



REPUBLIK  
ÖSTERREICH  
Patentamt

(10) Nummer: **AT 409 388 B**

(12)

## PATENTSCHRIFT

(21) Anmeldenummer: 9155/98  
US98012701  
(22) Anmeldetag: 18.06.1998  
(42) Beginn der Patentdauer: 15.12.2001  
(45) Ausgabetag: 25.07.2002

(51) Int. Cl.<sup>7</sup>: **C21D 8/02**  
C22C 38/08

(30) Priorität:  
19.12.1997 US 068816 beansprucht.

(73) Patentinhaber:  
EXXONMOBIL UPSTREAM RESEARCH  
COMPANY  
77252 HOUSTON (US).

(54) EXTREM HOCHFESTE ZWEIPHASEN-STÄHLE MIT AUSGEZEICHNETER TIEFTEMPÉRATUR-ZÄHIGKEIT

**AT 409 388 B**

(57) Ein extrem hochfester, schweißbarer, niedriglegierter Zweiphasen-Stahl mit ausgezeichneter Tieftemperatur-Zähigkeit im Basisblech und in der Wärmeeinflußzone (HAZ) beim Schweißen mit einer Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa und einer Mikrostruktur, die eine Ferrit-Phase (14) und eine zweite Phase aus hauptsächlich Lath-Martensit und unterem Bainit (16) umfaßt, wird hergestellt durch Erwärmen einer Stahlplatte, umfassend Eisen und angegebene Gew.-%-Anteile einiger oder aller der Additive aus Kohlenstoff, Mangan, Nickel, Stickstoff, Kupfer, Chrom, Molybdän, Silicium, Niob, Vanadium, Titan, Aluminium und Bor; Reduzieren der Platte zur Bildung eines Blechs in einem oder mehreren Stichen in einem Temperaturbereich, in dem Austenit rekristallisiert; weiteres Reduzieren des Blechs in einem oder mehreren Stichen in einem Temperaturbereich unterhalb der Austenit-Rekristallisationstemperatur und oberhalb der Ar<sub>3</sub>-Umwandlungstemperatur; Fertigwalzen des Blechs zwischen der Ar<sub>3</sub>-Umwandlungstemperatur und der Ar<sub>1</sub>-Umwandlungstemperatur; Abschrecken des fertiggewalzten Blechs auf eine geeignete Abschreckstopptemperatur (QST); und Beenden des Abschreckens.

## Gebiet der Erfindung

Diese Erfindung betrifft extrem hochfeste, schweißbare, niedriglegierte Zweiphasen-Stahlbleche mit ausgezeichneter Tieftemperatur-Zähigkeit sowohl im Basisblech als auch in der geschweißten Wärmeeinflußzone ("heat affected zone", HAZ). Außerdem betrifft diese Erfindung ein Verfahren zur Herstellung solcher Stahlbleche.

## Hintergrund der Erfindung

Verschiedene Begriffe werden in der folgenden Beschreibung definiert. Der Einfachheit halber wird ein Glossar der Begriffe direkt vor den Patentansprüchen bereitgestellt.

Es besteht häufig ein Bedarf, flüchtige Flüssigkeiten unter Druck bei tiefen Temperaturen, d.h. bei Temperaturen von weniger als ca.  $-40^{\circ}\text{C}$  ( $-40^{\circ}\text{F}$ ), zu lagern und zu transportieren. Z.B. besteht ein Bedarf an Behältern zur Lagerung und zum Transport von Flüssig-Erdgas unter Druck ("pressurized liquefied natural gas", PLNG) bei einem Druck im weiten Bereich von ca. 1035 kPa (150 psia) bis ca. 7590 kPa (1100 psia) und bei einer Temperatur im Bereich von ca.  $-123^{\circ}\text{C}$  ( $-190^{\circ}\text{F}$ ) bis ca.  $-62^{\circ}\text{C}$  ( $-80^{\circ}\text{F}$ ). Es besteht ebenfalls ein Bedarf an Behältern zur sicheren und wirtschaftlichen Lagerung und zum Transport anderer flüchtiger Flüssigkeiten mit hohem Dampfdruck, wie Methan, Ethan und Propan, bei tiefen Temperaturen. Um solche Behälter aus verschweißtem Stahl herzustellen, muß der Stahl eine geeignete Festigkeit aufweisen, um den Flüssigkeitsdruck auszuhalten, und eine geeignete Zähigkeit, um den Beginn eines Bruchs, d.h. eines Versagenseintritts, bei den Betriebsbedingungen sowohl im Basisstahl als auch in der HAZ zu verhindern.

Die Reißhaltetemperatur ("Ductile to Brittle Transition Temperature", DBTT) skizziert die zwei Bruchbereiche in Konstruktionsstählen. Bei Temperaturen unterhalb der DBTT tritt leicht ein Versagen im Stahl durch Niedrigenergie-Sprödbbruch auf, während bei Temperaturen oberhalb der DBTT leicht ein Versagen im Stahl durch Hochenergie-Verformungsbruch auftritt. Die in der Herstellung von Lagerungs- und Transportbehältern für die zuvor genannten Tieftemperatur-Anwendungen und für andere lasttragende Tieftemperatur-Dienste verwendeten verschweißten Stähle müssen DBTTs deutlich unterhalb der Einsatztemperatur sowohl im Basisstahl als auch in der HAZ aufweisen, um ein Versagen durch Niedrigenergie-Sprödbbruch zu vermeiden.

Herkömmlich für Tieftemperatur-Konstruktionsanwendungen verwendete nickelhaltige Stähle, z.B. Stähle mit einem Nickel-Gehalt von mehr als ca. 3 Gew.-%, besitzen geringe DBTTs, aber weisen ebenfalls relativ geringe Zugfestigkeiten auf. Typischerweise besitzen handelsübliche Stähle mit 3,5 Gew.-% Nickel, 5,5 Gew.-% Nickel und 9 Gew.-% Nickel DBTTs von ca.  $-100^{\circ}\text{C}$  ( $-150^{\circ}\text{F}$ ),  $-155^{\circ}\text{C}$  ( $-250^{\circ}\text{F}$ ) bzw.  $-175^{\circ}\text{C}$  ( $-280^{\circ}\text{F}$ ) und Zugfestigkeiten von bis zu ca. 485 MPa (70 ksi), 620 MPa (90 ksi) bzw. 830 MPa (120 ksi). Um diese Kombinationen aus Festigkeit und Zähigkeit zu erreichen, werden diese Stähle allgemein kostspieligen Verarbeitungen unterzogen, z.B. einer doppelten Glühbehandlung. Im Falle von Tieftemperatur-Anwendungen verwendet die Industrie derzeit diese kommerziellen nickelhaltigen Stähle wegen ihrer guten Zähigkeit bei niedrigen Temperaturen, aber muß sie wegen der relativ geringen Zugfestigkeit speziell entwickeln. Diese Konstruktionen erfordern allgemein besondere Stahldicken für lasttragende Tieftemperatur-Anwendungen. Daher ist die Verwendung dieser nickelhaltigen Stähle in lasttragenden Tieftemperatur-Anwendungen häufig kostspielig aufgrund der hohen Kosten des Stahls zusammen mit den erforderlichen Stahldicken.

Andererseits besitzen mehrere handelsübliche hochfeste, niedriglegierte ("high strength, low alloy", HSLA) Stähle mit geringem und mittlerem Kohlenstoff-Gehalt, z.B. AISI 4320- oder 4330-Stähle, das Potential, überlegene Zugfestigkeiten (z.B. mehr als ca. 830 MPa (120 ksi)) und geringe Kosten zu liefern, aber sie besitzen den Nachteil relativ hoher DBTTs im allgemeinen und speziell in der geschweißten Wärmeeinflußzone (HAZ). Allgemein besteht bei diesen Stählen eine Tendenz, daß die Schweißbarkeit und Niedrigtemperatur-Zähigkeit abnimmt, wenn die Zugfestigkeit erhöht wird. Aus diesem Grund werden die derzeitigen handelsüblichen HSLA-Stähle des Standes der Technik allgemein nicht für Tieftemperatur-Anwendungen in Erwägung gezogen. Die hohe DBTT der HAZ in diesen Stählen besteht allgemein aufgrund der Bildung ungewünschter Mikrostrukturen, die aus den Schweiß-Thermozyklen in den grobkörnigen und interkritisch wiedererwärmten HAZs stammen, d.h. den HAZs, die auf eine Temperatur von etwa der  $A_{c1}$ -Umwandlungstemperatur bis etwa zur  $A_{c3}$ -Umwandlungstemperatur erwärmt wurden (siehe Glossar für die Definitionen der  $A_{c1}$ - und  $A_{c3}$ -Umwandlungstemperaturen). Die DBTT erhöht sich deutlich mit zunehmender Korngröße und versprödhenden Mikrostrukturbestandteilen wie Martensit-Austenit-

(MA)-Inseln in der HAZ. Z.B. ist die DBTT für die HAZ in einem HSLA-Stahl des Standes der Technik, X100-Leitungsrohr für Öl- und Gasübertragung, höher als ca.  $-50^{\circ}\text{C}$  ( $-60^{\circ}\text{F}$ ). Es gibt bedeutende Anstöße in den Sektoren der Energiespeicherung und des Transports für die Entwicklung neuer Stähle, die die Niedrigtemperatur-Zähigkeitseigenschaften der oben genannten kommerziellen nickelhaltigen Stähle mit den Eigenschaften hoher Festigkeit und geringer Kosten der HSLA-Stähle verbinden, während sie ebenfalls ausgezeichnete Schweißbarkeit und die gewünschte Dickprofil-Fähigkeit bereitstellen, d.h. im wesentlichen gleichförmige Mikrostruktur und Eigenschaften (z.B. Festigkeit und Zähigkeit) bei Dicken von mehr als ca. 2,5 cm (1 Zoll).

In Nicht-Tieftemperatur-Anwendungen sind die meisten handelsüblichen HSLA-Stähle des Standes der Technik mit geringem und mittlerem Kohlenstoff-Gehalt aufgrund ihrer relativ geringen Zähigkeit bei hohen Festigkeiten entweder auf einen Bruchteil ihrer Festigkeiten entwickelt oder alternativ auf geringere Festigkeiten zum Erhalt einer akzeptablen Zähigkeit verarbeitet. Bei Konstruktionsanwendungen führen diese Ansätze zu einer erhöhten Profildicke und damit höheren Komponentengewichten und letztlich höheren Kosten, als wenn das Hochfestigkeitspotential der HSLA-Stähle vollständig eingesetzt werden könnte. In einigen kritischen Anwendungen wie Hochleistungsgetrieben werden Stähle verwendet, die mehr als ca. 3 Gew.-% Ni enthalten (wie AISI 48XX, SAE 93XX, etc.), um eine ausreichende Zähigkeit beizubehalten. Dieser Ansatz führt zu wesentlichen Kostensteigerungen, um die überlegene Festigkeit der HSLA-Stähle zu erreichen. Ein zusätzliches Problem, das bei der Verwendung von kommerziellen Standard-HSLA-Stählen ange-troffen wird, ist die Wasserstoff-Rißbildung in der HAZ, insbesondere wenn Schweißen mit geringer Energiezufuhr verwendet wird.

Es gibt bedeutende wirtschaftliche Anstöße und einen unbedingten Konstruktionsbedarf für eine kostengünstige Steigerung der Zähigkeit bei hohen oder extrem hohen Festigkeiten in niedriglegierten Stählen. Insbesondere besteht ein Bedarf an einem Stahl bei vernünftigen Kosten, der eine extrem hohe Festigkeit, z.B. eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi), und ausgezeichnete Tieftemperatur-Zähigkeit, z.B. eine DBTT von weniger als ca.  $-73^{\circ}\text{C}$  ( $-100^{\circ}\text{F}$ ), sowohl im Basisblech als auch in der HAZ besitzt, zur Verwendung in kommerziellen Tieftemperatur-Anwendungen.

Entsprechend sind die Hauptaufgaben der vorliegenden Erfindung die Verbesserung der HSLA-Stahltechnologie des Standes der Technik zur Anwendbarkeit bei tiefen Temperaturen in drei Schlüsselgebieten: (i) Verringerung der DBTT auf weniger als ca.  $-73^{\circ}\text{C}$  ( $-100^{\circ}\text{F}$ ) im Basisblech und in der geschweißten HAZ, (ii) Erreichen einer Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) und (iii) Bereitstellen einer überlegenen Schweißbarkeit. Andere Aufgaben der vorliegenden Erfindung sind das Erreichen der zuvor genannten HSLA-Stähle mit im wesentlichen gleichförmigen Mikrostrukturen und Eigenschaften durch die Dicke bei Dicken von mehr als ca. 2,5 cm (1 Zoll) und ein solches Erreichen unter Verwendung von derzeit handelsüblichen Verarbeitungstechniken, so daß die Verwendung dieser Stähle in kommerziellen Tieftemperatur-Verfahren wirtschaftlich machbar ist.

#### Zusammenfassung der Erfindung

Übereinstimmend mit den oben genannten Aufgaben der vorliegenden Erfindung wird eine Verarbeitungsmethodik bereitgestellt, worin eine niedriglegierte Stahlplatte der gewünschten Chemie auf eine geeignete Temperatur wiedererwärmt, dann zur Bildung eines Stahlblechs warmgewalzt und am Ende des Warmwalzens durch Abschrecken mit einer geeigneten Flüssigkeit wie Wasser auf eine geeignete Abschreck-Stopptemperatur ("Quench Stop Temperature", QST) schnell abgekühlt wird, um eine Zweiphasen-Mikrostruktur zu erzeugen, die bevorzugt ca. 10 bis ca. 40 Vol.-% einer Ferrit-Phase und ca. 60 bis ca. 90 Vol.-% einer zweiten Phase aus hauptsächlich feinkörnigem Lath-Martensit, feinkörnigem unterem Bainit oder Mischungen daraus umfaßt. Wie in der Beschreibung der vorliegenden Erfindung verwendet bezeichnet Abschrecken das beschleunigte Abkühlen durch ein beliebiges Mittel, wobei eine Flüssigkeit eingesetzt wird, die nach ihrer Tendenz zur Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit des Stahls ausgewählt wird, im Gegensatz zum Luftkühlen des Stahls auf Umgebungstemperatur. In einer Ausführungsform dieser Erfindung wird das Stahlblech nach Beendigung des Abschreckens auf Umgebungstemperatur abgekühlt.

Ebenfalls übereinstimmend mit den oben genannten Aufgaben der vorliegenden Erfindung sind erfindungsgemäß verarbeitete Stähle besonders geeignet für viele Tieftemperatur-Anwendungen,

indem die Stähle die folgenden Eigenschaften haben, bevorzugt für Stahlblech-Dicken von ca. 2,5 cm (1 Zoll) und mehr: (i) eine DBTT von weniger als ca.  $-73^{\circ}\text{C}$  ( $-100^{\circ}\text{F}$ ) im Basisstahl und in der geschweißten HAZ, (ii) eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi), bevorzugt mehr als ca. 860 MPa (125 ksi) und besonders bevorzugt mehr als ca. 900 MPa (130 ksi), (iii) überlegene Schweißbarkeit, (iv) im wesentlichen gleichförmige Mikrostruktur und Eigenschaften durch die Dicke, und (v) verbesserte Zähigkeit gegenüber handelsüblichen HSLA-Standardstählen. Diese Stähle können eine Zugfestigkeit von mehr als ca. 930 MPa (135 ksi) oder mehr als ca. 965 MPa (140 ksi) oder mehr als ca. 1000 MPa (145 ksi) aufweisen.

#### Beschreibung der Abbildungen

Die Vorteile der vorliegenden Erfindung sind besser verständlich unter Bezugnahme auf die folgende ausführliche Beschreibung und die anliegenden Abbildungen, in denen gilt:

Figur 1 ist eine schematische Darstellung eines kurvigen Rißverlaufs in der Zweiphasen-Mikroverbundstruktur der Stähle dieser Erfindung;

Figur 2A ist eine schematische Darstellung der Austenit-Korngröße in einer Stahlplatte nach Wiedererwärmen gemäß der vorliegenden Erfindung;

Figur 2B ist eine schematische Darstellung der Vor-Austenit-Korngröße (siehe Glossar) in einer Stahlplatte nach dem Warmwalzen im Temperaturbereich, in dem Austenit rekristallisiert, aber vor dem Warmwalzen im Temperaturbereich, in dem Austenit nicht rekristallisiert, gemäß der vorliegenden Erfindung; und

Figur 2C ist eine schematische Darstellung der ausgedehnten Pfannkuchen-Kornstruktur in Austenit mit einer sehr feinen effektiven Korngröße in Richtung durch die Dicke eines Stahlblechs nach Beendigung der TMCP gemäß der vorliegenden Erfindung.

Obwohl die vorliegende Erfindung im Zusammenhang mit ihren bevorzugten Ausführungsformen beschrieben wird, ist es selbstverständlich, daß die Erfindung nicht darauf beschränkt ist. Im Gegenteil soll die Erfindung alle Alternativen, Modifikationen und Äquivalente abdecken, die im Geist und Umfang der Erfindung eingeschlossen sein können, wie sie durch die anliegenden Patentansprüche definiert ist.

#### Ausführliche Beschreibung der Erfindung

Die vorliegende Erfindung betrifft die Entwicklung neuer HSLA-Stähle, die die oben beschriebenen Herausforderungen erfüllen, indem eine extrem feinkörnige Zweiphasen-Struktur erzeugt wird. Solche Zweiphasen-Mikroverbundstruktur umfaßt bevorzugt eine weiche Ferrit-Phase und eine feste zweite Phase aus hauptsächlich feinkörnigem Lath-Martensit, feinkörnigem unterem Bainit oder Mischungen daraus. Die Erfindung beruht auf einer neuen Kombination von Stahlchemie und Verarbeitung, um sowohl ein intrinsisches als auch mikrostrukturelles Zähmachen bereitzustellen, um die DBTT zu verringern sowie die Zähigkeit bei hohen Festigkeiten zu steigern. Intrinsisches Zähmachen wird erreicht durch die abgestimmte Balance der kritischen Legierungselemente im Stahl, wie ausführlich in dieser Beschreibung beschrieben. Mikrostrukturelles Zähmachen resultiert aus dem Erreichen einer sehr feinen effektiven Korngröße sowie der Erzeugung einer sehr feinen Dispersion der Verfestigungsphase, während gleichzeitig die effektive Korngröße ("mittlere Gleitdistanz") in der weichen Ferrit-Phase reduziert wird. Die Dispersion der zweiten Phase wird optimiert, um die Kurvigkeit im Rißverlauf wesentlich zu maximieren, wodurch die Beständigkeit im Mikroverbundstahl gegen das Rißfortschreiten gesteigert wird.

Gemäß dem Vorhergehenden wird ein Verfahren zur Herstellung eines extrem hochfesten Zweiphasen-Stahlblechs mit einer Mikrostruktur bereitgestellt, umfassend ca. 10 bis ca. 40 Vol.-% einer ersten Phase aus im wesentlichen 100 Vol.-% ("essentiell") Ferrit und ca. 60 bis ca. 90 Vol.-% einer zweiten Phase aus hauptsächlich feinkörnigem Lath-Martensit, feinkörnigem unterem Bainit oder Mischungen daraus, worin das Verfahren die folgenden Schritte umfaßt: (a) Erwärmen einer Stahlplatte auf eine ausreichend hohe Wiedererwärmungstemperatur, um (i) die Stahlplatte im wesentlichen zu homogenisieren, (ii) im wesentlichen alle Carbide und Carbonitride von Niob und Vanadium in der Stahlplatte aufzulösen und (iii) feine Ausgangs-Austenit-Körner in der Stahlplatte zu erhalten; (b) Reduzieren der Stahlplatte zu Bildung eines Stahlblechs in einem oder mehreren Warmwalzstichen in einem ersten Temperaturbereich, in dem Austenit rekristallisiert wird; (c) weiteres Reduzieren des Stahlblechs in einem oder mehreren Warmwalzstichen in einem zweiten Temperaturbereich unterhalb etwa der  $T_{nr}$ -Temperatur und oberhalb etwa der  $A_{r3}$ -Umwandlungstemperatur; (d) zusätzlich Reduzieren des Stahlblechs in einem oder mehreren

Warmwalzstichen in einem dritten Temperaturbereich unterhalb etwa der  $A_{r3}$ -Umwandlungstemperatur und oberhalb etwa der  $A_{r1}$ -Umwandlungstemperatur (d.h. im interkritischen Temperaturbereich); (3) Abschrecken des Stahlblechs bei einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 10°C pro Sekunde bis ca. 40°C pro Sekunde (18°F/s-72°F/s) auf eine Abschreck-Stopp-temperatur (QST) bevorzugt unterhalb etwa der  $M_s$ -Umwandlungstemperatur plus 200°C (360°F); und (f) Beenden des Abschreckens. In einer anderen Ausführungsform dieser Erfindung ist die QST bevorzugt unterhalb etwa der  $M_s$ -Umwandlungstemperatur plus 100°C (180°F) und ist besonders bevorzugt unterhalb ca. 350°C (662°F). In einer Ausführungsform dieser Erfindung läßt man das Stahlblech nach Schritt (f) auf Umgebungstemperatur luftkühlen. Diese Verarbeitung erleichtert die Umwandlung der Mikrostruktur des Stahlblechs zu ca. 10 bis ca. 40 Vol.-% einer ersten Phase aus Ferrit und ca. 60 bis ca. 90 Vol.-% einer zweiten Phase aus hauptsächlich feinkörnigem Lath-Martensit, feinkörnigem unterem Bainit oder Mischungen daraus. (Siehe Glossar für die Definitionen der  $T_{nr}$ -Temperatur und der  $A_{r3}$ - und  $A_{r1}$ -Umwandlungstemperaturen).

Um Umgebungs- und Tieftemperatur-Zähigkeit sicherzustellen, umfaßt die Mikrostruktur der zweiten Phase in Stählen dieser Erfindung hauptsächlich feinkörnigen unteren Bainit, feinkörnigen Lath-Martensit oder Mischungen daraus. Es ist bevorzugt, die Bildung von Versprödungsbestandteilen wie oberem Bainit, Zwillings-Martensit und MA in der zweiten Phase im wesentlichen zu minimieren. Wie in der Beschreibung der vorliegenden Erfindung und in den Ansprüchen verwendet, meint "hauptsächlich" wenigstens ca. 50 Vol.-%. Der Rest der Mikrostruktur der zweiten Phase kann zusätzlichen feinkörnigen unteren Bainit, zusätzlichen feinkörnigen Lath-Martensit oder Ferrit umfassen. Besonders bevorzugt umfaßt die Mikrostruktur der zweiten Phase wenigstens ca. 60 bis ca. 80 Vol.-% feinkörnigen unteren Bainit, feinkörnigen Lath-Martensit oder Mischungen daraus. Noch mehr bevorzugt umfaßt die Mikrostruktur der zweiten Phase wenigstens ca. 90 Vol.-% feinkörnigen unteren Bainit, feinkörnigen Lath-Martensit oder Mischungen daraus.

Eine erfindungsgemäß verarbeitete Stahlplatte wird in der üblichen Weise hergestellt und umfaßt in einer Ausführungsform Eisen und die folgenden Legierungselemente, bevorzugt in den in der folgenden Tabelle I angegebenen Gewichtsbereichen:

Tabelle I

	Legierungselement	Bereich (Gew.-%)
30	Kohlenstoff (C)	0,04 - 0,12, besonders bevorzugt 0,04 - 0,07
	Mangan (Mn)	0,5 - 2,5, besonders bevorzugt 1,0 - 1,8
	Nickel (Ni)	1,0 - 3,0, besonders bevorzugt 1,5 - 2,5
35	Niob (Nb)	0,02 - 0,1, besonders bevorzugt 0,02 - 0,05
	Titan (Ti)	0,008 - 0,03, besonders bevorzugt 0,01 - 0,02
40	Aluminium (Al)	0,001 - 0,05, besonders bevorzugt 0,005 - 0,03
	Stickstoff (N)	0,002 - 0,005, besonders bevorzugt 0,002 - 0,003

Chrom (Cr) wird manchmal zum Stahl hinzugegeben, bevorzugt bis zu ca. 1,0 Gew.-% und besonders bevorzugt ca. 0,2 bis ca. 0,6 Gew.-%.

Molybdän (Mo) wird manchmal zum Stahl hinzugegeben, bevorzugt bis zu ca. 0,8 Gew.-% und besonders bevorzugt ca. 0,1 bis 0,3 Gew.-%.

Silicium (Si) wird manchmal zum Stahl hinzugegeben, bevorzugt bis zu ca. 0,5 Gew.-%, besonders bevorzugt ca. 0,01 bis 0,5 Gew.-% und noch mehr bevorzugt ca. 0,05 bis ca. 0,1 Gew.-%.

50 Kupfer (Cu) wird manchmal zum Stahl hinzugegeben, bevorzugt im Bereich von ca. 0,1 bis 1,0 Gew.-%, besonders bevorzugt im Bereich von ca. 0,2 bis etwa 0,4 Gew.-%.

Bor (B) wird manchmal zum Stahl hinzugegeben, bevorzugt bis zu ca. 0,0020 Gew.-% und besonders bevorzugt ca. 0,0006 bis ca. 0,0010 Gew.-%.

55 Der Stahl enthält bevorzugt wenigstens ca. 1 Gew.-% Nickel. Der Nickel-Gehalt des Stahls kann auf über ca. 3 Gew.-% erhöht werden, falls es gewünscht ist, die Eigenschaften nach dem

Schweißen zu steigern. Es wird erwartet, daß jede Zugabe von Nickel von 1 Gew.-% die DBTT des Stahls um ca. 10°C (18°F) verringert. Der Nickel-Gehalt ist bevorzugt weniger als 9 Gew.-%, besonders bevorzugt weniger als ca. 6 Gew.-%. Der Nickel-Gehalt wird bevorzugt minimiert, um die Kosten des Stahls zu minimieren. Falls der Nickel-Gehalt auf über ca. 3 Gew.-% erhöht wird, kann der Mangan-Gehalt auf unter ca. 0,5 Gew.-% bis herab zu 0,0 Gew.-% verringert werden.

Zusätzlich werden die restlichen Bestandteile im Stahl bevorzugt im wesentlichen minimiert. Der Gehalt an Phosphor (P) ist bevorzugt weniger als ca. 0,01 Gew.-%. Der Gehalt an Schwefel (S) ist bevorzugt weniger als ca. 0,004 Gew.-%. Der Gehalt an Sauerstoff (O) ist bevorzugt weniger als ca. 0,002 Gew.-%.

#### Verarbeitung der Stahlplatte

##### (1) Absenkung der DBTT

Das Erreichen einer niedrigen DBTT, z.B. geringer als ca. -73°C (-100°F), ist eine Schlüsselherausforderung in der Entwicklung neuer HSLA-Stähle für Tieftemperatur-Anwendungen. Die technische Herausforderung liegt darin, die Festigkeit in der bestehenden HSLA-Technologie beizubehalten/zu erhöhen, während die DBTT verringert wird, speziell in der HAZ. Die vorliegende Erfindung gebraucht eine Kombination aus Legieren und Verarbeiten, um sowohl die intrinsischen als auch die mikrostrukturellen Beiträge zur Bruchbeständigkeit auf eine Weise zu verändern, daß ein niedriglegierter Stahl mit ausgezeichneten Tieftemperatur-Eigenschaften im Basisblech und in der HAZ wie nachfolgend beschrieben erzeugt wird.

In dieser Erfindung wird das mikrostrukturelle Zähmachen zur Verringerung der DBTT des Basisstahls ausgenutzt. Dieses mikrostrukturelle Zähmachen besteht aus dem Verfeinern der Vor-Austenit-Korngröße, Modifizieren der Korn-Morphologie durch thermomechanisch kontrollierte Walzarbeitung ("thermo-mechanical controlled rolling processing", TMCP) und Erzeugen einer Mikrolaminat-Mikrostruktur innerhalb der feinen Körner, was alles auf eine Steigerung der Grenzfläche der Großwinkel-Grenzen pro Einheitsvolumen im Stahlblech abzielt. Wie für die Fachleute bekannt, bedeutet "Korn" wie hier verwendet, einen individuellen Kristall in einem polykristallinen Material, und "Korngrenze" wie hier verwendet meint eine enge Zone in einem Metall, entsprechend dem Übergang von einer kristallographischen Orientierung zu einer anderen, wodurch ein Korn von einem anderen getrennt wird. Wie hier verwendet, ist eine "Großwinkel-Korngrenze" eine Korngrenze, die zwei benachbarte Körner trennt, deren kristallographische Orientierungen sich um mehr als ca. 8° unterscheiden. Ebenfalls ist eine "Großwinkel-Grenze oder -Grenzfläche" wie hier verwendet eine Grenze oder Grenzfläche, die sich effektiv als Großwinkel-Korngrenze verhält, d.h. dazu neigt, einen sich ausbreitenden Riß oder Bruch abzulenken, und somit Kurvigkeit im Bruchverlauf induziert.

Der Beitrag der TMCP zur Gesamtgrenzfläche der Großwinkel-Grenzen pro Einheitsvolumen,  $S_v$ , wird durch die folgende Gleichung definiert:

$$S_v = \frac{1}{d} \left( 1 + R + \frac{1}{R} \right) + 0,63(r - 30)$$

mit:

$d$  ist die mittlere Austenit-Korngröße in einem warmgewalzten Stahlblech vor dem Walzen im Temperaturbereich, in dem Austenit nicht rekristallisiert (Vor-Austenit-Korngröße);

$R$  ist das Abnahmeverhältnis (ursprüngliche Stahlplattendicke/Stahlblech-Enddicke; und

$r$  ist prozentuale Dickenabnahme des Stahls aufgrund des Warmwalzens im Temperaturbereich, in dem Austenit nicht rekristallisiert.

Es ist wohlbekannt auf diesem Gebiet, daß die DBTT abnimmt, wenn das  $S_v$  eines Stahls zunimmt, aufgrund der Rißablenkung und der begleitenden Kurvigkeit im Bruchverlauf bei den Großwinkelgrenzen. In der kommerziellen TMCP-Praxis ist der Wert für  $R$  für eine gegebene Blechdicke fixiert, und die obere Grenze für den Wert für  $r$  ist typischerweise 75. Bei gegebenen festen Werten für  $R$  und  $r$  kann  $S_v$  nur wesentlich erhöht werden, indem  $d$  verringert wird, wie aus der obigen Gleichung ersichtlich ist. Um  $d$  in erfindungsgemäßen Stählen zu verringern, wird ein Ti-Nb-Mikrolegieren in Kombination mit einer optimierten TMCP-Praxis verwendet. Bei gleichem Gesamtausmaß der Abnahme während des Warmwalzens/Umformung wird ein Stahl mit einer anfänglich feineren mittleren Austenit-Korngröße in einer feineren fertigen mittleren Austenit-Korngröße resultieren. Daher werden in dieser Erfindung die Mengen von Ti-Nb-Zugaben für die Wiedererwärmungs-Praxis optimiert, während die gewünschte Austenit-Kornwachstumshemmung während der

TMCP erzeugt wird. Bezugnehmend auf Figur 2A wird eine relativ niedrige Wiedererwärmungstemperatur, bevorzugt zwischen ca. 955 und ca. 1065°C (1750°F-1950°F) verwendet, um anfänglich eine mittlere Austenit-Korngröße D' von weniger als ca. 120 µm in der wiedererwärmten Stahlplatte 20' vor der Warmumformung zu erhalten. Diese erfindungsgemäße Verarbeitung vermeidet das übermäßige Austenit-Kornwachstum, das aus der Verwendung höherer Wiedererwärmungstemperaturen, d.h. mehr als ca. 1095°C (2000°F), in der herkömmlichen TMCP resultiert. Um die durch dynamische Rekristallisation induzierte Kornverfeinerung zu fördern, werden hohe Abnahmen je Stich von mehr als ca. 10 % während des Warmwalzens im Temperaturbereich eingesetzt, in dem Austenit rekristallisiert. Bezugnehmend auf Figur 2B liefert dieses erfindungsgemäße Verarbeiten eine mittlere Vor-Austenit-Korngröße D" (d.h. d) von weniger als ca. 30 µm, bevorzugt weniger als ca. 20 µm und noch mehr bevorzugt weniger als ca. 10 µm in der Stahlplatte 20" nach dem Warmwalzen (Umformung) im Temperaturbereich, in dem Austenit rekristallisiert, aber vor dem Warmwalzen im Temperaturbereich, in dem Austenit nicht rekristallisiert. Zusätzlich werden zur Erzeugung einer wirksamen Korngrößenabnahme in Richtung durch die Dicke starke Abnahmen, bevorzugt von mehr als 70 % kumulativ, im Temperaturbereich unterhalb etwa der T<sub>nr</sub>-Temperatur, aber oberhalb etwa der Ar<sub>3</sub>-Umwandlungstemperatur durchgeführt. Bezugnehmend auf Figur 2C führt die erfindungsgemäße TMCP zur Bildung einer gestreckten Pfannkuchenstruktur in Austenit in einem fertiggewalzten Stahlblech 20''' mit sehr feiner effektiver Korngröße D''' in Richtung durch die Dicke, z.B. einer effektiven Korngröße D''' von weniger als ca. 10 µm, bevorzugt weniger als ca. 8 µm und noch mehr bevorzugt weniger als ca. 5 µm, wodurch die Grenzfläche der Großwinkलगrenzen erhöht wird, z.B. 21 je Einheitsvolumen in Stahlblech 20''', wie für den Fachmann selbstverständlich ist. Das Fertigwalzen im interkritischen Temperaturbereich induziert ebenfalls eine "Pfannkuchen-Bildung" im Ferrit, der sich aus der Austenit-Zersetzung während der interkritischen Exposition bildet, was wiederum zur Verringerung seiner effektiven Korngröße ("mittlere Gleitdistanz") in Richtung durch die Dicke führt. Der Ferrit, der sich aus der Austenit-Zersetzung während der interkritischen Exposition bildet, besitzt ebenfalls einen hohen Anteil einer Umformungsunterstruktur, einschließlich einer hohen Versetzungsdichte (z.B. 10<sup>8</sup> oder mehr Versetzungen/cm<sup>2</sup>), um seine Festigkeit zu steigern. Die Stähle dieser Erfindung sind geschaffen, um vom verfeinerten Ferrit zur gleichzeitigen Steigerung von Festigkeit und Zähigkeit zu profitieren.

In größerem Detail wird ein erfindungsgemäßer Stahl hergestellt durch Bilden einer Platte der gewünschten Zusammensetzung wie hier beschrieben; Erwärmen der Platte auf eine Temperatur von ca. 955 bis ca. 1065°C (1750°F-1950°F); Warmwalzen der Platte zur Bildung eines Stahlblechs in einem oder mehreren Stichen, was eine Reduktion von ca. 30 bis ca. 70 % liefert, in einem ersten Temperaturbereich, in dem Austenit rekristallisiert, d.h. oberhalb etwa der T<sub>nr</sub>-Temperatur zusätzlich Warmwalzen des Stahlblechs in einem oder mehreren Stichen, was eine Reduktion von ca. 40 bis ca. 80 % liefert, in einem zweiten Temperaturbereich unterhalb etwa der T<sub>nr</sub>-Temperatur und oberhalb etwa der Ar<sub>3</sub>-Umwandlungstemperatur und Fertigwalzen des Stahlblechs in einem oder mehreren Stichen, um eine Reduktion von ca. 15 bis ca. 50 % zu liefern, im interkritischen Temperaturbereich unterhalb etwa der Ar<sub>3</sub>-Umwandlungstemperatur und oberhalb etwa der Ar<sub>1</sub>-Umwandlungstemperatur. Das warmgewalzte Stahlblech wird dann mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 10°C pro Sekunde bis ca. 40°C pro Sekunde (18°F/s-72°F/s) auf eine geeignete Abschreck-Stopptemperatur (QST) abgeschreckt, bevorzugt unterhalb etwa der M<sub>s</sub>-Umwandlungstemperatur plus 200°C (360°F), wobei zu diesem Zeitpunkt das Abschrecken beendet wird. In einer anderen Ausführungsform dieser Erfindung ist die QST bevorzugt unterhalb etwa der M<sub>s</sub>-Umwandlungstemperatur plus 100°C (180°F) und ist besonders bevorzugt unterhalb etwa 350°C (662°F). In einer Ausführungsform dieser Erfindung läßt man das Stahlblech auf Umgebungstemperatur luftkühlen, nachdem das Abschrecken beendet ist.

Es ist selbstverständlich für die Fachleute, daß sich die "prozentuale Reduktion" ("Abnahme") in der Dicke auf die prozentuale Abnahme in der Dicke der Stahlplatte oder des Stahlblechs vor der in bezug genommenen Abnahme bezieht. Allein für Zwecke der Erläuterung, ohne dadurch diese Erfindung zu beschränken, kann eine Stahlplatte von ca. 25,4 cm (10 Zoll) Dicke um ca. 30 % (eine 30%ige Abnahme) in einem ersten Temperaturbereich auf eine Dicke von 17,8 cm (7 Zoll) reduziert werden, dann um ca. 80 % (eine 80%ige Abnahme) in einem zweiten Temperaturbereich auf eine Dicke von ca. 3,6 cm (1,4 Zoll) reduziert werden und dann um ca. 30 % (eine 30%ige Abnahme) in einem dritten Temperaturbereich auf eine Dicke von ca. 2,5 cm (1 Zoll) reduziert werden.

Wie hier verwendet meint "Platte" ein Stück Stahl mit beliebigen Abmessungen.

Die Stahlplatte wird bevorzugt durch ein geeignetes Mittel zur Erhöhung der Temperatur der im wesentlichen gesamten Platte erwärmt, bevorzugt der gesamten Platte, auf die gewünschte Wiedererwärmungstemperatur, z.B. indem die Platte in einen Ofen für einen Zeitraum gegeben wird.  
 5 Die spezifische Wiedererwärmungstemperatur, die für jede Stahl-Zusammensetzung im Umfang der vorliegenden Erfindung verwendet werden sollte, kann leicht durch den Fachmann bestimmt werden, entweder durch ein Experiment oder durch Berechnung unter Verwendung geeigneter Modelle. Zusätzlich können die Ofentemperatur und Wiedererwärmungszeit, die notwendig sind, um die Temperatur im wesentlichen der gesamten Platte, bevorzugt der gesamten Platte auf die gewünschte Wiedererwärmungstemperatur zu erhöhen, leicht durch den Fachmann unter Bezugnahme auf Standardindustrieveröffentlichungen bestimmt werden.

Ausgenommen die Wiedererwärmungstemperatur, die im wesentlichen die gesamte Platte betrifft, sind die anschließenden Temperaturen, auf die sich in der Beschreibung des Verarbeitungsverfahrens dieser Erfindung bezogen wird, an der Oberfläche des Stahls gemessene Temperaturen.  
 15 Die Oberflächentemperatur von Stahl kann z.B. durch Verwendung eines optischen Pyrometers gemessen werden oder durch jede andere Vorrichtung, die zur Messung der Oberflächentemperatur von Stahl geeignet ist. Die hier genannten Abkühlgeschwindigkeiten sind diejenigen im Zentrum oder im wesentlichen im Zentrum der Blechdicke; und die Abschreck-Stopptemperatur (QST) ist die höchste oder im wesentlichen die höchste Temperatur, die an der Oberfläche des Blechs nach Beendigung des Abschreckens erreicht wird, weil von der Mitte der Dicke des Blechs Wärme übertragen wird. Z.B. wird während der Verarbeitung der experimentellen Wärmen einer erfindungsgemäßen Stahlzusammensetzung ein Thermoelement im Zentrum oder im wesentlichen im Zentrum der Stahlblechdicke für eine zentrale Temperaturmessung plaziert, während die Oberflächentemperatur durch Verwendung eines optischen Pyrometers gemessen wird. Eine Korrelation  
 25 zwischen der zentralen Temperatur und der Oberflächentemperatur wird zur Verwendung während der anschließenden Verarbeitung der gleichen oder im wesentlichen der gleichen Stahlzusammensetzung entwickelt, so daß die zentrale Temperatur über eine direkte Messung der Oberflächentemperatur bestimmt werden kann. Ebenfalls können die erforderliche Temperatur und Fließgeschwindigkeit der Abschreckflüssigkeit zum Erreichen der gewünschten beschleunigten Abkühlgeschwindigkeit durch den Fachmann unter Bezugnahme auf Standardindustrieveröffentlichungen bestimmt werden.

Für jede Stahlzusammensetzung innerhalb des Umfangs der vorliegenden Erfindung hängt die Temperatur, die die Grenze zwischen dem Rekristallisationsbereich und dem Nicht-Rekristallisationsbereich definiert, die  $T_{nr}$ -Temperatur, von der Chemie des Stahls ab, insbesondere der Kohlenstoff-Konzentration und der Niob-Konzentration, von der Wiedererwärmungstemperatur vor dem Walzen und vom Ausmaß der gegebenen Abnahme in den Walzstichen. Fachleute können diese Temperatur für einen besonderen erfindungsgemäßen Stahl entweder durch ein Experiment oder durch Modellberechnung bestimmen. In ähnlicher Weise können die hier genannten  $A_{r3}$ - und  $M_{s5}$ -Umwandlungstemperaturen durch die Fachleute für jeden erfindungsgemäßen Stahl entweder  
 40 durch ein Experiment oder durch Modellberechnung bestimmt werden.

Die so beschriebene TMCP-Praxis führt zu einem hohen Wert für Sv. Zusätzlich erhöht die während des schnellen Abkühlens erzeugte Zweiphasen-Mikrostruktur weiter die Grenzfläche, indem zahlreiche Großwinkel-Grenzflächen und -Grenzen bereitgestellt werden, d.h. Grenzflächen zwischen der Ferrit-Phase und der zweiten Phase und Grenzen zwischen Martensit/Unterbainit-Paketen, wie nachfolgend erörtert. Die aus dem intensivierten Walzen im interkritischen Temperaturbereich resultierende schwere Textur führt zu einer Sandwich- oder Laminat-Struktur in Richtung durch die Dicke, die aus abwechselnden Blättern aus weicher Ferrit-Phase und fester zweiter Phase besteht. Diese Konfiguration, wie sie schematisch in Figur 1 dargestellt ist, führt zu einer deutlichen Kurvigkeit des Rißverlaufs 12 in Richtung durch die Dicke. Diese liegt daran, daß ein  
 50 Riß 12, der z.B. in der weichen Ferrit-Phase 14 beginnt, die Ebenen, d.h. die Richtungen, an der Großwinkelgrenzfläche 18 zwischen der Ferrit-Phase 14 und der zweiten Phase 16 aufgrund der unterschiedlichen Orientierung der Spalt- und Gleitebenen in diesen zwei Phasen ändert. Die Grenzfläche 18 besitzt eine ausgezeichnete Grenzflächen-Haftfestigkeit, und dies erzwingt eine Ablenkung anstelle einer Grenzflächen-Umbindung von Riß 12. Sobald der Riß 12 die zweite Phase 16 betritt, wird das Fortschreiten von Riß 12 zusätzlich wie im folgenden beschrieben



gehindert. Der Lath-Martensit/Unterbainit in der zweiten Phase 16 tritt als Pakete mit Großwinkel-Grenzen zwischen den Paketen auf. Mehrere Pakete werden innerhalb eines Pfannkuchens gebildet. Dies liefert ein weiteres Maß an Strukturverfeinerung, die zu gesteigerter Kurvigkeit für das Fortschreiten von Riß 12 durch die zweite Phase 16 innerhalb des Pfannkuchens führt. Das Ende-

5 ergebnis ist, daß die Beständigkeit gegen das Fortschreiten von Riß 12 in der Zweiphasenstruktur von erfindungsgemäßen Stählen durch eine Kombination von Faktoren deutlich erhöht wird, welche einschließen: die Laminat-Textur, das Aufbrechen der Rißebeane an den Zwischenphasen-Grenzflächen und die Rißablenkung innerhalb der zweiten Phase. Dies führt zu einer wesentlichen Zunahme in  $S_v$  und führt entsprechend zur Verringerung der DBTT.

10 Obwohl die oben beschriebenen Mikrostrukturansätze brauchbar zur Verringerung der DBTT im Basisstahlblech sind, sind sie nicht vollständig effektiv, um eine ausreichend niedrige DBTT in den grobkörnigen Regionen der geschweißten HAZ beizubehalten. Daher stellt die vorliegende Erfindung ein Verfahren bereit, um eine ausreichend niedrige DBTT in den grobkörnigen Regionen der geschweißten HAZ beizubehalten, indem von den intrinsischen Effekten der Legierungselemente gebrauch gemacht wird, wie nachfolgend beschrieben wird.

15 Führende ferritische Tieftemperatur-Stähle beruhen allgemein auf einem kubisch-raumzentrierten (BCC) Kristallgitter. Obwohl dieses Kristallsystem das Potential zur Bereitstellung hoher Festigkeiten bei geringen Kosten bietet, leidet es an einem steilen Übergang vom Verformungs- zum Spröbruchverhalten, wenn die Temperatur verringert wird. Dies kann fundamental der großen Empfindlichkeit der kritischen Schubspannung ("critical resolved shear stress", CRSS) (hier definiert) auf die Temperatur in BCC-Systemen zugeschrieben werden, worin die CRSS steil mit einer Abnahme der Temperatur ansteigt, wodurch die Schubprozesse und entsprechend der Verformungsbruch schwieriger wird. Andererseits ist die kritische Spannung für Spröbruchprozesse wie eine Spaltung weniger empfindlich für die Temperatur. Wenn daher die Temperatur abgesenkt wird, wird die Spaltung der bevorzugte Bruchmodus, was zum Einsetzen eines Spröbruchs mit geringer Energie führt. Die CRSS ist eine intrinsische Eigenschaft des Stahls und empfindlich auf die Leichtigkeit, mit der Versetzungen bei einer Deformation quergleiten können; d.h., ein Stahl, in dem ein Quergleiten leichter ist, wird ebenfalls eine niedrigere CRSS und damit eine niedrigere DBTT besitzen. Einige kubisch-flächenzentrierte (FCC) Stabilisatoren wie Ni sind dafür bekannt, daß sie das Quergleiten fördern, wohingegen BCC-stabilisierende Legierungselemente wie Si, Al, Mo, Nb und V das Quergleiten verhindern. In der vorliegenden Erfindung wird der Gehalt von FCC-stabilisierenden Legierungselementen wie Ni und Cu bevorzugt optimiert, wobei Kostenerwägungen und die günstige Wirkung für die Verringerung der DBTT berücksichtigt werden, wobei bevorzugt mit Ni mit wenigstens ca. 1,0 Gew.-% und besonders bevorzugt mit wenigstens ca. 25 1,5 Gew.-% legiert wird; und der Gehalt der BCC-stabilisierenden Legierungselemente im Stahl wird im wesentlichen minimiert.

30 Als ein Ergebnis des intrinsischen und Mikrostruktur-Zähmachens, das aus der besonderen Kombination von Chemie und Verarbeitung für erfindungsgemäße Stähle resultiert, besitzen die Stähle eine ausgezeichnete Tieftemperatur-Zähigkeit sowohl im Basisblech als auch in der HAZ nach dem Schweißen. Die DBTTs sowohl im Basisblech als auch in der HAZ nach dem Schweißen dieser Stähle sind niedriger als ca.  $-73^{\circ}\text{C}$  ( $-100^{\circ}\text{F}$ ) und können niedriger als ca.  $-107^{\circ}\text{C}$  ( $-160^{\circ}\text{F}$ ) sein.

(2) Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) und Gleichförmigkeit von Mikrostruktur und Eigenschaften durch die Dicke

45 Die Festigkeit der Zweiphasen-Mikroverbundstrukturen wird durch den Volumenbruch und die Festigkeit der Phasenbestandteile bestimmt. Die Festigkeit der zweiten Phase (Martensit/Unterbainit) ist hauptsächlich abhängig von ihrem Kohlenstoff-Gehalt. In der vorliegenden Erfindung wird eine bewußte Anstrengung unternommen, um die gewünschte Festigkeit durch primäre Kontrolle des Volumenbruchs der zweiten Phase zu erhalten, so daß die Festigkeit bei einem relativ geringen Kohlenstoff-Gehalt mit den begleitenden Vorteilen in der Schweißbarkeit und ausgezeichneten Zähigkeit sowohl im Basisstahl als auch in der HAZ erhalten wird. Um Zugfestigkeiten von mehr als 830 MPa (120 ksi) und höher zu erhalten, ist der Volumenbruch der zweiten Phase bevorzugt im Bereich von ca. 60 bis ca. 90 Vol.-%. Dies wird erreicht durch Auswahl der geeigneten Fertigwalztemperatur für das interkritische Walzen. Ein Minimum von ca. 0,04 Gew.-% C ist bevorzugt in der 50 Gesamtlegierung zum Erreichen einer Zugfestigkeit von wenigstens ca. 1000 MPa (145 ksi).

Obwohl andere Legierungselemente als C in erfindungsgemäßen Stählen im wesentlichen inkonsequent bezüglich der maximal erreichbaren Festigkeit im Stahl sind, sind diese Elemente wünschenswert, um die erforderliche Gleichförmigkeit der Mikrostruktur und Festigkeit durch die Dicke für eine Blechdicke von mehr als ca. 2,5 cm (1 Zoll) und für einen Bereich von Abkühlgeschwindigkeiten, die zur Verarbeitungsflexibilität erwünscht sind, bereitzustellen. Dies ist wichtig, da die tatsächliche Abkühlgeschwindigkeit im mittleren Abschnitt eines dicken Blechs geringer ist als an der Oberfläche. Die Mikrostruktur der Oberfläche und des Zentrums kann somit sehr unterschiedlich sein, wenn der Stahl nicht dazu entworfen wird, seine Empfindlichkeit auf den Unterschied in der Abkühlgeschwindigkeit zwischen der Oberfläche und dem Zentrum des Blechs zu eliminieren. In dieser Hinsicht sind Mn- und Mo-Legierungszugaben und speziell die kombinierten Zugaben von Mo und B besonders wirksam. In der vorliegenden Erfindung werden diese Zugaben für die Härbarkeit, Schweißbarkeit, für eine niedrige DBTT und aus Kostenerwägungen optimiert. Wie zuvor in dieser Beschreibung angegeben, ist es vom Gesichtspunkt der Verringerung der DBTT wesentlich, daß die gesamten BCC-Legierungszugaben auf einem Minimum gehalten werden. Die bevorzugten Chemieziele und Bereiche werden so gesetzt, daß diese und die anderen Erfordernisse dieser Erfindung eingehalten werden.

### (3) Überlegene Schweißbarkeit für Schweißen mit geringer Energiezufuhr

Die Stähle dieser Erfindung werden für eine überlegene Schweißbarkeit geschaffen. Die wichtigste Überlegung, speziell bei Schweißen mit geringer Energiezufuhr, ist die Kaltrißbildung oder Wasserstoffrißbildung in der grobkörnigen HAZ. Es wurde gefunden, daß für erfindungsgemäße Stähle die Kaltriß-Empfänglichkeit in kritischer Weise durch den Kohlenstoff-Gehalt und die Art der HAZ-Mikrostruktur beeinflusst wird, nicht aber durch die Härte und das Kohlenstoff-Äquivalent, welche auf diesem Gebiet als die kritischen Parameter betrachtet wurden. Um die Kaltrißbildung zu vermeiden, wenn der Stahl unter Schweißbedingungen mit keiner oder geringer Vorerwärmung (weniger als ca. 100°C (212°F)) geschweißt werden soll, ist die bevorzugte Obergrenze für die Kohlenstoffzugabe ca. 0,1 Gew.-%. Ohne Beschränkung dieser Erfindung unter einem beliebigen Aspekt meint "Schweißen mit geringer Energiezufuhr" wie hier verwendet das Schweißen mit Lichtbogenenergien von bis zu ca. 2,5 kJ/mm (7,6 kJ/Zoll).

Untere Bainit-Mikrostrukturen oder selbstgetemperte Lath-Martensit-Mikrostrukturen bieten eine überlegene Beständigkeit gegen Kaltrißbildung. Andere Legierungselemente in den Stählen dieser Erfindung werden sorgfältig ausbalanciert, vergleichbar mit den Härbarkeits- und Festigkeitserfordernissen, um die Bildung dieser wünschenswerten Mikrostrukturen in der grobkörnigen HAZ sicherzustellen.

### Rolle der Legierungselemente in der Stahlplatte

Die Rolle der unterschiedlichen Legierungselemente und die bevorzugten Grenzen ihrer Konzentrationen für die vorliegende Erfindung werden nachfolgend angegeben:

Kohlenstoff (C) ist eines der wirksamsten Verfestigungselemente in Stahl. Er verbindet sich ebenfalls mit starken Carbid-Bildnern im Stahl wie Ti, Nb und V, um eine Kornwachstumshemmung und Ausscheidungsverfestigung zu liefern. Kohlenstoff steigert ebenfalls die Härbarkeit, d.h. die Fähigkeit zur Bildung härterer und festerer Mikrostrukturen im Stahl während des Abkühlens. Falls der Kohlenstoff-Gehalt geringer als ca. 0,04 Gew.-% ist, ist dies allgemein nicht ausreichend, um die gewünschte Verfestigung, d.h. eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi), im Stahl zu induzieren. Falls der Kohlenstoff-Gehalt größer als ca. 0,12 Gew.-% ist, ist der Stahl allgemein anfällig für Kaltrißbildung während des Schweißens, und die Zähigkeit im Stahlblech und seiner HAZ beim Schweißen ist reduziert. Ein Kohlenstoff-Gehalt im Bereich von ca. 0,04 bis ca. 0,12 Gew.-% ist bevorzugt, um die gewünschten HAZ-Mikrostrukturen zu erzeugen, d.h. selbstgetemperten Lath-Martensit und unteren Bainit. Noch mehr bevorzugt ist die obere Grenze für den Kohlenstoff-Gehalt ca. 0,07 Gew.-%.

Mangan (Mn) ist ein Matrixverfestiger in Stählen und trägt ebenfalls sehr zur Härbarkeit bei. Eine minimale Menge von 0,5 Gew.-% Mn ist bevorzugt, um die gewünschte hohe Festigkeit bei Blechdicken von mehr als ca. 2,5 cm (1 Zoll) zu erreichen, und ein Minimum von wenigstens ca. 1,0 Gew.-% Mn ist noch mehr bevorzugt. Jedoch kann zuviel Mn schädlich für die Zähigkeit sein, so daß eine obere Grenze von ca. 2,5 Gew.-% Mn in der vorliegenden Erfindung bevorzugt ist. Diese obere Grenze ist ebenfalls bevorzugt, um im wesentlichen die Mittellinien-Entmischung, die bei hohem Mn-Gehalt und vollkontinuierlich stranggegossenen Stählen aufzutreten neigt, und die

begleitende Nicht-Gleichförmigkeit in der Mikrostruktur und den Eigenschaften durch die Dicke zu minimieren. Besonders bevorzugt ist die obere Grenze für den Mn-Gehalt ca. 1,8 Gew.-%. Falls der Nickel-Gehalt auf über ca. 3 Gew.-% erhöht wird, kann die gewünschte hohe Festigkeit ohne Zugabe von Mangan erreicht werden. Daher ist in einem allgemeinen Sinn bis zu ca. 2,5 Gew.-% Mangan bevorzugt.

Silicium (Si) wird zum Stahl für Desoxidationszwecke hinzugegeben, und eine minimale Menge von ca. 0,01 Gew.-% ist für diesen Zweck bevorzugt. Jedoch ist Si ein starker BCC-Stabilisator und erhöht somit die DBTT und besitzt ebenfalls eine nachteilige Wirkung auf die Zähigkeit. Aus diesen Gründen ist eine obere Grenze von ca. 0,5 Gew.-% Si bevorzugt, wenn Si hinzugegeben wird. Besonders bevorzugt ist die obere Grenze für den Si-Gehalt ca. 0,1 Gew.-%. Silicium ist nicht immer für die Desoxidation notwendig, da Aluminium oder Titan die gleiche Funktion erfüllen können.

Niob (Nb) wird zur Förderung der Kornverfeinerung der gewalzten Mikrostruktur des Stahls hinzugegeben, was sowohl die Festigkeit als auch die Zähigkeit verbessert. Eine Niobcarbid-Ausscheidung während des Warmwalzens dient zur Verzögerung der Rekristallisation und zur Hemmung des Kornwachstums, wodurch ein Mittel zur Austenit-Kornverfeinerung bereitgestellt wird. Aus diesen Gründen ist bevorzugt wenigstens ca. 0,02 Gew.-% Nb bevorzugt. Nb ist jedoch ein starker BCC-Stabilisator und erhöht somit die DBTT. Zuviel Nb kann schädlich für die Schweißbarkeit und HAZ-Zähigkeit sein, so daß ein Maximum von ca. 0,1 Gew.-% bevorzugt ist. Besonders bevorzugt ist die obere Grenze für den Nb-Gehalt ca. 0,05 Gew.-%.

Titan (Ti) ist wirksam bei der Bildung von feinen Titanitrid-(TiN)-Teilchen, wenn es in einer geringen Menge hinzugegeben wird, die die Korngröße sowohl in der gewalzten Struktur als auch in der HAZ des Stahls verfeinern. Somit wird die Zähigkeit des Stahls verbessert. Ti wird in einer solchen Menge hinzugegeben, daß das Gewichtsverhältnis von Ti/N bevorzugt ca. 3,4 ist. Ti ist ein starker BCC-Stabilisator und erhöht somit die DBTT. Übermäßiges Ti neigt dazu, die Zähigkeit des Stahls zu verschlechtern, indem gröbere TiN- oder Titancarbid-(TiC)-Teilchen gebildet werden. Ein Ti-Gehalt unterhalb ca. 0,008 Gew.-% kann allgemein keine ausreichend feine Korngröße liefern oder das N im Stahl als TiN binden, während mehr als ca. 0,03 Gew.-% eine Verschlechterung in der Zähigkeit verursachen kann. Besonders bevorzugt enthält der Stahl wenigstens ca. 0,01 Gew.-% Ti und nicht mehr als ca. 0,02 Gew.-% Ti.

Aluminium (Al) wird zu den Stählen dieser Erfindung für den Zweck der Desoxidation hinzugegeben. Wenigstens ca. 0,002 Gew.-% Al ist für diesen Zweck bevorzugt, und wenigstens ca. 0,01 Gew.-% Al ist noch mehr bevorzugt. Al bindet in der HAZ aufgelösten Stickstoff. Jedoch ist Al ein starker BCC-Stabilisator und erhöht daher die DBTT. Falls der Al-Gehalt zu hoch ist, d.h. oberhalb ca. 0,05 Gew.-%, besteht eine Tendenz zur Bildung von Einschlüssen vom Aluminiumoxid-(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)-Typ, die dazu neigen, schädlich für die Zähigkeit des Stahls und seiner HAZ zu sein. Noch mehr bevorzugt ist die obere Grenze für den Al-Gehalt ca. 0,03 Gew.-%.

Molybdän (Mo) erhöht die Härtebarkeit des Stahls beim direkten Abschrecken, speziell in Kombination mit Bor und Niob. Jedoch ist Mo ein starker DBTT-Stabilisator und erhöht somit die DBTT. Überschüssiges Mo hilft dabei, die Kaltrißbildung beim Schweißen zu verursachen, und neigt ebenfalls dazu, die Zähigkeit des Stahls und der HAZ zu verschlechtern, so daß bei Zugabe von Mo ein Maximum von ca. 0,8 Gew.-% bevorzugt ist. Bei Zugabe von Mo enthält der Stahl besonders bevorzugt wenigstens ca. 0,1 Gew.-% Mo und nicht mehr als ca. 0,3 Gew.-% Mo.

Chrom (Cr) neigt dazu, die Härtebarkeit des Stahls beim direkten Abschrecken zu erhöhen. Cr verbessert ebenfalls die Korrosionsbeständigkeit und die Beständigkeit gegen Wasserstoff-induzierte Rißbildung ("hydrogen induced cracking", HIC). Ähnlich wie Mo neigt übermäßiges Cr dazu, eine Kaltrißbildung bei Schweißkonstruktionen hervorzurufen, und neigt dazu, die Zähigkeit des Stahls und seiner HAZ zu verschlechtern, so daß bei Zugabe von Cr ein Maximum von ca. 1,0 Gew.-% Cr bevorzugt ist. Bei Zugabe von Cr ist der Cr-Gehalt besonders bevorzugt ca. 0,2 bis ca. 0,6 Gew.-%.

Nickel (Ni) ist eine wichtige Legierungszugabe für die erfindungsgemäßen Stähle, um die gewünschte DBTT zu erhalten, speziell in der HAZ. Es ist einer der stärksten FCC-Stabilisatoren in Stahl. Ni-Zugabe zum Stahl erhöht das Quergeleiten und verringert dadurch die DBTT. Obwohl nicht im gleichen Maße wie Mn- und Mo-Zugaben fördert eine Ni-Zugabe zum Stahl ebenfalls die Härtebarkeit und damit die Gleichförmigkeit in der Mikrostruktur und den Eigenschaften durch die Dicke bei dicken Profilen (d.h. dicker als ca. 2,5 cm (1 Zoll)). Zum Erreichen der gewünschten DBTT in

der geschweißten HAZ ist der minimale Ni-Gehalt bevorzugt ca. 1,0 Gew.-%, besonders bevorzugt ca. 1,5 Gew.-%. Da Ni ein kostspieliges Legierungselement ist, ist der Ni-Gehalt des Stahls bevorzugt geringer als ca. 3,0 Gew.-%, besonders bevorzugt geringer als ca. 2,5 Gew.-%, besonders bevorzugt geringer als ca. 2,0 Gew.-% und noch mehr bevorzugt geringer als ca. 1,8 Gew.-%, um die Kosten des Stahls wesentlich zu minimieren.

Kupfer (Cu) ist ein FCC-Stabilisator in Stahl und kann zur Verringerung der DBTT in kleinen Mengen beitragen. Cu ist ebenfalls vorteilhaft für die Korrosions- und HIC-Beständigkeit. In höheren Mengen induziert Cu eine übermäßige Ausscheidungshärtung über  $\epsilon$ -Kupfer-Ausscheidungen. Diese Ausscheidung, falls nicht angemessen kontrolliert, kann die Zähigkeit verringern und die DBTT sowohl im Basisblech als auch in der HAZ erhöhen. Höhere Cu-Mengen können ebenfalls eine Versprödung während des Plattengießens und Warmwalzens verursachen, was zusätzliche Zugaben von Ni zum Ausgleich erfordert. Aus den obigen Gründen ist bei Zugabe von Kupfer zu den Stählen der Erfindung eine obere Grenze von ca. 1,0 Gew.-% Cu bevorzugt, und eine obere Grenze von ca. 0,4 Gew.-% Cu ist noch mehr bevorzugt.

Bor (B) in kleinen Mengen kann sehr die Härtebarkeit des Stahls erhöhen und die Bildung von Stahl-Mikrostrukturen aus Lath-Martensit, unterem Bainit und Ferrit fördern, indem die Bildung von oberem Bainit sowohl im Basisblech als auch in der grobkörnigen HAZ unterdrückt wird. Allgemein wird wenigstens ca. 0,0004 Gew.-% B für diesen Zweck benötigt. Wenn Bor zu den Stählen dieser Erfindung hinzugegeben wird, ist ca. 0,0006 bis ca. 0,0020 Gew.-% bevorzugt, und eine obere Grenze von ca. 0,0010 Gew.-% ist noch mehr bevorzugt. Jedoch braucht Bor keine erforderliche Zugabe sein, falls andere Legierungselemente im Stahl eine angemessene Härtebarkeit und die gewünschte Mikrostruktur liefern.

(4) Bevorzugte Stahlzusammensetzung, wenn eine Wärmebehandlung nach dem Schweißen ("Post Weld Heat Treatment", PWHT) erforderlich ist.

Eine PWHT wird normalerweise bei hohen Temperatur durchgeführt, z.B. bei mehr als ca. 540°C (1000°F). Die thermische Einwirkung aus der PWHT kann zu einem Festigkeitsverlust im Basisblech ebenso wie in der geschweißten HAZ aufgrund einer Erweichung der Mikrostruktur führen, die mit der Rückbildung der Substruktur (d.h. Verlust der Verarbeitungsvorteile) und Vergrößerung von Zementit-Teilchen verbunden ist. Um dieses auszuräumen, wird die Basisstahlchemie, wie sie oben beschrieben wird, bevorzugt durch Zugabe einer geringen Menge Vanadium modifiziert. Vanadium wird zugegeben, um eine Ausscheidungsverfestigung zu ergeben, indem feine Vanadiumcarbid-(VC)-Teilchen im Basisstahl und in der HAZ bei der PWHT gebildet werden. Diese Verfestigung wird geschaffen, um im wesentlichen den Festigkeitsverlust bei der PWHT auszugleichen. Jedoch ist eine übermäßige VC-Verfestigung zu vermeiden, da sie die Zähigkeit verringern und die DBTT sowohl in der Basisplatte als auch in ihrer HAZ erhöhen kann. In der vorliegenden Erfindung ist eine obere Grenze von ca. 0,1 Gew.-% für V aus diesen Gründen bevorzugt. Die untere Grenze ist bevorzugt ca. 0,02 Gew.-%. Besonders bevorzugt wird ca. 0,03 bis ca. 0,05 Gew.-% V zum Stahl hinzugegeben.

Diese abschreitende Kombination von Eigenschaften in den Stählen der vorliegenden Erfindung liefert eine niedrige Kosten ermöglichende Technologie für bestimmte Tieftemperatur-Anwendungen, z.B. Lagerung und Transport von Erdgas bei tiefen Temperaturen. Diese neuen Stähle können deutliche Materialkostensparnisse für Tieftemperatur-Anwendungen gegenüber den derzeitigen kommerziellen Stählen des Standes der Technik liefern, die allgemeine weit höhere Nickel-Gehalte (bis zu ca. 9 Gew.-%) erfordern und viel geringere Festigkeiten (weniger als ca. 830 MPa (120 ksi)) besitzen. Chemie und Mikrostruktur-Aufbau werden verwendet, um die DBTT zu verringern und gleichförmige mechanische Eigenschaften durch die Dicke für Profildicken von mehr als 2,5 cm (1 Zoll) bereitzustellen. Diese neuen Stähle besitzen bevorzugt Nickel-Gehalte von weniger als ca. 3 Gew.-%, eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi), bevorzugt mehr als ca. 860 MPa (125 ksi) und besonders bevorzugt mehr als ca. 900 MPa (130 ksi), Reißhaltetemperaturen (DBTTs) unterhalb ca. -73°C (-100°F), und bieten ausgezeichnete Zähigkeit bei der DBTT. Diese neuen Stähle können eine Zugfestigkeit von mehr als ca. 930 MPa (135 ksi) besitzen oder mehr als ca. 965 MPa (140 ksi) oder mehr als ca. 1000 MPa (145 ksi). Der Nickel-Gehalt dieser Stähle kann auf über ca. 3 Gew.-% erhöht werden, falls dies zur Steigerung der Eigenschaften nach dem Schweißen erwünscht ist. Es wird erwartet, daß jede Zugabe von Nickel von 1 Gew.-% die DBTT des Stahls um ca. 10°C (18°F) verringert. Der Nickel-Gehalt ist bevorzugt weniger als

9 Gew.-%, besonders bevorzugt weniger als ca. 6 Gew.-%. Der Nickel-Gehalt wird bevorzugt minimiert, um die Kosten des Stahls zu minimieren.

Obwohl die vorhergehende Erfindung in bezug auf eine oder mehrere bevorzugte Ausführungsformen beschrieben wurde, ist es selbstverständlich, daß andere Modifikationen ohne Abweichung vom Umfang der Erfindung vorgenommen werden können, der in den anschließenden Patentansprüchen aufgeführt ist.

#### Begriffs-Glossar

Ac <sub>1</sub> -Umwandlungstemperatur:	Die Temperatur, an der sich während des Erwärmens Austenit zu bilden beginnt;
10 Ac <sub>3</sub> -Umwandlungstemperatur:	Die Temperatur, an der die Umwandlung von Ferrit zu Austenit während des Erwärmens beendet ist;
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> :	Aluminiumoxid;
Ar <sub>1</sub> -Umwandlungstemperatur:	Die Temperatur, bei der die Umwandlung von Austenit zu Ferrit oder zu Ferrit plus Cementit während des Abkühlens beendet ist;
15 Ar <sub>3</sub> -Umwandlungstemperatur:	Die Temperatur, an der sich Austenit während des Abkühlens zur Ferrit umzuwandeln beginnt;
BCC:	Kubisch raumzentriert ("body-centered cubic");
Abkühlgeschwindigkeit:	Abkühlgeschwindigkeit im Zentrum oder im wesentlichen im Zentrum der Blechdicke;
20 CRSS ("critical resolved shear stress", kritische Schubspannung):	Eine intrinsische Eigenschaft eines Stahls, die empfindlich für die Leichtigkeit ist, mit der Versetzungen bei einer Umformung quergleiten können, d.h. ein Stahl, in dem ein Quergleiten leichter ist, wird ebenfalls eine niedrigere CRSS und damit eine niedrigere DBTT besitzen;
25 Tieftemperatur:	Jede Temperatur, die kleiner als ca. -40°C (-40°F) ist;
DBTT ("Ductile to Brittle Transition Temperature",	
30 Reißhaltetemperatur):	Stellt die zwei Bruchbereiche in Strukturstählen dar; bei Temperaturen unterhalb der DBTT tritt ein Versagen leicht durch Niedrigenergie-Sprödbbruch auf, während bei Temperaturen oberhalb der DBTT ein Versagen leicht durch Hochenergie-Verformungsbruch auftritt;
35 Wesentlich:	Im wesentlichen 100 Vol.-%;
FCC:	Kubisch-flächenzentriert ("face-centered cubic");
Korn:	Ein individueller Kristall in einem polykristallinen Material;
Korngrenze:	Eine enge Zone in einem Metall, die dem Übergang von einer kristallographischen Orientierung zu einer anderen entspricht und somit ein Korn von einem anderen trennt;
40 HAZ:	Wärmeeinflußzone ("heat affected zone");
HIC:	Wasserstoff-induzierte Rißbildung ("hydrogen induced cracking");
Großwinkel-Grenze oder -Grenzfläche:	Grenze oder Grenzfläche, die sich effektiv als Großwinkel-Korngrenze verhält, d.h. dazu neigt, einen fortschreitenden Riß oder Bruch abzulenken, und daher eine Kurvigkeit im Bruchverlauf induziert;
45 Großwinkel-Korngrenze:	Eine Korngrenze, die zwei benachbarte Körner trennt, deren kristallographische Orientierungen sich um mehr als ca. 8° unterscheiden;
50 HSLA:	Hochfest, niedriglegiert ("high strength, low alloy");
Interkritisch	
wiedererwärmt:	Erwärmt (oder wiedererwärmt) auf eine Temperatur von etwa der Ac <sub>1</sub> -Umwandlungstemperatur bis etwa zur Ac <sub>3</sub> -Umwandlungstemperatur;
55	

	Interkritischer Temperaturbereich:	Von etwa der $Ac_1$ -Umwandlungstemperatur bis etwa zur $Ac_3$ -Umwandlungstemperatur beim Erwärmen und von etwa der $Ar_3$ -Umwandlungstemperatur bis etwa zur $Ar_1$ -Umwandlungstemperatur beim Abkühlen;
5	Niedriglegierter Stahl:	Ein Stahl, der Eisen und weniger als ca. 10 Gew.-% Gesamtlegierungszusätze enthält;
	MA:	Martensit-Austenit;
	Mittlere Gleitdistanz:	Effektive Korngröße;
10	$M_s$ -Umwandlungstemperatur:	Die Temperatur, an der die Umwandlung von Austenit zu Martensit während des Abkühlens beginnt;
	Hauptsächlich:	Wie hier in der vorliegenden Erfindung beschrieben, meint es wenigstens ca. 50 Vol.-%;
15	Vor-Austenit-Korngröße:	Mittlere Austenit-Korngröße in einem warmgewalzten Stahlblech vor dem Walzen im Temperaturbereich, in dem Austenit nicht rekristallisiert;
	Abschrecken:	Wie in der vorliegenden Erfindung verwendet, beschleunigtes Abkühlen durch ein beliebiges Mittel, wobei eine Flüssigkeit, die nach ihrer Tendenz ausgewählt ist, die Abkühlgeschwindigkeit des Stahls zu erhöhen, verwendet wird, im Gegensatz zum Luftkühlen;
20	Abschreck-Stopptemperatur ("Quench Stop Temperature", QST):	Die höchste oder die im wesentlichen höchste Temperatur, die an der Oberfläche des Bleches erreicht wird, nachdem das Abschrecken beendet ist, wegen der von der mittleren Dicke des Blechs übertragenen Wärme;
25	Platte:	Ein Stück Stahl mit beliebigen Abmessungen;
	Sv:	Gesamtgrenzfläche der Großwinkel-Grenzen je Einheitsvolumen im Stahlblech;
30	Zugfestigkeit:	Im Zugversuch das Verhältnis von maximaler Belastung zur ursprünglichen Querschnittsfläche;
	TiC:	Titancarbid;
	TiN:	Titannitrid;
	$T_{nr}$ -Temperatur:	Die Temperatur, unterhalb der Austenit nicht rekristallisiert; und
35	TMCP:	Thermomechanisch kontrollierte Walzverarbeitung.

#### PATENTANSPRÜCHE:

- 40 1. Verfahren zur Herstellung eines Zweiphasen-Stahlblechs mit einer DBTT von weniger als ca.  $-73\text{ }^{\circ}\text{C}$  sowohl im Stahlblech als auch in seiner HAZ und mit einer Mikrostruktur, umfassend ca. 10 bis ca. 40 Vol.-% einer ersten Phase aus im wesentlichen Ferrit und ca. 60 bis ca. 90 Vol.-% einer zweiten Phase aus hauptsächlich feinkörnigem Lath-Martensit, feinkörnigem unterem Bainit oder Mischungen daraus, wobei das Verfahren die folgenden Schritte umfaßt:
  - 45 (a) Erwärmen einer Stahlplatte auf eine Wiedererwärmungstemperatur, die (i) ausreichend hoch ist, um die Stahlplatte im wesentlichen zu homogenisieren und im wesentlichen alle Carbide und Carbonitride von Niob und Vanadium in der Stahlplatte aufzulösen, und (ii) ausreichend lang, um feine Ausgangs-Austenit-Körner in der Stahlplatte zu erreichen;
  - 50 (b) Reduzieren der Stahlplatte zur Bildung von Stahlblech in einem oder mehreren Warmwalzstichen in einem ersten Temperaturbereich, in dem Austenit rekristallisiert;
  - 55 (c) weiteres Reduzieren des Stahlblechs in einem oder mehreren Warmwalzstichen in einem zweiten Temperaturbereich unterhalb etwa der  $T_{nr}$ -Temperatur und oberhalb

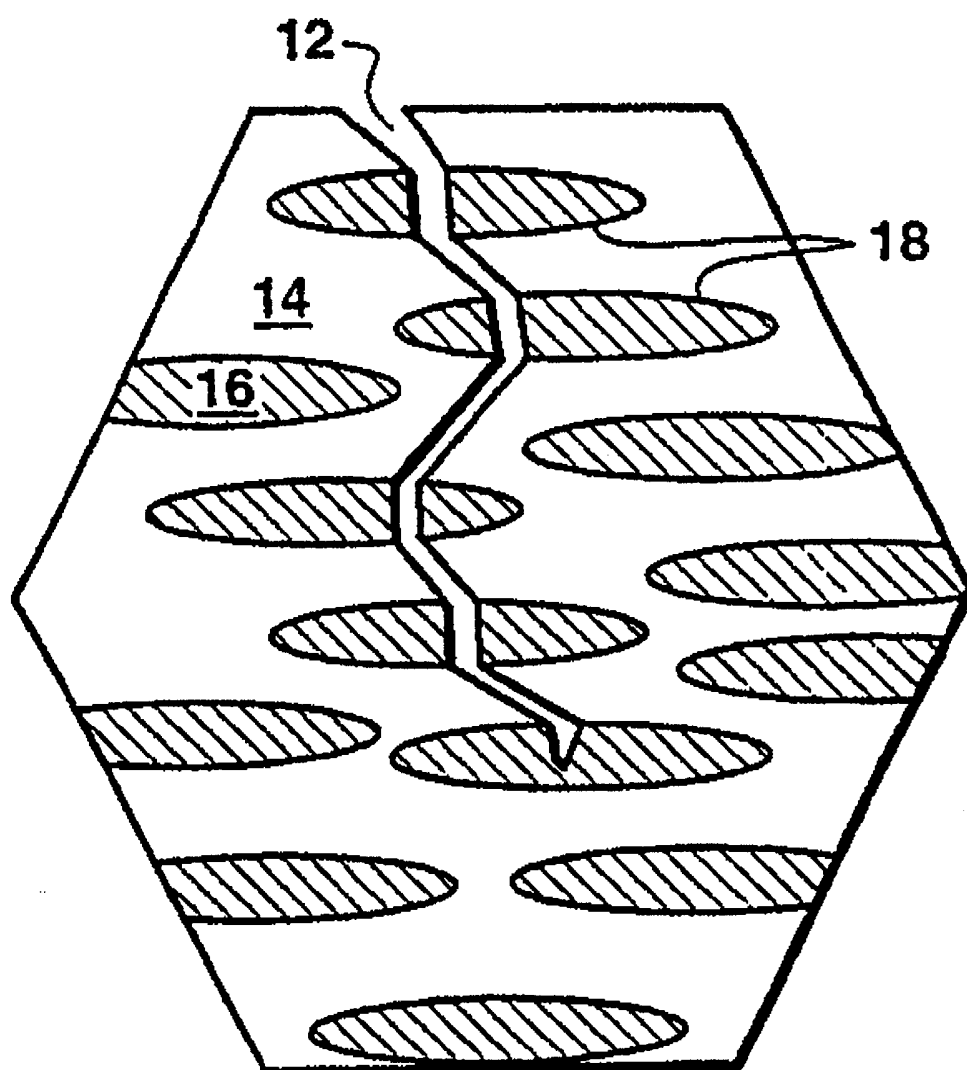
- etwa der  $A_{r3}$ -Umwandlungstemperatur;
- (d) weiteres Reduzieren des Stahlblechs in einem oder mehreren Warmwalzstichen in einem dritten Temperaturbereich zwischen etwa der  $A_{r3}$ -Umwandlungstemperatur und etwa der  $A_{r1}$ -Umwandlungstemperatur;
- 5 (e) Abschrecken des Stahlblechs mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca.  $10^{\circ}\text{C}$  pro Sekunde bis ca.  $40^{\circ}\text{C}$  pro Sekunde  $18^{\circ}\text{F/s}$ - $72^{\circ}\text{F/s}$  auf eine Abschreck-Stopptemperatur unterhalb etwa der  $M_s$ -Umwandlungstemperatur plus  $200^{\circ}\text{C}$  ( $360^{\circ}\text{F}$ ); und
- (f) Beenden des Abschreckens, um die Umwandlung der Mikrostruktur des Stahlblechs auf ca. 10 bis ca. 40 Vol.-% einer ersten Phase aus Ferrit und ca. 60 bis ca. 90 Vol.-% einer zweiten Phase aus hauptsächlich feinkörnigem Lath-Martensit, feinkörnigem unterem Bainit oder Mischungen daraus zu erleichtern.
- 10 2. Verfahren gemäß Anspruch 1, worin die Wiedererwärmungstemperatur in Schritt (a) zwischen ca.  $955$  und ca.  $1065^{\circ}\text{C}$  ist.
3. Verfahren gemäß Anspruch 1, worin die feinen Ausgangs-Austenit-Körner in Schritt (a) eine Korngröße von weniger als ca.  $120\text{ }\mu\text{m}$  besitzen.
- 15 4. Verfahren gemäß Anspruch 1, worin eine Reduktion in der Dicke der Stahlplatte von ca. 30 bis ca. 70 % in Schritt (b) auftritt.
5. Verfahren gemäß Anspruch 1, worin eine Reduktion in der Dicke des Stahlblechs von ca. 40 bis ca. 80 % in Schritt (c) auftritt.
- 20 6. Verfahren gemäß Anspruch 1, worin eine Reduktion in der Dicke des Stahlblechs von ca. 15 bis ca. 50 % in Schritt (d) auftritt.
7. Verfahren gemäß Anspruch 1, das zusätzlich den Schritt umfaßt, worin das Stahlblech nach dem Beenden des Abschreckens in Schritt (f) auf Umgebungstemperatur luftgekühlt wird.
- 25 8. Verfahren gemäß Anspruch 1, worin die Stahlplatte in Schritt (a) zusätzlich Eisen und die folgenden Legierungselemente in den angegebenen Gew.-%en umfaßt:  
ca. 0,04 % bis ca. 0,12 % C,  
wenigstens ca. 1 % Ni bis weniger als ca. 9 % Ni,  
ca. 0,02 % bis ca. 0,1 % Nb,  
30 ca. 0,008 % bis ca. 0,03 % Ti und  
ca. 0,001 % bis ca. 0,05 % Al und  
ca. 0,002 % bis ca. 0,005 % N.
9. Verfahren gemäß Anspruch 8, worin die Stahlplatte weniger als ca. 6 Gew.-% Ni umfaßt.
10. Verfahren gemäß Anspruch 8, worin die Stahlplatte weniger als ca. 3 Gew.-% Ni und zusätzlich ca. 0,5 bis ca. 2,5 Gew.-% Mn umfaßt.
- 35 11. Verfahren gemäß Anspruch 8, worin die Stahlplatte zusätzlich wenigstens ein Additiv umfaßt, ausgewählt aus der Gruppe, die aus (i) bis zu ca. 1,0 Gew.-% Cr, (ii) bis zu ca. 0,8 Gew.-% Mo, (iii) bis zu ca. 0,5 Gew.-% Si, (iv) ca. 0,02 bis ca. 0,10 Gew.-% V, (v) ca. 0,1 bis ca. 1,0 Gew.-% Cu und bis zu ca. 2,5 Gew.-% Mn besteht.
- 40 12. Verfahren gemäß Anspruch 8, worin die Stahlplatte zusätzlich ca. 0,0004 bis ca. 0,0020 Gew.-% B umfaßt.
13. Verfahren gemäß Anspruch 1, worin das Stahlblech nach Schritt (f) eine Zugfestigkeit von mehr als  $830\text{ MPa}$  besitzt.
14. Verfahren gemäß Anspruch 1, worin die erste Phase ca. 10 bis ca. 40 Vol.-% umgeformten Ferrit umfaßt.
- 45 15. Zweiphasen-Stahlblech mit einer Mikrostruktur, umfassend ca. 10 bis ca. 40 Vol.-% einer Phase aus im wesentlichen Ferrit und ca. 60 bis ca. 90 Vol.-% einer zweiten Phase aus hauptsächlich feinkörnigem Lath-Martensit, feinkörnigem unterem Bainit oder Mischungen daraus, mit einer Zugfestigkeit von mehr als  $830\text{ MPa}$  und mit einer DBTT von weniger als zu ca.  $-73^{\circ}\text{C}$  sowohl im Stahlblech als auch in seiner HAZ, worin das Stahlblech aus einer wiedererwärmten Stahlplatte hergestellt wird, umfassend Eisen und die folgenden Legierungselemente in den angegebenen Gew.-%en:  
ca. 0,04 % bis ca. 0,12 % C,  
wenigstens ca. 1 % Ni bis weniger als ca. 9 % Ni,  
50 ca. 0,02 % bis ca. 0,1 % Nb,
- 55

ca. 0,008 % bis ca. 0,03 % Ti,  
ca. 0,001 % bis ca. 0,05 % Al und  
ca. 0,002 % bis ca. 0,005 % N.

16. Stahlblech gemäß Anspruch 15, worin die Stahlplatte weniger als ca. 6 Gew.-% Ni umfaßt.
- 5 17. Stahlblech gemäß Anspruch 15, worin die Stahlplatte weniger als ca. 3 Gew.-% Ni und zusätzlich ca. 0,5 bis ca. 2,5 Gew.-% Mn umfaßt.
18. Stahlblech gemäß Anspruch 15, das zusätzlich wenigstens ein Additiv umfaßt, ausgewählt aus der Gruppe, die aus (i) bis zu ca. 1,0 Gew.-% Cr, (ii) bis zu ca. 0,8 Gew.-% Mo, (iii) bis zu ca. 0,5 Gew.-% Si, (iv) ca. 0,02 bis ca. 0,10 Gew.-% V, (v) ca. 0,1 bis ca. 1,0 Gew.-% Cu und (vi) bis zu ca. 2,5 Gew.-% Mn besteht.
- 10 19. Stahlblech gemäß Anspruch 15, das zusätzlich ca. 0,0004 bis ca. 0,0020 Gew.-% B umfaßt.
20. Stahlblech gemäß Anspruch 15, worin die Mikrostruktur zur wesentlichen Maximierung der Rißverlaufs-Kurvigkeit durch thermomechanisch kontrollierte Walzverarbeitung optimiert ist, die eine Anzahl von Großwinkel-Grenzflächen zwischen der ersten Phase aus im wesentlichen Ferrit und der zweiten Phase aus hauptsächlich feinkörnigem Lath-Martensit, feinkörnigem unterem Bainit oder Mischungen daraus liefert.
- 15 21. Verfahren zur Erhöhung der Beständigkeit eines Stahlblechs, das wenigstens ca. 1 Gew.-% Ni bis weniger als ca. 9 Gew.-% Ni umfaßt, gegen Rißfortschreiten, wobei das Verfahren das Verarbeiten des Stahlblechs zur Erzeugung einer Mikrostruktur umfaßt, die ca. 10 bis ca. 40 Vol.-% einer ersten Phase aus im wesentlichen Ferrit und ca. 60 bis ca. 90 Vol.-% einer zweiten Phase aus hauptsächlich feinkörnigem Lath-Martensit, feinkörnigem unterem Bainit oder Mischungen daraus umfaßt, wobei die Mikrostruktur zur wesentlichen Maximierung der Rißverlaufs-Kurvigkeit durch thermomechanisch kontrollierte Walzverarbeitung optimiert ist, die eine Anzahl von Großwinkel-Grenzflächen zwischen der ersten Phase aus im wesentlichen Ferrit und der zweiten Phase aus hauptsächlich feinkörnigem Lath-Martensit, feinkörnigem unterem Bainit oder Mischungen daraus bereitstellt.
- 25 22. Verfahren gemäß Anspruch 21, worin die Beständigkeit des Zweiphasen-Stahlblechs gegen Rißfortschreiten weiter erhöht wird und die Beständigkeit der HAZ des Zweiphasen-Stahlblechs gegen Rißfortschreiten beim Schweißen erhöht wird, indem wenigstens ca. 1,0 Gew.-% Ni hinzugegeben wird und die Zugabe von BCC-stabilisierenden Elementen im wesentlichen minimiert wird.
- 30

## HIEZU 2 BLATT ZEICHNUNGEN





**FIG. 1**

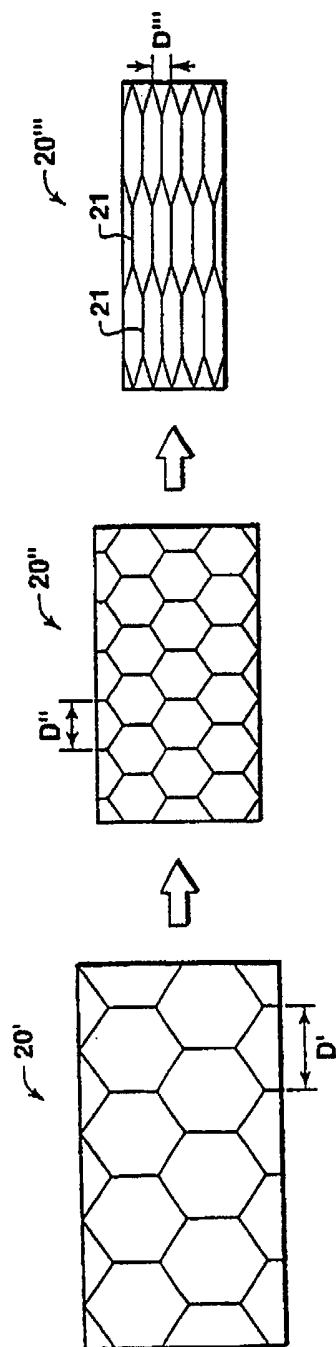


FIG. 2C

FIG. 2B

FIG. 2A