	2013299254	A1	19 February 2015
				CN	102876969	A	16 January 2013
				EP	2881487	A1	10 June 2015
				JP	6254160	B2	27 December 2017
				JP	2015524881	A	27 August 2015
				KR	20150036787	A	07 April 2015
				NZ	630918	A	29 July 2016
				US	2015191806	A1	09 July 2015

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/EP2020/064830

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
		WO 2014019353 A1	06 February 2014
		ZA 201500275 B	23 December 2015
<hr/>			

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen
PCT/EP2020/064830

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES					
INV.	C21D1/18	C21D6/00	C21D7/02	C21D7/10	C21D7/13
	C21D8/02	C21D8/04	C21D9/08	C21D9/48	C22C38/04
	C22C38/06	C22C38/26	C22C38/32	C22C38/38	C21D1/25

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

B. RECHERCHIERTE GEBIETE
Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole) C21D 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, WPI Data

C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	JP 2012 180594 A (SUMITOMO METAL IND) 20. September 2012 (2012-09-20)	1-6,8-11
A	Tab. 1-3 Bsp.7	7
A	----- EP 1 693 476 A1 (JFE STEEL CORP [JP]; TOYOTA MOTOR CO LTD [JP]) 23. August 2006 (2006-08-23) Para. 0081-0088, 0095, 0096, 0098, 0108; Tab. 1 Bsp. J, O, P, U	1-11
A	----- WO 2013/182621 A1 (THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG [DE]) 12. Dezember 2013 (2013-12-12) Tab. 1 Bsp. I	1-11
A	----- JP 4 134355 B2 (KAWASAKI STEEL CO) 20. August 2008 (2008-08-20) Tab. 1 Bsp. H	1-11
	----- -/--	

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

- | | |
|--|---|
| <p>* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen :</p> <p>"A" Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist</p> <p>"E" frühere Anmeldung oder Patent, die bzw. das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist</p> <p>"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)</p> <p>"O" Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht</p> <p>"P" Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist</p> | <p>"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</p> <p>"X" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden</p> <p>"Y" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist</p> <p>"&" Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist</p> |
|--|---|

Datum des Abschlusses der internationalen Recherche 7. Juli 2020	Absendedatum des internationalen Recherchenberichts 17/07/2020
Name und Postanschrift der Internationalen Recherchenbehörde Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016	Bevollmächtigter Bediensteter Kreutzer, Ingo

C. (Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
A	EP 2 881 486 A1 (BAOSHAN IRON & STEEL [CN]) 10. Juni 2015 (2015-06-10) Tab. 1 Ex. 5, 6 -----	1-11
A	EP 2 881 487 A1 (BAOSHAN IRON & STEEL [CN]) 10. Juni 2015 (2015-06-10) Tab. 1 Ex. 4 -----	1-11

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2020/064830

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
JP 2012180594 A	20-09-2012	CN 101484601 A	15-07-2009
		JP 5176954 B2	03-04-2013
		JP 5387720 B2	15-01-2014
		JP 2012180594 A	20-09-2012
		JP WO2007129676 A1	17-09-2009
		KR 20080111549 A	23-12-2008
		WO 2007129676 A1	15-11-2007

EP 1693476 A1	23-08-2006	CA 2548560 A1	23-06-2005
		CN 1890394 A	03-01-2007
		EP 1693476 A1	23-08-2006
		JP 4443910 B2	31-03-2010
		JP 2005171337 A	30-06-2005
		US 2007144632 A1	28-06-2007
		WO 2005056856 A1	23-06-2005

WO 2013182621 A1	12-12-2013	CN 104520448 A	15-04-2015
		CN 104583424 A	29-04-2015
		EP 2855717 A1	08-04-2015
		EP 2855718 A1	08-04-2015
		JP 6310452 B2	11-04-2018
		JP 6374864 B2	15-08-2018
		JP 2015525292 A	03-09-2015
		JP 2015525293 A	03-09-2015
		KR 20150023566 A	05-03-2015
		KR 20150028267 A	13-03-2015
		US 2015122377 A1	07-05-2015
		US 2015152533 A1	04-06-2015
		WO 2013182621 A1	12-12-2013
WO 2013182622 A1	12-12-2013		

JP 4134355 B2	20-08-2008	JP 4134355 B2	20-08-2008
		JP H10265846 A	06-10-1998

EP 2881486 A1	10-06-2015	AU 2013221988 A1	20-02-2014
		CN 102747280 A	24-10-2012
		EP 2881486 A1	10-06-2015
		ES 2719807 T3	16-07-2019
		JP 5806404 B2	10-11-2015
		JP 2014529686 A	13-11-2014
		KR 20150034580 A	03-04-2015
		NZ 614798 A	29-07-2016
		US 2015211098 A1	30-07-2015
		WO 2014019352 A1	06-02-2014
		ZA 201500615 B	27-01-2016

EP 2881487 A1	10-06-2015	AU 2013299254 A1	19-02-2015
		CN 102876969 A	16-01-2013
		EP 2881487 A1	10-06-2015
		JP 6254160 B2	27-12-2017
		JP 2015524881 A	27-08-2015
		KR 20150036787 A	07-04-2015
		NZ 630918 A	29-07-2016
		US 2015191806 A1	09-07-2015
		WO 2014019353 A1	06-02-2014
		ZA 201500275 B	23-12-2015
