

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B1)

(11) 特許番号

特許第6569841号
(P6569841)

(45) 発行日 令和1年9月4日(2019.9.4)

(24) 登録日 令和1年8月16日(2019.8.16)

(51) Int.Cl.	F I	
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
C 2 2 C 38/12 (2006.01)	C 2 2 C 38/12	
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 D 9/00 (2006.01)	C 2 1 D 9/00	A
C 2 1 D 1/18 (2006.01)	C 2 1 D 1/18	C
請求項の数 5 (全 20 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願2019-512936 (P2019-512936)
 (86) (22) 出願日 平成30年11月7日(2018.11.7)
 (86) 国際出願番号 PCT/JP2018/041343
 審査請求日 平成31年3月6日(2019.3.6)
 (31) 優先権主張番号 特願2017-218301 (P2017-218301)
 (32) 優先日 平成29年11月13日(2017.11.13)
 (33) 優先権主張国・地域又は機関
 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
 (74) 代理人 100195785
 弁理士 市枝 信之
 (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

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 熱間プレス鋼板部材およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

熱間プレス鋼板部材であって、
 質量%で、

- C : 0.30%以上0.50%未満、
- Si : 0.01%以上1.3%以下、
- Mn : 0.5%以上3.5%以下、
- Nb : 0.005%以上0.019%以下、
- P : 0.05%以下、
- S : 0.01%以下、
- Al : 0.01%以上1.00%以下、および
- N : 0.01%以下を含有し、

残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ

Nb含有量(質量%)に対するC含有量(質量%)の比C/Nbが22~100である成分組成を有し、

旧オーステナイト粒の平均結晶粒径が8μm以下であり、マルテンサイトの体積率が90%以上であり、かつ、固溶C量が全C量の25%以下であるミクロ組織を有し、

引張強さが1780MPa以上である、熱間プレス鋼板部材。

【請求項2】

前記成分組成が、質量%で、さらに

M o : 0 . 3 5 % 以下、
 C r : 0 . 3 5 % 以下、
 T i : 0 . 1 5 % 以下、
 B : 0 . 0 0 5 0 % 以下、
 C a : 0 . 0 0 5 % 以下、
 V : 0 . 0 5 % 以下、
 C u : 0 . 5 0 % 以下、
 N i : 0 . 5 0 % 以下、
 S n : 0 . 5 0 % 以下、
 Z n : 0 . 1 0 % 以下、
 C o : 0 . 1 0 % 以下、
 Z r : 0 . 1 0 % 以下、
 T a : 0 . 1 0 % 以下、および

W : 0 . 1 0 % 以下からなる群より選択される 1 または 2 以上を含有する、請求項 1 に記載の熱間プレス鋼板部材。

【請求項 3】

表面に、Al 系めっき層または Zn 系めっき層をさらに有する、請求項 1 または 2 に記載の熱間プレス鋼板部材。

【請求項 4】

質量%で、

C : 0 . 3 0 % 以上 0 . 5 0 % 未満、
 S i : 0 . 0 1 % 以上 1 . 3 % 以下、
 M n : 0 . 5 % 以上 3 . 5 % 以下、
 N b : 0 . 0 0 5 % 以上 0 . 0 1 9 % 以下、
 P : 0 . 0 5 % 以下、
 S : 0 . 0 1 % 以下、
 A l : 0 . 0 1 % 以上 1 . 0 0 % 以下、および
 N : 0 . 0 1 % 以下を含有し、

残部が Fe および不可避免的不純物からなり、かつ

Nb 含有量 (質量%) に対する C 含有量 (質量%) の比 C / Nb が 2 2 ~ 1 0 0 である成分組成を有する冷延鋼板を、Ac3 変態点以上 1 0 0 0 以下の加熱温度に加熱し、前記加熱された冷延鋼板を熱間プレスして熱間プレス鋼板とし、前記熱間プレス鋼板を Mf 点以下まで冷却し、前記冷却された熱間プレス鋼板を、加熱温度 : 5 0 ~ 3 0 0 、保持時間 : 5 ~ 3 6 0 0 秒の条件で熱処理する、

旧オーステナイト粒の平均結晶粒径が 8 μm 以下であり、マルテンサイトの体積率が 9 0 % 以上であり、かつ、固溶 C 量が全 C 量の 2 5 % 以下であるミクロ組織を有し、引張強さが 1 7 8 0 M P a 以上である熱間プレス鋼板部材の製造方法。

【請求項 5】

前記成分組成が、質量%で、さらに

M o : 0 . 3 5 % 以下、
 C r : 0 . 3 5 % 以下、
 T i : 0 . 1 5 % 以下、
 B : 0 . 0 0 5 0 % 以下、
 C a : 0 . 0 0 5 % 以下、
 V : 0 . 0 5 % 以下、
 C u : 0 . 5 0 % 以下、
 N i : 0 . 5 0 % 以下、
 S n : 0 . 5 0 % 以下、
 Z n : 0 . 1 0 % 以下、

10

20

30

40

50

C o : 0 . 1 0 % 以下、

Z r : 0 . 1 0 % 以下、

T a : 0 . 1 0 % 以下、および

W : 0 . 1 0 % 以下からなる群より選択される 1 または 2 以上を含有する、請求項 4 に記載の熱間プレス鋼板部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

10

【技術分野】

【0001】

本発明は、熱間プレス鋼板部材 (hot-pressed steel sheet member) に関し、特に、1780MPa 以上の引張強さと、優れた曲げ圧潰性とを兼ね備える熱間プレス鋼板部材に関する。また、本発明は、前記熱間プレス鋼板部材の製造方法に関する。

【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。そこで、高強度鋼板を用いることによる自動車部品の薄肉化が進められており、具体的には、引張強さ(TS)が1780MPa 以上である鋼板の適用が検討されている。

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には、成形性に優れ、成形後の寸法精度が高いことも求められる。引張強さが1780MPa 以上である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やすいという問題がある。また、引張強さが1780MPa 以上である鋼板は降伏強度が高いため、冷間プレス成形後のスプリング・バックが大きい。したがって、引張強さが1780MPa 以上である鋼板を冷間プレスする方法では、成形後に高い寸法精度が得られない。

【0004】

そこで、近年、高い強度と高い寸法精度を同時に達成するための手法として、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)でのプレス成形が着目されている。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、高温のまま成形し、同時に金型との接触により急冷(焼入れ)する成型方法である。加熱されて軟質化した状態で成型が行われ、次いで、焼入れによって高強度化されるため、熱間プレスによれば、高い強度と高い寸法精度を兼ね備えた部材を得ることができる。このような特徴から、熱間プレスは、自動車用部材のように強度と精度が供給される部材の製造に利用されている。

30

【0005】

例えば、特許文献1では、自動車用部材として使用される熱間プレス部材の製造方法が提案されている。特許文献1に記載された方法では、熱間プレス後に焼入れ処理と熱処理を行うことにより、熱間プレス部材の靱性を向上させている。

40

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【特許文献1】特開2013-040390号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

ところで、自動車用部材、特に骨格用部材においては、強度に優れることに加えて曲げ圧潰性に優れることが求められる。ここで、曲げ圧潰性とは、部材に対して曲げ変形を加

50

えた際に割れを生じること無く塑性変形して潰れる特性をいう。自動車の衝突安全性を確保するためには、自動車用部材が曲げ圧潰性に優れることが求められる。

【0008】

しかし、上述したように熱間プレス時の急冷によってプレス後の部材の引張強さを1780MPa以上とした場合、焼入れままのマルテンサイトが要因となり、曲げ変形が加えられた際に塑性変形せずに割れが発生しやすいという問題があることが分かった。

【0009】

また、特許文献1に記載されている方法によれば、熱処理を行うことによって靱性に一定の向上が見られる。しかし、特許文献1に記載されている熱間プレス部材においても、プレス後の部材の引張強さを1780MPa以上とした場合には、十分な曲げ圧潰性が得られないことが分かった。

10

【0010】

自動車用骨格部品に求められる軽量化と衝突安全性確保のためには、熱間プレス後の部材が1780MPa以上という高い引張強さと、優れた曲げ圧潰性とを兼ね備えていることが必要である。しかし、TS:1780MPa以上の熱間プレス鋼板部材の曲げ圧潰性を改善することは困難であり、これらの特性を兼備する熱間プレス鋼板部材を得る方法は開発されていないのが実状である。

【0011】

本発明は、上記実状に鑑みてなされたものであり、1780MPa以上の引張強さと、優れた曲げ圧潰性とを兼ね備える熱間プレス鋼板部材を提供することを目的とする。

20

【課題を解決するための手段】

【0012】

本発明者等は、上記課題を解決するために検討を行った結果、以下の知見を得た。

【0013】

(1)熱間プレス部材の曲げ圧潰性を向上させるためには、熱間プレス部材の固溶C量を制御することが重要である。1780MPa以上の引張強度を確保するために鋼板の成分を調整した場合、焼入れままマルテンサイトにおける固溶C量が多くなる。そのため、部材の硬度は高くなるが、脆くなる。そこで、固溶Cを、熱処理を行うことによって析出させることで、硬度をある程度確保しつつ、曲げ圧潰性を向上させることができる。固溶C量の調整は、熱間プレスにより鋼板組織をマルテンサイトとした後に、所定の条件で熱処理することにより行うことができる。

30

【0014】

(2)熱間プレス部材の曲げ圧潰性を向上させるためには、上記固溶C量の制御に加え、さらにNb含有量に対するC含有量の比C/Nbを所定の範囲に制御することが重要である。NbはNbCとして析出し、このNbCはオーステナイト粒を微細化する効果を有しているため、曲げ圧潰性の向上に有効である。したがって、NbCを生成するという観点からは、十分な量のNbを添加することが望ましいと考えられる。しかし、NbCの生成によって、強度向上に必要なCが消費されるため、Nb量と比べてC量が少なすぎると、必要な強度が得られなくなる。反対に、Nb量と比べてC量が多すぎると、固溶C量の増加やNbC量の減少により、曲げ圧潰性が低下する。そのため、強度と曲げ圧潰性とを両立させるためには、単にC量とNb量を個別に制御するだけでは不十分であり、Nb含有量に対するC含有量の比C/Nbを所定の範囲に制御する必要がある。

40

【0015】

本発明は上記知見に基づいて完成されたものであり、その要旨構成は次のとおりである。

【0016】

1.熱間プレス鋼板部材であって、

質量%で、

C : 0.30%以上0.50%未満、

Si : 0.01%以上2.0%以下、

50

Mn : 0.5%以上3.5%以下、
 Nb : 0.001%以上0.10%以下、
 P : 0.05%以下、
 S : 0.01%以下、
 Al : 0.01%以上1.00%以下、および
 N : 0.01%以下を含有し、

残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ
 Nb含有量(質量%)に対するC含有量(質量%)の比C/Nbが22~100である成分組成を有し、

旧オーステナイト粒の平均結晶粒径が8 μ m以下であり、マルテンサイトの体積率が90%以上であり、かつ、固溶C量が全C量の25%以下であるミクロ組織を有し、
 引張強さが1780MPa以上である、熱間プレス鋼板部材。 10

【0017】

2. 前記成分組成が、質量%で、さらに

Mo : 0.35%以下、
 Cr : 0.35%以下、
 Ti : 0.15%以下、
 B : 0.0050%以下、
 Ca : 0.005%以下、
 V : 0.05%以下、
 Cu : 0.50%以下、
 Ni : 0.50%以下、および

Sn : 0.50%以下からなる群より選択される1または2以上を含有する、上記1に記載の熱間プレス鋼板部材。 20

【0018】

3. 表面に、Al系めっき層またはZn系めっき層をさらに有する、上記1または2に記載の熱間プレス鋼板部材。

【0019】

4. 質量%で、

C : 0.30%以上0.50%未満、
 Si : 0.01%以上2.0%以下、
 Mn : 0.5%以上3.5%以下、
 Nb : 0.001%以上0.10%以下、
 P : 0.05%以下、
 S : 0.01%以下、
 Al : 0.01%以上1.00%以下、および
 N : 0.01%以下を含有し、

残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ
 Nb含有量(質量%)に対するC含有量(質量%)の比C/Nbが22~100である成分組成を有する冷延鋼板を、Ac3変態点以上1000以下の加熱温度に加熱し、
 前記加熱された冷延鋼板を熱間プレスして熱間プレス鋼板とし、
 前記熱間プレス鋼板をMf点以下まで冷却し、
 前記冷却された熱間プレス鋼板を、加熱温度：50~300、保持時間：5~3600秒の条件で熱処理する、
 熱間プレス鋼板部材の製造方法。 30 40

【0020】

5. 前記成分組成が、質量%で、さらに

Mo : 0.35%以下、
 Cr : 0.35%以下、
 Ti : 0.15%以下、

B : 0 . 0 0 5 0 % 以下、

C a : 0 . 0 0 5 % 以下、

V : 0 . 0 5 % 以下、

C u : 0 . 5 0 % 以下、

N i : 0 . 5 0 % 以下、および

S n : 0 . 5 0 % 以下からなる群より選択される 1 または 2 以上を含有する、上記 4 に記載の熱間プレス鋼板部材の製造方法。

【発明の効果】

【0021】

本発明によれば、1780MPa以上の引張強さと、優れた曲げ圧潰性とを兼ね備える熱間プレス鋼板部材を提供することができる。

10

【発明を実施するための形態】

【0022】

以下、本発明を実施する方法を具体的に説明する。

【0023】

[成分組成]

本発明の熱間プレス鋼板部材は、その鋼板部分が上記成分組成を有する。以下、その限定理由を説明する。なお、以下の説明において、成分組成に関する「%」は、「質量%」を意味する。

【0024】

C : 0 . 3 0 % 以上 0 . 5 0 % 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、C含有量が0.30%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となり、所期の引張強さが得られない。そのため、C含有量は0.30%以上とする。一方、C含有量が0.50%以上であると、冷却後の熱処理で固溶C量を十分低下させることが困難となり、耐曲げ圧潰性が低下する。そのため、C含有量は0.50%未満、好ましくは0.45%未満、より好ましくは0.40%未満とする。

20

【0025】

S i : 0 . 0 1 % 以上 2 . 0 % 以下

S i はフェライトを固溶強化する作用を有し、高強度化に有効な元素である。しかし、S i の過剰な添加は化成処理性を低下させるため、S i 含有量は2.0%以下、好ましくは1.3%以下とする。一方、極低S i 化はコスト増加を招くため、S i 含有量は0.01%以上とする。

30

【0026】

M n : 0 . 5 % 以上 3 . 5 % 以下

M n は焼入れ性を高める効果を有する元素であり、熱間プレス後の冷却におけるマルテンサイト形成、すなわち高強度化に寄与する。前記効果を得るため、M n 含有量を0.5%以上、好ましくは1.0%以上とする。一方、3.5%を超えるM n を含有する場合、M n バンドが過剰に生成するため、熱処理によって固溶C量を十分低下させることができず、その結果、曲げ圧潰性が低下する。そのため、M n 含有量は3.5%以下、好ましくは2.5%以下とする。

40

【0027】

N b : 0 . 0 0 1 % 以上 0 . 1 0 % 以下

N b 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。また、N b は熱間プレス時のオーステナイト粒径を微細化することから、曲げ圧潰性の向上に寄与する元素である。前記効果を得るために、N b 含有量を0.001%以上、好ましくは0.003%以上とする。一方、多量にN b を添加しても上記効果は飽和し、かえってコスト増を招く。そのため、N b 含有量は0.10%以下、好ましくは0.07%以下、より好ましくは0.03%以下、さらに好ましくは0.02%以下とする。

50

【0028】

P : 0.05%以下

Pは固溶強化により高強度化に寄与する元素である。しかし、過剰に添加された場合、粒界への偏析が著しくなって粒界を脆化させるため、耐曲げ圧潰性が低下する。そのため、P含有量は0.05%以下、好ましくは0.04%以下とする。一方、P含有量の下限は特に限定されないが、極低P化は製鋼コストの上昇を招くため、P含有量は0.0005%以上とすることが好ましい。

【0029】

S : 0.01%以下

S含有量が高すぎると、MnSなどの硫化物系介在物が多く生成し、前記介在物が起点となって割れが発生するため曲げ圧潰性が低下する。そのため、S含有量は0.01%以下、好ましくは0.005%以下とする。一方、Si含有量の下限は特に限定されないが、極低S化は製鋼コストの上昇を招くため、S含有量は0.0002%以上とすることが好ましい。

10

【0030】

Al : 0.01%以上1.00%以下

Alは脱酸に必要な元素である。その効果を得るために、Al含有量を0.01%以上とする。一方、Al含有量が1.00%を超えると効果が飽和するため、Al含有量は1.00%以下、好ましくは0.50%以下とする。

【0031】

N : 0.01%以下

Nは、粗大な窒化物を形成し、曲げ圧潰性を低下させる。N含有量が0.01%超であると、曲げ圧潰性への影響が顕著となることから、N含有量は0.01%以下、好ましくは0.008%以下とする。

20

【0032】

本発明の一実施形態における鋼板は、上記各成分を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有することができる。

【0033】

本発明の他の実施形態においては、上記成分組成は、さらに以下の元素の1または2以上を任意に含有することができる。

30

【0034】

Mo : 0.35%以下

Moは焼入れ性を高める効果を有する元素であり、熱間プレス後の冷却におけるマルテンサイト形成、すなわち高強度化に寄与する。しかし、過剰にMoを添加しても効果は飽和し、かえってコスト増を招く。また、過剰のMo添加は化成処理性を低下させる。そのため、Moを添加する場合、Mo含有量を0.35%以下とする。一方、Mo含有量の下限は特に限定されないが、Moの添加効果を高めるという観点からは、Mo含有量を0.005%以上とすることが好ましく、0.01%以上とすることがより好ましい。

【0035】

Cr : 0.35%以下

Crも、Moと同様に焼入れ性を高める効果を有する元素であり、熱間プレス後の冷却におけるマルテンサイト形成、すなわち高強度化に寄与する。しかし、過剰にCrを添加しても効果は飽和し、かえってコスト増を招く。また、Crは表面酸化物を形成し、めっき性を低下させる。そのため、Crを添加する場合、Cr含有量を0.35%以下とする。一方、Cr含有量の下限は特に限定されないが、Crの添加効果を高めるという観点からは、Cr含有量を0.005%以上とすることが好ましく、0.01%以上とすることがより好ましい。

40

【0036】

Ti : 0.10%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。また、Ti

50

は熱間プレス時のオーステナイト粒径を微細化することにより、曲げ圧潰性の向上に寄与する元素である。しかし、多量にTiを添加すると、熱間プレス後の伸びが著しく低下する。そのため、Tiを添加する場合、Ti含有量を0.10%以下、好ましくは0.08%以下とする。一方、Ti含有量の下限は特に限定されないが、Tiの添加効果を高めるという観点からは、Ti含有量を0.005%以上とすることが好ましい。

【0037】

B：0.0050%以下

Bは焼入れ性を高める効果を有する元素であり、熱間プレス後の冷却におけるマルテンサイト形成、すなわち高強度化に寄与する。また、Bが粒界に偏析することで粒界強度を向上させるため、曲げ圧潰性の向上に有効である。しかし、Bを過剰に添加すると、Cと粗大な析出物を生成し、曲げ圧潰性を低下させる。そのため、Bを添加する場合、B含有量を0.0050%以下、好ましくは0.0035%以下とする。一方、B含有量の下限は特に限定されないが、Bの添加効果を高めるという観点からは、B含有量を0.0002%以上とすることが好ましい。

10

【0038】

Ca：0.005%以下

Caは硫化物および酸化物の形状を制御し、粗大なMnSの生成を抑制する作用を有する元素であり、曲げ圧潰性を向上させる。しかし、過度の添加は加工性を劣化させるため、Caを添加する場合、Ca含有量を0.005%以下とする。一方、Ca含有量の下限は特に限定されないが、Caの添加効果を高めるという観点からは、Ca含有量を0.0005%以上とすることが好ましい。

20

【0039】

V：0.05%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。しかし、過度の添加は曲げ圧潰性を劣化させるため、Vを添加する場合、V含有量を0.05%以下とする。一方、V含有量の下限は特に限定されないが、Vの添加効果を高めるという観点からは、V含有量を0.01%以上とすることが好ましい。

【0040】

Cu：0.50%以下

Cuは、固溶強化により高強度化に寄与する元素である。また、Cuは耐食性を向上させることにより、耐遅れ破壊特性の向上にも寄与する。しかし、過剰に添加しても効果が飽和し、かえってCuに起因する表面欠陥が発生しやすくなる。そのため、Cuを添加する場合、Cu含有量は0.50%以下とする。一方、Cu含有量の下限は特に限定されないが、Cuの添加効果を高めるという観点からは、Cu含有量を0.05%以上とすることが好ましい。

30

【0041】

Ni：0.50%以下

Niも、Cuと同様、耐食性を向上させることで耐遅れ破壊特性の向上に寄与する元素である。また、Niは、Cuと同時に添加することでCu起因の表面欠陥を抑制する効果を有している。したがって、Niの添加は、Cu添加時に特に有効である。しかし、多量のNiを添加すると、曲げ圧潰性が低下して引張せん断応力が低下する。そのため、Niを添加する場合、Ni含有量は0.50%以下とする。一方、Ni含有量の下限は特に限定されないが、Niの添加効果を高めるという観点からは、Ni含有量を0.05%以上とすることが好ましい。

40

【0042】

Sn：0.50%以下

Snも、Cuと同様、耐食性を向上させることで耐遅れ破壊特性の向上に寄与する元素である。しかし、多量のSnを添加すると曲げ圧潰性が低下する。そのため、Snを添加する場合、Sn含有量は0.50%以下とする。一方、Sn含有量の下限は特に限定されないが、Snの添加効果を高めるという観点からは、Sn含有量を0.05%以上とする

50

ことが好ましい。

【0043】

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。しかし、多量のZn添加は、曲げ圧潰性を低下させるため、Znを添加する場合、Zn含有量を0.10%以下とする。一方、Zn含有量の下限は特に限定されないが、Znの添加効果を高めるという観点からは、Zn含有量を0.005%以上とすることが好ましい。

【0044】

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効果を有する元素であり、したがってCo添加により耐遅れ破壊特性を改善できる。しかし、多量のCo添加は曲げ圧潰性を低下させるため、Coを添加する場合、Co含有量を0.10%以下とする。一方、Co含有量の下限は特に限定されないが、Coの添加効果を高めるという観点からは、Co含有量を0.005%以上とすることが好ましい。

10

【0045】

Zr：0.10%以下

Zrも、CuやNiと同様、耐食性を向上させることで耐遅れ破壊特性の向上に寄与する元素である。しかし、多量のZr添加は曲げ圧潰性を低下させる。そのため、Zrを添加する場合、Zr含有量を0.10%以下とする。一方、Zr含有量の下限は特に限定されないが、Zrの添加効果を高めるという観点からは、Zr含有量を0.005%以上とすることが好ましい。

20

【0046】

Ta：0.10%以下

Taは、Tiと同様に、炭化物や窒化物を生成して高強度化に寄与する元素である。しかし、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、Taを添加する場合、Ta添加量は0.10%以下とする。一方、Ta含有量の下限は特に限定されないが、Taの添加効果を高めるという観点からは、Ta含有量を0.005%以上とすることが好ましい。

30

【0047】

W：0.10%以下

Wも、CuやNiと同様、耐食性を向上させることで耐遅れ破壊特性の向上に寄与する元素である。しかし、多量のW添加は、曲げ圧潰性を低下させる。そのため、Wを添加する場合、W含有量を0.10%以下とする。一方、W含有量の下限は特に限定されないが、Wの添加効果を高めるという観点からは、W含有量を0.005%以上とすることが好ましい。

【0048】

また、本発明の他の実施形態における熱間プレス鋼板部材は、

C：0.30%以上0.50%未満、

Si：0.01%以上2.0%以下、

Mn：0.5%以上3.5%以下、

Nb：0.001%以上0.10%以下、

P：0.05%以下、

S：0.01%以下、

Al：0.01%以上1.00%以下、

N：0.01%以下、ならびに、

任意に、

Mo：0.35%以下、

Cr：0.35%以下、

Ti：0.15%以下、

40

50

B : 0.0050%以下、
 Ca : 0.005%以下、
 V : 0.05%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%以下からなる群より選択される1または2以上、を含有し、
 残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有することができる。

10

【0049】

C/Nb : 22 ~ 100

本発明においては、鋼板におけるNb含有量(質量%)に対するC含有量(質量%)の比C/Nbが22~100であることが重要である。C/Nbが100を超えると、Nb系炭化物の生成量が減少し、固溶C量は増加する。Nb系炭化物はピン止め効果によりオーステナイト粒の成長を抑制する効果を有しているため、Nb系炭化物の減少は熱間プレス後の結晶粒の粗大化を招き、その結果、曲げ圧潰性が低下する。また、固溶C量が増加すると、靱性が低下する結果、やはり曲げ圧潰性が低下する。そのため、C/Nbを100以下、好ましくは80以下、より好ましくは70以下とする。一方、C/Nbが22未満では、亀裂発生の起点となるNb系炭化物が多量に生成するため、曲げ圧潰性が低下する。また、Cは鋼の強度を高める作用を有する元素であるが、C/Nbが22未満では、Nb系炭化物の生成によって消費されるCの割合が増加し、その結果、引張強度が低下する。そのため、C/Nbは22以上、好ましくは25以上、より好ましくは30以上とする。

20

【0050】

[ミクロ組織]

さらに、本発明の熱間プレス鋼板部材は、その鋼板部分が、以下の条件を満たすミクロ組織を有することが重要である。

30

【0051】

旧オーステナイト粒の平均結晶粒径 : 8 μm以下

旧オーステナイト粒の平均結晶粒径が8 μmを超えると、曲げ圧潰時の靱性が低下するため、曲げ圧潰性が低下する。そのため、旧オーステナイト粒の平均結晶粒径を8 μm以下、好ましくは7 μm以下とする。一方、下限についてはとくに限定されないが、2 μm以上とすることが好ましく、3 μm以上とすることがより好ましく、5 μm以上とすることがさらに好ましい。

【0052】

マルテンサイトの体積率 : 90%以上

マルテンサイトの体積率が90%未満では、1780MPa以上の引張強度を得ることが困難である。そのため、マルテンサイトの体積率を90%以上、好ましくは95%以上とする。一方、マルテンサイトの体積率の上限はとくに限定されず、100%であってよい。なお、マルテンサイト以外の組織についてはとくに限定されず、任意の組織を含むことができる。例えば、マルテンサイト以外の残部が、フェライト、ベイナイト、パーライトからなる群より選択される1または2以上であってもよい。

40

【0053】

固溶C量 : 全C量の25%以下

固溶C量が全C量の25%を超えると、曲げ圧潰時の靱性が低下する。そのため、固溶C量は全C量の25%以下、好ましくは20%以下、より好ましくは15%以下とする。一方、固溶C量の下限については特に限定されないが、全C量の5%以上とすることが好

50

ましく、6%以上とすることが好ましい。

【0054】

[引張強さ]

TS: 1780MPa以上

本発明の熱間プレス鋼板部材は、1780MPa以上の引張強さ(TS)を有する。TSは、1800MPa以上とすることが好ましく、1850MPa以上とすることがより好ましく、1900MPa以上とすることがさらに好ましい。一方、TSの上限は特に限定されないが、通常は、2500MPa以下であってよく、2450MPa以下であってよい。

【0055】

[降伏比]

熱間プレス鋼板部材の降伏比(YR)が高いと、該熱間プレス鋼板部材を自動車用部材として使用した場合に、衝突安全性能をさらに向上させることができる。そのため、降伏比は65%以上とすることが好ましく、70%以上とすることがより好ましい。なお、ここで降伏比(YR)とは、引張強さTSに対する降伏強さYSの比として定義される値であり、具体的には、 $YR = YS / TS \times 100$ (%)として算出することができる。

【0056】

[めっき層]

本発明の熱間プレス鋼板部材は、めっき層を有さないものであってもよい。その場合、熱間プレス鋼板部材は、上述した成分組成、ミクロ組織、および引張強さを有する鋼材からなる。しかし、熱間プレスの際の酸化防止や、熱間プレス鋼板部材の耐食性向上のために、熱間プレス鋼板部材は、さらにその鋼板の表面にめっき層を有していることが好ましい。熱間プレス鋼板部材が表面にめっき層を有する場合、めっき層を除いた鋼板部分(母材鋼板)が、上述した成分組成およびミクロ組織を有する。

【0057】

前記めっき層としては、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を防止し、さらに、熱間プレス鋼板部材の耐食性を向上させることができる。

【0058】

ここでZn系めっき層とは、Znを50質量%以上含有するめっき層を指すものとする。前記Zn系めっき層としては、Znめっき層およびZn系合金めっき層のいずれも用いることができる。前記Zn系合金めっき層としては、例えば、主成分であるZnに加え、Si、Mg、Ni、Fe、Co、Mn、Sn、Pb、Be、B、P、S、Ti、V、W、Mo、Sb、Cd、Nb、Cr、およびSrからなる群より選択される1または2以上を含有する合金からなるめっき層を用いることができる。好適に用いることができるZn系めっき層の一例としては、Zn-Ni合金めっき層が挙げられる。

【0059】

また、ここで、Al系めっき層とは、Alを50質量%以上含有するめっき層を指すものとする。前記Al系めっき層としては、Alめっき層およびAl系合金めっき層のいずれも用いることができる。前記Al系合金めっき層としては、例えば、主成分であるAlに加え、Si、Mg、Ni、Fe、Co、Mn、Sn、Pb、Be、B、P、S、Ti、V、W、Mo、Sb、Cd、Nb、Cr、およびSrからなる群より選択される1または2以上を含有する合金からなるめっき層を用いることができる。好適に用いることができるAl系めっき層の一例としては、Al-Siめっき層が挙げられる。

【0060】

前記めっき層の形成方法は特に限定されず、任意の方法で形成することができる。例えば、溶融めっき法で形成されるめっき層である溶融めっき層、電気めっき法で形成されるめっき層である電気めっき層、蒸着めっき法で形成されるめっき層である蒸着めっき層等が、いずれも適用可能である。また、前記めっき層は、めっき工程後に合金化処理を施して形成されるめっき層である合金化めっき層であってよい。

10

20

30

40

50

【 0 0 6 1 】

好適に用いることができる前記 Al 系めっき層の例としては、熔融めっき法により形成された熔融 Al - Si めっき層が挙げられる。また、好適に用いることができる前記 Zn 系めっき層の例としては、熔融めっき法により形成された熔融 Zn めっき層、熔融 Zn めっき層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挙げられる。特に、熱間プレス部材の耐食性のさらなる向上と、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防止の観点からは、前記 Zn 系めっき層として Zn - Ni 合金めっき層を用いることが好ましい。

【 0 0 6 2 】

なお、めっき層が付与された鋼板に熱間プレスを施すと、めっき層に含まれる元素の一部または全部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可能性がある。また、同様に、下地鋼板成分である Fe が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可能性がある。さらに、めっき層の表面に、酸化物皮膜が形成される可能性がある。

10

【 0 0 6 3 】

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 Fe Zn 固溶相、Zn Fe 金属間化合物、表層の Zn O 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、Zn Ni を主体とする金属間化合物、表層の Zn O 層等が形成される。

20

【 0 0 6 4 】

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。

【 0 0 6 5 】

前記めっき層の付着量は特に限定されず、任意の量とすることができる。しかし、片面当たりの付着量が 5 g / m^2 未満では耐食性の確保が困難になる場合があるため、片面当たりの付着量を 5 g / m^2 以上とすることが好ましい。一方、片面当たりの付着量が 150 g / m^2 を超えると耐めっき剥離性が劣化する場合があるため、片面当たりの付着量を 150 g / m^2 以下とすることが好ましい。

30

【 0 0 6 6 】

[製造方法]

次に、本発明の熱間プレス鋼板部材の製造方法について説明する。本発明の熱間プレス鋼板部材の製造方法は特に限定されないが、一実施形態においては、下記(1)~(4)の工程により製造することができる。以下、各工程について説明する。

(1) 冷延鋼板の加熱

(2) 熱間プレス

(3) 冷却(焼入れ)

(4) 熱処理

40

【 0 0 6 7 】

[冷延鋼板]

素材となる冷延鋼板としては、上述した成分組成を有するものを用いる。すなわち、最終的に得られる熱間プレス鋼板部材の鋼板部分の成分組成は、基本的に、素材として使用した冷延鋼板の成分組成と同一となる。

【 0 0 6 8 】

前記冷延鋼板の製造方法は特に限定されず、常法に従って製造することができる。例えば、前記成分組成を有する鋼素材(鋼スラブ)を熱間圧延し、次いで、冷間圧延することによって製造することができる。また、冷延鋼板に対してさらに調質圧延を実施しても良い。調質圧延を行う場合、好適な伸び率は $0.05 \sim 2.0\%$ である。

50

【0069】

例えば、前記成分組成を有する鋼素材（スラブ）を、仕上げ圧延終了温度が860～950の条件で熱間圧延して熱延鋼板とする。次いで、前記熱延鋼板を、650以下の巻取温度で巻取る。その際、熱間圧延終了後は、前記巻取り温度まで、冷却速度：5/s以上で冷却する。その後、巻き取った熱延鋼板を巻き戻して酸洗し、さらに冷間圧延する。冷間圧延終了後、2/s以上の平均昇温速度で650～950の温度域まで加熱し、該温度域で5秒以上均熱する熱処理を施す。次いで、平均冷却速度を2/s以上で600以下の冷却停止温度まで冷却する冷却を施して冷延鋼板とする。

【0070】

なお、前記製造条件は一例であって、これに限定されるものではない。これは、本発明の製造方法においては、熱間プレス前の加熱と熱間プレス後の冷却によって鋼板のミクロ組織を制御できるためである。

10

【0071】

[めっき処理]

上記冷延鋼板は、そのまま（めっき処理を施さずに）次の加熱処理に供することもできるが、加熱に先立って任意にめっき処理を施すこともできる。めっき処理を行う方法は、特に限定されるものではなく、溶融めっき法、電気めっき法、蒸着めっき法等、任意の方法を用いることができる。また、めっき処理後に合金化処理を施してもよい。

【0072】

[加熱]

次に、上記冷延鋼板を、Ac3変態点以上1000以下の加熱温度に加熱する。前記加熱温度がAc3点未満であると、加熱された鋼板におけるオーステナイト率が低下するため、熱間プレス後にマルテンサイトの体積率が90%未満となり、所期の引張強度を確保することができない。また、前記加熱温度が1000より高いと、結晶粒径が過度に粗大となるため、曲げ圧潰性が低下する。なお、ここで前記Ac3変態点は、下記(1)式によって求めることができる。

20

$$Ac3 \text{ 変態点 (} \text{)} = 881 - 206C + 53Si - 15Mn - 20Ni - 1Cr - 27Cu + 41Mo \dots (1)$$

ただし、(1)式中の元素記号は各元素の含有量（質量%）を表す。含有されていない元素の含有量は0として計算する。

30

【0073】

前記加熱は、特に限定されることなく任意の方法で行うことができるが、一般的には、加熱炉を用いて加熱すればよい。前記加熱炉としては、例えば、電気炉、ガス炉、通電加熱炉、遠赤外線加熱炉などを使用することができる。

【0074】

前記加熱温度まで加熱した後、すぐに熱間プレスを行うこともできるが、前記加熱温度に0～600秒間保持することが好ましい。保持時間が600秒を超えると結晶粒径が過度に粗大となるため、曲げ圧潰性が低下する。そのため、保持を行う場合、保持時間を600秒以下とする。

【0075】

[熱間プレス]

次に、加熱された前記冷延鋼板をプレス機に搬送して、熱間プレスを施す。熱間プレスの方法は特に限定されず、任意の方法で行うことができる。プレス時の温度は特に限定されないが、550～800の範囲で熱間プレスを行うことが好ましい。

40

【0076】

[冷却]

熱間プレスされた鋼板を、Mf点以下まで冷却する。上述した加熱によってAc3変態点以上に加熱された鋼板を、この冷却によってMf点以下まで冷却することにより、オーステナイトの体積率を90%以上とすることができる。なお、マルテンサイト変態が終了する温度であるMf点は、連続冷却変態曲線（CCT曲線）に基づいて求めることができ

50

る。

【0077】

前記冷却を行う方法は特に限定されず、任意の方法で行うことができる。通常は、一般的な熱間プレスで行われているように、金型との接触により冷却を行えばよい。なお、前記冷却は、熱間プレスと同時に開始することができる。

【0078】

前記冷却の速度は特に限定されないが、組織制御の観点からは、冷却開始から150までの平均冷却速度を10 / s以上とすることが好ましい。例えば、金型との接触により、平均冷却速度を10 / s以上で150以下の温度まで冷却し、150以下まで冷却された後は金型を解放する。その後は、任意に室温まで放冷することもできる。

10

【0079】

[熱処理]

次に、前記冷却された熱間プレス鋼板を、加熱温度：50～300、保持時間：5～3600秒の条件で熱処理する。前記熱処理により、鋼板の固溶C量を全C量の25%以下とすることができ。加熱温度が50未満であると、固溶C量が多くなり、曲げ圧潰性が低下する。一方、加熱温度が300を超えると、析出炭化物が粗大化して引張強さが低下する。また、保持時間が5秒未満では固溶C量が多くなり、曲げ圧潰性が低下する。一方、保持時間が3600秒を超えると析出炭化物が粗大化して引張強さが低下する。

【実施例】

【0080】

次に、本発明の実施例について説明する。なお、本発明は、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。

20

【0081】

まず、熱間プレス鋼板部材を製造するための素材として用いる冷延鋼板を以下の手順で製造した。

【0082】

表1に示す成分組成の鋼を溶製し、鑄造して鋼スラブを製造した。前記鋼スラブに対して、熱間圧延加熱温度：1250、仕上げ圧延終了温度(FDT)：900の条件で熱間圧延を行い、熱延鋼板とした。得られた熱延鋼板を、600の巻取り温度で巻取った。

30

【0083】

得られた熱延鋼板を巻き戻して酸洗した後、冷間圧延を施し、板厚：1.4mmの冷延鋼板とした。得られた冷延鋼板に対し、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、焼鈍処理を施し、最終的な素材としての冷延鋼板(CR)もしくは溶融亜鉛めっき鋼板(GI)を得た。

【0084】

なお一部の鋼板については、溶融亜鉛めっき処理を施した後、合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)とした。また、他の一部の鋼板は、溶融アルミめっき処理を施して溶融アルミめっき鋼板(GAS)とした。また、他の一部の鋼板は、CALにて焼鈍した後に電気亜鉛めっきライン(EG)においてめっきを施し、電気亜鉛めっき鋼板(EG)または電気亜鉛ニッケルメッキ鋼板(EZN)とした。

40

【0085】

次に、得られた冷延鋼板を、表2に示す加熱温度まで加熱し、前記加熱温度に60秒間保持した。前記加熱は、赤外線加熱炉または雰囲気加熱炉を使用し、大気中で行った。加熱時の昇温速度は、5 / sとした。

【0086】

次に、加熱された鋼板をプレス機に搬送し、熱間プレスを行ってハット形の熱間プレス鋼板部材を作製した。熱間プレス時の鋼板温度は700とした。熱間プレスに使用した金型は、パンチ幅：120mm、パンチ肩R：6mm、ダイ肩R：6mmで、成形深さは

50

40 mmとした。

【0087】

冷却は、鋼板のパンチ・ダイ間での挟み込みによる接触冷却と、挟み込みから開放した後のダイ上での空冷とを組み合わせで行った。プレス開始温度から150 までの平均冷却速度は、100 /sとした。前記平均冷却速度は、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により調整した。

【0088】

室温まで空冷した後、表2に示した加熱温度および保持時間で、熱処理を施した。具体的には、大気炉中で、前記加熱温度まで加熱し、前記保持時間保持した後、空冷した。

【0089】

次に得られた熱間プレス鋼板部材のそれぞれについて、鋼板部分のミクロ組織、引張特性、および曲げ圧潰性を、以下の方法で評価した。

【0090】

(ミクロ組織)

・マルテンサイトの体積率

熱間プレス鋼板部材の鋼板部分におけるマルテンサイトの体積率を、以下の方法で評価した。まず、鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、3 vol%ナイトールで腐食し、SEM(走査型電子顕微鏡)を用いて2000倍、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、マルテンサイトの面積率を測定し、その面積率を体積率とした。

【0091】

・旧オーステナイト粒の平均結晶粒径

上記マルテンサイトの体積率の測定におけるSEM観察で得た組織写真を画像解析することにより、旧オーステナイト粒の平均結晶粒径を求めた。具体的には、前記組織写真中の旧オーステナイト結晶粒を識別して円相当直径を算出し、その平均値を旧オーステナイト粒の平均結晶粒径とした。前記画像解析には、Media Cybernetics社のImage-Proを用いた。

【0092】

・固溶C量

固溶C量は、鋼中の全C量(C_{total})から、炭化物として析出しているC量(C_p)を引くことによって求めた。

【0093】

・ C_{total}

鋼中の全C量(C_{total})としては、表1に示した鋼板のC含有量(質量%)を用いた。

【0094】

・ C_p

前記炭化物としては、まずセメンタイト(M_3C)が挙げられる。また、Nb、Ti、およびVが含まれている場合には、それらの炭化物(NbC、TiC、VC)が析出する。したがって、炭化物として析出しているC量(C_p)は、セメンタイトとして析出しているC量(C_{p1})と、NbC、TiC、VCとして析出しているC量(C_{p2})の和として求めることができる。

【0095】

・ C_{p1}

セメンタイトとして析出しているC量は、TEM-EDX(透過型電子顕微鏡-エネルギー分散型X線分光法)による分析と、電解抽出により得られた抽出残渣のICP発光分析とを併用して求めた。まず、得られた熱間プレス鋼板部材のそれぞれから測定用TEM観察用試料を作成し、EDX分析を用いてセメンタイトを構成する金属元素の濃度を測定した。ここで、セメンタイトを構成する金属元素は、Fe、Cr、およびMnである。前記濃度は、10カ所の測定の平均値とした。得られた濃度から、Fe、Mn、およびCr

10

20

30

40

50

の原子比、 F_{Fe} 、 F_{Cr} 、および F_{Mn} を求めた。ここで、 $F_{Fe} + F_{Cr} + F_{Mn} = 1$ である。

【0096】

次に、電解抽出法により、熱間プレス鋼板部材のそれぞれから抽出残渣を得た。電解液としては、10%アセチルアセトン系電解液を用いた。得られた抽出残渣をICP（高周波誘導結合プラズマ）発光分光分析法によって分析し、セメントイトとして鋼中に析出しているFe量： C_{Fe} （質量%）を求めた。

【0097】

以上の測定で得られた値を用いて、下記の式により、セメントイトとして析出しているC量（ C_{p1} ）を算出した。

$$C_{p1} \text{ (質量\%)} = 12 / (M \times 3) \times C_{Fe} \times 1 / (F_{Fe})$$

$$\text{ここで、} M = (56 \times F_{Fe} + 52 \times F_{Cr} + 54 \times F_{Mn})$$

【0098】

・ C_{p2}

NbC、TiC、VCとして析出しているC量（ C_{p2} ）は、以下の方法で求めた。まず、電解抽出法により、熱間プレス鋼板部材のそれぞれから抽出残渣を得た。電解液としては、10%アセチルアセトン系電解液を用いた。得られた抽出残渣をICP（高周波誘導結合プラズマ）発光分光分析法によって分析し、Nb、Ti、およびV量を測定した。測定されたNb、Ti、およびV量は、NbC、TiC、VCとして析出している各金属元素の量である。そこで、前記測定値から、NbC、TiC、VCとして析出しているC量（ C_{p2} ）を算出した。

【0099】

以上のようにして得た C_{p1} および C_{p2} から、下記の式により固溶C量を算出した。

$$[\text{固溶C量 (質量\%)}] = C_{total} - (C_{p1} + C_{p2})$$

【0100】

（引張特性）

得られた熱間プレス鋼板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、降伏強さ（YS）および引張強さ（TS）を測定した。

【0101】

（曲げ圧潰性）

得られる熱間プレス鋼板部材に対して、3点曲げ変形を実施し、ストロークと荷重を測定した。前記3点曲げ変形においては、スパン280mm、パンチ100Rの金型を用い、試験速度は0.1m/sとした。曲げ圧潰性の評価は、最大荷重を超えても割れることなく下死点まで到達した場合○、割れが生じた場合×とした。

【0102】

測定した鋼板組織、引張特性、曲げ圧潰性を表3に示す。なお、固溶C量は、全C量（ C_{total} ）に対する割合（%）として示した。この結果から分かるように、本発明の条件を満たす熱間プレス鋼板部材は、1780MPa以上の引張強さと、優れた曲げ圧潰性とを兼ね備えていた。

【0103】

10

20

30

40

【表 1】

【 0 1 0 4 】

鋼種	成分組成(質量%)*											C/Nb	備考
	C	Si	Mn	Nb	P	S	Al	N	その他の成分				
A	0.34	0.34	2.13	0.013	0.01	0.001	0.03	0.002	-			26	適合鋼
B	0.35	0.22	1.55	0.010	0.01	0.001	0.03	0.002	Ti:0.02, B:0.0021, Cr:0.20			35	適合鋼
C	0.46	1.87	0.62	0.005	0.01	0.001	0.02	0.003	Mo:0.24, Cu:0.15, Sn:0.08, Zr:0.03			92	適合鋼
D	0.31	0.05	3.12	0.008	0.02	0.001	0.02	0.002	V:0.02, Co:0.05, Zn:0.03, W:0.02			39	適合鋼
E	0.44	0.22	2.40	0.019	0.01	0.002	0.88	0.002	Ni:0.21, Ta:0.03, Ca:0.001			23	適合鋼
F	0.31	0.33	1.73	0.006	0.04	0.008	0.03	0.002	Ca:0.001			52	適合鋼
G	0.21	0.23	1.33	0.004	0.01	0.001	0.03	0.003	-			53	比較鋼
H	0.55	0.34	1.88	0.015	0.01	0.001	0.03	0.002	-			37	比較鋼
I	0.34	0.15	1.49	0.001	0.01	0.001	0.03	0.003	-			340	比較鋼
J	0.31	1.02	1.88	0.082	0.01	0.001	0.03	0.002	-			4	比較鋼

* 残部はFeおよび不可避免的不純物

10

20

30

40

【表 2】

表2

No.	鋼種	めっき *	熱間プレス前の加熱	熱処理		備考
			加熱温度 (°C)	加熱温度 (°C)	保持時間 (s)	
1	A	EZN	900	150	1200	本発明例
2	B	EZN	900	170	1200	本発明例
3	C	EZN	900	160	1000	本発明例
4	D	EZN	900	60	1200	本発明例
5	E	EZN	900	170	3000	本発明例
6	F	EZN	900	160	1200	本発明例
7	A	CR	900	170	1800	本発明例
8	B	GI	900	250	20	本発明例
9	C	GA	900	170	1200	本発明例
10	D	GAS	900	120	2000	本発明例
11	E	EG	900	150	1400	本発明例
12	F	GA	900	150	1400	本発明例
13	A	CR	900	200	1000	本発明例
14	B	CR	900	100	2000	本発明例
15	B	EZN	<u>700</u>	150	1400	比較例
16	A	GA	<u>1100</u>	150	1400	比較例
17	B	EZN	900	—	—	比較例
18	B	GA	900	<u>40</u>	1000	比較例
19	B	GI	900	<u>350</u>	1000	比較例
20	B	GAS	900	170	<u>1</u>	比較例
21	B	CR	900	170	<u>6000</u>	比較例
22	<u>G</u>	GAS	900	150	1400	比較例
23	<u>H</u>	GAS	900	150	1400	比較例
24	<u>I</u>	EG	900	150	1400	比較例
25	<u>J</u>	GAS	900	150	1400	比較例

* CR: 冷延鋼板、GI: 溶融亜鉛めっき鋼板、GA: 合金化溶融亜鉛めっき鋼板

GAS: 溶融アルミめっき鋼板、EG: 電気亜鉛めっき鋼板、EZN: 電気亜鉛ニッケルめっき鋼板

【 0 1 0 5 】

10

20

30

40

【表 3】

No.	熱間プレス鋼板部材の組織			引張特性		曲げ圧潰性	備考
	マルテンサイト 体積率 (%)	旧オーステナイト粒の 平均結晶粒径 (μm)	固溶C量/全C量 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)		
1	100	6	12	1430	2015	○	本発明例
2	100	5	6	1420	2033	○	本発明例
3	99	6	13	1511	2122	○	本発明例
4	99	6	22	1288	1991	○	本発明例
5	99	6	8	1621	2381	○	本発明例
6	99	5	13	1392	1845	○	本発明例
7	98	6	8	1420	1994	○	本発明例
8	100	7	11	1443	2041	○	本発明例
9	100	7	8	1489	2124	○	本発明例
10	99	6	7	1384	1899	○	本発明例
11	99	6	8	1699	2388	○	本発明例
12	99	7	10	1472	1931	○	本発明例
13	99	6	8	1488	1881	○	本発明例
14	100	7	9	1473	2013	○	本発明例
15	62	7	10	1002	1413	○	比較例
16	100	10	10	1443	1992	×	比較例
17	99	7	32	1182	1913	×	比較例
18	100	6	31	1177	1932	×	比較例
19	100	7	3	1221	1721	○	比較例
20	100	7	28	1181	1923	×	比較例
21	99	6	4	1231	1688	○	比較例
22	99	7	9	1188	1531	○	比較例
23	100	7	9	1721	2513	×	比較例
24	98	10	10	1301	1833	×	比較例
25	99	7	8	1288	1910	×	比較例

表3

【要約】

1780MPa以上の引張強さと、優れた曲げ圧潰性とを兼ね備える熱間プレス鋼板部材を提供する。

熱間プレス鋼板部材であって、質量%で、C：0.30%以上0.50%未満、Si：0.01%以上2.0%以下、Mn：0.5%以上3.5%以下、Nb：0.001%以上0.10%以下、P：0.05%以下、S：0.01%以下、Al：0.01%以上1.00%以下、およびN：0.01%以下を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつNb含有量（質量%）に対するC含有量（質量%）の比C/Nbが22~100である成分組成を有し、旧オーステナイト粒の平均結晶粒径が8 μm 以下であり、マルテンサイトの体積率が90%以上であり、かつ、固溶C量が全C量の25%以下であるミクロ組織を有し、引張強さが1780MPa以上である、熱間プレス鋼板部材。

10

20

30

40

フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I		
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 2 C	38/00 3 0 1 S
			C 2 2 C	38/00 3 0 1 T
			C 2 1 D	9/46 G
			C 2 1 D	9/46 J

(72)発明者 二塚 貴之
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 佐藤 健太郎
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 吉岡 真平
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 小野 義彦
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 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

審査官 鈴木 葉子

(56)参考文献 特開2014-118613(JP,A)
特開2007-211276(JP,A)
特開2016-003389(JP,A)
特開2010-174283(JP,A)
特開2014-015638(JP,A)
特開2010-150612(JP,A)
国際公開第2017/111456(WO,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	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