

(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
08. Oktober 2020 (08.10.2020)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2020/201352 A1

(51) Internationale Patentklassifikation:

C21D 6/00 (2006.01)	C22C 38/12 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01)	C22C 38/14 (2006.01)
C21D 9/48 (2006.01)	B21B 1/22 (2006.01)
C21D 1/02 (2006.01)	C21D 7/13 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)	C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)	C21D 9/46 (2006.01)

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2020/059253

(22) Internationales Anmeldedatum:
01. April 2020 (01.04.2020)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(30) Angaben zur Priorität:
19166512.4 01. April 2019 (01.04.2019) EP

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

(72) Erfinder: **FECHTE-HEINEN, Rainer**; Morianstraße 26,
46238 Bottrop (DE). **ESCHER, Christine**; Vluyner Süd-
ring 44, 47506 Neukirchen-Vluyn (DE). **SCHAFFNIT,**

Elena; Hermann-Schauten-Weg 113, 40489 Düsseldorf
(DE). **MERTIN, Christian**; Ulmenallee 29a, 47495 Rhein-
berg (DE). **PROCHOTTA, Swen**; Hackfurthstraße 81,
46244 Bottrop (DE). **STÖTZEL, Tim**; Auf dem Wingerts-
berg 14, 56566 Neuwied (DE). **PEUSTER, Achim**; Sta-
ckenbergstraße 11, 42329 Wuppertal (DE).

(74) Anwalt: **COHAUSZ & FLORACK PATENT- UND
RECHTSANWÄLTE PARTNERSCHAFTSGESEL-
LSCHAFT MBB**; Bleichstraße 14, 40211 Düsseldorf
(DE).

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

(54) Title: HOT-ROLLED FLAT STEEL PRODUCT AND METHOD FOR THE PRODUCTION THEREOF

(54) Bezeichnung: WARMGEWALZTES STAHLFLACHPRODUKT UND VERFAHREN ZU SEINER HERSTELLUNG

(57) Abstract: The invention relates to a hot-rolled flat steel product with a particularly uniform distribution of its mechanical properties over its length and breadth, having, moreover, good deformability and low tendency to elastic recovery. To this end the flat steel product consists of (in % w/w) C: 0.02 - 0.1 %, Mn: 0.1 - 2.5 %, Al: 0.02 - 0.1 %, Nb: 0.02 - 0.12 %, and optionally of one or more elements of the group, Si, Ti, V, Cr, B, Ca, Mo, with the condition that the Si content is < 0.6 %, the Ti content is < 0.12 %, the V content is < 0.2 %, the Cr content is < 0.2 %, the B content is < 0.0025 %, the Ca content is < 0.01 % and the Mo content is < 0.3 % and the remainder consists of iron and unavoidable impurities, with the impurities including < 0.05 % P, < 0.03 % S, < 0.01 % N, < 0.2 % Ni, < 0.15 % Cu. The microstructure of the flat steel product here is > 60 area percentage ferrite and/or bainite and the remainder is perlite and carbide nitride or carbon nitride precipitations and < 2 area percentage of other microstructure components, and the microstructure has a grain aspect ratio of 0.2 - 0.7. The flat steel product likewise has a yield strength Re, for which $Re > REJ3ER$ applies, where $Re\_BER = (400 + 2243 * \%Nb) i (d0'15)$ and with %Nb being Nb content in % w/w and d being the particular thickness of the flat steel product in mm. The invention also relates to a method for producing a flat steel product of this kind.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung stellt ein warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einer besonders gleichmäßigen Verteilung seiner mechanischen Eigenschaften über seine Länge und Breite zur Verfügung, das zudem eine gute Umformbarkeit sowie eine geringe Rückfederungsneigung besitzt. Hierzu besteht das Stahlflachprodukt aus (in Gew.-%) C: 0,02 - 0,1 %, Mn: 0,1 - 2,5 %, Al: 0,02 - 0,1 %, Nb: 0,02 - 0,12 %, sowie jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen der Gruppe „Si, Ti, V, Cr, B, Ca, Mo“ mit der Maßgabe, dass der Si-Gehalt < 0,6 %, der Ti-Gehalt < 0,12 %, der V-Gehalt < 0,2 %, der Cr-Gehalt < 0,2 %, der B-Gehalt < 0,0025 %, der Ca-Gehalt < 0,01 % und der Mo-Gehalt < 0,3 % beträgt, und als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, wobei zu den Verunreinigungen < 0,05 % P, < 0,03 % S, < 0,01 % N, < 0,2 % Ni, < 0,15 % Cu zählen. Dabei besteht das Gefüge des Stahlflachprodukts zu > 60 Flächen-% aus Ferrit und/oder Bainit und als Rest aus Perlit sowie Karbid- oder Karbonitrid-Ausscheidungen und < 2 Flächen-% sonstigen Gefügebestandteilen und weist ein Kornstreckungsverhältnis von 0,2 - 0,7 auf. Ebenso besitzt das Stahlflachprodukt eine Streckgrenze Re, für die gilt $Re > REJ3ER$, wobei $Re\_BER = (400 + 2243 * \%Nb) i (d0'15)$ und mit %Nb der Nb-Gehalt in Gew.-% und mit d die jeweilige Dicke des Stahlflachprodukts in mm bezeichnet sind. Die Erfindung nennt auch ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts.

WO 2020/201352 A1

(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 UND VERFAHREN ZU SEINER HERSTELLUNG

Die Erfindung betrifft ein warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einer besonders hohen Gleichmäßigkeit der mechanisch-technologischen Eigenschaften über seine Länge und Breite, hervorragenden Umform- und Zähigkeitseigenschaften sowie geringer Rückfederung.

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. Hierzu zählen insbesondere Stahlbänder, Stahlbleche und daraus gewonnene Zuschnitte, wie Platten und desgleichen.

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

Die Anteile von bestimmten Bestandteilen am Gefüge eines Stahlflachprodukts sind dagegen in Flächen-% angegeben, soweit nichts anderes vermerkt ist.

Stahlflachprodukte aus mikrolegierten Stählen werden seit mehr als 40 Jahren hergestellt. Sie werden dabei für Verwendungen eingesetzt, bei denen eine Kombination aus hoher Festigkeit und guter Umformbarkeit gefordert ist. Durch ihren geringen Gehalt an Legierungselementen besitzen solche Stähle zudem eine hervorragende Schweißeignung und können vergleichsweise

kostengünstig erzeugt werden. Die Erzeugung von Stahlflachprodukten aus mikrolegierten Stählen geht üblicherweise von einer Schmelzanalyse aus, die auf mindestens einem der Mikrolegierungselemente Niob, Titan oder Vanadium beruht. Indem das aus einer so legierten Stahlschmelze gegossene Vorprodukt in einem kontrollierten thermomechanischen Walz- und Abkühlprozess zu einem warmgewalzten Band verarbeitet wird, weist das so erhaltene warmgewalzte Stahlflachprodukt ein sehr feinkörniges Gefüge auf. Dieses besteht typischerweise vorwiegend aus Ferrit und/oder Bainit und geringen Mengen an Perlit bzw. Zementit (Fe_3C) sowie feinen und feinsten Ausscheidungen, die die Feinkörnigkeit des Gefüges sichern. Die feine Kornstruktur und die hohe Dichte an feinen und feinsten Ausscheidungen führt zusammen mit der durch die Anwesenheit von Mangan und Silizium bewirkten Mischkristallverfestigung zu der hohen Festigkeit solcher Stahlflachprodukte.

Werkstofftechnisch führt die Feinheit des Gefüges zu einer enormen Behinderung bei der Wanderung von Versetzungen während der Verformung, da substituierte Fremdatome (z.B. Mangan) umgangen und sehr viele Korngrenzen und hohe Mengen an feinen und feinsten Ausscheidungen überwunden werden müssen. Obwohl die Dehnung bekanntermaßen bei steigender Festigkeit herabgesetzt wird, verbleibt diese bei aus mikrolegierten Stählen bestehenden Stahlflachprodukten dennoch auf einem hohen Niveau.

Aus der EP 2 924 140 A1 ist ein Verfahren zur Erzeugung eines Stahlflachprodukts mit einer Streckgrenze von mindestens 700 MPa und mit einem zu mindestens 70 Vol.-% bainitischen Gefüge bekannt, bei dem im ersten Arbeitsschritt eine Stahlschmelze erschmolzen wird, die (in Gew.-%) aus C: 0,05 - 0,08 %, Si: 0,015 - 0,500 %, Mn: 1,60 - 2,00 %, P: bis zu 0,025 %, S: bis zu 0,010 %, Al: 0,020 - 0,050 %, N: bis zu 0,006 %, Cr: bis zu 0,40 %, Nb: 0,060 - 0,070 %, B: 0,0005 - 0,0025 %, Ti: 0,090 - 0,130 %, und als Rest aus Eisen sowie technisch unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, zu denen bis zu 0,12 % Cu, bis zu 0,100 % Ni, bis zu 0,010 % V, bis zu 0,004 % Mo und bis zu 0,004 % Sb gehören, besteht. Die so zusammengesetzte Schmelze wird zu

einer Bramme vergossen, die anschließend auf eine Wiedererwärmungstemperatur von 1200 - 1300 °C erwärmt wird. Daraufhin wird die Bramme bei einer 950 - 1250 °C betragenden Vorwalztemperatur bei einer über das Vorwalzen erzielten Gesamtstichabnahme von mindestens 50 % vorgewalzt und darauf folgend fertig warmgewalzt, wobei das Warmwalzen bei einer Warmwalzendtemperatur von 800 - 880 °C beendet wird. Innerhalb von höchstens 10 s nach dem Fertigwarmwalzen wird das erhaltene Warmband dann mit einer Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 40 K/s intensiv auf eine 550 - 620 °C betragende Haspeltemperatur abgekühlt, bei der es schließlich zu einem Coil gewickelt wird. Die Legierungselemente des Stahls sind in engen Grenzen so aufeinander abgestimmt, dass bei einer betriebssicher durchzuführenden Verfahrensweise maximierte mechanische Eigenschaften und optimierte Oberflächenbeschaffenheiten erzielt werden.

Es ist bekannt, dass Niob, Titan und Vanadium einen unterschiedlich starken Beitrag zu Festigkeitssteigerung leisten. So hat Niob die stärkste festigkeitssteigernde Wirkung, gefolgt von Titan und Vanadium.

Legierungskonzepte auf Basis von Titan ohne Niob und Vanadium sind meist günstig, da Titan preiswert ist. Allerdings führen reine Titan-mikrolegierte Konzepte nur bei sehr großen Gehalten an Titan zu hohen Festigkeiten. Durch die hohe Affinität zu Stickstoff bildet Titan Titanitride, die auch bei Temperaturen > 1200 °C stabil bleiben, und sich bei der Umformung derart legierter Stahlflachprodukte zu einem Bauteil aufgrund ihrer meist scharfkantigen Struktur nachteilig auswirken können.

Legierungskonzepte auf Basis von Vanadium erreichen auch bei großen Gehalten an Vanadium meist nicht die gewünschten Festigkeiten, da die Ausscheidungshärtung durch Vanadium im Vergleich zu Niob und Titan deutlich schwächer ist. Weiterhin ist Vanadium sehr teuer, weshalb meist nur geringe Gehalte verwendet werden.

Eine Kombination aus Mikrolegierungselementen (z. B. Titan und Vanadium), um hohe Festigkeiten zu erreichen, ist möglich und gängige Praxis. Allerdings neigen diese Konzepte oft zu Schwankungen der mechanischen Eigenschaften über die Länge und Breite des aus entsprechend legiertem Stahl erzeugten Stahl Flachprodukts. Grund hierfür ist, dass bei der Abkühlung im nach dem Warmwalzen aus dem erhaltenen warmgewalzten Stahlband gewickelten Coil die Temperatur aus technischen Gründen nicht über die gesamte Bandlänge und -breite konstant ist, so dass die von der jeweiligen Temperatur abhängige Bildung von Ausscheidungen der Mikrolegierungselemente über Bandlänge und -breite mehr oder weniger stark unterschiedlich abläuft mit der Folge, dass die durch diese Ausscheidungen direkt beeinflussten mechanischen Eigenschaften des Stahlbands entsprechend starke Schwankungen zeigen.

Vor diesem Hintergrund hat sich die Aufgabe gestellt, ein warmgewalztes Stahl Flachprodukt zu entwickeln, das sich durch eine besonders gleichmäßige Verteilung seiner mechanischen Eigenschaften über seine Länge und Breite auszeichnet und dabei eine gute Umformbarkeit sowie eine geringe Rückfederungsneigung besitzt, die es für die Herstellung von komplex geformten Bauteilen mit besonders breit gefächertem Anforderungsprofil geeignet machen.

Ein diese Aufgabe gemäß der Erfindung lösendes Stahl Flachprodukt weist mindestens die in Anspruch 1 angegebenen Merkmale auf.

Darüber hinaus sollte ein Verfahren angegeben werden, das die gezielte Herstellung eines solchen warmgewalzten Stahl Flachprodukts ermöglicht.

Ein diese Aufgabe lösendes Verfahren umfasst mindestens die in Anspruch 11 angegebenen Verfahrensschritte.

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

Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besteht demnach aus (in Gew.-%) 0,02 - 0,1 % C, 0,1 - 2,5 % Mn, 0,02 - 0,1 % Al, 0,02 - 0,12 % Nb sowie jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen der Gruppe „Si, Ti, V, Cr, B, Ca, Mo“ mit der Maßgabe, dass der Si-Gehalt höchstens 0,6 %, der Ti-Gehalt höchstens 0,12 %, der V-Gehalt höchstens 0,2 %, der Cr-Gehalt höchstens 0,2 %, der B-Gehalt höchstens 0,0025 %, der Ca-Gehalt höchstens 0,01 % und der Mo-Gehalt höchstens 0,3 % beträgt, und als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, wobei zu den Verunreinigungen bis zu 0,05 % P, bis zu 0,03 % S, bis zu 0,01 % N, bis zu 0,2 % Ni und bis zu 0,15 % Cu zählen.

Das Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts besteht dabei zu mindestens 60-Flächen-% aus Ferrit und/oder Bainit und als Rest aus Perlit, aus Karbid- oder Karbonitrid-Ausscheidungen und aus höchstens bis zu 2 Flächen-% sonstigen Gefügebestandteilen. Gleichzeitig weist das Gefüge ein Kornstreckungsverhältnis von 0,2 - 0,7 auf.

Als besonders günstig hat es sich erwiesen, wenn das Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts darüber hinaus eine mittlere Ferritkorngröße von höchstens 15 µm aufweist. Die insbesondere durch die erfindungsgemäße Herstellweise im Gefüge sicher erzielbaren Kornstreckungsverhältnisse tragen wesentlich zu den guten Zähigkeitseigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts bei. Weiterhin trägt das durch geringe Ferritkorngrößen gekennzeichnete feine Gefüge zur weiteren Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften bei.

Durch seine besondere Zusammensetzung und seine Gefügebeschaffenheit, die Folge der Art und Weise seiner Herstellung ist, besitzt ein

erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt hervorragende Umformeigenschaften, die gepaart sind mit optimierten mechanischen Eigenschaften. So gilt für die Streckgrenze R_e erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte $R_e > R_{e\_BER}$, wobei gilt:

$$R_{e\_BER} = (400 + 2243 * \%Nb) / (d^{0,15})$$

mit %Nb: jeweiliger Nb-Gehalt des Stahlflachprodukts in Gew.-% und

d: jeweilige Dicke des Stahlflachprodukts in mm

Typischerweise betragen die Streckgrenzen R_e erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte mehr als 350 MPa, insbesondere mehr als 400 MPa, 450 MPa oder mehr als 500 MPa. Weiterhin typischerweise liegen die Streckgrenzen R_e unterhalb von 800 MPa, insbesondere unterhalb von 750 MPa oder unterhalb von 700 MPa.

Gleichzeitig ergeben gemäß DIN EN ISO 148-1 in Prüfrichtung "längs" durchgeführte Kerbschlagbiegeversuche bei erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten bei -20° C und -30 °C jeweils eine Kerbschlagarbeit von > 100 J, wobei regelmäßig Werte für die Kerbschlagarbeit von mehr als 125 J, insbesondere mehr als 150 J, erreicht worden sind. Bei derselben Versuchsanordnung, jedoch Prüftemperaturen von -60 °C, betrug die ermittelte Kerbschlagarbeit in Prüfrichtung "längs" bei -60° C mehr als 27 J, wobei regelmäßig für die Kerbschlagarbeit Werte von mehr als 80 J erzielt wurden. Selbst bei einer Prüftemperatur von -80 °C erreichten erfindungsgemäße Stahlflachprodukte in Prüfrichtung "längs" noch eine Kerbschlagarbeit von mehr als 27 J. Ihre demgemäß optimierte Kerbschlagzähigkeit und ihr hoher Sprödbbruchwiderstand machen erfindungsgemäße Stahlflachprodukte insbesondere auch für Anwendungen geeignet, bei denen tiefere Temperaturen, d.h. insbesondere Temperaturen von weniger als -40 °C, herrschen.

Die gemäß DIN EN 10149-2 mit einem Biegedorndurchmesser von 8 mm ermittelte Rückfederung beträgt bei erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukten weniger als 20 %, wobei sich in der Praxis regelmäßig Werte der Rückfederung von weniger als 17 %, insbesondere weniger als 15 %, einstellen.

Ihre Eigenschaften entwickeln erfindungsgemäße warmgewalzte Stahlflachprodukte durch die Anwesenheit von Niob als alleinigem Pflicht-Mikrolegierungselement, ohne dass dazu weitere Mikrolegierungselemente, nämlich Titan und Vanadium, zugegeben werden müssen. Zwar können diese Elemente, wie nachfolgend erläutert, in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional in wirksamen Gehalten zur Unterstützung der Wirkung des erfindungsgemäß immer vorhandenen Niob-Gehalts vorhanden sein. Jedoch beruht das Legierungskonzept eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf der Anwesenheit von Niob, dessen Gehalte erfindungsgemäß so abgestimmt sind, dass grundsätzlich keine zusätzlichen Mikroelemente erforderlich sind, um allen Anforderungen zu genügen, die an die Umformbarkeit, die Festigkeit, die Zähigkeit, das Kerbschlagverhalten und das Rückfederungsverhalten erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte gestellt werden. So zeigt sich bei der Umformung, dass bei erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten aufgrund ihrer speziellen Mikrostruktur (d.h. ihrer besonderen Kornstreckung und Faser-Orientierung) die Gefahr einer Rissbildung derart verzögert ist, dass selbst komplexe Bauteile wie z. B. Federbeinaufnahmen für Fahrwerke von Kraftfahrzeugen problemlos gefertigt werden können.

Das erfindungsgemäße Verfahren zur Herstellung eines erfindungsgemäß beschaffenen Stahlflachprodukts umfasst folgende Arbeitsschritte:

- a) Erzeugen einer Stahlschmelze, die aus (in Gew.-%) 0,02 - 0,1 % C, 0,1 - 2,5 % Mn, 0,02 - 0,1 % Al, 0,02 - 0,12 % Nb sowie jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen der Gruppe „Si, Ti, V, Cr, B, Ca, Mo“ mit

der Maßgabe, dass der Si-Gehalt höchstens 0,6 %, der Ti-Gehalt höchstens 0,12 %, der V-Gehalt höchstens 0,2 %, der Cr-Gehalt höchstens 0,2 %, der B-Gehalt höchstens 0,0025 %, der Ca-Gehalt höchstens 0,01 % und der Mo-Gehalt höchstens 0,3 % beträgt, und als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei zu den Verunreinigungen bis zu 0,05 % P, bis zu 0,03 % S, bis zu 0,01 % N, bis zu 0,2 % Ni und bis zu 0,15 % Cu zählen;

- b) Vergießen der Schmelze zu einem Vorprodukt, bei dem es sich um eine Bramme mit einer Dicke von 70 mm – 350 mm oder eine Dünnbramme mit einer Dicke von 30 – 70 mm handelt;

- c) Austenitisieren des Vorprodukts derart, dass das Vorprodukt auf eine Austenitisierungstemperatur von 1150 – 1320 °C durcherwärmt ist;

- d) im Fall, dass das Vorprodukt eine Bramme ist:

Vorwalzen des austenitisierten Vorprodukts in zwei oder mehr Walzstichen auf eine Dicke von mindestens 30 mm und höchstens 70 mm bei einer Vorwalztemperatur, die höchstens gleich der Austenitisierungstemperatur ist, jedoch mindestens 30 °C oberhalb der Rekristallisationsstoptemperatur T_{NR} liegt, die wie folgt berechnet wird:

$$T_{NR} [^{\circ}\text{C}] = 913 \text{ }^{\circ}\text{C} + 910 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{Gew.}\% * \%Nb \quad (1)$$

mit %Nb = jeweiliger Nb-Gehalt des Stahlflachprodukts;

- e) Fertigwarmwalzen des Vorprodukts zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt in mehreren Walzstichen,

- wobei eine Anzahl n_W von Walzstichen, die größer oder gleich einem auf eine ganze Zahl abgerundeten Wert n_W' ist, der gemäß der Formel

$$n_W' \geq 7 * \text{Wurzel}(d_{EW} / (6 * Z)) + 2 \quad (2)$$

mit d_{EW} : Endwalzdicke des Stahlflachprodukts

Z: Dicke des Vorprodukts

berechnet wird, bei einer unterhalb der gemäß Formel (1) berechneten Rekristallisationsstopptemperatur T_{NR} liegenden Temperatur durchgeführt werden,

- wobei für einen über das Fertigwarmwalzen insgesamt erzielten Umformgrad Δh_{ges} gilt

$$\Delta h_{ges} = (d_{Einlauf} - d_{Auslauf}) / d_{Einlauf} * 100 \% > 65 \% \quad (3)$$

mit $d_{Einlauf}$: Dicke des Stahlflachprodukts beim Einlauf in das Fertigwarmwalzen,

$d_{Auslauf}$: Dicke des Stahlflachprodukts am Ende des Fertigwarmwalzens,

- wobei für den im letzten Walzstich des Fertigwarmwalzens erzielten Umformgrad Δh_{LG} ist gilt:

$$\Delta h_{LG \text{ ist}} > \Delta h_{LG \text{ min}} \quad (4)$$

mit

$$\Delta h_{LG \text{ ist}} = \frac{(d_{Einlauf LG} - d_{Auslauf LG})}{d_{Einlauf LG}}$$

$d_{Einlauf LG}$: Dicke des Stahlflachprodukts beim Einlauf in das letzte Walzgerüst,

$d_{Auslauf LG}$: Dicke des Stahlflachprodukts beim Auslauf aus dem letzten Walzgerüst

$$\Delta h_{LG \text{ min}} = 1,8 * 10^{-5} * e^{(0,0135 * (TEW + 11))} + 3$$

$\Delta h_{LG \text{ min}}$: Mindest-Umformgrad im letzten Walzstich des Fertigwarmwalzens

TEW: Warmwalzendtemperatur in °C,

und

- wobei die Warmwalzendtemperatur 760 - 940 °C beträgt;

- f) Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachprodukts auf eine Haspeltemperatur von 520 – 650 °C;
- g) Haspeln des warmgewalzten Stahlflachprodukts zu einem Coil und Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachprodukts im Coil auf Raumtemperatur.

Die Legierungsbestandteile eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts und die Gehalte dieser Bestandteile sind erfindungsgemäß wie folgt ausgewählt:

Neben Eisen sind C, Mn, Al und Nb Pflichtelemente der Legierung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts. Alle anderen nachfolgend erläuterten Elemente sind optional im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhanden, um bestimmte Eigenschaften auszuprägen, oder den unvermeidbaren Verunreinigungen zuzuordnen, deren Anwesenheit zwar unerwünscht ist, jedoch aus herstellungstechnischen Gründen nicht vermeidbar ist. Die Gehalte dieser unvermeidbaren Begleitelemente sind bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt beschränkt, so dass sie keinen negativen Einfluss auf die Eigenschaften des Stahlflachprodukts haben.

Kohlenstoff „C“ ist in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 0,02 – 0,1 Gew.-% vorhanden. Mindestens 0,02 Gew.-% sind erforderlich, damit ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt die von ihm geforderten Festigkeitseigenschaften erreicht. Diese Wirkung kann besonders sicher bei C-Gehalten von mindestens 0,04 Gew.-% erzielt werden. Gleichzeitig ist der C-Gehalt auf höchstens 0,1 Gew.-% beschränkt, um einen negativen Einfluss auf die Schweißbarkeit und die Umformbarkeit zu vermeiden. Negative Wirkung der Anwesenheit von C, wie eine Verringerung der Zähigkeit, können dabei besonders sicher dadurch vermieden werden, dass ein C-Gehalt von maximal 0,08 Gew.-%, insbesondere maximal 0,7 Gew.-%, eingestellt wird.

Silizium „Si“ wird optional bei der Erzeugung des Stahls eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts als Desoxidationsmittel eingesetzt und

trägt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zur Verbesserung der Festigkeitseigenschaften bei. Um diese Wirkung von Si zuverlässig nutzen zu können, kann der Si-Gehalt mindestens 0,01 Gew.-% betragen. Si-Gehalte von mehr als 0,6 Gew.-% würden die Oberflächenbeschaffenheit und die Zähigkeitseigenschaften des erfindungsgemäßen Materials beeinträchtigen, insbesondere die Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone einer an einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt erzeugten Schweißnaht. Darüber hinaus könnten zu hohe Si-Gehalte die Schweißbarkeit erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte verschlechtern. Um diese negativen Einflüsse sicher zu vermeiden und insbesondere eine optimierte Oberflächenqualität zu gewährleisten, kann der Si-Gehalt auf 0,25 Gew.-% begrenzt werden.

Mangan „Mn“ ist in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 0,1 - 2,5 Gew.-% vorhanden, um gute mechanische Eigenschaften, insbesondere eine hohe Zähigkeit, sowie eine S-Abbindung zu gewährleisten. Bei Gehalten von weniger als 0,1 Gew.-% würden keine ausreichenden Festigkeiten erreicht. Bei Mn-Gehalten von mehr als 2,5 Gew.-% würden allerdings die Schweißbarkeit und die Umformbarkeit negativ beeinflusst. Um die festigkeitssteigernde Wirkung von Mn beim erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt sicher nutzen zu können, kann der Gehalt an Mn auf mindestens 0,5 Gew.-% angehoben werden. Um das Seigerungsverhalten, sowie die Zähigkeit nicht negativ zu beeinflussen, kann der Mn-Gehalt auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt werden.

Aluminium „Al“ ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 0,02 – 0,1 Gew.-% vorhanden. Es wird bei der Erzeugung des Stahls eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts als Desoxidationsmittel eingesetzt und behindert durch Bildung von AlN-Ausscheidungen eine Vergröberung des Austenitkorns bei einer im Zuge der Verarbeitung des Stahls zu dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt durchlaufenen Erwärmung („Austenitisieren“). Liegt der Aluminiumgehalt unter 0,02 Gew.-%, laufen bei der Stahlerzeugung die Desoxidationsprozesse nicht vollständig ab. Übersteigt der

Al-Gehalt jedoch die Obergrenze von 0,1 %, so können sich unerwünschte Al_2O_3 -Einschlüsse bilden. Diese würden sich negativ auf den Reinheitsgrad und die Zähigkeitseigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auswirken. Sollen bei der Erzeugung erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte Einschränkungen der Vergießbarkeit der Stahlschmelze besonders sicher vermieden werden, so kann der Al-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 0,05 Gew.-% begrenzt werden.

Niob „Nb“ ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 0,02 – 0,12 Gew.-% vorhanden, um optimierte Festigkeitseigenschaften durch Ausscheidungshärtung beim erfindungsgemäß durchgeführten Haspeln zu erzielen. Beträgt der Nb-Gehalt weniger als 0,02 Gew.-%, so würden die geforderten Festigkeitseigenschaften nicht erreicht. Um die Kornfeinung der Austenitstruktur beim erfindungsgemäß temperaturgesteuerten Walzen sicher einzustellen, kann Nb in Gehalten von mindestens 0,04 Gew.-% zugegeben werden. Würden Nb-Gehalte von mehr als 0,12 Gew.-% vorgesehen, so würden hierdurch die Schweißbarkeit und die Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone einer an einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt erzeugten Schweißverbindung verschlechtert. Besonders wirtschaftlich lassen sich die durch die erfindungsgemäß vorgesehenen Nb-Gehalte erzielten Effekte bei Nb-Gehalten von maximal 0,08 Gew.-% erzielen.

Auch wenn das erfindungsgemäße Legierungskonzept darauf abzielt, nur Nb als Mikrolegierungselement zu verwenden, kann Titan „Ti“ im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von bis zu 0,12 Gew.-% vorhanden sein, um die Festigkeitseigenschaften durch Verhinderung des Kornwachstums beim Austenitisieren und durch Ausscheidungshärtung beim Haspeln zu unterstützen. Diese vorteilhaften Wirkungen der Anwesenheit von Ti können dadurch besonders sicher genutzt werden, dass der Ti-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf mindestens 0,005 Gew.-% eingestellt wird. Bei oberhalb von 0,12 Gew.-% liegenden Ti-Gehalten besteht die Gefahr, dass sich die Umformbarkeit, Schweißbarkeit und die Zähigkeit des

Stahlflachprodukts infolge der Bildung von groben Ti-Ausscheidungen verschlechtert. Diese Gefahr kann dadurch minimiert werden, dass der Ti-Gehalt auf höchstens 0,10 Gew.-% beschränkt wird. Zur Gewährleistung möglichst gleichmäßiger Festigkeitseigenschaften über Länge und Breite wird insbesondere ganz auf eine Ti-Legierung verzichtet oder der Gehalt wird bevorzugt auf höchstens 0,010 Gew.-%, besonders bevorzugt auf höchstens 0,006 Gew.-% beschränkt.

Vanadin „V“ kann einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von bis zu 0,2 Gew.-% zugegeben werden, um die Festigkeit durch Bildung von Karbonitriden zu unterstützen. Soll diese Wirkung in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt gezielt genutzt werden, so kann hierzu ein Gehalt von mindestens 0,005 Gew.-% V vorgesehen werden. Bei Gehalten von mehr als 0,2 Gew.-% tritt keine weitere Steigerung der positiven Einflüsse der optionalen Anwesenheit von V in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt auf. Optimal nutzen lässt sich die festigkeitssteigernde Wirkung von V, wenn in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt bis zu 0,15 Gew.-% V vorhanden sind. Grundsätzlich gilt aber auch hier, dass die Zugabe von V rein optional zu betrachten ist, die Zugabe von V also vollständig entfallen kann, weil das erfindungsgemäße Legierungskonzept vorrangig auf der Anwesenheit des Mikroelements Nb gründet. Zur Gewährleistung möglichst gleichmäßiger Festigkeitseigenschaften über Länge und Breite wird gemäß einer besonders praxisgerechten Variante der Erfindung der V-Gehalt in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt bis auf technisch unwirksame Gehalte reduziert. Hierzu kann der V-Gehalt auf höchstens 0,010 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,006 Gew.-%, beschränkt werden.

Chrom „Cr“ ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional in Gehalten von bis zu 0,2 Gew.-% vorhanden. Durch Zugabe von Cr können ebenfalls die Festigkeitseigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verbessert werden. Ist der Chromgehalt zu hoch, werden allerdings die Schweißbarkeit und Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone einer an einem

erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorgenommenen Verschweißung negativ beeinflusst. Die positiven Einflüsse der optionalen Anwesenheit von Cr in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt können dadurch sicher genutzt werden, dass sein Cr-Gehalt mindestens 0,02 Gew.-% beträgt.

Bor „B“ ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional in Gehalten von bis zu 0,0025 Gew.-% vorhanden. B wirkt sich günstig auf die Festigkeitseigenschaften und die Härtebarkeit des Stahls aus, aus dem ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besteht. Diese günstige Wirkung von B kann dadurch genutzt werden, dass für ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt B-Gehalte von mindestens 0,0005 Gew.-% B, insbesondere mindestens 0,0015 Gew.-% B, vorgesehen werden. B-Gehalte von mehr als 0,0025 Gew.-% würden jedoch die Zähigkeitseigenschaften verschlechtern.

Calcium „Ca“ kann im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts optional vorhanden sein, um im Gefüge des Stahlflachprodukts nichtmetallische Einschlüsse einzuformen, damit die Zähigkeit verbessert wird. Liegt der Ca-Gehalt oberhalb von 0,01 Gew.-%, kann dies allerdings eine negative Wirkung auf den Reinheitsgrad der Schmelze haben und beim Vergießen des Stahls, aus dem ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt erzeugt ist, zu Fehlern in der Schale des jeweils gegossenen Zwischenprodukts führen. Die positiven Einflüssen der optionalen Anwesenheit von Ca in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt können dadurch sicher genutzt werden, dass sein Ca-Gehalt mindestens 0,0005 Gew.-% beträgt.

Molybdän „Mo“ kann im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts optional vorhanden sein, um die höheren Festigkeitseigenschaften zu erreichen. Die positiven Einflüsse der optionalen Anwesenheit von Mo können ab einem Mo-Gehalt von mindestens 0,02 % erreicht werden. Ist der Mo-Gehalt zu hoch, werden die Bruchdehnung sowie die Umformbarkeit des Werkstoffs negativ beeinflusst. Hierzu ist der Mo-Gehalt auf höchstens 0,3 Gew.-%,

insbesondere auf höchstens 0,25 Gew.-% oder, besonders vorteilhaft, auf höchstens 0,1 Gew.-%, beschränkt.

Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt weist eine optimierte Kombination aus Festigkeit und Zähigkeit auf, ohne dass dazu teure Legierungselemente wie Nickel „Ni“ und Kupfer „Cu“ benötigt werden. Jedoch können auch diese Elemente herstellungsbedingt, beispielsweise durch den Einsatz von Schrott bei der Stahlerzeugung, als unvermeidbare Verunreinigungen in den Stahl gelangen. In jedem Fall sind in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt die Gehalte an Ni und Cu so niedrig gehalten, dass sie keinen Einfluss auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts haben. Der Ni-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beträgt aus denselben Gründen höchstens 0,2 Gew.-%, sein Cu-Gehalt höchstens 0,15 Gew.-%.

Phosphor „P“ und Schwefel „S“ sind ebenfalls Verunreinigungen, die im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt unerwünscht sind, weil sie dessen mechanische Eigenschaften, insbesondere die Kerbschlagarbeit und die Umformbarkeit, verschlechtern. Um jeden Einfluss dieser herstellungsbedingt jedoch unvermeidbaren Begleitelemente zu vermeiden, legt die Erfindung für den P-Gehalt eine Obergrenze von 0,05 Gew.-%, insbesondere von höchstens 0,025 Gew.-% oder, besonders bevorzugt, von höchstens 0,015 Gew.-%, und für den S-Gehalt eine Obergrenze von höchstens 0,03 Gew.-% fest, insbesondere von höchstens 0,01 Gew.-% oder, besonders bevorzugt, von höchstens 0,003 Gew.-%.

Stickstoff „N“ ist ebenfalls eine herstellungsbedingt unvermeidbare Verunreinigung, die bei zu hohen Gehalten die Zähigkeitseigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verschlechtert. Daher ist der N-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 0,01 Gew.-%, insbesondere 0,008 Gew.-% oder, besonders bevorzugt, von höchstens 0,006 Gew.-%, begrenzt. Typische N-Gehalte eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts liegen bei mindestens 0,004 Gew.-%. Durch diese im

erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt typischerweise mindestens vorliegenden Gehalte an N kommt es zur Bildung von AlN- und, soweit Ti vorhanden ist, von TiN-Ausscheidungen, die sich, wie oben bereits erläutert, positiv auf die Feinheit des Gefüges eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auswirken.

Das Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts besteht überwiegend aus Ferrit und/oder Bainit. So beträgt der Ferrit- und/oder Bainit-Anteil des Gefüges eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts typischerweise mindestens 60 Flächen-% Ferrit und/oder Bainit, wobei der Ferrit als polygonaler Ferrit und/oder quasipolygonaler Ferrit und/oder stark versetzungsverfestigter Ferrit vorliegen kann. Zur Gewährleistung einer möglichst guten Umformbarkeit wird bevorzugt ein Anteil von mindestens 80 Flächen-%, zur Erhöhung der Zähigkeit weiter bevorzugt mindestens 90 Flächen-%, besonders bevorzugt mindestens 95 Flächen-% Ferrit und/oder Bainit eingestellt. Der Rest des Gefüges eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts wird durch Perlit sowie die schon erwähnten Ausscheidungen in Form von Karbiden oder Karbonitriden sowie höchstens 2 Flächen-% sonstigen Gefügebestandteilen eingenommen, zu denen Martensit oder Restaustenit zählen.

Das Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zeichnet sich weiterhin dadurch aus, dass das Kornstreckungsverhältnis zwischen 0,2 und 0,7 liegt. Die Einstellung eines Kornstreckungsverhältnisses in diesem Bereich gewährleistet gute Zähigkeitseigenschaften. Liegt das Kornstreckungsverhältnis oberhalb 0,7, so wird die Dehnung negativ beeinflusst. Liegt das Verhältnis unterhalb 0,2, so ist der Einfluss auf die Festigkeit zu gering.

Darüber hinaus zeichnet sich das Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts dadurch aus, dass die im Ferrit vorhandenen Anteile der α -Faser $\langle 110 \rangle$ parallel zur Walzrichtung in einem Anteil von höchstens 30 % und die im Ferrit vorhandenen Anteile der γ -Faser $\langle 111 \rangle$ parallel zur Blechnormalen in einem Anteil von höchstens 20 % ausgebildet ist. Diese Ausprägung sorgt für

ein gutes Fließverhalten bei der Umformung sowie für gute Bruchdehnungseigenschaften, wodurch insgesamt ein hervorragendes Umformverhalten erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte erzielt wird.

Die Arbeitsschritte des erfindungsgemäßen Verfahrens und die dabei erfindungsgemäß eingestellten Verfahrensparameter sind in besonderer Weise so auf das erfindungsgemäße Legierungskonzept abgestimmt, dass die besondere Eigenschaftskombination erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte betriebssicher erreicht wird.

Durch das erfindungsgemäß auf der Verwendung von Niob als vorzugsweise alleinigem Mikrolegierungselement basierende Legierungskonzept können bereits mit vergleichbar geringen Nb-Gehalten hohe Festigkeiten erreicht werden. Bedingt dadurch, dass Niob die Rekristallisation stark verzögert, kommt es bei der erfindungsgemäßen Erzeugung erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte im Zuge des Warmwalzens zu einer starken Austenitkornstreckung, die in einer sehr feinkörnigen versetzungsreichen Ferrit- bzw. Bainitstruktur nach dem Aufhaspeln resultiert. Im Vergleich zu Titan und Vanadium verzögert Niob die Rekristallisation bei gleichen Elementgehalten deutlich stärker und trägt zudem besonders effektiv zur Kornfeinung des Gefüges nach dem Aufhaspeln bei.

Dabei kommt es im Coil, zu dem das Stahlflachprodukt nach dem Warmwalzen im Arbeitsschritt g) gewickelt wird, zur Bildung feiner Nb-Ausscheidungen, deren Entstehung stabil und unempfindlich gegenüber einer ungleichförmigen Temperaturverteilung über die gesamte Länge und Breite des Stahlflachprodukts abläuft. Infolgedessen zeichnet sich ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt durch geringe Schwankungen der mechanischen Eigenschaften über seine Länge und Breite aus.

Es versteht sich von selbst, dass bei der Durchführung des erfindungsgemäßen Verfahrens der Fachmann nicht nur die in den Ansprüchen erwähnten und hier

erläuterten Verfahrensschritte absolviert, sondern auch alle sonstigen Schritte und Tätigkeiten ausführt, die bei der praktischen Umsetzung derartiger Verfahren im Stand der Technik regelmäßig durchgeführt werden, wenn sich hierzu die Notwendigkeit ergibt.

Für die Herstellung erfindungsgemäßer Stahl Flachprodukte wird dementsprechend im Arbeitsschritt a) in hinsichtlich des dabei anzuwendenden Vorgehens an sich bekannter Weise eine den voranstehenden Erläuterungen entsprechend erfindungsgemäß zusammengesetzte Stahlschmelze erzeugt.

Diese Stahlschmelze wird anschließend unter ebenfalls an sich bekannten Bedingungen zu einem Vorprodukt vergossen, bei dem es sich um eine Bramme oder eine Dünnbramme handeln kann. Dabei sollte die Gießtemperatur der Schmelze beim Stranggießen mehr als 1500 °C betragen, um sicherzustellen, dass der Stahl nicht bereits in der Transportpfanne erstarrt. Dies gilt insbesondere im Fall, dass als Vorprodukt eine Dünnbramme erzeugt wird.

Das Vergießen der Schmelze zu einer Bramme kann in jeder aus dem Stand der Technik für diese Zwecke bekannten Art und Weise erfolgen.

Für die Erzeugung von Dünnbrammen steht in der Praxis beispielsweise das "CSP-Verfahren" (CSP = Compact-Strip-Production, s. <https://www.sms-group.com/de/anlagen/alle-anlagen/csp-technologie/>) zur Verfügung. Bei diesem Verfahren wird die Schmelze in einem kontinuierlichen Ablauf zu einem Strang vergossen, von dem anschließend die Dünnbrammen abgeteilt werden. Der flüssige Stahl wird dazu über eine Verteilerrinne in eine Kokille geleitet, aus der in der Praxis parallel zueinander zwei Stränge austreten, bei denen eine Erstarrung jeweils durch Bildung einer so genannten äußeren "Strangschale" beginnt. Nach Austritt aus der Kokille schreitet die Erstarrung ausgehend von der Strangschale der Strangmitte (Kern) immer weiter fort, bis auch der Kernbereich verfestigt ist. Der so vollständig erstarrte Strang hat eine Dicke von

mindestens 30 mm, typischerweise von 35 - 70 mm, und eine Temperatur, die typischerweise mehr als 600 °C beträgt. Nach der Verfestigung werden die Dünnbrammen von dem Strang abgeteilt.

Die jeweils erzeugten Vorprodukte (Bramme oder Dünnbramme) werden für die so genannte "Austenitisierung" (Arbeitsschritt c)) in einem Vorwärm- oder Ausgleichsofen auf eine Austenitisierungstemperatur oberhalb 1150 °C erwärmt, bei der sie ein vollständig austenitisches Gefüge besitzen. Die hohe Austenitisierungstemperatur ist wichtig, damit im Zuge der Austenitisierung die groben Ausscheidungen aufgelöst werden, die sich während der Erstarrung des jeweiligen Vorprodukts gebildet haben. Die Obergrenze des für die Austenitisierungstemperatur vorgesehenen Bereichs liegt erfindungsgemäß bei 1320 °C, um eine Vergröberung des Austenitkorns und eine verstärkte Zunderbildung zu unterbinden.

Im Fall, dass es sich bei dem Vorprodukt um eine Dünnbramme handelt, kann diese direkt dem Fertigwarmwalzen (Arbeitsschritt e)) zugeführt werden. Dies kann, wie auch die Austenitisierung im Ausgleichsofen und die vorangegangene Erzeugung der Dünnbramme, in an sich bekannter Weise in einer kontinuierlich durchlaufenden Arbeitsabfolge erfolgen.

Im Fall, dass es sich bei dem Vorprodukt um eine Bramme handelt, muss dagegen deren Dicke vor dem Fertigwarmwalzen reduziert werden. Hierzu wird die jeweilige Bramme nach dem Austenitisieren beispielsweise in einem oder mehreren hierzu im Stand der Technik verfügbaren Reversier-Walzgerüsten reversierend in mehr als einem Stich zu einem Vorband mit einer Dicke von mindestens 30 mm, jedoch höchstens 70 mm, vorgewalzt. Die Temperatur der Bramme zum Beginn des Vorwalzens ist dabei höchstens gleich der Austenitisierungstemperatur und mindestens 1100 °C. Die Temperatur des aus der Bramme vorgewalzten Vorbandes nach Abschluss des Vorwalzens wird als Vorwalztemperatur TVW bezeichnet. Die Vorwalztemperatur ist höchstens gleich der Austenitisierungstemperatur. Bevorzugt liegt die Vorwalztemperatur

unterhalb von 1150 °C, insbesondere unterhalb von 1120 °C. Bei einer Vorwalztemperatur oberhalb dieses Grenzwerts würde sich zum einen ein gröberes Austenitkorn infolge des Kornwachstums nach der Rekristallisation bilden. Zum anderen würde sich eine erhöhte Menge an Ungängen, d.h. Fehlstellen, an der Oberfläche des fertigen warmgewalzten Produktes einstellen. Jedoch darf die Vorwalztemperatur nicht niedriger sein als eine Temperatur TVW_{min} , die mindestens 30 °C oberhalb der in der oben angegebenen Weise in Abhängigkeit vom Nb-Gehalt $\%Nb$ berechneten Rekristallisationsstopptemperatur T_{NR} liegt. Auf diese Weise ist sichergestellt, dass die Rekristallisationsprozesse vollständig ablaufen, somit ein feines Austenitkorn beibehalten und anschließendes Kornwachstum begrenzt wird. Dies wirkt sich positiv auf die Zähigkeitseigenschaften und auf die Bruchdehnung erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte aus. Die Bruchdehnung beträgt typischerweise mindestens 14 %. Würde die Vorwalztemperatur die TVW_{min} unterschreiten, so würde dies zu einem unerwünschten Mischgefüge infolge der dann nicht vollständig ablaufenden Rekristallisation führen, wodurch die Zähigkeits- und Bruchdehnungseigenschaften des Stahlflachprodukts verschlechtert würden und zudem eine größere Streuung der mechanischen Eigenschaften eintreten könnte.

Beim erfindungsgemäßen Fertigwarmwalzen (Arbeitsschritt e)) wird in einer mehrgerüstigen, typischerweise fünf, sechs oder sieben Walzgerüste umfassenden Warmwalzanlage im Fall, dass das jeweilige Vorprodukt eine Bramme war, das daraus vorgewalzte Vorband oder die als Vorprodukt erzeugte Dünnbramme zu einem fertig warmgewalzten Stahlflachprodukt warmgewalzt, bei dem es sich typischerweise um ein warmgewalztes Band handelt. Die Parameter des Warmwalzens werden dabei so eingestellt, dass das erhaltene Stahlflachprodukt die jeweils geforderte Dicke hat und der Abschluss des erfindungsgemäßen Verfahrens die schon erläuterten strukturellen Merkmale aufweist. Mit einem „mehrgerüstigen“ Walzprozess sind

erfindungsgemäß mindestens drei aufeinanderfolgende Stichabnahmen gemeint.

Die Anzahl der jeweils tatsächlich erforderlichen Stichabnahmen wird dabei in Abhängigkeit von der für das fertig warmgewalzte Stahlflachprodukt geforderten Dicke gewählt. Dabei muss eine bestimmte Anzahl n_W von Walzstichen in der Fertigwarmwalzanlage bei einer Temperatur durchgeführt werden, die unterhalb der in der voranstehend erläuterten Weise berechneten Rekristallisationsstoptemperatur T_{NR} (Gleichung (1)) liegt. Diese Anzahl n_W wird als das auf eine ganze Zahl abgerundete Ergebnis n_W' der oben genannten Gleichung (2) bestimmt.

Erfindungsgemäß wird das Fertigwarmwalzen nach Art eines so genannten "thermo-mechanischen Walzens" durchgeführt. Durch die erfindungsgemäß gezielt eingestellten, über den gesamten Fertigwarmwalzprozess und die einzelnen Warmwalzstiche eingehaltenen Umformgrade, auch "Stichabnahmen" genannt, und eine präzise Temperaturführung wird die erfindungsgemäße Orientierung der Fasern des Gefüges und dessen Kornstreckung erzielt. Dies beeinflusst positiv nicht nur die Festigkeitseigenschaften, sondern auch die Zähigkeit, Bruchdehnung und die daraus resultierenden Umformeigenschaften, insbesondere die Rückfederung, im Vergleich zu typischen Mikrolegierungskonzepten auf Basis zweier Mikrolegierungselemente.

Der erfindungsgemäß über den gesamten Fertigwarmwalzprozess zu erzielende Gesamtumformgrad Δh_{ges} , sowie der über den letzten Walzstich zu erzielende Umformgrad $\Delta h_{LG\ ist}$ sind so abgestimmt, dass sich ein stark gestrecktes Austenitkorn im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts einstellt. Das Fertigwalzen wird dabei unterhalb einer Walzendtemperatur von 940 °C, insbesondere von weniger als 920 °C oder, besonders bevorzugt, von weniger als 890 °C beendet. Durch die erfindungsgemäß niedrige Warmwalzendtemperatur wird der Effekt des thermo-

mechanischen Walzens verstärkt, so dass im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts bei Beendigung des Warmwalzens versetzungsreicher Austenit vorliegt. Indem die Warmwalzendtemperatur erfindungsgemäß höchstens 940 °C beträgt, wird gewährleistet, dass nach dem Ende des Warmwalzens auch lokal keine Rekristallisationsvorgänge mehr ablaufen. Auf diese Weise ist sichergestellt ist, dass die erfindungsgemäß geforderte Kornstreckung erreicht und eine für die Umformung günstige Ausrichtung der im Ferrit vorhanden Anteile der α -Faser $\langle 110 \rangle$ parallel zur Walzrichtung und γ -Faser $\langle 111 \rangle$ parallel zur Blechnormalen erhalten wird. Gleichzeitig wird das Fertigwarmwalzen jedoch bei einer Temperatur oberhalb von 760 °C beendet, um zu gewährleisten, dass eine Phasenumwandlung beim Fertigwarmwalzen, insbesondere im Bereich der Oberfläche, unterbleibt.

Erfindungsgemäß soll der in der Fertigwarmwalzanlage erzielte gesamte Umformgrad Δh_{ges} mindestens 65 % betragen. Im letzten Gerüst soll der Umformgrad $\Delta h_{\text{LG ist}}$ jedoch mindestens die Bedingung nach Gleichung (4) erfüllen. Dabei soll der Umformgrad $\Delta h_{\text{LG ist}}$ bevorzugt mindestens 4 % betragen. Werden die Maßgaben, die die Erfindung in Bezug auf die Umformgrade Δh_{ges} und $\Delta h_{\text{LG ist}}$ aufgestellt hat, nicht eingehalten, so werden die erfindungsgemäße Kornstreckung und die erfindungsgemäße Ausrichtung der im Ferrit vorhanden Anteile der α -Faser $\langle 110 \rangle$ parallel zur Walzrichtung und γ -Faser $\langle 111 \rangle$ parallel zur Blechnormalen nicht erreicht.

Nach dem Warmwalzen wird das erhaltene warmgewalzte Stahlflachprodukt im Arbeitsschritt f) auf eine Haspeltemperatur von 520 – 650 °C abgekühlt. Die Abkühlung kann dabei in an sich bekannter Weise erfolgen. Typische, für die erfindungsgemäßen Zwecke geeignete Abkühlraten liegen dabei im Bereich von 10 - 300 K/s. Dabei sollte die Abkühlung innerhalb von maximal 20 s nach dem Ende des Warmwalzens einsetzen.

Durch Einhaltung des erfindungsgemäß vorgeschriebenen Bereichs der Haspeltemperaturen wird eine optimale Umwandlungs- und Ausscheidungshärtung erzielt. Dabei ist der Bereich der Haspeltemperaturen so gewählt, dass die Anzahl der Karbonitridausscheidungen ein Maximum erreicht. Eine zu tiefe Haspeltemperatur würde dazu führen, dass das Ausscheidungspotenzial eingefroren und somit die von einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt geforderte Mindeststreckgrenze nicht erreicht würde. Eine zu hohe Haspeltemperatur würde dagegen zu einem unerwünschten Ausscheidungs- und/oder Kornwachstum führen, was wiederum zu einem Verlust an Zähigkeit und Streckgrenze führen könnte.

Erfindungsgemäße warmgewalzte Stahlflachprodukte eignen sich aufgrund ihrer Eigenschaftskombination für die Umformung in komplexe Bauteile aller Art, insbesondere für im Bereich des Personen- oder Lastkraftwagenbaus verwendete Bauteile, bei denen es sich typischerweise um Fahrgestells- bzw. Fahrwerksteile, wie Federbeinaufnahmen, Achsträger, Querträger oder Längsträger oder um automobile Sitzteile, wie z.B. Sitzschienen, handelt. Zudem eignet es sich für lackierte Bauteile, welche beispielsweise mittels Laserschneiden konfektioniert werden.

Die im vorliegenden Text erwähnten Bestandteile des Gefüges lassen sich mittels Lichtmikroskop, Rasterelektronenmikroskop und Electron Back Scattered Diffraction "EBSD" ermitteln.

So wurden hier für die Bestimmung der Gefügebestandteile Proben aus einem Viertel der Breite des Stahlflachprodukts bei einem Drittel der Blechdicke entnommen, als Längsschliff präpariert und mit alkoholischer Salpetersäure, die einen Salpetersäureanteil von 3 Vol. % enthält, (in der Fachsprache auch als "Nital" bekannt) oder Natriumdisulfit geätzt. Die jeweiligen Anteile der Gefügebestandteile wurden dann mittels Licht- oder Rasterelektronenmikroskopie in bekannter Weise mittels Flächenanalyse ermittelt.

Das Kornstreckungsverhältnis sowie die im Ferrit vorhandenen Anteile der α -Faser $\langle 110 \rangle$ parallel zur Walzrichtung und γ -Faser $\langle 111 \rangle$ parallel zur Blechnormalen können mittels EBSD an einem Längsschliff bestimmt werden. Hierzu wird in 1/3-Lage über Blechdicke ein Messfeld von $800 \times 800 \mu\text{m}$ positioniert und mit einer Schrittweite von $0,9 \mu\text{m}$ abgerastert. Zwillingskorngrenzen werden dabei nicht als Korngrenzen berücksichtigt. Innerhalb der Körner wird eine Missorientierung von bis zu 5° zwischen benachbarten Messpunkten zugelassen. Als Mindestkorngröße ist eine Anzahl von mindestens zehn zusammenhängenden Messpunkten gewählt worden. Um das Kornstreckungsverhältnis zu bestimmen, werden die Körner als Ellipsen angenähert, so dass die Kornstreckung anschließend als das Längenverhältnis der Halbachsen der Ellipse angegeben werden kann. Ein Wert von 1 entspricht demnach einem kreisrunden Korn und das Korn ist umso stärker gestreckt, je kleiner der Wert wird. Um die Anteile von Texturkomponenten aus der α -Faser und der γ -Faser zu quantifizieren, wird eine Orientierungstoleranz von 10° angesetzt – d.h. Orientierungen werden zu der entsprechenden Faser gezählt wenn sie bis zu 10° von der idealen Faserorientierung abweichen. Die Messungen können beispielsweise an einem Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop LEO 1530 der Carl Zeiss Microscopy GmbH mit einem EBSD-System des Herstellers EDAX Inc. mit der Kamera Digiview durchgeführt werden. Die Datenauswertung und Erstellung der Korngrößenverteilungen, sowie die Quantifizierung der Anteile der α -Faser $\langle 110 \rangle$ parallel zur Walzrichtung und γ -Faser $\langle 111 \rangle$ parallel zur Blechnormalen können beispielsweise mit der Software OIM Analysis V 8 von der EDAX Inc. durchgeführt werden.

Die Zugversuche zur Ermittlung der Streckgrenze (R_e) wurden nach DIN EN ISO 6892-1 an Längsproben der Warmbänder durchgeführt.

Die Kerbschlagbiegeversuche zur Ermittlung der Kerbschlagarbeit A_v bei -20°C , -30°C , -60°C und -80°C wurden an Längsproben nach DIN EN

ISO 148-1 durchgeführt. Bei den hier beschriebenen Ergebnissen handelt es sich stets um Vollproben.

Die Rückfederung wurde im 180°-Biegefaltversuch nach DIN EN 10149-2 ermittelt, mit einem Biegedorndurchmesser von 8 mm.

Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert:

Für die nachfolgend erläuterten Versuche 1 – 32 sind nach Maßgabe der Erfindung legierte Stahlschmelzen A – M erzeugt worden, deren Zusammensetzungen in Tabelle 1 angegeben sind. Ebenso ist in Tabelle 1 die gemäß der Formel $T_{NR} [^{\circ}C] = 913 ^{\circ}C + 910 ^{\circ}C/Gew.\% * \%Nb$ in Abhängigkeit von seinem Nb-Gehalt $\%Nb$ ermittelte Rekristallisationsstoptemperatur T_{NR} des jeweiligen Stahls angegeben.

Ein Teil dieser Schmelzen A – M ist zu Brammen vergossen worden (Variante "A"). Der andere Teil der Schmelzen A – M ist in einer CSP-Anlage in einem kontinuierlichen Arbeitsablauf zunächst zu Dünnbrammen und anschließend direkt zu einem warmgewalzten, als Warmband vorliegenden Stahlflachprodukt verarbeitet worden (Variante "B").

Die jeweils gegossenen Brammen sind bei einer Austenitisierungstemperatur T_A austenitisiert worden. Bei der Variante A (= Verarbeitung von Brammen als Vorprodukt) sind die Brammen anschließend in mehreren Stichen vorgewalzt. Dabei hatten die Brammen zu Beginn des Vorwalzprozesses jeweils eine Temperatur, die ca. 30 °C unterhalb der Austenitisierungstemperatur T_A lag. Nach Abschluss des Vorwalzens bei einer in der Tabelle angegebenen Vorwalztemperatur T_{VW} waren 30 -70 mm dicke Vorbänder anschließend fertigwarmgewalzt worden. Bei der Variante B (= Verarbeitung von Dünnbrammen als Vorprodukt) sind die 30 - 70 mm dicken Dünnbrammen

dagegen direkt, d.h. ohne zwischengeschaltetes Vorwalzen, in die Warmwalzanlage geleitet worden.

In der Warmwalzanlage ist das jeweilige Vorband oder die jeweilige Bramme in 5 bis 7 Warmwalzstichen α zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt mit einer Dicke d ausgewalzt worden. Dabei wurde über alle Warmwalzstiche jeweils ein Gesamtumformgrad Δh_{ges} und über den letzten Stich des Warmwalzens ein Umformgrad $\Delta h_{\text{LG ist}}$ erzielt.

Das Warmwalzen der Stahlflachprodukte wurde dabei jeweils mit einer Warmwalzendtemperatur TEW beendet.

Die aus der Warmwalzanlage austretenden, die Warmwalzendtemperatur TEW aufweisenden Stahlflachprodukte sind jeweils durch Wasserkühlung mit Abkühlraten von 10 bis 300 K/s auf eine Haspeltemperatur HT abgekühlt worden, mit der sie zu einem Coil gehaspelt worden sind. Im Coil erfolgte schließlich die Abkühlung auf Raumtemperatur.

In Tabelle 2 sind für die Versuche 1 – 32 der dabei jeweils eingesetzte Stahl, die jeweils durchlaufene Variante, die Dicke " d " des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts, die Austenitisierungstemperatur " TA ", die jeweilige Vorwalztemperatur " TVW ", die jeweilige Warmwalzendtemperatur " TEW ", der Gesamtumformgrad " Δh_{ges} " und der über den letzten Stich des Warmwalzens erzielte Umformgrad " $\Delta h_{\text{LG ist}}$ " sowie der gemäß der Gleichung (4) berechnete Umformgrad " $\Delta h_{\text{LG min}}$ " eingetragen.

Die nicht erfindungsgemäßen Versuche 3 (zu geringer Umformgrad " $\Delta h_{\text{LG ist}}$ "), 7 (zu hohe Vorwalztemperatur und zu hohe Warmwalzendtemperatur), 18 (zu hohe Austenitisierungstemperatur) und 28 (zu niedrige Haspeltemperatur) sind durch ein nachgestelltes "*" hervorgehoben.

In Tabelle 3 sind die an den bei den Versuchen erhaltenen Stahlflachprodukten ermittelte Streckgrenze "Re", Kerbschlagarbeit "Av" bei -20 °C, -30 °C, -60 °C und -80 °C, das Kornstreckverhältnis, die Lage der im Ferrit vorhandenen Anteile der α -Faser $\langle 110 \rangle$ parallel zur Walzrichtung und der γ -Faser $\langle 111 \rangle$ parallel zur Blechnormalen, Bruchdehnung A sowie die Rückfederung angegeben, wobei zusätzlich verzeichnet ist, in welcher Probenlage die betreffenden Kennwerte ermittelt worden sind. Für die Angaben zur Bruchdehnung A gilt, dass für Proben aus Blechen mit einer Dicke von größer oder gleich 3 mm die Bruchdehnung A5 gemäß DIN EN ISO 6892-1 (Dezember 2009) bestimmt wurde und dass für Proben aus Blechen mit einer Dicke von weniger als 3 mm die Bruchdehnung A80 gemäß DIN EN ISO 6892-1 (Dezember 2009) bestimmt wurde.

Es zeigt sich, dass die bei den Versuchen erhaltenen, erfindungsgemäß beschaffenen und erzeugten Stahlflachprodukte eine Kombination aus hoher Streckgrenze, hoher Kerbschlagarbeit, also hoher Zähigkeit, ausgeprägter Kornstreckung, guter Ausrichtung der im Ferrit vorhandenen Anteile der α -Faser $\langle 110 \rangle$ parallel zur Walzrichtung und γ -Faser $\langle 111 \rangle$ parallel zur Blechnormalen, sowie gutem Rückfederungsverhalten besitzen, die ein optimales Umformverhalten bei gleichzeitig optimierten Gebrauchseigenschaften gewährleisten.

Tabelle 1

Stahl C	Si	Mn	Al	Nb	Ti	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	Ca	P	S	N	T _{NR} [°C]
A	0,063	0,017	1,46	0,029	0,061	-	-	-	-	-	-	-	0,014	0,002	0,0059	968,51
B	0,061	0,018	1,45	0,031	0,063	0,008	-	-	-	-	-	-	0,011	0,002	0,0040	970,33
C	0,051	0,18	1,41	0,035	0,058	-	-	-	-	-	-	-	0,010	0,001	0,0099	965,78
D	0,054	0,21	1,42	0,031	0,055	-	-	-	-	-	-	-	0,010	0,001	0,0036	963,05
E	0,028	0,031	1,54	0,031	0,091	-	-	-	-	-	-	-	0,014	0,001	0,0056	995,81
F	0,026	0,032	1,59	0,034	0,093	-	-	-	-	0,2	-	-	0,015	0,002	0,0050	997,63
G	0,049	0,025	1,32	0,043	0,069	0,009	-	-	-	-	-	-	0,014	0,002	0,0078	975,79
H	0,048	0,025	1,33	0,047	0,072	-	-	-	-	-	-	-	0,010	0,003	0,0053	978,52
I	0,086	0,019	1,42	0,034	0,046	-	-	-	-	-	-	-	0,014	0,002	0,0056	954,86
J	0,082	0,018	1,47	0,030	0,047	-	-	-	-	-	-	-	0,019	0,003	0,0050	955,77
K	0,061	0,24	0,55	0,029	0,054	0,054	-	-	-	-	-	-	0,014	0,002	0,0051	962,14
L	0,059	0,23	0,58	0,028	0,051	-	-	-	-	0,08	0,002	-	0,018	0,001	0,0065	959,41
M	0,060	0,016	1,35	0,036	0,059	-	-	-	-	-	-	-	0,025	0,004	0,0040	966,69

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

Tabelle 2											
Versuch	Stahl	Variante	d [mm]	TA	TVW	TEW	HT		Δh_{ges} [%]	$\Delta h_{LG\ ist}$ [%]	$\Delta h_{LG\ min}$ [%]
							[°C]				
1	A	B	2	1280	-	880	580		95	6,76	6,01
2	A	A	12	1240	1040	840	590		76	8,92	4,76
3*	A*	A	20	1260	1060	800	580		67	3,41	4,02
4	B	A	4	1220	1040	930	590		90	15,45	8,92
5	B	A	8	1250	1050	910	580		80	14,89	7,52
6	C	A	2	1290	1120	900	610		95	9,52	6,95
7*	C	A	4	1300	1160	950	610		90	11,33	10,76
8	C	A	10	1250	1060	850	600		80	15,89	5,01
9	D	A	5	1180	1040	880	580		88	7,85	6,01
10	D	A	8	1160	1030	860	580		80	10,02	5,30
11	E	A	2	1280	1090	880	590		95	7,69	6,01
12	E	A	12	1220	1040	840	580		76	12,65	4,76
13	E	A	20	1240	1030	810	570		67	15,70	4,17
14	F	A	8	1270	1080	840	530		80	12,45	4,76
15	F	B	12	1260	-	840	550		76	15,78	4,76
16	F	A	15	1250	1070	820	540		70	14,01	4,34
17	G	A	5	1260	1080	880	600		88	9,92	6,01
18*	G	A	20	1330	1100	880	590		67	16,35	6,01
19	H	A	7	1250	1070	860	580		83	10,76	5,30
20	H	A	3	1270	1090	890	580		93	7,85	6,45
21	I	A	6	1240	1050	850	580		85	11,49	5,01
22	I	A	9	1240	1060	830	570		82	6,32	4,53

Tabelle 2

Tabelle 2													
Versuch	Stahl	Variante	d [mm]	HT			Δh_{ges} [%]	$\Delta h_{\text{LG ist}}$ [%]	$\Delta h_{\text{LG min}}$ [%]				
				TA	TVW	TEW							
23	I	A	18	1210	1040	800	580						
24	J	A	2	1300	1110	870	620						
25	J	B	8	1290	-	870	600						
26	K	A	5	1260	1090	880	570						
27	K	A	9	1250	1080	860	550						
28*	K	A	16	1230	1080	830	510						
29	L	A	4	1280	1090	880	580						
30	L	A	8	1270	1060	870	580						
31	L	A	12	1250	1070	850	570						
32*	L	A	18	1250	1040	820	570						

*) - nicht erfindungsgemäß

Tabelle 3

Versuch	Stahl	Probenlage	Re [MPa]	Av**-20°C	Av**-30°C [J] (Vollprobe)	Av**-60°C	Av**-80°C	A [%]	Korn- streckungs- verhältnis [-]	α- Faser <110> [%]	γ- Faser <111> [%]	Rück- federung [°]
1	A	BA	561	-	-	-	-	23	0,45	12	7	13
1a	A	BM	557	-	-	-	-	24	0,47	11	7	13
2	A	BA	435	220	205	167	148	37	0,43	19	10	4
3*	A	BA	420	96	72	25	3	41	0,18	35	9	7
4	B	BA	548	-	-	-	-	28	0,62	7	8	12
5	B	BA	481	253	238	200	177	32	0,37	10	12	5
6	C	BA	539	-	-	-	-	23	0,41	14	8	12
7*	C	BA	529	-	-	-	-	12	0,73	5	3	26
8	C	BA	483	208	192	169	141	33	0,36	15	10	4
9	D	BA	557	-	-	-	-	27	0,39	12	7	10
10	D	BA	530	278	261	235	219	28	0,38	19	9	5
11	E	BA	576	-	-	-	-	21	0,48	13	10	14
12	E	BA	464	196	183	144	125	35	0,40	22	6	4
13	E	BA	436	182	178	136	122	39	0,42	19	12	2
14	F	BA	460	221	216	171	139	33	0,37	18	4	8
15	F	BA	421	187	171	138	111	38	0,51	14	6	5
16	F	BA	413	261	235	199	171	40	0,48	16	8	4
17	G	BA	541	-	-	-	-	29	0,52	10	11	9
18*	G	BA	438	90	80	20	6	42	0,18	33	12	7
19	H	BA	552	198	175	121	100	28	0,49	14	7	7

Si/cs 162158EP
1. April 2020

Tabelle 3

Versuch	Stahl	Probenlage	Re [MPa]	Av ^{**} -20°C	Av ^{**} -30°C	Av ^{**} -60°C	Av ^{**} -80°C	A	Korn- streckungs- verhältnis	α- Faser <110>	V- Faser <111>	Rück- federung
				[J] (Vollprobe)				[%]	[J]	[%]	[%]	[°]
20	H	BA	568	-	-	-	-	24	0,51	17	10	11
21	I	BA	523	176	162	108	85	27	0,44	15	9	11
22	I	BA	505	189	175	126	97	30	0,52	19	8	9
23	I	BA	472	213	198	178	161	38	0,36	21	9	3
23a	I	BM	465	209	192	169	149	38	0,37	20	9	3
24	J	BA	567	-	-	-	-	22	0,41	18	12	13
25	J	BA	548	164	148	102	78	29	0,51	17	10	8
26	K	BA	562	-	-	-	-	26	0,49	12	5	11
27	K	BA	554	187	172	128	96	29	0,45	17	5	7
28*	K	BA	361	220	208	130	117	13	0,29	33	5	23
29	L	BA	540	-	-	-	-	26	0,39	16	10	12
30	L	BA	549	267	258	210	186	32	0,47	14	7	5
30a	L	BM	554	260	251	204	174	31	0,49	12	7	5
31	L	BA	445	273	264	206	174	34	0,41	16	7	5
32*	L	BA	401	120	105	40	16	40	0,18	35	8	10

*)- nicht erfindungsgemäß

**) - umgerechnet auf Vollprobe

BA - Bandanfang

BM - Bandmitte

PATENTANSPRÜCHE

1. Stahlflachprodukt, das aus (in Gew.-%)

C: 0,02 - 0,1 %,

Mn: 0,1 - 2,5 %,

Al: 0,02 - 0,1 %,

Nb: 0,02 - 0,12 %,

sowie jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen der Gruppe „Si, Ti, V, Cr, B, Ca, Mo“ mit der Maßgabe, dass der Si-Gehalt höchstens 0,6 %, der Ti-Gehalt höchstens 0,12 %, der V-Gehalt höchstens 0,2 %, der Cr-Gehalt höchstens 0,2 %, der B-Gehalt höchstens 0,0025 %, der Ca-Gehalt höchstens 0,01 % und der Mo-Gehalt höchstens 0,3 % beträgt

und als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei zu den Verunreinigungen bis zu 0,05 % P, bis zu 0,03 % S, bis zu 0,01 % N, bis zu 0,2 % Ni, bis zu 0,15 % Cu zählen,

wobei das Gefüge des Stahlflachprodukts

- zu mindestens 60 Flächen-% aus Ferrit und/oder Bainit und als Rest aus Perlit sowie Karbid- oder Karbonitrid-Ausscheidungen und höchstens bis zu 2 Flächen-% sonstigen Gefügebestandteilen besteht,

und

- ein Kornstreckungsverhältnis von 0,2 - 0,7 aufweist,

und wobei das Stahlflachprodukt

- eine Streckgrenze R_e besitzt, für die gilt $R_e > RE\_BER$, wobei

$$RE\_BER = (400 + 2243 * \%Nb) / (d^{0,15})$$

mit %Nb: jeweiliger Nb-Gehalt des Stahlflachprodukts in Gew.-% und

d: jeweilige Dicke des Stahlflachprodukts in mm.

2. Stahlflachprodukt nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass das Gefüge eine mittlere Ferritkorngröße von höchstens 15 µm aufweist.
3. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass es bei -60 °C eine Kerbschlagarbeit in Prüfrichtung „längs“ von mehr als 27 J aufweist.
4. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass es eine im 180°-Faltversuch nach DIN EN 10149-2 mit einem Biegedorndurchmesser von 8 mm ermittelte Rückfederung von weniger als 20 % aufweist.
5. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass es mindestens 0,005 Gew.-% Ti enthält.
6. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass es mindestens 0,005 Gew.-% V enthält.
7. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass es höchstens 0,25 Gew.-% Si enthält.
8. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass es höchstens 2,0 Gew.-% Mn enthält.

9. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h gekennzeichnet, d a s s es mindestens 0,5 Gew.-% Mn enthält.
10. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h gekennzeichnet, d a s s im Gefüge des Stahlflachprodukts höchstens 30 % der im Ferrit vorhandenen Anteile der α -Faser $\langle 110 \rangle$ parallel zur Walzrichtung und höchstens 20 % der im Ferrit vorhandenen Anteile der γ -Faser $\langle 111 \rangle$ parallel zur Blechnormalen ausgerichtet sind.
11. Verfahren zur Herstellung eines gemäß einem der voranstehenden Ansprüche beschaffenen Stahlflachprodukts umfassend folgende Arbeitsschritte:
 - a) Erzeugen einer Stahlschmelze, die aus (in Gew.-%) 0,02 - 0,1 % C, 0,1 - 2,5 % Mn, 0,02 - 0,1 % Al, 0,02 - 0,12 % Nb sowie jeweils optional aus einem Element oder mehreren Elementen der Gruppe „Si, Ti, V, Cr, B, Ca, Mo“ mit der Maßgabe, dass der Si-Gehalt höchstens 0,6 %, der Ti-Gehalt höchstens 0,12 %, der V-Gehalt höchstens 0,2 %, der Cr-Gehalt höchstens 0,2 %, der B-Gehalt höchstens 0,0025 %, der Ca-Gehalt höchstens 0,01 % und der Mo-Gehalt höchstens 0,3 % beträgt und als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei zu den Verunreinigungen bis zu 0,05 % P, bis zu 0,03 % S, bis zu 0,01 % N, bis zu 0,2 % Ni, bis zu 0,15 % Cu zählen;
 - b) Vergießen der Schmelze zu einem Vorprodukt, bei dem es sich um eine Bramme mit einer Dicke von 70 – 350 mm oder eine Dünnbramme mit einer Dicke von 30 – 70 mm handelt;
 - c) Austenitisieren des Vorprodukts derart, dass das Vorprodukt auf eine Austenitisierungstemperatur von 1150 – 1320 °C durcherwärmt ist;
 - d) im Fall, dass das Vorprodukt eine Bramme ist:

Vorwalzen des austenitisierten Vorprodukts in zwei oder mehr Walzstichen auf eine Dicke von mindestens 30 mm und höchstens 70 mm bei einer Vorwalztemperatur, die höchstens gleich der Austenitisierungstemperatur ist, jedoch mindestens 30 °C oberhalb der Rekristallisationsstopptemperatur T_{NR} liegt, die wie folgt berechnet wird:

$$T_{NR} [^{\circ}\text{C}] = 913 \text{ }^{\circ}\text{C} + 910 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{Gew.}\% * \% \text{Nb} \quad (1)$$

mit %Nb = jeweiliger Nb-Gehalt des Stahlflachprodukts;

- e) Fertigwarmwalzen des Vorprodukts zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt in mehreren Walzstichen,

- wobei eine Anzahl n_W von Walzstichen, die gleich einem auf eine ganze Zahl abgerundeten Wert n_W' ist, der gemäß der Formel

$$n_W' = 7 * \text{Wurzel}(d_{EW} / (6 * Z)) + 2 \quad (2)$$

mit d_{EW} : Endwalzdicke des Stahlflachprodukts

Z: Dicke des Vorprodukts

berechnet wird, bei einer unterhalb der gemäß Formel (1) berechneten Rekristallisationsstopptemperatur T_{NR} liegenden Temperatur durchgeführt werden,

- wobei für einen über das Fertigwarmwalzen insgesamt erzielten Umformgrad Δh_{ges} gilt

$$\Delta h_{\text{ges}} = (d_{\text{Einlauf}} - d_{\text{Auslauf}}) / d_{\text{Einlauf}} * 100 \% > 65 \% \quad (3)$$

mit d_{Einlauf} : Dicke des Stahlflachprodukts beim Einlauf in das Fertigwarmwalzen,

d_{Auslauf} : Dicke des Stahlflachprodukts am Ende des Fertigwarmwalzens,

- wobei für den im letzten Walzstich des Fertigwarmwalzens erzielten Umformgrad $\Delta h_{\text{LG ist}}$ gilt:

$$\Delta h_{\text{LG ist}} > \Delta h_{\text{LG min}} \quad (4)$$

mit

$$\Delta h_{\text{LG ist}} = (d_{\text{Einlauf LG}} - d_{\text{Auslauf LG}}) / d_{\text{Einlauf LG}}$$

$d_{\text{Einlauf LG}}$: Dicke des Stahlflachprodukts beim Einlauf in das letzte Walzgerüst,

$d_{\text{Auslauf LG}}$: Dicke des Stahlflachprodukts beim Auslauf aus dem letzten Walzgerüst

$$\Delta h_{\text{LG min}} = 1,8 * 10^{-5} * e^{(0,0135 * (\text{TEW} + 11))} + 3$$

$\Delta h_{\text{LG min}}$: Mindest-Umformgrad im letzten Walzstich des Fertigwarmwalzens

TEW: Warmwalzendtemperatur in °C,

und

- wobei die Warmwalzendtemperatur 760 - 940 °C beträgt,;

- f) Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachprodukts auf eine Haspeltemperatur von 520 – 650 °C;
- g) Haspeln des warmgewalzten Stahlflachprodukts zu einem Coil und Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachprodukts im Coil auf Raumtemperatur.

12. Verfahren nach Anspruch 11, 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 Vorwalztemperatur im Arbeitsschritt d) höchstens 1150 °C beträgt.
13. Verfahren nach einem der Ansprüche 11 - 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 im Arbeitsschritt e) höchstens 920 °C beträgt.

14. Verfahren nach Anspruch 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
die Warmwalzendtemperatur im Arbeitsschritt e) höchstens 890 °C beträgt.
15. Verwendung eines Stahlflachprodukts gemäß Anspruch 1-10 zur
Herstellung eines Bauteils

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/EP2020/059253

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

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C21D; C22C; 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	JP S6227519 A (NIPPON STEEL CORP) 05 February 1987 (1987-02-05) claim 1; table 1, example A; table 2; table 3, examples 1-5; page 101	1-15
X	US 2019085421 A1 (TAKASHIMA KATSUTOSHI [JP] ET AL) 21 March 2019 (2019-03-21) paragraphs 0001, 0063, 0064, 0095; table 1, example C; table 2, example 3	1-15
X	EP 2014781 A1 (JFE STEEL CORP [JP]) 14 January 2009 (2009-01-14) table 1, examples E, J; table 3, examples 7, 15; paragraphs 0001, 0034	1-6, 8, 9, 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

15 May 2020

Date of mailing of the international search report

28 May 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
Information on patent family members

International application No.

PCT/EP2020/059253

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP	S6227519	A	05 February 1987	NONE	
US	2019085421	A1	21 March 2019	JP 6260750 B1	17 January 2018
				JP WO2017169941 A1	05 April 2018
				US 2019085421 A1	21 March 2019
				WO 2017169941 A1	05 October 2017
EP	2014781	A1	14 January 2009	BR PI0621704 A2	20 December 2011
				CA 2652821 A1	22 November 2007
				CN 101443467 A	27 May 2009
				EP 2014781 A1	14 January 2009
				KR 20080110904 A	19 December 2008
				TW I330667 B	21 September 2010
				US 2009050244 A1	26 February 2009
				WO 2007132548 A1	22 November 2007

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2020/059253

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES

INV. C21D6/00 C21D8/04 C21D9/48 C21D1/02 C22C38/02
C22C38/04 C22C38/12 C22C38/14 B21B1/22 C21D7/13
C21D8/02 C21D9/46

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

B. RECHERCHIERTE GEBIETE

Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole)

C21D C22C 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	JP S62 27519 A (NIPPON STEEL CORP) 5. Februar 1987 (1987-02-05) Anspruch 1; Tab. 1 Bsp. A; Tab. 2; Tab. 3 Bsp.1-5; Seite 101 -----	1-15
X	US 2019/085421 A1 (TAKASHIMA KATSUTOSHI [JP] ET AL) 21. März 2019 (2019-03-21) Para. 0001, 0063, 0064, 0095; Tab. 1 Bsp. C; Tab. 2 Bsp. 3 -----	1-15
X	EP 2 014 781 A1 (JFE STEEL CORP [JP]) 14. Januar 2009 (2009-01-14) Tab. 1 Bsp. E, J; Tab. 3 Bsp. 7, 15; Para. 0001, 0034 -----	1-6,8,9, 15



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

15. Mai 2020

Absendedatum des internationalen Recherchenberichts

28/05/2020

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

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2020/059253

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
JP S6227519	A	05-02-1987	KEINE
US 2019085421	A1	21-03-2019	JP 6260750 B1 17-01-2018
			JP WO2017169941 A1 05-04-2018
			US 2019085421 A1 21-03-2019
			WO 2017169941 A1 05-10-2017
EP 2014781	A1	14-01-2009	BR PI0621704 A2 20-12-2011
			CA 2652821 A1 22-11-2007
			CN 101443467 A 27-05-2009
			EP 2014781 A1 14-01-2009
			KR 20080110904 A 19-12-2008
			TW I330667 B 21-09-2010
			US 2009050244 A1 26-02-2009
			WO 2007132548 A1 22-11-2007