

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号
特許第6338290号
(P6338290)

(45) 発行日 平成30年6月6日 (2018.6.6)

(24) 登録日 平成30年5月18日 (2018.5.18)

(51) Int. Cl.	F I
B 2 3 K 35/30 (2006.01)	B 2 3 K 35/30 3 2 O A
B 2 3 K 9/23 (2006.01)	B 2 3 K 9/23 A
B 2 3 K 9/173 (2006.01)	B 2 3 K 9/173 C
B 2 3 K 9/16 (2006.01)	B 2 3 K 9/16 K
B 2 3 K 26/348 (2014.01)	B 2 3 K 26/348

請求項の数 18 (全 34 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2015-524286 (P2015-524286)	(73) 特許権者	500450727
(86) (22) 出願日	平成25年6月24日 (2013.6.24)		エクソンモービル アップストリーム リ
(65) 公表番号	特表2015-530249 (P2015-530249A)		サーチ カンパニー
(43) 公表日	平成27年10月15日 (2015.10.15)		アメリカ合衆国 テキサス州 7 7 2 5 2
(86) 国際出願番号	PCT/US2013/047384		- 2 1 8 9 ヒューストン ピーオーボッ
(87) 国際公開番号	W02014/018206		クス 2 1 8 9
(87) 国際公開日	平成26年1月30日 (2014.1.30)	(74) 代理人	100092093
審査請求日	平成28年6月15日 (2016.6.15)		弁理士 辻居 幸一
(31) 優先権主張番号	61/676,738	(74) 代理人	100082005
(32) 優先日	平成24年7月27日 (2012.7.27)		弁理士 熊倉 禎男
(33) 優先権主張国	米国 (US)	(74) 代理人	100084663
			弁理士 箱田 篤
		(74) 代理人	100093300
			弁理士 浅井 賢治

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 要求の厳しい構造用途のための高強度鋼溶接金属

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

0 . 0 3 から 0 . 0 8 質量 % の間の炭素 ;
1 . 8 2 から 3 . 5 質量 % の間のニッケル ;
0 質量 % 以上、2 . 0 質量 % 以下のマンガン ;
0 質量 % 以上、0 . 8 0 質量 % 以下のモリブデン ;
0 質量 % 以上、0 . 7 0 質量 % 以下のケイ素 ;
0 質量 % 以上、0 . 0 3 質量 % 以下のアルミニウム ;
0 質量 % 以上、0 . 0 2 質量 % 以下のチタン ;
0 質量 % 以上、0 . 0 4 質量 % 以下のジルコニウム ;
1 0 0 から 2 4 0 p p m の間の酸素 ;
0 質量 % 以上、1 0 0 p p m 以下の窒素 ;
0 質量 % 以上、1 0 0 p p m 以下の硫黄 ;
0 質量 % 以上、1 0 0 p p m 以下のリン ; 及び
残りの部分の鉄 ;

を含む、フェライト鋼母材金属のための溶接金属であって、

A F I M (マルテンサイトに散在する針状フェライト : a c i c u l a r f e r r i t e i n t e r s p e r s e d i n m a r t e n s i t e) ミクロ組織を含み、
9 0 k s i を超える引張強さ、及び 0 . 7 5 を超える S E N T (s i n g l e e d g e n o t c h t e n s i o n) R - 曲線デルタ値を有する、溶接金属。

【請求項 2】

$4 \times 10^{10} \text{ m}^{-2}$ より小さい酸化物介在物個数を含む、請求項 1 に記載の溶接金属。

【請求項 3】

次のもの：

- 0.30 質量%以下の銅、
- 0.04 質量%以下のバナジウム、
- 0.30 質量%以下のクロム、
- 0.40 質量%以下のモリブデン、
- 0.04 質量%以下のニオブ、
- 0.02 質量%以下のチタン、
- 0.02 質量%以下のジルコニウム、及び
- 20 ppm以下のホウ素、

10

の少なくとも1つをさらに含む、請求項 1 又は 2 に記載の溶接金属。

【請求項 4】

溶接金属が、100 ksiを超える引張強さを有する、請求項 1 から 3 のいずれかに記載の溶接金属。

【請求項 5】

溶接金属が、120 ksiを超える引張強さを有する、請求項 1 から 3 のいずれかに記載の溶接金属。

【請求項 6】

20

溶接金属が、1.0を超えるSENT R - 曲線デルタ値を有する、請求項 1 から 5 のいずれかに記載の溶接金属。

【請求項 7】

溶接金属が、1.5を超えるSENT R - 曲線デルタ値を有する、請求項 1 から 5 のいずれかに記載の溶接金属。

【請求項 8】

溶接金属が、2.0を超えるSENT R - 曲線デルタ値を有する、請求項 1 から 5 のいずれかに記載の溶接金属。

【請求項 9】

溶接金属が、-5 以下の温度で、100 Jを超えるシャルピーVノッチエネルギーを有する、請求項 1 から 8 のいずれかに記載の溶接金属。

30

【請求項 10】

溶接金属が、-5 以下の温度で、150 Jを超えるシャルピーVノッチエネルギーを有する、請求項 1 から 8 のいずれかに記載の溶接金属。

【請求項 11】

溶接金属が、-5 以下のシャルピーVノッチ延性 - 脆性遷移温度を有する、請求項 1 から 10 のいずれかに記載の溶接金属。

【請求項 12】

溶接金属が、-40 以下のシャルピーVノッチ延性 - 脆性遷移温度を有する、請求項 1 から 10 のいずれかに記載の溶接金属。

40

【請求項 13】

溶接金属が、少なくとも0.10 mmの、-5 でのCTODを有する、請求項 1 から 12 のいずれかに記載の溶接金属。

【請求項 14】

溶接金属が、少なくとも0.10 mmの、-20 でのCTODを有する、請求項 1 から 12 のいずれかに記載の溶接金属。

【請求項 15】

- 0.03から0.08質量%の間の炭素、
- 1.82から3.5質量%の間のニッケル、
- 0質量%以上、2.0質量%以下のマンガン、

50

0 質量%以上、0.80 質量%以下のモリブデン、
 0 質量%以上、0.70 質量%以下のケイ素、
 0 質量%以上、0.03 質量%以下のアルミニウム、
 0 質量%以上、0.02 質量%以下のチタン、
 0 質量%以上、0.04 質量%以下のジルコニウム、
 100 から 240 ppm の間の酸素、
 0 質量%以上、100 ppm 以下の窒素、
 0 質量%以上、100 ppm 以下の硫黄、
 0 質量%以上、100 ppm 以下のリン、及び

残りの部分の鉄を含む、

10

望まれる溶接金属化学組成を決めること；

希釈パーセント、パイプライン母材金属化学組成、及び望まれる溶接金属化学組成を入力情報として用い、計算により溶接消耗ワイヤ化学組成を決め、供用すること；及び

溶接消耗ワイヤを用い、パイプライン母材金属を円周溶接して、溶接金属を生成すること；

を含み、円周溶接プロセスが、

2 ~ 3 体積%の CO_2 、又は、1 ~ 1.5 体積%の O_2 を有するシールドガスを用いるガスマタルアーク溶接法を用い、円周溶接を行うこと、及び

2 ~ 3 体積%の CO_2 、又は、1 ~ 1.5 体積%の O_2 を有するシールドガスを用いる溶接性の負の側面を緩和するために構成され、制御される、パルス波形電源を用いることであって、ここで、パルス波形電源により与えられるパルス波形が、溶滴離脱時間及び溶滴離脱電流を含むこと、

20

を含む、フェライト鋼パイプラインを溶接する方法であって、

溶接金属が、100 から 240 ppm の酸素である目標溶接金属酸素含有量、及び 0 以上 $4 \times 10^{-10} \text{ m}^{-2}$ 以下の溶接金属介在物個数を達成し、溶接金属が、AFIM (マルテンサイトに散在する針状フェライト: *acicular ferrite interspersed in martensite*) ミクロ組織、90 ksi を超える引張強さ、及び 0.75 を超える SENT (*single edge notch tension*) R - 曲線デルタ値を有する、方法。

【請求項 16】

30

シールドガスが、2 ~ 3 体積%の CO_2 、少なくとも 10 体積%のヘリウム、及び少なくとも 50 体積パーセントの量のアルゴンの混合物を含む、請求項 15 に記載の方法。

【請求項 17】

シールドガスが、2 ~ 3 体積%の CO_2 、及びアルゴンである残りの部分の混合物を含む、請求項 15 に記載の溶接方法。

【請求項 18】

円周溶接のステップが、ハイブリッドレーザーアーク溶接法を用いることをさらに含む、請求項 15 から 17 のいずれかに記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

40

【0001】

関連出願の相互参照

本出願は、2012 年 7 月 27 日に出願され、要求の厳しい構造用途のための高強度鋼溶接金属という名称の米国仮特許出願第 61 / 676, 738 号の優先権の特典を主張し、その全体は、参照によって本明細書に組み込まれる。

本発明は溶接金属の分野に関する。より詳細には、本発明は、高強度及び高靱性を有する溶接金属を生成するための材料及び方法に関する。

【背景技術】

【0002】

この章は、本発明の例示的实施形態に関連し得る、当技術分野の様々な側面を取り上げ

50

る。この議論は、本発明の特定の態様のより良い理解を容易にする枠組みを用意する助けとなるであろう。この章は、必ずしも先行技術の自認としてではなく、この観点で読まれるべきである。以下の明細書において、本発明は、パイプラインの歪みベース設計に関連させて説明される。しかし、明らかに、本発明は、これらに限らないが、1種又は複数の任意の鋼材の任意の非パイプ溶接物を含めて、高強度、高靱性の溶接物が望ましい何らかの状況に対する、より広い用途がある。様々な用語が以下の明細書において定義される。便宜上、用語解説が、特許請求の範囲の直前に与えられている。

【0003】

加わる負荷、設計標準、及び要求される材料性能に関して、伝統的なパイプラインは、パイプラインの材料が著しい塑性歪みを受けることを防ぐように設計される。この種の設計は、許容応力設計又は応力ベース設計と呼ばれる。応力ベース設計では、加わる負荷は、通常、パイプの材料の降伏強さの幾分か限定され、主要な設計上の考慮は、圧力封じ込め (pressure containment) である。いくつかの事例において、応力ベース設計によるパイプラインでは、局所的な塑性変形が、溶接止端部のような (すなわち、数ミリメートルの寸法に渡る) 小さな応力集中部で、又はパイプ敷設の間のベンドの外側表面 (outer fiber) で、起こることがあるが、一般に、応力ベース設計は、パイプラインが稼働している時にパイプラインの大きな部分 (幾多のインチ又はフィート) が塑性歪みを受ける状況を想定していない。

【0004】

今日、パイプラインは、益々厳しい条件の使用環境に対して設計されている。圧力封じ込め設計の目標は、周方向パイプ強度に、依然として適用可能であり、適切であるが、いくつかのパイプラインは、また、長手方向における使用中負荷もかかるであろう。使用温度が -20 以下のように低い範囲であり得る、不連続永久凍土帯、地震、氷山による浸食などのようないくつかの厳しい環境では、ある程度の長手方向の塑性変形に耐えることができるパイプラインを設計し、建設する必要がある。このような場合、変形は、主に、パイプ軸に平行の向きであり (すなわち、長手方向の塑性歪み)、加わる負荷は、多くの場合、パイプライン材料の幾多のインチ又は可能性としてフィートに渡って受ける全体歪み (global strain) の観点から記述される。歪みベース設計 (SBD) は、長手方向の塑性歪みを被ることができるパイプラインを設計 / 建設することを表すために用いられる用語である。歪みベース設計での典型的な歪みの大きさは、通常、0.5% を超える全体塑性歪みと定められている。全体塑性歪みは、局所的ではなくて、1つ又は複数の円周溶接部を含み得るパイプの長手に沿って測定して、幾多のインチ又はフィートの距離に渡って広がる歪みと定義される。例えば、石油又はガスパイプラインの場合、歪みベース設計目的での全体塑性歪みは、長さがパイプの直径の約2倍であるパイプライン部分に関してであり得るが、他の類似の規定が、全体塑性歪みを規定ために用いられ得る。この規約を用いると、30インチの直径のパイプラインにおける1パーセントの全体塑性歪みは、直径の2倍の長さ (すなわち、60インチの長さ) における約0.6インチの歪みを生じるであろう。

【0005】

管理限界評価 (engineering critical assessment) (ECA) と呼ばれる破壊力学技法が、応力ベース設計のパイプラインで、円周溶接における欠陥の構造上の重大性を判定するために用いられる。ECAは、材料を試験し、溶接部を検定し、また応力ベース設計における溶接不完全部の重大性を評価するための、一般に受け入れられている実施を含む。応力ベースのパイプラインに適用される時、ECAは、主として、円周溶接欠陥の重大性を評価する目的のためである。このような場合、円周溶接欠陥は、長手方向における限定された使用時負荷を受け得るが、しばしば、最も極端な負荷は、パイプラインの設置の間に発生する。この通常の枠組み (scenario) は、より極端な長手方向の使用時負荷の理由で、歪みベース設計 (SBD) では変更される。歪みベース設計は、伝統的な応力ベース設計ほどには成熟した分野でなく、2012年の時点で、SBDに対して十分に正当性を実証されたECAの実施は、パイプライン業

10

20

30

40

50

界によって広くは受け入れられていない。しかし、E C Aの原理はS B Dに適用可能である。S B Dパイプライン管理の多くの側面が、最近の国際会議で公表された。いくつかの注目に値する催しには、ベルギーにおけるパイプライン技術の会議、カナダにおける国際パイプライン会議、及びThe International Society of Offshore and Polar Engineers (I S O P E) 及びThe Offshore Mechanics and Arctic Engineering Society (O M A E) の年次会議が含まれる。ExxonMobilは、これらの会議で、S B D負荷条件下での円周溶接欠陥の許容範囲の予測方法、S B D管理についての実物大パイプ試験、破壊力学試験方法、及びS B Dの適用に役立つ円周溶接技術のような論題を含めて、非常に多くの論説を公表している。これらの出版物は、特許出願の国際出願番号P C T / U S 2 0 0 8 / 0 0 1 7 5 3 (W I P O 特許出願W O / 2 0 0 8 / 1 1 5 3 2 3、A Framework To Determine The Capacity Of A Structure)、及びP C T / U S 2 0 0 8 / 0 0 1 6 7 6 (W I P O 特許出願W O / 2 0 0 8 / 1 1 5 3 2 0、Method To Measure Tearing Resistance) と組み合わせさせて、歪みベース設計管理限界評価 (S B E C A) 技術に必要なバックグラウンドを当業者に提供する。

10

【 0 0 0 6 】

使用温度及び加わる負荷に応じて、普通構造鋼及び溶接部は、脆性又は延性破壊のいずれかを被り得る。延性破壊は、より高い温度で起こり、脆性 (又は「劈開」) 破壊は、より低い温度で起こる。中間のある温度範囲で、延性及び脆性破壊の間の遷移が起こる。この遷移は、時に、延性 - 脆性遷移温度 (D B T T) と呼ばれる 1 つの温度によって特徴付けられる。D B T T は、用途に応じて、シャルピー V - ノッチ又はC T O D 試験のような試験によって求めることができる。

20

【 0 0 0 7 】

応力ベース設計の適用において、材料工学及びパイプライン設計の実施は、適切な脆性破壊抵抗を保証することに集中し、円周溶接部の延性破壊には、ほとんど注意が払われない。脆性破壊は、最低設計温度 (最低予想使用温度に一致する) を指定すること、及び材料を検定するためのシャルピー V - ノッチ又は割れ (c r a c k) 先端開口変位 (C T O D) 試験のような試験方法を用いることによって、軽減される。

【 0 0 0 8 】

しかし、S B Dパイプラインのより新しい適用において、脆性破壊の単純な考察を越えて進むことが必要である ; 円周溶接部の延性破壊もまた考慮されなければならない。円周溶接部は、通常、溶接によって生じる劣化したミクロ組織及び不完全部のよくある存在のせいで、潜在的に最も弱いリンク (l i n k) と考えられる。S B Dにおいて、設計者は、材料、溶接、及び検査技術の選択を通じて、脆性破壊を軽減する、又は、それを、塑性負荷状況になってしばらくするまで、また設計された歪み要求量を越えるまで、少なくとも遅らせる。パイプラインの塑性負荷の間、延性引裂 (t e a r i n g) が円周溶接不連続部又は欠陥で開始され得る。溶接部の強度特性及び延性引裂抵抗、不連続部又は欠陥サイズ、及びパイプライン母材鋼のような要因に応じて、引裂の大きさは、最低限で安定であり得る。安定であれば、欠陥成長の大きさは、通常、数 μ m から 1 又は 2 ミリメートルまでの範囲にある。この程度の成長が、歪みベースパイプライン管理の実施、特に S B E C A の手順において、信頼性をもって明らかにできれば、パイプラインの保全は、定量化され、管理され得る。これらの理由で、良好な延性引裂抵抗を有する、オーバーマッチングされた円周溶接部は、S B Dパイプラインでは重要である。高強度及び高い引裂抵抗を有する溶接金属が求められている。特別な試験技法が、最近では、引裂特性を定量化するために利用可能である。

30

40

【 0 0 0 9 】

当然、構造鋼及び溶接物における強度と靱性の間には、本来備わっているトレードオフが存在する。強度が増すにつれて、靱性は一般に低下する。S B Dは、より高い強度及びより高い靱性の両方を必要とする。S B Dパイプラインでの主要な難題は、円周溶接部に

50

おける高強度及び高靱性の両方を、特に引裂抵抗を、如何に得るかということである。パイプライン円周溶接部の特性は、主に、ミクロ組織によって支配され、これは、今度は、化学組成、及び溶接の間に課される熱サイクルによって支配される。化学組成は、溶接消耗材（ワイヤ、シールドガス、及びノ又はフラックス）、及びパイプ母材の化学組成の選択によって、大部分は支配される。溶接熱サイクルは、主に、溶接手順及び母材の厚さの所産である。

【0010】

高強度、高靱性溶接部の追求において、試みられた特性の最適化は、溶接性が劣る結果となり得る。従来の溶接技法が新しい冶金学と結び付けられる時、その結果は、劣った溶融池（weld pool）流動性、アーク安定性、ビード形状、及び溶込み形状（penetration profile）であり得るが、これらの全ては、溶接欠陥を生じ得る。これは、良好な濡れ及び一定の安定した作業をもたらす溶接方法を要求する難しい状況を、常に変わる溶接位置及びタイトなベベルが生み出す、機械化された5Gパイプライン円周溶接部では特に問題である。いくつかの消耗材は、この理由で、下向き姿勢以外（out of position）で溶接され得ない。

【0011】

歪みベース設計に有用である鋼パイプ溶接部を生成するための一つの手法が、2010年4月15日に公開された米国特許出願公開第2010/0089463号（国際特許出願PCT/US2008/001409）に開示されており、これは、歪みベースパイプライン設計で、パイプを溶接するための、オーステナイト系溶加材ワイヤの使用を開示する。該公開は、Ni系合金、ステンレス鋼、又は2相ステンレス鋼溶接消耗材を用いる高靱性溶接部の生成を教示する。この溶接部は、以下では、「オーステナイト系SBD溶接部」と呼ばれる。本公開は、それにおいてそれが記載するフェライト系溶接金属を除けば、従来のフェライト系溶接部は、構造設計において配慮され得る歪みの大きさを限定する、靱性及び引裂抵抗における限界を有することを教示する。下記の出願は、SBDの適用に適する靱性を実現するが、オーステナイト系SBD溶接部より相当に強いフェライト系溶接部を開示する。

【0012】

オーステナイト系溶接部がフェライト鋼に付着すると、不同（dissimilar）原子構造の溶接境界部（weld interface）が、溶接金属と溶接熱影響部（HAZ）との間の境界に生成される。オーステナイトは、面心立方（fcc）構造を有し、フェライトは、体心立方（bcc）構造を有する。融合不良のような欠陥を求めて、不同構造境界部に超音波試験／検査を適用することは、この境界部が、誤って解釈され得る音の反射を生じるという理由で、困難であり得る。fcc及びbccの材料は、異なる音伝播特性を有し、超音波検査に異なる応答をする。SBDのような困難な用途では、1ミリの程度の、大きさを知る正確度の許容範囲でもって、小さな欠陥について検査することが望まれる。不同構造溶接境界部は、UT検査の間、小さな欠陥によって生み出される信号と競合するか、又は、大きさを知る正確度に不確実性を少なくとも生じる信号の原因となり得る。隣接する溶接ビードの間にカスプ（cusp）若しくはスカロップのような他の形状的複雑さを有する熱影響部の領域における、又は、溶接ベベル形状が変わった領域における、不同構造溶接部から発生する信号の場合、特にそうである。上の理由で、フェライト鋼パイプラインは、不同構造溶接境界部を避け、UT検査を用いる時に正確な検査を可能にするために、フェライト系溶接部により接合されることが望ましい。

【0013】

US 6,565,678（‘678特許）は、高強度パイプラインを溶接するのに有用である、マルテンサイト中に散在する針状フェライト（AFIM）と呼ばれるフェライト系溶接金属を開示する。この溶接金属の意図する用途は、SBDパイプラインではなかった。‘678特許は、SBDパイプライン、及び本明細書における用途の具体的な要件を全く考慮していない。このため、この先行技術の溶接部は、SBDパイプラインに必要とされる高い引裂抵抗を実現することに関する考察、構想、又は実例を全く含まない。上に

10

20

30

40

50

記された文献情報源によって記載される、S B E C Aに必要であると思われる、引裂抵抗の定量評価は、' 6 7 8 特許によっては、なされなかった。さらに、' 6 7 8 特許は、引裂抵抗に関する考察を全く行っていないので、その結果、それは、S B Dにとって最適な溶接部を生成するために必要とされる溶接技法に関して、全く考察していない。溶接技術は、特殊なシールドガス混合物の使用、及び、結果として生じる、' 6 7 8 特許の発明日の後になって初めて利用可能になった高度に特殊なパルス波形電源が必要であることを含む。

【 0 0 1 4 】

溶接金属における酸素及び針状フェライトの有用性は、' 6 7 8 特許によって論じられている；しかし、S B D溶接部のために、これらの成分を最適化することに、全く注意は払われていない。' 6 7 8 特許は、「特定の用途に対して、溶接技術者は、本発明の指針に従って、溶接金属化学組成、シールドガス組成、及び溶接手順（溶接部冷却速度）の選択によって、針状フェライト含有量及び酸素レベルを制御できる」と記載している。S B DのためにA F I Mミクロ組織を最適化するための、最新のパルス波形電源の使用に関する言及はない。このような電源の考察は、当然、溶接手順の部門に入ると思われるが、' 6 7 8 特許によるこのような考察の欠如は、最新波形電源が、' 6 7 8 特許が出願された時には利用可能でなかったという理由で、理解できる。

' 6 7 8 特許は、高強度溶接金属における溶接金属介在物の重要性を論じている。' 6 7 8 特許は、針状フェライトが核生成するように、多数の小さい介在物を生成させようとする。この目標は、延性引裂抵抗が主な関心事でない従来の応力ベース高強度パイプライン設計には適しているが、同じ手法は、S B Dパイプライン溶接部には適していない。高い引裂抵抗が必要であるせいで、S B Dパイプライン溶接部は、応力ベース設計の溶接部に比べて、より少数の溶接金属介在物を要求し、これは、D.P. Fairchild, et al, "Girth Welds for Strain-Based Design Pipelines", Proceeding of the 18th International ISOPE Conference, Vancouver, 2008において論じられた。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【 0 0 1 5 】

高強度、高い延性引裂抵抗、及び良好な脆性破壊抵抗（すなわち、良好な延性及び脆性破壊靱性）を同時にもち、また、パイプライン現場建設中に、溶融池制御及び欠陥率の面で溶接性又は使い易さに関する不都合な懸念なしに適用できる溶接金属が求められている。

【課題を解決するための手段】

【 0 0 1 6 】

本発明は、優れた延性引裂抵抗及び良好な溶接性を有する高強度溶接部を実現する新規溶接金属を提供する。

本開示の一実施形態は、0 . 0 3 から 0 . 0 8 重量%の間の炭素、2 . 0 から 3 . 5 重量%の間のニッケル、約 2 . 0 0 重量%以下のマンガン、約 0 . 8 重量%以下のモリブデン、約 0 . 7 重量%以下のケイ素、約 0 . 0 3 重量%以下のアルミニウム、約 0 . 0 2 重量%以下のT i、約 0 . 0 4 重量%以下のZ r、1 0 0 から 2 2 5 p p mの間の酸素、約 1 0 0 p p m以下の硫黄、約 1 0 0 p p m以下のリン、約 1 0 0 p p m以下の窒素、及び本質的に鉄である残りの部分を含む溶接金属であって、S B D - A F I Mミクロ組織を含み、最新のパルス波形電源を用いるガスメタルパルスアーク溶接法を用いて付着され、5 %未満のC O₂及び2 %未満のO₂を含むシールドガスを利用し、付着した溶接金属は、9 0 k s iを超える引張強さ、及び0 . 7 5を超えるS E N T R - 曲線デルタ値を有する溶接金属である。

【 0 0 1 7 】

本開示の別の実施形態において、溶接金属の特性を向上させるために添加され得る元素には、約 0 . 6 重量%以下の銅、0 . 0 4 重量%以下のバナジウム、約 0 . 6 0 重量%以下のC r、約 0 . 0 4 重量%以下のN b、約 2 0 p p m以下のBが含まれる。溶接金属の

炭素含有量及び他の合金は、X 5 2 から X 1 0 0 又はこれを超えるパイプグレードを用いる S B D の用途で、十分な強度を有する溶接部を提供するために、該範囲内で調節され得る。

【 0 0 1 8 】

上記は、以下の詳細な説明が、よりよく理解され得るように、本開示のいくつかの実施形態の特徴を大まかに略述した。さらなる特徴及び実施形態もまた、本明細書において記載される。

【 0 0 1 9 】

本発明及びその利点は、以下の詳細な説明及び添付図を参照することによって、よりよく理解されるであろう。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 2 0 】

【図 1】本開示の一実施形態による S B D - A F I M 溶接金属の組成範囲での P_{cm} v s . 溶接金属最大 (u l t i m a t e) 引張強さのグラフ、及び U S 6 , 5 6 5 , 6 7 8 に開示されている A F I M 溶接金属のそれである。

【図 2】C R C ベベルの横断面図である。

【図 3】本開示の一実施形態による高歪み溶接部の横断面図である。

【図 4】本開示の一実施形態による、フェライト鋼パイプラインの溶接方法のフローチャートである。

【図 5】S B D A F I M 溶接金属の実施形態に適用するのに有用な G M A W パルス波形の実施形態のプロットである。

【図 6】溶接部融合欠陥を例示する、S B D - A F I M 溶接の実施形態の横断面の光学的マクロ画像である。

【図 7】R - 曲線のためのデータを生成するために用いられる S E N T 試験体の図である。

【図 8】例示的な R - 曲線のグラフである。

【図 9】低靱性 X 7 0 円周溶接部、及び本開示の実施形態による高靱性 H S W の 2 つの例示的な仮想 R - 曲線のグラフである。

【図 1 0】本開示の実施形態の溶接金属の S B D - A F I M ミクロ組織の概略図である。

【図 1 1】例示的な H S W の光学的マクロ画像である。

【図 1 2】S B D - A F I M を示す H S W の一実施形態のミクロ組織の光学顕微鏡写真である。

【図 1 3】S B D - A F I M ミクロ組織の一実施形態を示す走査電子顕微鏡写真である。

【図 1 4】S B D - A F I M ミクロ組織の共通の成分である、針状フェライト及びいくつかの介在物を示す、透過電子顕微鏡写真である。

【図 1 5】いくつかの平行ラス、及びラス境界での不連続 M A を示す、変質 (d e g e n e r a t e) 上部ベイナイトの透過電子顕微鏡写真である。D U B は、S B D - A F I M ミクロ組織の共通の成分である。

【図 1 6】いくつかの平行ラス、及びラス境界での不連続 M A を示す、変質 (d e g e n e r a t e) 上部ベイナイトの透過電子顕微鏡写真である。D U B は、S B D - A F I M ミクロ組織の共通の成分である。

【図 1 7】ベイナイトフェライトの複数のグレイン及び散在する M A 粒子を示す、粒状ベイナイトの透過電子顕微鏡写真である。

【図 1 8】転位した平行ラス、及びラス境界に M A のないことを示す、ラスマルテンサイトの透過電子顕微鏡写真である。

【図 1 9】シールドガス中の $C O_2$ 含有量の影響を示す、シャルピー V ノッチ (C V N) データのグラフである。

【図 2 0】円周溶接部から離れたパイプ破壊を示す、実物大のパイプ歪み試験での破壊箇所の写真である。

【発明を実施するための形態】

10

20

30

40

50

【 0 0 2 1 】

図は、本発明のいくつかの実施形態の単に例であるにすぎず、それらによって、本発明の範囲への限定は、意図されていないことに留意されたい。さらに、図は、通常、一定の率で縮尺して描かれてはならず、本発明の特定の実施形態の様々な態様を例示する上での都合のよさと明確さの目的で描かれている。

以下の詳細な説明の章において、本発明の具体的実施形態が、好ましい実施形態に関連させて説明される。しかし、以下の説明は本発明の特定の実施形態又は特定の使用に特有であるかぎり、これは、単に例示の目的のためであることが意図されており、単に例示の実施形態の説明を与えるだけである。本発明は、下に記載される特定の実施形態に限定されず、むしろ、それは、添付の請求項の精神及び範囲内に入る全ての代案、改変、及び等価物を含む。

10

【 0 0 2 2 】

本開示の溶接金属は、歪みベース設計、マルテンサイトに散在する針状フェライト溶接金属又はSBD-AFIMと呼ばれ得る。また、このミクロ組織を含む溶接部に言及する時、高歪み溶接部(high strain weld)(HSW)という用語が用いられることがある。

【 0 0 2 3 】

本開示の一実施形態は、少量のCO₂(<5%)及び酸素(<2%)がシールドガスに用いられる時、制御され円滑な(smooth)溶接アーク及び溶融池を適切に生成するのに十分な、電源電流波形制御を有する最新のガスメタルアーク溶接(GMAW)法を用いて付着されるフェライト系溶接金属を含む。これは、高強度、良好な低温靱性、優れた延性引裂抵抗、及び低欠陥率を有する溶接部を同時に実現できる、SBDパイプライン円周溶接部に有用なフェライト系ミクロ組織を生成する。本開示の実施形態は、良好な溶融池流動性、アーク安定性(「円滑な」アーク)、母材金属との接合部での溶融池の良好な濡れ、及び良好なビード溶込み形状を含む一群の特質(これらの全ては、溶接欠陥を減らすことを目指している)を表す良好な溶接性を獲得する。

20

【 0 0 2 4 】

本開示において論じられる溶接金属の実施形態は、歪みベース設計パイプラインにおける円周溶接に適切な強度及び靱性をもたらす。これらの新規溶接部は、様々なパイプグレード、例えば、これらに限らないが、X52、X60、X65、X70、X80、X90、X100、及び可能性としてX120のSBDパイプラインに適しており、これらの溶接部は、受け入れられる溶接性及び欠陥率で、現場建設中に付着され得る。特定の用途に望まれる溶接金属は、溶接金属化学組成及び溶接方法(電源のタイプ及びシールドガスの選択を含めての、方法と手順)の選択を通じて設計され、起伏の多い現場でのパイプライン建設条件下に付着させることができ、適切な溶接部ミクロ組織及び機械的性質をもたらす。

30

一実施形態において、溶接金属は、0.03から0.08重量%の間の炭素、2.0から3.5重量%の間のニッケル、約2.0重量%以下のマンガン、約0.80重量%のモリブデン、約0.70重量%以下のケイ素、約0.03重量%以下のアルミニウム、0.02重量%以下のチタン、0.04重量%以下のジルコニウム、100から225ppmの間の酸素、約100ppm以下の窒素、約100ppm以下の硫黄、約100pp以下のリンを含み、残りの部分は鉄である。

40

溶接金属組成物の残りの部分は鉄であるが、溶接金属が、列挙されていない他の成分、例えば不純物などを含み得ることは可能である。

【 0 0 2 5 】

他の元素：約0.6重量%以下の銅、約0.04重量%以下のバナジウム、0.6重量%以下のクロム、約0.04重量%以下のNb、約20ppm以下のBが、下でさらに詳細に論じられる理由で、添加されてもよい。溶接金属の組成に関連する、本明細書における全てのパーセンテージは、重量%(重量パーセント)で表されている。

炭素は、主要な強度制御元素として、化学組成に加えられる。Mnは、固溶体強化及び

50

一般的焼入性に寄与するが、また脱酸素剤としても働く。Niは、その靱性への好ましい影響のために加えられる。それは、また、固溶体強化及び焼入性にも寄与する。Mo、Cu、及びCrは、固溶体の強度を引き上げるために、また焼入性により加えられ得る。Siは、脱酸素剤として、また溶融池流動性を向上させるために加えられ、これは、溶接欠陥を防ぐ助けとなる。しかし、Siは、また、酸化物介在物の形成を通じて、靱性を低下させる。したがって、靱性と溶接性との間のトレードオフに応じて、Siは使用者によって最適化され得る。

【0026】

Ti及びZrは、溶融池において、主に酸素と結び付き、元のオーステナイトの粒界をピン止めし、また高い溶接温度から冷却中にグレインサイズを小さくする、小さな酸化物を形成する。Ti及びZrは、酸素と高い親和性を有し、高温で酸素と結び付き、非常に小さい介在物核の形成を助長する。これは、溶融金属中に、細かく分散した小さい酸化物の形成を促進する。

【0027】

酸素は、HSWがガスシールド法で付着させられる時、溶接シールドガス組成によって大きく制御される（下で説明される特殊な電源によって可能となる溶接性）。例えば、Ar、He、及び1～4%のCO₂（又は、0.5～2%のO₂）を含むシールドガス混合物を用い、HSWを溶接するのが通常であろう。本開示の実施形態の溶接金属酸素含有量は、（1）引裂抵抗を最大にするために、溶接金属中の非金属介在物を減らす必要性、及び（2）針状フェライト（AF）の核生成のために十分な介在物分布状態を生じること、をバランスさせる。酸素を安定して管理するための努力は、また、溶接ベベルの清浄化（錆又はオイル状汚染物質のないこと）、及び、溶接ワイヤを、ワイヤ上の湿分又は錆付着物を防ぐために保管し覆っておくことも含む。一般に、HSWは、溶融池における最適化され安定した酸素レベルを生じるように、溶接環境における酸素を管理する溶接法を用いて付着される。

【0028】

V及びNbは、析出物強化を増大させるために添加され得る。それらは、炭素及び/又は窒素と結び付いて、マルチパス溶接の結果として溶接部に小さな炭化物、窒化物、又は炭窒化物を形成する。V及びNbは、また、僅かに、焼入性及び強度にも寄与し得る。ホウ素は、効果的な強化剤である。それは、侵入型（interstitial）強化及び焼入性により、強度を引き上げるために添加され得る。

硫黄及びリンは不純物であり、意図的には添加されない。溶接部におけるこれらの元素を制限するための努力がなされる。硫黄及びリンは、溶接消耗ワイヤにおけるそれらの量を限定することによって、管理され得る。溶接金属に対して上で列挙された限界は、また、溶接ワイヤにとっても適切な限界でもある。

窒素もまた不純物として存在し、通常、不十分なシールド保護範囲のせいで、溶接過程の間の大気吸収の結果として溶接金属中に存在する。窒素は、また、溶接ワイヤ又は母材金属希釈部から移動し得る。窒素はポロシティ又は靱性の低下を引き起こすことがあり、その量は制限されなければならない。溶接金属に対して上で列挙された限界は、また、溶接ワイヤに対する適切な限界でもある。

用途及び必要とされる溶接強度に応じて、溶接金属組成は、X52からX120のパイプライングレードに適合させるように、記載された範囲内で調節され得る。約60ksi～約130ksiの多様な母材金属引張強さが、対応され得る。炭素含有量は、強度を調節するのに最も影響力が大きい。他の合金も、またいくらかの強度調節をもたらし得る。より低い強度は、約0.03重量%の炭素含有量で実現されるのに対して、最も高い強度は、約0.08重量%の炭素含有量で得られる。炭素及び他の合金の調節によって、約150ksiまでの引張強さが可能である。図1は、新規溶接金属の組成範囲で、Pcm vs. 溶接部引張強さ（UTS）のグラフを示す。US 6,565,678での同じ傾向もまた、比較のために、この図に含められている。Pcmは、強度を予測するために用いることができる焼入性の尺度であり、使用者は、特定の用途のためのHSWを選択す

10

20

30

40

50

るために、このP c mデータにより化学組成を調節できる。溶接工学の当業者に知られているように、P c mは、知られている化学組成に基づいて計算できる。

【0029】

高靱性は、本開示の実施形態の最も高い強度に対応するものに対してさえ、H S Wによって実現可能である。上部棚シャルピーエネルギー及び良好なC T O D（割れ先端開口変位）靱性が、下は約 - 40 まで、実現され得る。

【0030】

鋼溶接部における酸素の低い溶解性のせいで、非金属介在物が、冶金学的設計の重要な側面である。従来のパイプライン溶接部が、通常、大きな個数の溶接金属介在物と共に生成されるのに対して、H S Wは、介在物の種類、大きさ、及び密度を制御し、最適化するように設計される。一般に、過度の溶接金属介在物は、与えられたH S Wミクロ組織の脆性及び延性破壊靱性の両方を低下させる。これらの介在物は、脆性及び延性破壊の両方に向かう、優先的な核生成位置として働く。特に、延性破壊では、それらは、ミクロボイド核生成場所を提供し、延性引裂に要するエネルギーを減少させる。しかし、S B D - A F I Mミクロ組織では、介在物の体積分率及び大きさの分布が、高い引裂抵抗を実現するために最適化される。

【0031】

S B D - A F I M溶接付着物のミクロ組織は、U S 6,565,678（'678特許）に記載されているものに似ているが、重要な違いが存在する。S B Dのために溶接を最適化するという目的で、'678特許のA F I M溶接金属は、良好な出発点を提供するが、この溶接金属は、必要とされる体積分率の針状フェライトを核生成させるために必要とされるよりも多くの溶接金属介在物個数があることが見出された。その結果、本発明者等は、延性引裂抵抗を増すために、より少ない介在物含有量を有するS B D - A F I M溶接金属を考案した。これは、より少ないC O₂含有量を有するシールドガスを用いることによって達成された。'678特許のA F I M溶接金属は、通常、5%、10%、又は15%のC O₂で生成されるのに対して、S B D - A F I M溶接部は、<5% C O₂で生成される。これは、より少ない酸素含有量、及びより少数の介在物を生じる。S B D - A F I M溶接部のシールドガスにおいて5%未満のC O₂を用いるという決定は、重要な発明ステップである。これは、高い脆性及び延性破壊抵抗の両方を有する溶接部を生成する助けとなる。

【0032】

H S Wにおける<5% C O₂の使用は、本発明者等が軽減した欠点を有する。<5% C O₂により起こる、より少ない介在物含有量は、針状フェライトの核生成の可能性を減少させる。針状フェライトは、S B D - A F I Mミクロ組織にとって非常に重要であるため、好ましい炭素及び全合金含有量（a l l o y c o n t e n t）は、'678特許のA F I M溶接に比べて、減らされる。これは、より少数の介在物から、針状フェライトが核生成する、より低い可能性をオフセットできる、針状フェライトへの駆動力を増加させる。最低限の量の針状フェライトは、適切な靱性を実現するために、S B D - A F I M溶接金属に必要である。S B D - A F I M溶接部に、少なくとも15%の針状フェライトを生成することが望ましい。延性引裂抵抗がS B D - A F I M溶接部に望まれるので、理想的には、溶接部は20~30%の針状フェライトを含むべきである。明らかに、S B D - A F I Mミクロ組織は、低下した合金含有量のせいで、'678特許のA F I Mミクロ組織に比べて、強度を生じる潜在力が低い。より低い強度へのこの傾向は、最大引張強さよりむしろ、主として、降伏強さの潜在力に関連しており、S B D - A F I Mミクロ組織は、オーバーマッチング引張強さが主要な目標であるS B D用途に、依然として使用され得る。

【0033】

S B D - A F I M溶接金属化学組成は、母材金属化学組成と組み合わせて、必要な消耗溶接ワイヤ組成を計算するのに使用できる。S B D - A F I M化学組成は、単に、溶接ワイヤ化学組成の変更と、溶込み及び母材金属希釈の大きさを制御する溶接プロセスの知識

10

20

30

40

50

によって、多様な母材金属に適用できる。溶接工学の当業者に知られているように、希釈の計算は、3つの化学組成の1つを、2つの化学組成が知られているか又は特定される時、決めるために用いることができる。構造鋼を溶接する場合には、関与する3つの金属：母材金属、溶接金属、及び溶加材ワイヤが存在する。機械化された5 Gパイプライン円周溶接の用途では、希釈は、大部分の溶接パスで、通常、10%～20%である。希釈の計算は、当技術分野において知られており、George E. Linnert, Welding Metallurgy, Volume 2, Third Edition (米国溶接協会刊)を含めて、かなりの数の溶接工学の教科書に説明されている。

【0034】

本開示の実施形態によるSBD-AFIM溶接部の2つの主要な生成ステップは、(1)溶接金属酸素含有量を最適化すること、及び(2)シールドガスに、より低レベルのCO₂又はO₂を用いる溶接から生じるかもしれない溶接欠陥を限定すること、である。酸素含有量を制御することは、前述のように、溶接金属が針状フェライトの核生成のために非金属介在物を必要とするが、過度の介在物は延性引裂抵抗の低下に繋がるという理由で、重要な目標である。酸素含有量を最適化することは、シールドガスの酸素ポテンシャル(CO₂又はO₂)を制限することによって達成される；しかし、この選択は不利な面を有する。酸素ポテンシャルを低下させることは、別の面に対応されなければ、劣った溶接性に帰着する。特に、機械化された5 Gパイプライン溶接に用いられるシールドガスにおける<5%CO₂は、通常、劣った溶融池流動性、アーク安定性、溶込み形状を含めてのビード形状(これらの全ては溶接欠陥を生じ得る)に帰着するであろう。この状況が、SBD-AFIM溶接部ための第2の発明ステップ；必要なシールドガスを考慮して欠陥を限定すること、の理由である。

【0035】

低酸素ポテンシャルを有するシールドガスが、SBD-AFIM溶接に選択されるという理由で、溶接金属は、溶融した時、より粘性があり、通常のパイプライン溶接金属と同じようによくは流動しない、又は濡れない。劣った溶接性は、溶接端面と母材金属との間に滑らかな移り変わりを生じることを難しくする。これは、しばしば、高い表面張力(高粘度)と関連し、それによって、溶接金属と母材金属の間の連結部が、時に凹角(reentrant angle)と呼ばれる鋭い角度によって特徴付けられる。これらの部分(溶接止端部とも呼ばれる)は、融合不良欠陥の場所であり得る、又はそれらは、溶融池の頂部に浮いて行ったケイ酸塩の捕捉場所であり得る。この事態は、また、非常に中高の溶接ビード形状を表す「張出した(crowned)」溶接部によって特徴付けられる。

【0036】

流動性の問題に加えて、シールドガスにおいてCO₂が減らされると、溶接アークが、より不安定であり得る。アークは、より大きく、パチパチはね(sputter)、ふらつき、通常、より多くのCO₂を用いるアークより低温である。これらの側面は、また、溶接欠陥の可能性を増大させる。

前述の溶接性の難題を改善するために用いられる通常の溶接解決策は、より多くのCO₂又は酸素を含むシールドガスを用いることであろう。これらのガスは、溶接金属の表面張力を下げ、溶融池を滑らかにする。これらのガスは、また、より良好なアーク安定をもたらし、これは、より滑らかな溶融池及びより良好な溶接性を生み出す作用を有する。HSWでは、より多くのCO₂又は酸素を用いることは、これが、介在物を増やし、靱性及び延性引裂抵抗を低下させるという理由で、選択肢ではない。

HSWを付着させる1つの方法は、シールドガス中に少ないCO₂又は酸素を用いることであり、これは、通常、より多量のアルゴンを用いることを意味する。高レベルのアルゴンを用いて生成される溶接部は、より狭い「指形」溶込みビード形状を有する傾向があり、これは、溶接欠陥の可能性を増大させる。アルゴンのいくらかをヘリウムに置き換えて、指形溶込みビード形状を緩和できるが、ヘリウムは、また、欠陥の可能性を増大させる、より甚だしいアーク不安定性に導く傾向がある。したがって、HSWでの別の溶接性の難題は、過度の指形溶込みを防ぐというものである。

【 0 0 3 7 】

H S Wを付着させるのに不可欠な本発明の2つのステップは、最近開発された溶接技術により実現できる。本開示の一実施形態は、H S Wの効果的な付着を可能にする、ガスメタルアーク溶接(G M A W)機の電子制御における最近の進歩を利用する。G M A W法は、それが頑丈で効率的であるという理由で、現場パイプライン溶接では通常の実施形態である；しかし、伝統的なG M A W装置は、良好な溶接性を、すなわち、良好な溶融池流動性、アーク安定性、ビード形状、及び低い欠陥率を実現するために、シールドガスが相当量のC O₂又は酸素のいずれかを含有することを必要とする。

【 0 0 3 8 】

シールドガス中のC O₂又は酸素の量を限定して、H S Wの円滑な溶接(良好な溶接性)を可能にするG M A W溶接機が、最近、利用できるようになった。複雑な固体状態エレクトロニクスを用い、G M A W電源のいくつかの製造業者は、最近、溶接性を最適化し、向上させるために、最新のパルス波形制御を組み入れた。このタイプの溶接は、一般的に、パルスG M A W又はP G M A Wと呼ばれる。米国溶接協会は、この方法をG M A W - Pと称した。P G M A W機は、長年、存在していたが、最近になって初めて、これらの装置における波形制御が、S B D - A F I Mミクロ組織を有するH S Wを可能にするのに十分なまでに進歩した。本発明者等は、より最近のパルス波形溶接機、特に2003年頃以後に製造されたものは、通常は低酸素ポテンシャルシールドガスに付随すると思われる難しさにもかかわらず、低酸素含有量と欠陥の可能性の低減とを可能にすることを確認した。

【 0 0 3 9 】

接合されつつあるパイプの外周の回りを溶接ヘッドが軌道を描いて回る、機械化されたパイプライン円周溶接では、H S Wは、準備された狭い開先ベベル(構造又はパイプライン溶接の当業者に知られた溶接部デザイン)に付着され得る。狭いベベルは、単一ベベル、又は主ベベルが、通常、約0°~約20°の開先角度であることによって複合(compound)ベベルデザインであり得る。1つの一般的なパイプラインベベルデザインが図2に示されており、これは、時に、C R C ベベル(C R C E v a n s A u t o m a t i c W e l d i n gによって始められたデザイン)と呼ばれ、開先角度及び主ベベル面を例示している。

【 0 0 4 0 】

新規H S Wミクロ組織は、また、構造又はパイプライン溶接の当業者に知られている「オープン(open)」溶接ベベルにも付着され得る。オープンベベルは、約20°~約60°までの開先角度を有し得る。オープンベベルは、しばしば、タイ-イン(tie-in)溶接部、補修溶接部、及び置き換えパイプセクションの挿入で用いられる。H S Wミクロ組織は、また、隅肉溶接部、又は、用途に応じて決まる任意の他の配置構成の溶接部としても付着され得る。

図3は、7回のパスを用いて生成されたH S Wの実施形態の概略的横断面である。用途に応じて、H S W技術は、全ての溶接パスに、又はいくつかの溶接パスだけに用いることができる；得られる溶接が、望まれる大きな許容歪み(strain capacity)を実現する場合、それは、H S Wと称され得る。例えば、ルートパス(図3における#1のパス)が、内部溶接機を用い、パイプの内側から行われる、機械化されたパイプライン溶接が、時々行われる。この内部溶接ビードは、通常、非常に小さい。H S Wの一実施形態において、内部ルートパスは、通常の溶接ワイヤ及び手順を用いて行われ得るが、残りのパスが、S B D - A F I M消耗ワイヤ及び化学組成を用いて行われる。ルート欠陥の恐れを減らすために、通常の技術を用いて最初の2つのパス(ルート及びホットパス)を行い、次いで、残りのパスを、S B D - A F I M化学組成を生じるようにH S Wにより行うと利点があり得る。H S Wの利点は、強度と韌性の特性の組合せであり、そのため、特定の構造用途、及び建設の経済面の枠組みに関する制約に応じて、H S Wは、意図される目的に適するように、様々な方法で付着され得る。

【 0 0 4 1 】

溶接法及びG M A Wを用いる手順

10

20

30

40

50

本開示の一実施形態は、与えられた設計条件に対するH S Wを生成する方法を含む。図4を参照すると、この方法は、本明細書に開示されている有効範囲内で、望まれるH S W溶接金属化学組成を決めること(61)を含む。方法は、また、母材金属化学組成及び望まれる溶接金属化学組成が与えられたとして、溶接消耗ワイヤ化学組成を決めるステップ(62)を含む。このステップは、先に論じられたように、希釈計算を実施することを含み得る。該方法は、さらに、溶接消耗ワイヤを用い、母材金属を溶接すること(63)を含み、これは、目標とする溶接金属酸素含有量及び介在物含有量を実現するために、溶接の間、溶融池酸素及び介在物含有量を管理するための手段を提供するステップ(64)、及び、満足のいく溶接性及び溶接部融合を得るために、溶接の間、アーク安定性及び溶融池流動特性を管理するステップ(65)を含む。溶融池酸素含有量を管理するステップは、溶接部を清浄化すること、又は溶接部を単体酸素、さらには他の酸素含有化合物からシールドすることを含み得るし、低酸素溶接シールドガス又はフラックスを供用することを含み得る。低酸素シールドガスは、 CO_2 又は酸素がシールドガスに含まれるかどうかに応じて、5%未満の CO_2 及び2%未満の酸素を意味する。低酸素フラックスは、下で説明されるように、溶接工学の当業者に知られている塩基度により定義できる。アーク安定性、溶融池流動特性、及びビード形状を管理するステップは、受け入れられるH S W溶接性を可能にするように調節された電流波形制御を有する、最新のパルス電源G M A W溶接機の使用を含み得る。このステップは、下で記載されるような他の溶接装置及び技法を含んでいてもよい。

【0042】

現場パイプライン建設では、H S Wは、好ましくは、G M A Wに基づく方法、特にP G M A Wを用い、生成されるが、指定された化学組成及びミクロ組織が実現され、溶接性及び欠陥の可能性(大きさ及び率)が用途にとって満足のいくものであれば、他の方法が用いられてもよい。H S Wが溶接金属酸素含有量及び非金属介在物に影響を受け易いので、H S Wで最高レベルの靱性を実現するための好ましい溶接技法は、アルゴン(A r)、ヘリウム(H e)、及び二酸化炭素(CO_2)又は酸素(O_2)の混合物からなるシールドガス組成物を用いることである。典型的なガス組成は、7から35%の間のH e、1から4%の間の CO_2 (又は、0.5から2%の間の O_2)の範囲にあり、残りの部分はA rである。より高いパーセンテージのH eは、下向き姿勢以外での溶接、及び濡れの改善、及び良好なビード溶込み形状に有用である。これは、屋外溶接中、風の流れによって容易に吹き飛ばされるH e(軽い気体である)の傾向とバランスされなければならない。これは、必要であれば、保護溶接エンクロージャを用いることによって、克服できる。さらに、H eの添加は、アークの不安定に繋がり得るアーク電圧の変動し易さを増大させ得る；しかし、これは、本明細書に記載されるように、電源の調節及び溶接ヘッドの特性との協調によって、軽減できる。

【0043】

最新のパルス溶接電源は、H S Wミクロ組織を実現し、また現場建設の間の良好な溶接性を実現するために重要である。これらの電源のいくつかの例は、F r o n i u s T r a n s P u l s e S y n e r g i c 5000、L i n c o l n P o w e r W a v e 455、及び、M i l l e r P i p e P r o 450である。

【0044】

本開示の実施形態における5 G 円周溶接にH S Wを適用するためのシステムは、約100~175アンペアのバックグラウンド電流、及び約475~約575アンペアのパルス電流量の使用を含む。アーク電圧は、通常、約16V~約25Vの範囲にある。ワイヤ送給速度は、0.9mmの直径のワイヤで、約275ipm~約575ipmの範囲にある。シールドガスの流量は、約30~約80cfhの範囲にある。溶接速度(travel speed)は、ルート及びホットパス溶接で、約25ipm~約50ipmの範囲にある。溶接速度は、フィルパス(fill pass)で、約10ipm~約25ipm、キャップパスで、約8ipm~約15ipmの範囲にある。溶加材ワイヤの直径は、0.8mm~約1.4mmの範囲にあり得る。入熱は、ルート及びホットパスで、約0.2

$\text{kJ/mm} \sim$ 約 0.5 kJ/mm 、フィル及びキャップパスで、約 $0.4 \text{ kJ/mm} \sim$ 約 1.4 kJ/mm の範囲にある。PGMAWの当業者は、低酸素ポテンシャルシールドガスに付随する溶接性の問題を抑制し得る、望まれる溶接アーク及び溶融池を得るために、パルスパラメータを調節できる。この調節は、パイプライン円周溶接で通常実践されているシールドガスへの過剰の CO_2 又は酸素の付加に頼ることなく、達成できる。

【0045】

新しい又は難しいワイヤが関係する時の溶接手順の開発の全ての状況と同様に、溶接性を最適化し、欠陥率を限定するために、何らかの実験が必要である。溶接変数を組み合わせるのに、多くの並べ替えが可能であるという理由で、また、それぞれの溶接の枠組みは、母材金属の厚さ、ベベル形状、及び溶接姿勢の様々な条件に関係し得るという理由で、HSWの全ての用途に適するであろう1組の溶接パラメータを規定することは実際的でない。溶接性の日常的な改善は、ワイヤ送給速度、溶接速度、シールドガス組成、トーチ揺動、及び、バックグラウンド電流のような一般的アークパラメータの操作によってなされ得る。さらなる改善は、パルスパラメータの調節によって最新の電源により可能になる。これは、これらに限らないが、次の変数：パルス周波数、パルス振幅、パルス幅、及びパルス波形の調節を含む。波形制御電源に用いられる最新のエレクトロニクス of the 速い応答時間のせいで、パルスランプアップ(ramp up)(電流立ち上がり)の波形、ピークパルス電流、パルス電流時間、オーバーシュート、ランプダウン中の波形、テイルアウト(tail-out)速度、溶滴離脱時間、ステップ-オフ電流、溶滴離脱電流、短絡電流立ち上がり、及びパルス周期(周波数)を含めて、パルス波形の細かい調節がなされ得る。一連の異なるパルスを組み合わせることのような変形形態を生じさせることもまた可能である。さらに、これらの電源調節を、溶接ヘッドのエレクトロニクス、動き、又は他の特性と組み合わせることもまた可能である。

【0046】

最新の波形制御電源に付いている製品説明書は、特定のアーク特性及び溶融池管理を可能にするためのパルス調節を如何に行うかについての手引きを含む。パルス調節は、移行モード、溶滴の大きさ、溶滴頻度を調整するために、また、溶融池の乱れ、溶接部輪郭(weld contour)、溶接部溶込み、及び母材金属を滑らかに濡らす溶融池の能力のような要因を調整するために、用いることができる。別の言い方をすれば、パルス調節は、溶接性を向上させるために用いることができる。パルス調節は、また、溶接スパッタ(sapatter)を減らすために用いることができる。溶接性を向上させるために、これらのパラメータを調節することは、溶接手順開発中に予想される当然のステップである。図5は、SAB-AFIM溶接金属の実施形態を適用するのに有用である、本発明者等によって生成されたパルス波形を例示する。

【0047】

与えられた任意のHSW形状とワイヤの組合せに対して、機械的特性の最も良い組合せを得ることは、溶接付着物における酸素の量を調節することによって最適化できる。本発明者等は、シールドガスにおける非常に少ない CO_2 ($< 1\%$)が、比較的高い強度と、劣った脆性破壊抵抗とを生じることを確認した。最適レベルの CO_2 (通常、 $1 \sim 4\%$)は、高強度及び良好な靱性(脆性及び延性破壊抵抗の両方)を有する溶接部を生成する。より高レベルの CO_2 ($> 4\%$)を用い生成される溶接部は、好ましいSBD-AFIM溶接部に比べて、より低い強度及びより低い延性破壊抵抗を有する。

【0048】

溶融池の攪拌

溶融池の攪拌は、溶融池の流動特性及びHSWのビード溶込み形状を温和にする又は制御するために用いることができる別の技法である。機械的又は超音波振動が、消耗ワイヤに直接、又は溶融池に接触する別個のセラミック棒を通じて、加えられ得る。溶融池の攪拌は、より良好な溶接性を可能にする、溶融池の表面張力を下げることと類似の効果を有する。使用者の手腕、溶接設備、及び製造の筋書きに応じて、攪拌技法は、最新波形電源を用いることに加えてか、又はその代わりかのいずれかで、利用され得る。

【 0 0 4 9 】

溶接欠陥

H S Wは、低酸素ポテンシャルシールドガスの使用によって可能となり、これらのシールドガスの落とし穴は、最新の電源の使用により軽減される。これらの発明ステップは、機械化された5 Gパイプライン溶接が、また半自動パイプライン溶接さえも、良好な溶融池流動性、ビード形状、アーク安定性及び受け入れられる欠陥率を含めての良好な溶接性をもって行われることを可能にする。H S Wが、本明細書に記載されているシールドガス及び電源制御を最適化するための当然の注意なしに試みられた場合、図6に示されている溶接欠陥が、効率的なパイプライン建設では容認されない大きさ又は率で発生し得る。通常、パイプライン建設の間、これらの欠陥に起因する不合格率(reject rate)を、約5%未満に保つことが望ましい。H S W技術が適正に利用される場合、不合格率を5%未満に保つことが可能である。5%未満の不合格率は、低い欠陥率と見なされる。

10

図6に示されている欠陥に関して、H S Wが、シールドガス及び電源制御(トーチヘッドとの連絡を含む)への当然の注意をもって適正に付着されれば、欠陥の大きさは限定できる。きず高さは、示されている欠陥の特に重要な寸法である。高さは、パイプ管壁表面に概ね垂直な方向で測定される。H S Wは、欠陥高さを、3 mm未満に、又は、好ましくは2 mm未満、より一層好ましくは1 mm未満に保ちながら適用できる。H S Wが、それらの最大限の可能性に最適化された時、欠陥高さは、0.5 mm未満に縮小できる、又は完全に一様に無くすることができる。

20

【 0 0 5 0 】

ハイブリッドレーザーアーク溶接

H S Wは、ハイブリッドレーザーアーク溶接(H L A W)法を用い、付着できる。H L A W溶接部は、ルートに近い溶接金属下部において高希釈を有する。この部分では、溶接金属は、大部分、再溶融母材金属である。また、溶接部のこの部分は、速い冷却速度を経験する。上で説明されたように、希釈計算は、何らかの用途に対する適切なH S W溶加材ワイヤを配合するために用いることができ、この用途は、構造鋼のH L A Wを含む。適切な溶加材ワイヤは、好ましい溶接金属化学組成を生成するように、配合できる。低炭素組成溶接ワイヤ(約0.05%を超えない、より好ましくは0.03%を超えない、より一層好ましくは0.02%を超えない)は、強度と靱性の優れた組合せを実現する、H L A Wでの適切な冶金を生み出すのに特に有用である。

30

【 0 0 5 1 】

サブマージアーク溶接

サブマージアーク溶接(S A W)法を用いるH S W冶金を展開することが可能である。パイプライン建設における1つの有用な用途は、最終の敷設作業に先立つ二重接合(double-joining)パイプの用途である。先に記載されたP G M A W技法を用い、二重接合を実施することは可能であるが、S A Wを用いることが、より一般的である。S A W法を用い、望まれる冶金を達成するために、特別なフラックスが、溶接部の酸素含有量を最適化するために必要とされる。S A WがH S W冶金を溶接する場合、酸素含有量は、S B D - A F I Mミクロ組織を実現するために、約100から225 ppmの間に保たなければならない。これは、スラックスの塩基度(B I)(当業者又は溶接技術者に知られている用語であり、フラックスの塩基性質 v s . 酸性質、及びその酸素除去潜在力を反映する度数である)を管理することによって行うことができる。かなりの数のB Iの式、例えば、よく知られたT u l i a n i式が利用可能である。

40

【 0 0 5 2 】

二重接合の用途は、1 G(下向(f l a t))溶接姿勢で実施されるという理由で、この用途は、下向き姿勢以外での溶接の、溶接金属の粘度の問題を有さない。したがって、最新の電源の必要性は、5 G姿勢における円周溶接の場合ほど大きくない。言うまでもなく、H S W冶金を、先に挙げたガスメタルアーク法を用いる二重接合溶接部に適応することが可能である；しかし、S A Wは生産性の利点を有する。S A Wの限られた姿勢の可能性と、溶着速度との間には、トレードオフが存在する。溶着速度は、比較的大きくても

50

よいが、下向き姿勢以外での溶接は不可能である。

【 0 0 5 3 】

高歪み溶接部に対する歪みベース設計管理限界評価 (S B E C A)

S B Dの適用における延性引裂による破壊は、パイプライン業界では、比較的新しい設計上の枠組みであり、円周溶接は、これまでは、高いレベルの引裂抵抗を生じるように、管理されてこなかった。本出願において上で論じられている歪みベース設計管理限界評価 (S B E C A) 技術は、より高いレベルの延性引裂抵抗が有用である S B Dパイプラインの溶接部靱性の重要性を強める。この話題は、次の文献で論じられている : D.P. Fairchild, et al, "Girth Welds for Strain-Based Design Pipelines", ISOPE Symposium on Strain Based Design, the 18th International Offshore and Polar Eng. Conf, (ISOPE-2008), Vancouver, Canada, July 6-11, 2008, pp. 48-56.

10

【 0 0 5 4 】

特定の用途に対して H S Wを最適化するために、適切な溶接特性を設計又は選択する手段が望まれる。S B Dパイプラインについて、次の参考文献は、S B E C Aが基礎とし、また、加わる負荷及び材料特性のような要因に、許容できる溶接欠陥の大きさを関連付けるのに用いることができる技術を記載する : 国際特許出願 P C T / U S 2 0 0 8 / 0 0 1 7 5 3 ; K. Minnaar, et al, "Predictive FEA Modeling of Pressurized Full-Scale Tests", Proceedings of 17th International Offshore and Polar Engineering Conference, Lisbon, Portugal, 2007, pp. 3114-3120 ; S. Kibey, et al, "Development of a Physics-Based Approach for the Prediction of Strain Capacity of Welded Pipelines", Proceedings of 19th International Offshore and Polar Engineering Conference, Osaka, Japan, 2009 ; Kibey, S., et al, "Tensile Strain Capacity Equations for Strain-Based Design of Welded Pipelines", Proceedings of the 8th International Pipeline Conference, Calgary, Canada (2010), Fairchild, D.P, et al, "A Multi-Tiered Procedure for Engineering Critical Assessment of Strain-Based Design Pipelines", Proceedings of 21st International Offshore and Polar Engineering Conference, Maui, Hawaii, 2011。これらの参考文献は、溶接部における限界欠陥サイズ (安全に許容できる最大欠陥) が、加わる負荷又は歪み、母材金属及び溶接物の強度特性、欠陥が存在する材料 (通常は、溶接金属又は熱影響部) の靱性特性、並びに構造的形態のような入力パラメータに基づいて、S B E C A 技術を用い、どのように計算できるかを説明する。代わりに、S B E C A 技術は、加わる負荷、強度特性、及び形態の詳細のような他の入力パラメータが与えられれば、与えられた大きさの溶接欠陥を支えるのに必要とされる靱性を予測するために用いることができる。

20

30

【 0 0 5 5 】

S B D管理では、シャルピー V ノッチ試験、割れ先端開口変位 (C T O D) 試験、J - 積分法、及び湾曲広幅板 (c u r v e d w i d e p l a t e) 試験を含めて、材料の靱性を評価するためのいくつかの候補となる方法が存在する。研究は、S B Dの枠組みにおける構造性能の予測のために、欠陥サイズ、加わる負荷、及び靱性を関連付ける、信頼でき予測に使えるパラメータを提供するために、これらの方法を用いることは困難である、及び / 又は費用がかかるということを示した。これに反して、上の S B E C A 技術は、構造性能を定量化し、予測することが可能であり、R - 曲線と呼ばれる靱性パラメータを用いることによって、それをする。この靱性パラメータは、材料力学の当業者によって知られている片側ノッチ張力 (s i n g l e e d g e n o t c h t e n s i o n) (S E N T) 試験を用い、測定される。R - 曲線試験についての参考文献には、G. W. Shen, et al, "Measurement of J-R Curves Using Single Specimen Technique on Clamped S E (T) Specimens", Proceedings of 19th International Offshore and Polar Engineering Conference, Osaka, Japan, pp. 92-99, 2009 ; W. Cheng, et al, "Test Methods for Characterization of Strain Capacity - Comparison of R-curves from SENT/CWP/FS Tests", Proceedings of 5th Pipeline Technology Conference, Ostend, Belgium, 2009 ; H. Tang, et al, "Development of the SENT Test for Strain-Based Design of Welded

40

50

d Pipelines", Proceedings of 8th International Pipeline Conference, Calgary, Canada, 2010が含まれる。

【 0 0 5 6 】

図 7 は、R - 曲線を求めるために使用され得る S E N T 試験体の概略を示す。他の形状も使用され得る。S E N T 試験体形状は、欠陥（割れ又はノッチ）がスパン中央にあること以外は、型通りの引張試験に似ている。試験体は、把持部分で把持される。試験手順は、欠陥成長の進行をモニターし、測定しながら、試験体が有意な負荷増加にもはや耐えることができなくなるまで、試験体を、張力下に引っ張ることを含む。R - 曲線を生成する 1 つの方法は、試験体への負荷と除荷を繰り返すことを含み、次々の各負荷サイクルは、増加する負荷を加え、（結局は）割れ進展（*crack extension*）を増加させる。割れ進展の進行は、試験体のコンプライアンスから計算でき、これは、A S T M E 1 8 2 0 に記載されているもの（2012 年版に記載されている）と一致する技法である。この技法は、除荷コンプライアンス法と呼ばれ、割れの成長を、加わる負荷（すなわち、駆動力）に関連付けるために用いることができる。割れ成長モニタリングの適切な何らかの方法、例えば、除荷コンプライアンス又は電位差法（*potential drop method*）が用いられ得る。集められたデータは、R - 曲線のグラフをプロットするために用いることができ、このグラフは、靱性、又は、より詳細には、延性引裂に対する材料の抵抗に関するグラフ表示を与える。別の言い方をすると、そのグラフは、材料の延性破壊靱性を特徴付ける。

【 0 0 5 7 】

本明細書で参照される S B E C A 技術は、靱性を特徴付けるために、S E N T 試験及び R - 曲線を用いるが、他の方法が、それらが、構造形態、欠陥形状、加わる負荷及び材料特性（例えば、強度及び靱性特性）のような重要なパラメータに関連付ける、定量的な予測能力をもたらすのであれば、脆性破壊抵抗を定量的に記述するために用いられてもよい。1 つの方法は、一連の実物大パイプ許容歪み試験を実施することであるが、この手法は、非常に費用がかかると思われる。

【 0 0 5 8 】

R - 曲線のグラフは、割れ進展 *vs* . 割れ駆動力の関係を示す。例示的な R - 曲線が、図 8 に示されている。割れが進展するにつれて、割れの成長（延性引裂）に対する材料の抵抗は、通常、増大する。高靱性材料は、曲線の最初の部分において急な勾配を有する R - 曲線を生じ、最初の上昇の後、R - 曲線は、上昇を続けるであろう。R - 曲線が高い（より大きい Y 軸の値）程、靱性は、より大きくなる。R - 曲線は、時々、デルタ *a*（*a*）曲線、又は、割れ駆動力が C T O D 又は J 積分の観点から表され、y 軸で示される場合、J - 積分 *vs* . *a* 曲線、若しくは C T O D *vs* . *a* 曲線と呼ばれる。割れ進展 *a*（mm）は、x 軸で示される。曲線は、

$$y = \delta \cdot x^n$$

のような数学的關係によって示すことができ、ここで、（デルタ）及び（イータ）は、C T O D（mm）*vs* . *a*（mm）プロットの冪乗則フィッティングにおける因数である。R - 曲線及び延性破壊抵抗のこの記述により、様々な溶接金属についての R - 曲線が、1 mm の割れ進展での C T O D を考慮することによって靱性を評価するために、比較され得る。このような比較で、1 mm の割れ進展を選択するのには 2 つの理由がある。第 1 に、冪乗則の式において、*x* = 1 の場合、冪乗の項は 1 になり、イータは無視できる。この場合、C T O D は、デルタに等しく、比較は、デルタの値だけを用い、行うことができる。第 2 に、1 mm の割れ成長は、靱性を比較するのに妥当な割れ成長度合いである。S B E C A の知識によれば、パイプ円周溶接部の許容歪みは、しばしば、割れ進展が 1 mm 程度である時に、現れる。限界割れ進展は、多くの形態及び材料特性要因に応じて、非常に小さな値から、1 mm 又は 2 mm まで変わり得るが、靱性の概略的比較を行う目的に対しては、1 mm の規約が適切である。

【 0 0 5 9 】

新規 H S W 溶接金属の R - 曲線は、1 5 0 k s i のように大きな引張強さで、0 . 7 5 を超えるデルタ値を生じ得る。酸素含有量の良好な制御により、又は H S W のより低強度タイプでは、デルタ値は、1 . 0 0 を超え得る。用途に応じて、本明細書に開示されている最適溶接条件に注意を集中することができ、1 . 2 5 のデルタ値、又は 1 . 5 若しくは 1 . 7 5 のデルタ値さえも、実現できる。H S W 溶接金属は、これらの高い靱性を生じることができるが、同時に、S B D パイプラインで、X 5 2、X 6 0、X 6 5、X 7 0、X 8 0、又は、より強いパイプグレードにオーバーマッチングするのに適する高強度をもたらす。

【0060】

R - 曲線及び S B E C A 技術に基づいて、構造性能を正確に予測できることは、実物大のパイプ許容歪み試験を用いる、その技法の実証にかかっている。これは次の参考文献において論じられている：国際特許出願 P C T / U S 2 0 0 8 / 0 0 1 6 7 6 ; P. Gioielli, et al, "Large-Scale Testing Methodology to Measure the Influence of Pressure on Tensile Strain Capacity of a Pipeline, Proceedings of 17th International Offshore and Polar Engineering Conference, Lisbon, Portugal, 2007, pp. 3023-3027 ; P. C. Gioielli, et al, "Characterization of the Stable Tearing During Strain Capacity Tests", ISOPE Symposium on Strain Based Design, the 18th International Offshore and Polar Eng. Conference, (ISOPE-2008), Vancouver, Canada, July 6-11, 2008, pp. 86-89 ; X. Wang, et al, "Validation of Strain Capacity Prediction Method - Comparison of Full-Scale Test Results to Predictions from Tearing Analysis Based on FEA", Proceedings of 5th Pipeline Technology Conference, Ostend, Belgium, 2009。実証により、R - 曲線データを実物大での性能に関連付けることが可能となり、この結び付きは、S B E C A で予測に使える数学的表現のパラメータの開発に対する、対応付け (c a l i b r a t i o n) の基礎を与える。

【0061】

本発明者等は、S B E C A 技術を用いて、パイプ内圧、及び円周溶接でのパイプの目違いについての考慮を含めて、様々なパイプグレード、欠陥サイズ、溶接部の特性、及び母材金属の特性を含む S B D の枠組みにおいて、R - 曲線の観点から延性破壊抵抗の影響を定量化した。X 7 0 円周溶接部に対する、この作業による結果の仮想的な例が図 9 に示されている。この例は、次の長手方向引張特性：7 5 k s i の降伏強さ、8 5 . 2 k s i の最大引張強さ、及び 8 % の一様伸びを有する、4 2 インチ、2 0 mm 管壁のパイプに対するものである。目標とする許容歪みは、2 . 5 % である。全て、2 0 % の U T S (最大引張強さ) オーバーマッチング、及びゼロミリメートルの目違いを有する 3 つの仮想溶接部が考察されている。これらの 3 つの溶接部に対して、グラフは、異なるレベルの延性引裂抵抗を示す (他の全ての特性は同じままである) 3 つの異なる R - 曲線を示す。1 mm の割れ進展での R - 曲線値に注目することによって、3 つの曲線は、0 . 6、1 . 3、及び 2 . 0 のデルタ値を有する。引裂抵抗のこれらのレベルは、比較的低い靱性の溶接部 (0 . 6)、並びに、H S W # 1 及び H S W # 2 と呼ばれる 2 つの H S W を示す。開示されている S B E C A 技術を用いると、これらの 3 つの R - 曲線に対して、限界欠陥を計算できる。ミリメートルでの欠陥深さ及び長さに関して、3 つの R - 曲線に関連する 3 つの限界欠陥サイズは、それぞれ、3 . 3 x 2 0 mm、4 . 3 x 4 8 mm、及び 6 . 4 x 5 0 mm である。分かるように、より高いレベルの引裂抵抗が、より大きな欠陥許容範囲をもたらす。S B E C A 技術は、H S W にとっての最適な 1 組の機械的特性を選択する設計支援として用いることができる。

【0062】

H S W は、様々な強度を生じるように設計できる。強度及び靱性は、構造鋼においては、相反する関係にあるので、より高い強度を生じることが、通常、より低い靱性を生じることが意味する。この理由で、その用途に必要とされより少しでも大きな溶接強度を生じることが、より低い靱性がトレードオフであるという理由で、通常、望ましくない。S B E C A 技術は、H S W を設計し、強度と靱性の間のトレードオフを最適化するために用い

10

20

30

40

50

ることができる。

【0063】

溶接金属のミクロ組織

H S Wミクロ組織を記述する冶金学用語の定義は、用語解説に見出され得るが、さらなる詳細が、次の3つの参考文献に記載されている：(1) N.V. Bangaru, et al, "Microstructural Aspects of High Strength Pipeline Girth Welds," Proceedings of the 4th International Pipeline Technology Conference, Ostend, Belgium, May 9-13, 2004, pp. 789-808、(2) J.Y. Koo, et al, "Metallurgical Design of Ultra-High Strength Steels for Gas Pipelines," ISOPE Symposium on High-Performance Materials in Offshore Industry, the 13th International Offshore and Polar Eng. Conference, (ISOPE-2003), Honolulu, Hawaii, USA, May 25-30, 2003, pp. 10-18、及び(3) 米国特許第6,565,678号。本明細書で用いられる場合、優勢な又は優勢にはは、少なくとも約50体積パーセントを意味する。

【0064】

応力ベースパイプライン設計では、円周溶接で好まれるミクロ組織は、通常、針状フェライトである。さらに、応力ベース設計の高強度パイプラインにとって、'678特許のミクロ組織は有用である。本開示の溶接金属のミクロ組織は、これらの例のどちらとも異なる。本発明でのミクロ組織は、A F I Mミクロ組織を含むが、介在物含有量は、'678特許によって開示されるより小さい。'678特許は、約 $5 \times 10^{10} \text{ m}^{-2} \sim 6 \times 10^{10} \text{ m}^{-2}$ の介在物数密度が有益であることを教示するのに対して、S B D - A F I M溶接金属は、 $4 \times 10^{10} \text{ m}^{-2}$ 未満を要求する。

【0065】

本発明者等は、A F I M及びS B D - A F I Mミクロ組織の多くの変異を詳細に調べ、意図されるS B D用途にとって最善の特性の組合せは、硬質成分と針状フェライトのバランスの取れた比率により実現されることを見出した。S B D - A F I Mミクロ組織の概要が図10に示されている。例示的なS B D - A F I M溶接部は図11に示されている。S B D - A F I Mミクロ組織を示す光学顕微鏡写真は図12に示されている。S B D - A F I Mミクロ組織の走査電子顕微鏡写真は図13に示されている。針状フェライトの透過顕微鏡写真は図14に示されている。S B D - A F I Mにおける硬質成分は、優勢には、ラスマルテンサイト、下部ベイナイト、変質上部ベイナイト、及び粒状ベイナイトの混合物である。これらの成分のいくつかの透過電子顕微鏡写真が図15～18に示されている。

溶接部の冷却の間、T i及びZ r系の介在物が、溶接溶融金属中に生成する。これらの基点介在物は、通常、スピネル殻によってさらに包まれる。溶接金属がさらに冷えるにつれて、針状フェライトがこれらの介在物上で核生成する。次いで、残りのオーステナイトは、硬質成分の混合物へと変態する。S B D - A F I M溶接部での典型的なミクロ組織のバランスは、15%～50%の針状フェライト、及び50%を超える硬質成分である。これは、'678特許の典型的A F I M溶接部に対して記載されたより、いくらか大きい針状フェライト含有量に相当する。

【0066】

溶接部検査

本明細書に記載されているH S Wは、2010年4月15日に公開された米国特許出願公開第2010/0089463号(国際特許出願P C T / U S 2008/001409)に記載された溶接部に比べて、溶接部検査に関連する利点を有する。H S Wはフェライト系であるのに対して、U S P A 2010/0089463の溶接部は、N i系溶接消耗材であり、それらは、面心立方(F C C)原子構造を有するオーステナイト系溶接部を生じる。フェライト系H S Wは、体心立方(B C C)原子構造を有し、これは、パイプラインフェライト鋼を溶接するために高N i(F C C)溶接消耗材を用いると現れる不同構造溶接境界部の問題を避けるという理由で、パイプラインフェライト鋼(これもまた構造はB C Cである)の溶接に有用である。不同構造溶接境界部は、これらの境界部が、不必要な補修を招き得る誤った信号を生じるので、超音波検査における難しさの原因となる

。

【実施例】

【0067】

表1に列挙される溶接ワイヤが、SBD-AFIM溶接部の実験のために、本発明者等によって製造された。

【表1】

表1:溶接ワイヤの化学組成

ワイヤ	C	Mn	Ni	Mo	Cu	Cr	Si	Ti	Zr	Pcm
1	0.035	1.81	2.94	0.58	0.12	0.08	0.610	0.014	0.027	0.244
2	0.045	1.86	2.98	0.57	0.30	0.16	0.600	0.014	0.024	0.269
3	0.065	1.9	3.07	0.59	0.16	0.20	0.390	0.014	0.040	0.282

10

【0068】

ワイヤ1、2、及び3を用い、いくつかの1G及び5G円周溶接部が、本明細書に開示されているSBD-AFIM技術を用い、製作された。これらの溶接部は、30インチの直径、15.6mmの管壁のAPI 5L X80パイプに製作された。このパイプは、重量%で次の組成のものであった：炭素：0.06、Mn：1.88、Si：0.25、P：0.006、S：0.002、Ni：0.17、Cu：0.18、Mo：0.22、Cr：なし、Nb：0.03、V：なし、及びTi：0.01。溶接部は、Fronius TransPulse Synergic 5000電源の利用を含むCRC Evans自動溶接装置を用い、製作された。シールドガスのCO₂含有量は、0～3%で変えられた。パルスパラメータは、本明細書に開示されたように調節され、良好な溶接性が、優れた機械的特性と共に実現された。これらの溶接部のフィルパスにおける典型的な入熱は、約0.45kJ/mm～0.70kJ/mmの範囲であった。これらの溶接部に関するさらなる詳細は、表2及び3に記載されている。表2に記載された引張値は、2又は3回のいずれかの試験の平均である。表2におけるシャルピーVノッチ(CVN)値は、各曲線が、5つの試験温度(-60、-40、-20、0、22)に渡る約15の個々のCVN試験を用いて確定された、遷移曲線全体への曲線フィッティングから引き出される。表2に記載されているCTODの値は、3回の試験の最小値である。

20

30

【0069】

【表2】

表2:溶接の詳細及び機械的特性

溶接部	ワイヤ	溶接姿勢	He (%)	Ar (%)	CO2 (%)	降伏強さ (ksi)	UTS (ksi)	CVN(J) @-20°C	CTOD(mm) @-20°C
1	1	5G	30	70	0	119	131	98	0.04
2	1	5G	30	69	1	116	136	143	0.08
3	1	5G	30	68	2	121	133	177	0.19
4	1	5G	30	67	3	111	129	189	0.19
5	1	1G	30	68	2	120	131	162	0.34
6	1	5G	10	87	3	127	136	189	-
7	2	5G	30	69	1	116	143	124	0.11
8	2	5G	30	68	2	116	143	178	0.15
9	3	5G	30	69	1	121	146	98	0.09
10	3	5G	30	68	2	117	151	156	0.14

40

【0070】

50

【表 3】

表3:溶接金属化学組成

溶接部	ワイヤ	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Cu (%)	Ti (%)	Zr (%)	O (ppm)	Pcm
1	1	0.038	1.8	0.52	0.079	0.57	2.56	0.13	0.012	0.025	130	0.236
2	1	0.034	1.78	0.53	0.079	0.57	2.61	0.13	0.011	0.024	180	0.233
3	1	0.040	1.8	0.65	0.078	0.56	2.57	0.13	0.01	0.024	180	0.242
4	1	0.037	1.79	0.67	0.082	0.58	2.72	0.12	0.001	0.026	240	0.243
5	1	0.046	1.85	0.51	0.081	0.55	1.82	0.15	0.011	0.026	140	0.239
6	1	測定せず ^a										
7	2	0.050	1.9	0.53	0.14	0.55	2.4	0.25	0.012	0.023	110	0.259
8	2	0.049	1.86	0.56	0.15	0.59	2.96	0.27	0.011	0.024	200	0.270
9	3	0.057	1.92	0.48	0.19	0.61	2.9	0.17	0.012	0.037	120	0.276
10	3	0.059	1.9	0.34	0.15	0.45	2.91	0.13	0.008	0.026	160	0.258

10

【0071】

最適なCO₂含有量は、約2～3%であることが見出され、一方、より少ないCO₂含有量は、2～3%CO₂での溶接に比べて、劣った特性を示した。溶接性もまた、より少ないCO₂含有量での溶接に比べて、2～3%CO₂で最適であることが見出された。溶接部番号1から4は、シールドガスにおけるCO₂含有量の影響のよい例である。CO₂含有量が、0%、1%、2%、及び3%の順に増加するにつれ、-20℃でのCVNの値は、それぞれ、98J、143J、177J、及び189Jの順に変わった。この傾向は、図19に示されており、延性-脆性遷移温度が、CO₂含有量が0%から3%に増加するにつれて、低下している。溶接部2及び3（それぞれ、1%及び2%のCO₂含有量を有する）の酸素含有量は、180ppmで同じであることに留意されたい。より少ないCO₂含有量での溶接は、より少ない酸素含有量を生じるであろうと、通常は予想されるであろう；しかし、溶接冶金の当業者に知られているように、溶接金属の酸素含有量測定におけるばらつきは、全く普通のことである。それにもかかわらず、表2及び3に示されているデータにおける全体的傾向は、本明細書に開示されているSBD-AFIMの新規な側面を実証する。

20

30

【0072】

溶接部1から4は、CO₂含有量が、0%から3%まで増えるにつれて、CTODが増加することを示す。詳細には、CO₂含有量が、0%、1%、2%、及び3%の順に増加した時、CTODの値は、それぞれ、0.04mm、0.08mm、0.19mm、及び0.19mmの順に変わった。

【0073】

溶接部の対7と8、及び溶接部の対9と10は、前述の靱性の傾向を実証する。すなわち、ガス中のCO₂含有量が、1%から2%へ増加した時、これらの例示的な対（異なる溶接ワイヤを用いる）のどちらも靱性が増加することを示す。CVN及びCTOD靱性の両方が増加した。これらの対の溶接金属の酸素含有量データは、記載された傾向と一致しており、酸素が、CO₂含有量が増加する時、増加している。酸素含有量におけるこの傾向は説明を要する。通常の見方は、酸素含有量が増加すると、溶接金属の靱性は低下すると言う。これは、通常は正しいが、本開示の詳細が示すように、またSBD-AFIMに対するCO₂含有量の適合範囲（5%未満）内で、2つの競合する要因が存在する。CO₂含有量の低下は、溶接金属の酸素の低下に繋がり、通常、これは、靱性を増加させるであろうが、SBD-AFIM溶接部では、針状フェライトの核生成という競合する効果が存在する。溶接金属の酸素含有量が、余りに少なくなると、針状フェライトの核生成が、抑制され、靱性が低下する。したがって、最適なトレードオフが、競合する要因の間に

40

50

存在し、シールドガス中の 2 ～ 3 % の CO_2 含有量が最善のバランスである。

【 0 0 7 4 】

実物大のパイプ歪み試験が、30 インチの直径で、15 . 6 mm の管壁厚さの X 8 0 パイプを用い、実施された。試験体は、表 2 で溶接部 3 として記載された溶接の枠組みを用いて製作された 2 つの円周溶接部を含んでいた。実物大の試験体には、全部で 4 つ（各円周溶接部に 2 つ）の 3 × 5 0 mm の欠陥が、予め設けられた。欠陥は、OD（外径）から機械加工され、溶接金属と熱影響部の両方に設けられた。円周溶接部は、3 mm までの高低目違いをもって生成され、欠陥は、最大の目違いの位置に設けられた。複数の（c o m p a n i o n）円周溶接部が生成され、特性測定に用いられた。溶接金属の降伏及び最大強さは、それぞれ、119 k s i 及び 130 k s i であった。- 20 での C V N 靱性は 179 J であった。- 20 での 3 つの C T O D 試験は、0 . 18 mm、0 . 30 mm 及び 0 . 25 mm の値を生じた。いくつかの S E N T 試験は、1 . 25 の平均 R - 曲線デルタ値を生じた。実物大の試験は、指定された最小降伏強さの 72 % に加圧され、破壊するまで張力下で引っ張られた。この試験は、実物大のパイプ歪み試験について、先に引用された参考文献に説明されているように実施された。試験は、試験体が溶接部から離れたパイプ本体で破壊する前に、3 . 2 % の歪みを達成した。破壊箇所の写真が図 20 に示されている。

10

【 0 0 7 5 】

これらの例によって示されるように、H S W は、普通の溶接欠陥を含む時でさえ、高靱性及び高レベルの印加歪みを実現できるパイプライン円周溶接部を生成するのに有用である。100 k s i、110 k s i、120 k s i、より好ましくは 130 k s i、より一層好ましくは 140 k s i のように大きな引張強さを有する H S W が製作できる。これらの溶接部は、最適化された条件を用いて製作された溶接部での、- 20 の温度で 0 . 10 mm を超える溶接金属 C T O D 値によって立証されるように、良好な脆性破壊抵抗を生み出すことができる。化学組成、酸素含有量、及びマイクロ組織に注意が払われれば、H S W は、この強度及び靱性を、- 10 、- 15 、- 20 のように低い温度で、又は - 30 若しくは - 40 のように低い温度でさえ、生み出すことができる。

20

【 0 0 7 6 】

靱性の別の有用な尺度は、溶接冶金及び構造設計の当業者に知られている一般的パラメータである、延性 - 脆性遷移温度である。この遷移温度は、シャルピー V ノッチ（C V N）試験を含む任意の数の試験を用い、求めることができる。C V N 遷移温度は、シャルピーエネルギー又は剪断面積（s h e a r a r e a）のいずれかに基づくことができ、通常、シャルピー靱性 v s . 試験温度のグラフでの靱性遷移曲線の中央又は中点を表す。C V N 試験によって求められる、H S W の遷移温度は、- 20 、- 30 、又は - 40

30

まで下る延性 - 脆性遷移温度を生じることができる。化学組成、酸素含有量、及びマイクロ組織に注意を払えば、- 60 又は - 80 のように低い遷移温度が実現され得る。H S W によって生じる上部棚エネルギーは、100 J、より好ましくは 125 J、より一層好ましくは 150 J であり得る。H S W が、最適レベルの酸素及び針状フェライトの含有量をもつように設計されると、175 J の上部棚エネルギーが実現され得る。

延性破壊抵抗に関して、H S W は、1 mm の割れ進展でデルタ値が少なくとも 0 . 75 である曲線によって記載されるものと、同じように高い、又はより高い R - 曲線を生成できる。化学組成、酸素含有量及びマイクロ組織に注意を払えば、H S W は、1 . 0、好ましくは 1 . 25、より一層好ましくは 1 . 5 のデルタ値を有する曲線と同じように高い、又はより高い R - 曲線を生成できる。

40

【 0 0 7 7 】

上記の機械的特性により、H S W 円周溶接部は、0 . 5 % を超える全体塑性歪みを実現でき、同時に、管壁の厚さに応じて、2 × 25 mm、3 × 50 mm、4 × 50 mm、又は 5 × 50 mm、又は 6 × 50 mm のような大きさの通常の溶接欠陥を含むことができる。これらの欠陥の最初の寸法は、パイプ表面に垂直な方向における欠陥高さを表し、第 2 の寸法（より大きい寸法）は、円周溶接部の周方向に沿う欠陥長さである。3 × 100、2

50

× 1 0 0 mm、又は 1 × 2 0 0 mm のような長い欠陥さえ、0 . 5 % より大きい塑性歪みを達成しながら、支えることができる。欠陥サイズ及びパイプ管壁厚さに応じて、1 %、1 . 5 %、2 %、2 . 5 %、3 % の全体塑性歪み、又は 4 % 若しくは 5 % の全体塑性歪みさえ達成できる。大きな許容歪みは、ほぼ X 1 2 0 までのパイプグレードで達成できる。

【 0 0 7 8 】

これまでの記述は、単に、本発明の特定の実施形態の詳細な説明にすぎないこと、及び、開示された実施形態の多数の変更、改変、及び代替が、本発明の範囲から逸脱することなく、ここでの開示に従ってなされ得ることが理解されるべきである。したがって、これまでの説明は、本発明の範囲を限定しようとするものではない。それどころか、本発明の範囲は、添付の特許請求の範囲及びそれらの等価物によってのみ、決められるべきである。本明細書の実施例において具現化された構造及び特徴は、互いに、変更され、再配列され、置き換えられ、消去され、繰り返され、組み合わせられ、又は付け加えられ得ることもまた想定されている。冠詞の「その (the)」、「1 つの (a) の」、及び「1 つの (an)」は、1 つだけを意味することに必ずしも限定されるわけではなく、むしろ、包括的であり、複数のそのような要素を含んでいてもよいように、制限がない。

【 0 0 7 9 】

用語解説

オーステナイト系合金：面心立方 (f c c) 原子配置によって特徴付けられるオーステナイト系ミクロ組織を有するステンレス鋼、Ni 系合金、及び二相ステンレス鋼のような、産業用合金のグループのいずれか。

フェライト系合金：優勢には体心立方 (b c c) 原子配置によって特徴付けられるフェライト系ミクロ組織を有する産業用合金のグループのいずれか。

降伏強さ：荷重支持が測定可能な永久変形を生じる永久変形及び塑性挙動なしに荷重支持が達成される線形弾性挙動からの離脱点に相当する強さ。

引張強さ：破壊メカニズムが線形弾性破壊でない時に、応力の単位での、材料の最大荷重担持能力に相当する強さ。

H A Z：熱影響部。

P c m：鋼に用いられる一般的な合金元素の重量 % に基づき、焼入性を定量化するために用いられる式。焼入性は、鋼が、高温から冷却された時にマルテンサイト (硬質ミクロ組織) に変態する度合いである。

$$P c m = C + S i / 3 0 + (M n + C u + C r) / 2 0 + N i / 6 0 + M o / 1 5 + V / 1 0 + 5 B .$$

重量 % での合金含有量が、P c m 数を計算するために式に入れられる。

【 0 0 8 0 】

熱影響部：溶接融合線に隣接する母材金属であり、溶接作業中に溶融しないが、溶接熱によって影響を受けた部分。

靱性：破壊に対する抵抗性。

溶接物：溶接によって接合された構成要素パーツのアセンブリ。

溶接ビード溶込み形状：横断面で観察された時の溶接ビードの底 (ルート) に近い溶接ビードの形状。

溶接性：特定の金属又は合金を溶接する実現可能性。溶接性は、時に、溶接中の水素誘発割れ感受性 (s u s c e p t i b i l i t y) を表すが、本開示に関連しては、溶接性は、融合不良、溶込み不良、又はアンダーカットのような欠陥を生じることのない、溶接し易さを表す。高い表面張力の溶融池及び不規則な又は不安定な溶接アークを含めて、かなりの数の要因が、劣った溶接性に寄与する。これらの要因は、隣接する母材金属への溶融池の濡れの悪さ、溶接止端部での鋭い (又は小さい) 凹角、望ましくない溶接スパッタを含めて、溶接者によって観察される徴候を生じる。良好な溶接性を得ることは、良好な溶融池流動性、アーク安定性 (「円滑な」アーク)、母材金属との連結部での溶融池の良好な濡れ、良好なビード溶込み形状を含めて、1 群の特質を表し、これらは全て、溶接欠陥を減らすことを目指している。

【 0 0 8 1 】

ガスマタルアーク溶接 (G M A W) : 溶加材ワイヤが、電極として働き、コンタクトチップを通して自動供給され、また溶接過程で消費されるトーチを利用する溶接法。コンタクトチップは、通常、シールドガスを溶接アーク部分に向けるガスカップによって取り囲まれている。一般的なシールドガスは、アルゴン、C O 2、ヘリウム、及び酸素である。トーチ移動は、(自動若しくは機械化された) 装置によって行われ得る、又は人 (半自動) によって行われ得る。方法の名前である G M A W は、米国溶接協会によってなされた標準呼称である。

パルスガスマタルアーク溶接 (P G M A W) : 電流パルス能を備える電源を利用する、G M A W 法の変形形態。これらは、時に、最新電流波形電源と呼ばれる。米国溶接協会は、P G M A W を G M A W - P と命名した。

10

【 0 0 8 2 】

G M A W に基づく方法 : G M A W に似たかなりの数の同類の方法、例えば、P G M A W、メタルコアアーク溶接 (M C A W)、フラックスコールドアーク溶接 (F C A W)。M C A W との主な違いは、コールドワイヤが用いられ、コア内に金属粉末が存在することである。F C A W 法もまた、コールドワイヤを用い、そのコアは、通常、フラックス粉末からなる。F C A W は、シールドガスと共に、又はそれなしに用いることができる。

【 0 0 8 3 】

ガスタングステンアーク溶接 (G T A W) : 電極が非消耗タングステンロッドであるトーチを用いる溶接法。この方法は、溶加材ワイヤと共に、又はそれなしに実施できる。溶加材ワイヤなしの場合、この方法は、自生と呼ばれる。溶加材ワイヤが用いられる場合、それは、熔融池 / アーク部分に、側面から (G M A W のような他の多くの方法でのように、トーチの中心線を通してとは対照的に) 供給される。溶加材ワイヤの供給は、装置又は人によって行われる。溶接トーチの移動は、装置又は人によって行われる。タングステン電極は、熔融池 / アーク部分にシールドガスを向けるガスカップによって取り囲まれている。通常のシールドガスは、アルゴン及びヘリウムを含む。

20

【 0 0 8 4 】

ハイブリッド - レーザーアーク溶接 (H L A W) : レーザー溶接と G M A W を組み合わせる方法。通常、深い溶込みをもたらすように、レーザーが G M A W アークに先行する。H L A W の G M A W 構成要素は、レーザー溶接単独に比べて、接合部突合せにおけるより大きな変動に適応する能力を生じる。レーザーが、非常に狭い幅 (約 1 m m) の間隙を埋めることができるにすぎないのに対して、G M A W 溶接は、数ミリメートルの間隙を埋めることができる。

30

サブマージアーク溶接 (S A W) : 連続的に供給される、中実又は管状 (フラックスコールド) 消耗電極を必要とする溶接方法。溶融物及びアーク部は、大気汚染から、粒状融合性フラックスのブランケットの下に「覆い隠される (s u b m e r g e d) 」ことによって保護される。

低酸素溶接環境 : 熔融池に与えられる保護が、約 2 0 0 p p m の酸素未満の溶接金属酸素含有量を達成する溶接法。保護は、シールドガス又はフラックスによって達成できる。

初析フェライト (P F) : 鋼溶接ミクロ組織に関して、この相は、また、ポリゴナルフェライト及び粒界フェライトとも呼ばれる。P F は、溶接金属が高温から冷却されるにつれて、オーステナイトから変態する最初の相でないとしても、最初の相の 1 つである傾向がある。核生成は、元のオーステナイト粒界で起こる ; したがって、P F グレインは、これらの境界に位置する。それらのグレインは、多角形であり得る、又は、時に、側板 (s i d e p l a t e) が、他形 (a l l o t r i o m o r p h) から生成することがあり、次いで、側板は、ウィドマンシュテッテンフェライトと呼ばれる関連相を定める。

40

【 0 0 8 5 】

針状フェライト (A F) : A F は、多くの場合、冷却中に、オーステナイトから鋼溶接部において変態する最初の分解生成物であるが、時には、初析フェライト (ポリゴナルフェライト) が最初に生成することもある。A F は、小さな非金属介在物上で核生成し、次

50

いで、ベイナイト型変態メカニズムによって急速な成長を経る。通常、AFグレインは、冷却速度及び化学組成に応じて、約2:1から20:1の範囲のアスペクト比を有する針状モルホロジーを示す。この変態は、剪断及び拡散要素の両方を含む。変態温度は、拡散と剪断要素の間の相互関係を制御し、こうしてAFモルホロジーを決める。

【0086】

粒状ベイナイト(GB):中央に位置する、マルテンサイトオーステナイト(MA)の小さい「島」を取り囲む3~5個の比較的等軸のベイナイトフェライトグレインのクラスターを表す。典型的な「グレイン」の直径は約1~2 μmである。

【0087】

上部ベイナイト(UB):セメンタイトのような炭化物相のストリンガー(stringer)又は膜と共に散在する針状ベイナイトフェライト又はベイナイトフェライトのラスの混合物を表す。それは、約0.15重量%を超える炭素含有量を有する鋼において、最も普通に見られる。

変質上部ベイナイト(DUB):各コロニー(colony)が剪断応力によって、1組(パケット)の平行ラスに成長するベイナイト生成物。ラスの成長の間、又はその直後に、いくらかの炭素が拒絶されて、ラス間オーステナイト中へ入る。比較的低い炭素含有量のせいで、トラップ状態のオーステナイトの炭素富化は、板状セメンタイト核生成の引き金になるには十分でない。このような核生成は、中及びより高炭素鋼において実際に起こり、結果として正統的な上部ベイナイト(UB)を形成する。DUBにおけるラス間オーステナイトでのより少ない炭素富化は、マルテンサイト又はマルテンサイト-オーステナイト(MA)混合物の形成に帰着する、又は残留オーステナイト(RA)として存続し得る。DUBは、正統的な上部ベイナイト(UB)と混同されることがある。数十年前に中炭素鋼において最初に確認されたタイプのUBは、2つの重要な特徴;(1)パケットとして成長する平行ラスの複数の組、及び(2)ラス境界でのセメンタイト膜、からなる。どちらも平行ラスのパケットを含むという点で、UBはDUBに似ている;しかし、重要な違いは、ラス間の物質にある。炭素含有量が約0.15~0.40である時、セメンタイト(Fe₃C)が、ラスの間に生成され得る。これらの「膜」は、DUBにおける断続的なMAに比べて、比較的連続的であり得る。低炭素鋼では、ラス間セメンタイトは生成しない;むしろ、残っているオーステナイトは、MA、マルテンサイト、RA、又はそれらの混合物として終わる。

【0088】

下部ベイナイト(LB):LBは、DUBに類似の平行ラスのパケットを有する。LBは、また、小さいラス内炭化物析出物を含む。これらの板状粒子は、ラス成長の主方向(ラスの長手)から約55°に配向する単一の結晶学的バリエーション(variant)上に一貫して析出する。

ラスマルテンサイト(LM):LMは、薄い平行ラスのパケットのように見える。ラス幅は、通常、約0.5 μm未満である。マルテンサイトラスの未焼戻しコロニーは、炭化物フリーとして特徴付けられるのに対して、自己焼戻しLMは、ラス内炭化物析出物を示す。自己焼戻しLMにおけるラス内炭化物は、2つ以上の結晶学的バリエーション上に、例えば、マルテンサイトの<110>面上に生成する。多くの場合、セメンタイトは、1つの方向に沿って並んでいない;むしろ、それは、複数の面上に析出する。

【0089】

焼戻しマルテンサイト(TM):TMは、熱処理が、炉において又は加熱ラップを用いることのような局部手段によって実施される、鋼におけるマルテンサイトの熱処理された状態を表す。焼戻しのこの状態は、溶接製作後に実施される。ミクロ組織及び機械的特性は、セメンタイトの析出が可能であるが、オーステナイトの形成には低すぎる温度範囲における行程の間に、準安定組織マルテンサイトがセメンタイトの析出を起こすにつれて、変わる。

自己焼戻しラスマルテンサイト:溶接のような作業からの冷却中に自己焼戻しを起こしたマルテンサイト。セメンタイトの析出が、冷却に際して、伝統的な焼戻しで行われるよ

10

20

30

40

50

うな再加熱なしに、その場で起こる。

【 0 0 9 0 】

双晶マルテンサイト (T w M) : マルテンサイトのこの形は、一般にラスマルテンサイトに含まれる化学組成に比べてより高い炭素含有量のせいで、生成する。 T w M は、炭素含有量が約 0 . 3 5 % ~ 0 . 4 4 % を超える時に、生成する。この炭素レベル未満では、ラスマルテンサイトが優勢である。 T w M は、変態による変形及び応力に適應するために生成した内部双晶を含む。通常の構造鋼は高い炭素含有量をもたない ; その結果、構造鋼 (特に、溶接部) における T w M は、化学的偏析の部分において、大部分は見出される。偏析は、高い炭素濃度の局所領域を生じることができ、こうして、 T w M に導かれる。これは、溶接部及び熱影響部における M A の領域においてよくあることである。

10

【 0 0 9 1 】

島状マルテンサイト (m a r t e n s i t e a u s t e n i t e c o n s t i t u e n t) (M A) : 冷却に際してマルテンサイト及び残留オーステナイトの混合物に変態する、フェライト鋼又は溶接部におけるミクロ組織の残存領域。これらの領域は、多くの場合、冷却に際して変態する最後の部分である。 M A 部分は、より高温ですでに変態した周囲の領域からの炭素の拒絶のせいで、安定化される。安定化のせいで、 M A へのオーステナイトの変態は、周囲の領域より低い温度で起こる。 M A の部分は、通常、マルテンサイトが支配的であり、僅かな体積分率の残存オーステナイト (1 0 % 未満) を含むにすぎない。 M A は、多くの場合、二重の熱サイクルを経る溶接部又は H A Z の元のオーステナイト粒界に見られる。 M A は、また、変質上部ベイナイト及び下部ベイナイトのラスに基づくミクロ組織におけるラス境界にも見出される。 M A は、通常、構造鋼に存在する任意の数のラス、パケット又は粒界上で観察される。

20

【 0 0 9 2 】

残存オーステナイト : 室温まで冷却した後、鋼のミクロ組織に残るオーステナイト。オーステナイトは、高温で安定であるが、一旦、そのミクロ組織が A 3 及び A 1 温度未満に冷えると、低温変態生成物、例えば、フェライト、ベイナイト及びマルテンサイトが、安定になり、オーステナイトから生成する。冷却速度及び化学組成に応じて、ミクロ組織のいくつかの小さい領域が、合金 (主に、炭素) に富む状態になることができ、それらは安定な状態のままであり、室温で存在する。

管理限界評価 (E C A) : 材料の欠陥、例えば、割れ又は溶接欠陥の構造上の意義を構想し、検定するか、さもなければ評価するための方法。 1 つの目標は、構造破壊を防ぐことである。別の目標は、欠陥が良性であると解析された時、不必要な修復を防ぐことである。 E C A 法は、多くの場合、破壊力学の技術に基づく。 E C A 法は、通常、 3 つの情報入力 : 材料特性、加わる負荷、及び欠陥サイズに基づき、破壊の限界条件を確定することができる。 E C A は、多くの場合、他の 2 つの情報入力に基づき、 1 つのパラメータの限界値を予測するために用いられる。 E C A 法の他の名前には、欠陥評価手順及び目的適合性分析が含まれる。

30

【 0 0 9 3 】

歪みベース管理限界評価 (S B E C A) : 加えられる引張歪みに対するパイプライン円周溶接部の欠陥許容範囲を求める方法。これは、実験によって延性破壊抵抗を特徴付け、次いで、目標とする歪みの要求に基づいて、許容される欠陥サイズを計算することを意味し得る。代わりに、目標とする歪みの要求及び欠陥サイズが、必要とされる延性破壊抵抗を計算するために用いられてもよい。 S B E C A は、降伏強さ及び引張強さを含めて、いくつかの材料特性に関する知識又は仮定を必要とする。しばしば、仮定は、非破壊検査技法の正確度に関して必要である。

40

【 0 0 9 4 】

限界欠陥サイズ : この欠陥が、パイプ及び溶接部の機械的特性、欠陥形状、構造形態、及び加わる負荷の詳細に応じて、破壊を引き起こし得る最少欠陥である、工学的構造物における材料欠陥、例えば、割れ又は溶接欠陥を指す。この用語は、管理限界評価 (E C A) を論じる時に広く用いられる。

50

【 0 0 9 5 】

高 - 低目違い：円周溶接部で隣接するパイプピースの間の幾何学的食い違いの度合い。目違いは、パイプの外周の回りで変わる。目違いを最低限にするように、最善の努力が払われるが、高 - 低の大きさは、1 ミリメートルの何分の1 から数ミリメートルまでであり得る。1 mm の高 - 低は、大きな直径のパイプ（例えば、> 24 インチの直径のパイプ）では小さいと見なされるであろうが、> 3 mm の高 - 低は、大きいと見なされるであろう。高 - 低目違いは、めったに約 5 mm を超えない。

本発明のまた別の態様は、以下のとおりであってもよい。

〔 1 〕 0 . 0 3 から 0 . 0 8 重量 % の間の炭素；

2 . 0 から 3 . 5 重量 % の間のニッケル；

約 2 . 0 重量 % 以下のマンガン；

約 0 . 8 0 重量 % 以下のモリブデン；

約 0 . 7 0 重量 % 以下のケイ素；

約 0 . 0 3 重量 % 以下のアルミニウム；

0 . 0 2 重量 % 以下のチタン；

0 . 0 4 重量 % 以下のジルコニウム；

1 0 0 から 2 2 5 p p m の間の酸素；

約 1 0 0 p p m 以下の窒素；

約 1 0 0 p p m 以下の硫黄；

約 1 0 0 p p m 以下のリン；及び

残りの部分の鉄；

を含む、フェライト鋼母材金属のための溶接金属であって、

S B D - A F I M ミクロ組織を含み、最新のパルス波形電源を用いるガスメタルパルスアーク溶接法を用いて付着され、5 % 未満の $C O_2$ 及び 2 % 未満の O_2 を含むシールドガスを利用し、付着した溶接金属が、9 0 k s i を超える引張強さ、及び 0 . 7 5 を超える S E N T R - 曲線デルタ値を有する溶接金属。

〔 2 〕 $4 \times 10^{-10} m^{-2}$ より小さい酸化物介在物個数を含む、前記〔 1 〕に記載の溶接金属。

〔 3 〕 付着した溶接金属が、高さが 3 mm より小さい、パイプライン建設事業における普通の融合不良の欠如、及び 5 % 未満の 1 日当たりの溶接部不合格率を示す、前記〔 2 〕に記載の溶接金属。

〔 4 〕 次のもの：

約 0 . 3 0 重量 % 以下の銅、

約 0 . 0 4 重量 % 以下のバナジウム、

約 0 . 3 0 重量 % 以下のクロム、

約 0 . 4 0 重量 % 以下のモリブデン、

約 0 . 0 4 重量 % 以下のニオブ、

約 0 . 0 2 重量 % 以下のチタン、

約 0 . 0 2 重量 % 以下のジルコニウム、及び

約 2 0 p p m 以下のホウ素、

の少なくとも 1 つをさらに含む、前記〔 1 〕に記載の溶接金属。

〔 5 〕 付着した溶接金属が、1 0 0 k s i を超える引張強さを有する、前記〔 1 〕に記載の溶接金属。

〔 6 〕 付着した溶接金属が、1 1 0 k s i を超える引張強さを有する、前記〔 1 〕に記載の溶接金属。

〔 7 〕 付着した溶接金属が、1 2 0 k s i を超える引張強さを有する、前記〔 1 〕に記載の溶接金属。

〔 8 〕 付着した溶接金属が、1 . 0 を超える S E N T R - 曲線デルタ値を有する、前記〔 1 〕に記載の溶接金属。

〔 9 〕 付着した溶接金属が、1 . 2 5 を超える S E N T R - 曲線デルタ値を有する、前

10

20

30

40

50

記〔１〕に記載の溶接金属。

〔１０〕付着した溶接金属が、１．５を超えるSENT R-曲線デルタ値を有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔１１〕付着した溶接金属が、２．０を超えるSENT R-曲線デルタ値を有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔１２〕付着した溶接金属が、－５以下の温度で、１００Ｊを超えるシャルピーＶノッチエネルギーを有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔１３〕付着した溶接金属が、－５以下の温度で、１２５Ｊを超えるシャルピーＶノッチエネルギーを有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔１４〕付着した溶接金属が、－５以下の温度で、１５０Ｊを超えるシャルピーＶノッチエネルギーを有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔１５〕付着した溶接金属が、－５以下のシャルピーＶノッチ延性-脆性遷移温度を有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔１６〕付着した溶接金属が、－２０以下のシャルピーＶノッチ延性-脆性遷移温度を有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔１７〕付着した溶接金属が、－４０以下のシャルピーＶノッチ延性-脆性遷移温度を有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔１８〕付着した溶接金属が、少なくとも０．１０mmの、－５でのCTODを有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔１９〕付着した溶接金属が、少なくとも０．１０mmの、－２０でのCTODを有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔２０〕付着した溶接金属を含む円周溶接パイプが、２mmの深さ及び２５mmの長さで少なくとも同程度に大きい円周溶接欠陥を含む加圧パイプ歪み試験で測定して、少なくとも０．５％の全体許容歪みを有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔２１〕付着した溶接金属を含む円周溶接パイプが、２mmの深さ及び２５mmの長さで少なくとも同程度に大きい円周溶接欠陥を含む加圧パイプ歪み試験で測定して、少なくとも０．７５％の全体許容歪みを有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔２２〕付着した溶接金属を含む円周溶接パイプが、２mmの深さ及び２５mmの長さで少なくとも同程度に大きい円周溶接欠陥を含む加圧パイプ歪み試験で測定して、少なくとも１．０％の全体許容歪みを有する、前記〔１〕に記載の溶接金属。

〔２３〕０．０３から０．０８重量％の間の炭素、２．０から３．５重量％の間のニッケル、約２．０重量％以下のマンガン、約０．８０重量％以下のモリブデン、約０．７０重量％以下のケイ素、約０．０３重量％以下のアルミニウム、０．０２重量％以下のチタン、０．０４重量％以下のジルコニウム、１００から２２５ppmの間の酸素、約１００ppm以下の窒素、約１００ppm以下の硫黄、約１００ppm以下のリン、及び残りの部分の鉄を含む、望まれるHSW溶接金属化学組成を決めること；

希釈パーセント、パイプライン母材金属化学組成、及び望まれるHSW溶接金属化学組成を入力情報として用い、計算により溶接消耗ワイヤ化学組成を決め、供用すること；及び

溶接消耗ワイヤを用い、パイプライン母材金属を円周溶接して、溶接金属を生成すること；

を含み、円周溶接プロセスが、

５％未満のCO₂及び２％未満のO₂を有するシールドガスを用いるガスメタルアーク溶接法を用い、円周溶接を行うこと、及び

５％未満のCO₂を有するシールドガスを用いて溶接性の負の側面を緩和するために構成され、制御される最新のパルス波形電源を用いること、

を含む、フェライト鋼パイプラインを溶接する方法であって、

溶接金属が、約２２５ppmの酸素以下である目標溶接金属酸素含有量、及び4×10¹⁰m⁻²以下の溶接金属介在物個数を達成し、溶接部が、SBD-AFIMミクロ組織、90ksiを超える引張強さ、及び０．７５を超えるSENT R-曲線デルタ値を有する

10

20

30

40

50

方法。

〔 2 4 〕 シールドガスが、 5 % 未満の CO_2 、ヘリウム、及び少なくとも 5 0 体積パーセントの量のアルゴンの混合物を含む、前記〔 2 3 〕に記載の方法。

〔 2 5 〕 シールドガスが、 5 % 未満の CO_2 、少なくとも 1 0 % のヘリウム、及び少なくとも 5 0 体積パーセントの量のアルゴンの混合物を含む、前記〔 2 3 〕に記載の方法。

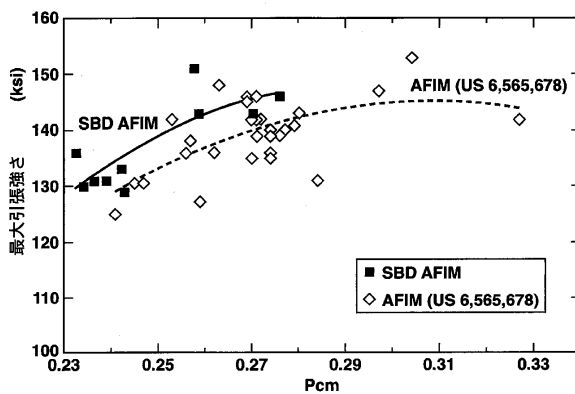
〔 2 6 〕 シールドガスが、 5 % 未満の CO_2 、及びアルゴンである残りの部分の混合物を含む、前記〔 2 3 〕に記載の溶接方法。

〔 2 7 〕 円周溶接のステップが、ハイブリッドレーザーアーク溶接法を用いることをさらに含む、前記〔 2 3 〕に記載の方法。

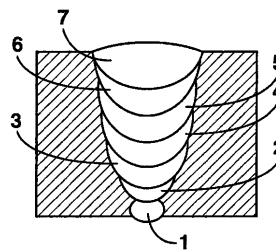
〔 2 8 〕 円周溶接のステップが、サブマージアーク溶接法を用いることをさらに含む、前記〔 2 3 〕に記載の方法。

10

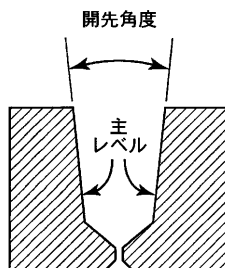
【 図 1 】



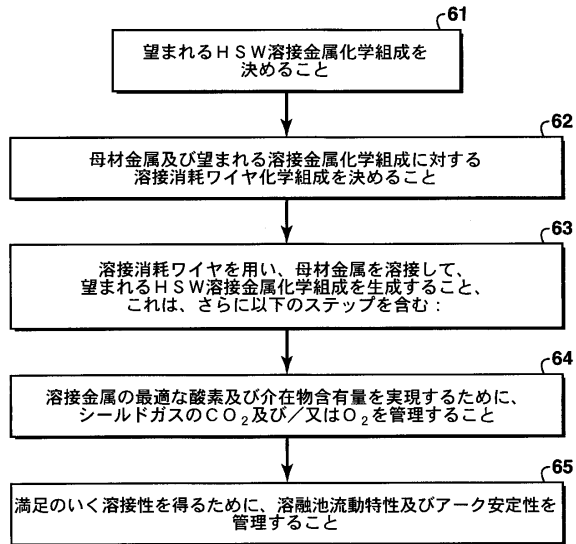
【 図 3 】



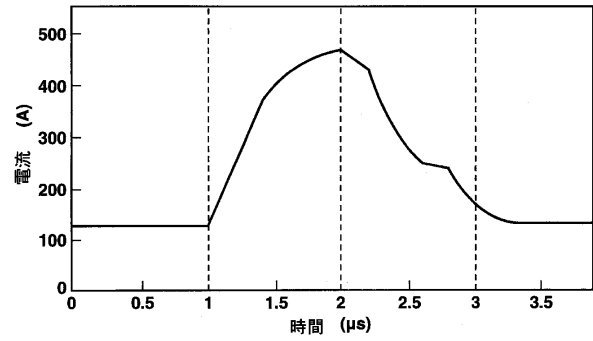
【 図 2 】



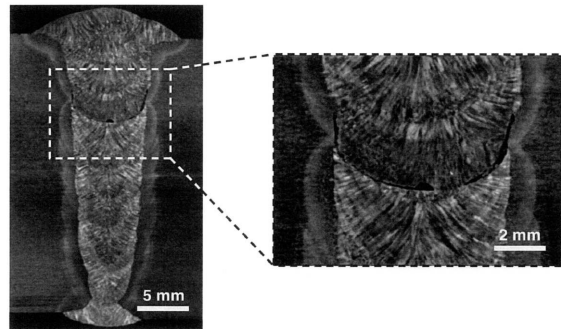
【図 4】



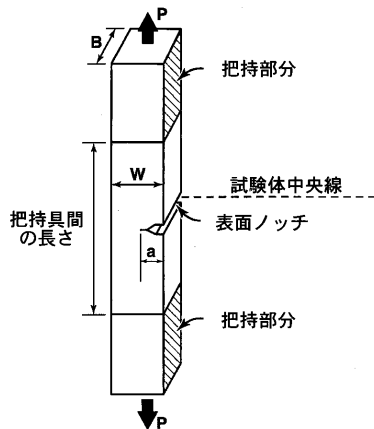
【図 5】



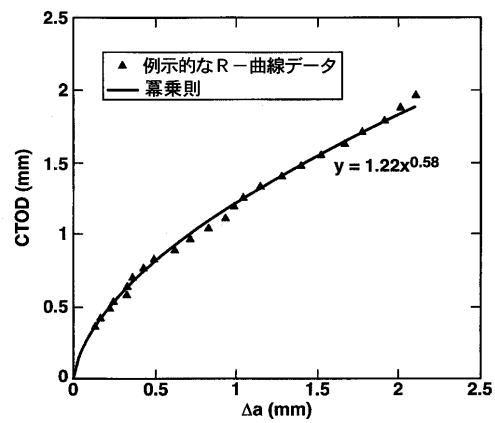
【図 6】



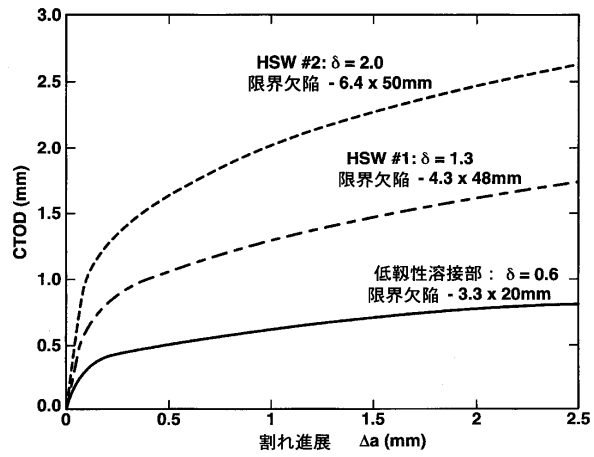
【図 7】



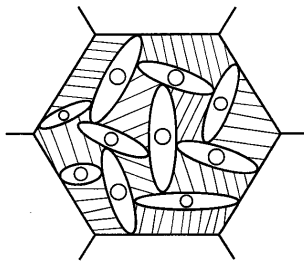
【図 8】



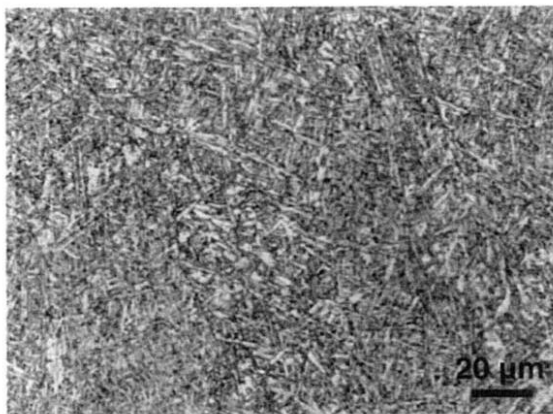
【図 9】



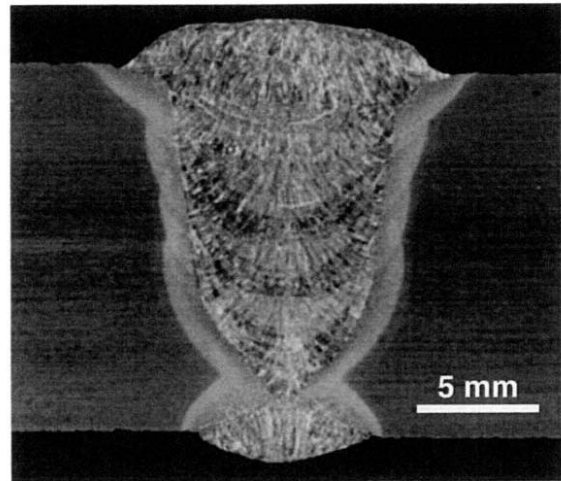
【図 10】



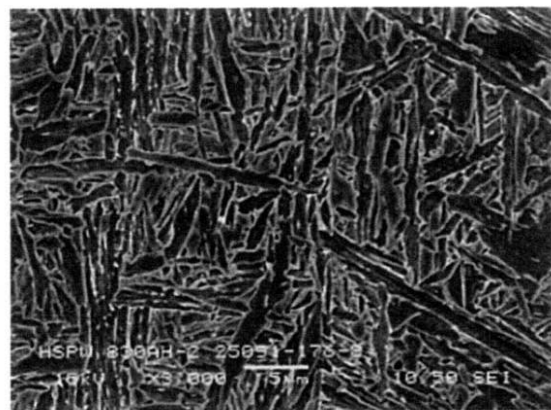
【図 12】



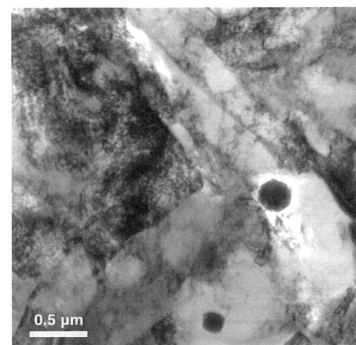
【図 11】



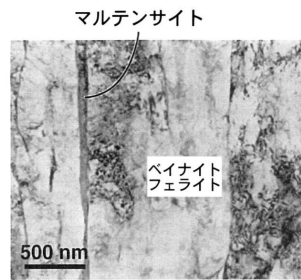
【図 13】



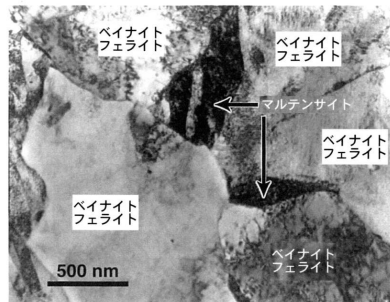
【図 14】



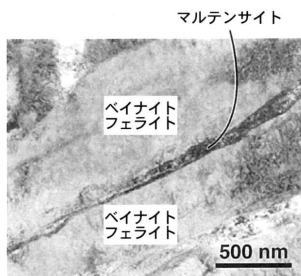
【図 15】



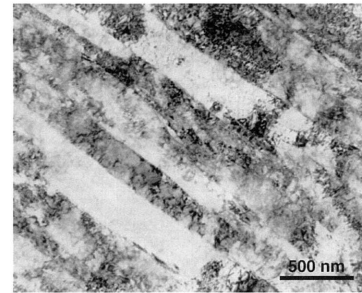
【図 17】



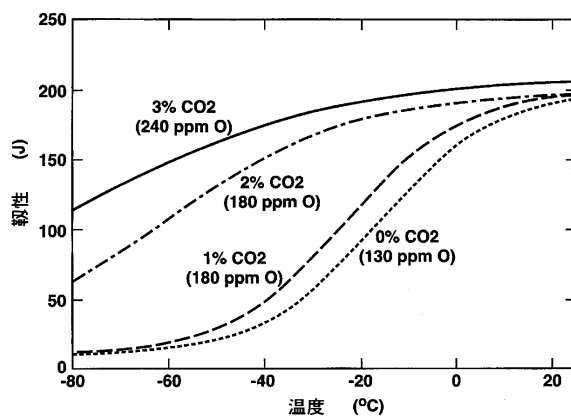
【図 16】



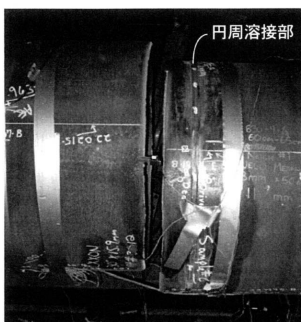
【図 18】



【図 19】



【図 20】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I	
B 2 3 K	26/282	(2014.01)	B 2 3 K 26/282
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 Z
C 2 2 C	38/16	(2006.01)	C 2 2 C 38/16

(74)代理人 100119013
弁理士 山崎 一夫

(74)代理人 100123777
弁理士 市川 さつき

(74)代理人 100193493
弁理士 藤原 健史

(72)発明者 フェアチャイルド ダグラス ピー
アメリカ合衆国 テキサス州 7 7 4 7 9 シュガー ランド スコット コート 4 8 1 4

(72)発明者 マシア マリオ エル
アメリカ合衆国 テキサス州 7 7 4 0 1 ベルエアー ジョナサン ストリート 4 3 0 5

(72)発明者 ニスリー ネイサン イー
アメリカ合衆国 テキサス州 7 7 0 9 6 ヒューストン バードウッド ロード 5 7 4 7

(72)発明者 エアー ラガヴァン
アメリカ合衆国 ニュージャージー州 0 7 9 2 0 パスキング リッジ スプリングフィールド
レーン 8

(72)発明者 ジン ヒュン - ウー
アメリカ合衆国 ペンシルバニア州 1 8 0 4 0 イーストン ブロードウェイ ロード 2 8 5
9

(72)発明者 オゼクシン アドナン
アメリカ合衆国 ペンシルバニア州 1 8 0 1 7 ベスレヘム ボーフォート ドライヴ 3 2 6
2

審査官 市川 篤

(56)参考文献 特表2009-512787(JP,A)
米国特許第05744782(US,A)
特開2007-260715(JP,A)
特開2008-163455(JP,A)
米国特許出願公開第2002/0043305(US,A1)
特開2005-205497(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
B 2 3 K 3 5 / 0 0 - 3 5 / 4 0
C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0