

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第6843246号
(P6843246)

(45) 発行日 令和3年3月17日 (2021.3.17)

(24) 登録日 令和3年2月25日 (2021.2.25)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W
C 2 2 C 38/38 (2006.01)	C 2 2 C 38/38
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 U
C 2 2 C 18/00 (2006.01)	C 2 2 C 18/00
C 2 2 C 18/04 (2006.01)	C 2 2 C 18/04

請求項の数 9 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2019-532778 (P2019-532778)	(73) 特許権者	592000691
(86) (22) 出願日	平成29年11月30日 (2017.11.30)		ポスコ
(65) 公表番号	特表2020-509187 (P2020-509187A)		P O S C O
(43) 公表日	令和2年3月26日 (2020.3.26)		大韓民国 キョンサンブクード ポハン-
(86) 国際出願番号	PCT/KR2017/013941		シ ナム-グ ドンヘアン-ロ 6 2 6 1
(87) 国際公開番号	W02018/117470		(コエドンドン)
(87) 国際公開日	平成30年6月28日 (2018.6.28)	(74) 代理人	100083806
審査請求日	令和1年8月9日 (2019.8.9)		弁理士 三好 秀和
(31) 優先権主張番号	10-2016-0173445	(74) 代理人	100095500
(32) 優先日	平成28年12月19日 (2016.12.19)		弁理士 伊藤 正和
(33) 優先権主張国・地域又は機関	韓国 (KR)	(74) 代理人	100111235
			弁理士 原 裕子

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低温域におけるバーリング性に優れた高強度鋼板及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量%で、炭素 (C) : 0.02 ~ 0.10%、シリコン (Si) : 0.01 ~ 0.30%、マンガン (Mn) : 1.0 ~ 1.7%、アルミニウム (Al) : 0.01 ~ 0.10%、クロム (Cr) : 0.005 ~ 0.2%、モリブデン (Mo) : 0.005 ~ 0.3%、リン (P) : 0.001 ~ 0.05%、硫黄 (S) : 0.001 ~ 0.01%、窒素 (N) : 0.001 ~ 0.01%、ニオブ (Nb) : 0.005 ~ 0.06%、チタン (Ti) : 0.005 ~ 0.13%、バナジウム (V) : 0.005 ~ 0.2%、ボロン (B) : 0.0003 ~ 0.002%、残部 Fe 及び不可避不純物からなり、下記関係式 1 で表される [C] * が - 0.015 ~ 0.015 を満たし、前記 Mn、Mo、Cr 及び B は下記関係式 2 を満たし、

10

微細組織として、面積分率 97% 以上 (100% を含む) のフェライト相を含み、単位面積 1 cm^2 内で観察される直径 $10 \mu\text{m}$ 以上の Ti、Nb、Mo 及び V のうち一つ以上を含む粗大な複合析出物の個数が 1×10^7 以下、単位面積 1 cm^2 内の結晶粒界で観察される直径 $10 \mu\text{m}$ 以上のオーステナイト相の個数が 1×10^4 以下である、低温域におけるバーリング性に優れた高強度鋼板。

[関係式 1]

[C] * = [C] - ([C] × A)

(ここで、 $A = (([Nb] / 93) + ([Ti] / 48) + ([V] / 51) + ([Mo] / 96)) / ([C] / 12)$ であり、各合金成分は、重量含量を意味する。)

20

[関係式 2]

$$[Mn] + (2.8 [Mo]) + (1.5 [Cr]) + (500 [B]) \leq 2.5$$

(ここで、各合金成分は、重量含量を意味する。)

【請求項 2】

前記鋼板は、MA 相 (マルテンサイト (Martensite) 相とオーステナイト (Austenite) 相) を面積分率で 3 % 未満 (0 % を含む) 含む、請求項 1 に記載の低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板。

【請求項 3】

前記フェライト相は、平均結晶粒サイズが 3 ~ 20 μm である、請求項 1 又は 2 に記載の低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板。

10

【請求項 4】

前記鋼板は、590 MPa 以上の引張強度を有し、-30 °C での HER (Hole Expanding Ratio) と引張強度の積 (HER (%) $\times$ TS (MPa)) が 35000 MPa $\cdot$ % 以上である、請求項 1 から 3 のいずれか 1 項に記載の低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板。

【請求項 5】

重量 % で、炭素 (C) : 0.02 ~ 0.10 %、シリコン (Si) : 0.01 ~ 0.30 %、マンガン (Mn) : 1.0 ~ 1.7 %、アルミニウム (Al) : 0.01 ~ 0.10 %、クロム (Cr) : 0.005 ~ 0.2 %、モリブデン (Mo) : 0.005 ~ 0.3 %、リン (P) : 0.001 ~ 0.05 %、硫黄 (S) : 0.001 ~ 0.01 %、窒素 (N) : 0.001 ~ 0.01 %、ニオブ (Nb) : 0.005 ~ 0.06 %、チタン (Ti) : 0.005 ~ 0.13 %、バナジウム (V) : 0.005 ~ 0.2 %、ボロン (B) : 0.0003 ~ 0.002 %、残部 Fe 及び不可避不純物 からなり、下記関係式 1 で表される [C] * が -0.015 ~ 0.015 を満たし、前記 Mn、Mo、Cr 及び B は下記関係式 2 を満たす鋼スラブを 1200 ~ 1350 °C の温度範囲で再加熱する段階と、

20

前記再加熱された鋼スラブを 850 ~ 1150 °C の温度範囲で仕上げ熱間圧延して熱延鋼板を製造する段階と、

前記熱延鋼板を 550 ~ 700 °C の温度範囲まで 10 ~ 70 °C/s の平均冷却速度で冷却する段階と、

30

前記冷却された熱延鋼板を 550 ~ 700 °C の温度範囲で巻取る段階と、

前記巻取り後、0.01 ~ 10 °C/s の冷却速度で強制冷却する段階と、

を含み、

得られる鋼板は、微細組織として、面積分率 97 % 以上 (100 % を含む) のフェライト相を含み、単位面積 1 cm^2 内で観察される直径 10 μm 以上の Ti、Nb、Mo 及び V のうち一つ以上を含む粗大な複合析出物の個数が 1×10^{-7} 以下、単位面積 1 cm^2 内の結晶粒界で観察される直径 10 μm 以上のオーステナイト相の個数が 1×10^{-4} 以下である、低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板の製造方法。

[関係式 1]

$$[C]^* = [C] - ([C] \times A)$$

40

(ここで、 $A = (([Nb] / 93) + ([Ti] / 48) + ([V] / 51) + ([Mo] / 96)) / ([C] / 12)$ であり、各合金成分は、重量含量を意味する。)

[関係式 2]

$$[Mn] + (2.8 [Mo]) + (1.5 [Cr]) + (500 [B]) \leq 2.5$$

(ここで、各合金成分は、重量含量を意味する。)

【請求項 6】

前記巻取り後の強制冷却する段階は、巻取り直後 3 時間以内に開始するものである、請求項 5 に記載の低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項 7】

前記強制冷却された熱延鋼板を酸洗処理した後に塗油する段階をさらに含む、請求項 5

50

又は6に記載の低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項8】

前記酸洗処理後の鋼板の温度が450～740 となるように加熱した後、溶融亜鉛めっきする段階をさらに含む、請求項7に記載の低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項9】

前記溶融亜鉛めっきする段階は、マグネシウム(Mg):0.01～30%、アルミニウム(Al):0.01～50%、残部亜鉛を含むめっき浴で行われるものである、請求項8に記載の低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

10

【技術分野】

【0001】

本発明は、主に自動車シャーシ部品のメンバー類、ロアアーム、ホイールディスクなどに用いられる高強度鋼板に関するものであり、より詳細には、低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板及びその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

従来の自動車シャーシ部品用高強度鋼板(熱延鋼板)では、成形性を向上させるために、フェライト-ベイナイトの二相複合組織鋼に製造して伸びフランジ性を向上させたり、フェライト-マルテンサイトの二相複合組織鋼に製造して強度と延性をともに向上させたりしている。

20

【0003】

例えば、特許文献1では、鋼スラブを熱間圧延した直後に特定の冷却条件に従ってフェライト変態域で数秒間維持した後、ベイナイトが形成されるようにベイナイト形成温度領域で巻取って金属組織(微細組織)をポリゴナルフェライトとベイナイトの混合組織に形成させることにより、強度及び伸びフランジ性をともに確保しようとしている。

【0004】

また、特許文献2～4に示されているように、Si-MnまたはMn-P-Cr成分系を基本に熱間圧延した後にフェライト変態域で数秒間維持し、その後にマルテンサイト変態開始温度(Ms)以下に制御する方法と、特許文献5に示されているように、Si-Mn-Cr系またはSi-Mn-Cr-Mo系成分系を用いてフェライト変態域で数秒間維持した後、マルテンサイト変態開始温度以上の温度で巻取する方法で、強度と延性がともに優れたフェライト-マルテンサイトの複合組織鋼を製造している。

30

【0005】

ところが、上記フェライト-マルテンサイトの二相複合組織鋼は、実際に伸びフランジ性に劣り、伸びフランジ性が求められる自動車シャーシ部品には使用が制限されている。

【0006】

一方、フェライト-ベイナイトの二相複合組織を有する鋼を製造するために主に活用する合金成分であるシリコン(Si)、マンガン(Mn)、アルミニウム(Al)、モリブデン(Mo)などは、上記鋼の強度と伸びフランジ性を向上させるのに効果的であることが知られている。しかし、このような物性を向上させるために上記合金成分を多く添加すると、合金成分の偏析(segregation)と微細組織の不均一を招くという欠点がある。

40

【0007】

特に、冷却時に鋼の硬化能が急激に増加して冷却条件に応じて微細組織の変化が敏感に発生して、第2相の分率が鋼板の位置(部位)によって偏差が大きくなり、低温域における伸びフランジ性に劣るという問題がある。

【0008】

それだけでなく、第2相のないフェライト単相を含む鋼でも、その物性を向上させるために合金成分を不適切に活用すると、析出相が粒界に過剰に形成されるか、または微細な

50

炭化物が結晶粒界に形成されて、低温域における伸びフランジ性が著しく低下するため、成形時の温度依存性が大きくなり、生産性が低下して経済的に不利となる問題がある。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0009】

【特許文献1】日本国公開特許第1994-293910号公報

【特許文献2】日本国公開特許第1995-278731号公報

【特許文献3】日本国公開特許第1997-241790号公報

【特許文献4】日本国公開特許第1994-049591号公報

【特許文献5】米国登録特許第4502897号明細書

10

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

本発明の一側面は、合金組成及び製造条件を最適化することにより、常温及び低温域における優れたバーリング性を有する高強度鋼板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】

【0011】

本発明の一側面は、重量%で、炭素(C):0.02~0.10%、シリコン(Si):0.01~0.30%、マンガン(Mn):1.0~1.7%、アルミニウム(Al):0.01~0.10%、クロム(Cr):0.005~0.2%、モリブデン(Mo):0.005~0.3%、リン(P):0.001~0.05%、硫黄(S):0.001~0.01%、窒素(N):0.001~0.01%、ニオブ(Nb):0.005~0.06%、チタン(Ti):0.005~0.13%、バナジウム(V):0.005~0.2%、ボロン(B):0.0003~0.002%、残部Fe及び不可避不純物を含み、下記関係式1で表される[C]*が-0.015~0.015を満たし、前記Mn、Mo、Cr及びBは下記関係式2を満たし、

20

微細組織として、面積分率97%以上(100%を含む)のフェライト相を含み、単位面積1cm²内で観察される直径10μm以上のTi、Nb、Mo及びVのうち一つ以上を含む粗大な複合析出物の個数が1×10⁷以下、単位面積1cm²内の結晶粒界で観察される直径10μm以上のオーステナイト相の個数が1×10⁴以下である、低温域におけるバーリング性に優れた高強度鋼板を提供する。

30

[関係式1]

$[C]^* = [C] - ([C] \times A)$

(ここで、 $A = (([Nb]/93) + ([Ti]/48) + ([V]/51) + ([Mo]/96)) / ([C]/12)$ であり、各成分は、重量含量を意味する。)

[関係式2]

$[Mn] + (2.8[Mo]) + (1.5[Cr]) + (500[B]) \leq 2.5$

(ここで、各成分は、重量含量を意味する。)

【0012】

40

本発明の他の一側面は、上述の合金組成及び関係式1と2をすべて満たす鋼スラブを1200~1350の温度範囲で再加熱する段階と、上記再加熱された鋼スラブを850~1150の温度範囲で仕上げ熱間圧延して熱延鋼板を製造する段階と、上記熱延鋼板を550~700の温度範囲まで10~70/sの平均冷却速度で冷却する段階と、上記冷却された熱延鋼板を550~700の温度範囲で巻取る段階と、上記巻取り後0.01~10/sの冷却速度で強制冷却する段階と、を含む、低温域におけるバーリング性に優れた高強度鋼板の製造方法を提供する。

【発明の効果】

【0013】

本発明によると、常温のみならず、低温域におけるバーリング性に優れた鋼板を提供す

50

ることができ、上記本発明の鋼板は、優れた強度及び伸びフランジ性が求められる素材、例えば、自動車のシャーシ部品などに適切に適用することができるという効果がある。

【図面の簡単な説明】

【0014】

【図1】本発明の一実施形態による発明鋼及び比較鋼の常温及び低温域におけるHER(%)×TS(MPa)の値を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0015】

本発明者らは、熱延鋼板の常温及び低温域におけるパーリング性を確保するに当たり、合金組成及び微細組織の影響について鋭意研究した。その結果、結晶粒界における粗大な析出物(複合析出物を含む)の形成を抑制し、上記結晶粒界で主に観察されるMA相の形成を抑制する場合、常温及び低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板を提供することができることを確認し、本発明を完成するに至った。

10

【0016】

特に、本発明は、合金組成のうち析出物形成元素であるTi、Nb、Mo及びVのうち1種以上を含む粗大な複合析出物の個数を制御するとともに、結晶粒界で観察されるMA相の分率及び粗大なオーステナイト相の個数を制御することで、意図する物性を有する高強度鋼板を提供することに技術的意義がある。

【0017】

以下、本発明について詳細に説明する。

20

【0018】

本発明の一側面による低温域におけるパーリング性に優れた高強度鋼板は、重量%で、炭素(C):0.02~0.10%、シリコン(Si):0.01~0.30%、マンガン(Mn):1.0~1.7%、アルミニウム(Al):0.01~0.10%、クロム(Cr):0.005~0.2%、モリブデン(Mo):0.005~0.3%、リン(P):0.001~0.05%、硫黄(S):0.001~0.01%、窒素(N):0.001~0.01%、ニオブ(Nb):0.005~0.06%、チタン(Ti):0.005~0.13%、バナジウム(V):0.005~0.2%、ボロン(B):0.0003~0.002%を含むことが好ましい。

【0019】

30

以下では、本発明で提供する高強度鋼板の合金組成を上述のように制限する理由について詳細に説明する。このとき、特に言及しない限り、各元素の含量は重量%である。

【0020】

C:0.02~0.10%

炭素(C)は、鋼を強化させるのに最も経済的且つ効果的な元素であり、このようなCの添加量が増加すると、析出強化効果またはベイナイト相の分率が増加して引張強度が増加する。

【0021】

本発明では、上記Cの含量が0.02%未満であると、十分な析出強化効果を得難い。一方、0.10%を超えると、過剰な炭素(C)による粗大な炭化物が形成されるか、または熱間圧延後に巻取り温度まで冷却する際に冷却速度が速い場合は、MA相(マルテンサイト相とオーステナイト相)が形成されて強度が上昇しすぎるとともに、成形性及び耐衝撃特性が低下するという問題があり、溶接性にも劣る。

40

【0022】

したがって、本発明では、上記Cの含量を0.02~0.10%に制御することが好ましい。より好ましくは0.03~0.08%含むことができる。

【0023】

Si:0.01~0.30%

シリコン(Si)は、溶鋼の脱酸及び固溶強化の効果があり、粗大な炭化物の形成を遅らせて成形性を向上させるのに有利である。

50

【 0 0 2 4 】

このような S i の含量が 0 . 0 1 % 未満であると、炭化物の形成を遅らせる効果が少なく成形性を向上させるのが難しくなる。一方、その含量が 0 . 3 0 % を超えると、熱間圧延時の鋼板表面に S i による赤スケールが形成されて鋼板の表面品質に非常に劣り、延性と溶接性も低下するという問題がある。

【 0 0 2 5 】

したがって、本発明では、上記 S i の含量を 0 . 0 1 ~ 0 . 3 0 % に制御することが好ましい。より好ましくは 0 . 0 1 ~ 0 . 2 0 % 含むことができる。

【 0 0 2 6 】

M n : 1 . 0 ~ 1 . 7 %

10

マンガン (M n) は、上記 S i と同様に鋼を固溶強化させるのに効果的な元素である。

【 0 0 2 7 】

しかし、その含量が 1 . 0 % 未満であると、M n による上記効果を十分に得ることができず、一方、その含量が 1 . 7 % を超えると、固溶強化の効果が増加しすぎて延性が低下する。また、連続鋳造工程におけるスラブ鋳造時に厚さの中心部における偏析部が大きく発達し、熱間圧延後の冷却時には厚さ方向に不均一な微細組織が形成されて鋼板の伸びフランジ性に劣る。

【 0 0 2 8 】

したがって、本発明では、上記 M n の含量を 1 . 0 ~ 1 . 7 % に制御することが好ましい。より好ましくは 1 . 0 ~ 1 . 4 % 含むことができる。

20

【 0 0 2 9 】

A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %

アルミニウム (A l) は、主に脱酸のために添加する成分である。

【 0 0 3 0 】

その含量が 0 . 0 1 % 未満であると、上述の効果を十分に得ることができない。一方、その含量が 0 . 1 0 % を超えると、窒素と結合して A l N が形成されて連続鋳造時のスラブにコーナークラックが発生しやすくなり、介在物形成による欠陥が発生しやすくなる。

【 0 0 3 1 】

したがって、本発明では、A l の含量を 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 % に制御することが好ましい。

30

【 0 0 3 2 】

C r : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 2 %

クロム (C r) は、鋼を固溶強化させ、鋼の強度を向上させるのに有効な元素である。

【 0 0 3 3 】

このような C r の含量が 0 . 0 0 5 % 未満であると、上記 C r による強度向上効果を十分に得ることができない。一方、その含量が 0 . 2 % を超えると、伸びに劣る。また、M n と同様に厚さの中心部における偏析部が大きく発達し、厚さ方向に不均一な微細組織が形成されて鋼板の伸びフランジ性を劣化させる。

【 0 0 3 4 】

したがって、本発明では、上記 C r の含量を 0 . 0 0 5 ~ 0 . 2 % に制御することが好ましい。より好ましくは 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 % 含むことができる。

40

【 0 0 3 5 】

M o : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 %

モリブデン (M o) は、固溶強化の效果に優れるとともに、チタン (T i) 及びバナジウム (V) を共に添加する場合、(T i M o V) C を形成して析出強化にも大きく寄与する。

【 0 0 3 6 】

上述の効果を十分に得るためには、M o を 0 . 0 0 5 % 以上添加することが好ましい。但し、上記 M o の析出強化効果は T i 、N b 、V などに比べて小さく、その含量が 0 . 3 % を超えると、むしろ溶接性に劣り、経済的にも不利となる。

50

【0037】

したがって、本発明では、上記Moの含量を0.005～0.3%に制御することが好ましい。より好ましくは0.01～0.25%含むことができる。

【0038】

P：0.001～0.05%

リン(P)は、Siと同様に、固溶強化及びフェライト変態促進効果をともに有する元素である。

【0039】

このようなPの含量を0.001%未満に製造するためには、相当な製造コストが必要とされて経済的に不利であり、且つ鋼板の強度を十分に得る点においても不利である。一方、その含量が0.05%を超えると、粒界偏析による脆化が発生し、成形時に微細な亀裂が発生しやすく、延性と耐衝撃特性を大きく悪化させるという問題がある。

【0040】

したがって、本発明では、上記Pの含量を0.001～0.05%に制御することが好ましい。

【0041】

S：0.001～0.01%

硫黄(S)は、鋼中に存在する不純物であり、その含量が0.01%を超えると、Mnなどと結合して非金属介在物を形成する。これにより、鋼の切断加工時に微細な亀裂が発生しやすくなり、伸びフランジ性と耐衝撃性を大きく阻害するという問題がある。一方、このようなSの含量を0.001%未満とするためには、製鋼操作時に相当な時間がかかり、生産性が低下する。

【0042】

したがって、本発明では、上記Sの含量を0.001～0.01%に制限することが好ましい。

【0043】

N：0.001～0.01%

窒素(N)は、上記Cと共に代表的な固溶強化元素であり、Ti、Alなどと結合して粗大な析出物を形成する。

【0044】

一般に、Nの固溶強化効果はCよりも優れるが、鋼中のNの量が増加するにつれて韧性が大きく低下するという問題があるため、本発明では、上記Nの上限を0.01%に制限することが好ましい。但し、このようなNの含量を0.001%未満に製造するためには、製鋼操作時に相当な時間がかかり、生産性が低下する。

【0045】

したがって、本発明では、上記Nの含量を0.001～0.01%に制御することが好ましい。

【0046】

Nb：0.005～0.06%

ニオブ(Nb)は、Ti、Vと共に代表的な析出強化元素であり、熱間圧延中に析出して再結晶遅延による結晶粒微細化効果によって鋼の強度と衝撃靱性の向上に効果的である。

【0047】

このようなNbの含量が0.005%未満であると、上述の効果を十分に得ることができない。一方、その含量が0.06%を超えると、熱間圧延中に過度な再結晶遅延によって伸びた結晶粒が形成され、粗大な複合析出物が形成されて伸びフランジ性を劣化させるという問題がある。

【0048】

したがって、本発明では、上記Nbの含量を0.005～0.06%に制御することが好ましい。より好ましくは0.01～0.03%含むことができる。

【 0 0 4 9 】

Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 3 %

チタン (Ti) は、Nb、Vと共に代表的な析出強化元素であり、Nとの親和力が強い
ため、鋼中に粗大なTiNを形成する。上記TiNは、熱間圧延のための加熱過程で結晶
粒が成長することを抑制するという効果がある。また、上記Nとの反応後に残ったTiが
鋼中に固溶して炭素と結合することにより、TiC析出物が形成されて鋼の強度を向上さ
せるのに有用である。

【 0 0 5 0 】

このようなTiの含量が0 . 0 0 5 %未満であると、上述の効果を十分に得ることがで
きない。一方、その含量が0 . 1 3 %を超えると、粗大なTiNの形成及び析出物の粗大
化によって、成形時に伸びフランジ性を劣化させるという問題がある。

10

【 0 0 5 1 】

したがって、本発明では、上記Tiの含量を0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 3 %に制御することが
好ましい。より好ましくは0 . 0 5 ~ 0 . 1 1 %含むことができる。

【 0 0 5 2 】

V : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 2 %

バナジウム (V) は、Nb、Tiと共に代表的な析出強化元素であり、巻取り後に析出
物を形成して鋼の強度を向上させるのに効果的である。

【 0 0 5 3 】

このようなVの含量が0 . 0 0 5 %未満であると、上述の効果を十分に得ることができ
ない。一方、その含量が0 . 2 %を超えると、粗大な複合析出物が形成されて伸びフラン
ジ性に劣る。また、経済的にも不利である。

20

【 0 0 5 4 】

したがって、本発明では、上記Vの含量を0 . 0 0 5 ~ 0 . 2 %に制御することが好ま
しい。

【 0 0 5 5 】

B : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 0 2 %

ボロン (B) は、鋼中に固溶状況で存在する場合、結晶粒界を安定化させて低温域にお
ける鋼の脆性を改善する効果がある。また、固溶Nと共にBNを形成するため、粗大な窒
化物の形成を抑制する効果もある。

30

【 0 0 5 6 】

このようなBの含量が0 . 0 0 0 3 %未満であると、上述の効果を十分に得ることがで
きない。一方、その含量が0 . 0 0 2 %を超えると、熱間圧延中に再結晶挙動を遅らせ、
フェライト相変態を遅らせて析出強化効果が減少するという問題がある。

【 0 0 5 7 】

したがって、本発明では、上記Bの含量を0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 0 2 %に制御すること
が好ましい。

【 0 0 5 8 】

本発明の残りの成分は、鉄 (Fe) である。但し、通常の製造過程では、原料または周
囲の環境から意図しない不純物が不可避に混入することがあるため、それを排除すること
はできない。このような不純物は、通常の製造過程における技術者であれば誰でも分かる
ものであるため、そのすべての内容を具体的に本明細書に記載しない。

40

【 0 0 5 9 】

一方、上述の合金組成を有する本発明の低温域におけるバーリング性に優れた高強度鋼
板は、下記関係式1で表される[C] * が - 0 . 0 1 5 ~ 0 . 0 1 5 を満たし、上記Mn
、Mo、Cr及びBは下記関係式2を満たすことが好ましい。

[関係式 1]

$$[C] ^ * = [C] - ([C] \times A)$$

(ここで、 $A = (([Nb] / 93) + ([Ti] / 48) + ([V] / 51) + ([Mo] / 96)) / ([C] / 12)$ であり、各合金成分は、重量含量を意味する。)

50

[関係式 2]

$[Mn] + (2 \cdot 8 [Mo]) + (1 \cdot 5 [Cr]) + (500 [B]) \leq 2 \cdot 5$

(ここで、各合金成分は、重量含量を意味する。)

【 0060 】

本発明では、上記関係式 1 を制御することにより、提供される鋼板の常温及び低温域における優れたバーリング性を確保することができる。

【 0061 】

より好ましくは、上記関係式 1 の値 ($[C]^*$) が -0.015 未満であると、低温域におけるバーリング性確保に不利な粗大な複合析出物の個数が増加するという問題があり、一方、上記値が 0.015 を超えると、炭化物が形成されるという問題がある。

10

【 0062 】

したがって、本発明では、関係式 1 で表される値 ($[C]^*$) を制御することにより、鋼板の低温打抜きまたは成形時の亀裂の発生及び伝播を抑制し、低温域においても優れたバーリング性を得ることができる。

【 0063 】

しかし、上述の関係式 1 を満たしても、上記関係式 2 の値が 2.5 を超えるように Mn、Cr、Mo、B の合金成分を過剰に添加すると、熱間圧延後の冷却時にフェライト相変態が遅くなり、微細組織中に MA 相が形成される可能性が高い。この場合、常温及び低温域におけるバーリング性に劣るという問題がある。

【 0064 】

20

したがって、本発明では、MA 相の分率を制御するために、上記のように Mn、Cr、Mn、及び B 間の成分関係を関係式 2 に制限し、それらの値を 2.5 以下に制御することにより、目標とする物性を有する鋼板を提供することができる。

【 0065 】

上述の合金組成及び関係式 1 と 2 をすべて満たす本発明の高強度鋼板は、微細組織が面積分率 97% 以上 (100% を含む) のフェライト相を含むとともに、単位面積 1 cm^2 内で観察される直径 $10\text{ }\mu\text{m}$ 以上の Ti、Nb、Mo、V のうち一つ以上を含む粗大な複合析出物の個数が 1×10^7 以下、単位面積 1 cm^2 内の結晶粒界で観察される直径 $10\text{ }\mu\text{m}$ 以上のオーステナイト相の個数が 1×10^4 以下を満たすことができる。ここで、上記オーステナイト相は、MA 相を構成するオーステナイト相を意味する。

30

【 0066 】

このように、本発明では、複合析出物を微細に形成するとともに、粗大なオーステナイト相の形成を抑制することにより、目標とする常温及び低温域におけるバーリング性に優れた鋼板を提供することができる。

【 0067 】

また、本発明の高強度鋼板は、フェライト相以外に MA 相を含むことができる。その場合、上記 MA 相は、面積分率を 3% 未満 (0% を含む) に制御することが好ましい。上述のように、上記 MA 相の分率が高くなると、常温及び低温域におけるバーリング性に劣るという問題がある。

【 0068 】

40

そして、本発明では、上記フェライト相の平均結晶粒サイズ (円相当直径を基準とする) が $3 \sim 20\text{ }\mu\text{m}$ を満たすことが好ましい。

【 0069 】

もし、上記フェライト相の平均結晶粒サイズが $3\text{ }\mu\text{m}$ 未満であると、鋼の降伏強度が増加しすぎて成形時に不利となるという問題がある。一方、 $20\text{ }\mu\text{m}$ を超えると、鋼の衝撃靱性が減少し、微細組織の不均一性が増加する。そのため、低温域での打抜き時に亀裂の発生も増加して低温域におけるバーリング性に劣る。

【 0070 】

上述のように、合金組成、関係式及び微細組織をすべて満たす本発明の鋼板は、 590 MPa 以上の引張強度を有し、 -30 での HER (Hole Expanding R

50

a t i o) と引張強度の積 (H E R (%) × T S (M P a)) が 3 5 0 0 0 M P a ・ % 以上と、低温域における優れたバーリング性を確保することができるという効果がある。

【 0 0 7 1 】

以下、本発明の他の一側面である、本発明で提供される低温域におけるバーリング性に優れた高強度鋼板を製造する方法について詳細に説明する。

【 0 0 7 2 】

簡単に、本発明は、[鋼スラブ再加熱 - 熱間圧延 - 冷却 - 巻取り - 冷却 (強制冷却)] を経て目標とする高強度鋼板を製造することができ、各段階の条件については、下記に詳細に説明する。

【 0 0 7 3 】

10

[再加熱段階]

まず、上述の合金組成及び関係式 1 と 2 を満たす鋼スラブを準備した後、それを 1 2 0 0 ~ 1 3 5 0 の温度範囲で加熱することが好ましい。

【 0 0 7 4 】

上記再加熱温度が 1 2 0 0 未満であると、析出物が十分に再固溶せず、後続する熱間圧延後の工程で析出物の形成が減少し、むしろ粗大な T i N が残存するという恐れがある。一方、その温度が 1 3 5 0 を超えると、オーステナイト結晶粒の異常粒成長によって強度が低下するという問題がある。

【 0 0 7 5 】

したがって、本発明において上記鋼スラブの再加熱は 1 2 0 0 ~ 1 3 5 0 温度範囲で行うことが好ましい。

20

【 0 0 7 6 】

[熱間圧延段階]

上記に従って再加熱された鋼スラブを熱間圧延して熱延鋼板を製造することが好ましい。このとき、仕上げ熱間圧延は 8 5 0 ~ 1 1 5 0 の温度範囲で行うことが好ましい。

【 0 0 7 7 】

上記仕上げ熱間圧延時の温度が 8 5 0 未満であると、再結晶遅延による伸びた結晶粒が発達して強度と延性の異方性が大きくなり、成形性にも劣るという問題がある。一方、その温度が 1 1 5 0 を超えると、熱延鋼板の温度が高くなりすぎて結晶粒サイズが粗大となり、表面品質に劣るという問題がある。

30

【 0 0 7 8 】

したがって、本発明では、上記加熱された鋼スラブの熱間圧延時に仕上げ熱間圧延の温度範囲を 8 5 0 ~ 1 1 5 0 に制御することが好ましい。

【 0 0 7 9 】

[冷却及び巻取り段階]

上記に従って製造された熱延鋼板を 5 5 0 ~ 7 0 0 の温度範囲まで冷却した後、その温度範囲で巻取る工程を行うことが好ましい。

【 0 0 8 0 】

もし、5 5 0 未満の温度に冷却して巻取ると、鋼中にベイナイト相が不要に形成されて鋼の析出強化効果が大きく減少するとともに、M A 相が形成されて低温域におけるバーリング性に劣るという問題がある。一方、冷却及び巻取り温度が 7 0 0 を超えると、フェライト結晶粒が粗大となり、粗大な炭化物が形成されやすくなって鋼の強度を確保し難く、バーリング性にも劣るという問題がある。

40

【 0 0 8 1 】

したがって、5 5 0 ~ 7 0 0 の温度範囲で冷却した後、巻取り工程を行うことが好ましく、上記冷却時の平均冷却速度が 1 0 ~ 7 0 / s を満たすことが好ましい。

【 0 0 8 2 】

上記平均冷却速度が 1 0 / s 未満であると、フェライト相の結晶粒が粗大となり、微細組織が不均一となるという問題がある。一方、平均冷却速度が 7 0 / s を超えると、マルテンサイト相が形成されやすくなって鋼の低温域におけるバーリング性に劣るという

50

問題がある。

【0083】

したがって、熱間圧延後に目標温度まで冷却する際に平均冷却速度を $10 \sim 70$ / s に制御することが好ましい。

【0084】

[冷却(強制冷却)段階]

本発明では、上記に従って巻取りを完了した熱延鋼板を $0.01 \sim 10$ / s の冷却速度で強制冷却することが好ましい。このとき、上記巻取り完了直後3時間以内に冷却を開始することが好ましい。

【0085】

もし、巻取られた熱延鋼板を 550 以上の温度で3時間以上維持すると、鋼中の析出物のサイズが粗大となり、低温域におけるパーリング性に劣るという問題がある。したがって、本発明では、巻取り直後3時間以内に冷却を行うことが好ましく、より好ましくは巻取り直後2時間以内、さらに好ましくは巻取り直後1時間以内に常温 ~ 550 の温度範囲で冷却を行うことが好ましい。

【0086】

上記冷却時に冷却速度が 10 / s を超えると、冷却中にMA相が形成される恐れがあり、この場合、低温域におけるパーリング性に劣る可能性が高い。一方、冷却速度が 0.01 / s 未満であると、局部的に粗大な析出物が形成されて低温域におけるパーリング性に劣るという問題がある。

【0087】

上記冷却速度で強制冷却を行うための方法は、特に限定しないが、送風、ミスト、冷媒などを活用して行うことが好ましい。一方、上記冷却時に空冷を行う場合、上記冷却速度を確保することができないため、これは除外することが好ましい。

【0088】

本発明は、上述の冷却(強制冷却)を完了した後、その熱延鋼板を酸洗処理した後に塗油する段階をさらに含むことができる。

【0089】

また、上記酸洗処理後には、鋼板の温度が $450 \sim 740$ となるように加熱した後に溶融亜鉛めっきする段階をさらに含むことができる。このとき、上記溶融亜鉛めっきする段階は、マグネシウム(Mg): $0.01 \sim 30\%$ 、アルミニウム(Al): $0.01 \sim 50\%$ 、残部亜鉛を含むめっき浴で行われることができ、これに限定されるものではない。

【実施例】

【0090】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明する。但し、下記の実施例は、本発明を例示してより詳細に説明するためのものであり、本発明の権利範囲を限定するためのものではないという点に留意する必要がある。本発明の権利範囲は、特許請求の範囲に記載された事項と、それから合理的に類推される事項によって決定されるものである。

【0091】

(実施例)

下記表1に示した合金組成を有する鋼スラブを準備した後、それぞれの鋼スラブを $1200 \sim 1350$ で再加熱し、その後に熱間圧延して熱延鋼板を製造した。次に、 $20 \sim 30$ / s で、表2に示した巻取り温度まで冷却した後に巻取り、上記巻取り直後1時間以内に強制冷却を開始した。上記熱間圧延時の仕上げ圧延温度と強制冷却時の冷却速度は、下記表2に示した。上記強制冷却は、アルゴン(Ar)ガスを用いて熱延鋼板を均一に冷却した。

【0092】

上記強制冷却を完了した各熱延鋼板について、機械的性質と常温及び低温域HER、そして微細組織を測定して下記表3に示した。

【 0 0 9 3 】

このとき、0.2%オフセット(off-set)降伏強度(YS)、引張強度(TS)及び破壊伸び(T-El)は、圧延方向の直角方向にJIS 5号規格の試験片を製作した後に測定した。常温及び低温域におけるHERは、JFST 1001-1996規格に準拠して行い、3回行った後にその平均値を算出して示した。上記低温域におけるHERは、-30℃での初期穴の打抜きと穴広げ張試験をすべて行った結果を示した。

【 0 0 9 4 】

そして、鋼中の結晶粒界に形成された析出物は、走査型電子顕微鏡(FE-SEM)とEDSを活用し、1000~3000倍の倍率で観察した結果を示した。また、MA相はラペラ(Lepera)エッチング後に光学顕微鏡で1,000倍の倍率で分析し、オーステナイト(Austenite)相の測定は、EBSDを用いて相を区分し、3,000倍の倍率で分析した結果を示した。

【 0 0 9 5 】

【表1】

鋼種	合金組成(重量%)													関係式	関係式
	C	Si	Mn	Cr	Al	P	S	N	Mo	Ti	Nb	V	B*	1	2
比較鋼1	0.06	0.02	1.1	0.01	0.03	0.01	0.003	0.004	0.05	0.08	0.03	0.005	5	0.029	1.51
比較鋼2	0.07	0.01	1.2	0.03	0.03	0.01	0.003	0.004	0.07	0.08	0.04	0.005	5	0.035	1.69
比較鋼3	0.05	0.2	1.6	0.1	0.05	0.01	0.003	0.004	0.2	0.08	0.05	0.05	8	-0.013	2.71
比較鋼4	0.045	0.5	1.4	0.05	0.03	0.01	0.003	0.004	0.15	0.11	0.03	0.1	4	-0.029	2.10
比較鋼5	0.05	0.1	1.4	0.1	0.03	0.01	0.003	0.004	0.1	0.12	0.035	0.1	5	-0.021	2.08
比較鋼6	0.05	0.3	1.6	0.15	0.03	0.01	0.002	0.004	0.25	0.12	0.030	0.05	8	-0.027	2.93
比較鋼7	0.085	0.2	1.7	0.18	0.05	0.01	0.003	0.004	0.25	0.06	0.035	0.05	10	0.022	3.17
発明鋼1	0.03	0.05	1.2	0.01	0.03	0.0025	0.004	0.005	0.04	0.08	0.01	0.006	3	0.002	1.48
発明鋼2	0.04	0.15	1.2	0.01	0.03	0.01	0.003	0.004	0.01	0.11	0.02	0.007	5	0.007	1.49
発明鋼3	0.055	0.05	1.4	0.01	0.03	0.01	0.003	0.004	0.1	0.10	0.015	0.045	5	0.005	1.95
発明鋼4	0.06	0.01	1.3	0.1	0.03	0.01	0.002	0.004	0.2	0.10	0.020	0.06	5	-0.007	2.26
発明鋼5	0.08	0.2	1.3	0.01	0.03	0.01	0.003	0.004	0.25	0.13	0.020	0.1	3	-0.010	2.17

(上記表1においてB*は、その含量を「ppm」で示したものである)

【 0 0 9 6 】

【表2】

鋼種	製造条件			区分
	仕上げ熱間圧延温度(℃)	巻取り温度(℃)	巻取り後の冷却速度(℃/s)	
比較鋼1	889	615	0.11	比較例1
比較鋼2	903	618	0.10	比較例2
比較鋼3	911	625	0.05	比較例3
比較鋼4	892	610	0.05	比較例4
比較鋼5	887	623	0.10	比較例5
比較鋼6	902	612	0.15	比較例6
比較鋼7	895	622	0.10	比較例7
発明鋼1	899	633	0.15	発明例1
発明鋼2	925	625	0.05	発明例2
発明鋼3	902	626	0.06	発明例3
発明鋼4	898	638	0.10	発明例4
発明鋼5	907	642	0.08	発明例5
発明鋼5	913	627	0.001	比較例8
発明鋼5	895	642	25	比較例9

【 0 0 9 7 】

【表 3】

区分	微細組織			機械的性質				
	複合析出物の個数	MA相 (分率%)	オーステナイト相の個数	YS (MPa)	TS (MPa)	T-EI (%)	常温HER (%)	-30°C HER (%)
比較例1	4.4×10^6	0.11	2.3×10^4	626	695	23	68	46
比較例2	3.7×10^6	0.07	1.8×10^5	675	728	22	64	41
比較例3	4.2×10^6	0.45	3.6×10^4	691	765	21	61	35
比較例4	8.5×10^7	0.03	4.8×10^3	765	836	20	48	32
比較例5	6.3×10^7	0.04	7.2×10^3	774	823	19	50	33
比較例6	5.1×10^7	0.10	2.5×10^4	901	947	17	43	25
比較例7	3.2×10^6	0.55	4.2×10^6	875	915	18	41	22
発明例1	2.2×10^5	0.02	5.6×10^2	572	623	24	77	71
発明例2	1.5×10^5	0.04	2.8×10^3	655	706	23	69	60
発明例3	7.8×10^4	0.03	1.2×10^3	771	825	21	63	48
発明例4	5.2×10^5	0.05	7.2×10^3	855	893	19	54	42
発明例5	1.7×10^6	0.02	3.5×10^3	956	987	18	46	37
比較例8	4.5×10^7	0.10	1.9×10^3	944	982	18	40	32
比較例9	6.6×10^5	0.55	4.8×10^4	938	975	19	42	33

(上記表 3 において複合析出物の個数は、単位面積 1 cm^2 内で観察される直径 $10 \mu\text{m}$ 以上の Ti、Nb、Mo 及び V のうち 1 種以上を含む粗大な複合析出物の個数を意味し、上記オーステナイト相の個数は、単位面積 1 cm^2 内の結晶粒界で観察される直径 $10 \mu\text{m}$ 以上のオーステナイト相の個数を意味する。

また、発明例及び比較例において、上記 MA 相を除いた残りはフェライト相である。)

【0098】

上記表 1 ～ 3 に示すように、本発明で提案する関係式 1 と 2 のうち一つ以上の条件を満たしていない比較例 1 ～ 7 と、合金組成及び関係式が本発明を満たすものの、製造条件(巻取り後に強制冷却する条件)が本発明の範囲を外れる比較例 8 及び 9 は、所望の微細組織が得られなかった。したがって、パーリング性に劣ることが確認できる。

【0099】

具体的に、比較例 1、2、4 及び 5 は、関係式 1 の条件を満たしていない場合である。このうち比較例 1 及び 2 では、余剰炭素(C)によって結晶粒界に炭化物が過剰に形成されて低温域におけるパーリング性に劣った。これは、打抜き及び成形時に、粒界に存在する炭化物で亀裂の発生と伝播が急激に進行するためである。また、比較例 4 及び 5 はいずれも、炭素(C)含量に比べて Ti、Nb、V などが過剰に添加されて、粗大な複合析出物が結晶粒界を中心に多く形成されたため、低温域におけるパーリング性に劣った。

【0100】

比較例 3 は、関係式 2 を満たしていない場合であって、過度な硬化能によって熱間圧延後の冷却中に MA 相が粗大に形成されたため、低温域におけるパーリング性に劣った。

【0101】

比較例 6 及び 7 は、関係式 1 と 2 をすべて満たしていない場合であって、比較例 6 では、粗大な複合析出物と粗大な MA 相がいずれも結晶粒界に多く形成されたため、低温域におけるパーリング性が劣った。また、比較例 7 では、余剰炭素(C)による粗大な炭化物と硬化能合金元素によって粗大な MA 相が多く形成されたため、常温域及び低温域の両方におけるパーリング性に劣ることが確認できる。

【0102】

一方、比較例 8 及び 9 は、巻取り直後の強制冷却時に非常に遅い冷却速度または速い冷却速度が適用された場合である。比較例 8 では、結晶粒界に粗大な複合析出物が過剰に形成され、比較例 9 では、粗大な MA 相が多く形成された。したがって、比較例 8 及び 9 はいずれも低温域におけるパーリング性に劣った。

【0103】

10

20

30

40

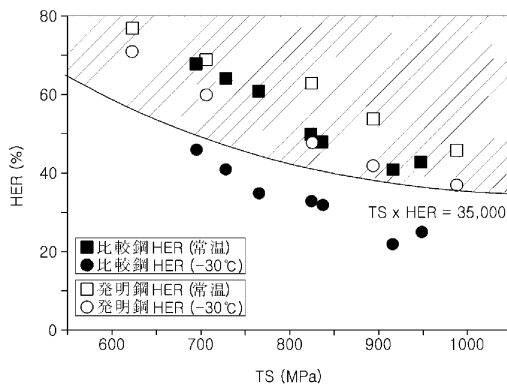
50

一方、合金組成、成分関係（関係機 1 及び 2）及び製造条件がすべて本発明で提案する条件を満たす発明例 1 ～ 5 は、意図する微細組織が形成されたため、目標とする常温及び低温域における優れたバーリング性を確保することができた。

【 0 1 0 4 】

図 1 は発明鋼（発明例 1 - 5）及び比較鋼（比較例 1 - 7）の常温と低温域における $HER(\%) \times TS(MPa)$ の値を示したグラフであり、斜線を施した領域が本発明の発明鋼に該当する範囲である。

【 図 1 】



フロントページの続き

(72)発明者 ソ、 ソク - ジョン

大韓民国 57807 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 20 - 26
クァンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付

(72)発明者 キム、 ソン - イル

大韓民国 57807 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 20 - 26
クァンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付

(72)発明者 ナ、 ヒョン - テク

大韓民国 57807 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 20 - 26
クァンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付

審査官 鈴木 毅

(56)参考文献 特開2003 - 321726 (JP, A)

特開2013 - 227597 (JP, A)

国際公開第2015 / 118864 (WO, A1)

特開2006 - 265583 (JP, A)

特開2012 - 193452 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38 / 00 - 38 / 60

C21D 8 / 00 - 8 / 04

C21D 9 / 46 - 9 / 48