

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4530606号
(P4530606)

(45) 発行日 平成22年8月25日(2010.8.25)

(24) 登録日 平成22年6月18日(2010.6.18)

(51) Int.Cl.

F 1

C 2 1 D 9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46	G
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S
C 2 2 C 38/06	(2006.01)	C 2 2 C 38/06	
C 2 2 C 38/14	(2006.01)	C 2 2 C 38/14	

請求項の数 3 (全 11 頁)

(21) 出願番号	特願2002-168210 (P2002-168210)
(22) 出願日	平成14年6月10日 (2002.6.10)
(65) 公開番号	特開2004-10991 (P2004-10991A)
(43) 公開日	平成16年1月15日 (2004.1.15)
審査請求日	平成16年8月26日 (2004.8.26)
審判番号	不服2008-11034 (P2008-11034/J1)
審判請求日	平成20年5月1日 (2008.5.1)

(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	100099944 弁理士 高山 宏志
(72) 発明者	長谷川 浩平 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内
(72) 発明者	中村 展之 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内
(72) 発明者	占部 俊明 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】スポット溶接性に優れた超高強度冷延鋼板の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

重量%で、C:0.07~0.13%、Si:0.7~2%、Mn:1.8~3%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、S o l . A l : 0.01~0.1%、N:0.005%以下、B:0.0003~0.003%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる鋼を溶製し、これを熱間圧延し、冷間圧延した後、得られた鋼帯を連続して800~870℃に加熱し、この温度範囲で10秒間以上保持した後、650~750℃まで20/sで冷却速度で冷却し、そこから500/sを超える冷却速度で100℃以下まで冷却し、次いで325~425℃に再加熱し、5~20分間保持した後、室温まで冷却して巻き取ることを特徴とする、引張強度が980MPa以上のスポット溶接性に優れた超高強度冷延鋼板の製造方法。10

【請求項2】

重量%で、さらにTi:0.003~0.03%を含有することを特徴とする、請求項1に記載の引張強度が980MPa以上のスポット溶接性に優れた超高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項3】

重量%で、さらにMo:0.1~1%を含有することを特徴とする、請求項1または請求項2に記載の引張強度が980MPa以上のスポット溶接性に優れた超高強度冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】**【発明の属する技術分野】**

本発明は、機械構造部品、特に自動車構造部材、補強部材を製造するために好適な、引張強度が980 MPa以上のスポット溶接性に優れた超高強度冷延鋼板の製造方法に関する。

【0002】**【従来の技術】**

自動車部品には、軽量化による燃費向上および乗員の保護という相反する特性を満足させるため、高強度化が要求されている。一方、高強度鋼板は、軟質鋼板と比較して、伸びフランジ性および延性が劣るため、プレス成形など成形加工が困難である。

10

【0003】

そこで、高強度冷延鋼板の成形性を改善するため、従来より種々の高強度冷延鋼板の製造方法が提案されている。例えば、特公平7-59726号公報には、局部延性、すなわち伸びフランジ性が優れた高強度冷延鋼板の製造方法が示されている。この公報によれば、350～600の範囲の温度にて過時効処理を行うと、フェライト相と低温変態相の硬度比を小さくすることによって局部延性の改善が可能となる。しかし、この技術では高温焼戻し処理における引張強度の低下が著しいため、980 MPa以上の超高強度冷延鋼板を製造する場合、Cを0.17%以上とする必要があり、その結果、このような鋼板はスポット溶接部十字引張試験において溶接部が破断するため、十分な継手強度が得られないという問題がある。

20

【0004】**【発明が解決しようとする課題】**

本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、機械構造部材、特に自動車構造部材および補強部材の製造におけるプレス成形、溶接・組立工程に適した、伸びフランジ性、延性、スポット溶接性が優れた引張強度が980 MPa以上の超高強度冷延鋼板の製造方法を提供することを目的とする。

【0005】**【課題を解決するための手段】**

本発明者は、上記課題を解決するため、連続焼鈍工程における金属組織の形成過程について鋭意研究を重ねた結果、スポット溶接性を劣化させるC量を必要以上に高くすることなく、また延性向上に不可欠なSi量を低くすることなく、所望の980 MPa以上の強度を達成することが必要であり、そのためには、連続焼鈍における保熱保持から急冷するまでの徐冷過程における金属組織の制御、すなわちオーステナイトからフェライトへの変態を抑制することが重要であることを見出した。

30

【0006】

そして、この変態抑制に対して0.0003～0.003%のBを添加することが極めて有効であること、また、これに加えて0.003～0.03%のTiおよび0.1～1%のMoのいずれかまたは両方を添加することが特に有効であることを見出し、さらに製造条件の範囲を特定範囲に規定することにより本発明を完成するに至った。

【0007】

従来の高強度鋼板を製造するための連続焼鈍炉は、図1に示すように、鋼板を加熱する加熱帯1と、加熱した鋼板を均熱保持する均熱帯2と、均熱保持後の鋼板を徐冷する徐冷帯(ガスジェット帯)3と、徐冷後の鋼板を急冷する急冷帯4と、急冷後の鋼板に過時効(焼戻し)処理する過時効(焼戻し)帯5とを有しており、入側の冷延コイル7から鋼板Sを供給し、加熱帯1、均熱帯2、徐冷帯3、急冷帯4および過時効(焼戻し)帯5を通板させることにより、鋼板Sに加熱、均熱保持、徐冷、急冷、過時効処理が連続的に施され、出側で調質圧延機6により必要に応じて調質圧延された後、巻取コイル8に巻き取られる。この際、図1に示すように均熱帯2と急冷帯4との間の徐冷帯3により、板温が不可避的に100以上低下する。フェライト-マルテンサイト2相型の従来鋼ではストリップが徐冷帯3を通過する間にフェライト生成が避けられず、強度が低下する。したがって

40

50

、従来は、焼入れ後、伸びフランジ性を向上する目的で325以上で焼き戻す場合は、高強度を得るためにC添加量を高くするか、Si添加量を低下させることが必須となっており、スポット溶接性および延性のいずれかが低くならざるを得なかつたが、上述のようにしてフェライトへの変態を抑制することにより、スポット溶接性を劣化させるC量を必要以上に高くすることなく、また延性向上に不可欠なSi量を低くすることなく、所望の980MPa以上の強度を達成することができるのである。

【0008】

すなわち、本発明は、重量%で、C : 0.07 ~ 0.13%、Si : 0.7 ~ 2%、Mn : 1.8 ~ 3%、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、Sol. Al : 0.01 ~ 0.1%、N : 0.005%以下、B : 0.0003 ~ 0.003%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる鋼を溶製し、これを熱間圧延し、冷間圧延した後、得られた鋼帯を連続して800 ~ 870に加熱し、この温度範囲で10秒間以上保持した後、650 ~ 750まで20 / sec以下の冷却速度で冷却し、そこから500 / secを超える冷却速度で100以下まで冷却し、次いで325 ~ 425に再加熱し、5 ~ 20分間保持した後、室温まで冷却して巻き取ることを特徴とする、引張強度が980MPa以上のスポット溶接性に優れた超高強度冷延鋼板の製造方法を提供する。
10

【0009】

この場合に、重量%で、Ti : 0.003 ~ 0.03%およびMo : 0.1 ~ 1%のいずれか、またはこれらの両方をさらに含有することが好ましい。

【0010】

以上のような構成の本発明と類似する技術は過去にいくつか提案されているが、本発明のように伸びフランジ性、延性、スポット溶接性が優れた引張強度が980MPa以上の超高強度冷延鋼板の製造方法を提供するものは存在しない。以下、このような先行技術と対比して本発明の優位性を説明する。
20

【0011】

特公昭55-22532号公報、特公昭55-51410号公報には連続焼鈍による高張力冷延鋼板の製造方法に関して焼入れ後300以上に再加熱する技術が開示されているが、これらに開示された技術で得られる鋼板は高々780MPa程度であり、本発明が対象とする980MPa以上の冷延鋼板の製造方法に示唆を与えるものではない。
30

【0012】

特公平1-35051号公報、特公平1-35052号公報には、高延性高強度冷延鋼板の製造方法に関して、再結晶焼鈍、急冷後、180 ~ 400に再加熱する技術が開示されているが、その中には「過時効処理温度は300以下が好ましい」と記載されており、本発明とは技術思想が異なっていることは明らかである。
30

【0013】

特許第2793824号公報には、焼付硬化性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法について、本発明と類似した化学成分を有する鋼板を再結晶焼鈍後、急冷し、その後150 ~ 450の温度範囲で1秒 ~ 10分間の時効処理を施す技術が開示されている。しかしながら、この技術の鋼板は本発明のようにB, Ti, Moを含有しておらず、その結果、980MPa以上の引張強度を得るために、0.14%C含有鋼ではSiを0.2 ~ 0.4%と極めて低くまで低下するか、Siを1.4%含有する場合にはCを0.17%まで高くすることによってマルテンサイトの体積率を増加させる必要がある。Siを0.2 ~ 0.4%しか含有しない引張強度980MPa以上の鋼板は伸びが高々10.5%と低く、Cが0.17%と高い鋼板はスポット溶接性が劣るのであり、この先行技術はスポット溶接性と成形性を両立した超高強度冷延鋼板の製造方法について何等技術的な示唆を与えるものではない。
40

【0014】

特許第2766693号公報には、本発明と類似した化学成分を有する鋼板を、焼鈍後、水焼入れを行い、200 ~ 450で10秒 ~ 15分間過時効する技術が開示されている。しかしながら、この公報に記載された技術は引張強度が高々690MPa程度の鋼板を
50

製造するものであり、本発明とは技術思想が全く異なる。

【0015】

特公平8-30212号公報には、連続焼鈍後100～400の温度で過時効処理を施す方法が開示されている。しかしながら、その実施例には過時効処理が250の場合しか示されておらず、本発明が目的とするところの、超高強度冷延鋼板の製造において、焼鈍、急冷後、325～425まで再加熱した際に問題となるスポット溶接性の問題を解決することに関して、技術的に何等示唆を与えるものではない。

【0016】

【発明の実施の形態】

以下、本発明に係る冷延鋼板の製造方法について鋼の成分組成と製造条件に分けて具体的に説明する。 10

【0017】

(1) 成分組成

本発明において鋼の成分組成は、重量%で、C : 0.07～0.13%、Si : 0.7～2%、Mn : 1.8～3%、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、S01.A1 : 0.01～0.1%、N : 0.005%以下、B : 0.0003～0.003%であり、残部がFeおよび不可避的不純物からなる。さらに選択成分としてTi : 0.003～0.03%およびMo : 0.1～1%のいずれか、またはこれらの両方を含有してもよい。

【0018】

C : 0.07～0.13%

Cは、焼入れ組織のマルテンサイトを強化するために重要な元素である。C量が0.07%未満では強度上昇の効果が不十分となる。一方、C量が0.13%を超えるとスポット溶接における十字引張試験において溶接部が破断して、接合強度が著しく低下するおそれがある。このため、C量を0.07～0.13%とする。

【0019】

Si : 0.7～2%

Siは、フェライト・マルテンサイト2相鋼の延性を高めるために有効である。Si量が0.7%未満ではその効果が十分でなく、一方、2%を超えると鋼板表面にSi酸化物を多量に形成し、化成処理性を劣化させてしまう。このため、Si量を0.7～2%とする。

【0020】

Mn : 1.8～3%

Mnは連続焼鈍炉の徐冷帯でのフェライト生成を抑制するために重要な元素である。Mn量が1.8%未満ではその効果が十分でなく、3%を超えると連続鋳造工程でスラブ割れが発生する。そのため、Mn量を1.8～3%とする。

【0021】

P : 0.02%以下

Pは本発明鋼中では不純物成分であり、スポット溶接性を劣化させるため、可能な限り製鋼工程で除去することが望ましい。P量が0.02%を超えるとスポット溶接性の劣化が顕著となるため、0.02%以下とする必要がある。

【0022】

S : 0.01%以下

Sは本発明では不純物成分であり、スポット溶接性を劣化させるため、可能な限り製鋼工程で除去することが望ましい。S量が0.01%を超えるとスポット溶接性の劣化が顕著となるため、0.01%以下とする必要がある。

【0023】

S01.A1 : 0.01～0.1%

A1は脱酸剤として、およびNをA1Nとして析出させて脱窒するために添加される。S01.A1量が0.01%未満では脱酸および脱窒の効果が十分でなく、0.1%を超える。

10

20

30

40

50

ると効果が飽和し不経済なため、S o l . A l 量を0 . 0 1 ~ 0 . 1 %とする。

【0024】

N : 0 . 0 0 5 %以下

Nは粗鋼中に含有される不純物成分であり、素材鋼板の成形性を劣化させるので、可能な限り製鋼工程で除去、低減することが望ましい。しかしながら、Nを必要以上に低減すると精錬コストが上昇するので、実質的に無害となる0 . 0 0 5 %以下とする。

【0025】

B : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 0 3 %

Bは本発明において最も重要な元素であり、連続焼鈍炉の徐冷帯でのフェライト生成の抑制に著しい効果を發揮する。しかし、B量が0 . 0 0 0 3 %未満ではその効果が十分ではなく、一方0 . 0 0 3 %を超えるとB添加の効果が飽和するばかりか鋼板製造工程における生産性を劣化させてしまう。このためB量を0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 0 3 %とする。

10

【0026】

T i : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 3 %

鋼中に固溶Nが存在すると、Bを添加した場合BNとして析出し、上記のB添加の効果が減じる。そこで、Bの他にTiを添加することにより、TiでNをあらかじめTiNとして析出させ、B添加の効果を高めることができる。しかし、Ti量が0 . 0 0 3 %未満ではこの効果が十分でなく、一方、0 . 0 3 %を超えて添加するとTiCを生成して鋼板の成形性を劣化させるため、Tiを添加する場合にはその添加量を0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 3 %とする。

20

【0027】

M o : 0 . 1 ~ 1 %

M oは連続焼鈍における徐冷帯でのフェライト生成の抑制効果がある。しかし、その量が0 . 1 %未満ではその効果が十分ではなく、一方、1 %を超えると添加の効果が飽和するばかりか合金添加コストが増大するため、Moを添加する場合にはその添加量を0 . 1 ~ 1 %とする。

【0028】

その他、高強度冷延鋼板は、析出物を生成させるなどして強度付与または組織形態を調整するためにNb、V、Crを添加することがあるが、本発明の効果が維持される範囲内にこれら元素を含有したものも本発明の範囲内である。

30

【0029】

(2) 製造条件

本発明においては、上記組成の鋼を溶製し、これを熱間圧延し、冷間圧延した後、得られた鋼帯を連続して800 ~ 870に加熱し、この温度範囲で10秒間以上保持した後、650 ~ 750まで $20 / \text{sec}$ 以下の冷却速度で冷却し、そこから $500 / \text{sec}$ を超える冷却速度で100以下まで冷却し、次いで325 ~ 425に再加熱し、5 ~ 20分間保持した後、室温まで冷却して巻き取る。

【0030】

鋼の溶製においては連続鋳造または造塊を用いる。溶製されたスラブは冷却後再加熱するか、そのまま熱間圧延を行う。熱間圧延における最終圧延温度は組織を微細化することによる伸びおよび伸びフランジ性を向上させるためAr₃点以上870以下が望ましい。熱延鋼板は冷却後巻取るが、巻取温度は組織を微細化して伸びおよび伸びフランジ性を向上させるために620以下が望ましい。

40

【0031】

次いで、このようにして得られた熱延鋼板を冷間圧延して所望の板厚とする。このときの冷間圧延率は組織を微細化して伸びおよび伸びフランジ性を向上させるため55%以上が望ましい。

【0032】

冷間圧延によって得られたストリップ(鋼帯)は、連続焼鈍炉によって連続焼鈍処理が施される。この際の加熱・均熱温度を800 ~ 870にするのは、その温度が800

50

未満では十分なオーステナイトが生成しないため、強度が十分に得られず、一方、870を超えるとオーステナイト単相化し、組織が粗大化するため伸びおよび伸びフランジ性が劣化するからである。この際の均熱保持を10秒間以上とするのは、10秒間未満ではオーステナイトが十分生成せず、十分な強度が得られないからである。均熱保持後650～750まで $20 / \text{sec}$ 以下の速度で冷却(徐冷)するが、これはこの過程でフェライトを適量生成させて延性を向上させるとともに強度の調整を行うためである。この徐冷終了温度が650未満ではフェライトが多くなりすぎて強度が不足する。750を超える温度から急冷を行っても鋼板特性上は問題ないが、ストリップの平坦性が劣化する可能性があるため、徐冷終了温度を750以下とする。この際の冷却速度は5～15 / secとすることが望ましい。この徐冷終了温度から急冷を開始するが、その際の冷却速度を $500 / \text{sec}$ 超えとしたのは、冷却速度が $500 / \text{sec}$ 以下では焼入れが不十分となり強度が不足するからである。急冷終了温度を100以下としたのは、その温度が100を超えるとオーステナイトが残留し、伸びフランジ性を劣化させるためである。次いで325～425に再加熱し、5～20分間保持するが、これは先の急冷で生成したマルテンサイトを焼戻しすることによっての伸びおよび伸びフランジ性を向上させるためである。温度が325未満または保持時間が5分間未満ではこの効果が十分でなく、伸びおよび伸びフランジ性が不十分である。一方、温度が425超または保持時間が20分間超では強度低下が顕著となり、980 MPa以上の引張強度が得難くなる。

【0033】

このような再加熱処理の後、室温まで冷却して巻取るが、さらに調質圧延を0.1～0.7%の範囲で行うことが望ましい。これにより降伏伸びをなくすことができる。なお、このようにして得られた本発明の冷延鋼板には電気めっきを施してもよいし、固体潤滑剤などを塗布してもよい。

【0034】

【実施例】

以下、本発明の実施例について説明する。

【実施例1】

表1に示す成分組成を有する鋼塊を溶解、鋳造した。これを1250に加熱し、熱間圧延した。熱間圧延における最終パス出側温度は約870であった。約 $20 / \text{sec}$ で冷却後、600で巻取りを模擬し、1時間保持後炉冷した。続いて板厚1.2mmまで冷間圧延を行い、さらに連続焼鈍を模擬した熱処理を実施した。この時の加熱速度は約 $20 / \text{sec}$ で、830まで加熱し300秒間保持した。その温度から約 $10 / \text{sec}$ の冷却速度で700迄冷却し、続いて噴流水中で急冷した。この時の冷却速度は約 $2000 / \text{sec}$ であった。その後、400で10分間の焼戻し処理を行い、冷却後、0.3%の調質圧延を行った。

【0035】

このようにして製造した冷延鋼板を以下の方法で評価した。機械特性は、JIS5号試験片(JIS Z 2201)を圧延方向と直角方向から採取し、JIS Z 2241に準拠して試験を行った。また、伸びフランジ性の評価は、鉄鋼連盟規格(JFST1001-1996)に準拠した穴抜け試験を実施することにより行った。スポット溶接性の評価は、ナゲット径が 4.9 mm ($4.5 \times \text{板厚}^{1/2}$)になる条件で溶接した後、引張剪断強度と十字引張強度を測定することにより行った。これらの評価結果を表2に示す。

【0036】

表2から明らかなように、本発明の条件で製造したNo.2, 3, 6, 9, 10の鋼板は、引張特性、伸びフランジ性(穴抜け性)、スポット溶接強度において優れていた。これに対して、本発明から外れる比較例であるNo.1, 4, 5, 7, 8はいずれかの特性が劣っていた。例えば、No.1はC量が低いため強度、伸びフランジ性、スポット溶接部の引張剪断強度が低い。No.4はC量が高いため、スポット溶接部の十字引張強度が低い。強度低下の原因是溶接部が過度に硬化したため、溶接部内で脆的に破壊したためと考えられる。No.5はSi量が低いため、伸び、伸びフランジ性が劣る。No.7はM

n量が低いため、強度が低く、また伸びフランジ性が劣る。No.8はB量が低いため、強度が低く、また伸びフランジ性が劣る。

【0037】

【表1】

No.		化学成分(wt%)									
		C	Si	Mn	P	S	Sol.Al	N	B	Ti	Mo
比較例	1	<u>0.05</u>	1.0	2.0	0.010	0.003	0.030	0.003	0.0010	<0.001	<0.001
本発明例	2	0.08	1.0	2.3	0.010	0.003	0.030	0.003	0.0010	<0.001	<0.001
本発明例	3	0.12	1.0	2.1	0.010	0.003	0.030	0.003	0.0010	<0.001	<0.001
比較例	4	<u>0.16</u>	1.4	2.0	0.006	0.001	0.030	0.003	0.0010	<0.001	<0.001
比較例	5	0.09	<u>0.2</u>	2.2	0.010	0.003	0.030	0.003	0.0010	<0.001	<0.001
本発明例	6	0.13	1.4	1.9	0.010	0.003	0.030	0.003	0.0010	<0.001	<0.001
比較例	7	0.12	1.0	<u>1.7</u>	0.010	0.003	0.030	0.003	0.0010	<0.001	<0.001
比較例	8	0.12	1.0	2.0	0.010	0.003	0.030	0.003	<u>0.0002</u>	<0.001	<0.001
本発明例	9	0.12	1.0	2.2	0.010	0.003	0.030	0.003	0.0010	0.020	<0.001
本発明例	10	0.12	1.0	1.9	0.010	0.003	0.030	0.003	0.0010	<0.001	0.30

10

20

【0038】

【表2】

No.		引張特性			穴抜け率 λ (%)	スポット溶接強度	
		YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)		引張剪断強度 (kN)	十字引張強度 (kN)
比較例	1	596	<u>755</u>	21.2	37	<u>10.2</u>	6.3
本発明例	2	794	1005	15.9	70	12.5	6.5
本発明例	3	826	1045	15.3	65	13.0	6.4
比較例	4	860	1088	15.1	60	13.3	<u>2.9</u>
比較例	5	841	1065	<u>13.9</u>	<u>45</u>	12.6	6.5
本発明例	6	806	1020	15.7	64	13.2	6.3
比較例	7	668	<u>845</u>	18.9	<u>35</u>	12.9	6.6
比較例	8	755	<u>956</u>	16.7	<u>43</u>	12.8	6.5
本発明例	9	818	1035	15.5	68	12.9	6.5
本発明例	10	830	1050	15.2	67	13.3	6.6

30

40

【0039】

[実施例2]

表1に示す鋼のいくつかの鋳片について、1250℃に加熱し、熱間圧延した。熱間圧延における最終パス出側温度は約870℃であった。約20℃/secで冷却後、600℃で巻取りを模擬し、1時間保持後炉冷した。続いて板厚1.2mmまで冷間圧延を行い、

50

さらに連続焼鈍を模擬した熱処理を実施した。連続焼鈍模擬熱処理は表3に示す条件で行った。冷却後、0.3%の調質圧延を行った。

【0040】

このようにして製造した冷延鋼板について、機械的特性、伸びフランジ性、およびスポット溶接性を実施例1と同様に評価した。その結果を表4に示す。

【0041】

表4から明らかなように、本発明の条件で製造した符号B, F, H, Lの鋼板は、引張特性、伸びフランジ性（穴抜け性）、スポット溶接強度において優れていた。これに対して、本発明から外れる比較例である符号A, C, D, E, G, I, J, Kはいずれかの特性が劣っていた。例えば、符号Aは、均熱温度が低すぎるため、強度が低い。符号Cは、均熱温度が高すぎるため、伸びフランジ性が低い。これはマルテンサイトを主体とする金属組織が粗大化したためと考えられる。符号Dは、均熱時間が短すぎるため、強度が低い。これは均熱保持中に十分にオーステナイトが生成せず、焼き入れ後に十分なマルテンサイト量が得られなかつたためと考えられる。符号Eは、急冷開始温度が低すぎるため、強度が低い。これは、徐冷中にフェライトが生成し、焼き入れ後のマルテンサイトの体積率が減少したためと考えられる。符号Gは急冷開始温度が高すぎるため、強度が高く、そのため伸びが低い。符号Iは、急冷速度が低いため、強度が低い。符号Jは、焼戻し温度が低すぎるため、強度が高く、伸びが低いとともに、伸びフランジ性も低い。これは焼戻し処理の際にマルテンサイトの焼戻しが不十分であったことが原因と考えられる。符号Kは、焼き戻し温度が高すぎるため、強度が低い。

【0042】

【表3】

	符号	鋼No.	均熱温度 (°C)	均熱時間 (sec)	徐冷却速度 (°C/sec)	急冷開始温度 (°C)	急冷速度 (°C/sec)	保持温度 (°C)	保持時間 (分)
比較例	A	2	<u>760</u>	300	8	750	2000	400	10
本発明例	B	3	830	150	10	720	2000	400	6
比較例	C	6	<u>890</u>	200	16	710	2000	420	15
比較例	D	9	830	<u>5</u>	13	690	2000	410	18
比較例	E	10	830	270	12	<u>620</u>	2000	380	12
本発明例	F	6	830	120	7	700	2000	405	10
比較例	G	2	860	300	9	<u>770</u>	2000	390	16
本発明例	H	3	840	160	21	725	2000	410	15
比較例	I	6	850	60	15	715	<u>200</u>	385	10
比較例	J	9	830	150	13	680	2000	<u>320</u>	12
比較例	K	10	820	120	12	660	2000	<u>450</u>	14
本発明例	L	9	840	100	10	670	2000	410	9

【0043】

【表4】

10

20

30

40

符号	引張特性	穴抜け率 λ (%)	スポット溶接強度				
			YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	引張剪断強度 (kN)	十字引張強度 (kN)
比較例	A	541	685	23.4	85	12.5	6.2
本発明例	B	818	1035	15.5	67	13.0	6.5
比較例	C	778	985	16.2	44	13.2	6.3
比較例	D	727	920	17.4	55	12.9	6.4
比較例	E	668	845	18.9	35	13.0	6.5
本発明例	F	802	1015	15.8	70	13.2	6.2
比較例	G	924	1170	13.7	78	12.5	6.6
本発明例	H	798	1010	15.8	71	13.0	6.6
比較例	I	735	930	17.2	41	13.2	6.5
比較例	J	869	1100	14.5	49	12.9	6.2
比較例	K	851	950	16.8	78	13.0	6.3
本発明例	L	786	995	16.1	72	12.9	6.4

【0044】

【発明の効果】

以上説明したように、本発明によれば、機械構造部材、特に自動車構造部材および補強部材の製造におけるプレス成形、溶接・組立工程に適した、伸びフランジ性、延性、スポット溶接性が優れた引張強度が980 MPa以上の超高強度冷延鋼板を製造することができ、産業上極めて有益である。

【図面の簡単な説明】

【図1】現存の連続焼鈍炉の構成を示す概略図。

【符号の説明】

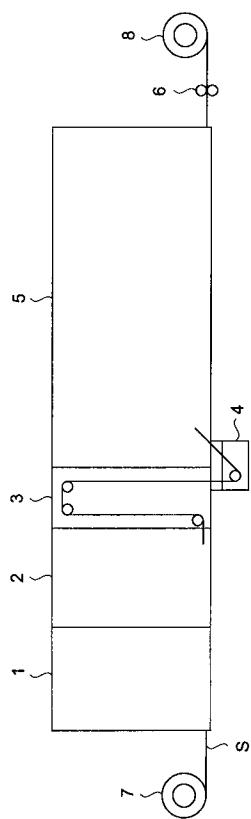
1；加熱帯、2；均熱帯、3；徐冷帯、4；急冷帯、5；過時効（焼戻し）帯、6；調質圧延機

10

20

30

【図1】



フロントページの続き

合議体

審判長 長者 義久

審判官 山本 一正

審判官 植前 充司

(56)参考文献 特開昭63-2441115(JP,A)

特開平1-92317(JP,A)

国際公開第02/22904(WO,A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C21D 9/46-9/48

C21D 8/00-8/04

C22C38/00-38/60