

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2017 年 2 月 2 日(02.02.2017)



(10) 国際公開番号
WO 2017/018492 A1

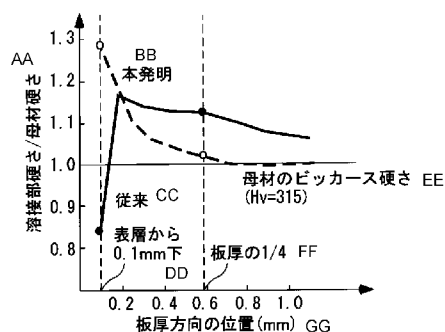
- (51) 国際特許分類:
B23K 31/00 (2006.01) *B23K 35/30* (2006.01)
B23K 9/02 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
B23K 26/354 (2014.01) *C22C 38/50* (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2016/072220
- (22) 国際出願日: 2016 年 7 月 28 日(28.07.2016)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2015-148634 2015 年 7 月 28 日(28.07.2015) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 児玉 真二(KODAMA, Shinji); 〒1008071 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 Tokyo (JP). 巽 雄二郎(TATSUMI, Yujiro); 〒1008071 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 Tokyo (JP). 大阿見 祥子(OAMI, Shoko); 〒1008071 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 Tokyo (JP). 内藤 恭章(NAITO, Yasuaki); 〒1008071 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 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 青木 篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目 5 番 1 号 虎ノ門 3 7 森ビル青和特許法律事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーロシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR),

[続葉有]

(54) Title: FILLET ARC WELDING JOINT AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 隅肉アーク溶接継手及びその製造方法

[図7]



AA Welded portion hardness/base metal hardness
BB Present invention
CC Prior art
DD 0.1 mm below upper layer
EE Vickers hardness of base metal
FF 1/4 of plate thickness
GG Position in plate thickness direction

(57) Abstract: Provided is an arc welded joint having excellent fatigue strength in which the hardness of an upper layer of a weld toe portion is increased to suppress the occurrence of crack, and of which a heat-affected zone in a plate thickness direction is narrowed to suppress the development of crack. A method for manufacturing the same is also provided. A fillet arc welded joint formed by fillet arc-welding at least two metal members comprises a re-melted portion formed by laser irradiation in a region including a boundary of a weld toe portion of at least one metal member that has been fillet arc-welded and a heat-affected zone produced by the fillet arc welding of a surface of the metal member. The fillet arc welded joint is characterized in that the re-melted portion is in an area with a depth of not more than 1/2 of the plate thickness of the metal member from the surface of the metal member, wherein prior austenite has an average effective crystal grain size of not more than 20 μm in the heat-affected zone at a depth of 0.1 mm from a re-melted boundary portion, which is the boundary of the re-melted portion in the surface of the metal member, in the plate thickness direction of the metal member.

(57) 要約:

[続葉有]



OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

溶接止端部の表層の硬度を高めて亀裂の発生を抑制するとともに、板厚方向の熱影響部を狭くして、亀裂の進展が抑制された疲労強度に優れるアーク溶接継手及びその製造方法を提供する。少なくとも2つの金属部材を隅肉アーク溶接することにより形成された隅肉アーク溶接継手であって、少なくとも一つの金属部材の前記隅肉アーク溶接の溶接止端部と、当該金属部材の表面の前記隅肉アーク溶接によって生じた熱影響部の境界を含める領域に、レーザ照射による再溶融部を有し、前記再溶融部は、前記金属部材の表面から当該金属部材の板厚の $1/2$ 以下の深さまでの範囲であって、前記金属部材の表面における前記再溶融部の境界である再溶融境界部から前記金属部材の板厚方向に 0.1 mm の深さまでの熱影響部における旧オーステナイトの平均有効結晶粒径が、 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする。

明 細 書

発明の名称：隅肉アーク溶接継手及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、隅肉アーク溶接継手及びその製造方法に関し、特に、自動車鋼板等の薄鋼板の隅肉アーク溶接継手の製造に好適なものである。

背景技術

[0002] 従来から、自動車分野では、環境保全のため、車体の軽量化による燃費の向上とともに、衝突安全性の向上が求められている。そのため、高強度鋼板を使用して薄肉化するとともに車体構造を最適化して、車体の軽量化と衝突安全性の向上を図るために、これまで種々の取り組みがなされてきた。

[0003] 車体の軽量化を図る高強度鋼板には、大きな疲労強度も求められる。特に、サスペンションアームやサブフレームなどの足回り部材は、溶接部分の疲労強度がより重要となる。溶接部分には応力集中、残留応力が存在するため、母材の強度が増加しても疲労強度は増加しないとされる。

[0004] このような課題に対し、特許文献 1、2 には、T I G アーク熱源やプラズマ熱源で溶接ビードを再溶融し、形状を整えることで応力集中の低減を図る技術が提案されている。しかし、これらの技術は技能を要するため、安定してビード形状を制御することが困難である。

また、T I G アーク熱源やプラズマ熱源で溶接ビードを再溶融すると、薄板部材では入熱過多となるため H A Z の材質が劣化して疲労強度を低下させるという問題がある。

[0005] また、特許文献 3 には、レーザ熱源を用いて、溶接金属が溶融しない程度の温度まで溶接止端部を加熱することによって、溶接金属側を硬化させて溶接金属のみに集中するひずみを低減する技術が開示されている。また、特許文献 4 には、レーザ熱源を用いて、鋼板が溶融しない程度の温度まで溶接止端部を加熱することによって、残留応力低減を図る技術が開示されている。しかし、特許文献 3、4 の加熱温度は溶接金属の融点以下の温度であり、焼

き入れが不十分になるので薄板溶接継手に対して十分な疲労強度向上効果が得られないという問題がある。

[0006] また、特許文献５に開示された薄鋼板の重ね隅肉アーク溶接継手の製造方法は、下板表面上の溶接ビード止端部が疲労破壊の起点であり、その硬さによって溶接継手の疲労強度が変化することに着目した技術である。この製造方法は、重ね隅肉溶接ビードの止端部が形成される箇所を想定し、予め当該箇所に、ＴＩＧアーク等の高エネルギー照射手段により高エネルギーを照射して溶融・凝固部を形成した後、前記溶融・凝固部に止端部が重なるように重ね隅肉アーク溶接することによって、溶接ビード止端部硬さを上昇させ、疲労強度を向上させることを狙っている。しかし、事前に止端部に相当する箇所を高エネルギー熱源の照射で硬化させても、重ね隅肉アーク溶接時の再熱による止端部が軟化する場合があり、十分な疲労強度向上効果が得られない場合がある。

[0007] また、特許文献６は、溶接継手の溶接ビードの止端部を中心として溶接ビードと鋼板とをプラズマを用いて再溶融することによって、前記止端部近辺をなだらかに形成し、反復応力による応力集中が抑制されることを開示している。しかし、再溶融された部分及びその近傍における金属組織は、再溶融の前後で変化するため、疲労特性が十分に改善できないおそれがある。

[0008] 図１は、上板１及び下板２を用いた従来の重ね隅肉溶接継手のき裂発生位置を示す部分の拡大断面図である。溶接ビード３には、不連続な形状に起因する応力集中や溶接金属の収縮によって生じる引張残留応力が存在するため、図１に示すように、亀裂が発生する部位は溶接止端部３ｂであり、亀裂４のほとんどはＨＡＺ５を伝搬する。特許文献１～５は、いずれも、ＨＡＺの材質劣化に起因する疲労強度の低下の抑制或いはＨＡＺにおける亀裂進展の抑制を意図したものでは無く、引張強さが７８０ＭＰａ以上の高強度鋼板を用いたアーク溶接継手の疲労強度を向上するには十分な効果が得られない。

[0009] 一般に、溶接継手の疲労寿命はき裂の発生寿命で整理されるが、溶接継手におけるき裂の発生状況は浸透探傷試験やひずみゲージ値の変化量で判断さ

れるため、純粹なき裂発生タイミングを判定することができず、き裂の伝播を含んだ寿命で疲労強度が評価されている。このため、H A Zにおける亀裂進展を抑制することで、溶接継手の実用的な疲労強度を向上できる可能性がある。

[0010] 特に、前記高強度鋼板の場合、引張強度が高いと、H A Zにおける亀裂進展速度が増加し、溶接止端部の疲労強度が低くなる傾向にあるため、H A Zのき裂進展抑制による疲労強度向上の効果が大きくなると考えられる。

先行技術文献

特許文献

[0011] 特許文献1：特開昭59－110490号公報

特許文献2：特開昭51－90946号公報

特許文献3：特開平7－118757号公報

特許文献4：特開平10－193164号公報

特許文献5：特開2011－62718号公報

特許文献6：特開2014－4609号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 前述したように、前記高強度鋼板の溶接部の疲労強度の低下の要因は、隅肉アーク溶接によって生じたH A Zの材質劣化による溶接部疲労強度への悪影響と考えられる。そこで、引張強さが440～980M p級の鋼板に溶接時の熱サイクルを与え、母材材質ままの疲労強度と溶接熱影響部の疲労強度を比較、調査した。なお、H A Zを再現するための熱処理条件は、最高到達温度1200℃とし、1200℃～800℃、800℃～500℃、500℃～室温における冷却速度を各々80℃／s、50℃／s、10℃／sとした。また、溶接部の応力集中を想定して、疲労試験片に応力集中係数（K t）が3となる切り欠きを設けた。

[0013] 図2に疲労試験結果を示す。疲労試験は応力比（R）＝0.1の軸力疲労

試験とし、200万回を繰り返し数の上限として疲労強度（応力範囲で表示）を求めた。母材の引張強さの増加に応じて母材の疲労強度は増加するが、HAZの疲労強度は590～780MPaを境に低下する傾向を示す。

[0014] このように、高強度鋼板では母材に比べてHAZの疲労強度が低下する。言い換えると、き裂が進展していくHAZの領域を狭くして、き裂の進展を抑制することで溶接部の疲労強度を増加させることが可能と考えられる。

[0015] すなわち、本発明では、き裂の進展方向である板厚方向の熱影響部（HAZ）領域を狭くして、亀裂の進展が抑制された疲労強度に優れる隅肉アーク溶接継手及びその製造方法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

[0016] 本発明では、隅肉アーク溶接の止端部の処理にレーザ光を活用することとした。図3に示すように、本発明では、溶接止端部と、前記隅肉アーク溶接によって生じた熱影響部の境界を含める領域をレーザ光で再溶融して局所的に焼き入れして硬化（以下、「レーザによる局所焼き入れ」という。）させる。本発明者らは、レーザ光を用いた前記再溶融により、隅肉アーク溶接止端部からの亀裂を抑制するとともに、レーザ照射後のき裂発生位置となる再溶融された領域（再溶融部）6の溶融境界6bにおけるHAZ6aを狭くすることで亀裂4の進展を抑制することが可能となり、大幅な溶接部疲労強度の向上が達成できることを見出した。

[0017] 本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下の通りである。

[0018] 本発明の隅肉アーク溶接継手は、少なくとも2つの金属部材を隅肉アーク溶接することにより形成された隅肉アーク溶接継手であって、少なくとも一つの金属部材の前記隅肉アーク溶接の溶接止端部と、当該金属部材の表面の前記隅肉アーク溶接によって生じた熱影響部の境界を含める領域に、レーザ照射による再溶融部を有し、前記再溶融部は、前記金属部材の表面から当該金属部材の板厚の1/2以下の深さまでの範囲であって、前記金属部材の表面における前記再溶融部の境界である再溶融境界部から前記金属部材の板厚

方向に0.1 mmの深さでの熱影響部における旧オーステナイトの平均有効結晶粒径は、20 μ m以下であることを特徴とする。

[0019] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の他の例では、前記再溶融部が、金属部材の表面から当該金属部材の板厚の1/3以下の深さまでの範囲であっても良い。

[0020] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の他の例では、前記再溶融部の溶接金属が、以下の式(1)で定義されるCeq値が0.3以上であっても良い。

$$Ceq = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \cdots \text{式(1)};$$

但し、式(1)中、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、Vは、元素の含有量(質量%)を示し、無添加の元素の場合、0が代入される。

[0021] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の他の例では、前記再溶融部の前記金属部材の板厚方向の深さが、前記金属部材の表面から前記金属部材の板厚の1/5以上であり、鋼板表面から0.1 mm下の位置におけるレーザ再溶融部と熱影響部との境界部の硬度が、前記金属部材の母材の硬度の1.2倍以上であって、前記境界部の垂直下方向において鋼板表面から前記金属部材の板厚の1/4深さにおける前記金属部材の硬度が、前記金属部材の母材の硬度の1.1倍以下であっても良い。

[0022] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の他の例では、金属部材が板厚の4.5 mm以下の鋼板であっても良い。

[0023] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の他の例では、予め求めた高い応力が負荷される箇所の少なくとも1つの箇所に、再溶融部が形成されていても良い。

[0024] 本発明の隅肉アーク溶接継手の製造方法は、少なくとも2つの金属部材を隅肉アーク溶接し、少なくとも一つの金属部材の前記隅肉アーク溶接の溶接止端部と、当該金属部材の表面の前記隅肉アーク溶接によって生じた熱影響部の境界を含める領域をレーザ照射により再溶融し、前記金属部材の表面から金属部材の板厚の1/2以下の深さまで再溶融部を形成することを特徴と

する。

[0025] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の製造方法の他の例では、前記再溶融境界部から前記金属部材の板厚方向に0.1mmの深さでの熱影響部における旧オーステナイトの平均有効結晶粒径が、20μm以下であっても良い。

[0026] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の製造方法の他の例では、前記再溶融された領域が、前記金属部材の表面から前記金属部材の板厚の1/3以下の深さまでの範囲であっても良い。

[0027] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の製造方法の他の例では、前記再溶融されている金属部材の以下の式(1)で定義されるCeq値が0.3以上であっても良い。

$$Ceq = C + Mn / 6 + Si / 24 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \cdots \text{式(1)} ;$$

但し、式(1)中、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、Vは、元素の含有量(質量%)を示し、無添加の元素の場合、0が代入される。

[0028] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の製造方法の他の例では、前記再溶融部の前記金属部材の表面からの深さは前記金属部材の板厚の1/5以上であり、鋼板表面から板厚方向に0.1mm下の位置におけるレーザ再溶融部と熱影響部との境界部における硬度が、金属部材の母材の硬度の1.2倍以上であって、前記境界部の垂直下方向において鋼板表面から前記金属部材の板厚の1/4の深さにおける硬度が、前記金属部材の母材の硬度の1.1倍以下になるように、レーザ照射を行っても良い。

[0029] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の製造方法の他の例では、金属部材が板厚の4.5mm以下の鋼板であっても良い。

[0030] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の製造方法の他の例では、予め求めた高い応力が負荷される箇所の少なくとも1つの箇所を、レーザ照射により再溶融しても良い。

[0031] また、本発明の隅肉アーク溶接継手の製造方法の他の例では、前記レーザ照射は、移動速度(m/min)に対するレーザ出力(kJ/sec)の比

が45～80 (kJ/m)であっても良い。

発明の効果

[0032] 本発明によれば、引張強度980MPaの高張力鋼の溶接止端部の疲労強度を向上し、板厚方向のHAZを狭くすることができる。そのため、自動車鋼板等の薄鋼板のアーカ溶接継手の疲労強度を増加させることができる。

図面の簡単な説明

[0033] [図1]従来の重ね隅肉溶接継手のき裂発生位置を示す部分拡大断面図である。

[図2]母材とHAZの疲労強度を比較するグラフである。

[図3]本発明におけるレーザ処理を施した溶接継手のき裂発生位置を示す部分拡大断面図である。

[図4]レーザ焼き入れ条件(A)、(B)及び(C)毎の溶接部の断面溶融形状を示す。

[図5]図5は、疲労試験の繰り返し数、ひずみの変化率及び亀裂の進展との関係を示すグラフである。

[図6A]再溶融部深さを変化させた溶接試験片を作製し、再溶融部溶け込み深さと継ぎ手疲労強度との関係を実験的に求めたグラフである。

[図6B]図6Aの実験に使用した試験片の溶接止端部又はレーザ溶融端部の金属組織の観察によって得られた、熱影響部における旧オーステナイトの平均有効結晶粒径と疲労強度向上率との関係を示すグラフである。

[図7]レーザ照射による、従来の隅肉アーカ溶接継手及び本発明の隅肉アーカ溶接継手の溶接止端部における板厚方向のビッカース硬さを示すグラフである。なお、ビッカース硬さは母材のビッカース硬さに対する比で表している。

[図8]図7のグラフに示すビッカース硬さが測定された箇所を示す拡大断面図であり、(A)は図7の「従来」のグラフに対応しており、(B)は図7の「本発明」に対応する。

発明を実施するための形態

[0034] 本発明は、板厚方向のHAZを狭くすることによって亀裂の進展を抑制す

ることを狙った技術であるため、レーザ焼き入れ条件によって、疲労強度向上効果が変化する。

そこで、予備評価として、レーザ照射条件と疲労強度の関係を調査した。供試材は板厚 2.3 mm の 980 MPa 級鋼板とし、アーク溶接材料には 780 MPa 級鋼用の溶接材料 (JIS Z3312 G78A4 UMN5C1 M3T) を使用した。アーク溶接は、パルスマグ溶接で、シールドガスを Ar + 20% CO₂ とし、溶接電流 190 A、アーク電圧 24 V、溶接速度 80 cm/min の条件とした。

[0035] レーザ焼き入れのためのレーザ照射条件は、レーザ出力 3 kW、移動速度 3 m/min とし、隅肉アーク溶接の止端部を狙い、+10 mm デフォーカス、+15 mm デフォーカスの 2 水準とした。

[0036] 図 4 に (A) レーザ照射無し、(B) +10 mm デフォーカス及び (C) +15 mm デフォーカスで焼き入れした場合の溶接部の断面溶融形状を示す。レーザ焼き入れ無しでの溶融境界部のビッカース硬さは 250 HV であったが、レーザ焼き入れを行うことによって該当箇所の硬さが 382 HV に上昇した。尚、再溶融された領域 (図 4 (B)、(C) の矢印に示された部分であって、図 3 の再溶融部 6 に該当する領域) は、試料を切断、研磨して、エッチングすることにより観察することができる。

[0037] 表 1 に、前記局所焼き入れ後の試験片の疲労寿命を示す。尚、試験片の疲労寿命は、応力振幅 250 MPa の片振り曲げ試験を前記試験片の溶接止端部に対して行うことによって測定された。

[0038] [表1]

条件No.	レーザ照射条件	疲労試験
A	レーザ照射無し	11万回
B	レーザ(10mmデフォーカス)	51万回
C	レーザ(15mmデフォーカス)	200万回超

[0039] 表 1 から分かるように、レーザによる局所焼き入れが行われた条件 No. B、C では、溶接ままの場合に比べて、疲労寿命が 5 倍～20 倍程度向上し

ていることがわかる。

このように、溶接止端部をレーザーで溶融することによって当該止端部が焼き入れされて硬化し、溶接部分の疲労強度が上昇するが、レーザー照射条件、すなわち溶融形状の違いによっても大きな疲労強度差が生じることが分かる。

[0040] そこで、表1の条件A～Cの例を対象に、疲労試験の繰り返し数に対する亀裂発生部近傍のひずみ履歴の変化を調査した。止端部から1mm程度離れた位置にひずみゲージを貼り、繰り返し応力に起因する周期的なひずみ振幅を測定する。止端部にき裂が発生すると、ひずみゲージで測定されるひずみ振幅が低下する。前記条件A～Cにおける最初のひずみ振幅を全て規格化して同じ大きさとし、疲労試験の繰り返し数と規格化されたひずみ（振幅）の関係を図5に示す。なお、前記条件A～Cを溶接断面形状で分類すると、以下の溶融形状に対応する。

条件A：アーク溶接のみを行った場合；

条件B：レーザーによる再溶融深さが板厚の1／2程度になるようにした場合；

条件C：レーザーによる再溶融深さが板厚の1／3程度になるようにした場合

[0041] 図5から分かるように、前記条件Aの場合に比べて、前記条件Bの場合は亀裂の発生が遅くなるが、亀裂の進展速度は差が無いことが分かる。すなわち、前記条件Bはレーザーによる再溶融で亀裂発生部が硬くなり亀裂の発生を遅延させることが可能となったが、レーザーによる入熱領域の拡大に伴って粗粒な組織からなるHAZが比較的広範囲に広がったと考えられる。そのため、亀裂がHAZにおいて進展し、亀裂進展速度が通常のアーク溶接の場合と大差が無く、十分な疲労寿命の向上につながらなかったと考えられる。

[0042] また、前記条件Aに比べて前記条件Cは、亀裂の発生が遅く、かつ亀裂の進展速度も遅くなることが分かる。亀裂の進展速度が遅くなる原因として、亀裂の進展経路がHAZでなく細粒な組織からなる母材になったことが考え

られる。一方で、亀裂発生部の硬さが同等である前記条件Bに比べても前記条件Cの場合、亀裂の発生が遅延していることから、レーザによる溶融領域の縮小に伴って入熱領域が縮小した結果、引張残留応力が低下したためと考えられる。

[0043] 疲労強度を向上可能な再溶融部深さを求めることを目的として、図4と同様の要領にて再溶融部深さを变化させた溶接試験片を作製し、アーク溶接単独（すなわち、アーク溶接まま）の疲労強度を1.0として、再溶融部溶け込み深さと継ぎ手疲労強度の向上率との関係を実験的に求めた。その結果を図6Aに示す。図6Aに示されるように亀裂発生部深さが $1/2t$ （板厚 t の $1/2$ 厚さ）よりも大きくなると、ティグドレッシングを行った場合と同等の効果になった。また、再溶融部の溶け込み深さが浅いと、当該再溶融部の表面が凹凸状になるため、再溶融深さは $1/5$ 以上 $1/2t$ 以下とし、好ましくは $1/5$ 以上 $1/3t$ 以下である。

[0044] 更に、本発明における疲労強度向上のメカニズムを明らかにするため、図6Aの実験結果を得るために使用した試験片のレーザ溶融部の熱影響部及びその近傍の金属組織を観察した。

[0045] レーザ照射による再溶融が行われた試験片について、鋼板表面上の前記再溶融部と当該再溶融部の熱影響部の境界部（以下、「再溶融境界部」という。）から鋼板の板厚方向に0.1mmの深さにおける金属組織を観察した。尚、アーク溶接ままの試験片の金属組織とティグドレッシングの試験片について、鋼板表面における溶接金属と熱影響部の境界部を起点に板厚方向に0.1mm深さにおける、前記再溶融部を除く金属組織を観察した。前述した位置を中心に $500\mu\text{m} \times 500\mu\text{m}$ の範囲の金属組織をEBSD解析し、結晶方位差 15° で区切ったときの結晶粒サイズから旧オーステナイトの平均有効結晶粒径を求めた。有効結晶粒径の測定対象となる旧オーステナイトは、前記再溶融部に含まれるものではなく、前記レーザ照射による再溶融部の熱影響部に含まれるものである。

[0046] 図6Bに熱影響部の旧オーステナイトの平均有効結晶粒径と疲労強度向上

率の関係を示す。尚、アーク溶接単独の疲労強度を 1.0 とした。図 6 A では溶込み深さの低下と共に疲労強度が増加したが、図 6 B では結晶粒径の低下によって疲労強度が増加することがわかる。アーク溶接単独での旧オーステナイトの平均有効結晶粒径は $37\ \mu\text{m}$ であり、ティグドレッシングを施した場合の旧オーステナイトの平均有効結晶粒径は $32\ \mu\text{m}$ であった。これに対して、レーザ処理で、当該レーザ処理による再溶融部の熱影響部に含まれる旧オーステナイトの平均有効結晶粒径を $20\ \mu\text{m}$ 以下とすることによってティグドレッシング以上の疲労強度向上率が得られることが確認できた。

[0047] なお、ティグドレッシングでは結晶粒径が比較的大きいにも関わらず 1.2 倍の疲労強度向上率が得られているが、これは、溶接止端部を比較的大きな熱量で再溶融させたため溶融端部の形状が滑らかになり、応力集中係数がより小さな値になったためと考えられる。すなわち、従来のティグドレッシングやプラズマ処理技術は、溶融端部の形状を滑らかにすることによってき裂発生部である溶接止端部への応力集中を低減させるという作用機序を特徴とする。これに対し、本発明は、レーザ加工処理によってき裂発生部の金属組織を細粒化して疲労強度向上させるという作用機序を特徴としており、技術的思想においてティグドレッシング等の従来技術から異なるものである。

[0048] また、レーザの入熱によって HAZ が拡大することを防止する必要がある。加えて、溶接入熱が増加すると溶融端部の引張残留応力増加の要因となり、亀裂の進展が速くなるので、溶接止端部における表層のみ、硬度を向上させることが好ましい。そのため、図 7 の「本発明」のグラフが示すように、前記レーザ照射は、以下の (i) 及び (ii) を満足するようにレーザ照射強度、レーザ照射時間及び照射範囲等の照射条件を調整することが好ましい。すなわち、

(i) 鋼板の表面から板厚方向に $0.1\ \text{mm}$ 下の位置におけるレーザ再溶融によって新たに形成される溶融境界の硬度を母材の硬さの 1.2 倍以上に高める
;

(ii) 鋼板の表面から板厚方向に $0.1\ \text{mm}$ 下の位置における前記溶融境界の

垂直下方向において、鋼板の表面から前記鋼板の約 $1/4$ の深さ位置における硬度を母材の硬度の 1.1 倍以下にする。

[0049] 鋼板表面から 0.1 mm 厚さの領域の硬さが大きいと、き裂の発生が抑制され、鋼板表面から $1/4$ 厚さの領域の硬さが小さいと（すなわち、鋼材が軟質の場合）、き裂の進展が抑制される。図 7 の「従来」のグラフが示すように、従来の隅肉アーク溶接継手は、硬さ分布が、 0.1 mm 厚さの領域で硬さが大きくなっていないし、 $1/4$ 厚さの領域で硬さが軟化するようになっていない。一方、図 7 の「本発明」のグラフが示すように、本発明の隅肉アーク溶接継手では、硬さの厚さ方向の分布が、き裂の抑制に対し、好ましい分布となる。

[0050] 尚、図 7 のグラフに示すビッカース硬さが測定された箇所を図 8 (A) 及び (B) に示す。図 8 (A) は、レーザ照射による再溶融部が行われなかったアーク溶接部分の拡大断面図であり、図 8 (B) は、本発明の隅肉アーク溶接継手の製造方法に基づくアーク溶接が行われた箇所の拡大断面図である。図 8 (A) においては、鋼板表面から 0.1 mm 下における溶接金属 3 と熱影響部 5 の境界部を起点に矢印方向に沿って、板厚方向の硬さ分布を測定した。図 8 (B) においては、鋼板表面から 0.1 mm 下におけるレーザ再溶融部 6 と熱影響部 6 a の境界部を起点に矢印方向に沿って、板厚方向の硬さ分布を測定した。

但し、母材硬さは、図 8 (A)、(B) 中の矢印線から十分離れた箇所において測定した。

[0051] 本発明は、前述したように、レーザ照射によって溶接止端部を局所的に焼き入れする。この焼き入れ効果を高めるため、式 (1) で定義される Ceq 値が 0.3 以上となる組成を有する鋼製部材を用いることが好ましい。

$$Ceq = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \cdots \text{式 (1)} ;$$

但し、式 (1) 中、 C 、 Mn 、 Si 、 Ni 、 Cr 、 Mo 、 V は、元素の含有量（質量％）を示す。

[0052] 同様に、レーザ照射によって溶接止端部を局所的に焼き入れする効果を高めるため、溶接材料は、前記式（１）で定義される Ceq 値が 0.3 以上となる組成を有するものを用いることが好ましい。

[0053] また、外部からの負荷が直接的に加えられる溶接構造部材に付加されると想定される繰り返し荷重を当該溶接構造部材に付加した際に疲労き裂が最初に発生する領域に、本発明における再溶融部を形成しても良い。或いは、最大主応力の方向も予め知見できる場合、その最大主応力が発生する溶接箇所、本発明における再溶融部を形成しても良い。このように、予め求めた高い応力が負荷される箇所の少なくとも 1 つの箇所に、再溶融部を形成することは、疲労強度向上に有効である。

実施例

[0054] レーザによる溶接止端部の局所焼き入れの範囲と溶接部分の疲労強度向上との関係を明確にするべく、以下のように試験片を作製して、前記試験片のアーク溶接ビードの溶接止端部にレーザビーム照射し、レーザ照射後の試験片について、ビッカース硬さ、疲労強度、疲労強度向上率及び旧オーステナイトの平均有効結晶粒径を測定した。

[0055] 表 2-1 に、供試鋼板の成分（質量％）を示す。鋼板 A は 980MPa 級、鋼板 B は 780MPa 級の熱延鋼板で、共に Ceq が 0.3 以上である。また、鋼板 A の板厚は 2.3mm、鋼板 B の板厚は 2.9mm である。

[0056] [表2-1]

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Nb	Ni	Al	V	Ti	Ceq	板厚 (mm)
鋼板 A	0.15	0.5	2.4	0.01	0.005	0.04	0.05	0.05	0.05	0.02	0.04	0.05	0.03	0.60	2.3
鋼板 B	0.12	0.2	1.6	0.01	0.007	0.02	0.01	0.01	0.02	0.02	0.03	0.01	0.01	0.40	2.9

[0057] 表 2-2 に、溶接ワイヤの成分を示す。w1 は 490MPa 級鋼板用、w2 は 780MPa 級鋼板用の溶接ワイヤであり、w1 の Ceq は 0.3 未満、w2 の Ceq は 0.3 以上である。ワイヤの外径は、いずれも 1.2mm である。

[0058] [表2-2]

記号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Nb	Ni	Al	V	Ti	Ceq
w 1	0.07	0.7	1.1	0.01	0.005	0.01	0.2	0.01	0.05	0.01	0.002	0.001	0.01	0.29
w 2	0.07	0.5	1.3	0.01	0.008	0.80	0.3	0.20	0.01	2.3	0.002	0.01	0.01	0.58

[0059] これらの鋼板及び溶接ワイヤを用いてパルスマグ溶接にて重ね隅肉継手を作製した。溶接条件は、溶接電流：190 A、アーク電圧：24 Vとし、板厚2.3 mmの継手では溶接速度：0.8 m/min、板厚2.9 mmの継手では溶接速度：0.6 m/minとした。

[0060] 次いで、作製された前記試験片のアーク溶接ビードの溶接止端部に対して、表2-3に示すレーザ照射条件で溶接止端部の溶融処理を行った。条件Ⅰはレーザ処理を施さない場合、条件Ⅱ～ⅥはYAGレーザ加工装置を用いて、レーザ出力3～4 kW、デフォーカス長さ+5～+15 mm、移動速度3～4 m/minとした。前記レーザ加工装置のレンズは、集光径が0.6 mm、焦点距離が200 mmである。参考情報として、板厚2.3 mmの鋼板に対する溶込み深さの比の場合、条件Ⅲは板厚の1/2程度の溶込み深さ、条件Ⅳ～Ⅵは板厚の1/3程度の溶込み深さであった。

[0061] [表2-3]

	レーザ出力 (kW)	デフォーカス長さ (mm)	レーザの移動速度 (m/min)	レーザ出力 /レーザの移動速度 (kJ/m)
I (参考例)	—	—	—	—
Ⅱ	3	+5	3	60
Ⅲ	3	+10	3	60
Ⅳ	3	+15	3	60
Ⅴ	3	+10	4	45
Ⅵ	4	+15	4	60
Ⅶ	3	+10	1	180

[0062] 表2-1の鋼板、表2-2の溶接ワイヤ、表2-3のレーザ処理条件を組み合わせて表3-1の条件にて曲げ疲労試験片No. 1～11を作製し、疲労強度及び疲労強度向上率を測定した。また、疲労試験片No. 1～11の

それぞれについて、ビッカース硬さ、疲労強度、疲労強度向上率及び溶接部分近傍の金属組織の旧オーステナイトの平均有効結晶粒径を測定した。

[0063] (疲労強度測定)

疲労強度測定試験は、シェンク式疲労試験機を用いて完全片振りで実施し、繰返し数は200万回までとし、前記疲労試験片のそれぞれについて、亀裂の発生箇所と、200万回疲労強度（応力振幅）を測定した。その結果を表3-2に示す。

[0064] (疲労強度向上率測定)

疲労試験片No. 1は、980MPa級熱延鋼板Aと490MPa級鋼板用の溶接ワイヤw1の組み合わせによる従来の重ね隅肉アーク溶接継手に相当するものであり、その疲労強度は170MPaであった。また、疲労試験片No. 7は、780MPa級の熱延鋼板Bと490MPa級鋼板用の溶接ワイヤw1の組み合わせによる従来の重ね隅肉アーク溶接継手に相当するものであり、その疲労強度は160MPaであった。使用した母材が疲労試験片No. 1と同じ疲労試験片No. 2～6に対しては、疲労試験片No. 1の疲労強度を基準とした疲労強度向上率を算出した。また、使用した母材が疲労試験片No. 7と同じ疲労試験片No. 8～11に対しては、疲労試験片No. 7の疲労強度を基準とした疲労強度向上率を算出した。このように算出された各疲労試験片の疲労強度向上率の結果から、レーザ止端処理による疲労強度向上効果を評価した。

[0065] なお、疲労強度向上効果に関して、特に定められた基準はないが、一般的に疲労強度試験は結果がばらつきやすいとされているため、確実な効果を得るため、従来の疲労強度に対して2割以上の効果のあったものを発明とした。

[0066] (ビッカース硬さの測定)

条件II～VIでレーザ処理された試験片について、鋼板表面から板厚方向に0.1mm下の位置における再溶融境界部におけるビッカース硬さを測定した。尚、条件I或いはティグドレッシングによる溶接が行われた試験片につい

て、鋼板表面における溶接金属と熱影響部の境界部を起点に板厚方向に 0.1 mm 深さにおけるビッカース硬さを測定した。各試験片の測定値を表 3-2 の「鋼板表面から 0.1mm 深さにおけるビッカース硬さ (Hv-B)」の欄に示す。尚、熱影響部、溶接部及び再溶融部から十分離れた箇所における鋼板表面硬度を測定した。尚、表 3-2 の「母材のビッカース硬さ (Hv-A)」は、溶接、ティグドレッシングによる溶接及びレーザによる再溶融が行われる前の鋼板の表面硬度の測定値である。

[0067] また、条件 II~VI でレーザ処理された試験片について、前記ビッカース硬さ (Hv-B) の測定点の垂直下方向において、鋼板表面から鋼板の板厚の $1/4$ の深さにおけるビッカース硬さを測定した。各試験片の測定値を表 3-2 の「鋼板表面から $t/4$ 深さにおけるビッカース硬さ (Hv-C)」の欄に示す。

[0068] (溶接部分近傍の旧オーステナイトの平均有効結晶粒径の測定)

条件 II~VI でレーザ処理された試験片について、鋼板表面上の再溶融境界部から鋼板の板厚方向に 0.1 mm の深さにおける金属組織を観察した。条件 I 或いはティグドレッシングによる溶接が行われた試験片について、鋼板表面における溶接金属と熱影響部の境界部を起点に板厚方向に 0.1 mm 深さにおける金属組織を観察した。前述した位置を中心に $500\ \mu\text{m} \times 500\ \mu\text{m}$ の範囲の金属組織を EBSD 解析し、結晶方位差 15° で区切ったときの結晶粒サイズから旧オーステナイトの平均有効結晶粒径を求めた。この測定結果を、表 3-2 の項目「旧オーステナイトの平均有効結晶粒径 (μm)」の欄に示す。

[0069]

[表3-1]

曲げ疲労 試験片番号	母材の 種類	溶接ワイヤの 種類	レーザ処理 条件	再溶融部深さ (mm)	母材板厚に対する 再溶融部深さの比	旧オーステナイトの 平均有効結晶粒径 (μm)	備 考
1	A	w 1	I (無し)	-	-	41	従来例
2	A	w 1	IV	0.7	0.3	12	発明例
3	A	w 1	VI	0.5	0.22	8	発明例
4	A	w 1	III	1.1	0.48	18	発明例
5	A	w 2	IV	0.6	0.26	14	発明例
6	A	w 1	II	1.7	0.74	31	比較例
7	B	w 1	I (無し)	-	-	38	従来例
8	B	w 2	III	1	0.34	16	発明例
9	B	w 1	III	0.9	0.31	14	発明例
10	B	w 1	II	1.5	0.65	23	比較例
11	B	w 2	ティグ(TIG) ドレッシング	1.8	0.78	41	従来例
12	A	w 1	VII	1.7	0.74	34	比較例

[0070]

[表3-2]

曲げ疲労 試験片番号	母材の ビッカース硬さ (Hv-A)	鋼板表面から 0.1mm深さにおける ビッカース硬さ (Hv-B)	(Hv-B)/(Hv-A)	鋼板表面から t/4深さにおける ビッカース硬さ (Hv-C)	(Hv-C)/(Hv-A)	き裂発生箇所	疲労強度 (MPa)	疲労強度 向上率	備 考
1	315	288	0.91	325	1.03	アーク溶接止端部	170	-	従来例
2	315	389	1.23	313	0.99	再溶融部の端部	250	1.47	発明例
3	315	381	1.21	317	1.01	再溶融部の端部	265	1.56	発明例
4	315	381	1.21	316	1	再溶融部の端部	235	1.38	発明例
5	315	332	1.05	313	0.99	再溶融部の端部	220	1.29	発明例
6	315	383	1.22	367	1.17	再溶融部の端部	185	1.09	比較例
7	265	273	1.03	281	1.06	アーク溶接止端部	160	-	従来例
8	265	321	1.21	265	1	再溶融部の端部	205	1.28	発明例
9	265	355	1.34	262	0.99	再溶融部の端部	220	1.38	発明例
10	265	355	1.34	331	1.25	再溶融部の端部	170	1.06	比較例
11	265	296	1.12	283	1.07	再溶融部の端部	180	1.13	従来例

[0071] (980MPa級熱延鋼板Aを用いた本発明例)

疲労試験片2、3は本発明の最も好適な条件を満足しており、疲労強度或

いは疲労強度向上率が最も良好な結果が得られた。疲労試験片 4 は疲労強度及び疲労強度向上率とも従来例に比べて良好であるが、レーザによる再溶融深さが板厚の $1/3$ 超と溶け込みが深いために、き裂が HAZ に沿って進展する傾向を示し、疲労試験片 2、3 に比べると疲労強度及び疲労強度向上率が若干劣る。また、疲労試験片 5 も疲労強度及び疲労強度向上率とも従来例に比べて良好であるが、Ce q が 0.3 未満の溶接ワイヤを用いて作製されたために、鋼板表面から 0.1 mm 深さにおける前記局所焼き入れが不十分となった。そのため、疲労試験片 2、3 に比べると疲労強度及び疲労強度向上率が若干劣る。

[0072] (980 MPa 級熱延鋼板 A を用いた比較例)

曲げ疲労試験片 6 は、デフォーカス長さが最も短く、レーザによる再溶融深さが板厚の $1/2$ 超に達していたため、き裂が HAZ 内を進展した。その結果、疲労強度が向上せず十分な疲労強度向上効果が得られなかった。

[0073] (780 MPa 級の熱延鋼板 B を用いた本発明例)

疲労試験片 8 は、疲労強度及び疲労強度向上率とも、従来例としての疲労試験片 7、11 及び比較例としての疲労試験片 10 に比べて良好である。尚、疲労試験片 11 は従来技術のティグドレッシングを用いて作製された従来の重ね隅肉アーク溶接継手に相当するものであり、レーザによる再溶融深さが板厚の 70% を超える程度に溶け込みが深く、き裂が HAZ 内を進展したため、十分な疲労強度向上効果が得られなかった。疲労試験片 11 は、溶け込み深さが大きい、すなわち、入熱が大きい、HAZ が大きくなり、き裂が HAZ 内のみを進展するために疲労強度が不十分となった。

[0074] 但し、疲労試験片 8 は、Ce q が 0.3 未満の溶接ワイヤを用いて作製されたために、鋼板表面から 0.1 mm 深さにおける前記局所焼き入れが、疲労試験片 9 に比べて 1 割程度低い強度になっている。疲労試験片 9 は、レーザによる再溶融深さが板厚の $1/3$ 未満になるように作製されており、疲労強度及び疲労強度向上率とも疲労試験片 8 よりも良好な結果が得られている。

[0075] (780MPa級の熱延鋼板Bを用いた比較例)

疲労試験片10はデフォーカス長さが最も短く、レーザによる再溶融深さが板厚の1/2超に達しており、溶け込みが深く、き裂がHAZ内を進展したため、十分な疲労強度向上効果が得られなかった。

産業上の利用可能性

[0076] 本発明は、高強度の薄板鋼板を用いた溶接産業において利用可能性が高いものである。

符号の説明

- [0077]
- | | |
|----|-------------|
| 1 | 上板 |
| 2 | 下板 |
| 3 | 溶接ビード |
| 4 | 亀裂 |
| 5 | HAZ (熱影響部) |
| 6 | レーザ再溶融部 |
| 6a | レーザ溶融によるHAZ |

請求の範囲

- [請求項1] 少なくとも2つの金属部材を隅肉アーク溶接することにより形成された隅肉アーク溶接継手であって、
- 少なくとも一つの金属部材の前記隅肉アーク溶接の溶接止端部と、当該金属部材の表面の前記隅肉アーク溶接によって生じた熱影響部の境界を含める領域に、レーザ照射による再溶融部を有し、
- 前記再溶融部は、前記金属部材の表面から当該金属部材の板厚の $1/2$ 以下の深さまでの範囲であって、
- 前記金属部材の表面における前記再溶融部の境界である再溶融境界部から前記金属部材の板厚方向に 0.1 mm の深さでの熱影響部における旧オーステナイトの平均有効結晶粒径は、 $20\text{ }\mu\text{ m}$ 以下であることを特徴とする隅肉アーク溶接継手。
- [請求項2] 前記再溶融部が、前記金属部材の表面から当該金属部材の板厚の $1/3$ 以下の深さまでの範囲であることを特徴とする請求項1に記載の隅肉アーク溶接継手。
- [請求項3] 前記再溶融部の溶接金属は、以下の式(1)で定義される Ceq 値が 0.3 以上であることを特徴とする請求項1又は2に記載の隅肉アーク溶接継手。
- $$Ceq = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \cdots \text{式(1)} ;$$
- 但し、式(1)中、 C 、 Mn 、 Si 、 Ni 、 Cr 、 Mo 、 V は、元素の含有量(質量%)を示す。
- [請求項4] 前記再溶融部の前記金属部材の板厚方向の深さは、前記金属部材の表面から前記金属部材の板厚の $1/5$ 以上であり、
- 鋼板表面から 0.1 mm 下の位置におけるレーザ再溶融部と熱影響部との境界部の硬度が、前記金属部材の母材の硬度の 1.2 倍以上であって、前記境界部の垂直下方向において鋼板表面から前記金属部材の板厚の $1/4$ 深さにおける前記金属部材の硬度が、前記金属部材の母材

の硬度の1.1倍以下であることを特徴とする請求項1～3のうちいずれか1項に記載の隅肉アーク溶接継手。

[請求項5] 前記金属部材は、板厚が4.5 mm以下の鋼板であることを特徴とする請求項1～4のうちいずれか1項に記載の隅肉アーク溶接継手。

[請求項6] 予め求めた高い応力が負荷される箇所の少なくとも1つの箇所に、再溶融部が形成されていることを特徴とする請求項1～5のうちいずれか1項に記載の隅肉アーク溶接継手。

[請求項7] 少なくとも2つの金属部材を隅肉アーク溶接し、
少なくとも一つの金属部材の前記隅肉アーク溶接の溶接止端部と、当該金属部材の表面の前記隅肉アーク溶接によって生じた熱影響部の境界を含める領域をレーザ照射により再溶融し、前記金属部材の表面から金属部材の板厚の1/2以下の深さまで再溶融部を形成することを特徴とする隅肉アーク溶接継手の製造方法。

[請求項8] 前記再溶融境界部から前記金属部材の板厚方向に0.1 mmの深さでの熱影響部における旧オーステナイトの平均有効結晶粒径が、20 μm以下であることを特徴とする請求項7に記載の隅肉アーク溶接継手の製造方法。

[請求項9] 前記再溶融された領域が、前記金属部材の表面から前記金属部材の板厚の1/3以下の深さまでの範囲であることを特徴とする請求項7又は8に記載の隅肉アーク溶接継手の製造方法。

[請求項10] 前記再溶融されている金属部材は、以下の式(1)で定義されるCeq値が0.3以上であることを特徴とする請求項7～9のうちいずれか1項に記載の隅肉アーク溶接継手の製造方法。

$$Ceq = C + Mn / 6 + Si / 24 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \cdots \text{式(1)} ;$$

但し、式(1)中、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、Vは、元素の含有量(質量%)を示す。

[請求項11] 前記再溶融部の前記金属部材の表面からの深さは前記金属部材の板

厚の $1/5$ 以上であり、

鋼板表面から板厚方向に 0.1 mm 下の位置におけるレーザ再溶融部と熱影響部との境界部における硬度が、前記金属部材の母材の硬度の 1.2 倍以上であって、前記境界部の垂直下方向において鋼板表面から前記金属部材の板厚の $1/4$ 深さにおける硬度が、前記金属部材の母材の硬度の 1.1 倍以下になるように、レーザ照射を行うことを特徴とする請求項 7～10 のうちいずれか 1 項に記載の隅肉アーク溶接継手の製造方法。

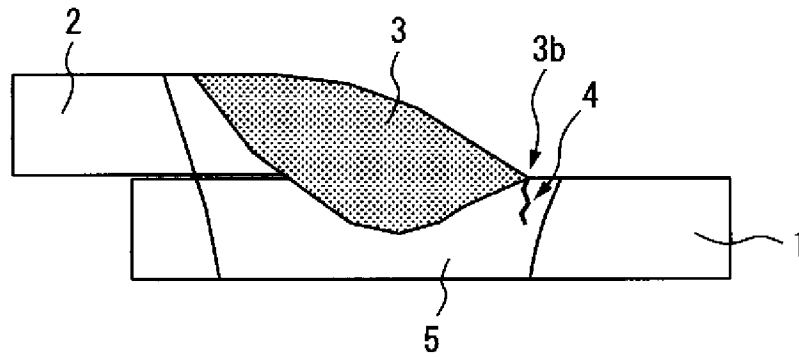
[請求項12] 前記金属部材は、板厚が 4.5 mm 以下の鋼板であることを特徴とする請求項 7～11 のうちいずれか 1 項に記載の隅肉アーク溶接継手の製造方法。

[請求項13] 予め求めた高い応力が負荷される箇所の少なくとも 1 つの箇所を、レーザ照射により再溶融することを特徴とする請求項 7～12 のうちいずれか 1 項に記載の隅肉アーク溶接継手の製造方法。

[請求項14] 前記レーザ照射は、移動速度 (m/min) に対するレーザ出力 (kJ/sec) の比が $45\sim80$ (kJ/m) であることを特徴とする請求項 7～13 のうちいずれか 1 項に記載の隅肉アーク溶接継手の製造方法。

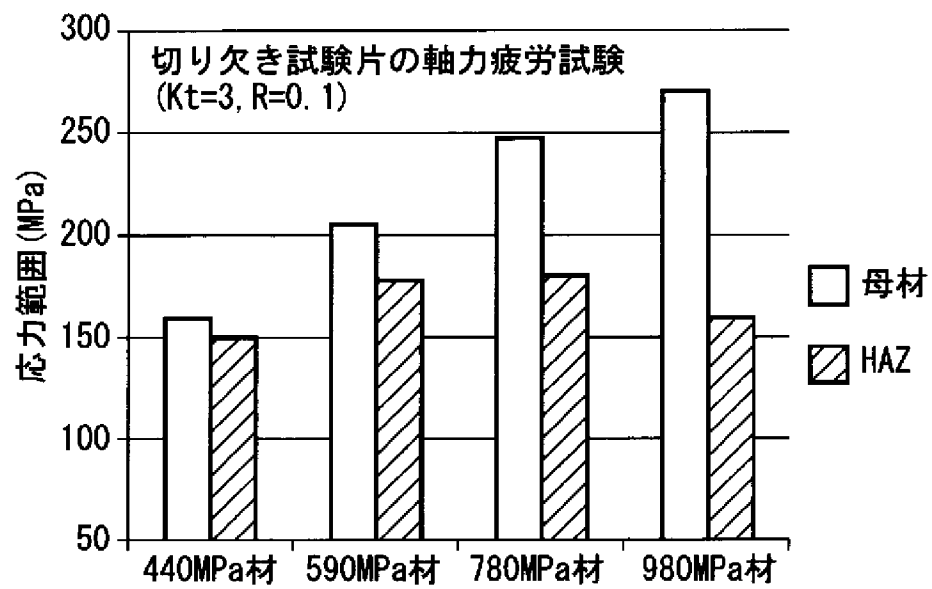
[図1]

図1



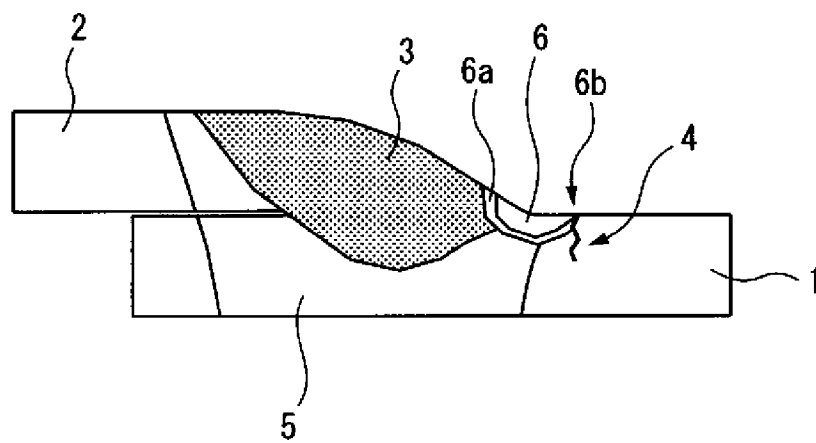
[図2]

図2



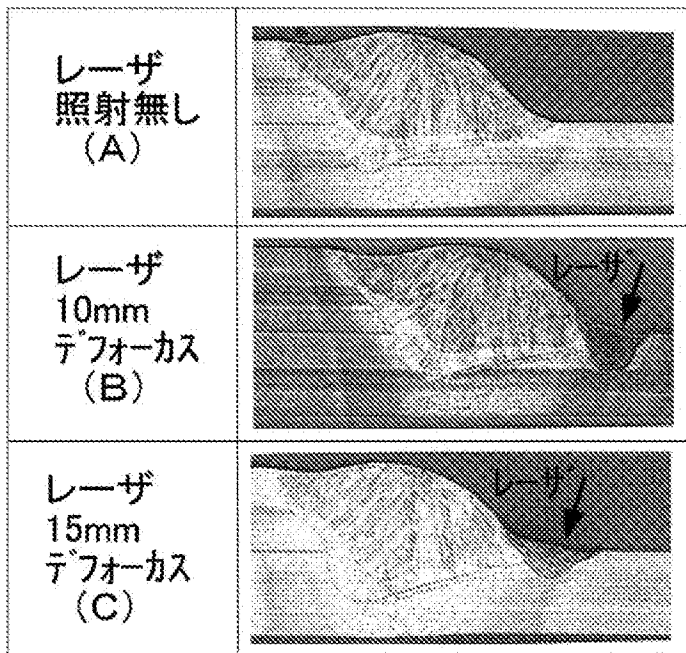
[図3]

図3



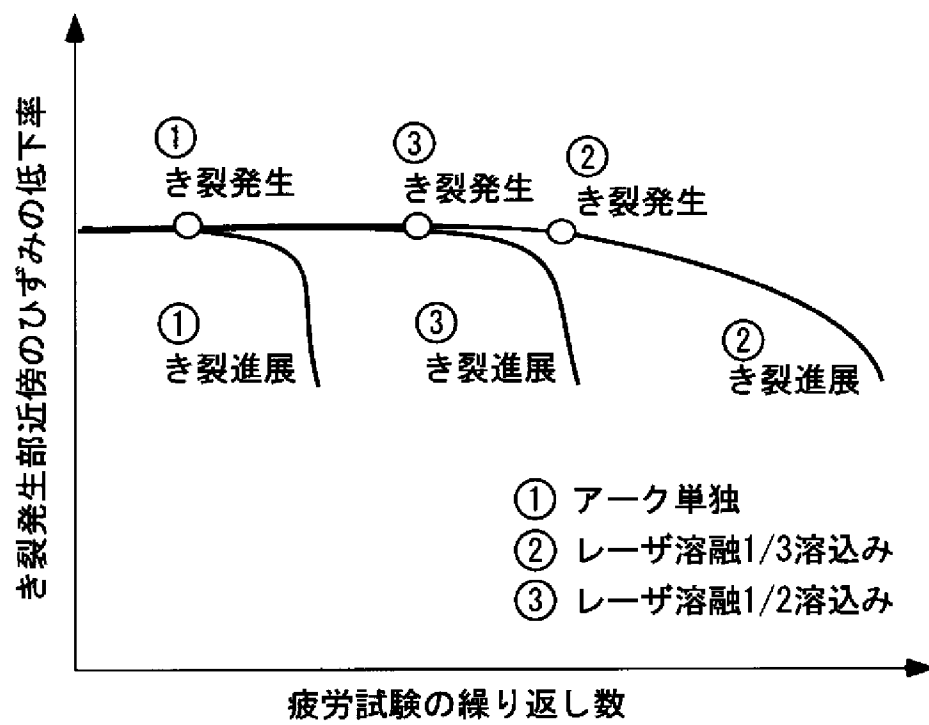
[図4]

図4



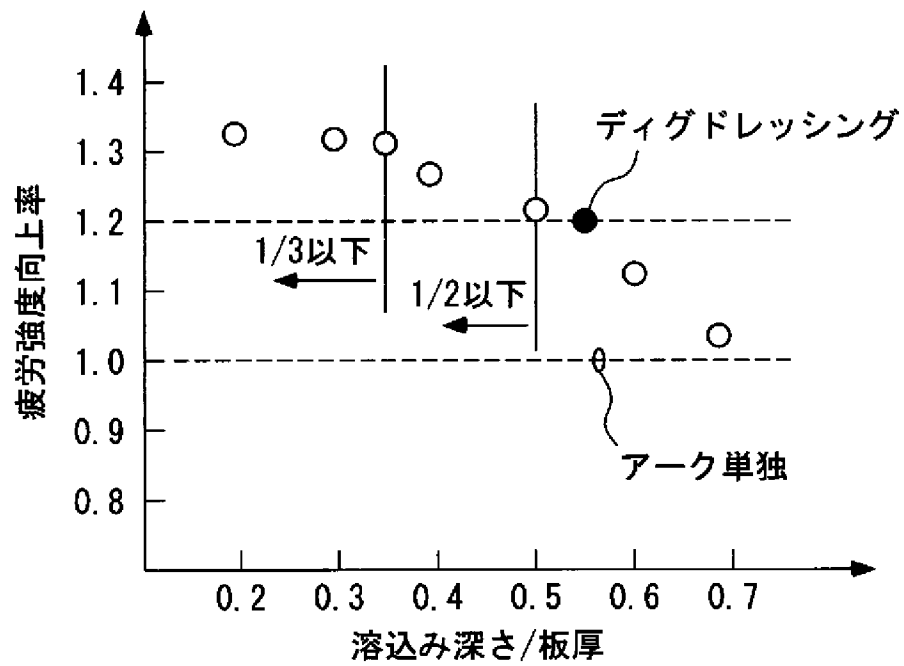
[図5]

図5



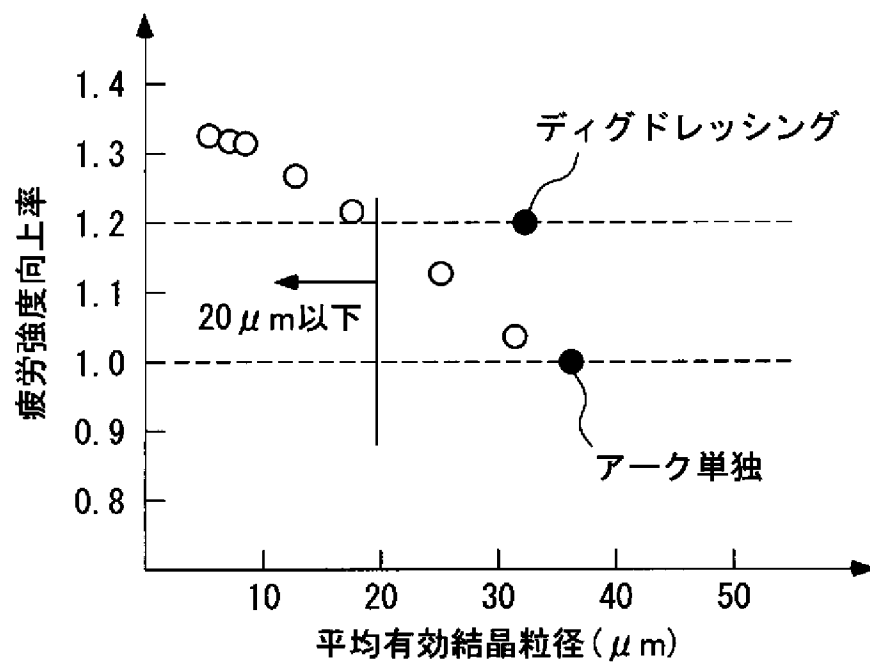
[図6A]

図6A



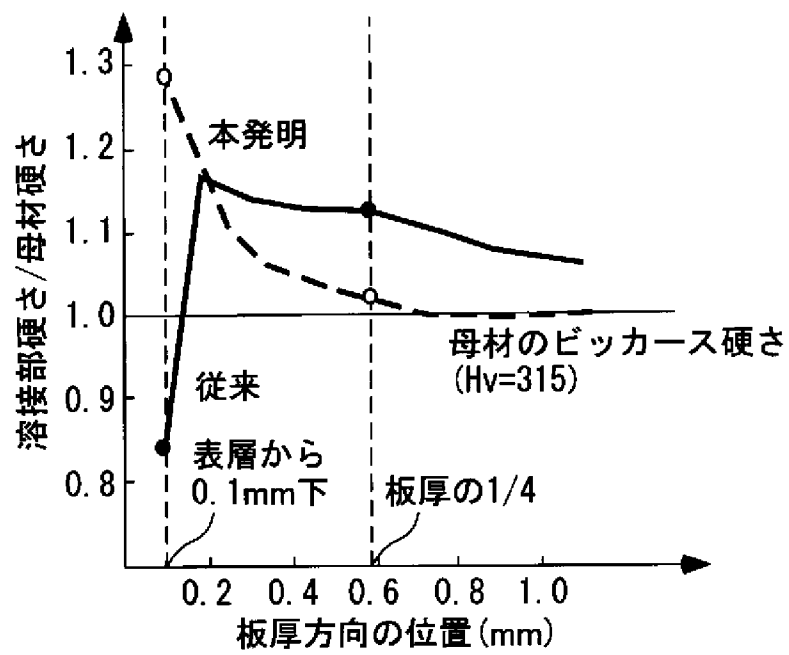
[図6B]

図6B



[図7]

図7

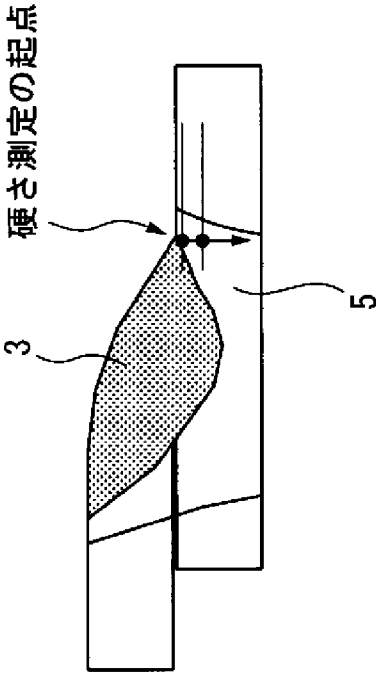


[図8]

図8

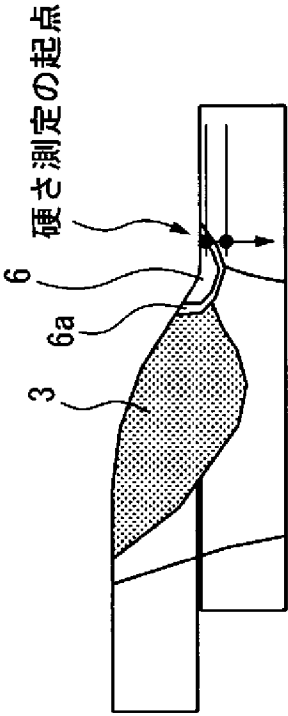
(A)

アーク溶接まま



(B)

レーザー再溶融



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/072220

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

B23K31/00(2006.01)i, B23K9/02(2006.01)i, B23K26/354(2014.01)i, B23K35/30(2006.01)n, C22C38/00(2006.01)n, C22C38/50(2006.01)n

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

B23K31/00, B23K9/02, B23K26/354, B23K35/30, C22C38/00, C22C38/50

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y A	JP 2014-4609 A (JFE Steel Corp.), 16 January 2014 (16.01.2014), paragraphs [0003], [0017] to [0018], [0022], [0028] to [0029]; fig. 1 (Family: none)	7 1-3, 5-6, 8-10, 12-14 4, 11
Y	JP 4477707 B2 (Nippon Steel Corp.), 09 June 2010 (09.06.2010), paragraphs [0009] to [0010], [0012] to [0013]; fig. 1 (Family: none)	1-3, 5-6, 8-10, 12-14

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
 "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
 "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
 "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
 "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
 "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
 "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
 "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
01 September 2016 (01.09.16)

Date of mailing of the international search report
13 September 2016 (13.09.16)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. B23K31/00(2006.01)i, B23K9/02(2006.01)i, B23K26/354(2014.01)i, B23K35/30(2006.01)n,
C22C38/00(2006.01)n, C22C38/50(2006.01)n

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. B23K31/00, B23K9/02, B23K26/354, B23K35/30, C22C38/00, C22C38/50

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 6 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 6 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 6 年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X Y A Y	JP 2014-4609 A (J F E スチール株式会社) 2014.01.16, 段落 [0003], [0017]-[0018], [0022], [0028]-[0029], 図 1 (ファミリーなし) JP 4477707 B2 (新日本製鐵株式会社) 2010.06.09, 段落 [0009]-[0010], [0012]-[0013], 図 1 (ファミリーなし)	7 1-3, 5-6, 8-10 , 12-14 4, 11 1-3, 5-6, 8-10 , 12-14

❏ C 欄の続きにも文献が列挙されている。

❏ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の 1 以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

0 1 . 0 9 . 2 0 1 6

国際調査報告の発送日

1 3 . 0 9 . 2 0 1 6

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (I S A / J P)
郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5
東京都千代田区霞が関三丁目 4 番 3 号

特許庁審査官 (権限のある職員)

本庄 亮太郎

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 3 6 3

3 P

6 1 0 1