

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4858232号
(P4858232)

(45) 発行日 平成24年1月18日(2012.1.18)

(24) 登録日 平成23年11月11日(2011.11.11)

(51) Int.Cl.	F I		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 T	
C 2 2 C 38/12 (2006.01)	C 2 2 C 38/12		
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58		
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	J	
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00	A	
請求項の数 7 (全 14 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2007-49647(P2007-49647)
 (22) 出願日 平成19年2月28日(2007.2.28)
 (65) 公開番号 特開2008-214657(P2008-214657A)
 (43) 公開日 平成20年9月18日(2008.9.18)
 審査請求日 平成21年7月27日(2009.7.27)

(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
 (74) 代理人 100105968
 弁理士 落合 憲一郎
 (74) 代理人 100130834
 弁理士 森 和弘
 (72) 発明者 小林 崇
 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 奥田 金晴
 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】 高張力冷延鋼板、高張力亜鉛めつき鋼板およびそれらの製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

成分組成は、質量%で、C：0.004～0.008%、Si：0.1%以下、Mn：0.5～2.5%、P：0.02～0.10%、S：0.02%以下、Al：0.01～0.08%、N：0.005%以下を含み、下記式(1)を満足するようにNbを含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなり、組織は、平均結晶粒径が20μm以下のフェライト単相組織であり、該フェライト単相組織において、アシキュラーフェライトの分率が体積比で95%超えである高張力冷延鋼板。

$$1.0 \left(\frac{[Nb]}{93} \right) / \left(\frac{[C]}{12} + \frac{[N]}{14} \right) \leq 3.0 \quad (1)$$

ただし、[Nb]、[C]、[N]はそれぞれNb、C、Nの含有量(質量%)を示す

10

【請求項2】

成分組成は、質量%で、C：0.004～0.008%、Si：0.1%以下、Mn：0.5～2.5%、P：0.02～0.10%、S：0.02%以下、Al：0.01～0.08%、N：0.005%以下を含み、下記式(2)および下記式(3)を満足するようにTiおよびNbを含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなり、組織は、平均結晶粒径が20μm以下のフェライト単相組織であり、該フェライト単相組織において、アシキュラーフェライトの分率が体積比で95%超えである高張力冷延鋼板。

$$1.0 \left(\frac{[Ti]}{48} \right) / \left(\frac{[N]}{14} \right) \leq 3.0 \quad (2)$$

$$1.0 \left(\frac{[Nb]}{93} \right) / \left(\frac{[C]}{12} \right) \leq 3.0 \quad (3)$$

20

ただし、[Ti]、[N]、[Nb]、[C]はそれぞれTi、N、Nb、Cの含有量(質量%)を示す

【請求項3】

さらに、質量%で、B:0.0003~0.0030%を含有する請求項1または2に記載の高張力冷延鋼板。

【請求項4】

さらに、質量%で、Cu:0.05~0.5%、Ni:0.05~0.5%、Cr:0.05~0.5%、Mo:0.05~0.5%の中から選ばれた1種または2種以上の元素を含有する請求項1~3のいずれかに記載の高張力冷延鋼板。

【請求項5】

請求項1~4のいずれかに記載の高張力冷延鋼板の表面に亜鉛めっき層を備えてなることを特徴とする高張力亜鉛めっき鋼板。

【請求項6】

請求項1~4のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを、1100~1300の温度に再加熱し、 Ar_3 変態点以上の仕上温度で熱間圧延し、次いで、酸洗、冷間圧延した後に、(Ac_3 変態点)~(Ac_3 変態点+50)の温度で焼鈍し、次いで、600までの平均冷却速度が下記式(4)を満足する冷却速度で冷却することを特徴とする高張力冷延鋼板の製造方法。

$$CR = 14 - 10 \ln [Mn] \quad (4)$$

ただし、CRは平均冷却速度(/s)、[Mn]はMnの含有量(質量%)を示す。

【請求項7】

請求項1~4のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを、1100~1300の温度に再加熱し、 Ar_3 変態点以上の仕上温度で熱間圧延し、次いで、酸洗、冷間圧延した後に、(Ac_3 変態点)~(Ac_3 変態点+50)の温度で焼鈍し、次いで、600までの平均冷却速度が下記式(5)を満足する冷却速度で冷却し、次いで、亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする高張力亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$CR = 14 - 10 \ln [Mn] \quad (5)$$

ただし、CRは平均冷却速度(/s)、[Mn]はMnの含有量(質量%)を示す。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車部品等に使用される、絞り成形性および耐二次加工脆性に優れた高張力冷延鋼板、高張力亜鉛めっき鋼板およびそれらの製造方法に関し、特に、370MPa以上の引張強度を有する高張力冷延鋼板、高張力亜鉛めっき鋼板およびそれらの製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

例えば、自動車のパネル部品などのように、形状が複雑で成形加工が難しい難成形部品には、極低碳素鋼中の侵入型固溶原子を析出物として固定し、プレス成形性を大きく向上させた、いわゆるIF(interstitial free)タイプの冷延軟鋼板が広く用いられてきた。しかし、近年では、自動車車体に対する軽量化と高強度化の要求の高まりから、自動車の内板パネル等の難成形部品を対象として、引張強度(TS)370MPa級以上の高張力冷延鋼板の適用が検討されている。また、既に引張強度(TS)370MPa級の高張力冷延鋼板が使用されている部品においても、より強度の高い高張力鋼板を適用することで、補強部品の削減や薄肉化を通じたさらなる車体の軽量化を推進する動きがある。

【0003】

IFタイプの冷延鋼板は、塑性歪比(r値)が高く、高延性、非時効性といった特長を有しており、深絞り成形を要するような成形難度の高い部品に対して、非常に好適な素材である。しかしながら、IFタイプの素材鋼板を高強度化し、難成形部品に使用すると、厳しい成形加工を受けた部位が、成形加工後、さらに変形を受ける際に脆性破壊しやすくなる

10

20

30

40

50

、いわゆる二次加工脆性が高まる懸念がある。侵入型固溶元素を析出固定したIF鋼は、結晶粒界が清浄であるため本質的に粒界強度が低い。ゆえに、このようなIF鋼で、固溶強化等の強化機構により鋼母相の高強度化を図ると、粒界強度は相対的にさらに低下することになり、二次加工による脆化が一段と生じ易くなる。

【0004】

鋼板の耐二次加工脆性を向上させる手段としては、鋼中にCを固溶させ、結晶粒界の強度を高める方法が知られている。しかし、鋼中に固溶Cが存在する非IFタイプの鋼板では、プレス成形性の限界制約から、成形加工の厳しい自動車パネル部品に対する適用は困難であることが多い。

【0005】

特許文献1および2には、TiおよびNbを添加した極低炭素鋼において、TiとNbあるいはMnとPの含有量比率を所定の範囲に制御して微量のCを鋼中に固溶させ、耐二次加工脆性を向上させた深絞り用高強度冷延鋼板に関する技術が開示されている。

【0006】

特許文献3には、できるだけC量を低減した鋼にTiを添加してIF鋼とし、さらにNbを添加することによって微細なNbCを析出させ、結晶粒界を鋸歯状にすることで耐たて割れ性を向上させた高r値高張力冷間圧延鋼板に関する技術が開示されている。

【特許文献1】特開平5-214487号公報

【特許文献2】特開2000-192188号公報

【特許文献3】特開平2-175837号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

しかしながら、特許文献1および2に記載の技術では、時効硬化による特性劣化の懸念が払拭できない上、得られる鋼板の耐二次加工脆性も十分な水準に達していない。

【0008】

特許文献3に記載の技術では、得られる鋼板のr値の水準が十分ではなく、最近の自動車内板パネル部品のような難成形部品に対しては、その適用が限定されるといった問題がある。

【0009】

ここで、一般に、鋼の脆化は低温で顕在化する。通常の自動車においても、寒冷地を走行する機会がままあるため、薄鋼板といえども、自動車用の鋼板には十分な耐二次加工脆性が必要とされる。特に、絞り成形の厳しい難成形部品に高張力冷延鋼板を適用する場合、その高張力冷延鋼板には、絞り成形性と耐二次加工脆性の双方に優れていることが要求され、一層の車体軽量化の観点からは、370MPa以上の引張強度を有することが求められる。

【0010】

本発明は、かかる事情に鑑み、自動車内板パネル部品等の絞り加工の厳しい部材に使用可能な、絞り成形性および耐二次加工脆性に優れた深絞り用高張力冷延鋼板、高張力垂鉛めっき鋼板およびそれら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】

発明者らは、上記問題点を解決するため、鋼の成分組成とミクロ組織が鋼板の絞り成形性と耐二次加工脆性に及ぼす影響について研究調査を重ねた。その結果、鋼板の成分組成とミクロ組織を所定の範囲内に調製することにより、絞り成形性および耐二次加工脆性に優れた高張力冷延鋼板が得られることを見出した。

本発明は、以上の知見に基づいてなされたものであり、その要旨は以下のとおりである。

[1] 成分組成は、質量%で、C：0.004～0.008%、Si：0.1%以下、Mn：0.5～2.5%、P：0.02～0.10%、S：0.02%以下、Al：0.01～0.08%、N：0.005%以下を含み、下記式(1)を満足するようにNbを含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、組織は、平均結晶粒径

10

20

30

40

50

が20 μm以下のフェライト単相組織であり、該フェライト単相組織において、アシキュラーフェライトの分率が体積比で95%超えである高張力冷延鋼板。

$$1.0 \leq ([\text{Nb}]/93) / ([\text{C}]/12 + [\text{N}]/14) \leq 3.0 \quad (1)$$

ただし、[Nb]、[C]、[N]はそれぞれNb、C、Nの含有量(質量%)を示す

[2]成分組成は、質量%で、C:0.004~0.008%、Si:0.1%以下、Mn:0.5~2.5%、P:0.02~0.10%、S:0.02%以下、Al:0.01~0.08%、N:0.005%以下を含み、下記式(2)および下記式(3)を満足するようにTiおよびNbを含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、組織は、平均結晶粒径が20 μm以下のフェライト単相組織であり、該フェライト単相組織において、アシキュラーフェライトの分率が体積比で95%超えである高張力冷延鋼板。

$$1.0 \leq ([\text{Ti}]/48) / ([\text{N}]/14) \leq 3.0 \quad (2)$$

$$1.0 \leq ([\text{Nb}]/93) / ([\text{C}]/12) \leq 3.0 \quad (3)$$

ただし、[Ti]、[N]、[Nb]、[C]はそれぞれTi、N、Nb、Cの含有量(質量%)を示す

[3]前記[1]または[2]において、さらに、質量%で、B:0.0003~0.0030%を含有する高張力冷延鋼板。

[4]前記[1]~[3]のいずれかにおいて、さらに、質量%で、Cu:0.05~0.5%、Ni:0.05~0.5%、Cr:0.05~0.5%、Mo:0.05~0.5%の中から選ばれた1種または2種以上の元素を含有する高張力冷延鋼板。

[5]前記[1]~[4]のいずれかに記載の高張力冷延鋼板の表面に亜鉛めっき層を備えてなることを特徴とする高張力亜鉛めっき鋼板。

[6]前記[1]~[4]のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを、1100~1300の温度に再加熱し、Ar₃変態点以上の仕上温度で熱間圧延し、次いで、酸洗、冷間圧延した後に、(Ac₃変態点)~(Ac₃変態点+50)の温度で焼鈍し、次いで、600 までの平均冷却速度が下記式(4)を満足する冷却速度で冷却することを特徴とする高張力冷延鋼板の製造方法。

$$\text{CR} \leq 14 - 10 \ln [\text{Mn}] \quad (4)$$

ただし、CRは平均冷却速度(/s)、[Mn]はMnの含有量(質量%)を示す。

[7]前記[1]~[4]のいずれかに記載の成分組成を有する鋼スラブを、1100~1300の温度に再加熱し、Ar₃変態点以上の仕上温度で熱間圧延し、次いで、酸洗、冷間圧延した後に、(Ac₃変態点)~(Ac₃変態点+50)の温度で焼鈍し、次いで、600 までの平均冷却速度が下記式(5)を満足する冷却速度で冷却し、次いで、亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする高張力亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$\text{CR} \leq 14 - 10 \ln [\text{Mn}] \quad (5)$$

ただし、CRは平均冷却速度(/s)、[Mn]はMnの含有量(質量%)を示す。

なお、本明細書において、鋼の成分を示す%は、すべて質量%である。また、本発明において、「高張力冷延鋼板」あるいは「高張力亜鉛めっき鋼板」とは、引張強度が370MPa以上である冷延鋼板あるいは亜鉛めっき鋼板である。

【発明の効果】

【0012】

本発明によれば、絞り成形性および耐二次加工脆性に優れた高張力冷延鋼板あるいは高張力亜鉛めっき鋼板が得られる。本発明により得られる鋼板は、引張強度370MPa級以上と高強度であり、かつ、深絞り用鋼板として優れた性能を有するため、内板パネル等の自動車部品等の素材として好適に使用される。

【発明を実施するための最良の形態】

【0013】

以下、本発明を詳細に説明する。

まず、本発明の高張力冷延鋼板の成分組成について説明する。

C:0.004~0.008%

Cは、鋼の高強度化に必要な元素である。所望の鋼板強度を得るためには0.004%以上含有

10

20

30

40

50

することが必要である。一方、Cの含有量が0.008%を超えると、鋼板の絞り成形性が低下する。よって、Cの含有量は0.004%以上0.008%以下とする。好ましくは、0.005%以上0.007%以下である。

【0014】

Si : 0.1%以下

Siは、固溶強化により鋼の強度を高める作用を持つ元素であるが、Siの含有量が0.1%を超えると、鋼板の表面性状が顕著に劣化する。そのため、Siの含有量は0.1%以下とする。好ましくは、0.05%以下である。

【0015】

Mn : 0.5 ~ 2.5%

Mnは、固溶強化により鋼の強度を増す作用を有する元素であり、鋼の焼入性を高めてポリゴンアルフェライトの生成を抑制する効果も有する。所望の鋼板強度を確保するために0.5%以上を含有させる。一方、2.5%を超える過度のMnの含有は、鋼板の絞り成形性やめっき性を低下させる。以上より、Mnの含有量は0.5%以上2.5%以下とする。鋼板組織中に所望の分率のアシキュラーフェライトを安定的に得るためには、Mnの含有量は1.0%以上が好ましく、1.5%以上がより好ましい。

【0016】

P : 0.02 ~ 0.10%

Pは、固溶強化により鋼を高強度化する元素である。所望の鋼板強度を確保するためには0.02%以上の添加が必要である。一方、0.10%を超える多量のPの含有は、鋼板の耐二次加工脆性を低下させるとともに、溶接性やめっき性も低下させる。よって、Pの含有量は0.02%以上0.10%以下とする。鋼板の強度と靱性をバランス良く保つためには、Pの含有量は0.04%以上0.08%以下が好ましい。

【0017】

S : 0.02%以下

Sは、鋼中に不純物として存在する元素であり、極力低減することが好ましい。特に0.02%を超える多量のSは、鋼板の成形性を大きく低下させるとともに、耐二次加工脆性も低下させる。そのため、Sの含有量は0.02%以下とする。好ましくは、0.01%以下である。

【0018】

Al : 0.01 ~ 0.08%

Alは、鋼の脱酸のために添加される元素である。Alの含有量が0.01%未満では十分な脱酸効果が得られない。一方、Alの含有量が0.08%を超えると、前記脱酸効果は飽和する上、介在物の増加によって鋼板の表面欠陥の増加を招く。よって、Alの含有量は0.01%以上0.08%以下とする。好ましくは、0.02%以上0.06%以下である。

【0019】

N : 0.005%以下

Nは、鋼中に不純物として存在する元素であり、極力低減することが好ましい。特に0.005%を超える多量のNは、鋼板の成形性を大きく低下させるため、Nの含有量は0.005%以下とする。

【0020】

Nb : 1.0 ([Nb] / 93) / ([C] / 12 + [N] / 14) 3.0

Nbは、本発明において最も重要な元素である。Nbは、CやNを炭化物あるいは窒化物として析出固定して鋼板の成形性を向上させる。さらに、結晶粒の微細化を通じて鋼板の絞り成形性と耐二次加工脆性の改善に寄与する効果もある。また、固溶NbあるいはNb系析出物の存在により、アシキュラーフェライトの生成を促進する作用も認められる。このような析出物の形成による成形性向上効果を十分に得るためには、CとNの原子当量以上のNb添加が必要である。一方、多量に添加しても効果が飽和する上、過度のNbの含有は鋼板の製造性を大きく悪化させる。よって、Nbの含有量は、CとNとの原子当量比で1.0以上3.0以下となる、下記式(1)を満足する範囲とする。好ましくは、CおよびNに対するNbの原子当量比が1.0以上2.0以下となる下記式(2)を満足する範囲である。また、良好な製造性を保

10

20

30

40

50

つためには、Nbの含有量は0.15%以下とするのが好ましい。

$$\text{Nb} : 1.0 \left(\frac{[\text{Nb}]}{93} \right) / \left(\frac{[\text{C}]}{12} + \frac{[\text{N}]}{14} \right) \quad 3.0 \quad (1)$$

$$\text{好ましくは、Nb} : 1.0 \left(\frac{[\text{Nb}]}{93} \right) / \left(\frac{[\text{C}]}{12} + \frac{[\text{N}]}{14} \right) \quad 2.0 \quad (2)$$

ただし、[Nb]、[C]、[N]はそれぞれNb、C、Nの含有量(質量%)である。

【0021】

本発明の鋼板では、Nbの一部をTiにより置換することができる。この場合、上述の1.0 $\left(\frac{[\text{Nb}]}{93} \right) / \left(\frac{[\text{C}]}{12} + \frac{[\text{N}]}{14} \right)$ 3.0に変えて、TiおよびNbを、下記式(3)および下記式(4)の範囲内で含有させることが必要である。

$$\text{Ti} : 1.0 \left(\frac{[\text{Ti}]}{48} \right) / \left(\frac{[\text{N}]}{14} \right) \quad 3.0 \quad (3)$$

$$\text{Nb} : 1.0 \left(\frac{[\text{Nb}]}{93} \right) / \left(\frac{[\text{C}]}{12} \right) \quad 3.0 \quad (4)$$

$$\text{好ましくは、Ti} : 1.0 \left(\frac{[\text{Ti}]}{48} \right) / \left(\frac{[\text{N}]}{14} \right) \quad 2.0 \quad (5)$$

$$\text{Nb} : 1.0 \left(\frac{[\text{Nb}]}{93} \right) / \left(\frac{[\text{C}]}{12} \right) \quad 2.0 \quad (6)$$

ただし、[Ti]、[N]、[Nb]、[C]はそれぞれTi、N、Nb、Cの含有量(質量%)である。

Tiは、Nbと同様に、NやCを窒化物あるいは炭化物として析出固定して鋼板の成形性を向上させる。さらに、結晶粒を微細化して鋼板の絞り成形性と耐二次加工脆性の改善に寄与する効果もある。特に、Tiは、Nを析出固定する作用がNbよりも強いため、Nbの一部に代えてNの析出固定に用いることが好ましい。

Ti系窒化物の形成による成形性向上効果を十分に得るためには、Nの原子当量以上のTi添加が必要である。一方、多量に添加しても効果が飽和する。よって、Tiの含有量は、Nとの原子当量比で1.0以上3.0以下の範囲となる、上記式(3)を満足する範囲とする。好ましくは、Nに対するTiの原子当量比が1.0以上2.0以下の範囲となる上記式(5)を満足する範囲である。

析出物の形成や結晶粒の微細化を通じて鋼板の耐二次加工脆性や深絞り性の改善に寄与する作用は、NbのほうがTiよりも強力であるため、Tiを添加する場合でも所定量のNbを含有させる必要がある。ただし、上記の限定に従ってTiを含有する場合、Nbは前記式(1)に代えて、Cとの原子当量比で1.0以上3.0以下の範囲となる、前記式(4)を満足するように含有させる必要がある。好ましくは、Cに対するNbの原子当量比が1.0以上2.0以下の範囲となる上記式(6)を満足する範囲である。

【0022】

上記した成分以外の残部はFeおよび不可避的不純物からなる。

なお、本発明の鋼板は、上記の成分組成とすることで目的とする特性が得られるが、所望の特性に応じて以下の元素を含有することができる。

【0023】

$$\text{B} : 0.0003 \sim 0.0030\%$$

Bは、微量の添加により鋼板の耐二次加工脆性を改善する元素である。このような改善効果を得るためには、Bの含有量は0.0003%以上にすることが必要である。一方、Bの含有量が0.0030%を超えると、前記効果は飽和し、鋼板の成形性低下が顕著となる。よって、Bを含有する場合、その含有量は0.0003%以上0.0030%以下とする。好ましくは、0.0003%以上0.0015%以下である。

【0024】

Cu:0.05~0.5%、Ni:0.05~0.5%、Cr:0.05~0.5%、Mo:0.05~0.5%の中から選ばれた1種または2種以上

Cu、Ni、Cr、Mo、は、それぞれ固溶強化により鋼の強度を増す作用を有する元素であり、鋼の焼入れ性を高めてポリゴナルフェライトの生成を抑制する効果も有する。鋼板強度を増すために含有する場合は、いずれの元素の場合も、0.05%以上必要である。一方、過度の含有は、鋼板の表面性状の悪化やめっき性の低下を招き、経済的にも不利である。よって、含有する場合は、Cuは0.05%以上0.5%以下、Niは0.05%以上0.5%以下、Crは0.05%以上0.5%以下、Moは0.05%以上0.5%以下とする。好ましくは、それぞれ0.05%以上0.3%以下である。また、Cu、Ni、Cr、Moのうちの2種以上を含有する場合には、それらの含有量の

10

20

30

40

50

合計は1.0%以下とすることが好ましく、0.6%以下とすることがより好ましい。

【0025】

次に、本発明の高張力冷延鋼板の組織について説明する。

本発明では、平均結晶粒径が20 μ m以下であるフェライト単相組織を有し、フェライト単相組織において、アシキュラーフェライトの分率は体積比で95%超えである。これは、本発明において、最も重要な要件であり、このような組織を有する高張力冷延鋼板とすることにより、優れた絞り成形性と優れた耐二次加工脆性が得られる。そして、本発明により得られる高張力冷延鋼板は、自動車内板パネル等の自動車部品素材として好適に用いることが可能となる。

【0026】

深絞り用鋼板として必要な絞り成形性を確保するためには、鋼板のミクロ組織は軟質なフェライトの単相組織である必要がある。鋼板中に、マルテンサイト、ベイナイト、パーライト、セメンタイトといった硬質第二相が存在すると、難成形部品の成形加工に耐え得るだけの成形性が確保できない。なお、ここで、フェライトには、アシキュラーフェライトおよびポリゴナルフェライトが含まれる。

【0027】

アシキュラーフェライトの分率が体積比で95%超え

さらに、本発明鋼板のミクロ組織は、優れた耐二次加工脆性を鋼板に付与するために、フェライトの形状はアシキュラーであることが好適である。したがって、本発明では、アシキュラーフェライトの分率は、体積比で95%を超えとする。なお、軟質なポリゴナルフェライトについては、ごく少量であれば鋼板の耐二次加工脆性への悪影響は小さいため、アシキュラーフェライトとの混在は、ポリゴナルフェライトの分率が5%未満であれば許容できる。

なお、本発明でいうアシキュラーフェライトとは、尖った形状を有し、結晶粒の内部に析出した炭化物を含まないフェライト粒をいう。ここで、尖った形状とは、結晶粒断面が直線状または波線状の粒界を有し、結晶粒断面の粒界周長が、当該結晶粒断面の等面積円の円周長の概ね1.5倍以上となるような形状を指す。

【0028】

平均結晶粒径が20 μ m以下

フェライト組織の平均結晶粒径が20 μ mを超える場合には、鋼板の耐二次加工脆性の低下が顕著となる。よって、平均結晶粒径は20 μ m以下とする。より優れた耐二次加工脆性を達成するためには、平均結晶粒径は15 μ m以下が好ましい。なお、鋼板の靱性向上のためには、結晶粒が微細である程有利であるが、極端な結晶粒微細化は成形性の低下を招く上、製造性も大きく損なう。ゆえに、平均結晶粒径は5 μ m以上とすることが好ましい。

なお、上述のアシキュラーフェライトおよびポリゴナルフェライトの組織確認は、鋼板の圧延方向断面のミクロ組織を光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡で撮影した断面組織写真を用いることにより実施できる。アシキュラーフェライトの分率は、断面組織写真における当該粒の占有面積率から求めることができる。また、フェライト組織の平均結晶粒径は、結晶粒度番号から算出できる。

【0029】

次に、本発明の高張力冷延鋼板の製造方法について説明する。

本発明の高張力冷延鋼板は、前記成分組成を有する鋼スラブを、1100~1300 の温度に再加熱し、Ar₃変態点以上の仕上温度で熱間圧延し、次いで、酸洗、冷間圧延した後に、(Ac₃変態点)~(Ac₃変態点+50) の温度で焼鈍し、次いで、600 までの平均冷却速度が下記式(7)を満足する冷却速度で冷却することにより製造される。なお、その他の製造条件は、通常行われている公知の方法で行うことができる。ただし、析出物の最適形成の観点からは、熱間圧延後の巻取温度は500~700 とするのが望ましく、良好な絞り成形性の確保の面からは、冷間圧延の圧下率は50~90%とするのが望ましい。詳細には以下の通りである。

ただし、CRは平均冷却速度（ /s）、[Mn]はMnの含有量（質量%）である。

【0030】

本発明鋼板の素材となる鋼スラブは、前記の成分組成を有する鋼を転炉法により溶製し、連続鋳造法により鋳造してスラブとすることが、生産性ならびにスラブ品質の観点からは好ましいが、その他の手段を用いて製造しても構わない。また、必要に応じて、溶銑予備処理や脱ガス処理に代表される各種予備処理や二次精錬、表面欠陥防止のためのスラブ手入等を実施することが好ましい。

【0031】

スラブ再加熱温度（SRT）：1100～1300

鋼スラブの再加熱温度は、1100～1300 の範囲とする。再加熱温度が1300 を超えると、鋼板の表面性状の劣化を招く上、加熱に要するエネルギーの点からも好ましくない。一方、再加熱温度が1100 未満になると、析出物の溶体化が不十分となり、鋼板に必要な強度および特性を付与し難くなる。そのため、鋼スラブの再加熱温度は1100 以上1300 以下とする。好ましくは、1150 以上1250 以下である。

なお、鋼スラブの再加熱は、常温まで冷却した冷スラブを再加熱してもよいし、鋳造後に降温中の温スラブを直接加熱炉に装入して再加熱してもよい。

【0032】

仕上温度（FT）：Ar₃変態点以上

熱間圧延の仕上温度がAr₃変態点未満の場合には、鋼板の組織が不均一となり、十分な成形性が得られなくなる。そのため、仕上温度はAr₃変態点以上とする。ただし、仕上温度が（Ar₃変態点+100 ）を超えると、結晶粒が粗大化しやすく、鋼板の耐二次加工脆性が低下する懸念が高まる。また、成形性や表面性状の劣化も招きやすい。したがって、仕上温度は（Ar₃変態点+100 ）以下とすることが望ましい。なお、Ar₃変態点は、鋼板サンプルの熱収縮測定により実測して求めることが好ましいが、下記式により鋼の化学組成から概算してもよい。

$$Ar_3() = Kr - 203 [C]^{1/2} + 44.7 [Si] - 15 [Mn] + 350 [P] + 200 [Al] + 200 [Ti] - 10 [Cu] - 15.2 [Ni] - 5.5 [Cr] + 31.5 [Mo]$$

ただし、[C]、[Si]、[Mn]、[P]、[Al]、[Ti]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[Mo]は、それぞれC、Si、Mn、P、Al、Ti、Cu、Ni、Cr、Moの含有量（質量%）、Krは含有元素および冷却条件により定まる定数。

また、所定の仕上温度を確保するために、エッジヒーターあるいはバーヒーター等のシートバー加熱装置を利用してもよい。また、複数のシートバーを接合し、連続して仕上圧延を行ってもよい。

【0033】

酸洗および冷間圧延

熱間圧延後は、常法に従い、酸洗を行って鋼板表面に形成されているスケールを除去し、ついで冷間圧延する。冷間圧延の圧下率は、特に限定するものではないが、通常行われる50～90%程度とすることが好ましい。

【0034】

焼鈍温度：（Ac₃変態点）～（Ac₃変態点+50）

焼鈍冷却後の鋼板組織中に体積比で95%を超える分率のアシキュラーフェライトを得るためには、冷間圧延後の焼鈍工程において、鋼組織が十分に再オーステナイト化するまで加熱する必要がある。そのため、焼鈍温度はAc₃変態点以上とする。一方、焼鈍温度が高すぎると、結晶粒の粗大化を招き耐二次加工脆性が低下する上、十分な絞り成形性も得られなくなる。そのため、焼鈍温度の上限は（Ac₃変態点+50） とする。好ましい上限温度は（Ac₃変態点+30） である。ここで、Ac₃変態点は、鋼板サンプルの熱膨張測定により実測して求めることが好ましいが、下記式により鋼の化学組成から概算してもよい。

$$Ac_3() = Kc - 203 [C]^{1/2} + 44.7 [Si] - 15 [Mn] + 350 [P] + 200 [Al] + 200 [Ti] - 10 [Cu] - 15.2 [Ni] - 5.5 [Cr] + 31.5 [Mo]$$

ただし、[C]、[Si]、[Mn]、[P]、[Al]、[Ti]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[

10

20

30

40

50

Mo] は、それぞれC, Si, Mn, P, Al, Ti, Cu, Ni, Cr, Moの含有量(質量%)、Kcは含有元素および加熱条件により定まる定数。

【0035】

冷却速度: $CR = 14 - 10 \ln [Mn]$ ただし、CRは平均冷却速度(/s)、[Mn]はMnの含有量(質量%)である。

焼鈍後のフェライトの再生は、焼鈍温度から600 程度までの温度域における冷却過程で進行する。そのため、鋼板組織中のアシキュラーフェライトの分率を95%超えに調整するためには、焼鈍後の上記温度域での冷却速度を所定の範囲に制御する必要がある。

【0036】

発明者らは、再生フェライトの形態には、前記温度域での冷却速度以外に、鋼中の合金成分量、特にMnの含有量が強く関与すると考えた。Mnは焼入性向上元素、すなわちフェライト変態を遅延・抑制する元素として代表的なものであり、かつ、本発明鋼板が相当量含有する必須の強化元素であるからである。

この考え方の下に、C: 0.006%, Si: 0.04%, P: 0.06%, S: 0.007%, Al: 0.03%, N: 0.003%, Nb: 0.09%を含有し、Mn含有量を種々変化させた鋼板について、アシキュラーフェライトの体積分率に及ぼす焼鈍後600 までの平均冷却速度とMn含有量の影響を調査した。調査結果を図1に示す。図1より、焼鈍後の鋼板組織中にアシキュラーフェライトを体積分率で95%超えを確保するためには、焼鈍後600 までの平均冷却速度を、($14 - 10 \ln [Mn]$) /s以上とする。冷却速度の上限については特に限定する必要はないが、鋼板の形状不良を抑制するためには、50 /s以下の平均冷却速度とするのが好ましい。なお、焼鈍工程については、連続焼鈍ライン(CAL)で実施することが、冷却速度確保および生産性の観点から好ましい。

【0037】

また、焼鈍後、前記冷却を施して得た冷延鋼板は、溶融めっきまたは電気めっきにて亜鉛めっき処理を施して表面に亜鉛めっき層を形成し、高張力亜鉛めっき鋼板とすることもできる。前記した本発明の高張力冷延鋼板の表面に亜鉛めっき層を備えてなる高張力亜鉛めっき鋼板とした場合でも、本発明の効果(優れた絞り成形性と耐二次加工脆性)が十分に得られる。亜鉛めっきとしては、合金化亜鉛めっきや純亜鉛めっきが挙げられる。なお、焼鈍後の前記冷却に引き続き、溶融亜鉛めっき処理を施す場合には、連続溶融亜鉛めっきライン(CGL)にて焼鈍およびめっき処理を行うのが、生産性の観点から好ましく、焼鈍後600 以下まで前記(4)式を満足する速度で冷却後、引き続きめっき処理を行えばよい。焼鈍後あるいはめっき処理後の鋼板には、形状矯正や表面粗度の調整のための調質圧延を加えても良い。また、本発明の鋼板は、亜鉛以外の金属めっきや種々の塗装、潤滑被覆等の各種表面処理を施すことも可能である。

【実施例1】

【0038】

表1に示す成分元素を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる鋼を転炉で溶製し、連続鑄造機で鑄造してスラブとした。次いで、表2に示す条件で鋼スラブを熱間圧延して板厚3.2mmの熱延鋼板を得た。次いで、得られた熱延鋼板を酸洗してデスケーリングした後、冷間圧延して板厚0.75mmの冷延鋼板とした。さらに、得られた冷延鋼板を連続焼鈍ライン(CAL)または連続溶融亜鉛めっきライン(CGL)にて、表2に示す条件で焼鈍、冷却した。このうち、CGLで焼鈍したものは、該冷却後に連続して溶融亜鉛めっき処理を行い、冷延鋼板上に溶融亜鉛めっき層(目付量: 片面あたり45g/m²で両面めっき)を形成し、一部はさらに続けてめっき層を合金化処理し、溶融亜鉛めっき鋼板とした。このようにして得られた表2に示す1~27の冷延鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板に対して、伸長率0.7%の調質圧延を施した後、下記の要領で鋼板の組織を観察し、引張特性および耐二次加工脆性を測定、評価した。

なお、表2中のAr3変態点、およびAc3変態点は、前記の化学組成から算出して得た値である。Ar3変態点を求めるに際しては、Bを含有する場合はKr = 815、Bを含有せずCu、Ni、Cr、Moのいずれか1種以上を含有する場合はKr = 820、これら以外はKr = 825

10

20

30

40

50

とした。また、A c 3 変態点を求めるに際してはK c = 900とした。

【 0 0 3 9 】

鋼板のミクロ組織

鋼板の板幅1/4位置の圧延方向断面における表面から板厚1/4深さの位置の断面組織を光学顕微鏡等により倍率400倍～1000倍にて観察して写真撮影して調査した。アシキュラーフェライトの分率は、前記断面組織写真を画像解析してアシキュラーフェライトの占める面積率を測定し、これをアシキュラーフェライトの体積率とした。また、フェライトの平均結晶粒径は、前記断面組織写真を用いて、JIS G 0551に規定の方法に準拠してフェライト組織全体の結晶粒度を求め、粒度番号から算出した。

【 0 0 4 0 】

引張特性

試験方向が圧延方向と直角になるように採取したJIS Z 2201に規定の5号試験片を用いて、JIS Z 2241に規定の方法に準拠し、引張強度(TS)を測定した。また、日本鉄鋼連盟規格JFS T 2001に準拠して、絞り成形性の指標となる塑性歪比(r値)を測定し、平均塑性歪比(r_m)を求めた。平均塑性歪比 r_m が2.0以上の場合に、絞り成形性に優れる鋼板と判定した。

【 0 0 4 1 】

耐二次加工脆性

直径60mmの円盤状に打ち抜いたブランクを、球径20.64mmの球頭ポンチと孔径24.4mmの円孔ダイスで深絞り成形し、高さ23mmに耳切りして作製した球頭カップを用いて、横向きに静置した所定の試験温度のカップ上に80cmの高さから質量5kgの重錘を自由落下させて球頭カップに衝撃変形を加える二次加工脆性試験を行い、カップが脆性破壊しない最低温度である延性脆性遷移温度(T_c)を測定して評価した。この遷移温度 T_c が-100 以下である場合に、耐二次加工脆性に優れる鋼板と判定した。

以上により得られた結果を製造条件と併せて表2に示す。

【 0 0 4 2 】

10

20

【表 1】

鋼	化学成分 (質量%)														計算式		
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	B	Cu, Ni, Cr, Mo	Eq1	Eq2	Eq3			
A	0.007	0.03	2.5	0.04	0.008	0.05	0.003	0.14	—	—	—	1.89	—	—			
B	0.006	0.04	2.2	0.06	0.006	0.03	0.004	0.10	—	—	—	1.37	—	—			
C	0.005	0.02	1.5	0.08	0.007	0.04	0.002	0.08	—	—	—	1.54	—	—			
D	0.006	0.02	1.8	0.05	0.007	0.04	0.003	0.07	—	0.0005	—	1.05	—	—			
E	0.006	0.02	1.6	0.05	0.007	0.04	0.003	0.08	—	—	Mo:0.15	1.20	—	—			
F	0.004	0.01	2.0	0.06	0.005	0.06	0.002	0.06	—	—	Cr:0.3	1.35	—	—			
G	0.008	0.05	0.6	0.08	0.008	0.03	0.002	0.12	—	0.0010	Cr:0.5	1.59	—	—			
H	0.006	0.03	2.0	0.05	0.009	0.04	0.003	0.08	0.02	—	—	—	1.94	1.72			
I	0.006	0.02	1.8	0.07	0.008	0.04	0.003	0.08	0.02	0.0003	—	—	1.94	1.72			
J	0.006	0.01	1.0	0.05	0.004	0.03	0.004	0.07	0.02	—	Cu:0.2, Ni:0.2	—	1.46	1.51			
K	0.007	0.08	0.8	0.04	0.004	0.04	0.003	0.07	0.03	—	Mo:0.3	—	2.92	1.29			
L	0.006	0.04	1.2	0.06	0.006	0.03	0.004	0.08	0.02	0.0008	Cr:0.3, Mo:0.2	—	1.46	1.72			
M	0.009	0.04	1.6	0.03	0.006	0.02	0.004	0.10	—	—	—	1.04	—	—			
N	0.005	0.04	1.8	0.05	0.006	0.02	0.004	0.06	—	—	—	0.92	—	—			
O	0.006	0.02	2.2	0.04	0.007	0.04	0.003	0.04	0.02	—	—	—	1.94	0.86			

$$\text{Eq1} = ([\text{Nb}]/93) / ([\text{C}]/12 + [\text{N}]/14)$$

$$\text{Eq2} = ([\text{Ti}]/48) / ([\text{N}]/14)$$

$$\text{Eq3} = ([\text{Nb}]/93) / ([\text{C}]/12)$$

ただし、[Nb]、[Ti]、[C]、[N]はそれぞれNb、Ti、C、Nの含有量(質量%)。

【表2】

鋼板	熱延条件			焼鈍条件						ミクロ組織			引張特性		耐二次加工脆性		備考
	スラブ再加熱温度(℃)	仕上温度(℃)	Ac3変態点(℃)	焼鈍温度(℃)	冷却速度*1(℃/s)	Ac3変態点(℃)	Eq4	焼鈍ライン*2	めっき処理*3	相*4	AF分率(%)	平均結晶粒径(μm)	引張強度TS(MPa)	平均塑性歪比 ϵ_m	遷移温度(℃)		
1	1250	860	795	880	8	870	4.8	CAL	無	AF, PF	98	8	456	2.1	-130	本発明例	
2	1250	860	795	860	8	870	4.8	CAL	無	AF, PF	91	7	447	1.9	-90	比較例	
3	1250	860	795	880	4	870	4.8	CAL	無	AF, PF	92	10	433	1.9	-80	比較例	
4	1250	880	805	880	10	880	6.1	CAL	無	AF, PF	96	11	448	2.1	-120	本発明例	
5	1250	880	805	880	8	880	6.1	CGL	GA	AF, PF	96	12	452	2.0	-110	本発明例	
6	1250	880	805	920	15	880	6.1	CAL	無	AF, PF	98	14	451	2.0	-110	本発明例	
7	1250	880	805	960	20	880	6.1	CAL	無	AF	100	22	452	1.7	-80	比較例	
8	1200	900	825	920	20	900	9.9	CAL	無	AF, PF	98	13	421	2.2	110	本発明例	
9	1200	900	825	920	10	900	9.9	CAL	無	AF, PF	96	12	417	2.1	-100	本発明例	
10	1200	900	825	920	30	900	9.9	CAL	無	AF	100	12	423	2.2	-110	本発明例	
11	1050	860	825	920	15	900	9.9	CAL	無	AF, PF	96	21	365	2.0	-80	比較例	
12	1200	880	800	900	10	885	8.1	CAL	無	AF, PF	98	12	442	2.0	-130	本発明例	
13	1200	880	810	900	12	890	9.3	CAL	無	AF, PF	98	10	446	2.2	-120	本発明例	
14	1200	880	810	900	10	890	9.3	CGL	GA	AF, PF	97	11	440	2.0	-100	本発明例	
15	1200	880	810	900	8	890	9.3	CAL	無	AF, PF	93	9	441	1.9	-90	比較例	
16	1150	880	810	920	8	890	7.1	CAL	無	AF, PF	96	15	454	2.1	-110	本発明例	
17	1250	900	820	920	20	905	19.1	CAL	無	AF, PF	97	10	387	2.2	-140	本発明例	
18	1200	880	810	900	10	885	7.1	CAL	無	AF, PF	98	9	448	2.2	-120	本発明例	
19	1200	880	810	900	6	885	7.1	CAL	無	AF, PF	94	9	437	1.9	90	比較例	
20	1200	880	810	900	10	885	7.1	CGL	GI	AF, PF	98	10	443	2.1	-100	本発明例	
21	1200	880	810	920	10	895	8.1	CAL	無	AF, PF	97	10	441	2.1	-130	本発明例	
22	1200	900	810	900	20	890	14.0	CAL	無	AF, PF	97	12	415	2.3	-120	本発明例	
23	1200	920	830	920	20	910	16.2	CAL	無	AF, PF	96	16	410	2.2	-110	本発明例	
24	1200	900	820	920	15	905	12.2	CAL	無	AF, PF	97	13	432	2.1	-120	本発明例	
25	1200	880	800	900	10	875	9.3	CAL	無	AF, PF	96	13	464	1.8	-100	比較例	
26	1200	880	805	900	10	880	8.1	CAL	無	AF, PF	97	17	433	1.7	-90	比較例	
27	1200	880	805	900	10	880	6.1	CAL	無	AF, PF	98	16	436	1.8	-90	比較例	

Eq4=14-10ln[Mn] ただし、[Mn]はMnの含有量(質量%)。

*1) 焼鈍後600℃までの平均冷却速度

*2) CAL:連続焼鈍ライン, CGL:連続溶融亜鉛めっきライン

*3) GA:合金化溶融亜鉛めっき鋼板, GI:非合金化溶融亜鉛めっき鋼板

*4) AF:アキシユア-フェライト, PF:ポリゴンアルフェライト

【0044】

表2より、本発明例の各鋼板は、370MPa以上の引張強度を有し、絞り成形性および耐二次加工脆性に優れた高張力冷延鋼板あるいは高張力溶融亜鉛めっき鋼板となっている。一方、鋼組成あるいは鋼組織が本発明の範囲を外れる比較例の各鋼板は、絞り成形性あるいは耐二次加工脆性のいずれか一つ以上が劣り、深絞り用高張力鋼板としては不適當である。

【産業上の利用可能性】

【0045】

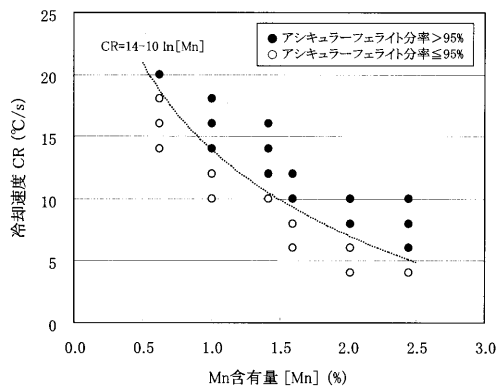
本発明の鋼板は、自動車部品を中心に、優れた絞り成形性と優れた耐二次加工脆性、そして高張力を必要とする各種電気機器などの部品に対して好適に使用できる。

【図面の簡単な説明】

【0046】

【図1】アシキュラーフェライトの体積分率に及ぼす焼鈍後600℃までの平均冷却速度とMn含有量の影響を示す図である。

【図1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 3 C 2/06 (2006.01) C 2 3 C 2/06
C 2 3 C 2/40 (2006.01) C 2 3 C 2/40

(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

審査官 小谷内 章

(56)参考文献 特開2002-012943(JP,A)
特開2001-131692(JP,A)
特開2004-218018(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C 2 1 D 9 / 4 6
C 2 2 C 3 8 / 0 0
C 2 2 C 3 8 / 1 2
C 2 2 C 3 8 / 5 8