

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4848958号
(P4848958)

(45) 発行日 平成23年12月28日(2011.12.28)

(24) 登録日 平成23年10月28日(2011.10.28)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S
C 2 2 C 38/16	(2006.01)	C 2 2 C 38/16	
C 2 2 C 38/14	(2006.01)	C 2 2 C 38/14	
C 2 1 D 9/48	(2006.01)	C 2 1 D 9/48	J

請求項の数 6 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2007-3185 (P2007-3185)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成19年1月11日(2007.1.11)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2008-169427 (P2008-169427A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成20年7月24日(2008.7.24)	(74) 代理人	100147485
審査請求日	平成21年7月27日(2009.7.27)		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】 深絞り性と耐二次加工脆性に優れる高強度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 : 0.0005 ~ 0.04%、

Si : 0.01 ~ 1.0%、

Mn : 0.8 ~ 3%、

P : 0.003 ~ 0.15%、

Al : 0.005 ~ 0.5%、

S : 0.015%以下および

N : 0.006%以下

を含み、かつ

Nb : 0.04 ~ 0.1%および

Ti : 0.003 ~ 0.1%

を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になり、鋼組織が、再結晶フェライトと加工フェライトからなり、該再結晶フェライトの体積率が8%以上で、かつ該加工フェライトの体積率が5%以上であって、ビッカース硬さ試験(JIS Z 2244)における試験荷重: 0.2942Nで測定したときの該再結晶フェライトに対する該加工フェライトのビッカース硬さ比が1.2以上であり、さらに該加工フェライトの平均コロニー径が15μm以下であることを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れる高強度鋼板。

【請求項2】

請求項 1 において、鋼板が、質量%でさらに

Mo, Cu および Ni のうちから選んだ 1 種または 2 種以上の合計 : 0.5% 以下を含有することを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れた高強度鋼板。

【請求項 3】

請求項 1 または 2 において、鋼板が、質量%でさらに

B : 0.01% 以下

を含有することを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れた高強度鋼板。

【請求項 4】

質量%で、

C : 0.0005 ~ 0.04%、

Si : 0.01 ~ 1.0%、

Mn : 0.8 ~ 3%、

P : 0.003 ~ 0.15%、

Al : 0.005 ~ 0.5%、

S : 0.015% 以下および

N : 0.006% 以下

を含み、かつ

Nb : 0.04 ~ 0.1% および

Ti : 0.003 ~ 0.1%

を含有し、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、1000 以上 1300 以下の温度に加熱したのち、(Ar₃ - 50) 以上 950 以下の温度で熱間圧延を終了し、熱間圧延終了後 0.5 s 以内に冷却を開始し、750 までの平均冷却を 30 /s 以上として 750 以下まで冷却し、550 以上 720 以下の温度で巻き取ったのち、圧下率 : 50% 以上で冷間圧延後、(再結晶完了温度 - 50) 以上 (再結晶完了温度 - 10) 以下の温度で焼鈍することを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項 5】

請求項 4 において、鋼スラブが、質量%でさらに

Mo, Cu および Ni のうちから選んだ 1 種または 2 種以上の合計 : 0.5% 以下を含有することを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【請求項 6】

請求項 4 または 5 において、鋼スラブが、質量%でさらに

B : 0.01% 以下

を含有することを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

この発明は、自動車用鋼板等の用途に供して有用な、引張強度 (TS) が 440 MPa 以上の高強度で、かつ高 r 値 (r 値 1.3) を有する、深絞り性と耐二次加工脆性に優れた高強度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】

近年、地球環境保全の観点から、CO₂ の排出量を規制するために、自動車の燃費改善が要求されている。加えて、衝突時に乗員の安全を確保するために、自動車車体の衝突特性を中心とした安全性の向上も要求されている。このように、自動車車体の軽量化および自動車車体の強化が積極的に進められている。

【0003】

自動車車体の軽量化と強化を同時に満たすには、剛性に問題とならない範囲で部品素材を高強度化し、板厚を減ずることによる軽量化が効果的であると言われており、最近では、高強度鋼板 (高張力鋼板ともいう) が自動車部品に積極的に使用されている。

この軽量化効果は、使用する鋼板が高強度であるほど大きくなるため、自動車業界では

10

20

30

40

50

、例えば内板および外板用のパネル用材料として引張強度（TS）が440 MPa以上の鋼板を使用する動向にある。

【0004】

一方、鋼板を素材とする自動車部品の多くは、プレス加工によって成形されるため、自動車用鋼板には優れたプレス成形性を有していることが必要とされる。しかしながら、高強度鋼板は、通常の軟鋼板に比べて成形性、特に深絞り性が大きく劣化するため、自動車の軽量化を進める上での課題として、TS 440 MPaで、しかも良好な深絞り成形性を兼ね備える鋼板に対する要求が高まっている。この場合、従来強度での成形性を維持することが求められるので、深絞り性の評価指標であるランクフォード値（以下、r値という）で、平均r値 1.3 の高強度鋼板が要求されている。

10

【0005】

高r値を維持しながら高強度化を図る手段としては、極低炭素鋼を用い、鋼中に固溶する炭素や窒素を固定する量のTiやNbを添加し、IF（Interstitial atom free）化した鋼をベースとして、これにSi、Mn、Pなどの固溶強化元素を添加する手法がある（例えば特許文献1）。

【特許文献1】特開昭56-139654号公報

【0006】

この特許文献1は、C：0.002～0.015%、Nb：C%×3～C%×8+0.020%、Si：1.2%以下、Mn：0.04～0.8%、P：0.03～0.10%の組成を有する、引張強さが35～45kgf/mm²級（340～440 MPa級）の非時効性を有する成形性の優れた高張力冷延鋼板に関する技術である。

20

【0007】

しかしながら、このような極低炭素鋼を素材とする技術では、引張強さが440 MPa以上の鋼板を製造しようとする、合金元素添加量が多くなり、表面外観上の問題や、めっき性の劣化、2次加工脆性の顕在化などの問題が生じてくることがわかってきた。また、多量に固溶強化成分を添加すると、r値が劣化するので、高強度化を図るほどr値の水準は低下してしまうという問題があった。

【0008】

また、特許文献2には、C、Si、Mn、P、Ti、Nb等を特定した鋼を、所定の条件で熱間圧延、冷間圧延、焼鈍および冷却し、低温変態生成物とフェライトからなる混合組織を形成することにより、プレス成形性および焼付硬化性を向上させる技術が開示されている。

30

具体的には、重量%で、C：0.0005～0.007%、Si：0.001～0.8%、Mn：0.8～4.0%、P：0.003～0.15%、S：0.0010～0.015%、Al：0.005～0.1%、N：0.0003～0.0060%、さらに、Ti：0.003～0.1%およびNb：0.003～0.1%のうち、一種類以上、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有するスラブを（Ar₃-100）以上の温度で熱間圧延の仕上を行い、室温から750 の温度で巻取り、60%以上の圧延率で冷間圧延を行い、連続焼鈍における焼鈍温度をAc₁変態点以上Ae₃変態点以下とし、焼鈍温度から（Ar₁-50）～（Ar₁+50）までの温度域を平均冷却速度：1 /s以上30 /s未満で冷却し、総体積5%超の低温変態生成物とフェライトとからなる混合組織にするというものである。この鋼板は、硬質な第2相が亀裂の伸展を抑制するために、耐二次加工脆性に優れるという特徴がある。

40

しかしながら、この技術では、低温変態相の制御が難しい上に、焼鈍温度を高くしなければならないという問題があった。

【特許文献2】特開平6-116651号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

本発明は、上記の現状に鑑み開発されたもので、深絞り性に優れる冷延鋼板を高強度化するにあたり、高温焼鈍なしに、高r値と耐二次加工脆性の両者を兼備させた成形性の良好な高強度鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

50

【課題を解決するための手段】

【0010】

さて、発明者らは、上記の問題を解決すべく鋭意検討を重ねた結果、熱延板組織を微細化した状態で、最終焼鈍における焼鈍温度を再結晶完了温度よりも低い温度に制御して、加工組織を残存させると、この加工組織が低温脆性における亀裂の伸展を効果的に抑制して耐二次加工脆性が改善され、さらに高強度および高 r 値も得られることを見出した。

本発明は上記の知見に立脚するものである。

【0011】

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で、

C : 0.0005 ~ 0.04%、

Si : 0.01 ~ 1.0%、

Mn : 0.8 ~ 3%、

P : 0.003 ~ 0.15%、

Al : 0.005 ~ 0.5%、

S : 0.015%以下および

N : 0.006%以下

を含み、かつ

Nb : 0.04 ~ 0.1%および

Ti : 0.003 ~ 0.1%

を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になり、鋼組織が、再結晶フェライトと加工フェライトからなり、該再結晶フェライトの体積率が8%以上で、かつ該加工フェライトの体積率が5%以上であって、ビッカース硬さ試験(JIS Z 2244)における試験荷重: 0.2942Nで測定したときの該再結晶フェライトに対する該加工フェライトのビッカース硬さ比が1.2以上であり、さらに該加工フェライトの平均コロニー径が15 μ m以下であることを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れる高強度鋼板。

【0012】

2. 上記1において、鋼板が、質量%でさらに

Mo, CuおよびNiのうちから選んだ1種または2種以上の合計: 0.5%以下を含有することを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れる高強度鋼板。

【0013】

3. 上記1または2において、鋼板が、質量%でさらに

B : 0.01%以下

を含有することを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れる高強度鋼板。

【0014】

4. 質量%で、

C : 0.0005 ~ 0.04%、

Si : 0.01 ~ 1.0%、

Mn : 0.8 ~ 3%、

P : 0.003 ~ 0.15%、

Al : 0.005 ~ 0.5%、

S : 0.015%以下および

N : 0.006%以下

を含み、かつ

Nb : 0.04 ~ 0.1%および

Ti : 0.003 ~ 0.1%

を含有し、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、1000 以上 1300 以下の温度に加熱したのち、(Ar₃ - 50) 以上 950 以下の温度で熱間圧延を終了し、熱間圧延終了後 0.5 s 以内に冷却を開始し、750 までの平均冷却を30 /s以上として750 以下まで冷却し、550 以上 720 以下の温度で巻き取ったのち、圧下率: 50%以上で

10

20

30

40

50

冷間圧延後、(再結晶完了温度 - 50) 以上 (再結晶完了温度 - 10) 以下の温度で焼鈍することを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【 0 0 1 5 】

5 . 上記 4 において、鋼スラブが、質量 % でさらに

Mo , Cu および Ni のうちから選んだ 1 種または 2 種以上の合計 : 0.5 % 以下

を含有することを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【 0 0 1 6 】

6 . 上記 4 または 5 において、鋼スラブが、質量 % でさらに

B : 0.01 % 以下

を含有することを特徴とする深絞り性と耐二次加工脆性に優れた高強度鋼板の製造方法。 10

【 発明の効果 】

【 0 0 1 7 】

本発明によれば、高温焼鈍なしに、高 r 値と耐二次加工脆性を兼ね備えた成形性の良好な高強度鋼板を安定して得ることができる。

また、本発明の高強度鋼板はめっき鋼板の原板としても有用であり、従って、本発明によれば、高 r 値と耐二次加工脆性を兼ね備えた成形性の良好なめっき鋼板を得ることもできる。

【 発明を実施するための最良の形態 】

【 0 0 1 8 】

以下、本発明を具体的に説明する。 20

なお、元素の含有量の単位はいずれも「質量 %」であるが、以下、特に断らない限り、単に「%」で示す。

まず、本発明に用いる鋼スラブ、すなわち本発明で得ようとする高強度鋼板の成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。

【 0 0 1 9 】

C : 0.0005 ~ 0.04 %

C は、高強度化に有効であるので、0.0005 % 以上を含有させるものとした。しかしながら、あまりに多量になると深絞り性が低下するので、上限を 0.04 % とした。より好ましくは 0.03 % 以下である。

【 0 0 2 0 】 30

Si : 0.01 ~ 1.0 %

Si は、フェライト変態を促進させ、未変態オーステナイト中の C 量を上昇させてフェライトとマルテンサイトの複合組織を形成させ易くする他、固溶強化の効果もある。これらの効果を得るには、Si は 0.01 % 以上含有させる必要があり、より好ましくは 0.05 % 以上である。一方、Si を 1.0 % を超えて含有すると、熱延時に赤スケールと称されるスケールに起因する欠陥が発生するため、製品板とした時の表面外観が悪化するだけでなく、熔融亜鉛めっき (合金化熔融亜鉛めっきを含む) を施す際にめっきの濡れ性を悪くしてめっきむらの発生を招き、めっき品質が劣化するので、Si 量は 1.0 % 以下とする必要がある。より好ましくは 0.7 % 以下である。

【 0 0 2 1 】 40

Mn : 0.8 ~ 3 %

Mn は、熱延板組織を微細化し高 r 値化に寄与する。また、焼鈍板を固溶強化および細粒化強化し、高強度化にも有効に寄与する。さらに、Mn は、S による熱間割れを防止する上でも有効な元素である。このような観点から、Mn は 0.8 % 以上含有させる必要がある。より好ましくは 1.2 % 以上である。しかしながら、一方で、過度の添加は r 値および溶接性を劣化させるので、3 % を上限とする。

【 0 0 2 2 】

P : 0.003 ~ 0.15 %

P は、固溶強化に有用な元素である。しかしながら、含有量が 0.003 % 未満ではその実効に乏しいだけでなく、製鋼工程において脱りんコストの上昇を招く。したがって、P は 50

0.003%以上含有させるものとした。より好ましくは0.01%以上である。しかし、0.15%を超えて過剰に添加すると、Pが粒界に偏析し、耐二次加工脆性および溶接性を劣化させる。また、溶融亜鉛めっき鋼板とする際には、溶融亜鉛めっき後の合金化処理時に、めっき層と鋼板の界面における鋼板からめっき層へのFeの拡散が抑制され、合金化処理性が劣化する。そのため、高温での合金化処理が必要となるが、得られるめっき層はパウダリング、チッピング等のめっき剥離が生じ易いものとなり、好ましくない。従って、P含有量の上限は0.15%とした。

【0023】

Al : 0.005 ~ 0.5%

Alは、鋼の脱酸元素として有用である他、固溶Nを固定して耐常温時効性を向上させる作用があるため、0.005%以上含有させる。しかしながら、0.5%を超える添加は合金コストの上昇を招くだけでなく、表面欠陥を誘発するので、0.5%を上限とした。より好ましくは0.1%以下である。

10

【0024】

S : 0.015%以下

Sは、不純物であり、熱間割れの原因になるだけでなく、鋼中で介在物として存在し鋼板の諸特性を劣化させるので、極力低減することが好ましいが、0.015%までは許容できるため、0.015%以下とする。

【0025】

N : 0.006%以下

Nは、多すぎると耐常温時効性を劣化させ、多量のAlやTi添加が必要となるため、極力低減することが好ましいが、0.006%までは許容できるので、上限を0.006%とする。

20

【0026】

Nb : 0.04 ~ 0.1%

Nbは、熱延板組織の微細化および熱延板中にNbCとしてCを析出固定させる作用を有しており、高r値化に寄与する元素である。また、NbCおよび固溶Nbの存在により再結晶を抑制して、再結晶完了前での特にD方向（圧延方向と45°をなす方向）のr値を高めるのに有用な元素でもある。このような観点から、Nbは0.04%以上含有させるものとした。一方で、過剰のNb添加は、延性の低下を招くので、上限を0.1%とした。

また、Nb添加の効果を奏するには、特にNb含有量（質量%）とC含有量（質量%）との比を $(Nb \text{ 含有量} / 93) / (C \text{ 含有量} / 12)$ が0.2以上の範囲に満足させることが有用である。 $(Nb / 93) / (C / 12)$ が0.2未満では、固溶Cの存在量が多く、高r値化に有効な{111}再結晶集合組織の形成を阻害することになる。

30

【0027】

Ti : 0.003 ~ 0.1%

Tiも、Nbと同様、熱延板組織の微細化および熱延板中に炭化物としてCを析出固定させる作用を有し、高r値化に寄与する元素である。但し、熱延板の微細化効果はNbが大きいので、Nb添加鋼に対して、適宜Tiを添加するようにすることが好ましい。さらに、Tiは、熱延の高温域でS、Nと析出物を形成することで高r値化などの高成形性をもたらす。このような観点から、Tiは0.003%以上含有させるものとした。一方で、本発明では、過剰のTi添加はNbと同様に延性を低下させることになるので、上限を0.1%とした。

40

【0028】

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適宜含有させることができる。

Mo, CuおよびNiのうちから選んだ1種または2種以上の合計 : 0.5%以下

Mo, CuおよびNiはいずれも、Mn, Si, Pと同様、固溶強化により焼鈍板の強度を上昇させる一方、延性、r値などへの影響は小さい元素である。特にMoは、Cを析出固定させる作用を有し高r値化に寄与する元素でもある。しかしながら、過剰の添加はこれらの効果が飽和するだけでなく、合金コストの上昇を招くことから、これら元素については単独使用または併用いずれの場合もその合計を0.5%以下として含有させることが好ましい。

50

【 0 0 2 9 】

B : 0.01% 以下

B は、粒界を強化する効果をもつ元素であり、必要に応じて含有させる。しかしながら、B 量が 0.01% を超えると上記の効果が飽和するため、0.01% 以下で含有させることが好ましい。

【 0 0 3 0 】

本発明では、上記した成分以外の残部は Fe および不可避的不純物である。

なお、通常の鋼組成範囲内であれば、さらに Ca, REM 等を含含有しても何ら問題はない。

Ca および REM は、硫化物系介在物の形態を制御する作用をもち、これにより鋼板の諸特性の劣化を防止する。このような効果は、Ca および REM のうちから選ばれた 1 種または 2 種の含有量が合計で 0.01% を超えると飽和するので、これ以下とすることが好ましい。

10

【 0 0 3 1 】

なお、その他の不可避的不純物としては、例えば Sb, Sn, Zn, Co 等が挙げられ、これらの含有量の許容範囲については、それぞれ Sb : 0.01% 以下、Sn : 0.1% 以下、Zn : 0.01% 以下、Co : 0.1% 以下である。

【 0 0 3 2 】

次に、本発明に従う高強度鋼板の製造方法について説明する。

本発明では、上記した好適成分組成に調整した鋼スラブを素材とし、加熱後、熱間圧延し、熱間圧延終了後、直ちに所定の速度で所定の温度まで冷却して、巻取り、ついで冷間圧延後、比較的低温で仕上げ焼鈍することにより、高強度鋼板を製造することができる。

20

以下、各処理条件について説明する。

【 0 0 3 3 】

鋼スラブの製造に際しては、成分のマクロ偏析を防止するために連続鑄造法で製造することが望ましいが、造塊法や薄スラブ鑄造法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造した後、いったん室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、冷却せず温片のまま加熱炉に装入し熱間圧延に供する直送圧延、あるいはわずかの保熱を行った後に直ちに熱間圧延に供する直送圧延・直接圧延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。

【 0 0 3 4 】

スラブ加熱温度 : 1000 以上 1300 以下

30

スラブ加熱温度は、後述する仕上げ温度を確保するため 1000 以上とする必要がある。しかしながら、1300 を超えると加熱時における NbC, TiC, TiN, Mo₂C など析出物の析出が不十分だけでなく、オーステナイト () 粒の粒成長が生じ、また加熱温度の上昇によるコストアップ、スケールロスが生じる。そのため、スラブ加熱温度は 1000 以上 1300 以下の範囲に限定した。

【 0 0 3 5 】

上記の条件で加熱されたスラブに、粗圧延および仕上げ圧延からなる熱間圧延を施す。ここで、スラブは粗圧延によりシートバーとされる。なお、粗圧延の条件は特に規定する必要はなく、常法に従って行えばよい。また、スラブ加熱温度を低くし、かつ熱間圧延時のトラブルを防止するといった観点から、シートバーを加熱するいわゆるシートバーヒーターを活用することが有効な方法であることは言うまでもない。

40

【 0 0 3 6 】

熱間圧延終了温度 : (Ar₃ - 50) 以上 950 以下

ついで、シートバーに仕上げ圧延を施して熱延板とする。この際、熱間圧延終了温度すなわち仕上げ圧延出側温度 (FT) は (Ar₃ - 50) 以上とする必要がある。それ未満の温度では、フェライト域の高温域での圧延により熱延組織が粗大化し、冷延焼鈍後に良好な深絞り性が得られない。また、950 超でも、粒が粗大化し、冷延焼鈍後に良好な深絞り性が得られず、またスケール欠陥などの表面性状の問題が生じる。このため、熱間圧延終了温度は (Ar₃ - 50) 以上 950 以下の範囲に限定した。

【 0 0 3 7 】

50

なお、熱間圧延時の圧延荷重を低減するために、仕上げ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。この潤滑圧延を行うことは鋼板形状の均一化や材質の均質化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は0.10~0.25の範囲とするのが好ましい。さらに、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上げ圧延に供する連続圧延プロセスとすることも好ましい。連続圧延プロセスを適用することは熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

【0038】

熱間圧延終了後 0.5 s 以内に冷却を開始し、750 °C までの平均冷却速度を30 °C / s 以上として750 °C 以下まで冷却する

本発明では、仕上げ焼鈍後に加工組織を残存させ、かつこの加工組織の平均コロニー径を15 μm 以下とする必要がある。これに効果的なのが圧延後の冷却である。すなわち、熱間圧延終了後、冷却開始までの時間が長いと、組織が回復して、冷延焼鈍後のコロニー径が大きくなってしまふ。そこで、本発明では、熱間圧延終了後 0.5 s 以内に冷却を開始することにした。

また、熱間圧延終了後、750 °C 以上の温度域での熱履歴が冷延焼鈍後のコロニー径に大きく影響し、この温度域における平均冷却速度が30 °C / s 未満では、750 °C 域で未再結晶状態で圧延された組織が回復してしまい、さらにより高温で変態してしまうために、冷延焼鈍後のコロニー径が大きくなってしまふ。そこで、本発明では、冷延開始後 750 °C までの平均冷却速度を30 °C / s 以上の速度として、750 °C 以下まで冷却を行うことにしたのである。なお、750 °C 以下の冷却速度については特に限定する必要はなく、引き続き同じ速度で冷却を行ってもよいし、強制冷却を停止してもよい。

【0039】

巻取り温度：550 °C 以上 720 °C 以下

コイルの巻取り温度（CT）は550 °C 以上 720 °C 以下とする。というのは、この温度範囲が、熱延板中にNbやTiの炭化物を析出させるのに好適な温度範囲であるだけでなく、特にCTが上限温度を超えると結晶粒が粗大化し強度低下を招くと同時に、冷延焼鈍後の高r値化が妨げられるからである。好ましくは550~680 °C の温度範囲である。

【0040】

冷延圧下率：50%以上

ついで、熱延板に酸洗を施したのち、冷間圧延を施して冷延板とする。酸洗は、通常の条件にて行えばよい。

高r値化には、一般に高圧下率での冷延が有効であり、圧下率が50%未満では{111}再結晶集合組織が発達せず、優れた深絞り性を得ることが困難となる。そこで、本発明では、冷間圧延時の圧下率は50%以上に限定した。より好ましくは60%以上である。そして、冷間圧下率を90%までの範囲で高くするほどr値が上昇するが、90%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、圧延時のロールへの負荷が高まるため、上限は90%とすることが好ましい。

【0041】

仕上げ焼鈍温度：（再結晶完了温度 - 50 °C）以上（再結晶完了温度 - 10 °C）以下

本発明では、加工組織を残すことによって耐二次加工脆性を向上させるために、再結晶温度以下で焼鈍する必要がある。耐二次加工脆性の向上には、亀裂の伸展を抑制させるために再結晶フェライトに対する硬さ比が1.2以上の加工組織（加工フェライト）が必要である。この意味で、仕上げ焼鈍温度は（再結晶完了温度 - 10 °C）以下とする必要がある。但し、焼鈍温度が低くなりすぎると延性が著しく低下するため、焼鈍温度の下限は（再結晶完了温度 - 50 °C）とした。

【0042】

上記のようにして得た冷延焼鈍板、さらにはめっき処理を施しためっき鋼板には、形状矯正、表面粗度調整等の目的で調質圧延やレベラー加工を施すこともできる。この調質圧延およびレベラー加工は、伸び率で0.2~15%の範囲とすることが好ましい。0.2%未満では形状矯正、粗度調整の所期の目的が達成できず、一方15%を超えると顕著な延性の低下

10

20

30

40

50

を招く。なお、調質圧延とレベラー加工では加工形式が相違するが、その効果は両者で大きな差がないことを確認している。そして、これらの調質圧延およびレベラー加工はめっき処理後でも有効である。

【0043】

上記のようにして得られた冷延焼鈍板は、その組織形態が以下の要件を満足する必要がある。

再結晶フェライトと加工フェライトからなり、再結晶フェライトの体積率が8%以上、加工フェライトの体積率が5%以上で、ピッカース硬さ試験(JIS Z 2244)における試験荷重:0.2942Nで測定したときの再結晶フェライトに対する加工フェライトのピッカース硬さ比が1.2以上

10

亀裂の伸展抑制には、再結晶フェライトに対する硬さ比が1.2以上の加工組織(加工フェライト)を残存させる必要がある。この硬さ比が1.2に満たないと、亀裂の伸展抑制効果が得られない。この硬さは、試験荷重:0.2942N(30gf)のマイクロピッカース硬さ試験で測定を行い、再結晶フェライトと加工フェライトの硬さを測定し、その比より判断する。

そして、亀裂の伸展抑制にはある程度の加工組織が分散していなければならない。その意味で加工組織(加工フェライト)は体積率で5%以上が必要である。

【0044】

また、鋼組織に占める再結晶フェライトの比率は、体積率で8%以上とする必要がある。というのは、この再結晶フェライトの比率が8%に満たないとr値1.3の確保が困難になるだけでなく、フェライト径が大きい場合に、クラックの伸展が抑制しきれなくなり、脆性遷移温度が上昇するという問題が生じるからである。

20

【0045】

加工フェライトの平均コロニー径:15 μ m以下

上記した加工組織(加工フェライト)の体積率が5%以上でも、組織が粗大であると、効果的に亀裂の伸展を抑制することができない。そこで、かかる加工組織はある程度微細にする必要がある。

ここに、加工フェライトは、ある程度似たような方位をもつコロニーを形成しているので、本発明ではこのコロニーの大きさを規定するものとし、その平均値を15 μ m以下に限定した。

30

【0046】

ここで、再結晶フェライト、加工フェライトおよび加工フェライトのコロニー径は次のようにして求めた。

すなわち、EBSD(Electron Back-Scatter Diffraction Pattern)で断面組織を測定し、15°以上の方位差を持つ粒界で囲まれた領域での結晶方位の分散が0.1°以内のものを再結晶フェライトとし、15°以上の方位差を持つ粒界で囲まれた領域での結晶方位の分散が0.1°超のものを加工フェライトとした。この場合に、方位差が15°の粒界で囲まれる加工フェライトの領域を、加工フェライトのコロニーとした。

また、鋼組織全体に占める上記加工フェライトの割合(面積率)を求めて、加工フェライトの体積率とし、残部を再結晶フェライトの体積率とした。さらに、加工フェライトのコロニー径は、上記のようにして求めた各コロニーの面積を基に円相当径を求めてコロニー径とし、その平均値で評価した。

40

【0047】

本発明は、上記したような再結晶フェライトと加工フェライトからなる鋼組織を有するものである。上記した再結晶フェライトおよび加工フェライト以外に、マルテンサイトやベイナイトなどの組織が存在すると、延性を低下させるので、これらの組織は極力低減することが望ましく、不可避免的に存在する場合でも鋼組織全体の2%以下に抑制することが好ましい。

なお、本発明鋼中には、Nb、Tiの炭化物、あるいはさらにセメンタイトといった炭化物が存在し、鋼組織観察において認められる場合もあるが、本発明の組成範囲であればその

50

存在量は微量であるので、本発明における鋼組織の決定の際には、これらの炭化物が不可避免的に観察された場合は鋼組織から除外して、鋼組織の決定を行った。

【0048】

本発明に従い、成分組成を前記の範囲に調整すると共に、鋼組織を上記の形態に制御することにより、本発明で所期した高 r 値と耐二次加工脆性の両者を兼ね備える成形性の良好な高強度鋼板が得られる。その理由については、必ずしも明らかではないが、発明者らは、次のように考えている。

通常、C量が少なくなると粒界が清浄となり、Pなどが偏析して粒界強度を低下させる。再結晶温度よりも低い温度では、加工組織が分散しており、適度に脆性時の亀裂を抑制してくれる。但し、そのためには、加工組織が高強度でかつ微細である必要がある。この点については、熱延後の冷却条件を制御することで再結晶前段階での加工組織のコロニー（結晶方位の似通った粒の集団）の大きさを小さくすることができる。

また、通常の固溶強化型高張力鋼においては、再結晶前の r 値は低いのが通常であるが、熱延板の微細化と再結晶挙動の調整により再結晶完了前においても、 r 値、特に圧延方向と 45° をなすD方向の r 値を高くすることに成功した。これには、Nb添加量が重要であり、Nb添加は熱延時の未再結晶域での圧延を強化することによる熱延板の微細化と、NbCおよび固溶Nbによる再結晶抑制効果により、再結晶挙動に影響を与えるものと考えられる。

【実施例1】

【0049】

次に、本発明の実施例について説明する。

表1に示す組成の溶鋼を、転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。これら鋼スラブを1250 に加熱したのち、粗圧延によりシートパーとし、ついで表2に示す条件で仕上げ圧延を施して熱延板とした。これらの熱延板を、酸洗後、圧下率：65%の冷間圧延を施して板厚：1.4mmの冷延板とした。引き続き、これら冷延板に、連続焼鈍ラインにて、表2に示す条件で連続焼鈍を施した。また、一部の冷延板については、連続溶融亜鉛めっきラインにて連続焼鈍および溶融亜鉛めっき処理を施した。ついで、得られた冷延焼鈍板および溶融亜鉛めっき鋼板に、伸び率：0.5%の調質圧延を施した。

また、溶融亜鉛めっき処理では、鋼板溶融亜鉛めっき浴に浸漬したのち、鋼板を引き上げて、ガスワイピングにより目付け量を調整し、さらに合金化処理を施した。溶融亜鉛めっき処理の条件は次のとおりである。なお、合金化処理条件は、合金化溶融亜鉛めっき層中のFe含有量が10.5%となる条件とした。

- ・板温度：475
- ・めっき浴：0.13%Al - Zn
- ・浴温：475
- ・浸漬時間：3 s
- ・目付け量：45 g/m²（片面当たり）

【0050】

また、 A_{r_3} 変態点および再結晶完了温度は次のようにして求めた。

A_{r_3} 変態点

加工フォーマスターにより測定を行った。すなわち、表1の成分組成の各々の鋼について、1200 に加熱した後、950 で30%の加工を行い、15 /sで冷却したときの変態点を測定した。

再結晶完了温度

流動層熱処理炉にて加熱温度を変化させて、保持時間：10秒後、冷却して、加工フェライト率を測定し、加工フェライトがなくなる温度を再結晶完了温度とした。なお、加熱温度は600 から20 間隔で変化させた。

かくして得られた冷延焼鈍板の微視組織、引張特性および r 値を測定すると共に、耐二次加工脆性を調査した。なお、溶融亜鉛めっき処理材（表2のNo.2）についてはめっき処理性も評価した。

得られた結果を表 2 に併記する。

【 0 0 5 1 】

なお、微視組織および各特性の調査方法は次のとおりである。

(1) 冷延焼鈍板の微視組織

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400～10000倍で微視組織を撮像し、相の種類を観察すると共に、前述したようにEBSDにより400倍の像から硬質フェライト（加工フェライト）の面積率と硬質フェライトの平均コロニー径を求めた。

【 0 0 5 2 】

(2) 再結晶フェライトに対する加工フェライトの硬度比

ピッカース硬さ試験方法（JIS Z 2244）で、再結晶フェライトと加工フェライトの硬さを測定し、その比より求めた。

ピッカース硬さ試験におけるの荷重は0.2942Nとし、粒界に圧痕がある場合は除き、再結晶フェライトと加工フェライトそれぞれについて30個以上測定して、その平均値の比で評価した。

【 0 0 5 3 】

(3) 引張特性

得られた各冷延焼鈍板から圧延方向に対して90°方向（C方向）にJIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠してクロスヘッド速度：10mm/minで引張試験を行い、引張強さ（TS）および伸び（El）を求めた。

【 0 0 5 4 】

(4) r 値

得られた各冷延焼鈍板の圧延方向（L方向）、圧延方向に対し45°方向（D方向）、圧延方向に対し90°方向（C方向）からJIS 5号引張試験片を採取した。これらの試験片に10%の単軸引張歪を付与した時の各試験片の幅歪と板厚歪を測定し、これらの測定値を用い、JIS Z 2254の規定に準拠して平均r値（平均塑性歪比）を以下の式から算出し、これを平均r値とした。

$$\text{平均 } r \text{ 値} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4$$

なお、 r_0 、 r_{45} および r_{90} は、試験片を板面の圧延方向に対し、それぞれ0°、45°および90°方向に採取し測定した塑性ひずみ比である。

【 0 0 5 5 】

(5) 耐二次加工脆性

65 にブランキング後、33 の鋼球を用いてコニカルカップを作成した。これを耳高さ（カップ底からのカップ高さ）：27mmの位置で耳きりして試験カップとした。これに所定の温度まで冷却したのち、カップを横向きに置き、カップ上の耳切り部近傍に5kgの錘を80cmの高さから落として割れの有無で遷移温度を判定した。判定基準としては、3個試験を行い3つとも割れない最低温度を脆性遷移温度とした。

【 0 0 5 6 】

(6) めっき処理性

得られた溶融亜鉛めっき鋼板の表面を目視観察し、不めっき欠陥の存在の有無を判定して、めっき性を評価した。なお、評価は、不めっき欠陥の全く無いもの（めっき性良好）を○、不めっき欠陥が一部発生したもの（めっき性やや良好）を△、不めっき欠陥が多数発生したもの（めっき性不良）を×とした。

【 0 0 5 7 】

10

20

30

40

【表 1】

鋼 記号	成 分 組 成 (質量%)													Ar ₃ (°C)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	N	Ti	Mo	Cu	Ni	B		
A	0.0020	0.01	1.51	0.060	0.005	0.034	0.050	0.0016	0.02	—	—	—	0.0008	860	適合鋼
B	0.0050	0.21	1.51	0.060	0.003	0.035	0.085	0.0021	0.015	—	—	—	0.0003	870	適合鋼
C	0.0021	0.8	1.51	0.020	0.006	0.025	0.060	0.0018	0.021	—	—	—	0.0015	900	適合鋼
D	0.0022	0.01	0.40	0.060	0.002	0.040	0.055	0.0025	0.022	—	—	—	0.0012	910	比較鋼
E	0.0025	0.01	1.51	0.055	0.003	0.045	0.020	0.0021	0.025	—	—	—	0.0010	860	比較鋼
F	0.0015	0.01	1.51	0.045	0.005	0.044	0.070	0.0016	0.021	0.3	—	—	0.0005	860	適合鋼
G	0.0013	0.01	1.51	0.035	0.004	0.033	0.080	0.0015	0.021	—	0.2	0.1	0.0008	850	適合鋼
H	0.0014	0.01	2.5	0.045	0.006	0.037	0.080	0.0012	0.022	—	—	—	0.0011	750	適合鋼
I	0.0280	0.01	2.1	0.065	0.005	0.038	0.085	0.0010	0.023	—	—	—	0.0012	760	適合鋼
J	0.0550	0.01	1.51	0.055	0.004	0.031	0.065	0.0011	0.024	—	—	—	0.0005	860	比較鋼
K	0.0015	0.01	1.51	0.055	0.005	0.037	0.045	0.0018	0.022	—	—	—	—	870	適合鋼
L	0.0018	0.01	1.48	0.058	0.005	0.033	0.045	0.0012	0.024	0.1	—	—	—	870	適合鋼

表1

【表 2】

表2

No.	鋼記号	FT (°C)	CT (°C)	熱延後冷却までの時間 (s)	冷却速度 (°C/s)	焼純温度 (°C)	再結晶完了温度 (°C)	鋼組織			機械的性質				めっき処理性	備考
								硬質フェライトの面積率 (%)	再結晶フェライトに対する硬さ比	硬質フェライトの平均コロニー径 (μm)	TS (MPa)	EI (%)	平均r値	脆性遷移温度 (°C)		
1		920	650	0.3	35	760	800	30	1.5	15	560	25	1.4	-80	-	発明例
2		920	660	0.3	36	780	800	20	1.4	14	495	26	1.3	-50	○	発明例
3		920	650	0.2	34	785	800	10	1.3	14	480	30	1.4	-60	-	発明例
4	A	920	650	0.3	38	820	800	0	=	=	430	35	1.6	-40	-	比較例
5		920	650	0.3	40	860	800	0	=	=	420	36	1.7	-30	-	比較例
6		920	640	1.2	35	770	800	25	1.4	25	555	22	1.2	-40	-	比較例
7		920	650	0.3	20	770	800	25	1.4	30	545	21	1.2	-30	-	比較例
8		920	750	0.3	33	770	800	25	1.4	25	540	23	1.3	-40	-	比較例
9	B	910	650	0.3	43	780	800	15	1.3	15	540	26	1.4	-70	-	発明例
10	C	920	650	0.3	38	770	790	15	1.4	12	530	26	1.4	-100	-	発明例
11	D	920	650	0.3	35	770	780	5	1.1	22	470	26	1.2	-30	-	比較例
12	E	920	650	0.4	35	720	760	40	1.5	30	570	18	1.1	-40	-	比較例
13	F	910	680	0.3	35	780	810	15	1.3	12	540	23	1.4	-80	-	発明例
14	G	920	675	0.3	35	770	800	15	1.3	12	550	25	1.4	-80	-	発明例
15	H	910	650	0.2	35	770	800	20	1.4	8	560	24	1.3	-60	-	発明例
16	I	880	650	0.3	35	790	820	25	1.4	8	560	24	1.3	-100	-	発明例
17	J	920	650	0.3	35	770	810	45	1.5	8	550	25	1.0	-80	-	比較例
18	K	920	650	0.3	35	750	780	25	1.4	16	540	26	1.4	-60	-	発明例
19	L	920	650	0.3	35	750	780	25	1.4	15	545	26	1.4	-70	-	発明例

【 0 0 5 9 】

10

20

30

40

50

表2から明らかなように、本発明に従い得られた発明例はいずれも、TSが440 MPa以上であり、かつr値が1.3以上と深絞り性に優れ、また脆性遷移温度も-45以下と耐二次加工脆性にも優れていた。

これに対し、本発明の範囲を外れる条件で製造した比較例は、強度に対してr値や延性のいずれかが低下している鋼板となっていた。

【産業上の利用可能性】

【0060】

本発明によれば、TS：440 MPa以上で、耐二次加工脆性に優れ、またr値が1.3以上の深絞り性に優れた高強度鋼板を安価にかつ安定して製造することが可能となり産業上格段の効果を奏する。

例えば、本発明の高強度鋼板を自動車部品に適用した場合、これまでプレス成形が困難であった部位も高強度化が可能となり、自動車車体の衝突安全性や軽量化に十分寄与できるという効果がある。また、自動車部品に限らず家電部品やパイプ用素材としても適用可能である。

フロントページの続き

- (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 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
- (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2006-342412(JP,A)
特開2006-070338(JP,A)
特開昭63-143223(JP,A)
特開2005-154906(JP,A)
特開2005-120472(JP,A)
特開2005-232483(JP,A)
特開2001-131695(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 1/00 - 49/14
C21D 9/48