



(10) **DE 11 2008 001 635 B4** 2014.07.31

(12) **Patentschrift**

(21) Deutsches Aktenzeichen: **11 2008 001 635.6**
(86) PCT-Aktenzeichen: **PCT/US2008/005730**
(87) PCT-Veröffentlichungs-Nr.: **WO 2008/156526**
(86) PCT-Anmeldetag: **02.05.2008**
(87) PCT-Veröffentlichungstag: **24.12.2008**
(43) Veröffentlichungstag der PCT Anmeldung
in deutscher Übersetzung: **24.06.2010**
(45) Veröffentlichungstag
der Patenterteilung: **31.07.2014**

(51) Int Cl.: **C22C 38/00 (2006.01)**
C22C 111/00 (2006.01)

Innerhalb von neun Monaten nach Veröffentlichung der Patenterteilung kann nach § 59 Patentgesetz gegen das Patent Einspruch erhoben werden. Der Einspruch ist schriftlich zu erklären und zu begründen. Innerhalb der Einspruchsfrist ist eine Einspruchsgebühr in Höhe von 200 Euro zu entrichten (§ 6 Patentkostengesetz in Verbindung mit der Anlage zu § 2 Abs. 1 Patentkostengesetz).

(30) Unionspriorität:
60/936,185 **18.06.2007** **US**

(73) Patentinhaber:
**ExxonMobil Upstream Research Co., Houston,
Tex., US**

(74) Vertreter:
Uexküll & Stolberg, 22607, Hamburg, DE

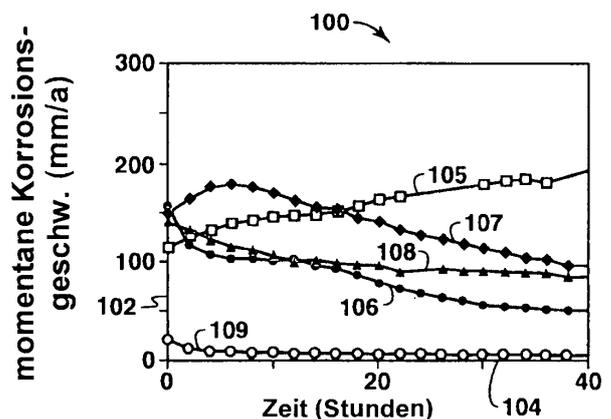
(72) Erfinder:
**Pugh, Dylan V., Manvel, Tex., US; Bondos, Joseph
C, Houston, Tex., US; Ling, Shiun, Washington,
N.J., US; Ayer, Raghavan, Bernards Twp, N.J.,
US; Jackson, Shalawan K., Houston, Tex., US;
Bangaru, Narasimha-rao V., Pittstown, N.J., US;
Koo, Jayoung, Somerset, N.J., US**

(56) Ermittelter Stand der Technik:

DE	10 32 296	A
DD	1 04 101	A1
JP	2003- 082 435	A

(54) Bezeichnung: **Niedriglegierte Stähle mit überlegener Korrosionsbeständigkeit für röhrenförmige Öllandwaren**

(57) Hauptanspruch: Stahlzusammensetzung, die aufweist: Vanadium in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.%, Titan in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.%, eine Kombination von Vanadium und Titan in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.%, eine Kombination von Chrom und Vanadium in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.%, eine Kombination von Chrom und Titan in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.% oder eine Kombination von Vanadium, Titan und Chrom in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.%, Kohlenstoff in einer Menge von 0,03 Gew.% bis 0,45 Gew.%, Mangan in einer Menge von bis zu 2 Gew.%, Silizium in einer Menge von bis zu 0,45 Gew.%, wobei der Rest durch Eisen und kleinere Mengen von Verunreinigungen gebildet wird, und die eine Stahlmikrostruktur hat, die eines bzw. eine der Folgenden aufweist: überwiegend Ferrit, Martensit, getempertes Martensit, Dualphase von Ferrit und Martensit und Dualphase von Ferrit und getempertem Martensit.



Beschreibung

QUERVERWEIS AUF VERWANDTE ANMELDUNGEN

[0001] Diese Anmeldung beansprucht den Vorteil der vorläufigen U. S.-Anmeldung Nr. 60/936,185, die am 18. Juni 2007 eingereicht wurde.

GEBIET DER ERFINDUNG

[0002] Die vorliegende Erfindung beschreibt eine Klasse hochfester niedriglegierter Stähle mit verbesserter Korrosionsbeständigkeit. Auch wenn die hochfesten niedriglegierten Stähle, die in dieser Anmeldung beschrieben werden, eine breite industrielle Anwendbarkeit aufweisen, sind diese Stahllegierungen insbesondere als Komponenten geeignet, die bei der Kohlenwasserstoffexploration und -förderung verwendet werden. Insbesondere stellen diese hochfesten niedriglegierten Stähle eine wirtschaftliche Alternative zu den hochlegierten Stählen oder Inhibierungstechnologien zur Verfügung, die zum Korrosionsschutz in Kohlenwasserstoffanwendungen verwendet werden. Somit beschreibt diese Anmeldung die Zusammensetzung der hochfesten niedriglegierten Stähle, die Stahlverarbeitung und die Fertigung des Vorläuferstahls in nützliche Formen für bestimmte Anwendungen.

HINTERGRUND

[0003] Dieser Abschnitt ist dazu gedacht, den Leser in verschiedene Aspekte der Technik einzuführen, die mit beispielhaften Ausführungsformen der vorliegenden Technologien in Zusammenhang stehen können, die unten beschrieben und/oder beansprucht werden. Es wird angenommen, dass diese Diskussion nützlich dabei ist, den Leser mit Informationen zu versorgen, um ein besseres Verständnis bestimmter Aspekte der vorliegenden Technologien zu erleichtern. Dementsprechend ist darauf hinzuweisen, dass diese Angaben in diesem Licht zu lesen sind und nicht notwendigerweise als Anerkennung von Stand der Technik.

[0004] Die Förderung von Kohlenwasserstoffen, wie etwa Öl und Gas, ist seit vielen Jahren durchgeführt worden. Um diese Kohlenwasserstoffe zu fördern, werden typischerweise ein oder mehrere Bohrlöcher eines Feldes in einen unterirdischen Ort gebohrt, der im Allgemeinen als eine unterirdische Formation oder ein unterirdisches Becken bezeichnet wird. Das Verfahren zur Förderung von Kohlenwasserstoffen aus dem unterirdischen Ort umfasst typischerweise die Verwendung verschiedener Vorrichtungen und Einrichtungen, um die Kohlenwasserstoffe von der unterirdischen Formation zu Förderstellen zu transportieren. In diesem Zusammenhang kann die Förderung und der Transport dieser Kohlenwasserstoffe Vorrichtungen umfassen, die "Rohrmaterial für Ölleitungen" bzw. "Ölfeldrohre" ("Oil Country Tubular Goods", OCTG) umfassen, wie etwa röhrenförmige Komponenten, Rohrleitungen und verschiedene Vorrichtungen, die aus Stählen oder anderen Materialien hergestellt sind.

[0005] Die transportierten Fluide enthalten häufig zusätzlich zu den Kohlenwasserstoffen andere Fluide, wie etwa die geförderten Formationsfluide, die korrosiv sein können und die Förder- und Transportvorrichtungen korrodieren und beschädigen können. Um die Folgen von Korrosion abzuschwächen, umfassen aktuelle Ansätze im Allgemeinen entweder die Verwendung von Vorrichtungen, die aus teuren, hochlegierten Metallen hergestellt sind, die als "korrosionsbeständige Legierungen" ("corrosion resistant alloys", CRAs) bekannt sind, oder die Verwendung kostengünstiger Kohlenstoffstähle (carbon steels) in Verbindung mit zusätzlichen Korrosionsschutzmaßnahmen, die Prüfungen, Beschichtungen, Inhibierung, galvanischen Schutz und periodische Reparatur/periodischen Austausch umfassen. Eine kostengünstige Legierung mit verbesserter Korrosionsbeständigkeit kann somit Kostenersparnisvorteile bereitstellen, indem sie entweder die teuren CRAs ersetzt, um Kapitalkosten zu verringern, oder indem sie die Kohlenstoffstähle ersetzt und die Betriebskosten beseitigt, die mit den zusätzlichen Korrosionsschutzmaßnahmen in Zusammenhang stehen.

[0006] Es ist ferner darauf hinzuweisen, dass eine kostengünstige Legierung mit verbesserter Korrosionsbeständigkeit, wie sie oben beschrieben worden ist, weitere Vorteile bereitstellen kann, wenn sie auch eine geeignete Korrosionsbeständigkeit in den sauerstoffhaltigen wässrigen Fluiden hat, denen man typischerweise in Wassereinpress- bzw. -injektionsbohrungen begegnet, und somit zusätzliche Anwendungen als OCTG-Rohre in Konversionsbohrlöchern und Zweizweckbohrlöchern hat. Konversionsbohrlöcher sind diejenigen, die ursprünglich als Kohlenwasserstoffförderbohrlöcher verwendet werden, die später in Wassereinpressbohrlöcher umgewandelt werden. Diese Bohrlöcher verwenden während ihrer Kohlenwasserstoffförderphase typischerweise Rohre, die aus Legierungen mit Korrosionsbeständigkeit gegenüber Förderfluiden hergestellt sind, aber wechseln die Rohre später mit zusätzlichen Kosten hin zu solchen, die aus Legierungen mit Korrosions-

beständigkeit in sauerstoffhaltigen Fluiden für Wassereinpressvorgänge hergestellt sind. Die Zweizweckbohrlöcher sind diejenigen, die gleichzeitig Kohlenwasserstoffe fördern, zum Beispiel durch die Förderrohre, und Wasser in unterirdische Formationen einpressen, zum Beispiel durch den Ringraum zwischen dem Förderrohr und dem Gehäuse. Diese Bohrlöcher verwenden typischerweise Rohre, die aus teuren, hochlegierten CRAs hergestellt sind, die sowohl in Förderfluiden als auch in sauerstoffhaltigen Fluiden Korrosionsbeständigkeit aufweisen. Somit können kostengünstige Legierungen mit verbesserter Korrosionsbeständigkeit in sowohl Förderfluiden als auch sauerstoffhaltigen Fluiden beträchtliche Kostenersparnisse bereitstellen, wenn sie als OCTG-Rohre in dem Fall von Konversionsbohrlöchern verwendet werden, die nicht erfordern, die Rohre zu wechseln, wenn sie in Wassereinpressbohrlöcher umgewandelt werden, und in dem Fall von Zweizweckbohrlöchern, um die teuren CRA-Rohre zu ersetzen.

[0007] Typische CRA-Zusammensetzungen beziehen ihre Korrosionsbeständigkeit aus großen Legierungszusätzen, wie etwa Chrom (Cr), die 12 bis 13 Gewichtsprozent (Gew.%) überschreiten. Diese Menge an Chrom, zum Beispiel 13 Gew.% Cr, ist die minimale Menge, die benötigt wird, um eine vollständige Oberflächenabdeckung aus einer nanometerdicken Passivschicht für den Korrosionsschutz zu bilden, siehe ASM-Handbuch, Band 13A: Corrosion Ausgabe 2003 Seite 697 und Corrosion of Stainless Steels (Korrosion von Edelstählen), A. J. Sedriks, Seite 1 und Fig. 1.1 (Wiley, 1996). In der Tat sind Zusammensetzungen mit Eisen (Fe) – 13 Gew.% Cr die grundlegende Zusammensetzung der kostengünstigsten CRA, die häufig als 13Cr-Stähle bezeichnet wird. Vor dem Hintergrund, dass Eisen (Fe) ein kostengünstiges Metall ist, erhöht im Allgemeinen jede zusätzliche Legierungskomponente die Kosten der Legierung. Dementsprechend enthalten die höheren Klassen von CRAs nicht nur mehr Chrom, sondern auch mehr von anderen teureren Legierungselementen, wie etwa Molybdän (Mo), um ihre Passivschichteigenschaften weiter zu verbessern, was noch höhere Materialkosten zur Folge hat. In der Öl- und Gasindustrie bestimmen häufig Bedenken bezüglich wässriger Korrosion die Materialien, die zur Anwendung in den Explorations-, Förderungs-, Raffinations- und chemischen Einrichtungen und Anlagen gewählt werden. Siehe ASM-Handbuch, Band 13A: Corrosion Ausgabe 2003, Seite 697. Zum Beispiel stellen in typischen Öl- und Gasexplorations- und -förderungsverfahren Kohlenstoffstähle den Großteil der konstruktiven Legierungen bzw. Konstruktionslegierungen (structural alloys) dar, die aufgrund ihrer niedrigen Kosten verwendet werden. Auf der anderen Seite werden die teureren CRAs nur in Förderfeldern verwendet, die Umgebungen mit starker Korrosion haben, und als eine Folge stellen sie nur einen kleinen Bruchteil der verwendeten Gesamtproduktion dar. Siehe ASM-Handbuch Band 13: Corrosion Ausgabe 1987, Seite 1235.

[0008] Um Kosten zu verringern, haben einige Forschungsgruppen und Stahlunternehmen in jüngster Zeit daran gearbeitet, niedriglegierte Kohlenstoffstähle zu entwickeln, die eine verbesserte Korrosionsbeständigkeit haben, was typischerweise darauf fokussiert ist, Cr-haltige Stähle zu entwickeln, bei denen die Materialkosten verringert werden, indem der nominelle Chromgehalt auf 3 Gew.% oder weniger verringert wird. Der Anteil von Chrom, der in der festen Lösung für die Korrosionsbeständigkeit verfügbar ist, wird dann durch den Zusatz starker karbidbildender Elemente, wie Vanadium (V), Titan (Ti) und Niob (Nb), maximiert. Indem sie Kohlenstoff in der Matrix als Karbidausscheidungen binden, erhöhen diese Elemente wirksam die Menge an freiem Chrom, die für die Korrosionsbeständigkeit in der Matrix verbleibt. Zum Beispiel sind Stähle, die 3 Gew.% Cr und 1 Gew.% Cr enthalten, im Labor in synthetischen See- und Förderwässern untersucht worden, während verschiedene Stähle mit 3 Gew.% Cr im Labor in simulierten süßen Fluiden sowie NACE-(National Association of Corrosion Engineers)Lösungen untersucht worden sind. Ferner sind Kohlenstoffstähle mit einem Cr-Gehalt in einem Bereich zwischen 1 bis 5 Gew.% mit einer Vielzahl simulierter Förderfluide untersucht worden. Schließlich sind auch Oberflächeneigenschaften von Stählen mit 4 Gew.% Cr untersucht worden, die Solen ausgesetzt wurden, die aus Ölfeldfluiden extrahiert wurden.

[0009] Aus diesen Untersuchungen und Berichten ergibt sich, dass die Stähle mit 3 bis 5 Gew.% Cr eine bessere Korrosionsbeständigkeit gegenüber Kohlenstoffstählen in süßen (CO₂) und leicht sauren (H₂S) Förderumgebungen zeigen. Wenn sie jedoch Sauerstoffkonzentrationen von 20 Teilen pro Milliarde (parts per billion, ppb) ausgesetzt waren, wurde an allen Proben lokalisierte Korrosion in der Form von Lochkorrosion identifiziert. Siehe Michael John Schofield et al., "Corrosion Behaviour of Carbon Steel, Low Alloy Steel and CRAs in Partially Deaerated Sea Water and Commingled Produced Water", Corrosion, 2004, Artikel Nummer 04139. Stähle, die geringere Chrommengen enthalten, nämlich 1 Gew.% Cr, zeigen in mit Sauerstoff angereicherten Umgebungen niedrigere Korrosionsgeschwindigkeiten, ohne dass Lochkorrosion auftritt. Siehe Chen Changfeng et al., "The Ion Passing Selectivity of CO₂ Corrosion Scale on N80 Tube Steel", Corrosion, 2003, Artikel Nummer 03342. In der Tat sind Stähle mit 1 Gew.% Cr kommerziell für Wassereinpressanwendungen verfügbar, jedoch bieten diese Stähle keinen angemessenen Schutz in süßen (CO₂) Umgebungen mit niedrigem pH (5 bis 6) bei Temperaturen von 60°C. Siehe Michael John Schofield et al. und C. Andrade et al., Tagungsbericht der OMAE '01 20. Internationale Konferenz über Offshore-Mechanik und Arktiktechnik, 3 bis 8 Juni 2001 (20th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering), Rio de Janeiro,

Brasilien. Dementsprechend sind die Stähle mit niedrigem Chromanteil, die 0 bis 5 Gew.% Cr enthalten, für Anwendungen bei den Konversions- und Zweizweckbohrlöchern unzureichend, die oben beschrieben worden sind.

[0010] Dementsprechend besteht der Bedarf an kostengünstigen, niedriglegierten Stählen, die eine Beständigkeit gegenüber gleichförmiger oder allgemeiner Korrosion mit einer Beständigkeit gegenüber Lochkorrosion oder lokalisierter Korrosion in Umgebungen kombinieren, die bei der Öl- und Gasförderung von Interesse sind.

[0011] Darüber hinaus können zusätzliche Informationen in Supplement to Materials Performance, Juli 2002, Seiten 4 bis 8: **Fig. 5**, ASM-Handbuch, Band 13A: Corrosion, Ausgabe 2003 Seite 697, Corrosion of Stainless Steels, A. J. Sedriks, Seite 1 und **Fig. 1.1** (Wiley, 1996), B. Kermani, et al., "Materials Optimization in Hydrocarbon Production", Corrosion/2005 Artikel Nummer 05111, M. B. Kermani, et al., "Development of Low Carbon Cr-Mo Steels with Exceptional Corrosion Resistance for Oilfield Applications", Corrosion/2001, Artikel Nummer 01065, H. Takabe et al., "Corrosion Resistance of Low Cr Bearing Steel in Sweet and Sour Environments", Corrosion/2002, Artikel Nummer, K. Nose, et al., "Corrosion Properties of 3% Cr Steels in Oil and Gas Environments", Corrosion/2001, Artikel Nummer 01082, T. Muraki, et al., "Development of 3% Chromium Linepipe Steel", Corrosion/2003, Artikel Nummer 03117, Chen Changfeng et al., "The Ion Passing Selectivity of CO₂ Corrosion Scale on N80 Tube Steel", Corrosion/2003, Artikel Nummer 03342, M. J. Schofield, et al., "Corrosion Behavior of Carbon Steel, Low Alloy Steel and CRAs in Partially Deaerated Sea Water and Commingled Produced Water", Corrosion/2004 Artikel Nummer 04139, C. Andrade, et al., "Comparison of the Corrosion Behavior of Carbon Steel and 1% Chromium Steels for Seawater Injection Tubings", Tagungsbericht der OMAE '01 20. Internationale Konferenz über Offshore-Mechanik und Arktiktechnik, 3 bis 8 Juni 2001 (20th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering), Rio de Janeiro, Brasilien, CALPHAD – Calculation of Phase Diagrams, Herausgeber N. Saunders, A. P. Miodownik (Pergamon, 1998) und "Thermo-Calc ver M, Users' Guide", von Thermo-Calc Software, Thermo-Calc Software, Inc., McMurray, PA 15317, USA (2000) gefunden werden.

ZUSAMMENFASSUNG DER ERFINDUNG

[0012] In einer Ausführungsform wird eine Stahllegierungszusammensetzung nach Anspruch 1 zur Verfügung gestellt.

[0013] In einer zweiten Ausführungsform wird ein Verfahren zur Herstellung von korrosionsbeständigem Kohlenstoffstahl (corrosion resistant carbon steel, CRCS) beschrieben. Das Verfahren umfasst das Bereitstellen einer CRCS-Zusammensetzung gemäß Anspruch 1, das Ausheilen bzw. Glühen der CRCS-Zusammensetzung bei einer geeigneten Temperatur und für einen geeigneten Zeitraum, um die CRCS-Zusammensetzung im Wesentlichen zu homogenisieren und die Ausscheidungen im Wesentlichen zu lösen, und geeignetes Abschrecken der CRCS-Zusammensetzung, um eine überwiegend ferritische Mikrostruktur, eine überwiegend martensitische Mikrostruktur oder überwiegend zweiphasige Mikrostrukturen zu erzeugen.

[0014] In einer dritten Ausführungsform wird ein Verfahren beschrieben, das mit der Förderung von Kohlenwasserstoffen in Zusammenhang steht. Das Verfahren umfasst das Beschaffen einer Vorrichtung, die in einer Bohrumgebung verwendet werden soll, wobei die Vorrichtung zumindest teilweise aus einer korrosionsbeständigen Kohlenstoffstahl-(CRCS-)Zusammensetzung gemäß Anspruch 1 gebildet ist, das Installieren der Vorrichtung in der Bohrung und die Förderung von Kohlenwasserstoffen durch die Vorrichtung.

KURZE BESCHREIBUNG DER ZEICHNUNGEN

[0015] Die vorhergehenden und weiteren Vorteile der vorliegenden Technik werden beim Lesen der folgenden detaillierten Beschreibung und bei Bezugnahme auf die Zeichnungen deutlich werden, in denen:

[0016] **Fig. 1A** bis **Fig. 1P** beispielhafte Labor-Korrosionsversuchsdaten sind, die unter Verwendung von simulierten Förderfluiden und wässrigen Wassereinpessfluiden gemäß Aspekten der vorliegenden Erfindung gemessen wurden,

[0017] **Fig. 2** beispielhafte Labor-Lochkorrosionsversuchsdaten sind, die unter Verwendung von simulierten wässrigen Wassereinpessfluiden gemäß Aspekten der vorliegenden Erfindung gemessen wurden,

[0018] Fig. 3A bis Fig. 3D beispielhafte Querschnittsansichten der Korrosionsoberflächenmikrostrukturen mit Rasterelektronenmikroskopie (REM) und energiedispersiven Spektren (EDS) für die CRCS nach Korrosionsprüfungen gemäß Aspekten der vorliegenden Erfindung sind,

[0019] Fig. 4A bis Fig. 4B beispielhafte Phasendiagramme der CRCS-Zusammensetzungen sind, die unter Verwendung eines Thermo-Calc-Computermodells gemäß Aspekten der vorliegenden Erfindung berechnet wurden, und

[0020] Fig. 5 ein beispielhaftes Förderungssystem gemäß bestimmten Aspekten der vorliegenden Erfindung ist.

DETAILLIERTE BESCHREIBUNG

[0021] In der folgenden detaillierten Beschreibung werden die speziellen Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung in Verbindung mit ihren bevorzugten Ausführungsformen beschrieben. Soweit die folgende Beschreibung jedoch für eine bestimmte Ausführungsform oder eine bestimmte Verwendung der vorliegenden Erfindung spezifisch ist, soll dies nur erläuternd sein und liefert lediglich eine knappe Beschreibung der beispielhaften Ausführungsformen. Dementsprechend ist die Erfindung nicht auf die speziellen Ausführungsformen beschränkt, die unten beschrieben werden, sondern die Erfindung enthält vielmehr alle Alternativen, Modifikationen und Äquivalente, die in den tatsächlichen Bereich der beigefügten Ansprüche fallen.

[0022] Die vorliegenden Technologien betreffen einen Bereich von chemischen Stahlzusammensetzungen, Mikrostrukturen und die Korrosionsbeständigkeit von korrosionsbeständigen Kohlenstoffstählen (corrosion resistant carbon steels, CRCS) zur Verwendung in Konstruktionsstahlanwendungen (structural steel applications). Im Rahmen der vorliegenden Techniken wird die verbesserte Korrosionsbeständigkeit von Kohlenstoffstählen durch die Bildung einer schützenden Oberflächenschicht bereitgestellt, die mit zusätzlichen Legierungselementen angereichert ist, und in einem weiteren Aspekt wird sie durch die Verringerung der Kinetik der elektrochemischen Oberflächenreaktionen bereitgestellt, die den Korrosionsprozessen zugrunde liegen. Das bedeutet, dass die vorliegenden Techniken bzw. Technologien (a) Zusammensetzungen von CRCS, die eine verbesserte Korrosionsbeständigkeit in wässrigen Förderumgebungen und Wassereinpresseumgebungen bereitstellen, (b) metallurgische Verarbeitung und die resultierende starke (strong) und zähe Mikrostruktur des CRCS und (c) die Verwendung von CRCS in Konstruktionsstahlanwendungen umfassen. Diese CRCS können in einer Vielzahl von Anwendungen verwendet werden, wie etwa bei der Förderung und dem Transport von Kohlenwasserstoffen. Insbesondere können die CRCS, die als CRCS-Materialien oder CRCS-Zusammensetzungen bezeichnet werden können, für rohrförmige Vorrichtungen bzw.

[0023] Einrichtungen verwendet werden, wie etwa Rohre, Rohrleitungen, Strömungsleitungen und Rohrstränge bzw. Rohrtouren. Die rohrförmigen Vorrichtungen bzw. Einrichtungen können in verschiedenen Anwendungen eingesetzt werden, wie zum Beispiel Kohlenwasserstoffförderung, Wassereinpresseung, Konversions- und Zweizweckbohrer. Somit resultieren die vorliegenden Techniken bzw. Technologien in Zusammensetzungen, Verfahren und Systemen, die Bohrungsarbeitsvorgänge verbessern.

[0024] Um zu beginnen, sollte darauf hingewiesen werden, dass verschiedene Ölfeldrohre (oil country tubular goods, OCTG), wie etwa Rohre, Rohrleitungssegmente und Bohrungsrohre in der Bohrumgebung einem weiten Bereich von Umgebungsbedingungen ausgesetzt sein können. Als ein spezielles Beispiel, wie es in Tabelle 1 gezeigt ist, ist nachfolgend eine Zusammenfassung des Bereichs entsprechender Umgebungsbedingungen für süße und Wassereinpresseanwendungen gezeigt.

TABELLE 1

Dienst	T (°C)	P _{gesamt} (Mpa)	P _{CO2} (Mpa)	[O ₂] (ppb)	[Cl] (Gew.%)	pH
Süße Förderung	37,8–204,4	10,3–137,8	0,05–34,5	0–20	0–22	3–6,5
Wassereinpresseung	23,9–121,1	0,1–68,9	keiner	20–100	3–16	7–8,5

[0025] Diese Variablen, wie etwa Temperatur (T) in Fahrenheit (F), Gesamtdruck (P_{gesamt}) in Pfund pro Quadratinch absolut (psia), Kohlendioxidpartialdruck (P_{CO2}) in psia, gelöste Sauerstoffkonzentration ([O₂]) in Tei-

len pro Milliarde (parts per billion, ppb), Chloridkonzentration ([Cl]) in Gewichtsprozent (Gew.%) und pH-Niveau (pH), bestimmen die Umgebungskorrosivität in süßen und Wassereinpressanwendungen. Es ist darauf hinzuweisen, dass die süßen Förderfluide typischerweise eine sehr geringe Menge, nicht mehr als 20 ppb, an gelöstem Sauerstoff ($[O_2]$) enthalten. Somit sind Kohlenstoffstähle mit Inhibierung oder 13Cr-Stählen die typischen vorgeschriebenen Materiallösungen für Ölfeldrohre, wie etwa Fördersteigrohre, Rohre und Rohrleitungssegmente. Alternativ kann bei Wassereinpressanwendungen bis zu 100 ppb gelöster Sauerstoff vorhanden sein. Als eine Folge unterliegen Vorrichtungen, wie etwa Förderrohre, die aus 13Cr-Stählen ausgebildet sind, aufgrund von lokalisierter Passivschichtversagen Lochkorrosion. Somit kann es notwendig sein, dass Vorrichtungen, die aus edleren und teureren CRAs hergestellt sind, wie etwa einer, die aus 22Cr-(Stahl mit einer Zusammensetzung von 22 Gew.% Chrom)Duplex ausgebildet ist, gewählt werden müssen, was die Kosten für das Projekt erhöht.

[0026] Wie oben diskutiert worden ist, beruhen Korrosionsschutztechniken typischerweise auf dem Zusatz von Chrom (Cr) für die Korrosionsbeständigkeit. CRCS-Zusammensetzungs- oder CRCS-Material-Technologie verwendet jedoch die korrosionsbeständigen Eigenschaften von speziellen Legierungszusätzen, wie etwa Vanadium (V) und/oder Titan (Ti), anstatt sich auf Cr zu stützen. Dementsprechend kann der Zusatz von V und/oder Ti zu dem Basisstahl zusammen mit anderen Legierungszusätzen im Vergleich zu Kohlenstoffstählen in Umgebungen, die man typischerweise bei der Öl- und Gasförderung antrifft, eine verbesserte Korrosionsbeständigkeit bereitstellen. Im Allgemeinen sind sowohl V als auch Ti zu Stählen in kleineren Mengen zur Verbesserung mechanischer Eigenschaften und zur Verbesserung der Verarbeitung hinzugefügt worden, aber nicht zur Verbesserung von Korrosionsbeständigkeitseigenschaften. Somit besteht einer der unterscheidenden Aspekte der vorliegenden Techniken in der Verwendung der Korrosionsbeständigkeitseigenschaftsverbesserungen, die durch die V- und Ti-Legierungszusätze bereitgestellt werden.

[0027] Darüber hinaus können die V- und/oder Ti-Zusammensetzungen in Umgebungen mit mit Sauerstoff angereichertem Wasser eine verbesserte Beständigkeit gegenüber Lochkorrosion im Vergleich zu anderen CRA-Stahlzusammensetzungen bereitstellen, die auf Chrom (Cr) basieren, was ein Mangel der Stähle des Standes der Technik ist. Dementsprechend sind die V- und/oder Ti-Legierungszusätze in den CRCS-Zusammensetzungen besonders vorteilhaft für Anwendungen, die entweder von einer Beständigkeit gegenüber Lochkorrosion profitieren (zum Beispiel Anwendungen für Einrichtungen für Wassereinpressbohrlöcher) oder die von einer gleichzeitigen Beständigkeit gegenüber allgemeiner Korrosion und Lochkorrosion profitieren (zum Beispiel Anwendungen für Einrichtungen für Zweizweckbohrlöcher) oder die von einer allgemeinen Korrosionsbeständigkeit und einer Lochkorrosionsbeständigkeit separat während unterschiedlicher Zeiträume des Bohrlochlebens profitieren (zum Beispiel Anwendungen für Einrichtungen für Konversionsbohrlöcher).

[0028] Für konstruktive Anwendungen bzw. Konstruktionsanwendungen können die CRCS-Materialien so hergestellt werden, dass sie vorteilhafte mechanische Volumeneigenschaften haben, einschließlich spezieller Stärke- und Zähigkeitseigenschaften. Dies wird durch metallurgische Verarbeitungsschritte erreicht, die für spezielle CRCS-Zusammensetzungen geeignet sind. Derartige metallurgische Verarbeitungsschritte können Wärmebehandlungen und/oder thermomechanische Behandlungen umfassen, sind aber nicht auf diese beschränkt.

[0029] In einer oder mehreren Ausführungsformen haben CRCS die folgenden vorteilhaften Attribute: (i) Zusammensetzungen, die die Korrosionsbeständigkeit verbessern, (ii) Zusammensetzungen, die es ermöglichen, dass eine metallurgische Verarbeitung starke und zähe Mikrostrukturen erzeugt, (iii) Zusammensetzungen, die eine minimale Dehn- bzw. Streckgrenze haben, die mindestens 413 MPa beträgt, (iv) eine Zähigkeit, die L80-Anforderungen erfüllt, wie sie in dem Industriestandard API CT5 spezifiziert sind, siehe API-Spezifikation 5CT, achte Ausgabe 2005, Seite 15, (v) Zusammensetzungen, die in kostengünstige, nahtlose OCTG mit verbesserter Korrosionsbeständigkeit für Anwendungen bei der Öl- und Gasexploration und -förderung gefertigt werden können.

[0030] Um die mechanischen Eigenschaften bereitzustellen, sind die CRCS-Zusammensetzungen und die zugehörige Verarbeitung so ausgestaltet, dass man eine Dehn- bzw. Streckgrenze hat, die ungefähr 413 Megapascal (413 MPa) überschreitet, mehr bevorzugt ungefähr 482 MPa überschreitet und noch mehr bevorzugt ungefähr 551 MPa überschreitet, und eine hohe Zähigkeit, die die L80-Anforderung gemäß API 5CT-Standard erfüllt.

Stahlzusammensetzung

[0031] Wie oben angegeben worden ist, können die CRCS-Materialien gewählt werden, um CRCS-Vorrichtungen zur Verwendung in der Öl- und Gasindustrie zu bilden, um Korrosionsbeständigkeit sowie mechanische Eigenschaften bereitzustellen. Der Stahl mit einer CRCS-Zusammensetzung kann vorteilhaft verwendet werden, um CRCS-Vorrichtungen zu bilden, die in manchen Anwendungen typische Kohlenstoffstahlvorrichtungen ersetzen können, um Betriebskosten zu verringern, die mit dem Korrosionsschutz in Zusammenhang stehen, und in anderen Anwendungen CRA-Vorrichtungen ersetzen, um hohe anfängliche Kapitalaufwendungen für CRA-Vorrichtungen zu verringern.

[0032] Die CRCS-Zusammensetzungen sind eisenbasierte Stähle, die ausgestaltet sind, um sowohl die Oberflächen- als auch die Volumeneigenschaften innerhalb der Leistungsniveaus zu verleihen und zu ermöglichen, die durch eine Kombination von Legierungselementen, Wärmebehandlungen und Verarbeitung erzeugt werden. In einer oder mehreren Ausführungsformen besteht die CRCS-Zusammensetzung im Wesentlichen aus Eisen, Korrosionsbeständigkeits-Legierungselementen und einem oder mehreren anderen Legierungselementen. Gemäß herkömmlicher technischer Praxis können kleinere Mengen an Beimengungen bzw. Verunreinigungen zulässig sein. Ohne diese Erfindung zu beschränken, können diese Beimengungen bzw. Verunreinigungen oder geringfügigen Legierungskomponenten S, P, Si, O, Al, usw. enthalten. Auf das Vorhandensein von Schwefel und phosphorhaltigen Komponenten wird zum Beispiel unten detaillierter eingegangen. In diesem Zusammenhang kann die CRCS-Zusammensetzung eine Gesamtmenge von bis zu 9 Gew.% an Legierungszusätzen enthalten. Die Rolle der verschiedenen Legierungselemente und die bevorzugten Grenzen in Bezug auf ihre Konzentration für die vorliegende Erfindung werden unten weiter diskutiert.

[0033] Für die Korrosionsbeständigkeits-Legierungszusätze kann die CRCS-Zusammensetzung V, Ti und/oder eine Kombination von beiden enthalten, um eine verbesserte Korrosionsbeständigkeit bereitzustellen. Die V und/oder Ti-Zusätze verleihen dem Stahl über die Bildung schützender Oberflächenschichten aus Oxid-Hydroxid Korrosionsbeständigkeit, die mit V und/oder Ti auf Konzentrationen angereichert sind, die höher als diejenigen in den Nenn-Stahlzusammensetzungen sind, sowie über die Reduktion der Oberflächenkorrosionsreaktionskinetik. Zum Beispiel stellen die Korrosionsbeständigkeits-Legierungszusätze der CRCS-Zusammensetzungen in nicht Zunder bildenden süßen Umgebungen Schutz bereit, indem sie eine schützende Oberflächenschicht bilden und die Korrosionskinetik verringern, was durch Kohlenstoffstähle im Allgemeinen nicht bereitgestellt wird. In Zunder bildenden süßen Umgebungen, die schützenden Sideritzunder auf einer Stahloberfläche bilden, stellen die CRCS-Zusammensetzungen in derselben Weise zusätzliche Korrosionsbeständigkeit zu der Korrosionsbeständigkeit des Sideritzunders bereit, wie sie oben in Bezug auf beschrieben worden ist. Dementsprechend kann der Zusatz der V- und/oder Ti-Korrosionsbeständigkeits-Legierungszusätze zu dem Basisstahl zusammen mit anderen Legierungszusätzen in Umgebungen, denen man typischerweise bei der Öl- und Gasförderung begegnet, im Vergleich zu Kohlenstoffstählen eine verbesserte Korrosionsbeständigkeit bereitstellen. Darüber hinaus können in Umgebungen mit mit Sauerstoff angereichertem Wasser derartige V- und/oder Ti-Zusammensetzungen eine verbesserte Lochkorrosionsbeständigkeit gegenüber anderen CRA-Stahlzusammensetzungen bereitstellen, die auf Cr basieren, was ein Nachteil von Stählen des Standes der Technik ist.

[0034] Für konstruktive bzw. Konstruktionsanwendungen können die CRCS-Materialien so ausgestaltet werden, dass sie vorteilhafte mechanische Volumeneigenschaften haben, die durch geeignete metallurgische Verarbeitungsschritte erreicht werden, um Phasenumwandlungen zu fördern, die starke und zähe Mikrostrukturen in CRCS-Materialien erzeugen. Diese geeigneten metallurgischen Verarbeitungsschritte und die sich ergebenden Mikrostrukturen werden unten weiter diskutiert. Die Effektivität und die resultierenden Mikrostrukturen dieser Verarbeitungsschritte werden jedoch stark durch die CRCS-Zusammensetzungen beeinflusst. Wie unten diskutiert wird, können Fachleute in der Tat die in den **Fig. 4A** bis **Fig. 4B** gezeigten metallurgischen Phasendiagramme verwenden, um Informationen über die Beziehungen zwischen den CRCS-Zusammensetzungen, den geeigneten Verarbeitungsschritten und den sich ergebenden Mikrostrukturen zu erzeugen. Dementsprechend können die CRCS-Zusammensetzungen ferner zu dem Zweck ausgestaltet werden, zusätzlich zu den bereits erwähnten vorteilhaften Oberflächenkorrosionsbeständigkeitseigenschaften die vorteilhaften mechanischen Volumeneigenschaften zu erzeugen.

[0035] Zum Beispiel können eine oder mehrere Ausführungsformen der CRCS-Zusammensetzungen bestimmte Bereiche von V, Ti und/oder einer Kombination von beiden umfassen, um Korrosionsbeständigkeit bereitzustellen. Zum Beispiel können in einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin die CRCS-Zusammensetzungen V enthalten, das zur Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit des Stahls wirksam ist und der CRCS-Zusammensetzung in dem Bereich von 1 Gew.% bis 9 Gew.% hinzugefügt wer-

den kann, um verbesserte Korrosionsbeständigkeit bereitzustellen. Auf Basis des Phasendiagramms, das in **Fig. 4A** gezeigt ist und das unten diskutiert wird, liegt die Menge des V-Zusatzes bevorzugt in dem Bereich von 1 Gew.% bis 6 Gew.%, wobei der V-Zusatz mehr als die untere Grenze von 1 Gew.% beträgt, um Korrosionsbeständigkeit zu verleihen, und weniger als die obere Grenze von 6 Gew.% zur Verarbeitbarkeit, um geeignete Mikrostrukturen zu erzeugen, die mechanische Volumeneigenschaften bereitstellen. Um die CRCS-Zusammensetzungs-Mikrostrukturen weiter hin zu solchen zu verbessern, die mehr als ungefähr 50 Volumenprozent (Vol.%) der starken martensitischen oder getemperten martensitischen Phasen für verbesserte mechanische Volumeneigenschaften enthalten, wie sie unten diskutiert werden, liegt die Menge an V-Zusatz bevorzugt in dem Bereich von 1 Gew.% bis 4 Gew.%, noch mehr bevorzugt in dem Bereich von 1 Gew.% bis 2,5 Gew.% und am meisten bevorzugt in dem Bereich von 1,5 Gew.% bis 2,5 Gew.%.

[0036] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin können die CRCS-Zusammensetzungen Ti enthalten, das ebenfalls bei der Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit der CRCS-Zusammensetzung wirksam ist und der CRCS-Zusammensetzung in dem Bereich von 1 Gew.% bis 9 Gew.% hinzugefügt werden kann, um verbesserte Korrosionsbeständigkeit bereitzustellen.

[0037] Auf Basis des Phasendiagramms, das in **Fig. 4B** gezeigt ist und das unten diskutiert wird, liegt die Menge des Ti-Zusatzes bevorzugt in dem Bereich von 1 Gew.% bis 3 Gew.% zur Verarbeitbarkeit, um geeignete Mikrostrukturen zu erzeugen, die mechanische Volumeneigenschaften bereitstellen. Um die CRCS-Zusammensetzungs-Mikrostrukturen weiter hin zu solchen zu verbessern, die mehr als ungefähr 50 Vol.% von starken (strong) martensitischen oder getemperten martensitischen Phasen für verbesserte mechanische Volumeneigenschaften enthalten, liegt die Menge an Ti-Zusatz mehr bevorzugt in dem Bereich von 1 Gew.% bis 2,2 Gew.%, noch mehr bevorzugt in dem Bereich von 1 Gew.% bis 1,8 Gew.% und am meisten bevorzugt in dem Bereich von 1 Gew.% bis 1,3 Gew.%.

[0038] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin kann der Stahl V und Ti enthalten. In diesen Ausführungsformen können V und Ti gleichzeitig mit einer Gesamtmenge in dem Bereich von ungefähr 1 Gew.% bis ungefähr 9 Gew.% hinzugefügt werden, um verbesserte Korrosionsbeständigkeit bereitzustellen. Auf Basis der Phasendiagramme, die in den **Fig. 4A** und **Fig. 4B** gezeigt sind, können das V und das Ti zur Verbesserung der Verarbeitbarkeit für geeignete starke und zähe Mikrostrukturen, die mechanische Volumeneigenschaften bereitstellen, in einer Gesamtmenge hinzugefügt werden, die bevorzugt in dem Bereich von 1 Gew.% bis hoch zu einer Menge liegt, die die nachstehende Gleichung (e1) erfüllt:

$$\text{Ti(Gew.\%)} = 3,0(\text{Gew.\%}) - 0,5 \times \text{V(Gew.\%)} \quad (\text{e1})$$

wobei Ti(Gew.%) und V(Gew.%) die Menge von Ti- bzw. V-Zusätzen in Gew.% sind. Die Gleichung (e1) kann bei der Ausgestaltung von CRCS-Zusammensetzungen verwendet werden, die eine Kombination von V und Ti enthalten. Als ein Beispiel betrachte man eine solche CRCS-Zusammensetzung, die 3 Gew.% V enthält, und Gleichung (e1) kann verwendet werden, um zu bestimmen, dass 1,5 Gew.% die entsprechende bevorzugte obere Grenzmenge von Ti-Zusatz ist, die eine verbesserte Verarbeitbarkeit erlaubt. Als ein weiteres Beispiel betrachte man eine solche CRCS-Zusammensetzung, die 6 Gew.% V enthält, und Gleichung (e1) kann verwendet werden, um zu bestimmen, dass 0 Gew.% die entsprechende bevorzugte obere Grenzmenge von Ti-Zusatz ist, die eine verbesserte Verarbeitbarkeit erlaubt. Dieses letztere Ergebnis stimmt mit dem oben beschriebenen bevorzugten Zusammensetzungsbereich einer CRCS-Zusammensetzung überein, die nur V, aber nicht Ti enthält. Um die CRCS-Mikrostrukturen weiter hin zu solchen zu verbessern, die mehr als ungefähr 50 Vol.% der starken martensitischen oder getemperten martensitischen Phasen für verbesserte mechanische Volumeneigenschaften enthalten, können das V und das Ti mit einer Gesamtmenge hinzugefügt werden, die mehr bevorzugt in dem Bereich von ungefähr 1 Gew.% bis hoch zu einer Menge liegt, die durch die nachstehende Gleichung (e2) bestimmt wird:

$$\text{Ti(Gew.\%)} = 2,2(\text{Gew.\%}) - 0,55 \times \text{V(Gew.\%)} \quad (\text{e2})$$

[0039] Und noch mehr bevorzugt in dem Bereich von 1 Gew.% bis hoch zu einer Menge, die durch die nachstehende Gleichung (e3) bestimmt wird:

$$\text{Ti(Gew.\%)} = 1,8(\text{Gew.\%}) - 0,72 \times \text{V(Gew.\%)} \quad (\text{e3})$$

[0040] Zusätzlich zu den Korrosionsbeständigkeits-Legierungszusätzen oder -elementen können andere geeignete Legierungselemente aufgenommen werden, um andere Eigenschaften der CRCS-Zusammensetzungen zu verbessern und/oder zu ermöglichen. Nicht beschränkende Beispiele dieser zusätzlichen Legierungs-

elemente können beispielsweise Kohlenstoff, Mangan, Silizium, Niob, Chrom, Nickel, Bor, Stickstoff und Kombinationen von diesen umfassen. Die CRCS-Zusammensetzungen können zum Beispiel zusätzliche Legierungselemente enthalten, die ermöglichen, dass der Basisstahl für verbesserte mechanische Volumeneigenschaften verarbeitet wird, wie etwa höhere Stärke und größere Zähigkeit. In diesem Zusammenhang werden diese Legierungselemente in die CRCS-Zusammensetzungen kombiniert, um geeignete mechanische Eigenschaften für bestimmte Konstruktionsstahlanwendungen bereitzustellen und/oder zu ermöglichen, wie etwa Anwendungen, die eine minimale Nenn-Dehn- bzw. Streckgrenze von 413 MPa oder bevorzugt mindestens 551 MPa umfassen.

[0041] Bestimmte Legierungselemente und bevorzugte Bereiche werden in weiteren Details unten beschrieben. In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin enthalten die CRCS-Zusammensetzungen Kohlenstoff (C). Kohlenstoff ist eines der Elemente, das verwendet wird, um Stähle zu stärken und zu härten. Sein Zusatz stellt auch einige sekundäre Vorteile zur Verfügung. Zum Beispiel stabilisiert der Kohlenstofflegierungszusatz während einer Erwärmung die Austenitphase, die mit einer geeigneten Abkühlungsbehandlung eine härtere und stärkere Lattenmartensitmikrostruktur in CRCS-Zusammensetzungen bilden kann. Kohlenstoff kann sich auch mit anderen starken karbidbildenden Elementen in der CRCS-Zusammensetzung kombinieren, wie etwa Ti, Niob (Nb) und V, um feine Karbidausscheidungen zu bilden, die Ausscheidungshärtung bereitstellen, sowie Kornwachstum während der Verarbeitung zu hemmen, um eine feinkörnige Mikrostruktur für verbesserte Zähigkeit bei niedriger Temperatur zu ermöglichen. Um diese Vorteile bereitzustellen, wird Kohlenstoff CRCS-Zusammensetzungen in einer Menge zwischen 0,03 Gew.% und 0,45 Gew.% hinzugefügt, bevorzugt in dem Bereich zwischen 0,03 Gew.% und 0,25 Gew.%, mehr bevorzugt in dem Bereich zwischen 0,05 Gew.% bis 0,2 Gew.% und noch mehr bevorzugt in dem Bereich zwischen 0,05 Gew.% bis 0,12 Gew.%.

[0042] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin können die CRCS-Zusammensetzungen Mangan (Mn) enthalten. Mangan ist ebenfalls ein Verfestigungselement in Stählen und kann zur Härtebeitrags beitragen. Jedoch kann zu viel Mangan für die Stahlplattenzähigkeit schädlich sein. In diesem Zusammenhang kann Mangan der CRCS-Zusammensetzung bis zu einer Menge von nicht mehr als 2 Gew.% hinzugefügt werden, bevorzugt in dem Bereich von 0,5 Gew.% bis 1,9 Gew.% oder mehr bevorzugt in dem Bereich von 0,5 Gew.% bis 1,5 Gew.%.

[0043] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin können die CRCS-Zusammensetzungen Silizium (Si) enthalten. Silizium wird während der Stahlverarbeitung häufig zu Desoxidationszwecken hinzugefügt. Auch wenn es ein starker Matrixverfestiger ist, hat es dennoch einen stark schädlichen Effekt, der die Stahlzähigkeit verschlechtert. Daher wird Silizium der CRCS-Zusammensetzung mit einer Menge von weniger als 0,45 Gew.% hinzugefügt, bevorzugt in einem Bereich zwischen 0,1 Gew.% bis 0,45 Gew.%.

[0044] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin können die CRCS-Zusammensetzungen Cr enthalten. Zusätzlich dazu, dass sie eine verbesserte Massenverlustkorrosionsbeständigkeit bereitstellen, stärken Cr-Zusätze den Stahl durch ihren Effekt, die Härtebeitrags des Stahls zu erhöhen. Wie oben angegeben wurde, können Cr-Zusätze jedoch zu einer Anfälligkeit gegenüber Lochkorrosion in wässrigen Umgebungen führen, die Sauerstoff enthalten. Die offenbarten Stähle, die V und Cr, Ti und Cr oder V, Ti und Cr enthalten, können gleichzeitig sowohl Massenverlustkorrosionsbeständigkeit als auch Lochkorrosionsbeständigkeit bereitstellen. Dieser zweifache Korrosionsbeständigkeitsvorteil wird bereitgestellt, indem V und/oder Ti mit Cr hinzugefügt wird, so dass der Nettozusatz in den Bereich von ungefähr 1 Gew.% bis 9 Gew.% liegt. Um die Verarbeitbarkeit des Stahls für die mechanischen Volumeneigenschaftsanforderungen der Zielanwendungen zu verbessern, liegt die Nettomenge von V und/oder Ti mit Cr-Zusatz jedoch bevorzugt in dem Bereich von 1 Gew.% bis 3,5 Gew.% und mehr bevorzugt in dem Bereich von 1,5 Gew.% bis 3 Gew.% und noch mehr bevorzugt in dem Bereich von 2 Gew.% bis 3 Gew.%.

[0045] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin können die CRCS-Zusammensetzungen Nickel (Ni) enthalten. Nickelzusatz kann die Stahlverarbeitbarkeit verbessern. Sein Zusatz kann jedoch die Korrosionsbeständigkeitseigenschaft verschlechtern sowie die Stahlkosten erhöhen. Weil Ni ein Austenitstabilisator ist, kann sein Zusatz jedoch mehr V-Zusatz ermöglichen, um den negativen Einfluss auf die Korrosionsbeständigkeitseigenschaften auszugleichen. Um die Stahlverarbeitbarkeit zu verbessern, wird Nickel in einer Menge von weniger als 3 Gew.% hinzugefügt und bevorzugt weniger als 2 Gew.%.

[0046] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin können die CRCS-Zusammensetzungen Bor (B) enthalten. Bor kann die Stahlhärtebeitrags relativ kostengünstig stark erhöhen und die Bildung von starken und zähen Stahlmikrostrukturen von niederem Bainit, Lattenmartensit sogar in dicken Abschnit-

ten (größer als 16 mm) fördern. Bor über ungefähr 0,002 Gew.% hinaus kann jedoch die Bildung von Versprödungsteilchen aus $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ fördern. Wenn Bor hinzugefügt wird, ist daher eine obere Grenze von 0,002 Gew.% Bor bevorzugt. Bor vergrößert auch den Härteeffekt von Molybdän und Niob.

[0047] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin können die CRCS-Zusammensetzungen Stickstoff (N) enthalten. In Titan enthaltenden CRCS-Zusammensetzungen kann ein Stickstoffzusatz Titanitrid-(TiN-)Ausscheidungen bilden, die eine Vergrößerung von Austenitkörnern während der Verarbeitung hemmen und dadurch die Niedertemperaturzähigkeit der CRCS-Zusammensetzung verbessern. Zum Beispiel kann in einer Ausführungsform, in der die Basis-CRCS-Zusammensetzung bereits ausreichend Titan für eine Korrosionsbeständigkeit enthält, N dann in dem Bereich von 10 Teilen pro Million (parts per million, ppm) bis 100 ppm hinzugefügt werden. In einer anderen Ausführungsform, in der die Basis-CRCS-Zusammensetzung nicht bereits Ti für eine Korrosionsbeständigkeit enthält, kann dann N in dem Bereich von 10 ppm bis 100 ppm hinzugefügt werden, wenn dies mit dem gleichzeitigen Zusatz von 0,0015 Gew.% bis 0,015 Gew.% Ti kombiniert wird. In dieser Ausführungsform wird Ti bevorzugt zu der CRCS-Zusammensetzung in einer solchen Menge hinzugefügt, dass das Gewichtsverhältnis von Ti:N ungefähr 3:4 ist.

[0048] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin können die CRCS-Zusammensetzungen Niob (Nb) enthalten. Nb kann hinzugefügt werden, um eine Austenitkornverfeinerung durch Bildung feiner Niobkarbidausscheidungen zu fördern, die während einer Wärmebehandlung das Kornwachstum hemmen, was mindestens 0,005 Gew.% Nb umfasst. Mehr Nb kann jedoch zu übermäßiger Ausscheidungshärtung führen, die die Stahlzähigkeit verschlechtert; aus diesem Grunde ist eine obere Grenze von 0,05 Gew.% Nb bevorzugt. Aus diesen Gründen kann Nb den CRCS in dem Bereich von 0,005 Gew.% bis 0,05 Gew.% hinzugefügt werden, bevorzugt in dem Bereich von 0,01 Gew.% bis 0,04 Gew.%.

[0049] Ferner sind Schwefel (S) und Phosphor (P) Verunreinigungselemente, die mechanische Stahleigenschaften verschlechtern, und können gesteuert werden, um die CRCS-Zusammensetzungen weiter zu verbessern. Zum Beispiel beträgt der S-Gehalt bevorzugt weniger als 0,03 Gew.% und mehr bevorzugt weniger als 0,01 Gew.%. In ähnlicher Weise beträgt der P-Gehalt bevorzugt weniger als 0,03 Gew.% und mehr bevorzugt weniger als 0,015 Gew.%.

Stahlmikrostruktur und Verarbeitung

[0050] Die Zusammensetzungen des CRCS, die oben beschrieben sind, stellen vorteilhafte Korrosionsbeständigkeits-, Stärke- und Zähigkeitseigenschaften zur Verfügung. Um jedoch die mechanischen Eigenschaftsziele zu erreichen, müssen die Stähle mit geeigneten metallurgischen Verarbeitungsschritten weiter verbessert werden, die thermische und/oder thermomechanische Behandlungen umfassen können, aber nicht auf diese beschränkt sind, um geeignete starke und zähe Mikrostrukturen zu erzeugen. Diese geeigneten Mikrostrukturen können solche enthalten, die überwiegend ferritische Phase oder überwiegend martensitische Phase oder überwiegend getemperte martensitische Phase oder überwiegend Dualphase aufweisen, sind aber nicht auf diese beschränkt, wobei die Dualphase entweder ferritische und martensitische Phasen oder ferritische und getemperte martensitische Phasen sein kann. Darüber hinaus können die oben erwähnten ferritischen, martensitischen, getemperten martensitischen und Dualphasenmikrostrukturen mit Zweitphasenausscheidungen weiter verstärkt werden. CRCS-Materialien, die derartige geeignete Mikrostrukturen haben, können zum Beispiel eine minimale Dehn- bzw. Streckgrenze von 413 MPa und eine Zähigkeit haben, die die L80-Anforderungen gemäß API CT5-Standard erfüllt. Die geeigneten metallurgischen Verarbeitungsverfahren zur Erzeugung der geeigneten Mikrostrukturen müssen typischerweise ausgestaltet werden, um zu speziellen CRCS-Zusammensetzungen zu passen, die weiter unten beschrieben werden.

[0051] Der Begriff "überwiegend", wie er hierin verwendet wird, um die Mikrostrukturphasen zu beschreiben, gibt an, dass die Phase, oder das Phasengemisch in dem Fall von Dualphase, 50 Volumenprozent (Vol.%) in der Stahlmikrostruktur überschreitet. Das Vol.% wird zu Flächenprozent (Flächen) angenähert, was durch quantitative metallographische Standardanalyse erhalten wird, wie etwa unter Verwendung von Mikroaufnahmen eines optischen Mikroskops oder unter Verwendung von rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen (REM). Um zu den Flächen% zu gelangen, kann als ein Beispiel, ohne diese Erfindung zu beschränken, das folgende Verfahren verwendet werden: Man wählt zufällig eine Stelle in dem Stahl aus, fertigt zehn Mikroaufnahmen bei 500facher (X) Vergrößerung in einem optischen Mikroskop oder 2000x-Vergrößerung in einem REM von benachbarten Bereichen dieser Stelle der metallographischen Probe an, die durch Standardverfahren hergestellt wurde, die Fachleuten bekannt sind. Aus der Montage dieser Mikroaufnahmen berechnet man das Flächen% dieser Phasen unter Verwendung eines Gitters oder eines ähnlichen Hilfsmittels, und dieses Flächen% wird als das Volumen% berichtet. Um das Flächen% zu berechnen, können auch automatisierte

Verfahren durch Einstellen der Grauskala und automatisches Berechnen des Flächen% der Phasen oberhalb und unterhalb der Grauskala verwendet werden. Siehe ASM-Handbuch, Band 9: Metallography and Microstructures, Ausgabe 2004, Seite 428.

[0052] Als ein Beispiel können die oben erwähnten vorteilhaften Mikrostrukturen für die CRCS durch ein allgemeines Wärmebehandlungsverfahren erzeugt werden. In diesem Verfahren werden die CRCS-Zusammensetzungen zunächst auf eine geeignet hohe Temperatur erwärmt und bei dieser Temperatur für eine ausreichend lange Zeit ausgeheilt bzw. geglüht, um die Stahlchemie zu homogenisieren und um Phasenumwandlungen zu induzieren, die die Stähle in Abhängigkeit von den speziellen Stahlzusammensetzungen entweder im Wesentlichen in Austenitphase oder im Wesentlichen in eine Mischung von Austenit- und Ferritphasen oder im Wesentlichen in Ferritphase umwandeln. Die Phasenumwandlungen finden über Keimbildungs- und Wachstumsprozesse statt, die dazu führen, dass sich die neuen Phasen in kleinen Körnern bilden. Diese neu gebildeten kleinen Körner können jedoch mit zunehmender Zeit wachsen, wenn die Stähle bei der Ausheiltemperatur gehalten werden. Das Kornwachstum kann gestoppt werden, indem die Stähle auf eine geeignet niedrige Temperatur abgekühlt werden.

[0053] Die CRCS-Zusammensetzungen können dann mit einer geeignet schnellen Abkühlgeschwindigkeit abgeschreckt werden, um den Großteil der Austenitphase in die starke bzw. feste und harte Martensitphase umzuwandeln. Falls sie vorhanden ist, wird die Ferritphase durch diesen schnellen Abkühlschritt nicht beeinflusst. Abkühlung in Luft kann ebenfalls verwendet werden, weil sie für bestimmte Stahlzusammensetzungen eine ausreichend schnelle Abkühlgeschwindigkeit zur Verfügung stellen kann sowie den ökonomischen Vorteil hat, ein kostengünstiger Arbeitsvorgang zu sein. Nach dem Abschrecken können die CRCS-Zusammensetzungen dann einem Tempern unterzogen werden, indem sie wieder auf eine geeignete Temperatur erwärmt und für eine ausreichend lange Zeit bei dieser Temperatur gehalten werden, um die Zähigkeitseigenschaften zu verbessern. Nach diesen Wärmebehandlungen sind die endgültigen CRCS-Mikrostrukturen solche, die entweder überwiegend Ferrit (α) oder überwiegend Martensit (α'') oder überwiegend getempertes Martensit ($T - \alpha'$) oder überwiegend Dualphasen aufweisen, die stark (strong) und zäh sind.

[0054] Die oben beschriebenen allgemeinen Wärmebehandlungsverfahren können durch verschiedene Verarbeitungsschritte weiter verbessert werden. Als ein Beispiel kann auch thermomechanische Bearbeitung während des Abschreckens der CRCS-Zusammensetzungen nach dem Ausheilen bzw. Glühen eingesetzt werden. Dieser Prozess kann die Korngröße in der Mikrostruktur verringern, um eine weitere Verbesserung in sowohl den Stärke- als auch den Zähigkeitseigenschaften bereitzustellen. Ein Beispiel für dieses weitere Verbesserungsverfahren ist das wohlbekanntes Mannesmann-Verfahren, das üblicherweise bei der Herstellung von nahtlosen OCTG-Rohren eingesetzt wird und bei dem warmer Stahl durchstoßen und während der Abkühlung in ein rohrförmiges Produkt geformt wird. Siehe Mannesmann-Verfahren: Manufacturing Engineer's Reference Book, Herausgeber D. Koshal (Butterworth-Heinemann, Oxford, 1993) Seiten 4 bis 47. Als ein weiteres Beispiel können die oben beschriebenen allgemeinen Wärmebehandlungsverfahren auch verbessert werden, indem nach dem Ausheilen bzw. Glühen und vor jedem nachfolgenden Tempersschritt ein oder mehrere Temperaturwechselschritte hinzugefügt werden, um eine Kornverfeinerung zu erreichen. Während jedem von diesen Temperaturwechselschritten werden die CRCS-Zusammensetzungen auf eine geeignete Temperatur aufgewärmt, die nicht höher als die vorhergehende Ausheil- bzw. Glühtemperatur ist, und werden für einen kurzen Zeitraum bei dieser Temperatur gehalten, um die Martensitphase und, falls vorhanden, die Ferritphase in Austenitphase umzuwandeln, aber nicht so lange, dass ein erhebliches Kornwachstum induziert wird. Die bevorzugten Temperaturen und Zeiten für die Temperaturwechselbehandlung können durch Versuche oder Modellansätze erhalten werden, die den Fachleuten bekannt sind. Ein Ergebnis dieses Phasenumwandlungsprozesses ist die Verfeinerung der sich ergebenden Austenitkörner hin zu geringeren Größen. Die CRCS-Zusammensetzungen werden dann geeignet abgeschreckt, um die Austenitphase zurück in die Martensitphase oder die oben beschriebene Dualphase umzuwandeln, aber die sich ergebenden Mikrostrukturen sind solche, die feinere, kleinere Korngrößen aufweisen, die die Stärke- und Zähigkeitseigenschaften verbessern. Jeder zusätzliche Temperaturwechselschritt kann die CRCS-Korngröße schrittweise verringern, jedoch mit abnehmender Effizienz. Diese Verbesserungen, wie sie im Folgenden detailliert ausgeführt werden, sind insbesondere geeignet für überwiegend martensitische oder getemperte martensitische oder Dualphasenmikrostrukturen.

[0055] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin kann eine V enthaltene CRCS-Zusammensetzung verarbeitet werden, um die oben beschriebene vorteilhafte Mikrostruktur zu erzeugen. Auf Basis des in **Fig. 4A** gezeigten Phasendiagramms kann dieses Verfahren Schritte enthalten, zunächst die CRCS-Zusammensetzung für einen ausreichend langen Zeitraum zu erwärmen und auszuheilen bzw. zu glühen und dann die CRCS-Zusammensetzung mit geeigneter Abkühlungsgeschwindigkeit auf Umgebungstemperatur abzuschrecken. Die Ausheil- bzw. Glühtemperatur liegt in dem Bereich von 850°C bis 1450°C und

bevorzugt in dem Bereich von 1000°C bis 1350°C, noch mehr bevorzugt zwischen 1000°C und 1300°C. Das Ausheilen bzw. Glühen wird für eine ausreichende Zeit durchgeführt, um Ausscheidungen zu lösen und im Wesentlichen homogenisierte Strukturen zu erreichen, wobei der Zeitraum, wie es Fachleuten bekannt ist, in Abhängigkeit von der Temperatur bis zu ungefähr 24 Stunden beträgt. Der Ausheil- bzw. Glühschritt kann davon gefolgt werden, dass die CRCS-Zusammensetzung wieder erwärmt und für einen ausreichend langen Zeitraum getempert wird, zum Beispiel weniger als ungefähr zwölf Stunden, und dann entweder durch Abschrecken oder Kühlung mit Umgebungsluft auf Umgebungstemperatur abgekühlt wird. Die Tempertemperatur ist in dem Bereich von 400°C bis hoch zu oder gleich der Austenitbildungstemperatur, die als Ac1 bekannt ist. Bevorzugt überschreitet die obere Tempertemperatur nicht 760°C und liegt mehr bevorzugt in dem Bereich von 550°C bis 670°C. Unter Verwendung dieses Verfahrens können die CRCS-Zusammensetzungen, die weniger als ungefähr 2,5 Gew.% V enthalten, Mikrostrukturen haben, die überwiegend Martensitphase wie abgeschreckt oder getempert Martensitphase aufweisen, und die CRCS-Zusammensetzungen, die V in dem Bereich von 2,5 Gew.% bis 6 Gew.% enthalten, können Mikrostrukturen haben, die überwiegend Dualphasen aufweisen, d. h. Ferritphasen und entweder Martensitphasen wie abgeschreckt oder getemperte Martensitphasen.

[0056] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin kann eine Ti enthaltende CRCS-Zusammensetzung verarbeitet werden, um die oben beschriebene vorteilhafte Mikrostruktur zu erzeugen. Auf Basis des in **Fig. 4B** gezeigten Phasendiagramms kann dieses Verfahren Schritte enthalten, die CRCS-Zusammensetzung zunächst für einen ausreichend langen Zeitraum zu erwärmen und auszuheilen bzw. zu glühen und die CRCS-Zusammensetzung dann mit einer geeigneten Abkühlgeschwindigkeit auf Umgebungstemperatur abzuschrecken. Die Ausheil- bzw. Glüh-temperatur liegt in dem Bereich von 850°C bis 1450°C und bevorzugt in dem Bereich von 900°C bis 1300°C, noch mehr bevorzugt in dem Bereich von 1050°C bis 1250°C. Das Ausheilen bzw. Glühen wird für eine ausreichend lange Zeit durchgeführt, um im Wesentlichen homogenisierte Strukturen zu erreichen, wobei der Zeitraum, wie es Fachleuten bekannt ist, in Abhängigkeit von der Temperatur bis zu ungefähr 24 Stunden beträgt. Dem Ausheil- bzw. Glühschritt kann sich anschließen, dass die CRCS-Zusammensetzung wieder erwärmt und für einen ausreichend langen Zeitraum getempert wird, zum Beispiel weniger als ungefähr zwölf Stunden, und dann durch Abschrecken oder einfache Umgebungsluftkühlung auf Umgebungsbedingungen abgeschreckt wird. Die Tempertemperatur liegt in dem Bereich von 400°C bis nicht mehr als die Austenitbildungstemperatur, die als Ac1 bekannt ist. Bevorzugt überschreitet die obere Temperatur nicht 760°C und liegt mehr bevorzugt in dem Bereich von 550°C bis 670°C. Unter Verwendung dieses Verfahrens können die CRCS-Zusammensetzungen, die bis zu 1,8 Gew.% Ti enthalten, Mikrostrukturen haben, die überwiegend Martensitphase entweder wie abgeschreckt oder getempert aufweisen, und die CRCS-Zusammensetzungen, die Ti in dem Bereich von 1,8 Gew.% bis 3 Gew.% enthalten, können Mikrostrukturen haben, die überwiegend Dualphasen aufweisen, d. h. Ferritphasen und entweder Martensitphasen wie abgeschreckt oder getemperte Martensitphasen.

[0057] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin kann die oben beschriebene Verarbeitung von Ti enthaltenden CRCS-Mikrostrukturen weiter verbessert werden, indem die CRCS-Zusammensetzungen einer zusätzlichen thermischen Verarbeitung über das Ausheilen bzw. Glühen für einen geeigneten Zeitraum bei einer geeigneten Temperatur in dem Bereich von 600°C bis 1300°C unterzogen werden, um Ausscheidungen der Laves-(TiFe₂)-Phase zu bilden. Diese Ausscheidungen können zusätzliche Stärke bereitstellen. Diese zusätzliche thermische Verarbeitung kann entweder Teil des oben beschriebenen Ausheil- und/oder Tempervfahrens oder ein eigenständiges Verfahren sein.

[0058] In einer oder mehreren Ausführungsformen oben oder woanders hierin kann eine sowohl V als auch Ti enthaltende CRCS-Zusammensetzung verarbeitet werden, um die oben beschriebene vorteilhafte Mikrostruktur zu erzeugen. Auf Basis der Phasendiagramme, die in den **Fig. 4A** und **Fig. 4B** gezeigt sind und die unten diskutiert werden, kann dieses Verfahren Schritte enthalten, die CRCS-Zusammensetzung zunächst für einen ausreichend langen Zeitraum zu erwärmen und auszuheilen bzw. zu glühen und die CRCS-Zusammensetzung dann mit einer geeigneten Abkühlgeschwindigkeit auf Umgebungstemperatur abzuschrecken. Die Ausheiltemperatur der V und Ti enthaltenden CRCS-Zusammensetzung in °C, $T_{V+Ti}^{Ausheilung}(^{\circ}C)$, kann unter Verwendung der nachstehenden Gleichung (e4) bestimmt werden:

$$T_{V+Ti}^{Ausheilung} (^{\circ}C) = \frac{V(\text{Gew.}\%) \times T_V^{Ausheilung} (^{\circ}C) + Ti(\text{Gew.}\%) \times T_{Ti}^{Ausheilung} (^{\circ}C)}{V(\text{Gew.}\%) + Ti(\text{Gew.}\%)} \quad (\text{e4})$$

wobei V(Gew.%) und Ti (Gew.%) die jeweiligen Mengen von V und Ti in Gew.% sind, $T_V^{Ausheilung}(^{\circ}C)$, $T_{Ti}^{Ausheilung}(^{\circ}C)$ jeweils die entsprechenden Ausheiltemperaturen in °C für die Nur-V- und die Nur-Ti-CRCS-Zusammensetzungen sind, wie es oben in vorhergehenden Absätzen diskutiert wurde. Das Ausheilen bzw. Glühen wird für eine

ausreichend lange Zeit durchgeführt, um im Wesentlichen homogenisierte Strukturen zu erreichen, und kann, wie es Fachleuten bekannt ist, in Abhängigkeit von der Temperatur bis zu 24 Stunden dauern. Dem Ausheil- bzw. Glühschritt kann sich anschließen, dass die CRCS-Zusammensetzung wieder erwärmt wird, um sie für einen ausreichend langen Zeitraum zu tempern, bis zu zwölf Stunden, und dann entweder durch Abschrecken oder einfache Umgebungsluftkühlung auf Umgebungsbedingungen abgeschreckt wird. Die Tempertemperatur der V und Ti enthaltenden CRCS-Zusammensetzung in °C, $T_{V+Ti}^{Tempern}(^{\circ}C)$ kann unter Verwendung der nachstehenden Gleichung (e5) bestimmt werden:

$$T_{V+Ti}^{Tempern} (^{\circ}C) = \frac{V(\text{Gew.}\%) \times T_V^{Tempern}(^{\circ}C) + Ti(\text{Gew.}\%) \times T_{Ti}^{Tempern}(^{\circ}C)}{V(\text{Gew.}\%) + Ti(\text{Gew.}\%)} \quad (\text{e5})$$

wobei $T_V^{Tempern}(^{\circ}C)$, $T_{Ti}^{Tempern}(^{\circ}C)$ jeweils die entsprechenden Tempertemperaturen in °C für die Nur-V- und die Nur-Ti-CRCS-Zusammensetzungen sind, wie es oben in vorhergehenden Absätzen diskutiert wurde.

[0059] In den oben beschriebenen Beispielen von CRCS-Wärmebehandlungen und -verarbeitungen können zusätzliche Verarbeitungsschritte eingesetzt werden, um weitere Verbesserungen in den mechanischen Eigenschaften zu erreichen. Als ein Beispiel kann dies erreicht werden, indem die zuvor beschriebene thermomechanische Bearbeitung von ausgeheilten CRCS-Zusammensetzungen während der Abschreckschritte aufgenommen werden. Alternativ kann dies als ein weiteres Beispiel auch nach dem Ausheilen erreicht werden, indem einer oder mehrere der zuvor beschriebenen Temperaturwechselschritte hinzugefügt werden, so dass in jedem Temperaturwechselschritt die CRCS-Zusammensetzung wieder auf eine geeignete Temperatur erwärmt wird, die nicht höher als ihre ursprüngliche Ausheil- bzw. Glühtemperatur ist.

[0060] Ferner können spezielle Einstellungen von Verarbeitungsparametern (zum Beispiel Erwärmungstemperatur und -dauer) durchgeführt werden, um eine Anpassung an bestimmte CRCS-Zusammensetzungen vorzunehmen, wie es in der Stahlindustrie üblicherweise durchgeführt wird. Zum Beispiel können die CRCS-Zusammensetzungen fein eingestellt werden, und die zugehörigen Abschreck- und Temperparameter (d. h. Verweilzeit und -temperatur) können entsprechend eingestellt werden, um die gewünschten Kandidatenmikrostrukturen und ihre mechanischen Eigenschaften zu erhalten. Die Kandidatenmikrostrukturen umfassen diejenigen, die zuvor beschrieben wurden, diejenigen, die überwiegend das Martensit (wie abgeschreckt und getempert), Ferrit-Martensit-Dualphase (wie abgeschreckt und getempert) und zusätzliche Mikrostrukturen aufweisen, wie etwa die durch Laves-(TiFe₂-)Phasenausscheidungen verstärkte Ferritphase in dem Fall einer Ti enthaltenden CRCS-Zusammensetzung.

[0061] In vorteilhafter Weise stellen die CRCS-Zusammensetzungen eine Kombination von verbesserter Beständigkeit gegenüber gleichförmiger oder allgemeiner Korrosion in Kohlenwasserstoffförderungsumgebungen sowie verbesserte Beständigkeit gegenüber Lochkorrosion oder lokalisierter Korrosion in Wassereinpressumgebungen bereit. Diese CRCS-Zusammensetzungen stellen einen geeigneten Ausgleich zwischen Kosten und Korrosionsbeständigkeitseigenschaften bereit.

Beispiele

[0062] Die folgenden Absätze enthalten beispielhafte Daten, die bereitgestellt werden, um verschiedene Aspekte der CRCS-Zusammensetzungen gemäß Aspekten der vorliegenden Erfindung weiter zu erläutern. Zum Beispiel sind die **Fig. 1A** bis **Fig. 1P** beispielhafte Labor-Korrosionsversuchsdaten, die unter Verwendung wässriger simulierter Förder- und Wassereinpressfluide gemäß Aspekten der vorliegenden Erfindung gemessen wurden. **Fig. 2** ist eine Zusammenfassung der visuellen Untersuchungsergebnisse von Stahlcoupons, die simulierten wässrigen Wassereinpressfluiden ausgesetzt waren. Die **Fig. 3A** bis **Fig. 3D** sind beispielhafte Querschnitts-SEM-Mikroaufnahmen und EDS-Elementabbildungen der Korrosionsoberfläche der Stahlcoupons nach Korrosionsversuchen. Die **Fig. 4A** bis **Fig. 4B** sind beispielhafte Phasendiagramme der CRCS-Zusammensetzungen, die unter Verwendung des Thermo-Calc-Computermodells gemäß Aspekten der vorliegenden Erfindung berechnet wurden. Schließlich ist **Fig. 5** ein beispielhaftes Förderungssystem gemäß bestimmten Aspekten der vorliegenden Erfindung.

[0063] Um zu beginnen, sind die **Fig. 1A** bis **Fig. 1P** Diagramme von Korrosionsgeschwindigkeiten, die in Laborexperimenten gemäß Ausführungsformen der vorliegenden Techniken gemessen wurden. In den **Fig. 1A** bis **Fig. 1P** werden die Korrosionsgeschwindigkeiten unter Verwendung elektrochemischer Methodik (zum Beispiel linearer Polarisationswiderstand, siehe Principles and Prevention of Corrosion, D. A. Jones, Seite 146 (Macmillan, 1992)) in einem weiten Bereich simulierter Förderungsbedingungen gemessen. Die in diesen

Messungen verwendeten Stähle umfassen fünf Zusammensetzungen, die jeweils 1,5 Atomprozent (at%) V, 2,5 at% V, 5 at% V, 5 at% Ti bzw. 5 at% Cr enthalten, die in Gewichtsprozent (Gew.%) 1,4 Gew.% V, 2,3 Gew.% V, 4,6 Gew.% V, 4,3 Gew.% Ti bzw. 4,7 Gew.% Cr entsprechen. Jede dieser Stahlzusammensetzungen enthielt zusätzlich 0,5Mn-0,1Si-0,07C in Gew.%. In den nachfolgenden Diskussionen werden diese Stahlzusammensetzungen als 1,5V, 2,5V, 5V, 5Ti bzw. 5Cr bezeichnet. Die Diagramme enthalten zu Vergleichszwecken zur weiteren Verdeutlichung der Verbesserungen in der Korrosionsbeständigkeit der CRCS-Zusammensetzungen auch Korrosionsgeschwindigkeiten, die für einen Kohlenstoffstahl (carbon steel, CS) und einen Edelstahl gemessen wurden, der 13 Gew.% Cr (13Cr) enthält. Die Diagramme in den **Fig. 1A** bis **Fig. 1L** vergleichen verschiedene Stahlzusammensetzungen, einschließlich 5V-, 5Ti- und 5Cr-Stählen mit CS und 13Cr in Zunder bildenden und nicht Zunder bildenden Versuchsumgebungen. Die Diagramme in den **Fig. 1M** bis **Fig. 1P** vergleichen Stähle mit verschiedenem V-Gehalt, d. h. 1,5V-, 2,5V- und 5V-Stähle, mit CS und 13 Cr in Zunder bildenden und nicht Zunder bildenden Versuchsumgebungen.

[0064] In den **Fig. 1A** und **Fig. 1B** sind die Korrosionsgeschwindigkeiten für Messungen gezeigt, die in simulierten wässrigen Förderfluiden durchgeführt wurden, die Zusammensetzungen, die Natriumchlorid (NaCl) in einer Menge von ungefähr 10 Gew.% enthalten, ungefähr 103 kPa CO₂, einen pH von ungefähr 5 und eine Temperatur von ungefähr 65,6°C haben und die eine nicht Zunder bildende Versuchsumgebung bereitstellen, die die Bildung von Sideritzunder auf den untersuchten Stählen nicht fördert. In dem Diagramm **100** der **Fig. 1A** sind die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten **102** in mm pro Jahr (mm/a) (mils-per-year, mpy) für Antworten **105** bis **109** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber der Zeit **104** in Stunden gezeigt. Die Antworten **105**, **106**, **107**, **108**, **109** sind für CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Wie in diesem Diagramm **100** gezeigt ist, weist die durch die Antwort **109** repräsentierte 13Cr-Zusammensetzung die niedrigste momentane Korrosionsgeschwindigkeit von ungefähr 5 mm/a bei ungefähr 40 Stunden auf. Die durch die Antwort **105** repräsentierte CS-Zusammensetzung hat die höchste momentane Korrosionsgeschwindigkeit, die mit zunehmender Zeit auf ungefähr 200 mm/a bei ungefähr 40 Stunden zunimmt. Die momentane Korrosionsgeschwindigkeit der durch die Antwort **106** repräsentierten 5V-CRCS-Zusammensetzung nimmt mit zunehmender Zeit auf ungefähr 50 mm/a bei ungefähr 40 Stunden ab, diejenige der durch die Antwort **107** repräsentierten 5Ti-CRCS-Zusammensetzung nimmt mit zunehmender Zeit auf ungefähr 98 mm/a bei ungefähr 40 Stunden ab und diejenige der durch die Antwort **108** repräsentierten 5Cr-Zusammensetzung nimmt mit zunehmender Zeit auf ungefähr 86 mm/a bei ungefähr 40 Stunden ab. Somit stellen die 5V- und 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen momentane Korrosionsgeschwindigkeiten bereit, die ungefähr 1/4 bzw. 1/2 von derjenigen von Kohlenstoffstahl nach 40 Stunden Prüfung in dieser nicht Zunder bildenden Versuchsumgebung betragen.

[0065] In dem Diagramm **110** der **Fig. 1B** sind die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **112** in mpy für Antworten **115** bis **119** gemessen für unterschiedliche Stahlzusammensetzungen gegenüber ihren jeweiligen Stahlzusammensetzungen **114** gezeigt. In diesem Diagramm **110** werden die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **112** durch Mittelwertbildung der momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten über ungefähr 40 Stunden von dem Beginn des Korrosionsversuchs erhalten. Die Antworten **115**, **116**, **117**, **118**, **119** sind für die CS-, 5V, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Wie in diesem Diagramm **110** gezeigt ist, ist die durch die Antwort **115** repräsentierte mittlere Korrosionsgeschwindigkeit der CS-Zusammensetzung die höchste bei ungefähr 175 mpy, diejenige der durch die Antwort **116** repräsentierten 5V-CRCS-Zusammensetzung ist ungefähr 60 mm/a, diejenige der durch die Antwort **117** repräsentierten 5Ti-CRCS-Zusammensetzung beträgt ungefähr 110 mm/a, diejenige der durch die Antwort **118** repräsentierten 5Cr-Zusammensetzung beträgt ungefähr 95 mm/a und diejenige der durch die Antwort **119** repräsentierten 13Cr-Zusammensetzung beträgt ungefähr 7 mm/a. Somit stellen die 5V- und 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen mittlere Korrosionsgeschwindigkeiten bereit, die ungefähr 1/3 bzw. 2/3 von derjenigen von Kohlenstoffstahl nach ungefähr 40 Stunden Prüfung in dieser nicht Zunder bildenden Versuchsumgebung betragen.

[0066] In ähnlicher Weise sind in den **Fig. 1C** und **Fig. 1D** die Korrosionsgeschwindigkeiten für Messungen gezeigt, die in simulierten wässrigen Förderfluiden durchgeführt wurden, die Zusammensetzungen, die NaCl in einer Menge von ungefähr 10 Gew.% enthalten, ungefähr 103 kPa CO₂, einen pH von ungefähr 5 und eine Temperatur von ungefähr 82,2°C haben und die eine nicht Zunder bildende Versuchsumgebung bereitstellen, die die Bildung von Sideritzunder auf den untersuchten Stählen nicht fördert. In dem Diagramm **120** der **Fig. 1C** sind die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten **122** in mpy für verschiedene Antworten **125** bis **129** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber der Zeit **124** in Stunden gezeigt. Die Antworten **125**, **126**, **127**, **128**, **129** sind für CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Wie in diesem Diagramm **120** gezeigt ist, weist die durch die Antwort **129** repräsentierte 13Cr-Zusammensetzung die niedrigste momentane Korrosionsgeschwindigkeit auf, die ungefähr 6 mm/a bei ungefähr 40 Stunden beträgt. Die durch die Antwort **125** repräsentierte CS-Zusammensetzung hat die höchste momentane Korrosi-

ongsgeschwindigkeit, die mit zunehmender Zeit auf ungefähr 225 mm/a bei ungefähr 40 Stunden zunimmt. Die momentane Korrosionsgeschwindigkeit der durch die Antwort **126** repräsentierten 5V-CRCS-Zusammensetzung nimmt mit zunehmender Zeit auf ungefähr 20 mm/a bei ungefähr 40 Stunden ab, diejenige der durch die Antwort **127** repräsentierten 5Ti-CRCS-Zusammensetzung nimmt mit zunehmender Zeit auf ungefähr 66 mpy bei ungefähr 40 Stunden ab und diejenige der durch die Antwort **128** repräsentierten 5Cr-Zusammensetzung nimmt mit zunehmender Zeit auf ungefähr 25 mpy bei ungefähr 40 Stunden ab. Somit stellen die 5V- und 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen momentane Korrosionsgeschwindigkeiten bereit, die ungefähr 1/10 bzw. 1/3 von derjenigen von Kohlenstoffstahl nach 40 Stunden Prüfung in dieser nicht Zunder bildenden Versuchsumgebung betragen.

[0067] In dem Diagramm **130** der **Fig. 1D** sind die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **132** in mm/a für Antworten **135** bis **139** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber ihren jeweiligen Stahlzusammensetzungen **134** gezeigt. In diesem Diagramm **130** werden die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **132** durch Mittelwertbildung der momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten über ungefähr 40 Stunden von dem Beginn des Korrosionsversuchs erhalten. Die Antworten **135**, **136**, **137**, **138**, **139** sind für die CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Wie in diesem Diagramm **130** gezeigt ist, ist die mittlere Korrosionsgeschwindigkeit der durch die Antwort **135** repräsentierten CS-Zusammensetzung die höchste bei ungefähr 195 mm/a, diejenige der durch die Antwort **136** repräsentierten 5V-CRCS-Zusammensetzung beträgt ungefähr 50 mm/a, diejenige der durch die Antwort **137** repräsentierten 5Ti-CRCS-Zusammensetzung beträgt ungefähr 85 mpy, diejenige der durch die Antwort **138** repräsentierten 5Cr-Zusammensetzung beträgt ungefähr 70 mm/a und diejenige der durch die Antwort **139** repräsentierten 13Cr-Zusammensetzung beträgt ungefähr 7 mm/a. Somit stellen die 5V- und 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen mittlere Korrosionsgeschwindigkeiten bereit, die ungefähr 1/4 bzw. 1/2 von derjenigen von Kohlenstoffstahl nach 40 Stunden Prüfung in dieser nicht Zunder bildenden Versuchsumgebung betragen.

[0068] Wie oben für die **Fig. 1A** bis **Fig. 1D** beschrieben worden ist, stellen die CRCS-Zusammensetzungen in diesen nicht Zunder bildenden wässrigen Förderumgebungen den Vorteil bereit, zwei bis zehnmal niedrigere Korrosionsgeschwindigkeiten als Kohlenstoffstahl zu erreichen. Dies liegt daran, dass Kohlenstoffstähle in diesen nicht Zunder bildenden Umgebungen keinen Sideritzunder zum Korrosionsschutz bilden, während die CRCS-Zusammensetzungen Oberflächenschichten bilden können, die in ihren jeweiligen CRCS-Legierungselementen (zum Beispiel V und/oder Ti) angereichert sind, um den vorteilhaften Korrosionsschutz bereitzustellen.

[0069] In den **Fig. 1E** und **Fig. 1F** sind die Korrosionsgeschwindigkeiten für Messungen gezeigt, die in simulierten wässrigen Förderfluiden durchgeführt wurden, die Zusammensetzungen, die NaCl in einer Menge von ungefähr 10 Gew.% und Natrium-Hydrogenkarbonat (NaHCO_3) in einer Menge von ungefähr 1,7 Gramm pro Liter (g/L) enthalten, ungefähr 103 kPa CO_2 , einen pH von ungefähr 6,4 und eine Temperatur von ungefähr 82,2°C haben und die eine Zunder bildende Versuchsumgebung bereitstellen, die die Bildung von schützendem Sideritzunder auf den geprüften Stählen fördert. In dem Diagramm **140** der **Fig. 1E** sind die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten **142** in mm/a für Antworten **145** bis **149** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber der Zeit **144** in Stunden gezeigt. Die Antworten **145**, **146**, **147**, **148**, **149** sind für CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Wie in diesem Diagramm **140** gezeigt ist, weist die durch die Antwort **149** repräsentierte 13Cr-Zusammensetzung die niedrigste momentane Korrosionsgeschwindigkeit auf, die ungefähr 2 mm/a bei ungefähr 70 Stunden beträgt. Die durch die Antwort **145** repräsentierte CS-Zusammensetzung hat eine hohe anfängliche momentane Korrosionsgeschwindigkeit, die ungefähr 76 mm/a bei ungefähr 20 Stunden erreicht und dann beginnt, aufgrund der Bildung eines schützenden Oberflächensideritzunders auf ungefähr 4 mm/a bei ungefähr 70 Stunden abzufallen. Die momentane Korrosionsgeschwindigkeit der durch die Antwort **146** repräsentierten 5V-CRCS-Zusammensetzung hat aufgrund der Bildung der mit CRCS-Elementen angereicherten schützenden Oberflächenschicht von den Versuchsstarts einen anfänglichen Abfall auf ungefähr 16 mm/a nach ungefähr 6 Stunden. Die Antwort nimmt dann aufgrund der langsameren Bildung einer zusätzlichen schützenden Sideritoberschicht langsam mit zunehmender Zeit auf ungefähr 9 mm/a nach ungefähr 70 Stunden ab, die bei etwas längerer Zeit weiter auf ungefähr dasselbe Niveau wie dasjenige der durch Sideritzunder geschützten CS-Zusammensetzung abnehmen kann. Die momentane Korrosionsgeschwindigkeit der durch die Antwort **148** repräsentierten 5Ti-CRCS-Zusammensetzung weist aufgrund der Bildung der mit CRCS-Elementen angereicherten schützenden Oberflächenschicht von den Versuchsstarts einen anfänglichen Abfall auf ungefähr 27 mm/a nach ungefähr 4 Stunden auf. Sie nimmt dann aufgrund der langsameren Bildung einer zusätzlichen schützenden Sideritoberschicht langsam mit zunehmender Zeit auf ungefähr 18 mm/a bei ungefähr 70 Stunden ab, und sie kann bei etwas längerer Zeit weiter auf ungefähr dasselbe Niveau wie dasjenige der durch Sideritzunder geschützten CS-Zusammensetzung abnehmen. Die momentane Korrosionsgeschwindigkeit der durch die Antwort **147** repräsentierten 5Cr-

Zusammensetzung weist einen anfänglichen Abfall auf ungefähr 36 mm/a nach ungefähr 4 Stunden von dem Versuchsbeginn auf. Sie nimmt dann mit zunehmender Zeit langsam auf ungefähr 33 mm/a bei ungefähr 70 Stunden ab. Somit zeigt das Diagramm **140**, dass vor der Bildung der schützenden Sideritoberflächenschicht die 5V- und 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen den Vorteil niedriger momentaner Korrosionsgeschwindigkeiten bereitstellen, die ungefähr 1/3 bzw. 1/5 von derjenigen von CS betragen. Nachdem die schützende Sideritoberflächenschicht gebildet ist, können die 5V- und 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen weiterhin niedrige momentane Korrosionsgeschwindigkeiten bereitstellen, die mit denjenigen des durch Sideritzunder geschützten CS nach 70 Stunden Prüfung in dieser Zunder bildenden Versuchsumgebung vergleichbar sind.

[0070] In dem Diagramm **150** der **Fig. 1F** sind die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **152** in mm/a für Antworten **155** bis **159** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber ihren jeweiligen Stahlzusammensetzungen **154** gezeigt. In diesem Diagramm **150** werden die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **152** erhalten, indem die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten von dem Beginn des Korrosionsversuchs über ungefähr 70 Stunden gemittelt werden. Die Antworten **155**, **156**, **157**, **158**, **159** sind für die CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Wie in diesem Diagramm **150** gezeigt ist, hat die in der Antwort **155** gezeigte mittlere Korrosionsgeschwindigkeit der CS-Zusammensetzung die höchste mittlere Korrosionsgeschwindigkeit von ungefähr 44 mm/a, diejenige der in der Antwort **156** gezeigten 5V-CRCS-Zusammensetzung beträgt ungefähr 13 mm/a, diejenige der in der Antwort **157** gezeigten 5Ti-CRCS-Zusammensetzung beträgt ungefähr 19 mm/a, diejenige der in der Antwort **158** gezeigten 5Cr-Zusammensetzung beträgt ungefähr 41 mm/a und diejenige der in der Antwort **159** gezeigten 13Cr-Zusammensetzung beträgt ungefähr 3 mm/a. Somit stellen die 5V- und 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen mittlere Korrosionsgeschwindigkeiten bereit, die ungefähr 1/3 bzw. 1/2 von derjenigen von Kohlenstoffstahl nach ungefähr 70 Stunden Prüfung in dieser Zunder bildenden Versuchsumgebung sind.

[0071] Wie oben für die **Fig. 1E** bis **Fig. 1F** beschrieben worden ist, können die CRCS-Zusammensetzungen in dieser Zunder bildenden wässrigen Förderumgebung den Vorteil bereitstellen, niedrige Korrosionsgeschwindigkeiten zu erreichen, die in einem Bereich liegen, der ungefähr gleich bis ungefähr dreimal niedriger als diejenigen des sideritgeschützten Kohlenstoffstahls ist. Dies liegt daran, dass die CRCS-Zusammensetzungen in dieser Zunder bildenden Umgebung schützenden Sideritzunder oben auf ihren Oberflächenschichten bilden können, die mit ihren jeweiligen CRCS-Legierungselementen (d. h. V und/oder Ti) angereichert sind, um einen zusätzlichen vorteilhaften Korrosionsschutz bereitzustellen.

[0072] Ähnliche Beobachtungen wie diejenigen, die oben beschrieben worden sind, sind bei Korrosionsversuchen gemacht worden, die in härteren Umgebungen mit höheren Temperaturen und Drücken durchgeführt worden sind. Zum Beispiel sind in den **Fig. 1G** und **Fig. 1H** die Korrosionsgeschwindigkeiten für Messungen gezeigt, die in simulierten wässrigen Förderfluiden durchgeführt wurden, die Zusammensetzungen, die NaCl in einer Menge von ungefähr 10 Gew. % enthalten, ungefähr 689 kPa CO₂, einen geschätzten pH von ungefähr 3,75 und eine Temperatur von ungefähr 82,2°C haben und die eine nicht zundernde Versuchsumgebung bereitstellen, die die Bildung von schützendem Sideritzunder auf den untersuchten Stählen nicht fördert. In dem Diagramm **160** der **Fig. 1E** sind die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten **162** in mm/a für Antworten **165** bis **169** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber der Zeit **164** in Stunden gezeigt. Die Antworten **165**, **166**, **167**, **168**, **169** sind für CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Wie in diesem Diagramm **160** gezeigt ist, weist die in der Antwort **169** gezeigte 13Cr-Zusammensetzung die niedrigste momentane Korrosionsgeschwindigkeit auf, die ungefähr 5 mm/a bei ungefähr 140 Stunden beträgt. Die in der Antwort **165** gezeigte CS-Zusammensetzung hat eine hohe anfängliche momentane Korrosionsgeschwindigkeit, die ungefähr 1080 mm/a bei ungefähr 11 Stunden erreicht. Dies hat eine beträchtliche Menge an gelöstem Eisen zur Folge, das die Versuchslösungschemie hin zu einer solchen ändert, die beginnt, die Sideritzunderbildung zu fördern, was den nachfolgenden Abfall in der momentanen Korrosionsgeschwindigkeit auf ein Niveau von ungefähr 5 mm/a bei ungefähr 140 Stunden zur Folge hat. Die in der Antwort **166** gezeigte momentane Korrosionsgeschwindigkeit der 5V-CRCS-Zusammensetzung weist aufgrund der Bildung der mit CRCS-Elementen angereicherten schützenden Oberflächenschicht einen anfänglichen Abfall auf ungefähr 340 mpy bei ungefähr 6 Stunden auf und blieb anschließend bis zum Versuchsende bei ungefähr 140 Stunden ungefähr bei diesem Niveau. Die durch die Antwort **167** repräsentierte momentane Korrosionsgeschwindigkeit der 5Ti-CRCS-Zusammensetzung liefert ähnliche Beobachtungen wie diejenige für die oben beschriebene 5V-CRCS-Zusammensetzung in der Antwort **166**. Die durch die Antwort **168** repräsentierte momentane Korrosionsgeschwindigkeit der 5Cr-Zusammensetzung nimmt mit zunehmender Zeit langsam auf ungefähr 174 mm/a bei ungefähr 140 Stunden ab. Somit stellen sowohl die 5V- als auch die 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen ohne die Bildung der schützenden Sideritoberflächenschicht auf CS momentane Korrosionsgeschwindigkeiten bereit, die ungefähr 1/3 von derjenigen von CS sind.

[0073] In dem Diagramm **170** der **Fig. 1H** sind die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **172** in mm/a für Antworten **175** bis **179** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber ihren jeweiligen Stahlzusammensetzungen **174** in Stunden gezeigt. In diesem Diagramm **170** werden die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **172** erhalten, indem die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten von dem Beginn des Korrosionsversuchs über ungefähr 140 Stunden gemittelt werden. Die Antworten **175**, **176**, **177**, **178**, **179** sind für die CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten der durch die Antworten **176**, **177**, **178**, **179** repräsentierten 5V-CRCS-, 5Ti-CRCS-, 5Cr- und 13Cr-Zusammensetzungen sind ungefähr 390 mm/a, 380 mm/a, 210 mm/a bzw. 50 mm/a. Es ist darauf hinzuweisen, dass die mittlere Korrosionsgeschwindigkeit der in der Antwort **175** gezeigten CS-Zusammensetzung (130 mpy) dem Effekt der sich ändernden Versuchsbedingung, die eine geänderte Wasserchemie umfasst, die, wie oben beschrieben worden ist, Sideritzunderbildung induziert, nicht richtig Rechnung trägt und daher nicht unmittelbar mit den mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten verglichen werden kann, die für die anderen Zusammensetzungen in dieser Versuchsumgebung gemessen wurden.

[0074] Wie oben für die **Fig. 1G** bis **Fig. 1H** beschrieben worden ist, stellen in diesem Versuch die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten das gezeigte Korrosionsverhalten der verschiedenen Stahlzusammensetzungen deutlicher dar als die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten. Auf Basis der momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten, die in dieser nicht Zunder bildenden wässrigen Förderumgebung gemessen wurden, stellen die CRCS-Zusammensetzungen den Vorteil bereit, niedrige Korrosionsgeschwindigkeiten zu erreichen, die ungefähr 1/3 von derjenigen von Kohlenstoffstahl betragen.

[0075] In den **Fig. 1I** und **Fig. 1J** sind die Korrosionsgeschwindigkeiten für Messungen gezeigt, die in simulierten wässrigen Förderfluiden durchgeführt wurden, die Zusammensetzungen, die NaCl in einer Menge von ungefähr 10 Gew.% und NaHCO₃ in einer Menge von ungefähr 0,5 g/L enthalten, ungefähr 1378 kPa CO₂, einen geschätzten pH von ungefähr 5 und eine Temperatur von ungefähr 121,1°C haben, was eine Zunder bildende Versuchsumgebung bereitstellt, die die Bildung von schützendem Sideritzunder auf den untersuchten Stellen fördert. In dem Diagramm **180** der **Fig. 1I** sind die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten **182** in mpy für Antworten **185** bis **189** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber der Zeit **184** in Stunden gezeigt. Die Antworten **185**, **186**, **187**, **188**, **189** sind für CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Darüber hinaus ist das Fenster **183** ein erweiterter Bereich des Diagramms **180**, der die Antworten **185** bis **189** gemessen in dem Zeitraum **60** bis **120** Stunden enthält. Wie in diesem Diagramm **180** und in dem Fenster **183** gezeigt ist, zeigt die durch die Antwort **189** repräsentierte momentane Korrosionsgeschwindigkeit von 13Cr einen schnellen Abfall von einer anfänglichen Geschwindigkeit von ungefähr 120 mm/a auf ungefähr 60 mm/a nach ungefähr einer Stunde und nimmt dann allmählich weiter auf ungefähr 19 mm/a bei ungefähr 120 Stunden ab. Die durch die Antwort **185** repräsentierte momentane Korrosionsgeschwindigkeit von CS zeigt einen schnellen Abfall von einer anfänglich hohen Geschwindigkeit von ungefähr 880 mpy (nicht gezeigt) auf ungefähr 40 mpy nach ungefähr einer Stunde, was durch die Bildung von schützendem Oberflächensideritzunder begründet ist. Die momentane Korrosionsgeschwindigkeit der CS-Zusammensetzung bleibt dann konstant und beträgt ungefähr 44 mm/a bei ungefähr 120 Stunden. Die durch die Antwort **186** repräsentierte momentane Korrosionsgeschwindigkeit der 5V-CRCS-Zusammensetzung weist einen anfänglichen allmählichen Anstieg auf ungefähr 573 mm/a bei ungefähr zwölf Stunden auf, wonach sie allmählich auf einen niedrigen Wert von ungefähr 31 mm/a bei ungefähr 120 abnimmt, während sich der schützende Sideritzunder bildet. Die durch die Antwort **187** repräsentierte momentane Korrosionsgeschwindigkeit der 5Ti-CRCS-Zusammensetzung weist einen anfänglichen allmählichen Anstieg auf ungefähr 635 mm/a bei ungefähr drei Stunden auf, wonach sie auf einen niedrigen Wert von ungefähr 23 mm/a bei ungefähr 120 Stunden abnimmt, während sich der schützende Sideritzunder bildet. Die durch die Antwort **188** repräsentierte momentane Korrosionsgeschwindigkeit der 5Cr-Zusammensetzung weist einen anfänglichen Abfall auf ungefähr 68 mm/a bei ungefähr acht Stunden auf, wonach sie allmählich auf ungefähr 29 mm/a bei ungefähr 120 Stunden abnimmt, während sich der schützende Sideritzunder bildet. Somit zeigt das Diagramm **180**, dass vor der Bildung des schützenden Sideritoberflächenzunders die 5V- und 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen den Vorteil niedriger momentaner Korrosionsgeschwindigkeiten bereitstellen, die ungefähr 2/3 bzw. 3/4 von der von CS sind. Nachdem sich der schützende Sideritoberflächenzunder gebildet hat, können die 5V- und 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen weiterhin niedrige momentane Korrosionsgeschwindigkeiten bereitstellen, die vergleichbar mit derjenigen des durch Sideritzunder geschützten CS nach 120 Stunden Prüfung in dieser Zunder bildenden Umgebung sind.

[0076] In dem Diagramm **190** der **Fig. 1J** sind die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **192** in mm/a für Antworten **195** bis **199** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber ihren jeweiligen Stahlzusammensetzungen **194** gezeigt. In diesem Diagramm **190** werden die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten durch Mittelwertbildung über ungefähr 120 Stunden von dem Beginn des Korrosionsversuchs erhalten. Die Antworten **195**, **196**, **197**, **198**, **199** sind für die CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen

und zeigen mittlere Korrosionsgeschwindigkeiten von 52 mm/a, 193 mm/a, 206 mm/a, 60 mm/a bzw. 30 mm/a. Es ist darauf hinzuweisen, dass ein Vergleich der mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten der CS-Zusammensetzung gegenüber den 5V- und 5Ti-CRCS-Zusammensetzungen den Effekt verschiedener Zeiten nicht richtig Rechnung trägt, die erforderlich sind, um den schützenden Sideritzunder zu bilden. Somit sind die in dem Diagramm **190** gezeigten mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten kein gutes Maß für den relativen Korrosionsschutz für unterschiedliche Stahlzusammensetzungen.

[0077] In den **Fig. 1K** und **Fig. 1L** sind die Korrosionsgeschwindigkeiten für Messungen gezeigt, die in simulierten Wassereinpressfluiden durchgeführt wurden, die Zusammensetzungen von gemäß ASTM-D1141-Standard hergestelltem simuliertem Meerwasser, das gelösten Sauerstoff (O_2) in einer geschätzten Menge von ungefähr 100 ppb enthält, einen pH von ungefähr 8 und eine Temperatur von ungefähr $82,2^\circ C$ haben. In dem Diagramm **200** der **Fig. 1K** sind die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten **202** in mm/a für Antworten **205** bis **209** für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber der Zeit **204** in Stunden gezeigt. Die Antworten **205**, **206**, **207**, **208**, **209** sind für CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Wie in dem Diagramm **200** der **Fig. 1K** gezeigt ist, betragen die durch die Antworten **205**, **206**, **207**, **208** bzw. **209** repräsentierten momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten der CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- und 13Cr-Zusammensetzungen ungefähr 6,2 mm/a, 2,2 mm/a, 9,4 mm/a, 2,2 mm/a bzw. 1,5 mm/a. Wenn man das Diagramm **200** der **Fig. 1K** mit den Diagrammen **100**, **120**, **140** bzw. **180** der **Fig. 1A**, **Fig. 1C**, **Fig. 1E**, **Fig. 1G** und **Fig. 1I** vergleicht, bemerkt man, dass alle fünf untersuchten Stahlzusammensetzungen ein ähnliches relativ niedriges Niveau der momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten nach 120 Stunden Untersuchung in simulierten Wassereinpressfluiden haben. Insbesondere stellt die 5V-CRCS-Zusammensetzung eine momentane Korrosionsgeschwindigkeit bereit, die ungefähr 1/3 von derjenigen von Kohlenstoffstahl nach 120 Stunden Prüfung in simulierten Wassereinpressfluiden ist.

[0078] In ähnlicher Weise sind in dem Diagramm **210** der **Fig. 1L** die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **212** in mm/a für Antworten **215** bis **219** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen gegenüber ihren jeweiligen Stahlzusammensetzungen **214** gezeigt. In diesem Diagramm **210** werden die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **212** durch Mittelwertbildung der momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten über ungefähr 120 Stunden von dem Beginn des Korrosionsversuchs erhalten. Die Antworten **215**, **216**, **217**, **218**, **219** sind für die CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Wie in diesem Diagramm **210** gezeigt ist, betragen die durch die Antworten **215**, **216**, **217**, **218**, **219** repräsentierten mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten für die CS-, 5V-, 5Ti-, 5Cr- und 13Cr-Zusammensetzungen ungefähr 6 mm/a, 2 mm/a, 9,2 mm/a, 2,5 mm/a bzw. 1,9 mm/a. Wenn man das Diagramm **210** der **Fig. 1L** mit dem Diagramm **110**, **130**, **150** bzw. **190** der **Fig. 1B**, **Fig. 1D**, **Fig. 1F**, **Fig. 1H** und **Fig. 1J** vergleicht, bemerkt man, dass alle fünf untersuchten Stahlzusammensetzungen ein ähnliches relativ niedriges Niveau der mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten nach 120 Stunden Untersuchung in simulierten, mit Sauerstoff angereicherten Wassereinpressfluiden haben. Insbesondere stellt die 5V-CRCS-Zusammensetzung eine mittlere Korrosionsgeschwindigkeit bereit, die ungefähr 1/3 von derjenigen von Kohlenstoffstahl nach 120 Stunden Prüfung in simulierten Wassereinpressfluiden ist.

[0079] Wie oben für die **Fig. 1K** bis **Fig. 1L** beschrieben worden ist, stellen die CRCS-Zusammensetzungen in den Wassereinpressumgebungen den Vorteil relativ niedriger Korrosionsgeschwindigkeiten bereit, und die 5V-CRCS-Zusammensetzung stellt insbesondere den Vorteil bereit, eine niedrige Korrosionsgeschwindigkeit zu erreichen, die ungefähr 1/3 von derjenigen von Kohlenstoffstahl ist.

[0080] Die **Fig. 1M** bis **Fig. 1N** vergleichen die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten von 1,5V-, 2,5V- und 5V-CRCS-Stählen mit CS und 13Cr in einer "nicht Zunder bildenden" Versuchsumgebung. Die Korrosionsgeschwindigkeiten sind für Messungen gezeigt, die in simulierten wässrigen Förderfluiden durchgeführt wurden, die ungefähr 10 Gew. % NaCl enthalten, ungefähr 103 kPa CO_2 , einen pH von ungefähr 5 und eine Temperatur von ungefähr $82,2^\circ C$ haben und die eine nicht Zunder bildende Versuchsumgebung bereitstellen, die die Bildung von Sideritzunder auf den untersuchten Stählen nicht fördert. Der Zweck dieses Versuchs besteht darin, eine beispielhafte Korrosionsgeschwindigkeit zu zeigen, die vom Vanadiumgehalt abhängt und CS und 13Cr als Basislinien enthält. Die **Fig. 1M** zeigt das Diagramm **220**, das die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **222** in mm/a für Antworten **225** bis **229** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen **224** zeigt. In diesem Diagramm **220** werden die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **222** erhalten, indem die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten über ungefähr 150 Stunden von dem Beginn des Korrosionsversuchs gemittelt werden. Die Antworten **225**, **226**, **227**, **228**, **229** sind für die CS-, 1,5V-, 2,5V-, 5V- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. Das Diagramm **220** zeigt niedrigere mittlere Korrosionsgeschwindigkeiten **222**, wenn der Vanadiumgehalt zunimmt. **Fig. 1N** zeigt das Diagramm **230**, das die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten von CS, 1,5V, 2,5V und 5V als Punkte darstellt und eine freihändig gezeichnete Trendlinie **236** für die vier Punkte zeigt. Wie gezeigt ist, verbessert sich die Korrosionsbeständigkeit dramatisch von 1,5V zu 2,5V,

aber verbessert sich nicht viel von 2,5V zu 5V. Dieses Beispiel stützt einen bevorzugten Vanadiumbereich von zwischen ungefähr 1,5 Gew.% V und ungefähr 2,5 Gew.% V für Korrosionsbeständigkeitszwecke, weil kleinere Mengen von Vanadium den zunehmenden Vorteil von zusätzlichem V nicht maximieren können und sich größere Mengen von V nicht viel besser als 2,5V verhalten können.

[0081] Die **Fig. 1O** bis **Fig. 1P** vergleichen die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten von 1,5V-, 2,5V- und 5V-CRCS-Stählen mit CS und 13Cr in einer "Zunder bildenden" Versuchsumgebung. Die Korrosionsgeschwindigkeiten sind für Messungen gezeigt, die in simulierten wässrigen Förderfluiden durchgeführt wurden, die Zusammensetzungen, die NaCl in einer Menge von ungefähr 10 Gew.% und Natrium-Hydrogenkarbonat (NaHCO₃) in einer Menge von ungefähr 1,7 Gramm pro Liter (g/L) enthalten, ungefähr 103 kPa CO₂, einen pH von ungefähr 6,4 und eine Temperatur von 82,2°C haben und die eine Zunder bildende Versuchsumgebung bereitstellen, die die Bildung von schützendem Sideritzunder auf den untersuchten Stählen fördert. **Fig. 1O** zeigt ein Diagramm **240**, das die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **242** in mm/a für Antworten **245**, **246**, **247**, **248** und **249** gemessen für verschiedene Stahlzusammensetzungen **244** zeigt. In diesem Diagramm **240** werden die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten **242** erhalten, indem die momentanen Korrosionsgeschwindigkeiten über ungefähr 160 Stunden von dem Beginn des Korrosionsversuchs gemittelt werden. Die Antworten **245**, **246**, **247**, **248** und **249** sind für die CS-, 1,5V-, 2,5V-, 5V- bzw. 13Cr-Stahlzusammensetzungen. In diesem Diagramm ist auch die Antwort **250** für CS gezeigt, was die momentane Spitzenkorrosionsgeschwindigkeit ist, die bei ungefähr 25 Stunden erreicht wird, bevor die Korrosionsgeschwindigkeit beginnt, aufgrund der Bildung von schützendem Oberflächensideritzunder abzufallen. Es ist darauf hinzuweisen, dass die Gesamtkorrosionsgeschwindigkeit niedriger als für die Zunder bildende Umgebung ist. Ähnlich wie bei den zuvor beschriebenen Korrosionsgeschwindigkeiten in einer "Zunder bildenden" Versuchsumgebung in Bezug auf die **Fig. 1E** und **Fig. 1F** ist hier darauf hinzuweisen, dass die V enthaltenden Stähle niedrigere Korrosionsgeschwindigkeiten als diejenigen von CS vor der Bildung seines Sideritzunders zeigten und Korrosionsgeschwindigkeiten zeigten, die vergleichbar zu denjenigen von CS nach der Bildung seines Sideritzunders sind. Das Diagramm **240** zeigt niedrigere mittlere Korrosionsgeschwindigkeiten **242**, wenn der Vanadiumgehalt zunimmt. **Fig. 1P** zeigt das Diagramm **260**, das die mittleren Korrosionsgeschwindigkeiten von CS, 1,5V, 2,5V und 5V als Punkte darstellt und eine freihändig gezeichnete Trendlinie **256** für die vier Punkte zeigt. Das Diagramm zeigt auch die Antwort **267** der momentanen Spitzenkorrosionsgeschwindigkeit von CS bei ungefähr 25 Stunden. Es ist darauf hinzuweisen, dass die Verbesserungen in der Korrosionsbeständigkeit von 1,5V zu 2,5V am größten zu sein scheint, wie es in der Zunder bildenden Umgebung der Fall ist (siehe die Linie **236** in dem Diagramm **230**). Dieses Beispiel scheint auch einen vorteilhaften Vanadiumbereich von ungefähr 1,5 Gew.% bis ungefähr 2,5 Gew.% zu stützen.

[0082] Die Tabelle der **Fig. 2** fasst die von einer visuellen Untersuchung von 5V-CRCS- und 5Cr-Stahlcoupons erhaltenen Ergebnisse zusammen, nachdem diese für ungefähr 120 Stunden den simulierten Wasser-einpressfluiden ausgesetzt waren, die Zusammensetzungen von gemäß dem ASTM-D1141-Standard hergestelltem Salzwasser, das gelösten Sauerstoff (O₂) in einer geschätzten Menge von ungefähr 100 ppb enthält, einen pH von ungefähr 8 und eine Temperatur von ungefähr 82,2°C haben. Wie in dieser Tabelle gezeigt ist, war auf der Oberfläche des 5V-CRCS-Coupons wenig oder keine Lochkorrosion sichtbar, während auf der Oberfläche des 5Cr-Stahlcoupons mehrere punktförmige Anfressungen, die sich aus lokalisierter Korrosion ergaben, deutlich sichtbar waren. Somit zeigen diese Ergebnisse, dass in mit Sauerstoff angereicherten Wassereinpressumgebungen der Cr enthaltende Stahl und CRA-Zusammensetzungen lokalisierte Korrosion (d. h. Lochkorrosion) erleiden können, während die V enthaltende CRCS-Zusammensetzung dies nicht tut.

[0083] Die **Fig. 3A** bis **Fig. 3D** zeigen beispielhafte Querschnitts-REM-Mikroaufnahmen und EDS-Element-Aufnahmen der Korrosionsoberflächen auf in Korrosionsversuchen erzeugten CRCS-Coupons. Diese Ansichten zeigen die relativ dicken Schichten (20 µm bis 50 µm dick) auf den Stahlcoupon-Korrosionsoberflächen, die den vorteilhaften Korrosionsschutz bereitstellen, der oben in Bezug auf die **Fig. 1A** bis **Fig. 1L** beschrieben worden ist. Wie unten beschrieben wird, wird für diese Schichten beobachtet, dass sie mit den V- oder Ti-CRCS-Legierungselementen angereichert sind.

[0084] **Fig. 3A** zeigt die Querschnitts-REM-Mikroaufnahme und eine EDS-Element-Aufnahme der Korrosionsoberfläche auf einem 5V-CRCS-Coupon, nachdem dieser für ungefähr 40 Stunden einem simulierten wässrigen Förderfluid ausgesetzt war, das eine Zusammensetzung, die NaCl in einer Menge von ungefähr 10 Gew.% enthält, ungefähr 103 kPa CO₂, einen pH von ungefähr 5 und eine Temperatur von ungefähr 82,2°C hat und das eine nicht Zunder bildende Versuchsumgebung bereitstellt, die die Bildung von Sideritzunder auf dem untersuchten Stahl nicht fördert. In **Fig. 3A** ist **300** die Querschnitts-REM-Mikroaufnahme, **305** ist die EDS-Element-Aufnahme von V in demselben Bereich, **302** ist eine Oberflächenschicht von ungefähr 20 µm Dicke, die den vorteilhaften Korrosionsschutz bereitstellt, **303** ist das Substrat 5V-CRCS, und **301** ist die Epoxid-Pro-

benbefestigung. Die EDS-Element-Aufnahme **305** zeigt eine Erhöhung an V-CRCS-Element in der schützenden Oberflächenschicht.

[0085] Fig. 3B zeigt die Querschnitts-REM-Mikroaufnahme und eine EDS-Element-Aufnahme der Korrosionsoberfläche auf einem 5V-CRCS-Coupon, nachdem dieser für ungefähr 140 Stunden einem simulierten wässrigen Förderfluid ausgesetzt war, das eine Zusammensetzung, die NaCl in einer Menge von ungefähr 10 Gew. % enthält, ungefähr 689 kPa CO₂, einen geschätzten pH von ungefähr 3,75 und eine Temperatur von ungefähr 82,2°C hat und das eine nicht Zunder bildende Versuchsumgebung bereitstellt, die die Bildung von Sideritzunder auf dem untersuchten Stahl nicht fördert. In Fig. 3B ist **310** die Querschnitts-REM-Mikroaufnahme, **315** ist die EDS-Elementaufnahme von V in demselben Bereich, **312** ist eine Oberflächenschicht von ungefähr 50 µm Dicke, die den vorteilhaften Korrosionsschutz bereitstellt, **313** ist das Substrat 5V-CRCS, und **311** ist die Epoxid-Probenbefestigung. Die EDS-Element-Aufnahme **315** zeigt eine Erhöhung an V-CRCS-Element in der schützenden Oberflächenschicht.

[0086] Fig. 3C zeigt die Querschnitts-REM-Mikroaufnahme und eine EDS-Element-Aufnahme der Korrosionsoberfläche auf einem 5Ti-CRCS-Coupon, nachdem dieser für ungefähr 40 Stunden einem simulierten wässrigen Förderfluid ausgesetzt war, das eine Zusammensetzung, die NaCl in einer Menge von ungefähr 10 Gew. % enthält, ungefähr 103 kPa CO₂, einen pH von ungefähr 5 und eine Temperatur von ungefähr 82,2°C hat und das eine nicht Zunder bildende Versuchsumgebung bereitstellt, die die Bildung von Sideritzunder auf dem untersuchten Stahl nicht fördert. In Fig. 3C ist **320** die Querschnitts-REM-Aufnahme, **325** ist die EDS-Elementaufnahme von Ti in demselben Bereich, **322** ist eine Oberflächenschicht von ungefähr 20 µm Dicke, die den vorteilhaften Korrosionsschutz bereitstellt, **323** ist das Substrat 5Ti-CRCS, und **321** ist die Epoxid-Probenbefestigung. Die EDS-Element-Aufnahme **325** zeigt eine Erhöhung an Ti-CRCS-Element in der schützenden Oberflächenschicht.

[0087] Fig. 3D zeigt die Querschnitts-REM-Mikroaufnahme der Korrosionsoberfläche auf einem 5Ti-CRCS-Coupon, nachdem dieser für ungefähr 70 Stunden einem simulierten wässrigen Förderfluid ausgesetzt war, das eine Zusammensetzung, die NaCl in einer Menge von ungefähr 10 Gew. % enthält, ungefähr 103 kPa CO₂, einen pH von ungefähr 6,4 und eine Temperatur von ungefähr 82,2°C hat und das eine Zunder bildende Versuchsumgebung bereitstellt, die die Bildung von Sideritzunder auf dem untersuchten Stahl fördert. Hier wurde anstatt einer EDS-Element-Aufnahme eine Punkt-EDS-Analyse durchgeführt, um die Chemie verschiedener in dieser Mikroaufnahme beobachteter Phasen zu bestimmen. In Fig. 3D ist **330** die Querschnitts-REM-Mikroaufnahme, **333** ist eine Oberflächenschicht von ungefähr 5 µm Dicke, die den vorteilhaften Korrosionsschutz bereitstellt, **332** ist eine obere Schicht von Siderit, die eine Dicke zwischen ungefähr 5 µm bis ungefähr 15 µm hat, **333** ist das Substrat 5Ti-CRCS, und **331** ist die Epoxid-Probenbefestigung. Die Punkt-EDS-Analyse auf der Oberflächenschicht **333** zeigt, dass ihr at%-Verhältnis von Ti/Fe ungefähr 1/1 beträgt, was eine beträchtliche Verbesserung gegenüber dem at%-Verhältnis von Ti/Fe von ungefähr 1/19 für das Substrat 5Ti-CRCS ist.

[0088] Die Fig. 4A bis Fig. 4B sind beispielhafte Phasendiagramme der CRCS-Zusammensetzungen, die unter Verwendung eines Thermo-Calc-Computermodells gemäß Aspekten der vorliegenden Erfindung berechnet wurden. Im Allgemeinen zeigen diese Phasendiagramme Bereiche verschiedener Gleichgewichtsstahlphasen in den Auftragungen von Temperatur gegen die Mengen gewählter Legierungselemente. Die Gleichgewichtsstahlphasen, die hier von Interesse sind, können Ferritphase (α), Austenitphase (γ), Karbidphase (MC), Lavesphase (intermetallische Verbindungen, zum Beispiel TiFe₂) und die geschmolzene flüssige Phase (Liq) umfassen, sind aber nicht auf diese beschränkt. Es ist darauf hinzuweisen, dass es zusätzliche metastabile Phasen gibt, die hier von Interesse sind und die Martensitphase (α') und getemperte Martensitphase (T – α') umfassen können, aber nicht auf diese beschränkt sind. Diese zusätzlichen Phasen, die metastabil sind, sind in den Phasendiagrammen im Allgemeinen nicht gezeigt.

[0089] Wie zuvor diskutiert worden ist, besteht einer der Vorteile der vorliegenden Techniken bzw. Technologie darin, dass niedriglegierte CRCS-Chemie eine Kombination von verbesserten Oberflächeneigenschaften mit den spezifischen Volumeneigenschaften für ein kommerzielles konstruktives Material bzw. Konstruktionsmaterial bereitstellt. In der Tat können Fachleute die metallurgischen Phasendiagramme verwenden, um Informationen über die Beziehungen zwischen den CRCS-Zusammensetzungen, den geeigneten Verarbeitungsvorgängen und den sich ergebenden Mikrostrukturen zu erzeugen. Dementsprechend können diese Informationen verwendet werden, um geeignete Wärmebehandlungsprozeduren für bestimmte CRCS-Zusammensetzungen zu entwerfen, um vorteilhafte Mikrostrukturen zu erzeugen, die Stärke- und Zähigkeitseigenschaften bereitstellen. Diese vorteilhaften Mikrostrukturen können solche enthalten, die überwiegend Ferritphase oder überwiegend Martensitphase oder überwiegend getemperte Martensitphase oder überwiegend Dualphase aufweisen, wobei die Dualphase entweder Ferrit- und Martensitphasen oder Ferrit- und getemperte Martensitpha-

sen sein kann, sind aber nicht auf diese beschränkt. Darüber hinaus können die oben erwähnten vorteilhaften Mikrostrukturen mit Zweitphasenausscheidungen weiter gestärkt bzw. verfestigt werden.

[0090] Fig. 4A zeigt ein mit einem Thermo-Calc-Computermodell berechnetes Phasendiagramm für V enthaltende CRCS-Zusammensetzungen, d. h. ein Fe-V-System, das 0,5Mn-0,1Si-0,15C in Gew.% enthält. Das Phasendiagramm **400** in dieser Figur ist eine Auftragung in der Form von Temperatur **401** in °C gegen den V-Gehalt **402** in Gew.% und gegen den V-Gehalt **403** in Mol.%. Als ein Beispiel zur Verwendung des Phasendiagramms **400** in Fig. 4A zur Ausgestaltung der geeigneten Wärmebehandlungsprozeduren können die CRCS-Zusammensetzungen, die V in dem Bereich von ungefähr 1 Gew.% bis ungefähr 2,5 Gew.% enthalten, auf geeignete hohe Temperaturen erwärmt und bei diesen ausgeheilt bzw. geglüht werden, die in dem γ -Phasenbereich und oberhalb des MC-enthaltenen Bereichs liegen, und diese Temperaturen können aus dem Diagramm **400** bestimmt werden. Diese Ausheilbehandlung löst alle MC-Ausscheidungen, um die CRCS-Chemie zu homogenisieren, und induziert eine Phasenumwandlung, die die Stahlmikrostrukturen in solche umwandelt, die im Wesentlichen γ -Phase sind. Die CRCS-Zusammensetzungen können dann geeignet auf Umgebungstemperatur abgeschreckt werden, um das meiste der γ -Phase in starke bzw. feste und harte α' -Phase umzuwandeln. Nach dem Abschrecken können die Stähle einem Tempern unterzogen werden, indem sie für eine ausreichend lange Zeit wieder auf geeignete Temperaturen erwärmt werden, um die Zähigkeitseigenschaften der α' -Phase zu verbessern. Die geeigneten Tempertemperaturen liegen in dem Bereich von ungefähr 400°C bis zu oder gleich der γ -Bildungstemperatur, die als Ac1 bekannt ist, und diese Temperaturen können aus dem Phasendiagramm **400** bestimmt werden. Nach diesen Wärmebehandlungen sind die endgültigen Mikrostrukturen dieser CRCS-Zusammensetzungen, die V in dem Bereich von ungefähr 1 Gew.% bis ungefähr 2,5 Gew.% enthalten, solche, die entweder überwiegend α' - oder überwiegend T – α' -Phasen aufweisen, die stark und zäh sind.

[0091] Als ein weiteres Beispiel der Verwendung des Phasendiagramms **400** in Fig. 4A zum Entwerfen der Wärmebehandlungsprozeduren können die CRCS-Zusammensetzungen, die V in dem Bereich von ungefähr 2,5 Gew.% bis ungefähr 6 Gew.% enthalten, auf geeignet hohe Temperaturen in dem $\gamma + \alpha$ -Phasenbereich und oberhalb des MC enthaltenden Bereichs erwärmt und bei diesen ausgeheilt bzw. geglüht werden, und diese Temperaturen können aus dem Diagramm **400** bestimmt werden. Diese Ausheilbehandlung löst alle MC-Ausscheidungen um die CRCS-Chemie zu homogenisieren, und wandelt die Stahlmikrostrukturen in solche um, die im Wesentlichen eine Mischung von γ - und α -Phasen sind. Das Verhältnis der Mengen von γ -Phase zu der von α -Phase kann unter Verwendung der "Niveauregel" geschätzt werden, die Fachleuten gut bekannt ist. Siehe Introduction to Physical Metallurgy, zweite Ausgabe, S. H. Avner (McGraw-Hill, London, 1974), Seite 160. Die CRCS-Zusammensetzungen können dann geeignet auf Umgebungstemperatur abgeschreckt werden, was die γ -Phase in die starke und harte α' -Phase umwandelt, aber die Ferritphase unbeeinflusst lässt. Nach dem Abschrecken können die Stähle einem Tempern unterzogen werden, indem sie für ausreichend lange Zeit wieder auf geeignete Temperaturen erwärmt werden, um die Zähigkeitseigenschaften der α' -Phase zu verbessern. Die geeigneten Tempertemperaturen liegen in dem Bereich von ungefähr 400°C bis zu der Ac1-Temperatur und können aus dem Phasendiagramm **400** bestimmt werden. Nach diesen Wärmebehandlungen sind die endgültigen Mikrostrukturen dieser CRCS, die V in dem Bereich von ungefähr 2,5 Gew.% bis ungefähr 6 Gew.% enthalten, solche, die entweder überwiegend Dual- α - und - α' -Phasen oder überwiegend Dual- α - und -T – α' -Phasen aufweisen.

[0092] Als ein drittes Beispiel der Verwendung des Phasendiagramms **400** in Fig. 4A ist darauf hinzuweisen, dass die CRCS-Zusammensetzungen, die mehr als 6 Gew.% V haben, durch Erwärmung nicht dazu gebracht werden können, γ -Phase zu enthalten, und daher sind ihre Mikrostrukturen solche, die im Wesentlichen α -Phase aufweisen.

[0093] Fig. 4B zeigt ein mit einem Thermo-Calc-Computermodell berechnetes Phasendiagramm für eine Ti enthaltende CRCS-Zusammensetzung, d. h. ein Fe-Ti-System, das 0,5Mn-0,1Si-0,15C in Gew.% enthält. Das Phasendiagramm **410** in dieser Figur ist eine Auftragung in der Form von Temperatur 411 in °C gegen den Ti-Gehalt **412** in Gew.% und gegen den Ti-Gehalt **413** in Mol.%. Als ein Beispiel der Verwendung des Phasendiagramms **410** in Fig. 4B zur Ausgestaltung der geeigneten Wärmebehandlungsprozeduren können die CRCS-Zusammensetzungen, die Ti in dem Bereich von ungefähr 1 Gew.% bis ungefähr 1,8 Gew.% enthalten, auf geeignete hohe Temperaturen, die sich entweder in dem γ - oder in dem $\gamma + MC$ -Phasenbereich befinden, erwärmt werden und bei diesen ausgeheilt bzw. geglüht werden, und diese Temperaturen können aus dem Diagramm **400** bestimmt werden. Diese Ausheilbehandlung induziert Phasenumwandlungen, die die Stahlmikrostrukturen in solche umwandeln, die im Wesentlichen γ -Phase sind, die auch eine kleine-Menge an MC-Phase enthalten kann. Die CRCS-Zusammensetzungen können dann geeignet auf Umgebungstemperatur abgeschreckt werden, um das meiste der γ -Phase in die starke und harte α' -Phase umzuwandeln. Nach dem

Abschrecken können die Stähle einem Tempern unterzogen werden, indem sie für eine ausreichend lange Zeit wieder auf geeignete Temperaturen erwärmt werden, um die Zähigkeitseigenschaften der α' -Phase zu verbessern. Die geeigneten Tempertemperaturen betragen von ungefähr 400°C bis zur Ac1-Temperatur und können aus dem Phasendiagramm **410** bestimmt werden. Nach diesen Wärmebehandlungen sind die endgültigen Mikrostrukturen dieser CRCS, die Ti in dem Bereich von ungefähr 1 Gew.% bis ungefähr 1,8 Gew.% enthalten, solche, die entweder überwiegend α' - oder überwiegend T – α' -Phasen aufweisen, die stark und zäh sind.

[0094] Als ein weiteres Beispiel der Verwendung des Phasendiagramms **410** in **Fig. 4B** zur Ausgestaltung der Wärmebehandlungsprozeduren können die CRCS-Zusammensetzungen, die Ti in dem Bereich von ungefähr 1,8 Gew.% bis ungefähr 3 Gew.% enthalten, auf geeignet hohe Temperaturen in dem $\gamma + \alpha + MC$ -Phasenbereich erwärmt und bei diesen ausgeheilt bzw. geglüht werden, und diese Temperaturen können aus dem Diagramm **410** bestimmt werden. Diese Ausheilbehandlung wandelt die Stahlmikrostrukturen in solche um, die im Wesentlichen eine Mischung aus γ - und α -Phasen mit einer kleinen Menge an MC-Phase sind. Das Verhältnis der Menge an γ -Phase zu derjenigen an α -Phase kann unter Verwendung der "Niveauregel" abgeschätzt werden. Die CRCS-Zusammensetzungen können dann geeignet auf Umgebungstemperatur abgeschreckt werden, was die α -Phase in die starke und harte α' -Phase umwandelt, aber die α -Phase unbeeinflusst lässt. Nach dem Abschrecken können die Stähle einem Tempern unterzogen werden, indem sie für eine ausreichend lange Zeit wieder auf geeignete Temperaturen erwärmt werden, um die Zähigkeitseigenschaften der α' -Phase zu verbessern. Die geeigneten Tempertemperaturen liegen in dem Bereich von ungefähr 400°C bis zu oder gleich der Ac1-Temperatur und können aus dem Phasendiagramm **410** bestimmt werden. Nach diesen Wärmebehandlungen sind die endgültigen Mikrostrukturen dieser CRCS, die Ti in dem Bereich von ungefähr 1,8 Gew.% bis ungefähr 3 Gew.% enthalten, solche, die überwiegend Dualphase und eine kleine Menge an MC-Phase enthalten, wobei die Dualphase entweder Dual- α - und - α' -Phasen oder Dual α - und -T – α' -Phasen ist

[0095] Als weitere Beispiele der Verwendung des Phasendiagramms **410** in **Fig. 4B** wird darauf hingewiesen, dass die CRCS-Zusammensetzungen, die mehr als 3 Gew.% Ti aufweisen, durch Erwärmung nicht dazu gebracht werden können, γ -Phase zu enthalten, und daher sind ihre Mikrostrukturen solche, die im Wesentlichen α -Phase aufweisen. Es wird ferner darauf hingewiesen, dass für CRCS-Zusammensetzungen, die mehr als 2 Gew.% Ti aufweisen, die CRCS einem zusätzlichen Wiedererwärmen und Ausheilen bzw. Glühen für eine geeignete Zeitdauer unterzogen werden können, um Ausscheidungen der Laves-(TiFe₂-)Phase zu bilden, die zusätzliche Stärke bereitstellen kann.

Endanwendungen von CRCS-Zusammensetzungen

[0096] Wie oben erwähnt worden ist, ist der Stahl insbesondere zur Herstellung von Öl- und Gasrohrkomponenten nützlich. Die oben diskutierte CRCS-Zusammensetzung ist herkömmlichen Herstellungsverfahren für Endkomponenten zugänglich, wie etwa OCTG unter Verwendung herkömmlicher Herstellungsverfahren (zum Beispiel Mannesmann-Verfahren). Das bedeutet, dass andere in dieser CRCS-Zusammensetzung enthaltene Legierungszusätze in der herkömmlichen Stahlmetallurgie verwendet werden, auch wenn sie zu anderen Zwecke als der Korrosionsbeständigkeit hinzugefügt werden (zum Beispiel mechanische Eigenschaften). Somit kann die CRCS-Zusammensetzung in Stahlwerken mit herkömmlichen Herstellungsverfahren erzeugt werden. Diese umfassen Schmelzen, Gießen, Walzen, Umformen, Erwärmen und Abschrecken. In ähnlicher Weise werden Vorrichtungen und/oder Konstruktionen, die aus der CRCS-Zusammensetzung hergestellt sind, ebenfalls unter Verwendung bestehender Einrichtungen mit herkömmlichen Produktionsverfahren hergestellt. Somit ist die Herstellung von Vorrichtungen aus der CRCS-Zusammensetzung im Stand der Technik bekannt.

[0097] Zum Beispiel ist in **Fig. 5** ein beispielhaftes Förderungssystem **500** gemäß bestimmten Aspekten der vorliegenden Techniken bzw. Technologie dargestellt. In dem beispielhaften Förderungssystem **500** ist eine Förderungsanlage **502** mit einem Eruptionskreuz **504** gekoppelt, das sich auf der Oberfläche **506** der Erde befindet. Durch dieses Eruptions- bzw. Produktionskreuz hat die Förderungsanlage **502** Zugang zu einer oder mehreren unterirdischen Formationen, wie etwa der unterirdischen Formation **508**, die mehrere Förderintervalle oder -zonen enthalten kann, die Kohlenwasserstoffe, wie etwa Öl und Gas, aufweisen. In vorteilhafter Weise können ein oder mehrere Vorrichtungen **538**, wie etwa Sandkontrollvorrichtungen, Zweigrohre und Durchflussmengenregler, verwendet werden, um die Förderung von Kohlenwasserstoffen aus den Förderintervallen der unterirdischen Formation **508** zu erhöhen. Es ist jedoch darauf hinzuweisen, dass das Förderungssystem **500** für beispielhafte Zwecke dargestellt ist und die vorliegenden Techniken und Technologien nützlich bei der Förderung oder dem Einpressen von Fluiden an bzw. von jedem Ort unter Wasser, auf einer Plattform oder an Land nützlich sein kann.

[0098] Die Förderungsanlage **502** kann ausgestaltet sein, um Kohlenwasserstoffe aus den Förderintervallen der unterirdischen Formation **508** zu überwachen und zu fördern. Die Förderungsanlage **502** kann eine Anlage sein, die dazu in der Lage ist, die Förderung von Fluiden, wie etwa Kohlenwasserstoffen, aus Bohrlöchern zu verwalten und die Verarbeitung und den Transport von Fluiden zu anderen Orten zu verarbeiten. Diese Fluide können in der Förderungsanlage **502** gespeichert, Speichertanks (nicht gezeigt) zugeführt und/oder einer Rohrleitung **512** zugeführt werden. Die Rohrleitung **512** kann mehrere Abschnitte von Leitungsrohr enthalten, die miteinander gekoppelt sind. Um Zugang zu den Förderintervallen zu erhalten, ist die Förderungsanlage **502** über eine Rohrleitung **510** mit einem Eruptionskreuz **504** gekoppelt. Die Rohrleitung **510** kann Förderrohre zum Bereitstellen von Kohlenwasserstoffen von dem Eruptionskreuz **504** an die Förderungsanlage enthalten.

[0099] Um Zugang zu den Förderintervallen zu erhalten, dringt das Bohrloch **514** in die Erdoberfläche **506** bis zu einer Tiefe ein, die eine Kopplung mit den Förderintervallen innerhalb des Bohrlochs **514** herstellt. Wie ersichtlich ist, können die Förderintervalle verschiedene Schichten oder Intervalle von Fels enthalten, die Kohlenwasserstoffe enthalten oder nicht enthalten können und die als Zonen bezeichnet werden können. Das Untereruptionskreuz **504**, das über dem Bohrloch **514** an der Oberfläche **506** angeordnet ist, stellt eine Schnittstelle zwischen Vorrichtungen innerhalb des Bohrlochs **514** und der Förderungsanlage **502** bereit. Dementsprechend kann das Eruptionskreuz **504** mit einem Fördersteigrohr **528** zur Bereitstellung von Fluidströmungswegen und einem Kontroll- bzw. Steuerungskabel (nicht gezeigt) zur Bereitstellung von Kommunikationswegen gekoppelt sein, wobei das Fördersteigrohr **528** und das Kontroll- bzw. Steuerungskabel an dem Eruptionskreuz **504** mit der Rohrleitung **510** gekoppelt sein können.

[0100] Innerhalb der Bohrlochs **514** kann das Förderungssystem **500** auch verschiedene Einrichtungen zur Bereitstellung eines Zugangs zu den Förderintervallen aufweisen. Zum Beispiel kann eine Oberflächenrohrtour **524** von der Oberfläche **506** bis zu einem Ort in einer bestimmten Tiefe unterhalb der Oberfläche **506** installiert werden. Innerhalb der Oberflächenrohrtour **524** kann eine Zwischen- oder Förderrohrtour **526**, die sich in eine Tiefe in die Nähe oder durch einige der Förderintervalle erstrecken kann, verwendet werden, um eine Abstützung für Wände des Bohrlochs **514** bereitzustellen, und Öffnungen enthalten, um eine Fluidverbindung mit einigen der Förderintervalle bereitzustellen. Die Oberflächen- und Förderrohr Touren **524** und **526** können in eine feste Position innerhalb des Bohrlochs **514** zementiert werden, um das Bohrloch **514** weiter zu stabilisieren. Innerhalb der Oberflächen- und Förderrohr Touren **524** und **526** kann ein Fördersteigrohr **528** verwendet werden, um für Kohlenwasserstoffe und andere Fluide einen Strömungsweg durch das Bohrloch **514** bereitzustellen.

[0101] Entlang dieses Strömungsweges können Vorrichtungen **538** verwendet werden, um die Strömung von Teilchen in das Fördersteigrohr **528** mit Kiespackungen bzw. -filtern (nicht gezeigt) zu verwalten. Diese Vorrichtungen **538** können geschlitzte Einsatzrohre, eigenständige Siebe bzw. Filter (stand-alone screens, SAS), vorgepackte Siebe bzw. Filter, drahtgewickelte Siebe bzw. Filter, Membransiebe bzw. -filter, expandierbare Siebe bzw. Filter und/oder Drahtnetzsiebe bzw. -filter sein. Darüber hinaus können Packer **534** und **536** verwendet werden, um bestimmte Zonen innerhalb des Bohrlochringraums voneinander zu isolieren. Die Packer **534** und **536** können ausgestaltet sein, um Fluidverbindungswege zwischen den Vorrichtungen **538** in verschiedenen Intervallen bereitzustellen oder zu verhindern. Somit können die Packer **534** und **536** und die Vorrichtungen **538** verwendet werden, um zonenmäßige Isolation und einen Mechanismus zum Bereitstellen einer im Wesentlichen vollständigen Kiespackung bzw. eines im Wesentlichen vollständigen Kiesfilters innerhalb jedes Intervalls bereitzustellen.

[0102] Um Korrosionsbeständigkeit bereitzustellen, kann CRCS-Material verwendet werden, um ein geeignetes einziges Material zur Verwendung bei Konversions- und Zweizweckbohrlöchern bereitzustellen, wie etwa dem Bohrloch **514**. Zum Beispiel können in einem Konversionsbohrloch Formationsfluide durch die Vorrichtungen **538** in das Fördersteigrohr **528** strömen und werden der Förderungsanlage **502** während Fördervorgängen zugeleitet. Außerdem können den Intervallen durch das Fördersteigrohr **528** und die Vorrichtungen **538** während Einpressvorgängen Einpressfluide zugeleitet werden. Dementsprechend sind Bohrlochrohre, wie etwa das Fördersteigrohr **528** und die Vorrichtungen **538**, während Fördervorgängen Förderfluiden ausgesetzt und während Einpressvorgängen Einpresswasser ausgesetzt. Wenn Stahleinrichtungen mit 13 Gew.% Cr für das Fördersteigrohr **528** eingesetzt werden, dann kann es erforderlich sein, dass eine Revision durchgeführt werden muss, um das Fördersteigrohr **528** für Wassereinpressvorgänge auf Einrichtungen mit mindestens 22% Cr-Duplex-CRA aufzurüsten. Wenn jedoch CRCS-Materialien für das Fördersteigrohr **528** verwendet werden, kann die Revision beseitigt werden, was die Betriebskosten für das Bohrloch verringert.

[0103] Alternativ können in Zweizweckbohrlöchern rohrförmige Komponenten gleichzeitig Formationsfluiden und Einpressfluiden ausgesetzt sein. Zum Beispiel kann Einpressfluid, wie etwa Wasser, dem Intervall über den Ringraum zwischen der Förderrohrtour **526** und dem Fördersteigrohr **528** zugeleitet werden, während

Formationsfluide, wie etwa Kohlenwasserstoffe, aus den Intervallen durch das Fördersteigrohr **528** gefördert werden. Somit ist das Fördersteigrohr **528** gleichzeitig den Förderfluiden an seiner äußeren Oberfläche bzw. Einpresswasser an seiner inneren Oberfläche ausgesetzt. Typischerweise ist nur das aus einem Duplex-Material, wie etwa 22% Cr, hergestellte Fördersteigrohr **528** dazu in der Lage, mit dieser Umgebung klarzukommen. Ein Fördersteigrohr **528**, das aus CRCS-Material ausgebildet ist, kann jedoch eine Verringerung an Materialkosten gegenüber einem Fördersteigrohr **528** bereitstellen, das aus einem Duplexmaterial ausgebildet ist (d. h. Duplexmaterial kostet ungefähr das achtfache der CRCS-Materialkosten).

[0104] Während die vorliegenden Techniken und Technologien der Erfindung verschiedenen Modifikationen und alternativen Formen zugänglich sind, sind die oben diskutierten beispielhaften Ausführungsformen beispielhaft gezeigt worden. Es ist jedoch wieder darauf hinzuweisen, dass nicht beabsichtigt ist, dass die Erfindung auf die bestimmten hierin offenbarten Ausführungsformen beschränkt ist. In der Tat sollen die vorliegenden Techniken und Technologien der Erfindung alle Modifikationen, Äquivalente und Alternativen abdecken, die in den Geist und Bereich der Erfindung fallen, wie er durch die folgenden beigefügten Ansprüche definiert wird.

Patentansprüche

1. Stahlzusammensetzung, die aufweist:

Vanadium in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.%, Titan in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.%, eine Kombination von Vanadium und Titan in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.%, eine Kombination von Chrom und Vanadium in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.%, eine Kombination von Chrom und Titan in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.% oder eine Kombination von Vanadium, Titan und Chrom in einer Menge von 1 Gew.% bis 9 Gew.%,

Kohlenstoff in einer Menge von 0,03 Gew.% bis 0,45 Gew.%,

Mangan in einer Menge von bis zu 2 Gew.%,

Silizium in einer Menge von bis zu 0,45 Gew.%,

wobei der Rest durch Eisen und kleinere Mengen von Verunreinigungen gebildet wird, und

die eine Stahlmikrostruktur hat, die eines bzw. eine der Folgenden aufweist: überwiegend Ferrit, Martensit, getempertes Martensit, Dualphase von Ferrit und Martensit und Dualphase von Ferrit und getempertem Martensit.

2. Stahlzusammensetzung nach Anspruch 1, bei der die Kombination von V und Ti in dem Bereich von ungefähr 1 Gew.% bis zu einer Menge liegt, die durch die nachfolgende Gleichung bestimmt ist:

$$\text{Ti}(\text{Gew.}\%) = 3,0(\text{Gew.}\%) - 0,5 \times \text{V}(\text{Gew.}\%),$$

wobei Ti (Gew.%) und V(Gew.%) die Menge von Ti- bzw. V-Zusätzen in Gew.% sind.

3. Stahlzusammensetzung nach Anspruch 1, bei der Nickel weniger als 3 Gew.% beträgt.

4. Stahlzusammensetzung nach Anspruch 1, bei der Phosphor weniger als 0,03 Gew.% beträgt.

5. Stahlzusammensetzung nach Anspruch 1, bei der Schwefel weniger als 0,03 Gew.% beträgt.

6. Stahlzusammensetzung nach Anspruch 5, die die Kombination von Chrom und Vanadium in einer Menge von – fährt 1 Gew.% bis 3,5 Gew.% aufweist.

7. Stahlzusammensetzung nach Anspruch 1, bei der die Stahlzusammensetzung eine minimale Dehn- bzw. Streckgrenze von 413 MPa mit verbesserter Korrosionsbeständigkeit aufweist.

8. Stahlzusammensetzung nach Anspruch 1, bei der die Stahlmikrostruktur ferner Ausscheidungen aufweist.

9. Verfahren, das mit der Förderung von Kohlenwasserstoffen in Zusammenhang steht und aufweist:

Beschaffen einer Vorrichtung, die mit einer Bohrlochumgebung verwendet werden soll, wobei die Vorrichtung zumindest teilweise aus einer korrosionsbeständigen Kohlenstoffstahl-(corrosion resistant carbon steel, CRCS-)Zusammensetzung ausgebildet ist, wie sie in Anspruch 1 definiert ist,

Installieren der Vorrichtung in dem Bohrloch und

Fördern von Kohlenwasserstoffen durch die Vorrichtung.

10. Verfahren zur Herstellung von korrosionsbeständigem Kohlenstoffstahl (corrosion resistant carbon steel, CRCS), das aufweist:

Bereitstellen einer CRCS-Zusammensetzung, wie sie in Anspruch 1 definiert ist,

Ausheilen der CRCS-Zusammensetzung bei einer geeigneten Temperatur und für einen geeigneten Zeitraum, um die CRCS-Zusammensetzung im Wesentlichen zu homogenisieren und die Ausscheidungen zu lösen, geeignetes Abschrecken der CRCS-Zusammensetzung, um eine überwiegend Ferritmikrostruktur, eine überwiegend Martensitmikrostruktur oder überwiegend Dualphasenmikrostrukturen zu erzeugen.

Es folgen 12 Seiten Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

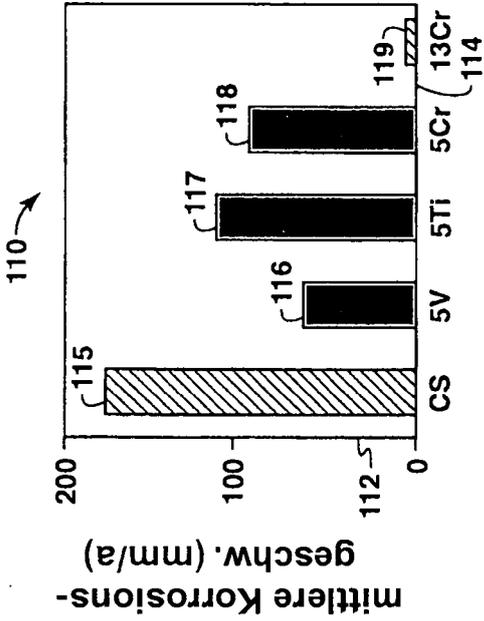


FIG. 1B

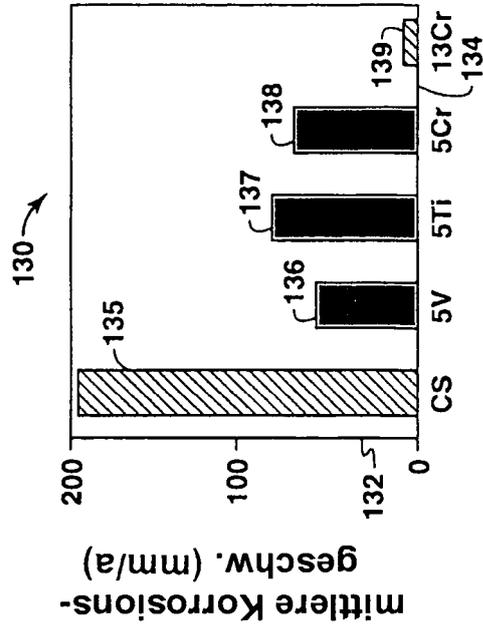


FIG. 1D

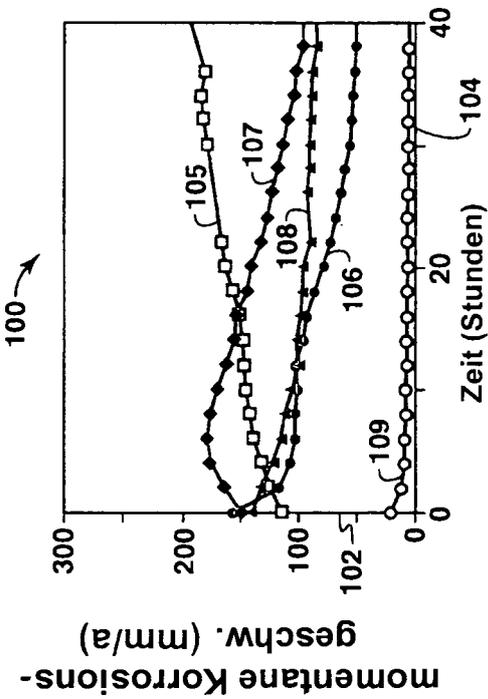


FIG. 1A

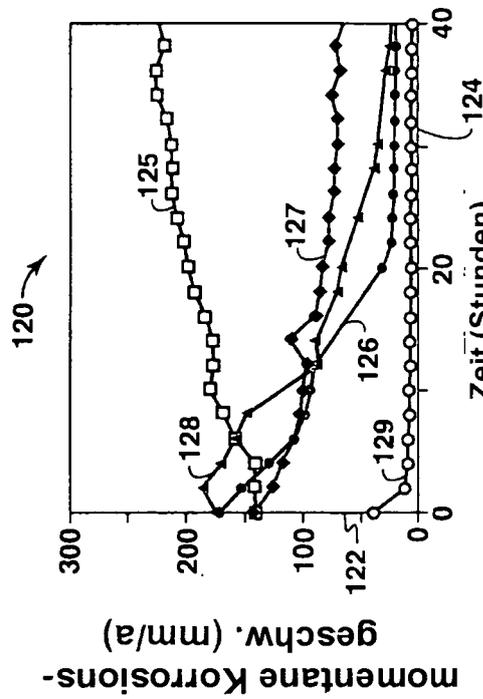


FIG. 1C

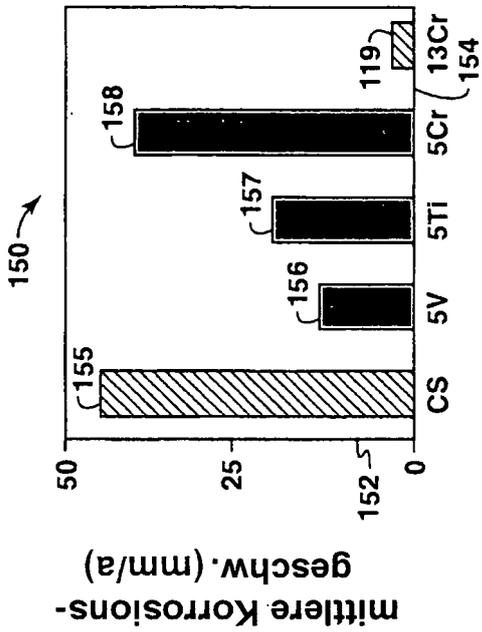


FIG. 1F

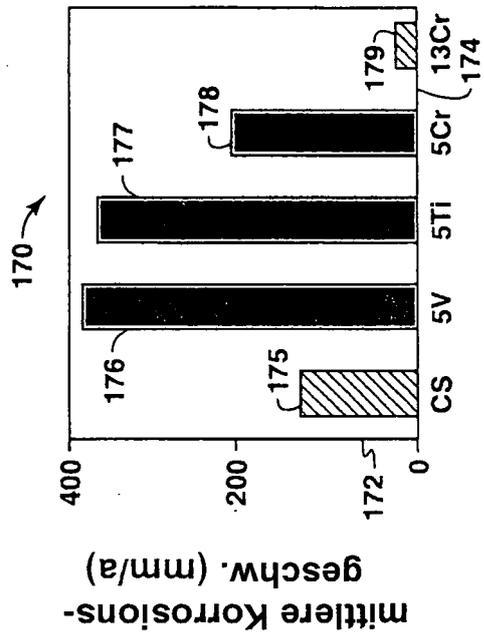


FIG. 1H

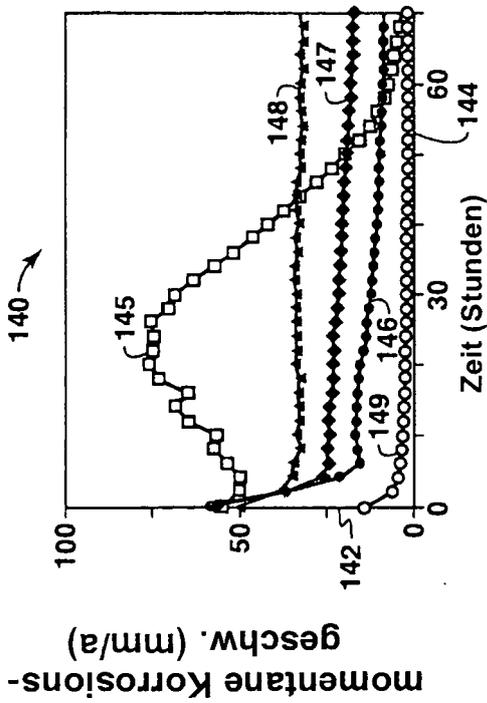


FIG. 1E

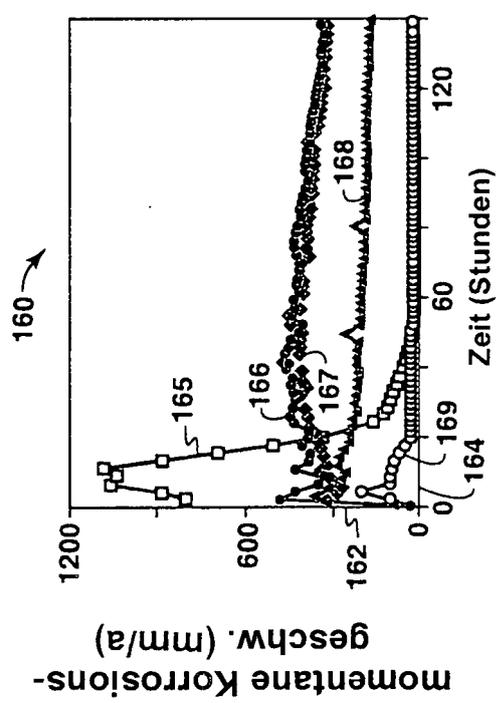


FIG. 1G

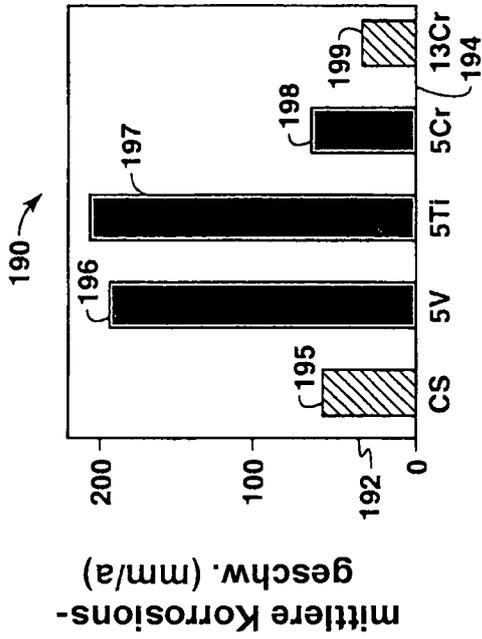


FIG. 1J

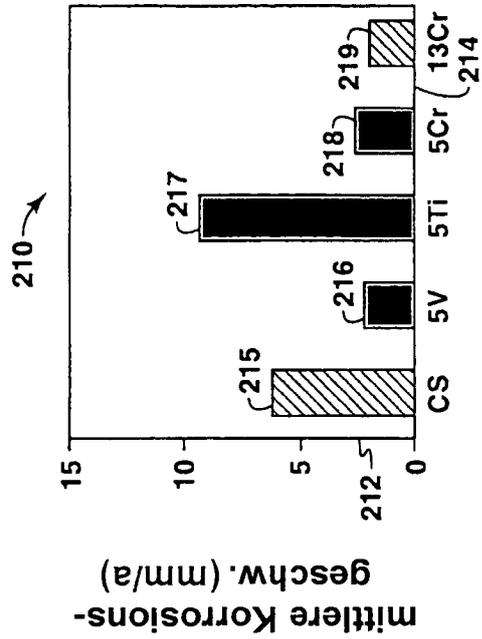


FIG. 1L

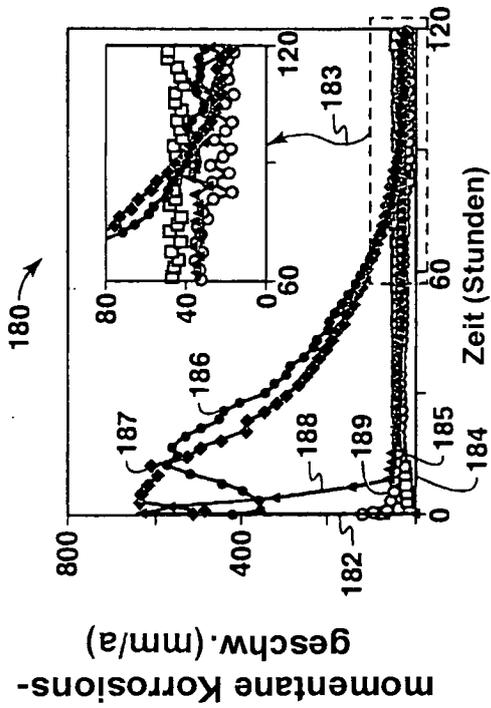


FIG. 1I

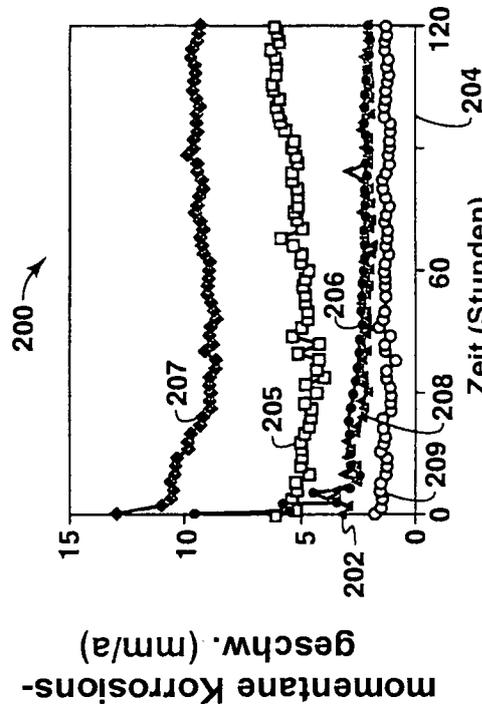


FIG. 1K

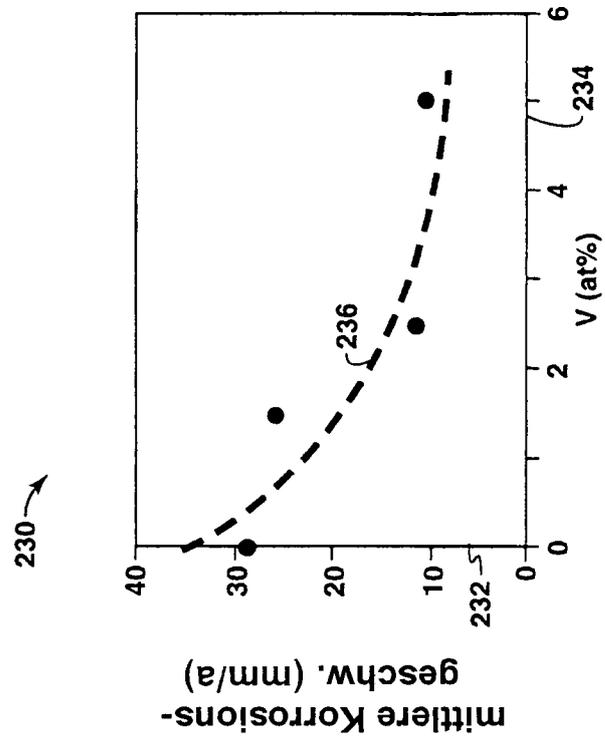


FIG. 1N

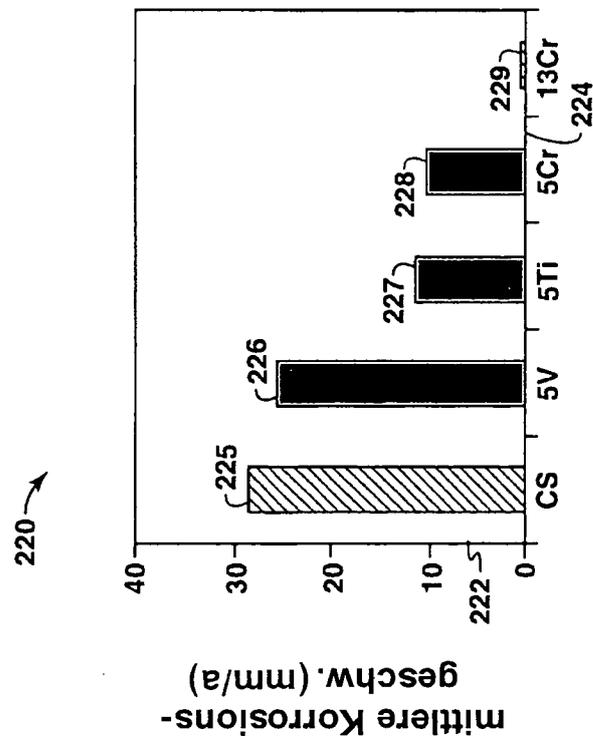


FIG. 1M

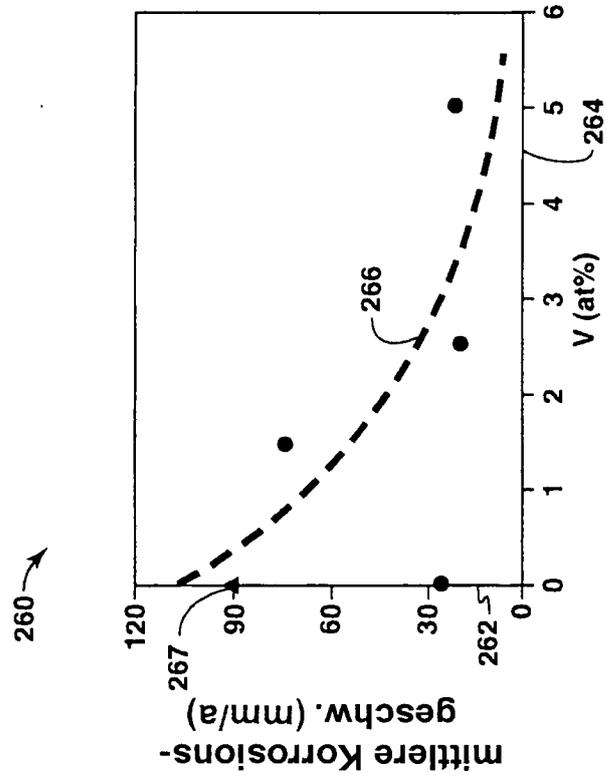


FIG. 1P

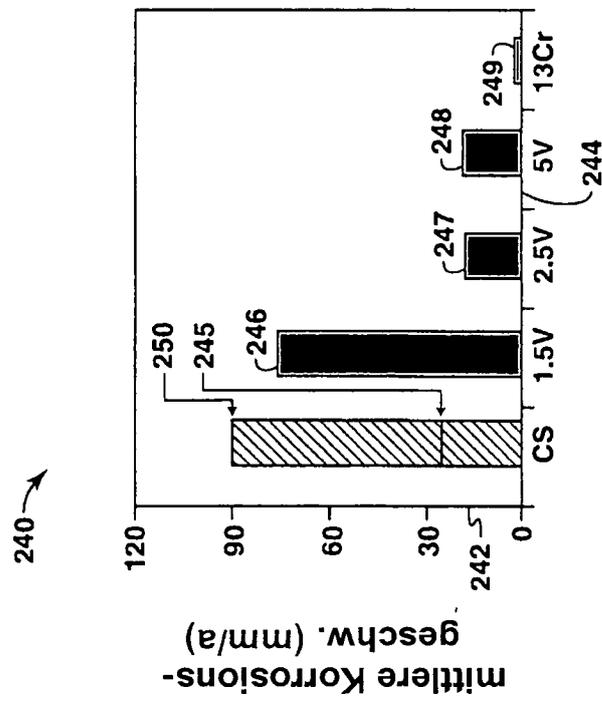


FIG. 10

Stahlzusammen- setzung	5Cr	5V
Beobachtung	Anfres- sungen	keine An- fressung

FIG. 2

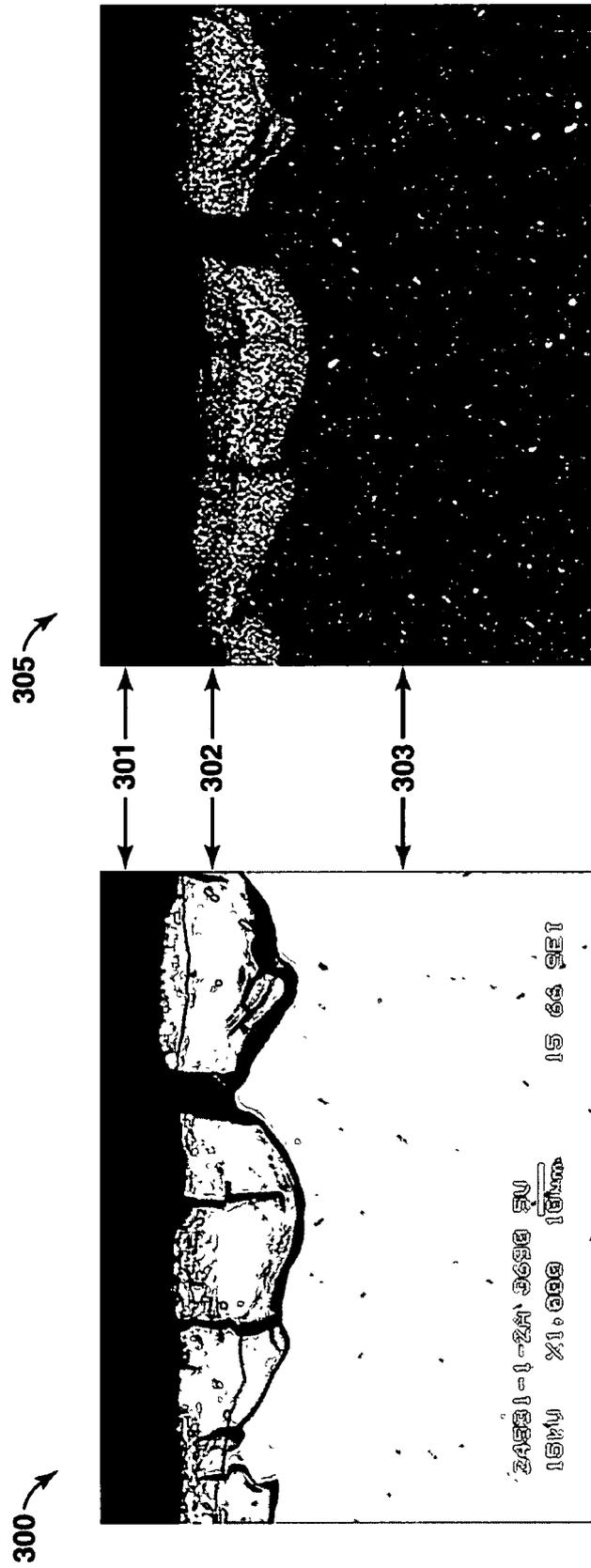


FIG. 3A

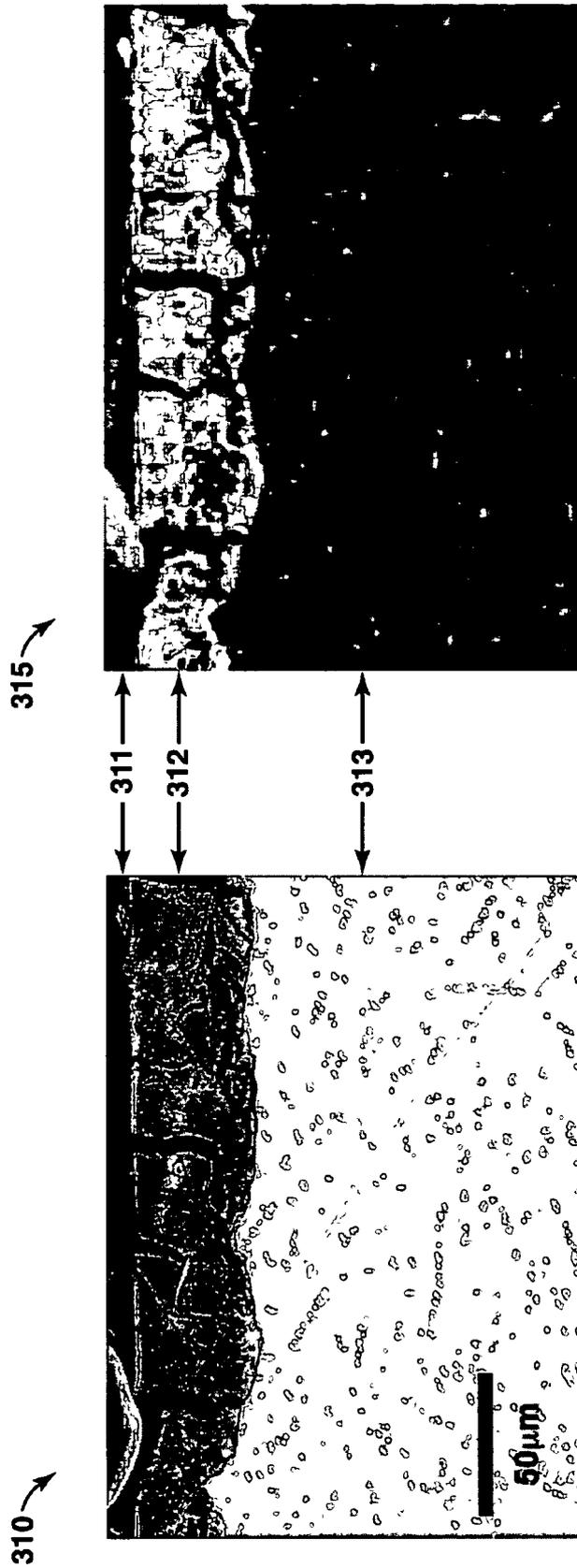


FIG. 3B

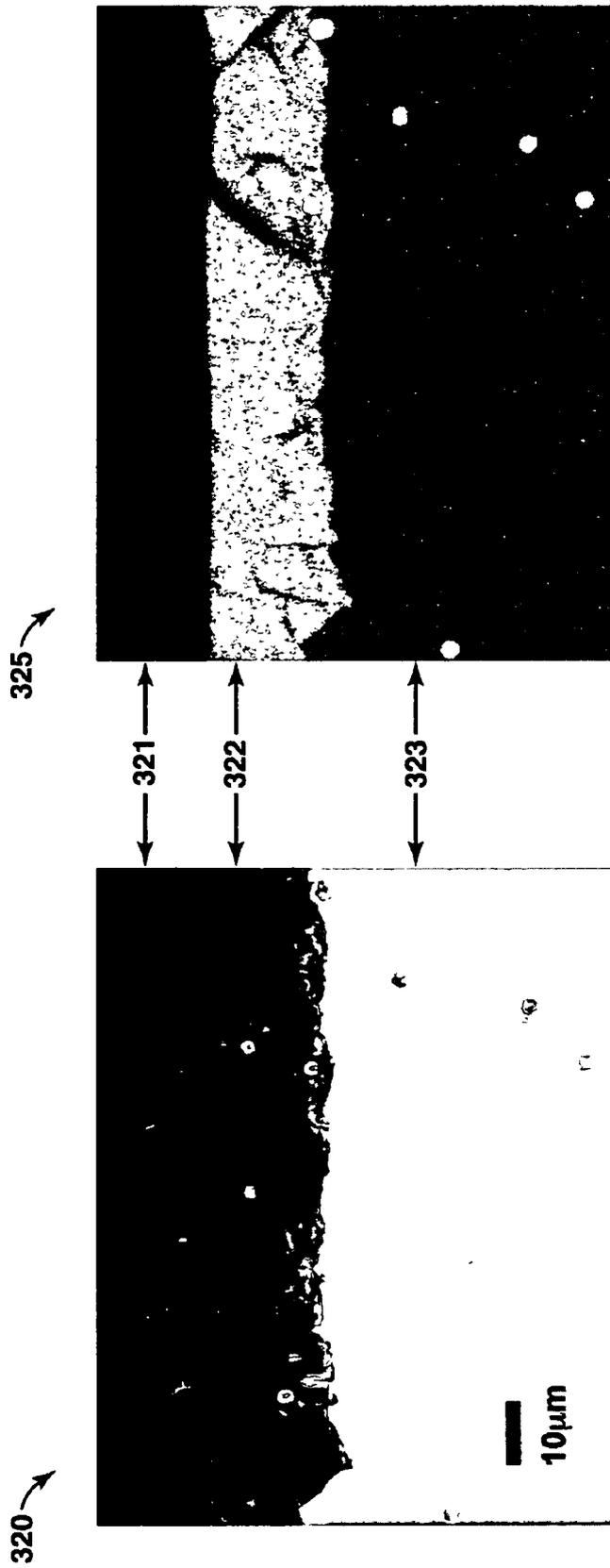


FIG. 3C

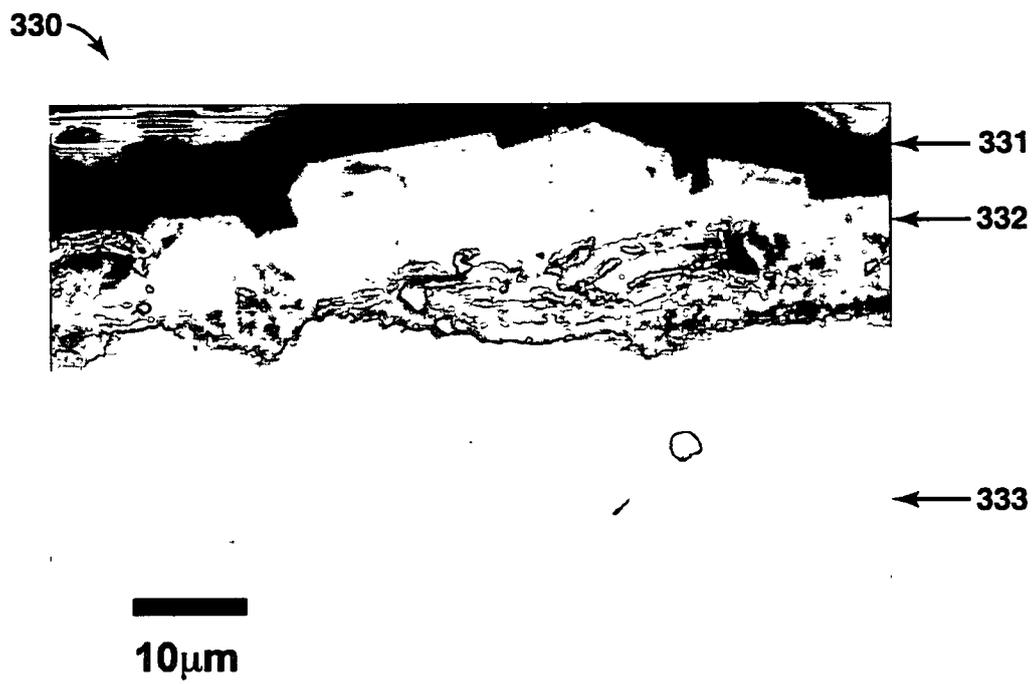


FIG. 3D

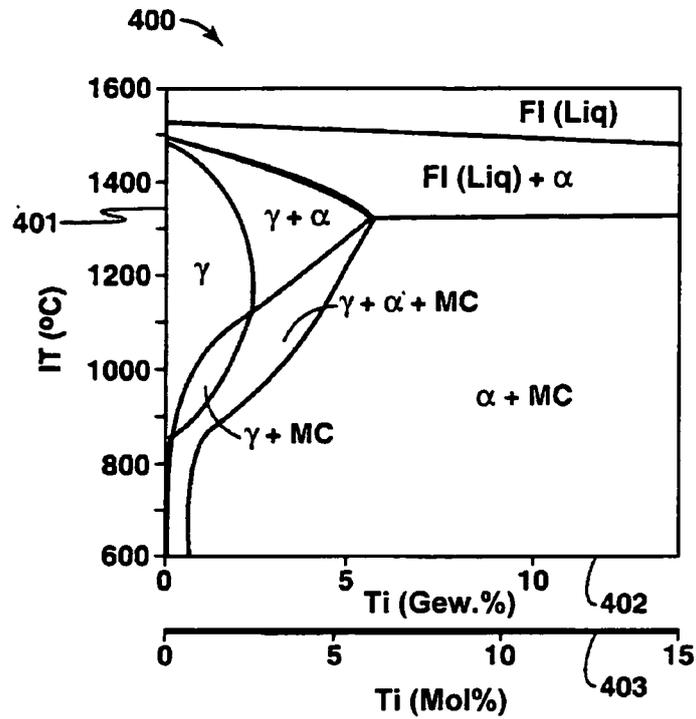


FIG. 4A

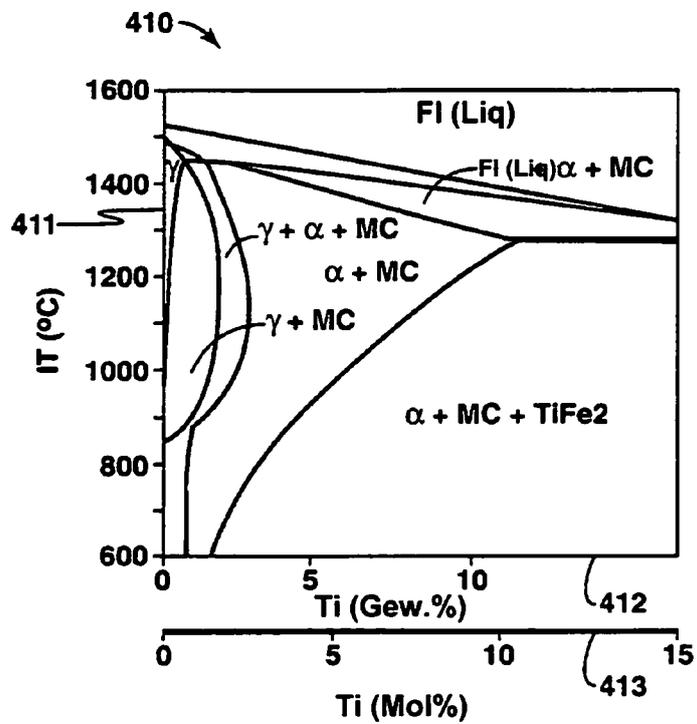


FIG. 4B

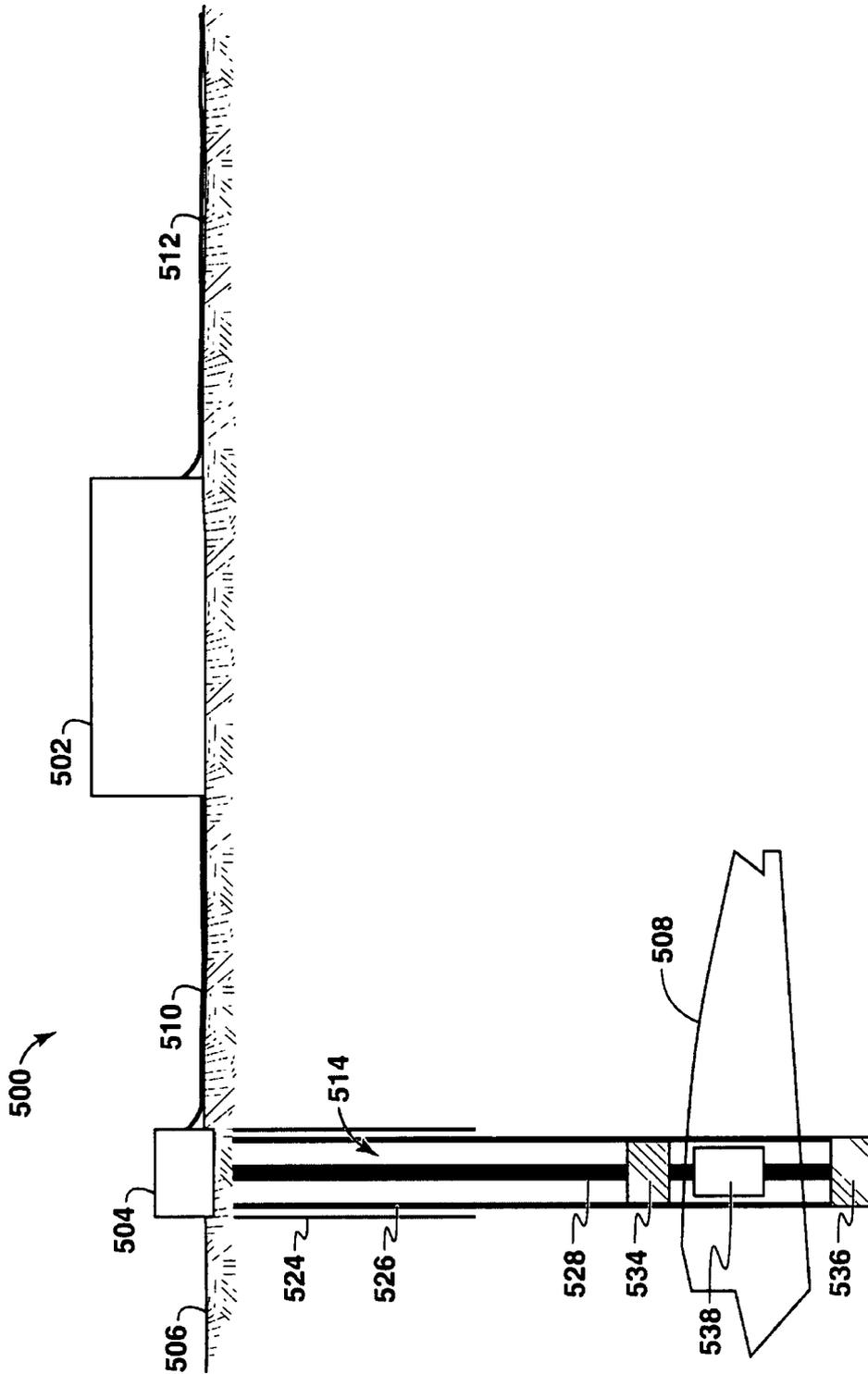


FIG. 5