

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6540908号
(P6540908)

(45) 発行日 令和1年7月10日(2019.7.10)

(24) 登録日 令和1年6月21日(2019.6.21)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 Z
C 2 1 D 9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46	G
C 2 1 D 9/00	(2006.01)	C 2 1 D 9/46	J
C 2 1 D 1/18	(2006.01)	C 2 1 D 9/00	A
C 2 2 C 38/14	(2006.01)	C 2 1 D 1/18	C

請求項の数 10 (全 29 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2018-550486 (P2018-550486)
 (86) (22) 出願日 平成30年3月30日 (2018.3.30)
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2018/013725
 (87) 国際公開番号 W02019/003542
 (87) 国際公開日 平成31年1月3日 (2019.1.3)
 審査請求日 平成30年9月25日 (2018.9.25)
 (31) 優先権主張番号 PCT/JP2017/024260
 (32) 優先日 平成29年6月30日 (2017.6.30)
 (33) 優先権主張国 日本国(JP)

早期審査対象出願

(73) 特許権者 000001258
 J F E スチール株式会社
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
 (74) 代理人 100147485
 弁理士 杉村 憲司
 (74) 代理人 230118913
 弁護士 杉村 光嗣
 (74) 代理人 100165696
 弁理士 川原 敬祐
 (72) 発明者 ▲高▼島 克利
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
 F E スチール株式会社内
 (72) 発明者 小林 崇
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
 F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 熱間プレス部材およびその製造方法ならびに熱間プレス用冷延鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

部材の鋼成分組成が、質量%で、C : 0.28%以上0.42%未満、Si : 1.5%以下、Mn : 1.1%以上2.4%以下、P : 0.05%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.01%以上0.50%以下、N : 0.010%以下、Nb : 0.005%以上0.15%以下およびTi : 0.005%以上0.15%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなり、

部材のミクロ組織が、部材表面から板厚方向50 μm以内の旧オーステナイト平均結晶粒径が7 μm以下かつマルテンサイトの体積率が90%以上で、さらに部材表面から板厚方向20 ~ 100 μmの深さ範囲における、粒径が0.10 μm未満のNbおよびTiの炭窒化物の平均粒子間距離が5 μm以下であり、引張強さが1780MPa以上である、熱間プレス部材。

【請求項2】

前記部材が、質量%で、さらにB : 0.0050%以下、Mo : 0.50%以下、Cr : 0.50%以下、Sb : 0.001%以上0.020%以下、Ca : 0.005%以下、Mg : 0.005%以下、REM : 0.005%以下、V : 0.15%以下、Cu : 0.50%以下、Ni : 0.50%以下、Sn : 0.50%以下、Zn : 0.10%以下、Co : 0.10%以下、Zr : 0.10%以下、Ta : 0.10%以下およびW : 0.10%以下から選択される一種または二種以上を含有する請求項1に記載の熱間プレス部材。

【請求項3】

前記部材の表層に、Al系めっき層またはZn系めっき層を有する請求項1または2に記載の熱間プレス部材。

【請求項4】

鋼板の成分組成が、質量%で、C：0.28%以上0.42%未満、Si：1.5%以下、Mn：1.1%以上2.4%以下、P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.01%以上0.50%以下、N：0.010%以下、Nb：0.005%以上0.15%以下およびTi：0.005%以上0.15%以下を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、

鋼板のミクロ組織が、平均結晶粒径が7 μm以下のフェライトを体積率で20～89%含有し、パーライトを体積率で30%以下含有し、さらに鋼板表面から板厚方向に150 μmまでの範囲に粒径が0.10 μm未満のNbおよびTiの炭窒化物が鋼板の板厚方向に平行な断面100 μm²当たり平均で10個以上存在し、かつその平均粒子間距離が5 μm以下である、熱間プレス用冷延鋼板。

【請求項5】

10

前記鋼板が、質量%で、さらにB：0.0050%以下、Mo：0.50%以下、Cr：0.50%以下、Sb：0.001%以上0.020%以下、Ca：0.005%以下、Mg：0.005%以下、REM：0.005%以下、V：0.15%以下、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下、Sn：0.50%以下、Zn：0.10%以下、Co：0.10%以下、Zr：0.10%以下、Ta：0.10%以下およびW：0.10%以下から選択される一種または二種以上を含有する請求項4に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

【請求項6】

前記鋼板が、表面にAl系めっき層またはZn系めっき層を有する請求項4または5に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

【請求項7】

請求項4に記載の熱間プレス用冷延鋼板を製造する方法であって、

20

質量%で、C：0.28%以上0.42%未満、Si：1.5%以下、Mn：1.1%以上2.4%以下、P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.01%以上0.50%以下、N：0.010%以下、Nb：0.005%以上0.15%以下およびTi：0.005%以上0.15%以下を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる鋼素材を、

熱間圧延開始前に1200 以上の温度で30分以上加熱した後に熱間圧延を開始し、仕上げ圧延終了温度が860～950 の条件で熱間圧延し、

上記の熱間圧延後、冷却停止温度までの第1平均冷却速度を70 /s以上とし、700 以下640 以上の冷却停止温度まで冷却する1次冷却を施し、

上記の1次冷却後、巻取温度までの第2平均冷却速度を5～50 /sとし、500 以下の巻取温度で巻取る2次冷却を施し、

30

ついで、巻き取った熱延鋼板を、酸洗後、冷間圧延を行ったのち、均熱温度として850～950 の温度域で600秒以内保持した後、水冷により室温まで冷却し、150～300 の範囲で60～1800秒焼戻しする第1の焼鈍を施し、

上記の第1の焼鈍後、3～30 /sの平均昇温速度で720～850 の温度域まで加熱し、均熱温度として720～850 の温度域で15秒以上保持した後、第3平均冷却速度を5 /s以上とし、600 以下の冷却停止温度まで冷却する第2の焼鈍を施す、熱間プレス用冷延鋼板の製造方法。

【請求項8】

前記鋼素材が、質量%で、さらにB：0.0050%以下、Mo：0.50%以下、Cr：0.50%以下、Sb：0.001%以上0.020%以下、Ca：0.005%以下、Mg：0.005%以下、REM：0.005%以下、V：0.15%以下、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下、Sn：0.50%以下、Zn：0.10%以下、Co：0.10%以下、Zr：0.10%以下、Ta：0.10%以下およびW：0.10%以下から選択される一種または二種以上を含有する請求項7に記載の熱間プレス用冷延鋼板の製造方法。

40

【請求項9】

前記第2の焼鈍後、さらに鋼板表面にAl系めっき処理またはZn系めっき処理を施す請求項7または8に記載の熱間プレス用冷延鋼板の製造方法。

【請求項10】

請求項4乃至6のいずれかに記載の熱間プレス用冷延鋼板を、A_{c3}変態点～1000 の温度域で加熱後、熱間プレスを行うことにより、

ミクロ組織が、部材表面から板厚方向50 μm以内の旧オーステナイト平均結晶粒径が7

50

μm以下かつマルテンサイトの体積率が90%以上で、さらに部材表面から板厚方向20~100 μmの深さ範囲における、粒径が0.10 μm未満のNbおよびTiの炭窒化物の平均粒子間距離が5 μm以下であり、引張強さが1780MPa以上である、熱間プレス部材とする熱間プレス部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、熱間プレス部材およびその製造方法ならびに熱間プレス用冷延鋼板およびその製造方法に関し、特に熱間プレス部材について、ナットのプロジェクトン溶接性の向上を図ろうとするものである。

10

本発明において熱間プレス部材とは、焼き入れ性を有する冷延鋼板を熱間プレス成形して高強度化した部材のことを意味する。

また、本発明の冷延鋼板は、一般的な冷延鋼板だけでなく、溶融亜鉛めっき冷延鋼板（合金化溶融亜鉛めっき冷延鋼板を含む）や電気亜鉛めっき冷延鋼板（電気亜鉛ニッケル合金めっき冷延鋼板を含む）、アルミめっき冷延鋼板等を含む。

【背景技術】

【0002】

近年、環境問題の高まりからCO₂排出規制が厳格化しており、自動車分野においては燃費向上に向けた車体の軽量化が課題となっている。そのために自動車部品への高強度鋼板の適用による薄肉化が進められており、引張強さ（TS）が1780MPa以上の鋼板の適用が検

20

【0003】

しかし、自動車の構造用部材や補強用部材に使用される高強度鋼板は、成形性に優れることが要求される。しかしながら、TS：1780MPa以上の鋼板は延性が低いため、冷間プレス成形時に割れが発生したり、降伏強度が高いことに起因して大きなスプリング・バックが発生するため、冷間プレス成形後に高い寸法精度が得られない。

【0004】

このような状況で、高強度を得る手法として、最近では、熱間プレス（ホットスタンプ、ダイクエンチ、プレスクエンチ等とも呼称される）でのプレス成形が注目されている。熱間プレスとは、鋼板をオーステナイト単相の温度域まで加熱した後に、高温のままで成形（加工）することにより、高い寸法精度での成形を可能とし、成形後の冷却により焼き入れを行うことで高強度化を可能とした成形方法である。

30

【0005】

しかしながら、自動車組立工程の多くは抵抗スポット溶接により組立てられるが、一部、抵抗スポット溶接機のガンが入り込めない場所ではボルト締結によって組立てられる。この場合は、鋼板にプロジェクトン部を有するナットを抵抗溶接し、その後他の板とボルトで組み立てられる。しかし、1780MPa以上の引張強さを確保するためには合金元素（例えばCなど）を多く含有する必要があるが、これによりナットと鋼板とのプロジェクトン溶接部（溶接継手）の押込剥離強度が著しく低下することが懸念される。

【0006】

40

従来、ナットのプロジェクトン溶接性を向上させる手段はいくつか報告されている。

例えば、特許文献1では、溶接条件を制御することで、押込剥離強度を改善する技術が開示されている。

また、特許文献2では、鋼板表面の固溶Si濃度および固溶Al濃度を制御することで、押込剥離強度が向上する技術が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献1】特開2012 - 157900号公報

【特許文献2】特開2012 - 126943号公報

50

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

しかしながら、溶接条件を制御する特許文献1の技術では、溶接機に制限がかかる他、制御タイマー等が必要となるため、コストが増加する。さらに、引張強さが1780MPa以上の鋼板に適用しても押込剥離強度の改善は不十分である。

【0009】

また、特許文献2の技術は、引張強度が1000MPa程度の鋼板を対象とするものであり、この成分範囲では抵抗溶接の際にナットと鋼板との間で溶融が生じてナゲットが形成されるものの、引張強度が1780MPaを超える鋼板成分になると変形抵抗が増大し、ナゲット形成をするような溶接ではなく、圧着する溶接となる。従って、このような場合には、特許文献2の技術では、押込剥離強度の改善効果は期待できない。

【0010】

上述したように、溶接条件に関係なく、TS：1780MPa以上の熱間プレス部材のナットとのプロジェクション溶接後の押込剥離強度を改善することは困難とされ、これらの特性を兼備する熱間プレス部材は開発されていないのが実情である。

【課題を解決するための手段】

【0011】

そこで、本発明者らは、上記の実情に鑑み鋭意検討を重ねた結果、熱間プレス部材のナットのプロジェクション溶接後の押込剥離強度を向上させるためには、部材表面から板厚方向20～100 μ mの深さ範囲にNbまたはTiの炭窒化物を微細に分散させることが有効で、これにより溶接後の旧オーステナイト粒径を微細化させると共に、靱性を向上させることが可能となり、その結果、ナットのプロジェクション溶接後の押込剥離強度を向上させ得ることを見出した。

【0012】

また、前述したように、引張強度が1780MPa以上となる鋼成分では、変形抵抗が高くなるため、熱間プレス部材の極表層を除いて、抵抗スポット溶接のように部材が溶融してナゲットを形成することで溶接する形態ではなく、アプセット溶接のようなナットのプロジェクション部および部材の極表層のみが溶融して、圧着することで溶接される。このとき、部材の極表面は溶融し、部材表面からはじかれ、新生面で溶接されて部材となる。この後にボルトで締結され、そのボルトを押込んだ際の剥離強度（押込剥離強度）が重要となる。

そこで、さらに鋭意検討を重ねた結果、この押込剥離強度には、熱間プレス後の部材の表面から板厚方向に20～100 μ mの範囲におけるミクロ組織が強く影響していることを突き止めた。

【0013】

具体的には、微細なNbまたはTiの炭窒化物を部材表面から板厚方向20～100 μ mの深さ範囲に分散させることで、旧オーステナイト平均結晶粒径が微細化し、かつNbおよびTiの炭窒化物の析出強化により降伏強度が向上するため、押込剥離強度が向上する。

本発明は、上記の知見に立脚するものである。

【0014】

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1．部材の鋼成分組成が、質量％で、C：0.28％以上0.42％未満、Si：1.5％以下、Mn：1.1％以上2.4％以下、P：0.05％以下、S：0.005％以下、Al：0.01％以上0.50％以下、N：0.010％以下、Nb：0.005％以上0.15％以下およびTi：0.005％以上0.15％以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなり、

部材のミクロ組織が、部材表面から板厚方向に50 μ m以内の旧オーステナイト平均結晶粒径が7 μ m以下かつマルテンサイトの体積率が90％以上で、さらに部材表面から板厚方向20～100 μ mの深さ範囲における、粒径が0.10 μ m未満のNbおよびTiの炭窒化物の平均粒子間距離が5 μ m以下であり、引張強さが1780MPa以上である、熱間プレス部材。

10

20

30

40

50

【 0 0 1 5 】

2 . 前記部材が、質量%で、さらに B : 0.0050% 以下、Mo : 0.50% 以下、Cr : 0.50% 以下、Sb : 0.001% 以上0.020% 以下、Ca : 0.005% 以下、Mg : 0.005% 以下、REM : 0.005% 以下、V : 0.15% 以下、Cu : 0.50% 以下、Ni : 0.50% 以下、Sn : 0.50% 以下、Zn : 0.10% 以下、Co : 0.10% 以下、Zr : 0.10% 以下、Ta : 0.10% 以下および W : 0.10% 以下から選択される一種または二種以上を含有する前記 1 に記載の熱間プレス部材。

【 0 0 1 6 】

3 . 前記部材の表層に、Al系めっき層またはZn系めっき層を有する前記 1 または 2 に記載の熱間プレス部材。

【 0 0 1 7 】

4 . 鋼板の成分組成が、質量%で、C : 0.28% 以上0.42% 未満、Si : 1.5% 以下、Mn : 1.1% 以上2.4% 以下、P : 0.05% 以下、S : 0.005% 以下、Al : 0.01% 以上0.50% 以下、N : 0.010% 以下、Nb : 0.005% 以上0.15% 以下およびTi : 0.005% 以上0.15% 以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなり、

鋼板のミクロ組織が、パーライトを体積率で30% 以下含有し、さらに鋼板表面から板厚方向に150 μm までの範囲に粒径が0.10 μm 未満のNbおよびTiの炭窒化物が鋼板の板厚方向に平行な断面100 μm^2 当たり平均で10個以上存在し、かつその平均粒子間距離が5 μm 以下である、熱間プレス用冷延鋼板。

【 0 0 1 8 】

5 . 前記鋼板が、質量%で、さらに B : 0.0050% 以下、Mo : 0.50% 以下、Cr : 0.50% 以下、Sb : 0.001% 以上0.020% 以下、Ca : 0.005% 以下、Mg : 0.005% 以下、REM : 0.005% 以下、V : 0.15% 以下、Cu : 0.50% 以下、Ni : 0.50% 以下、Sn : 0.50% 以下、Zn : 0.10% 以下、Co : 0.10% 以下、Zr : 0.10% 以下、Ta : 0.10% 以下および W : 0.10% 以下から選択される一種または二種以上を含有する前記 4 に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

【 0 0 1 9 】

6 . 前記鋼板が、表面にAl系めっき層またはZn系めっき層を有する前記 4 または 5 に記載の熱間プレス用冷延鋼板。

【 0 0 2 0 】

7 . 前記 4 に記載の熱間プレス用冷延鋼板を製造する方法であって、

質量%で、C : 0.28% 以上0.42% 未満、Si : 1.5% 以下、Mn : 1.1% 以上2.4% 以下、P : 0.05% 以下、S : 0.005% 以下、Al : 0.01% 以上0.50% 以下、N : 0.010% 以下、Nb : 0.005% 以上0.15% 以下およびTi : 0.005% 以上0.15% 以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる鋼素材を、

熱間圧延開始前に1200 以上の温度で30分以上加熱した後に熱間圧延を開始し、仕上げ圧延終了温度が860 ~ 950 の条件で熱間圧延し、

上記の熱間圧延後、冷却停止温度までの第 1 平均冷却速度を70 /s以上とし、700 以下の冷却停止温度まで冷却する 1 次冷却を施し、

上記の 1 次冷却後、巻取温度までの第 2 平均冷却速度を5 ~ 50 /sとし、500 以下の巻取温度で巻取る 2 次冷却を施し、

ついで、巻き取った熱延鋼板を、酸洗後、冷間圧延を行ったのち、均熱温度として850 ~ 950 の温度域で600秒以内保持した後、水冷により室温まで冷却し、150 ~ 300 の範囲で60 ~ 1800秒焼戻しする第 1 の焼鈍を施し、

上記の第 1 の焼鈍後、3 ~ 30 /sの平均昇温速度で720 ~ 850 の温度域まで加熱し、均熱温度として720 ~ 850 の温度域で15秒以上保持した後、第 3 平均冷却速度を5 /s以上とし、600 以下の冷却停止温度まで冷却する第 2 の焼鈍を施す、熱間プレス用冷延鋼板の製造方法。

【 0 0 2 1 】

8 . 前記鋼素材が、質量%で、さらに B : 0.0050% 以下、Mo : 0.50% 以下、Cr : 0.50% 以下、Sb : 0.001% 以上0.020% 以下、Ca : 0.005% 以下、Mg : 0.005% 以下、REM : 0.005% 以下、V : 0.15% 以下、Cu : 0.50% 以下、Ni : 0.50% 以下、Sn : 0.50% 以下、Zn : 0.10% 以

10

20

30

40

50

下、Co : 0.10% 以下、Zr : 0.10% 以下、Ta : 0.10% 以下およびW : 0.10% 以下から選択される一種または二種以上を含有する前記7に記載の熱間プレス用冷延鋼板の製造方法。

【0022】

9. 前記第2の焼鈍後、さらに鋼板表面にAl系めっき処理またはZn系めっき処理を施す前記7または8に記載の熱間プレス用冷延鋼板の製造方法。

【0023】

10. 前記4乃至6のいずれかに記載の熱間プレス用冷延鋼板を、 A_{c3} 変態点 ~ 1000 の温度域で加熱後、熱間プレスを行う熱間プレス部材の製造方法。

【発明の効果】

【0024】

本発明によれば、熱間プレス後に極めて高い引張強さを有すると同時に、優れたナットのプロジェクトン溶接性を兼ね備えた熱間プレス部材を得ることができる。例えば、引張強さが1780MPa以上で、M6ナットを溶接した後の押込剥離強度が6.5kN以上（好ましくは8kN以上）を示すナットのプロジェクトン溶接性が優れた熱間プレス部材を安定して得ることができる。

また、本発明によれば、加熱時にバラツキの大きい熱間プレス条件であっても、特性の安定した熱間プレス部材を得ることができる。

【発明を実施するための形態】

【0025】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明の熱間プレス部材および熱間プレス用冷延鋼板のミクロ組織について詳細に説明する。

〔熱間プレス部材のミクロ組織〕

熱間プレス部材のミクロ組織は、部材表面から板厚方向に50 μm 以内の旧オーステナイト平均結晶粒径が7 μm 以下かつマルテンサイトの体積率が90%以上で、さらに部材表面から板厚方向20 \sim 100 μm の深さ範囲における、粒径が0.10 μm 未満のNbおよびTiの炭窒化物の平均粒子間距離が5 μm 以下のミクロ組織とする。

【0026】

部材表面から板厚方向に50 μm 以内の旧オーステナイト平均結晶粒径が7 μm 超では、靱性が劣化してプロジェクトン溶接後の押込剥離強度が低下するため、その上限は7 μm とする。好ましくは6 μm 以下であり、さらに好ましくは5.5 μm 以下である。

【0027】

また、部材表面から板厚方向に50 μm 以内のマルテンサイトの体積率が90%未満では、引張強度：1780MPa以上を達成することが困難になる。従って、部材表面から板厚方向に50 μm 以内のマルテンサイトの体積率は90%以上とする。好ましくは93%以上であり、さらに好ましくは95%以上である。100%であっても良い。

なお、部材の残部組織としては、フェライト、ベイナイトおよびパーライト等が考えられるが、これらは合計で4%以下であれば、問題はない。

【0028】

また、本発明では、熱間プレス後の部材の厚さ方向に平行な断面内において、部材表面から板厚方向20 \sim 100 μm の深さ範囲における、粒径が0.10 μm 未満のNbおよびTiの炭窒化物の平均粒子間距離を5 μm 以下とする必要がある。好ましくは4 μm 以下である。かように微細なNbおよびTiの炭窒化物が分散することで、プロジェクトン溶接後のナットと部材との界面近傍の靱性が向上するため、押込剥離強度が向上する。ここに、粒子間距離の確保は、近接するNbの炭窒化物同士の粒子間距離、Tiの炭窒化物同士の粒子間距離およびNbの炭窒化物とTiの炭窒化物の間の粒子間距離のすべてを対象とする。

なお、測定する部材の厚さ方向に平行な断面については特に制限はなく、いずこであっても良い。

【0029】

ここで、Nbの炭窒化物とは例えばNbC、NbN、Nb(C,N)等が、またTiの炭窒化物とは例え

10

20

30

40

50

ばTiC, TiN, Ti(C,N)等が挙げられる。

【0030】

〔熱間プレス用冷延鋼板のミクロ組織〕

熱間プレス部材として所望の特性を得るためには、熱間プレス用冷延鋼板のミクロ組織を制御することが重要である。すなわち、熱間プレス用冷延鋼板のミクロ組織としては、パーライトを体積率で30%以下を含有し、さらに鋼板表面から板厚方向に150 μm までの範囲に粒径が0.10 μm 未満のNbおよびTiの炭窒化物が鋼板の板厚方向に平行な断面100 μm^2 当たり平均で10個以上存在し、かつその平均粒子間距離が5 μm 以下とする。

【0031】

熱間プレス用冷延鋼板において、パーライトの体積率が30%を超えると、鋼板表面から板厚方向に150 μm までの範囲における粒径が0.10 μm 未満のNbおよびTiの炭窒化物の平均粒子間距離が5 μm 超となり、プロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下する。これは、パーライトはFeとCで構成されるセメントイトが析出しているため、NbまたはTiと結合するC量が足りなくなるためである。パーライトの体積率は、好ましくは25%以下であり、さらに好ましくは20%以下である。なお、パーライトの体積率の下限については1%が好適である。

10

熱間プレス用冷延鋼板の残部組織としては、フェライトやマルテンサイト等が考えられるが、これらはそれぞれ、フェライト：30~90%、マルテンサイト：1~50%であれば、問題はない。

【0032】

また、熱間プレスによって粗大化するNbおよびTiの炭窒化物も存在する。このため、鋼板表面から板厚方向に150 μm までの範囲における粒径0.10 μm 未満のNbおよびTiの炭窒化物の個数が、鋼板の板厚方向に平行な断面100 μm^2 当たり平均で10個に満たないと、熱間プレス後に所望のNbおよびTi炭窒化物の分布形態が得られず、プロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下する。このため、熱間プレス前の冷延鋼板としては、鋼板表面から板厚方向に150 μm までの範囲における粒径0.10 μm 未満のNbおよびTiの炭窒化物の個数は、鋼板の板厚方向に平行な断面100 μm^2 当たり平均で10個以上とする。好ましくは15個以上である。なお、測定する鋼板の板厚方向に平行な断面については特に制限はなく、いわゆるC断面でもL断面いずれでも良い。

20

【0033】

さらに、熱間プレス後に所望の旧オーステナイト粒径を得るためには、熱間プレス前の冷延鋼板のミクロ組織としては、平均結晶粒径が7 μm 以下のフェライトを体積率で20%以上含有している方が好ましい。この体積率の好適な上限値は85%である。

30

その理由は、フェライト以外の硬質相にCやMnが濃縮してしまい、熱間プレス後に所望の旧オーステナイトの結晶粒径が部材表層において得られなくなるからである。

【0034】

熱間プレス用冷延鋼板において、パーライトを体積率で30%以下の範囲という要件は、後述する冷延鋼板の製造工程中、主に熱間圧延後の冷却工程および第2の焼鈍工程によって、また表面から板厚方向に150 μm までの範囲に粒径が0.10 μm 未満のNbおよびTiの炭窒化物が鋼板の板厚方向に平行な断面100 μm^2 当たり平均で10個以上存在し、かつその粒子間距離が5 μm 以下という要件は、主に熱間圧延工程ならびに第1および第2の焼鈍工程によって達成される。

40

【0035】

次に、本発明の熱間プレス部材および熱間プレス用冷延鋼板の適正成分組成について説明する。なお、成分についての「%」表示は「質量%」を意味する。

【0036】

C：0.28%以上0.42%未満

Cは、鋼板の高強度化に有効な元素であり、熱間プレス後にマルテンサイトを強化して鋼の強度を高めるのに重要な元素である。しかしながら、Cの含有量が0.28%未満では熱間プレス後のマルテンサイトの硬度が不十分のため、引張強さ：1780MPa以上が得られな

50

い。好ましいC量は0.30%以上である。一方、Cを0.42%以上添加すると、プロジェクション溶接後のナットと鋼板との界面近傍の部材の硬度が硬くなり、靱性が低下して、押込剥離強度が低下するため、C量は0.40%未満とする。好ましくは0.39%未満である。

【0037】

Si：1.5%以下

Siは、フェライトを固溶強化し、高強度化に有効な元素である。しかしながら、Siの過剰な添加はプロジェクション溶接後のナットと鋼板との界面近傍の鋼板の硬度が硬くなり、靱性が低下して、押込剥離強度が低下するため、Si含有量は1.5%以下とする。好ましくは1.0%以下、さらに好ましくは0.7%以下である。なお、Siの下限は特に規定されないが、極低Si化はコストの増加を招くため、0.005%とすることが好ましい。

10

【0038】

Mn：1.1%以上2.4%以下

Mnは、熱間プレス時の焼入れ性を高めるため、熱間プレス後のマルテンサイトの形成、すなわち高強度化に寄与する元素である。その効果を得るためには、Mn量を1.1%以上とする必要がある。好ましくは1.3%以上である。一方、Mnを過剰に含有した場合、プロジェクション溶接後にPがナットと部材との界面に偏析して押込剥離強度が低下する。そのため、Mn量は2.4%以下とする。好ましくは2.2%以下、さらに好ましくは2.0%未満である。

【0039】

P：0.05%以下

Pは、固溶強化により高強度化に寄与するが、過剰に添加された場合には、粒界への偏析が著しくなって粒界を脆化させるため、プロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下することから、P含有量は0.05%以下とする。好ましくは0.04%以下であり、さらに好ましくは0.03%以下である。なお、Pの下限は特に規定されないが、極低P化は製鋼コストの上昇を招くため、0.0005%とすることが好ましい。

20

【0040】

S：0.005%以下

Sの含有量が多い場合には、MnSなどの硫化物が多く生成し、プロジェクション溶接後にかかる硫化物が起点となって割れの発生を招くため、押込剥離強度が低下する。そのため、S含有量の上限を0.005%とする。好ましくは0.0045%以下である。なお、Sの下限は特に規定されないが、極低S化はPと同様に、製鋼コストの上昇を招くため、0.0002%とすることが好ましい。

30

【0041】

Al：0.01%以上0.50%以下

Alは、脱酸に必要な元素であり、この効果を得るためには0.01%以上含有することが必要である。一方、0.50%を超えてAlを含有しても効果が飽和するため、Al量は0.50%以下とする。好ましくは0.40%以下である。

【0042】

N：0.010%以下

Nは、粗大な窒化物を形成し、プロジェクション溶接後にかかる窒化物が起点となって割れの発生を招き、押込剥離強度を劣化させることから、含有量を抑える必要がある。特にN量が0.010%超になると、この傾向が顕著となることから、N含有量は0.010%以下とする。好ましくは0.008%以下である。

40

【0043】

Nb：0.005%以上0.15%以下

Nbは、微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与する元素である。さらに、本発明においては、微細なNb系析出物(Nbの炭窒化物)が、旧オーステナイト粒径の粗大化を抑制するため、プロジェクション溶接後の押込剥離強度を向上させることができる。このような効果を得るためには、Nbを0.005%以上含有させる必要がある。好ましくは0.010%以上である。一方、Nbを多量に添加しても上記の効果は飽和し、かえってコスト増を招

50

くため、Nb含有量は0.15%以下とする。好ましくは0.12%以下であり、さらに好ましくは0.10%以下である。

【0044】

Ti：0.005%以上0.15%以下

Tiは、微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与する元素である。さらに、本発明においては、微細なTi系析出物（Tiの炭窒化物）が、旧オーステナイト粒径の粗大化を抑制するため、プロジェクション溶接後の押込剥離強度を向上させることができる。このような効果を得るためには、Tiを0.005%以上含有させる必要がある。好ましくは0.010%以上である。一方、Tiを多量に添加しても上記の効果は飽和し、かえってコスト増を招くため、Ti含有量は0.15%以下とする。好ましくは0.12%以下であり、さらに好ましくは

10

【0045】

また、本発明では、以下の成分を適宜含有させることもできる。

B：0.0050%以下

Bは、熱間プレス時の焼入れ性を高めるため、熱間プレス後のマルテンサイトの形成、すなわち高強度化に寄与する元素である。また、粒界に偏析することで粒界強度を向上させるため、プロジェクション溶接後の押込剥離強度の向上に有効である。このような効果を得るためには、Bを0.0002%以上含有させるのが好ましい。しかし、過剰なB添加は靱性を劣化させ、プロジェクション溶接後の押込剥離強度を低下させるため、B含有量は0.0040%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.0035%以下である。

20

【0046】

Mo：0.50%以下

Moは、熱間プレス時の焼入れ性を高めるため、熱間プレス後のマルテンサイトの形成、すなわち高強度化に寄与する元素である。その効果を得るためには、Moを0.005%以上含有させるのが好ましい。より好ましくは0.01%以上である。一方、多量にMoを添加しても上記効果は飽和し、かえってコスト増を招き、さらに化成処理性が劣化するため、そのMo含有量は0.50%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.35%以下である。

【0047】

Cr：0.50%以下

Crも、Moと同様、熱間プレス時の焼入れ性を高めるため、熱間プレス後のマルテンサイトの形成、すなわち高強度化に寄与する元素である。その効果を得るためには0.005%以上含有させることが好ましい。より好ましくは0.01%以上である。一方、多量にCrを添加しても上記効果は飽和し、さらに表面酸化物を形成することからめっき性が劣化するため、Cr含有量は0.50%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.35%以下である。

30

【0048】

Sb：0.001%以上0.020%以下

Sbは、熱間プレス前に鋼板を加熱してから熱間プレスの一連の処理によって鋼板を冷却する前に、鋼板表層部に生じる脱炭層を抑制する効果を有する。そのため、板面の硬度分布が均一となりプロジェクション溶接後の押込剥離強度が向上する。このような効果を発現するためには、Sbの添加量は0.001%以上とすることが好ましい。一方、Sbが0.020%を超えて添加されると、圧延負荷荷重が増大し、生産性を低下させることから、Sb量は0.020%以下とすることが好ましい。

40

【0049】

Ca：0.005%以下、Mg：0.005%以下、REM：0.005%以下

Ca、Mg、REMは、硫化物および酸化物の形状を制御し、粗大な介在物の生成を抑制することから、プロジェクション溶接後の耐遅れ破壊特性が向上する。このような効果を発現するためには、それぞれ0.0005%以上添加するのが好ましい。一方、過度の添加は、介在物の増加を引き起こしプロジェクション溶接後における靱性が低下して押込剥離強度を低下させるため、それぞれの添加量は0.005%以下とすることが好ましい。ここでREMはSc、Yおよびランタノイドを含む元素である。

50

【 0 0 5 0 】

V : 0.15% 以下

Vは、微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与する元素である。このような効果を得るためには、Vを0.01%以上含有させることが好ましい。一方、多量のV添加は、抵抗スポット溶接時における靱性が低下して、プロジェクション溶接後の押込剥離強度が劣化するため、V添加量は0.15%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.05%以下である。

【 0 0 5 1 】

Cu : 0.50% 以下

Cuは、固溶強化により高強度化に寄与するだけでなく、耐食性を向上させることからプロジェクション溶接後の耐遅れ破壊特性を改善できるため、必要に応じて添加することができる。これら効果を発揮するためにはCuを0.05%以上含有させることが好ましい。一方、Cuを0.50%超含有させても効果が飽和し、またCuに起因する表面欠陥が発生しやすくなるため、Cu含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

10

【 0 0 5 2 】

Ni : 0.50% 以下

Niも、Cuと同様、耐食性を向上させることからプロジェクション溶接後の耐遅れ破壊特性を改善できるため、必要に応じて添加することができる。また、Cuと同時に添加すると、Cu起因の表面欠陥を抑制する効果があるので、Cu添加時に有効である。これら効果を発揮するためにはNiを0.05%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のNi添加は、プロジェクション溶接後における靱性が低下して押込剥離強度が低下するため、Ni含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

20

【 0 0 5 3 】

Sn : 0.50% 以下

Snも、CuやNiと同様、耐食性を向上させることからプロジェクション溶接後の耐遅れ破壊特性を改善できるため、必要に応じて添加することができる。これら効果を発揮するためにはSnを0.05%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のSn添加は、プロジェクション溶接後における靱性が低下して押込剥離強度が低下するため、Sn含有量は0.50%以下とすることが好ましい。

【 0 0 5 4 】

Zn : 0.10% 以下

Znは、熱間プレス時の焼入れ性を高めるため、熱間プレス後のマルテンサイトの形成、すなわち高強度化に寄与する元素である。これら効果を発揮するためにはZnを0.005%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のZn添加は、プロジェクション溶接後における靱性が低下して押込剥離強度が低下するため、Zn含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

30

【 0 0 5 5 】

Co : 0.10% 以下

Coも、CuやNiと同様、水素過電圧を向上させて耐食性を向上させることからプロジェクション溶接後の耐遅れ破壊特性を改善できるため、必要に応じて添加することができる。これら効果を発揮するためにはCoを0.005%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のCo添加は、プロジェクション溶接後における靱性が低下して押込剥離強度が低下するため、Co含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

40

【 0 0 5 6 】

Zr : 0.10% 以下

Zrも、CuやNiと同様、耐食性を向上させることからプロジェクション溶接後の耐遅れ破壊特性を改善できるため、必要に応じて添加することができる。これら効果を発揮するためにはZrを0.005%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のZr添加は、プロジェクション溶接後における靱性が低下して押込剥離強度が低下するため、Zr含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

50

【 0 0 5 7 】

Ta : 0.10% 以下

Taは、Tiと同様に、合金炭化物や合金窒化物を生成して高強度化に寄与する。その効果を得るためには0.005%以上添加することが好ましい。一方、Taを過剰に添加してもその添加効果が飽和する上、合金コストも増加する。そのため、その添加量は0.10%以下とする。

【 0 0 5 8 】

W : 0.10% 以下

Wも、CuやNiと同様、耐食性を向上させることからプロジェクション溶接後の耐遅れ破壊特性を改善できるため、必要に応じて添加することができる。これら効果を発揮するためにはWを0.005%以上含有させることが好ましい。しかし、多量のW添加は、プロジェクション溶接後における靱性が低下して押込剥離強度するため、W含有量は0.10%以下とすることが好ましい。

10

【 0 0 5 9 】

以上述べた以外の残部はFeおよび不可避不純物とする。

【 0 0 6 0 】

次に、本発明の熱間プレス用冷延鋼板および熱間プレス部材のめっき層について詳細に説明する。

〔 熱間プレス用冷延鋼板のめっき層 〕

本発明の熱間プレス用冷延鋼板は、めっき層が付与されていない冷延鋼板ままだでもよいが、熱間プレスによる酸化を防止するため、もしくは耐食性を向上させるために、熱間プレス前の冷延鋼板の表面にめっき層を付与してもよい。

20

【 0 0 6 1 】

本発明において熱間プレス用冷延鋼板の表面に付与されるめっき層としては、Al系めっき層またはZn系めっき層が好適である。これらのめっき層を熱間プレス用冷延鋼板の表面に付与することにより、熱間プレスによる鋼板表面の酸化が防止され、さらに、熱間プレス部材の耐食性が向上する。

【 0 0 6 2 】

Al系めっき層としては、たとえば、熔融めっき法により形成されたAl - Siめっき層が例示される。また、Zn系めっき層としては、たとえば、熔融めっき法により形成された熔融Znめっき層、これを合金化した合金化熔融Znめっき層、電気めっき法により形成された電気Znめっき層、電気Zn - Ni合金めっき層などが例示される。

30

【 0 0 6 3 】

ただし、Al系めっき層またはZn系めっき層は上記のめっき層に限定されるものではなく、主成分であるAlまたはZn以外に、Si、Mg、Ni、Fe、Co、Mn、Sn、Pb、Be、B、P、S、Ti、V、W、Mo、Sb、Cd、Nb、Cr、Sr等の1種または2種以上を含有するめっき層であってもよい。Al系めっき層またはZn系めっき層の形成方法についても何ら限定されるものではなく、公知の熔融めっき法、電気めっき法、蒸着めっき法等がいずれも適用可能である。また、Al系めっき層またはZn系めっき層は、めっき工程後に合金化処理を施しためっき層であってもよい。

40

本発明では、特に熱間プレス部材の耐食性をより一層向上させたり、熱間プレス成形時の熔融Znに起因する液体金属脆性割れを防止する上で、Zn系めっき層がZn - Ni合金めっき層であるとより好適である。

【 0 0 6 4 】

めっき層の付着量は特に限定されず、一般的なものであればよい。例えば、片面当たりのめっき付着量が5 ~ 150g / m²のめっき層を有することが好ましい。めっき付着量が5g / m²未満では耐食性の確保が困難になる場合があり、一方150g / m²を超えると耐めっき剥離性が劣化する場合がある。

【 0 0 6 5 】

〔 熱間プレス部材のめっき層 〕

50

Al系めっき層またはZn系めっき層が付与された熱間プレス用冷延鋼板を、加熱した後、熱間プレスを行うと、Al系めっき層またはZn系めっき層に含有されるめっき層成分の一部またはすべてが下地鋼板中に拡散して固溶相や金属間化合物を生成すると同時に、逆に、下地鋼板成分であるFeがAl系めっき層中またはZn系めっき層中に拡散して固溶相や金属間化合物を生成する。また、Al系めっき層の表面にはAlを含有する酸化物皮膜が生成し、Zn系めっき層の表面にはZnを含有する酸化物皮膜が生成する。

【0066】

一例を挙げると、Al-Siめっき層を加熱すると、めっき層は、Siを含有するFe-Al金属間化合物を主体とするめっき層へと変化する。また、熔融Znめっき層、合金化熔融Znめっき層、電気Znめっき層等を加熱すると、FeにZnが固溶したFeZn固溶相、ZnFe金属間化合物、表層のZnO層等が形成される。さらに、電気Zn-Ni合金めっき層を加熱した場合には、Feにめっき層成分が固溶したNiを含有する固溶層、ZnNiを主体とする金属間化合物、表層のZnO層等が形成される。

10

なお、本発明においては、上述のとおり、Al系めっき層が付与された熱間プレス用冷延鋼板を加熱することにより形成されるAlを含有するめっき層をAl系めっき層と呼び、Zn系めっき層が付与された熱間プレス用冷延鋼板を加熱することにより形成されるZnを含有するめっき層をZn系めっき層と呼ぶこととする。

【0067】

次に、本発明の熱間プレス用冷延鋼板の製造方法について説明する。

本発明では、上記冷延鋼板の製造に際し、まず前記した所定の成分組成を有する鋼素材（スラブ）を、熱間圧延開始前に1200以上の温度で30分以上加熱した後に熱間圧延を開始し、仕上げ圧延終了温度が860～950の条件で熱間圧延する。

20

上記の熱間圧延後、冷却停止温度までの第1平均冷却速度を70/s以上とし、700以下の冷却停止温度まで冷却する1次冷却を施す。

上記の1次冷却後、巻取温度までの第2平均冷却速度を5～50/sとし、500以下の巻取温度で巻取る2次冷却を施す。

ついで、巻き取った熱延鋼板を酸洗後、冷間圧延を行ったのち、均熱温度として850～950の温度域で600秒以内保持した後、水冷により室温まで冷却し、150～300の範囲で60～1800秒焼戻しする第1の焼鈍を施す。

上記の第1の焼鈍後、3～30/sの平均昇温速度で720～850の温度域まで加熱し、均熱温度として720～850の温度域で15秒以上保持した後、第3平均冷却速度を5/s以上とし、600以下の冷却停止温度まで冷却する第2の焼鈍を施す。

30

【0068】

以下、上記した製造工程を各工程毎に詳細に説明する。

〔加熱工程〕

素材である鋼スラブは、 casting後、再加熱することなく1200以上の温度で30分以上保持してから熱間圧延を開始するか、もしくは1200以上に再加熱したのち、30分以上保持してから熱間圧延を開始する。この処理は、 casting中に析出したTiおよびNbを再固溶させるため重要である。

本発明では、鋼スラブを製造したのち、一旦室温まで冷却し、その後再加熱する従来法に加え、冷却することなく温片のまま加熱炉に装入する、あるいは保熱を行った後に直ちに圧延する、あるいは casting後そのまま圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

40

【0069】

〔熱間圧延工程〕

・仕上げ圧延終了温度：860～950

熱間圧延は、鋼板のミクロ組織の均一化、材質の異方性低減により、焼鈍後の耐抵抗溶接割れ特性を向上させるため、オーステナイト単相域にて終了する必要があるため、仕上げ圧延終了温度は860以上とする。一方、仕上げ圧延終了温度が950を超えでは、熱間圧延後のミクロ組織結晶粒が粗大になり、焼鈍後の結晶粒も粗大化するため、仕上げ圧延終

50

了温度の上限は950 とする。

【0070】

〔熱間圧延後の冷却工程〕

・1次冷却工程：70 / s以上の第1平均冷却速度で700 以下まで冷却

熱間圧延終了後の冷却過程でオーステナイトがフェライト変態するが、高温ではフェライトが粗大化するため、熱間圧延終了後は急冷することで、ミクロ組織をできるだけ均質化すると同時に、Nb系析出物の生成を抑制する。そのため、まず、1次冷却として、70 / s以上の第1平均冷却速度で700 以下まで冷却する。この第1平均冷却速度が70 / s未満ではフェライトが粗大化されるため、熱延鋼板のミクロ組織が不均質となり、プロジェクション溶接後の押込剥離強度の低下を招く。一方、1次冷却における冷却停止温度が

10

【0071】

・2次冷却工程：5 ~ 50 / sの第2平均冷却速度で500 以下まで冷却

この2次冷却における平均冷却速度が5 / s未満では、熱延鋼板のミクロ組織にフェライトもしくはパーライトが過剰に生成し、最終的な鋼板のミクロ組織が不均質となり、またNbおよびTiの炭窒化物も粗大化するため、プロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下する。一方、2次冷却における平均冷却速度が50 / sを超えると、熱延鋼板のミクロ組織にパーライトを過剰に生成するため、Cの元素分布が不均一となり、熱間プレス後のプロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下する。さらに、500 超の温度までの冷却では、熱延鋼板のミクロ組織にフェライトもしくはパーライトが過剰に生成し、NbおよびTiの炭窒化物も粗大化するため、やはりプロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下する。

20

【0072】

・巻取り温度：500 以下

巻取り温度が500 超では、熱延鋼板のミクロ組織にフェライトおよびパーライトが過剰に生成し、最終的な鋼板のミクロ組織が不均質となり、プロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下する。これを回避するには、ベイナイト変態を含んだ温度域で巻き取ることが重要である。また、高温で巻き取るとNbおよびTiの炭窒化物が粗大化し、プロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下する。そのため、本発明では、巻取り温度の上限は500

30

【0073】

〔酸洗工程〕

熱間圧延工程後、酸洗を実施し、熱延板表層のスケールを除去する。この酸洗処理は特に限定されず、常法に従って実施すればよい。

【0074】

〔冷間圧延工程〕

所定の板厚の冷延板に圧延する冷間圧延工程を行う。この冷間圧延工程は特に限定されず常法に従って実施すればよい。

40

【0075】

〔第1の焼鈍工程〕

この焼鈍は、冷間圧延後の再結晶を進行させると共に、熱間プレス後の鋼板のミクロ組織やNbやTiの炭窒化物の粒子間状態を制御するために実施する。熱間圧延後に固溶しているNbおよびTiをオーステナイト単相領域で焼鈍して急冷することで微細に析出させる。また、マルテンサイト単相とすることで第2の焼鈍工程で核生成サイトが増加するため、鋼板のミクロ組織結晶粒が微細化する。

【0076】

・均熱温度：850 ~ 950

50

均熱温度は、オーステナイト域の温度域とする。850 未満では第2の焼鈍工程で生成する鋼板のミクロ組織結晶粒が粗大化するため、熱間プレス後の所望のオーステナイト粒径が得られない。そのため均熱温度の下限は850 とする。一方、均熱温度が高すぎると、NbおよびTiの炭窒化物が粗大化し、熱間プレス後に所望の析出状態が得られないため、均熱温度は950 以下とする。好ましくは900 以下である。

【0077】

・均熱保持時間：600秒以内

上記の均熱温度において、保持時間が600秒を超えるとNbおよびTiの炭窒化物が粗大化し、熱間プレス後に所望の析出状態が得られないため、均熱保持時間は600秒以内とする。好ましくは300秒以内である。一方、保持時間があまりに短いとNbおよびTiが固溶したままとなるため、均熱保持時間は5秒以上であることが好ましい。

10

【0078】

・焼戻し温度：150～300

後続の第2の焼鈍工程で核生成サイトを増加させるため、150～300 で焼戻しする。150 未満では核生成サイトが不十分であり、熱間プレス後に所望のオーステナイト粒径が得られない。一方、300 を超えるとはNbおよびTiの炭窒化物が粗大化するため、熱間プレス後に所望の析出状態が得られない。

【0079】

・焼戻し時間：60～1800秒

後続の第2の焼鈍工程で核生成サイトを増加させるため、60～1800秒で焼戻しする。60秒未満では核生成サイトが不十分であり、熱間プレス後に所望のオーステナイト粒径が得られない。一方、1800秒を超えるとNbおよびTiの炭窒化物が粗大化するため、熱間プレス後に所望の析出状態が得られない

20

【0080】

〔第2の焼鈍工程〕

この第2の焼鈍工程においては、あまりに急速に加熱すると再結晶が進行しにくくなるため、平均昇温速度の上限は30 /sとする。一方、昇温速度が小さすぎるとフェライトやマルテンサイト粒が粗大化して、熱間プレス後に所望のミクロ組織が得られないため、3 /s以上の平均昇温速度が必要である。好ましくは8 /s以上である。この平均昇温速度を制御することによって、結晶粒の微細化が可能となる。

30

そして、後述する720～850 の均熱温度域まで加熱する。

【0081】

・均熱温度：720～850

均熱温度は、フェライトとオーステナイトの2相域の温度域とする。720 未満では粗大なセメントイトが析出するため、均熱温度の下限は720 とする。一方、均熱温度が高すぎると、オーステナイトの結晶粒成長が顕著となり、結晶粒およびTiおよびNbの炭窒化物が粗大化し、プロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下するため、均熱温度は850 以下とする。好ましくは830 以下である。

【0082】

・均熱保持時間：15秒以上

上記の均熱温度において、再結晶の進行および一部もしくは全ての組織のオーステナイト変態のためには、少なくとも15s保持する必要がある。一方、保持時間が過剰に長いと、Mnのミクロ偏析が助長され、曲げ加工性が劣化することから、保持時間は600秒以内が好ましい。

40

【0083】

〔冷却工程〕

・均熱後の冷却条件：5 /s以上の第3平均冷却速度で600 以下の温度域まで冷却

上記の均熱処理（焼鈍処理）後は、均熱温度から600 以下の温度域（冷却停止温度）まで、5 /s以上の平均冷却速度で冷却する必要がある。平均冷却速度が5 /s未満では、冷却中にフェライト変態が進行して、冷延鋼板のマルテンサイトの体積率が減少し

50

、NbおよびTi炭窒化物が粗大化するため、プロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下する。この平均冷却速度の上限については特に規定されないが、設備上の観点およびコストの面から、30 /s以下が好適である。また、冷却停止温度が600 を超える場合には、パーライトが過剰に生成し、鋼板のミクロ組織における所定の体積率を得られないため、プロジェクション溶接後の押込剥離強度が低下する。

【0084】

上述した一連の製造工程において、本発明でとくに重要なのは、熱間圧延工程（その後の2段階の冷却工程を含む）と、2段階の焼鈍工程（その後の冷却工程を含む）である。

すなわち、上記した熱間圧延工程および第2の焼鈍工程を適正に制御することによって、パーライトを体積率で30%以下とすることができる。また、熱間圧延工程ならびに第1および第2の焼鈍工程を適正に制御することによって、鋼板表面から板厚方向に150 μmまでの範囲において粒径が0.10 μm未満のNbおよびTiの炭窒化物を鋼板の板厚方向に平行な断面100 μm²当たり平均で10個以上存在させ、かつその平均粒子間距離を5 μm以下とすることができる。

【0085】

その後、溶融亜鉛めっきなどのめっき処理を施してもよいし、かかるめっき処理を施さずに冷延鋼板のまま使用してもよい。

〔めっき工程〕

本発明の熱間プレス用冷延鋼板は、上述の製造工程により製造された冷延鋼板ままで使用してもよいが、目的に応じて、Al系めっき層またはZn系めっき層を形成するためのAl系めっき処理またはZn系めっき処理を行ってもよい。

かかるめっき処理は何ら限定されるものではなく、公知の溶融めっき法、電気めっき法、蒸着めっき法等がいずれも適用可能である。また、めっき工程後に合金化処理を施してもよい。代表的なめっき処理としては、Al系めっき処理としては、溶融アルミ（Al）めっき、溶融Al-Siめっきを施す処理が、またZn系めっき処理としては、溶融亜鉛めっきまたは電気亜鉛ニッケルめっきを施す処理、あるいは溶融亜鉛めっき後さらに合金化処理を施す処理が挙げられる。

【0086】

なお、冷延鋼板に対して調質圧延を実施しても良い。この際の好適な伸び率は0.05~2.0%である。

【0087】

上記のようにして得られた冷延鋼板に対して熱間プレスを行って熱間プレス部材とするが、この時の熱間プレス法については特に制限はなく常法に従って行えば良い。以下に一例を示すが、これに限定されるものではない。

例えば、素材である熱間プレス用冷延鋼板を、電気炉、ガス炉、通電加熱炉、遠赤外線加熱炉等を使用して、 A_{c_3} 変態点~1000 の温度範囲に加熱し、この温度範囲で0~600秒間保持した後、鋼板をプレス機に搬送して、550~800 の範囲で熱間プレスを行えばよい。熱間プレス用冷延鋼板を加熱する際の昇温速度は、3~200 /sとすればよい。

【0088】

ここに、 A_{c_3} 変態点は次式によって求めることができる。

$$A_{c_3} \text{変態点 ()} = 881 - 206C + 53Si - 15Mn - 20Ni - 1Cr - 27Cu + 41Mo$$

ただし、式中の元素記号は各元素の含有量（質量%）を表す。含有しない元素については、0として計算する。

【実施例】

【0089】

以下、本発明の実施例について説明する。

なお、本発明は、もとより以下に述べる実施例によって制限を受けるものではなく、本発明の趣旨に適合し得る範囲において適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0090】

10

20

30

40

50

表 1 に示す成分組成の鋼を溶製し、連続鋳造してスラブとした後、表 2 に示す温度域まで加熱後、仕上げ圧延終了温度 (FDT) を表 2 に示す条件で熱間圧延を行った。ついで、熱延鋼板を、表 2 に示す第 1 平均冷却速度 (冷速 1) で冷却停止温度 (第 1 冷却温度) まで冷却した後、第 2 平均冷却速度 (冷速 2) で巻取り温度 (CT) まで冷却し、コイルに巻取った。

ついで、得られた熱延板を、酸洗後、表 2 に示す圧下率で冷間圧延を施して、冷延板 (板厚: 1.4mm) とした。

ついで、かくして得られた冷延鋼板を、連続焼鈍ライン (CAL) で表 2 に示す条件で第 1 の焼鈍処理を行い、冷延鋼板を得た。その後、連続焼鈍ライン (CAL) もしくは連続溶融めっきライン (CGL) において、表 2 に示す条件で第 2 の焼鈍処理を行い、CAL を通過した鋼板については冷延鋼板 (CR)、CGL を通過した鋼板については溶融亜鉛めっき鋼板 (GI) を得た。なお、CGL を通過した鋼板の一部については、溶融亜鉛めっき処理を施した後、さらに 550 で合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (GA) を得た。また、溶融アルミめっき処理を施して、溶融アルミめっき鋼板 (AS) を得た。さらに、一部は CAL にて焼鈍した後に電気亜鉛めっきライン (EGL) において、電気亜鉛ニッケルめっき鋼板 (EZN) を得た。なお、一部の試料については、冷間圧延後、2 段階の焼鈍処理を行わず、1 回の焼鈍処理のみ施した。

【 0 0 9 1 】

ついで、得られた冷延鋼板 (めっき鋼板を含む) に対し、表 3 に示す条件で熱間プレスを実施した。

熱間プレスで使用した金型は、パンチ幅 70mm、パンチ肩 R 4mm、ダイ肩 R 4mm で、成形深さは 30mm である。冷延鋼板に対する加熱は、加熱速度に応じて赤外線加熱炉または雰囲気加熱炉のいずれかを用い、大気中で行った。また、プレス後の冷却は、鋼板のパンチ・ダイ間での挟み込みと挟み込みから開放したダイ上での空冷とを組み合わせで行い、プレス (開始) 温度から 150 まで冷却した。このとき、パンチを下死点にて保持する時間を 1 ~ 60 秒の範囲で変えることで冷却速度を調整した。

【 0 0 9 2 】

かくして得られた熱間プレス部材のハット底部の位置から JIS 5 号引張試験片を採取し、JIS Z 2241 に準拠して引張試験を行い、引張強さ (TS) を測定した。

【 0 0 9 3 】

プロジェクション溶接後の押込剥離強度は、各種熱間プレス部材から、50mm × 150mm の試験片を採取し、中央に直径 10mm の穴をあけ、4 点のプロジェクション部を有する M 6 溶接用ナットを、前記試験片の穴の中心と前記ナットの穴の中心とが一致するように交流溶接機にセットした。抵抗溶接の条件は、溶接ガンに取付けられたサーボモータ加圧式で単相交流 (50Hz) の抵抗溶接機を用いて溶接を行い、プロジェクション溶接部を保有した試験片を作製した。なお、使用した一对の電極チップは、平型 30mm の電極とした。溶接条件は加圧力は 3000N、通電時間は 7 サイクル (50Hz)、溶接電流は 12kA、ホールド時間は 10 サイクル (50Hz) とした。

このようにして得られた溶接体のナット穴にボルトを固定した後、JIS B 1196:2001 に準拠した押込剥離試験によってナットが鋼板から剥離するときの荷重を測定した。その時の荷重が 8 kN 以上の場合にはプロジェクション溶接部の押込剥離強度が良好 (○)、6.5kN 以上 8 kN 未満の場合にはプロジェクション溶接部の押込剥離強度が適 (△)、6.5kN 未満の場合にはプロジェクション溶接部の押込剥離強度が劣 (×) とした。

【 0 0 9 4 】

焼鈍後の冷延鋼板および熱間プレス後の部材のマルテンサイトおよびパーライトの体積率は、鋼板の圧延方向に平行かつ厚さ方向に平行な断面を研磨後、3 vol% ナイタルで腐食し、SEM (走査型電子顕微鏡) を用いて 5000 倍の倍率で観察し、ポイントカウント法 (ASTM E562 - 83 (1988) に準拠) により、面積率を測定し、その面積率を体積率とした。旧オーステナイトおよびフェライトの平均結晶粒径は、Media Cybernetics 社の Image - Pro を用いて、鋼板ミクロ組織写真 (5000 倍の倍率で 20 μm × 20 μm の視野範囲を 10 箇

10

20

30

40

50

所撮影したもの)から予め各々の旧オーステナイト、フェライトおよびマルテンサイトそれぞれの結晶粒を識別しておいた写真を取り込むことで各結晶粒の面積が算出可能であり、その円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。

【 0 0 9 5 】

また、NbおよびTiの炭窒化物の粒径は、冷延鋼板およびプレス部材とも、厚さ方向に平行な断面について、TEM(透過型電子顕微鏡)を用いて10000倍の倍率で $0.5\mu\text{m} \times 0.5\mu\text{m}$ の視野範囲を10箇所観察し、Media Cybernetics社のImage-Proを用いて、下限を $0.005\mu\text{m}$ として、その円相当直径を算出することで粒径を求めた。粒径が $0.10\mu\text{m}$ 未満のNbおよびTiの炭窒化物の個数はTEM(透過型電子顕微鏡)を用いて10000倍の倍率で $0.5\mu\text{m} \times 0.5\mu\text{m}$ の視野範囲を10箇所観察し、10箇所の平均個数密度を求めた。この方法では粒径が $0.005\mu\text{m}$ 以上のNbおよびTi系析出物であれば数えることができた。

10

【 0 0 9 6 】

さらに、NbおよびTiの炭窒化物の粒子間距離()は次のようにして測定した。

すなわち、L断面について、TEM(透過型電子顕微鏡)を用いて10000倍の倍率で観察し、従来報告されている(1)式に従い求めた。

$$= (0.9V_p^{-1/2} - 0.8) \times dp \quad \dots (1)$$

ここで、 V_p は粒子の体積率(%)、 dp は粒径である。なお、粒子の体積率はTEMの観察結果から求めた面積率とした。

かくして得られた冷延鋼板および熱間プレス部材のミクロ組織を表4に示す。また、熱間プレス部材の引張特性およびプロジェクション溶接後の押込剥離強度の測定結果を表5

20

【 0 0 9 7 】

【表 1】

表1

鋼種	成分組成 (mass%)											Ac ₃ 変態点 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	その他の成分		
A	0.32	0.22	1.77	0.01	0.001	0.03	0.002	0.019	0.022	-		800
B	0.32	0.25	1.35	0.01	0.001	0.03	0.002	0.021	0.025	Cr:0.15, B:0.0021, Sb:0.005		808
C	0.37	0.85	1.69	0.01	0.003	0.02	0.003	0.029	0.032	Mo:0.15, Cu:0.12, Ni:0.13		825
D	0.34	0.62	1.56	0.02	0.002	0.03	0.002	0.033	0.021	V:0.01, Sn:0.10, Zr:0.01		820
E	0.29	0.33	1.99	0.02	0.002	0.03	0.002	0.021	0.018	Zn:0.01, Ta:0.03, W:0.03		809
F	0.33	0.09	1.54	0.01	0.003	0.02	0.003	0.021	0.059	Co:0.02, B:0.002, Ni:0.15		792
G	0.34	0.22	2.01	0.02	0.002	0.03	0.003	0.022	0.015	Ca:0.001, Mg:0.001, REM:0.001		792
H	0.24	0.25	1.54	0.01	0.001	0.03	0.003	0.025	0.018	-		822
I	0.48	0.02	2.20	0.01	0.001	0.03	0.002	0.021	0.035	-		750
J	0.31	0.43	0.50	0.01	0.001	0.03	0.002	0.014	0.041	-		832
K	0.33	0.19	3.84	0.01	0.001	0.02	0.002	0.033	0.015	-		765
L	0.36	0.21	2.16	0.03	0.001	0.02	0.003	-	-	-		786

【 0 0 9 8 】

10

20

30

40

【 表 2 - 1 】

表2-1

試料番号	鋼種	熱間圧延						冷間圧延		第1の焼鈍					第2の焼鈍					めっき	備考
		加熱温度 hr	加熱時間 min	FDT °C	冷速1 °C/s	第1冷却温度 °C	冷速2 °C/s	CT °C	圧下率 %	均熱温度 °C	保持時間 秒	焼戻し温度 °C	焼戻し時間 秒	平均昇温速度 °C/s	均熱温度 °C	保持時間 秒	冷速3 °C/s	冷却停止温度 °C			
1	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例	
2	B	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例	
3	C	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例	
4	D	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例	
5	E	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例	
6	F	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例	
7	G	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例	
8	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	発明例	
9	B	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	発明例	
10	C	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	発明例	
11	D	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	発明例	
12	E	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	発明例	
13	F	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	発明例	
14	G	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	発明例	
15	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	AS	発明例	
16	B	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	AS	発明例	
17	C	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	AS	発明例	
18	D	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	AS	発明例	
19	E	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	AS	発明例	
20	F	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	AS	発明例	
21	G	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	AS	発明例	
22	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GI	発明例	
23	B	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GI	発明例	

【 0 0 9 9 】

10

20

30

40

【 表 2 - 2 】

表2-2

試料 番号	鋼種	熱間圧延						冷間圧延	第1の焼鈍				第2の焼鈍					めっき	備考	
		加熱 温度 hr	加熱 時間 min	FDT °C	冷速1 °C/s	第1 冷却温度 °C	冷速2 °C/s		CT °C	均熱 温度 °C	保持 時間 秒	焼戻し 温度 °C	焼戻し 時間 秒	平均 昇温速度 °C/s	均熱 温度 °C	保持 時間 秒	冷速3 °C/s			冷却 停止温度 °C
24	C	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GI	発明例
25	D	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GI	発明例
26	E	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GI	発明例
27	F	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GI	発明例
28	G	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GI	発明例
29	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	EZN	発明例
30	B	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	EZN	発明例
31	C	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	EZN	発明例
32	D	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	EZN	発明例
33	E	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	EZN	発明例
34	F	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	EZN	発明例
35	G	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	EZN	発明例
36	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例
37	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例
38	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例
39	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例
40	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例
41	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例
42	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例
43	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例
44	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例
45	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例
46	A	1250	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	発明例

【 0 1 0 0 】

10

20

30

40

【 表 2 - 3 】

表2-3

試料 番号	鋼種	熱間圧延						冷間圧延		第1の焼鈍						第2の焼鈍						めっき	備考
		加熱 温度 hr	加熱 時間 min	FDT °C	冷速1 °C/s	第1 冷却温度 °C	冷速2 °C/s	CT °C	圧下率 %	均熱 温度 °C	保持 時間 秒	焼戻し 温度 °C	焼戻し 時間 秒	平均 昇温速度 °C/s	均熱 温度 °C	保持 時間 秒	冷速3 °C/s	冷却 停止温度 °C					
																			5	10	15		
47	A	1100	60	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	比較例			
48	A	1250	10	900	100	640	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	比較例			
49	A	1250	60	900	30	650	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	比較例			
50	A	1250	60	900	100	770	20	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	比較例			
51	A	1250	60	900	100	620	2	470	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	比較例			
52	A	1250	60	900	100	680	10	650	50	860	200	200	200	10	760	180	10	525	GA	比較例			
53	A	1250	60	900	100	680	10	470	50	740	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	比較例			
54	A	1250	60	900	100	680	10	470	50	1000	200	200	200	10	760	180	10	525	CR	比較例			
55	A	1250	60	900	100	680	10	470	50	860	1800	200	200	10	760	180	10	525	GA	比較例			
56	A	1250	60	900	100	680	10	470	50	860	200	500	200	10	760	180	10	525	GA	比較例			
57	A	1250	60	900	100	620	25	470	50	860	200	200	200	1	760	180	10	525	GA	比較例			
58	B	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	600	180	10	525	GA	比較例			
59	B	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	950	180	10	525	CR	比較例			
60	B	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	800	2	10	525	CR	比較例			
61	B	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	780	180	1	525	CR	比較例			
62	B	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	780	180	10	700	GA	比較例			
63	H	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	780	180	10	525	GA	比較例			
64	I	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	780	180	10	525	GA	比較例			
65	J	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	780	180	10	525	GA	比較例			
66	J	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	770	180	30	525	GA	発明例			
67	K	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	780	180	10	525	GA	比較例			
68	K	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	820	180	5	525	GA	発明例			
69	L	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	780	180	10	525	CR	比較例			
70	A	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	860	200	200	200	200	比較例			
71	B	1250	60	900	100	600	25	470	50	860	200	200	200	10	860	200	200	200	200	比較例			

【 0 1 0 1 】

10

20

30

40

【表 3 - 1】

表3-1

試料 番号	鋼種	熱間プレス					備考
		昇温速度	加熱温度	保持時間	熱間プレス 時温度	150℃まで の冷却速度	
		°C/s	°C	s	°C	°C/s	
1	A	5	900	60	700	100	発明例
2	B	5	900	60	700	100	発明例
3	C	5	900	60	700	100	発明例
4	D	5	900	60	700	100	発明例
5	E	5	900	60	700	100	発明例
6	F	5	900	60	700	100	発明例
7	G	5	900	60	700	100	発明例
8	A	5	900	60	700	100	発明例
9	B	5	900	60	700	100	発明例
10	C	5	900	60	700	100	発明例
11	D	5	900	60	700	100	発明例
12	E	5	900	60	700	100	発明例
13	F	5	900	60	700	100	発明例
14	G	5	900	60	700	100	発明例
15	A	5	900	60	700	100	発明例
16	B	5	900	60	700	100	発明例
17	C	5	900	60	700	100	発明例
18	D	5	900	60	700	100	発明例
19	E	5	900	60	700	100	発明例
20	F	5	900	60	700	100	発明例
21	G	5	900	60	700	100	発明例
22	A	5	900	60	700	100	発明例
23	B	5	900	60	700	100	発明例
24	C	5	900	60	700	100	発明例
25	D	5	900	60	700	100	発明例
26	E	5	900	60	700	100	発明例
27	F	5	900	60	700	100	発明例
28	G	5	900	60	700	100	発明例
29	A	5	900	60	700	100	発明例
30	B	5	900	60	700	100	発明例
31	C	5	900	60	700	100	発明例
32	D	5	900	60	700	100	発明例
33	E	5	900	60	700	100	発明例
34	F	5	900	60	700	100	発明例
35	G	5	900	60	700	100	発明例

10

20

30

40

【 0 1 0 2 】

【表 3 - 2】

表3-2

試料 番号	鋼種	熱間プレス					備考
		昇温速度	加熱温度	保持時間	熱間プレス 時温度	150°Cまで の冷却速度	
		°C/s	°C	s	°C	°C/s	
36	A	3	900	60	700	100	発明例
37	A	90	900	60	700	100	発明例
38	A	180	900	60	700	100	発明例
39	A	5	830	60	700	100	発明例
40	A	5	950	60	700	100	発明例
41	A	5	900	5	700	100	発明例
42	A	5	900	300	700	100	発明例
43	A	5	900	60	650	100	発明例
44	A	5	900	60	750	100	発明例
45	A	5	900	60	700	50	発明例
46	A	5	900	60	700	300	発明例
47	A	5	900	60	700	100	比較例
48	A	5	900	60	700	100	比較例
49	A	5	900	60	700	100	比較例
50	A	5	900	60	700	100	比較例
51	A	5	900	60	700	100	比較例
52	A	5	900	60	700	100	比較例
53	A	5	900	60	700	100	比較例
54	A	5	900	60	700	100	比較例
55	A	5	900	60	700	100	比較例
56	A	5	900	60	700	100	比較例
57	A	5	900	60	700	100	比較例
58	B	5	900	60	700	100	比較例
59	B	5	900	60	700	100	比較例
60	B	5	900	60	700	100	比較例
61	B	5	900	60	700	100	比較例
62	B	5	900	60	700	100	比較例
63	H	5	900	60	700	100	比較例
64	I	5	900	60	700	100	比較例
65	J	5	900	60	700	100	比較例
66	J	5	900	60	750	500	発明例
67	K	5	900	60	700	100	比較例
68	K	5	900	60	700	50	発明例
69	L	5	900	60	700	100	比較例
70	A	5	900	60	700	80	比較例
71	B	5	900	60	700	80	比較例

【 0 1 0 3 】

【 表 4 - 1 】

表4-1

試料 番号	冷延鋼板のミクロ組織				熱間プレス部材のミクロ組織				備考
	パーライト		フェライト		0.10 μm 未満の 炭窒化物		NbおよびTiの炭窒 化物の粒子間距離		
	体積率 (%)	体積分率 (%)	平均粒径 (μm)	(個 / 100 μm^2)	平均粒径 (μm)	体積率 (%)	マルテンサイト	NbおよびTiの炭窒 化物の粒子間距離 μm	
1	10	85	5	15	3	98	6	3	発明例
2	12	78	5	15	3	100	5	3	発明例
3	5	84	6	18	2	99	5	3	発明例
4	11	74	6	15	3	97	7	3	発明例
5	15	70	6	15	3	95	6	4	発明例
6	16	80	7	18	4	98	6	5	発明例
7	5	82	6	16	3	98	5	3	発明例
8	15	78	6	17	3	99	6	3	発明例
9	13	80	6	16	5	98	5	3	発明例
10	7	79	7	16	4	99	6	4	発明例
11	9	78	6	17	3	99	6	4	発明例
12	10	81	6	16	3	98	5	3	発明例
13	12	80	6	18	5	99	6	3	発明例
14	15	80	7	16	4	98	7	3	発明例
15	7	89	6	17	3	99	6	3	発明例
16	8	80	7	16	3	99	6	3	発明例
17	8	78	6	17	3	98	6	4	発明例
18	9	78	5	15	3	98	6	3	発明例
19	13	79	6	16	2	97	6	3	発明例
20	12	76	6	17	3	99	7	4	発明例
21	10	78	5	16	4	99	6	5	発明例
22	15	81	6	15	3	98	6	3	発明例
23	13	80	6	18	2	98	6	3	発明例

【 0 1 0 4 】

10

20

30

40

【 表 4 - 2 】

表4-2

試料 番号	冷延鋼板のミクロ組織				熱間プレス部材のミクロ組織				備考
	パーライト 体積率 (%)	フェライト		0.10 μ m未満の 炭素化合物 (個 / 100 μ m ²)	NbおよびTiの炭素 化合物の粒子間距離 μ m	マルテンサイト 体積率 (%)	旧オーステナイト 平均粒径 (μ m)	NbおよびTiの炭素 化合物の粒子間距離 μ m	
		体積分率 (%)	平均粒径 (μ m)						
24	13	81	7	15	3	99	6	4	発明例
25	7	83	6	17	3	99	6	3	発明例
26	9	81	5	15	3	98	6	4	発明例
27	10	80	6	18	3	99	6	3	発明例
28	12	80	6	16	3	98	5	3	発明例
29	15	79	6	18	3	99	6	3	発明例
30	7	80	7	15	2	99	6	3	発明例
31	10	78	6	15	3	98	5	3	発明例
32	15	78	6	18	3	98	6	4	発明例
33	13	79	6	18	2	97	7	4	発明例
34	10	76	6	13	4	99	6	3	発明例
35	7	78	6	15	3	99	6	3	発明例
36	9	78	7	15	3	98	6	3	発明例
37	10	80	6	14	3	98	6	3	発明例
38	9	79	6	15	3	97	6	3	発明例
39	10	78	6	16	4	99	7	4	発明例
40	12	81	7	15	3	99	6	3	発明例
41	15	79	6	13	3	98	6	3	発明例
42	7	76	7	15	3	98	6	4	発明例
43	8	78	6	16	5	99	6	5	発明例
44	7	78	5	13	3	99	6	3	発明例
45	7	80	6	15	3	99	5	3	発明例
46	8	89	6	15	3	99	6	4	発明例

【 0 1 0 5 】

10

20

30

40

【 表 4 - 3 】

表4-3

試料 番号	冷延鋼板のマイクロ組織				熱間プレス部材のマイクロ組織				備考
	パーライト 体積率 (%)	フェライト		0.10 μ m未満の 炭窒化物 (個 / 100 μ m ²)	NbおよびTiの炭窒 化物の粒子間距離 μ m	マルテンサイト 体積率 (%)	旧オーステナイト 平均粒径 (μ m)	NbおよびTiの炭窒 化物の粒子間距離 μ m	
		体積分率 (%)	平均粒径 (μ m)						
47	18	78	6	5	6	94	9	6	比較例
48	12	70	6	11	7	95	8	6	比較例
49	14	70	8	4	5	99	8	8	比較例
50	10	74	7	6	6	97	7	7	比較例
51	8	87	6	8	6	96	7	8	比較例
52	5	88	6	11	6	98	7	8	比較例
53	11	87	6	12	7	98	9	8	比較例
54	12	80	9	5	7	98	7	7	比較例
55	10	79	6	12	8	99	7	7	比較例
56	13	80	6	10	8	96	8	8	比較例
57	12	72	7	4	8	98	9	4	比較例
58	0	90	8	25	7	98	9	3	比較例
59	36	60	6	2	7	94	9	7	比較例
60	10	90	6	7	7	96	10	34	比較例
61	12	88	7	14	8	97	9	7	比較例
62	13	80	6	11	8	98	7	9	比較例
63	11	80	6	19	6	98	5	22	比較例
64	24	68	7	13	7	99	7	21	比較例
65	11	80	6	15	8	84	6	16	比較例
66	10	80	7	10	5	99	6	5	発明例
67	28	70	6	16	6	98	6	5	比較例
68	8	82	7	10	5	99	6	5	発明例
69	18	71	6	0	-	98	6	-	比較例
70	12	81	8	12	8	98	9	5	比較例
71	15	78	8	13	8	99	9	5	比較例

下線部：本発明範囲外

【 0 1 0 6 】

10

20

30

40

【表 5 - 1】
表5-1

試料 番号	引張特性 TS (MPa)	押込剥離 強度	備考
1	1834	○	発明例
2	1846	○	発明例
3	1865	○	発明例
4	1844	○	発明例
5	1834	○	発明例
6	1822	○	発明例
7	1813	○	発明例
8	1833	○	発明例
9	1818	○	発明例
10	1958	○	発明例
11	1843	○	発明例
12	1822	○	発明例
13	1831	○	発明例
14	1829	○	発明例
15	1827	○	発明例
16	1817	○	発明例
17	1967	○	発明例
18	1848	○	発明例
19	1851	○	発明例
20	1798	○	発明例
21	1810	○	発明例
22	1803	○	発明例
23	1821	○	発明例
24	1984	○	発明例
25	1834	○	発明例
26	1825	○	発明例
27	1826	○	発明例
28	1813	○	発明例
29	1834	○	発明例
30	1841	○	発明例
31	1979	○	発明例
32	1839	○	発明例
33	1870	○	発明例
34	1837	○	発明例
35	1844	○	発明例

10

20

30

40

【 0 1 0 7 】

【表 5 - 2】

表5-2

試料番号	引張特性 TS (MPa)	押込剥離強度	備考
36	1834	○	発明例
37	1834	○	発明例
38	1805	○	発明例
39	1822	○	発明例
40	1834	○	発明例
41	1850	○	発明例
42	1820	○	発明例
43	1824	○	発明例
44	1822	○	発明例
45	1831	○	発明例
46	1837	○	発明例
47	1833	×	比較例
48	1855	×	比較例
49	1833	×	比較例
50	1833	×	比較例
51	1846	×	比較例
52	1811	×	比較例
53	1844	×	比較例
54	1843	×	比較例
55	1841	×	比較例
56	1833	×	比較例
57	1846	×	比較例
58	1811	×	比較例
59	1844	×	比較例
60	1914	×	比較例
61	1894	×	比較例
62	1944	×	比較例
63	<u>1567</u>	×	比較例
64	2249	×	比較例
65	<u>1533</u>	×	比較例
66	1842	△	発明例
67	1854	×	比較例
68	1881	△	発明例
69	1821	×	比較例
70	1844	×	比較例
71	1836	×	比較例

10

20

30

40

下線部:本発明範囲外

【0108】

表5に示したとおり、成分組成および熱間プレス後の部材のミクロ組織が本発明の適正範囲を満足する発明例はいずれも、高い引張強度は言うまでもなく、優れたプロジェクション溶接部の押込剥離強度を併せて得ることができた。

フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I			
C 2 2 C	38/60	(2006.01)	C 2 2 C	38/14	
			C 2 2 C	38/60	
			C 2 2 C	38/00	3 0 1 S
			C 2 2 C	38/00	3 0 1 T

(72)発明者 船川 義正
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

(72)発明者 中島 清次
 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

審査官 鈴木 葉子

(56)参考文献 特開2010-174282(JP,A)
 特開2010-174283(JP,A)
 特開2007-314817(JP,A)
 特開2010-065295(JP,A)
 特開2010-215954(JP,A)
 特開2012-179646(JP,A)
 米国特許出願公開第2017/0029913(US,A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0
 C 2 1 D 1 / 0 2 - 1 / 8 4
 C 2 1 D 8 / 0 0 - 8 / 1 0
 C 2 1 D 9 / 0 0 - 9 / 4 4 , 9 / 5 0
 C 2 1 D 9 / 4 6 - 9 / 4 8
 B 2 1 D 2 2 / 2 0