

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B1)

(11) 特許番号

特許第6052476号
(P6052476)

(45) 発行日 平成28年12月27日 (2016. 12. 27)

(24) 登録日 平成28年12月9日 (2016. 12. 9)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006. 01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 T
C 2 2 C 38/12 (2006. 01)	C 2 2 C 38/12
C 2 2 C 38/48 (2006. 01)	C 2 2 C 38/48
C 2 1 D 9/46 (2006. 01)	C 2 1 D 9/46 J

請求項の数 7 (全 13 頁)

(21) 出願番号 特願2016-545379 (P2016-545379)	(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
(86) (22) 出願日 平成28年3月22日 (2016. 3. 22)	(74) 代理人 100126701 弁理士 井上 茂
(86) 国際出願番号 PCT/JP2016/001651	(74) 代理人 100130834 弁理士 森 和弘
審査請求日 平成28年7月22日 (2016. 7. 22)	(72) 発明者 本田 佑馬 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
(31) 優先権主張番号 特願2015-62043 (P2015-62043)	(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
(32) 優先日 平成27年3月25日 (2015. 3. 25)	
(33) 優先権主張国 日本国 (JP)	
早期審査対象出願	

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

成分組成は、質量%で、C : 0 . 0 2 % 以上 0 . 1 0 % 未満、S i : 0 . 1 0 % 未満、M n : 1 . 0 % 未満、P : 0 . 1 0 % 以下、S : 0 . 0 2 0 % 以下、A l : 0 . 0 1 % 以上 0 . 1 0 % 以下、N : 0 . 0 1 0 % 以下、N b : 0 . 0 0 5 % 以上 0 . 0 7 0 % 未満を含有し、残部が F e および不可避的不純物からなり、

鋼組織は、面積率でフェライト : 9 0 % 以上、パーライト : 0 ~ 1 0 %、マルテンサイト、残留オーステナイトおよびセメンタイトの合計 : 0 ~ 3 % からなり、

鋼板幅方向中央における前記フェライトの平均結晶粒径 d_c が 1 5 . 0 μ m 以下であり、

鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に 1 0 0 m m の位置における前記フェライトの平均結晶粒径 d_e と前記平均結晶粒径 d_c の差が 5 . 0 μ m 以下であり、

鋼板の幅が 8 0 0 m m 以上である高強度鋼板。

【請求項 2】

前記成分組成は、さらに、質量%で、C r : 0 . 3 % 以下、M o : 0 . 3 % 以下、B : 0 . 0 0 5 % 以下、C u : 0 . 3 % 以下、N i : 0 . 3 % 以下のいずれか 1 種または 2 種以上を含有する請求項 1 に記載の高強度鋼板。

【請求項 3】

高強度鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を有する請求項 1 または 2 に記載の高強度鋼板。

【請求項 4】

前記溶融亜鉛めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である請求項3に記載の高強度鋼板。

【請求項5】

請求項1または2に記載の高強度鋼板の製造方法であって、鋼片を熱間圧延後、熱延鋼板の鋼板幅方向中央における温度が500～650、巻取時の鋼板幅方向中央の温度と鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置の温度との差を50以下として巻取り、巻取後の前記熱延鋼板を冷間圧延し、冷延鋼板を連続焼鈍炉で焼鈍する高強度鋼板の製造方法。

【請求項6】

請求項3に記載の高強度鋼板の製造方法であって、鋼片を熱間圧延後、熱延鋼板の鋼板幅方向中央における温度が500～650、巻取時の鋼板幅方向中央の温度と鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置の温度との差を50以下として巻取り、巻取後の前記熱延鋼板を冷間圧延し、冷延鋼板を連続焼鈍炉で焼鈍し、前記焼鈍後において、高強度鋼板の表面に溶融亜鉛めっきを施す高強度鋼板の製造方法。

10

【請求項7】

請求項4に記載の高強度鋼板の製造方法であって、鋼片を熱間圧延後、熱延鋼板の鋼板幅方向中央における温度が500～650、巻取時の鋼板幅方向中央の温度と鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置の温度との差を50以下として巻取り、巻取後の前記熱延鋼板を冷間圧延し、冷延鋼板を連続焼鈍炉で焼鈍し、前記焼鈍後において、高強度鋼板の表面に溶融亜鉛めっきを施し、前記溶融亜鉛めっきに合金化処理を施す高強度鋼板の製造方法。

20

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車部品等に適用される高強度鋼板およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車部材の素材となる鋼板として、部材軽量化などの観点から、高強度鋼板が広く用いられる。例えば、骨格部材や耐衝突用部材などは、乗員の安全確保のため衝突時に変形しにくいことが求められ、これらの素材となる鋼板の降伏比は高いことが要求される。一方、割れが発生することなく安定的にプレス成形するには、鋼板の板幅方向における中央と端部との引張強さの差が小さいことも望まれる。降伏比の要求に対しては、これまでに種々の鋼板およびその製造技術が開示されている。

30

【0003】

特許文献1には、Nb、Tiを合計で0.01%以上含有し、再結晶率80%以上のフェライトを主相とする塗装焼付硬化性に優れた高強度鋼板とその製造方法が開示されている。また、特許文献2には、鋼組織として20～50%の未再結晶フェライトを含む、耐衝突特性に優れた高強度鋼板とその製造方法が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0004】

【特許文献1】特許第4740099号公報

【特許文献2】特許第4995109号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

特許文献1または2に記載の技術では、熱間圧延後の鋼板幅方向の巻取温度を適正に制御しておらず、その結果、鋼板板幅方向のフェライト粒径の均一性が不十分と考えられる。したがって、特許文献1または2に記載の技術では、板幅方向の中央と端の引張強さの差が小さい高強度鋼板は得られないと考えられる。また、特許文献2のように、熱間圧延後の鋼組織の一部に未再結晶フェライトを生成させる場合に、鋼板の幅方向中央と端部と

40

50

の引張強さの差が小さい高強度鋼板を得るには、焼鈍において板幅方向の温度を極めて厳密に管理する必要がある。このため、特許文献2に記載の発明による板幅方向の強度差が小さい鋼板の工業化は実質的に不可能である。

【0006】

本発明は、このような事情を鑑みて上記問題を解決するためになされたものであり、その目的は、降伏比が高く、鋼板幅方向中央と端部との強度差が小さい高強度鋼板を得ることである。

【課題を解決するための手段】

【0007】

本発明者らは、上記の課題を解決すべく鋭意研究を実施した。その結果、フェライトを主体とする鋼組織において、フェライトの平均結晶粒径を一定以下に微細化し、鋼板の幅中央と端部とで平均結晶粒径の差が小さくなるようにすることが、上記課題解決のために重要であることを見出した。そして、所望の鋼組織とするためには、所定の成分組成に調整するとともに、熱間圧延後の巻取温度を適正な範囲に制御することが有効であることを見出した。

【0008】

本発明は、以上の知見に基づきなされたもので、その要旨は以下のとおりである。

【0009】

[1]成分組成は、質量%で、C：0.02%以上0.10%未満、Si：0.10%未満、Mn：1.0%未満、P：0.10%以下、S：0.020%以下、Al：0.01%以上0.10%以下、N：0.010%以下、Nb：0.005%以上0.070%未満を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、鋼組織は、面積率でフェライト：90%以上、パーライト：0～10%、マルテンサイト、残留オーステナイトおよびセメンタイトの合計：0～3%からなり、鋼板幅方向中央における前記フェライトの平均結晶粒径 d_c が $15.0\mu\text{m}$ 以下であり、鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mmの位置における前記フェライトの平均結晶粒径 d_e と前記平均結晶粒径 d_c の差が $5.0\mu\text{m}$ 以下である高強度鋼板。

【0010】

[2]前記成分組成は、さらに、質量%で、Cr：0.3%以下、Mo：0.3%以下、B：0.005%以下、Cu：0.3%以下、Ni：0.3%以下のいずれか1種または2種以上を含有する[1]に記載の高強度鋼板。

【0011】

[3]高強度鋼板の表面に溶融亜鉛めっき層を有する[1]または[2]に記載の高強度鋼板。

【0012】

[4]前記溶融亜鉛めっき層が合金化溶融亜鉛めっき層である[3]に記載の高強度鋼板。

【0013】

[5][1]または[2]に記載の成分組成を有する鋼片を熱間圧延後、熱延鋼板の鋼板幅方向中央における温度が $500\sim 650$ 、巻取時の鋼板幅方向中央の温度と鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置の温度との差を 50 以下として巻取り、巻取後の前記熱延鋼板を冷間圧延し、冷延鋼板を連続焼鈍炉で焼鈍する高強度鋼板の製造方法。

【0014】

[6]前記焼鈍後において、高強度鋼板の表面に溶融亜鉛めっきを施す[5]に記載の高強度鋼板の製造方法。

【0015】

[7]前記溶融亜鉛めっきに合金化処理を施す[6]に記載の高強度鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0016】

10

20

30

40

50

本発明によれば、成分組成および熱延後の巻取条件などの製造条件を適正に制御することにより、自動車部材用途として要求される高降伏比としつつ、鋼板幅方向の中央と端部との引張強さの差を小さくできる。

【0017】

さらに、本発明によれば、高強度鋼板を安定して製造することが可能である。この結果、自動車の更なる軽量化やプレス割れによる歩留まりロスの低減が可能になり、本発明の自動車、鉄鋼業界における利用価値は極めて大きい。

【発明を実施するための形態】

【0018】

以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。以下の説明において、成分の含有量を表す「%」は「質量%」を意味する。

【0019】

先ず、本発明の概要について説明する。本発明の目的は引張強さが330MPa以上500MPa未満の高強度鋼板において、降伏比を0.70以上と高く、鋼板幅方向の中央と端部との引張強さの差を20MPa以下と小さくすることである。そのためには、Nbを0.005%以上含有する成分組成とし、フェライト単相、またはフェライトを主体としフェライト以外にパーライト、マルテンサイト、残留オーステナイトおよびセメンタイトのいずれか1種以上を含む鋼組織とし、鋼板幅方向中央における該フェライトの平均結晶粒径を15.0 μ m以下とし、鋼板幅方向中央と端部とのフェライトの平均結晶粒径の差を5.0 μ m以下とすることが有効である。

【0020】

また、所望のフェライト平均結晶粒径とするためには、熱延後の巻取温度を500~650に管理し、巻取時の板幅方向の温度を均一にすることが重要である。具体的には鋼板幅方向中央と端部との温度差を50以下にすることが重要である。これにより、Nb炭化物を熱延巻取後の冷却中に均一微細に析出させることができ、焼鈍後のフェライト平均結晶粒径を鋼板幅方向中央と端部とで均一化できると考えられる。

【0021】

なお、降伏強さと引張強さは、試験片の平行部中央が、鋼板幅方向中央または幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置に一致する位置から、引張方向が圧延方向と垂直になるようJIS5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241に準拠した引張試験により求める。

【0022】

次いで、本発明の高強度鋼板について、成分組成、鋼組織の順で説明する。

【0023】

(1) 成分組成

本発明の高強度鋼板の成分組成は、質量%で、C:0.02%以上0.10%未満、Si:0.10%未満、Mn:1.0%未満、P:0.10%以下、S:0.020%以下、Al:0.01%以上0.10%以下、N:0.010%以下、Nb:0.005%以上0.070%未満を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる。また、上記成分組成は、さらに、質量%で、Cr:0.3%以下、Mo:0.3%以下、B:0.005%以下、Cu:0.3%以下、Ni:0.3%以下のいずれか1種または2種以上を含有してもよい。

【0024】

C:0.02%以上0.10%未満

Cは、Nb炭化物(本明細書においてNb炭化物には、Nb炭窒化物も含む。)として析出し、析出強化やフェライト粒の粗大化を抑制することを通じて降伏強さと引張強さの増加に寄与する。C含有量が0.02%未満ではNb炭化物の析出量が減少するため、本発明が目的とする引張強さが得られない。C含有量が0.10%以上になるとNb炭化物の粗大化に起因してフェライト粒径が粗大化したり、パーライト、マルテンサイトが過度に生成したりするために降伏比が0.70未満に低下する。このため、C含有量は0.0

10

20

30

40

50

2%以上0.10%未満とする。好ましくは0.02%以上である。好ましくは0.06%以下である。

【0025】

Si：0.10%未満

Siは一般にフェライトの固溶強化により降伏強さと引張強さを増加させるのに有効である。しかし、Siを含有すると、加工硬化能の顕著な向上により、降伏強さに比べて引張強さの増加量が大きいいため降伏比の低下を招き、表面性状も劣化させる。このため、Si含有量は少ないほど好ましく、本発明では0.10%未満とする。原理上Si含有量は0%でもよいが、工業的には0.001%以上含有されることが多い。

【0026】

Mn：1.0%未満

Mnの含有によって、フェライトの固溶強化で降伏強さと引張強さが増加する。Mn含有量が1.0%以上となると鑄造偏析によりMnの濃化部と希薄部で熱延後のフェライト変態開始温度に差が生じ、Nb炭化物の析出温度に差が生じる。その結果、焼鈍後のフェライトの平均結晶粒径が不均一になり、鋼板幅方向中央と端部との引張強さの差が20MPaを超える。このためMn含有量は1.0%未満とする。好ましくは0.2%以上である。好ましくは0.8%以下である。

【0027】

P：0.10%以下

Pを含有することによって、フェライトの固溶強化で降伏強さと引張強さが増加する。しかし、P含有量が0.10%を超えると、鑄造偏析やフェライト粒界偏析により局部的に引張強さが増加するため、鋼板幅方向中央と端部との引張強さの差の増大を招く。このためP含有量は0.10%以下とする。原理上P含有量は0%でもよいが、好ましくは0.01%以上0.04%以下とする。

【0028】

S：0.020%以下

Sは不純物として不可避免的に成分組成に含まれる元素である。Sが含まれると、MnSの形成などにより固溶Mnが減少することで降伏強さや引張強さが低下したり、延性の低下によりプレス成形時の割れを助長したりする。このため、S含有量をできるだけ低減することが好ましく、S含有量の上限は0.020%とする。好ましくは0.015%以下とする。原理上S含有量は0%でもよいが、工業的には0.0001%以上含有されることが多い。

【0029】

Al：0.01%以上0.10%以下

Alは精錬工程で脱酸および固溶NをAlNとして固定させるために添加される。十分な効果を得るには、Al含有量を0.01%以上にすることが必要である。しかしながら、Al含有量が0.10%を超えるとAlNの析出量と粒子径が鋼板幅方向で不均一になり、鋼板幅方向中央と端部とのフェライト平均結晶粒径差が大きくなる。そこで、Al含有量は0.01%以上0.10%以下とする。好ましくは0.01%以上である。好ましくは0.07%以下である。さらに好ましくは0.06%以下である。

【0030】

N：0.010%以下

Nは溶銑の精錬工程までに不可避免的に含有される元素である。N含有量が0.010%を超えると、鑄造時に粗大なNb炭化物が析出し、その後、スラブ加熱でもNb炭化物が溶解せず、フェライト平均結晶粒の粗大化を招く。よってN含有量は0.010%以下とする。原理上N含有量は0%でもよいが、工業的には0.0001%以上含有されることが多い。

【0031】

Nb：0.005%以上0.070%未満

Nbはフェライト平均結晶粒の微細化、Nb炭化物の析出による降伏比の増加に寄与す

10

20

30

40

50

る重要な元素である。Nb含有量が0.005%未満ではこの効果が小さい。また、Nb含有量が0.070%以上ではNb炭化物が過剰に析出して焼鈍後も未再結晶フェライトが残存するため鋼板幅方向中央と端部との引張強さの差の増加を招く。したがってNb含有量は0.005%以上0.070%未満とする。好ましくは0.010%以上である。好ましくは0.040%以下である。

【0032】

本発明の高強度鋼板は、以下の成分を任意成分として含有できる。

【0033】

Cr: 0.3%以下

Crは本発明の作用効果を害さない微量元素として含有してもよい。Cr含有量が0.3%を超えると焼入性の向上によりマルテンサイトが過剰に生成して降伏比の低下を招く場合がある。したがって、Crを添加する場合、Cr含有量は0.3%以下とする。

10

【0034】

Mo: 0.3%以下

Moは本発明の作用効果を害さない微量元素として含有してもよい。しかしながら、Mo含有量が0.3%を超えると焼入性の向上によりマルテンサイトが過剰に生成して降伏比の低下を招く場合がある。したがって、Moを添加する場合、Mo含有量は0.3%以下とする。

【0035】

B: 0.005%以下

Bは本発明の作用効果を害さない微量元素として含有してもよい。しかしながら、B含有量が0.005%を超えると焼入性の向上によりマルテンサイトが過剰に生成して降伏比の低下を招く場合がある。したがって、Bを添加する場合、B含有量は0.005%以下とする。

20

【0036】

Cu: 0.3%以下

Cuは本発明の作用効果を害さない微量元素として含有してもよい。しかしながら、Cu含有量が0.3%を超えると焼入性の向上によりマルテンサイトが過剰に生成して降伏比の低下を招く場合がある。したがって、Cuを添加する場合、Cu含有量は0.3%以下とする。

30

【0037】

Ni: 0.3%以下

Niは本発明の作用効果を害さない微量元素として含有してもよい。しかしながら、Ni含有量が0.3%を超えると焼入性の向上によりマルテンサイトが過剰に生成して降伏比の低下を招く場合がある。したがって、Niを添加する場合、Ni含有量は0.3%以下とする。

【0038】

上記以外の残部はFeおよび不可避的不純物である。また、本発明では、上記のほかにTi、V、Sn、Sb、Co、W、Ca、Na、Mgなどの元素も、本発明の作用効果を害さない微量な範囲で、不可避的不純物として含有してもよい。

40

【0039】

(2) 鋼組織

本発明の高強度鋼板の鋼組織は、面積率でフェライト: 90%以上、パーライト: 0~10%、マルテンサイト、残留オーステナイトおよびセメンタイトの合計: 0~3%からなる。また、鋼板幅方向中央におけるフェライトの平均結晶粒径 d_c が15.0 μm 以下であり、鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mmの位置におけるフェライトの平均結晶粒径 d_e と上記平均結晶粒径 d_c の差が5.0 μm 以下である。

【0040】

フェライト: 90%以上

フェライトは良好な延性を有し、本発明の鋼組織の主相であり、その含有量は面積率で

50

90%以上である。フェライトの含有量が面積率で90%未満では0.70以上の降伏比が得られない。よってフェライトの含有量は面積率で90%以上とする。好ましくは95%以上とする。なお、本発明の鋼組織はフェライト単相（フェライトの含有量が面積率で100%）でもよい。

【0041】

パーライト:0~10%

パーライトは所望の降伏強さと引張強さを得るために有効である。しかし、パーライト含有量が面積率で10%を超えると0.70以上の降伏比が得られない。パーライト含有量は面積率で0~10%とする。好ましくは0~5%とする。

【0042】

マルテンサイト、残留オーステナイトおよびセメンタイトの合計:0~3%

本発明の高強度鋼板の鋼組織は、フェライト、パーライト以外に、マルテンサイト、残留オーステナイトおよびセメンタイトを合計で0~3%含有することができる。マルテンサイト、残留オーステナイトおよびセメンタイトの合計が3%を超えると、0.70以上の降伏比を得られなくなる。このためマルテンサイト、残留オーステナイトおよびセメンタイトの合計は面積率で0~3%とする。

【0043】

鋼板幅方向中央におけるフェライトの平均結晶粒径 d_c :15.0 μ m以下

フェライトの平均結晶粒径は、本発明が目的とする0.70以上の高降伏比を得るために重要である。フェライトの平均結晶粒径が15.0 μ mを超えると、0.70以上の降伏比が得られない。したがって、鋼板幅方向中央におけるフェライトの平均結晶粒径は15.0 μ m以下とする。好ましくは10.0 μ m以下とする。なお、フェライト平均結晶粒径の下限は特に限定されないが、1.0 μ m未満では引張強さや降伏強さが過度に増加し、伸びフランジ性や伸びの劣化を招く場合があるのでフェライト平均粒径は1.0 μ m以上であることが好ましい。

【0044】

鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mmの位置におけるフェライトの平均結晶粒径 d_e と平均結晶粒径 d_c の差:5.0 μ m以下

鋼板幅方向中央と端部とのフェライト平均結晶粒径の差（フェライト平均結晶粒径差）は、目的とする鋼板幅方向中央と端部（鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置）の引張強さの差を20MPa以下とするのに重要であり、差は小さいほど好ましい。鋼板幅方向中央と端部との上記フェライト平均結晶粒径差が5.0 μ mを超えると、上記引張強さの差が20MPaを超え、本発明が目的とする高強度鋼板が得られない。よって、フェライト平均結晶粒径差を5.0 μ m以下とする。また好ましくは3.0 μ m以下とする。なお、上記差の下限は特に限定されないが、1.0 μ m未満とするには熱延および焼鈍時の幅方向の温度分布を均一にするため多額の設備投資が必要になる。このため好ましくは1.0 μ m以上とする。

【0045】

なお、各組織の面積率は圧延幅方向に垂直な断面における板厚方向断面の表面から板厚1/4位置を中心とする板厚1/8~3/8の範囲をSEMで観察し、ASTM E 562-05に記載のポイントカウント法により求める。フェライトの平均結晶粒径は、上記板厚方向断面の表面から板厚1/4位置を中心とする板厚1/8~3/8の範囲における鋼板幅方向中央と端部（鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置）をSEMで観察し、観察面積と結晶粒数から円相当径を算出することで求める。

【0046】

また、本発明では対象とする鋼板のコイルの幅は、800~1700mmである。

【0047】**(3) 製造条件**

本発明の高強度鋼板は上記成分組成を有する鋼を溶製し、鑄造によりスラブ（鋼片）を製造後、熱間圧延、冷間圧延後、連続焼鈍炉で焼鈍を行うことにより製造される。熱間圧

10

20

30

40

50

延後に酸洗してもよい。以下、これら製造条件の限定条件について説明する。なお、以下の説明における温度は表面温度を意味する。

【0048】

鑄造方法は特に限定されるものではなく、顕著な成分組成の偏析や組織の不均一が発生しなければ、造塊法、連続鑄造法のいずれで鑄造しても構わない。

【0049】

熱間圧延は、高温の鑄造スラブをそのまま圧延しても良いし、室温まで冷却されたスラブを再加熱してから圧延してもよい。またスラブの時点で割れなどの表面欠陥がある場合はグラインダーなどによってスラブ手入れを施すことができる。スラブを再加熱する場合は、Nb炭化物を溶解させるため1100 以上に加熱することが好ましい。

10

【0050】

熱間圧延では、スラブに粗圧延、仕上圧延を施す。その後、熱延鋼板を巻取り熱延コイルとする。熱間圧延における粗圧延条件は特に限定されるものではなく常法にしたがって行えばよい。仕上圧延条件は特に限定されるものではなく常法にしたがって行えばよいが、Ar3点未満で完了すると、圧延方向に伸長した粗大なフェライトが生成して延性の低下を招く場合がある。このため、仕上圧延温度はAr3点以上とすることが好ましい。また、本発明の高強度鋼板の製造条件の中では巻取温度が重要である。

【0051】

巻取温度：500～650

巻取温度はNb炭化物の析出量および析出物径により焼鈍後のフェライト粒径を15.0 μm以下に制御するために重要な製造条件である。鋼板の幅方向中央において、巻取温度が500 未満では、巻取後の冷却中にNb炭化物が十分析出せず、焼鈍の加熱および均熱時に比較的短時間で析出する。このため、析出物径が不均一になり、粒径バラツキにより、幅方向中央と幅方向端部の引張強さの差が増大する。巻取温度が650 を超えるとNb炭化物の析出物径が過度に粗大化してフェライト平均結晶粒径が粗大化するため0.70以上の降伏比が得られない。したがって巻取温度は500～650 とする。好ましくは550～630 とする。

20

【0052】

巻取時の鋼板幅方向中央の温度と鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置の温度との差：50 以下

30

巻取時の幅方向中央と端部（鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置）との温度差（巻取温度差）は、Nb炭化物の析出量および析出物径により、焼鈍後の上記フェライト平均結晶粒径差を5.0 μm以下に制御するために重要な製造条件であり、差は小さいほど好ましい。温度差が50 を超えるとNb炭化物の析出量および析出物径の差が顕著になり、焼鈍後のフェライト平均結晶粒径差が5.0 μmを超えるため本発明が目的とする、幅方向中央と端部との引張強さの差が小さい高強度鋼板が得られない。したがって、上記巻取温度差は50 以下とする。また、好ましくは30 以下とする。巻取温度差を50 以下とするためには、エッジヒーターなどを用いて鋼板幅方向端部近傍を加熱したり、エッジマスキングにより冷却量を調整したりする方法を採用すればよい。加熱方法は特に限定されるものではなく、直火加熱や誘導加熱などで行うことができる。なお、上記差の下限は特に限定されないが、5 未満とするには巻取直前にエッジヒーターを増設するなどの多額の設備投資が必要になるため、好ましくは5 以上とする。

40

【0053】

冷間圧延は常法にしたがって行えばよく、圧延率は30～80%とすることが好ましい。

【0054】

冷間圧延後、連続焼鈍炉を用いて焼鈍を行う。焼鈍時の加熱速度は特に限定されるものではないが、生産効率や設備投資の観点から0.1～30.0 /sで行うことが好ましい。加熱方式は特に限定されるものではなく、ラジアントチューブ方式や直火加熱方式で行うことができる。均熱温度および時間の条件は、均熱温度を700～900、均熱時

50

間を1秒以上保持とすることが好ましい。なお、保持時間（均熱時間）の上限は特に限定されないが、保持時間が長くなりすぎるとNb炭化物の粗大化を招くので、保持時間は300秒以下が好ましい。

【0055】

均熱後の冷却条件は特に限定されず、例えば、冷却停止温度が400～500、平均冷却速度30/s以下、400～500の温度域にある保持時間10～100秒という条件が挙げられる。

【0056】

上記の方法で得られた高強度鋼板の表面にめっきを施すことができる。めっきは溶融亜鉛めっき浴に浸漬する溶融亜鉛めっきなどが好適である。

10

【0057】

溶融亜鉛めっき層に対して合金化処理を施すことにより合金化溶融亜鉛めっき層とすることができる。合金化処理を施す場合、保持温度が450未満では十分に合金化が進まずめっき密着性や耐食性が劣化する。また、保持温度が560を超えると合金化が過度に進行してプレス時にパウダリングなどの問題が発生する。このため保持温度は450～560とするのが好ましい。また、保持時間が5秒未満では十分に合金化が進まずめっき密着性や耐食性が劣化するため、保持時間は5秒以上とすることが好ましい。

【0058】

その後、必要に応じて伸長率0.1～5.0%の調質圧延を施してもよい。

【0059】

以上により、本発明の目的とする高強度鋼板が得られるが、冷延鋼板の場合、さらに電気亜鉛めっきや化成処理、有機系皮膜処理等の表面処理を施しても本発明の目的とする特性を損なうことはない。

20

【実施例】

【0060】

以下、本発明を実施例により詳細に説明する。

【0061】

表1に示す成分組成を有する鋼A～Mを溶製し、スラブに鋳造して、室温まで冷却した後、1250で1時間均熱するスラブ加熱を行い、仕上圧延温度900、仕上板厚3.2mmの条件で熱間圧延を施し、表2に示す条件で巻取った。製造した熱延鋼板を酸洗後、仕上板厚1.4mm、幅1250mmの冷延鋼板とし、表2に示す条件の焼鈍を施してNo.1～21の高強度鋼板を製造した。焼鈍は、めっきを施さない場合はCAL (continuous annealing line) を用いて行った。また、めっきを施す場合はCGL (continuous galvanizing/galvannealing line) を用いて、溶融亜鉛めっきまたは合金化溶融亜鉛めっきを施した。めっき層を合金化溶融亜鉛めっき層とする場合は、510で10秒保持する合金化処理を施した。

30

【0062】

得られた高強度鋼板に対し、鋼組織観察と引張試験を行った。

【0063】

鋼組織の面積率は、圧延幅方向に垂直な断面における板厚方向断面の表面から板厚1/4位置を中心とする板厚1/8～3/8の範囲を、SEMで1000倍に拡大し、ASTM E 562-05に記載のポイントカウント法により求めた。フェライトの平均結晶粒径は、圧延幅方向に垂直な断面における板厚方向断面の表面から板厚1/4位置を中心とする板厚1/8～3/8の範囲の鋼板幅方向中央と端部（鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置）を、SEMで1000倍に拡大し、面積と結晶粒の個数から円相当径を算出して求めた。観察はいずれも各10視野で行い、その平均を算出した。なお、表2の はフェライト、Pはパーライト、Mはマルテンサイトを意味し、 粒径は鋼板幅方向中央におけるフェライト平均結晶粒径、 粒径差は鋼板幅方向中央と端部とのフェライト平均結晶粒径の差を意味する。

40

【0064】

50

降伏強さと引張強さは、試験片の平行部中央が、鋼板幅方向中央または幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mm位置に一致する位置から、引張方向が圧延方向と直交方向になるようJIS5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241に準拠した引張試験により求めた。なお、引張強さ(TS)が330MPa以上500MPa未満、降伏比(YR)が0.70以上、鋼板幅方向の中央と端部との引張強さの差(TS差)が20MPa以下を良好と評価した。また、表2のTSおよびYRは鋼板幅方向の中央での引張試験結果である。

【0065】

【表1】

鋼	質量%											区分
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	他			
A	0.05	0.01	0.4	0.02	0.002	0.03	0.003	0.012				本発明例
B	0.02	0.02	0.5	0.02	0.001	0.03	0.003	0.011				本発明例
C	0.08	0.01	0.3	0.02	0.002	0.02	0.002	0.009				本発明例
D	0.01	0.01	0.4	0.02	0.002	0.03	0.004	0.008				比較例
E	0.12	0.03	0.5	0.01	0.003	0.04	0.003	0.011				比較例
F	0.04	0.01	0.8	0.02	0.002	0.03	0.003	0.013				本発明例
G	0.05	0.02	1.3	0.01	0.002	0.02	0.002	0.011				比較例
H	0.04	0.01	0.5	0.02	0.003	0.03	0.004	0.007				本発明例
I	0.04	0.01	0.6	0.02	0.002	0.04	0.003	0.038				本発明例
J	0.05	0.02	0.5	0.02	0.002	0.02	0.004	0.002				比較例
K	0.03	0.01	0.4	0.02	0.001	0.02	0.003	0.095				比較例
L	0.08	0.02	0.3	0.01	0.002	0.03	0.003	0.015	Cr:0.1, Ni:0.2, B:0.0011			本発明例
M	0.07	0.02	0.5	0.03	0.002	0.02	0.003	0.013	Cu:0.1, Mo:0.1			本発明例

※下線は本発明範囲外であることを意味する。

【0066】

10

20

30

40

【表 2】

No.	鋼	焼鈍・めっき			鋼組織			機械的特性			区分				
		巻取温度(°C)	巻取温度差(°C)	均熱温度(°C)	めっき有無	合金化有無	α面積率(%)	P面積率(%)	残留面積率(%)	α粒径(μm)		α粒径差(μm)	TS(MPa)	YR	TS差(MPa)
1	A	580	20	830	有	無	96	3	M:1	8.4	1.0	385	0.77	5	本発明例
2	B	600	25	810	無	無	99	1	-	9.0	2.0	361	0.78	11	本発明例
3	C	550	25	840	有	有	93	7	-	12.5	1.6	386	0.74	12	本発明例
4	D	560	30	800	無	無	100	0	-	10.6	2.2	289	0.72	16	比較例
5	E	560	30	820	有	無	87	2	M:11	15.5	1.8	564	0.67	15	比較例
6	F	560	25	830	有	有	97	3	-	9.8	3.2	374	0.77	17	本発明例
7	G	560	15	790	有	有	98	2	-	8.2	5.5	358	0.81	29	比較例
8	H	540	35	850	無	無	97	3	-	11.6	2.4	345	0.71	14	本発明例
9	I	560	20	860	無	無	97	3	-	6.4	3.4	379	0.84	15	本発明例
10	J	560	30	820	有	有	96	4	-	16.6	2.6	382	0.63	13	比較例
11	K	550	15	850	無	無	97	3	-	※	※	385	0.88	27	比較例
12	L	540	40	820	有	有	92	5	M:3	7.6	2.4	411	0.72	9	本発明例
13	M	560	35	820	有	無	91	6	M:3	7.2	2.6	417	0.71	14	本発明例
14	A	520	10	820	無	無	98	2	-	7.8	3.4	412	0.79	16	本発明例
15	A	620	40	820	有	有	96	4	-	10.5	3.4	387	0.73	11	本発明例
16	A	470	35	820	無	無	95	5	-	16.5	6.2	425	0.67	26	比較例
17	A	660	25	820	有	無	96	4	-	15.8	3.0	376	0.65	10	比較例
18	A	580	40	820	無	無	97	3	-	10.2	2.6	399	0.78	16	本発明例
19	A	580	60	820	有	無	96	4	-	9.8	5.3	401	0.79	25	比較例
20	F	620	70	820	有	無	96	4	-	10.8	6.4	397	0.74	33	比較例
21	L	540	100	820	有	無	96	4	-	8.2	5.8	413	0.75	28	比較例

(注1)下線は本発明範囲外であること、特性が良好でないことを意味する。
(注2)※は未再結晶組織が残存しているため計測不能を意味する。

【0067】

表2に鋼組織の観察結果と引張試験結果を示す。No. 1~3、6、8~9、12~15、18は本発明の要件をすべて満たしているため、本発明が目的とする高降伏比で鋼板幅方向の引張強さの差が小さい高強度鋼板が得られている。一方、No. 4~5、7、10~11、16~17、19~21は鋼成分もしくは製造条件が本発明の範囲外であり、

10

20

30

40

50

所望の鋼組織が得られていないため本発明が目的とする高強度鋼板が得られていない。

【産業上の利用可能性】

【0068】

本発明の高強度鋼板は、自動車内板部品などを中心に、高降伏比が要求される分野に好適である。

【要約】

降伏比が高く、鋼板幅方向中央と端部との強度差が小さい高強度鋼板を得る。成分組成は、質量%で、C：0.02%以上0.10%未満、Si：0.10%未満、Mn：1.0%未満、P：0.10%以下、S：0.020%以下、Al：0.01%以上0.10%以下、N：0.010%以下、Nb：0.005%以上0.070%未満を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、鋼組織は、面積率でフェライト：90%以上、パーライト：0~10%、マルテンサイト、残留オーステナイトおよびセメンタイトの合計：0~3%からなり、鋼板幅方向中央における上記フェライトの平均結晶粒径 d_c が $15.0\mu\text{m}$ 以下であり、鋼板幅方向端から鋼板幅方向中央側に100mmの位置における上記フェライトの平均結晶粒径 d_e と上記平均結晶粒径 d_c の差の絶対値が $5.0\mu\text{m}$ 以下である高強度鋼板とする。

フロントページの続き

(72)発明者 原田 耕造

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

審査官 静野 朋季

(56)参考文献 特開平04 - 000350 (JP, A)
特開2012 - 031458 (JP, A)
特開2005 - 226081 (JP, A)
特開2006 - 307281 (JP, A)
特開2008 - 138234 (JP, A)
特開2004 - 351501 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 9/46 - 9/48