

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5071125号
(P5071125)

(45) 発行日 平成24年11月14日(2012.11.14)

(24) 登録日 平成24年8月31日(2012.8.31)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 U
C 2 2 C 38/38	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 T
C 2 1 D 9/48	(2006.01)	C 2 2 C 38/38	
		C 2 1 D 9/48	J

請求項の数 5 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2008-18287 (P2008-18287)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成20年1月29日 (2008.1.29)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2009-179832 (P2009-179832A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成21年8月13日 (2009.8.13)	(74) 代理人	100147485
審査請求日	平成22年8月23日 (2010.8.23)		弁理士 杉村 憲司
		(74) 代理人	100072051
			弁理士 杉村 興作
		(74) 代理人	100114292
			弁理士 来間 清志
		(74) 代理人	100107227
			弁理士 藤谷 史朗
		(74) 代理人	100134005
			弁理士 澤田 達也

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 角筒絞り成形性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法ならびに製品形状に優れた自動車用部品

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.010 ~ 0.050%、

Si : 1.0% 以下、

Mn : 1.5 ~ 3.0%、

P : 0.1% 以下、

S : 0.01% 以下、

Al : 0.005 ~ 0.5%、

Ti : 0.005 ~ 0.05%、

Nb : 0.01 ~ 0.3% および

N : 0.01% 以下

を含み、かつ

Mo : 0.01 ~ 0.5%、

Cr : 0.05 ~ 0.8% および

V : 0.01 ~ 0.2%

のうちから選んだ一種または二種以上を、

$$M = [\%Mn] + 3[\%Mo] + 1.3[\%Cr] + 0.5[\%V] \quad 2$$

を満足する範囲で含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になり、フェライト相を主相とし、体積分率で15%以下のマルテンサイト相を含む混合組織からなる鋼組織を有し

、圧延方向と45°をなす方向のr値(r_D)が1.2以上で、かつ下記式で示される面内異方性(r値)が-1.0 r値 -0.3の範囲を満足することを特徴とする角筒絞り成形性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板。

記

$$r \text{ 値} = (r_L - 2 \times r_D + r_C) / 2$$

但し、 r_L ：圧延方向のr値

r_D ：圧延方向と45°をなす方向のr値

r_C ：圧延方向と90°をなす方向のr値

【請求項2】

降伏比が0.6を超えることを特徴とする請求項1に記載の角筒絞り成形性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板。

10

【請求項3】

鋼板表面にめっき層を有することを特徴とする請求項1または2に記載の角筒絞り成形性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板。

【請求項4】

質量%で、

C：0.010～0.050%、

Si：1.0%以下、

Mn：1.5～3.0%、

P：0.1%以下、

S：0.01%以下、

Al：0.005～0.5%、

Ti：0.005～0.05%、

Nb：0.01～0.3%および

N：0.01%以下

を含み、かつ

Mo：0.01～0.5%、

Cr：0.05～0.8%および

V：0.01～0.2%

のうちから選んだ一種または二種以上を、

$$M = [\%Mn] + 3[\%Mo] + 1.3[\%Cr] + 0.5[\%V] \quad 2$$

を満足する範囲で含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になる鋼スラブを、仕上圧延温度：910～800 で熱間圧延したのち、550～700 の温度でコイルに巻取り、圧下率：55～80%で冷間圧延後、少なくとも300～700 の温度域を10 /s以上の速度で加熱し、800～900 の温度域に120 s以上滞留させるヒートサイクルで連続焼鈍することを特徴とする角筒絞り成形性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

30

【請求項5】

請求項1～3のいずれか1項に記載の高強度冷延鋼板に、角筒絞り成形を施して得たことを特徴とする製品形状に優れた自動車用部品。

【発明の詳細な説明】

40

【技術分野】

【0001】

本発明は、主として自動車の内板、足回り部材、構造部材および構造部材の補強部品としての用途に供して好適な角筒絞り成形性と形状凍結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。

また、本発明に、上記の角筒絞り成形性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板に角筒絞り成形を施して得た製品形状に優れた自動車用部品に関するものである。

【背景技術】

【0002】

内板、足回り部材、構造部材および構造部材の補強部品等のいわゆる箱もの部品を始め

50

とする自動車用部材は、深絞りや曲げ、張出し等を伴ったプレス加工を施して目標とする製品形状に成形されることから、その素材としては深絞り用鋼板が多用されている。また非時効性も自動車部材用素材の重要な要求特性であることから、完全非時効性を兼ね備えた極低炭素Ti添加アルミキルド冷延鋼板が自動車用部材の代表的素材である。

【 0 0 0 3 】

上記した自動車用部材のうち、特に補強部品や箱もの部品には角筒成形性も要求される。そのためには、従来、深絞り性の指標となるランクフォード値（ r 値）が高いだけでなく、 r 値の面内異方性（ r 値）が小さいことが重要とされ、特許文献 1 のような、 r 値が高く、かつ r 値を制御した鋼板が開示されている。しかしながら、上記した鋼板はいずれも $T S$ が 340MPa 以下の軟鋼板である。

10

【特許文献 1】特開 2006-70339 号公報

【 0 0 0 4 】

また、同様に高 r 値（平均 r 値 2.7）化と共に、 r 値に関しては、むしろ r 値が大きい方が角筒成形には有利であるとして、 D 方向（圧延方向と 45° をなす方向）の r 値を、 L 方向（圧延方向）や C 方向（圧延方向と 90° をなす方向）よりも低くすることで、 r 値 0.67 として成形性を改善する技術が、特許文献 2 に開示されている。しかしながら、この鋼板も、 $T S$ は具体的に開示されていないものの、成分的には極低炭素 $I F$ 鋼であり、添加されている合金元素量からも、軟鋼板と推定される。また、この技術では、高 r 値を得るために、熱間圧延を $A r_3$ 変態点以下 ~ 500 の温度域で潤滑圧延で行うが、これは $I F$ 鋼特有の技術であり、この方法を通常の高炭素鋼板に適用すると、圧延負荷が高くなり圧延時のトラブルを誘発し易いという問題がある。

20

【特許文献 2】特許第 3460525 号公報

【 0 0 0 5 】

ところで、近年では、自動車車体の高強度化に伴い、引張強度（ $T S$ ）が 440MPa 以上の高強度鋼板がプレス部品に多用されるようになってきた。そのため、高強度で角筒成形性に優れる鋼板の需要が高まりつつある。

しかも、鋼板を素材とする自動車部品の多くは、前述したとおりプレス成形によって製造されるため、鋼板には優れたプレス成形性が必要とされる他、高強度鋼板を適用した場合には特に、優れた形状性（寸法精度）が併せて要求される。

【 0 0 0 6 】

30

従来、高強度冷延鋼板の成形性と形状性のうち、特に形状性については、鋼板の降伏比 $Y S / T S$ （ $Y S$ は降伏強度）を低くすることが有利とされ、そのためには主としてフェライト相とマルテンサイト相を含む複合組織（Dual-Phase, $D P$ ）鋼板が有効とされている。

特許文献 3 は、 $D P$ 鋼板の製造方法に関するものであるが、この方法では、焼鈍時の冷却に水冷却設備を必須とする不利がある。

また、特許文献 4 は、体積分率で 25% 以下のマルテンサイトを含む $D P$ 鋼で、（ A ） $\{ 100 \} < 011 > \sim \{ 223 \} < 110 >$ 方位群の X 線ランダム強度比の平均値を 4.0 以上、（ B ） $\{ 554 \} < 225 > , \{ 111 \} < 112 >$ および $\{ 111 \} < 110 >$ の 3 つの結晶方位の X 線ランダム強度比の平均値を 3.0 以上、（ A ）/（ B ）4.0 を満足させ、圧延方向かそれと直角方向の r 値のうち少なくとも 1 つを 0.7 以上、 r 値の平均値を 0.8 以上とすることにより、加工性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板を得ようとするものであるが、上記（ A ）を 4.0 以上にすると、平均 r 値が低く、従って深絞り性が低下する点で問題が残る。

40

【特許文献 3】特開 2006 - 233318 号公報

【特許文献 4】特開 2004 - 124123 号公報

【 0 0 0 7 】

その他、特許文献 5 には、平均 r 値を 1.2 以上とし、 r の絶対値を 0.3 以下と小さくした高強度鋼板の製造方法が開示されている。

しかしながら、この方法では、形状性の良好な鋼板を得ることは難しかった。

【特許文献 5】特開 2005 - 120471 号公報

50

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明は、上記の問題を有利に解決するもので、T S が440MPa以上の高強度であっても、優れた角筒絞り成形性および形状性（形状凍結性）を有する高強度冷延鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0009】

さて、発明者らは、上記の課題を解決すべく鋭意検討を重ねた結果、次の述べる知見を得た。

10

すなわち、角筒絞り成形性や形状凍結性を向上させるためには、単に平均r値を高くするだけでなく、角筒のコーナー部に当たる鋼板のD方向のr値を、L方向およびC方向のそれよりも高くするのが有効であること、しかも特に500MPa以上の高強度鋼板では、従来知見とは異なり、鋼板の面内異方性を負側に大きい鋼板とすることで、角筒絞り成形性が有利に向上するとの新規知見を得た。

また、形状凍結性を向上させるには、従来低降伏比型とは逆に、複合組織鋼板であっても高降伏比とすることが有利であるとの知見を得た。

本発明は、上記の知見に立脚するものである。

【0010】

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

20

1. 質量%で、

C : 0.010 ~ 0.050%、

Si : 1.0%以下、

Mn : 1.5 ~ 3.0%、

P : 0.1%以下、

S : 0.01%以下、

Al : 0.005 ~ 0.5%、

Ti : 0.005 ~ 0.05%、

Nb : 0.01 ~ 0.3%および

N : 0.01%以下

30

を含み、かつ

Mo : 0.01 ~ 0.5%、

Cr : 0.05 ~ 0.8%および

V : 0.01 ~ 0.2%

のうちから選んだ一種または二種以上を、

$$M = [\%Mn] + 3[\%Mo] + 1.3[\%Cr] + 0.5[\%V] \quad 2$$

を満足する範囲で含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になり、フェライト相を主相とし、体積分率で15%以下のマルテンサイト相を含む混合組織からなる鋼組織を有し、圧延方向と45°をなす方向のr値（ r_D ）が1.2以上で、かつ下記式で示される面内異方性（r値）が $-1.0 < r \text{ 値} < -0.3$ の範囲を満足することを特徴とする角筒絞り成形性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板。

40

記

$$r \text{ 値} = (r_L - 2 \times r_D + r_C) / 2$$

但し、 r_L : 圧延方向のr値

r_D : 圧延方向と45°をなす方向のr値

r_C : 圧延方向と90°をなす方向のr値

【0011】

2. 降伏比が0.6を超えることを特徴とする上記1に記載の角筒絞り成形性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板。

【0012】

50

3. 鋼板表面にめっき層を有することを特徴とする上記1または2に記載の角筒絞り成形性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板。

【0013】

4. 質量%で、

C : 0.010 ~ 0.050%、

Si : 1.0% 以下、

Mn : 1.5 ~ 3.0%、

P : 0.1% 以下、

S : 0.01% 以下、

Al : 0.005 ~ 0.5%、

Ti : 0.005 ~ 0.05%、

Nb : 0.01 ~ 0.3% および

N : 0.01% 以下

を含み、かつ

Mo : 0.01 ~ 0.5%、

Cr : 0.05 ~ 0.8% および

V : 0.01 ~ 0.2%

のうちから選んだ一種または二種以上を、

$$M = [\%Mn] + 3[\%Mo] + 1.3[\%Cr] + 0.5[\%V] \quad 2$$

を満足する範囲で含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になる鋼スラブを、仕上圧延温度：910 ~ 800 で熱間圧延したのち、550 ~ 700 の温度でコイルに巻取り、圧下率：55 ~ 80% で冷間圧延後、少なくとも300 ~ 700 の温度域を10 /s以上の速度で加熱し、800 ~ 900 の温度域に120 s 以上滞留させるヒートサイクルで連続焼鈍することを特徴とする角筒絞り成形性と形状凍結性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【0014】

5. 上記1 ~ 3のいずれか1項に記載の高強度冷延鋼板に、角筒絞り成形を施して得たことを特徴とする製品形状に優れた自動車用部品。

【発明の効果】

【0015】

本発明によれば、TS 440MPaという高強度冷延鋼板において、優れた角筒絞り成形性と形状凍結性を得ることができる。

また、本発明によれば、上記した高強度冷延鋼板を角筒絞り成形することにより、製品形状に優れた自動車用部品を得ることができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0016】

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、成分に関する「%」表示は特に断らない限り質量%を意味するものとする。

C : 0.010 ~ 0.050%

最終組織を複合組織の鋼板とするためには、少なくとも0.010%のCを必要とする。しかしながら、C量が多いとr値には好ましくないため、Cの上限値は0.050%とした。

【0017】

Si : 1.0% 以下

Siは、固溶強化作用により、鋼材の高強度化に寄与するので、所望とする強度に応じて必要量を添加する。固溶強化の効果を得るには、0.01%以上含有させることが好ましい。しかしながら、1.0%を超えて含有されると、r値が r_D 、 r_C の関係になる傾向があり、 r_D が小さくなって面内異方性rが適正範囲から外れてしまうだけでなく、熱間圧延時に赤スケールが発生し鋼板表面外観を損うおそれが大きいので、Siは1.0%以下で含有させるものとした。

【0018】

10

20

30

40

50

Mn : 1.5 ~ 3.0%

Mnは、連続鋳造時の割れ発生（Sによる熱間割れ）を防止する効果もあるが、本発明では、主として鋼材の高強度化を図るために、固溶強化と共に、組織強化を得るため焼鈍冷却中にマルテンサイト相の形成を促進させる（マルテンサイト相が得られる臨界冷却速度を遅延させる）効果を利用する。また、Mnは、冷却時のフェライト変態を遅延させるため、熱間圧延時のオーステナイト相域での圧延温度範囲の拡大に寄与すると共に、Nb添加による再結晶遅延効果と併せて、未再結晶オーステナイト相中に蓄積される歪量を増大させることによって、鋼板の面内異方性に影響を与えていると推測される。鋼板強度と面内異方性の双方の観点から、Mnは1.5%以上含有させるものとした。一方、過剰なMnの添加は、深絞り性や溶接性の劣化を招くため、上限を3.0%とした。

10

【0019】

P : 0.1%以下

Pは、固溶強化作用によって鋼材の高強度化に寄与するので、所望とする強度に応じて必要量を添加する。固溶強化の効果を得るには、0.005%以上含有させることが好ましい。また、製鋼工程における脱磷コストの観点からもPは0.005%以上、好ましくは0.01%以上含有させることが望ましい。しかしながら、Pは、粒界に偏析しやすく、耐二次加工脆性や溶接性を劣化させるだけでなく、過剰な添加はr値が r_D 、 r_C となる傾向が高いため、Pは0.1%以下に限定した。

【0020】

S : 0.01%以下

Sは、不純物元素であり、連続鋳造時の熱間割れの原因になるだけでなく、鋼中で介在物を形成し鋼板の諸成形性を劣化させるので、できるだけ低減することが好ましい。そのためSは0.01%以下に規制した。

20

【0021】

Al : 0.005 ~ 0.5%

Alは、製鋼工程で鋼の脱酸剤として有用な元素である。十分な脱酸効果を得るためには、sol.Alとして0.005%以上を含有させる必要がある。また、Alはフェライト変態促進元素として、主として焼鈍時にフェライト域での再結晶集合組織発達の観点から変態点調整にも有用である。しかしながら、過剰なAl添加は合金コストの増加を招くだけでなく、鋼中のAl系介在物を増加させて諸成形性を劣化させるため、上限を0.5%とした。

30

【0022】

Ti : 0.005 ~ 0.05%

Tiは、後述するNbと同様、再結晶を遅延させる効果があり、この作用を通じて鋼板の面内異方性の改善に寄与する。また、鋼中でNと優先的に結合する他、Cを析出固定する作用があり、耐時効性に寄与すると共に、成形性の向上にも寄与する。また、Alと同様、脱酸剤としての効果もあるため、脱酸剤として添加することでもできる。このような視点から、Tiは0.005%以上の含有が必要となるが、過剰な添加はr値が r_D 、 r_C となる傾向が高いため、上限は0.05%とした。

【0023】

Nb : 0.01 ~ 0.3%

Nbは、上述したTiと同様、再結晶遅延効果があり、熱間圧延の仕上圧延時に、未再結晶オーステナイト状態で歪を十分蓄積してからのフェライト変態を促進し、熱延板組織の微細化を図る上で、有用な元素である。また、Nbは、蓄積歪量に影響を及ぼし、圧下スタンド間での再結晶を遅延させることによって蓄積歪量を増大させる。この点についての詳細はまだ定かではないが、実験経験的には、この未再結晶オーステナイトでの蓄積歪量が最終特性のr値の面内異方性に何らかの影響を与えているものと推測される。熱延板組織の微細化は、焼鈍後組織をも微細することにつながり、さらにNbは粒界に沿って偏析する傾向があり、粒界に粗大なセメントタイトが析出するのを抑制するため、これらの作用によって粒界を強化し、ひいては耐二次加工脆性を改善させる効果がある。これらの観点から、Nbは0.01%以上含有させる。しかしながら、過剰な添加は、延性を劣化させる傾向があ

40

50

るだけでなく、I F鋼になってしまうと、面内異方性が正となる傾向があるため、Nbの上限は0.3%とした。

【0024】

N：0.01%以下

Nは、多すぎると耐常温時効性を劣化させ、また多量の介在物発生や炭窒化物形成を助長し、諸成形性に悪影響を与える。そのため、製造コストが許容する範囲で、できるだけ低減することが望ましく、成形性とコストのバランスから、上限を0.01%に規制した。

【0025】

Mo：0.01～0.5%、Cr：0.05～0.8%およびV：0.01～0.2%のうちから選んだ一種または二種以上

Mo, Crは、鋼材の高強度化に低温変態相による組織強化を活用する場合、Mnと同様、マルテンサイト相が得られる臨界冷却速度を遅延させる効果がある有用元素である。また、Vは、Nを析出固定するのに有用なだけでなく、V系炭化物は析出強化に有効に寄与する。これらの元素は、それぞれ単独で添加しても複合して添加しても効果に差異はない。さらに、Mo, Vは、Nb同様、粒界に沿って偏析する傾向があり、高r値化の妨げとなる熱延組織粒界での粗大なセメント析出を抑制すると共に、耐二次加工脆性を改善する効果がある。しかしながら、いずれも、添加量が下限に満たないとその添加効果に乏しく、一方過剰な添加は鋼材コストの上昇を招く他、鋼材のr値を正にする傾向があるため、それぞれ上記の範囲で含有させるものとした。

【0026】

$M = [\%Mn] + 3[\%Mo] + 1.3[\%Cr] + 0.5[\%V]$ 2

上記した構成成分のうち、Mnと、Mo, CrおよびVについては、上掲式で規定されるMの値が2以上を満足する範囲で含有させる必要がある。

というのは、M値が2未満だと、焼鈍後の冷却過程でマルテンサイトが形成されず、十分な強度を得ることができないからである。なお、M値の上限は特に限定されないが、あまりに大きいと合金添加コストが上昇するだけでなく、圧延負荷が大きくなるので、M値は3.5以下程度とするのが好ましい。

【0027】

次に、本発明において、鋼組織を前記のように限定した理由について説明する。

本発明では、TS：440MPa以上好ましくは500MPa以上の高強度化のために、固溶強化に頼らず、組織強化を有効活用する。そのためには、鋼組織は、フェライト相を主相とし、組織全体に対する体積分率で15%以下のマルテンサイト相を含む混合組織とすることが重要である。

マルテンサイト相以外の相としては、ベイナイトや残留オーステナイト、パーライト等が考えられるが、これらの相が存在していても、その比率がマルテンサイト相の体積分率を超えない範囲で存在する分には何等問題はない。

【0028】

高強度化の観点からは、マルテンサイト相は組織全体に対する分率で1%以上好ましくは3%以上とすることが望ましい。しかしながら、この分率が、15%を超えると、低降伏比型(YR 0.6)となり、また母地の軟質なフェライト相と硬質な第二相(ここではマルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト、パーライト相等を指す)界面での塑性変形に悪影響を与え、r値を低下させるため、その上限を15%とした。

【0029】

従来のように、固溶強化によってTS：500MPa以上の高強度化を図ろうとすると、必然的に合金元素添加量が多くなり、表面外観を損なう他、めっき性の劣化、そして何よりもr値が劣化する。この点、本発明のように組織強化を用いれば、合金添加量を抑制することができ、かつ鋼板の表面性状も良好に保つことができる。

【0030】

rD 1.2で、かつ - 1.0 r値 - 0.3

ここに、 $r \text{ 値} = (r_L - 2 \times r_D + r_C) / 2$

10

20

30

40

50

但し、 r_L ：圧延方向の r 値

r_D ：圧延方向と45°をなす方向の r 値

r_C ：圧延方向と直角方向の r 値

発明者らの研究によれば、TS 500MPaの高強度鋼板における角筒絞り成形性について検討した結果、従来の軟鋼板に比べて平均 r 値は低くても、角筒のコーナー部に当たる、鋼板のD方向の r 値 (r_D) を1.2以上にすれば、角筒コーナー部の割れを回避できることが判明した。

また、面内異方性については、上掲式で算出した r 値が - 1 を下回るほどになると、逆に各方向の流入バランスが崩れ、かえって成形性が悪くなるため、 r 値の下限は - 1 とした。一方、 r 値が - 0.3より大きくなると、角筒コーナー部の材料の流入が相対的に悪くなり、プレス割れが生じ易くなるので、 r 値の上限は - 0.3とした。

10

【0031】

次に、本発明の製造方法について説明する。

本発明の高強度冷延圧延鋼板は、所定の成分組成に調整した鋼スラブを、仕上圧延出側温度が910~800 となるように熱間圧延して熱延鋼板とする工程と、熱延板を550~700 の温度で巻取る工程と、巻取り後の熱延鋼板を55~80%の圧下率で冷間圧延して冷延鋼板とする工程と、冷延鋼板を少なくとも300~700 の温度域について平均昇温速度：10 /s以上で昇温し、800~900 の温度域に120s以上滞留させるヒートサイクルで再結晶焼鈍する工程とにより製造することができる。

以下、各製造工程順に説明する。

20

【0032】

本発明では、まず前記した好適成分組成に調整した鋼スラブを製造する。スラブの製造法としては、成分のマクロ偏析を防止する上では連続鑄造法が望ましいが、造塊法や薄スラブ鑄造法で製造することもできる。

【0033】

ついで、鋼スラブを熱間圧延するには、鋼スラブを一旦室温まで冷却し、その後再加熱して圧延する従来法に加え、連続鑄造後直ちに熱間圧延する方法、あるいは室温まで冷却せず温片のまま加熱炉に装入してから圧延する方法などの省エネルギープロセスも問題なく適用することができる。

ここに、スラブ加熱温度は、熱間圧延時における圧延荷重の増大や、それに伴うトラブル発生危険性を回避するためには1000 以上とすることが好ましく、一方酸化重量の増加に伴うスケールロスの増大を防止するためには1300 以下とすることが好適である。

30

加熱後のスラブは、粗圧延によりシートバーとされる。粗圧延の条件は、特に規定されることはなく、常法に従って行えばよい。なお、スラブの加熱温度を低目にした場合には、圧延時のトラブルを防止するという観点から、シートバーヒーターを活用してシートバーを加熱することが好ましい。

【0034】

シートバーは、仕上圧延により熱延板とされる。このとき、圧延時の負荷が高くないように、また未再結晶オーステナイト状態で圧延による歪を蓄積させるために、仕上温度 (FT) は、800 以上 910 以下にする必要がある。また、圧延荷重を低減し、鋼板の形状や特性の均一化を図るために、仕上圧延の一部または全部のパスを潤滑圧延とすることもできる。潤滑圧延時の摩擦係数は0.10~0.25程度とすることが好ましい。さらに、熱間圧延の操業安定性の観点から、シートバー同士を接合して連続的に圧延する連続圧延プロセスを適用することは有利である。

40

【0035】

熱間圧延後の巻取温度 (CT) は、適切なサイズのNbC (MoやVとの複合炭化物を形成している場合もある) を析出させるために550~700 とする必要がある。CTが700 を超えると、析出物が粗大化する傾向にあり、熱延板の結晶粒が粗大化し、その結果、冷延焼鈍後の組織も粗大化しやすくなり、強度低下や表面性状の劣化を招くおそれがある。一方、CTが550 未満では、NbCの析出が起こりにくく深絞り性を確保することが困難に

50

なる他、低温では比較的微細な炭化物が析出するため熱延板強度を上昇させて冷間圧延時の圧延負荷が高まる不利がある。好ましいCTは580~680の範囲である。

【0036】

巻取り後の熱延板は、酸洗によりスケールを除去したのち、冷間圧延により冷延板とされる。冷延時の圧下率は、深絞り性の向上の観点から少なくとも55%とする必要がある。焼鈍板特性におけるr値の異方性の観点からは60%以上とすることが好ましい。一方、圧下率が80%超になるとD方向のr値の顕著な増加が見られなくなる他、変形抵抗を高める傾向があるNbを添加している本発明鋼では圧延負荷を高める懸念がある。このため、冷間圧延における圧下率は55~80%の範囲に限定した。なお、本発明では、圧下率の上限を80%としたが、設備能力によっては、これ以上の圧下率で圧延しても特に問題はない。

10

【0037】

冷延板は、少なくとも300~700の温度域については平均昇温速度：10/s以上の速度で昇温し、800~900で再結晶焼鈍を施す。300から700までの温度域の昇温速度は、本発明のポイントの一つであるr値の異方性の観点から重要で、この温度域での平均昇温速度が10/s未満では所望するr値の異方性が得られない。従って、本発明では、箱焼鈍（バッチ焼鈍）は好ましくなく、連続焼鈍ラインを使用することが必須となる。

ここに、300から700までの温度域での昇温速度は、再結晶と変態の進行具合に影響を与えると考えられ、結果として、従来のDP鋼に比べて、より微細で少量のマルテンサイト相を均一に形成することができ、形状性を向上させるものと考えられる。特に、Nb添加による再結晶遅延がその後の2相域焼鈍における変態に何らかの影響を及ぼした結果と推測されるが、詳細は不明である。

20

なお、平均昇温速度は、30/sを超えると設備への負荷が大きくなるので、30/s以下とすることが好ましい。より好ましくは25/s以下である。

【0038】

焼鈍温度は、再結晶温度以上で、冷却後にフェライト相とマルテンサイト相を含む組織が得られる（+）2相域温度以上とするため、800以上とする。しかしながら、900を超えると、再結晶粒が著しく粗大化する他、集合組織がランダム化してr値が劣化するだけでなく、機械的特性および表面性状が著しく劣化する傾向がある。

なお、特に限定するものではないが、再結晶粒を十分に発達させて深絞り性や穴広げ性を向上させるためには、700から焼鈍温度までの温度域については、昇温速度が好ましくは5/s以下の徐加熱とすることが望ましい。

30

さらに、十分に再結晶させるため、また（+）2相域において相分離と固溶Cのオーステナイト相への濃化を十分に促進させるために、800~900の温度域に120秒以上滞留させることが重要である。とはいえ、滞留時間が長すぎると、結晶粒が粗大化し、強度や表面性状など諸特性が劣化する傾向があることや、生産性の観点から、上限は300秒程度とすることが望ましい。

【0039】

焼鈍後の冷却速度は、マルテンサイト相形成の観点から800~550の温度域を平均冷却速度：5/s以上で冷却することが望ましいが、本発明では、M値を規制することで、マルテンサイト相が得られる臨界冷却速度を低くしているため、一般的な連続焼鈍ライン設備の冷却速度であれば、十分にDP組織を得ることができる。また、既存設備に付帯している過時効帯を通板させることも何等問題はないが、マルテンサイト相が焼戻らない程度の温度として、過時効帯は400以下の温度とすることが望ましい。

40

【0040】

さらに、冷却後の鋼板には、電気めっき処理や溶融めっき処理などによりめっき層を形成することができる。なお、オンラインで溶融めっきあるいは合金化溶融めっきを施す場合には、マルテンサイト相形成の観点から、前述したように800からめっき浴浸漬直前までの温度域を平均冷却速度：5/s以上で冷却することが望ましい。このとき、めっき浴浸漬直前の鋼板温度は概ね480~520、めっき浴温度は概ね440~480であり、合金化温度は概ね500~600である。

50

【 0 0 4 1 】

また、このようにして製造された冷延鋼板あるいはめっき鋼板に対し、形状矯正、表面粗度調度の目的で調質圧延またはレベラー加工を施すこともできる。調質圧延あるいはレベラー加工の伸び率は合計で0.2～15%程度とすることが好ましい。というのは、伸び率が0.2%未満では、形状矯正や表面粗度調整の目的が達成できないおそれがあり、一方15%を超えると延性の著しい低下を招くおそれがあるからである。

【実施例 1】

【 0 0 4 2 】

表 1 に示す成分組成になる鋼スラブを、1250 に加熱後、表 2 に示す温度で仕上圧延し、コイルに巻き取って、板厚：4mmの熱延板とした。ついで、酸洗後、表 2 に示す圧下率で冷延したのち、300～700 の温度域を種々の昇温速度で加熱し、表 2 に示す焼鈍温度および滞留時間の連続焼鈍を施して、冷延焼鈍板とした。この冷延焼鈍板には、その後伸長率：0.5%の調質圧延を施した。

10

かくして得られた各冷延焼鈍板の引張試験による機械的特性、第二相分率、r 値および角筒絞り成形性について調べた結果を、表 3 に示す。

【 0 0 4 3 】

なお、各特性は次のようにして調査した。

(1) 機械的特性 (引張試験)

引張試験による機械的特性は、次のようにして調査した。すなわち、各冷延焼鈍板から圧延方向に対して90°方向 (C 方向) に JIS Z 2201 に規定される 5 号試験片を切出し、室温で引張試験を実施した。引張速度はクロスヘッド速度：10mm/min一定とし、JIS Z 2241 に準拠して、引張強さ T S、降伏強さ Y S (0.2% 流動応力)、降伏比 Y R (Y S / T S) および伸び U.EI (一様伸び) を測定した。

20

【 0 0 4 4 】

(2) 第二相分率

各冷延焼鈍板から試験片を採取し、圧延方向に平行な板厚断面 (L 断面) について、光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡を用いて微視組織を撮像し、これを画像解析装置で解析して、主相であるフェライト相の面積率と第二相の種類および面積率を求めた。

【 0 0 4 5 】

(3) r 値

各冷延焼鈍板から L 方向 (圧延方向)、D 方向 (圧延方向と 45° をなす方向) および C 方向 (圧延方向と 90° をなす方向) からそれぞれ JIS Z 2201 に規定される 5 号試験片を切出し、JIS Z 2254 の規定に準拠してそれぞれの r 値 (r_L , r_D , r_C) を求め、次式に従い平均 r 値と面内異方性 (r 値) を算出した。なお、付与した塑性歪は規定どおり均一伸びの範囲内で、10%とした。

30

$$\text{平均 r 値} = (r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4$$

$$\text{r 値} = (r_L - 2 \times r_D + r_C) / 2$$

【 0 0 4 6 】

(4) 角筒絞り成形性

各冷延焼鈍板から、ブランクサイズ：200×200mmで板取りし、しわ押さえ力：45ton、ポンチサイズ：100×100mm、ポンチ (縁) R_p：5mm、ポンチ (コーナー) R_c：15mm、ダイス (縁) R_d：10mm、ダイス (コーナー) R_c：16.5mmで角筒成形試験を行った。この試験で成形できたものを○、できなかったものを×で評価した。

40

【 0 0 4 7 】

【表 1】

鋼 記号	化 学 成 分 (質量%)													M値	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	N	Ti	Mo	Cr	V			
A	0.015	0.10	1.6	0.020	0.005	0.034	0.030	0.0016	0.010	—	0.4	0.03	2.1	適合鋼	
B	0.020	0.70	1.8	0.035	0.003	0.035	0.040	0.0020	0.020	0.10	—	0.05	2.1	適合鋼	
C	0.025	0.50	2.0	0.035	0.003	0.030	0.060	0.0024	0.025	0.30	—	—	2.9	適合鋼	
D	0.035	0.02	2.1	0.035	0.004	0.033	0.080	0.0022	0.015	—	0.6	0.15	3.0	適合鋼	
E	0.035	0.50	2.1	0.050	0.005	0.035	0.045	0.0021	0.018	—	—	0.24	2.2	比較鋼	
F	0.025	0.50	1.0	0.035	0.002	0.029	0.100	0.0026	0.016	0.05	0.5	—	1.8	比較鋼	
G	0.025	0.50	3.2	0.012	0.003	0.038	0.040	0.0021	0.015	—	—	0.10	3.3	比較鋼	
H	0.020	0.20	2.0	0.035	0.005	0.035	—	0.0020	0.010	0.10	—	—	2.3	比較鋼	
I	0.005	0.34	0.1	0.017	0.003	0.050	0.050	0.0030	0.060	—	—	—	0.1	比較鋼	
J	0.080	0.01	1.3	0.004	0.003	0.033	0.013	0.0045	—	—	—	—	1.3	比較鋼	
K	0.050	0.01	1.8	0.006	0.003	0.047	—	0.0023	—	0.12	—	—	2.1	比較鋼	
L	0.020	0.70	2.5	0.020	0.003	0.030	0.045	0.0020	0.015	0.10	—	0.05	2.8	適合鋼	
M	0.060	1.20	1.1	0.012	0.005	0.052	—	0.0020	0.040	—	—	—	1.1	比較鋼	

$$M値 = [\%Mn] + 3[\%Mo] + 1.3[\%Cr] + 0.5[\%V]$$

表1

【表 2】

表2

No.	鋼記号	FT (°C)	CT (°C)	冷延 圧下率 (%)	700°Cまでの 昇温速度 (°C/s)	連続焼鈍		備考
						焼鈍温度 (°C)	800~900°C間 の滞留時間 (s)	
1	A	870	620	70	18	850	135	発明例
2		880	<u>740</u>	70	18	850	140	比較例
3	B	890	620	70	18	850	140	発明例
4		900	620	70	18	<u>780</u>	140	比較例
5		<u>950</u>	620	70	18	850	140	比較例
6	C	880	620	70	18	850	140	発明例
7		880	620	70	18	<u>920</u>	140	比較例
8	D	890	620	70	18	850	140	発明例
9		880	620	70	<u>5</u>	850	140	比較例
10		880	620	70	25	830	<u>30</u>	比較例
11	E	880	620	70	20	850	135	比較例
12		880	620	<u>50</u>	18	850	140	比較例
13	F	890	620	70	18	850	140	比較例
14	G	880	620	70	18	850	140	比較例
15	H	890	620	70	18	850	140	比較例
16	I	880	620	70	18	850	140	比較例
17	J	900	620	70	16	850	160	比較例
18	K	870	620	70	18	850	140	比較例
19	L	870	620	70	18	850	140	発明例
20	M	880	620	70	18	850	140	比較例

【 0 0 4 9 】

10

20

30

【 表 3 】

表3

No.	鋼 記号	TS (MPa)	YS (MPa)	YR	UEI (%)	第二相分率 ()内はマルテンサイト分率 (%)	r値					角筒絞り 成形性	備考
							r _L	r _D	r _C	平均r値	Δr値		
1	A	450	310	0.69	23	3 (2)	1.2	1.8	1.5	1.6	-0.5	○	発明例
2		390	230	0.59	25	2 (2)	1.3	1.9	1.6	1.7	-0.5	○	比較例
3	B	560	385	0.69	19	4 (3)	1.0	1.8	1.3	1.5	-0.7	○	発明例
4		520	440	0.85	16	0 (0)	0.9	1.0	1.0	1.0	-0.1	×	比較例
5		480	380	0.79	17	6 (1)	0.7	1.3	1.0	1.1	-0.45	×	比較例
6	C	590	420	0.71	18	5 (3)	0.9	1.7	1.3	1.4	-0.6	○	発明例
7		600	390	0.65	18	12 (9)	0.9	1.1	1.1	1.1	-0.1	×	比較例
8	D	605	400	0.66	16	7 (5)	0.8	1.5	1.2	1.3	-0.5	○	発明例
9		590	410	0.69	17	6 (3)	0.9	1.2	1.2	1.1	-0.2	×	比較例
10		615	420	0.68	14	9 (4)	0.6	1.3	1.1	1.1	-0.45	×	比較例
11	E	620	405	0.65	15	8 (6)	0.9	1.2	1.5	1.2	0	×	比較例
12		605	400	0.66	14	8 (6)	0.9	1.0	1.4	1.1	0.2	×	比較例
13	F	400	240	0.60	25	1 (1)	1.2	1.4	1.5	1.4	0	○	比較例
14	G	700	405	0.58	11	30 (10)	0.6	1.0	1.1	0.9	-0.2	×	比較例
15	H	550	340	0.62	16	1 (1)	0.7	0.8	1.1	0.9	0.1	×	比較例
16	I	300	170	0.57	32	0 (0)	2.0	1.9	2.2	2.0	0.2	○	比較例
17	J	480	340	0.71	20	25 (12)	0.9	0.9	1.0	0.9	0.1	×	比較例
18	K	600	350	0.58	12	17 (10)	1.3	1.1	1.2	1.2	0.2	×	比較例
19	L	620	425	0.69	13	10 (8)	1.0	1.6	1.3	1.4	-0.5	○	発明例
20	M	610	350	0.57	15	18 (13)	1.0	0.9	1.3	1.0	0.3	×	比較例

【 0 0 5 0 】

10

20

30

40

50

表3に示したとおり、本発明の要件を満足する発明例はいずれも、TSが440MPa以上という高強度冷延鋼板において、優れた角筒絞り成形性が得られている。

【0051】

また、一部の冷延焼鈍板については形状凍結性についても調査した。

すなわち、表3のNo.6, 8, 18および20の各種冷延鋼板を用い、形状凍結性を調査するために、ハット成形試験を行った。ハット成形試験は、図1に示すように、ブランクサイズ：80×340mm、しわ押さえ力：10ton、ダイ肩R：2mm、ポンチ肩：5mm、ストローク：100mmの条件で行った。

得られた結果を図2に示す。

同図に示したとおり、降伏比YRが0.6を超える発明材では、同強度レベルの従来複合組織鋼板(No.20)に比べ、開き量および反り量が共に改善されていることが分かる。

10

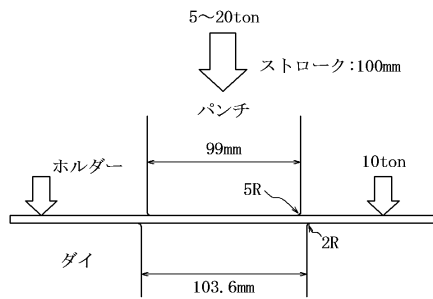
【図面の簡単な説明】

【0052】

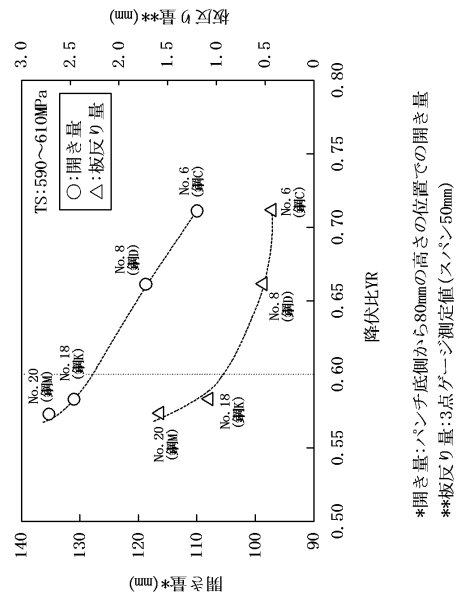
【図1】ハット成形試験の成形条件を示した図である。

【図2】ハット成形試験後のYRと開き量および板反り量との関係を示した図である。

【図1】



【図2】



*開き量:パンチ底側から80mmの高さの位置での開き量
**板反り量:3点ゲージ測定値(スパン50mm)

フロントページの続き

- (72)発明者 吉田 裕美
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 佐藤 健太郎
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 藤田 毅
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 川邊 英尚
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
- (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

審査官 河野 一夫

- (56)参考文献 特開2007-077495(JP,A)
特開2006-193819(JP,A)
特開2008-214700(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 1 / 0 0 - 4 9 / 1 4
C 2 1 D 9 / 4 8