

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4299774号
(P4299774)

(45) 発行日 平成21年7月22日(2009.7.22)

(24) 登録日 平成21年4月24日(2009.4.24)

(51) Int.Cl.

F 1

C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 A
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 2 Z
C 2 2 C	38/06	(2006.01)	C 2 1 D	9/46	F
C 2 2 C	38/58	(2006.01)	C 2 1 D	9/46	P
			C 2 1 D	9/46	S

請求項の数 8 (全 17 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2004-372317 (P2004-372317)
 (22) 出願日 平成16年12月22日(2004.12.22)
 (65) 公開番号 特開2006-176844 (P2006-176844A)
 (43) 公開日 平成18年7月6日(2006.7.6)
 審査請求日 平成18年9月5日(2006.9.5)

(73) 特許権者 000006655
 新日本製鐵株式会社
 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
 (74) 代理人 100095957
 弁理士 亀谷 美明
 (74) 代理人 100096389
 弁理士 金本 哲男
 (74) 代理人 100101557
 弁理士 萩原 康司
 (72) 発明者 岡 正春
 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株
 式会社 技術開発本部内
 (72) 発明者 藤田 展弘
 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株
 式会社 技術開発本部内
 最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板とその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 % 未 満 ,

S i : 0 . 2 ~ 3 . 0 % ,

M n : 0 . 2 % 超 ~ 3 . 0 % ,

P : 0 . 0 2 % 以 下 ,

S : 0 . 0 1 % 以 下 ,

A l : 3 . 0 ~ 1 0 . 0 % ,

N : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %

を含有し、残部がF eおよび不可避免的不純物からなり、比重<7.5であり、フェライトの含有率が面積率にて95%以上であり、引張強度が380MPa以上であり、伸びが25%以上であり、両振り平面曲げでの疲労強度が引張強度の0.6倍以上であることを特徴とする、延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板。

【請求項2】

さらに質量%で、

T i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 % ,

N b : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 % ,

の1種または2種を含有することを特徴とする、請求項1に記載の延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板。

【請求項 3】

さらに質量%で、

Cr : 0 . 0 5 ~ 3 . 0 % ,

Ni : 0 . 0 5 ~ 5 . 0 % ,

Mo : 0 . 0 5 ~ 3 . 0 % ,

Cu : 0 . 1 ~ 3 . 0 %

B : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 1 % ,

V : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %

の1種または2種以上を含有することを特徴とする、請求項1または2に記載の延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板。

10

【請求項 4】

さらに質量%で、

Ca : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 1 % ,

Mg : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 % ,

Zr : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 % ,

REM : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 % ,

の1種または2種以上を含有することを特徴とする、請求項1~3のいずれかに記載の延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板。

【請求項 5】

請求項1~4の何れかに記載の高強度低比重鋼板を製造する方法であって、請求項1~4の何れかに記載の成分からなる鋼スラブを、1100 以上1150 以下の温度に加熱し、1000 以上1100 以下の温度で圧下率30%以上の大圧下を少なくとも1パス以上含み総圧下率85%以上の粗圧延を行った後、900 以上の温度で30秒以上保持し、引き続き800 以上850 以下の仕上げ圧延温度で仕上げ圧延を行い、600 以上750 以下の温度で巻き取ることの特徴とする、延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板の製造方法。

20

【請求項 6】

鋼板を巻き取った後、700 以上1100 以下の温度で焼鈍することを特徴とする、請求項5に記載の延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板の製造方法。

【請求項 7】

鋼板を巻き取った後、酸洗し、1パス目の圧下率を20%以下とする冷間圧延を行い、600 以上1100 以下の温度で焼鈍を行い、焼鈍後20 /秒以上の冷却速度で200 以下の温度まで冷却することの特徴とする、請求項5に記載の延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板の製造方法。

30

【請求項 8】

鋼板を巻き取って焼鈍した後、酸洗し、1パス目の圧下率を20%以下とする冷間圧延を行い、600 以上1100 以下の温度で焼鈍を行い、焼鈍後20 /秒以上の冷却速度で200 以下の温度まで冷却することの特徴とする、請求項6に記載の延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

40

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車部品などに用いられる延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板とその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、環境問題への対応のため炭酸ガス排出低減や燃費低減を目的に自動車の軽量化が望まれている。自動車の軽量化のためには鋼材の高強度化が有効な手段であるが、部材の剛性によって板厚が制限されている場合には、高強度化しても板厚を低減することができず、軽量化が困難であった。上記の場合に軽量化を達成する手段としては鋼材に比べて比

50

重の低いアルミ合金板の使用が考えられるが、アルミ合金板は高価格であることに加え鋼材に比べて加工性が劣っていることや鋼板との溶接が困難である等の欠点があるために、自動車部材への適用は限定されたものとなっている。

【0003】

そこで、鋼板とアルミ合金板の長所を兼ね備えたものとして鉄にアルミを多量に添加した高Al含有鋼板が考えられ、例えば特許文献1には、C：0.002～0.1%、Al：3～10%と、Ni、Co、Cuの1種又は2種以上を0.01～7%、Mn5%以下、2%以下のSiおよびTiの1種又は2種以上を0.1～6%、O：0.0005～0.04%、N：0.0002～0.05%、残余Feおよび不可避免的不純物からなる低比重の吸振合金が開示されている。しかしこのような高Al含有鋼板は、(i)製造性が劣ること(特に圧延時に割れが発生すること)、(ii)延性が低いこと、などの理由から、自動車用鋼板として適用することは困難であった。また、多量のAlを含有すると延性、熱間加工性および冷間加工性が大幅に劣化し、特許文献1にあるように比較的高温長時間の焼鈍(650～1200で5～600分加熱)により鋼板を製造する必要があり、通常の薄鋼板製造プロセス、例えば連続焼鈍などで高Al含有鋼板を製造することや良好な強度および延性レベルを確保することは困難であった。

10

【0004】

また、高Al含有鋼板の延性を向上させる技術として、例えば特許文献2には、Al：4～9.5%、Ti：0.5～2.0%、Mo：0.5～2%、Zr：0.1～0.8%、C：0.01～0.5%および残余Feを含有するアルミニウム含有鉄基合金の技術が提案されているが、低比重に関する言及は無く、重量元素であるMoやZrが必須となっており、低比重化に考慮しているとはいえない。また、製造性についても鍛造することや温間圧延を行うこととしており、いわゆる溶解から熱間圧延、冷間圧延へと至る広く工業的に行われている製造方法、製造設備を用いた製法とは異なる。また、本発明者らの試験によれば、特許文献2の提案は大幅な延性の改善には至っていない。

20

【0005】

また特許文献3には、C：0.05%以下、Si：0.1～1%、Al：2～8%、Y：0.01～1%および残余Feを含有する耐酸化性の鉄合金が提案されているが、低比重に関する言及は無く、耐酸化性を向上させるために重量元素であるYが必須となっており、低比重化に考慮しているとはいえない。また、強度や延性に関する言及は無く、本発明者らの試験によれば、特許文献3の提案も大幅な延性の改善には至っていない。

30

【0006】

また特許文献4には、C：0.02～0.1%、Si：0.5、Mn：0.2～2.0%、P：0.05、S：0.01、Al：0.5～5%および残余Feを含有する鋼板が提案されているが、Al含有量が5%以下と小さいため、低比重化の効果が小さい。また、Alを5%を超えて添加した場合には成形性や冷間加工性が大幅に劣化するため製造が困難であると記載されている。また、C含有量が0.02～0.1%と比較的高いためAl含有量が高い場合に靱性が大幅に低下するという問題がある。

【0007】

また特許文献5には、Si<0.2%、Mn：0.03～0.2%、Al：5～9%、総計で1%以下のCu+Mo+W+Co+Cr+Ni、総計で0.1%以下のSc+Y+REMおよび残余Feを含有する鋼板が提案されており、特許文献6にはC：0.0036～0.1%、Si<0.2%、Mn：0.03～0.2%、Al：7～9%、総計で1%以下のCu+Mo+W+Co+Cr+Ni、総計で0.1%以下のSc+Y+REMおよび残余Feを含有する鋼板が提案されているが、いずれも成形性や製造性を改善するための製造技術はなんら提案されておらず、本発明者らの試験によれば、これらの成分の鋼板を通常の薄鋼板製造プロセスで製造することは困難であった。

40

【0008】

また特許文献7には、Al：6～10%および残余Feを含有し、平均結晶粒径が300～700μmの範囲内である制振合金材料が提案されているが、結晶粒径がこれほど大

50

きいとプレス加工時にオレンジピールと呼ばれる表面欠陥（肌荒れ）が生じるために自動車部材への適用は困難である。また，成形性や製造性を改善するための製造技術はなんら提案されていない。

【 0 0 0 9 】

また，高強度低比重鋼板を自動車用足回り部品に適用しようとする場合には疲労強度が重要となるが，高強度低比重鋼板の疲労強度を改善する技術はこれまで提案されていない。以上のように，従来の技術では，延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板を工業規模で生産することは困難であった。

【 0 0 1 0 】

【特許文献 1】特開平 3 - 1 4 0 4 3 9 号公報

10

【特許文献 2】特開平 8 - 2 5 3 8 4 4 号公報

【特許文献 3】米国特許第 4 , 3 3 4 , 9 2 3 号公報

【特許文献 4】特許第 2 5 1 7 4 9 2 号公報

【特許文献 5】米国特許第 6 , 3 8 3 , 6 6 2 B 1 号公報

【特許文献 6】特許第 3 4 5 7 3 3 1 号公報

【特許文献 7】特開 2 0 0 1 - 5 9 1 3 9 号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【 0 0 1 1 】

本発明は，上記したような問題点を解決しようとするものであって，延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板とその製造方法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】

【 0 0 1 2 】

本発明者らは，鉄ベースで多量の Al を含有する成分の異なる種々の素材に関し，延性，疲労特性，熱間加工性および冷間加工性を改善するための方法について，成分と製造法の両面から研究を重ねた。その結果，高 Al 含有鋼では，熱間圧延時の再結晶が大幅に遅延するため，通常の熱間圧延条件では粗大な未再結晶粒が残存し，延性，熱間加工性および冷間加工性の劣化はこの未再結晶部の粒界脆化によるものであるという知見を得た。また，Al 含有量を 3 . 0 ~ 1 0 . 0 % としたうえで，S および P を極低化し，さらに極低 C 化により粒内に析出する炭窒化物を低減して粒界と粒内の強度差を低減し，さらにまた，熱延条件の適性化により熱延時にフェライトの再結晶を促進させ細粒化することにより，粒界強度を向上でき，延性，熱間加工性および冷間加工性を大幅に改善できることを知見した。そしてさらに研究を進めた結果，Al 含有量を 3 . 0 ~ 1 0 . 0 % としたうえで，成分と製造条件を適正化してフェライトの含有率を面積率にて 9 5 % 以上とし，フェライトの再結晶率を 8 0 % 以上とすることにより，延性に加えて疲労強度も大幅に向上することを知見した。

30

【 0 0 1 3 】

(1)

本発明はこのような知見に基づいて構成したものであり，その要旨は，質量%で，C : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 % 未満，Si : 0 . 2 ~ 3 . 0 % ，Mn : 0 . 2 % 超 ~ 3 . 0 % ，P : 0 . 0 2 % 以下，S : 0 . 0 1 % 以下，Al : 3 . 0 ~ 1 0 . 0 % ，N : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 % を含有し，残部が Fe および不可避の不純物からなり，比重 < 7 . 5 であり，フェライトの含有率が面積率にて 9 5 % 以上であり，引張強度が 3 8 0 M P a 以上であり，伸びが 2 5 % 以上であり，両振り平面曲げでの疲労強度が引張強度の 0 . 6 倍以上であることを特徴とする，延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板である。

40

【 0 0 1 4 】

(2)

前記 (1) に記載の成分を含有し，さらに質量%で，Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 % ，Nb : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 3 % の 1 種または 2 種を含有しても良い。

【 0 0 1 5 】

50

(3)

また、前記(1)または(2)に記載の成分を含有し、さらに質量%で、Cr:0.05~3.0%、Ni:0.05~5.0%、Mo:0.05~3.0%、Cu:0.1~3.0%、B:0.0003~0.01%、V:0.01~0.5%の1種または2種以上を含有しても良い。

【0016】

(4)

また、前記(1)~(3)の何れかに記載の成分を含有し、さらに質量%で、Ca:0.001~0.01%、Mg:0.0005~0.01%、Zr:0.001~0.05%、REM:0.001~0.05%の1種または2種以上を含有しても良い。

10

【0017】

(5)

また本発明によれば、前記(1)~(4)のいずれかに記載の高強度低比重鋼板を製造する方法であって、前記(1)~(4)のいずれかに記載の成分からなる鋼スラブを、1100以上1150以下の温度に加熱し、1000以上1100以下の温度で圧下率30%以上の大圧下を少なくとも1パス以上含み総圧下率85%以上の粗圧延を行った後、900以上の温度で30秒以上保持し、引き続き800以上850以下の仕上げ圧延温度で仕上げ圧延を行い、600以上750以下の温度で巻き取ることを特徴とする、延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板の製造方法が提供される。

【0018】

20

(6)

鋼板を巻き取った後、700以上1100以下の温度で焼鈍しても良い。

【0019】

(7)

また、鋼板を巻き取った後、酸洗し、1パス目の圧下率を20%以下とする冷間圧延を行い、600以上1100以下の温度で焼鈍を行い、焼鈍後20/秒以上の冷却速度で200以下の温度まで冷却しても良い。

【0020】

(8)

また、鋼板を巻き取って焼鈍した後、酸洗し、1パス目の圧下率を20%以下とする冷間圧延を行い、600以上1100以下の温度で焼鈍を行い、焼鈍後20/秒以上の冷却速度で200以下の温度まで冷却しても良い。

30

【発明の効果】

【0021】

本発明によれば、延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板を得ることができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0022】

以下に、本発明における各要件の意義および限定理由について具体的に説明する。

まず、本発明における延性に優れた高強度低比重鋼板の成分限定理由について説明する。

40

【0023】

C: Cは、強度を向上させるために必須の元素であるが、質量%で0.001%未満ではその効果が発現されず、0.02%以上の過剰の添加は粒内への炭化物析出により粒界と粒内の強度差が拡大するために粒界脆化を促進する。従って、C含有量は、質量%で0.001~0.02%未満とした。

【0024】

Si: Siは、固溶強化により鋼板の強度を増大させるのに有用な元素であるが、質量%で0.2%未満ではその効果が発現されず、3%を超える過剰の添加は熱間加工性を低下させるとともに熱間圧延で生じるスケールの剥離性や化成処理性を著しく劣化させるため、Si含有量は、質量%で0.2~3.0%とした。

50

【 0 0 2 5 】

Mn : Mnは、MnSを形成して固溶Sによる粒界脆化を抑制するために有効な元素である。質量%で0.2%以下ではその効果が発現されず、3.0%を超える過剰の添加は逆に靱性を劣化させる。従って、Mn含有量は、質量%で0.2%超～3.0%とした。

【 0 0 2 6 】

P : Pは、粒界に偏析して粒界強度を低下させ、靱性を劣化させる不純物元素であり、可及的低レベルが望ましいが、現状精錬技術の到達可能レベルとコストを考慮して、上限を質量%で0.02%とした。

【 0 0 2 7 】

S : Sは、熱間加工性および靱性を劣化させる不純物元素であり、可及的低レベルが望ましいが、現状精錬技術の到達可能レベルとコストを考慮して、上限を質量%で0.01%とした。

【 0 0 2 8 】

Al : Alは、低比重化を達成するための必須の元素である。質量%で3%未満では低比重化の効果が少ないので下限を3%とした。質量%で10.0%を超えると金属間化合物の析出が顕著となり延性、熱間加工性および冷間加工性が劣化するので、Alの含有量を質量%で3.0～10.0%とした。より良好な延性を得るためには、Alの含有量を質量%で3.0～6.0%とすることが望ましい。

【 0 0 2 9 】

N : Nは、窒化物を形成し結晶粒粗大化を抑制する効果があるが、質量%で0.001%未満ではその効果が発現されず、0.05%を超えて添加すると靱性が劣化するため、N含有量を質量%で0.001～0.05%とした。

【 0 0 3 0 】

以上が本発明の基本成分であり、通常、上記以外はFeおよび不可避的不純物からなるが、所望の強度レベルやその他の必要特性に応じて、Ti、Nb、Cr、Ni、Mo、Cu、B、V、Ca、Mg、Zr、REMの1種または2種以上を添加しても良い。

【 0 0 3 1 】

Ti : Tiは、TiNを形成し結晶粒粗大化を抑制する効果があるが、質量%で0.005%未満ではそれらの効果が発現されず、0.3%を超えて過剰添加すると靱性が劣化するため、Tiの含有量を質量%で0.005～0.3%とした。

【 0 0 3 2 】

Nb : Nbは、微細な炭窒化物を形成し結晶粒粗大化を抑制する効果があるが、質量%で0.005%未満ではその効果が発現されず、0.3%を超えて過剰添加すると靱性が劣化するため、Nbの含有量を質量%で0.005～0.3%とした。

【 0 0 3 3 】

Cr : Crは、延性および靱性を向上させる有効な元素である。この効果は質量%で0.05%未満では発現されず、3%を超える過剰添加は靱性を劣化させる。従って、Crの含有量を質量%で0.05～3.0%とした。

【 0 0 3 4 】

Ni : Niは、延性および靱性を向上させる有効な元素である。この効果は質量%で0.05%未満では発現されず、5%を超える過剰添加は靱性を劣化させる。従って、Niの含有量を質量%で0.05～5.0%とした。

【 0 0 3 5 】

Mo : Moは、延性および靱性を向上させる有効な元素である。この効果は質量%で0.05%未満では発現されず、3%を超える過剰添加は靱性を劣化させる。従って、Moの含有量を質量%で0.05～3.0%とした。

【 0 0 3 6 】

Cu : Cuは、延性および靱性を向上させる有効な元素である。この効果は質量%で0.1%未満では発現されず、3%を超える過剰添加は靱性を劣化させる。従って、Cuの含有量を質量%で0.1～3.0%とした。

10

20

30

40

50

【0037】

B : Bは、自ら粒界に偏析することにより粒界結合力を向上させるとともにPおよびSの粒界偏析を抑制し、粒界強度を高め、延性、靱性、および熱間加工性を向上させるのに有効な元素である。これらの効果は質量%で0.0003%未満では発現されず、0.01%を超えて過剰添加すると粒界に粗大な析出物が生成し熱間加工性が劣化するため、Bの含有量を質量%で0.0003~0.01%とした。

【0038】

V : Vは、微細な炭窒化物を形成し結晶粒粗大化を抑制する効果があるが、質量%で0.01%未満ではその効果が発現されず、0.5%を超えて過剰添加すると靱性が劣化するため、Vの含有量を質量%で0.01~0.5%とした。

10

【0039】

Ca, Mg, Zr, REM : Ca, Mg, Zr, REMはいずれもSによる熱間加工性や靱性の劣化を抑制する有効な元素である。この効果は、Caは質量%で0.001%未満、Mgは質量%で0.0005%未満、Zrは質量%で0.001%未満、REMは質量%で0.001%未満では発現されず、Caは質量%で0.01%、Mgは質量%で0.01%、Zrは質量%で0.05%、REMは質量%で0.05%を超える過剰添加は靱性を劣化させる。従って、Caの含有量を質量%で0.001~0.01%、Mgの含有量を質量%で0.0005~0.01%、Zrの含有量を質量%で0.001~0.05%、REMの含有量を質量%で0.001~0.05%とした。

【0040】

次に本発明における高強度低比重鋼板の組織について説明する。

本発明による鋼板の組織は、フェライトの含有率が面積率にて95%以上とする。フェライトの含有率を95%以上とするのは、オーステナイト、ベイナイト、マルテンサイト、パーライトなどの第2相の含有率が面積率にて合計で5%以上になると、フェライト組織の均一な変形が妨げられ延性が大幅に低下するためである。

20

【0041】

残部組織として、オーステナイト、ベイナイト、マルテンサイト、パーライトの1種又は2種以上を含有してもよい。これらの組織は光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡で観察することにより同定することができる。

【0042】

なお、本発明において、フェライト相の組織の面積率は、鋼板のC(幅方向)断面t(板厚)/4部を光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡により200~5000倍で10視野観察した場合の平均値と定義する。

30

【0043】

次に特性値の限定理由について述べる。

比重は、7.5以上では自動車用鋼板として通常使用されている鋼板の比重(鉄の比重7.86と同程度)と比較して軽量化効果が小さいので7.5未満とする。

【0044】

強度および延性は、自動車用鋼板として必要な特性を考慮して、引張強度380MPa以上、伸び25%以上とする。

40

【0045】

疲労強度は、自動車用鋼板として必要な特性を考慮して、両振り平面曲げでの疲労強度が引張強度の0.6倍以上とした。

【0046】

次に製造条件の限定理由について述べる。

本発明においては、前記(1)~(4)のいずれかに記載の成分からなる鋼スラブを、1100以上1150以下の温度に加熱し、1000以上1100以下の温度で圧下率30%以上の大圧下を少なくとも1パス以上含み総圧下率85%以上の粗圧延を行う。

【0047】

50

スラブ加熱温度が1100未満であると、炭窒化物が十分に固溶せずに必要な強度や延性が得られないため、スラブ加熱温度の下限は1100とした。加熱温度が1150を超えるとMnSが再固溶し、固溶Sによる粒界脆化が生じるのでスラブ加熱温度の上限は1150とした。スラブ加熱温度の上限を1150とすることで結晶粒の粗大化も防止できる。

【0048】

熱延時にフェライトの再結晶を促進させ細粒化するために、1000以上1100以下の温度で圧下率30%以上の大圧下を少なくとも1パス以上含み総圧下率85%以上の粗圧延を行うことが必要である。大圧下時の圧延温度が1000未満であるか、圧下率が30%未満であるか、総圧下率が85%未満であると、フェライトの再結晶が進まず粗大なフェライト粒が残存し、良好な延性、疲労特性、熱間加工性および冷間加工性が得られない。また、大圧下時の圧延温度が1100を超えると、再結晶したフェライトの結晶粒が粗大化するため、良好な靱性、疲労特性延性、熱間加工性および冷間加工性が得られない。

10

【0049】

粗圧延を行った後、更に900以上の温度で30秒以上保持し、引き続き800以上850以下の仕上げ圧延温度で仕上げ圧延を行い、600以上750以下の温度で巻き取る。900以上の温度で30秒以上保持する方法は、放冷でもよいし再加熱してもよく、900以上を確保していれば一定温度に保持する必要はない。

【0050】

900以上の温度で30秒以上保持するのは、粗圧延で導入されたひずみにより再結晶が完了するまでの時間を確保するためである。温度が900未満であるか、時間が30秒未満であると、粗圧延後の再結晶が完了せず、粗大なフェライト粒が残存したまま仕上げ圧延が行われるため、仕上げ圧延後まで粗大なフェライトが残存する。

20

【0051】

仕上げ圧延温度が800未満であると、熱間加工性が劣化し熱延中に割れが生じるため、仕上げ圧延温度の下限は800にした。仕上げ温度が850を超えると圧延時の歪の蓄積が十分ではなく、後続の巻取りでの回復・再結晶が抑制されるため仕上げ温度の上限を850にした。

【0052】

巻き取り温度が600未満であるとフェライトの回復・再結晶が進まないため、巻き取り温度の下限は600とした。巻き取り温度が750を超えると再結晶したフェライトの結晶粒が粗大化するため、良好な延性、熱間加工性および冷間加工性が得られないため、巻き取り温度の上限は750とした。

30

【0053】

本発明において、熱延板の延性を向上させるために、再結晶や炭化物析出制御の観点から、熱延板を巻き取った後、700以上1100以下の温度で焼鈍してもよい。

【0054】

ここで、焼鈍温度が700未満ではその効果が小さく、1100を超えると結晶粒が粗大化し粒界脆化が助長されるため、熱延板の焼鈍温度は700以上1100以下の温度範囲とした。

40

【0055】

本発明において冷延鋼板を製造する場合には、鋼板を巻き取った後、酸洗し、1パス目の圧下率を20%以下とする冷間圧延を行い、600以上1100以下の温度で焼鈍を行い、焼鈍後20/秒以上の冷却速度で200以下の温度まで冷却しても良い。

【0056】

この場合、冷間圧延時の割れを防止するため1パス目の圧下率を20%以下とした。

【0057】

また、焼鈍温度が600未満では未再結晶・未回復となり十分な効果が得られず、1100を超えると、結晶粒が粗大化し粒界脆化が助長されるため、冷延板の焼鈍温度は

50

600 以上1100 以下の温度範囲とした。

【0058】

また、焼鈍後の冷却速度が20 /秒未満であるか、冷却停止温度が200 以上であれば、冷却中に粒成長が起こって結晶粒が粗大化するとともに、粒界へPなどの不純物元素が偏析するために粒界脆化が起こり、延性が劣化するため、焼鈍後は20 /秒以上の冷却速度で200 以下の温度まで冷却することにした。

【0059】

また本発明では、鋼板を巻き取って焼鈍した後、酸洗し、1パス目の圧下率を20%以下とする冷間圧延を行い、600 以上1100 以下の温度で焼鈍を行い、焼鈍後20 /秒以上の冷却速度で200 以下の温度まで冷却しても良い。

10

【0060】

この場合も、冷間圧延時の割れを防止するため1パス目の圧下率を20%以下とした。

【0061】

また、焼鈍温度が600 未満では未再結晶・未回復となり十分な効果が得られず、1100 を超えると、結晶粒が粗大化し粒界脆化が助長されるため、この場合も、冷延板の焼鈍温度は600 以上1100 以下の温度範囲とした。

【0062】

また、焼鈍後の冷却速度が20 /秒未満であるか、冷却停止温度が200 以上であれば、冷却中に粒成長が起こって結晶粒が粗大化するとともに、粒界へPなどの不純物元素が偏析するために粒界脆化が起こり、延性が劣化するため、この場合も、焼鈍後は20 /秒以上の冷却速度で200 以下の温度まで冷却することにした。

20

【実施例】

【0063】

以下、実施例により本発明の効果をさらに具体的に説明する。

(実施例1)

表1に示す各化学成分(質量%で示す)を含有し、残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼(No. 1~11)を、表2に示す条件で熱間圧延した。熱間圧延後に熱延板の割れ発生状況を観察した。結果を表2に合わせて示す。熱延後の板の比重、機械的特性(降伏応力、引張強度及び伸び)および疲労特性を評価した。比重の測定は、ピクノメータを用いて行った。疲労特性は、両振り平面曲げでの疲労試験を行い、 10^7 回での疲労限を同定し、疲労強度比(疲労限/引張強度)を求めた。なお、疲労試験はJIS Z 2275記載の方法により実施した。比重、降伏応力、引張強度、伸びおよび疲労強度比を表2に合わせて示す。

30

【0064】

No.	化学成分														区分		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cr	Ni	Mo	Cu	B		V	その他
1	0.0020	0.32	1.51	0.0072	0.0013	4.0	0.0034										実施例
2	0.0195	0.31	0.32	0.0051	0.0012	4.1	0.0028				0.2		0.4			Ca:0.0025	実施例
3	0.0021	0.33	0.53	0.0064	0.0017	5.0	0.0032	0.015		0.5				0.0012		REM:0.0057	実施例
4	0.0025	0.42	0.32	0.0053	0.0015	6.1	0.0043		0.01			0.2			0.1	Zr:0.0130	実施例
5	0.0020	0.35	0.35	0.0056	0.0008	8.0	0.0026									Mg:0.0034	実施例
6	0.0981	0.32	2.51	0.0152	0.0178	5.9	0.0135		0.01								比較例
7	0.0172	3.51	0.05	0.0283	0.0092	9.5	0.0037				0.2		0.4				比較例
8	0.0381	0.32	0.32	0.0122	0.0057	12.3	0.0051			0.2					0.1		比較例
9	0.0032	0.34	0.25	0.0147	0.0063	8.1	0.0034	0.012						0.0005		Ca:0.0012	比較例
10	0.0027	0.35	0.42	0.0135	0.0057	8.3	0.0062		0.01								比較例
11	0.0042	1.25	0.35	0.0092	0.0073	9.7	0.0056					0.2					比較例

(注) 下線は本発明の範囲外の条件。

【 表 2 】

No.	熱延条件				物理的性質			機械的特性			疲労特性	熱間加工性	区分		
	加熱温度(°C)	1000°C以上1100°C以下での最大圧下率(%)	1000°C以上1100°C以下での総圧下率(%)	粗圧延後保温度(°C)	粗圧延後保時間(秒)	仕上げ温度(°C)	巻取り温度(°C)	比重	フェライト分率(%)	降伏応力(MPa)				引張強度(MPa)	全伸び(%)
1	1140	45	90	1040-950	60	830	700	7.43	100	259	390	40	0.67	割れ無し	実施例
2	1130	50	85	1030-940	50	820	680	7.42	100	357	454	36	0.65	割れ無し	実施例
3	1150	35	90	1040-960	70	840	630	7.33	100	352	448	37	0.66	割れ無し	実施例
4	1120	40	87	1020-930	50	810	720	7.22	100	390	492	34	0.64	割れ無し	実施例
5	1110	45	92	1020-920	60	800	750	7.05	100	382	512	31	0.63	割れ無し	実施例
6	1120	35	85	1010-960	30	840	600	7.26	92	385	553	12	0.48	割れ発生:小	比較例
7	1140	40	87	1030-970	40	850	650	6.65	93	363	542	8	0.47	割れ発生:大	比較例
8	1130	30	85	1010-960	30	840	600	6.68	94	388	562	4	0.48	割れ発生:小	比較例
9	1280	30	85	1000-970	20	850	500	7.04	100	392	486	13	0.49	割れ発生:小	比較例
10	1130	15	60	1050-1020	30	920	600	7.03	100	412	496	11	0.48	割れ発生:小	比較例
11	1040	30	85	980-940	15	750	450	6.82	94	376	512	12	0.47	割れ発生:大	比較例

(注)下線は本発明の範囲外の条件。

【 0 0 6 5 】

10

20

30

40

50

本発明の実施例（No. 1～5）では，比重 < 7.5 を満たしており，引張強度は 380MPa 以上であり，延性に関しては 30% 以上の高い伸びが得られており，疲労限度比は 0.6 以上であり，熱延板および冷延板の割れも発生していない。

【0066】

一方，成分のいずれか一つ以上が本発明の成分範囲から逸脱している比較例（No. 6，7，8）では，いずれも伸びが 20% 以下であり，延性に劣ることがわかる。また，疲労限度比は 0.5 以下であり，疲労特性に劣ることがわかる。また，これらの比較例では，熱延板の割れも発生しており，熱間加工性や冷間加工性にも劣ることがわかる。

【0067】

また，製造条件が本発明の範囲から逸脱している比較例（No. 9，10，11）では，いずれも伸びが 20% 以下であり，疲労限度比は 0.5 以下であり，かつ熱延板に割れが発生しており，延性や疲労特性や熱間加工性に劣ることがわかる。

10

【0068】

（実施例2）

また，表1に示す各化学成分（質量％で示す）を含有し，残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼（No. 1～11）を表2に示す条件で熱間圧延した熱延板に対して，さらに表3に示す条件で焼鈍を行った熱延焼鈍板についても，比重，機械的特性（降伏応力，引張強度及び伸び）および疲労限度比を評価した。熱延焼鈍板の比重，降伏応力，引張強度，伸びおよび疲労限度比を表3に示す。

【0069】

20

【表 3】

	熱延板焼鈍条件		物理的性質		組織		熱延板焼鈍材の機械的特性			疲労特性		区分
	焼鈍温度 (°C)	比重	フェライト分 率(%)	降伏応力 (MPa)	引張強度 (MPa)	全伸び (%)	疲労限度比					
1	820	7.43	100	253	385	42	0.68	本発明例				
2	860	7.42	100	354	448	38	0.66	本発明例				
3	900	7.33	100	345	447	39	0.68	本発明例				
4	880	7.22	100	386	485	36	0.65	本発明例				
5	800	7.05	100	375	507	33	0.65	本発明例				
6	820	7.26	91	380	549	13	0.47	比較例				
7	800	6.65	92	356	537	9	0.49	比較例				
8	840	6.68	91	383	556	6	0.49	比較例				
9	420	7.04	100	385	481	14	0.47	比較例				
10	650	7.03	100	407	492	13	0.47	比較例				
11	1200	6.82	92	372	501	14	0.46	比較例				

(注) 下線は本発明の範囲外の条件。

【0070】

本発明の実施例(No. 1~5)では、比重<7.5を満たしており、引張強度は380MPa以上であり、延性に関しては30%以上の高い伸びが得られおり、疲労限度比は0.6以上である。

【0071】

一方、成分のいずれか一つ以上が本発明の成分範囲から逸脱している比較例(No. 6, 7, 8)では、いずれも伸びが20%以下であり、延性に劣ることがわかる。また、疲労限度比は0.5以下であり、疲労特性に劣ることがわかる。

【0072】

また、製造条件が本発明の範囲から逸脱している比較例(No. 9, 10, 11)では、いずれも伸びが20%以下であり、延性に劣ることがわかる。また、疲労限度比は0.

10

20

30

40

50

5 以下であり，疲労特性に劣ることがわかる。

【 0 0 7 3 】

(実施例 3)

また，表 1 に示す各化学成分（質量％で示す）を含有し，残部が F e 及び不可避免の不純物からなる鋼（N o . 1 ~ 1 1 ）を表 2 に示す条件で熱間圧延した熱延板に対し，表 4 に示す条件で冷間圧延，焼鈍を行い冷延焼鈍板についても，比重，機械的特性（降伏応力，引張強度及び伸び）および疲労特性を評価した。冷延焼鈍板の比重，降伏応力，引張強度，伸びおよび疲労強度比を表 4 に合わせて示す。また，冷間圧延後に冷延板の割れ発生状況を観察した。結果を表 4 に合わせて示す。

【 0 0 7 4 】

【 表 4 】

No.	冷延条件		冷延板焼鈍条件			物理的性質 比重	組織 フェライト 分率 (%)	機械的特性		疲労特性 疲労限度比	冷間加工性 冷延板の割れ 発生状況	区分
	1/2ス目圧 下率(%)	焼鈍温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	急冷停 止 温度	降伏応力 (MPa)			引張強度 (MPa)	全伸び (%)			
1	15	860	60	40	7.43	100	262	394	41	0.63	割れ無し	実施例
2	20	880	40	80	7.42	100	361	457	37	0.60	割れ無し	実施例
3	15	950	50	70	7.33	100	355	452	38	0.62	割れ無し	実施例
4	20	820	80	25	7.22	100	396	495	34	0.61	割れ無し	実施例
5	15	900	100	60	7.05	100	385	516	35	0.60	割れ無し	実施例
6	20	840	40	150	7.26	93	388	556	9	0.47	割れ発生:大	比較例
7	20	820	30	100	6.65	93	368	547	6	0.49	割れ発生:大	比較例
8	15	850	60	120	6.68	94	392	565	3	0.48	割れ発生:大	比較例
9	40	600	20	80	7.04	100	396	492	11	0.48	割れ発生:大	比較例
10	25	550	20	25	7.03	100	417	498	10	0.47	割れ発生:大	比較例
11	35	1150	5	120	6.82	94	382	517	9	0.48	割れ発生:大	比較例

(注) 下線は本発明の範囲外の条件。

【 0 0 7 5 】

本発明の実施例(No. 1~5)では、比重<7.5を満たしており、引張強度は38

10

20

30

40

50

0 M P a 以上であり、延性に関しては30%以上の高い伸びが得られており、疲労限度比は0.6以上であり、冷延板の割れも発生していない。

【0076】

一方、成分のいずれか一つ以上が本発明の成分範囲から逸脱している比較例（No. 6, 7, 8）では、いずれも伸びが20%以下であり、延性に劣ることがわかる。また、疲労限度比は0.5以下であり、疲労特性に劣ることがわかる。また、これらの比較例では、冷延板の割れも発生しており、冷間加工性にも劣ることがわかる。

【0077】

また、製造条件が本発明の範囲から逸脱している比較例（No. 9, 10, 11）では、いずれも伸びが20%以下であり、疲労限度比は0.5以下でありかつ冷延板に割れが発生しており、延性や疲労特性および冷間加工性に劣ることがわかる。

10

【0078】

以上より、鋼成分を本発明で示した範囲に特定し、本発明で示した条件で製造することにより、延性および疲労特性に優れた高強度低比重鋼板が得られることが明らかである。

【産業上の利用可能性】

【0079】

本発明の鋼板は、例えば自動車部品などに用いられる。

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 1 D 9/46 Z
C 2 2 C 38/06
C 2 2 C 38/58

(72)発明者 高橋 学
千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

(72)発明者 瀬沼 武秀
千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

審査官 伊藤 真明

(56)参考文献 特表 2 0 0 0 - 5 1 7 0 0 1 (J P , A)
特開 2 0 0 1 - 2 7 1 1 3 6 (J P , A)
特開 2 0 0 1 - 2 7 1 1 4 8 (J P , A)

(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 9 / 4 6