

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第6236852号
(P6236852)

(45) 発行日 平成29年11月29日 (2017.11.29)

(24) 登録日 平成29年11月10日 (2017.11.10)

(51) Int. Cl.	F I
B 2 3 K 26/21 (2014.01)	B 2 3 K 26/21 G
B 2 3 K 26/32 (2014.01)	B 2 3 K 26/32
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 S
C 2 2 C 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/14

請求項の数 11 (全 16 頁)

(21) 出願番号	特願2013-88590 (P2013-88590)	(73) 特許権者	000006655
(22) 出願日	平成25年4月19日 (2013.4.19)		新日鐵住金株式会社
(65) 公開番号	特開2014-210283 (P2014-210283A)		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(43) 公開日	平成26年11月13日 (2014.11.13)	(74) 代理人	110002044
審査請求日	平成27年12月3日 (2015.12.3)		特許業務法人プライタス
前置審査		(72) 発明者	徳永 仁寿
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
		(72) 発明者	富士本 博紀
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内
		審査官	篠原 将之

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 レーザ溶接方法及び溶接継手

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

2枚以上の鋼板を重ね合わせ、その重ね合わせ部端部に沿って当該重ね合わせ部を貫通する溶接部を形成するようにレーザ溶接する方法であって、

前記溶接部の溶融金属中の T i 含有量を 0.02 質量% 超とし、

溶接ガスとして N₂ 含有ガスを用い、

前記溶接部に等軸晶が形成されるように溶接し、

溶接時の凝固割れを防止すること

を特徴とする鋼材のレーザ溶接方法。

【請求項 2】

前記溶接ガスとして、ガス流量が 30 L / m i n 以上の N₂ 含有ガスを用いることを特徴とする請求項 1 に記載の鋼材のレーザ溶接方法。

【請求項 3】

下記 (1) 式により規定される等軸晶率が 20 % 以上である請求項 1 または請求項 2 に記載のレーザ溶接方法。

$$\text{等軸晶率} = \{ (a_1 + a_2) / t \} \times 100 (\%) \cdots (1)$$

ただし、t は、前記溶接部の溶接方向と直交する断面において、柱状晶が会合する位置における溶接金属部厚さ (mm) であり、a₁、a₂ は前記断面において前記溶接部の柱状晶が会合する位置における前記等軸晶の生成厚さ (mm) である。

【請求項 4】

10

20

前記溶接部を、前記重ね合わせ部の端部から 1.5 mm 以上 4.5 mm 以下の位置に形成する請求項 1 から請求項 3 までのいずれか 1 項に記載のレーザ溶接方法。

【請求項 5】

前記重ね合わせ部の幅が 8 mm 以内であることを特徴とする請求項 1 から請求項 4 までのいずれか 1 項に記載のレーザ溶接方法。

【請求項 6】

前記溶接金属が、質量%で、 $C: 0.07 \sim 0.25\%$ 、 $Mn \geq 1.8\%$ 、 $Ti > 0.02\%$ 、 $Ti + 0.067 \times Si\% \leq 0.053\%$ の化学成分を有する請求項 1 から請求項 5 までのいずれか 1 項に記載のレーザ溶接方法。

【請求項 7】

2 枚以上の鋼板が重ね合わされ、溶接ガスとして N_2 含有ガスを用いるレーザ溶接によって、前記重ね合わせ部端部に沿って当該重ね合わせ部を貫通する溶接部が形成された溶接継手であって、

前記溶接部の溶融金属中の Ti 含有量は 0.02 質量%超であり、

前記溶接部に等軸晶が形成されるように溶接され、

溶接時の凝固割れのないこと

を特徴とする溶接継手。

【請求項 8】

下記 (1) 式により規定される等軸晶率が 20% 以上である、請求項 7 に記載の溶接継手。

$$\text{等軸晶率} = \{ (a_1 + a_2) / t \} \times 100 (\%) \cdots (1)$$

ただし、 t は、前記溶接部の溶接方向と直交する断面において、柱状晶が会合する位置における溶接金属部厚さ (mm) であり、 a_1 、 a_2 は前記断面において前記溶接部の柱状晶が会合する位置における前記等軸晶の生成厚さ (mm) である。

【請求項 9】

前記溶接部が、前記重ね合わせ部の端部から 1.5 mm 以上 4.5 mm 以下の位置に形成されている請求項 7 又は請求項 8 に記載の溶接継手。

【請求項 10】

前記重ね合わせ部の幅が 8 mm 以内である請求項 7 から請求項 9 までのいずれか 1 項に記載の溶接継手。

【請求項 11】

前記溶接金属が、質量%で、 $C: 0.07 \sim 0.25\%$ 、 $Mn \geq 1.8\%$ 、 $Ti > 0.02\%$ 、 $Ti + 0.067 \times Si\% \leq 0.053\%$ の化学成分を有する請求項 7 から請求項 10 までのいずれか 1 項に記載の溶接継手。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、複数の鋼板材あるいは成形部材を重ね合わせ、この重ね合わせたフランジ部の板表面側からレーザ光を照射しつつ、レーザ光を重ね合わせた板材の端部に沿って移動させ、重ね合わせた板材を互いに溶接する重ねレーザ溶接において、溶接中に割れ（凝固割れ）を抑制するレーザ溶接方法及び溶接継手に関する。

【背景技術】

【0002】

現在、自動車には燃費の改善と衝突安全性の向上とが求められており、その一つ的手段として、レーザ溶接を用いてパネルの溶接部のフランジ幅を狭くすることによって車体を軽量化することが検討されている。

【0003】

図 1 は、ハット型パネル 1 a 及びクロージングプレート 1 b からなる、自動車車体のハット型構成部材 1 の一例を示す説明図であり、図 2 (a) は図 1 の破線丸印部により示すフランジ部 1 c をスポット溶接により溶接する状況を抜き出して示す説明図であり、図 2

10

20

30

40

50

(b) はフランジ部 1 c をレーザ溶接により溶接する状況を抜き出して示す説明図である。

【0004】

図 1、2 に示すハット型構成部材 1 (以下、「ハット部材」という) を例にとると、従来から車体組立に多用されるスポット溶接では、図 2 (a) に示すように、溶接部 3 の上下に配置したスポット電極 4 a、4 b によって溶接部 3 を挟持及び加圧する必要があることや、溶接位置がハット型パネル 1 a 及びクロージングプレート 1 b の端部 (フランジ端部) に寄り過ぎると溶融した金属の飛散 (チリ) が発生することから、ハット型パネル 1 a の縦壁部の R 止まり～板端に、約 15～20 mm 程度の幅のフランジ部 1 c を設定する必要があり、その分の重量増が避けられなかった。

10

【0005】

これに対して、レーザ溶接では、図 2 (b) に示すように、スポット溶接のようにスポット電極 4 a、4 b で加圧する必要がなく、また溶融幅も約 1 mm 程度と小さいことから、フランジ幅を例えば 5～10 mm 程度まで狭く設定することができ、これにより、軽量化を図ることが可能になる。

【0006】

しかしながら、レーザ溶接の課題として、溶接位置がフランジ端部近傍である場合に溶接時に凝固割れを起こし易いことが挙げられる。図 3 は、フランジ端部のレーザ溶接時に生じた凝固割れの様子を示す写真である。図 2 (b) に示すようにフランジ部 1 c の端部をレーザ溶接により貫通連続溶接すると、図 3 に示すような凝固割れが発生することがある。この凝固割れの発生頻度や大きさは、フランジ部 1 c の端側を溶接するほど大きい。このため、一般にフランジ端部から 5 mm 未満の領域にレーザ溶接されることはなかった。

20

【0007】

このような溶接時の凝固割れは、溶融した金属が凝固する過程において、固相と液相が共存することにより延性が低下した部分に、溶接熱により鋼板端部が変形することにより発生する歪が加わって、発生すると考えられる。このため、これまでも、溶融池の固相－液相の共存範囲、すなわち凝固温度幅や溶接部の熱変形に影響する溶接位置、フランジ端部の拘束の観点から、様々な検討がなされている。

【0008】

例えば、特許文献 1 には、重ね溶接した溶接金属の組成を、 $C < 0.05\%$ (本明細書では特に断りが無い限り化学成分に関する「%」は「質量%」を意味する)、かつ $P + S < 0.03\%$ や、 $0.08\% < C < 0.7\%$ 、 $P + S < 0.05\%$ の範囲に制限することや、さらに重ね部の形状を制限し、発生する歪量を制御することが有効であることが開示されている。

30

【0009】

また、特許文献 2 には、同じく溶接金属の組成を $0.05\% \leq C \leq 0.08\%$ 、かつ $4S + P < 0.024\%$ の範囲に制限することや、さらに重ね部の形状を制約し、発生する歪量を制御することが記載されている。

【0010】

これらの先行技術における溶接金属の組成の限定は、一般に、凝固割れに影響を与える因子の一つであるとされる液相－固相間の凝固温度幅に基づいており、Fe に対する 2 元系を対象に、少量の添加でも凝固温度幅を広げる元素である C, P, S の溶接金属中の量を限定するものである。

40

【0011】

さらに、レーザ溶接における熱変形の観点では、上記の溶接金属の組成において、溶接方向端部より離れて、溶接を開始すること (部材鋼板内から溶接を開始すること) が有効であるとされ、具体的には、フランジ部の端部からの距離 2.5～4.0 mm、フランジ長手方向端部から 5.0 mm 離れた点 (鋼板内部) を溶接開始点とすることが開示されている。さらに、より厳しい条件である重ね合わせた鋼板の溶接方向端部より溶接を開始す

50

る場合には、一方の鋼板が他方の鋼板より溶接方向に垂直な方向に、突き出すように重ね合わせることが有効であることが開示されている。

【0012】

しかし、本発明者らが検討したところ、さらなる部材の軽量化、すなわちフランジレス化を図るために、スポット径が0.6mmであるレーザ溶接の限界まで、フランジ端部からの距離を小さくした場合（距離の最小値1.5mm）、上記の溶接金属の組成であっても凝固割れが発生することが判明した。

【0013】

また、特許文献3には、溶接金属の組成が割れを発生し得る場合に、レーザ光の照射位置の近傍の鋼板端部にプレートを押し当て、鋼板端部の膨張を抑制しながら溶接することにより凝固割れを防止する発明が開示されている。しかし、この発明は、鋼板端部の膨張を抑制する装置を溶接の際に配置する必要があるため、小さな部材や複雑な形状の部材の溶接部には用いることができないとともに、溶接の作業工数が増加し煩雑な作業となってしまう。

【0014】

特許文献1～3により開示された発明は、フランジ部の端部における溶接時の割れを、溶接金属の固相－液相共存範囲及び付与される歪に着目して抑制しようとするものである。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0015】

【特許文献1】特開2007-229740号公報

【特許文献2】特開2009-255134号公報

【特許文献3】特開2008-18450号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0016】

本発明は、従来の技術が有するこれらの課題に鑑みてなされたものであり、レーザ溶接の限界であるような極狭フランジ部の溶接であっても、割れを生じない簡便なレーザ溶接方法及び溶接継手を提供すること、具体的には、フランジ端1.5mmのような厳しい溶接条件であっても、歪抑制などの溶接ジグを用いることなく、凝固割れを抑制し、健全なレーザ溶接を行うことができ、これにより、部材の軽量化に寄与するレーザ溶接方法及び溶接継手を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0017】

凝固割れが生じていない継手の溶接部を観察したところ、後述するように、溶接部から等軸晶が観察される例があった。従来の報告によれば、炭素鋼のレーザ溶接部における凝固組織は柱状晶になることが知られており（例えば、「溶接学会全国大会講演概要、Vol. 47（1990）、314-315頁、”急冷された炭素鋼レーザ溶融部の凝固形態”、杳名ら」参照）、等軸晶を観察したという報告例は見られない。

【0018】

本発明に係る溶接方法は、レーザ溶接金属の成分と溶接ガスを適正化してレーザ溶接金属の凝固初期に等軸晶を生成させ、凝固割れを抑制することを骨子とする。

【0019】

本発明は、以下に列記の通りである。

（1）2枚以上の鋼板を重ね合わせ、その重ね合わせ部端部に沿って当該重ね合わせ部を貫通する溶接部を形成するようにレーザ溶接する方法であって、

前記溶接部の溶融金属中のTi含有量を0.02%超とし、

溶接ガスとしてN₂含有ガスを用い、

前記溶接部に等軸晶が形成されるように溶接し、

溶接時の凝固割れを防止すること
を特徴とする鋼材のレーザ溶接方法。

(2) 前記溶接ガスとして、ガス流量が 30 L/min 以上の N_2 含有ガスを用いることを特徴とする (1) 項に記載の鋼材のレーザ溶接方法。

【0020】

(2) 下記式により規定される等軸晶率が 20% 以上である (1) 項に記載のレーザ溶接方法。

【0021】

等軸晶率 = $\{ (a_1 + a_2) / t \} \times 100 (\%)$

ただし、 t は、前記溶接部の溶接方向と直交する断面において、柱状晶が会合する位置における溶接金属部厚さ (mm) であり、 a_1 、 a_2 は前記断面において前記溶接部の柱状晶が会合する位置における前記等軸晶の生成厚さ (mm) である。

10

【0022】

(4) 前記溶接部を、前記重ね合わせ部の端部から 1.5 mm 以上 4.5 mm 以下の位置に形成する (1) 項から (3) 項までのいずれか 1 項に記載のレーザ溶接方法。

【0023】

(5) 前記重ね合わせ部の幅が 8 mm 以内であることを特徴とする (1) 項から (4) 項までのいずれか 1 項に記載のレーザ溶接方法。

【0024】

(6) 前記溶接金属が $\text{C} : 0.07 \sim 0.25\%$ 、 $\text{Mn} \geq 1.8\%$ 、 $\text{Ti} > 0.02\%$ 、 $\text{Ti} + 0.067 \times \text{Si} \% \leq 0.053\%$ の化学成分を有する (1) 項から (5) 項までのいずれか 1 項に記載のレーザ溶接方法。

20

【0025】

(7) 2 枚以上の鋼板が重ね合わされ、溶接ガスとして N_2 含有ガスを用いるレーザ溶接によって、前記重ね合わせ部端部に沿って当該重ね合わせ部を貫通する溶接部が形成された溶接継手であって、

前記溶接部の溶融金属中の Ti 含有量は 0.02% 超であり、

前記溶接部に等軸晶が形成されるように溶接され、

溶接時の凝固割れのないこと

を特徴とする溶接継手。

30

【0026】

(8) 下記式により規定される等軸晶率が 20% 以上である (7) 項に記載の溶接継手。

【0027】

等軸晶率 = $\{ (a_1 + a_2) / t \} \times 100 (\%)$

ただし、 t は、前記溶接部の溶接方向と直交する断面において、柱状晶が会合する位置における溶接金属部厚さ (mm) であり、 a_1 、 a_2 は前記断面において前記溶接部の柱状晶が会合する位置における前記等軸晶の生成厚さ (mm) である。

【0028】

(9) 前記溶接部が、前記重ね合わせ部の端部から 1.5 mm 以上 4.5 mm 以下の位置に形成されている (7) 項又は (8) 項に記載の溶接継手。

40

【0029】

(10) 前記重ね合わせ部の幅が 8 mm 以内である (7) 項から (9) 項までのいずれか 1 項に記載の溶接継手。

【0030】

(11) 前記溶接金属が $\text{C} : 0.07 \sim 0.25\%$ 、 $\text{Mn} \geq 1.8\%$ 、 $\text{Ti} > 0.02\%$ 、 $\text{Ti} + 0.067 \times \text{Si} \% \leq 0.053\%$ の化学成分を有する (7) 項から (10) 項までのいずれか 1 項に記載の溶接継手。

【発明の効果】

【0031】

50

本発明により、フランジ端1.5mmのような厳しい溶接条件であっても、歪抑制などの溶接ジグを用いることなく、凝固割れを抑制し、健全な溶接継手が得られ、部材の軽量化に寄与することができる。

【図面の簡単な説明】

【0032】

【図1】図1は、ハット型パネル及びクロージングプレートからなる、自動車車体のハット型構成部材の一例を示す説明図である。

【図2】図2(a)は図1の破線丸印部により示すフランジ部をスポット溶接により溶接する状況を抜き出して示す説明図であり、図2(b)はフランジ部をレーザー溶接により溶接する状況を抜き出して示す説明図である。

10

【図3】図3は、フランジ端部のレーザー溶接時の凝固割れの様子を示す説明図である。

【図4】図4は、実験方法を模式的に示す説明図である。

【図5】図5は、C量に対する割れ感受性の試験結果を示すグラフである。

【図6】図6は、Fe-C二元系平衡状態図である。

【図7】図7(a)、図7(b)は、それぞれD材、E材の重ね合わせ凝固組織を示す説明図である。

【図8】図8は、等軸晶による割れ抑制を示す組織写真である。

【図9】図9は、窒素ガス流量と割れ防止距離との関係を示すグラフである。

【図10】図10(a)～図10(d)は、C含有量が0.07%、0.15%又は0.25%である溶接金属の割れ感受性に及ぼすSi量、Ti量の影響を示すグラフである。

20

【図11】図11(a)は等軸晶率の定義を示す説明図であり、図11(b)は等軸晶率と割れが発生しない限界フランジ端距離との関係を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0033】

以下、本発明を実施するための形態を説明するに先だって、本発明の基礎となった検討とそれに基づく知見を示す。

【0034】

本発明者らは、レーザー溶接部の凝固割れ防止手法を確立するにあたり、溶接部の成分や組織の影響を調査するため、以下の検討を行った。

【0035】

30

図4は、実験方法を模式的に示す説明図であり、図4(a)は斜視図、図4(b)は平面図である。図4(a)及び図4(b)に示すように、レーザー溶接の狙い位置を鋼板のフランジ部の端部側から0.5mm毎に変更して凝固割れの発生状況を調査し、割れが発生しない限界フランジ端距離を用いて割れ感受性を評価した。

【0036】

レーザー溶接はYAGレーザーを使用し、レーザー加工点出力を3.75kW、溶接速度を4m/minとした。また、レーザービームは鋼板上に集光し、集光スポット径は直径0.6mmの円形集光を用いた。また、レーザー照射位置は鋼板のフランジ端部から1.5mmで、フランジ長手方向端部から溶接を開始した。溶接ガスとしては、アルゴンガスを用い、ガス流量は10L/minとした。

40

【0037】

この評価手法では、溶接狙い位置がフランジ部の端部側に近づくほど、フランジ部の端部側の母材は小さくなり、溶接時の熱による変形が大きくなる。すなわち、割れが発生しない限界フランジ端距離が小さくなるほど、割れ感受性が低い(割れ難しい)材料であると判定することができる。さらに、この試験の溶接開始点は、図4(b)に示すようにフランジ部の長手方向外側とした。この条件は溶接部に生じる歪が大きいために割れに対して非常に厳しいといえる。

【0038】

鋼の主たる成分であるC量に対する割れ感受性を検討すべく、C含有量のみを変えた板厚が1.2mmの鋼板(C含有量:0.02~0.3%、Si含有量:0.05%、Mn

50

含有量 1.5%、P 含有量：0.02%、S 含有量：0.003%）を 7 鋼種準備し、図 4 の手法で割れ感受性を評価した。結果を図 5 にグラフにより示す。

【0039】

図 5 のグラフにおける「割れが発生しない限界フランジ端距離」が長いほど割れ感受性が高く、逆に短いほど割れ感受性が低いことを示す。図 5 のグラフに示すように、C 含有量が 0.02% のような極低 C 量では、限界に近いフランジ端 1.5 mm を溶接した場合でも割れを生じず、割れ感受性が低かった。C 含有量の増加とともに割れ感受性は高くなり、C 含有量が約 0.08% で極大値を示した。さらに、C 含有量が増加すると割れ感受性はやや小さくなり、C 含有量が約 0.25% を超えると再び高くなった。

【0040】

このような C 量に対する割れ感受性は、上述した凝固温度幅に加え、鋼母材の高温強度、鋼の凝固中の変態挙動など様々な要因が影響し、明確ではない。しかし、図 6 に示す Fe-C 二元系平衡状態図における固液共存領域の広さとその凝固モードから、下記のように概ね定性的に説明される。

【0041】

低 C 領域では、C 含有量の増加とともに固液共存領域が広がり、割れ感受性は高くなる。これに対し、凝固モードは、C 含有量が 0.08% 程度において、 $L \Rightarrow L + \delta \Rightarrow \delta$ の単相凝固から、包晶反応によって $L \Rightarrow L + \delta \Rightarrow L + \delta + \gamma$ という凝固モードに変化する。この固溶限の小さな γ 相の出現により、P、S などの元素の偏析を助長し、割れ感受性はピークを示す。

【0042】

さらに、C 含有量が増加すると、凝固時のデントライトの二次アームが十分に成長し、凝固割れに対する抗力として働くため、逆に、割れ感受性が低減されることが考えられる。

【0043】

図 5 のグラフに示す結果は、板厚 1.2 mm を 2 枚重ね溶接で評価した結果であるが、異なる板厚や 3 枚以上の同鋼種を重ね合わせて溶接した場合も割れが発生しない限界フランジ端距離は概ね変わらない。これは、板厚が厚い鋼種を溶接する場合、貫通溶接を行うために高い入熱が必要となり、凝固割れに必要なひずみの駆動力となる単位板厚当りの入熱量は板厚に依らずに略一定となるためである。

【0044】

さらに、図 5 のグラフにより得られた C 量による割れ感受性の影響に対し、表 1 に示した強度レベル 270 MPa（軟鋼）～強度レベル 980 MPa（高張力鋼）の量産材（実用鋼）である A～E 材（板厚 1.2 mm）を図 4 により示す手法で調べ、図 5 のグラフに白丸印でプロットして付記した。なお、表 1 における A～E 材の化学成分の残部は Fe 及び不純物である。

【0045】

【表 1】

マーク	化学成分(mass%)						
	C	Si	Mn	P	S	Ti	N
実用鋼A	0.002	<0.01	0.1	0.018	0.004	0.03	—
実用鋼B	0.13	0.05	1.12	0.02	0.004	<0.001	—
実用鋼C	0.096	0.70	1.55	0.019	0.003	0.002	—
実用鋼D	0.16	0.12	2.45	0.009	<0.001	0.022	0.0036
実用鋼E	0.15	0.50	2.03	0.012	0.001	0.063	0.0040

【0046】

A～D 材の割れ感受性と C 含有量との関係は図 5 に示された関係と一致したが、E 材は同じ C 含有量の D 材と比べて、極めて割れ感受性が低いことが判明した。そこで、この D、E 材の両者の凝固組織を詳細に検討した。

【0047】

図7(a)、図7(b)は、それぞれD材、E材の重ね合わせ凝固組織を示す説明図である。

【0048】

図7(b)に示すように、割れが抑制されたE材では、溶接部の中央、すなわち、最終凝固位置に等軸晶が生成していた。一方、凝固割れが発生したD材（ただし図7(a)は割れていなかった部位を観察）では、溶接部には柱状晶のみ観察され等軸晶は観察されなかった。

【0049】

ここで、等軸晶が凝固割れ抑制効果に寄与している例を示す。

10

図8は、D材の別の溶接例で、凝固割れが生じた部分の状況を観察した写真である。凝固割れの中に部分的に等軸晶が生じている部分があり、この部分では凝固割れが止まっており、等軸晶により凝固割れが抑制出来ることを確認した。

【0050】

凝固割れは、溶融金属の最終凝固位置（溶接部の中央）に形成された溶接線方向に沿った液膜に溶接時の応力が付与されることにより発生するが、図8に示したように、凝固の進行により液膜量が少なくなる前に、等軸晶が生成・成長することにより、溶接線方向に沿った液膜は分断され、付与される歪低減により割れが抑制されると考えられる。

【0051】

本発明は、等軸晶の生成による割れ防止を骨子とするものであり、その一つの形態に過ぎないが、割れ防止に重要な役割を果たす等軸晶について詳細に調べた結果、等軸晶は、TiNを核として生成していることが判明した。なお、D材、E材には、それぞれ強化元素として、Ti：0.02%、0.06%、不可避免元素としてN：約0.004%が含有されていた。

20

【0052】

次に、本発明を実施するための形態について、まずレーザー溶接方法について、続いて溶接継手について説明する。

【0053】

本発明に係るレーザー溶接方法は、2枚以上の鋼板を重ね合わせ、その重ね合わせ部端部に沿ってこの重ね合わせ部を貫通する溶接部を形成するようにレーザー溶接するにあたり、
溶接部の溶融金属中のTi含有量を0.02%以上とし、
溶接ガスとしてN₂含有ガスを用い、
溶接部（溶融池）に等軸晶が形成されるように溶接し、
溶接時の凝固割れを防止することを最大の特徴とする。

30

【0054】

なお、上記の鋼板とは、レーザー溶接される重ね合わせ部で板状であればよく、例えば、図1に示されるように薄鋼板をハット型に成形してそのフランジ部を他方の鋼板（こちら例えば薄鋼板をハット型に成形したもののフランジ部であってもよい）と重ね合わせて溶接されるようなものでもよい。また、重ね合わせ部が曲面であってもよい。

40

【0055】

本発明の説明においても、特に断るか文脈上明らかに異なる意味でなければ、同様の意味で用いる。

【0056】

(1) 溶融金属中のTi含有量

溶融金属中のTiは、等軸晶形成の核となるTiNを形成するための必須元素である。溶接金属中でのTi含有量は $Ti \geq 0.02\%$ とする。好ましくは、0.03%以上より好ましくは0.05%以上である。一方で、Tiは高価な元素なので、過剰に添加するとコストアップにつながる。また、凝固割れ抑制の効果は、0.3%以上含有させても飽和する。

50

【0057】

なお、溶接金属中の成分（Tiに限らず、以下も同様）の含有量は、溶接時に、フィラー等で添加される成分か又は溶接ガスから供給される成分（典型的には、後述するN）でなければ、溶接される2枚以上の鋼の成分の平均として計算することができる。

【0058】

(2) 溶接ガスとしてのN₂ガス

本発明の溶接方法では、溶接ガス（シールドガス）として、N₂含有ガスを使用する。一般的には、鋼材をN₂含有雰囲気中で溶接すると、ブローホールの発生が懸念されている。そのため、N含有ステンレス鋼といった特殊な鋼材の溶接でない限り、N₂（又はその含有ガス）が鋼材用の溶接ガスとして用いられることは通常なく、軟鋼や高強度鋼用の溶接ガスとしてはアルゴン等が一般的に用いられる。しかしながら、本発明では、溶接凝固割れを抑制するために前述したTiNの形成の観点から、N₂単体又はアルゴン等にN₂を混合したガスを溶接ガスとして用いる。また、前述の事前検討や後述の各実施例ではブローホールは生じておらず、実際問題としてのブローホールの懸念は小さいと思われる。

10

【0059】

(3) 溶接部に等軸晶

本発明においては、溶接部（溶融池）に等軸晶を形成する。前述の通り、レーザ溶接部の凝固組織は柱状晶であって等軸晶の観察例は知られていなかったが、本発明においては、溶接部（溶融池）に等軸晶を形成する。好ましくは、以下に説明される等軸晶率が、20%以上であり、40%以上であることがさらに望ましい。

20

【0060】

等軸晶率は、図11(a)に概要を示すように、鋼板のレーザ溶接部を溶接進行方向と直交方向に切り出した断面観察から、次の(1)式により求められる値である。

【0061】

等軸晶率 = { (a1 + a2) / t } × 100 (%) (1)

t : 柱状晶が会合する位置における溶接金属部厚さ

a1、a2 : 前記溶接部の柱状晶が会合する位置における等軸晶の生成厚さ (mm)

【0062】

(4) 溶接継手（溶接部品）

30

本発明に係る溶接継手は、典型的には、前述したレーザ溶接方法によって、重ね合わせた2枚以上の鋼板を重ね合わせ端部に沿って、溶接部が形成されているのが好ましい。溶接部の位置は、端部が溶接時の熱で溶け落ちない範囲で、できるだけ重ね合わせ端部に近いほど、鋼材重量の低減、歩留まりの向上につながる。より具体的な形状としては、従来技術では困難であった、重ね合わせた鋼板の端部から4.0mm未満の位置に溶接部が形成されているのが好ましく、より好ましくは2.5mm未満である。後述する実施例で示すように、例えば端部から1.5mmの位置で溶接部が形成されていても凝固割れが生じない。

【0063】

(5) その他（好適範囲等）

40

次に、本発明の好適範囲について説明する。

【0064】

(5) - 1 溶接金属中の成分及びその含有量

本発明においては、溶接金属中の成分及びその含有量は、Tiを除き必ずしも限定されない。そのような成分については、好適範囲を記載することとする。

C : 本発明は、上述した凝固割れの解決を主たる目的とする。C含有量が0.05%未満の低C領域ではもともと凝固割れが生じ難いので本発明を適用するメリットはあまりない。これとは逆に、本発明は、凝固割れの生じ易いC含有量が0.05%以上の場合に有用であり、特に0.07%~0.25%の場合に非常に有用である。

Si : 高強度鋼を得るうえで有用な添加元素であると同時に、Tiの活量に及ぼす相互作

50

用助係数が大きい（T i に対する相互作用助係数として、1.43との報告あり）ので、前述したT i Nの形成に有効である。したがって、好適な含有量は、他の成分との組み合わせにもよる。

【0065】

一方で、鋼中のS iの含有は、機械特性に及ぼす影響の他、例えば、めっき性の低下を招く等の含有による悪影響があり、要求性能や用途によっては必ずしも適用できない。逆に言うと、前述のように割れ感受性の高い成分にもかかわらず少ないS i量に限定される場合であっても、N₂ガスを溶接ガスとすることで凝固割れ感受性を低下させることができる。

Mn：Mnは、高強度鋼を得るうえで有用な成分である半面、T iの活量をわずかながら低下させる（T iに対する相互作用係数として、-0.043との報告あり）。そのため、Mnは3.0%以下、好ましくは2.5%以下が好ましい。

P, S：P, Sは、含有によって前述したように凝固割れの割れ感受性を高めてしまうので、低いほどよい。目安としては、P, Sの合計量で、0.03%以下、より好ましくはいずれの元素も0.01%以下であるのがよい。

N：Nは、等軸晶の形成に寄与するT i Nの生成に必要な元素であるが、等軸晶が形成されて凝固割れが抑制される程度の量であればよく、溶接金属中の含有量は特に限定されない。また、Nは、溶接前の鋼板中に含まれていてもよいし、前述したようにN₂含有ガスを溶接ガスとして用いる場合等は溶接前の鋼にほとんど含まれていなくても構わない。

【0066】

なお、溶接ガスとして通常のArガスを用いる場合における溶接金属の好ましい成分としては、以下の成分が例示される。

(A) $0.05\% \leq C \leq 0.07\%$ 、 $P + S < 0.03\%$ 、 $T i \geq 0.03\%$

(B) $0.07\% < C \leq 0.25\%$ 、 $P + S < 0.03\%$ 、 $Mn \leq 1.8\%$ 、 $T i > 0.02\%$

(C) $0.07\% < C \leq 0.25\%$ 、 $P + S < 0.03\%$ 、 $1.8 \leq Mn$ 、 $T i > 0.02\%$ 、 $0.053\% \geq T i \text{ 含有量} + 0.067 \times S i \text{ 含有量}$ 、又は

(D) $0.25\% \leq C \leq 0.7\%$ 、 $P + S < 0.03\%$ 、 $T i \geq 0.02$

これら以外にも、本発明の効果が発揮される範囲において、他の成分が含まれていてもよい。

【0067】

(5)-2 鋼板の厚さ及びその組み合わせ

前述の事例及び後述の実施例では、板厚1.2mm同士の2枚重ね溶接における事例を用いて説明したが、いうまでもなく、本発明の効果は、薄板の重ね溶接継手に適用可能で、具体的には、板厚0.5mm以上の鋼板を用いた等厚もしくは差厚の2、3枚など複数枚重ね継手のフランジ端部の溶接時に有効である。一般的に使用される自動車用鋼板の板厚は0.5mm以上である。また、自動車組立溶接に用いられるレーザ溶接機の出力（4kW程度）を考慮すると、各々の鋼板の厚さは3.2mm以下、重ね合わせた複数枚の鋼板の合計板厚は、4.0mm以下であることが望ましい。

(5)-3 レーザ溶接条件

用いるレーザ光の種類に限定されることなく、いわゆる、CO₂レーザ、ファイバーレーザ、D I S Kレーザなどのあらゆるレーザ光を用いた薄鋼板の重ね合わせ溶接に適用可能である。

【0068】

レーザ溶接の出力、速度、焦点位置などの諸溶接条件により影響を受けず適用が可能であるが、レーザ狙い位置（フランジ端からの距離）については、1.5mm未満とすると、フランジ端部が溶融・溶け落ちるおそれがあるため、1.5mm以上離れた位置とすることが好ましい。

【実施例】

【0069】

〔実施例 1〕

表 2 に示す成分の鋼板（板厚 1.4 mm）を用いて、前述の検討例（模式図は図 4）と同様に二枚重ね溶接板組における割れ発生状況を調査した。溶接ガスとしては、Ar ガス又は N₂ ガスを使用し、N₂ ガスは 10～30 L/min の範囲で調整した。結果を図 9 にグラフで示す。

【0070】

【表 2】

C	Si	Mn	P	S	Ti	N
0.15	0.08	2.04	0.015	0.001	0.02	0.040

10

【0071】

溶接ガスとして通常の Ar ガスを用いた場合（すなわち N₂ ガス流量がゼロ）は、溶接部と重ね合わせ端部との距離が 3.0 mm を超えると凝固割れが生じたのに対し、N₂ ガス流量が 30 L/min の場合は、1.5 mm でも凝固割れを生じなかった。

【0072】

このとき、溶接部の凝固組織を断面観察すると、等軸晶が前者では形成されていなかったのに対し、後者では形成されていた（等軸晶率で 29%）。なお、断面観察は、レーザ溶接部を溶接進行方向と直交方向に切り出し、埋め込み、研磨後ピクラル腐食して観察したものである。

20

【0073】

〔参考例 2〕

表 3 に示す成分、板厚の鋼板を用いて、前述の事例及び実施例 1 と同様に二枚重ね溶接板組における割れ発生状況を調査した。なお、この時のレーザ溶接の狙い位置は、フランジの端部からの距離が 1.5 mm～4.5 mm とし、◎：1.5 mm で凝固割れなし、×：割れ発生（溶接金属中央部の板厚方向全長で割れ）、○：割れ改善（溶接金属中央部の板厚方向の一部のみで割れ）と評価した。溶接ガスとして Ar ガスを用いた。溶接金属の化学成分は、溶接される二枚の鋼板の成分の平均値である。

【0074】

【表 3】

C	Si	Mn	P	S	Ti	N	板厚
0.001,0.15,0.35	0.05	1.5	0.02	0.003	-	0.0040	1.2mm
0.15	0.05,0.5,1.0	2.04	0.015	0.001	0.0,0.02,0.06,0.1	0.0040	1.4mm
0.15	0.05	0.5	0.01	0.003	-	0.0040	1.2mm

30

【0075】

図 10（a）～図 10（d）は、C 含有量が 0.07%、0.15% 又は 0.25% である溶接金属の割れ感受性に及ぼす Si 量、Ti 量の影響を示すグラフである。

40

【0076】

図 10（a）のグラフに示すように、もっとも割れ感受性が高い C：0.07%、Mn：2.04% の溶接金属では、フランジの端部からの距離 1.5 mm という厳しい条件では、0.03% 以上の Ti により割れ改善が見られる。

【0077】

図 10（b）、図 10（c）に示すように、割れ感受性がやや低減する C 含有量が 0.15% の溶接金属では、Mn 含有量が 1.32% の場合では Ti 含有量が 0.02% 以上で割れ感受性の改善がみられ、Mn 含有量が 2.04% の場合では、Ti 含有量 ≥ 0.02% 以上、かつ $0.053 \geq Ti \text{ 含有量} + 0.067 \times Si \text{ 含有量}$ の範囲で割れ感受性の改善が認められた。

50

【0078】

さらに、図10(d)に示すように、C含有量が0.25%であってMn含有量が2.04%では、Ti含有量が0.02%以上で、割れ感受性の改善が認められた。

【0079】

なお、これら改善の認められた溶接金属には等軸晶が形成されていた。

図11(b)は、等軸晶率と図4に示す手法で評価した割れが発生しない限界フランジ端距離との関係を示すグラフである。

【0080】

図11(b)に示すように、等軸晶を形成することにより、凝固割れの抑制の効果が得られ、その生成量と溶接部に付与される歪（ここでは、フランジ端距離）により、完全に凝固割れを抑制できる等軸晶の量は変わるが、最も厳しいフランジ端距離1.5mmの条件でも、等軸晶率が45%以上あれば凝固割れの無いレーザ溶接継手を得られる。

10

【0081】

また、図11(b)によると、等軸晶率が20%でも割れが発生しない限界フランジ端距離が2mmと、等軸晶の無い場合の半分になるほど改善されている。割れが発生しない限界フランジ端距離が1.5mmと2.0mmとの違いは部材を製造する上であまり大きな違いではなく、等軸晶率が20%以上あれば十分な割れ防止効果が得られる。

【0082】

[実施例3]

供試材として、1.2mmもしくは1.4mmのC、Si、Mn、Tiの含有量が異なる平鋼板を端部が揃うように重ね合わせ、レーザ溶接した。

20

【0083】

鋼板の組み合わせによって溶接部における溶接金属のC、Si、Mn、Tiの含有量を振った複数のサンプルを作製し、溶接部における等軸晶率と割れ状況を評価した。なお、いずれの条件でも $P+S < 0.03\%$ とした。

【0084】

得られた結果を表4に示す。表4において図10と同様に、◎：割れ無し、×：割れ発生、○：割れ改善を示す。

【0085】

【表 4】

	C	Si	Mn	Ti	等軸晶率	割れ状況
発明例1-1	0.07	0.3	1.8	0.05	35	○
発明例1-2	0.07	0.3	1.8	0.03	21	○
発明例1-3	0.07	0.05	1.8	0.03	20	○
発明例1-4	0.07	0.5	1.8	0.03	16	○
比較例1-1	0.07	0.3	1.8	0.0	0	×
発明例2-1	0.15	0.05	2.0	0.05	45	◎
発明例2-2	0.15	0.5	2.0	0.03	55	◎
発明例2-3	0.15	0.5	2.0	0.1	100	◎
発明例2-4	0.15	1.0	2.0	0.06	100	◎
発明例2-5	0.15	0.05	2.0	0.03	28	○
比較例2-1	0.15	0.5	2.0	0.00	0	×
比較例2-2	0.15	1.0	2.0	0.00	0	×
発明例3-1	0.25	0.05	2.0	0.03	48	◎
発明例3-2	0.25	0.5	2.0	0.03	100	◎
比較例3-2	0.25	0.05	2.0	0.0	0	×
発明例4-1	0.15	0.05	1.3	0.03	46	◎
発明例4-2	0.15	0.5	1.3	0.03	65	◎
比較例4-2	0.15	0.05	1.3	0.0	0	×

【0086】

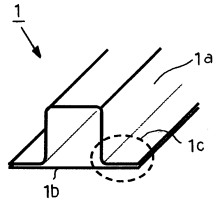
表4に示すように、本発明の条件を満足することにより、等軸晶率が20%以上あれば溶接割れが抑制でき、更に等軸晶率が45%以上であればフランジ端1.5mmのような厳しい溶接条件であっても、歪抑制などの溶接ジグを用いることなく、凝固割れを抑制し、健全なレーザ溶接継手を得られることがわかる。

【符号の説明】

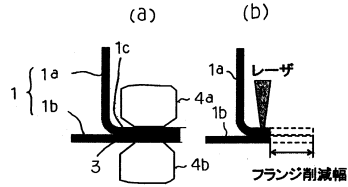
【0087】

- 1 ハット型構成部材
- 1 a ハット型パネル
- 1 b クロージングプレート
- 1 c フランジ部
- 3 溶接部
- 4 a、4 b スポット電極

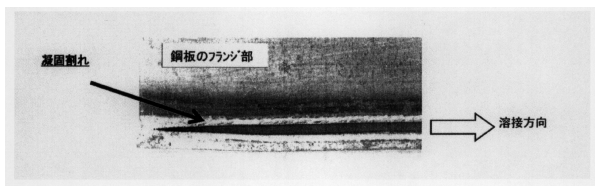
【図 1】



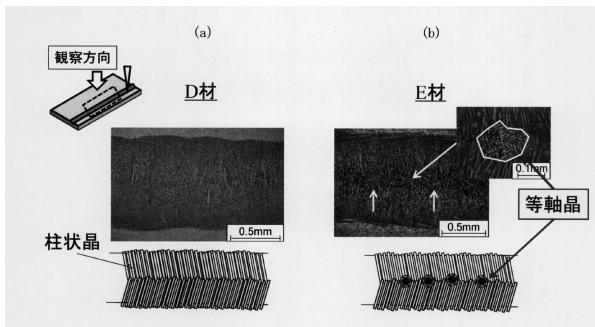
【図 2】



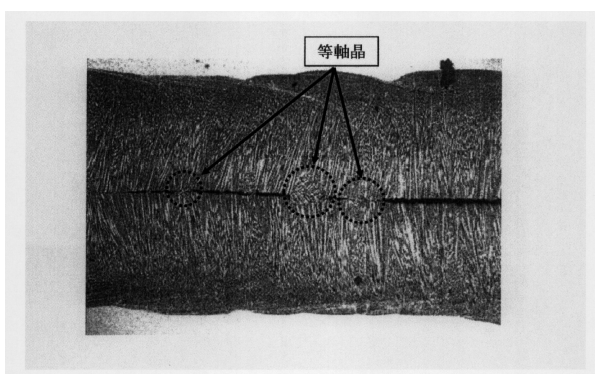
【図 3】



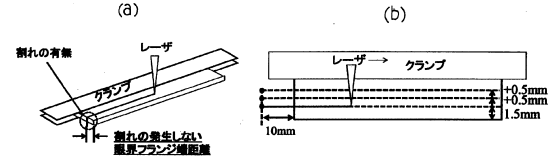
【図 7】



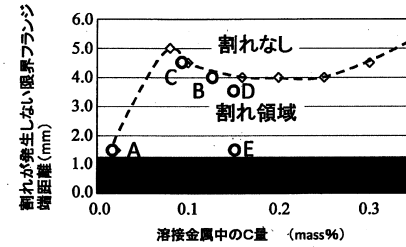
【図 8】



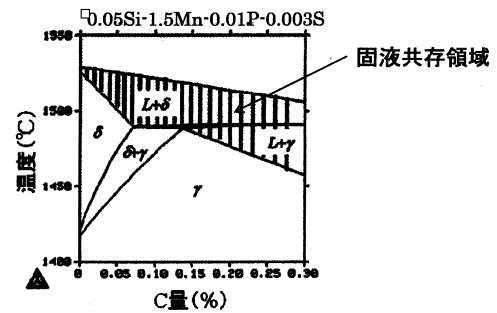
【図 4】



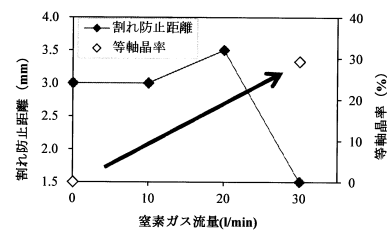
【図 5】



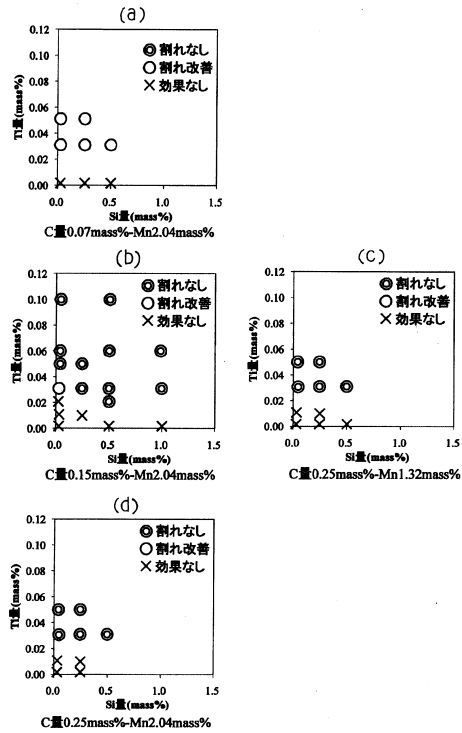
【図 6】



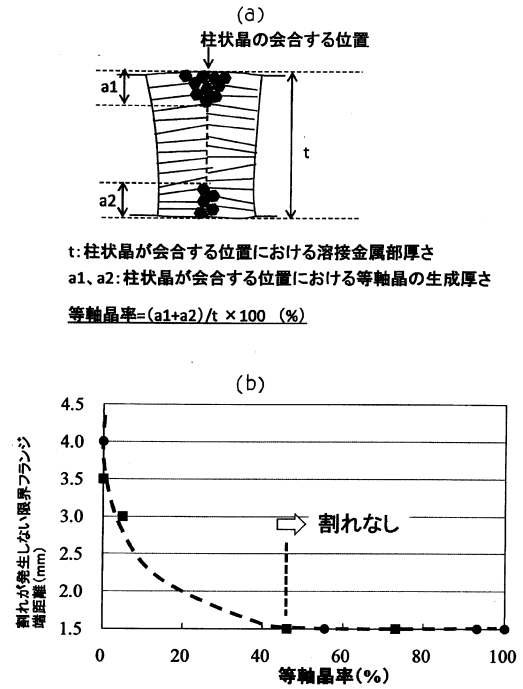
【図 9】



【図 10】



【図 11】



フロントページの続き

- (56)参考文献 特許第5861443 (JP, B2)
特開2006-142917 (JP, A)
特開2008-183565 (JP, A)
特開2008-183579 (JP, A)
特開2001-323335 (JP, A)
特開2010-279991 (JP, A)
特開平08-283913 (JP, A)
特開2005-230838 (JP, A)
特開平11-323502 (JP, A)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
B23K 26/21
B23K 26/32
C22C 38/00
C22C 38/14