



①



SCHWEIZERISCHE EIDGENOSSENSCHAFT
EIDGENÖSSISCHES INSTITUT FÜR GEISTIGES EIGENTUM

① **CH 694 371 A5****Erfindungspatent für die Schweiz und Liechtenstein**

Schweizerisch-liechtensteinischer Patentschutzvertrag vom 22. Dezember 1978

⑤ Int. Cl.⁷: F 17 C 013/00
F 17 D 001/04
C 22 C 038/08

⑫ **PATENTSCHRIFT A5**

②① Gesuchsnummer: 02320/99

②② Anmeldungsdatum: 18.06.1998

③⑩ Priorität: 20.06.1997 US 60/050,280
28.07.1997 US 60/053,966
19.12.1997 US 60/068,180

②④ Patent erteilt: 15.12.2004

④⑤ Patentschrift
veröffentlicht: 15.12.2004

⑦③ Inhaber:
ExxonMobil Upstream Research Company
3120 Buffalo Speedway, P.O. Box 2189
Houston, TX 77252-2189 (US)

⑦② Erfinder:
Ronald R. Bowen
37602 Pinwood Court, Magnolia, TX 77355 (US)
Moses Minta, 39 Sterling Street
Sugar Land, TX 77479 (US)
James R. Rigby, 3834 Echo Mountain Drive
Kingwood, TX 77345 (US)

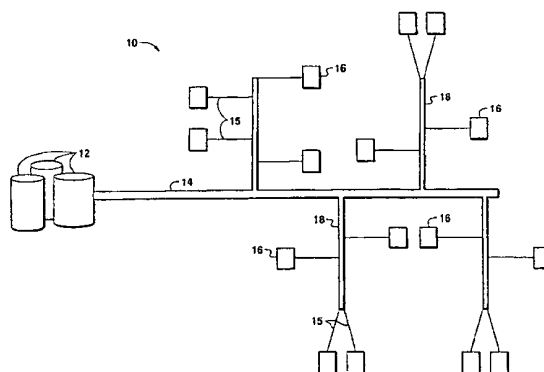
⑦④ Vertreter:
Novapat International S.A., 9, rue du Valais
1202 Genève (CH)

⑧⑥ Internationale Anmeldung:
PCT/US 1998/012704 (En)

⑧⑦ Internationale Veröffentlichung:
WO 1998/059084 30.12.1998

⑤④ **Pipelineverteilungsnetzwerke für den Transport von Flüssigerdgas.**

⑤⑦ Es werden Pipelineverteilungsnetzwerke zur Verfügung gestellt, um Flüssigerdgas unter Druck zu transportieren, bei einem Druck von etwa 1035 kPa (150 psia), bis etwa 7590 kPa (1100 psia) und einer Temperatur von etwa -122°C (-190°F) bis etwa -62°C (-80°F). Rohre und andere Bauteile des Pipelineverteilungsnetzwerks sind aus einem ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl konstruiert, der weniger als 9 Gew.-% Nickel enthält, und als Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) und eine DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F) aufweist.



BeschreibungGebiet der Erfindung

- 5 Die vorliegende Erfindung betrifft Pipelineverteilungsnetzwerke für den Transport von Flüssigerdgas unter Druck (PLNG), und insbesondere derartige Netzwerke, welche Rohre und andere Bauteile aufweisen, die aus einem ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl konstruiert sind, der weniger als 9 Gew.-% Nickel enthält, und eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) und eine DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F) aufweist.

10 Hintergrund der Erfindung

In der folgenden Beschreibung sind verschiedene Begriffe definiert. Zur Erleichterung ist ein Glossar von Begriffen unmittelbar vor den Patentansprüchen vorgesehen.

- 15 Viele Erdgasquellen befinden sich in entfernten Gegenden, in grossen Entfernungen von irgendwelchen Handelsmärkten für das Gas. Manchmal ist eine Pipeline für den Transport des erzeugten Erdgases zu einem Handelsmarkt verfügbar. Wenn der Pipelinetransport zu einem Handelsmarkt nicht durchführbar ist, wird erzeugtes Erdgas häufig zu LNG für den Transport zum Markt verarbeitet. Das LNG wird typischerweise über speziell gebaute Tankschiffe transportiert, und dann an einem Importterminal in der Nähe des Marktes gespeichert und zurückverdampft. Die Einrichtungen, die zum Verflüssigen, Transportieren, Speichern und Rückverdampfen von Erdgas verwendet werden, sind im Allgemeinen recht teuer; und ein typisches, herkömmliches LNG-Projekt kann von 5 Milliarden Dollar bis 10 Milliarden Dollar kosten, einschliesslich Felderschliessungskosten. Ein typisches LNG-Projekt «auf der grünen Wiese» erfordert einen minimalen Erdgasvorrat von etwa 280 Gm³ (10 TCF (Billionen Kubikfuss)), und die LNG-Kunden sind normalerweise grosse Energieversorgungsunternehmen. Häufig sind Erdgasvorräte, die in entfernten Gegenden entdeckt werden, kleiner als 280 Gm³ (10 TCF). Selbst bei Erdgasvorräten, welche die Minimalanforderung von 280 Gm³ (10 TCF) erfüllen, sind zeitlich sehr lange Verpflichtungen von 20 Jahren oder mehr von allen Beteiligten erforderlich, also dem LNG-Versorger, dem LNG-Verlader, und LNG-Kunden in Gestalt eines grossen Energieversorgungsunternehmens, um das
- 20 Erdgas als LNG ökonomisch zu verarbeiten, zu speichern und zu transportieren. Wenn potenziellen LNG-Kunden eine alternative Gasquelle zur Verfügung steht, beispielsweise Pipelinegas, ist die herkömmliche LNG-Verteilungskette häufig unter Kostengesichtspunkten nicht wettbewerbsfähig.

- Eine konventionelle LNG-Anlage erzeugt LNG bei Temperaturen von etwa -162°C (-260°F) und bei Atmosphärendruck. Ein typischer Erdgasstrom gelangt in eine konventionelle LNG-Anlage hinein bei Drucken etwa 4830 KPa (700 psia) bis etwa 7590 KPa (1100 psia) und Temperaturen von etwa 21°C (70°F) bis etwa 38°C (100°F). Bis zu etwa 350.000 Kühlung-Horsepowers sind erforderlich, um die Temperatur des Erdgases auf die sehr niedrige Auslasstemperatur von etwa -162°C (-160°F) in einer herkömmlichen LNG-Anlage mit zwei Zweigen zu verringern. Wasser, Kohlendioxid, schwefelhaltige Verbindungen, wie etwa Schwefelwasserstoff, andere saure Gase, n-Pentan und höhere Kohlenwasserstoffe einschliesslich Benzol, müssen im Wesentlichen von dem Erdgas während der konventionellen LNG-Verarbeitung entfernt werden, bis zu Niveaus von Teilen pro Million (ppm) herunter, da anderenfalls diese Verbindungen ausfrieren, was zu Verstopfungsproblemen in den Verarbeitungseinrichtungen führt. Bei einer herkömmlichen LNG-Anlage ist eine Gasbehandlungseinrichtung dazu erforderlich, das Kohlendioxid und die sauren Gase zu entfernen. Die Gasbehandlungseinrichtung verwendet typischerweise einen chemischen und/oder physikalischen Vorgang mit Lösungsmittelrückgewinnung, und erfordert eine signifikante Investition von Kapital. Darüber hinaus sind die Betriebskosten hoch, in Bezug auf andere Einrichtungen in der Anlage. Trockenbettentwässerungsmittel, beispielsweise Molekularsiebe, sind zum Entfernen des Wasserdampfes erforderlich. Die Absorptionskolonnen- und Fraktionierungseinrichtungen werden dazu verwendet, die Kohlenwasserstoffe zu entfernen, die dazu neigen, Verstopfungsprobleme hervorzurufen. Auch Quecksilber wird in einer herkömmlichen LNG-Anlage entfernt, da es Ausfälle in Einrichtungen hervorrufen kann, die aus Aluminium konstruiert sind. Darüber hinaus wird ein grosser Anteil des Stickstoffs, der in Erdgas vorhanden sein kann, nach der Verarbeitung entfernt, da Stickstoff während des Transportes von herkömmlichem LNG nicht in der flüssigen Phase bleibt und es unerwünscht ist, Stickstoffdämpfe in LNG-Behältern am Lieferpunkt zu haben.
- 25 30 35 40 45 50 55

- Behälter, Rohre und andere Einrichtungen, die in einer herkömmlichen LNG-Anlage verwendet werden, sind typischerweise, zumindest teilweise, aus Aluminium oder nickelhaltigem Stahl (beispielsweise 9 Gew.-% Nickel) konstruiert, um die erforderliche Bruchzähigkeit bei den extrem tiefen Verarbeitungstemperaturen zur Verfügung zu stellen. Teure Materialien mit guter Bruchzähigkeit bei niedrigen Temperaturen, einschliesslich Aluminium und im Handel erhältlicher, nickelhaltiger Stahl (beispielsweise 9 Gew.-% Nickel), werden typischerweise dazu verwendet, das LNG in den LNG-Schiffen festzuhalten, und an den Importterminals, zusätzlich zu ihrem Einsatz in der herkömmlichen Anlage.
- 60

- Ein typisches, herkömmliches LNG-Schiff setzt grosse kugelförmige Behälter ein, die als Moss-Kugeln bekannt sind, um das LNG beim Transport zu speichern. Diese Schiffe kosten momentan jeweils mehr als etwa 230 Millionen Dollar. Ein typisches, konventionelles Projekt zur Erzeugung von LNG im mittlere
- 65

ren Osten und zu dessen Transport in den fernen Osten kann 7 bis 8 derartige Schiffe mit Gesamtkosten von etwa 1,6 Milliarden Dollar bis 2,0 Milliarden Dollar benötigen.

Wie aus der voranstehenden Diskussion deutlich wird, besteht ein Bedürfnis nach einem kostengünstigeren System zur Verarbeitung, zum Speichern, und zum Transport von LNG zu Handelsmärkten, damit entfernte Erdgasvorräte wirksamer mit alternativen Energiequellen wetteifern können. Darüber hinaus ist ein System erforderlich, um kleinere, entfernte Erdgasvorräte auszubeuten, bei denen die Erschliessung anderenfalls unökonomisch wäre. Darüber hinaus ist ein kostengünstigeres Vergasungs- und Verteilungssystem erforderlich, sodass LNG auch für kleinere Kunden ökonomisch attraktiver wird.

Die Hauptziele der vorliegenden Erfindung bestehen daher in der Bereitstellung eines ökonomischen Systems zum Verarbeiten, Speichern und Transportieren von LNG von entfernten Quellen zu Handelsmärkten, und in der wesentlichen Verringerung der Schwellengrösse sowohl für den Vorrat als auch den Markt, die dazu erforderlich ist, dass ein LNG-Projekt unter Kostengesichtspunkten durchführbar wird. Eine Vorgehensweise, um diese Ziele zu erreichen, würde darin bestehen, das LNG bei höheren Drucken und Temperaturen zu verarbeiten, als dies in einer herkömmlichen LNG-Anlage erfolgt, also bei Drucken von mehr als Atmosphärendruck und Temperaturen von mehr als -162°C (-260°F). Zwar wurde das allgemeine Konzept der Verarbeitung, Speicherung, und des Transportes von LNG bei erhöhtem Druck und Temperaturen in Industrieveröffentlichungen diskutiert, jedoch diskutieren diese Veröffentlichungen im Allgemeinen den Aufbau von Transportbehältern aus nickelhaltigem Stahl (beispielsweise 9 Gew.-% Nickel) oder aus Aluminium, die beide den konstruktiven Anforderungen genügen mögen, jedoch sehr teure Materialien darstellen.

Beispielsweise diskutiert auf den Seiten 162–164 seines Buches *NATURAL GAS BY SEA, The Development of a New Technology*, herausgegeben von Witherby & Co. Ltd., erste Ausgabe 1979, zweite Ausgabe 1993, Roger Ffooks die Umwandlung des Libertyschiffes Sigalpa, damit dieses entweder MLG (verflüssigtes Gas bei mittleren Bedingungen) bei 1380 kPa (200 psig) und -115°C (-175°F) befördert, oder CNG (Erdgas unter Druck), das bei 7935 kPa (1150 psig) und -60°C (-75°F) verarbeitet wurde. Herr Ffooks gibt an, dass sich diese beiden Konzepte zwar als technisch durchführbar herausgestellt haben, jedoch keines der beiden Konzepte «Käufer» gefunden hat – hauptsächlich infolge der hohen Speicherkosten. Wie aus einer Veröffentlichung zu diesem Gegenstand hervorgeht, die von Herrn Ffooks erwähnt wird, stellte für den CNG-Einsatz, also bei -60°C (-75°F) das angestrebte Ziel ein niedriglegierter, schweisssbarer, vergüteter Stahl mit guter Festigkeit 760 MPa (110 ksi) und guter Bruchzähigkeit bei Betriebsbedingungen dar. (Vgl. «A new process for the transportation of natural gas», von R.J. Broeker, International LNG Conference, Chicago, 1968). Diese Veröffentlichung gibt darüber hinaus an, dass eine Aluminiumlegierung die kostengünstigste Legierung für den MLG-Einsatz darstellt, also bei der erheblich niedrigeren Temperatur von -115°C (-175°F). Weiterhin diskutiert Herr Ffooks auf Seite 164 den Entwurf «Ocean Phoenix Transport», bei welchem auf einem erheblich niedrigeren Druck von etwa 414 kPa (60 psig) gearbeitet wurde, mit Tanks, die aus Stahl mit 9% Nickel oder einer Aluminiumlegierung konstruiert werden konnten; und gibt erneut an, dass das Konzept keine ausreichenden technischen oder finanziellen Vorteile zu offerieren schien, um kommerziell eingesetzt zu werden.

Vergleiche ebenfalls: (i) US-Patent 3 298 805, welches die Verwendung eines Stahl mit 9% Nickelgehalt oder einer hochfesten Aluminiumlegierung diskutiert, um Behälter für den Transport eines Erdgases unter Druck herzustellen; und (ii) US-Patent 4 182 254, welches Tanks aus Stahl mit 9% Nickel oder einem ähnlichen Stahl für den Transport von LNG bei Temperaturen von -100°C (-148°F) bis 140°C (220°F) und Drucken von 4–10 Atmosphären (also 407 kPa (59 psia) bis 1014 kPa (147 psia)) diskutiert; (iii) US-Patent 3 232 725, welches den Transport eines Erdgases im Zustand eines einzelnen Fluids mit dichter Phase bei einer Temperatur diskutiert, die so niedrig wie -61°C (-80°F) ist, oder in einigen Fällen -68°C (-90°F), und bei Drucken von zumindest 345 kPa (50 psi) oberhalb des Siededrucks des Gases bei Betriebstemperaturen, wobei Behälter eingesetzt werden, die aus Materialien, wie beispielsweise Stahl mit 1–2% Nickel konstruiert sind, der vergütet wurde, um eine endgültige Zugfestigkeit sicherzustellen, die sich an 120.000 psi annähert; und (iv) «Marine Transportation of LNG at Intermediate Temperature», CME März 1979, von C.P. Bennett, der eine Fallstudie für den Transport von LNG bei einem Druck von 3,1 MPa (450 psi) und einer Temperatur von -100°C (-140°F) unter Verwendung eines Speichertanks diskutiert, der aus einem Stahl mit 9% Nickel oder mit $3\frac{1}{2}\%$ Nickel konstruiert ist, der vergütet wurde, und der Tank Wände mit einer Dicke von 9 Zoll aufweist.

Obwohl diese Konzepte in Industrieveröffentlichungen diskutiert werden, wird nach unserer Kenntnis momentan LNG nicht kommerziell verarbeitet, gespeichert und transportiert bei Drucken, die wesentlich höher als Atmosphärendruck sind, und bei Temperaturen, die wesentlich höher sind als -162°C (-260°F). Dies liegt hauptsächlich an der Tatsache, dass ein ökonomisches System zum Verarbeiten, Speichern, Transportieren und Verteilen LNG bei derartigen Drucken und Temperaturen, sowohl über See als auch über Land, bislang nicht kommerziell zur Verfügung gestellt wurde.

Nickelhaltige Stähle, die herkömmlich für Tieftemperaturbauanwendungen verwendet werden, beispielsweise Stähle mit Nickelgehalten von mehr als etwa 3 Gew.-%, weisen niedrige DBTTs auf (ein Mass für die Zähigkeit, wie hier definiert), weisen jedoch auch relativ niedrige Zugfestigkeiten auf. Typischerweise weisen im Handel erhältliche Stähle mit 3,5 Gew.-% Nickel, 5,5 Gew.-% Nickel bzw. 9 Gew.-% Nickel DBTTs von etwa -100°C (-150°F) auf, bzw. -155°C (-250°F), bzw. -175°C (-280°F),

und Zugfestigkeiten von bis zu etwa 485 MPa (70 ksi), 620 MPa (90 ksi), bzw. 830 MPa (120 ksi). Um diese Kombinationen von Festigkeit und Zähigkeit zu erzielen, wird mit diesen Stählen im Allgemeinen eine teure Verarbeitung durchgeführt, beispielsweise eine Doppelanlassbehandlung. Im Falle von Tieftemperaturanwendungen verwendet die Industrie momentan diese kommerziellen, nickelhaltigen Stähle, infolge ihrer guten Zähigkeit und niedrigen Temperaturen, muss jedoch konstruktive Vorkehrungen wegen ihrer relativ niedrigen Druckfestigkeiten treffen. Die Entwürfe erfordern im Allgemeinen übermässige Dicken des Stahls für Anwendungen, bei welchen bei tiefen Temperaturen Lasten getragen werden. Die Verwendung dieser nickelhaltigen Stähle bei Anwendungen, bei denen Lasten getragen werden, bei tiefen Temperaturen, ist daher kostenaufwändig, infolge der hohen Kosten des Stahls in Kombination mit den erforderlichen Stahldicken.

Fünf gleichzeitig anhängige, provisorische US-Patentanmeldungen (die «PLNG-Patentanmeldungen»), die jeweils den Titel «Improved System for Processing, Storing, and Transporting Liquefied Natural Gas» aufweisen, beschreiben Behälter und Tankschiffe zum Speichern und den Seetransport von Flüssigerdgas unter Druck (PLNG) bei einem Druck in dem breiten Bereich von etwa 1035 kPa (150 psia) bis etwa 7590 kPa (1100 psia) und bei einer Temperatur in dem breiten Bereich von etwa -123°C (-190°F) bis etwa -62°C (-80°F). Die jüngste der PLNG-Patentanmeldungen hat ein Prioritätsdatum vom 14. Mai 1998, und wird von den Anmeldern unter dem Aktenzeichen Nr. 97-006P4 und vom Patent- und Markenamt der vereinigten Staaten («USPTO») unter der Anmeldungs-Nr. 60/085467 geführt. Die erste der PLNG-Patentanmeldungen hat ein Prioritätsdatum vom 20. Juni 1997, und wird vom USPTO unter der Anmeldungs-Nr. 60/050280 geführt. Die zweite der PLNG-Patentanmeldungen hat ein Prioritätsdatum vom 28. Juli 1997, und wird von dem USPTO unter der Anmelde-Nr. 60/053966 geführt. Die dritte der PLNG-Patentanmeldungen hat ein Prioritätsdatum vom 19. Dezember 1997, und wird vom USPTO als Anmeldung Nr. 60/068226 geführt. Die vierte der PLNG-Patentanmeldungen hat das Prioritätsdatum vom 30. März 1998, und wird von dem USPTO als Anmeldung Nr. 60/079904 geführt. Allerdings beschreiben die PLNG-Patentanmeldungen nicht Pipelineverteilungsnetzwerke für den Transport von PLNG.

LNG und andere Tieftemperaturfluide, beispielsweise flüssiger Sauerstoff, flüssiger Wasserstoff, flüssiges Helium, werden normalerweise mittels LKW von zentralen Verarbeitungsvorrichtungen zu Endbenutzerorten transportiert. Flüssiger Stickstoff wird über den Kampus von Universitäten und Vorrichtungen beispielsweise über Pipelineverteilungsnetzwerke transportiert. Insbesondere der Markt für LNG ist in den letzten Jahren gewachsen, infolge der sauberen Verbrennung von Erdgas. Obwohl Erdgas normalerweise durch ein Pipelineverteilungsnetzwerk geliefert wird, gibt es nach unserer Kenntnis momentan keine kommerziellen Pipelineverteilungsnetzwerke für PLNG. Belieferung erzeugten Erdgases in Form von PLNG, im Vergleich zu LNG, kann für den Endbenutzer vorteilhaft sein, da das PLNG kostengünstiger verarbeitet wird, unter der Voraussetzung, dass eine ökonomische Vorrichtung zum Transport und Liefern des PLNG zur Verfügung gestellt wird. Zusätzlich führt im Vergleich zu CNG die höhere Flüssigkeitsdichte von PLNG zu einer höheren Produktmasse oder Energie für ein vorgegebenes Volumen.

Kohlenstoffhaltige Stähle, die üblicherweise bei der Konstruktion kommerzieller Pipelineverteilungsnetzwerke für Fluide, wie beispielsweise Erdgas verwendet werden, weisen keine ausreichende Bruchzähigkeit bei tiefen Temperaturen auf, also Temperaturen unterhalb von etwa -40°C (-40°F). Andere Materialien mit besserer Bruchzähigkeit bei tieferen Temperaturen als kohlenstoffhaltiger Stahl, beispielsweise die voranstehend erwähnten, kommerziellen, nickelhaltigen Stähle (3 1/2 Gew.-% Nickel bis 9 Gew.-% Nickel) mit Zugfestigkeiten bis zu 830 MPa (120 ksi) herauf, Aluminium (Al-5083 oder Al-5085), oder Edelstahl, werden herkömmlich für die Konstruktion von Pipelineverteilungsnetzwerken verwendet, bei denen Tieftemperaturbedingungen herrschen. Darüber hinaus können spezielle Materialien verwendet werden, beispielsweise Titanlegierungen, und spezielle, mit Epoxidharz getränkte, gewebte Fiberglasverbundmaterialien. Diese Materialien sind normalerweise teuer, und können daher häufig dazu führen, dass Projekte unter Kostenerwägungen nicht attraktiv sind. Diese Nachteile führen dazu, dass momentan kommerziell verfügbare Materialien ökonomisch nicht attraktiv sind, um Pipelineverteilungsnetzwerke für den Transport von PLNG aufzubauen. Die Entdeckung von Behältern, die für den Seetransport von PLNG geeignet sind, wie dies in den PLNG-Patentanmeldungen diskutiert wird, in Kombination mit den momentanen Fähigkeiten zur Verarbeitung von PLNG, lassen das Bedürfnis offensichtlich werden, Pipelineverteilungsnetzwerke für den ökonomisch attraktiven Landtransport von PLNG zur Verfügung zu stellen, und ebenso für LNG und andere Tieftemperaturfluide.

Die Verfügbarkeit einer kostengünstigeren Quelle von Erdgas, das in Form einer Flüssigkeit transportiert und verteilt wird, würde zu einem wesentlichen Fortschritt bezüglich der Fähigkeit führen, Erdgas als Brennstoffquelle einzusetzen. Nachstehend erfolgt eine kurze Beschreibung vorhandener und sich entwickelnder Anwendungen, die Erdgas zur Energieerzeugung verwenden, und die wesentlich von der Verfügbarkeit eines kostengünstigeren Systems für den Transport und die Lieferung von Erdgas an Land profitieren würden, beispielsweise Pipelineverteilungsnetzwerken.

LNG wird normalerweise mit LKWs befördert, um Brennstoffbedürfnisse an entfernten Orten zu erfüllen, an denen die Infrastruktur für die Erdgasverteilung nicht vorhanden ist. Zusätzlich führen lokale Bedingungen immer mehr dazu, dass transportiertes LNG eine unter Kostengesichtspunkten wettbewerbsfähige Alternative zur Gaspipelines für verschiedene grössere Energieprojekte darstellt. Eine Gasgesellschaft in Alaska hat ein Projekt von 200 Millionen Dollar für entfernte LNG-Basislastsysteme in 17 Orten

im südöstlichen Alaska vorgeschlagen. Weiterhin erwartet die Gesellschaft, dass sie LNG 300 Meilen von einer Verflüssigungsanlage am Cook Inlet nach Fairbanks, beginnend im November 1997, per Lastkraftwagen befördert. Im östlichen Arizona hat eine jüngere Durchführbarkeitsstudie nunmehr gezeigt, dass entfernte Basislast-LNG-Versorgungseinrichtungen eine attraktive, kostengünstigere Energielösung für eine Anzahl isolierter Orte ohne momentanen Zugang zu Gaspipelines darstellen könnten. Dies repräsentiert neue Trends in Bezug auf den Transport und den Einsatz von LNG in grossen Volumina, mit dem Potenzial für ein wesentliches Wachstum, insbesondere bei verringertem Kostenaufwand für das Transportsystem. Die sich entwickelnde PLNG-Technologie könnte den Einsatz von PLNG als Brennstoff in diesen und anderen ähnlichen Anwendungen an Land unter Kostengesichtspunkten durchführbar machen, wenn eine kostengünstigere Vorrichtung für den Transport von PLNG an Land zur Verfügung stünde, beispielsweise Pipelineverteilungsnetzwerke.

Darüber hinaus gibt es ein zunehmendes Wachstum in Bezug auf den Einsatz von Systemen mit «tragbaren Pipelines»-transportablen LNG/Verdampfern, um ständig eine ununterbrochene Gasversorgung aufrechtzuerhalten. Dies dient dazu, Gasgesellschaften darin zu unterstützen, Versorgungsunterbrechungen zu vermeiden, und den Fluss von Erdgas zu Kunden während Zeiträumen mit Spitzenverbrauch fortzusetzen, beispielsweise an kalten Wintertagen, in Notfällen wegen eines beschädigten Erdrohres, Wartung bei einem Gassystem usw. Abhängig von dem speziellen Anwendungsfall kann ein LNG-Verdampfer an einem strategischen Punkt in dem Erdgasverteilungsnetzwerk installiert oder angeordnet werden, und wenn es die Betriebsbedingungen erfordern, werden LNG-Tanklastkraftfahrzeuge eingesetzt, um das LNG zur Verfügung zu stellen, welches verdampft wird. Momentan gibt es nach unserer Kenntnis keine kommerziellen PLNG-Pipelineverteilungsnetzwerke zum Transport von PLNG, statt von LNG, an einen derartigen Verdampfer, zur Bereitstellung von zusätzlichem Gas während Spitzenanforderungen.

Schliesslich gibt es Überlegungen, dass einige der momentanen und zukünftigen hauptsächlichen LNG-Importeure in Asien das grösste Potenzial für LNG zum Einsatz als Kraftfahrzeugbrennstoff bilden (bis zu 20% der Importe). Der Transport von LNG mit einem Pipelineverteilungsnetzwerk zu den Tankstellen kann die unter Kostenerwägungen attraktivste Option sein, abhängig von den örtlichen Bedingungen. Insbesondere kann in Abwesenheit einer vorhandenen Infrastruktur für die Gasverteilung ein kostengünstiges Pipelineverteilungsnetzwerk dazu führen, dass die Verteilung von PLNG eine attraktivere und kostengünstigere Alternative darstellt.

Es besteht ein Bedürfnis nach ökonomischen Systemen für den Pipelineverteilungsnetzwerktransport von PLNG, damit entfernte Erdgasvorräte wirksamer mit alternativen Energieversorgungen in Wettbewerb treten können.

Daher besteht ein spezielles Ziel der vorliegenden Erfindung in der Bereitstellung von kostengünstigen Pipelineverteilungsnetzwerken zur Verteilung von LNG bei wesentlich erhöhten Drucken und Temperaturen, im Vergleich zu herkömmlichen LNG-Systemen. Ein weiteres Ziel der vorliegenden Erfindung besteht darin, derartige Pipelineverteilungsnetzwerke zur Verfügung zu stellen, die Rohre und andere Bauteile aufweisen, die aus Materialien konstruiert sind, die eine ausreichende Festigkeit und Bruchzähigkeit aufweisen, um das Flüssigerdgas unter Druck festzuhalten.

Zusammenfassung der Erfindung

Konsistent mit den voranstehend geschilderten Zielen der vorliegenden Erfindung werden Pipelineverteilungsnetzwerke zur Verfügung gestellt, für den Transport von Flüssigerdgas unter Druck (PLNG) an einem Druck in dem Bereich von etwa 1035 kPa (150 psia) bis etwa 7590 kPa (1100 psia) und bei einer Temperatur im Bereich von etwa -123°C (-190°F) bis etwa -62°C (-80°F). Die Pipelineverteilungsnetzwerke gemäss der vorliegenden Erfindung weisen Rohre und andere Bauteile auf, die aus Materialien konstruiert sind, die einen ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl umfassen, der weniger als 9 Gew.-% Nickel enthält, und eine ausreichende Festigkeit und Bruchzähigkeit aufweist, um das Flüssigerdgas unter Druck festzuhalten. Der Stahl weist eine ultrahohe Festigkeit auf, beispielsweise eine Zugfestigkeit (wie hier definiert) von mehr als 830 MPa (120 ksi), und eine DBTT (wie hier definiert) von weniger als etwa -73°C (-100°F).

Kurzbeschreibung der Zeichnungen

Die Vorteile der vorliegenden Erfindung werden unter Bezugnahme auf die folgende, detaillierte Beschreibung und die beigefügten Zeichnungen noch deutlicher, wobei:

Fig. 1 schematisch ein Pipelineverteilungsnetzwerk gemäss der vorliegenden Erfindung darstellt;
Fig. 2A ein Diagramm der kritischen Fehlstellentiefe, für eine vorgegebene Fehlstellenlänge, in Abhängigkeit von der CTOD-Bruchzähigkeit und der Restspannung ist; und
Fig. 2B die Geometrie (Länge und Tiefe) einer Fehlstelle erläutert.

Zwar wird die Erfindung im Zusammenhang mit ihren bevorzugten Ausführungsformen erläutert, jedoch wird darauf hingewiesen, dass die Erfindung nicht hierauf beschränkt ist. Im Gegensatz hierzu soll

die Erfindung sämtliche Alternativen, Modifikationen und Äquivalente umfassen, die vom Wesen und Umfang der Erfindung erfasst sind, wie dies durch die beigefügten Patentansprüche definiert ist.

Detaillierte Beschreibung der Erfindung

5

Die vorliegende Erfindung betrifft Pipelineverteilungsnetzwerke für den Transport von PLNG. Es werden Pipelineverteilungsnetzwerke zur Verfügung gestellt, um Flüssigerdgas unter Druck (PLNG) bei einem Druck von etwa 1035 kPa (150 psia) bis etwa 7590 kPa (1100 psia) und einer Temperatur von etwa -123°C (-198°F) bis etwa -62°C (-80°F) zu transportieren, wobei die Pipelineverteilungsnetzwerke Rohre und andere Bauteile aufweisen, die aus Materialien konstruiert sind, die einen ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl umfassen, der weniger als 9 Gew.-% Nickel enthält, und eine Zugfestigkeit von mehr 830 MPa (120 ksi) und eine DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F) aufweist. Weiterhin werden Pipelineverteilungsnetzwerke zur Verfügung gestellt, um Flüssigerdgas unter Druck bei einem Druck von etwa 1725 kPa (250 psia) bis etwa 4830 kPa (700 psia) und einer Temperatur von etwa -112°C (-170°F) bis etwa -79°C (-110°F) zu transportieren, wobei die Pipelineverteilungsnetzwerke Rohre und andere Bauteile aufweisen, welche (i) aus Materialien konstruiert sind, die einen ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl aufweisen, der weniger 9 Gew.-% Nickel enthält, und (ii) ausreichende Festigkeit und Bruchzähigkeit aufweisen, um das Flüssigerdgas unter Druck festzuhalten.

20

PLNG-Transportrohre

Der Schlüssel, um die Pipelineverteilungsnetzwerke gemäss der vorliegenden Erfindung zu erzielen, sind Rohre, die dazu geeignet sind, PLNG zu enthalten und zu transportieren, und zwar bei einem Druck von etwa 1035 kPa (150 psia) bis etwa 7590 kPa (1100 psia) und einer Temperatur von etwa -123°C (-190°F) bis etwa -62°C (-80°F). Vorzugsweise wird PLNG erzeugt und transportiert bei einem Druck im Bereich von etwa 1725 kPa (250 psia) bis etwa 7590 kPa (1100 psia) und einer Temperatur im Bereich von etwa -112°C (-170°F) bis etwa -160°C (-80°F). Besonders bevorzugt wird PLNG produziert und transportiert bei Druck im Bereich von etwa 2415 kPa (350 psia) bis etwa 4830 kPa (700 psia) und einer Temperatur im Bereich von etwa -101°C (-150°F) bis etwa 79°C (-110°F). Ganz besonders bevorzugt liegen die unteren Enden des Druck- bzw. Temperaturbereiches für PLNG bei etwa 2760 kPa (400 psia) bzw. etwa -96°C (-140°F). Es wird ein Rohr zur Aufnahme und zum Transport von PLNG zur Verfügung gestellt, wobei das Rohr aus einem Material konstruiert ist, welches einen ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl enthält, der weniger als 9 Gew.-% Nickel enthält, und eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) und eine DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F) aufweist.

Zusätzlich sind andere Systembauteile wie beispielsweise Armaturen vorgesehen, wobei die Armaturen aus einem Material konstruiert sind, welches einen ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl umfasst, der weniger als 9 Gew.-% Nickel enthält, und eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) und eine DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F) aufweist. Speicherbehälter, die für den Einsatz in den Pipelineverteilungsnetzwerken gemäss der vorliegenden Erfindung geeignet sind, sind mit weiteren Einzelheiten in den PLNG-Patentanmeldungen beschrieben.

Stahl für die Konstruktion von Rohren und anderen Bauteilen

Zur Konstruktion der Rohre und anderen Bauteile gemäss der vorliegenden Erfindung kann jeder ultrahochfeste, niedriglegierte Stahl, der weniger als 9 Gew.-% Nickel enthält, und eine ausreichende Zähigkeit zum Aufnehmen von Tieftemperaturfluiden aufweist, beispielsweise PLNG, bei Betriebsbedingungen, verwendet werden, entsprechend den bekannten Prinzipien der Bruchmechanik, wie sie hier beschrieben werden. Ein Beispiel für Stahl zum Einsatz bei der vorliegenden Erfindung, ohne hierdurch die Erfindung einzuschränken, ist ein schweisssbarer, ultrahochfester, niedriglegierter Stahl, der weniger als 9 Gew.-% Nickel enthält, und eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) und eine ausreichende Zähigkeit aufweist, um das Einleiten eines Bruches zu verhindern, also einen Ausfall, bei Betriebsbedingungen mit tiefen Temperaturen. Ein weiteres Beispiel für einen Stahl zum Einsatz bei der vorliegenden Erfindung, ohne hierdurch die Erfindung einzuschränken, ist ein schweisssbarer, ultrahochfester, niedriglegierter Stahl, der weniger als etwa 3 Gew.-% Nickel enthält, und eine Zugfestigkeit von zumindest etwa 1000 MPa (145 ksi) und ausreichende Zähigkeit aufweist, um das Einleiten eines Bruchs zu verhindern, also einen Ausfall, bei Betriebsbedingungen mit tiefen Temperaturen. Vorzugsweise weisen diese Beispiele für Stähle DBTTs (siehe angehängtes Glossar von Begriffen) von weniger als etwa -73°C (-100°F) auf.

Vor kurzem erzielte Fortschritte bei der Stahlherstellungstechnologie haben die Herstellung neuer, ultrahochfester, niedriglegierter Stähle mit hervorragender Zähigkeit bei tiefen Temperaturen ermöglicht. Beispielsweise beschreiben drei US-Patente, die an Koo et al. erteilt wurden, mit den Nr. 5531 842, 5 545 269 und 5 545 270, neue Stähle und Verfahren zur Verarbeitung dieser Stähle, um Stahlplatten mit Zugfestigkeiten von etwa 830 MPa (120 ksi), 965 MPa (140 ksi) oder mehr herzustellen. Die dort geschilderten Stähle und Verarbeitungsverfahren wurden verbessert und abgeändert, um Kombinationen der chemischen Zusammensetzung von Stahl und der Verarbeitung bereitzustellen, damit ultrahochfes-

te, niedriglegierte Stähle mit hervorragender Zähigkeit bei tiefen Temperaturen hergestellt werden können, sowohl in dem eigentlichen Stahl als auch in der durch Wärme beeinflussten Zone (HAZ), wenn sie geschweisst werden. Diese ultrahochfesten, niedriglegierten Stähle haben darüber hinaus die Zähigkeit verbessert, im Vergleich mit üblichen, im Handel erhältlichen ultrahochfesten, niedriglegierten Stählen. Diese verbesserten Stähle sind in einer gleichzeitig anhängigen, provisorischen US-Patentanmeldung mit dem Titel «ULTRA-HIGH STRENGTH STEELS WITH EXCELLENT CRYOGENIC TEMPERATURE TOUGHNESS» beschrieben, die ein Prioritätsdatum vom 19. Dezember 1997 hat, und von dem Patent- und Markenamt der Vereinigten Staaten («USPTO») unter der Anmelde-Nr. 60/068 194 geführt wird; in einer gleichzeitig anhängigen, provisorischen US-Patentanmeldung mit dem Titel: «ULTRA-HIGH STRENGTH AUSAGED STEELS WITH EXCELLENT CRYOGENIC TEMPERATURE TOUGHNESS», die ein Prioritätsdatum vom 19. Dezember 1967 hat, und von dem USPTO unter der Anmelde-Nr. 60/068 552 geführt wird; und in einer gleichzeitig anhängigen, provisorischen US-Patentanmeldung mit dem Titel: «ULTRA-HIGH STRENGTH DUAL PHASE STEELS WITH EXCELLENT CRYOGENIC TEMPERATURE TOUGHNESS», die ein Prioritätsdatum vom 19. Dezember 1997 hat, und von dem USPTO unter der Anmelde-Nr. 60/068 816 geführt wird (zusammengefasst als die «Stahlpatent-Anmeldungen») bezeichnet.

Die neuen Stähle, die in den Stahlpatent-Anmeldungen beschrieben werden, und in den nachstehenden Beispielen weiter erläutert werden, sind besonders geeignet zum Konstruieren der Behälter zum Speichern und Transportieren von PLNG gemäss der vorliegenden Erfindung, und zwar in der Hinsicht, dass die Stähle die folgenden Eigenschaften aufweisen, vorzugsweise bei Stahlplatten von etwa 2,5 cm (1 Zoll) und grösser: (i) DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F), vorzugsweise niedriger als etwa -107°C (-160°F), in dem eigentlichen Stahl und in der Schweiss-HAZ; (ii) eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi), vorzugsweise grösser als etwa 860 MPa (125 ksi), und besonders bevorzugt grösser als etwa 900 MPa (130 ksi); (iii) bessere Schweissbarkeit; (iv) eine Mikrostruktur und Eigenschaften, die im Wesentlichen über die gesamte Dicke gleichförmig sind; und (v) eine verbesserte Zähigkeit im Vergleich zu im Handel erhältlichen, ultrahochfesten, niedriglegierten Standardstählen. Besonders bevorzugt weisen diese Stähle eine Zugfestigkeit von mehr als etwa 930 MPa (135 ksi) auf, oder von mehr als etwa 964 MPa (140 ksi), oder mehr als etwa 1000 MPa (145 ksi).

Erstes Stahlbeispiel

Wie voranstehend geschildert, stellt eine gleichzeitig anhängige, provisorische US-Patentanmeldung mit dem Prioritätsdatum vom 19. Dezember 1997, mit dem Titel «Ultra-High Strength Steels With Excellent Cryogenic Temperature Toughness», die von dem USPTO unter der Anmeldungs-Nr. 60/068 194 geführt wird, eine Beschreibung von Stählen zur Verfügung, die zum Einsatz bei der vorliegenden Erfindung geeignet sind. Es wird ein Verfahren zur Verfügung gestellt, um eine ultrahochfeste Stahlplatte zu erzeugen, die eine Mikrostruktur aufweist, die im Wesentlichen aus getempertem, feinkörnigem Martensit besteht, aus getempertem, feinkörnigem niedrigerem Bainit, oder aus Mischungen, wobei das Verfahren folgende Schritte umfasst: (a) Erhitzen eines Stahlbarrens auf eine Wiedererhitzungstemperatur, die ausreichend hoch ist, um (i) den Stahlbarren im Wesentlichen zu homogenisieren, (ii) im Wesentlichen sämtliche Karbide und Karbonitride von Niob und Vanadium in den Stahlbarren aufzulösen, und (iii) feine anfängliche Austenitkörnerchen in dem Stahlbarren zu erzeugen; (b) Verkleinerung des Stahlbarrens, um eine Stahlplatte in einem oder mehreren Heisswalzdurchgängen in einem ersten Temperaturbereich auszubilden, in welchem Austenit rekristallisiert; (c) weiteres Verkleinern der Stahlplatte in einem oder mehreren Heisswalzdurchgängen in einem zweiten Temperaturbereich, unterhalb der T_{nr} -Temperatur und oberhalb etwa der AR_3 -Transformationstemperatur; (d) Abschrecken der Stahlplatte mit einer Abkühlrate von etwa $10^{\circ}\text{C}/\text{sek.}$ bis etwa $40^{\circ}\text{C}/\text{sek.}$ ($18^{\circ}\text{F}/\text{sek.}$ bis $72^{\circ}\text{F}/\text{sek.}$), auf eine Abschreckstopptemperatur unterhalb etwa der M_s -Transformationstemperatur + 200°C (360°F); (e) Stoppen des Abschreckens; und (f) Tempern der Stahlplatte bei einer Tempertemperatur von etwa 400°C (752°F) bis hinauf zu etwa der Ac_1 -Transformationstemperatur, vorzugsweise bis kurz vor die Ac_1 -Transformationstemperatur, für einen Zeitraum, der dazu ausreicht, das Ausfällen von Härtungsteilchen hervorzurufen, als ϵ -Kupfer, Mo_2C , oder Karbide oder Karbonitride von Niob und Vanadium, entweder einzeln oder in Kombination. Der Zeitraum, der dazu ausreicht, das Ausfällen von Härtungsteilchen hervorzurufen, hängt hauptsächlich von der Dicke der Stahlplatte ab, der chemischen Zusammensetzung der Stahlplatte, und der Tempertemperatur, und kann von einem Fachmann auf diesem Gebiet bestimmt werden, (vgl. das Glossar für die Definitionen von überwiegend, von Härtungsteilchen, der T_{nr} -Temperatur, der AR_3 , M_s - und Ac_1 -Transformationstemperatur, und Mo_2C .)

Um die Zähigkeit bei Umgebungstemperatur und Tieftemperaturen sicherzustellen, weisen Stähle gemäss dem ersten Stahlbeispiel vorzugsweise eine Mikrostruktur auf, die hauptsächlich aus getempertem, feinkörnigem niedrigerem Bainit, getempertem, feinkörnigem Martensit, und deren Mischungen besteht. Es wird vorgezogen, im Wesentlichen die Ausbildung von Versprödungsbestandteilen zu minimieren, beispielsweise oberen Bainits, Zwillings-Martensit, und MA. Bei diesem ersten Stahlbeispiel und in den Patentansprüchen bedeutet «überwiegend» zumindest etwa 50 Vol.-%. Besonders bevorzugt weist die Mikrostruktur zumindest etwa 60 Vol.-% bis etwa 80 Vol.-% getempertes, feinkörniges unteres Bainit auf, getempertes, feinkörniges Martensit, oder deren Mischungen. Noch weiter bevorzugt umfasst die

Mikrostruktur zumindest etwa 90 Vol.% getempertes, feinkörniges, niedrigeres Bainit, getempertes, feinkörniges Martensit, oder deren Mischungen. Ganz besonders bevorzugt weist die Mikrostruktur im Wesentlichen 100% getempertes, feinkörniges Martensit auf.

- 5 Ein Stahlbarren, der gemäss diesem ersten Stahlbeispiel verarbeitet wird, wird auf übliche Art und Weise hergestellt, und weist bei einer Ausführungsform Eisen und die folgenden Legierungselemente auf, vorzugsweise in den Gewichtsbereichen, die in der nachstehenden Tabelle I angegeben sind.

Tabelle I

10	Legierungselement	Bereich (Gew.-%)
	Kohlenstoff (C)	0,04–0,12, bevorzugt 0,4–0,07
	Mangan (Mn)	0,5–2,5, bevorzugt 1,0–1,8
15	Nickel (Ni)	1,0–3,0, bevorzugt 1,5–2,5
	Kupfer (Cu)	0,1–1,5, bevorzugt 0,5–1,0
	Molybdän (Mo)	0,1–0,8, bevorzugt 0,2–0,5
	Niob (Nb)	0,02–0,1, bevorzugt 0,03–0,05
20	Titan (Ti)	0,008–0,03, bevorzugt 0,01–0,02
	Aluminium (Al)	0,001–0,05, bevorzugt 0,005–0,03
	Stickstoff (N)	0,002–0,005, bevorzugt 0,002–0,003

- 25 Vanadium (V) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, vorzugsweise bis zu etwa 0,10 Gew.-%, und besonders bevorzugt etwa 0,02 bzw. etwa 0,05 Gew.-%.

Chrom (Cr) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, vorzugsweise bis zu etwa 1,0 Gew.-%, und besonders bevorzugt etwa 0,2 Gew.-% bis etwa 0,6 Gew.-%.

- 30 Silizium (Si) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, vorzugsweise bis zu etwa 0,5 Gew.-%, bevorzugter etwa 0,01 Gew.-% bis etwa 0,5 Gew.-%, und ganz besonders bevorzugt etwa 0,05 Gew.-% bis etwa 0,1 Gew.-%.

Bor (B) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, bevorzugt bis zu etwa 0,0020 Gew.-%, und besonders bevorzugt etwa 0,0006 Gew.-% bis etwa 0,0010 Gew.-%.

- 35 Der Stahl enthält vorzugsweise zumindest etwa 1 Gew.-% Nickel. Der Nickelgehalt des Stahls kann auf mehr als etwa 3 Gew.-% erhöht werden, wenn es erwünscht ist, die Leistung nach dem Schweißen zu verbessern. Von jeder Hinzufügung von Nickel um 1 Gew.-% wird erwartet, dass dies die DBTT des Stahls um etwa 10°C (18°F) verringert. Der Nickelgehalt beträgt vorzugsweise weniger als 9 Gew.-%, besonders bevorzugt weniger als etwa 6 Gew.-%. Der Nickelgehalt wird vorzugsweise minimiert, um die Kosten des Stahls zu minimieren. Wenn der Nickelgehalt auf mehr als etwa 3 Gew.-% erhöht wird, kann der Mangangehalt auf unter etwa 0,5 Gew.-% bis herunter zu 0,0 Gew.-% verringert werden. Daher ist allgemein gesprochen vorzuziehen, bis zu etwa 2,5 Gew.-% Mangan einzusetzen.

- 40 Darüber hinaus werden Restbestandteile vorzugsweise im Wesentlichen in dem Stahl minimiert. Der Gehalt an Phosphor (P) beträgt vorzugsweise weniger als etwa 0,01 Gew.-%. Der Gehalt an Schwefel (S) beträgt vorzugsweise weniger als etwa 0,004 Gew.-%. Der Gehalt an Sauerstoff (O) beträgt vorzugsweise weniger als etwa 0,002 Gew.-%.

- 50 Um einige weitere Einzelheiten zu schildern, wird ein Stahl gemäss diesem ersten Stahlbeispiel dadurch hergestellt, dass ein Barren mit der gewünschten Zusammensetzung, wie hier beschrieben, hergestellt wird; der Barren auf eine Temperatur von etwa 955°C bis etwa 1065°C (1750°F bis 1950°F) erhitzt wird; der Barren heissgewalzt wird, um eine Stahlplatte in einem oder mehreren Durchgängen auszubilden, wobei eine Grössenverringernung um etwa 30% bis etwa 70% in einem ersten Temperaturbereich erfolgt, in welchem Austenit rekristallisiert, also oberhalb etwa der T_{nr} -Temperatur, und dann ein weiteres Heisswalzen der Stahlplatte in einem oder mehreren Durchgängen erfolgt, mit einer Grössenverringernung um etwa 40% bis etwa 80%, in einem zweiten Temperaturbereich, unterhalb etwa der T_{nr} -Temperatur und oberhalb etwa der Ar_3 -Transformationstemperatur. Die heissgewalzte Stahlplatte wird dann abgeschreckt, mit einer Abkühlrate von etwa 10°C/sek. bis etwa 40°C/sek. (18°F/sek. bis 72°F/sek.), auf einen geeigneten QST (wie in dem Glossar definiert) unterhalb etwa der M_s -Transformationstemperatur +200°C (360°F), wobei zu diesem Zeitpunkt das Abschrecken beendet wird. Bei einer Ausführungsform dieses ersten Stahlbeispiels wird die Stahlplatte dann mittels Luftkühlung auf Umgebungstemperatur abgekühlt. Diese Verarbeitung wird eingesetzt, um eine Mikrostruktur zu erzeugen, die vorzugsweise hauptsächlich feinkörniges Martensit, feinkörniges unteres Bainit, oder deren Mischungen enthält, oder besonders bevorzugt im Wesentlichen 100% feinkörniges Martensit enthält.

- 65 Das auf diese Weise direkt abgeschreckte Martensit in Stählen gemäss diesem ersten Stahlbeispiel weist eine hohe Festigkeit auf, jedoch kann seine Zähigkeit dadurch verbessert werden, sodass ein Tempervorgang bei einer geeigneten Temperatur erfolgt, von oberhalb etwa 400°C (752°F) bis herauf

zu etwa der A_{c1} -Transformationstemperatur. Das Tempern des Stahls innerhalb dieses Temperaturbereiches führt auch zu einer Verringerung der Abschreckspannungen, was wiederum zu einer verbesserten Zähigkeit führt. Zwar kann Tempern die Zähigkeit des Stahls erhöhen, jedoch führt es normalerweise zu einem wesentlichen Festigkeitsverlust. Bei der vorliegenden Erfindung wird der übliche Festigkeitsverlust infolge des Temperns dadurch ausgeglichen, dass eine Ausfällungsdispersionshärtung hervorgerufen wird. Dispersionshärtung durch fein ausgefälltes Kupfer und gemischte Karbide und/oder Karbonitride wird dazu verwendet, die Festigkeit und Zähigkeit während des Temperns der martensitischen Anordnung zu optimieren. Die einzigartige chemische Zusammensetzung der Stähle gemäss diesem ersten Stahlbeispiel gestattet ein Tempern innerhalb des weiten Bereiches von etwa 400°C bis 650°C (750°F bis 1200°F), ohne einen signifikanten Verlust der durch das Abschrecken erzielten Festigkeit. Die Stahlplatte wird vorzugsweise getempert bei einer Tempertemperatur von oberhalb etwa 400°C (752°F) bis unterhalb der A_{c1} -Transformationstemperatur über einen Zeitraum, der dazu ausreicht, das Ausfällen von Härtungsteilchen (wie hier definiert) hervorzurufen. Diese Verarbeitung erleichtert die Transformation der Mikrostruktur der Stahlplatte in überwiegend getempertes, feinkörniges Martensit, getempertes, feinkörniges niedrigeres Bainit, oder deren Mischungen. Wiederum hängt der Zeitraum, der zum Hervorrufen des Ausfällens von Härtungsteilchen erforderlich ist, hauptsächlich von der Dicke der Stahlplatte ab, der chemischen Zusammensetzung der Stahlplatte, und der Tempertemperatur, und kann von einem Fachmann auf diesem Gebiet bestimmt werden.

Zweites Stahlbeispiel

Wie voranstehend geschildert, stellt eine gleichzeitig anhängige, provisorische US-Patentanmeldung, die ein Prioritätsdatum vom 19. Dezember 1997 aufweist, mit dem Titel «Ultra-High Strength Ausaged Steels With Excellent Cryogenic Temperature Toughness», und die von USPTO unter der Anmeldungs-Nr. 60/068 552 geführt wird, eine Beschreibung anderer Stähle zur Verfügung, die zum Einsatz bei der vorliegenden Erfindung geeignet sind. Es wird ein Verfahren zur Verfügung gestellt, um eine ultrahochfeste Stahlplatte zu erzeugen, welche eine Mikrolaminatmikrostruktur aufweist, bei welcher etwa 2 Vol.-% bis etwa 10 Vol.-% austenitische Filmschichten vorhanden sind, und etwa 90 Vol.-% bis etwa 98 Vol.-% überwiegend feinkörniges Martensit und feinkörniges, niedrigeres Bainit, wobei das Verfahren nachfolgende Schritte umfasst: (a) Erhitzen eines Stahlbarrens auf eine Wiedererwärmungstemperatur, die ausreichend hoch ist, um (i) den Stahlbarren im Wesentlichen zu homogenisieren, (ii) im Wesentlichen sämtliche Karbide und Karbonitride von Niob und Vanadium in den Stahlbarren aufzulösen, und (iii) feine anfängliche Austenitkörner in dem Stahlbarren auszubilden; (b) Verkleinern des Stahlbarrens zur Ausbildung einer Stahlplatte in einem oder mehreren Heisswalzdurchgängen in einem ersten Temperaturbereich, in welchem Austenit rekristallisiert; (c) weiteres Verkleinern der Stahlplatte in einem oder mehreren Heisswalzdurchgängen in einem zweiten Temperaturbereich unterhalb etwa der T_{nr} -Temperatur und oberhalb etwa der A_{r3} -Transformationstemperatur; (d) Abschrecken der Stahlplatte mit einer Abkühlrate von etwa 10°C/sek. bis etwa 40°C/sek. (18°F/sek. bis 72°F/sek.) bis zu einer Abschreckstopptemperatur (QST) unterhalb etwa der M_s -Transformationstemperatur +100°C (180°F) und oberhalb etwa der M_s -Transformationstemperatur; und (e) Stoppen der Abschreckung. Bei einer Ausführungsform umfasst das Verfahren gemäss diesem zweiten Stahlbeispiel weiterhin den Schritt, dass sich die Stahlplatte mittels Luftkühlung von der QST auf Umgebungstemperatur abkühlt. Bei einer anderen Ausführungsform umfasst das Verfahren gemäss diesem zweiten Stahlbeispiel weiterhin den Schritt, die Stahlplatte im Wesentlichen isotherm auf der QST über bis zu 5 Minuten zu halten, bevor sich die Stahlplatte mittels Luftkühlung auf Umgebungstemperatur abkühlen kann. Bei einer anderen Ausführungsform umfasst das Verfahren gemäss diesem zweiten Stahlbeispiel weiterhin den Schritt, die Stahlplatte von QST langsam abzukühlen, mit einer Rate, die niedriger als etwa 1,0°C/sek. (1,9°F/sek.) ist, für bis zu 5 Minuten, bevor sich die Stahlplatte mittels Luftkühlung auf Umgebungstemperatur abkühlen kann. Bei einer weiteren Ausführungsform umfasst das Verfahren gemäss der vorliegenden Erfindung weiterhin den Schritt, die Stahlplatte von der aus QST aus mit einer Rate langsam abzukühlen, die niedriger als etwa 1,0°C/sek. (1,8°F/sek.) ist, über einen Zeitraum von bis zu etwa 5 Minuten, bevor sich die Stahlplatte mittels Luftkühlung auf Umgebungstemperatur abkühlen kann. Diese Verarbeitung erleichtert die Transformation der Mikrostruktur der Stahlplatte zu etwa 2 Vol.-% bis etwa 10 Vol.-% aus austenitischen Filmschichten und etwa 90 Vol.-% bis etwa 98 Vol.-% aus überwiegend feinkörnigem Martensit und feinkörnigem niedrigerem Bainit (vgl. das Glossar für die Definitionen der T_{nr} -Temperatur, und der A_{r3} - und M_s -Transformationstemperatur).

Um die Zähigkeit der Umgebungstemperatur und Tieftemperaturen sicherzustellen, bestehen die Bestandteile in der Mikrolaminatmikrostruktur vorzugsweise überwiegend aus niedrigerem Bainit oder Martensit. Es ist vorzuziehen, im Wesentlichen die Ausbildung von Versprödungsbestandteilen zu minimieren, beispielsweise oberen Bainits, Zwilling-Martensits und MA. Bei diesem zweiten Stahlbeispiel und den Patentansprüchen bedeutet «überwiegend» zumindest etwa 50 Vol.-%. Der Rest der Mikrostruktur kann zusätzlich als feinkörniges unteres Bainit enthalten, zusätzliches feinkörniges Martensit, oder Ferrit. Besonders bevorzugt weist die Mikrostruktur zumindest etwa 60 Vol.-% bis etwa 80 Vol.-% an niedrigerem Bainit oder Martensit auf. Ganz besonders bevorzugt weist die Mikrostruktur zumindest etwa 90 Vol.-% niedrigeres Bainit oder Martensit auf.

Ein Stahlbarren, der gemäss diesem zweiten Stahlbeispiel verarbeitet wird, wird auf übliche Art und Weise hergestellt, und weist bei einer Ausführungsform Eisen und die folgenden Legierungselemente auf, vorzugsweise in den Gewichtsbereichen, die in der folgenden Tabelle II angegeben sind.

5 Tabelle II

	Legierungselement	Bereich (Gew.-%)
	Kohlenstoff (C)	0,04–0,12, bevorzugt 0,04–0,07
10	Mangan (Mn)	0,5–2,5, bevorzugt 1,0–1,8
	Nickel (Ni)	1,0–3,0, bevorzugt 1,5–2,5
	Kupfer (Cu)	0,1–1,0, bevorzugt 0,2–0,5
15	Molybdän (Mo)	0,1–0,8, bevorzugt 0,2–0,4
	Niob (Nb)	0,02–0,1, bevorzugt 0,02–0,05
	Titan (Ti)	0,008–0,03, bevorzugt 0,01–0,02
20	Aluminium (Al)	0,001–0,05, bevorzugt 0,005–0,03
	Stickstoff (N)	0,002–0,005, bevorzugt 0,002–0,003

Chrom (Cr) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, bevorzugt bis zu etwa 1,0 Gew.-%, und besonders bevorzugt etwa 0,2 Gew.-% bis etwa 0,6 Gew.-%.

25 Silizium (Si) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, vorzugsweise bis zu etwa 0,5 Gew.-%, weiter bevorzugt etwa 0,01 Gew.-% bis etwa 0,5 Gew.-%, und ganz besonders bevorzugt etwa 0,05 Gew.-% bis etwa 0,1 Gew.-%.

Bor (B) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, vorzugsweise bis zu etwa 0,0020 Gew.-%, und besonders bevorzugt etwa 0,0006 Gew.-% bis etwa 0,0010 Gew.-%.

30 Der Stahl weist vorzugsweise zumindest etwa 1 Gew.-% Nickel auf. Der Nickelgehalt des Stahls kann auf mehr als etwa 3 Gew.-% erhöht werden, falls es erwünscht ist, die Leistung nach dem Schweißen zu verbessern. Von jeder Hinzufügung von Nickel um 1 Gew.-% wird erwartet, dass die DBTT des Stahls um etwa 10°C (18°F) verringert wird. Der Nickelgehalt beträgt vorzugsweise weniger als 9 Gew.-%, besonders bevorzugt weniger als etwa 6 Gew.-%. Der Nickelgehalt wird vorzugsweise minimiert, um die Kosten des Stahls zu minimieren. Wenn der Nickelgehalt auf mehr als etwa 3 Gew.-% erhöht wird, kann der Mangangehalt verringert werden, auf unterhalb von etwa 0,5 Gew.-% bis herunter zu 0,0 Gew.-%. Allgemein gesprochen wird daher bis zu etwa 2,5 Gew.-% Mangan herauf bevorzugt.

35 Weiterhin werden Restbestandteile vorzugsweise im Wesentlichen in dem Stahl minimiert. Der Gehalt an Phosphor (P) beträgt vorzugsweise weniger als etwa 0,01 Gew.-%. Der Gehalt an Schwefel (S) beträgt vorzugsweise weniger als etwa 0,004 Gew.-%. Der Gehalt an Sauerstoff (O) beträgt vorzugsweise weniger als etwa 0,002 Gew.-%.

40 Um einige weitere Einzelheiten zu schildern, wird ein Stahl gemäss diesem zweiten Stahlbeispiel dadurch hergestellt, dass ein Barren mit der gewünschten Zusammensetzung, wie hier beschrieben, ausgebildet wird; der Barren auf eine Temperatur zwischen etwa 955°C und etwa 1065°C (1750°F bis 1950°F) erhitzt wird; der Barren heissgewalzt wird, um eine Stahlplatte in einem oder mehreren Durchgängen auszubilden, mit einer Grössenverringern von etwa 30% bis etwa 70% in einem ersten Temperaturbereich, in welchem Austenit rekristallisiert, also oberhalb etwa der T_{nr} -Temperatur, und weiteres Heisswalzen der Stahlplatte in einem oder mehreren Durchgängen, die für eine Grössenverringern von etwa 40% bis etwa 80% sorgen, in einem zweiten Temperaturbereich unterhalb etwa der T_{nr} -Temperatur und oberhalb etwa der A_{r3} -Transformationstemperatur. Die heissgewalzte Stahlplatte wird dann abgeschreckt, mit einer Abkühlrate von etwa 10°C/sek. bis etwa 40°C/sek. (18°F/sek. bis 72°F/sek.), auf eine geeignete QST unterhalb etwa der M_s -Transformationstemperatur +100°C (180°F) und oberhalb etwa der M_s -Transformationstemperatur, und zu diesem Zeitpunkt wird die Abschreckung abgebrochen. Bei einer Ausführungsform dieses zweiten Stahlbeispiels wird nach Beendigung der Abschreckung die Stahlplatte mittels Luftkühlung von der QST herunter auf Umgebungstemperatur abgekühlt. Bei einer anderen Ausführungsform dieses zweiten Stahlbeispiels wird nach Beendigung der Abschreckung die Stahlplatte auf der QST im Wesentlichen isotherm für einen Zeitraum gehalten, vorzugsweise bis zu etwa 5 Minuten, und dann durch Luftkühlung auf Umgebungstemperatur abgekühlt. Bei einer weiteren Ausführungsform wird die Stahlplatte langsam abgekühlt, mit einer Rate, die geringer ist als jene der Luftkühlung, also mit einer Rate, die niedriger als etwa 1°C/sek. (1,8°F/sek.) ist, vorzugsweise bis zu etwa 5 Minuten. Bei einer weiteren Ausführungsform wird die Stahlplatte von der QST aus langsam abgekühlt, mit einer Rate, die langsamer ist als jene der Luftkühlung, also bei einer Rate, die geringer ist als etwa 1°C/sek. (1,8°F/sek.), vorzugsweise bis zu etwa 5 Minuten. Bei zumindest einer Ausführungsform dieses zweiten Stahlbeispiels beträgt die M_s -Transformationstemperatur etwa 350°C (662°F), und daher ist der Wert von der M_s -Transformationstemperatur +100°C (180°F) gleich etwa 450°C (842°F).

Die Stahlplatte kann im Wesentlichen isotherm auf der QST durch jede geeignete Vorrichtung gehalten werden, wie dies Fachleuten bekannt ist, zum Beispiel durch Anordnen eines Wärmemantels über der Stahlplatte. Die Stahlplatte kann nach dem Abschrecken durch jede geeignete Vorrichtung langsam abgekühlt werden, wie dies Fachleuten bekannt ist, z.B. durch Anordnen eines Isoliermantels über der Stahlplatte.

Drittes Stahlbeispiel

Wie voranstehend geschildert, stellt eine gleichzeitig anhängige, provisorische US-Patentanmeldung, die ein Prioritätsdatum vom 19. Dezember 1997 aufweist, den Titel «Ultra-High Strength Dual Phase Steels With Excellent Cryogenic Temperature Toughness», und von dem USPTO unter der Anmeldungs-Nr. 60/068 816 geführt wird, eine Beschreibung anderer Stähle zur Verfügung, die zum Einsatz bei der vorliegenden Erfindung geeignet sind. Es wird ein Verfahren zur Verfügung gestellt, um eine ultrahochfeste, Doppelphasenstahlplatte zur Verfügung zu stellen, die eine Mikrostruktur aufweist, bei welcher etwa 10 Vol.-% bis etwa 40 Vol.-% einer ersten Phase mit im Wesentlichen 100 Vol.-% (also im Wesentlichen rein oder «im Wesentlichen») Ferrit und etwa 60 Vol.-% bis etwa 90 Vol.-% einer zweiten Phase vorgesehen sind, die aus überwiegend feinkörnigem Martensit, feinkörnigem niedrigeren Bainit, oder deren Mischungen besteht, wobei das Verfahren folgende Schritte umfasst: (a) Erhitzung eines Stahlbarrens auf eine Wiedererwärmungstemperatur, die ausreichend hoch ist, um (i) den Stahlbarren im Wesentlichen zu homogenisieren, (ii) im Wesentlichen sämtliche Karbide und Karbonitride von Niob und Vanadium in dem Stahlbarren aufzulösen, und (iii) feine anfängliche Austenitkörnchen im Stahlbarren zu erzeugen; (b) Verkleinerung des Stahlbarrens zur Ausbildung einer Stahlplatte in einem oder mehreren Heisswalzdurchgängen in einem ersten Temperaturbereich, in welchem Austenit rekristallisiert; (c) weiteres Verkleinern der Stahlplatte in einem oder mehreren Heisswalzdurchgängen in einem zweiten Temperaturbereich unterhalb etwa der T_{nr} -Temperatur und oberhalb etwa der Ar_3 -Transformationstemperatur; (d) weiteres Verkleinern der Stahlplatte in einem oder mehreren Heisswalzdurchgängen in einem dritten Temperaturbereich unterhalb etwa der Ar_3 -Transformationstemperatur und oberhalb etwa der Ar_1 -Transformationstemperatur (also dem interkritischen Temperaturbereich); (e) Abschrecken der Stahlplatte mit einer Abkühlrate von etwa 10°C/sek. bis etwa 40°C/sek. (18°F/sek. bis 72°F/sek.) auf eine Stoptemperatur (QST), die vorzugsweise unterhalb etwa M_s -Transformationstemperatur +200°C (360°F) liegt; und (f) Stoppen des Abschreckens. Bei einer anderen Ausführungsform dieses dritten Stahlbeispiels liegt die QST vorzugsweise unterhalb etwa der M_s -Transformationstemperatur +100°C (180°F), und liegt besonders bevorzugt unterhalb von etwa 350°C (662°F). Bei einer Ausführungsform dieses dritten Stahlbeispiels lässt man die Stahlplatte mittels Luftkühlung sich auf Umgebungstemperatur nach dem Schritt (f) abkühlen. Diese Verarbeitung erleichtert die Transformation der Mikrostruktur der Stahlplatte zu etwa 10 Vol.-% bis etwa 40 Vol.-% einer ersten Phase aus Ferrit und etwa 60 Vol.-% bis etwa 90 Vol.-% einer zweiten Phase aus überwiegend feinkörnigem Martensit, feinkörnigem niedrigerem Bainit, oder deren Mischungen (vgl. das Glossar für die Definitionen der T_{nr} -Temperatur, und der Ar_3 - und der Ar_1 -Transformationstemperatur).

Um die Zähigkeit bei Umgebungstemperaturen und tiefen Temperaturen sicherzustellen, weist die Mikrostruktur der zweiten Phase in Stählen gemäss diesem dritten Stahlbeispiel überwiegend feinkörniges niedrigeres Bainit, feinkörniges Martensit, oder deren Mischungen auf. Es ist vorzuziehen, die Ausbildung von Versprödungsbestandteilen im Wesentlichen zu minimieren, beispielsweise oberes Bainit, Zwillings-Martensit und MA, in der zweiten Phase. Bei diesem dritten Stahlbeispiel und in den Patentansprüchen bedeutet «überwiegend» zumindest etwa 50 Vol.-%. Der Rest der Mikrostruktur der zweiten Phase kann zusätzliches feinkörniges niedrigeres Bainit enthalten, zusätzliches feinkörniges Martensit oder Ferrit. Besonders bevorzugt weist die Mikrostruktur der zweiten Phase zumindest etwa 60 Vol.-% bis etwa 80 Vol.-% feinkörniges niedrigeres Bainit, feinkörniges Martensit, oder deren Mischungen auf. Ganz besonders bevorzugt weist die Mikrostruktur der zweiten Phase zumindest etwa 90 Vol.-% feinkörniges niedrigeres Bainit auf, feinkörniges Martensit, oder deren Mischungen.

Ein Stahlbarren, der entsprechend diesem dritten Stahlbeispiel verarbeitet wird, wird auf übliche Art und Weise hergestellt, und weist bei einer Ausführungsform Eisen und die folgenden Legierungselemente auf, vorzugsweise in den Gewichtsbereichen, die in der nachstehenden Tabelle III angegeben sind.

Tabelle III

	Legierungselement	Bereich (Gew.-%)
5	Kohlenstoff (C)	0,04–12, bevorzugt 0,4–0,07
	Mangan (Mn)	0,5–2,5, bevorzugt 1,0–1,8
	Nickel (Ni)	1,0–3,0, bevorzugt 1,5– 2,5
	Niob (Nb)	0,02–0,1, bevorzugt 0,02–0,05
10	Titan (Ti)	0,008–0,03, bevorzugt 0,01–0,02
	Aluminium (Al)	0,001–0,05, bevorzugt 0,005–0,03
	Stickstoff (N)	0, 002–0,005, bevorzugt 0,002–0,003
15	Chrom (Cr) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, vorzugsweise bis zu etwa 1,0 Gew.-%, und besonders bevorzugt etwa 0,2 Gew.-% bis etwa 0,6 Gew.-%. Molybdän (MO) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, vorzugsweise bis zu etwa 0,8 Gew.-%, und besonders bevorzugt etwa 0,1 Gew.-% bis etwa 0,3 Gew.-%.	
20	Silizium (Si) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, vorzugsweise bis zu etwa 0,5 Gew.-%, bevorzugter etwa 0,01 Gew.-% bis etwa 0,5 Gew.-%, und ganz besonders bevorzugt etwa 0,05 Gew.-% bis etwa 0,1 Gew.-%. Kupfer (Cu) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, vorzugsweise im Bereich von etwa 0,1 Gew.-% bis etwa 1,0 Gew.-%, bevorzugter im Bereich von etwa 0,2 Gew.-% bis etwa 0,4 Gew.-%.	
25	Bor (B) wird manchmal dem Stahl hinzugefügt, vorzugsweise bis zu etwa 0,0020 Gew.-%, und besonders bevorzugt etwa 0,0006 Gew.-% bis etwa 0,0010 Gew.-%. Der Stahl enthält vorzugsweise zumindest etwa 1 Gew.-% Nickel. Der Nickelgehalt des Stahls kann auf mehr als etwa 3 Gew.-% erhöht werden, falls es erwünscht ist, die Leistung nach dem Schweißen zu verbessern. Von jeder Hinzufügung von Nickel um 1 Gew.-% wird erwartet, dass hierdurch die DBTT des Stahls um etwa 10°C (18°F) verringert wird. Der Nickelgehalt beträgt vorzugsweise weniger als 9 Gew.-%, besonders bevorzugt weniger als etwa 6 Gew.-%. Der Nickelgehalt wird vorzugsweise minimiert, um die Kosten des Stahls zu minimieren. Wenn der Nickelgehalt auf mehr als etwa 3 Gew.-% erhöht wird, kann der Mangangehalt bis auf unterhalb etwa 0,5 Gew.-% verringert werden, bis herunter zu 0,0 Gew.-%. Allgemein gesprochen wird daher vorgezogen, bis zu etwa 2,5 Gew.-% Mangan einzusetzen.	
30	Darüber hinaus werden Restbestandteile vorzugsweise im Stahl im Wesentlichen minimiert. Der Gehalt an Phosphor (P) beträgt vorzugsweise weniger als etwa 0,01 Gew.-%. Der Gehalt an Schwefel (S) beträgt vorzugsweise weniger als etwa 0,004 Gew.-%. Der Gehalt an Sauerstoff (O) beträgt vorzugsweise weniger als 0,002 Gew.-%.	
35	Um einige weitere Einzelheiten zu schildern, wird ein Stahl gemäss diesem dritten Stahlbeispiel dadurch hergestellt, dass ein Barren mit der gewünschten Zusammensetzung, wie hier beschrieben, ausgebildet wird; der Barren auf eine Temperatur von etwa 955°C bis etwa 1065°C (1750°F bis 1950°F) erhitzt wird; der Barren heissgewalzt wird, um eine Stahlplatte in einem oder mehreren Durchgängen auszubilden, mit einer Verkleinerung um etwa 30% bis etwa 70% in einem ersten Temperaturbereich, in welchem Austenit rekristallisiert, also oberhalb der etwa T_{nr}-Temperatur, weiteres Heisswalzen der Stahlplatte in einem oder mehreren Durchgängen, mit einer Verkleinerung von etwa 40% bis etwa 80%, in einem zweiten Temperaturbereich unterhalb etwa der T_{nr}-Temperatur und oberhalb etwa der AR_3-Transformationstemperatur, und Fertigwalzen der Stahlplatte in einem oder mehreren Durchgängen, um eine Verkleinerung um etwa 15% bis etwa 50% zur Verfügung zu stellen, in dem interkritischen Temperaturbereich unterhalb etwa der A_1-Transformationstemperatur und oberhalb etwa der Ar_1-Transformationstemperatur.	
40	Die heissgewalzte Stahlplatte wird dann abgeschreckt, mit einer Kühlrate von etwa 10°C/sek. bis etwa 40°C/sek. (18°F/sek. bis 72°F/sek.), auf eine geeignete Abschreckstopptemperatur (QST), die vorzugsweise unterhalb etwa der M_s-Transformationstemperatur +200°C (360°F) liegt, und an diesem Zeitpunkt wird das Abschrecken beendet. Bei einer weiteren Ausführungsform der vorliegenden Erfindung liegt die QST vorzugsweise unterhalb etwa der M_s-Transformationstemperatur +100°C (180°F), und liegt besonders bevorzugt unterhalb etwa 350°C (662°F). Bei einer Ausführungsform dieses dritten Stahlbeispiels lässt man die Stahlplatte mittels Luftkühlung auf Umgebungstemperatur abkühlen, nachdem das Abschrecken beendet ist. Bei den drei voranstehenden Beispielen für Stähle beträgt, da Ni ein teures Legierungselement darstellt, der Ni-Gehalt des Stahls vorzugsweise weniger als etwa 3 Gew.-%, weiter bevorzugt weniger als etwa 2,5 Gew.-%, besonders bevorzugt weniger als etwa 2,0 Gew.-%, und ganz besonders bevorzugt weniger als etwa 1,8 Gew.-%, um die Kosten des Stahls wesentlich zu minimieren.	
45	Andere geeignete Stähle zum Einsatz in Zusammenhang mit der vorliegenden Erfindung sind in anderen Publikationen beschrieben, welche ultrahochfeste, niedriglegierte Stähle beschreiben, die weniger als etwa 1 Gew.-% Nickel enthalten, Zugfestigkeiten von mehr 830 MPa (120 ksi) aufweisen, und eine hervorragende Tieftemperaturzähigkeit aufweisen. Zum Beispiel sind derartige Stähle in einer europäischen	
50		
55		
60		
65		

Patentanmeldung beschrieben, die am 5. Februar 1997 veröffentlicht wurde, und die internationale Anmelde-Nr. PCT/JP96/00 157 aufweist, und die internationale Veröffentlichungs-Nr. WO96/23 909 (Amtsblatt 1996/36 vom 08.08.1996) (derartige Stähle weisen vorzugsweise einen Kupfergehalt von 0,1 Gew.-% bis 1,2 Gew.-% auf), und in einer anhängigen provisorischen US-Patentanmeldung mit einem

5 Prioritätsdatum vom 28. Juli 1997, mit dem Titel «Ultra-High Strength, Weldable Steels with Excellent Ultra-Low Temperature Toughness», die von dem USPTO unter der Anmelde-Nr. 60/053915 geführt wird.

Bei jedem der voranstehenden geschilderten Stähle, bezieht sich für Fachleute auf diesem Gebiet der hier verwendete Begriff «Prozentualverringerung der Dicke» auf die Prozentualverringerung der Dicke des Stahlbarrens oder der Platte vor der betreffenden Verringerung. Um dies anhand eines Beispiels zu

10 erläutern, ohne hierdurch die Erfindung einzuschränken, kann ein Stahlbarren mit einer Dicke von etwa 25,4 cm (10 Zoll) um etwa 50% verkleinert werden (eine Verkleinerung um 50%), in einem ersten Temperaturbereich, auf eine Dicke von etwa 12,7 cm (5 Zoll), und dann um etwa 80% (eine Verkleinerung um 80%) verkleinert werden, in einem zweiten Temperaturbereich, auf eine Dicke von etwa 2,5 cm (1 Zoll). Als weiteres Beispiel, ohne hierdurch die Erfindung einzuschränken, kann ein Stahlbarren von

15 etwa 25,4 cm (10 Zoll) um etwa 30% verkleinert werden (eine 30%ige Verkleinerung), in einem ersten Temperaturbereich, auf eine Dicke von etwa 17,8 cm (7 Zoll), dann um etwa 80% (eine 80%ige Verkleinerung) in einem zweiten Temperaturbereich auf eine Dicke von etwa 3,6 cm (1,4 Zoll) verkleinert werden, und darauf um etwa 30% verkleinert werden (eine 30%ige Verkleinerung), in einem dritten Temperaturbereich, auf eine Dicke von etwa 2,5 cm (1 Zoll). Hierbei ist mit «Barren» ein Stahlstück mit beliebigen Abmessungen gemeint.

Bei jedem der voranstehend geschilderten Stähle wird, wie Fachleute auf diesem Gebiet wissen, der Stahlbarren vorzugsweise durch eine geeignete Vorrichtung zum Erhöhen der Temperatur im Wesentlichen des gesamten Barrens erneut erhitzt, vorzugsweise des gesamten Barrens, auf die gewünschte Wiedererwärmungstemperatur, beispielsweise dadurch, dass der Barren über eine bestimmte Zeit in einen Ofen verbracht wird. Die spezifische Wiedererwärmungstemperatur, die für jede der voranstehend

25 geschilderten Stahlzusammensetzungen verwendet werden sollte, kann von einem Fachmann auf dem Gebiet einfach bestimmt werden, entweder durch Versuche, oder durch Berechnungen unter Einsatz geeigneter Modelle. Darüber hinaus kann die Ofentemperatur und die Wiedererwärmungszeit, die dazu erforderlich sind, die Temperatur von im Wesentlichen dem gesamten Barren, vorzugsweise des gesamten Barrens, auf die gewünschte Wiedererwärmungstemperatur zu erhöhen, leicht von einem Fachmann bestimmt werden, durch Bezugnahme aus Standard-Industrieveröffentlichungen.

Bei jedem der voranstehend geschilderten Stähle, wie dies Fachleuten wohlbekannt ist, hängt der Temperaturbereich, der die Grenze zwischen dem Rekristallisationsbereich und dem Nicht-Rekristallisationsbereich festlegt, nämlich die T_{nr} -Temperatur, von der chemischen Zusammensetzung des Stahls ab, und spezieller von der Wiedererwärmungstemperatur vor dem Walzen, der Kohlenstoffkonzentration, der

35 Niobkonzentration, und dem Ausmass der Verkleinerung, das bei den Walzdurchgängen erfolgt. Fachleute können diese Temperatur für jede Stahlzusammensetzung entweder durch Versuche oder durch Modellrechnungen bestimmen. Entsprechend können die AC_1 -, Ar_1 -, Ar_3 - und M_s -Transformationstemperaturen, die hier geschildert wurden, von Fachleuten für jede Stahlzusammensetzung bestimmt werden, entweder durch Versuche oder durch Modellrechnungen.

Bei jedem der voranstehend geschilderten Stähle sind, wie dies Fachleute wissen, mit Ausnahme der Wiedererwärmungstemperatur, die im Wesentlichen den gesamten Barren betrifft, nachfolgende Temperaturen, die zur Beschreibung der Verarbeitungsverfahren gemäss der vorliegenden Erfindung verwendet werden, Temperaturen, die an der Oberfläche des Stahls gemessen werden. Die Oberflächentemperatur von Stahl kann beispielsweise durch Einsatz eines optischen Pyrometers gemessen werden oder

45 durch jedes andere Gerät, das zur Messung der Oberflächentemperatur von Stahl geeignet ist. Die hier angegebenen Abkühlraten sind jene im Zentrum, oder im Wesentlichen im Zentrum, in Bezug auf die Dicke der Platte; und die Abschreckstopptemperatur (QST) ist die höchste, oder im Wesentlichen die höchste, Temperatur, die an der Oberfläche der Platte erreicht wird, nachdem mit dem Abschrecken aufgehört wurde, infolge der Wärme, die von dem Bereich in der Mitte der Platte übertragen wird. Zum Beispiel wird während der Verarbeitung von Versuchsstücken einer Stahlzusammensetzung gemäss den

50 hier dargestellten Beispielen ein Thermoelement im Zentrum oder im Wesentlichen im Zentrum der Dicke der Stahlplatte angebracht, um die Temperatur im Zentrum zu messen, während die Oberflächentemperatur durch Einsatz eines optischen Pyrometers gemessen wird. Es wird eine Korrelation zwischen der Zentrumstemperatur und der Oberflächentemperatur zur Verwendung während der späteren Verarbeitung derselben, oder im Wesentlichen derselben, Stahlzusammensetzung entwickelt, sodass die Temperatur im Zentrum über eine direkte Messung der Oberflächentemperatur bestimmt werden kann. Weiterhin kann die erforderliche Temperatur und Flussrate des Abschreckfluids, um die gewünschte Beschleunigung der Abkühlrate zu erzielen, von einem Fachmann durch Bezugnahme auf Standard-Industrieveröffentlichungen bestimmt werden.

Ein Fachmann hat die erforderlichen Kenntnisse und Fähigkeiten, um die hier zur Verfügung gestellte Information dazu einzusetzen, ultrahochfeste, niedriglegierte Stahlplatten herzustellen, die eine geeignete hohe Festigkeit und Zähigkeit zur Verwendung bei der Konstruktion der Rohre und anderen Bauteile der vorliegenden Erfindung aufweisen. Andere geeignete Stähle können vorhanden sein, oder später

65 entwickelt werden. Alle derartigen Stähle liegen innerhalb des Umfangs der vorliegenden Erfindung.

Ein Fachmann weist die erforderlichen Kenntnisse und Fähigkeiten auf, die hier bereitgestellte Information dazu zu verwenden, um ultrahochfeste, niedriglegierte Stahlplatten herzustellen, die modifizierte Dicken aufweisen, verglichen mit den Dicken jener Stahlplatten, die gemäss den hier vorgestellten Beispielen hergestellt werden, und immer noch Stahlplatten herstellen, die eine geeignete hohe Festigkeit und eine geeignete Tieftemperaturzähigkeit zur Verwendung in der Installation gemäss der vorliegenden Erfindung aufweisen. Beispielsweise kann ein Fachmann die hier bereitgestellte Information dazu einsetzen, eine Stahlplatte mit einer Dicke von etwa 2,54 cm (1 Zoll) und geeigneter hoher Festigkeit und geeigneter Tieftemperaturzähigkeit zur Verwendung bei der Konstruktion der Rohre und anderen Bauteile der vorliegenden Erfindung herzustellen. Andere geeignete Stähle können vorhanden sein, oder später entwickelt werden. Alle derartigen Stähle liegen innerhalb des Umfangs der vorliegenden Erfindung.

Wenn ein Zweiphasenstahl bei der Konstruktion von Rohren gemäss der vorliegenden Erfindung verwendet wird, wird der Zweiphasenstahl vorzugsweise auf solche Weise verarbeitet, dass der Zeitraum, in welchem der Stahl in dem interkritischen Temperaturbereich gehalten wird, um die Zweiphasenstruktur auszubilden, vor dem Schritt der beschleunigten Abkühlung oder Abschreckung liegt. Vorzugsweise wird die Verarbeitung so vorgenommen, dass die Zweiphasenstruktur während der Abkühlung des Stahls ausgebildet wird, zwischen der A_{r3} -Transformationstemperatur und etwa A_{r1} -Transformationstemperatur. Weiterhin wird in Bezug auf Stähle, die bei der Konstruktion von Rohren gemäss der vorliegenden Erfindung verwendet werden, vorgezogen, dass der Stahl eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) aufweist, und eine DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F), nach Beendigung des Schrittes der beschleunigten Abkühlung oder Abschreckung, also ohne irgendeine zusätzliche Verarbeitung, welche eine erneute Erwärmung des Stahls erfordert, beispielsweise Tempern. Besonders bevorzugt beträgt die Zugfestigkeit des Stahls nach Beendigung des Abschreck- oder Abkühltrittes mehr als etwa 860 MPa (125 ksi), und besonders bevorzugt mehr als etwa 900 MPa (130 ksi). Bei einigen Anwendungen ist ein Stahl vorzuziehen, der eine Zugfestigkeit von mehr als etwa 930 MPa (135 ksi) aufweist, oder mehr als etwa 965 MPa (140 ksi), oder mehr als etwa 1000 MPa (145 ksi), nach Beendigung des Abschreck- oder Abkühltrittes.

Verbindungsverfahren für die Konstruktion von Rohren und anderen Bauteilen

Um die Rohre und anderen Bauteile gemäss der vorliegenden Erfindung zu konstruieren, ist ein geeignetes Verfahren zum Verbinden der Stahlplatten erforderlich. Jedes Verbindungsverfahren, welches Nähte mit geeigneter Festigkeit und Zähigkeit für die vorliegende Erfindung zur Verfügung stellt, wie dies voranstehend geschildert wurde, wird als geeignet angesehen. Vorzugsweise wird ein Schweissverfahren, welches dazu geeignet ist, die ausreichende Festigkeit und Bruchzähigkeit zur Verfügung zu stellen, um das Fluid festzuhalten, welches aufgenommen oder transportiert wird, zum Konstruieren der Rohre und anderen Bauteile gemäss der vorliegenden Erfindung verwendet. Ein derartiges Schweissverfahren umfasst vorzugsweise ein geeignetes Drahtverbrauchsmaterial, ein geeignetes Verbrauchsgas, ein geeignetes Schweissverfahren, und eine geeignete Schweissprozedur. Beispielsweise können sowohl Gasmetallichtbogenschweissen (GMAW) als auch Wolfram inertgasschweissen (TIG), die beide in der Stahlherstellungsindustrie wohlbekannt sind, zur Verbindung der Stahlplatten eingesetzt werden, unter der Voraussetzung, dass eine geeignete Kombination aus Verbrauchsdraht und Gas eingesetzt wird.

Im ersten Beispiel für ein Schweissverfahren wird das Verfahren des Gasmetallichtbogenschweissens (GMAW) dazu eingesetzt, eine chemische Schweissmetallzusammensetzung zu erzeugen, die Eisen und etwa 0,07 Gew.-% Kohlenstoff, etwa 2,05 Gew.-% Mangan, etwa 0,32 Gew.-% Silizium, etwa 2,20 Gew.-% Nickel, etwa 0,45 Gew.-% Chrom, etwa 0,56 Gew.-% Molybdän, weniger als etwa 110 ppm Phosphor, und weniger als etwa 50 ppm Schwefel enthält. Das Schweissen erfolgt auf einem Stahl, beispielsweise einem der voranstehend geschilderten Stähle, unter Verwendung eines Schutzgases auf Argongrundlage, mit weniger als etwa 1 Gew.-% Sauerstoff. Die zugeführte Schweissenergie liegt im Bereich von etwa 0,3 kJ/mm bis etwa 1,5 kJ/mm (7,6 kJ/Zoll bis 38 kJ/Zoll). Das Schweissen mit diesem Verfahren stellt eine Schweissung (vgl. das Glossar) zur Verfügung, die eine Zugfestigkeit von mehr als etwa 900 MPa (130 ksi) aufweist, bevorzugt mehr als etwa 930 MPa (135 ksi), noch bevorzugter mehr als etwa 965 MPa (140 ksi), und ganz besonders bevorzugt zumindest etwa 1000 MPa (145 ksi). Weiterhin stellt das Schweissen diesem Verfahren ein Schweissmetall zur Verfügung, welches eine DBTT von unterhalb etwa -73°C (-100°F) aufweist, vorzugsweise unterhalb von etwa -96°C (-140°F), besonders bevorzugt unterhalb von etwa -106°C (-160°F), und ganz besonders bevorzugt unterhalb von etwa -115°C (-175°F).

Bei einem anderen Beispiel für das Schweissverfahren wird das GMAW-Verfahren dazu verwendet, eine chemische Zusammensetzung des Schweissmetalls zu erzeugen, bei welcher Eisen und etwa 0,01 Gew.-% Kohlenstoff vorhanden sind (vorzugsweise weniger als etwa 0,10 Gew.-% Kohlenstoff, besonders bevorzugt zwischen etwa 0,07 bis 0,08 Gew.-% Kohlenstoff), etwa 1,60 Gew.-% Mangan, etwa 0,25 Gew.-% Silizium, etwa 1,9 Gew.-% Nickel, etwa 0,87 Gew.-% Chrom, etwa 0,51 Gew.-% Molybdän, weniger als etwa 75 ppm Phosphor und weniger als etwa 100 ppm Schwefel. Die zugeführte Schweissenergie liegt im Bereich von etwa 0,3 kJ/mm bis etwa 1,5 kJ/mm (7,6 kJ/Zoll bis 38 kJ/Zoll), und es wird eine Vorerwärmung von etwa 100°C (212°F) eingesetzt. Das Schweissen erfolgt auf einem

Stahl, beispielsweise einem der voranstehend geschilderten Stähle, unter Verwendung eines Schutzgases auf Argongrundlage mit weniger als etwa 1 Gew.-% Sauerstoff. Das Schweißen mit diesem Verfahren stellt eine Schweissung mit einer Zugfestigkeit von mehr als etwa 900 MPa (130 ksi) zur Verfügung, bevorzugt von mehr als etwa 930 MPa (135 ksi), noch bevorzugter von etwas mehr als 965 MPa (140 ksi), und ganz besonders bevorzugt von zumindest etwa 1000 MPa (145 ksi). Darüber hinaus stellt das Schweißen mit diesem Verfahren ein Schweissmetall mit einer DBTT zur Verfügung, die unterhalb von etwa -73°C (-100°F) liegt, vorzugsweise unterhalb von etwa -96°C (-140°F), besonders bevorzugt unterhalb von etwa -106°C (-160°F) bevorzugt unterhalb von etwa -115°C (-175°F).

Bei einem weiteren Beispiel für das Schweissverfahren wird das Wolframinertgasschweissverfahren (TIG-Verfahren) dazu eingesetzt, eine chemische Zusammensetzung des Schweissmetalls zu erzeugen, bei welcher Eisen und etwa 0,07 Gew.-% Kohlenstoff vorgesehen sind (vorzugsweise weniger als etwa 0,07 Gew.-% Kohlenstoff), etwa 1,80 Gew.-% Mangan, etwa 0,20 Gew.-% Silizium, etwa 4,00 Gew.-% Nickel, etwa 0,5 Gew.-% Chrom, etwa 0,40 Gew.-% Molybdän, etwa 0,02 Gew.-% Kupfer, etwa 0,2 Gew.-% Aluminium, etwa 0,010 Gew.-% Titan, etwa 0,015 Gew.-% Zirkonium (Zr), weniger als etwa 50 ppm Phosphor, und weniger als etwa 30 ppm Schwefel. Die zugeführte Schweißenergie liegt im Bereich von etwa 0,3 kJ/mm bis etwa 1,5 kJ/mm (7,6 kJ/Zoll bis 38 kJ/Zoll), und es wird eine Vorerwärmung von etwa 100°C (212°F) eingesetzt. Das Schweißen erfolgt auf einem Stahl, beispielsweise einem der voranstehend geschilderten Stähle, unter Verwendung eines Schutzgases auf Argongrundlage mit weniger als etwa 1 Gew.-% Sauerstoff. Das Schweißen mit diesem Verfahren stellt eine Schweissung zur Verfügung, die eine Zugfestigkeit von mehr als etwa 900 MPa (130 ksi) aufweist, vorzugsweise mehr als etwa 930 MPa (135 ksi), besonders bevorzugt mehr als etwa 965 MPa (140 ksi), und ganz besonders bevorzugt zumindest etwa 1000 MPa (145 ksi). Darüber hinaus stellt das Schweißen mit diesem Verfahren ein Schweissmetall zur Verfügung, welches eine DBTT unterhalb von etwa -73°C (-100°F) aufweist, vorzugsweise unterhalb von etwa -96°C (-140°F), besonders bevorzugt unterhalb von etwa -106°C (-160°F), und ganz besonders bevorzugt unterhalb von etwa -115°C (-175°F).

Entsprechende chemische Zusammensetzungen des Schweissmetalls wie jene, die bei den Beispielen geschildert wurden, können unter Verwendung entweder des GMAW- oder des TIG-Schweissverfahrens hergestellt werden. Allerdings wird von TIG-Schweißungen angenommen, dass sie einen niedrigeren Gehalt an Verunreinigungen aufweisen, und eine stärker verfeinerte Mikrostruktur als die GMAW-Schweißungen, und daher eine verbesserte Tieftemperaturzähigkeit.

Ein Fachmann hat die erforderlichen Kenntnisse und Fähigkeiten, die hier bereitgestellte Information dazu zu verwenden, um ultrahochfeste, niedriglegierte Stahlplatten so zu schweißen, dass Schweißnähte erzeugt werden, die eine geeignete hohe Festigkeit und Bruchzähigkeit zur Verwendung beim Konstruieren der Rohre und anderer Bauteile der vorliegenden Erfindung aufweisen. Andere geeignete Verbindungs- oder Schweissverfahren können existieren, oder später entwickelt werden. Alle derartigen Verbindungs- oder Schweissverfahren liegen innerhalb des Umfangs der vorliegenden Erfindung.

Konstruktion von Rohren und anderen Bauteilen

Ohne hierdurch die vorliegende Erfindung einzuschränken, werden zur Verfügung gestellt: Rohre und andere Bauteile, die (i) aus Materialien konstruiert sind, die ultrahochfeste, niedriglegierte Stähle aufweisen, die weniger als 9 Gew.-% Nickel enthalten, und (ii) eine ausreichende Festigkeit und Tieftemperaturbruchzähigkeit aufweisen, um Tieftemperaturfluide aufzunehmen, insbesondere PLNG; darüber hinaus Rohre und andere Bauteile, die aus Materialien konstruiert sind, die ultrahochfeste, niedriglegierte Stähle umfassen, die weniger als 9 Gew.-% Nickel enthalten, und eine Zugfestigkeit von mehr 830 MPa (120 ksi) und eine DBTT von weniger als etwa -73°C (100°F) aufweisen; weiterhin Rohre und andere Bauteile, die (i) aus Materialien konstruiert sind, die ultrahochfeste, niedriglegierte Stähle umfassen, die weniger als etwa 3 Gew.-% Nickel enthalten, und (ii) ausreichende Festigkeit und Tieftemperaturbruchzähigkeit aufweisen, um Tieftemperaturfluide aufzunehmen, insbesondere PLNG; und darüber hinaus Rohre und andere Bauteile, die (i) aus Materialien konstruiert sind, sind ultrahochfeste, niedriglegierte Stähle umfassen, weniger als etwa 3 Gew.-% Nickel enthalten, und (ii) Zugfestigkeiten aufweisen, die mehr als etwa 1000 MPa (145 ksi) betragen, sowie DBTTs, die niedriger sind als etwa -73°C (-100°F). Derartige Rohre und andere Bauteile werden vorzugsweise aus den hier beschriebenen ultrahochfesten, niedriglegierten Stählen mit hervorragender Tieftemperaturzähigkeit konstruiert.

Die Rohre und anderen Bauteile der vorliegenden Erfindung werden vorzugsweise aus diskreten Platten aus ultrahochfestem, niedriglegiertem Stahl mit hervorragender Tieftemperaturzähigkeit konstruiert. Soweit anwendbar, weisen die Nähte der Rohre und anderen Bauteile, soweit vorhanden, vorzugsweise etwa dieselbe Festigkeit und Zähigkeit auf, wie die ultrahochfesten, niedriglegierten Stahlplatten. In einigen Fällen kann eine Unterschreitung der Festigkeit in der Größenordnung von etwa 5% bis etwa 10% für Orte mit geringeren Belastungen gerechtfertigt sein. Nähte mit den bevorzugten Eigenschaften können durch jedes geeignete Verbindungsverfahren hergestellt werden. Beispiele für Verbindungsverfahren sind hier beschrieben, unter dem Untertitel «Verbindungsverfahren zur Konstruktion von Rohren und anderen Bauteilen».

Wie Fachleute wissen, kann der Charpy-V-Kerben-Test (CVN-Test) zum Zwecke der Beurteilung der Bruchzähigkeit und zur Bruchsteuerung bei der Konstruktion von Rohren zum Transport von Tieftempe-

raturfluiden unter Druck, beispielsweise PLNG, eingesetzt werden, insbesondere durch Einsatz der Duktileit-Spröd-Übergangstemperatur (DBTT). Die DBTT unterteilt zwei Bruchbereiche in Baustählen. Bei Temperaturen unterhalb der DBTT tritt ein Ausfall in dem Charpy-V-Kerben-Test durch Bruch bei Spaltbildung (Versprödung) bei niedriger Energie auf, wogegen bei Temperaturen oberhalb der DBTT ein Ausfall durch einen duktilen Bruch bei hoher Energie auftritt. Rohre, die aus geschweissten Stählen hergestellt sind, für den Transport von PLNG, und für andere Tieftemperatureinsätze unter Lastbeaufschlagung, müssen DBTTs aufweisen, bestimmt durch den Charpy-V-Kerben-Test, die deutlich unterhalb der Einsatztemperatur der Anordnung liegen, um einen Sprödbruch zu vermeiden. Abhängig von dem Entwurf, den Einsatzbedingungen, und/oder den Anforderungen der betreffenden Klassifikationsgesellschaft, kann sich die erforderliche DBTT-Temperatur um 5°C bis 30°C (9°F bis 54°F) unterhalb der Einsatztemperatur verschieben.

Fachleuten auf diesem Gebiet ist es bekannt, dass die Betriebsbedingungen, die bei dem Entwurf von Rohren berücksichtigt werden, die aus geschweisstem Stahl konstruiert sind, und zum Transport von Tieftemperaturfluiden unter Druck dienen, beispielsweise PLNG, unter anderem den Betriebsdruck und die Betriebstemperatur umfassen, sowie zusätzliche Spannungen, die auf den Stahl und die Schweissungen (vgl. das Glossar) einwirken können. Standardbruchmechanikmessungen, beispielsweise (i) der kritische Spannungsintensitätsfaktor (K_{IC}), der ein Mass für die Verformungsbruchzähigkeit in der Ebene darstellt, und (ii) die Spaltspitzenöffnungsverschiebung (CTOD), die zur Messung der elastisch-plastischen Bruchzähigkeit verwendet werden kann, und die bei den Fachleuten bekannt sind, können dazu eingesetzt werden, die Bruchzähigkeit des Stahls und der Schweissungen zu bestimmen. Industrienormen, die allgemein für Stahlstrukturentwürfe akzeptiert werden, wie beispielsweise beschrieben in der BSI-Veröffentlichung «Guidance on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures», häufig bezeichnet als «PD6493: 1991», können dazu verwendet werden, die maximal zulässigen Fehlstellengrößen für das Rohr zu bestimmen, auf der Grundlage der Bruchzähigkeit des Stahls und der Schweissung (einschliesslich der HAZ) und der auf das Rohr einwirkenden Spannungen. Ein Fachmann kann ein Bruchsteuerprogramm entwickeln, um das Einleiten von Brüchen abzumildern, durch (i) geeigneten Rohrentwurf zum Minimieren einwirkender Spannungen, (ii) geeignete Herstellungsqualitätskontrolle zum Minimieren von Defekten, (iii) geeignete Kontrolle von Lebensdauerzyklusbelastungen und Drücken, die auf das Rohr einwirken, und (iv) ein geeignetes Inspektionsprogramm, um verlässlich Fehlstellen und Defekte in dem Rohr festzustellen. Eine bevorzugte Konstruktionsphilosophie für die Installation der vorliegenden Erfindung ist «Leck vor dem Ausfall», wie dies Fachleuten bekannt ist. Diese Überlegungen werden hier allgemein als «bekannte Prinzipien der Bruchmechanik» bezeichnet.

Nachstehend erfolgt ein nicht einschränkendes Beispiel für den Einsatz dieser bekannten Prinzipien der Bruchmechanik bei einer Prozedur zur Berechnung der kritischen Fehlstellentiefe für eine vorgegebene Fehlstellenlänge, zum Einsatz in einem Bruchkontrollplan, um die Einleitung eines Bruchs in einem Rohr gemäss der vorliegenden Erfindung zu verhindern. Fig. 2B zeigt eine Fehlstelle mit einer Fehlstellenlänge 315 und einer Fehlstellentiefe 310. PD6493 wird zur Berechnung von Werten für das Diagramm 300 für die kritische Fehlstellengrösse verwendet, das in Fig. 2A gezeigt ist, auf der Grundlage der folgenden Konstruktionsbedingungen für ein Rohr:

Rohrdurchmesser: 914 mm (36 Zoll)
 Rohrwanddicke: 20 mm (0,787 Zoll)
 Betriebsaxialspannung: 0,80 (multipliziert mit) SMYS = 662 MPa (96 ksi)

Für den Zweck des vorliegenden Beispiels wird eine Oberflächenfehlstellenlänge von 100 mm (4 Zoll) angenommen, beispielsweise eine Umfangsfehlstelle, die sich in einer Umfangsschweissung befindet. In Fig. 2A zeigt nunmehr das Diagramm 300 den Wert für die kritische Fehlstellentiefe als Funktion der CTOD-Bruchzähigkeit und der Restspannung, für Restspannungspegel von 15, 50, 75 und 100% der Streckgrenze. Restspannungen können infolge der Herstellung und des Schweissens erzeugt werden; und PD6493 empfiehlt den Einsatz eines Restspannungswertes von 100% der Streckgrenze in Schweissungen (einschliesslich der Schweiss-HAZ), es sei denn, dass bei den Schweissungen eine Spannungsentlastung erfolgt, unter Einsatz von Verfahren, wie der Wärmebehandlung nach dem Schweissen (PWHT) oder mechanischer Spannungsentlastung.

Auf der Grundlage der CTOD-Bruchzähigkeit des Stahls bei der minimalen Einsatztemperatur können die Rohrschweisprozeduren so eingestellt werden, dass die Restspannungen verringert werden, und kann ein Inspektionsprogramm eingerichtet werden (sowohl für ursprüngliche Inspektion als auch für Inspektion im Einsatz), um Fehlstellen festzustellen und zu messen, um sie mit der kritischen Fehlstellengrösse zu vergleichen. Beim vorliegenden Beispiel, wenn der Stahl eine CTOD-Zähigkeit von 0,030 mm bei der minimalen Einsatztemperatur hat (gemessen unter Verwendung von Laborproben), und die Restspannungen auf 15% der Stahl-Ersatzstreckgrenze verringert werden, beträgt der Wert für die kritische Fehlstellentiefe annähernd 1 mm (siehe Punkt 320 in Fig. 2A). Unter Durchführung entsprechender Berechnungsvorgänge, wie dies Fachleuten bekannt ist, können kritische Fehlstellentiefen für verschiedene Fehlstellenlängen und verschiedene Fehlstellengeometrien bestimmt werden. Unter Verwendung dieser Information kann ein Qualitätskontrollprogramm und Inspektionsprogramm (Verfahren, feststellba-

re Fehlstellenabmessungen, Häufigkeit) entwickelt werden, um sicherzustellen, dass Fehlstellen festgestellt und beseitigt werden, bevor die kritische Fehlstellentiefe erreicht wird, oder bevor die Nennbelastung einwirkt. Auf der Grundlage veröffentlichter, empirischer Korrelationen zwischen CVN, K_{IC} und CTOD-Bruchzähigkeit, ist die CTOD-Zähigkeit von 0,030 mm im Allgemeinen mit einem CVN-Wert von etwa 44 J korreliert. Dieses Beispiel soll die Erfindung nicht irgendwie einschränken.

Bei Rohren und anderen Bauteilen, bei denen das Biegen des Stahls erforderlich ist, beispielsweise in Zylinderform für einen Behälter oder in eine Rohrform für ein Rohr, wird der Stahl vorzugsweise in die gewünschte Form bei Umgebungstemperatur gebogen, um zu verhindern, dass die hervorragende Tieftemperaturzähigkeit des Stahls negativ beeinflusst wird. Wenn der Stahl erwärmt werden muss, um die gewünschte Form nach dem Biegen zu erzielen, wird der Stahl vorzugsweise auf eine Temperatur erwärmt, die nicht höher ist als etwa 600°C (1112°F), um die vorteilhaften Auswirkungen der Stahl-Mikrostruktur beizubehalten, die voranstehend geschildert wurden.

Die einzigartigen Vorteile, die bei derartigen Rohren und anderen Bauteilen auftreten, sind nachstehend im Einzelnen angegeben.

Pipelineverteilungsnetzwerke

Wie aus Fig. 1 hervorgeht, weist ein Pipelineverteilungsnetzwerk 10 gemäss der vorliegenden Erfindung zum Verteilen von PLNG vorzugsweise zumindest einen Speicherbehälter 12 auf, zumindest ein primäres Verteilungsrohr 14, und zumindest einen Zielort 16. Der Zielort 16 kann, wobei dies nur als beispielhaft zu verstehen ist, ohne hierdurch die vorliegende Erfindung zu beschränken, eine Fahrzeugauftankstation sein, eine Herstellungsanlage, oder ein LNG-Verdampfungsort bei einer Erdgaspipeline. Das Pipelineverteilungsnetzwerk, das in Fig. 1 gezeigt ist, weist darüber hinaus zumindest ein sekundäres Verteilungsrohr 18 auf, und zumindest ein tertiäres Verteilungsrohr 15.

Das Pipelineverteilungsnetzwerk ist vorzugsweise so ausgelegt, dass Wärmelecks in das Netzwerk hinein kontrolliert werden, um die Verdampfung PLNG zu kontrollieren. Wärmelecks können durch Vorrichtungen kontrolliert werden, die Fachleuten bekannt sind, beispielsweise durch geeignete Isolierung und Dicken der Isolierung um die Rohre herum, etwa das primäre Verteilungsrohr 14, und um den Speicherbehälter 12 herum. Zusätzlich können Dampfbehandlungseinrichtungen (in Fig. 1 nicht gezeigt), einschliesslich eines Nachverflüssigers, in dem Pipelineverteilungsnetzwerk 10 vorhanden sein, oder kann überschüssiger Dampf dazu verwendet werden, gasbetriebene Geräte mit Brennstoff zu versorgen.

PLNG wird vorzugsweise von einer Krypumppe gepumpt (nicht in Fig. 1 gezeigt). Zusätzlich werden Krypumpen vorzugsweise an verschiedenen Orten über das Pipelineverteilungsnetzwerk 10 eingesetzt, um den Druck aufrechtzuerhalten, und daher auch die Temperatur des PLNG, das durch das Netzwerk gepumpt wird, innerhalb gewünschter Bereiche. Geeignete Krypumpen können von Fachleuten ausgewählt werden. Vorzugsweise verhindert ein Rückschlagventil (nicht in Fig. 1 gezeigt) zwischen dem Zielort 16 und Rohren in dem Netzwerk, beispielsweise dem sekundären Verteilungsrohr 18, einen Rückwärtsfluss vom Zielort 16 zurück in die Rohre. Ein Vorteil der Pipelineverteilungsnetzwerke gemäss der vorliegenden Erfindung besteht darin, dass PLNG (eine Flüssigkeit) zu Zielorten gepumpt werden kann, wodurch die zusätzlichen Kosten der Verdichtung vermieden werden, die bei typischen Erdgasverteilungsnetzwerken auftreten.

Ein typischer Empfangsterminal für PLNG befindet sich an der Küste, um PLNG von einem PLNG-Tankschiff zu empfangen. Der Terminal weist vorzugsweise zumindest einen PLNG-Speicherbehälter 12 und Einrichtungen (nicht in Fig. 1 gezeigt) zum Verdampfen des PLNG auf. Ein Pipelineverteilungsnetzwerk 10 für ein typisches Hauptstadtnetzwerk mit 100 PLNG Benutzern/Verteilern, die beispielsweise jeder etwa 3000 Gallonen PLNG pro Tag benötigen, weist ein primäres Verteilungsrohr 10 von 10 Zoll auf, etwa 10 Sekundärverteilungsrohre 18 von 3 Zoll, und etwa 100 tertiäre Verteilungsrohre 15 von 1,5 Zoll.

Rohre und andere Bauteile der voranstehend geschilderten Pipelineverteilungsnetzwerke für die Verteilung von PLNG sind vorzugsweise aus irgendeinem geeigneten ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl konstruiert, wie er hier beschrieben wurde, beispielsweise aus einem der Stähle, die voranstehend unter dem Untertitel «Stahl für die Konstruktion von Rohren und anderen Bauteilen» beschrieben wurden. Den Rohren und anderen Bauteilen werden Abmessungen entsprechend den Anforderungen des PLNG-Projektes gegeben, in welchem das Pipelineverteilungsnetzwerk eingesetzt wird. Zusätzlich zu der Information, die in der vorliegenden Beschreibung zur Verfügung gestellt wird, kann ein Fachmann Standardverfahren des Maschinenbaus und Nachschlagewerke einsetzen, die in der Industrie verfügbar sind, um die erforderlichen Abmessungen, die Wanddicke usw. für die Rohre und anderen Bauteile zu bestimmen, und zum Konstruieren und Betreiben der Pipelineverteilungsnetzwerke gemäss der vorliegenden Erfindung.

Die Netzwerke gemäss der vorliegenden Erfindung werden in vorteilhafter Weise zum Verteilen und Transportieren von PLNG eingesetzt. Darüber hinaus werden die Netzwerke gemäss der vorliegenden Erfindung in vorteilhafter Weise eingesetzt für (i) die Verteilung/Transport anderer Tieftemperaturfluide unter Druck, (ii) Verteilung/Transport von Nicht-Tieftemperaturfluiden unter Druck, oder (iii) für Verteilung/Transport von Tieftemperaturfluiden bei Atmosphärendruck.

Zwar wurde die voranstehende Erfindung anhand einer oder mehrerer bevorzugter Ausführungsformen beschrieben, jedoch wird darauf hingewiesen, dass sich andere Modifikationen vornehmen las-

sen, ohne vom Umfang der Erfindung abzuweichen, die in den folgenden Patentansprüchen angegeben ist.

Glossar von Begriffen:

5		
	AC ₁ Transformationstemperatur:	Die Temperatur, bei welcher sich während der Erwärmung Austenit zu bilden beginnt.
	AC ₃ -Transformationstemperatur:	Die Temperatur, bei welcher während der Erwärmung die Transformation von Ferrit in Austenit beendet ist.
10	AR ₁ -Transformationstemperatur:	Die Temperatur, bei welcher während der Abkühlung Transformation von Austenit zu Ferrit oder zu Ferrit + Zementit beendet ist;
15	Ar ₃ -Transformationstemperatur:	Die Temperatur, bei welcher sich während der Abkühlung Austenit in Ferrit umzubilden beginnt;
	tiefe Temperaturen:	Temperaturen, die niedriger sind als etwa -40°C (-40°F);
	CTOD:	Spaltspitzenöffnungsverschiebung;
20	CVN:	Charpy-V-Kerbe;
	DBTT (Duktil-Spröd-Übergangstemperatur):	Unterteilt die beiden Bruchbereiche in Baustählen; bei Temperaturen unterhalb der DBTT tritt ein Ausfall durch einen Spaltbruch (Sprödigkeitsbruch) mit niedriger Energie auf, wogegen bei Temperaturen oberhalb der DBTT ein Ausfall durch einen duktilen Bruch mit hoher Energie auftritt;
25		
	im Wesentlichen:	praktisch 100 Vol.-%;
30	Gm ³ :	Milliarden Kubikmeter;
	GMAW:	Gasmetalllichtbogenschweissen
	Härtungsteilchen:	eine oder mehrere der Substanzen ε-Kupfer, Mo ₂ C, oder der Karbide oder Karbonitride von Niob und Vanadium;
35	HAZ:	durch Wärme beeinflusste Zone;
	interkritischer Temperaturbereich:	von etwa der Ac ₁ -Transformationstemperatur zu etwa AC ₃ -Transformationstemperatur beim Erwärmen, und von etwa der Ar ₃ -Transformationstemperatur zu etwa der Ar ₁ -Transformationstemperatur beim Abkühlen;
40		
	K _{IC} :	kritischer Spannungsintensitätsfaktor;
	kJ:	Kilojoule;
	kPa:	tausende Pascal;
45	ksi:	tausende Pfund pro Quadratzoll;
	niedrig legierter Stahl:	ein Stahl, der Eisen und weniger als etwa 10 Gew.-% insgesamt Legierungszusatzstoffe enthält;
50	MA:	Martensit-Austenit;
	maximale zulässige Fehlstellengrösse:	kritische Fehlstellenlänge und -tiefe;
	Mo ₂ C:	eine Form von Molybdänkarbid;
	MPa:	Millionen Pascal;
55	M _S -Transformationstemperatur:	die Temperatur, bei welcher die Transformation von Austenit in Martensit bei der Abkühlung beginnt;
	PLNG:	Flüssigerdgas unter Druck;
60	überwiegend:	zumindest etwa 50 Vol.-%;
	ppm:	Teile pro Million;
	psia:	Pfund pro Quadratzoll absolut;

65

	Abschrecken:	beschleunigte Abkühlung durch jede Vorrichtung, bei welcher ein Fluid eingesetzt wird, das wegen seiner Neigung zur Erhöhung der Abkühlrate des Stahls ausgewählt wird, im Gegensatz zur Luftkühlung;
5	Abschreck-(Abkühl)-Rate:	Abkühlrate im Zentrum, oder im Wesentlichen im Zentrum, der Dicke der Platte;
10	Abschreckstopptemperatur:	die höchste, oder im Wesentlichen höchste Temperatur, die an der Oberfläche der Platte erreicht wird, nachdem das Abschrecken beendet wurde, infolge von Wärme, die aus dem Bereich in der Mitte der Dicke der Platten übertragen wird;
	QST:	Abschreckstopptemperatur;
15	Barren:	ein Stahlstück mit beliebigen Abmessungen;
	TCF:	Billionen Kubikfuss;
	Zugfestigkeit:	bei der Zugfestigkeitsuntersuchung, das Verhältnis der maximalen Belastung zur ursprünglichen Querschnittsfläche;
20	TIG-Schweissen:	Wolfram-Inertgas-Schweissen;
	T _{nr} -Temperatur:	Temperatur, unterhalb derer Austenit nicht rekristallisiert;
	USPTO:	Patent- und Markenamt der Vereinigten Staaten;
25	Schweissung:	eine geschweisste Verbindung oder Naht, welche umfasst: (i) das Schweissmetall, (ii) die durch Wärme beeinflusste Zone (HAZ), und (iii) das Basismetall in der «nahen Umgebung» der HAZ. Der Anteil des Basismetalls, der als innerhalb der «nahen Umgebung» der HAZ liegend angesehen wird, und daher als Teil der Schweissung, variiert in Abhängigkeit von
30		Fachleuten bekannten Faktoren, beispielsweise, ohne Einschränkung, der Breite der Schweissung, der Grösse des Gegenstandes, der geschweisst wurde, der Anzahl an Schweissungen, die zur Herstellung des Gegenstandes erforderlich ist, und der Entfernung zwischen Schweissungen.
35		

Patentansprüche

1. Installation zum Verteilen von Flüssigerdgas unter Druck mit einem Pipelineverteilungsnetzwerk, eventuell mit Rohren und/oder Behältern, wobei die Installation geeignet ist, Gas bei einem Druck von 1035 kPa (150 psia) bis 7590 kPa (1100 psia) und einer Temperatur von -123°C (-190°F) bis -62°C (-80°F) zu verteilen, und wobei die Installation einen Einlass zum Empfang des Flüssigerdgases unter Druck umfasst.
2. Installation nach Anspruch 1, bei welchem das Pipelineverteilungsnetzwerk zumindest einen Speicherbehälter aufweist, der so konstruiert ist, dass mehrere diskrete Platten aus einem Material verbunden sind, welches einen ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl umfasst, der weniger als 9 Gew.-% Nickel enthält, und eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) und eine DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F) aufweist, und wobei Verbindungen zwischen den diskreten Platten eine ausreichende Festigkeit und Zähigkeit bei diesen Druck- und Temperaturbedingungen aufweisen, um das Flüssigerdgas unter Druck festzuhalten.
3. Pipelineverteilungsnetzwerk, eventuell mit Rohren und/oder Behältern, in einer Installation nach Anspruch 1, zum Verteilen eines Flüssigerdgases unter Druck, welches Pipelineverteilungsnetzwerk geeignet ist, Gas bei einem Druck von 1035 kPa (150 psia) bis 7590 kPa (1100 psia) und einer Temperatur von -123°C (-190°F) bis -62°C (-80°F) zu verteilen.
4. Rohr, das zum Einsatz in einem Pipelineverteilungsnetzwerk nach Anspruch 3 geeignet ist, um Flüssigerdgas unter Druck zu transportieren, dadurch gekennzeichnet, dass das Rohr geeignet ist, Gas bei einem Druck von 1035 kPa (150 psia) bis 7590 kPa (1100 psia) und einer Temperatur von -123°C (-190°F) bis -62°C (-80°F) zu transportieren, wobei das Rohr durch Biegen oder Zusammenfügen zumindest einer diskreten Platte aus einem Material, welches einen ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl umfasst, konstruiert ist, der weniger als 9 Gew.-% Nickel enthält und eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) und eine DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F) aufweist, wobei jede Schweissnaht, die durch die Verbindung erzeugt wird, eine ausreichende Festigkeit und Zähigkeit bei diesen Druck- und Temperaturbedingungen aufweist, um das Flüssigerdgas unter Druck festzuhalten.
5. Rohr nach Anspruch 4, bei welchem die Schweissnaht eine Festigkeit von zumindest etwa 90% der Zugfestigkeit des ultrahochfesten, niedriglegierten Stahls aufweist.

6. Rohr nach Anspruch 4, bei welchem die Schweißnaht eine DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F) aufweist.

7. Rohr nach Anspruch 4, bei welchem die Schweißnaht durch Gasmetalllichtbogenschweißen hergestellt ist.

5 8. Rohr nach Anspruch 4, bei welchem die Schweißnaht durch Wolframinertgasschweißen hergestellt ist.

9. Behälter zur Verwendung in einem Pipelineverteilungsnetzwerk nach Anspruch 3 zum Transportieren von Flüssigerdgas unter Druck, wobei der Behälter geeignet ist, Gas bei einem Druck von 1725 kPa (250 psia) bis 7590 kPa (1100 psia) und einer Temperatur von -112°C (-170°F) bis -62°C (-80°F) zu speichern, wobei der Behälter so konstruiert ist, dass mehrere diskrete Platten aus Materialien miteinander verbunden sind, die einen niedriglegierten, hochfesten Stahl umfassen, der weniger als etwa 2 Gew.-% Nickel enthält, und eine ausreichende Festigkeit und Bruchzähigkeit aufweist, um das Flüssigerdgas unter Druck festzuhalten, wobei Verbindungen zwischen den diskreten Platten eine ausreichende Festigkeit und Zähigkeit bei diesen Druck- und Temperaturbedingungen aufweisen, um das Flüssigerdgas unter Druck festzuhalten.

15 10. Verfahren zum Transportieren von Flüssigerdgas unter Druck von einem Speicherort zu einem Zielort unter Verwendung eines Pipelineverteilungsnetzwerks nach Anspruch 3, und von Rohren, von denen mindestens ein Rohr nach einem der Ansprüche 4–8 ausgebildet ist, gekennzeichnet durch folgende Schritte:

20 (a) Liefern des Flüssigerdgases bei einem Druck von 1035 kPa (150 psia) bis 7590 kPa (1100 psia) und einer Temperatur von -123°C (-190°F) bis -62°C (-80°F), an einen Einlass eines Pipelineverteilungsnetzwerks am Speicherort; und

(b) Pumpen des Flüssigerdgases unter Druck zu einem Auslass des Pipelineverteilungsnetzwerks am Zielort.

25 11. Verfahren nach Anspruch 10, bei welchem eine Verdampfungseinrichtung zur Umwandlung des Flüssigerdgases unter Druck in ein Gas, und zum Liefern des Gases an Benutzer oder Verteiler, mit dem Auslass des Pipelineverteilungsnetzwerks verbunden ist.

12. Verfahren nach Anspruch 11, mit dem folgenden weiteren Schritt: (c) Liefern des Gases an eine Gaspipeline.

30 13. Verfahren nach Anspruch 10, bei welchem das Pipelineverteilungsnetzwerk zumindest einen Speicherbehälter aufweist, der so konstruiert ist, dass miteinander mehrere diskrete Platten aus einem Material verbunden sind, welches einen ultrahochfesten, niedriglegierten Stahl umfasst, der weniger als 9 Gew.-% Nickel, und eine Zugfestigkeit von mehr als 830 MPa (120 ksi) und eine DBTT von weniger als etwa -73°C (-100°F) aufweist, und wobei Verbindungen zwischen den diskreten Platten eine ausreichende Festigkeit und Zähigkeit bei diesen Druck- und Temperaturbedingungen haben, um das Flüssigerdgas unter Druck festzuhalten.

40

45

50

55

60

65

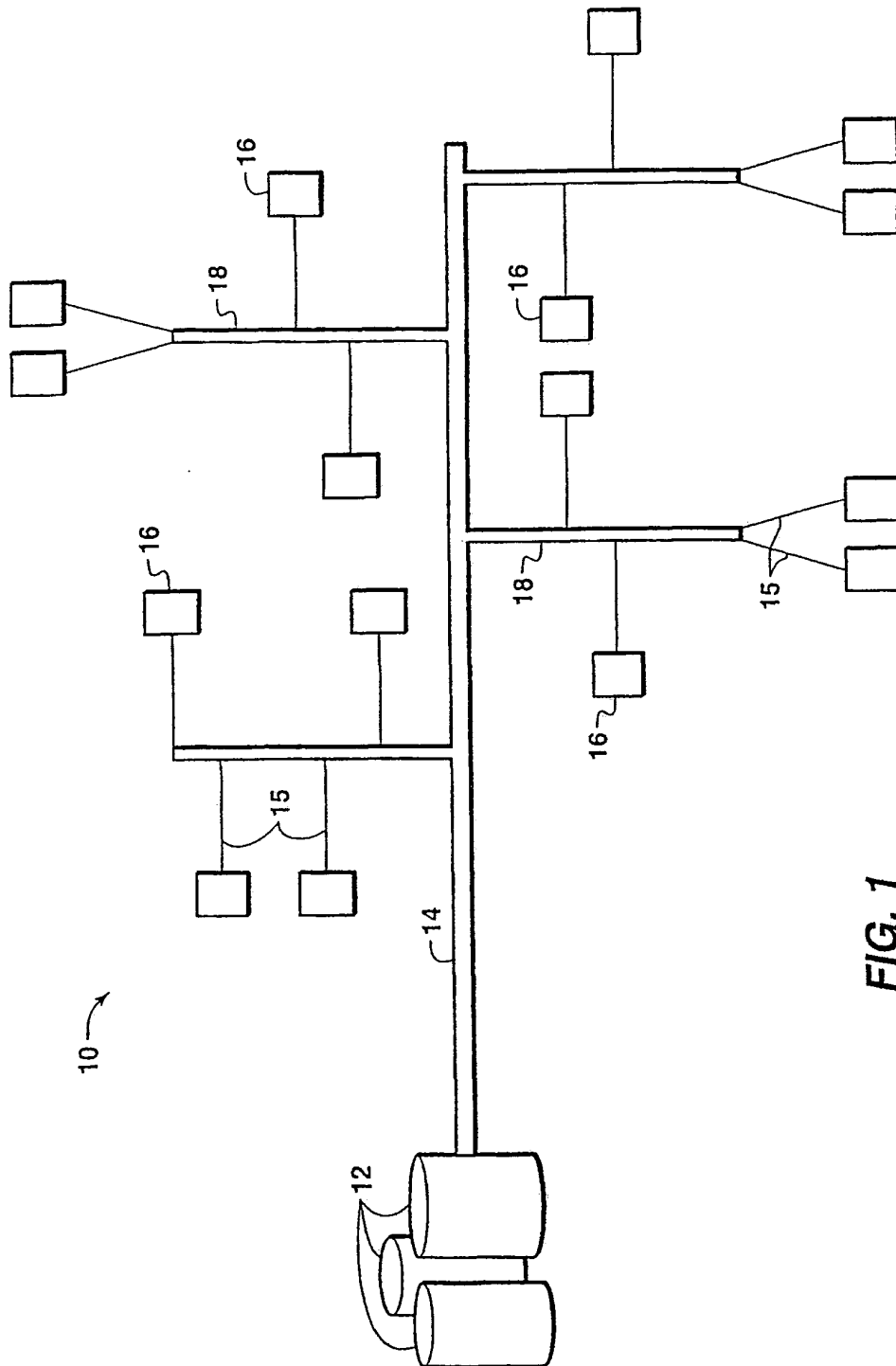


FIG. 1

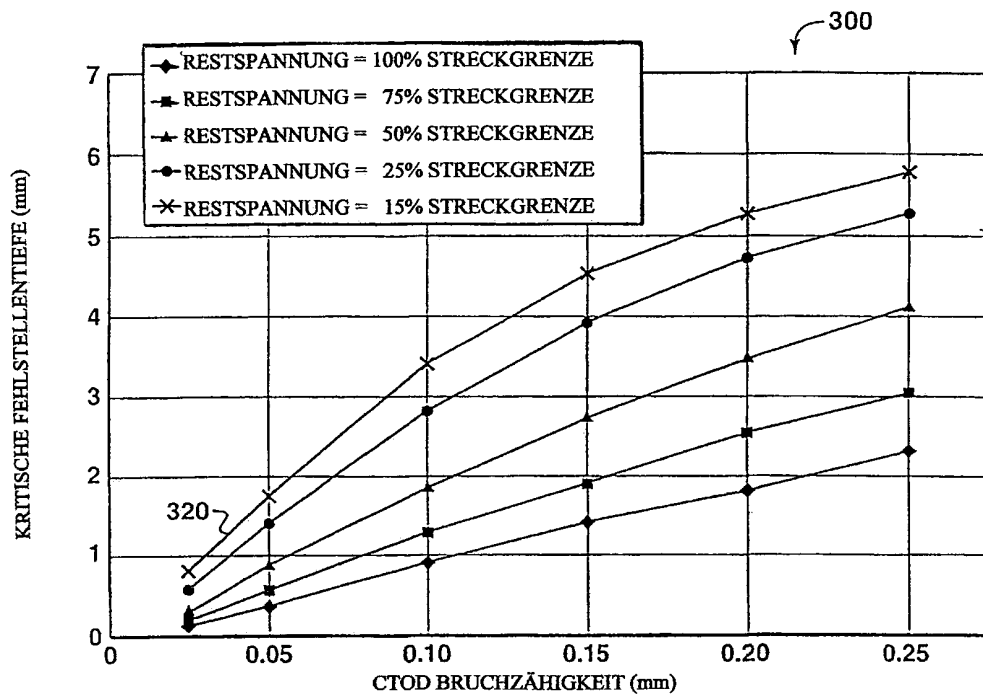


FIG. 2A

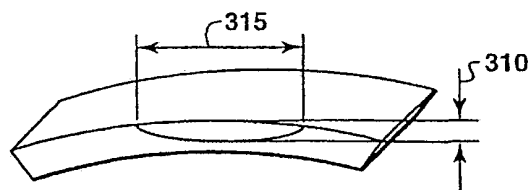


FIG. 2B