

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2014-15651

(P2014-15651A)

(43) 公開日 平成26年1月30日(2014.1.30)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 S	4 K O 3 7
C 2 2 C 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 T	
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/14	
C 2 1 D 9/48 (2006.01)	C 2 2 C 38/60	
B 2 1 B 3/02 (2006.01)	C 2 1 D 9/48 F	

審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 14 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2012-152840 (P2012-152840)
 (22) 出願日 平成24年7月6日 (2012.7.6)

(71) 出願人 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 100165951
 弁理士 吉田 憲悟
 (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

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】実際のプレス成形において良好な成形性を実現できる程度に深絞り加工性に優れた冷延鋼板を、その有利な製造方法と共に提供することを目的とする。

【解決手段】質量%で、C：0.005%以下、Si：0.1～0.8%、Mn：1.0～2.5%、P：0.1%以下、S：0.02%以下、N：0.01%以下、及び、Al：0.1%以下を含有し、さらに、Ti：0.005～0.05%、Nb：0.01～0.08%より選択される一種又は二種を含有し、残部がFe及び不可避不純物の組成からなり、フェライト粒径が7 μ m以上であり、フェライト粒の圧延方向と板厚方向の長さの比が2.5以下、フェライト粒界のうち粒界を挟む2つの結晶の方位差が15°以上である大角粒界の占める割合が全粒界の50%以上であることを特徴とする。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、C：0.005%以下、Si：0.1～0.8%、Mn：1.0～2.5%、P：0.1%以下、S：0.02%以下、N：0.01%以下、及び、Al：0.1%以下を含有し、さらに、Ti：0.005～0.05%、Nb：0.01～0.08%より選択される一種又は二種を含有し、残部がFe及び不可避不純物の組成からなり、

フェライト粒径が7 μ m以上であり、フェライト粒の圧延方向と板厚方向の長さの比が2.5以下であり、フェライト粒界のうち粒界を挟む2つの結晶の方位差が15°以上である大角粒界の占める割合が全粒界の50%以上であることを特徴とする深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

10

【請求項 2】

さらに、Cr：0.3質量%以下を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【請求項 3】

さらに、B：0.0025質量%以下を含有することを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【請求項 4】

さらに、Cu：0.3質量%以下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深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【請求項 5】

さらに、Mo：0.5質量%以下、Sb：0.02質量%以下より選択される一種又は二種を含有することを特徴とする請求項 1～4 のいずれかに記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

20

【請求項 6】

さらに、Sn、Ni、Ca、Mg、Co、As、W、Pb、Ta、REM、V、Cs、Zr及びHfからなる群より選択される一種又は二種以上を、合計で1質量%以下含有することを特徴とする請求項 1～5 のいずれかに記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【請求項 7】

前記鋼板の表面に、めっき皮膜を備えることを特徴とする請求項 1～6 のいずれかに記載の深絞り加工性に優れた冷延鋼板。

30

【請求項 8】

請求項 1～6 のいずれかに記載の組成からなる鋼素材に、熱間圧延を施し、仕上げ圧延終了後、冷却してコイルに巻き取り、ついで酸洗し、冷間圧延を施した後、焼鈍することによって冷延鋼板を製造するに際し、

オーステナイト単相域に加熱後、仕上げ圧延温度：890 以上で熱間圧延を終了した後、500～750 の温度で巻き取り、ついで鋼板表面のスケール除去後、40%以上の圧下率で冷間圧延を施した後、700 以上で焼鈍することを特徴とする深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項 9】

前記焼鈍後、めっき処理を施すことを特徴とする請求項 8 に記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

40

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車用部品等の輸送機材の素材として好適な、深絞り加工性に優れた引張強さ440MPa以上の冷延鋼板及びその製造方法に関するものである。

なお、本発明の冷延鋼板には、溶融亜鉛めっき鋼板等のめっき鋼板を含むものとする。

【背景技術】

【0002】

燃費向上を目的に、自動車の軽量化は日々推し進められている。自動車の軽量化は、使

50

用する鋼板の板厚を低減することで達成されることから、鋼板の板厚を低減し、その場合でも部品強度を高い水準で維持すべく、以前は軟鋼板を用いていた部材においても440MPa級の高強度鋼板を用いることが検討されている。

しかしながら、鋼板強度を上げると加工性が低下してしまうという問題があるため、鋼板の軽量化と高強度化との両立は、十分に進んでいるとは言い難かった。この問題を解決するため、軟鋼板と同等の加工性を有する、引張強さ440MPa級の高強度鋼板の開発が求められている。

【0003】

従来、加工性の優れた440MPa級の薄鋼板は、軟鋼板すなわちIF鋼を、SiやMnで固溶強化したり、Cuで析出強化したりして製造されてきた。

例えば、特許文献1には、Cを0.01質量%以下に低減し、Cuを0.8%以上添加することで、冷延後の再結晶で深絞り性の良好な組織を造った後にCuを析出させて高強度化する高r値鋼板の技術が開示されている。

しかしながら、特許文献1の技術によって得られた鋼板は、優れたr値を有するものの、Cuの多量添加が必要となるため圧延工程で割れが生じやすく、工業的に安定して高いr値の高強度鋼板を得ることはできなかった。

【0004】

また、特許文献2には、Cを0.0040~0.010質量%に調整し、PとMnを添加した上に、さらにNbをC/Nbが規定範囲内となるように添加し、さらにフェライト粒径を10 μ m以下とすることで、プレス成形性に優れた高強度冷延鋼板が開示されている。

しかしながら、特許文献2の技術によって得られた高強度冷延鋼板は、多量のNb添加により、r値の異方性が強くなり、加工後に板厚の不均一やフランジの大きさの変動などが顕著となり、実際の自動車部品には使用し難いという問題があった。

【0005】

さらに、特許文献3には、Cを0.0040~0.01質量%に制御すると共に、Mn、P、Nbを添加して、フェライト粒中にNbCを大量に分散させた440MPa級の高強度鋼板が開示されている。

しかしながら、特許文献3の技術によって得られた高強度鋼板についても、r値は向上するものの、Nb添加によってr値の異方性が著しく生じ、加工後に板厚の不均一やフランジの大きさの変動などが顕著となり、実際の自動車部品には使用し難いという問題があった。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【特許文献1】特公平7-56056号公報

【特許文献2】特許第3528716号公報

【特許文献3】特許第3534023号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

上述のように、従来技術では、深絞り加工性に優れた440MPa級高強度鋼板を得ることは困難であった。

本発明は、上記した従来技術が抱える問題を有利に解決するものであり、実際のプレス成形が可能なレベルの深絞り加工性に優れた冷延鋼板を、その有利な製造方法と共に提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0008】

薄鋼板はr値が高いほど深く絞ることができるため、r値の向上が重要であるが、r値の面内異方性を高めることでr値を高めても実際のプレス成形では部品内で板厚の変動が著しくなり、場所によってフランジ部分の板厚に大きな差異が生じ、これが原因で割れて

10

20

30

40

50

しまう場合がある。

そこで、発明者らは、 r 値の異方性が低いまま、高い r 値を得るために、再結晶後の組織形成及び高強度化について鋭意研究を行った。

【0009】

その結果、TiやNbの添加はIF鋼化するためだけの添加に抑えること、Si及びMnの多量の添加は r 値や伸びの低下を招くこと、Si及びMnは、TiCやNbCの周囲の応力場に引きつけられているために本来期待できる固溶強化量が得られていないこと、Si及びMnの量を適正化すれば r 値や伸びを低下させることなく強化できること、並びに、Cu及びFeTi Pは、TiCやNbCとは異なりSi、Mnの固溶強化量を低減させないことを見出した。

さらには、フェライト粒の圧延方向の長さや板厚方向の長さの比であるアスペクト比を2.5以下とすることで、 r 値の異方性を低減できることを見いだした。そして、この効果を確実なものとするため、フェライト粒界のうち、粒界を挟む2つの結晶の方位差が 15° 以上の角度を有する大角粒界が、全粒界の50%以上を占める際に、 r 値の異方性をより低下できることを見いだした。

【0010】

本発明は上記の知見に基づき完成されたものであり、その要旨は次のとおりである。

(1) 質量%で、C:0.005%以下、Si:0.1~0.8%、Mn:1.0~2.5%、P:0.1%以下、S:0.02%以下、N:0.01%以下、及び、Al:0.1%以下を含有し、さらに、Ti:0.005~0.05%、Nb:0.01~0.08%より選択される一種又は二種を含有し、残部がFe及び不可避不純物の組成からなり、

フェライト粒径が $7\mu\text{m}$ 以上であり、フェライト粒の圧延方向と板厚方向の長さの比が2.5以下、フェライト粒界のうち粒界を挟む2つの結晶の方位差が 15° 以上である大角粒界の占める割合が全粒界の50%以上であることを特徴とする深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【0011】

(2) さらに、Cr:0.3質量%以下を含有することを特徴とする上記(1)に記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【0012】

(3) さらに、B:0.0025質量%以下を含有することを特徴とする上記(1)又は(2)に記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【0013】

(4) さらに、Cu:0.3質量%以下を含有することを特徴とする上記(1)~(3)のいずれかに記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【0014】

(5) さらに、Mo:0.5質量%以下、Sb:0.02質量%以下より選択される一種又は二種を含有することを特徴とする上記(1)~(4)のいずれかに記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【0015】

(6) さらに、Sn, Ni, Ca, Mg, Co, As, W, Pb, Ta, REM, V, Cs, Zr及びHfからなる群より選択される一種又は二種以上を、合計で1質量%以下含有することを特徴とする上記(1)~(5)のいずれかに記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【0016】

(7) 前記鋼板の表面に、めっき皮膜を備えることを特徴とする上記(1)~(6)のいずれかに記載の深絞り加工性に優れた冷延鋼板。

【0017】

(8) 上記(1)~(6)のいずれかに記載の組成からなる鋼素材に、熱間圧延を施し、仕上げ圧延終了後、コイルに巻き取り、ついで酸洗し、冷間圧延を施した後、焼鈍することによって冷延鋼板を製造するに際し、

オーステナイト単相域に加熱後、仕上げ圧延温度:890 以上で熱間圧延を終了した後、500~750 の温度で巻き取り、ついで鋼板表面のスケール除去後、40%以上の圧下率で

10

20

30

40

50

冷間圧延を施した後、700 以上で焼鈍することを特徴とする深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【0018】

(9) 前記焼鈍後、めっき処理を施すことを特徴とする上記(8)に記載の深絞り加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0019】

本発明によれば、高い引張強さを有しつつ、従来に比べて深絞り加工性、ひいてはプレス加工性が大幅に向上した冷延鋼板を得ることが可能となり、産業上格段の効果を奏する。

10

【発明を実施するための形態】

【0020】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において、冷延鋼板の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。なお、以下の成分組成を表す「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味するものとする。

【0021】

C: 0.005% 以下

Cは、鋼中で炭化物を成形し、SiやMnをその周囲の応力場にとらえて、Si、Mnの固溶強化能を減じてしまう結果、440MPa級の強度が得にくくなる。このため、Si、Mnの添加量が多くなり、r値が低下し、深絞り性が低下する。そのため、Cの上限を0.005%以下とし、好ましくは0.0035%以下とする。

20

【0022】

Si: 0.1~0.8%

Siは、固溶強化元素である。本発明では鋼板の強度を得るために不可欠な元素である。含有量が0.1%未満では、440MPa級の強度が得にくくなるため、下限を0.1%とした。一方、含有量が0.8%を超えるとフェライト粒が硬化して冷間圧延工程でr値を向上させる集合組織が形成されなくなり、r値が低下する。このため、上限を0.8%とし、好ましくは0.6%以下とする。

【0023】

Mn: 1.0~2.5%

Mnは、Siと同様に鋼を固溶強化する。本発明では強度を得るために不可欠な元素である。含有量が1.0%未満では、440MPa級の強度が得にくくなるため、下限を1.0%とした。一方、含有量が2.5%を超えるとフェライト粒が硬化して冷間圧延工程でr値を向上させる集合組織が形成されなくなり、r値が低下する。また、偏析も生じてr値向上効果が認めにくくなる。このため、上限を2.5%とした。好ましい含有量は1.3~2.0%である。

30

【0024】

P: 0.1% 以下

Pは、固溶強化元素であり、本発明では強度を得るために不可欠な元素である。しかしながら、0.1%を超えて添加すると、フェライト粒界に偏析して、フェライト粒界で脆性破壊しやすくなる。このため、含有量の上限を0.1%とした。好ましい含有量は、0.01~0.08%である。

40

【0025】

S: 0.02% 以下

Sは、Tiと結合してTiSやTi₄C₂S₂を形成する。このため、S量が多いと粗大なTiSやTi₄C₂S₂及びこれらの複合析出物が大量に発生して冷間圧延時にr値を向上させる集合組織が発達しない。特にS含有量が0.02%を超えると深絞り加工性が低下する。本発明では、Sの含有量を0.02%以下とし、好ましくは0.015%以下とする。

【0026】

N: 0.01% 以下

50

Nは、粗大なTiNを形成し、冷間圧延時にr値を向上させる集合組織の発達を妨げるため、本発明では、極力低減する必要がある。特にN含有量が0.01%を超えるとTiNが多くなり深絞り加工性が劣化することから、N含有量は0.01%以下とする。好ましくは、0.005%以下である。

【0027】

Al：0.1%以下

Alは、脱酸剤として作用する元素である。この効果を得るためには0.001%以上含有させることが望ましいが、0.1%を超える含有はAl₂O₃介在物量を増やして深絞り加工性を劣化させる。このため、Al含有量は0.1%以下とする。

【0028】

また、Ti及びNbは本発明において重要な元素であり、TiとNbのどちらか一方又は両方を鋼中に含有させることで、有利な作用効果を得ることができる。

【0029】

Ti：0.005～0.05%

Tiは、NやSやCを析出物として固定してr値を向上させる。しかしながら、これらの析出物が微細に大量に析出すると深絞り加工性が劣化してしまう。Tiの含有量が0.005%未満では、NやSやCを析出物として固定する効果に乏しく、r値が向上しない。一方、Tiの含有量が0.05%を超えると、r値の面内異方性が高まって深絞り性が低下する。従って、Ti含有量は0.005～0.05%とする。

【0030】

Nb：0.01～0.08%

Nbは、Tiと同様、CやNを、NbC又はNb(C,N)等の析出物として固定する。このため、添加することが望ましい。Tiが添加されない場合、Nbの含有量が0.01%を下回るとCを完全に炭化物として固定することができず、r値が劣化する。一方、含有量が0.08%を超えるとr値の面内異方性が高まって深絞り性が低下する。そのため、含有量は0.01～0.08%とした。

【0031】

以上、基本成分について説明したが、本発明では、その他にも、以下に述べる元素を必要に応じて適宜含有させることができる。

【0032】

Cr：0.3%以下

Crは、TiやNbよりもC、Nと結合する力が弱いC、Nと結合してr値を向上させる。このため、0.3%以下を加えることができる。この効果を与えるには0.1%以上添加することが望ましい。

【0033】

B：0.0025%以下

Bは、Ti、Nbによる炭化物、窒化物形成で清浄化された粒界を強化するために添加することが好ましい。しかしながら、B添加量が0.0025%を超えるとr値が低下してしまうことから、Bを添加する場合の上限を0.0025%とした。

【0034】

Cu：0.3%以下

Cuは、鋼中に固溶又は析出することで高強度化に寄与する。0.3%を超えると圧延中に割れが生じやすくなる。このため、0.3%以下添加することが好ましい。

【0035】

Mo：0.5%以下

Moは、Ti、Nbによる炭化物、窒化物形成で清浄化された粒界を強化するために添加することが好ましい。しかしながら、Mo添加量が0.5%を超えるとr値が低下してしまうことから、Moを添加する場合の上限を0.5%とした。

【0036】

Sb：0.02%以下

10

20

30

40

50

Sbは、Ti、Nbによる炭化物、窒化物形成で清浄化された粒界を強化するために添加することができる。しかしながら、Sb添加量が0.02%を超えるとr値が低下してしまうことから、Sbを添加する場合の上限を0.02%とした。

【0037】

Sn、Ni、Ca、Mg、Co、As、W、Pb、Ta、REM、V、Cs、Zr及びHfからなる群より選択される一種又は二種以上：合計1%以下

Sn、Ni、Ca、Mg、Co、As、W、Pb、Ta、REM、V、Cs、Zr及びHfは、いずれも、耐食性の向上に有用な元素であるが、合計量が1%を超えると曲げ加工性が劣化することから、単独添加又は複合添加いずれの場合も1%以下で含有させるものとした。好ましくは0.5%以下とする。

【0038】

なお、上記した以外の成分は、Fe及び不可避的不純物である。

【0039】

以上、鋼板の成分組成範囲について説明したが、本発明で所期した効果を得るには、成分組成を上記の範囲に調整するだけでは不十分であり、フェライト粒径、フェライト粒のアスペクト比、及び、大角粒界の占める割合について特定条件を満足する範囲に制御することが重要である。

【0040】

フェライト粒径：7 μ m以上

フェライト粒径が7 μ m以下になると、r値の異方性が強くなり、深絞り加工性が低下する。このため、本発明ではフェライト粒径を7 μ m以上とした。

ここで、前記フェライト粒径は、組織写真を100倍で撮影し、板厚方向、圧延方向にそれぞれ10本の線を実際の長さで100ミクロン以上の間隔で引き、粒界と線との交点の数を数えた。全線長を交点の数で割ったものをフェライト粒一つあたりの線分長とし、この線分長の実際の長さに1.13を乗じて得られた値を、本発明におけるフェライト粒径としている。

【0041】

フェライト粒のアスペクト比：2.5以下

本発明では、フェライト粒のアスペクト比を2.5以下とする。このアスペクト比が2.5を超えると、r値の異方性が大きくなり、実際のプレス成形性が低下するためである。

前記フェライト粒のアスペクト比を測定する方法は、組織写真を100倍で撮影し、板厚方向、圧延方向にそれぞれ10本の線を実際の長さで100ミクロン以上の間隔で引き、圧延方向に引いた線と粒界の交点の数を数え、圧延方向の全線長を交点の数で割ったものをフェライト粒一つあたりの圧延方向の線分長とし、板厚方向の全線長を交点の数で割ったものをフェライト粒一つあたりの圧延方向の線分長とした。そして、これらの圧延方向の線分長と板厚方向の線分長の比（圧延方向の線分長/板厚方向の線分長）をアスペクト比とした。

【0042】

フェライト粒界のうち粒界を挟む2つの結晶の方位差が15°以上である大角粒界の占める割合：50%以上

本発明では、フェライト粒界における結晶方位差も重要である。フェライト粒界における隣接する2つの結晶の方位差が15°未満の小角粒界は、粒界としての機能が低いため、加工時に隣接するフェライト粒と同様に變形してしまい、異方性が強くなる。そのため、本発明では、r値の異方性を低減するべく、2つの結晶の方位差が15°以上である大角粒界の存在比率を高めなければならない。本発明では、異方性を低減するため、全フェライト粒界に対する大角粒界の比率を50%以上とした。

【0043】

また、本発明の冷延鋼板は、表面にめっき皮膜を有するものとしてもよい。鋼板表面にめっき皮膜を形成することにより、冷延鋼板の耐食性が向上する。なお、めっき皮膜としては、例えば溶融亜鉛めっき皮膜や合金化溶融亜鉛めっき皮膜、さらに電気亜鉛めっき、

10

20

30

40

50

Zn - Ni 電気合金めっき等が挙げられる。

【 0 0 4 4 】

次に、本発明の冷延鋼板の製造方法について説明する。

本発明では、好適には連続鑄造で得られたスラブを鋼素材とし、熱間圧延後、冷却してコイルに巻き取り、ついで酸洗後、冷間圧延した後に焼鈍を行って薄鋼板を製造する。

そして、本発明の製造方法は、オーステナイト単相域に加熱後、仕上げ圧延温度：890

以上で熱間圧延を終了した後、500～750 の温度で巻き取り、ついで鋼板表面のスケール除去後、40%以上の圧下率で冷間圧延を施した後、700 以上で焼鈍することを特徴とする。

【 0 0 4 5 】

10

本発明の製造方法では、鋼素材の溶製方法については特に限定せず、誘導炉や転炉、電気炉等、公知の溶製方法いずれもが適合する。鑄造方法も特に限定はされないが、連続鑄造法が好適である。また、スラブを熱間圧延するに際しては、加熱炉でスラブを再加熱した後に熱間圧延しても良いし、温度補償を目的として1100 以上の加熱炉で短時間加熱した後に熱間圧延に供しても良い。

【 0 0 4 6 】

上記のようにして得られた鋼素材に、熱間圧延を施すが、粗圧延と仕上げ圧延による熱間圧延でも、粗圧延を省略して仕上げ圧延のみの圧延としてもよい。

【 0 0 4 7 】

20

スラブ加熱温度：オーステナイト単相となる温度域

スラブ加熱温度が、オーステナイト単相域に満たないフェライト - オーステナイト二相域であると、熱間圧延の際に混粒組織となるとともにフェライト域圧延で集合組織が好ましくない物に変化してしまうので、スラブを加熱する場合にはオーステナイト単相域（A_{c3}点以上）まで加熱する必要がある。

【 0 0 4 8 】

仕上げ圧延温度：890 以上

仕上げ圧延温度が890 を下回ると、圧延方向に展伸した結晶粒が生じやすくなり、冷延鋼板の r 値が低下する。このため、仕上げ圧延温度は890 以上とした。なお、仕上げ圧延温度の上限は1000 程度で十分である。

【 0 0 4 9 】

30

巻取温度：500～750

巻取温度が500 を下回ると、析出物が熱延板中に析出しにくくなり、冷延後の焼鈍時に再結晶に先立って析出するようになる。このように再結晶時における析出は再結晶粒の成長を抑制し、再結晶後でも圧延方向に展伸した結晶粒を生させる。このため、r 値の面内異方性が大きくなり、深絞り加工性が低下する。巻取温度の下限は500 とした。一方、巻取温度が750 を超えると熱延鋼板段階でのフェライト粒が粗大となり、混粒となるため r 値が低下する。また、750 を超えて巻取温度が高くなると、熱延鋼板のフェライト粒が粗大化する。熱延鋼板のフェライト粒が粗大であると、同じ粒界より生じる再結晶核は近い結晶方位を持ちやすいため、冷延焼鈍後の組織においても結晶方位がそろいやすい。この結果、隣り合う結晶の方位に差が少なくなり、結果的に結晶方位差が15°未満の小角粒界の比率が多くなる。このため、巻取温度の上限は750 とした。

40

【 0 0 5 0 】

冷間圧延における圧下率：40%以上

冷間圧延における圧下率が40%に満たないと、フェライト粒が混粒となったり、r 値を向上させる集合組織が発達しない。その結果、深絞り加工性は劣化する。また、冷間圧延率が低いと冷間圧延による熱延鋼板の結晶回転が不十分となり、冷間圧延後の焼鈍において同一のエリアで方位の近い再結晶核が生じやすくなり、その結果、結晶方位差が15°未満の小角粒界の割合が増える。そこで、本発明では、冷間圧延における圧下率は40%以上とした。なお、圧下率の上限は90%程度で十分である。

【 0 0 5 1 】

50

焼鈍温度：700 以上

焼鈍温度が700 を下回ると圧延方向に展伸したフェライト粒が残留して深絞り加工性が劣化する。このため、焼鈍温度は700 以上とした。なお、焼鈍温度の上限は900 程度で十分である。

【0052】

また、前記焼鈍後に過時効処理を行っても本発明の効果に影響はなく、問題はない。過時効処理を行った鋼板も本発明の範囲に属する。

【0053】

なお、本発明では、上述のようにして製造された冷延鋼板に対し、めっき処理を施すことにより、鋼板表面にめっき皮膜を形成することができる。例えば、めっき処理として、鋼板表面に熔融亜鉛めっき処理を施して熔融亜鉛めっき皮膜を形成し、あるいはかような熔融亜鉛めっき処理後、さらに合金化処理を施すことにより、合金化熔融亜鉛めっき皮膜を形成してもよい。このとき、熔融亜鉛めっきと焼鈍を一つのライン内で行ってもよい。その他、Zn-Ni電気合金めっき等の電気めっきにより、めっき皮膜を形成してもよい。

10

【実施例】

【0054】

以下、実施例について説明する。

表1に示す成分組成になる溶鋼を、連続鑄造して、厚み：280mmのスラブ（鋼素材）とした。

ついで、得られたスラブを、表1に示す Ac_3 点以上のオーステナイト単相域のスラブ加熱温度に加熱した後、表2に示す温度で仕上げ圧延し、同じく表2に示す温度で巻き取って、板厚：2.8mmの熱延鋼板とした。

20

ついで、酸洗後、鋼板表面のスケールを除去し、表2に示す圧下率で冷間圧延した後、焼鈍を施した。

なお、一部の冷延鋼板については、490 の亜鉛めっき浴（0.1%Al-Zn）中に浸漬し、片面での付着量：45g/m²の熔融亜鉛めっき皮膜を両面に形成したのち、530 で合金化処理を行い、合金化熔融亜鉛めっき鋼板とした。

【0055】

【表 1】

鋼記号	成分 (mass%)													Ac ₃ 点 (°C)	備考		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	B	Cu	Cr	Mo			Sb	その他
A	0.0012	0.19	1.95	0.074	0.007	0.041	0.0024	0.039	-	-	-	-	-	-	-	887	適合鋼
B	0.0025	0.18	1.96	0.074	0.008	0.042	0.0025	0.038	-	-	-	-	-	-	-	886	適合鋼
C	0.0033	0.19	1.95	0.075	0.007	0.041	0.0024	0.039	-	-	-	-	-	-	-	886	適合鋼
D	0.0068	0.19	1.95	0.075	0.008	0.041	0.0024	0.038	-	-	-	-	-	-	-	885	比較鋼
E	0.0019	0.21	1.20	0.075	0.011	0.055	0.0015	0.041	-	-	-	-	-	-	-	903	適合鋼
F	0.0018	0.21	1.20	0.076	0.011	0.055	0.0016	-	0.043	-	-	-	-	-	-	897	適合鋼
G	0.0016	0.22	1.20	0.075	0.011	0.055	0.0014	0.012	0.025	-	-	-	-	-	-	899	適合鋼
H	0.0028	0.51	1.55	0.021	0.004	0.065	0.0035	0.015	0.042	0.0015	0.18	0.02	-	-	-	908	適合鋼
I	0.0027	0.51	1.56	0.022	0.004	0.065	0.0034	0.015	-	0.0016	0.19	0.02	-	-	-	909	適合鋼
J	0.0028	0.52	1.55	0.021	0.004	0.065	0.0034	-	0.048	0.0015	0.18	0.03	-	-	-	908	適合鋼
K	0.0022	0.23	2.05	0.074	0.009	0.052	0.0018	0.042	-	0.0005	-	-	-	-	-	882	適合鋼
L	0.0021	0.50	2.04	0.074	0.009	0.051	0.0019	0.042	-	0.0015	-	-	0.12	-	-	903	適合鋼
M	0.0021	0.95	2.04	0.075	0.009	0.052	0.0018	0.043	-	0.0015	-	-	-	-	-	928	比較鋼
N	0.0026	0.51	1.26	0.007	0.013	0.041	0.0031	0.002	0.120	0.0016	0.220	0.05	-	-	-	913	比較鋼
O	0.0025	0.51	1.18	0.007	0.012	0.061	0.0021	0.002	0.046	0.0016	0.220	0.05	-	0.015	-	919	適合鋼
P	0.0026	0.51	1.18	0.008	0.008	0.062	0.0021	0.002	0.001	0.0016	0.220	0.05	-	-	-	920	比較鋼
Q	0.0017	0.23	2.03	0.077	0.011	0.051	0.0019	0.042	-	0.0012	-	-	-	-	-	892	適合鋼
R	0.0017	0.23	3.10	0.077	0.011	0.051	0.0019	0.042	-	0.0012	-	-	-	-	-	870	比較鋼
S	0.0013	0.16	1.95	0.078	0.011	0.035	0.0024	0.048	-	0.0009	0.092	-	-	-	Ni:0.04	887	適合鋼
T	0.0015	0.21	2.05	0.075	0.007	0.045	0.0021	0.045	-	0.0009	0.093	-	0.05	-	Sn:0.0035	887	適合鋼
U	0.0021	0.20	1.91	0.071	0.006	0.049	0.0018	0.033	-	0.0008	0.106	-	-	0.011	As:0.0012	887	適合鋼
V	0.0028	0.18	1.92	0.076	0.005	0.064	0.0015	0.036	-	0.0011	0.120	-	-	-	Co:0.0038, Ca:0.0015	886	適合鋼
W	0.0031	0.48	1.46	0.016	0.006	0.015	0.0035	0.015	0.039	-	0.142	0.03	0.12	-	V:0.012, Mg:0.0015, W:0.0020	908	適合鋼
X	0.0015	0.52	1.58	0.024	0.005	0.065	0.0025	0.009	0.052	-	0.251	0.02	-	0.005	Zr:0.02, REM:0.012, Cs:0.0036, Hf:0.001	909	適合鋼
Y	0.0021	0.56	1.62	0.011	0.002	0.055	0.0031	0.007	0.046	-	0.280	0.03	-	-	Pb:0.0011, Ta:0.0051	910	適合鋼

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

表1

【表 2】

表2

No.	鋼記号	熱間圧延			冷間圧延・焼鈍		備考
		スラブ加熱温度(°C)	仕上げ圧延終了温度(°C)	熱延巻取温度(°C)	冷延圧延率(%)	焼鈍温度(°C)	
1	A	1260	925	650	55	820	発明例
2	B	1250	925	650	55	820	発明例
3	C	1250	925	650	55	820	発明例
4	D	1250	926	650	55	820	比較例
5	E	1250	924	620	65	800	発明例
6	F	1240	915	620	65	800	発明例
7	G	1240	916	620	65	800	発明例
8	H	1240	915	620	65	800	発明例
9	I	1240	916	<u>460</u>	50	800	比較例
10	J	1240	915	660	60	800	発明例
11	K	1210	922	680	60	800	発明例
<u>12</u>	L	1210	922	<u>850</u>	60	860	比較例
13		1210	922	660	60	860	発明例
<u>14</u>		1210	922	660	<u>35</u>	860	比較例
<u>15</u>		1210	<u>810</u>	660	60	840	比較例
<u>16</u>		1210	922	620	60	<u>660</u>	比較例
<u>17</u>	M	1230	918	650	65	840	比較例
<u>18</u>	N	1230	918	650	65	840	比較例
19	O	1230	918	600	55	840	発明例
<u>20</u>	P	1230	918	640	55	840	比較例
21	Q	1230	918	620	65	840	発明例
<u>22</u>	R	1190	935	640	65	840	比較例
23	S	1210	934	680	65	800	発明例
24	T	1260	935	660	70	800	発明例
25	U	1240	935	580	65	780	発明例
26	V	1180	899	620	60	880	発明例
27	W	1160	912	640	60	820	発明例
28	X	1200	925	660	65	840	発明例
29	Y	1210	913	620	70	860	発明例

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0057】

上記のようにして得られた冷延鋼板から試験片を採取し、組織の観察を行うとともに、機械的性質についての評価を行った。

【0058】

(1) 組織観察

得られた冷延鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を鏡面研磨して、ナイトール腐食液でフェライト粒を現出させた。

フェライト粒径については、組織写真を100倍で撮影し、板厚方向、圧延方向にそれぞれ

10

20

30

40

50

れ10本の線を実際の長さで100 μm以上の間隔で引き、粒界と線との交点の数を数えた。全線長を交点の数で割ったものをフェライト粒一つあたりの線分長とし、線分長の実際の長さに1.13を乗じてASTMフェライト粒径を求めた。算出したフェライト粒径を表3に示す。

フェライト粒の圧延方向と板厚方向の長さの比については、圧延方向に引いた線と粒界の交点の数を数え、圧延方向の全線長を交点の数で割ったものをフェライト粒一つあたりの圧延方向の線分長とした。また、同様にしてフェライト粒一つあたりの板厚方向の線分長を求めた。そして、これらの圧延方向の線分長と板厚方向の線分長との比（圧延方向の線分長 / 板厚方向の線分長）をアスペクト比として示した。

また、この断面でのフェライト粒3000個の結晶方位をEBSDで測定し、粒界で隣接する2つの結晶の方位差を測定した。この方位差が15°以上である粒界の長さを全体の粒界長さで割り、その割合（%）をもとめ、大角粒界の割合とした。

10

【0059】

(2) 引張試験

得られた冷延鋼板から、圧延方向に対して平行方向を引張方向とするJIS 5号引張試験片（JIS Z 2201）を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠した引張試験を行い、引張強さ（TS）と伸び（EL）を測定した。測定結果を表3に示す。

なお、TSは440MPa以上である場合に合格とした。

【0060】

(3) r値測定

得られた冷延鋼板から、引張方向が圧延方向（0°）、斜め方向（45°）、垂直方向（90°）となるようにJIS 5号引張試験片を採取し、予歪み12%で歪みを与え、板厚と板幅を測定し、r値を測定した。平均r値とrを、以下の計算式に従って、それぞれ算出した。算出結果を表3に示す。

20

なお、r値は1.5以上、rは0.8以下の場合に、優れた深絞り加工性を有することを示す。

$$r = (r_{0} + 2r_{45} + r_{90}) / 4$$

$$r = (r_{0} + r_{90}) / 2 - r_{45}$$

【0061】

【表 3】

表3

No.	鋼記号	組織観察			板厚 (mm)	機械的性質				備考
		フェライト粒 径 (μm)	アスペクト比	大角粒界の割合 (%)		TS (MPa)	EL(%)	r値	Δr	
1	A	15	1.2	65	1.3	451	36	1.8	0.3	発明例
2	B	14	1.3	63	1.3	465	35	1.7	0.4	発明例
3	C	12	1.4	60	1.3	477	34	1.8	0.5	発明例
4	<u>D</u>	<u>6</u>	<u>2.6</u>	<u>45</u>	1.3	485	33	1.4	0.9	比較例
5	E	16	1.3	75	1.0	458	35	1.8	0.4	発明例
6	F	15	1.4	70	1.0	462	35	1.8	0.2	発明例
7	G	13	1.3	65	1.0	467	35	1.8	0.1	発明例
8	H	12	1.4	70	1.0	462	35	1.8	0.3	発明例
9	I	8	<u>3.1</u>	<u>45</u>	1.4	488	33	1.4	1.2	比較例
10	J	16	1.3	65	1.1	455	36	1.8	0.1	発明例
11	K	9	1.2	65	1.1	441	37	1.7	0.1	発明例
12	L	48	1.2	<u>40</u>	1.1	456	33	1.4	0.9	比較例
13	L	13	1.3	68	1.1	456	35	1.8	0.3	発明例
14	L	51	1.3	<u>35</u>	1.8	474	33	1.3	0.9	比較例
15	L	9	<u>2.8</u>	<u>42</u>	1.1	465	35	1.3	1.2	比較例
16	L	16	<u>3.1</u>	<u>38</u>	1.1	455	36	1.3	1.3	比較例
17	<u>M</u>	<u>6</u>	1.8	<u>35</u>	1.0	478	34	1.4	1.0	比較例
18	<u>N</u>	9	<u>2.8</u>	60	1.0	477	34	1.6	1.2	比較例
19	O	13	1.4	65	1.3	468	35	1.8	0.3	発明例
20	<u>P</u>	9	1.2	<u>45</u>	1.3	473	34	1.3	1.1	比較例
21	Q	14	1.2	60	1.0	462	35	1.7	0.2	発明例
22	<u>R</u>	13	1.9	<u>47</u>	1.0	458	35	1.4	0.5	比較例
23	S	15	1.3	58	1.0	466	35	1.8	0.1	発明例
24	T	14	1.3	55	0.8	452	36	1.9	0.2	発明例
25	U	13	1.4	61	1.0	453	36	1.7	0.1	発明例
26	V	14	1.2	68	1.1	458	35	1.8	0.2	発明例
27	W	12	1.3	72	1.1	467	35	1.8	0.3	発明例
28	X	11	1.3	59	1.0	455	36	1.7	0.3	発明例
29	Y	13	1.2	63	0.8	462	35	1.8	0.3	発明例

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0062】

表3の結果から、発明例の鋼板のサンプルは、機械的性質のいずれについても優れた結果を示すことがわかる。一方、比較例のサンプルは、機械的性質のいずれかについて所望の効果が得られないことがわかった。

【産業上の利用可能性】

【0063】

本発明によれば、高い引張強さを有しつつ、従来に比べて深絞り加工性、ひいてはプレス加工性が大幅に向上した冷延鋼板を得ることが可能となり、産業上格段の効果を奏する。

。

10

20

30

40

フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

テーマコード(参考)

B 2 1 B 3/02

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA04 EA09 EA10 EA11 EA13 EA14 EA16 EA17
EA18 EA19 EA20 EA23 EA24 EA25 EA26 EA27 EA29 EA31
EA32 EA35 EA36 FA02 FA03 FB00 FC04 FE00 FG00 GA05
JA02 JA07