

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4507851号
(P4507851)

(45) 発行日 平成22年7月21日(2010.7.21)

(24) 登録日 平成22年5月14日(2010.5.14)

(51) Int.Cl.	F 1		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 U	
C 2 2 C 38/12 (2006.01)	C 2 2 C 38/12		
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60		
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	F	
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00	A	

請求項の数 9 (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2004-337514 (P2004-337514)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成16年11月22日(2004.11.22)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2005-187939 (P2005-187939A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成17年7月14日(2005.7.14)	(74) 代理人	100105968
審査請求日	平成19年9月27日(2007.9.27)		弁理士 落合 憲一郎
(31) 優先権主張番号	特願2003-407124 (P2003-407124)	(74) 代理人	100130834
(32) 優先日	平成15年12月5日(2003.12.5)		弁理士 森 和弘
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(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	長滝 康伸
			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】 高強度冷延鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、C:0.004~0.02%、Si:1.5%以下、Mn:3%以下、P:0.15%以下、S:0.02%以下、sol .Al:0.1~1.5%、N:0.001~0.007%、Nb:0.03~0.2%、残部Feおよび不可避の不純物からなる組成を有し、平均粒径10μm以下のフェライト粒からなり、直径50nm以上のNb(C,N)の単位面積当りの平均個数(平均面積密度と呼ぶ)が 7.0×10^{-2} 個/μm²以下であり、かつ前記フェライト粒の粒界に沿って、幅が0.2~2.4μmであり、NbCの平均面積密度が前記フェライト粒の中央部に析出したNbCの平均面積密度の60%以下である領域が形成されていることを特徴とする高強度冷延鋼板。

【請求項 2】

さらに、質量%で、sol .Al:0.2~0.6%であることを特徴とする請求項1に記載の高強度冷延鋼板。

【請求項 3】

下記式(1)を満足することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度冷延鋼板。

$$([\text{Nb}]/[\text{C}]) \times (12/93) \geq 1 \dots (1)$$

ここで、[Nb]と[C]は、それぞれNbとCの含有量(質量%)を表す。

【請求項 4】

さらに、質量%で、B:0.0001~0.003%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高強度冷延鋼板。

【請求項 5】

さらに、質量%で、Cu:0.5%以下、Ni:0.5%以下、Mo:0.3%以下、Cr:0.5%以下、Ti:0.04%以下の中から選ばれた一種、または二種以上の元素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高強度冷延鋼板。

【請求項6】

さらに、質量%で、Sb:0.2%以下、Sn:0.2%以下のうち一種または二種の元素を含有し、かつ下記式(2)を満足することを特徴とする請求項1~5のいずれかに記載の高強度冷延鋼板。

$$0.002 \quad [Sb]+1/2 \times [Sn] \quad 0.2 \quad \dots(2)$$

ここで、[Sb]と[Sn]は、それぞれSbとSnの含有量(質量%)を表す。

【請求項7】

さらに、請求項1~6のいずれかに記載の鋼板表面に亜鉛系めっき層を有することを特徴とする亜鉛めっき鋼板。

【請求項8】

請求項1~6のいずれかに記載の組成を有する鋼スラブを、下記式(3)および(4)を満足する加熱温度SRTで加熱後、熱間圧延を行い熱延鋼板とする工程と、該熱延鋼板を酸洗し、冷延後、再結晶温度以上のフェライト単相からなる温度域で焼鈍する工程と、を有することを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法。

$$SRT \quad 1350 \quad \dots(3)$$

$$1050 \quad SRT \quad \{ 770+([sol.AI]-0.085)^{0.24} \times 820 \} \quad \dots(4)$$

ここで、[sol.AI]は、sol.AIの含有量(質量%)を表す。

【請求項9】

さらに、請求項8に記載の製造方法が、亜鉛系めっき処理を施す工程を有することを特徴とする亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車、家電製品等に使用される高強度冷延鋼板、特に340MPa以上の引張強度TSを有するプレス成形性に優れた高強度冷延鋼板、およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

従来より、サイドパネルやドアインナーといった複雑な形状を有し、成形が難しい自動車パネル部品には、深絞り性と張り出し性に優れ、270MPa程度のTSを有するinterstitial free(IF)の冷延鋼板(270E,F)が広く用いられてきた。

【0003】

近年、自動車車体の軽量化や高強度化に対するニーズの一層の高まりから、これらの難成形部品にも340MPa以上、とりわけ390MPa以上のTSを有する高強度冷延鋼板の適用が進みつつある。また、従来より高強度冷延鋼板が適用されていたインナー部品などにおいても同様に一層の高強度化を図り、補強部品の削減や薄肉化により車体を軽量化しようとする動きがある。

【0004】

しかしながら、このような難成形部品の高強度化や薄肉化を図ると、降伏強度YSの増加、加工硬化指数n値の低下および薄肉化に起因する面歪の発生頻度が極端に増加する。この面歪は、プレス成形面のうねりやしわのような欠陥であり、プレス成形品の寸法不良や外観不良の原因となる。したがって、自動車パネル部品のような難成形部品に高強度冷延鋼板を適用する場合は、鋼板には、耐面歪性と張り出し性に優れていることが必要であり、より具体的には、YS 270MPa、 n_{1-10} 0.20であることが望まれている。ここで、 n_{1-10} は引張試験で得られる応力-歪曲線の歪量1%と10%の2点より求めた加工硬化指数である。

【0005】

10

20

30

40

50

降伏比 $YR(=YS/TS)$ を低減する手法としては、CとNを極力低減してTiやNbを添加した鋼を用い、熱間圧延後680以上の温度で巻取ってTiやNbを含む析出物の数を低減して、冷間圧延後の焼鈍時に粒成長を促進させる方法が知られている。また、特許文献1や特許文献2には、Ti添加鋼のCとS量を制御してTi(C,S)を析出させ、微細なTiCの析出を抑制して粒成長を促進させる方法が開示されている。

【0006】

しかし、これらの方法は、TSが270MPa程度の軟質冷延鋼板では有効であるが、粒成長を促進させるとYSの低下と同時にTSも低下するので、TSが340MPa以上の高強度冷延鋼板においては必ずしも有効とはいえない。すなわち、TSが低下した分Si、Mn、Pといった合金元素を添加して強度を補完する必要があるため、製造コストが増加したり、表面欠陥が生じたり、270MPa以下のYSが得られなくなるといった問題が生じる。例えば、結晶粒径を10 μ m程度から20 μ m程度に粗大化した場合、Si、Mn、Pの添加でTSの低下を補完しても、同一のTSを有する従来の高強度冷延鋼板に比べ高々10MPa程度低いYSしか得られないばかりか、耐肌荒れ性や耐二次加工脆性が劣化する。

【0007】

一方、特許文献3や特許文献4には、結晶粒の粗大化を図ることなくYSを低減し、高いn値を得るための技術が開示されている。この技術では、C量を従来の極低炭素鋼板より多い0.004~0.02%程度にし、細粒強化と析出強化を積極的に活用して従来の極低炭素のIF鋼板よりYSが約20MPa低減される。

【0008】

また、特許文献5には、フェライト粒を細粒化しつつ、フェライト粒界近傍の析出物密度を低密度に制御する事により、プレス成形時の成形余裕量を向上させた薄鋼板が開示されている。

【特許文献1】特開平6-108155号公報

【特許文献2】特許3291639号公報

【特許文献3】特開2001-131681号公報

【特許文献4】特開2002-12946号公報

【特許文献5】特開2002-12943号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

しかしながら、特許文献3、4および5に記載の技術により390MPaあるいは440MPa程度のTSを有する高強度冷延鋼板を製造した場合、YSが270MPaを超え、面歪の発生を完全に抑制することが難しくなる。

【0010】

以上から、本発明は上記問題点を解決するためになされたもので、本発明は、YS 270MPa、 n_{1-10} 0.20が得られ、耐面歪性と張り出し性に優れた340MPa以上のTSを有する高強度冷延鋼板およ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】

本発明者等は、高強度冷延鋼板のYSを低減する方法について検討を行ったところ、平均粒径10 μ m以下のフェライト粒からなる組織とし、フェライト粒にはNbCを生成させ、直径50nm以上のNb(C,N)の単位面積当りの平均個数(以下、平均面積密度と称す)を 7.0×10^{-2} 個/ μ m²以下とし、かつフェライト粒の粒界に沿って、幅が0.2~2.4 μ mであり、NbCの平均面積密度がフェライト粒の中央部に析出したNbCの平均面積密度の60%以下、好ましくは20%以下である領域、すなわちPFZを形成させれば、270MPa以下のYS、0.20以上の n_{1-10} 、340MPa以上のTSを有する高強度冷延鋼板が得られることを見出した。

【0012】

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。

[1] 質量%で、C:0.004~0.02%、Si:1.5%以下、Mn:3%以下、P:0.15%以下、S:0.02%以下

10

20

30

40

50

、sol.Al:0.1~1.5%、N:0.001~0.007%、Nb:0.03~0.2%、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有し、平均粒径10 μ m以下のフェライト粒からなり、直径50nm以上のNb(C,N)の単位面積当りの平均個数(平均面積密度と呼ぶ)が 7.0×10^{-2} 個/ μ m²以下であり、かつ前記フェライト粒の粒界に沿って、幅が0.2~2.4 μ mであり、NbCの平均面積密度が前記フェライト粒の中央部に析出したNbCの平均面積密度の60%以下である領域が形成されていることを特徴とする高強度冷延鋼板。

【0014】

[2]前記[1]において、さらに、質量%で、sol.Al:0.2~0.6%であることを特徴とする高強度冷延鋼板。

【0015】

[3]前記[1]または[2]において、下記式(1)を満足することを特徴とする高強度冷延鋼板。

$$([\text{Nb}]/[\text{C}]) \times (12/93) \quad 1 \dots (1)$$

ここで、[Nb]と[C]は、それぞれNbとCの含有量(質量%)を表す。

【0016】

[4]前記[1]~[3]のいずれかにおいて、さらに、質量%で、B:0.0001~0.003%を含有することを特徴とする高強度冷延鋼板。

【0017】

[5]前記[1]~[4]のいずれかにおいて、さらに、質量%で、Cu:0.5%以下、Ni:0.5%以下、Mo:0.3%以下、Cr:0.5%以下、Ti:0.04%以下の中から選ばれた一種、または二種以上の元素を含有することを特徴とする高強度冷延鋼板。

【0018】

[6]前記[1]~[5]のいずれかにおいて、さらに、質量%で、Sb:0.2%以下、Sn:0.2%以下のうち一種または二種の元素を含有し、かつ下記式(2)を満足することを特徴とする高強度冷延鋼板。

$$0.002 \quad [\text{Sb}] + 1/2 \times [\text{Sn}] \quad 0.2 \dots (2)$$

ここで、[Sb]と[Sn]は、それぞれSbとSnの含有量(質量%)を表す。

[7]さらに、前記[1]~[6]のいずれかに記載の鋼板表面に亜鉛系めっき層を有することを特徴とする亜鉛めっき鋼板。

【0019】

[8]前記[1]~[6]のいずれかに記載の組成を有する鋼スラブを、下記式(3)および(4)を満足する加熱温度SRTで加熱後、熱間圧延を行い熱延鋼板とする工程と、該熱延鋼板を酸洗し、冷延後、再結晶温度以上のフェライト単相からなる温度域で焼鈍する工程と、を有することを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法。

$$\text{SRT} \quad 1350 \quad \dots (3)$$

$$1050 \quad \text{SRT} \quad \{ 770 + ([\text{sol.Al}] - 0.085)^{0.24} \times 820 \} \quad \dots (4)$$

ここで、[sol.Al]は、sol.Alの含有量(質量%)を表す。

[9]さらに、[8]に記載の製造方法が、亜鉛系めっき処理を施す工程を有することを特徴とする亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0020】

本発明によれば、YS 270MPa、 n_{1-10} 0.20が得られ、耐面歪性と張り出し性に優れた340MPa以上のTSを有する高強度冷延鋼板を得ることができる。そして、本発明により得られる高強度冷延鋼板は、例えば、自動車パネル部品に最適である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0021】

以下、本発明を詳細に説明する。

【0022】

1.Nbを含む析出物の制御

本発明の高強度冷延鋼板本発明者等は、平均粒径10 μ m以下のフェライト粒からなる組

10

20

30

40

50

織とし、直径50nm以上のNb(C,N)の平均面積密度を 7.0×10^{-2} 個/ μm^2 以下とし、かつフェライト粒の粒界に沿って、幅が0.2~2.4 μm であり、NbCの平均面積密度がフェライト粒の中央部に析出したNbCの平均面積密度の60%以下、好ましくは20%以下である領域、すなわちPFZを形成させることとする。

【0023】

ここで、上記の直径50nm以上のNb(C,N)は、熱間圧延段階で直径50nm前後の大きさで析出しており、冷間圧延後の焼鈍においても大きく成長することはなく、フェライト粒内に均一に析出した析出物である。

【0024】

また、フェライト粒の中央部に析出したNbCは、焼鈍時に析出した直径10nm前後の微細な析出物であり、PFZに析出したNbCは、熱間圧延時に均一に析出した直径2nm前後の極めて微細な析出物が焼鈍時にオストワルド成長し、直径50nm前後に成長した析出物である。

10

【0025】

なお、NbCとNb(C,N)の平均面積密度の測定は、加速電圧300kVの透過電子顕微鏡を用い5,610倍の倍率で観察し、以下のようにして行った。

【0026】

フェライト粒内にほぼ均一に析出した直径50nm以上のNb(C,N)については、フェライト粒内の任意の50箇所を選び、各々の箇所において直径2 μm の正円内におけるNb(C,N)の個数を測定し単位面積当たりの個数(面積密度)を求めて、平均する。

【0027】

フェライト粒の中央部に析出したNbCについても、上記と同様な方法で求める。

20

【0028】

PFZに析出したNbCについては、オストワルド成長した任意の50個を選び、それぞれのNbCについてNbCとそれに近接する粒界とに内接する円を設定し、この正円内のNbCの個数を測定し面積密度を求めて、平均する。

【0029】

また、PFZの幅は、上記50個の正円の直径を平均して求める。

【0030】

本発明の高強度冷延鋼板では、直径10nm前後の微細なNbCが高密度で析出している硬質なフェライト粒中央部の領域と直径50nm前後の粗大なNbCが低密度で析出している軟質なフェライト粒界に沿ったPFZが形成され、この軟質なPFZが変形初期に低応力で変形を開始するために、低YSと高n値が得られると考えられる。また、フェライト粒中央部の領域は硬質なので、高TSが維持される。

30

【0031】

また、上述したように、熱間圧延時に均一に析出した直径2nm前後の極めて微細なNbCは、冷間圧延後、連続焼鈍ライン(CAL)や連続亜鉛メッキライン(CGL)で行われる焼鈍時に再結晶フェライト粒の粒界上でオストワルド成長して直径50nm前後に粗大化するので、粒界移動が促進され、PFZが形成されると考えられる。

【0032】

結晶粒を著しく粗大化させないためには、再結晶直後のフェライト粒をできるだけ微細にすることが好ましい。また、これによってPFZをより効果的に形成できる。

40

【0033】

次に組成について、説明する。

【0034】

本発明の高強度冷延鋼板として、例えば、質量%で、C:0.004~0.02%、Si:1.5%以下、Mn:3%以下、P:0.15%以下、S:0.02%以下、sol.Al:0.1~1.5%、N:0.001~0.007%、Nb:0.03~0.2%、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成の冷延鋼板が上げられる。特に、NbCやNb(C,N)の制御には、C、Nb、sol.Alが重要な役割を果たすので、C、Nb、sol.Alの順で限定理由を説明する。

【0035】

50

C:Cは、Nbと結合するのでNbCやNb(C,N)の制御に重要な役割を演ずる。上記のようにNbCやNb(C,N)を制御するには、C量を0.004~0.02%、より好ましくは0.004~0.01%とする必要がある。

【0036】

Nb:上記のようにNbCやNb(C,N)を制御するには、Nb量を0.03%以上とする必要がある。また、その量が0.2%を超えると圧延負荷が増大して生産性が低下したり、コスト増にもなるので、Nb量は0.2%以下にする必要がある。

【0037】

なお、r値を高めるには、 $([Nb]/[C]) \times (12/93)$ 1とすることが好ましく、 $([Nb]/[C]) \times (12/93)$ を1.5~3.0とすることがより好ましい。

10

【0038】

sol.Al量:上記のようにC量を0.004~0.02%、Nb量を0.03~0.2%にしても、必ずしもYS 270MPaが得られない場合がある。この原因は、熱間圧延時に形成された粗大なNb(C,N)によると考えられる。すなわち、上述したように、直径50nm前後の粗大なNb(C,N)は熱間圧延時に形成されるが、サイズが大きく、かつフェライト粒における固溶限もNbCと比べると小さいので、その後の焼鈍時にはオストワルド成長し難く、PFZの形成を阻害しYSの低下を妨げると考えられる。

【0039】

そこで、本発明者等は、直径50nm以上の粗大なNb(C,N)の生成を抑制し、PFZの形成に有効なNbCの生成を促進させるための方法を検討したところ、sol.Al量を0.1%以上添加することが有効であることを見出した。

20

【0040】

従来より、鋼中のNはAlと結合してAINとして存在していると考えられていたが、C量が0.004%以上、Nb量が0.03%以上の鋼では、Nb(C,N)の析出反応が著しく促進され、AINが析出する以前の仕上げ圧延時にNb(C,N)の析出が進行する。そこで、Alを0.1%以上含有させることで、Nb(C,N)が析出する前にAINを析出させれば、PFZの形成に有効なNbCの析出を促進できることになる。

【0041】

図1に、YS、r値、n値とsol.Al量の関係を示す。

【0042】

図1の結果は、C:0.0060%、Si:0~0.45%、Mn:1.5~2%、P:0.02%、S:0.002%、N:0.003%、B:0.0005%、Nb:0.11%、sol.Al:0.01~1.7%の鋼を溶製しスラブとした後、このスラブを1150と1250に加熱後、域で板厚3mmに熱間圧延して560で巻取り、さらに板厚0.8mmに冷間圧延して820で80secの焼鈍を行って冷延鋼板を製造して、YS、r値、n値を測定して求めたものである。なお、予め求めたSi、Mn、sol.Alの1%あたりのTS上昇量、それぞれ86MPa、33MPa、32.5MPaより、Si、Mn、Al量を調整してTSがほぼ440MPaと一定になるようにした。具体的には、 $[Si]+[Mn]/2.6+[sol.Al]/2.6$ を1.25%にした。ここで、[M]は元素Mの含有量(質量%)を表す。

30

【0043】

また、比較として、C:0.0020%、Si:0.75%、Mn:2%、P:0.02%、S:0.002%、N:0.003%、B:0.0005%、Nb:0.015%、Ti:0.03%の鋼を溶製し、同様の条件で製造した従来の極低炭素冷延鋼板のYS、r値、n値も合わせて図1に示す。

40

【0044】

図1より、C量が0.004%以上、Nbが0.03%以上の冷延鋼板では、従来の極低炭素冷延鋼板に比べ、低いYS、高いn値とr値が得られることがわかる。特に、sol.Al量を0.1~1.5%にすると、YSは270MPa以下、 n_{1-10} は0.20以上となる。また、sol.Al量を0.2~0.6%にすると、スラブ加熱温度が1250、1150のいずれの場合でもYSが260MPa以下とより一層低くなる。なお、フェライト粒はsol.Al量が0.1%以下の場合と同様、十分に微細であった。

【0045】

なお、sol.Al量が0.1%未満の場合、PFZの形成を阻害する直径50nm以上の粗大Nb(C,N)が

50

多く認められていたのに対し、sol.Al量が0.1~1.5%の範囲では、この粗大Nb(C,N)が平均面積密度で $0 \sim 7.0 \times 10^{-2}$ 個/ μm^2 と大幅に減り、PFZの形成が促進されていることが分かった。

【0046】

sol.Al量を0.1%以上にするとr値が大きくなり向上する原因は必ずしも明確ではないが、Alそのものによる冷間圧延時の変形帯の生成挙動や微量残存する固溶C等に何らかの影響を及ぼしていると考えられる。

【0047】

以上より、sol.Al量は0.1~1.5%、好ましくは0.2~0.6%とする。

【0048】

Si:Siは、固溶強化により強度を上昇させる元素であり、必要に応じて添加できる。しかし、その量が1.5%を超えると延性や耐二次加工脆性の劣化、YSの上昇を招くため、Si量は1.5%以下とする。なお、Siの添加は冷延鋼板の化成処理性の劣化、溶融亜鉛めっき鋼板の外観不良を招くため、Si量は0.5%以下とすることが望ましい。なお、強度の上昇には、Si量を0.003%以上とすることが好ましい。

10

【0049】

Mn:Mnは、Siと同様に固溶強化により強度を上昇させる元素であり、また、赤熱脆性を防止する元素であるので、必要に応じて添加できる。しかし、その量が3%を超えると延性の低下、YSの上昇を招くため、Mn量は3%以下とする。なお、亜鉛めっき鋼板において、良好なめっき外観を得るために、Mn量は2%以下とすることが望ましい。なお、強度の上昇には、Mn量を0.1%以上とすることが好ましい。

20

【0050】

P:Pは、鋼の強化に有効な元素である。しかし、その過剰の添加は耐二次加工脆性や延性の劣化、YSの上昇を招くため、P量は0.15%以下とする。また、亜鉛めっき鋼板においては、合金化処理性を著しく劣化させ、めっきの密着不良を招くため、P量は0.1%以下とすることが望ましい。なお、強度の上昇には、P量を0.01%以上とすることが好ましい。

【0051】

S:Sは、硫化物として鋼中に存在する。その量が過剰に含まれると延性の劣化を招くため、S量は0.02%以下とする。デスクレーン性の観点からはS量を0.004%以上とすることが望ましく、また、延性の観点からはS量は0.01%以下とすることが望ましい。

30

【0052】

N:Nは、上記した0.1~1.5%のsol.Alにより完全にAINとして析出させる必要があるため、N量は0.007%以下とする。また、N量は、少ないほど好ましいが、現状の製鋼技術では0.001%未満にすることは不可能であるので0.001%以上とする。

【0053】

なお、残部はFeおよび不可避的不純物である。

【0054】

以上の元素に加え、B:0.0001~0.003%、Cu:0.5%以下、Ni:0.5%以下、Mo:0.3%以下、Cr:0.5%以下、Ti:0.04%以下、Sb:0.2%以下、Sn:0.2%以下のグループから選ばれた少なくとも一種の元素を含有させることが、以下の理由により望ましい。

40

【0055】

B:耐二次加工脆性の向上のために、B量を0.0001%以上にすることが効果的である。しかし、その量が0.003%を超えるとその効果は小さく、圧延負荷の増大を招くので、B量は0.001~0.003%とする。

【0056】

Cu、Ni、Mo、Cr:強度の上昇、耐二次加工脆性の向上、r値の向上を図るために、Cu量を0.5%以下、Ni量を0.5%以下、Mo量を0.3%以下、Cr量を0.5%以下の範囲で添加できる。しかし、Cu、Cr、Niは高価な元素であるばかりか、0.5%を超えると表面品質を劣化させる。Moは耐二次加工脆性を劣化させることなく強度を上昇させることができるが、0.3%を超えるとYSを増加させる。なお、Cu、Cr、Niを添加する場合は、いずれの量も0.03%以上とす

50

ることが好ましい。また、Moを添加する場合は、Mo量を0.05%以上とすることが好ましい。さらに、Cuを添加する場合は、NiをCuと等量含有させることが望ましい。

【0057】

Ti:r 値を向上させるために、Ti量を0.04%以下の範囲で添加できる。しかし、その量が0.04%を超えると粗大なTi含有の析出物が増加して強度の低下を招くばかりか、AINの一部がTi含有析出物に置き換えられ、YSの低下を阻害する。なお、Tiを添加する場合は、Ti量を0.005%以上とすることが好ましい。

【0058】

Sb、Sn:亜鉛めっき鋼板のめっき外観、めっき密着性、耐疲労特性、絞り部の靱性などを向上させるために、Sb量を0.2%以下、Sn量を0.2%以下の範囲で、かつ $0.002 \times [\text{Sb}] + 1/2 \times [\text{Sn}] \geq 0.2$ を満足させるように添加することが効果的である。ここで、[Sb]と[Sn]は、それぞれSbとSnの含有量(質量%)を表す。Sb、Snの添加により、スラブ加熱時、熱間圧延後の巻取り時、CALやCGLによる焼鈍時、および付加的な中間焼鈍時において表層窒化や酸化が防止されるため、めっきムラが抑制されるとともに、めっき密着性が改善される。また、めっき浴中での亜鉛酸化物の付着が防止されるため、めっき外観も向上する。しかし、その量が0.2%を超えるとSb、Snそれ自体がめっき密着性を劣化させ、靱性も低下させる。

10

【0059】

次に本発明の耐面歪性と張り出し性に優れた340MPa以上のTSを有する高強度冷延鋼板の製造方法について説明する。

20

【0060】

本発明の高強度冷延鋼板は、本発明範囲にある成分組成の鋼スラブを、下記の式(3)および(4)を満足する加熱温度SRTで加熱後熱間圧延して熱延鋼板とする工程と、熱延鋼板を酸洗、冷延後、再結晶温度以上のフェライト単相からなる温度域で焼鈍する工程とを有する製造方法によって製造できる。

$$\text{SRT} \geq 1350 \quad \dots (3)$$

$$1050 \leq \text{SRT} \leq \{ 770 + ([\text{sol. Al}] - 0.085)^{0.24} \times 820 \} \quad \dots (4)$$

ここで、[sol. Al]は、sol. Alの含有量(質量%)を表す。

【0061】

図1に示すように、sol. Al量が0.1-0.6%の場合は、熱間圧延に先立つスラブの加熱温度SRTを1150 としたときの方が、1250 の場合に比べ、より低いYSが得られる。

30

【0062】

そこで、図1の結果を得るために用いた上記の鋼を用い、SRTを変えて冷延鋼板を作製し、SRT、sol. Al量とYSの関係を調査した。得られた結果を図2に示す。

【0063】

図2に示すように、sol. Al:0.1-0.6%、かつ $\text{SRT} \leq \{ 770 + ([\text{sol. Al}] - 0.085)^{0.24} \times 820 \}$ とすると、260MPa以下のより低いYSが得られることがわかる。これは、SRTを制御してAINの溶解を抑制することにより、熱間圧延時にNb(C,N)の析出が完全に抑制されるためと考えられる。また、このとき粒径が10 μ m以下の微細なフェライト粒が得られた。

40

【0064】

SRTが1050 未満では、圧延負荷が高くなり生産効率が低下し、1350 を超えると表面酸化が顕著になり表面品質が劣化するので、 $1350 \leq \text{SRT} \leq \{ 770 + ([\text{sol. Al}] - 0.085)^{0.24} \times 820 \}$ とする必要がある。

【0065】

優れた表面品質を付与するためには、スラブ加熱時に生成する一次スケールのみならず熱間圧延時に生成する二次スケールについても十分に除去することが望ましい。なお、熱間圧延時には、パーヒーターなどによる加熱を行うこともできる。

【0066】

熱間圧延後の巻取温度は、PFZの形成やr値に影響を及ぼす。PFZをより効果的に形成させるには微細なNbCを析出させる必要があり、高いr値を得るには固溶Cを十分に低減する

50

必要がある。それには、巻取温度は480～700 とすることが好ましく、500～600 とすることがより好ましい。

【0067】

冷間圧延時の冷圧率は、高い方が好ましいが、85%を超えると圧延負荷が高くなり生産性を低下させるため、85%以下が好ましい。

【0068】

焼鈍温度は、高いほど粒界近傍でのNbCの粗大化が促進され、より低いYS、より高いn値が得られるため、820 以上とすることが好ましい。焼鈍温度が再結晶温度未満の場合、十分な低いYSや高いn値が得られないので、焼鈍温度は少なくとも再結晶温度以上とする必要がある。ただし、Ac1変態点を超えると、オーステナイトが生成し、その後のフェライトへの変態により著しく細粒化してYRは高くなるので、焼鈍温度はAc1変態点以下のフェライト単相の温度域とする必要がある。

10

【0069】

焼鈍時間は、長いほど粒界移動が顕著になりPFZの生成が促進されるので、40sec以上の均熱時間が取れるようにすることが望ましい。

【0070】

焼鈍後の冷延鋼板には、電気めっきまたは溶融めっきによって亜鉛系めっき鋼板とすることもできる。めっき後も同様な成形性が得られる。亜鉛系めっきとしては、純亜鉛めっき、合金化亜鉛めっき(亜鉛めっき後に合金化加熱処理された亜鉛めっき)、亜鉛-ニッケル合金めっき等が挙げられる。また、めっき後に有機皮膜処理を施しても同様な成形性が得られる。

20

【実施例1】

【0071】

表1に示す成分の鋼A-Vを溶製後、230mm厚のスラブに連続鋳造した。このスラブを1090～1325 に加熱後、表2に示す熱延条件で熱間圧延して板厚3.2mmの熱延板とした。この熱延板を冷間圧延して板厚0.8mmの冷延板とし、引き続き表2に示す焼鈍条件で連続焼鈍ライン(CAL)、溶融亜鉛めっきライン(CGL)、箱焼鈍(BAF)により焼鈍を行い、伸長率0.5%の調質圧延を行って、試料1-27を作製した。

【0072】

CGLでは、焼鈍後460 で溶融亜鉛めっき処理を行い、直ちにインライン合金化処理炉で500 に加熱してめっき層の合金化処理を行った。このときのめっき目付量は片面あたり45g/m²であった。

30

【0073】

作製した試料より圧延方向、圧延方向に対して45°方向、圧延方向に対して90°方向よりJIS5号試験片を採取し、引張試験を行い、YS、 n_{1-10} 、r値、TSの特性の平均値を次の式から求めた。

特性Vの平均値= $([V0]+2[V45]+[V90])/4$

ここで、[V0]は鋼板圧延方向の特性Vの値、[V45]は鋼板圧延方向に対して45°方向の特性Vの値、[V90]は鋼板圧延方向に対して90°方向の特性Vの値を表す。

【0074】

また、フェライト粒の結晶粒径を、圧延方向に平行な板厚断面においてJIS切断法により圧延方向、板厚方向、圧延方向と45°方向の粒径を測定し、その平均値で求めた。NbCやNb(C,N)のサイズや平均面積密度については、上述した方法により求めた。

40

【0075】

結果を表2に示す。

【0076】

【表 1】

(質量%)

鋼番号	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Nb	B	others	Nb/C
A	0.0065	0.17	1.7	0.052	0.003	0.12	0.0026	0.095	-	-	1.9
B	0.0067	0.17	1.6	0.050	0.005	0.28	0.0023	0.101	-	-	1.9
C	0.0064	0.13	1.6	0.037	0.002	0.75	0.0022	0.103	-	-	2.1
D	0.0064	0.10	1.6	0.022	0.002	1.20	0.0014	0.098	-	-	2.0
E	0.0043	0.003	0.14	0.013	0.001	0.21	0.0026	0.075	-	-	2.3
F	0.0055	0.05	0.85	0.045	0.004	0.21	0.0026	0.075	-	-	1.8
G	0.0097	0.06	1.9	0.035	0.003	0.75	0.0025	0.130	-	-	1.7
H	0.0040	0.25	1.2	0.068	0.006	0.35	0.0016	0.043	-	-	1.4
I	0.0155	0.10	0.6	0.057	0.004	0.34	0.0034	0.162	-	-	1.3
J	0.0052	0.25	1.6	0.041	0.004	0.52	0.0034	0.081	0.0002	-	2.0
K	0.0055	0.25	1.6	0.042	0.005	0.51	0.0024	0.094	0.0018	-	2.2
L	0.0068	0.18	1.4	0.051	0.005	0.30	0.0021	0.102	0.0004	Cu:0.2,Ni:0.2	1.9
M	0.0080	0.18	1.3	0.047	0.001	0.30	0.0022	0.099	0.0003	Cr:0.2,Mo:0.3,Ti:0.01	1.6
N	0.0077	0.18	1.7	0.050	0.005	0.30	0.0037	0.103	0.0004	Sn:0.01,Sn:0.003	1.7
O	0.0067	0.25	1.9	0.042	0.005	0.045	0.0029	0.101	-	-	1.9
P	0.0067	0.01	1.9	0.005	0.005	1.62	0.0028	0.105	-	-	2.0
Q	0.0018	0.25	2.4	0.044	0.008	0.03	0.0025	0.024	-	-	1.7
R	0.0250	0.10	1.8	0.040	0.006	0.23	0.0025	0.200	-	-	1.0
S	0.0055	1.70	0.3	0.005	0.002	0.15	0.0025	0.070	-	-	1.6
T	0.0050	0.01	3.5	0.010	0.004	0.18	0.0022	0.070	-	-	1.8
U	0.0056	0.01	0.7	0.160	0.001	0.19	0.0024	0.065	-	-	1.5
V	0.0045	0.15	1.7	0.060	0.004	0.25	0.0020	0.024	-	-	0.7

【 0 0 7 7 】

10

20

30

40

【 表 2 】

No.	鋼番	熱延条件		焼鈍条件		焼鈍 ライン	機械特性				7.5μm平 均粒径 (μm)	PFZの幅 (μm)	50nm以上のNb(CN) 析出物の平均面積密 度(個/μm ²)	770 +([%Al]-0.085) ^{0.24} ×820 ※	備考
		SRT (°C)	CT (°C)	AT (°C)	YS (MPa)		n ₁₋₁₀	r値	TS (MPa)						
1	A	1100	560	830	CGL	269	0.202	1.81	442	7.2	0.35	0.049	1137	本発明例	
2		1090	560	830	CGL	253	0.216	1.88	441	7.5	0.55	0.000	1324	本発明例	
3		1230	560	830	CGL	257	0.212	1.86	442	7.3	0.58	0.005	1324	本発明例	
4	B	1280	560	830	CGL	259	0.211	1.86	443	7.1	0.50	0.020	1324	本発明例	
5		1230	490	865	CGL	255	0.215	1.83	447	6.3	0.60	0.000	1324	本発明例	
6		1230	495	865	CAL	257	0.213	1.98	446	6.6	0.75	0.006	1324	本発明例	
7	C	1230	560	830	CGL	264	0.207	1.96	444	7.3	0.44	0.029	1350	本発明例	
8	D	1220	560	830	CGL	269	0.203	1.94	442	7.4	0.39	0.030	1350	本発明例	
9	E	1220	620	865	CGL	169	0.219	1.90	340	8.0	1.30	0.012	1268	本発明例	
10	F	1230	580	855	CGL	205	0.217	1.87	396	7.8	0.50	0.010	1268	本発明例	
11		1230	500	720	BAF	198	0.219	1.91	397	6.5	0.45	0.006	1268	本発明例	
12	G	1200	500	865	CGL	262	0.211	1.93	451	6.4	0.25	0.040	1350	本発明例	
13	H	1220	525	800	CAL	263	0.202	1.86	446	8.1	0.37	0.008	1350	本発明例	
14	I	1230	560	830	CGL	269	0.200	1.90	441	6.2	0.32	0.010	1350	本発明例	
15	J	1230	570	850	CAL	258	0.209	2.05	444	6.9	0.52	0.027	1350	本発明例	
16	K	1220	580	855	CAL	259	0.210	2.11	446	6.7	0.41	0.014	1350	本発明例	
17	L	1250	580	850	CGL	254	0.214	1.97	444	7.4	0.49	0.000	1337	本発明例	
18	M	1250	610	850	CGL	265	0.208	1.94	448	6.5	0.38	0.000	1337	本発明例	
19	N	1220	580	855	CGL	259	0.210	1.90	446	7	0.42	0.008	1337	本発明例	
20	O	1220	560	830	CGL	279	0.193	1.73	445	7.4	0.22	0.116	-	比較例	
21	P	1230	560	830	CGL	276	0.192	1.93	444	7.5	0	0.045	1350	比較例	
22	Q	1230	620	830	CGL	294	0.181	1.57	443	11.4	0	0.010	-	比較例	
23	R	1220	590	860	CGL	314	0.190	1.62	472	6.3	0	0.064	1286	比較例	
24	S	1220	560	830	CGL	302	0.193	1.78	485	7.8	0.05	0.042	1196	比較例	
25	T	1220	560	820	CGL	353	0.132	1.92	444	4.8	0	0.055	1236	比較例	
26	U	1220	560	830	CGL	311	0.193	1.79	482	7.6	0.08	0.053	1247	比較例	
27	V	1230	560	830	CGL	320	0.160	1.25	442	10.0	0	0.012	1302	比較例	

※1350°Cを超えるものは1350°Cとした。

10

20

30

40

【 0 0 7 8 】

50

本発明例である試料1-19では、いずれも270MPa以下のYS、0.20以上の n_{1-10} が得られる。また、 r 値は1.8以上と高い。特に、sol.Alが0.1-0.6%の範囲で、スラブ加熱温度が適正化された試料2~6、9~11、15~17、19では、260MPa以下のYSが得られる。なお、本発明例では、いずれもPFZの形成を阻害する直径50nm以上の粗大Nb(C,N)の平均面積密度は 7.0×10^{-2} 個/ μm^2 以下であり、粒界部分には0.2-2.4 μm の幅を有するPFZが形成されていた。

【0079】

一方、比較例の試料20-27では、直径50nm以上の粗大Nb(C,N)の平均面積密度、PFZのいずれかが満たされていないため、YSが高く、 n 値が低い。すなわち、sol.Al量の少ない試料20では、YSが270MPaを超え、 n 値が0.20未満で、 r 値が1.8未満である。sol.Alが過剰に添加されている試料21では、YSが270MPaを超え、 n 値が0.20未満である。また、C、Si、Mn、Pが本発明の範囲外である試料23、24、25、26では、YSが270MPaを大きく超える。Nbが本発明の範囲外である試料27は、YSが270MPaを大きく超え、 n 値は0.20未満と低く、 r 値も大幅に低下している。

10

【0080】

従来の極低炭素高強度冷延鋼板に相当する試料22では、YSが270MPaを大きく超え、 n 値が0.20未満である。

【0081】

なお、本発明例である試料1-19のフェライト粒径はいずれも10 μm 未満であり、従来例である試料22のフェライト粒径11.4 μm と比べて微細である。このため、本発明例の試料1-19は耐肌荒れ性や耐二次加工脆性にも優れている。

20

【産業上の利用可能性】

【0082】

自動車パネル部品以外の、例えば家電および建築などで、耐面歪性と張り出し性及び高強度が必要とされる分野でも好適である。

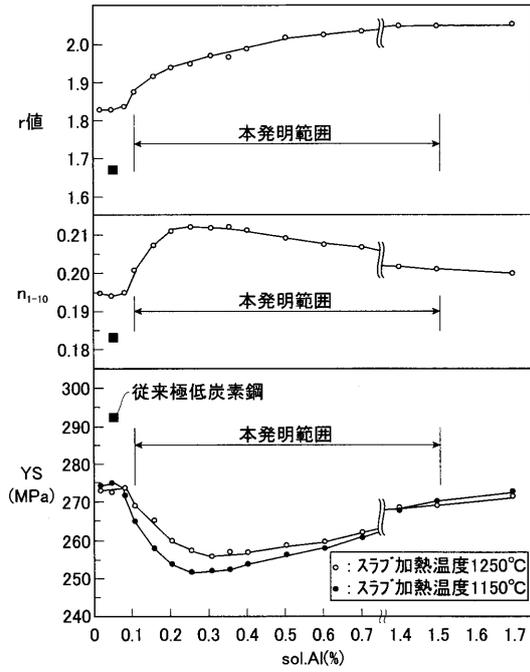
【図面の簡単な説明】

【0083】

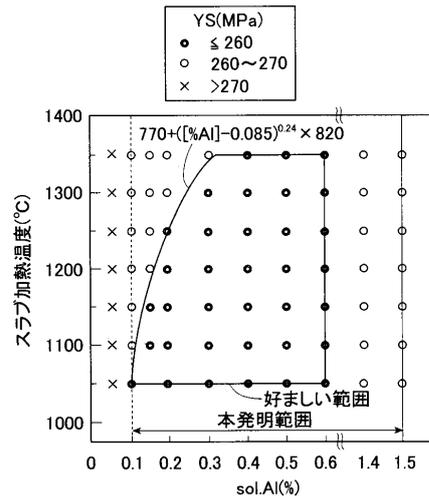
【図1】YS、 n 値、 r 値とsol.Al量の関係を示す図である。

【図2】スラブ加熱温度、sol.Al量とYSの関係を示す図である。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

- (72)発明者 田中 靖
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 原田 耕造
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 安藤 壽規
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 北野 総人
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 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開2002-012943(JP,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 - 9 / 4 8