

(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 2020/239676 A1

(51) Internationale Patentklassifikation:

C21D 6/00 (2006.01)	C23C 2/06 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01)	C22C 38/06 (2006.01)
C21D 9/48 (2006.01)	C22C 38/18 (2006.01)
C21D 1/02 (2006.01)	C22C 38/20 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)	C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)	C22C 38/24 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)	C22C 38/26 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01)	C22C 38/28 (2006.01)
B21B 1/22 (2006.01)	C22C 38/32 (2006.01)
C21D 7/13 (2006.01)	C22C 38/36 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)	C22C 38/40 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)	C23C 2/02 (2006.01)
C21D 1/84 (2006.01)	

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2020/064410

(22) Internationales Anmeldedatum:
25. Mai 2020 (25.05.2020)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(30) Angaben zur Priorität:
19177255.7 29. Mai 2019 (29.05.2019) EP

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

(72) Erfinder: FECHTE-HEINEN, Rainer; Morianstraße 26, 46238 Bottrop (DE). KERN, Andreas; Dechant-Weiders-Straße 68, 40885 Ratingen (DE). STÖTZEL, Tim; Auf dem Wingertsberg 14, 56566 Neuwied (DE). THIEL, Robin; Everslohstraße 73, 46145 Oberhausen (DE). SCHAFFNIT, Elena; Hermann-Schauten-Weg 113, 40489 Düsseldorf (DE). GAGANOV, Alexander; Jägerhofstraße 63, 45478 Mülheim an der Ruhr (DE).

(74) Anwalt: COHAUSZ & FLORACK PATENT- UND RECHTSANWÄLTE PARTNERSCHAFTSGESELLSCHAFT 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, 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,

(54) Title: HOT-ROLLED FLAT STEEL PRODUCT WITH OPTIMIZED SUITABILITY FOR WELDING, AND METHOD FOR PRODUCING SUCH A FLAT STEEL PRODUCT

(54) Bezeichnung: WARMGEWALZTES STAHLFLACHPRODUKT MIT OPTIMISierter SCHWEIßEIGNUNG UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES SOLCHEN STAHLFLACHPRODUKTS

(57) Abstract: The invention relates to a hot-rolled flat steel product with an optimized suitability for welding and optimized mechanical properties in the region of the thermally influenced zone of a welding, consisting of (in wt.%): C: 0.03 - 0.3%, Mn: 0.4 - 3%, Al: 0.05 - 0.2%, Nb: 0.005 - 0.1%, B: 0.0005 - 0.005%, optionally Cr and/or Mo with the proviso that the content %Cr of Cr and/or %Mo of Mo satisfies the following condition: $0.1\% < \%Cr + (3 \times \%Mo) < 3\%$, optionally Ti with the proviso that the content %Ti of Ti and %N of N satisfies the following condition: $\%Ti / \%N < 5$; and likewise optionally consisting of one element or multiple elements of the group "Si, Ni, Cu, V, Ca, REM", wherein for the contents of the aforementioned elements, if present, the following applies: Si: 0.01 - 0.5%, Ni: 0.1 - 1.5%, Cu: 0.1 - 1.5%, V: 0.005 - 0.10%, Ca: 0.0005 - 0.005%, REM: 0.001 - 0.050%, and residual iron and unavoidable impurities, said impurities being apportioned the contents of up to 0.01% N, up to 0.010% S, up to 0.02% P, up to 0.01% O, up to 0.0004% H, up to 0.2% W, up to 0.05% As, up to 0.05% Sn, and up to 0.2% Co. The invention also relates to a method for producing such a hot-rolled flat steel product.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung stellt ein warmgewalztes Stahlflachprodukt mit optimierter Schweißeignung und optimierten mechanischen Eigenschaften im Bereich der Wärmeeinflusszone einer Verschweißung zur Verfügung, das aus (in Gew.-%): C: 0,03 - 0,3 %, Mn: 0,4 - 3 %, Al: 0,05 - 0,2 %, Nb: 0,005 - 0,1 %, B: 0,0005 - 0,005 %, optional Cr und/oder Mo mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Cr an Cr und/oder %Mo an Mo folgende Bedingung erfüllen: $0,1\% < \%Cr + (3 \times \%Mo) < 3\%$, optional Ti mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Ti an Ti und %N an N die folgende Bedingung erfüllen: $\%Ti / \%N < 5$ sowie ebenfalls jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe "Si, Ni, Cu, V, Ca, REM", wobei für die Gehalte an diesen Elementen, soweit vorhanden, gilt: Si: 0,01 - 0,5 %, Ni: 0,1 - 1,5 %, Cu: 0,1 - 1,5 %, V: 0,005 - 0,10 %, Ca: 0,0005 - 0,005 %, REM: 0,001 - 0,050 %, und als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei den Verunreinigungen Gehalte von bis zu 0,01 % N, bis zu 0,010 % S, bis zu 0,02 % P, bis zu 0,01 % O, bis zu 0,0004 % H, bis zu 0,2 % W, bis zu 0,05 % As, bis zu 0,05 % Sn und bis zu 0,2 % Co zugerechnet sind. Die Erfindung nennt auch ein Verfahren zur Herstellung eines solchen warmgewalzten Stahlflachprodukts.

WO 2020/239676 A1

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)

Warmgewalztes Stahlflachprodukt mit optimierter Schweißeignung und Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts

Die Erfindung betrifft ein warmgewalztes Stahlflachprodukt mit optimierter Schweißeignung und optimierten mechanischen Eigenschaften im Bereich der Wärmeeinflusszone einer Verschweißung.

Des Weiteren betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines solchen warmgewalzten Stahlflachprodukts.

Als Stahlflachprodukte werden hier Walzprodukte verstanden, deren Länge und Breite jeweils wesentlich größer sind als ihre Dicke. Somit sind, wenn nachfolgend von einem Stahlflachprodukt oder auch von einem „Blechprodukt“ die Rede ist, damit Walzprodukte, wie Stahlbänder oder –bleche, gemeint, aus denen für die Herstellung von beispielsweise Fahrzeug-, Kran- oder Infrastrukturbauteilen sowie Tragkonstruktionen oder Schilde im Über- oder Untertagebau, Zuschnitte oder Platinen abgeteilt werden. „Blechformteile“ oder „Blechbauteile“ sind aus derartigen Stahlflach- oder Blechprodukten hergestellt, wobei hier die Begriffe „Blechformteil“ und „Blechbauteil“ synonym verwendet werden. Als Infrastrukturbau wird hierbei die Herstellung von Bauwerken, Brücken, Schiffen und Flugzeugen verstanden. Fahrzeugbau bezieht sich hier insbesondere auf den Bau von Nutzfahrzeugen, Bussen und Anhängern. Kranbau bezieht sich hier insbesondere auf den Bau von Mobilkranen, besonders auf den Bau von Kranauslegern.

Wenn hier Angaben zu Legierungsgehalten gemacht werden, beziehen diese sich auf das Gewicht (Angabe in Gew.-%), sofern nichts anderes ausdrücklich angegeben ist. Wenn Elementgehalte in Formeln angegeben werden, ist hier ebenfalls der entsprechende Legierungsgehalt in Gew.-% gemeint, sofern nichts anderes angegeben. Angaben zu Gehalten von Gefügebestandteilen beziehen sich auf die im metallografischen Schliff betrachtete Fläche (Angabe in Flächen-%), sofern nichts anderes angegeben ist.

Werden im vorliegenden Text Formeln oder Bedingungen genannt, in denen anhand von Gehalten bestimmter Legierungselemente Werte berechnet oder gebildet werden, so werden die betreffenden Gehalte an Legierungselementen jeweils in Gew.-% in diese Formeln oder Bedingungen eingesetzt, sofern nichts anderes angegeben ist.

Seit den 1980er Jahren werden sogenannte "HSLA-Stähle" (High Strength Low Alloy-Steels) für den Fahrzeug-, Kran- und Infrastrukturbau und viele weitere Anwendungen eingesetzt. HSLA-Stähle zeichnen sich durch eine Kombination aus hoher Festigkeit und Umformbarkeit bei relativ geringen Legierungsgehalten aus. Ihre hohe Festigkeit erlangen sie durch die Zugabe von Mikrolegierungselementen wie Titan, Niob oder Vanadium in Verbindung mit einem kontrollierten Walz- und Abkühlprozess. Durch ihren geringen Gehalt an Legierungselementen besitzen sie darüber hinaus eine hervorragende Schweißeignung und können unter geringen Kosten produziert werden.

Insbesondere im Bereich des Nutzfahrzeug- und Mobilkranbaus hat das Bestreben zur Verringerung des Fahrzeuggewichtes in den vergangenen Jahrzehnten deutlich zugenommen. Dies ist insbesondere darauf zurückzuführen, dass der Kraftstoffverbrauch aus ökonomischen und ökologischen Gründen auf ein Minimum reduziert werden soll. Neben der Reduzierung des Fahrzeuggewichtes steigen auch die Ansprüche an die Tragfähigkeit von Fahrzeugkonstruktionen bei gleichzeitig möglichst großer Gestaltungsfreiheit.

Um diesen Anforderungen gerecht zu werden, wurden seit Beginn der 1990er Jahre Baustähle mit zunehmend höheren Streckgrenzen von bis zu 1300 MPa und gleichzeitig guter Umformbarkeit entwickelt.

Für die Herstellung solcher hochfesten Stähle werden üblicherweise zunächst Blechtafeln gewalzt und in einem zusätzlichen Fertigungsschritt vergütet. Für diese Vergütung ist üblicherweise ein Wiedererwärmen erforderlich, auf das ein Abschrecken zur Einstellung einer geforderten Härte und nachgelagertes Anlassen folgt.

Der mit dieser Art der Vergütung verbundene Aufwand ist aufgrund der vielen dabei zu absolvierenden Arbeitsschritte erheblich. Eine effiziente Möglichkeit zur Reduzierung dieses Aufwands bietet das Abschrecken aus der Walzhitze heraus. Bei diesem auch als "Direkthärten" bezeichneten Arbeitsgang erfolgt eine rasche Abkühlung des jeweils zu verarbeitenden warmgewalzten Stahlflachprodukts unmittelbar nach Verlassen des letzten Walzgerüsts der Warmwalzstrecke, in der das Stahlflachprodukt warmgewalzt worden ist. Wird dieser Fertigungsschritt mit einem vorgelagerten thermomechanischen Warmwalzen verbunden, können hohe Festigkeiten in Kombination mit exzellenten Kerbschlagbiegegezhigkeiten erzielt werden.

Da das thermomechanische Warmwalzen zu einem signifikanten Festigkeitsanstieg im Vergleich zum konventionellen Warmwalzen führt, können für die gleiche Festigkeitsstufe geringere Legierungsgehalte als bei konventionell warmgewalzten und vergüteten Stählen eingesetzt werden. Die durch thermomechanisches Walzen und Direkthärten erhaltenen Stahlflachprodukte weisen daher typischerweise eine bessere Schweißseignung auf als konventionell erzeugte Stahlflachprodukte mit vergleichbaren mechanischen Kennwerten, ohne dass dazu aufwändige Maßnahmen erforderlich sind.

Aufgrund ihrer besonderen Schweißeignung werden thermomechanisch gewalzte und direktgehärtete Stahlflachprodukte insbesondere für hochbelastete Schweißkonstruktionen verwendet. Bei solchen Konstruktionen sind die mechanisch-technologischen Eigenschaften der in den Schweißnähten aufeinander treffenden Stahlflachprodukte von besonderer Bedeutung. So müssen die durch die Schweißnaht miteinander verbundenen Stahlflachprodukte auch im Bereich der die Schweißnaht umgebenden Wärmeeinflusszone, die der beim Schweißen eingebrachten Wärme ausgesetzt war, optimierte Eigenschaften besitzen.

Aus der EP 2 729 590 B1 geht in diesem Zusammenhang hervor, dass durch eine maßgeschneiderte Kombination aus chemischer Zusammensetzung und Erzeugungsparametern ein Stahlflachprodukt hergestellt werden kann, welches einen hervorragenden Widerstand gegen eine Erweichung in Folge der in der Wärmeeinflusszone in das Stahlflachprodukt eingetragenen Wärme bietet. Diese Eigenschaft wird dabei durch legierungstechnische Maßnahmen erreicht, welche bewirken, dass nach dem Warmwalzen und Direkthärten des Stahlflachprodukts noch ein großer Gehalt an Mikrolegierungselementen gelöst im Stahl vorliegt. Während und nach einem späteren Schweißprozess stehen diese bis dahin gelösten Mikrolegierungselemente zur durch den Wärmeeintrag beim Schweißen initiierten Bildung von Ausscheidungen in der Wärmeeinflusszone zur Verfügung, welche eine deutliche Ausscheidungsverfestigung bewirken und so die Erweichung und dem damit einhergehenden Festigkeitsverlust in der Wärmeeinflusszone entgegenwirken. Dabei wird in der EP 2 729 590 B1 hervorgehoben, dass es für die Herstellung der hochfesten thermomechanisch-gewalzten und direktgehärteten Stahlflachprodukte sehr wichtig sei, die härtefördernde Wirkung des Bors zu nutzen. Da diese Wirkung nur bei gelöst vorliegendem Bor entfaltet werden kann und Bor eine hohe Affinität zu Stickstoff besitzt, muss die Bildung von Bornitriden (BN) verhindert werden. Zu diesem Zweck sieht die EP 2 729 590 B1 die Zugabe von Titan zur Legierung des Stahlflachprodukts vor,

welches den freien Stickstoff zu TiN abbinden soll, bevor er eine Verbindung mit dem im Stahl des Stahlflachprodukts gleichzeitig vorhandenen Bor eingeht.

Allerdings besteht bei diesem Konzept das Risiko, dass es in Folge der Titannitrid-Bildung zu einer Verringerung der Kerbschlagbiegezugfähigkeit führen kann, da sich Titannitride häufig als grobe, eckige Ausscheidungen darstellen. Um dieses Risiko zu vermeiden, ist vorgeschlagen worden, an Stelle oder ergänzend zu der Zugabe von Titan der Legierung des jeweiligen Stahlflachprodukts Aluminium zuzugeben, um durch Bildung von AlN den freien Stickstoff zu binden. Beispielsweise im Fachbuch Tamura et al.

"Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels", Butterworth & Co. Ltd., 1988, eBook ISBN: 978148316, ist jedoch erläutert, dass Aluminium bei der Abbindung von Stickstoff eine deutlich geringe Wirkung entfaltet als Titan.

Neben dem voranstehend erläuterten Stand der Technik ist aus der EP 2 907 886 A1 ein hochfestes warmgewalztes Stahlblech bekannt, das in Massen-% C: 0,01% bis 0,2%, Si: 0% bis 2,5%, Mn: 0% bis 4,0%, Al: 0% bis 2,0%, N: 0% bis 0,01%, Cu: 0% bis 2,0%, Ni: 0% bis 2,0%, Mo: 0% bis 1,0%, V: 0% bis 0,3%, Cr: 0% bis 2,0%, Mg: 0% bis 0,01%, Ca: 0% bis 0,01%, REM: 0% bis 0,1%, B: 0% bis 0,01%, P: $\leq 0,10\%$, S: $\leq 0,03\%$, O: $\leq 0,01\%$, eines oder beide von Ti und Nb: 0,01% bis 0,30% insgesamt, und als Rest Fe und unvermeidlichen Verunreinigungen besteht. Das Stahlblech hat ein Gefüge, bei dem ein Gesamtvolumenanteil von getempertem Martensit oder niedrigerem Bainit 90% oder mehr beträgt, dessen Versetzungsdichte $\geq 5 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ und $\leq 1 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$, und in dem mindestens 1×10^6 Carbide auf Eisenbasis pro mm^2 enthalten sind. Dabei werden bei entsprechend zusammengesetzten Stahlblechen durchweg hohe Si-Gehalte mit Al-Gehalten von weniger als 0,05 Masse-% kombiniert. Gleichzeitig sind die Gehalte an Ti und N so aufeinander abgestimmt, dass der Ti-Gehalt regelmäßig um mehr als das Sechsfache größer ist als der N-Gehalt. Ziel der Zugabe von Ti ist dabei die

Bildung von TiN, welches die Ausprägung eines feinen Gefüges begünstigen soll.

Ebenso ist aus der JP 2018-188675 A ein hochfestes warmgewalztes Stahlblech mit hoher Zähigkeit, guten Stanzeigenschaften und guter Stanzbiegeermüdungsfestigkeit bekannt, das aus, in Masse-%, C: 0,05 bis 0,14%, Si: 0,01 bis 1,0%, Mn: 0,50 bis 2,0%, P: $\leq 0,025$ %, S: $\leq 0,005$ %, Al: 0,005 bis 0,10%, N: 0,002 bis 0,006%, Nb: 0,001 bis 0,05%, Ti: 0,001 bis 0,05%, Cr: 0,01 bis 1,0%, B: 0,0005 bis 0,0050 % und als Rest aus Fe und unvermeidlichen Verunreinigungen besteht. Das Gefüge des Stahlblechs weist eine Hauptphase auf, die aus mindestens einer Martensitphase und einer getemperten Martensitphase besteht und mindestens 95 Flächen-% einnimmt. Im Gefüge liegt zudem Zementit mit einer durchschnittlichen Teilchengröße von $\leq 0,5$ μm vor, wobei der Gehalt an Zementit im Gefüge 0,01 bis 0,08 Massen-% beträgt. Auch in den nach diesem Stand der Technik erzeugten Stahlblechen sind jeweils Al-Gehalte von weniger als 0,05 Masse-% vorgesehen, um zu vermeiden, dass Al die Schweißbarkeit des Materials herabsetzt.

Schließlich ist aus der EP 2 130 938 A1 ein warmgewalztes Stahlblech bekannt, das aus, in Massen-%, C: 0,01 bis 0,1 %, Si: 0,01 bis 0,1 %, Mn: 0,1 bis 3 %, P: nicht mehr als 0,1 %, S: $\leq 0,03$ %, Al : 0,001 bis 1 %, N: $\leq 0,01$ %, Nb: 0,005 bis 0,08 % und Ti: 0,001 bis 0,2 % und als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei die Gehalte an Nb und C die Bedingung $[\text{Nb}] \times [\text{C}] \leq 4,34 \times 10^{-3}$ erfüllen sollen und eine Korngrenzendichte des in fester Lösung befindlichen Kohlenstoffgehaltes nicht weniger als 1 Atom/ nm^2 und nicht mehr als 4,5 Atome/ nm^2 beträgt. Gleichzeitig soll die Korngröße der Zementitkörner an den Korngrenzen nicht mehr als 1 μm betragen. Auch die gemäß diesem Stand der Technik erzeugten warmgewalzten Stahlbleche weisen jeweils geringe Al-Gehalte von bevorzugt höchstens 0,04 Masse-% auf, um Al einerseits für die Desoxidation bei der Stahlerzeugung nutzen zu können, andererseits aber eine Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften des Stahlblechs zu vermeiden. Gleichzeitig sind bei diesem Stand der Technik im

Verhältnis zu N ebenfalls hohe Ti-Gehalte vorgesehen, um die Bildung von Ti-Karbiden zu begünstigen, die zur Festigkeit des Stahls beitragen sollen.

Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik hat sich die Aufgabe ergeben, ein Stahlflachprodukt zu nennen, das eine optimierte Schweißeignung aufweist und nach einer Verschweißung im Bereich der Wärmeeinflusszone dieser Verschweißung ein Eigenschaftsprofil besitzt, das höchsten Anforderungen genügt.

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

Darüber hinaus sollte ein Verfahren zur Herstellung eines derartigen Stahlflachprodukts angegeben werden.

Ein diese Aufgabe lösendes Verfahren umfasst mindestens die in Anspruch 12 angegebenen Verfahrensschritte, wobei es sich von selbst versteht, dass der Fachmann die im Anspruch 12 nicht genannten, im Stand der Technik jedoch bei der Erzeugung und Prozessierung von warmgewalzten Stahlflachprodukten regelmäßig durchgeführten Arbeitsschritte selbstständig ergänzt, wenn sich hierzu die Notwendigkeit ergibt.

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

Die Erfindung stellt hiermit ein Stahlflachprodukt zur Verfügung, dessen Legierung und Herstellungsverfahren so maßgeschneidert ist, dass ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt dem in der Praxis an derartige Stahlflachprodukte gestellten, oben erläuterten Anforderungsprofil optimal genügt.

In diesem Sinne besteht ein erfindungsgemäßes warmgewalztes Stahlflachprodukt mit optimierter Schweißseignung und optimierten Eigenschaften im Bereich der Wärmeeinflusszone einer Verschweißung aus (in Gew.-%) 0,03 - 0,3 % C, 0,4 - 3 % Mn, 0,05 - 0,2 % Al, 0,005 - 0,1 % Nb, 0,0005 - 0,005 % B, optional Cr und/oder Mo mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Cr an Cr und/oder %Mo an Mo die Bedingung $0,1 \% \leq \%Cr + (3 \times \%Mo) \leq 3 \%$ erfüllen, optional Ti mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Ti an Ti und %N an N die Bedingung $\%Ti / \%N \leq 5$ erfüllen sowie ebenfalls jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe "Si, Ni, Cu, V, Ca, REM", wobei für die Gehalte an diesen Elementen, soweit vorhanden, gilt: Si: 0,01 - 0,5 %, Ni: 0,1 - 1,5 %, Cu: 0,1 - 1,5 %, V: 0,005 - 0,10 %, Ca: 0,0005 - 0,005 %, REM: 0,001 - 0,050 %, und als aus Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, wobei den Verunreinigungen Gehalte von bis zu 0,01 % N, bis zu 0,010 % S, bis zu 0,02 % P, bis zu 0,01 % O, bis zu 0,0004 % H, bis zu 0,2 % W, bis zu 0,05 % As, bis zu 0,05 % Sn und bis zu 0,2 % Co zugerechnet sind.

Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt liegt im warmgewalzten und gehärteten oder vergüteten Zustand vor und weist dabei typischerweise eine Dicke von 1,5 - 25 mm, insbesondere von bis zu 20 mm, auf. Aufgrund des angestrebten Einsatzgebietes werden für erfindungsgemäße Stahlflachprodukte insbesondere Dicken von mindestens 2,0 mm vorgesehen, wobei zur Erhöhung des Widerstandes gegen Knicken auch Blechdicken von mindestens 3,0 mm gewählt werden. Dabei lassen sich die Eigenschaften erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte und das darauf gründende Leichtbaupotenzial bei Dicken von maximal 15 mm besonders effektiv ausschöpfen.

Die im Zugversuch gemäß DIN EN ISO 6892 ermittelte Streckgrenze R_e eines erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukts beträgt mindestens 680 MPa. Wenn im vorliegenden Text von der "Streckgrenze R_e " die Rede ist, ist hiermit im Falle einer ausgeprägten Streckgrenze die obere Streckgrenze

R_{eH} gemeint, im Falle einer nicht ausgeprägten Streckgrenze die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$.

Im Hinblick auf die Optimierung des Leichtbaupotenzials erweist es sich dabei als besonders vorteilhaft, dass sich das Gefüge eines erfindungsgemäß warmgewalzten Stahlflachprodukts so einstellen lässt, dass seine Streckgrenze R_e mindestens 890 MPa beträgt.

Die ebenfalls im Zugversuch gemäß DIN EN ISO 6892 ermittelte Zugfestigkeit R_m eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beträgt typischerweise 700 - 1700 MPa. Dabei lässt sich eine hohe Bauteilsicherheit dadurch sicher gewährleisten, dass die Zugfestigkeit erfindungsgemäßer Bleche regelmäßig mindestens 930 MPa beträgt. Gleichzeitig erweist es sich im Hinblick auf die Zähigkeit erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte als günstig, dass die Zugfestigkeit regelmäßig höchstens bis zu 1550 MPa beträgt.

Dementsprechend ergibt bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt das Streckgrenzenverhältnis R_e/R_m mindestens 0,75. Starke Verfestigung erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte und damit einhergehende hohe Umformkräfte werden hierbei dadurch vermieden, dass sich bei erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten regelmäßig Streckgrenzenverhältnisse R_e/R_m von mindestens 0,80 einstellen.

Die an einer gemäß DIN EN ISO 6892, Proportionalprobe, ermittelte Bruchdehnung A liegt bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt bei 5 - 25 %. Dabei ergibt sich in der Praxis eine gute Umformbarkeit dadurch, dass die Bruchdehnung A erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte regelmäßig mindestens 8 % beträgt.

Die Kerbschlagzähigkeit (Charpy-V nach DIN EN ISO 148-1) eines erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes beträgt bei einer Prüftemperatur

von -20 °C mindestens 50 J/cm² und bei einer Prüftemperatur von -40 °C mindestens 35 J/cm².

Die mechanischen Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts lassen sich durch eine gezielte Einstellung des Gefüges gezielt einstellen. Im Fall, dass die Streckgrenze R_e eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts weniger als 890 MPa beträgt, besteht das Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes zum überwiegenden Teil, d.h. zu mindestens 50 Flächen-% aus Bainit oder bainitischem Ferrit, wobei der Bainit-Anteil des Gefüges auch bis zu 100 Flächen-% betragen kann, das Gefüge in diesem Fall also rein bainitisch ist. Die Bezeichnung „Bainit“ oder „bainitisch“ schließt dabei hier stets Gefügebestandteile des bainitischen Ferrits und des versetzungsreichen Ferrits mit ein. Bei Bainit-Anteilen von weniger als 100 Flächen-% wird der Rest des Gefüges durch bis zu 50 Flächen-% Ferrit und, sofern die Summe aus Bainit- und Ferrit-Anteil weniger als 100 Flächen-% beträgt, durch Martensit eingenommen, wobei der Martensit-Anteil am Gefüge in jedem Fall auf höchstens 10 Flächen-%, bevorzugt auf höchstens 5 Flächen-% beschränkt ist.

Im Fall, dass die Streckgrenze R_e mindestens 890 MPa beträgt, überwiegt dagegen der Anteil an Martensit, zu dem auch angelassener Martensit gehören kann, im Gefüge. Der Martensit-Anteil des Gefüges beträgt in diesem Fall mindestens 50 Flächen-% wobei der Martensit-Anteil auch bis zu 100 Flächen-% betragen kann, dann also ein vollständig martensitisches Gefüge vorliegt. Bei Martensit-Anteilen von weniger als 100 Flächen-% wird der jeweilige Rest des Gefüges durch Bainit bzw. bainitischem Ferrit und, sofern vorhanden, Ferrit eingenommen, dessen Anteil am Gefüge jedoch ebenfalls auf maximal 10 Flächen-%, bevorzugt auf maximal 5 Flächen-%, beschränkt ist. Zur Erzielung hoher Festigkeiten bei gleichzeitig geringer Kantenrissempfindlichkeit werden insbesondere Gefüge mit einem Martensitanteil von mindestens 80 Flächen-%, insbesondere mindestens 90 Flächen-% oder mindestens 95 Flächen-%, eingestellt.

Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besitzt eine gute Anlassbeständigkeit und zeichnet sich durch eine hervorragende Kerbschlagzähigkeit in der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten aus. Darüber hinaus ist ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt aufgrund seiner guten Verformbarkeit hervorragend geeignet zum Abkanten und besitzt aufgrund der hohen Oberflächenhärte eine gute Verschleißbeständigkeit.

Durch die bei einem erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukt verwirklichte Kombination von hohen Festigkeiten und guten Bruchdehnungswerten bei gleichzeitig hohen Kerbschlagzähigkeiten, insbesondere der deutlich verbesserten Kerbschlagzähigkeiten in der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten, ist das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt besonders für den Einsatz in Schweißkonstruktionen für Kranausleger im Teleskopkranbau, im Fahrzeugbau, im Infrastrukturbau und für im Über- oder Untertagebergbau eingesetzte Gerätschaften, wie Tragkonstruktionen von Schilden und desgleichen, geeignet.

Auch kann durch den Einsatz von erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten beim Bau von Nutzfahrzeugen, wie Sattelaufliegern, auch "Trailer" genannt, für Sattelzüge oder Anhängern für Lastkraftwagen, bei der Fertigung von Fahrwerksteilen und bei der Herstellung von Fahrzeugrädern eine deutliche Gewichtsersparnis erzielt werden. Diese Vorteile lassen sich genauso beim Bau von Schienenfahrzeugen oder im Schiffbau nutzen.

Ein erfindungsgemäßes warmgewalztes Stahlflachprodukt kann zur Weiterverarbeitung im ungebeizten, gebeizten oder gestrahlten Zustand bereitgestellt werden. Zum Schutz vor korrosiven Angriffen kann es mit einer metallischen Schutzschicht belegt sein, wobei sich hierzu besonders die aus dem Stand der Technik bekannten Schutzschichten auf Zink-Basis eignen. Solche Zn-basierten Überzüge lassen sich insbesondere durch elektrolytische Verzinkung in praxisgerechter Weise auf ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt aufbringen.

Um dieses Eigenschaftsprofil zu erreichen, sind die Legierungsbestandteile eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts wie folgt ausgewählt worden:

Kohlenstoff (C) ist an erster Stelle zur Steigerung der Zugfestigkeit und Streckgrenze in Gehalten von 0,03 – 0,3 Gew.-% im Stahlsubstrat eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts vorhanden. Seine Wirkung entfaltet C dabei durch unterschiedliche Mechanismen. So kann C bis zu einem gewissen Anteil sowohl im kubisch-raumzentrierten als auch im kubisch-flächenzentrierten Eisengitter interstitiell gelöst vorliegen und auf diesem Wege eine Festigkeitssteigerung hervorrufen. Beim erfindungsgemäßen Legierungskonzept besteht die vorrangige Aufgabe des Kohlenstoffs jedoch darin, bei der Abschreckung des Stahlflachprodukts eine martensitische Gefügeumwandlung zu ermöglichen, die eine signifikante Festigkeitssteigerung zur Folge hat. Die martensitische Gefügeumwandlung wird durch eine stark unterschiedliche Löslichkeit des Kohlenstoffs im kfz- und krz-Gitter in Verbindung mit einer ausreichend hohen Abkühlrate gewährleistet. Die austenitstabilisierende Wirkung des Kohlenstoffs sorgt an dieser Stelle dafür, dass die erforderliche Abkühlrate für die Martensitbildung verringert und die Festigkeit des entstandenen Martensits erhöht wird. Darüber hinaus bewirkt Kohlenstoff jedoch auch eine Absenkung der Martensitstarttemperatur, d.h. der Temperatur, ab der es zur Bildung von Martensit bei der Abkühlung kommt, so dass für die Martensitbildung geringere Temperaturen eingestellt werden müssen. Um eine definierte Festigkeitssteigerung durch Martensitbildung zu bewirken, ist ein Mindestgehalt an Kohlenstoff von 0,03 Gew.-% erforderlich, wobei im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts vorzugsweise mindestens 0,04 Gew.-% C enthalten sind, damit die positive Wirkung von C sicher eintritt. Ein zunehmender Kohlenstoffgehalt bewirkt einen Anstieg der Festigkeit und Streckgrenze. Gleichzeitig hat jedoch der C-Gehalt den größten Einfluss auf den Wert des Kohlenstoffäquivalents CE, das gemäß den im Artikel „Determination of Suitable Minimum Preheating Temperature for the Cold-Crack-Free Welding of Steels, UWER, D., & HOHNE, H., IIW Document IX-

1631-91, 1991, dargelegten Zusammenhängen bestimmt wird. Hohe C-Gehalte führen hier zu hohen CE-Werten. Ein zu hoher Anstieg des Kohlenstoffäquivalents CE schränkt die Schweißseignung deutlich ein. Um diesen negativen Effekt der Anwesenheit von C zu vermeiden, ist der C-Gehalt des Stahls eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 0,3 Gew.-% beschränkt, wobei sich bei Gehalten von höchstens 0,2 Gew.-% eine besonders gute Schweißseignung gewährleisten lässt. Die Anwesenheit von C im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts lässt sich somit optimal nutzen, wenn ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt C-Gehalte von 0,04 – 0,2 Gew.-% aufweist.

Mangan (Mn) ist im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts in Gehalten von 0,4 – 3 Gew.-% vorhanden, um drei wesentliche Aufgaben zu erfüllen. So bildet Mangan mit Eisen einen Substitutions-Mischkristall, wodurch eine Festigkeitssteigerung hervorgerufen wird. Des Weiteren wirkt Mangan austenitstabilisierend und ermöglicht damit bei der Abschreckung eine martensitische Umwandlung auch bei kleineren Abkühlraten. Darüber hinaus besitzt Mangan eine hohe Affinität zu Schwefel (S) und bindet es zu MnS ab. Auf diesem Wege kann die Bildung versprödender Phasen wie FeS vermieden werden. Um diese Wirkung zu erzielen, ist ein Mindestgehalt an Mangan von 0,4 Gew.-% erforderlich, wobei die positive Wirkung von Mn bei Gehalten von mindestens 0,6 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,8 Gew.-%, besonders eintritt. Bei hohen Mangangehalten können sich über die Materialdicke Seigerungen bilden, wodurch die mechanischen Eigenschaften des Stahlflachprodukts verschlechtert würden. Um Seigerungen zu verhindern, ist der Mangangehalt auf höchstens 3 Gew.-% beschränkt, wobei sich bei Mn-Gehalten von höchstens 2,0 Gew.-%, insbesondere höchstens 1,7 Gew.-% negative Einflüsse von Mn besonders sicher ausschließen lassen. Die Anwesenheit von Mn im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts lässt sich somit optimal nutzen, wenn ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt Mn-Gehalte von 0,6 – 2,0 Gew.-%, insbesondere 0,8 – 1,7 Gew.-% aufweist.

Der erfindungsgemäß kombinierten Zugabe von Bor, Aluminium und mindestens dem Mikrolegierungselement Niob, sowie optional weiteren Mikrolegierungselementen wie Titan oder Vanadium kommt im Hinblick auf die Einstellung der Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts eine besondere Bedeutung zu.

Bor (B) ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 0,0005 – 0,005 Gew.-% vorhanden, um eine optimal hohe Härte zu erreichen. Aus der Walzhitze kommend segregiert B an die Austenitkorngrenzen und unterdrückt dort die Keimbildung von Ferrit. Auf diesem Wege wird die ferritisch-perlitische Umwandlung zu längeren Abkühlzeiten verschoben und es kann eine martensitische Umwandlung bei geringeren Abkühlraten erreicht werden. Um diese Effekte zu erreichen, ist ein B-Gehalt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt von mindestens 0,0005 Gew.-% erforderlich, wobei sich die günstige Wirkung von B dann besonders sicher einstellt, wenn der B-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts mindestens 0,0010 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,0015 Gew.-% beträgt. Bei Gehalten von mehr als 0,005 Gew.-% stellt sich keine signifikante Verbesserung der Härtebarkeit mehr ein. Besonders effektiv wirkt B bei B-Gehalten des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts von bis zu 0,004 Gew.-%, insbesondere bis zu 0,0035 Gew.-%. Die Anwesenheit von B im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts lässt sich somit optimal nutzen, wenn ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt B-Gehalte von 0,0010 – 0,004 Gew.-%, insbesondere 0,0015 – 0,0035 Gew.-%, aufweist.

Damit sich die erfindungsgemäß genutzten Wirkungen von Bor im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt einstellen, muss sichergestellt werden, dass Bor im Gefüge des Stahlflachprodukts gelöst vorliegt und nicht durch die Bildung von Bornitrid abgebunden wird. Um dies zu gewährleisten, müssen im Stahlflachprodukt vorhandene Gehalte an Stickstoff (N) soweit abgebunden werden, dass der Gehalt an freiem Stickstoff im Stahlflachprodukt unterhalb von 0,0007 Gew.-% liegt. Die Erfindung sieht zu diesem Zweck die kombinierte

Zugabe von Aluminium (Al) und Niob (Nb) vor, die ebenfalls starke Nitrid- und Karbid- bzw. Karbonitridbildner sind. Hierbei hat sich überraschenderweise herausgestellt, dass Aluminium und Niob in Kombination eine deutlich sicherere Abbindung von Stickstoff bewirken als es die Summe der jeweils einzelnen Beiträge dieser Legierungselemente hätte erwarten lassen. Hier zeigte sich, dass Al schon vor der Bildung von Aluminiumnitriden die Bildungsenergie von Niobnitriden und Niobkarbonitriden herabsetzt, so dass ein höherer Anteil des Stickstoffs an Niob gebunden wird, als dies bei geringeren Al-Gehalten der Fall gewesen wäre.

Neben der Abbindung von Stickstoff wird Al bei der Stahlerzeugung zur Desoxidation der Stahlschmelze genutzt. Dabei wird die hohe Affinität des Aluminiums zu Sauerstoff (O) genutzt. Durch die Abbindung des Sauerstoffs zu Al_2O_3 wird das Aufsteigen von Sauerstoffblasen während der Stahlerzeugung vermieden. Um einerseits für die Desoxidation und andererseits für die Abbindung von Stickstoff ausreichende Gehalte an Al zur Verfügung zu haben, enthält das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt 0,05 - 0,2 Gew.-% Al. Dabei stellen sich die positiven Wirkungen von Al im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt bei Al-Gehalten von mindestens 0,07 Gew.-% besonders sicher ein. Zur Erhöhung der Sicherheit der Stickstoffabbindung auch beim Auftreten höherer Stickstoffgehalte durch unvermeidbare Schwankungen des N-Gehaltes wird insbesondere ein Gehalt von mindestens 0,085 Gew.-% Al gewählt. Über 0,2 Gew.-% liegende Al-Gehalte würden bei der Stahlerzeugung die Gefahr der Entstehung von groben Al_2O_3 -Partikeln mit sich bringen, durch die die mechanischen Eigenschaften des Stahlflachprodukts beeinträchtigt würden. Dies wird durch die Begrenzung des Al-Gehalts auf höchstens 0,2 Gew.-% sicher verhindert. Um das Risiko von Gießproblemen durch Zusetzen der Gießeinrichtung mit Al_2O_3 zu verringern, kann der Al-Gehalt auf höchstens 0,15 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,13 Gew.-%, begrenzt sein. Die Anwesenheit von Al im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts lässt sich somit optimal nutzen, wenn ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt

Al-Gehalte von 0,07 – 0,15 Gew.-%, insbesondere 0,085 – 0,13 Gew.-%, aufweist.

Auch Nb erfüllt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zusätzlich zur Abbindung von Stickstoff weitere Aufgaben. So bildet Niob bei relativ hohen Temperaturen Niobkarbide, nitride und/oder –karbonitride, die das Kornwachstum vor, nach und während des bei der Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts durchlaufenen Walzprozesses behindern und so eine Kornfeinung und damit eine Steigerung der Kerbschlagzähigkeit bewirken. Darüber hinaus können Niobkarbide, Niobnitride und/oder Niobkarbonitride eine Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungsverfestigung bewirken, die erfindungsgemäß genutzt wird, um ein übermäßiges Erweichen der Wärmeeinflusszone im Bereich einer an einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorgenommenen Verschweißung zu vermeiden. Um die hier erläuterten Wirkungen von Niob zu nutzen, sind im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt Nb-Gehalte von 0,005 – 0,1 Gew.-% vorgesehen. Dabei stellen sich die positiven Einflüsse von Nb bei Gehalten von mindestens 0,010 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,015 Gew.-%, besonders sicher ein. Bei Nb-Gehalten von mehr als 0,1 Gew.-% ergibt sich keine Steigerung der Wirkung von Nb mehr. Daher ist der Nb-Gehalt auf höchstens 0,1 Gew.-% begrenzt. Besonders effektiv wirkt Niob bei Nb-Gehalten des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts von bis zu 0,06 Gew.-%, insbesondere bis zu 0,04 Gew.-%. Die Anwesenheit von Nb im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts lässt sich somit optimal nutzen, wenn ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt Nb-Gehalte von 0,010 – 0,06 Gew.-%, insbesondere 0,015 – 0,04 Gew.-%, aufweist.

C, Mn, Al, Nb und B sind in erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten als Pflichtelemente in den voranstehend erläuterten Gehalten stets vorhanden.

Um die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts besonders auszuprägen oder seine Verarbeitbarkeit zu optimieren, können dem

erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt weitere Legierungselemente zugegeben werden, die nachfolgend erläutert werden. Jedoch werden die Eigenschaften erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte auch ohne diese Elemente erzielt, so dass die nachfolgend jeweils als "optional" anwesend angegebenen Legierungselemente im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt auch fehlen können, diese Elemente also auch aus der durch die Erfindung definierten Legierungsvorschrift gestrichen werden können. Zudem können einzelne oder mehrere dieser Elemente als Verunreinigungen in geringeren Gehalten vorliegen als die im Folgenden angegebenen Mindestwerte. In diesem Falle sind sie nicht in der angegebenen Weise wirksam, verschlechtern die angegebenen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes jedoch auch nicht und können daher toleriert werden.

Optional können im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt Chrom (Cr) oder Molybdän (Mo) oder eine Kombination aus Chrom (Cr) und Molybdän (Mo) vorhanden sein. Sowohl Chrom (Cr) als auch Molybdän (Mo) unterdrücken effektiv die Bildung von Ferrit und Perlit während des Abkühlvorganges nach dem Warmwalzen eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts und ermöglichen eine vollständige Martensit- oder Bainitbildung auch bei geringeren Abkühlraten, wodurch eine Steigerung der Härbarkeit erzielt wird, was insbesondere für große Dicken des Stahlflachproduktes von Vorteil ist. Diese Wirkung kann sowohl dadurch erzielt werden, dass entweder Cr oder Mo jeweils alleine im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhanden sind, als auch dadurch, dass Cr und Mo in Kombination miteinander im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhanden sind. Dabei ist die härbarkeitssteigernde Wirkung von Mo deutlich höher als die von Cr. Um die positiven Effekte von Cr und Mo zu nutzen, können im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional Cr und/oder Mo mit der Maßgabe vorhanden sein, dass die Gehalte %Cr an Cr und %Mo an Mo, jeweils in Gew.-%, die Bedingung $0,1 \text{ Gew.-%} \leq \%Cr + (3 \times \%Mo) \leq 3 \text{ Gew.-%}$ erfüllen. Dabei gilt diese Anforderung auch dann als erfüllt, wenn nur Cr oder nur Mo in ausreichenden

Gehalten vorhanden sind. Dabei ergeben sich Wirkungen von Mo und/oder Cr im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt besonders dann sicher, wenn für die Gehalte %Cr an Cr und/oder %Mo an Mo $\%Cr + (3 \times \%Mo) \geq 0,2$ Gew.-% gilt. Besonders effektiv und wirtschaftlich lassen sich die positiven Einflüsse von Mo und Cr im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt nutzen, wenn für die Gehalte %Cr an Cr und %Mo an Mo $\%Cr + (3 \times \%Mo) \leq 2$ Gew.-% gilt.

Optional kann dem Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auch Titan (Ti) zugegeben werden. Durch die Zugabe von Ti kann ebenfalls Stickstoff abgebunden werden, um die Löslichkeit von Bor zu sichern. Die sich bei hoher Temperatur bzw. direkt aus der Schmelze heraus bildenden Titannitride (TiN) behindern zudem das Kornwachstum während des Wiedererwärmens der Bramme vor dem Warmwalzen und fördert damit ein feinkörnigeres Gefüge und damit höhere Zähigkeitswerte. Um dies auszunutzen, können dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt mindestens 0,005 Gew.-% zugegeben werden. Auch Titan kann dabei durch Ausscheidung von Titankarbonitriden zur Kornfeinung während des Walzprozesses und zur Ausscheidungsverfestigung beitragen. Diese Wirkung ist jedoch im Vergleich zu Niob geringer. Zu hohe Gehalte an Titan würden jedoch zur Ausbildung grober Karbide, Nitride und/oder Karbonitride führen, die eine Verringerung der Zähigkeit und Dauerfestigkeit zur Folge haben. Daher ist der Maximalgehalt von Titan, soweit überhaupt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in wirksamen Gehalten vorhanden, an den jeweils vorhandenen Gehalt an Stickstoff gemäß der Maßgabe gebunden, dass für die Gehalte %Ti an Ti und %N an N, jeweils in Gew.-% des Stahlflachprodukts gilt: $\%Ti / \%N \leq 5$, insbesondere $\%Ti / \%N \leq 4$, wobei sich eine besonders präzise, gezielt auf eine Abbindung des im Stahlflachprodukt vorhandenen Stickstoffs ausgerichtete Zugabe von Ti ergibt, wenn $\%Ti / \%N \leq 3,42$ ist. Der maximale Gehalt an optional zugegebenem Ti beträgt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt somit bei maximalen N-Gehalten von 0,01 Gew.-% somit höchstens 0,05 Gew.-%, wobei sich im Hinblick auf die Abbindung des jeweils vorhandenen Stickstoffs optimale

Wirkungen ergeben, wenn bei einem maximalen N-Gehalt von 0,01 Gew.-% der Ti-Gehalt höchstens 0,0342 Gew.-% oder bei einem besonders günstigen N-Gehalt von höchstens 0,006 Gew.-% der Ti-Gehalt höchstens 0,021 Gew.-% beträgt. Um das Risiko der Bildung zähigkeitsmindernder, grober Titanitride zu verringern, wird bevorzugt eine unterstöchiometrische Titanlegierung mit der Maßgabe gewählt, dass gilt $\%Ti/\%N \leq 3,42$, weiter bevorzugt wird aus diesem Grund ein Ti-Gehalt von maximal 0,020 Gew.-% gewählt.

Ebenfalls jeweils optional können ein Element oder mehrere Elemente aus der Gruppe "Si, Ni, Cu, V, Ca, REM" im erfindungsgemäßen Stahl Flachprodukt entsprechend den nachfolgend erläuterten Maßgaben vorhanden sein.

So kann das erfindungsgemäße Stahl Flachprodukt optional Silizium (Si) in Gehalten von 0,01 – 0,5 Gew.-% aufweisen. Ab Gehalten von mindestens 0,01 Gew.-% bildet Si mit dem Eisengitter einen Substitutionsmischkristall und bewirkt damit eine signifikante Festigkeitssteigerung. Darüber hinaus unterdrückt Si die Zementitbildung, so dass mehr Kohlenstoff im Austenit gelöst bleibt, wodurch wiederum die martensitische Umwandlung gefördert wird. Zudem verringert Si das Risiko einer unerwünschten Zementitbildung im Martensit und erhöht dadurch die Beständigkeit gegen eine ungewollte Verringerung der Festigkeit in der wärmebeeinflussten Zone beim Schweißen sowie beim Anlassen. Um diesen Effekt sicherzustellen, können Si-Gehalte von mindestens 0,05 Gew.-% zulegiert werden. Hohe Gehalte an Silizium würden zur Bildung von Rotzunder führen. Rotzunder hat eine isolierende Wirkung auf die Materialoberfläche und kann dadurch die Wirkung des zur Abkühlung jeweils aufgetragenen Kühlwassers deutlich verringern. Dies wiederum hat negative Auswirkungen auf die martensitische Umwandlung. Aus diesem Grund ist der Gehalt von Si, soweit überhaupt in wirksamen Gehalten vorhanden, auf höchstens 0,5 Gew.-% beschränkt. Dabei lassen sich negative Auswirkungen der optionalen Anwesenheit von Si dadurch besonders sicher vermeiden, dass der optionale Si-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahl Flachprodukts auf höchstens 0,3 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,1 Gew.-%, beschränkt wird.

Auch Nickel (Ni) und Kupfer (Cu) können optional im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zur Erhöhung der Härtebarkeit vorgesehen sein. Hierzu geeignete Gehalte an Ni und/oder Cu sind jeweils 0,1 – 1,5 Gew.-%. Besonders effektiv lässt sich die Wirkung von Cu und/oder Ni im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt nutzen, wenn optional Ni und/oder Cu jeweils in Gehalten von bis zu 1,0 Gew.-%, insbesondere jeweils bis zu 0,5 Gew.-% vorhanden sind, wobei dies sowohl für die einzelne Zugabe von entweder Cu oder Ni gilt als auch bei gleichzeitiger Anwesenheit von Cu und Ni für die Summe des Gehalts beider Elemente oder für den jeweiligen Gehalt jedes der beiden Elemente.

Calcium (Ca) dient in Stählen zur Einformung von nichtmetallischen Einschlüssen, insbesondere von Mangansulfiden. Durch die rundliche Einformung wird die negative Wirkung der Einschlüsse auf die Warmumformbarkeit, Dauerfestigkeit und Zähigkeit deutlich reduziert. Um diesen Effekt auch bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zu nutzen, kann ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt optional 0,0005 - 0,005 Gew.-% Ca enthalten. Um eine besonders sichere Wirkung zu garantieren, werden bevorzugt Gehalte von mindestens 0,001 Gew.-% zugegeben, aus Gründen der Ressourceneffizienz wird der Ca-Gehalt bevorzugt auf maximal 0,004 Gew.-% beschränkt.

Seltene Erden (REM) wie z.B. Cer und Lanthan, können im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt eine Kornfeinung und damit eine Zähigkeits- und Festigkeitssteigerung bewirken. Um diese Wirkung zu nutzen, können im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional Gehalte an REM von 0,001 - 0,050 Gew.-% vorhanden sein.

Auch Vanadium (V) kann im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional vorhanden sein, um eine Ausscheidungsverfestigung zu bewirken. Hierfür geeignete V-Gehalte sind 0,005 – 0,10 Gew.-%.

Der nicht durch die voranstehend erläuterten Pflichtbestandteile und optional vorhandenen Legierungselement eingenommen Rest des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts besteht aus Eisen und Verunreinigungen, die herstellungsbedingt unvermeidbar im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhanden sind, deren Gehalte jedoch jeweils so gering gehalten sind, dass sie keinen Einfluss auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts haben.

Zu den Verunreinigungen, deren Anwesenheit prinzipiell unerwünscht ist, zählen in diesem Sinne die im Folgenden genannten Elemente:

Stickstoff (N) bildet mit B, Al und Nb sowie, im Fall ihrer Anwesenheit, mit Ti und V Nitride. Wie voranstehend erläutert, ist insbesondere die Bildung von Bornitriden unerwünscht, um die härteerhöhende Wirkung von Bor nutzen zu können. Unter Berücksichtigung der in der Praxis bei der wirtschaftlichen Stahlerzeugung gegebenen Bedingungen und der erfindungsgemäß getroffenen legierungstechnischen Maßnahmen zur Abbindung des gegebenenfalls im Stahlflachprodukt vorhandenen Stickstoffs können jedoch Stickstoffgehalte von bis zu 0,01 Gew.-% im Sinne einer unvermeidbaren Verunreinigung hingenommen werden, wobei sich N-Gehalte von höchstens 0,008 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,006 Gew.-%, als besonders günstig für die prozesssichere Erzeugung von Stahlflachprodukten mit einem erfindungsgemäßen Eigenschaftsprofil herausgestellt haben. Gehalte von weniger als 0,002 Gew.-% sind technisch nur unter größtem Aufwand zu vermeiden, weswegen aus wirtschaftlichen Gründen insbesondere ein Gehalt von mindestens 0,002 Gew.-% toleriert wird.

Arsen (As) und Zinn (Sn) können sich bei Temperaturen um 500 °C an Korngrenzen anlagern und dadurch eine Versprödung hervorrufen. Um diese negativen Auswirkungen zu verhindern, ist der Gehalt an As und Sn im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in üblicher Weise auf höchstens 0,05 Gew.-% zu begrenzen.

Schwefel (S) bildet bei ausreichender Konzentration Sulfide mit Eisen oder Mangan (FeS bzw. MnS). Diese haben einen negativen Einfluss auf die Verformbarkeit und Zähigkeit. Deshalb ist der Schwefelgehalt auf höchstens 0,010 Gew.-%, bevorzugt auf 0,008 Gew.-% und besonders bevorzugt auf 0,006 Gew.-%, beschränkt.

Phosphor (P) hat einen sehr negativen Einfluss auf die Zähigkeit, sodass sein Gehalt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt auf $\leq 0,02$ Gew.-% begrenzt ist.

Sauerstoff (O) verbindet sich insbesondere mit Aluminium zu Oxiden (Al_2O_3). Diese verringern sowohl die Zähigkeit als auch die Dauerfestigkeit. Daher wird der Sauerstoffgehalt auf $\leq 0,01$ Gew.-% eingeschränkt.

Wasserstoff (H) kann bei zu hohen Gehalten zur Ausbildung von Rissen im Material führen. Um dies zu vermeiden, ist sein Gehalt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt auf höchstens 0,0004 Gew.-%, insbesondere weniger als $< 0,0001$ Gew.-%, beschränkt.

Kobalt (Co) hat einen negativen Einfluss auf die Einhärtbarkeit und die Zähigkeit. Technisch bedingt verbleiben jedoch in der Regel Spuren von Kobalt in Stählen. Da die negativen Einflüsse des Kobalts im Allgemeinen erst oberhalb von 0,2 Gew.-% auftreten, wird sein Gehalt auf höchstens 0,2 Gew.-% beschränkt.

Wolfram (W) bildet mit Molybdän ab bestimmten Gehalten eine Laves-Phase. Diese kann sich negativ auf die Kerbschlagbiege Zähigkeit auswirken. Technisch bedingt ist der Wolframgehalt jedoch üblicherweise nicht beliebig weit reduzierbar, darf jedoch zur Vermeidung negativer Einflüsse nach Maßgabe der Erfindung höchstens 0,2 Gew.-% betragen.

Ein erfindungsgemäßes Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachprodukts mit optimierter Schweißeignung und optimierten mechanischen Eigenschaften im Bereich der Wärmeeinflusszone einer Verschweißung, umfasst mindestens folgende Arbeitsschritte:

- a) Erzeugen einer Stahlschmelze, die aus (in Gew.-%) C: 0,03 - 0,3 %, Mn: 0,4 - 3 %, Al: 0,05 - 0,2 %, Nb: 0,005 - 0,1 %, B: 0,0005 - 0,005 %, optional Cr und/oder Mo mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Cr an Cr und/oder %Mo an Mo die Bedingung $0,1 \% \leq \%Cr + (3 \times \%Mo) \leq 3 \%$ erfüllen, optional Ti mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Ti an Ti und %N an N die Bedingung $\%Ti / \%N \leq 5$ erfüllen sowie ebenfalls jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe "Si, Ni, Cu, V, Ca, REM", wobei für die Gehalte an diesen Elementen, soweit vorhanden, gilt: Si: 0,01 - 0,5 %, Ni: 0,1 - 1,5 %, Cu: 0,1 - 1,5 %, V: 0,005 - 0,10 %, Ca: 0,0005 - 0,005 %, REM: 0,001 - 0,050 %, und als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei den Verunreinigungen Gehalte von bis zu 0,01 % N, bis zu 0,010 % S, bis zu 0,02 % P, bis zu 0,01 % O, bis zu 0,0004 % H, bis zu 0,2 % W, bis zu 0,05 % As, bis zu 0,05 % Sn und bis zu 0,2 % Co zuzurechnen sind;
- b) Vergießen der Schmelze zu einem Vorprodukt, nämlich einer Bramme, einer Dünnbramme, einem gegossenen Band oder einem Block mit einer Dicke d_v zwischen 2,5 und 600 mm;
- c) Durcherwärmen des Vorprodukts auf eine Austenitisierungstemperatur T_{WE} von 1100 - 1350 °C;
- d) Warmwalzen des durcherwärmten Vorprodukts zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt mit einer Enddicke d_w in einem oder mehr Warmwalzstichen,
 - wobei die Warmwalzendtemperatur T_E des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukts beim Verlassen des letzten Warmwalzstichs mindestens 770 °C beträgt

und

- wobei eine Anzahl n_W an Warmwalzstichen, die größer oder gleich dem auf eine ganze Zahl abgerundeten Ergebnis n_W' der Formel

$$n_W' = 2 * \text{Wurzel} [d_v / (6 * d_W)]$$

ist, bei einer Temperatur durchgeführt wird, die oberhalb einer Temperatur T_{NR} liegt, welche wie folgt bestimmt wird:

$$T_{NR} [^{\circ}\text{C}] = 887 + (464 \times \%C) + (6445 \times \%Nb - 644 \times \text{Wurzel}[\%Nb]) + (732 \times \%V - 230 \times \text{Wurzel}[\%V]) + (890 \times \%Ti) + (363 \times \%Al) - (357 \times \%Si)$$

mit %C - jeweiliger C-Gehalt der Stahlschmelze,

%Nb - jeweiliger Nb-Gehalt der Stahlschmelze,

%V - jeweiliger V-Gehalt der Stahlschmelze,

%Ti - jeweiliger Ti-Gehalt der Stahlschmelze,

%Al - jeweiliger Al-Gehalt der Stahlschmelze,

%Si - jeweiliger Si-Gehalt der Stahlschmelze;

- e) Unmittelbar nach dem letzten Warmwalzstich einsetzende Abkühlung des warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einer Abkühlrate θ_Q von mindestens 40 K/s auf eine Kühlstopptemperatur T_{KS} , die höchstens $(T_E - 250^{\circ}\text{C})$ beträgt;
- f) Abkühlen des auf die Kühlstopptemperatur T_{KS} abgekühlten warmgewalzten Stahlflachprodukts auf Raumtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit von θ_Q' höchstens 0,1 K/s.

Im Arbeitsschritt a) des erfindungsgemäßen Verfahrens wird somit eine Schmelze mit einer den voranstehenden Maßgaben der Erfindung entsprechenden Zusammensetzung erschmolzen, die in der voranstehend ebenfalls erläuterten Weise variiert werden kann, um bestimmte Eigenschaften des erfindungsgemäß zu erzeugenden warmgewalzten Stahlflachprodukts einzustellen oder auszuprägen.

Diese Schmelze wird im Arbeitsschritt b) in konventioneller Weise zu einem Vorprodukt mit einer Dicke d_v vergossen. Bei diesem Vorprodukt handelt es sich typischerweise um eine Bramme. Jedoch ist auch ein Vergießen zu Dünnbrammen, gegossenen Bändern oder Blöcken möglich.

Im Arbeitsschritt c) wird das jeweilige Vorprodukt auf eine Austenitisierungstemperatur T_{WE} erwärmt, wobei diese Erwärmung darin bestehen kann, dass das Vorprodukt auf die jeweilige Austenitisierungstemperatur T_{WE} gebracht wird oder bei der Austenitisierungstemperatur T_{WE} gehalten wird, bis das Vorprodukt vollständig durcherwärmt ist. Die Austenitisierungstemperatur T_{WE} beträgt 1100 – 1350 °C, wobei sich eine Austenitisierungstemperatur T_{WE} von mindestens 1220 °C im Hinblick auf die Vermeidung von Verfestigungen im folgenden Warmwalzprozess als günstig erweisen. Ein Aufschmelzen der Oberfläche des Vorprodukts und eine zu starke Vergröberung seines Kornes in Folge der Erwärmung des austenitischen Gefüges kann dabei dadurch sicher vermieden werden, dass die Austenitisierungstemperatur T_{WE} auf höchstens 1320 °C beschränkt wird. Im Temperaturbereich von 1220 – 1320 °C wird zudem ein optimal homogenes Ausgangsgefüge eingestellt und zuvor vorhandene Ausscheidungen der in den erfindungsgemäßen Stahllegierungen vorgesehenen Mikrolegierungselemente sicher aufgelöst.

Während des als Arbeitsschritt d) durchgeführten Warmwalzprozesses sinkt die Temperatur des aus dem Vorprodukt gewalzten Stahlflachprodukts bis zur Warmwalzendtemperatur T_E ab, mit der das fertig warmgewalzte Stahlflachprodukt den letzten Stich des Warmwalzens verlässt. Um eine Ferritbildung im Stahlflachprodukt während des Warmwalzens zu unterdrücken, muss die Warmwalzendtemperatur T_E mindestens 770 °C betragen, wobei sich bei einer Warmwalztemperatur T_E , die mindestens 20 °C höher ist als die Ar_3 -Temperatur des Stahls, aus dem das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt gefertigt ist, eine Ferritbildung besonders sicher vermieden werden kann. Die Ar_3 -Temperatur lässt sich dabei durch die von Choquet in P. Choquet, et al.:

"Mathematical Model for Predictions of Austenite and Ferrite Microstructures in Hot Rolling Processes", IRSID Report, St. Germain-en-Laye, 1985, S.7, angegebenen Gleichung $Ar_3 [^{\circ}C] = 902 - 527 \%C - 62 \%Mn + 60 \%Si$ abschätzen, in der %C der jeweilige C-Gehalt des Stahls, mit %Mn der jeweilige Mn-Gehalt des Stahls und mit %Si der jeweilige Si-Gehalt des Stahls, jeweils in Gew.-%, bezeichnet sind.

Um ein feines, mehrfach rekristallisiertes Austenitgefüge zu erzielen, sieht die Erfindung vor, dass im Zuge des Warmwalzens zwei oder mehr Stiche oberhalb einer Temperatur T_{NR} durchgeführt werden. Beim Warmwalzen oberhalb dieser Temperatur T_{NR} kommt es zur vollständigen Rekristallisation des Austenits im Gefüge des Stahlflachprodukts. Dabei lässt sich die Temperatur T_{NR} nach der von Boratto in F. Boratto et al.: "Effect of Chemical Composition on Critical Temperatures of Microalloyed Steels", THERMEC '88, Proceedings, Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1988, p. 383-390, veröffentlichten Formel $T_{NR} [^{\circ}C] = 887 + (464 \times \%C) + (6445 \times \%Nb - 644 \times \text{Wurzel}[\%Nb]) + (732 \times \%V - 230 \times \text{Wurzel}[\%V]) + (890 \times \%Ti) + (363 \times \%Al) - (357 \times \%Si)$, in der mit %C der jeweilige C-Gehalt, mit %Nb der jeweilige Nb-Gehalt, %V der jeweilige V-Gehalt, %Ti der jeweilige Ti-Gehalt, %Al der jeweilige Al-Gehalt und mit %Si der jeweilige Si-Gehalt der Stahlschmelze bezeichnet sind.

Die Mindestanzahl n_W der bei einer oberhalb der Temperatur T_{NR} liegenden Temperatur des Stahlflachprodukts durchgeführten Walzstiche entspricht dem auf eine ganze Zahl abgerundeten Ergebnis n_W' der Formel

$$n_W' = 2 \times \text{Wurzel}[(\text{Vorprodukt dicke } d_V) / (6 \times \text{Dicke } d_W \text{ des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts})].$$

Diese Mindestanzahl n_W an Walzstichen oberhalb der Temperatur T_{NR} ist erforderlich, um durch Rekristallisation ein optimal feinkörniges austenitisches Gefüge zu erzielen.

Um jedoch in den oder dem letzten Warmwalzstich(en) die Rekristallisation des Austenits zu unterdrücken und so eine feinere Gefügestruktur einzustellen, kann optional eine unterhalb der Temperatur T_{NR} liegende Warmwalzendtemperatur T_E gewählt werden, wenn mit mehr als n_W Walzstichen gewalzt wird.

Der Umformgrad φ , der über die Warmwalzstiche erzielt wird, bei denen die Temperatur des jeweils warmgewalzten Stahlflachprodukts unterhalb der Temperatur T_{NR} liegt, beträgt vorteilhafterweise mindestens 0,25. Der Umformgrad φ wird dabei gemäß der Formel $\varphi = |\ln(d_W / (d_{ENR}))|$ berechnet, in der mit d_W die Dicke des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts und mit d_{ENR} die Dicke bezeichnet sind, die das Stahlflachprodukt nach dem letzten bei einer Temperatur oberhalb der Temperatur T_{NR} durchgeführten Walzstich erreicht hat.

Durch Wahl einer geeigneten Warmwalzendtemperatur T_E und eines geeigneten Umformgrads φ im voranstehend erläuterten Rahmen lässt sich sicherstellen, dass es bei der nach dem Warmwalzen erfolgenden Abkühlung zur Umwandlung des nicht rekristallisierten Austenits in ein feines martensitisch oder bainitisch dominiertes Gefüge kommt, wodurch die gute Kerbschlagzähigkeit eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts sichergestellt ist.

Unmittelbar nach dem letzten Walzstich wird das Stahlflachprodukt in Arbeitsschritt e) in der Kühlstrecke mit einer Abkühlrate θ_Q von mindestens 40 K/s, insbesondere mindestens 60 K/s, beschleunigt abgekühlt. Auf Grund der üblichen, aus dem Stand der Technik bekannten Bauform von Warmwalzwerken und deren Kühleinrichtungen ergibt sich, dass mit „unmittelbar“ in dieser Schrift gemeint ist, dass zwischen dem Austritt des Materials aus dem Walzspalt des letzten Stiches maximal 8 s vergehen dürfen, bis die beschleunigte Abkühlung beginnt. Als Kühlmittel eignet sich hierbei

insbesondere Wasser, das in einer konventionellen Kühlstrecke in konventioneller Weise auf das Stahlflachprodukt ausgebracht werden kann.

Die Kühlstopptemperatur T_{KS} für das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt ist um mindestens 250 °C niedriger als die Warmwalzendtemperatur, wobei Kühlstopptemperaturen T_{KS} von höchstens 550 °C, insbesondere 500 °C praxisgerecht sind, sofern sie nicht über $T_E - 250$ °C liegen.

Dabei wird über die Wahl der Kühlstopptemperatur T_{KS} die Ausprägung des Gefüges eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts und damit einhergehend seine Streckgrenze R_e sowie seine weiteren oben erläuterten mechanisch-technologischen Eigenschaften gesteuert.

Erfindungsgemäß warmgewalzte Stahlflachprodukte mit einer Streckgrenze R_e von weniger als 890 MPa und einem überwiegend, d.h. zu mindestens 50 Flächen-%, aus Bainit bestehenden Gefüge lassen sich dadurch erzeugen, dass eine Kühlstopptemperatur T_{KS} gewählt wird, die unterhalb der Bainit-Starttemperatur B_S , jedoch nicht mehr als 30 °C unterhalb der Martensit-Starttemperatur M_S ($T_{KS} \geq M_S - 30^\circ\text{C}$) des jeweiligen Stahls liegt. Der Anteil an Bainit im Gefüge lässt sich dabei durch Einstellung einer Kühlstopptemperatur T_{KS} bestimmen. So ist beispielsweise bei einer Kühlstopptemperatur T_{KS} von etwa 50 °C unterhalb Bainit-Starttemperatur B_S ($T_{KS} \approx B_S - 50^\circ\text{C}$) mit einem Gefügeanteil von 50 Flächen-% Bainit zu rechnen. Ein Bainitanteil von 100 Flächen-%, d.h. ein vollständig bainitisches Gefüge, kann dagegen beispielsweise erreicht werden, indem eine um etwa 120 °C unterhalb der Bainit-Starttemperatur B_S liegende Kühlstopptemperatur T_{KS} gewählt wird ($T_{KS} \approx B_S - 120^\circ\text{C}$). Neben Bainit sind die übrigen Gefügebestandteile bis zu 50 Flächen-% Ferrit sowie bis zu 10 Flächen-%, insbesondere bis zu 5 Flächen-%, Martensit, wobei die Anteile von Ferrit und Martensit bei entsprechend hohen Anteilen an dem jeweils anderen Gefügebestandteil jeweils auch "0" sein können.

Soll dagegen ein erfindungsgemäßes warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einer Streckgrenze R_e von mindestens 890 MPa und einem überwiegend, d.h. zu mindestens 50 Flächen-% aus Martensit bestehenden Gefüge erzeugt werden, so wird eine Kühlstopptemperatur T_{KS} gewählt, die um mindestens 100 °C unterhalb der Martensit-Starttemperatur M_S liegt ($T_{KS} \approx M_S - 100$ °C). Um ein beispielsweise vollständig martensitisches Gefüge zu erzeugen, ist eine Kühlstopptemperatur T_{KS} erforderlich, die etwa 380 °C unterhalb der Martensit-Starttemperatur M_S liegt ($T_{KS} \approx M_S - 380$ °C).

Die Bainit-Starttemperatur B_S lässt sich gemäß der von Kirkaldy in J.S. Kirkaldy et al.: "Prediction of Microstructure and Hardenability in Low Alloy Steels", Phase Transformations in Ferrous Alloys, AIME, Philadelphia, 1983, 125-148 veröffentlichten Formel:

$$B_S [^{\circ}\text{C}] = 656 - (57,7 \times \%C) - (35 \times \%Mn) - (75 \times \%Si) - (15,3 \times \%Ni) - (34 \times \%Cr) - (41,2 \times \%Mo)$$

abschätzen, in der mit %C der jeweilige C-Gehalt, mit %Mn der jeweilige Mn-Gehalt, mit %Si der jeweilige Si-Gehalt, mit %Ni der jeweilige Ni-Gehalt, mit %Cr der jeweilige Cr-Gehalt und mit %Mo der jeweilige Mo-Gehalt des Stahls bezeichnet sind.

Die Martensit-Starttemperatur M_S lässt sich gemäß der von Andrews in K.W. ANDREWS: "Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures", Journal of the Iron and Steel Institute, 203, Part 7, July 1965, 721-727, veröffentlichten Formel

$$M_S [^{\circ}\text{C}] = 539 - (423 \times \%C) - (30,4 \times \%Mn) - (17,7 \times \%Ni) - (12,1 \times \%Cr) - (11,0 \times \%Si) - (7,5 \times \%Mo)$$

abschätzen, in der ebenfalls mit %C der jeweilige C-Gehalt, mit %Mn der jeweilige Mn-Gehalt, mit %Si der jeweilige Si-Gehalt, mit %Ni der jeweilige Ni-

Gehalt, mit %Cr der jeweilige Cr-Gehalt und mit %Mo der jeweilige Mo-Gehalt des Stahls bezeichnet sind.

Auf das im Arbeitsschritt e) durchgeführte rasche Abkühlen auf die Kühlstopptemperatur T_{KS} folgt im Arbeitsschritt f) eine langsame Abkühlung des erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukts auf Raumtemperatur. Die Abkühlgeschwindigkeit θ_Q' soll hierbei 0,1 K/s, insbesondere 0,05 K/s, nicht überschreiten. Durch die langsame Abkühlung kommt es in einem Gefüge mit Martensitanteilen zu Anlasseffekten. Über die Kühlstopptemperatur T_{KS} in Kombination mit der langsamen Abkühlgeschwindigkeit θ_Q' lässt sich daher bei der abschließenden Abkühlung auf Raumtemperatur der Anteil von angelassenem Martensit im Gefüge sehr genau steuern. Hierdurch können die mechanischen Eigenschaften sehr exakt eingestellt werden.

Mit der Erfindung steht somit ein warmgewalztes Stahlflachprodukt zur Verfügung, das eine hohe Streckgrenze R_e , eine hohe Zugfestigkeit R_m und eine hohe Bruchdehnung A in Kombination mit einer guten Abkantfähigkeit aufweist. Darüber hinaus zeichnet sich das erfindungsgemäße warmgewalzte Stahlflachprodukt durch eine gute Anlassbeständigkeit und eine hervorragende Kerbschlagzähigkeit insbesondere auch in der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten aus.

Aufgrund seiner geringen Kantenrissneigung ist ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt hervorragend zum Stanzen und mechanischen Schneiden geeignet. Auch thermische Trennverfahren wie Laser- oder Plasmaschneiden können bei der Verarbeitung erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte problemlos eingesetzt werden. Darüber hinaus kann ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt ohne besondere Vorbehandlung zum Biegen und Abkanten eingesetzt werden und lässt sich beispielsweise zur Herstellung hochsteifer Strukturbauteile durch Rollprofilieren verwenden.

Durch die optimierten Kerbschlagzähigkeiten insbesondere in der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten lassen sich mit erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten kostengünstig hochfeste Schweißkonstruktionen und Strukturbauteile herstellen. Auch der Einsatz zur Fertigung pressgehärteter Bauteile ist mit erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten möglich.

Zum Nachweis der Wirkung der Erfindung sind erfindungsgemäße Stahlschmelzen A – I und O – Q, zum Vergleich, nicht erfindungsgemäße Schmelzen J – N mit den in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzungen erschmolzen und zu Brammen, Dünnbrammen oder Bändern mit einer Dicke d_v von 2,5 - 260 mm vergossen worden.

Zu den Stahlschmelzen A – Q sind in der oben erläuterten Art und Weise die Temperatur T_{NR} , die A_{r3} -Temperatur, die Bainitstarttemperatur B_s und die Martensitstarttemperatur M_s berechnet worden. Das Ergebnis dieser Berechnungen ist in Tabelle 2 aufgelistet.

Die aus den Schmelzen A – P gegossenen Brammen sind jeweils auf eine Austenitisierungstemperatur T_{WE} wiedererwärmt worden, mit der sie in ein konventionelles Reversiergerüst und anschließend in eine konventionelle Walzstaffel eingelaufen sind, um mit einer Warmwalzendtemperatur T_E zu einem Stahlband mit einer Dicke d_w zwischen 4 mm und 8 mm warmgewalzt zu werden. Aus Schmelze Q wurde ein Band mit einer Dicke von 3 mm gegossen, um anschließend auf eine Dicke von 1,5 mm warmgewalzt zu werden. Versuche mit abweichenden Dicken d_v (und d_w) ergaben ähnliche Eigenschaften und sind daher hier nicht im Detail dargestellt.

Im Zuge des Warmwalzens sind die Stahlflachprodukte zunächst über eine Mindestanzahl n_w von Walzstichen bei einer Temperatur gewalzt worden, die oberhalb der Temperatur T_{NR} lag. Die Anzahl n_w ist dabei in der voranstehend erläuterten Weise aus der Dicke d_v der Brammen und der Enddicke d_w des bei den Versuchen jeweils warmgewalzten Stahlflachprodukts ermittelt worden.

Nach dem Durchlauf der bei Temperaturen oberhalb der Temperatur T_{NR} absolvierten Walzstiche, ist das jeweilige Stahlflachprodukt, mit Ausnahme von Beispiel Q, in mindestens einem weiteren Walzstich bei einer unterhalb der Temperatur T_{NR} liegenden Temperatur warmgewalzt worden.

Unmittelbar im Anschluss an den letzten Warmwalzstich sind die durch das Warmwalzen erhaltenen warmgewalzten Stahlbänder mit einer Abkühlrate θ_Q beschleunigt auf eine Kühlstopptemperatur T_{KS} abgekühlt worden. Nach Erreichen der jeweiligen Kühlstopptemperatur T_{KS} erfolgte mit einer Abkühlrate θ_Q' eine langsame Abkühlung der Stahlbänder auf Raumtemperatur.

In Tabelle 3 sind für jeden der Versuche 1 – 37 der Stahl, aus dem das beim jeweiligen Versuch verarbeitete Stahlflachprodukt bestand, die Enddicke d_W der bei den Versuchen jeweils erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukte, die Anzahl n_W von Walzstichen, die das jeweilige Stahlflachprodukt bei Temperaturen oberhalb der Temperatur T_{NR} durchlaufen hat, der Umformgrad ϕ , der beim Warmwalzen bei Temperaturen unterhalb der Temperatur T_{NR} erzielt worden ist, die Austenitisierungstemperatur T_{WE} , die Warmwalzendtemperatur T_E , die Kühlstopptemperatur T_{KS} , die Abkühlrate θ_Q und die Abkühlrate θ_Q' angegeben.

An den erhaltenen Stahlflachprodukten sind gemäß DIN EN ISO 6892 die Streckgrenze R_e , die Zugfestigkeit R_m , die Dehnung A_5 und gemäß DIN EN ISO 148-1 die Kerbschlagzähigkeit A_V -20°C bei einer Prüftemperatur von -20 °C und A_V -40°C bei einer Prüftemperatur von -40 °C ermittelt worden. Die Ergebnisse dieser Prüfungen sind in Tabelle 4 zusammengefasst.

Ebenso sind die Gefüge der bei den Versuchen erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukte untersucht worden. Das Ergebnis dieser Untersuchung ist in Tabelle 5 aufgelistet.

Es zeigt sich, dass die aus den nicht erfindungsgemäß zusammengesetzten Stählen J und K bestehenden warmgewalzten Stahlflachprodukte zwar vergleichbare Streckgrenzen- und Zugfestigkeitswerte, jedoch deutlich geringere Ergebnisse bei der Kerbschlagzähigkeitsprüfung als die aus den erfindungsgemäß legierten Stählen erzeugten Stahlflachprodukte aufweisen. Ursache dafür ist das bei den Stählen J und K in höheren Gehalten zulegierte Titan ($\text{Ti/N-Verhältnis} > 5$).

Die aus den nicht erfindungsgemäß zusammengesetzten Stählen L und M hergestellten Stahlflachprodukte besitzen im Vergleich zu den aus den erfindungsgemäßen Stählen hergestellten Stahlflachprodukten geringere Werte der Streckgrenze, Zugfestigkeit und Kerbschlagbiegezugfähigkeit. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei den nicht erfindungsgemäßen Stählen keine ausreichende Abbindung des Stickstoffs durch Niob und Aluminium oder Titan erfolgt. Als Konsequenz wird das Bor in Nitriden gebunden und kann seine härteerhöhende Wirkung nicht mehr entfalten. Dies wiederum hat zur Folge, dass sich kein vollmartensitisches oder vollbainitisches Gefüge ausbildet, sondern ein Mischgefüge aus Martensit, Bainit und Ferrit. Daraus resultieren geringe Festigkeits- und Zähigkeitswerte.

Die aus dem nicht erfindungsgemäß zusammengesetzten Stahl N erzeugten Stahlflachprodukte weisen sowohl geringere Streckgrenzen- und Zugfestigkeitswerte als auch eine geringere Kerbschlagbiegezugfähigkeit auf. Die geringen Streckgrenzen- und Zugfestigkeitswerte sind darauf zurückzuführen, dass der Stahl nicht mit Bor legiert ist. Die geringen Werte der Kerbschlagbiegezugfähigkeit sind auf den erhöhten Titangehalt zurückzuführen.

Stahl	C	Mn	Al	Si	Nb	B	Cr	Mo	Cr + 3 Mo	Ti	V	Ni	Cu	P	S	N	Ca	Ti/N
A	0,098	1,45	0,084	0,199	0,026	0,0023	0,334	0,207	0,955	-	-	-	-	0,010	0,001	0,0037	0,0013	-
B	0,115	1,44	0,086	0,222	0,025	0,0017	0,326	0,204	0,938	-	-	-	-	0,011	0,002	0,0060	0,0012	-
C	0,091	1,44	0,087	0,070	0,023	0,0020	0,319	0,203	0,928	-	0,032	-	-	0,009	0,000	0,0041	0,0013	-
D	0,133	1,43	0,088	0,177	0,024	0,0020	0,329	0,205	0,944	-	-	-	0,21	0,009	0,001	0,0042	0,0012	-
E	0,148	1,04	0,087	0,331	0,022	0,0023	0,276	-	0,276	0,014	-	-	-	0,010	0,002	0,0044	0,0015	3,18
F	0,175	1,04	0,089	0,067	0,023	0,0021	0,321	-	0,321	0,013	-	-	-	0,011	0,002	0,0056	0,0015	2,32
G	0,140	1,02	0,090	0,220	0,028	0,0026	0,340	0,210	0,970	-	0,054	0,220	-	0,013	0,001	0,0040	0,0010	-
H	0,091	1,28	0,083	0,172	0,027	0,0024	0,287	0,207	0,908	0,011	-	0,230	-	0,012	0,002	0,0050	0,0020	2,29
I	0,072	0,98	0,091	0,211	0,019	0,0018	-	0,186	0,558	-	-	-	-	0,012	0,001	0,0050	0,0010	-
J ^{*)}	0,091	1,42	0,033	0,201	0,025	0,0019	0,337	0,198	0,931	0,020	-	-	-	0,010	0,002	0,0037	0,0014	5,41
K ^{*)}	0,139	1,02	0,034	0,040	-	0,0030	0,114	-	0,114	0,024	-	-	-	0,014	0,003	0,0031	0,0008	7,74
L ^{*)}	0,094	1,36	0,041	0,035	0,023	0,0019	0,325	0,212	0,961	-	-	-	-	0,011	0,002	0,0040	0,0020	-
M ^{*)}	0,097	1,29	0,088	0,263	0,024	-	0,331	0,195	0,916	-	-	-	-	0,01	0,002	0,0051	0,0020	-
N ^{*)}	0,095	1,05	0,030	0,180	0,021	-	0,330	0,220	0,990	0,022	-	-	-	0,011	0,001	0,0038	0,0018	5,79
O	0,090	1,41	0,089	-	0,023	0,0022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
P	0,096	1,49	0,090	0,210	0,021	0,0024	0,310	0,21	0,940	0,021	0,080	1,400	1,30	0,014	0,008	0,005	0,0023	4,20
Q	0,121	1,45	0,086	0,072	0,020	0,0020	0,325	0,22	0,985	0,012	-	-	-	0,011	0,002	0,004	0,0014	3,00

Angaben in Gew.-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen

*) = Nicht erfindungsgemäß

Tabelle 1

Stahl	$T_{NR}^{1)}$	$Ar_3^{2)}$	$B_s^{3)}$	$M_s^{4)}$
	[°C]			
A	956	772	565	446
B	952	765	563	439
C	969	769	576	451
D	972	754	565	432
E	928	779	577	438
F	1039	749	594	429
G	965	778	572	437
H	976	785	571	451
I	912	816	594	475
J*	947	778	566	450
K*	971	768	605	447
L*	984	770	581	452
M*	925	787	566	450
N*	939	798	580	459
O	1012	767	601	458
P	943	772	542	421
Q	997	753	573	437

1) berechnet mit Formel von BORATTO

2) berechnet mit Formel von CHOQUET

3) berechnet mit Formel von KIRKALDY

4) berechnet mit Formel von ANDREWS

*) = Nicht erfindungsgemäß

Tabelle 2

Versuch	Stahl	dv	dw	nw	φ	T _{WE}	T _E	T _{KS}	θ_Q	θ_Q'
		[mm]	[mm]		[%]	[°C]			[°C/s]	
1	A	260	6	10	0,28	1302	838	92	65	0,001
2	A	260	6	10	0,29	1306	827	151	60	0,002
3	A	260	5	12	0,35	1297	842	109	50	0,002
4	A	260	4	8	0,45	1306	823	153	45	0,003
5	B	260	8	8	0,35	1297	848	129	70	0,002
6	B	260	6	11	0,26	1291	854	106	90	0,002
7	C	215	4	8	0,40	1262	798	82	100	0,001
8	C	215	5	8	0,45	1253	809	75	95	0,001
9	C	215	5	8	0,42	1248	812	327	50	0,003
10	D	215	4,5	9	0,43	1244	803	57	85	0,001
11	D	215	4	8	0,48	1256	808	181	75	0,002
12	E	260	8	6	0,36	1288	867	278	65	0,003
13	E	260	8	7	0,34	1295	864	296	60	0,004
14	F	215	8	8	0,36	1289	867	104	65	0,002
15	F	215	4	9	0,45	1306	872	124	55	0,002
16	G	260	8	9	0,32	1268	858	52	80	0,001
17	G	260	6	10	0,37	1287	874	53	75	0,001
18	H	260	6	9	0,26	1298	865	207	55	0,003
19	H	260	4	10	0,39	1266	804	186	50	0,002
20	I	60	4	4	0,28	1254	822	508	60	0,005
21	I	60	5,5	4	0,30	1287	867	497	65	0,005
22	J*	260	5	10	0,33	1298	809	122	60	0,002
23	J*	260	6	9	0,39	1249	816	156	65	0,002
24	K*	260	8	9	0,36	1303	856	85	60	0,001
25	K*	260	6	10	0,27	1276	841	57	80	0,001
26	L*	260	4	9	0,44	1247	812	59	75	0,001
27	L*	260	5	10	0,41	1296	873	54	110	0,001
28	M*	260	8	8	0,37	1283	866	66	65	0,001
29	M*	260	4	9	0,48	1246	798	49	90	0,001
30	N*	260	5	10	0,34	1285	821	61	75	0,001
31	N*	260	6	9	0,40	1292	826	72	80	0,001
32	O	215	4	8	0,41	1295	869	52	80	0,001
33	O	215	6	6	0,38	1301	872	55	85	0,001
34	P	260	6	10	0,45	1302	880	62	90	0,002
35	P	260	8	6	0,46	1293	883	56	70	0,001
36	Q	3	1,5	1	0	1291	1150	62	100	0,001

*) = Nicht erfindungsgemäß

Tabelle 3

Versuch	Stahl	R _e	R _m	R _e /R _m	A ₅	A _V -20°C	A _V -40°C
		[MPa]			[%]	[J/cm²]	
1	A	1194	1240	0,96	11,3	105	71
2	A	1102	1164	0,95	10,5	118	73
3	A	1150	1286	0,89	9,8	113	105
4	A	1096	1200	0,91	10,8	183	110
5	B	1183	1310	0,90	8,2	88	78
6	B	1225	1326	0,92	9,3	104	91
7	C	1227	1391	0,88	7,8	111	98
8	C	1228	1367	0,90	8,1	138	125
9	C	1135	1214	0,93	9,8	155	133
10	D	1285	1437	0,89	8,9	120	106
11	D	1137	1267	0,90	10,2	129	104
12	E	1087	1226	0,89	10,4	94	70
13	E	1031	1218	0,85	10,7	85	74
14	F	1310	1443	0,91	8,4	89	68
15	F	1276	1373	0,93	8,7	104	76
16	G	1308	1437	0,91	9,6	84	68
17	G	1356	1488	0,91	9,1	104	83
18	H	989	1123	0,88	10,5	121	104
19	H	1012	1139	0,89	11,4	128	111
20	I	756	843	0,90	11,7	166	119
21	I	771	859	0,90	11,1	155	108
22	J*	1137	1236	0,92	9,1	58	33
23	J*	1067	1277	0,84	10,1	66	39
24	K*	1230	1373	0,90	8,4	51	44
25	K*	1268	1402	0,90	9,3	56	39
26	L*	930	1069	0,87	10,3	56	40
27	L*	920	1034	0,89	10,2	53	41
28	M*	930	1057	0,88	10,7	56	43
29	M*	940	1011	0,93	9,4		110
30	N*	980	1077	0,91	10,2	62	34
31	N*	995	1093	0,91	9,5	70	36
32	O	990	1096	0,90	9,7	124	75
33	O	985	1089	0,91	10,0	130	81
34	P	1001	1110	0,90	9,5	123	86
35	P	990	1096	0,90	9,8	120	83
36	Q	1105	1223	0,90	8,9	110	76

*) = Nicht erfindungsgemäß

Tabelle 4

Versuch	Stahl	Bainit	Ferrit	Martensit
		[Flächen-%]		
1	A	10	<1	90
2	A	20	<1	80
3	A	15	<1	85
4	A	20	<1	80
5	B	10	<1	90
6	B	<1	<1	100
7	C	<1	<1	100
8	C	<1	<1	100
9	C	35	<1	65
10	D	<1	<1	100
11	D	15	<1	85
12	E	30	<1	70
13	E	40	<1	60
14	F	5	<1	95
15	F	10	<1	90
16	G	<1	<1	100
17	G	<1	<1	100
18	H	10	<1	90
19	H	10	<1	90
20	I	70	30	<1
21	I	75	25	<1
22	J*	<1	<1	100
23	J*	<1	<1	100
24	K*	5	<1	95
25	K*	<1	<1	100
26	L*	20	15	65
27	L*	15	10	75
28	M*	20	15	65
29	M*	15	10	75
30	N*	15	15	70
31	N*	15	10	75
32	O	5	<1	95
33	O	10	<1	90
34	P	<1	<1	100
35	P	<1	<1	100
36	Q	<1	<1	100

* = Nicht erfindungsgemäß

Tabelle 5

PATENTANSPRÜCHE

1. Warmgewalztes Stahlflachprodukt mit optimierter Schweißbeignung und optimierten mechanischen Eigenschaften im Bereich der Wärmeeinflusszone einer Verschweißung und bestehend aus (in Gew.-%):

C: 0,03 - 0,3 %,

Mn: 0,4 - 3 %,

Al: 0,05 - 0,2 %,

Nb: 0,005 - 0,1 %,

B: 0,0005 - 0,005 %,

optional Cr und/oder Mo mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Cr an Cr und/oder %Mo an Mo folgende Bedingung erfüllen

$$0,1 \% \leq \%Cr + (3 \times \%Mo) \leq 3 \%,$$

optional Ti mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Ti an Ti und %N an N die folgende Bedingung erfüllen

$$\%Ti / \%N \leq 5$$

sowie ebenfalls jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe "Si, Ni, Cu, V, Ca, REM", wobei für die Gehalte an diesen Elementen, soweit vorhanden, gilt:

Si: 0,01 - 0,5 %,

Ni: 0,1 - 1,5 %,

Cu: 0,1 - 1,5 %,

V: 0,005 - 0,10 %,

Ca: 0,0005 - 0,005 %,

REM: 0,001 - 0,050 %,

Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, wobei den Verunreinigungen Gehalte von

bis zu 0,01 % N,
bis zu 0,010 % S,
bis zu 0,02 % P,
bis zu 0,01 % O,
bis zu 0,0004 % H,
bis zu 0,2 % W,
bis zu 0,05 % As,
bis zu 0,05 % Sn
und
bis zu 0,2 % Co

zugerechnet sind.

2. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 1, d a d u r c h gekennzeichnet, d a s s es aus (in Gew.-%)

C: 0,04 - 0,2 %,
Mn: 0,6 - 2,0 %,
Al: 0,07 - 0,15 %,
Nb: 0,010 - 0,06 %,
B: 0,0010 - 0,004 %,

optional Cr und/oder Mo mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Cr an Cr und/oder %Mo an Mo folgende Bedingung erfüllen

$$0,2 \% \leq \%Cr + (3 \times \%Mo) \leq 2 \%,$$

optional Ti mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Ti an Ti und %N an N die folgende Bedingung erfüllen

$$\%Ti / \%N \leq 4$$

sowie ebenfalls jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe "Si, Ni, Cu, V, Ca, REM", wobei für die Gehalte an diesen Elementen, soweit vorhanden, gilt:

Si: 0,01 – 0,3 %,
Ni: 0,1 – 1,0 %,
Cu: 0,1 – 1,0 %,
V: 0,005 – 0,10 %,
Ca: 0,001 – 0,004 %,
REM: 0,001 – 0,050 %,

Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei den Verunreinigungen Gehalte von

bis zu 0,008 % N,
bis zu 0,008 % S,
bis zu 0,02 % P,
bis zu 0,01 % O,
bis zu 0,0004 % H,
bis zu 0,2 % W,
bis zu 0,05 % As,
bis zu 0,05 % Sn
und
bis zu 0,2 % Co

zugerechnet sind.

3. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 2, d a d u r c h gekennzeichnet, d a s s es aus (in Gew.-%)

C: 0,04 – 0,2 %,
Mn: 0,8 – 1,7 %,
Al: 0,085 – 0,13 %,
Nb: 0,015 – 0,04 %,

B: 0,0015 - 0,0035 %,

optional Cr und/oder Mo mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Cr an Cr und/oder %Mo an Mo folgende Bedingung erfüllen

$$0,2 \% \leq \%Cr + (3 \times \%Mo) \leq 2 \%,$$

optional Ti mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Ti an Ti und %N an N die folgende Bedingung erfüllen

$$\%Ti / \%N \leq 3,42$$

sowie ebenfalls jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe "Si, Ni, Cu, V, Ca, REM", wobei für die Gehalte an diesen Elementen, soweit vorhanden, gilt:

Si: 0,01 - 0,1 %,

Ni: 0,1 - 0,5 %,

Cu: 0,1 - 0,5 %,

V: 0,005 - 0,10 %,

Ca: 0,001 - 0,004 %,

REM: 0,001 - 0,050 %,

Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei den Verunreinigungen Gehalte von

bis zu 0,006 % N,

bis zu 0,006 % S,

bis zu 0,02 % P,

bis zu 0,01 % O,

bis zu 0,0004 % H,

bis zu 0,2 % W,

bis zu 0,05 % As,

bis zu 0,05 % Sn

und

bis zu 0,2 % Co

zugerechnet sind.

4. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass sein Ti-Gehalt mindestens 0,005 Gew.-% beträgt.
5. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass es mit einer metallischen Schutzschicht belegt ist.
6. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass seine Streckgrenze R_e mindestens 680 MPa beträgt.
7. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass seine Zugfestigkeit R_m 700 – 1700 MPa beträgt.
8. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 6 und 7, dadurch gekennzeichnet, dass sein Streckgrenzenverhältnis R_e/R_m mindestens 0,75 beträgt.
9. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass seine Bruchdehnung A_5 – 25 % beträgt.
10. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass bei einer Prüftemperatur von -20 °C seine Kerbschlagzähigkeit A_v mindestens

50 J/cm² und bei einer Prüftemperatur von -40 °C mindestens 35 J/cm² beträgt.

11. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass sein Gefüge im Fall, dass seine Streckgrenze R_e weniger als 890 MPa beträgt, zu 50 - 100 Flächen-% aus Bainit oder bainitischem Ferrit oder einer Mischung aus Bainit und bainitischem Ferrit und als jeweiliger Rest aus Ferrit und jeweils bis zu 10 Flächen-% Martensit und Restaustenit besteht, wogegen im Fall, dass seine Streckgrenzen R_e mindestens 890 MPa beträgt, sein Gefüge zu 50 – 100 Flächen-% aus Martensit oder angelassenem Martensit oder einer Mischung aus Martensit und angelassenem Martensit und als jeweiliger Rest aus Bainit, bainitischem Ferrit, Restaustenit oder Ferrit oder einer Mischung aus Bainit, bainitischem Ferrit, Restaustenit und Ferrit besteht, wobei der Anteil des Gefüges in allen Fällen jeweils höchstens 10 Flächen-% beträgt.
12. Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachprodukts mit optimierter Schweißeignung und optimierten mechanischen Eigenschaften im Bereich der Wärmeeinflusszone einer Verschweißung, umfassend folgende Arbeitsschritte:
 - a) Erzeugen einer Stahlschmelze, die aus (in Gew.-%) C: 0,03 - 0,3 %, Mn: 0,4 – 3 %, Al: 0,05 - 0,2 %, Nb: 0,005 - 0,1 %, B: 0,0005 - 0,005 %, optional Cr und/oder Mo mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Cr an Cr und/oder %Mo an Mo die Bedingung $0,1 \% \leq \%Cr + (3 \times \%Mo) \leq 3 \%$ erfüllen, optional Ti mit der Maßgabe, dass die Gehalte %Ti an Ti und %N an N die Bedingung $\%Ti / \%N \leq 5$ erfüllen sowie ebenfalls jeweils optional einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe "Si, Ni, Cu, V, Ca, REM", wobei für die Gehalte an diesen

Elementen, soweit vorhanden, gilt: Si: 0,01 - 0,5 %, Ni: 0,1 - 1,5 %, Cu: 0,1 - 1,5 %, V: 0,005 - 0,10 %, Ca: 0,0005 - 0,005 %, REM: 0,001 - 0,050 %, und als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei den Verunreinigungen Gehalte von bis zu 0,01 % N, bis zu 0,010 % S, bis zu 0,02 % P, bis zu 0,01 % O, bis zu 0,0004 % H, bis zu 0,2 % W, bis zu 0,05 % As, bis zu 0,05 % Sn und bis zu 0,2 % Co zuzurechnen sind;

- b) Vergießen der Schmelze zu einem Vorprodukt, nämlich einer Bramme, einer Dünnbramme, einem gegossenen Band oder einem Block mit einer Dicke d_v zwischen 2,5 mm und 600 mm;
 - c) Durcherwärmen des Vorprodukts auf eine Austenitisierungstemperatur T_{WE} von 1100 - 1350 °C;
 - d) Warmwalzen des durcherwärmten Vorprodukts zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt mit einer Enddicke d_w in einem oder mehr Warmwalzstichen,
 - wobei die Warmwalzendtemperatur T_E des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukt beim Verlassen des letzten Warmwalzstichs mindestens 770 °C beträgt
- und
- wobei eine Anzahl n_w von Warmwalzstichen, die größer oder gleich dem auf eine ganze Zahl abgerundeten Ergebnis n_w' der Formel

$$n_w' = 2 \cdot \text{Wurzel} [d_v / (6 \cdot d_w)]$$

ist, bei einer Temperatur durchgeführt wird, die oberhalb einer Temperatur T_{NR} liegt, welche wie folgt bestimmt wird:

$$T_{NR} [^{\circ}\text{C}] = 887 + (464 \times \%C) + (6445 \times \%Nb - 644 \times \text{Wurzel}[\%Nb]) + (732 \times \%V - 230 \times \text{Wurzel}[\%V]) + (890 \times \%Ti) + (363 \times \%Al) -$$

$$(357 \times \%Si)$$

mit %C - jeweiliger C-Gehalt der Stahlschmelze,
%Nb - jeweiliger Nb-Gehalt der Stahlschmelze,
%V - jeweiliger V-Gehalt der Stahlschmelze,
%Ti - jeweiliger Ti-Gehalt der Stahlschmelze,
%Al - jeweiliger Al-Gehalt der Stahlschmelze,
%Si - jeweiliger Si-Gehalt der Stahlschmelze,

- e) Unmittelbar nach dem letzten Warmwalzstich einsetzende Abkühlung des warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einer Abkühlrate θ_Q von mindestens 40 K/s auf eine Kühlstopptemperatur T_{KS} , die höchstens $(T_E - 250 \text{ °C})$ beträgt;
 - f) Abkühlen des auf die Kühlstopptemperatur T_{KS} abgekühlten warmgewalzten Stahlflachprodukts auf Raumtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit θ_Q' von höchstens 0,1 K/s.
13. Verfahren nach Anspruch 12, 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 Warmwalzendtemperatur T_E mindestens 20 °C höher ist als die Ar_3 -Temperatur des Stahls, aus dem das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt gefertigt ist.
14. Verfahren nach Anspruch 12 oder 13, 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 der Umformgrad ϕ , der im Arbeitsschritt d) über die jeweiligen Warmwalzstiche erzielt wird, bei denen die Temperatur des jeweils warmgewalzten Stahlflachprodukts unterhalb der Temperatur T_{NR} liegt, mindestens 0,25 beträgt.

15. Verwendung eines warmgewalzten Stahl Flachproduktes nach Ansprüchen 1 – 14 zur Herstellung eines Bauteils für den Fahrzeug-, Kran- oder Infrastrukturbau.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/EP2020/064410

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 6/00(2006.01)i; *C21D 8/04*(2006.01)i; *C21D 9/48*(2006.01)i; *C21D 1/02*(2006.01)i; *C22C 38/02*(2006.01)i; *C22C 38/04*(2006.01)i; *C22C 38/12*(2006.01)i; *C22C 38/14*(2006.01)i; *B21B 1/22*(2006.01)i; *C21D 7/13*(2006.01)i; *C21D 8/02*(2006.01)i; *C21D 9/46*(2006.01)i; *C21D 1/84*(2006.01)i; *C23C 2/06*(2006.01)i; *C22C 38/06*(2006.01)i; *C22C 38/18*(2006.01)i; *C22C 38/20*(2006.01)i; *C22C 38/22*(2006.01)i; *C22C 38/24*(2006.01)i; *C22C 38/26*(2006.01)i; *C22C 38/28*(2006.01)i; *C22C 38/32*(2006.01)i; *C22C 38/36*(2006.01)i; *C22C 38/40*(2006.01)i; *C23C 2/02*(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)

C22C; C21D; B21B

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	EP 2907886 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP [JP]) 19 August 2015 (2015-08-19) paragraph 0002; table 1 examples J, P; table 3-1 examples J1-J8, P1	1,2,4-11
X	JP 2018188675 A (JFE STEEL CORP) 29 November 2018 (2018-11-29) paragraph 0002; table 1 examples A-L, N; table 2 examples 1-17, 19-20	1,5-11
X	EP 2130938 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP]) 09 December 2009 (2009-12-09) paragraph 0004; table 3, example c; table 4, example 20; claim 9	1,4-9
A	JP 2001220647 A (KAWASAKI STEEL CO) 14 August 2001 (2001-08-14) tables 1 - 3-3	1-15



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

08 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/EP2020/064410

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	SLAVOV ET AL. "Impact of Coil Cooling Rate on Texture, Special Boundaries and Properties of Hot Rolled Strip" <i>MATERIALS SCIENCE FORUM, TRANS TECH PUBLICATIONS LTD- SWITZERLAND, CH</i> , Vol. 467/470, No. Part 1, 01 January 2004 (2004-01-01), pages 323-328 ISSN: 0255-5476, XP009110567 page 2	12-14

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/EP2020/064410

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
EP	2907886	A1	19 August 2015	BR	112015011302	A2	11 July 2017
				CN	104968822	A	07 October 2015
				EP	2907886	A1	19 August 2015
				ES	2703779	T3	12 March 2019
				JP	6008039	B2	19 October 2016
				JP	WO2014132968	A1	02 February 2017
				KR	20150110700	A	02 October 2015
				PL	2907886	T3	30 April 2019
				TW	201437388	A	01 October 2014
				US	2015329950	A1	19 November 2015
				WO	2014132968	A1	04 September 2014
JP	2018188675	A	29 November 2018	NONE			
EP	2130938	A1	09 December 2009	BR	PI0809301	A2	21 October 2014
				CA	2681748	A1	16 October 2008
				CN	101646794	A	10 February 2010
				EP	2130938	A1	09 December 2009
				ES	2678443	T3	10 August 2018
				JP	4874333	B2	15 February 2012
				JP	WO2008123366	A1	15 July 2010
				KR	20090115877	A	09 November 2009
				PL	2130938	T3	30 November 2018
				US	2010108201	A1	06 May 2010
				WO	2008123366	A1	16 October 2008
JP	2001220647	A	14 August 2001	NONE			

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES				
INV.	C21D6/00	C21D8/04	C21D9/48	C21D1/02
	C22C38/04	C22C38/12	C22C38/14	B21B1/22
	C21D8/02	C21D9/46	C21D1/84	C23C2/06
				C22C38/02
				C21D7/13
				C22C38/06
Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC				
B. RECHERCHIERTE GEBIETE				
Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole)				
C22C C21D B21B				
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	EP 2 907 886 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP [JP]) 19. August 2015 (2015-08-19) Absatz 0002; Tab. 1 Bsp. J, P; Tab. 3-1 Bsp. J1-J8, P1 -----			1,2,4-11
X	JP 2018 188675 A (JFE STEEL CORP) 29. November 2018 (2018-11-29) Absatz 0002; Tab. 1 Bsp. A-L, N; Tab. 2 Bsp. 1-17, 19-20 -----			1,5-11
X	EP 2 130 938 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP]) 9. Dezember 2009 (2009-12-09) Absatz 0004; Tab. 3, Bsp. c; Tab. 4, Bsp. 20; Anspruch 9 ----- -/-			1,4-9
☒ Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen ☒ Siehe Anhang Patentfamilie				
* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen : "A" Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist "E" frühere Anmeldung oder Patent, die bzw. das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist "L" Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt) "O" Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht "P" Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist "T" Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist "X" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden "Y" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist "&" Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist				
Datum des Abschlusses der internationalen Recherche			Absendedatum des internationalen Recherchenberichts	
8. Juli 2020			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	JP 2001 220647 A (KAWASAKI STEEL CO) 14. August 2001 (2001-08-14) Tabellen 1 - 3-3 -----	1-15
A	SLAVOV ET AL: "Impact of Coil Cooling Rate on Texture, Special Boundaries and Properties of Hot Rolled Strip", MATERIALS SCIENCE FORUM, TRANS TECH PUBLICATIONS LTD- SWITZERLAND, CH, Bd. 467/470, Nr. Part 1, 1. Januar 2004 (2004-01-01), Seiten 323-328, XP009110567, ISSN: 0255-5476 Seite 2 -----	12-14

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2020/064410

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
EP 2907886	A1	19-08-2015	BR 112015011302 A2 11-07-2017
		CN 104968822 A 07-10-2015	
		EP 2907886 A1 19-08-2015	
		ES 2703779 T3 12-03-2019	
		JP 6008039 B2 19-10-2016	
		JP W02014132968 A1 02-02-2017	
		KR 20150110700 A 02-10-2015	
		PL 2907886 T3 30-04-2019	
		TW 201437388 A 01-10-2014	
		US 2015329950 A1 19-11-2015	
		WO 2014132968 A1 04-09-2014	

JP 2018188675	A	29-11-2018	KEINE

EP 2130938	A1	09-12-2009	BR PI0809301 A2 21-10-2014
		CA 2681748 A1 16-10-2008	
		CN 101646794 A 10-02-2010	
		EP 2130938 A1 09-12-2009	
		ES 2678443 T3 10-08-2018	
		JP 4874333 B2 15-02-2012	
		JP W02008123366 A1 15-07-2010	
		KR 20090115877 A 09-11-2009	
		PL 2130938 T3 30-11-2018	
		US 2010108201 A1 06-05-2010	
		WO 2008123366 A1 16-10-2008	

JP 2001220647	A	14-08-2001	KEINE
