

(19) 日本国特許庁(JP)

## (12) 特許公報(B1)

(11) 特許番号

特許第4865112号  
(P4865112)

(45) 発行日 平成24年2月1日(2012.2.1)

(24) 登録日 平成23年11月18日(2011.11.18)

(51) Int.Cl.	F 1
B23K 9/02	(2006.01) B 23 K 9/02 S
B23K 31/00	(2006.01) B 23 K 31/00 B
B24C 1/10	(2006.01) B 23 K 31/00 A
E01D 19/12	(2006.01) B 24 C 1/10 E
B23K 103/04	(2006.01) E O 1 D 19/12

請求項の数 15 (全 41 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2011-531076 (P2011-531076)  
 (86) (22) 出願日 平成23年2月23日 (2011.2.23)  
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2011/054664  
 審査請求日 平成23年8月3日 (2011.8.3)

早期審査対象出願

(73) 特許権者 000006655  
 新日本製鐵株式会社  
 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号  
 (74) 代理人 100099759  
 弁理士 青木 篤  
 (74) 代理人 100077517  
 弁理士 石田 敏  
 (74) 代理人 100087413  
 弁理士 古賀 哲次  
 (74) 代理人 100113918  
 弁理士 亀松 宏  
 (74) 代理人 100115679  
 弁理士 山田 勇毅  
 (74) 代理人 100140121  
 弁理士 中村 朝幸

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】溶接継手の製造方法及び溶接継手

## (57) 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

鋼材の接合部を多パス溶接により溶接する溶接継手の製造方法において、前記多パス溶接は、1パス目の溶接金属の変態開始温度が175 ~ 400 の範囲となるような溶接材料を用いて溶接を施す第1の溶接工程、次いで、前記第1の溶接工程で形成した溶接金属の一部が未溶融部となるように、溶接金属を1パスまたは2パス以上で盛り上げる溶接を施す第2の溶接工程であって、最終パスの溶接熱により前記未溶融部を全てオーステナイトに再変態させる第2の溶接工程、を有することを特徴とする、溶接継手の製造方法。

## 【請求項 2】

鋼材の接合部を多パス溶接により溶接する溶接継手の製造方法において、前記多パス溶接は、1パス目の溶接金属の変態開始温度が175 ~ 400 の範囲となるような溶接材料を用いて溶接を施す第1の溶接工程と、次いで、前記第1の溶接工程で形成した溶接金属の一部が未溶融部となるように、溶接金属を1パスまたは2パス以上で盛り上げる溶接を施す第2の溶接工程、を有し、その後、前記未溶融部を全てオーステナイトに再変態させる熱処理を施す工程、を有することを特徴とする、溶接継手の製造方法。

## 【請求項 3】

前記溶接継手の接合部を片側からの溶接によってのみ形成することを特徴とする請求項1または2に記載の溶接継手の製造方法。

## 【請求項 4】

前記溶接継手は、溶接継手の構造または溶接構造物の構造上、前記溶接継手の片側から

のみ溶接が可能な構造であることを特徴とする、請求項 1 ~ 3 の何れかに 1 項に記載の溶接継手の製造方法。

【請求項 5】

前記溶接継手は、T 継手、角継手または重ね継手であることを特徴とする、請求項 1 ~ 4 の何れかに記載の溶接継手の製造方法。

【請求項 6】

前記溶接継手は T 継手であり、前記 T 継手の接合部は未溶着部分と前記未溶着部分を挟む両側の溶接部からなり、前記溶接部を片側からのみ部分溶解溶接により多パス溶接する請求項 1 に記載の溶接継手の製造方法において、前記未溶着部分の長さが、該各多パス溶接における各パス溶接ビード厚みの最大値の 3 倍以上であることを特徴とする、溶接継手の製造方法。10

【請求項 7】

前記溶接継手は十字継手であり、前記十字継手の接合部は未溶着部分と前記未溶着部分を挟む両側の溶接部からなり、前記溶接部を片側からのみ部分溶解溶接により多パス溶接する請求項 1 に記載の溶接継手の製造方法において、該各多パス溶接の間に存在する未溶着部分の長さ、および、該 T 継手を形成する鋼材板厚の最小値が、該各多パス溶接における各パス溶接ビードの厚みの最大値の 3 倍以上であることを特徴とする、溶接継手の製造方法。

【請求項 8】

前記溶接継手は T 継手または十字継手であり、前記溶接継手の接合部は未溶着部分と前記未溶着部分を挟む両側の溶接部からなり、前記溶接部を片側からのみ部分溶解溶接により多パス溶接する請求項 2 に記載の溶接継手の製造方法において、前記熱処理をすべての溶接部の各多パス溶接をすべて終了した後に行うことの特徴とする、溶接継手の製造方法。20

【請求項 9】

前記熱処理工程は、誘導加熱または通電加熱の何れかの加熱方法を用いることを特徴とする、請求項 2 又は 8 に記載の溶接継手の製造方法。

【請求項 10】

前記第 1 の溶接工程において用いられる前記溶接金属の成分が、質量 % で、C : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 5 %、Si : 0 . 2 ~ 0 . 8 %、Mn : 0 . 4 ~ 2 . 0 %、P : 0 . 0 3 % 以下、S : 0 . 0 2 % 以下、Ni : 7 . 0 ~ 1 1 . 5 % を含有し、さらに、Cu : 0 . 4 % 以下、Ti : 0 . 1 % 以下、Nb : 0 . 1 % 以下、V : 0 . 5 % 以下、Cr : 3 . 0 % 以下、Mo : 2 . 0 % 以下の内の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする、請求項 1 ~ 9 の何れかに記載の溶接継手の製造方法。30

【請求項 11】

前記第 1 の溶接工程において用いられる前記溶接金属の成分が、質量 % で、C : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 0 %、Si : 0 . 1 ~ 0 . 7 %、Mn : 0 . 1 ~ 2 . 0 %、P : 0 . 0 3 % 以下、S : 0 . 0 2 % 以下、Ni : 4 . 0 ~ 8 . 0 %、Cr : 8 . 0 ~ 1 5 . 0 % を含有し、さらに、Mo : 2 . 0 % 以下、Cu : 0 . 4 % 以下、Ti : 0 . 1 % 以下、Nb : 0 . 1 % 以下、V : 0 . 5 % 以下の内の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする、請求項 1 ~ 1 0 の何れかに記載の溶接継手の製造方法。40

【請求項 12】

前記第 2 の溶接工程後において、溶接を行った側の溶接ビードの止端部に対して、グラインダー加工による後処理を施すことを特徴とする、請求項 1 ~ 1 1 の何れかに記載の溶接継手の製造方法。

【請求項 13】

前記第 2 の溶接工程後において、溶接を行った側の溶接ビードの止端部に対して、ピーニング処理による後処理を施すことを特徴とする、請求項 1 ~ 1 1 の何れかに記載の溶接継手の製造方法。

【請求項 14】

10

20

40

50

前記第2の溶接工程後において、溶接を行った側の溶接ビードの止端部に対して、TIGアークによる再加熱処理を施すことを特徴とする、請求項1～11の何れか1項に記載の溶接継手の製造方法。

【請求項15】

請求項1～14の何れか1項に記載の溶接継手の製造方法により製造された溶接継手。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、溶接継手の製造方法に関するものであり、より詳しくは、溶接継手の構造、または、溶接構造物の構造が、鋼材の片側からのみ溶接が可能な構造とされた場合において、ショットピーニング処理などの疲労強度向上対策を施すことが難しい、溶接を行った側とは反対側の溶接止端部またはルート部の疲労強度を向上させることができ、溶接継手の製造方法に関するものである。 10

【背景技術】

【0002】

溶接構造物の疲労特性は、構造物自身の寿命を決定する上で、きわめて重要な特性である。このような、溶接構造物の疲労強度を向上させる手段としては、溶接止端部の形状を滑らかにして応力集中をできる限り緩和させるか、あるいは、ピーニング処理などを施すことによって疲労が発生する個所に局部的に圧縮残留応力を付与させる等の方法がある。さらに、特許文献1に記載された技術のように、溶接金属の変態開始温度を低くし、変態膨張を利用した残留応力低減効果によって疲労強度を向上させる方法なども開示されている。 20

【0003】

しかしながら、特許文献1に記載の技術をはじめ、従来の技術では、例えば、構造的に溶接止端部が密閉されてしまう継手に対して、どのように適用すべきか、その手段は開示されていなかった。

図1は溶接継手及び溶接構造物の一例を示す図であり、この図1は、曲げ剛性を確保するために、平板にU形断面を持つ部材を溶接で取り付けた場合の構造を説明する模式図である。図1に示す例の場合、U形部材は、平板と2箇所で溶接され、その継手はT型継手である。この際、疲労き裂は応力集中部に発生するため、図1に示す例では符号A～Dで示した4箇所に発生することとなる。これらのうち、符号A、Bで示した2箇所は溶接構造物の外側に位置するため、補修を実施することが容易であり、また、事前に溶接止端部の形状を滑らかに加工したり、ピーニング処理を実施して圧縮残留応力を付与したりすることにより、疲労強度の向上を図ることが可能である。 30

【0004】

しかしながら、図1中の符号C、Dで示された2箇所の溶接止端部は、構造上密閉されていることになり、溶接終了後の後処理ができない。これは、ピーニングなどの機械的な後処理方法の場合、疲労が問題となる部分（図1における符号C、Dの箇所を参照）に直接接触しながら処理を行わなければならないという、きわめて単純な理由による。そのため、図1に示すような溶接構造物の疲労強度は、符号C、Dで示された溶接止端部の疲労強度で決定され、符号A、Bで示された溶接止端部の疲労強度をいくら向上させても、溶接構造物全体としての疲労強度が向上しないという問題が残る。 40

【0005】

一方、特許文献1または2に記載の技術でも、当該文献に開示されている技術は、あくまでも溶接止端部が外側に位置する場合の継手に対する技術が開示されているのみである。例えば、実際の溶接構造物において、内側に位置する溶接止端部に疲労き裂が発生した場合には、特許文献1に開示された溶接材料を、どのようにして使用すれば良いのか、必ずしも明白ではない。図1の場合は、2パス溶接でT字継手の溶接を完了させているが、この場合には、後続溶接ビード、すなわち外側の溶接ビードを形成する際の熱が、内側のビードが生成した残留応力を壊すため、本来の効果が得られないこととなる。他方、図1に示すようなT字継手の形成を1パス溶接で行うと、突合せ凝固となり、溶接部に高温割 50

れが発生するおそれが大きくなる。また、溶接金属に残留応力を低減する程度の合金元素を添加した場合には、通常の溶接材料よりもはるかに高温割れ感受性が高くなり、この問題も回避しながら疲労強度を向上させる技術が必要とされていた。

**【先行技術文献】**

**【特許文献】**

**【0006】**

【特許文献1】特開平11-138290号公報

【特許文献2】特開2001-246495号公報

**【発明の概要】**

**【発明が解決しようとする課題】**

10

**【0007】**

上述したように、溶接構造物の疲労強度は、溶接構造物全体の寿命を決定する要因であり、特に、最も疲労強度が低い部分で、その溶接構造物全体の疲労強度が決定される。

**【0008】**

本発明は上記問題に鑑みてなされたものであり、構造上密閉領域が存在するなどの理由で、疲労強度が問題となる溶接止端部あるいはルート部に対して、ショットピーニングなどの機械的処理や、ビード形成などの溶接による疲労強度向上対策ができない場合において、疲労強度を向上させることが可能な溶接継手の製造方法の提供を目的とするものである。

**【課題を解決するための手段】**

20

**【0009】**

本発明者らは、以上の観点から、機械的な疲労強度向上のための対策ができない構造の溶接止端部またはルート部が存在する場合における、溶接継手の疲労強度向上が達成可能な手段について鋭意研究を重ねてきた。そして、事前に低温で変態膨張する溶接金属を、溶接止端部側またはルート部側に形成させ、後続溶接でその溶接金属を再変態させることにより、あるいは、誘導加熱または通電加熱によりその溶接金属を再変態させることにより、一度消失した圧縮残留応力を再度発生させることができ、これにより、溶接止端部またはルート部の疲労強度の向上が達成できることを見出したものである。本発明は、このような研究によってなされたものであり、その要旨は以下のとおりである。

**【0010】**

30

(1) 鋼材の接合部を多パス溶接により溶接する溶接継手の製造方法において、前記多パス溶接は、1パス目の溶接金属の変態開始温度が175～400の範囲となるような溶接材料を用いて溶接を施す第1の溶接工程、次いで、前記第1の溶接工程で形成した溶接金属の一部が未溶融部となるように、溶接金属を1パスまたは2パス以上で盛り上げる溶接を施す第2の溶接工程であって、最終パスの溶接熱により前記未溶融部を全てオーステナイトに再変態させる第2の溶接工程、を有することを特徴とする、溶接継手の製造方法。

(2) 鋼材の接合部を多パス溶接により溶接する溶接継手の製造方法において、前記多パス溶接は、1パス目の溶接金属の変態開始温度が175～400の範囲となるような溶接材料を用いて溶接を施す第1の溶接工程と、次いで、前記第1の溶接工程で形成した溶接金属の一部が未溶融部となるように、溶接金属を1パスまたは2パス以上で盛り上げる溶接を施す第2の溶接工程、を有し、その後、前記未溶融部を全てオーステナイトに再変態させる熱処理を施す工程、を有することを特徴とする、溶接継手の製造方法。

(3) 前記溶接継手の接合部を片側からの溶接によってのみ形成することを特徴とする(1)または(2)に記載の溶接継手の製造方法。

40

(4) 前記溶接継手は、溶接継手の構造または溶接構造物の構造上、前記溶接継手の片側からのみ溶接が可能な構造であることを特徴とする、(1)～(3)の何れかに記載の溶接継手の製造方法。

(5) 前記溶接継手は、T継手、角継手または重ね継手であることを特徴とする、(1)～(4)の何れかに記載の溶接継手の製造方法。

50

(6) 前記溶接継手はT継手であり、前記T継手の接合部は未溶着部分と前記未溶着部分を挟む両側の溶接部からなり、前記溶接部を片側からのみ部分溶解溶接により多パス溶接する請求項1に記載の溶接継手の製造方法において、前記未溶着部分の長さが、該各多パス溶接における各パス溶接ビード厚みの最大値の3倍以上であることを特徴とする、溶接継手の製造方法。

(7) 前記溶接継手は十字継手であり、前記十字継手の接合部は未溶着部分と前記未溶着部分を挟む両側の溶接部からなり、前記溶接部を片側からのみ部分溶解溶接により多パス溶接する(1)に記載の溶接継手の製造方法において、該各多パス溶接の間に存在する未溶着部分の長さ、および、該T継手を形成する鋼材板厚の最小値が、該各多パス溶接における各パス溶接ビードの厚みの最大値の3倍以上であることを特徴とする、溶接継手の製造方法。10

(8) 前記溶接継手はT継手または十字継手であり、前記溶接継手の接合部は未溶着部分と前記未溶着部分を挟む両側の溶接部からなり、前記溶接部を片側からのみ部分溶解溶接により多パス溶接する(2)に記載の溶接継手の製造方法において、前記熱処理をすべての溶接部の各多パス溶接をすべて終了した後に行うことの特徴とする、溶接継手の製造方法。

(9) 前記熱処理工程は、誘導加熱または通電加熱の何れかの加熱方法を用いることを特徴とする、(2)～(5)、(8)の何れかに記載の溶接継手の製造方法。

(10) 前記第1の溶接工程において用いられる前記溶接金属の成分が、質量%で、C:0.01～0.15%、Si:0.2～0.8%、Mn:0.4～2.0%、P:0.03%以下、S:0.02%以下、Ni:7.0～11.5%を含有し、さらに、Cu:0.4%以下、Ti:0.1%以下、Nb:0.1%以下、V:0.5%以下、Cr:3.0%以下、Mo:2.0%以下の内の1種または2種以上を含有することを特徴とする、(1)～(9)の何れかに記載の溶接継手の製造方法。20

(11) 前記第1の溶接工程において用いられる前記溶接金属の成分が、質量%で、C:0.005～0.10%、Si:0.1～0.7%、Mn:0.1～2.0%、P:0.03%以下、S:0.02%以下、Ni:4.0～8.0%、Cr:8.0～15.0%を含有し、さらに、Mo:2.0%以下、Cu:0.4%以下、Ti:0.1%以下、Nb:0.1%以下、V:0.5%以下の内の1種または2種以上を含有することを特徴とする、(1)～(10)の何れかに記載の溶接継手の製造方法。30

(12) 前記第2の溶接工程後において、溶接を行った側の溶接ビードの止端部に対して、グラインダー加工による後処理を施すことを特徴とする、(1)～(11)の何れかに記載の溶接継手の製造方法。

(13) 前記第2の溶接工程後において、溶接を行った側の溶接ビードの止端部に対して、ピーニング処理による後処理を施すことを特徴とする、(1)～(11)の何れかに記載の溶接継手の製造方法。

(14) 前記第2の溶接工程後において、溶接を行った側の溶接ビードの止端部に対して、TIGアークによる再加熱処理を施すことを特徴とする、(1)～(11)の何れかに記載の溶接継手の製造方法。

(15) (1)～(14)の何れか1項に記載の溶接継手の製造方法により製造された溶接継手。40

### 【発明の効果】

#### 【0011】

本発明の溶接継手の製造方法によれば、溶接継手の構造上、あるいは溶接構造物の構造上の問題から、機械的または溶接による後処理のできない構造の内側溶接止端部あるいはルート部が存在する場合でも、溶接継手の疲労強度向上を図ることができるとともに、溶接構造物全体の寿命を向上でき、あるいは、既設の溶接構造物に対しては、補修をすることにより溶接構造物の延命を図ることができ、産業上の意義はきわめて大きい。

#### 【図面の簡単な説明】

#### 【0012】

【図1】本発明の溶接継手の製造方法の一例を説明するための模式図であり、構造的に内側溶接止端部が密閉される構造の溶接継手の例を示す断面図である。

【図2a】本発明の溶接継手の製造方法の他例を説明するための模式図であり、片側からのみ溶接可能で、部分溶け込み溶接で形成される外部から接近不可能なルート部を有する溶接継手の例を示す断面図である。

【図2b】本発明の溶接継手の製造方法の他例を説明するための模式図であり、T継手の接合部が未溶着部分と前記未溶着部分を挟む両側の溶接部からなり、溶接部が部分溶け込み溶接で形成される外部から接近不可能なルート部を有する溶接継手の例を示す断面図である。

【図3】本発明にある溶接金属厚みの定義を説明するための模式図である。 10

【図4】本発明の溶接継手の製造方法の一例を説明するための模式図であり、構造的に内側溶接止端部が密閉されている構造の溶接継手の例を示す図である。

【図5】本発明の溶接継手の製造方法の一例を説明するための模式図であり、図4で示す溶接継手の溶接部を示す部分拡大断面図である。

【図6】本発明の溶接継手の製造方法の実施例を説明するための模式図であり、実施例1における疲労試験を行った際の、荷重負荷方向を示す断面図である。

【図7】本発明の溶接継手の製造方法の実施例を説明するための模式図であり、実施例3における疲労試験を行った際の、荷重負荷方向を示す断面図である。

【図8】本発明の溶接継手を説明するための模式図であり、実施例5における角継手の溶接部を示す部分拡大図である。 20

【図9】本発明の溶接継手の製造方法の実施例を説明するための模式図であり、実施例5における角継手の疲労試験を行った際の、荷重負荷方向を示す断面図である。

【図10】本発明の溶接継手の製造方法の実施例を説明するための模式図であり、実施例5における重ね継手の疲労試験を行った際の、荷重負荷方向を示す断面図である。

【図11】本発明の溶接継手の製造方法の実施例を説明するための模式図であり、実施例5におけるT継手の疲労試験を行った際の、荷重負荷方向を示す断面図である。

【図12】本発明の溶接継手の製造方法の実施例を説明するための模式図であり、実施例6における両側から溶接するT継手の疲労試験を行った際の、荷重負荷方向を示す断面図である。

【図13】本発明の溶接継手の製造方法の実施例を説明するための模式図であり、実施例6における十字継手の疲労試験を行った際の、荷重負荷方向を示す断面図である。 30

#### 【発明を実施するための形態】

##### 【0013】

以下、本発明の溶接継手の製造方法の実施形態について、図1～図13を適宜参照しながら説明する。なお、本実施形態は、本発明の溶接継手の製造方法の趣旨をより良く理解させるために詳細に説明するものであるから、特に指定の無い限り本発明を限定するものではない。

##### 【0014】

初めに、本発明の技術思想について述べる。

本発明では、疲労強度向上方法を、大きく3種類に分けています。1つ目は、ショットピーニングなどのように、衝撃などの力学的あるいは機械的な処理を表面に与える方法、2つ目は、溶接金属の成分を調整し、溶接金属の変態膨張を利用するなど、鋼材または溶接材料の成分など材料学的な特徴に工夫を加える方法、3つ目は、溶接後に熱を加えるなどの方法である。これら方法を、本発明では、それぞれ、機械的方法、材料学的方法、熱処理的方法と呼ぶことにします。

このような分類に従えば、本発明は、材料学的方法と熱処理的方法の両方を用いる方法といえる。

##### 【0015】

本発明は、すでに述べたとおり、機械的処理などの疲労強度向上方法ができない構造を持っている溶接継手の疲労強度の向上を目的としている。一般には、このような構造とし 50

ては、溶接構造物として部分的に密閉構造を有している、あるいは溶接継手として、部分溶け込みなどの未溶着部分が存在するなどの理由で、直接、ピーニング処理やグラインダー処理などができるないような場合をさす。

#### 【0016】

また、溶接金属の変態膨張を利用した残留応力低減による疲労向上技術（以降、このような成分系の溶接材料を低温変態溶材と呼び、そのときに形成される溶接金属を低温変態溶接金属と呼ぶことがある）を適用する場合は、溶接パス数が1パスの場合は、残留応力低減効果が期待でき、疲労強度改善効果も期待できる。しかしながら、低温変態溶材は、NiやCrなどを多く含有しており、高温割れを発生しやすい成分系である。このような場合には、継手の形状によっては、1パス溶接を実施すると、溶接金属で突合せ凝固を発生させやすく、高温割れを発生させる危険性が極めて高くなる。10 溶接部に割れが存在する場合、溶接止端部の残留応力を圧縮にしても、溶接金属内部の割れから疲労き裂が発生するため、継手全体としての疲労強度の向上にはつながらない。逆に、高温割れを回避しようと多パス溶接を行うと、継手形状の関係から、疲労が問題になる溶接止端部またはルート部は、第1パスによって形成されるため、第2パス以降の溶接熱により圧縮残留応力が消失するという問題が発生する。

#### 【0017】

このような、機械的処理などによる疲労強度向上対策が実施できない継手としては、図1に示すような、構造上、密閉空間が存在するような場合に加え、図2aに示すように、部分溶け込み溶接による溶接継手のように、密閉空間が存在しなくても未溶着部分が存在するため、疲労が問題となる応力集中部分（図2a中の符号Fで示す部分を参照）に、直接機械的処理ができないような場合も考えられる。本発明では、図1に示すように、密閉空間が存在するために機械的処理ができない場合における、図1中の符号C、Dで示す箇所を内側溶接止端部とよび、図2aに示すように、未溶着部分が存在するような場合を、ルート部と呼ぶことにする。20

#### 【0018】

本発明では、上記のような、密閉空間側の内側溶接止端部21や、ルート部41の疲労強度問題を以下のようにして解決する。本発明では、溶接後に熱処理を行わない場合（請求項1を参照）と、熱処理を行う場合（請求項2を参照）の2種類の方法を開示している。本発明では、前者を非熱処理型、後者を熱処理型と呼ぶことにする。30

#### 【0019】

最初に、非熱処理型について述べる。

本発明における、非熱処理型の溶接継手の製造方法は、図1または図2に例示するように、溶接継手の構造、または、溶接構造物の構造上、溶接継手10(30)の鋼材11(31)の片側からのみ溶接が可能な構造であり、溶接構造物1で覆われる内側溶接止端部21、あるいは、部分溶け込み溶接で形成される外部から接近不可能なルート部41が、機械的または溶接による後処理のできない構造の溶接継手10(30)を製造する方法であり、内側溶接止端部21またはルート部41を、変態開始温度が175～400の範囲である溶接金属を用いて形成する溶接を施す第1の溶接工程と、さらに、第1の溶接工程で形成した内側溶接止端部21またはルート部41をなす溶接金属の少なくとも一部が未溶融部となり、かつ、該未溶融部が全てオーステナイトに再変態するまで加熱される溶接入熱で、溶接金属を1パスで盛り上げる溶接を施すことにより、内側溶接止端部21またはルート部41に圧縮残留応力を導入する第2の溶接工程と、を備える方法である。40

#### 【0020】

上述のような非熱処理型の方法においては、まず、高温割れを防ぐために、突合せ凝固の発生を防ぐ目的で、第1溶接ビードとして、低温変態溶材を用いて溶接ビード（内側溶接止端部、ルート部）を形成させる。これが第1の溶接工程にあたる。これは、低温変態溶材をもちいて形成された溶接金属であるため、この溶接金属は低温変態溶接金属である。この溶接ビードにより、機械的処理ができない側の内側溶接止端部またはルート部を形成させる。しかしながら、この状態では、充分な溶接量が得られていないことになり、継50

手の静的強度が不足する。そこで、後続ビードとしての第2溶接ビード（外側溶接止端部）を形成させる。これが第2の溶接工程に当たる。第2ビードの形成に関しては、溶接構造物を形成している鋼板の強度に見合った溶材、すなわち、通常の溶接材料を用いることでもできるし、また、低温変態溶材を引き続き使用することもできる。なお、高温割れ感受性が低い材料を選択する、という意味からは、第2ビード形成には、通常の溶接材料を用いることが望ましい。また、溶接関係者にとって、鋼材強度に見合う溶接材料を選択することは特に難しいことではない。

#### 【0021】

このように、溶接継手を2パス溶接にて形成させるわけであるが、単に2パス溶接を行うだけでは、低温変態溶材による第1溶接ビードが形成した圧縮残留応力が、第2ビードにより消失してしまう危険が発生し、このままでは疲労強度向上は見込めない。そこで、第2の溶接工程を施工する際に、最初に形成された圧縮残留応力が消失したあとに、再度圧縮残留応力が発生するようにする必要がある。第2溶接ビードにより、圧縮残留応力を再度発生させるという点が、本発明の根幹をなす技術思想である。すなわち、疲労強度を向上させる圧縮残留応力は、低温変態溶材を用いて溶接したときに発生する残留応力ではなく、2回目の溶接をしたときに発生する残留応力である。

#### 【0022】

従来技術における低温変態溶材の利用は、変態膨張利用により圧縮残留応力を導入する技術であるが、この圧縮残留応力は、低温変態溶材を使用した溶接時の冷却過程で発生するものである。本発明においては、この圧縮残留応力は、1パス目の溶接に発生する圧縮残留応力に対応するが、本発明では、この圧縮残留応力は、2回目の溶接にて消失してしまっている。本発明の根幹を成す技術思想は、2回目の溶接時に再び圧縮残留応力を発生させるものであり、さらには、2回目の溶接に用いる溶接材料は、必ずしも低温変態溶材に限る必要は無い。

#### 【0023】

必ずしも低温変態溶材ではない溶接材料を用いている第2の溶接工程にて、圧縮の残留応力を、疲労が問題となっている内側溶接止端部またはルート部に発生させるためには、第2溶接を無制限に行うわけには行かない。すなわち、第2溶接による熱影響をコントロールする必要がある。具体的には、第2の溶接工程にて、圧縮の残留応力を再生させるためには、第2溶接による熱影響にて、第1溶接にて形成された低温変態溶接金属を、全てオーステナイトに再変態させる必要がある。逆に、全てオーステナイトに再変態させることができれば、その後の冷却中に変態膨張が再び発生し、圧縮残留応力を再び発生させることができ、その結果、疲労強度向上も達成できる。第2の溶接工程により、第1溶接にて形成された低温変態溶接金属の一部のみがオーステナイトに再変態するだけでは、その後の冷却中に未変態部分は熱収縮するだけで変態膨張しないため、十分な圧縮残留応力を再び発生させることができない。また、第1溶接にて形成された低温変態溶接金属の表面を単に被覆するように溶接しても、第1溶接にて形成された低温変態溶接金属を全てオーステナイトに再変態させることはできない。

#### 【0024】

第2の溶接工程では、第1の溶接工程で形成された低温変態溶接金属の一部または全部が未溶融である必要がある。低温変態溶接金属全てが、2回目の溶接にて溶融されてしまうと、圧縮残留応力が再導入されなくなる。一方、第2の溶接工程における最終溶接バスで、該未溶融低温変態溶接金属の全てが、オーステナイトに再変態するまでに加熱されなければならない。このような条件を事前に検討することは、溶接関係者であれば特に難しいことではない。実際の溶接継手と同じ形状の試験体を予め用意して、実際に溶接をおこなうときに用いるべき溶接材料と同じ溶接材料で、第1の溶接工程および第2の溶接工程を行うことで溶接継手を作製し、その後、断面マクロを該溶接継手から採取することで、低温変態溶接金属の未溶融部分が存在するかどうか、さらには、第2の溶接工程における最終溶接バスにより、該未溶融低温変態溶接金属が全てオーステナイトに再変態したかどうかは、断面マクロの組織観察を行えば容易に判断できるからである。このようにして、

10

20

30

40

50

事前に溶接条件を決定しておき、実際の溶接継手に対して、この条件にて溶接施工を行えばよい。低温変態溶接金属の変態開始温度についても、事前に作製した溶接継手の未溶融低温変態溶接金属部分から試験片を採取して、変態開始温度を測定することにより確認できる。

#### 【0025】

以上は、図1や図2aのような継手に対して疲労強度を向上させるものである。

次に、両側から溶接するT継手に関して述べる。

この場合は、図2bのような場合であり、ルート部に疲労強度を向上させるためには、2か所存在する溶接金属が十分離れている場合に限定し、各溶接金属を形成させるための第1及び第2の溶接工程が、もう一方の溶接工程で導入された残留応力を消失させないようにすればよい。すなわち、両側に存在する溶接金属が、それぞれ独立と見なせるようになれば、各溶接金属を形成させるための溶接工程に対して、既に述べた非熱処理形の技術を適用することで、ルート部の疲労強度を向上させることができる。図2bでは、継手としてはT継手という1つの継手であるが、本発明は、残留応力を制御することで疲労強度を向上させることを目的としているため、それぞれの溶接がもう一方の残留応力に与える影響が無視できれば、片側からのみ溶接する溶接部が2か所存在している、と考えている。この場合、未溶着部分は両側の溶接部に挟まれた密閉空間に対応する。

残留応力に影響しない程度に離れている、というのは溶接入熱量にも依存する。入熱量が高い場合は、そのときの溶接パスで形成された溶接金属の厚みも大きくなるため、本発明では、この溶接金属の厚みを入熱量の代わりに採用した。本発明では、溶接金属の厚みは図3に示されるように定義する。まず、溶接金属表面の1点、Aを定める。このAにおける溶接金属表面の接線を定め、次に、その接線に垂直に交わりかつ点Aを通る直線を求める。この直線と該溶接金属の融合線の交点をBと定め、点A、点B間の距離を点Aにおける厚みと定義する。このようにして、溶接金属各点で厚みを定義し、その最大値を該溶接金属の厚みと定める。なお、この定義では、後続の溶接が行われると、溶接金属表面が消失してしまうので、各溶接パスが行われた後の、後続溶接パスが行われる前に厚みを決定する必要があることに注意が必要である。そして、各溶接パスで形成された溶接金属の厚みのうち、その最大値と未溶着部分の長さを比較し、未溶着部分の長さがその最大値の3倍以上ある場合は、両側に存在する溶接金属は互いに独立と見なすことができ、残留応力に影響しないということを見出したものである。未溶着部分がこれより短い場合は、片側の溶接工程がもう一方側の残留応力に影響し、疲労強度が必ずしも向上しない場合があるため、この値を設定した。

#### 【0026】

次に、十字継手について述べる。

十字継手に関しては、1枚の鋼板の表側と裏側、それぞれに対して、両側から溶接するT継手を形成させたものと考えることができる。この場合、それぞれのT継手を形成させるための限定条件は、T継手を形成させるときに設定した限定条件を満たす必要がある。十字継手に関しては、この条件に加え、鋼板を通して伝わる溶接熱に関しても注意する必要がある。この場合は、板厚が残留応力に影響しない程度に厚くなつていればよい。すなわち、未溶着部分の長さおよび十字継手を形成する鋼板の最少板厚が、各溶接パスで形成された溶接金属の厚みの最大値の3倍以上ある場合は、新たに形成された溶接金属は、互いに独立と見なすことができ、残留応力に影響しないということを見出したものである。未溶着部分がこれより短い場合は、片側の溶接工程がもう一方側の残留応力に影響し、疲労強度が必ずしも向上しない場合があるため、この値を設定した。

以上が、非熱処理型の疲労強度向上方法における本発明の技術思想である。

上記の低温変態溶接金属の変態は、本発明が規定している低温で発生する体積膨張する変態であれば、必ずしも特定の変態に限らなくても効果があるが、一般に本発明の温度範囲内で発生する変態はマルテンサイト変態である。マルテンサイト変態の変態開始温度は、ベイナイト変態やフェライトパーライト変態の場合と異なり、溶接時の冷却速度に依存せず、溶接金属成分のみで決定されるという特徴がある。そして、成分を用いた推定式も

10

20

30

40

50

知られており、例えば以下の様な推定式が提案されている。

$$Ms = 719 - 795C - 20Cr - 32Ni - 35.6Si - 13.3Mn - 23.7Mo - 11.9Nb$$

なお、Msは、マルテンサイト変態開始温度( )で、C等は、溶接金属成分値(質量%)を示す。このような推定式の存在は、溶接技術者にとって、材料開発の指針になりえる便利な指標である。なお、本発明の温度範囲で発生する変態が主としてマルテンサイト変態である点は、次に述べる熱処理型でも同じである。

#### 【0027】

次に、本発明における熱処理型の疲労強度向上方法について述べる。

本発明における、熱処理型の溶接継手の製造方法は、上述のような溶接継手、または、溶接構造物の構造とされた溶接継手10(30)を製造する方法において、内側溶接止端部21またはルート部41を、変態開始温度が175~400の範囲である溶接金属を用いて形成する溶接を施す第1の溶接工程と、さらに、第1の溶接工程で形成した内側溶接止端部21またはルート部41をなす溶接金属の少なくとも一部が未溶融部となるように、溶接金属を1パスまたは2パス以上で盛り上げる溶接を施す第2の溶接工程と、その後、第1の溶接工程で形成した溶接金属の未溶融部を全てオーステナイトに再変態させる熱処理を施すことにより、内側溶接止端部21またはルート部41に圧縮残留応力を導入する熱処理工程と、を備える方法である。

#### 【0028】

非熱処理型の方法では、第2の溶接工程によって、第1の溶接工程で形成された低温変態溶接金属を全てオーステナイトに再変態するまでに加熱するが、熱処理型の方法としては、継手の形状上、全てオーステナイトに再変態させることが難しい場合など、必ずしも確実に圧縮残留応力が再導入できるとは判断できない場合、溶接後、熱処理を行ない、この熱により、低温変態溶接金属部分を確実に全てオーステナイトに再変態させる方法である。そのため、非熱処理型と比較すると、第1の溶接工程は、熱処理型と同じであり、第2の溶接工程としては、第1の溶接工程で形成された低温変態溶接金属の一部を未溶融状態になるようにし、溶接材料は必ずしも低温変態溶材を用いる必要は無い、という点までが同じである。しかしながら、熱処理型における第2の溶接工程としては、第2の溶接工程の最終溶接パスで、第1の溶接工程で形成された低温変態溶接金属未溶融部分の全てまたは一部が、必ずしもオーステナイトに再変態される必要は無い。なぜなら、第2の溶接工程の後の熱処理工程において、全てオーステナイトに再変態させるからである。すなわち、本発明における熱処理型の疲労強度向上方法は、低温変態溶接金属のオーステナイトへの再変態は、溶接後の熱処理で実施するため、それ以前で、オーステナイトに再変態させる必要は無い。

#### 【0029】

本発明における熱処理型の疲労強度向上方法の、溶接施工条件や熱処理条件を予め決定することは、溶接関係者にとって特に難しいことではない。非熱処理型の場合と同じように、実際の溶接継手と同じ形状の試験体を予め用意して、実際溶接をおこなうときに用いるべき溶接材料と同じ溶接材料で、第1の溶接工程および第2の溶接工程を行ない、次いで、作製した溶接継手を熱処理工程で処理し、その後、断面マクロを該溶接継手から採取することで、低温変態溶接金属の未溶融部分が存在するかどうか、さらには、熱処理により、該未溶融低温変態溶接金属が全てオーステナイトに再変態したかどうか、を断面マクロの組織観察から判断すればよい。このようにして、事前に溶接条件や熱処理条件を決定しておき、実際の溶接継手に対して、この条件にて施工を行えばよい。低温変態溶接金属の変態開始温度についても、事前に作製した溶接継手の未溶融の低温変態溶接金属部分から試験片を採取して、変態開始温度を測定することにより確認できる。

以上が、本発明における非熱処理型および熱処理型の疲労強度向上方法の技術思想である。なお、非熱処理型で第2の溶接工程が2パス以上になる場合、第2の溶接工程の最終パスが第1の溶接工程で形成された溶接金属から離れてくるため、非熱処理型の第2の溶接工程は1パス溶接の場合に限定することが望ましい。

10

20

30

40

50

## 【0030】

## [溶接継手の製造方法の限定理由]

次に、本発明における限定理由について述べる。

## 【0031】

## 「第1の溶接工程で用いる溶接金属の変態開始温度」

最初に、低温変態溶接金属の変態開始温度を限定した理由について述べる。

本発明では、疲労が問題となる、機械的または溶接による後処理で疲労強度向上対策が実施できない内側溶接止端部またはルート部に低温変態溶接金属を形成させ、該低温変態溶接金属の変態膨張により圧縮残留応力を溶接止端部またはルート部に導入させる。そのためには、変態終了後の熱収縮を小さくする必要がある。変態開始温度の上限である400は、これを上回る変態開始温度では、変態終了後の熱収縮が大きくなり、変態膨張時に導入された圧縮応力が消失してしまうため、この値を設定した。一方、下限の175は、これを下回る変態開始温度にしても、その効果はほぼ同じであること、また、175を下回るような変態開始温度を得るためにには、本発明の限定範囲を上回る合金元素料を添加しなければならず、溶接材料製造コストの点、さらには、高温割れを発生する危険が高くなってくるため、この値を設定した。10

## 【0032】

## 「熱処理工程における熱処理方法」

次に、熱処理型における、熱処理方法について述べる。

溶接継手を熱処理する方法としては、ガスバーナーによる加熱、電気ヒーターによる通電加熱、あるいは、構造物全体を熱処理路に入れる、などの方法が考えられる。本発明では通電加熱または誘導加熱による熱処理方法が好ましい。通電加熱または誘導加熱と、ガスバーナーや電気ヒーターによる加熱とでは、次の点で大きく異なる。20

## 【0033】

通電加熱は、溶接継手に電流を流し、そのとき発生するジュール熱を用いて加熱する方法であり、誘導加熱は渦電流を発生させ、それを用いて加熱する方法で、熱は溶接継手内部に発生する。一方、ガスバーナーなどは、継手表面から熱伝導により継手内部に熱がつたわる。本発明が対象としているのは、構造上、機械的または溶接による後処理ができない内側溶接止端部またはルート部の疲労であるため、熱処理を行なう場合も、ガスバーナーなどで直接あぶることはできない。そのため、低温変態溶接金属を熱処理でオーステナイトに再変態させるためには、熱が低温変態溶接金属に伝導するまで加熱し続ける必要がある。このため、低温変態溶接金属のみならず、そのまわりの部分も相当加熱されてしまう。これは、熱処理の効率が悪いだけでなく、熱処理時に大きな残留応力を新たに発生させてしまう危険が出てくることを意味する。それに対して、通電加熱や誘導加熱は、内部発熱のため、熱が伝導し低温変態溶接金属まで熱が伝達するという問題が少なく、新たに残留応力が発生するというような問題は、ガスバーナー加熱などの場合よりも少ない。よって、本発明では、通電加熱または誘導加熱を用いることが望ましい。30

## 【0034】

## [溶接金属(低温変態)の成分：第1の溶接工程]

次に、第1の溶接工程で用いる、低温変態する溶接金属の成分を限定した理由について述べる。

本発明では、低温変態溶接金属として、Niを主体とした成分系と、CrおよびNiの両方を主体とした成分系を提供している。本発明では、前者をNi系、後者をCr-Ni系と呼ぶことにする。なお、以下の説明において、各元素の含有量を示す「%」は、特に指定の無い限り、「質量%」を表す。

## 【0035】

## 「Ni系の成分」

まず、Ni系について、その成分範囲の限定理由について説明する。

## 【0036】

(C:炭素) 0.01~0.15%

50

Cは、それを鉄に添加することによりMs温度を下げる働きをする。しかし、その一方で、過度の添加は、溶接金属の靭性劣化および溶接金属割れの問題を引き起こすため、その上限を0.15%とした。しかし、Cが無添加の場合は、マルテンサイトが得られにくく、また他の高価な元素のみで残留応力低減を図らなければならず、経済的とはいえない。Cを0.01%以上添加する場合に限定したのは、安価な元素であるCを利用し、その経済メリットが出る最低限の値として設定した。なお、Cの上限は、溶接金属割れの観点から、より好ましくは0.10%に設定することが望ましい。

## 【0037】

(Si:ケイ素) 0.2~0.8%

Siは、脱酸元素として知られる。Siは、溶接金属の酸素レベルを下げる効果がある。特に溶接施工中においては、溶接中に空気が混入する危険性があるため、Si量を適切な値にコントロールすることはきわめて重要である。まず、Siの下限についてであるが、Si量として0.2%に満たない場合、低温変態溶接材料のSi量も低いことになる。この場合、脱酸効果が薄れ溶接金属中の酸素レベルが高くなりすぎ、機械的特性、特に靭性の劣化を引き起こす危険性がある。そのため、本発明では、その下限を0.2%とした。一方、過度のSi添加も靭性劣化を発生せしめるため、その上限を0.8%とした。

## 【0038】

(Mn:マンガン) 0.4~2.0%

Mnは、強度を上げる元素として知られる。Mnの下限0.4%は、強度確保という効果が得られる最低限の値として設定した。一方、過度の添加は、これ以上の添加を行っても、特に疲労強度向上が期待できないため、上限を2.0%に設定した。

## 【0039】

(P:リン) 0.03%以下

(S:硫黄) 0.02%以下

PおよびSは、本発明では不可避的不純物である。しかし、これら元素は、溶接金属に多く存在すると、靭性が劣化するため、その上限をそれぞれ0.03%、0.02%とした。

## 【0040】

(Ni:ニッケル) 7.0~11.5%

Niは、単体でオーステナイト、すなわち面心構造を持つ金属であり、溶接金属に添加することにより、オーステナイトの状態をより安定な状態にする元素である。鉄そのものは、高温域でオーステナイト構造になり、低温域でフェライトすなわち体心構造になる。Niは、それを添加することにより、鉄の高温域における面心構造をより安定な構造にするため、無添加の場合に比べ、より低温域においても面心構造となる。このことは、体心構造に変態する温度が低くなることを意味する。Niの下限7.0%は、残留応力低減効果が現れる最低限の添加量という意味で決定した。Niの上限11.5%は、残留応力低減の観点からは、これ以上添加してもあまり効果が変わらない上、これ以上添加するとNiが高価であるという経済的デメリットが生じてくることに加え、高温割れの危険性が生じてくるためである。なお、Niの下限は、確実に疲労強度を向上させるために、より好ましくは8.0%に設定することが望ましい。

以上が本発明におけるNi系の必須成分に対する限定理由である。

## 【0041】

なお、Ni系については、上記必須成分以外にも、必要に応じて以下の成分を選択的に添加することができる。

## 【0042】

(Cu:銅) 0.05~0.4%

Cuは、溶接材料がワイヤである場合は、それにメッキすることにより通電性をよくする効果があるため、溶接作業性を改善するために有効な元素である。しかし、過度の添加は、作業性改善の効果が飽和してくること、さらには、ワイヤ製造コストを上げるため産業上も好ましくはない。Cuの上限0.4%、はこのような理由により設定した。一方、

10

20

30

40

50

Cuの下限0.05%は、通電性をよくする効果が得られる最低限の値として設定した。

#### 【0043】

(Nb:ニオブ) 0.005~0.1%

Nbは、溶接金属中においてCと結合し、炭化物を形成する。Nb炭化物は、少量で母材および溶接金属の強度を上げる働きがあり、従って、有効利用することの経済メリットは大きい。しかし、一方で、過度の炭化物形成は過大な析出硬化が発生するため、自ずと上限が設定される。Nbの下限は、炭化物を形成せしめ、強度増加効果が期待できる最低の値として0.005%に設定した。また、Nbの上限は、強度増加が著しいことによる溶接割れの問題、かつ、溶接割れの問題を回避できたとしても、強度増加効果が飽和してくるために0.1%とした。

10

#### 【0044】

(V:バナジウム) 0.01~0.5%

Vも、Nbと同様な働きをする元素である。しかし、Nbと異なり、同じ析出効果を期待するためには、Nbよりも添加量を多くする必要がある。このため、V添加の下限0.01%は、添加することにより析出硬化が期待できる最低値として設定した。また、Vの上限は、これより多く添加すると析出硬化が顕著になりすぎ、また、過度の添加を実施しても、疲労向上効果の観点からは改善が飽和し、さらには、過度の析出硬化のため、溶接割れの問題が発生してくることから、0.5%とした。

#### 【0045】

(Ti:チタン) 0.005~0.1%

20

Tiも、Nb、V同様、炭化物を形成し析出硬化を生じせしめる。しかし、Vの析出硬化がNbのそれと違っていたように、Tiの析出硬化もまたNb、Vとは異なる。そのため、Tiの添加量の範囲も、Nb、Vと異なった範囲が設定される。Ti添加量の下限0.005%は、その効果が期待できる最低量として、また、Tiの上限の0.1%は、これを超えて添加すると、疲労強度向上効果が飽和し、また、過度の析出効果により割れの問題も発生するため、この値を設定した。

#### 【0046】

(Cr:クロム) 0.1~3.0%

Crは、Nb、V、Tiと同様、析出硬化元素である。また、CrはMs温度を低減する効果も合わせ持つので、有効活用すべき元素である。しかし、本発明における低温変態溶接金属は、主としてNi添加によりMs温度低減を達成しているため、Cr添加量はNiより少なくすべきである。過度のCr添加は、必ずしも残留応力低減効果を向上させず、また、Crが高価であるため産業上好ましくはない。Cr添加量の下限0.1%は、これを添加し、残留応力低減効果が得られる最低限の値として設定した。また、Cr添加量の上限3.0%は、Ni系については、Ms温度がNi添加により、すでに低減されていること、他の析出元素により強度も確保されることから、これ以上添加しても残留応力低減効果があまり変わらなくなることにより設定した。

30

#### 【0047】

(Mo:モリブデン) 0.1~2.0%

Moも、Cr同様の効果を持つ元素である。しかし、Moは、Cr以上に析出硬化が期待できる元素である。そのため、添加範囲はCrよりも狭く設定した。下限の0.1%は、Mo添加の効果が期待できる最低限の値として設定した。また、Moの上限の2.0%は、これ以上添加しても、疲労強度向上効果が飽和してくるために設定した。

40

#### 【0048】

以上が本発明のNi系における成分限定理由である。なお、Ni系については、変態開始温度を主としてNiで達成しているため、高温割れ防止の観点からは、Ni系低温変態溶接金属の変態開始温度の下限を200℃に設定することが望ましい。

#### 【0049】

「Cr-Ni系の成分」次に、Cr-Ni系について、その成分範囲の限定理由について説明する。

50

## 【0050】

(C : 炭素) 0.005 ~ 0.10%

Cは、それを鉄に添加することにより、Ms温度を下げる働きをする。しかし、その一方で、過度の添加は、溶接割れの問題や韌性劣化の問題を引き起こし、また、本発明におけるCr-Ni系では、CrおよびNi添加でMn温度をかなり下げているので、Cの上限はNi系より低く設定すべきである。このため、Cr-Ni系におけるCの上限は、高温割れ防止および韌性の観点から、その上限を0.10%とした。しかし、Cが無添加の場合は、マルテンサイトが得られにくく、また他の高価な元素のみで残留応力低減を図らなければならず経済的とはいえない。Cを0.005%以上添加する場合に限定したのは、安価な元素であるCを利用し、その経済メリットが出る最低限の値として設定した。

10

## 【0051】

(Si : ケイ素) 0.1 ~ 0.7%

Siは、脱酸元素として知られる。特に、溶接金属では、溶接中に空気が混入する危険性があるため、Si量を適切な値にコントロールすることはきわめて重要である。まず、Siの下限についてであるが、低温変態溶接金属のSi量が0.1%に満たない場合、低温変態溶接材料のSi量もそれだけ低いことを意味し、脱酸効果が薄れて低温変態溶接金属中の酸素レベルが高くなりすぎ、機械的特性、特に韌性の劣化を引き起こす危険性がある。そのため、低温変態溶接金属のSi量の下限を0.1%とした。なお、Siは脱酸効果以外にも、溶接時の作業性を改善する効果があるので、Siの下限は0.30%とすることがより好ましい。一方、0.7%を上回るSi添加を行っても、作業性改善効果は飽和してくるので、その上限を0.7%とした。

20

## 【0052】

(Mn : マンガン) 0.1 ~ 2.0%

Mnは、一般的には強度を上げる元素として用いられるが、本発明におけるCr-Ni系では、Crなどにより、その効果は既に得られている。そのため、Mnの添加は、Siと同じ、主として脱酸効果を目的とする。Mnの下限0.1%は、脱酸効果が得られる最低限の値として設定した。一方、上限の2.0%は、これ以上の添加を行っても、脱酸効果が飽和してくるため、上限を2.0%に設定した。

## 【0053】

(P : リン) 0.03%以下

30

(S : 硫黄) 0.02%以下

PおよびSは、本発明では不可避的不純物である。しかし、これら元素は、母材および溶接金属に多く存在すると、韌性が劣化するため、その上限をそれぞれ0.03%、0.02%とした。

## 【0054】

(Ni : ニッケル) 4.0 ~ 8.0%

Niは、単体でオーステナイトすなわち面心構造を持つ金属である。鉄そのものは、高温域でオーステナイト構造になり、低温域でフェライト、すなわち体心構造になる。Niは、それを添加することにより、鉄の高温域における面心構造をより安定な構造にするため、無添加の場合に比べ、より低温度域においても面心構造となる。このことは、体心構造に変態する温度が低くなることを意味する。また、Niは、それを添加することにより溶接金属の韌性を改善するという効果を持つ。Cr-Ni系低温変態溶接金属におけるNi添加量の下限4.0%は、残留応力低減効果が現れる最低限の添加量および韌性確保の観点から決定した。Ni添加量の上限8.0%は、Cr系溶接ワイヤにおいては、次に述べるCr添加により、ある程度Ms温度が低減されていること、および、残留応力低減の観点からは、これ以上添加してもあまり効果が変わらない上、これ以上添加するとNiが高価であるという経済的デメリットが生じてくるため、この値を設定した。

40

## 【0055】

(Cr : クロム) 8.0 ~ 15.0%

Crは、Niと異なり、フェライトフォーマーである。しかし、Crは、それを鉄に添

50

加すると、高温度域ではフェライトであるものの、中温度域ではオーステナイトを形成し、さらに温度が低くなると再びフェライトを形成する。実際は、低い温度側のフェライトは一般的に得られず、マルテンサイトが得されることになる。これは、Crを添加することとの利点が、焼入性の増加であることが原因である。すなわち、Crを添加することによるマルテンサイト変態は、焼入性が増加することによるフェライト変態が生じない点と、Ms温度そのものが低くなるという2つの点が存在する。これら両方の効果を満たしながら、残留応力を低減するための変態膨張を有効利用するCr添加範囲として、下限8.0%を設定した。また、Crの上限15.0%は、これを上回る量を添加すると変態温度が低くなりすぎ、変態膨張量が小さくなるため、疲労強度向上効果が減少する傾向がでてくるため、この値を設定した。

10

以上が、本発明におけるCr-Ni系の必須成分の限定理由である。

#### 【0056】

本発明におけるCr-Ni系には、以下の元素を選択的に添加することができる。以下の成分を添加する目的は、必ずしも疲労強度向上を目的としたものではないが、添加するかどうかの判断は、溶接関係者ならば容易に判断することができる。

#### 【0057】

(Cu:銅) 0.05~0.4%

Cuは、低温変態溶接材料がワイヤの場合、それにメッキすることにより通電性をよくする効果があることから、溶接作業性を改善するために有効な元素である。Cuの下限0.05%は、低温変態溶接金属中のCuがこれを下回る場合、ワイヤにメッキされたCuの量もそれだけ低いことになり、通電性増加による作業性改善のために必要な最低限の値として設定した。しかし、Cuの過度の添加は、作業性改善の効果がないだけでなく、ワイヤ製造コストを上げるため、産業上も好ましくはない。Cuの上限0.4%はこのような理由により設定した。なお、低温変態溶接材料が手棒の場合、Cuをメッキすることは特に、必要とはならない。低温変態溶接材料にCuを添加するかどうかは、本発明では、Cuが選択元素であるため、疲労強度向上対策だけではなく、作業性の観点から選択してもよいものであり、溶接関係者であれば、Cu添加すべきかどうかは容易に判断できる。

20

#### 【0058】

(Nb:ニオブ) 0.005~0.1%

Nbは、溶接金属中においてCと結合し、炭化物を形成する。Nb炭化物は、少量で溶接金属の強度を上げる働きがあり、従って、有効利用することの経済メリットは大きい。しかし、一方で、過度の炭化物形成は、強度が高くなりすぎて溶接割れの問題や靭性劣化が発生するため、自ずと上限が設定される。Nbの下限は、炭化物を形成せしめ、強度増加効果が期待できる最低の値として0.005%と設定した。また、Nbの上限は、割れの問題を防ぎ、靭性劣化による溶接部の信頼性が損なわれない値として0.1%とした。

30

#### 【0059】

(V:バナジウム) 0.05~0.5%

Vも、Nbと同様な働きをする元素である。しかし、Nbと異なり、同じ析出効果を期待するためには、Nbより添加量を多くする必要がある。V添加の下限0.01%は、添加することにより析出硬化が期待できる最低値として設定した。Vの上限を設定した理由は、Nbの場合と同じで、これより多く添加すると、析出硬化が顕著になりすぎて靭性劣化を引き起こす、過度の硬化により溶接割れを引き起こすという観点から、上限を0.5%とした。

40

#### 【0060】

(Ti:チタン) 0.005~0.1%

Tiも、Nb、Vと同様、炭化物を形成して析出硬化を生じせしめる。しかし、Vの析出硬化がNbのそれと違っていたように、Tiの析出硬化もまたNb、Vとは異なる。そのため、Tiの添加量の範囲も、Nb、Vと異なった範囲が設定される。Ti添加量の下限0.005%は、その効果が期待できる最低量として、また、上限の0.1%は靭性劣化や過度の鋼による溶接割れを防止する観点から決定した。

50

**【 0 0 6 1 】**

( M o : モリブデン ) 0 . 1 ~ 2 . 0 %

M o も、Nb、V、Ti 同様析出硬化が期待できる元素である。しかし、M o は、Nb、V、Ti と同等な効果を得るために Nb、V、Ti 以上に添加する必要がある。M o 添加量の下限 0 . 1 % は、析出硬化による降伏強度増加が期待できる最低値として設定した。また、M o の上限の 2 . 0 % は、これ以上添加しても疲労強度向上率が飽和してくるため、この値を設定した。

**【 0 0 6 2 】**

「疲労強度を向上させるための後処理」

次に、溶接を行った側の内側溶接止端部に対する、疲労強度向上対策法を限定した理由について述べる。

10

**【 0 0 6 3 】**

本発明は、機械的な処理等による疲労強度向上対策が実施できない内側溶接止端部やルート部の疲労強度向上方法に関するものである。そのため、溶接を行った側の溶接止端部は、必ずしも本発明の対象にはならない。しかしながら、疲労き裂は、ある部位の疲労強度を向上させることができるようになると、別の部位の疲労強度が継手全体の疲労強度を決定するようになる。そのため、本発明者らは、機械的または溶接による後処理で疲労強度向上対策が実施できない側の内側溶接止端部またはルート部の疲労強度を向上させた後に、さらに、反対側の溶接止端部の疲労強度向上対策を提供することは、産業上有意義と考えた。

20

**【 0 0 6 4 】**

疲労強度向上対策は、大きく分けて、残留応力を低減する方法と応力集中を緩和する方法に大別される。残留応力を低減する方法の一例として、構造物全体を均一に加熱し、その後、徐々に冷却する方法がある。しかしながら、この方法では、せっかく低温変態溶接金属により導入された圧縮残留応力が消失してしまうので、疲労強度向上対策といつても、無制限に適用することはできない。本発明では、低温変態溶接金属が導入した残留応力に影響を与えないような疲労強度向上対策に限定する必要がある。

**【 0 0 6 5 】**

本発明においては、第 2 の溶接工程において形成される、溶接を行った側の溶接ビードの両側の外側溶接止端部 2 2 ( 4 2 ) の一方または両方 ( 図 1、2 中の符号 2 2 a、2 2 b、4 2 a、4 2 b を参照 ) に対して、グラインダー処理などの機械加工による後処理を施すことにより、該後処理を施した外側溶接止端部 2 2 ( 4 2 ) の形状を溶接ままの状態よりも滑らかに加工する、機械的な後処理を行う方法とすることができる。

30

**【 0 0 6 6 】**

グラインダー処理などによる機械加工による後処理で、溶接止端部を溶接ままの状態よりも滑らかに加工する方法は、応力集中を緩和する方法で、低温変態溶接金属が導入した残留応力に影響をあまり与えないため、本発明が対象としている継手へ適用する疲労強度向上方法として好ましい方法である。

**【 0 0 6 7 】**

また、本発明では、溶接を行った側の溶接ビードの両側の外側溶接止端部 2 2 ( 4 2 ) の一方または両方に対して、ショットピーニング、超音波ピーニング、エアーピーニングなどのピーニング処理による後処理を施すことにより、該後処理を施した外側溶接止端部 2 2 ( 4 2 ) の形状を溶接ままの状態よりも滑らかに加工するとともに、外側溶接止端部 2 2 ( 4 2 ) に対して圧縮残留応力を導入する、機械的な後処理を行う方法とすることができる。

40

**【 0 0 6 8 】**

超音波ピーニングなどのピーニング処理の後処理による疲労強度向上対策は、応力集中を緩和する効果に加え、処理した部分に圧縮の残留応力を導入するため、疲労向上効果は、一般的にグラインダー処理の場合よりも大きい。また、低温変態溶接金属が導入した残留応力に影響をあまり与えないため、本発明が対象としている継手へ適用する疲労強度向

50

上方法として好ましい方法である。

**【0069】**

また、本発明では、溶接ビードの両側の外側溶接止端部22(42)の一方または両方に対して、溶加材を用いないTIG溶接(TIGなめ付け溶接)を施すことにより、該TIG溶接を施した外側溶接止端部22(42)の形状を溶接ままの状態よりも滑らかに加工する、溶接による後処理を行う方法とすることができる。

**【0070】**

TIGなめ付け溶接は、溶接材料を用いず、溶接アーク熱で継手表面を再溶融させ、溶接止端部などの応力集中を緩和させる方法である。一般に、溶接継手に熱を加える方法は、低温変態溶接金属により導入された圧縮残留応力を消失させてしまう可能性があるため、その使用には注意が必要である。しかし、TIGなめ付け溶接は、熱を加える方法であっても、少入熱で充分な応力手中の緩和を達成することができるため、本発明が対象としている継手への適用が可能な、好ましい方法である。なお、本発明における熱処理型の疲労強度向上方法において、この方法を適用する場合には、熱処理前にTIGなめ付け溶接を実施すれば、低温変態溶接金属により導入される圧縮残留応力の消失の問題はまったくなくなるので、熱処理型の場合は、熱処理前にTIGなめ付け溶接による処理を行うことが望ましい。

10

**【0071】**

また、本発明では、溶接ビードの両側の外側溶接止端部22(42)の一方または両方に対して、第1の溶接工程において用いられる溶接金属と同等の成分並びに変態開始温度とされた溶接金属である溶接ビード(化粧ビード)を形成する後処理を施すことにより、該後処理を施した外側溶接止端部22(42)に対して圧縮残留応力を導入する、溶接による後処理を行う方法を採用することができる。

20

**【0072】**

第1の溶接工程における低温変態溶接金属を形成したものと同じ溶接材料を用いて、溶接を実施した側の溶接止端部に対して化粧ビードを形成する方法は、溶接量が少なく、溶接継手に対して投与する熱量を低く抑えることができるため、本発明が対象としている継手への適用が可能な、好ましい方法である。しかし、この方法は、残留応力をコントロールする方法であり、一方、同じ熱を継手に与える上記TIGなめ付け溶接の方法は、応力集中を緩和させる方法で、疲労強度向上の手法が異なる。そのため、本発明における熱処理型の疲労強度向上方法では、TIGなめ付け溶接の方法は、熱処理前、熱処理後、どちらでも実施可能であるが、化粧ビードを形成させる方法は、熱処理後に実施する必要がある。熱処理前に化粧ビードを形成させると、熱処理時に化粧ビードが形成した圧縮残留応力が消失してしまうためである。もし、熱処理前に化粧ビードを形成させる場合は、熱処理時には、第1の溶接工程時に形成した低温変態溶接金属と化粧ビードの溶接金属の両方をオーステナイトまで再変態させるような熱処理条件を設定する必要があるが、この場合、加熱幅が広くなるため、熱処理による残留応力や、変形が導入される危険性が増していく。そのため、本発明では、熱処理型の疲労強度向上方法を採用する場合、化粧ビードは、熱処理後に実施することが望ましい。

30

**【0073】**

以上説明したように、本発明の溶接継手の製造方法によれば、溶接継手の構造上、あるいは溶接構造物の構造上の問題から、機械的または溶接による後処理のできない構造の直接機械的処理が実施できない内側溶接止端部あるいはルート部が存在する場合でも、溶接継手の疲労強度向上を図ることができるとともに、溶接構造物全体の寿命を向上でき、あるいは、既設の溶接構造物に対しては、補修をすることにより溶接構造物の延命を図ることができ、産業上の意義はきわめて大きい。

40

**【実施例】**

**【0074】**

以下、本発明に係る溶接継手の製造方法の実施例を挙げ、本発明をより具体的に説明するが、本発明は、もとより下記実施例に限定されるものではなく、前、後記の趣旨に適合

50

し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

### 【0075】

#### [実施例1]

実施例1は、非加熱型の疲労強度向上対策の実施例である。

まず、片側からの溶接しかできない構造物として、図4に示すような構造体を溶接にて組み立てた。そのときの溶接部の様子は、図5に示すような状態であった。非加熱型の場合、溶接パス数は2パスに限定されているため、図4における上部の板厚は6mmに設定した。また、図5の継手を作製するために、種々の溶接材料を試作し、まず、第1の溶接工程として、図5に示すような、機械的な疲労向上対策ができない側の内側溶接止端部にビードを形成させた。その後、第2の溶接工程として、2パス目の溶接ビード（外側溶接止端部）を作製した。  
10

用いた溶接方法は、手溶接（SMAW）、炭酸ガス溶接（GMAW）の2種類で、そのときの溶接条件は以下のとおりである。

1パス目 SMAW ; 130A - 23V - 14cm / 分

2パス目 SMAW ; 140 ~ 190A - 25 ~ 30V

1パス目 GMAW ; 200A - 27V - 23cm / 分

2パス目 GMAW ; 250A - 31V - 18.5cm / 分

なお、2パス目 SMAW の溶接条件に関しては、再変態した場合やしない場合、さらには未溶融部分が残らない又は未溶融部の一部しかオーステナイト変態しない実施例も作製するため、入熱量を変更する目的で、上記のような範囲の電流および電圧を選択し、溶接速度をさらに制御して入熱量を変化させるようにした。のちに示す実施例の表では、2パス目 SMAW に関しては入熱量を記載している。また、2パス目溶接材料については、1パス目と同じ溶接材料を用いた場合と、通常の溶接材料、すなわち、強度レベルが490MPaから780MPaの範囲の溶接材料を選択した場合とがある。いずれの場合も、溶接条件は上記条件を採用した。なお、2パス目の溶接条件は、1パス目に形成された溶接金属に熱影響を与える、オーステナイトに再変態させることが目的であるため、これが達成されれば上記溶接条件に限定されるものではない。また、通常溶接材料としては、その成分（溶着金属成分）が以下のものを使用した。  
20

490MPa級 SMAW ; C : 0.07%、Si : 0.62%、Mn : 1.2%、P : 0.011%、S : 0.006%

490MPa級 GMAW ; C : 0.10%、Si : 0.52%、Mn : 1.2%、P : 0.010%、S : 0.008%

590MPa級 SMAW ; C : 0.07%、Si : 0.40%、Mn : 1.2%、P : 0.011%、S : 0.006%、Ni : 0.76%、Mo : 0.23%

590MPa級 GMAW ; C : 0.07%、Si : 0.38%、Mn : 1.4%、P : 0.005%、S : 0.008%、Mo : 0.35%

780MPa級 SMAW ; C : 0.05%、Si : 0.44%、Mn : 1.4%、P : 0.011%、S : 0.008%、Ni : 2.56%、Mo : 0.51%、Cr : 0.18%  
30

780MPa級 GMAW ; C : 0.07%、Si : 0.54%、Mn : 1.3%、P : 0.006%、S : 0.007%、Ni : 2.26%、Mo : 0.48%

このときの溶接材料としては、第1の溶接工程と同じ溶接材料を用いた場合や、590MPa級の溶接材料を用いた場合など、種々のものを用いた。そして、このような溶接継手をいくつか作製し、そのうちの一部は、第1の溶接工程で作製された溶接金属の成分分析、変態開始温度測定、ミクロ組織観察によるオーステナイトまでの再変態の判断に用い、残りは、疲労試験用の試験体とした。  
40

### 【0076】

図6は、疲労試験を行った際の荷重負荷方向を示した模式図であり、図6中の矢印が荷重負荷方向を示す。疲労試験は、4点曲げ試験を行い、疲労荷重は、第1の溶接工程で形  
50

成された溶接金属の内側溶接止端部に歪ゲージを貼り付けて測定した。なお、歪ゲージを貼り付けることができたのは、試験体であるからであり、実際の溶接構造物の場合は、歪ゲージでの応力測定は難しいものと考えられる。

【 0 0 7 7 】

下記表1は、第1の溶接工程で形成された溶接金属の成分および変態開始温度の測定結果である。溶接金属成分は、溶接後、形成された溶接金属から直接成分分析用試験片を採取することにより測定した。また、変態開始温度は、溶接後形成された溶接金属からフォーマスター試験を採取して変態開始温度を測定した結果を載せている。すなわち、溶接金属から丸棒形状の試験片を採取し、加熱冷却を行い、それぞれの温度における試験片長さを測定することで溶接金属の膨張収縮を測定、これにより変態開始温度を決定した。表1のうち、番号1～14は、溶接金属成分や変態開始温度が本発明の範囲内にあるものである。本発明は、疲労強度の向上方法に関するものであるため、溶接金属成分と変態開始温度が本発明の範囲内にあるだけでは、必ずしも本発明例になるわけではない。しかし、参考のため、下記表1では、成分および変態開始温度が本発明の範囲内にあるものを本発明例と記載した。下記表1の番号1～14の成分をみればわかるように、下記表1に示した溶接金属の成分は、本発明におけるNi系の成分に関する例である。

10

【 0 0 7 8 】

また、下記表1のうち、番号51～59は、本発明の範囲外のものであるが、一部、変態開始温度が記載されていないものがある。これらは、溶接金属に割れが発生したため、変態開始温度は、割れが発生していない部分を選択して試験片を採取し測定した。番号51は、Cが0.20%と本発明の範囲を上回り、溶接割れ（高温割れ）が発生した。番号52は、Niが本発明の範囲外であり、番号51と同様、溶接割れが発生した。番号56は、Nbが本発明の範囲外であり、強度が高くなりすぎることにより溶接割れ（低温割れ）が発生した。番号57はVが本発明の範囲外であり、番号56と同様、溶接割れが発生した。番号59は、Tiが本発明の範囲外であり、番号56、57と同様、溶接割れが発生した。番号59は、Siが本発明の範囲外であり、溶接割れは発生しなかったが、脱酸不足のため、欠陥が発生した。

20

本発明の範囲内である番号1～14は、割れや欠陥が発生せず、かつ、変態開始温度が本発明の範囲内にあったものである。なお、比較例の番号53、54、55、58は、割れなどの問題はなかったが、成分が本発明の範囲外であり、そのため、変態開始温も本発明の範囲外であるものである。これらの評価は、疲労試験の結果から判断すべきである。

30

【 0 0 7 9 】

【表1】

番号	第1の溶接工程における溶接金属の化学成分(質量%)								変態開始温度 (°C)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo		
1	0.02	0.30	1.8	0.012	0.008	11.3				307 本発明例
2	0.14	0.70	0.43	0.010	0.006	7.2				347 本発明例
3	0.10	0.55	1.85	0.011	0.009	8.3				330 本発明例
4	0.05	0.45	0.85	0.009	0.005	9.3	2.5			304 本発明例
5	0.03	0.52	0.53	0.009	0.005	8.1	1.8			368 本発明例
6	0.04	0.48	0.65	0.010	0.006	10.9			0.018	313 本発明例
7	0.05	0.45	0.84	0.009	0.005	9.3			0.4	355 本発明例
8	0.12	0.25	1.25	0.011	0.012	8.2			0.26	336 本発明例
9	0.05	0.68	1.35	0.012	0.006	9.3				0.015 本発明例
10	0.08	0.51	1.21	0.009	0.005	8.8	0.5	0.4		340 本発明例
11	0.07	0.49	0.73	0.010	0.007	10.5	0.3	0.2	0.007	320 本発明例
12	0.04	0.32	0.45	0.016	0.008	11.2	1	0.45	0.012	289 本発明例
13	0.05	0.45	0.8	0.009	0.006	9.3	2.5			281 本発明例
14	0.13	0.45	1.35	0.010	0.005	10.8	0.8	0.2		305 本発明例
										215 本発明例
51	0.20	0.44	0.85	0.018	0.009	11.3				171 比較例(割れ発生)
52	0.14	0.59	0.59	0.011	0.008	13.4				150 比較例(割れ発生)
53	0.13	0.35	1.35	0.019	0.007	10.5	8.5			79 比較例
54	0.02	0.48	0.55	0.016	0.010	6.8				461 比較例
55	0.15	0.34	1.82	0.019	0.008	11.5	4.5			105 比較例
56	0.15	0.70	1.85	0.017	0.012	11.3	0.8	0.18		168 比較例(割れ発生)
57	0.14	0.65	1.65	0.018	0.007	10.9	0.3	1.5	0.77	172 比較例(割れ発生)
58	0.005	0.45	0.45	0.015	0.009	8.1				434 比較例
59	0.15	0.53	1.33	0.021	0.018	11.4	0.75	1.3	0.30	153 比較例(割れ発生)
60	0.15	0.06	0.63	0.014	0.008	11.2	0.92	1.9	0.2	167 比較例(欠陥発生)

表1

【0080】

下記表2には、表1と同様に、図4に示すような試験体を、図5に示すような溶接継手

で作製したときの、第1の溶接工程で形成された溶接金属の成分および変態開始温度を示した。なお、図4、5では、左右に溶接継手が存在するが、同じ溶接条件で継手を作製した。下記表2において、番号101～116は本発明の範囲内にある溶接金属であるが、表1同様、本発明は、疲労強度の向上方法に関するものであるため、溶接金属成分と変態開始温度が本発明の範囲内にあるだけでは、必ずしも本発明例になるわけではない。しかし、参考のため、下記表2でも、成分および変態開始温度が本発明の範囲内にあるものを本発明例と記載している。また、番号151～162は、本発明における比較例である。このうち、番号152、155、160、161、162は、溶接金属に割れや欠陥が発生した例であり、変態開始温度は、割れが発生していない溶接金属部分を選択して測定した。その他の比較例は、割れなどが発生していないが、溶接金属の成分が本発明の範囲外であるために、変態開始温度が本発明の範囲外になっている。

【0081】

【表2】

番号	第1の溶接金属における溶接金属の化学成分(質量%)								変態開始温度 (℃)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo		
101	0.02	0.30	1.12	0.012	0.008	4.5	8.5		363	本発明例
102	0.04	0.45	1.23	0.010	0.006	5.3	12.5		234	本発明例
103	0.03	0.51	0.78	0.011	0.009	4.1	14.3		248	本発明例
104	0.01	0.25	0.44	0.009	0.005	4.5	13.6		279	本発明例
105	0.05	0.52	0.83	0.009	0.005	7.5	8.5		239	本発明例
106	0.03	0.48	0.65	0.010	0.006	6.3	12.2		223	本発明例
107	0.09	0.24	0.48	0.009	0.005	5.3	8.3		296	本発明例
108	0.04	0.36	1.36	0.011	0.009	5.9	10.7	1.8	210	本発明例
109	0.02	0.13	0.58	0.012	0.011	5.3	12.7	0.07	265	本発明例
110	0.03	0.35	0.76	0.012	0.009	4.8	13.3	0.35	252	本発明例
111	0.04	0.35	0.89	0.016	0.007	5.9	10.8	0.25	257	本発明例
112	0.03	0.72	0.25	0.016	0.008	4.8	12.0	0.08	272	本発明例
113	0.07	0.45	1.23	0.009	0.006	5.3	10.5	0.03	239	本発明例
114	0.03	0.41	1.03	0.010	0.005	7.2	12.2	0.4	182	本発明例
115	0.05	0.50	0.88	0.014	0.007	5.5	10.4	0.08	264	本発明例
116	0.04	0.58	0.73	0.017	0.006	4.9	12.3	0.4	244	本発明例
151	0.14	0.45	1.69	0.009	0.005	7.1	12.4		93	比較例
152	0.20	0.43	1.77	0.009	0.005	6.6	11.4		81	比較例(割れ発生)
153	0.03	0.35	0.45	0.019	0.015	6.5	2.5		419	比較例
154	0.02	0.45	0.55	0.019	0.015	3.0	8.4		415	比較例
155	0.09	0.58	1.51	0.019	0.017	5.8	12.8	0.28	161	比較例(割れ発生)
156	0.05	0.51	1.12	0.019	0.008	7.5	16.8		69	比較例
157	0.11	0.55	1.82	0.019	0.010	7.8	14.4		49	比較例
158	0.01	0.48	0.25	0.019	0.009	4.0	8.0		402	比較例
159	0.003	0.67	0.88	0.019	0.013	4.1	8.2		489	比較例(欠陥発生)
160	0.06	0.06	0.88	0.019	0.011	7.1	13.2	0.85	165	比較例(割れ発生)
161	0.05	0.25	1.91	0.018	0.008	5.7	14.8		166	比較例(割れ発生)
162	0.09	0.33	1.70	0.014	0.009	4.9	14.2	0.26	171	比較例(割れ発生)

表2

下記表3は、表1および表2に示す成分系の溶接金属を第1の溶接工程で形成し、図6に示すような疲労荷重を加えたときの疲労強度を示している。この際の疲労強度は、200万回疲労荷重をかけたときにも破断しない応力範囲として決定した。なお、応力範囲は、1パス目の溶接で形成された溶接金属側の近傍に疲労試験を実施する前にひずみゲージを試験体に貼り付けることにより測定した値である。ここで、疲労強度が200 MPaとは、応力範囲が0～200 MPaの範囲で、200万回繰り返し荷重を加えても破断しなかったことを意味する。この際の溶接方法は、SMAW(手溶接方法)およびGMAW(ガスシールド溶接方法)の2種類を選択した。下記表3に示す溶接方法で[1]とあるのは、第1の溶接工程のことを意味し、[2]は第2の溶接工程を意味する。第1の溶接工程で形成された溶接金属の成分は、表1および表2のもので、各継手に対する溶接金属番号([1]溶接金属番号)が下記表3に示されている。第2の溶接工程に関しては、必ずしも、第1の溶接工程と同じ溶接材料を用いているわけではなく、通常の590 MPa級の溶接材料を用いている場合もある。また、各継手に対して、第2の溶接工程で用いた溶接材料([2]の溶接材料)も下記表3に示した。さらに、マクロ試験観察により、第1の溶接工程で形成された溶接金属がオーステナイトまでに再変態されたかどうかの結果も表3に示している。

【0083】

【表3】

表3

番号	溶接方法	[1] 溶接 金属番号	[2] の溶接 材料	2 パス目入熱量 (kJ/mm)	未溶融 部分 <sup>1)</sup>	再変態 <sup>2)</sup>	疲労強度 (MPa)	備考
	[1]	[2]						
J1	SMAW	SMAW	1	590MPa	2.5	○	○	280 本発明例
J2	GMAW	SMAW	2	590MPa	2.5	○	○	260 本発明例
J3	SMAW	GMAW	3	590MPa	2.5	○	○	260 本発明例
J4	SMAW	SMAW	4	590MPa	2.5	○	○	290 本発明例
J5	SMAW	SMAW	5	590MPa	2.5	○	○	240 本発明例
J6	SMAW	SMAW	6	590MPa	2.5	○	○	280 本発明例
J7	SMAW	SMAW	7	590MPa	2.5	○	○	250 本発明例
J8	SMAW	SMAW	8	590MPa	2.5	○	○	240 本発明例
J9	SMAW	SMAW	9	590MPa	2.5	○	○	260 本発明例
J10	SMAW	SMAW	10	590MPa	2.5	○	○	270 本発明例
J11	SMAW	SMAW	11	590MPa	2.5	○	○	310 本発明例
J12	SMAW	SMAW	12	590MPa	2.5	○	○	330 本発明例
J13	SMAW	SMAW	13	590MPa	2.5	○	○	290 本発明例
J14	SMAW	SMAW	14	590MPa	2.5	○	○	340 本発明例
J15	SMAW	SMAW	101	590MPa	2.5	○	○	260 本発明例
J16	SMAW	GMAW	102	590MPa	2.5	○	○	310 本発明例
J17	GMAW	SMAW	103	590MPa	2.5	○	○	330 本発明例
J18	SMAW	SMAW	104	590MPa	2.5	○	○	290 本発明例
J19	SMAW	SMAW	105	590MPa	2.5	○	○	310 本発明例
J20	SMAW	SMAW	106	590MPa	2.5	○	○	320 本発明例
J21	SMAW	SMAW	107	590MPa	2.5	○	○	280 本発明例
J22	SMAW	SMAW	108	590MPa	2.5	○	○	330 本発明例
J23	SMAW	SMAW	109	590MPa	2.5	○	○	300 本発明例
J24	SMAW	SMAW	110	590MPa	2.5	○	○	310 本発明例
J25	SMAW	SMAW	111	590MPa	2.5	○	○	300 本発明例
J26	SMAW	SMAW	112	590MPa	2.5	○	○	310 本発明例
J27	SMAW	SMAW	113	590MPa	2.5	○	○	330 本発明例
J28	SMAW	SMAW	114	590MPa	2.5	○	○	350 本発明例
J29	SMAW	SMAW	115	590MPa	2.5	○	○	310 本発明例
J30	SMAW	SMAW	116	590MPa	2.5	○	○	300 本発明例
J31	SMAW	SMAW	1	[1] と同じ	2.5	○	○	290 本発明例
J32	SMAW	SMAW	101	[1] と同じ	2.5	○	○	270 本発明例
J33	SMAW	SMAW	1	490MPa	2.5	○	○	270 本発明例
J34	SMAW	GMAW	1	490MPa	2.5	○	○	270 本発明例
J35	SMAW	SMAW	1	780MPa	2.5	○	○	290 本発明例
J36	SMAW	GMAW	1	780MPa	2.5	○	○	280 本発明例
J101	SMAW	SMAW	53	590MPa	2.5	○	○	220 比較例
J102	SMAW	SMAW	54	590MPa	2.5	○	○	190 比較例
J103	SMAW	SMAW	55	590MPa	2.5	○	○	230 比較例
J104	SMAW	SMAW	58	590MPa	2.5	○	○	210 比較例
J105	SMAW	SMAW	151	590MPa	2.5	○	○	200 比較例
J106	SMAW	SMAW	153	590MPa	2.5	○	○	190 比較例
J107	SMAW	SMAW	154	590MPa	2.5	○	○	190 比較例
J108	SMAW	SMAW	156	590MPa	2.5	○	○	220 比較例
J109	SMAW	SMAW	157	590MPa	2.5	○	○	180 比較例
J110	SMAW	SMAW	158	590MPa	2.5	○	○	200 比較例
J111	SMAW	SMAW	159	590MPa	2.5	○	○	190 比較例
J112	SMAW	SMAW	1	590MPa	1.8	○	×	200 比較例
J113	SMAW	SMAW	2	590MPa	1.4	○	×	210 比較例
J114	SMAW	SMAW	101	590MPa	1	○	×	220 比較例
J115	SMAW	SMAW	102	590MPa	0.9	○	×	200 比較例
J116	SMAW	SMAW	102	590MPa	4.5	×	-	200 比較例

1) 1 パス目の未溶融部が存在する場合は○、1 パス目の未溶融部が存在しなかった場合は×

2) 1 パス目の未溶融部の全てが変態した場合は○、1 パス目の未溶融部の全てが変態しなかった場合は×、1 パス目の未溶融部が存在しなかった場合は-

【0084】

表3の番号、J1～J36は、本発明の範囲内にある成分および変態開始温度の溶接金

10

20

30

40

50

属が第1の溶接工程で形成され、さらに、マクロ試験片による観察の結果、その溶接金属が、第2の溶接工程でオーステナイトまで再変態した場合の継手であり、表3からわかるように、疲労強度は、全て250MPaを上回っている。J33～J36は、第2の溶接工程で用いられた溶接材料の強度がJ1～J32と異なる場合であるが、第1の溶接工程で形成された溶接金属の再変態が達成されているため、疲労強度が向上していることが分かる。

一方、J101～J111は比較例であり、変態開始温度が本発明の範囲外であったために疲労強度は250MPaに達していないものである。このうち、J101、J103、J105、J108、J109は、表1の番号53、55、表2の番号151、156、157の溶接金属が、第1の溶接工程で形成された継手で、変態開始温後が本発明の範  
10 囲より低くなっているものである。これらの継手は、変態開始温度が低すぎ、充分な変態膨張量が得られないことから疲労強度向上効果が不十分であった例と考えられる。逆に、J102、J104、J106、J107、J110、J111は、表1の番号54、58、表2の番号153、154、158、159の溶接金属が第1の溶接工程により形成された継手で、変態開始温度が本発明の範囲を上回っていたもので、残留応力低減が不十分であったことが考えられる。さらに、J112～J115の4つの継手は、第1の溶接工程で形成された低温変態溶接金属の変態開始温度が本発明の範囲内であったにもかかわらず、マクロ観察より、2パス目の入熱量が小さかったため、低温変態溶接金属が第2の溶接工程で未溶融部の一部しかオーステナイトまで再変態していなかったことがわかった継手である。この場合、第1の溶接工程で導入された圧縮残留応力が消失し、かつ、第2の溶接工程で再度圧縮残留応力が導入されないため、疲労強度が向上しなかったものと考えられる。J116の比較例は、変態開始温度は本発明の範囲内であったが、2パス目の入熱量が不適切で、1パス目で形成された溶接金属の未溶融部分が存在せず、すべて溶融してしまった例で、疲労強度が向上しなかった例である。  
20

以上より、本発明例の場合は、全て疲労強度向上効果が確認され、産業上有意義であることが明確になった。

#### 【0085】

#### [実施例2]

実施例2は、本発明における熱処理型の疲労強度向上方法に関する実施例である。本実  
30 施例における熱処理型の方法では、第2の溶接工程の溶接パス数を2パスにするために、図3における上部の板厚を8mmと、実施例1よりも若干厚めに設定し、2パス溶接ができるようにした。溶接全体としては、第1の溶接工程で1パス、第2の溶接工程で2パス、の合計3パスである。また、熱処理の際の加熱方法としては、誘導加熱および通電加熱の2種類を選択した。誘導加熱は、20kWの2.0kHzで、通電加熱は、250Aの電流を溶接ビードに通電して実施した。

#### 【0086】

下記表4は、実施例2の結果を示している。下記表4中における、溶接方法の[1]および[2]、[1]溶接金属番号、[2]の溶接材料の意味は、表3と同様である。しかし、再変態の判断は実施例1の場合と異なり、熱処理を行った後、熱処理により再変態されたかどうかの判断である。また、疲労試験は、実施例1と同じ方法で実施し、200万回で破断しなかった応力範囲を疲労強度とした。下記表4において、番号がJ201～J230までは、第2の溶接工程で590MPa級溶接材料を用い、誘導加熱で熱処理を行ったときの本発明例で、疲労強度は全て250MPaを上回っていた。また、J231、J232は、第2の溶接工程で第1の溶接工程と同じ溶接材料を用いたときの本発明例で、疲労強度向上効果があることがわかる。また、J232～J235は、熱処理に通電加熱を用いた本発明例で、疲労強度の向上効果が認められる。J236～J239は、第1の溶接工程で形成された溶接金属はJ201と同じであるが、第2の溶接工程で用いられている溶接材料の強度が490MPaおよび780MPaと、J201と異なっている。しかし、誘導加熱により第1の溶接工程で形成された溶接金属の再変態が確実に達成されているため、疲労強度は250MPaを上回り、強度向上効果が確認された実施例である  
40  
50

【0087】

【表4】

表4

番号	溶接方法		[1] 溶接 金属番号	[2] の溶接 材料	加熱方法	未溶融 部分 <sup>1)</sup>	再変態 <sup>2)</sup>	疲労強度 (MPa)	備考
	[1]	[2]							
J201	SMAW	SMAW	1	590MPa	誘導加熱	○	○	270	本発明例
J202	GMAW	SMAW	2	590MPa	誘導加熱	○	○	270	本発明例
J203	SMAW	GMAW	3	590MPa	誘導加熱	○	○	260	本発明例
J204	SMAW	SMAW	4	590MPa	誘導加熱	○	○	280	本発明例
J205	SMAW	SMAW	5	590MPa	誘導加熱	○	○	250	本発明例
J206	SMAW	SMAW	6	590MPa	誘導加熱	○	○	270	本発明例
J207	SMAW	SMAW	7	590MPa	誘導加熱	○	○	250	本発明例
J208	SMAW	SMAW	8	590MPa	誘導加熱	○	○	240	本発明例
J209	SMAW	SMAW	9	590MPa	誘導加熱	○	○	260	本発明例
J210	SMAW	SMAW	10	590MPa	誘導加熱	○	○	270	本発明例
J211	SMAW	SMAW	11	590MPa	誘導加熱	○	○	300	本発明例
J212	SMAW	SMAW	12	590MPa	誘導加熱	○	○	340	本発明例
J213	SMAW	SMAW	13	590MPa	誘導加熱	○	○	280	本発明例
J214	SMAW	SMAW	14	590MPa	誘導加熱	○	○	330	本発明例
J215	SMAW	SMAW	101	590MPa	誘導加熱	○	○	260	本発明例
J216	SMAW	GMAW	102	590MPa	誘導加熱	○	○	310	本発明例
J217	GMAW	SMAW	103	590MPa	誘導加熱	○	○	340	本発明例
J218	SMAW	SMAW	104	590MPa	誘導加熱	○	○	270	本発明例
J219	SMAW	SMAW	105	590MPa	誘導加熱	○	○	290	本発明例
J220	SMAW	SMAW	106	590MPa	誘導加熱	○	○	320	本発明例
J221	SMAW	SMAW	107	590MPa	誘導加熱	○	○	300	本発明例
J222	SMAW	SMAW	108	590MPa	誘導加熱	○	○	310	本発明例
J223	SMAW	SMAW	109	590MPa	誘導加熱	○	○	290	本発明例
J224	SMAW	SMAW	110	590MPa	誘導加熱	○	○	310	本発明例
J225	SMAW	SMAW	111	590MPa	誘導加熱	○	○	310	本発明例
J226	SMAW	SMAW	112	590MPa	誘導加熱	○	○	330	本発明例
J227	SMAW	SMAW	113	590MPa	誘導加熱	○	○	320	本発明例
J228	SMAW	SMAW	114	590MPa	誘導加熱	○	○	340	本発明例
J229	SMAW	SMAW	115	590MPa	誘導加熱	○	○	320	本発明例
J230	SMAW	SMAW	116	590MPa	誘導加熱	○	○	300	本発明例
J231	SMAW	SMAW	1	[1] と同じ	誘導加熱	○	○	280	本発明例
J232	SMAW	SMAW	101	[1] と同じ	誘導加熱	○	○	280	本発明例
J233	SMAW	SMAW	1	590MPa	通電加熱	○	○	270	本発明例
J234	GMAW	SMAW	2	590MPa	通電加熱	○	○	270	本発明例
J235	SMAW	SMAW	101	590MPa	通電加熱	○	○	260	本発明例
J236	SMAW	SMAW	1	490MPa	誘導加熱	○	○	250	本発明例
J237	SMAW	GMAW	1	490MPa	誘導加熱	○	○	260	本発明例
J238	SMAW	SMAW	1	780MPa	誘導加熱	○	○	280	本発明例
J239	SMAW	GMAW	1	780MPa	誘導加熱	○	○	270	本発明例
J301	SMAW	SMAW	53	590MPa	誘導加熱	○	○	230	比較例
J302	SMAW	SMAW	54	590MPa	誘導加熱	○	○	200	比較例
J303	SMAW	SMAW	55	590MPa	誘導加熱	○	○	220	比較例
J304	SMAW	SMAW	58	590MPa	誘導加熱	○	○	210	比較例
J305	SMAW	SMAW	151	590MPa	誘導加熱	○	○	210	比較例
J306	SMAW	SMAW	153	590MPa	誘導加熱	○	○	200	比較例
J307	SMAW	SMAW	154	590MPa	誘導加熱	○	○	190	比較例
J308	SMAW	SMAW	156	590MPa	誘導加熱	○	○	210	比較例
J309	SMAW	SMAW	157	590MPa	誘導加熱	○	○	190	比較例
J310	SMAW	SMAW	158	590MPa	誘導加熱	○	○	200	比較例
J311	SMAW	SMAW	159	590MPa	誘導加熱	○	○	180	比較例
J312	SMAW	SMAW	1	590MPa	誘導加熱	○	×	190	比較例
J313	SMAW	SMAW	2	590MPa	誘導加熱	○	×	220	比較例
J314	SMAW	SMAW	101	590MPa	誘導加熱	○	×	210	比較例
J315	SMAW	SMAW	102	590MPa	誘導加熱	○	×	200	比較例
J316	SMAW	SMAW	1	590MPa	誘導加熱	×	-	200	比較例

1) 1 パス目の未溶融部が存在する場合は○、1 パス目の未溶融部が存在しなかった場合は×

2) 1 パス目の未溶融部の全てが変態した場合は○、1 パス目の未溶融部の全てが変態しなかった場合は×、1 パス目の未溶融部が存在しなかった場合は-

10

20

30

40

50

## 【0088】

表4のJ301～J315は、本発明における比較例であり、疲労強度は、本発明例とは異なり、250MPaに達していない。このうち、J301、J303、J305、J308、J309は、第1の溶接工程で形成された溶接金属の変態開始温度が本発明の範囲より低く、変態膨張が不十分であったため、残留応力低減が充分でなかったものと考えられる。一方、J302、J304、J306、J307、J310、J311は、第1の溶接工程で形成された溶接金属の変態開始温度が本発明の範囲より高く、残留応力低減効果そのものが小さかったものと考えられる。なお、J312～J315は、低温変態溶接金属の変態開始温度が本発明の範囲内であるが、熱処理が不十分で一部の未溶融部分しかオーステナイトまで再変態されなかったため、疲労強度向上が確認できなかったものである。表4の最後の比較例J316は、1バス目の溶接金属が2バス目の溶接ですべて溶融してしまい、未溶融部分が消失してしまった例であり、そのため疲労強度が向上しなかった例である。10

以上より、本発明例の場合は、全て疲労強度向上効果が確認され、産業上有意義であることが明確になった。

## 【0089】

## [実施例3]

本発明における実施例3は、第2の溶接工程で形成された溶接金属の外側溶接止端部に、疲労強度向上対策として後処理を施した場合の実施例である。

実施例1および実施例2では、第1の溶接工程で形成された溶接金属側の疲労強度を問題にしていたため、疲労試験は、図6に示すように、4点曲げ試験における内側の2支点の間隔を狭くし、第1の溶接工程および第2の溶接工程で形成された溶接金属止端部での応力に差をつけていた。これに対し、実施例3では、同レベルの応力を作用させるため、図7に示すように、4点曲げ試験における内側2支点の位置を、溶接継手の外側に位置するようにした。また、応力は、歪ゲージを貼り付けることにより測定した。なお、図7中の矢印は、荷重負荷方向を示すものである。20

## 【0090】

第2の溶接工程で形成された溶接金属の外側溶接止端部へ施した疲労強度向上対策は、ショットピーニング、TIGなめ付け溶接、超音波ピーニング、低温変態溶接金属の形成、グラインダー処理、局部加熱による応力除去の何れかである。なお、低温変態溶接金属形成に用いた溶接材料は、第1の溶接工程で用いた溶接材料と同じものを使用した。これらの対策のうち、ショットピーニング、超音波ピーニング、低温変態溶接金属形成は、圧縮残留応力を導入する方法であり、このうち、前記2者は、さらに止端形状の改善効果も併せ持つ。また、TIGなめ付け溶接およびグラインダー処理は、止端部形状を改善して応力集中を緩和する方法である。最後の局部加熱による応力除去とは、溶接部の引張り残留応力を消失させる方法であるが、同時に、第1の溶接工程で導入した圧縮残留応力を消失させる危険があり、本発明では比較例である。30

## 【0091】

下記表5は、実施例3の結果を示している。下記表5における継手番号は、表3の継手番号に対応しており、その継手に対して、第2の溶接工程側の外側溶接止端部に疲労強度向上対策を施したことを意味する。また、下記表5中に示す処理方法とは、そのときの疲労強度向上対策方法のことである。また、下記表5中の疲労き裂発生位置で、[1]とは、疲労き裂が第1の溶接工程側の内側溶接止端部に発生したことを、また[2]とは、第2の溶接工程側の外側溶接止端部に発生したことを意味する。40

## 【0092】

【表5】

表5

番号	継手番号	処理方法	疲労強度	疲労亀裂発生位置	備考
K1	J1	ショットピーニング	290	[1]	本発明例
K2	J1	Tigなめ付け	280	[2]	本発明例
K3	J1	超音波ピーニング	280	[1]	本発明例
K4	J1	グラインダー処理	270	[2]	本発明例
K51	J1	局所加熱による SR	210	[1]	比較例
K101	J28	ショットピーニング	340	[1]	本発明例
K102	J28	Tigなめ付け	280	[2]	本発明例
K103	J28	超音波ピーニング	350	[1]	本発明例
K104	J28	グラインダー処理	270	[2]	本発明例
K151	J28	局所加熱による SR	200	[1]	比較例

## 【0093】

表5において、番号K1～K5、K101～K105は本発明例であり、K51、K151は比較例である。K1は、疲労強度が290MPaと、表3のJ1とほぼ同じ値を示しており、また、き裂発生位置は[1]であった。これは、ショットピーニングにより、[2]の疲労強度が[1]より高くなったものと考えられる。同様の傾向が、番号K3、K4でも認められる。また、番号K2、K5は、疲労き裂は[2]のほうに発生しており、疲労強度は[1]より[2]のほうが低いものと思われるが、疲労強度そのものは、表3のJ1とほぼ同じであるため、これらの場合では、[1]と[2]はほぼ同じ疲労強度であったと考えられる。これと同様な傾向が、K101～K105に対しても認められる。

## 【0094】

K51およびK151は、局部加熱による応力除去、すなわちSRであり、加熱方法は、ガスバーナーを用いた加熱である。この場合、疲労強度は250MPaに達していない。しかも、疲労き裂は[1]側、すなわち、低温変態溶接金属が形成された内側溶接止端部から発生していた。この例においては、実施例1で示した表3の疲労強度(J1継手で280MPa、J28継手で350MPa)よりも低くなっている。この理由としては、局部加熱により第1の溶接工程側に導入された圧縮残留応力が、局部加熱で消失してしまったと考えられる。

## 【0095】

## [実施例4]

実施例4は、非加熱型の疲労強度向上対策の実施例であるが、実施例1と異なる点は、溶接パスが、3パス以上の場合についての実施例である。

実施例4では、溶接方法はSMAWを採用した。その時の試験体作製は、実施例2同様で、図4に示されている構造体を採用した。上部の板厚は実施例2と同じ8mmとした。最初の2パスの溶接は、3.2mm直径の溶接棒を用いて行い、そのときの溶接金属の成分値は、表6に示すとおりである。表6に示す通り、4種類の2パス溶接を実施した。溶接条件は、各パスとともに、120A-22V-25cm/minである。

次に、これら4種類の継手に対し、3パス目の溶接を実施した。3パス目の溶接に関しては、入熱量を変化させ、その影響を見るために、入熱量が1.5kJ/mm以上では溶接棒径が4mmのものを、それ以下では3.2mmのものを採用した。溶接条件としては、4mm棒径の場合は170A-25V、3.2mmの場合は120A-22Vとし、溶接速度を変化させることにより入熱量を調整した。その結果、実施例4で用いる継手の溶

10

20

30

40

50

接パス数は、すべて3パス溶接、実施例1で示した2パス溶接よりパス数が多い場合に対応する。

表7は、このようにして作製した試験体の疲労試験結果である。表7のうち、L1～L8は本発明例で、L51～L55は比較例である。表7に示す入熱量は3パス目の入熱量で、この3パス目溶接で1パス目の溶接金属が再変態したかどうかの判断を、試験体継手からマクロ試験片を採取し、ミクロ組織観察することにより判断した。表7からわかるように、本発明例では、すべて1パス目の溶接金属が再変態していたことを確認した。一方、比較例L51～L55では、入熱量が低かったため、1パス目の溶接金属の一部しか再変態していなかった。比較例L56では、入熱量が大きかったため、未溶融部分が消失していた。疲労試験は、図5に示す荷重方法で実施したが、本発明例では、表7に示すように、すべて250MPa以上であり、比較例と比べるとわかるように、疲労向上が明白である。比較例L51～L55では、1パス目、2パス目の溶接金属成分が同じでも、3パス目の溶接入熱量が不適切である場合、すなわち、1パス目の溶接金属の全ての再変態が達成されない場合、疲労強度は必ずしも向上しないことが明白である。表7の最後の比較例L56は、1パス目の溶接金属が3パス目の溶接によりすべて溶融してしまった実施例で、そのため未溶融部分が消失してしまい、疲労強度が向上しなかった例である。10

【0096】

【表 6】

番号	No	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Cu	Ti	変態開始温度 (°C)		備考	
														325			
1	1	0.03	0.30	1.6	0.011	0.008	11.1									325	本発明例
	2	0.14	0.65	0.53	0.010	0.006	7.6									333	
2	1	0.04	0.26	0.47	0.012	0.007	10.7	0.8	0.5	0.01	0.21	0.18	0.017		304	本発明例	
	2	0.05	0.45	0.85	0.009	0.005	9.3	2.5								310	
3	1	0.04	0.25	1.45	0.005	0.003	10.7		0.2						328	本発明例	
	2	0.08	0.48	1.52	0.010	0.006	0.7									710	
4	1	0.03	0.41	0.71	0.008	0.004	7.0	13.4							182	本発明例	
	2	0.12	0.25	1.25	0.011	0.012	8.2				0.26				349		

表 6

【0097】

【表7】

番号	最終パス前(1、2パス) の溶接継手	最終パス(3パス目) 入熱量	最終パス(3パス目) 溶接材料	未溶融 部分 <sup>1)</sup>	再変態 <sup>2)</sup>	疲労強度 (MPa)	備考
L1	1	2.5kJ/mm	590MPa	○	○	270	本発明例
L2	2	2.5kJ/mm	590MPa	○	○	250	本発明例
L3	3	2.5kJ/mm	590MPa	○	○	260	本発明例
L4	4	2.5kJ/mm	590MPa	○	○	280	本発明例
L5	1	2.1kJ/mm	590MPa	○	○	250	本発明例
L6	2	2.3kJ/mm	590MPa	○	○	270	本発明例
L7	3	3.0kJ/mm	590MPa	○	○	270	本発明例
L8	4	1.6kJ/mm	590MPa	○	○	260	本発明例
L51	1	1.2kJ/mm	590MPa	○	×	200	比較例
L52	2	1.0kJ/mm	590MPa	○	×	190	比較例
L53	3	1.2kJ/mm	590MPa	○	×	180	比較例
L54	4	0.9kJ/mm	590MPa	○	×	200	比較例
L55	4	0.8kJ/mm	590MPa	○	×	190	比較例
L56	1	5.0kJ/mm	590MPa	×	—	190	比較例

1) 1パス目の未溶融部が存在する場合は○、1パス目の未溶融部が存在しなかつた場合は×  
 2) 1パス目の未溶融部の全てが変態した場合は○、1パス目の未溶融部の全てが変態しなかつた場合は×、1パス目の未溶融部が存在しなかつた場合は—

表7

[0098]

[実施例5]

実施例5は、継手形状の影響を調査する実施例である。実施例1～4では、1パス目に

本発明が提供している溶接金属を形成させ、その後、最終溶接パスで、1パス目に形成された溶接金属を再変態させることの効果を検証することを目的としていたため、継手形状としてはU形のリブ構造部材が平板に溶接されている継手を用いた。しかし、本発明の本質は、最終パス溶接により1パス目に形成された低温変態溶接金属を再変態させることであり、このような継手に限定されるものではない。実施例5では、角継手、重ね継手、および、未溶着部分が存在するために片側からのみしか溶接できないT継手で本発明の効果を検証した。

実施例5で採用した継手は、図8、図10、図11に示す3種類の継手であり、それぞれ、角継手、重ね継手、T継手である。なお、図8の角継手の場合は、疲労試験を行うことが難しいため、図9に示すように、初めに片側に、未溶着部分がないように溶接施工を実施し、その後、疲労特性の調査を目的とした角継手に対応する溶接部を形成させた。図10の重ね継手に関しては、左右の重ね継手部の距離を200mmになるように作製した。図11のT継手は、左側からしか溶接できない部分溶け込み形状の開先であり、片側からしか溶接できない継手形状の場合である。

溶接はSMAWを採用し、1パス目の溶接条件は、実施例1と同じ、130A - 23V - 14cm/分であり、2パス目(最終パス)の溶接条件は、150A - 25V - 9cm/分(入熱量2.5kJ/mm)、および150A - 25V - 20cm/分(入熱量11kJ/mm)の2条件である。1パス目の溶接材料としては、表1の番号1と表2の番号102と同じ溶接材料を利用したが、母材からの希釈によって若干成分がそれぞれ異なったため、表8の様な成分を持つ溶接金属が形成された。2パス目の溶接材料は、実施例1に示した590MPa用のSMAW用溶接材料を用いた。

表9に、疲労試験結果を載せた。表9で、M1～M6は、本発明例であり、M51～M56は比較例である。再変態をしたかどうかは、継手からマクロ試験片を採取し、ミクロ組織観察をすることで確認した。表9では、各継手に対して、最終パスの溶接入熱量が高い2.5kJ/mmの場合と、低い1.1kJ/mmの2種類の条件で作製した継手の疲労結果を載せているが、表9からわかるように、2.5kJ/mmでは1パス目に形成された溶接金属が全て再変態しているが、1.1kJ/mmの条件では、1パス目に形成された溶接金属の一部のみしか再変態していなかった。疲労試験も、本発明例は、比較例と比べて疲労強度が向上していることが確認された。なお、実施例1などと異なり、表9における疲労強度は、角継手に関しては、疲労荷重を溶接部の断面で割った値を、その他は鋼板断面で割った値を採用した。その理由は、実施例5で採用した継手では、1パス目の溶接で形成された溶接金属近傍にひずみゲージを張り付けることが困難であったためである。表9の3つの比較例、M57、M58、M59は、いずれも1パス目に形成された溶接金属が、2パス目により溶融し消失してしまった例で、疲労強度が向上しなかった例である。

表9からわかるように、本発明例の場合、比較例よりも疲労強度が高く、本発明の効果は、T継手だけでなく、その他の継ぎ手に対しても有効である点が実証された。

【0099】

【表 8】

継手形式	番号	第1の溶接工程における溶接金属の化学成分(質量%)										変態開始温度 (°C)	備考		
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Cu	Ti		
角継手	201	0.03	0.32	1.7	0.012	0.008	11.1							324	本発明例
	202	0.03	0.45	1.3	0.010	0.006	5.1	13.0						249	本発明例
重ね継手	203	0.03	0.32	1.7	0.012	0.008	11.1							324	本発明例
	204	0.04	0.41	1.2	0.010	0.006	5.3	12.6						245	本発明例
T継手	205	0.03	0.32	1.7	0.012	0.008	11.1							324	本発明例
	206	0.04	0.41	1.3	0.010	0.006	5.5	12.9						232	本発明例

表 8

【0100】

【表9】

継手	番号	1パス目溶接金属成分	最終パス(2パス目)入熱量	未溶融部分 <sup>1)</sup>	再変態 <sup>2)</sup>	疲労強度(MPa)	備考
角継手	M1	201	2.5kJ/mm	○	○	250	本発明例
	M2	202	2.5kJ/mm	○	○	250	本発明例
	M51	201	1.1kJ/mm	○	×	180	比較例
	M52	202	1.1kJ/mm	○	×	190	比較例
重ね継手	M57	202	5.0kJ/mm	×	—	190	比較例
	M3	203	2.5kJ/mm	○	○	260	本発明例
	M4	204	2.5kJ/mm	○	○	270	本発明例
	M53	203	1.1kJ/mm	○	×	200	比較例
T継手	M54	204	1.1kJ/mm	○	×	190	比較例
	M58	204	5.0kJ/mm	×	—	200	比較例
	M5	205	2.5kJ/mm	○	○	260	本発明例
	M6	206	2.5kJ/mm	○	○	270	本発明例
T継手	M55	205	1.1kJ/mm	○	×	200	比較例
	M56	206	1.1kJ/mm	○	×	190	比較例
	M59	206	5.0kJ/mm	×	—	200	比較例

1) 1パス目の未溶融部が存在する場合は○、1パス目の未溶融部が存在しなかった場合は×  
2) 1パス目の未溶融部の全てが変態した場合は○、1パス目の未溶融部の全てが変態しなかつた場合は×

表9

【0101】

【実施例6】

実施例6は、両側から溶接するT継手および十字継手に関する実施例である。本発明で

は、両側から溶接するT継手および十字継手の場合でも、一方側の溶接が他方側の溶接に影響を与えない、すなわち、残留応力に影響を与えないなら、それぞれを独立した溶接部と見なすことができると考えている。そのために、各溶接パスにおける溶接金属の厚みを定義し、その厚みと両側溶接部の間に存在する未溶着部の長さを比較している。これに加え、十字継手に関しては、板厚との比較も考慮している。

T継手は、図12に示すように、溶接ビード1、2、3、4で形成され、溶接順序は、1、2、3、4の順番で行われている。そのうち、1、3が低温変態溶接金属で、表8に示している206の成分系である。すなわち、実施例5で採用した溶接材料と同じ材料で溶接パス1および3を施工した。これら溶接施工は、実施例5におけるT継手で行った施工条件と同じ施工条件で実施した。表10は、T継手の実施例である。表10において、各実施例番号で異なっているパラメーターは、溶接ビード4の厚みと未溶着部分の長さWである。なお、表10からわかるように、溶接ビード1、2、3、4で厚みが最大なものは溶接ビード4である。表10からわかるように、未溶着部分の長さWが、溶接ビード4の厚みより3倍以上ある場合が本発明例であり、疲労強度の向上が確認された。一方、比較例では疲労強度の向上が見られない結果になっている。また、表10の比較例では、疲労亀裂はすべて溶接ビード1側から発生していることが分かった。これは、溶接ビード1側の残留応力が、溶接ビード3、4に影響され、低温変態溶接金属の効果が消失したためと考えられる。10

表11は、十字継手の実施例である。十字継手の作製手順はT継手の作製手順を表と裏の2回行うものと考えることができる。そこで、本実施例では、T継手と同じ作製要領で十字継手の低温変態溶接金属を作製した。そのため、低温変態溶接金属の成分系は実施例5における表8の206と同じ成分である。十字継手に関しては、図13のように板厚t2の長さも考える必要がある。なお、図13で板厚t1は、未溶着部分の長さWより短くなることはないため、表11には記載されていない。図13のうち、溶接金属1、3、5、7が低温変態溶接金属であり、その成分系が表8の206と同じである。また、溶接順序としては、溶接ビード1から施工し、ビード番号と同じ順番で溶接を実施した。このとき、溶接ビード1～4でT継手を作製し、その後5～8で裏側のT継手を作製することになるため、それぞれのT継手作製手順として、表10の作製手順である、N1、N2のいずれかを適用している。これらT継手の作製手順によれば、表10で示したように、未溶着部分の長さが十分長いため、疲労強度向上が期待できる作製手順である。十字継手に関しては、これに加え、図13における、横板（板厚t2）を通して残留応力に影響する場合も考慮する必要があり、十字継手の実施例に関しては、おもにt2の影響を見ている。表11では、P1、P2が本発明例であり、P51、P52、P53、P54が比較例である。比較例P51、P52では、図13での表側T継手、裏側T継手をともに、疲労強度向上効果があった、表10のN1のT継手作製方法で実施しているが、板厚t2が10mm、12mmと最大溶接ビード厚みの3倍には達していないため、疲労強度向上が達成されていなかった。この理由は、溶接ビード5、6、7、8を施工する際に、横板を通してそれらの溶接熱が表面に突き抜けたためと考えることができる。同様に、比較例P53、P54もt2が溶接ビード厚みの最大値7mmの3倍（21mm）より下回っているため、疲労強度が向上していない。本発明例では、この条件が達成されているため、疲労強度向上効果が確認されている。203040

【0102】

【表10】

継手	番号	溶接ビード厚み (mm)				W (mm)	W／最大 ビード厚み	再変態 <sup>1)</sup>	未溶融 部分 <sup>2)</sup>	疲労強度 (MPa)	備考
T継手	N 1	3	5	3	5	16	3.2	○	○	250	本発明例
	N 2	3	5	3	7	23	3.3	○	○	260	本発明例
	N 5 1	3	5	3	6	16	2.7	○	○	200	比較例
	N 5 2	3	5	3	7	18	2.6	○	○	200	比較例
	N 5 3	3	5	3	5	10	2	○	○	190	比較例

- 1) 未溶融部の全てが変態した場合は○、未溶融部の全てが変態しなかった場合は×  
 2) 1バス目の未溶融部分が存在する場合は○、すべて溶融した場合は×

表10

【0103】

10

20

30

40

【表 1 1】

継手	番号	溶接ビード 1～4 作製条件	溶接ビード 5～8 作製条件	最大溶接 ビード厚み (mm)	W (mm)	t <sup>2</sup> (mm)	W/t <sup>2</sup> 最大 ビード厚み	t <sup>2</sup> /最大 ビード厚み	再変態 <sup>1)</sup>	未溶融 部分 <sup>2)</sup>	疲労強度 (MPa)	備考
P 1	N 1	N 1		5	16	16	3.2	3.2	○	○	250	本発明例
P 2	N 2	N 2		7	23	24	3.3	3.4	○	○	260	本発明例
十字継手	P 5 1	N 1	N 1	5	16	10	3.2	2	○	○		
	P 5 2	N 1	N 1	5	16	12	3.2	2.4	○	○	180	比較例
	P 5 3	N 2	N 2	7	23	16	3.3	2.3	○	○	190	比較例
	P 5 4	N 2	N 2	7	23	18	3.3	2.6	○	○	200	比較例

1) 未溶融部の全てが変態した場合は○、未溶融部の全てが変態しなかった場合は×  
 2) 1 パス目の未溶融部分が存在する場合は○、すべて溶融した場合は×

表 11

## 【 0 1 0 4 】

以上により、本発明例の場合は、全て疲労強度向上効果が確認され、産業上有意義であることが明確になった。なお、TIGなめ付け溶接に関しては、継手に熱を加える方法な

ので、第1の溶接工程側で内側溶接止端部に導入された圧縮残留応力が消失しないよう注意すべきで、実構造物に適用する前に確認することが望ましい。なお、事前に確認することは、溶接関係者にとって特に難しい問題ではない。この際、TIGなめ付け溶接形成後に、残留応力を測定してみるか、本実施例3のように疲労試験を実施し、本実施例1の疲労試験結果と比較すればよい。

**【符号の説明】**

**【0105】**

1...溶接構造物、11、12、31、32...鋼材、21...内側溶接止端部、22、42...外側溶接止端部、22a、22b、42a、42b...外側溶接止端部におけるビード両端の内の一方または両方、41...ルート部、10、30...溶接継手

10

**【要約】**

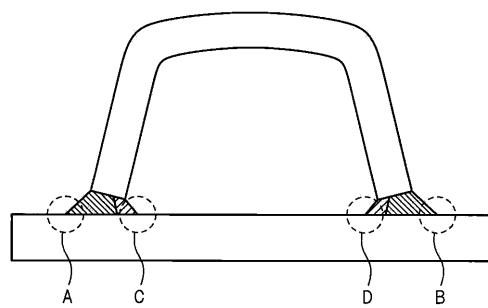
構造上密閉領域が存在するなどの理由で疲労強度向上対策ができる場合において、疲労強度を向上させることができ可能な溶接継手の製造方法を提供する。内側溶接止端部またはルート部を、変態開始温度が175 ~ 400 の範囲である溶接金属を用いて形成する溶接を施す第1の溶接工程と、さらに、第1の溶接工程で形成した内側溶接止端部またはルート部をなす溶接金属の少なくとも一部が未溶融部となり、かつ、該未溶融部が全てオーステナイトに再変態するまで加熱される溶接入熱で、溶接金属を1パスで盛り上げる溶接を施すことにより、内側溶接止端部またはルート部に圧縮残留応力を導入する第2の溶接工程とを備える。

**【選択図】図1**

20

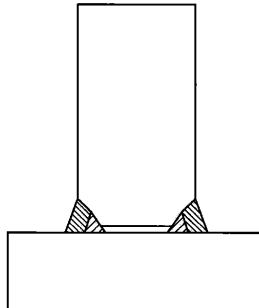
**【図1】**

**図1**



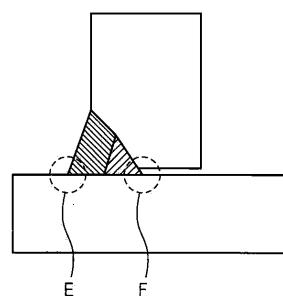
**【図2b】**

**図2b**



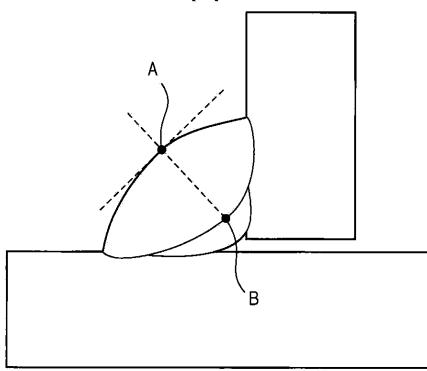
**【図2a】**

**図2a**

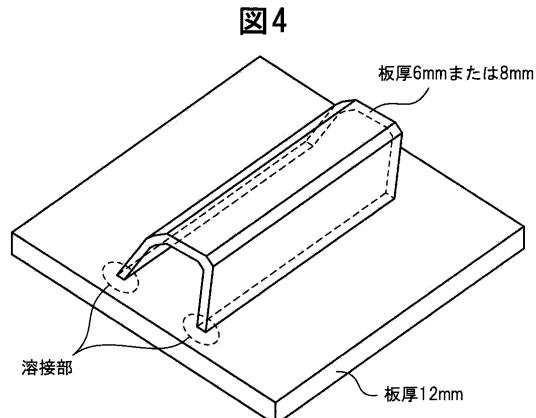


**【図3】**

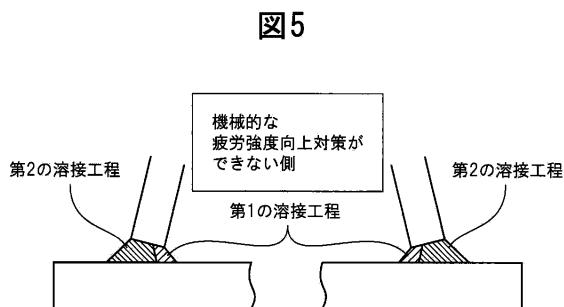
**図3**



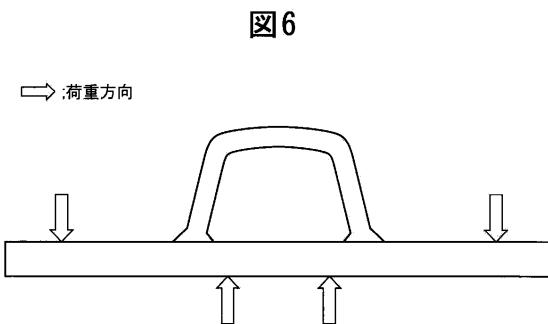
【図4】



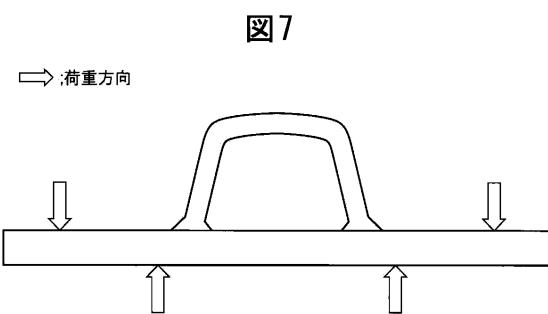
【図5】



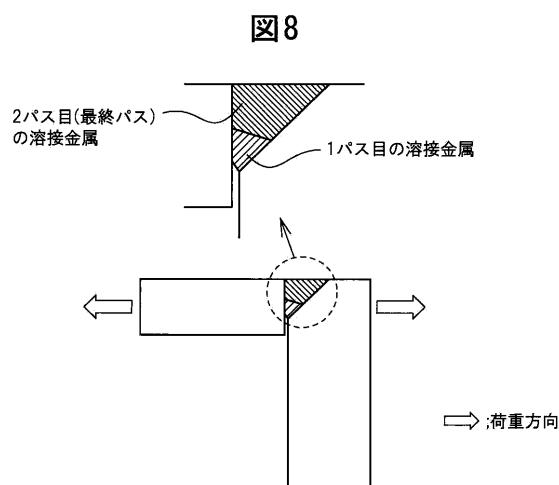
【図6】



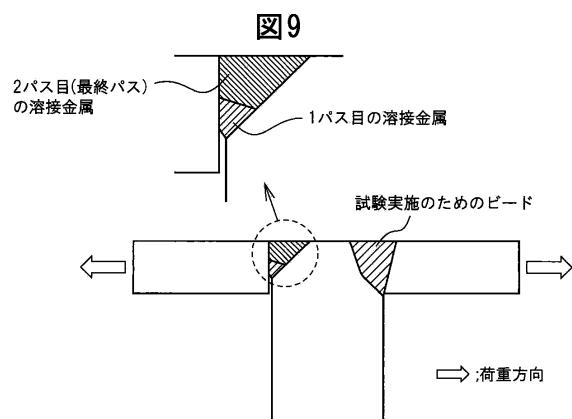
【図7】



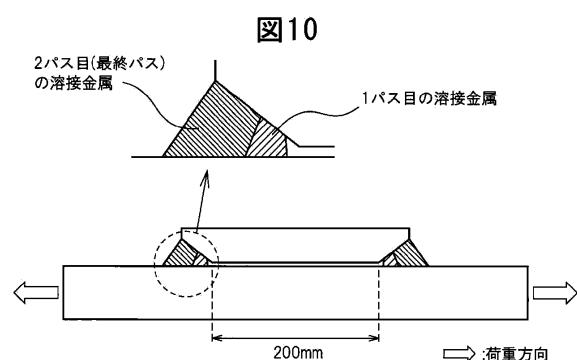
【図8】



【図9】

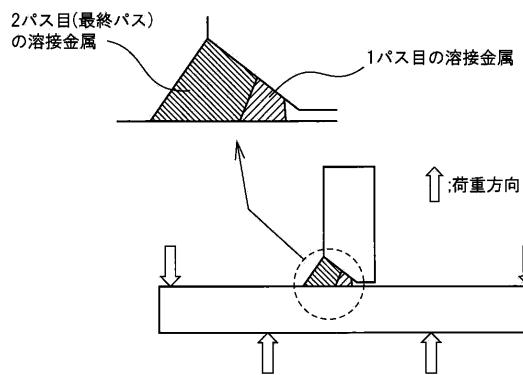


【図10】



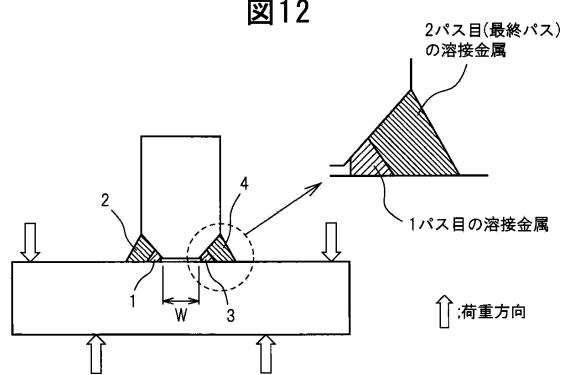
【図11】

図11



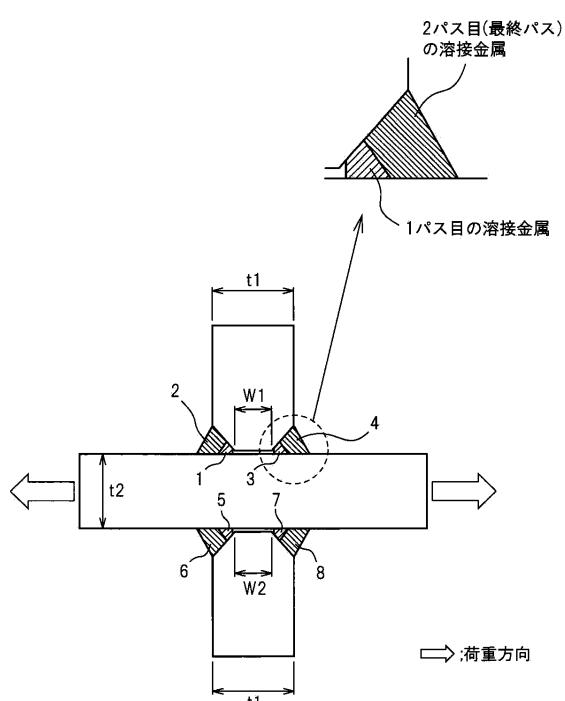
【図12】

図12



【図13】

図13



---

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I  
B23K 103:04

(74)代理人 100111903  
弁理士 永坂 友康  
(72)発明者 糧谷 正  
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内  
(72)発明者 志村 竜一  
東京都中央区築地4丁目7番5号 築地KYビル日鐵住金溶接工業株式会社内  
(72)発明者 水本 学  
東京都中央区築地4丁目7番5号 築地KYビル日鐵住金溶接工業株式会社内  
  
審査官 中島 昭浩

(56)参考文献 特開2007-44698 (JP, A)  
特開2005-279768 (JP, A)  
特開平10-296480 (JP, A)  
特開2008-137024 (JP, A)  
特開2007-268591 (JP, A)  
特開2008-018458 (JP, A)  
特開2008-307561 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

B23K 9/02  
B23K 31/00  
B24C 1/10  
E01D 19/12