

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号

特許第7238124号

(P7238124)

(45)発行日 令和5年3月13日(2023.3.13)

(24)登録日 令和5年3月3日(2023.3.3)

(51)国際特許分類

F I

B 2 3 K 11/06 (2006.01)

B 2 3 K

11/06

3 2 0

B 2 3 K 31/00 (2006.01)

B 2 3 K

31/00

B

C 2 1 D 1/42 (2006.01)

C 2 1 D

1/42

C

C 2 1 D 1/18 (2006.01)

C 2 1 D

1/18

A

C 2 1 D 1/26 (2006.01)

C 2 1 D

1/18

E

請求項の数 10 (全23頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2021-527164(P2021-527164)

(86)(22)出願日 平成30年11月19日(2018.11.19)

(65)公表番号 特表2022-513080(P2022-513080

A)

(43)公表日 令和4年2月7日(2022.2.7)

(86)国際出願番号 PCT/IB2018/059096

(87)国際公開番号 WO2020/104832

(87)国際公開日 令和2年5月28日(2020.5.28)

審査請求日 令和3年7月15日(2021.7.15)

(73)特許権者 515214729

アルセロールミタル

ルクセンブルク国、1 1 6 0・ルクセン

ブルク、ブールパール・ダブランシュ、

2 4 - 2 6

(74)代理人 110001173

弁理士法人川口国際特許事務所

(72)発明者 バテル, ピカス・カヌパイ

アメリカ合衆国、イリノイ・6 0 5 6 5

、ネイパービル、ヘザーフィールド・サ

ークル・8 9 1

(72)発明者 バテル, ディネシュ

アメリカ合衆国、インディアナ・4 6 3

2 1、モンスター、ケンブリッジ・コー

ト・6 2 9、ナンバー・2・シー

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高張力鋼を接合するデュアルパス・デュアルアニール溶接法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

溶接法であって、下記ステップ：

少なくとも0.45の炭素当量（Ceq）を有する組成を有する、焼入れ可能な鉄合金の第1の面を提供するステップ；

少なくとも0.45の炭素当量（Ceq）を有する組成を有する、焼入れ可能な鉄合金の第2の面を提供するステップ；

前記第1の面及び前記第2の面を重ね合わせることにより、重なり部を作製するステップ；

前記第1の面及び前記第2の面の温度を少なくとも前記第1の面を有する鉄合金および前記第2の面を有する鉄合金の両方の融点まで昇温させるために十分に高い温度において前記第1の面及び前記第2の面を加熱することにより、前記第1の面を前記第2の面に溶接し、溶接部を形成するステップ；

前記溶接部を、前記合金のAC₃温度とM_f温度との間まで冷却するステップ；

前記溶接部を加熱して、前記溶接部を少なくとも10℃/秒の速度で、前記合金のM_s温度とAc₁温度との間の温度にまで加熱するステップ；

前記溶接部を、前記合金のM_s温度未満まで冷却するステップ；

前記溶接部を少なくとも10℃/秒の速度で加熱し、前記合金のM_s温度とAc₁温度との間の温度にするステップ；

前記溶接部を室温にまで冷却するステップ、

10

20

を含み、

Ceq は、以下のように定義され；

$Ceq = C + A(C) * [Si / 24 + Mn / 6 + Cu / 15 + Ni / 20 + (Cr + Mo + Nb + V) / 5 + 5B]$ 、及び

$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh[20(C - 0.12)]$ ；

さらに、元素 C 、 Si 、 Mn 、 Cu 、 Ni 、 Cr 、 Mo 、 Nb 、 V 、及び B のそれぞれの組成は、重量パーセントである、

溶接法。

【請求項 2】

前記第 1 の面及び前記第 2 の面の少なくとも一方が、少なくとも 0.5 の炭素当量 (Ceq) を有する組成を有する、焼入れ可能な鉄合金により形成されている、請求項 1 に記載の方法。

10

【請求項 3】

前記第 1 の面が第 1 の鋼コイルの端部であり、前記第 2 の面が第 2 の鋼コイルの端部である、請求項 1 に記載の方法。

【請求項 4】

前記第 1 の面を前記第 2 の面に溶接する前記ステップが、電気抵抗シーム溶接ステップを含む、請求項 3 に記載の方法。

【請求項 5】

前記電気抵抗シーム溶接ステップが、中周波直流 (MFDC) シーム溶接機を使用して行われる、請求項 4 に記載の方法。

20

【請求項 6】

前記中周波直流 (MFDC) シーム溶接機が、溶接ホイール及び溶接後誘導加熱装置からなることを含む、請求項 5 に記載の方法。

【請求項 7】

前記シーム溶接機が、前記重なり部に亘り前記溶接機の 2 回のパスを使用して、前記溶接部を形成する、請求項 6 に記載の方法。

【請求項 8】

前記 2 回のパスの第 1 のパスが、
・前記溶接ホイールによって行われる、シーム溶接のステップ、及び
・直後に、前記溶接後誘導加熱装置を使用して、前記シーム溶接部を焼鈍するステップ、を含む、請求項 7 に記載の方法。

30

【請求項 9】

前記 2 回のパスの第 2 のパスが、
・前記溶接ホイールを解放するステップ、及び
・前記溶接後誘導加熱装置を使用して、前記溶接部を焼鈍するステップ、を含む、請求項 8 に記載の方法。

【請求項 10】

前記溶接部が、少なくとも 70% の荷重率及び延性率を有する、請求項 1 に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

40

【技術分野】

【0001】

本発明は、溶接技術に関するものである。より詳細には、本発明は、例えば、自動車用高張力鋼 (AHSS) などの高張力鋼を接合するための技術に関する。最も詳細には、本発明は、AHSS タイプの鋼を接合するための、デュアルパス・デュアルアニール溶接技術に関する。

【背景技術】

【0002】

本発明は、溶接及び熱処理の装置、並びに方法に関する。より詳細には、本発明は、溶接部の硬度が低下し、並びに溶接部の延性及び靱性が改善された、シーム溶接及びバット

50

溶接の製造方法に関する。本発明は、特に、冷間圧延機で冷間圧延されている、鋼のコイル間の高張力溶接部の生産に有用である。

【 0 0 0 3 】

全ての近代産業界を通じて広範に用いられているように、溶接された鉄合金は、構造部品の設計において、事実上の業界標準となっている。多くの分野において、現在の動向としては、低張力の一般的な軟鋼から離れ、高張力鋼及び超張力鋼に、関心の焦点が移ってきている。これらの合金は、熱機械的処理の間に生成する特定の微細組織により、低炭素鋼より大きな引張強度を有するように配合されている。自動車産業において現在使用されている、高張力鋼のいくつかの例としては、二層鋼、マルテンサイト鋼、ホウ化処理鋼、焼入れ - パーティション鋼、及び変態誘起塑性鋼が挙げられる。他の高張力合金としては、空気、油及び水で焼入れ可能な炭素鋼及びマルテンサイト系ステンレス鋼が挙げられる。これら全ては、素材の微細組織中に、ある程度の体積パーセントのマルテンサイトが形成するように設計されている。焼入れした状態で形成した結果得られた、歪んだ体心立方 (B C C) 又は体心正方 (B C T) マルテンサイト結晶構造が、高張力を金属に与える。これらの材料は、高張力及び靱性に対する要求を満たし、理想的には、構造部品及び組立体に好適である。

10

【 0 0 0 4 】

非常に競争の激しい自動車市場においては、エネルギー及び環境への懸念に伴い、自動車メーカーは、常に燃料消費及び C O ₂ の排出量を低減する方法を継続的に模索している。これは、第 3 世代の高張力鋼板の採用による、自動車の効率的な重量削減によって達成可能であり、それはまた、自動車車体部品の衝突性能をも改善する。

20

【 0 0 0 5 】

あいにく、これらの及び他の超高張力合金が有する、マルテンサイトを形成し、及び比較的高い焼入れ性を呈する傾向は、溶接に困難を示す。高張力鋼グレードの化学は、高温におけるフェライトからオーステナイトへの完全な変態と、その後の、急冷中における高硬度のマルテンサイト相への変化をもたらす。シーム / バット溶接の用途では、溶接の自然冷却速度は、 1 0 0 0 / 秒の高さにもなりえ、ほとんどの高張力高炭素合金内に、マルテンサイト構造を生成するのに十分な速さである。生成した結果得られたマルテンサイト構造は、焼戻しされていない状態では極端に脆い。溶接部の亀裂が、歪んだ B C C マルテンサイト結晶構造中に捕捉された水素による水素誘起低温割れを含む、いくつかの理由により発生する。溶接部に印加される引張応力は、割れのリスクを増大させる。溶接時に加えられる熱、接合部の拘束度、及びマルテンサイト変態時における体積変化による、熱誘起応力がある。

30

【 0 0 0 6 】

ほとんどの形態の割れは、溶接金属が周囲温度に冷却される際に発生する、収縮歪みに起因する。収縮が制限されている場合、歪みは残留引張応力を誘発し、それは割れを発生させる。金属の収縮により誘起される応力、及び母材による周囲部の剛性という、2つの相反する力がある。大きな溶接サイズ、高い入力熱、及び深く浸透する溶接技法は、収縮歪みを増大させる。高張力の母材を使用した際には、これらの歪みにより誘起された応力は増大するだろう。降伏強度が高くなると、より大きな残留応力が発生するだろう。

40

【 0 0 0 7 】

最近の、製品鋼の開発では、高合金 (C が 0 . 3 w t % を超える) マルテンサイト系第 3 世代 A H S S グレード高が開発されてきている。このような鋼は、約 2 0 0 0 M P a 又はそれを超える (M 2 0 0 0) 極限引張強さを有する。これらの製品は、鑄造、酸洗、及び焼鈍により製造することができる。残念ながら、現在利用可能な溶接技術は、そのような鋼のコイルを接合するのに大きな困難を伴うので、鋼のコイルは未だ連続焼鈍ラインで加工することができない。コイル端部を溶接した後、溶接部とその周囲領域は、完全にマルテンサイト構造に変換され、ナゲット内に多くの亀裂を有する非常に脆い溶接部となる。この脆い部分に少しでも負荷が印加されると、溶接部の破壊及びプラントの中断時間につながる。

50

【 0 0 0 8 】

A H S S グレードのコイルのほとんどは、溶接後熱処理 (P W H T) 工程を使用して接合され、それにより、溶接部の靱性が増大する。現在は、鋼コイルを仕上圧延機 (被覆、焼鈍など) 内で溶接するのに、文献上では 3 種の利用可能な方法がある。本明細書で使用する場合、 $A c_1$ は、加熱時にオーステナイトの形成が開始される温度であり、及び $A c_3$ は、加熱時にフェライトからオーステナイトの変態が完了する温度である。マルテンサイト化反応は、冷却時に、オーステナイトがマルテンサイト開始温度 (M_s) に到達すると開始され、親オーステナイトが機械的に不安定になる。 M_f はマルテンサイト終了温度である。

【 0 0 0 9 】

方法 1 は、「シングルパス溶接のみ法」として知られており、溶接後熱処理なしに溶接が行われる。

【 0 0 1 0 】

方法 2 は、「シングルパス焼鈍法」として知られており、溶接後、直ちに焼鈍が行われる。この方法では、冷却が、 $A r_3$ (オーステナイト - フェライト変態温度) と M_f (マルテンサイト終了温度) との間で制御される。

【 0 0 1 1 】

方法 3 は、「ダブルパス・セカンドパスアニール」法として知られている。この方法では、溶接後の焼鈍が直ちに施されるのではなく、むしろ、溶接工程が終了した後に施される。一度、溶接温度が M_s 温度未満まで下がったのちに、溶接後熱処理 (P W H T) が施される。

【 0 0 1 2 】

M 2 0 0 0 及び 0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i のコイル端部を溶接するために、3 つの先行技術全てを使用して、溶接試験を行った。0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i は、ホットプレス成型における熱処理後に、1 8 0 0 M P a を超える極限引張強さ (U T S) を得ることができる鋼である。残念ながら、これらの先行技術のいずれを使用しても、満足いく溶接靱性は達成できなかった。C C T (連続冷却温度) 線図上における、M 2 0 0 0 の相変態 (フェライト - パーライト) 曲線が、以前の世代の A H S S グレード鋼よりも、さらに右側に寄る。かくして、最終的な微細組織を、よりフェライト - パーライト微細組織に変態させるためには、溶接金属内で、高温がより長時間保持されなければならない。これは、連続生産において溶接に限られた時間しか利用できない、コイル接合を適用しても達成できない。方法 1 及び 2 では、脆く亀裂を生じやすい、大量のマルテンサイト相が生成する。方法 3 では、通常、溶接後に発生するマルテンサイト組織を焼戻すことで、高合金製品内に完全な接合部を生成する。しかしながら、この方法を使用すると、例えば M 2 0 0 0 のような合金で、溶接直後にナゲット内に亀裂を生成し、重なり部の端部に空隙を作り出す。亀裂に富んだナゲット領域に溶接後焼鈍を施しても、役に立たない。

【 0 0 1 3 】

これまでのところ、高炭素高合金鋼を接合するこれら 3 つの従来の方法を除いて、コイル接合用途でこの種の高合金鋼を溶接するための、利用可能な方法はなかった。

【 発明の概要 】

【 発明が解決しようとする課題 】

【 0 0 1 4 】

かくして、当該分野において、最上の (p r i m e - t o - p r i m e) M 2 0 0 0 タイプの合金の端から端へ、十分に堅牢であり、連続焼鈍ラインを通じて製品を得られるような、完全な溶接部を生成する新規な方法が必要とされている。

【 課題を解決するための手段 】

【 0 0 1 5 】

本発明は、溶接方法である。本方法は、

1) 少なくとも 0 . 4 5 の炭素当量 (C e q) を有する組成を有する、焼入れ可能な鉄合金の第 1 の面を提供するステップ ;

10

20

30

40

50

2) 少なくとも0.45の炭素当量(Ceq)を有する組成を有する、焼入れ可能な鉄合金の第2の面を提供するステップ;

3) 第1の面及び第2の面を重ね合わせるにより、重なり部を作製するステップ;

4) 第1の面及び第2の面の温度を少なくとも合金の融点まで昇温させるために十分に高い温度において第1の面及び第2の面を加熱することにより、第1の面を第2の面に溶接し、溶接部を形成するステップ;

5) 溶接部を、合金の A_{C_3} 温度と M_f 温度との間まで冷却するステップ;

6) 溶接部を加熱して、溶接部を少なくとも10°C/秒の速度で、合金の M_s 温度と A_{c_1} 温度との間の温度にまで加熱するステップ;

7) 溶接部を、合金の M_s 温度未満まで冷却するステップ;

8) 溶接部を少なくとも10°C/秒の速度で加熱し、合金の M_s 温度と A_{c_1} 温度との間の温度にするステップ;

9) 溶接部を室温にまで冷却するステップ、
を含み、

Ceqは、以下のように定義され;

$Ceq = C + A(C) * [Si / 24 + Mn / 6 + Cu / 15 + Ni / 20 + (Cr + Mo + Nb + V) / 5 + 5B]$ 、及び

$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh[20(C - 0.12)]$;

元素C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、及びBのそれぞれの組成は、重量パーセントである、

方法である。

【0016】

第1の面及び第2の面の少なくとも一方は、少なくとも0.5の炭素当量(Ceq)を有する組成を有する、焼入れ可能な鉄合金で形成されていてよい。

【0017】

第1の面は、第1の鋼コイルの端部であってよく、及び第2の面は、第2の鋼コイルの端部であってよい。第1の面を第2の面に溶接するステップは、電気抵抗シーム溶接ステップを含んでよい。電気抵抗シーム溶接ステップは、中周波直流(MFDC)シーム溶接機を使用して行われてよい。中周波直流(MFDC)シーム溶接機は、溶接ホイール、及び溶接後誘導加熱装置を含んでいてもよい。

【0018】

シーム溶接機は、重なり部に亘り溶接機の2回のパスを使用して、溶接部を形成できる。2回のパスの第1のパスは、

1) 溶接ホイールによって行われる、シーム溶接のステップ、及び

2) 直後に、溶接後誘導加熱装置を使用して、シーム溶接部を焼鈍するステップ、
を含む。2回のパスの第2のパスは、

1) 溶接ホイールを解放するステップ、及び

2) 溶接後誘導加熱装置を使用して、溶接部を焼鈍するステップ、
を含む。

【0019】

溶接部は、少なくとも70%の、荷重率及び延性率を有してよい。

【図面の簡単な説明】

【0020】

【図1A】受け取ったままの、冷間圧延後の硬質M2000鋼試料の微細組織を示す、1000倍の顕微鏡写真である。

【図1B】受け取ったままの、冷間圧延後の硬質M2000鋼試料の微細組織を示す、3000倍の顕微鏡写真である。

【図2】本発明の溶接方法を行うのに有用な、シーム溶接機の大まかな概略図である。

【図3A】オルセンカップ試験の概略図である。

【図3B】オルセンカップ試験の概略図である。

【図 4】鋼コイルストリップ 1 と 2 との間の溶接部の概略図であり、溶接線 8 が特に示されている。

【図 5 A】先行技術の方法 1 を使用した、2 つの硬質 M 2 0 0 0 鋼板との間のシーム溶接の、断面試料の顕微鏡写真である。

【図 5 B】1 0 0 0 倍で撮影された、先行技術の方法 1 を使用した硬質 M 2 0 0 0 溶接部における、溶接ナゲット領域の S E M 画像である。

【図 5 C】1 0 0 0 倍で撮影された、先行技術の方法 1 を使用した硬質 M 2 0 0 0 溶接部における、溶接ナゲット領域の S E M 画像である。

【図 6 A】先行技術の方法 2 を使用して溶接されたナゲットの、試料全体を示す画像である。

10

【図 6 B】先行技術の方法 2 を使用して溶接されたナゲットの、2 5 0 0 倍で撮影された S E M 顕微鏡画像である。

【図 7 A】本発明の方法 4 を使用して溶接された M 2 0 0 0 試料の、S E M 顕微鏡写真である。

【図 7 B】本発明の方法 4 を使用して溶接された M 2 0 0 0 試料の、S E M 顕微鏡写真である。

【図 8】4 つの異なる方法を使用して溶接された M 2 0 0 0 の、オルセンカップ試験の結果をプロットしている。

【図 9 A】本発明の溶接方法における、加熱 / 冷却サイクル対時間の、一般的な実施形態を描いている。

20

【図 9 B】本発明の溶接方法 4 のフローチャートを描いている。

【図 1 0 A】様々な合金グレードについて、C e q (C E N) をプロットしている。

【図 1 0 B】様々な C e q の鋼について、溶接性を示す表である。

【図 1 1 A】先行技術の方法 1 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

【図 1 1 B】先行技術の方法 1 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

【図 1 1 C】先行技術の方法 1 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

【図 1 2 A】先行技術の方法 2 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

30

【図 1 2 B】先行技術の方法 2 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

【図 1 2 C】先行技術の方法 2 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

【図 1 3 A】先行技術の方法 3 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

【図 1 3 B】先行技術の方法 3 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

【図 1 3 C】先行技術の方法 3 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

40

【図 1 4 A】先行技術の方法 4 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

【図 1 4 B】先行技術の方法 4 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

【図 1 4 C】先行技術の方法 4 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。

【図 1 5】4 つの異なる方法を使用して溶接された 0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i のオルセンカップ試験の結果を、プロットしている。

【図 1 6 A】方法 1 についての、曲げ試験後の溶接ナゲットのマクロ写真である。

50

【図 1 6 B】方法 2 についての、曲げ試験後の溶接ナゲットのマクロ写真である。

【図 1 6 C】方法 3 についての、曲げ試験後の溶接ナゲットのマクロ写真である。

【図 1 6 D】方法 4 についての、曲げ試験後の溶接ナゲットのマクロ写真である。

【実施例】

【0 0 2 1】

< 溶接技術試験及び実験の手順 >

< M 2 0 0 0 合金 >

1 . 2 mm の厚さを有する、冷間圧延された硬質 M 2 0 0 0 鋼試料を、溶接試験の母材 (B M) として使用した。M 2 0 0 0 鋼の、名目上の及び実際の化学組成、並びにそれらの炭素当量 (C e q) は、表 1 に示されている (合金は、T i 及び不可避不純物も含みうる) 。受け取ったままの鋼の微細組織は、図 1 A 及び 1 B (それぞれ、1 0 0 0 倍、及び 3 0 0 0 倍) に示されている。

【0 0 2 2】

【表 1】

表 1

元素	Ceq	C	Mn	Si	Cr	Nb ppm	B ppm
組成	0.56	0.294	0.471	1.563	0.510	280	20

【0 0 2 3】

硬質 M 2 0 0 0 は、フェライト相と、微細なパーライト相のみを含む。硬質 M 2 0 0 0 の機械的特性は、表 2 に示されている。冷間圧延された硬質 M 2 0 0 0 の U T S は、2 0 0 0 M P a U T S 又はそれ超を達成することが要求される、焼鈍工程の後のそのほとんど半分である。

【0 0 2 4】

【表 2】

表 2

引張特性	極限引張強さ MPa	降伏応力 MPa	全伸び%
	1027	955	5.5

【0 0 2 5】

< M 2 0 0 0 の溶接における溶接方法の試験 >

全ての溶接は、中周波直流 (M F D C) 抵抗シーム溶接機で作製される。そのようなシーム溶接機の大まかな概略図が、図 2 に示されている。溶接機 4 が、2 つの鋼 (1 及び 2) コイルの端部を溶接するのに使用され、酸洗ライン、連続焼鈍ライン、連続垂鉛めっき / 合金化溶融垂鉛めっきラインなどの、連続加工ラインを通じて連続して加工されうる。溶接機は、溶接ホイール 5 (鋼の上部に 1 つ、及び視認できない下部に 1 つ) からなる。溶接電流は、鋼板 1 及び 2 を通じて、溶接ホイール 5 の間を通過する。この電流は、抵抗加熱により鋼を加熱させる。この熱は、2 つの鋼の界面において鋼を溶融させる。溶接機 4 は、図 2 の矢印の方向に鋼を溶接する。鋼が電極ホイール 5 により加熱 / 溶接された後、溶融した鋼板は、後研磨ホイール 6 (上部に 1 つ、及び視認できない下部にもう 1 つ) によって、機械的にプレスされ一体となる。この力により、鋼板 1、2 の溶融した金属を一緒にし、1 つの溶接シーム / ナゲットを形成する。これはまた、鋼の重なった端部を平坦にし、溶接界面において「段差」の外観がなくなる。最後に、溶接部を焼鈍するために、溶接機は溶接後電磁誘導加熱装置 7 を含む。溶接技術に応じて、電磁誘導加熱装置は電源オン - オフできることに留意されたい。

【0 0 2 6】

溶接方法における３つの先行技術、及び本発明の溶接方法を、M 2 0 0 0、及び 0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の硬質鋼試料を溶接するのに使用した。溶接した試料の全ての、微細組織及び機械的特性を比較した。

【 0 0 2 7 】

第１の先行技術の方法では、溶接機４は、シングルパス溶接のみを作製する。すなわち、焼鈍なしで、シングルパスで溶接がなされる（例えば、溶接後誘導加熱装置７は電源がオフである）。第２の先行技術の方法では、シングルパスで、溶接直後に焼鈍がなされる。すなわち、溶接後誘導加熱装置７は電源がオンであり、溶接ナゲットは、溶接後十分に冷却される時間の経過前に直接焼鈍される。第３の先行技術の方法は、いわゆるダブルパス法であり、溶接ナゲットを焼鈍するために第２のパスがなされる。この方法では、溶接がなされ、ストリップは、溶接部の温度がその鋼グレードの M_s 温度に低下するまで冷却され、その後、第２のパスで焼鈍が行われる。すなわち、第１のパスでは鋼板と一緒に溶接するが、溶接後誘導加熱装置７は電源がオフであり、したがって、溶接ナゲットの温度は、 M_f 温度又はそれ未満に低下する。その後、第２のパスでは、溶接機が取り外され、溶接後誘導加熱装置７の電源をオンにして、溶接ナゲットを焼鈍する。以下で見られるように、これら３つの先行技術の方法のいずれも、溶接接合部を連続加工ラインに通せるほど十分に、強度があり及び耐性がある溶接部を、うまく作製することができない。

【 0 0 2 8 】

本発明者らは、新規な、第４の溶接技術を考案した。この技術は、デュアルパス法である。第１のパスでは溶接がなされ、その直後に第１のパス上で焼鈍される。すなわち、溶接後誘導加熱装置７は電源がオンであり、溶接ナゲットは、溶接後十分に冷却される時間の経過前に直接焼鈍される。第１のパスが終了すると、溶接金属は、鋼グレードの M_s 温度又は M_f 温度未満に冷却される。その後、第２のパスで、溶接機４は取り外され、溶接後誘導加熱装置７の電源をオンにして、溶接ナゲットを焼鈍する。表３は、中周波直流（M F D C）抵抗シーム溶接機を使用した、それぞれの溶接方法の溶接パラメータを開示する。斜線で区切られた２つの値があるが、値は、それぞれ第１のパス及び第２のパスを表す。

【 0 0 2 9 】

【表３】

表３

試料	方法	速度 m/mn	電流 KAmps	力 N/mm ²	後研磨 N/mm ²	重なり部 OS mm	重なり部 DRV mm	焼鈍温度° C
溶接方法-1	シングルパス、 溶接のみ	1.5	16.5	0.50	7.24	1.45	2.72	NA
溶接方法-2	シングルパス、 焼鈍あり	1.5	16.5	0.50	7.24	1.45	2.72	760
溶接方法-3	ダブルパス、 第２のパスで焼鈍	1.5/1.5	16.5	0.50	7.24	1.45	2.72	760
溶接方法-4	ダブルパス、２回焼鈍	1.5/1.5	16.5	0.50	7.24	1.45	2.72	760

【 0 0 3 0 】

< 溶接特性 >

硬質 M 2 0 0 0 に施された 4 つの種類の溶接すべてについて、機械的特性及び微細組織が得られた。機械的特性は、ボール及びマイクロ硬さ試験で試験し、並びに組織は、光学顕微鏡及び走査型電子顕微鏡で観察した。メタログラフィーの試料は、標準的なメタログラフィーの技術を使用して、切り出し、載せ、及び 1 μ m の仕上げに研磨した。試料を、2 % のナイトールでエッチングして、微細組織を曝露させた。ピッカースマイクロ硬さプロファイルを、研磨及びエッチングした溶接部表面より取得した。硬さ測定の押し込み跡は、2 0 0 g の圧子荷重と 1 5 秒の滞留時間を用いて作製された。押し込み跡は、お互いに干渉しないように十分に間隔を空けた。断面にわたって、5 0 個の押し込み跡を取得した。

【 0 0 3 1 】

10

2 5 . 4 mm / 分のパンチ速度を使用して、2 2 . 2 mm 直径のボール 1 0 で、試料上にオルセンカップ試験を実施した。図 3 A 及び 3 B は、オルセンカップ試験の概略図である。図 3 A は試験開始直前のものであり、図 3 B は試験終了時のものである。試験は、試験試料上に亀裂が視認された時点で中断した。試験中断時点のパンチ高さを、限界ドーム高さ (L D H) として記載した。溶接部の L D H を母材の L D H で割ることで、溶接部の L D H を母材の L D H と比較し、それを延性率とする。荷重率を、ドームに破損が生じる前に記録されたものとしての、母材の最大荷重に対する溶接部の最大荷重の比として計算した。延性率及び荷重率として、望ましい最小値は 7 0 % である。

【 0 0 3 2 】

20

図 4 は、鋼コイルストリップ 1 と鋼コイルストリップ 2 との間の、溶接部の概略図であり、溶接線 8 が示されている。5 つの離れた箇所、オルセンカップ試験を行った：1 1 a) 溶接機のライン作業員側；1 1 b) ストリップの 1 / 4 の箇所；1 1 c) ストリップの中央；1 1 d) ストリップの 3 / 4 の箇所；及び 1 1 e) 溶接機の駆動側。試験を行った箇所が、図 4 に示されている。

【 0 0 3 3 】

図 5 A は、先行技術の溶接方法 1 (シングルパス、焼鈍なし) を使用して、2 つの硬質 M 2 0 0 0 鋼板の間でシーム溶接を行った際の、断面試料のマクロ写真である。見られるように、溶接ナゲットは大きく長い亀裂 1 2 を有している。また、ノッチ 1 3 が開口しており、ノッチ付近に固体状態の結合は存在していない。かくして、荷重がかかった際の応力は、ナゲット付近で均一に配分されない。むしろ、応力は、ナゲットに集中する。図 5 B 及び 5 C は、先行技術の溶接方法 1 を使用した、硬質 M 2 0 0 0 を溶接部の、溶接ナゲット領域を 1 0 0 0 倍で撮影した S E M 画像である。ここから、多数の微小な亀裂 1 5 を有する溶接微細組織中に、多くのラスマルテンサイト 1 4 が存在する、ほとんど 1 0 0 % のマルテンサイト相が存在することが見て取れる。

30

【 0 0 3 4 】

抵抗シーム溶接 (R S W) の用途において、溶接部の自然冷却速度は、1 0 0 0 / 秒もの高さになり得、ほとんどの高炭素 A H S S グレード中にマルテンサイト相を生成するのに十分な速さになる。

【 0 0 3 5 】

以下で、溶接部の冷却中において熱的に誘発される応力により、溶接ナゲット中に亀裂を発生させる原因について述べる。金属板の接合面において溶融ナゲットが形成した後、熱伝導の効果によりナゲットの外層が急速に冷却される。かくして、溶接ナゲットの外層で、 γ (F C C) から α ^I (B C T) への変態が発生し、それは結果としてナゲットの膨張となる。同様に、外層に近接する層でも同様の膨張効果を経て、結果的に、ナゲット全体が安定なマルテンサイト組織に変態する。それぞれの膨張過程において、縮小による収縮も発生する。溶接金属が室温にまで冷却されるにつれて、張力が発生する。こうした収縮が制限されている場合、張力は、残留応力を誘発し、亀裂を発生させる。かくして、膨張と収縮の効果が同時に起こることで、高炭素高合金鋼に亀裂を発生させる。図 5 A に示されるように、2 つの鋼ストリップの間で重なった部分の端部で、間隙 (ノッチ 1 3) が存在する。この間隙は、M 2 0 0 0 のスプリングバック効果、又は冷却中におけるナゲ

40

50

ットの膨張により、発生したと考えられる。M 2 0 0 0 のような金属は、通常、非常に高いスプリングバック効果を有する。かくして、溶接後、固化の段階において、溶接されたストリップは元の場所に戻ろうとし、ナゲットの領域に空隙及び亀裂を発生させる。一旦、熱的な応力、又は素材の高いスプリングバック効果により、星形の方にマイクロクラックが生じると、鋼板のノッチ領域から開始した亀裂が、ナゲットの端部でマイクロクラックとぶつかり、ナゲット外表面に沿ってさらに伝播する。

【 0 0 3 6 】

図 6 A は、先行技術の溶接方法 2（シングルパス溶接、及び直後の焼鈍）を使用して溶接した、溶接ナゲット試料全体を示す画像である。図 6 A から見られるように、亀裂は存在しない。また、溶接ナゲットを 2 5 0 0 倍で撮影した S E M 顕微鏡画像である、図 6 B の顕微鏡写真画像においても、亀裂は見られない。溶接方法 2 は、（焼鈍による）より緩慢な冷却速度のため、溶接部の冷却中に発生する亀裂を予防するのを助けているように見える。図 6 B は、方法 2 による溶接部が、ナゲットの中央において、フェライト（F）、パーライト（P）、及びマルテンサイト（M）組織を含んでいることを示している。M 2 0 0 0 の C C T 図を参照すると、溶接 2 の最終微細組織を理解することができる。シングルパス・シングルアニール法においては、溶接と溶接領域の焼鈍との間に、数秒の遅れが存在する。かくして、溶接部の冷却中に、溶接ナゲット温度は、M 2 0 0 0 の M_s と M_f 温度との間にあったと考えられる。このことは、微細組織中にマルテンサイトの形跡が存在することによって、確認される。焼鈍工程の間、溶接ナゲットの温度は再び上昇し、M 2 0 0 0 の $A C_1$ 温度（ ~ 760 ）をちょうど下回る。この温度では、残存するオーステナイトが、冷却中にフェライト相及びパーライト相に変態する。しかしながら、マルテンサイトの体積分率は、シングルパス焼鈍により溶接された試料が有する微細組織のそれより高く、そのため、溶接部の靱性が制限される（後に議論する）。

【 0 0 3 7 】

溶接方法 3 の第 1 の溶接パスでは焼鈍を行わず、そのため、溶接方法 3 が方法 1 と溶接上同様の問題を生じることが、注目すべきである。かくして、溶接ナゲットは大きく長い亀裂及びノッチを有し、並びに亀裂に富んだ領域を焼鈍しても、亀裂の問題を緩和しない。

【 0 0 3 8 】

図 7 A 及び 7 B は、本発明の溶接方法 4（ダブルパス・ダブルアニーリング）で溶接した、M 2 0 0 0 試料の S E M 顕微鏡写真を示す。図 7 A に示されるように、本方法は、シングルパス焼鈍法（方法 2）を同じステップを経るので、本溶接試料でも、クラックの存在しないナゲットを達成した。ナゲット領域がカーバイド（C B）の形成に富んでいることが、図 7 B から見て取れ、このことは、第 2 のパス焼鈍の間に、全てのマルテンサイトが焼戻しマルテンサイトに変態したことを意味する。さらに、第 2 のパス焼鈍により、第 1 のパスの溶接及び焼鈍の間に形成した全てのパーライトが、粗大パーライトに変態している。溶接微細組織が、粗大パーライト及び焼戻マルテンサイトを含んでいるので、溶接部の靱性が改善された。

【 0 0 3 9 】

図 8 は、4 つの異なる方法（M 1、M 2、M 3、及び M 4）を使用して溶接された M 2 0 0 0 に対する、オルセンカップ試験の結果を示す。特に、図 8 は、M 1 ~ M 3 のそれぞれ 2 例ずつ、及び M 4 の 3 例につき、上記で定義された荷重率及び延性率をプロットしている。荷重率及び延性率は、溶接部が連続焼鈍ラインを損傷なしで通過するのに十分である程度に、溶接品質が完全なものであるべきことを考慮すると、7 0 % 超でなければならない。図 8 から見られるように、方法 1、2、及び 3 の溶接部は、所望の溶接品質の最小要求事項を満たしていない。しかしながら、対症的に、方法 4 を使用して製造した溶接部は、方法 1、2、及び 3 を使用して溶接した試料と比較して、ほぼ 2 倍の溶接靱性を達成している。方法 4 を使用して溶接した試料の高い溶接靱性は、2 つの要因による；

（ 1 ）亀裂のない溶接ナゲットが達成されたこと、及び

（ 2 ）焼き戻しマルテンサイト、及び粗大パーライトを有する微細組織が達成されたこと。

【 0 0 4 0 】

本発明の溶接方法４（ダブルパス・ダブルアニーリング）において、第１の焼鈍は、溶接のすぐ直後に行われる。このことで、冷却速度が低下し、かくして亀裂の形成が防止される。第２の、重要な焼鈍により、脆弱なマルテンサイトを焼戻す。

【００４１】

図９Ａは、本発明の溶接方法における、加熱／冷却サイクル対時間の、一般的な実施形態を描いている。溶接部は、シーム溶接ステップから T_{i1} の温度まで、 V_{c1} の冷却速度で直接冷却される。ここで、 $M_f < T_{i1} < A_{c3}$ である。その後、溶接部が T_1 の温度まで、加熱速度 V_{H1} で加熱される。ここで、 $M_s < T_1 < A_{c1}$ である。その後、溶接部が T_{i2} の温度まで、冷却速度 V_{c2} で冷却される。ここで、 $M_f < T_{i2} < A_{c1}$ である。その後、溶接部が T_2 の温度まで、加熱速度 V_{H2} で再加熱される。ここで、 $M_s < T_2 < A_{c1}$ である。その後、溶接部は室温にまで空冷され（ > 10 / 秒）る。表４は、例として、合金 $M2000$ 及び $0.35C - 0.6Mn - 0.5Si$ 合金の、温度（ ）及び加熱／冷却速度（ / 秒）を示す。

【００４２】

【表４】

表４

合金	T_{i1}	T_1	T_{i2}	T_2	V_{c1}	V_{H1}	V_{c2}	V_{H2}
M2000	300	760	150	760	>15	>10	>15	>10
0.35C-0.6Mn-0.5Si	250	693	150	650	>15	>10	>15	>10

【００４３】

図９Ｂは、本発明の溶接方法４のフローチャートを描いている。最初に、２つの鋼部品を、好ましくは、電流溶接、例えば中周波直流（ $MFD C$ ）抵抗シーム溶接などにより、互いにシーム溶接する。電流溶接が鋼の部品を接合するのに好ましい方法であるが、部品を共にシーム溶接するための任意の方法を使用することができる。一旦、溶接部が形成されると、溶接部は、溶接された特定の鋼の A_{c3} 温度と M_f 温度との間にある温度 T_{i1} まで、冷却速度 V_{c1} で冷却される。その後、シーム溶接部は、 A_{c1} 温度未満でありしかし M_s 温度を超える温度 T_1 まで、加熱速度 V_{H1} で加熱される。次いで、シーム溶接部は、 M_f 温度と A_{c1} 温度との間の温度 T_2 まで、冷却速度 V_{c2} で冷却される。次いで、シーム溶接部は、 A_{c1} 温度未満でありしかし M_s 温度を超える温度 T まで、加熱速度 V_{H2} で再加熱される。最後に、シーム溶接部は、室温にまで、冷却速度 > 15 / 秒で空冷される。

【００４４】

本発明者らは、本発明の方法４は、比較的高い炭素当量の組成を有する合金において、非常に有利であることを見出した。本発明者らは、 $Yurio ka$ らによって１９８３年に打ち立てられた炭素当量式を使用する。この炭素当量の等式は、有名な CEN （ここでは、 Ceq と相互変換可能である）であり、ここで、

$$CEN = C + A(C) * [Si / 24 + Mn / 6 + Cu / 15 + Ni / 20 + (Cr + Mo + Nb + V) / 5 + 5B]$$

式中、

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh[20(C - 0.12)],$$

元素 C 、 Si 、 Mn 、 Cu 、 Ni 、 Cr 、 Mo 、 Nb 、 V 、及び B のそれぞれの組成は、重量パーセントである。

【００４５】

本発明者らは、合金の炭素当量が増加するにつれ、溶接性が低下することを見出した。図１０Ａは、様々な鋼合金グレードについて、 Ceq （ CEN ）をプロットしている。図

10 B は、様々な C e q の鋼について、溶接性を示す表である。本溶接方法は、0.45 以上の C e q を有する鋼を溶接するのに、最も有利に使用される。本発明の方法は、0.5 以上の C e q を有する合金に対し、より有用である。前述の例の M 2 0 0 0 合金の C e q は、名目上 0.57 である。以上から示されるように、本発明の方法は、0.5 を超える C e q を有する M 2 0 0 0 合金に効果がある。

【0046】

< 0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i >

過去に、多くの溶接の試みが、最上の硬質 0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i に対して行われてきた。しかし、その試みのどれもが、結果として最上の溶接を成功裡に行えなかった。0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i 及び M 2 0 0 0 0 の化学及び C C T は近いので、本発明者らは、本発明の溶接技術は、0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i にも効果があると考えた。本発明の溶接方法を、硬質 0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i に対して試験した。本発明の溶接部の機械的特性及び微細組織並びに 3 つの先行技術の方法のそれらを、以下に議論する。

【0047】

0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i 鋼の化学組成、及び炭素当量 (C e q) を、表 5 に示す。

【0048】

【表 5】

表5

鋼グレード	Ceq	C	Mn	Si	Ni	Mo	Cr	B
0.35C-0.6Mn-0.5Si	0.74	0.340	0.597	0.532	0.400	0.171	0.330	0.032

【0049】

硬質 0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i の機械的特性を、表 6 に示す。M 2 0 0 0 と同様に、冷間圧延された硬質 0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i の極限引張強さ (U T S) は、1800 M P a 又はそれ超を達成することが要求される、焼鈍工程の後のそのほとんど半分である。

【0050】

【表 6】

表6

引張特性	極限引張強さ MPa	降伏応力, MPa	全伸び%
	1026	951	4.6

【0051】

0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i 鋼の最上の溶接は、3 つの先行技術の溶接技術及び本発明の溶接方法 4 を使用して行われた。図 1 1 A ~ 1 1 C は、先行技術の方法 1 を使用した、0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。図 1 1 A は、溶接ナゲット中の、巨視的な亀裂 1 2 を示す、溶接部のマクロ写真である。図 1 1 B は、微視的な亀裂 1 5 を示す、2000 倍に拡大した溶接ナゲットの顕微鏡写真である。図 1 1 C は、ラスマルテンサイト 1 4 を示す、5000 倍に拡大した溶接ナゲットの顕微鏡写真である。

【0052】

図 1 2 A ~ 1 2 C は、先行技術の方法 2 を使用した、0.35 C - 0.6 M n - 0.5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。図 1 2 A は、溶接ナゲット中に視認できる巨視的な亀裂のないことを示す、溶接部のマクロ写真である。図 1 2 B は、視認できる巨視的な亀裂のないことを示す、2000 倍に拡大した溶接ナゲットの顕微鏡写真である

。図 1 2 C は、(オーステナイトに変換された後) 「再形成」したマルテンサイト 1 4 ' を示す、5 0 0 0 倍に拡大した溶接ナゲットの顕微鏡写真である。

【 0 0 5 3 】

図 1 3 A ~ 1 3 C は、先行技術の方法 3 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ写真 / 顕微鏡写真である。図 1 3 A は、溶接ナゲット中に視認できる巨視的な亀裂のないことを示す、溶接部のマクロ写真である。図 1 3 B は、微視的な亀裂 1 5 を示す、2 0 0 0 倍に拡大した溶接ナゲットの顕微鏡写真である。図 1 3 C は、再形成したラスマルテンサイト 1 4 ' を示す、5 0 0 0 倍に拡大した溶接ナゲットの顕微鏡写真である。

【 0 0 5 4 】

図 1 4 A ~ 1 4 C は、本発明の方法 4 を使用した、0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i の溶接部のマクロ / 顕微鏡写真である。図 1 4 A は、溶接ナゲット中に視認できる巨視的な亀裂のないことを示す、溶接部のマクロ写真である。図 1 4 B は、視認できる巨視的な亀裂のないことを示す、2 0 0 0 倍に拡大した溶接ナゲットの顕微鏡写真である。図 1 4 C は、カーバイド (C B) の形成及び焼戻しマルテンサイト T M 示す、5 0 0 0 倍に拡大した溶接ナゲットの顕微鏡写真である。

【 0 0 5 5 】

溶接部の形成後、それぞれの溶接部をオルセンカップ試験に供し、溶接部が連続加工ラインを通せるほど十分に高い品質であるかを決定した。図 1 5 は、4 つの異なる方法 (M 1、M 2、M 3、及び M 4) を使用して溶接された 0 . 3 5 C - 0 . 6 M n - 0 . 5 S i に対する、オルセンカップ試験の結果を示す。具体的には、図 1 5 は、M 1 ~ M 4 のそれぞれ 3 例ずつにつき、上に定義した荷重率及び延性率をプロットしている。荷重率及び延性率は、溶接部が連続焼鈍ラインを損傷なしで通過するのに十分である程度に、溶接品質が完全なものであるべきことを考慮すると、7 0 % 超でなければならない。図 1 5 から見られるように、方法 1、2、及び 3 の方法による溶接部は、所望の溶接品質の最小要求事項を満たしていない。本発明の溶接方法 (M 4) を使用して溶接した試料は、~ 1 0 0 % の延性率 (溶接部の、母材金属 (B M) の変位に対する比)、及び ~ 1 0 0 % の荷重率 (溶接部の、母材金属破壊荷重に対する比) を示し、これは、所望の品質である最小の所望の値 (7 0 %) を十分に超えている。

【 0 0 5 6 】

図 1 6 A ~ 1 6 D は、方法 1 ~ 4 それぞれに対して試験した後の、溶接ナゲットのマクロ写真である。図 1 6 A は、先行技術の方法 1 により製造した溶接ナゲットに、溶接ナゲットを通じて伝播している、微視的な亀裂 1 2 ' が発達していることを示す。この溶接部は、所望の品質ではなく、連続加工ラインを通過する際に失敗するだろう。図 1 6 B は、先行技術の方法 2 により製造した溶接ナゲットに、溶接ナゲットを通じて伝播している、微視的な亀裂 1 2 ' が発達していることを示す。この溶接部もまた、所望の品質ではなく、連続加工ラインを通過する際に失敗するだろう。図 1 6 C は、先行技術の方法 3 により製造した溶接ナゲットに、溶接ナゲットを通じて伝播している、微視的な亀裂 1 2 ' が発達していることを示す。またもや、この溶接部も、所望の品質ではなく、連続加工ラインを通過する際に失敗するだろう。最後に、図 1 6 D は、本発明の方法 4 により製造した溶接ナゲットを示す。巨視的な亀裂 1 2 ' ' が形成されたが、これは溶接ナゲットを通じて伝播していない。この溶接部は、所望の品質を達成し、連続加工ラインを通過する際に失敗しないだろう。

10

20

30

40

【図面】
【図 1 A】

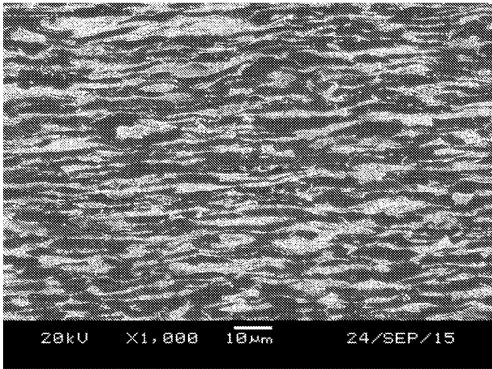


Figure 1A

【図 1 B】

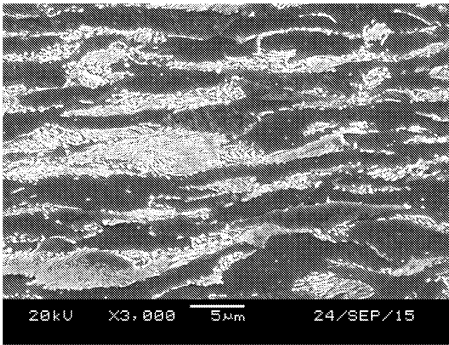


Figure 1B

10

【図 2】

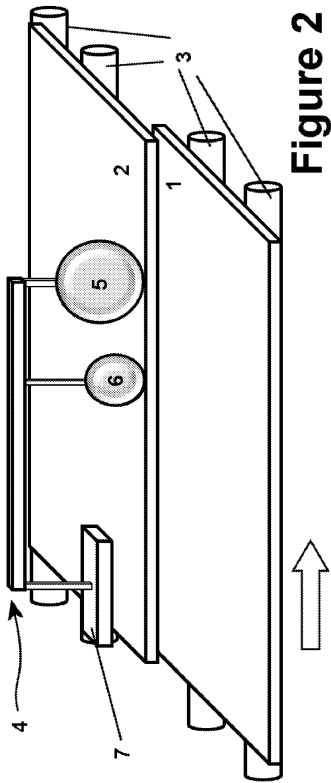


Figure 2

【図 3 A】

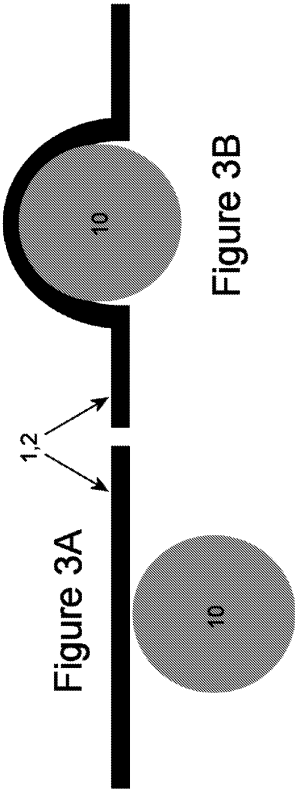


Figure 3B

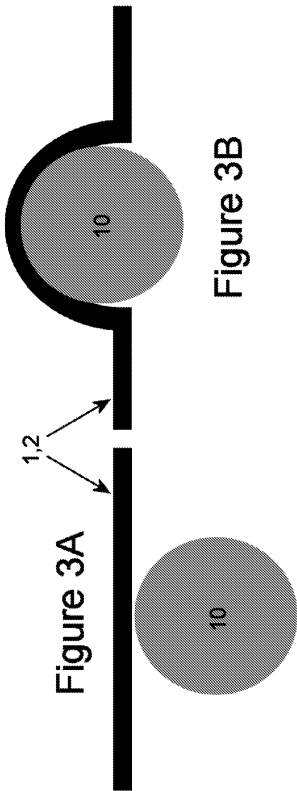
20

30

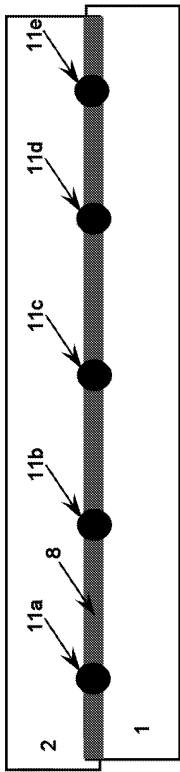
40

50

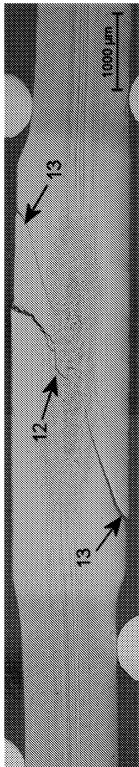
【 図 3 B 】



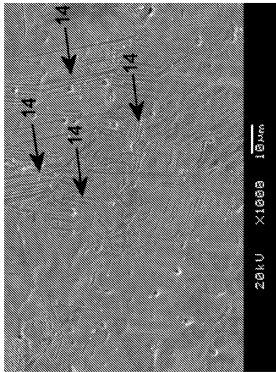
【 図 4 】



【 図 5 A 】



【 図 5 B 】



10

20

30

40

50

【図 5 C】

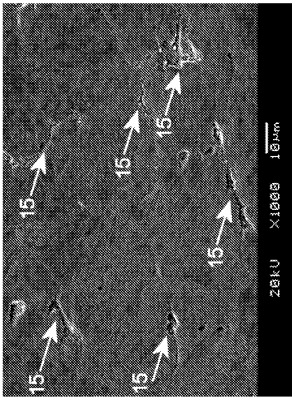


Figure 5C

【図 6 A】

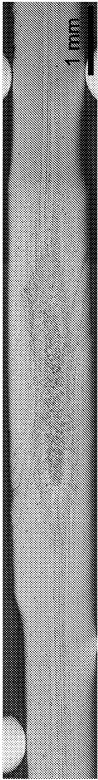


Figure 6A

【図 6 B】

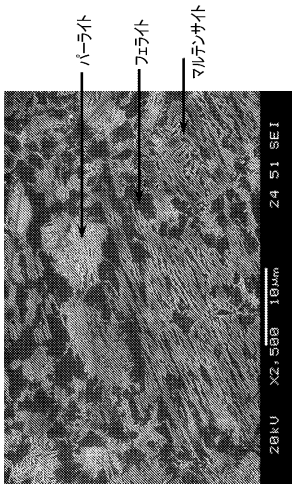


Figure 6B

【図 7 A】

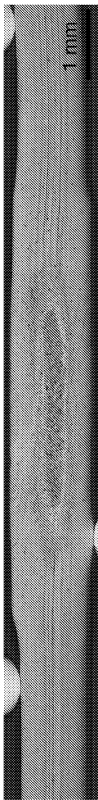


Figure 7A

10

20

30

40

50

【図 7 B】

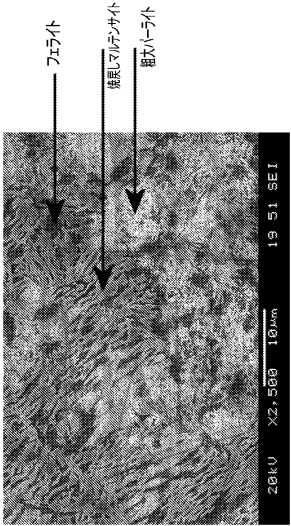


Figure 7B

【図 8】

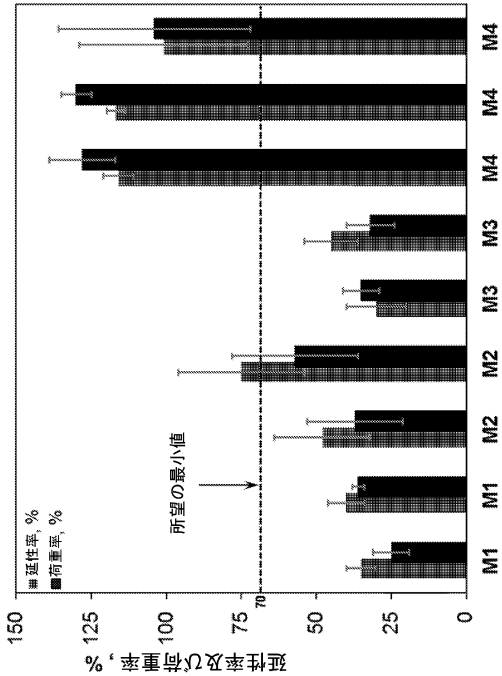


Figure 8

【図 9 A】

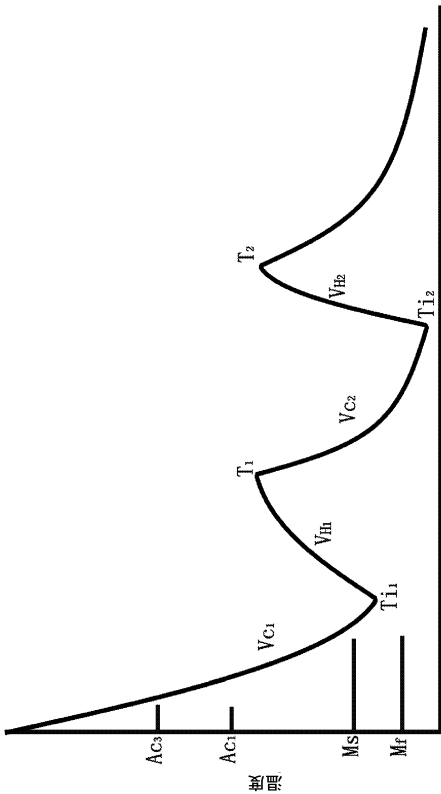


Figure 9A

【図 9 B】



Figure 9B

10

20

30

40

50

【図 10 A】

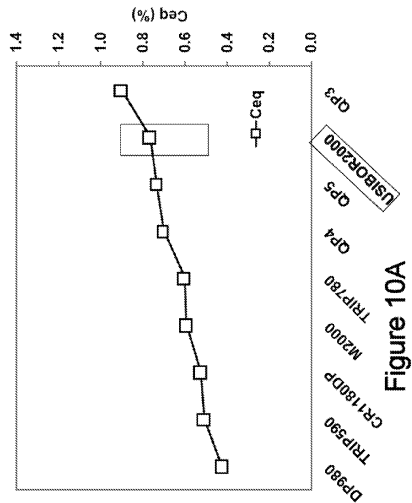


Figure 10A

【図 10 B】

炭素当量	溶解性
0.35以下	優れている
0.36-0.4	非常に良い
0.41-0.45	良い
0.46-0.5	適当な
0.5超	悪い

Figure 10B

【図 11 A】

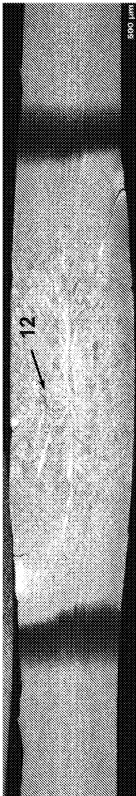


Figure 11A

【図 11 B】

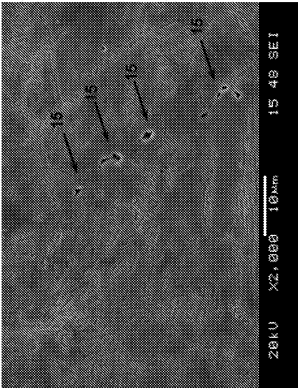


Figure 11B

10

20

30

40

50

【図 1 1 C】

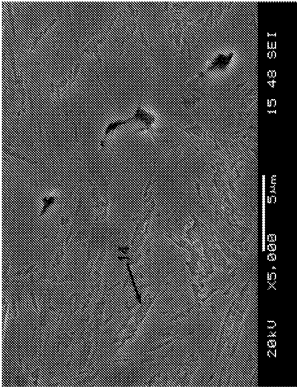


Figure 11C

【図 1 2 A】



Figure 12A

【図 1 2 B】

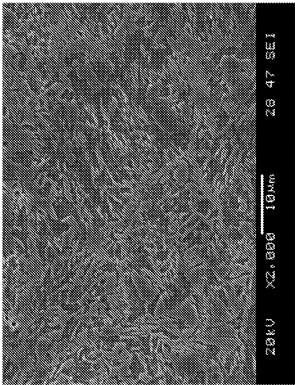


Figure 12B

【図 1 2 C】

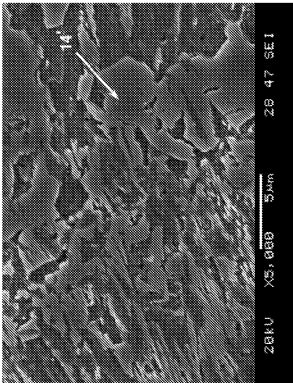


Figure 12C

10

20

30

40

50

【図 13 A】

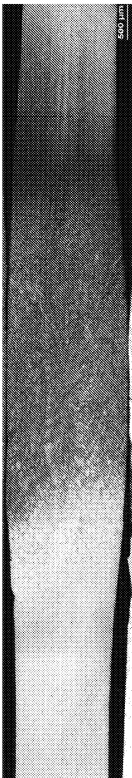


Figure 13A

【図 13 B】

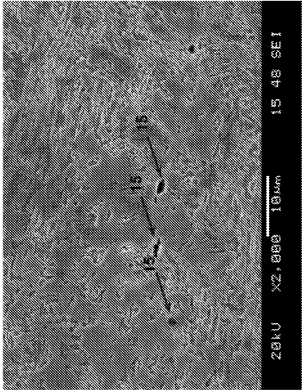


Figure 13B

10

20

【図 13 C】

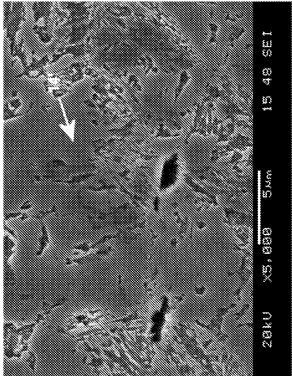


Figure 13C

【図 14 A】



Figure 14A

30

40

50

【図 1 4 B】

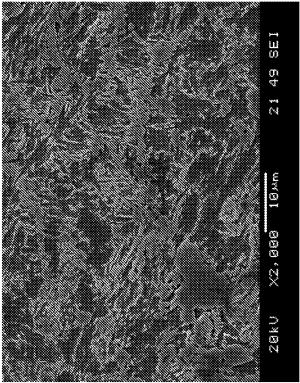


Figure 14B

【図 1 4 C】

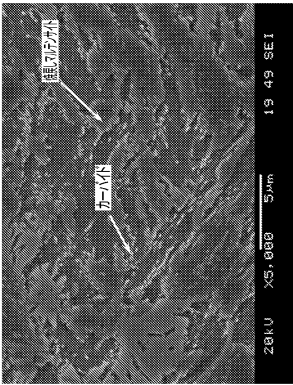


Figure 14C

10

【図 1 5】

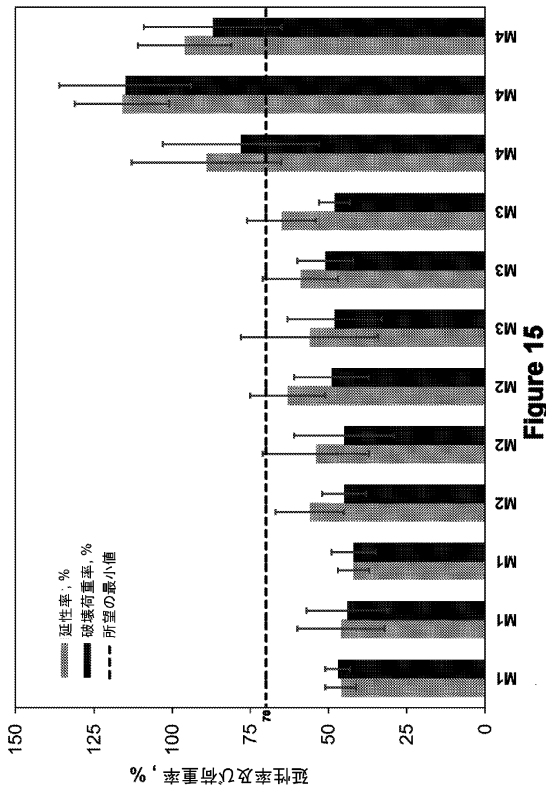


Figure 15

【図 1 6 A】



Figure 16A

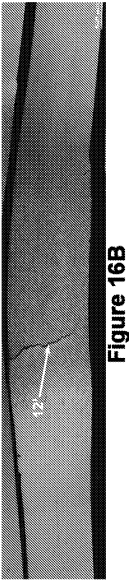
20

30

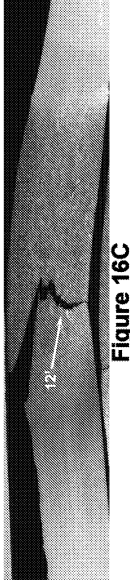
40

50

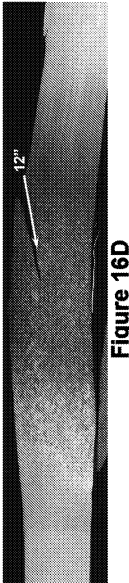
【 図 1 6 B 】



【 図 1 6 C 】



【 図 1 6 D 】



10

20

30

40

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類

F I

C 2 2 C	38/54	(2006.01)	C 2 1 D	1/26	G
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/54	
C 2 2 C	38/34	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 B
			C 2 2 C	38/34	

(72)発明者 ポーリング, アラン

アメリカ合衆国、オハイオ・４４１４０、ベイ・ビレッジ、フェアウィン・ドライブ・３１３１２

審査官 山下 浩平

(56)参考文献

特表２０１０－５１６４７１（ＪＰ，Ａ）

特開２００１－２８７０４４（ＪＰ，Ａ）

米国特許第０５６７６８６２（ＵＳ，Ａ）

糟谷 正、百合岡 信孝、奥村 誠，鋼の溶接熱影響硬さの予測と必要余熱温度の選定方法，新日鉄技報，日本，新日本製鐵株式会社，１９９５年０２月，第３５５号，<https://www.nipponsteel.com/tech/report/nsc/pdf/35502.pdf>

(58)調査した分野 (Int.Cl.，D B 名)

B 2 3 K １１／０６、３１／００

C 2 1 D １／１８、１／２６、１／４２

C 2 2 C ３８／００、３８／３４、３８／５４