

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4254663号
(P4254663)

(45) 発行日 平成21年4月15日(2009.4.15)

(24) 登録日 平成21年2月6日(2009.2.6)

(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 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/06
C 2 2 C 38/38 (2006.01)	C 2 2 C 38/38
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 G
B 2 1 B 1/22 (2006.01)	B 2 1 B 1/22 H
請求項の数 4 (全 14 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2004-255927 (P2004-255927)	(73) 特許権者	000002118
(22) 出願日	平成16年9月2日(2004.9.2)		住友金属工業株式会社
(65) 公開番号	特開2006-70328 (P2006-70328A)		大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(43) 公開日	平成18年3月16日(2006.3.16)	(74) 代理人	100081352
審査請求日	平成18年10月18日(2006.10.18)		弁理士 広瀬 章一
		(72) 発明者	林 宏太郎
			大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
			住友金属工業株式会社内
		(72) 発明者	小嶋 啓達
			大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
			住友金属工業株式会社内
		(72) 発明者	西畑 敏伸
			大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
			住友金属工業株式会社内
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 高強度薄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：0.06～0.25%、Si：0.005～1.0%、Mn：1.0～2.7%、P：0.02%以下、S：0.01%以下、sol.Al：0.01～0.08%およびN：0.0003～0.01%を含有し、残部Feおよび不純物からなる化学組成を有する鋼板であって、前記鋼板の表裏面からの深さが0.05mmの位置でのビッカース硬さが100～250Hv、かつ(表裏面からの深さが0.2mmの位置でのビッカース硬さ)×0.8以下、表裏面からの深さが0.2mmの位置から板厚中心側の内層部におけるビッカース硬さのばらつきが100Hv以下であり、前記内層部がベイナイトおよびマルテンサイトを合計面積率で80%以上含有し、前記鋼板の表面粗さがRaで0.4～1.2μmであり、前記鋼板の引張強度が780MPa以上であることを特徴とする高強度薄鋼板。

10

【請求項2】

前記化学組成が、さらに、質量%で、Cr：0.1～0.5%、Mo：0.1～0.5%、およびB：0.0005～0.003%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度薄鋼板。

【請求項3】

前記化学組成が、さらに、質量%で、Nb：0.01～0.1%、V：0.01～0.1%、およびTi：0.01～0.1%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度薄鋼板。

【請求項4】

請求項1～3のいずれかに記載の化学組成を備える鋼に、熱間圧延、脱スケール処理、

20

冷間圧延を施した後、得られた鋼板に、連続焼鈍設備により、 $700^{\circ}\text{C} \sim (\text{Ac}_3 \text{変態点} - 20^{\circ}\text{C})$ の温度範囲を20秒以上かけて加熱し、 $(\text{Ac}_3 \text{変態点} - 20^{\circ}\text{C}) \sim (\text{Ac}_3 \text{変態点} + 20^{\circ}\text{C})$ の範囲に10秒以上保持した後、 650°C から 450°C までの平均冷却速度を $20 \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ として、 $200 \sim 450^{\circ}\text{C}$ まで冷却し、 $200^{\circ}\text{C} \sim 450^{\circ}\text{C}$ の温度範囲に30秒～10分保持し、その後に室温まで冷却し、連続焼鈍後に表面粗さRaが $1.0 \sim 4.0 \mu\text{m}$ のワークロールで伸び率 $0.1 \sim 1\%$ のスキンパス圧延を行うことを特徴とする高強度薄鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、曲げ加工性および耐型かじり性に優れる引張強度が 780MPa 以上の高強度薄鋼板およびその製造方法に関する。

10

【背景技術】

【0002】

近年、自動車の燃費向上あるいは衝突時の乗員の安全性向上を図るため、引張強度が 780MPa 以上の高強度薄鋼板を、補強部材を中心に自動車部品への適用することが積極的に検討されている。そのため、高強度薄鋼板の加工性に対する要求は次第に厳しくなっている。しかしながら、通常の高強度薄鋼板は、部品成形時の加工性に劣るので、その改善が求められている。

【0003】

加工性に優れた高強度薄鋼板として、フェライトを主相とし、マルテンサイトやベイナイト等の低温変態相を第二相とする複合組織鋼板が提案されている。例えば、特許文献1には、フェライトを主相とする複合組織を有し、引張強度が $80\text{kgf}/\text{mm}^2$ 以上で降伏比が 60% 以下を有する溶融めっき鋼板が開示されている。この鋼板は、引張強度－伸びバランス($\text{TS} \times \text{El}$)が $17000 \sim 25000\text{MPa} \cdot \%$ と優れた加工性を示している。しかしながら、このように、硬質な低温変態相を利用した高強度薄鋼板は、硬質相と軟質相の界面で亀裂が形成しやすくなるので、曲げ性が十分でない問題がある。

20

【0004】

曲げ性に優れた高強度薄鋼板として、ベイナイトやマルテンサイト等の低温変態相を主体とし、組織の均一性が高い鋼板が提案されている。例えば、特許文献2には、ベイナイトの組織分率が 90% 以上の組織を有し、引張強度が $1200\text{N}/\text{mm}^2$ 以上を有する超高強度冷延鋼板が提示されている。この鋼板は、曲げ角度 90° 、曲げ内側半径が 0.5mm のV曲げ加工が可能であり、優れた曲げ性を示している。しかしながら、ベイナイトやマルテンサイト主体の組織は加工硬化せず、不均一に変形するので、シート部品の加工で施される曲げ角度 90° 、曲げ半径が 0mm 程度の厳しい加工が出来ないという問題がある。

30

【0005】

曲げ性に優れた高強度薄鋼板として、表層部のみフェライトを主体とした組織とする鋼板が提案されている。例えば、特許文献3には、表層部に $\text{C}: 0.1\text{wt.}\%$ 以下の軟質層を片面で $3 \sim 15\text{vol.}\%$ 含む超高強度冷延鋼板が開示されている。この鋼板は、脱炭焼鈍によって、表層部が軟質化することにより、密着曲げが可能となり、優れた曲げ性を示している。また、特許文献4には、鋼板の表層にフェライトを主体とする層を有し、内層にマルテンサイト・ベイナイトを主体とする層を有する超高強度冷延鋼板が開示されている。この鋼板は、脱炭焼鈍によって、表層がフェライト主体となることにより、優れた加工性を示している。しかしながら、これらの鋼板のように、表面が軟質化すると耐型かじり性が劣化するので、加工性と耐型かじり性の両立は、従来技術において達成されていなかった。

40

【0006】

一方、加工性は、表面粗さに少なからず影響を受けることから、表面粗さを調整して加工性を向上させることが検討されている。例えば、特許文献5には、鋼板の表面粗さを適切に調整して、加工性を向上させる技術が開示されている。この技術は、連続焼鈍によって製造される薄鋼板に対し、スキンパス圧延の制御により付与される表面粗さを調整することで、良好な摺動性を確保し、加工性を向上させるものである。また、耐型かじり性も

50

表面粗さに影響を受けることから、表面粗さを調整して耐型かじり性を改善させることが検討されている。例えば、特許文献6には、鋼板表面の幾何学形状を制御して、耐型かじり性を向上させる技術が開示されている。この技術は、プレス成形時に板に生ずる面圧の大小に関係なく、耐型かじり性を良好にするものである。しかしながら、補強部材として必要な引張強度が780MPa以上になると、鋼板の表面粗さや幾何学的形状を制御するのは困難であり、制御したとしても、強加工されるので、加工性が劣化するという問題があった。

【特許文献1】特開平4-236741号公報

【特許文献2】特開平5-105959号公報

【特許文献3】特開平5-195149号公報

【特許文献4】特開平10-1307825号公報

【特許文献5】特開平6-99202号公報

【特許文献6】特開平9-29304号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

本発明の課題は、引張強度が780MPa以上での加工性および耐型かじり性に優れた高強度薄鋼板とその製造方法を提供することである。なお、本発明にかかる鋼板では、加工性の目標値は、最小曲げ半径が0.2t以下とする。

【課題を解決するための手段】

【0008】

本発明者らは、上記の特性を備えた鋼板を提供すべく、鋼組成、鋼表面性状、鋼組織、製造条件のそれぞれの観点から検討を重ねた。その結果、鋼組成と製造条件を適正範囲に調整することによって、鋼板の表裏面からの深さが0.05mmの表層部分のビッカース硬さが100~250Hvの範囲で、かつ（表裏面からの深さが0.2mmの位置でのビッカース硬さ）×0.8以下、表裏面から深さ0.2mmより内層部分のビッカース硬さのばらつきが100Hv以下で、ベイナイトまたはマルテンサイト主体の組織であり、表面粗さがRaで0.4~1.2μmの範囲の鋼板とすることにより、強度レベルを低下させることなく、曲げ性などの加工性と耐型かじり性に優れた高強度薄鋼板が得られることを見出し、本発明を完成した。

【発明の効果】

【0009】

本発明によれば、従来の技術では両立できなかった、高強度化と加工性および耐型かじり性の改善を同時に達成することが可能となり、引張強度が780MPa以上、最小曲げ半径が0.2t以下の機械特性を有することを特徴とする加工性および耐型かじり性に優れた高強度薄鋼板を製造することが提供できるので、自動車の車体部品の軽量化や衝突安全性の向上に寄与する効果は顕著である。また、スキンプスのロールの消耗も低減するので、780MPa以上の高強度薄鋼板の生産性を向上させることが出来る。

【発明を実施するための最良の形態】

【0010】

次に本発明で規定した諸条件について説明する。

まず、本発明の高強度薄鋼板の化学組成の限定理由について説明する。なお、以下において、特に断らないかぎり化学組成を示す%は質量%を表す。

【0011】

(C:0.06~0.25%)

Cはオーステナイト安定化元素であり、硬質相を生成させ鋼を強化する変態組織強化に有効に作用する。引張強度780MPa以上を確保するためには、少なくとも0.06%以上含有させる。ただし、0.25%超含有させると加工性および溶接性が著しく劣化する。このため、C含有量を0.06~0.25%の範囲に限定した。なお、好ましい下限は0.07%であり、好ましい上限は0.15%である。

【0012】

(Si : 0.005~1.0%)

Siは強度向上に寄与する元素であり、本発明では0.005%以上含有させる。ただし、1.0%超含有させるとスポット溶接した際のナゲット部が硬化し靱性が劣化する。このため、Si含有量を0.005~1.0%とした。なお、Siは脱炭反応を促進する元素であり、その効果は0.2%以上で認められるので、好ましくは0.2~1.0%である。

【0013】

(Mn : 1.0~2.7%)

Mnはオーステナイト安定化元素であり、硬質相を生成させ鋼を強化する変態組織強化に有効に作用する。引張強度780MPa以上を確保するためには、少なくとも1.0%以上含有させる。ただし、2.7%超含有させると不均一な組織となり曲げ性が劣化する。このため、Mn含有量を1.0~2.7%とした。なお、好ましい下限は1.2%であり好ましい上限は2.6%である。

10

【0014】

(P : 0.02%以下)

Pは不可避的不純物であり、過多に含有させると不均一な組織となるために加工性が劣化するのでできるだけ低減させるのが望ましい。このため、P含有量を0.02%以下とした。好ましくは0.015%以下である。なお、P含有量の低減に要する製鋼コストと効果との観点から下限を0.005%とすることが好ましい。

【0015】

(S : 0.01%以下)

Sは不可避的不純物であり、鋼中で硫化物として存在し、応力集中源となるために加工性が劣化する。このため、S含有量をできるだけ低減させるのが望ましいが、0.01%以下であれば、本発明で目的とするような高強度材でも曲げ性に悪影響を及ぼさない。なお、好ましくは0.005%以下である。

20

【0016】

(sol.Al : 0.01~0.08%)

Alは鋼を脱酸させるために添加される元素であり、鋼の清浄度を向上させるのに有効に作用する。シリケート介在物を除去し、加工性を向上させるためには、sol.Alで0.01%以上含有させる。ただし、0.08%超含有させると酸化物系介在物が増加するために表面性状や加工性が劣化する。このため、sol.Al含有量を0.08%以下とした。なお、好ましい下限は0.02であり、好ましい上限は0.06%である。

30

【0017】

(N : 0.0003~0.01%)

Nは不可避的不純物であり、過多に含有させると粗大な窒化物が析出するため加工性が劣化する。このため、N含有量をできるだけ低減させるのが望ましいが、0.01%以下であれば、本発明で目的とするような高強度材でも加工性に悪影響を及ぼさない。このため、N含有量を0.01%以下とした。なお、好ましくは0.005%以下、さらに好ましくは0.003%以下である。

【0018】

(Cr : 0.1~0.5%、Mo : 0.1~0.5%、B : 0.0005~0.003%)

本発明では、必要に応じて上記元素を1種または2種以上を含有させることができる。

Crは焼入性を高め、硬質相を生成させ鋼を強化する変態組織強化に有効に作用する元素であり、その効果は0.1%以上の含有で認められる。ただし、0.5%超含有させると効果が飽和するようになり、またコスト高を招来する。このため、Cr含有量を0.1~0.5%とした。

40

【0019】

Moは焼入性を高め、硬質相を生成させ鋼を強化する変態組織強化に有効に作用する元素であり、その効果は0.1%以上の含有で認められる。ただし、0.5%超含有させると効果が飽和するようになり、またコスト高を招来する。このため、Mo含有量を0.1~0.5%とした。

50

【0020】

Bは焼入性を高め、硬質相を生成させ鋼を強化する変態組織強化に有効に作用する元素であり、その効果は0.0005%以上の含有で認められる。ただし、0.003%超含有させると効果が飽和するだけでなく、熱間圧延の変形抵抗が大きくなり、製造困難となる。このため、B含有量を0.0005~0.003%とした。なお、好ましい下限は0.0007%であり、好ましい上限は0.002%である。

【0021】

(Nb:0.01~0.1%、V:0.01~0.1%、Ti:0.01~0.1%の1種または2種以上)

本発明では、必要に応じて上記元素を1種または2種以上を含有させることができる。これらの元素は結晶粒を微細化し、曲げ性向上に有効に作用する元素であり、その効果は各元素とも0.01%以上の含有で認められる。ただし、0.1%超含有させると、鋼中の析出物が粗大化するため加工性が劣化する。このため、Nb含有量を0.01~0.1%、V含有量をV:0.01~0.1%、Ti含有量をTi:0.01~0.1%とした。

10

【0022】

なお、上記した成分以外の残部はFeおよび不純物である。不純物としては、O、Cu、Niを例示することができ、それぞれO:0.006%以下、Cu:0.05%以下、Ni:0.05%以下の含有が許容できる。

【0023】

次に、本発明の高強度薄鋼板の表層部組織の限定理由について述べる。

上記した組成を有する本発明の高強度薄鋼板の表裏面からの深さが0.05mmの位置でのビッカース硬さは100~250Hv、かつ(表裏面からの深さが0.2mmの位置でのビッカース硬さ)×0.8以下とする。前記位置のビッカース硬さが100Hv未満であると、耐型かじり性が劣化する。前記位置のビッカース硬さが250Hv超または(表裏面から深さが0.2mmの位置でのビッカース硬さ)×0.8超であると、表面の延性が低下し、曲げ性が劣化する。

20

【0024】

ここで、表層部分は、C(gds) ((GDSにより測定したC成分値):0.5×C(gds-bulk) (GDSにより測定した鋼板の表裏面からの深さが0.1mm~0.15mmにおけるC成分値の平均値) 以下のC欠乏層を0.002~0.05mm含むことが好ましい。なお、より厳しい成形が必要なときはMn(gds) (GDSにより測定したMn成分値):0.8×Mn (GDSにより測定した鋼板の表裏面からの深さが0.1mm~0.15mmにおけるMn成分値の平均値) 以下のMn欠乏層を含むことがさらに好ましい。このようなC欠乏層およびMn欠乏層を含むことにより、前記位置のビッカース硬さが100~250Hvの範囲に制御しやすくなるだけでなく、著しい加工性の改善が認められる。

30

【0025】

次に、本発明の高強度薄鋼板の内層部の組織の限定理由について述べる。

上記した成分および表面性状を有する本発明の高強度薄鋼板は、表裏面からの深さが0.2mmの位置から板厚中心側の内層部におけるビッカース硬さのばらつきが100Hv以下で、ベイナイトおよびマルテンサイトを合計面積率で80%以上含有する組織である。

【0026】

ビッカース硬さのばらつきが100Hv超になると、軟質領域に変形が集中しやすくなり、曲げ性が劣化するだけでなく、曲げ、曲げ戻し加工が施される加工性も著しく劣化する。このため、前記内層部のビッカース硬さのばらつきを100Hv以下とした。

40

【0027】

また、ベイナイトおよびマルテンサイト以外に、例えば、フェライトおよび残留オーステナイトを合計面積率で20%以上含有する場合には、相界面で微小亀裂が発生しやすくなり、曲げ性が著しく低下する。このため、ベイナイトおよびマルテンサイトを合計面積率で80%以上含有するものとした。ここで、ベイナイトやマルテンサイトは一方の面積率が0%であっても構わない。

【0028】

ここに、本発明によれば「加工性」と「耐かじり性」とが両立する理由は、表面を軟質

50

な組織にすることによって、曲げ性を向上させるだけでなく、鋼板表面の粗さの調整を容易にして、耐かじり特性をも向上させることができるからである。なお、引張強度が780Mpa以上の高強度薄鋼板は、硬質であるがゆえに鋼板の表面粗さの制御が困難であり、このため鋼板の表面粗さの制御については従来検討されていなかったのである。

【0029】

次に、本発明の高強度薄鋼板の表面粗さの限定理由について述べる。

本発明にかかる高強度薄鋼板の表面粗さは、Raで0.4~1.2 μ mの範囲とする。Raを0.4 μ m以上にすることにより、摺動性が向上し、加工性が向上するだけでなく、耐型かじり性が改善される。ただし、Raが1.2 μ m超になると、鋼板表面の凹部に応力集中しやすくなり加工性が劣化する。このため、表面粗さをRaで0.4 μ m以上1.2 μ m以下の範囲とした。鋼板の表面粗さは焼鈍前の冷間圧延工程と焼鈍後のスキンプス圧延工程で調整出来る。

10

【0030】

次に、本発明の高強度薄鋼板の製造条件の限定理由について述べる。

本発明の高強度薄鋼板は、上述した鋼組成を備える鋼片または鋼塊から熱間圧延を経て得られた冷間圧延鋼板に後述する連続焼鈍を施すことにより製造することができるが、その他の製造条件については常法で構わない。例えば、上述した鋼組成を備える鋼塊または鋼片に、熱間圧延、脱スケール、冷間圧延および連続焼鈍を施す場合には以下のようにするのがよい。

【0031】

上記した鋼組成の溶鋼を転炉、電気炉等の通常公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造や鋳造一分塊圧延によりスラブ等の鋼素材とする。生産性の観点からは連続鋳造が望ましい。

20

次に、前記鋼素材を熱間圧延に供するが、前記鋼素材を連続鋳造法により製造する場合には、連続鋳造後、直接熱間圧延に供してもよいし、連続鋳造や鋳造一分塊圧延により製造する場合には、一度適当な温度まで冷却した後に加熱炉で加熱して熱間圧延に供してもよい。加熱炉にて加熱する場合の加熱温度は1000~1300℃とするのが好ましい。1000℃以上で加熱すると熱間圧延が容易であるだけでなく、表面にMn欠乏層が形成され、連続焼鈍後の鋼板の表裏面からの深さが0.05mmの位置でのビッカース硬さを100~250Hvに制御することが容易になる。一方、加熱温度を1300℃超とするとスケールロスが増加する。

【0032】

熱間圧延における仕上温度は800~950℃の範囲とすることが好ましい。仕上温度が800℃未満では、圧延時の変形抵抗が大きく、組織が不均一なバンド組織となり、冷却焼鈍後の加工性が劣化する場合がある。一方、950℃を超えると、その後の冷却で粒成長が生じ、均一微細の組織が得られない場合がある。熱間圧延後の巻取温度は500~700℃の範囲とすることが好ましい。巻取温度が500℃未満では、硬質なベイナイトやマルテンサイトが生成し、その後の冷間圧延が困難となる場合がある。また、巻取温度が700℃を超えると、組織が不均一なバンド組織となり、連続焼鈍後の加工性が劣化する場合がある。

30

【0033】

熱延鋼板は通常の方法で酸洗を施された後に冷間圧延を施され、冷延鋼板とされる。冷延焼鈍板の組織を微細化し、加工性を向上させるためには、冷間圧延の圧下率は40%以上とするのが好ましい。なお、連続焼鈍前の冷間圧延で、鋼板表面の粗さを調整してもよい。その場合、最終パスの圧延をロールの表面粗さRaを2.0 μ m以上、圧下量を8 μ m以上として圧延するのが好ましい。

40

【0034】

(冷延鋼板の均熱条件：700℃~(Ac_3 変態点-20℃)の温度範囲を20秒以上かけて加熱し、(Ac_3 変態点-20℃)~(Ac_3 変態点+20℃)の範囲に10秒以上保持する)

冷延鋼板の焼鈍は連続焼鈍とし、まず、700℃~(Ac_3 変態点-20℃)の温度範囲を20秒以上かけて加熱し、(Ac_3 変態点-20℃)~(Ac_3 変態点+20℃)の範囲に10秒以上保持する。

【0035】

700℃~(Ac_3 変態点-20℃)の温度範囲を20秒以上かけて加熱することにより、鋼板表面が脱炭によって軟質化し、鋼板表面に所望の表面粗さを具備せしめることが容易になるだ

50

けでなく、鋼板の加工性が向上する。一旦、冷延鋼板を(Ac_3 変態点 $-20^{\circ}C$) $\sim$ (Ac_3 変態点 $+20^{\circ}C$)の範囲に加熱し、オーステナイト単相あるいはオーステナイト単相に近い組織にすることにより、ベイナイトおよびマルテンサイトを合計面積率で80%以上含有した均一組織を有する加工性に優れた冷延焼鈍鋼板となる。保持温度が(Ac_3 変態点 $-20^{\circ}C$)未満では、冷延組織の影響が残りバンド組織となり加工性が著しく劣化する。一方、保持温度が(Ac_3 変態点 $+20^{\circ}C$)超では、組織が粗大化し、均一組織を有する冷延焼鈍板が得られなくなるだけでなく、復炭するので、表層部分のC含有量が高まり、表層部分を所望の硬さにすることが困難になる。このため、冷延鋼板の保持温度を(Ac_3 変態点 $-20^{\circ}C$)以上(Ac_3 変態点 $+20^{\circ}C$)以下とした。また、保持温度が Ac_3 変態点を越えると、さらに組織が均一になり、加工性が向上するので、保持温度を Ac_3 変態点 $\sim$ (Ac_3 変態点 $+20^{\circ}C$)とするのが好ましい。

10

【0036】

なお、 Ac_3 変態点温度の確認は、熱膨張曲線の解析により行う。

また、(Ac_3 変態点 $-20^{\circ}C$) $\sim$ (Ac_3 変態点 $+20^{\circ}C$)の範囲で10秒以上保持することにより、置換型元素であるMn等の偏析が低減し、冷延焼鈍板の組織が均一となり加工性が向上する。このため、冷延鋼板の焼鈍条件を(Ac_3 変態点 $-20^{\circ}C$) $\sim$ (Ac_3 変態点 $+20^{\circ}C$)で10秒以上保持するとした。ただし、長時間の保持は粒径の粗大化を起こすので、(Ac_3 変態点 $-20^{\circ}C$) $\sim$ (Ac_3 変態点 $+20^{\circ}C$)の範囲で10秒以上300秒以下保持するのが好ましい。

【0037】

なお、焼鈍雰囲気は特に規定するものではないが、例えば、酸素含有雰囲気や高露点雰囲気中で焼鈍すれば、脱炭焼鈍可能となり表層部分のC量が低下するので好ましい。

20

(冷延鋼板の冷却条件)

冷延鋼板はついで、 $650^{\circ}C$ から $450^{\circ}C$ までの平均冷却速度を $20\sim 200^{\circ}C/秒$ で、 $200\sim 450^{\circ}C$ の冷却停止温度域まで冷却する。冷却速度が $20^{\circ}C/秒$ 未満になると、 $780MPa$ 以上の引張強度を確保するのが困難となるだけでなく、冷却速度が遅い場合には、フェライトだけでなくパーライトが生成し易く、不均一な組織となり加工性が劣化する。ただし、冷却速度が $200^{\circ}C/秒$ 超になると、表層部分が硬質化するので、冷延鋼板の $650^{\circ}C$ から $450^{\circ}C$ までの平均冷却速度を $20\sim 200^{\circ}C/秒$ とした。

【0038】

本発明では、冷延鋼板を $200\sim 450^{\circ}C$ の冷却停止温度域まで冷却する。冷却停止温度が $450^{\circ}C$ 超になると、 $780MPa$ 以上の引張強度を確保するのが困難となる。一方、 $200^{\circ}C$ 未満になると、熱収縮ならびに変態膨張により鋼板の平坦性が劣化するだけでなく、表面の硬化によって加工性も劣化するので、冷却停止温度を $200^{\circ}C\sim 450^{\circ}C$ とした。

30

【0039】

冷却停止温度まで連続冷却した後、 $200\sim 450^{\circ}C$ の温度範囲に30秒から10分保持し、その後室温まで冷却する。オーステナイト相が分解し、組織を均一にするためには保持時間が30秒以上必要である。ただし、10分超保持することはエネルギーの無駄や生産性の低下につながる。

【0040】

さらに、鋼板表面の粗さを調整するために、連続焼鈍後スキンプス圧延を行う。その場合、ロールの表面粗さ Ra を $1.0\mu m\sim 4.0\mu m$ とし、鋼板の伸び率を $0.1\sim 1\%$ にする。

40

ロールの表面粗さ Ra が $1.0\mu m$ 未満では、所望の鋼板表面の粗さにすることが困難となるので、耐型かじり性が劣化する。一方、ロールの表面粗さ Ra が $4.0\mu m$ 超では、ロールと鋼板の焼き付きが生じる恐れがあり、所望の鋼板表面の粗さにすることが困難となり、さらに加工性が劣化する。したがって、ロールの表面粗さ Ra を $1.0\mu m\sim 4.0\mu m$ とする。

【0041】

スキンプス圧延の伸び率が 0.1% 未満になると、ロールの表面粗さが鋼板に十分に転写されず、所望の鋼板表面の粗さが得られず、耐型かじり性が劣化する。一方、スキンプス圧延の伸び率が 1.0% 超になると、加工性が劣化する。したがって、スキンプス圧延の伸び率を $0.1\sim 1.0\%$ の範囲とする。

50

【0042】

このように、鋼素材成分の調整、熱間圧延、冷間圧延後焼鈍、スキンプス圧延条件の適正化により、鋼板の表裏面からの深さが0.05mmの位置でのビッカース硬さが100～250Hvかつ(表裏面からの深さが0.2mmの位置でのビッカース硬さ)×0.8以下、表裏面からの深さが0.2mmの位置から板厚中心側の内層部におけるビッカース硬さのばらつきが100Hv以下であり、内層部がベイナイトおよびマルテンサイトを合計面積率で80%以上含有し、鋼板の表面粗さがRaで0.4～1.2 μmであり、鋼板の引張強度が780MPa以上である高強度薄鋼板となる。

【0043】

本発明の実施例を以下に示す。

10

【実施例1】

【0044】

表1に示す化学組成を有する鋼片を1250℃に加熱し、表2に示す条件で熱間圧延を行った後、巻き取り、その後冷却を行って熱延鋼板(板厚3.5mm)とした。ついで、熱延鋼板に酸洗を行い、厚さ1mmにまで冷間圧延を施し冷延鋼板とした。

【0045】

その後、冷延鋼板に表2に示す温度まで加熱し、焼鈍後、表2の条件で冷却後、スキンプス圧延を行った。表1に示す成分を有する冷延鋼板のAc₃変態点温度を測定するとともに、得られた冷延焼鈍板について、Ac₃変態点測定、表面粗さ測定、硬さ測定、組織観察、引張試験、曲げ試験を実施した。試験方法を下記に示す。

20

【0046】

(実験方法)

(1) Ac₃変態点温度の測定

各種冷延鋼板から試験片を採取し、室温から1000℃まで10℃/sで加熱した際の膨張率変化を解析することによって、Ac₃変態点温度を測定した。

【0047】

(2) 表面粗さ測定

JIS-B0601に規定されている方法に基づきRaを測定した。

(3) 硬さ測定

各種冷延焼鈍板の圧延方向断面、圧延方向と直角方向断面のビッカース硬さを測定した。鋼板表面からの深さが0.05mmの位置の平均硬さを表層部分の硬さとした。圧痕の荷重を 9.8×10^{-2} Nとし、200 μm間隔で10点硬さを測定し、平均硬さを算出した。圧痕の荷重が 9.8×10^{-2} N以上になると、圧痕が大きくなり、表層部分の硬さが測定できない。

30

【0048】

また、鋼板表面からの深さが0.2mmの位置の平均硬さを内部の硬さとした。表層部分の硬さと比較するため、圧痕の荷重を 9.8×10^{-2} Nとし、200 μm間隔で10点硬さを測定し、平均硬さを算出した。

【0049】

さらに、深さが0.2mmの位置の硬さばらつきを内層部分の硬さばらつきとした。圧痕の荷重を0.49 Nとし、200 μm間隔で10点硬さを測定し、最大値と最小値の硬さの差を硬さばらつきとした。

40

【0050】

(4) 組織観察

各種冷延焼鈍板の圧延方向および圧延方向と直角方向から試験片を採取し、圧延方向断面、圧延方向と直角方向断面の組織を光学顕微鏡あるいは電子顕微鏡で撮影し、画像解析により各相の分率を測定した。

【0051】

(5) 引張試験

各種冷延焼鈍板の圧延方向に直角方向からJIS5号引張試験片を採取し、引張特性(引張強度TS、伸びEl)を調査した。

50

【0052】

(6) 曲げ試験

各種冷延焼鈍板から圧延方向に直角方向を長手方向とするJIS3号曲げ試験片を採取し、JIS Z 2248の規定に準拠したVブロック法により、曲げ性を調査した。その際、頂角90°の押し金具をバリが内側となるように押し込んだ。試験後の正否は目視にて調査し、試験後に割れが認められない押し金具の最小半径を板厚で割り、規格化することにより最小曲げ半径を算出した。なお、半径が2mm、1mm、0.5mm、0.2mm、0mmの押し金具を用いた。

【0053】

(7) 耐かじり特性評価試験

耐型かじり性は、直径50mmの円筒ポンチを使用し、防錆油（パーカ興産株式会社製、NO X-RUST(登録商標) 550HN)を塗油量 1 g/m^2 で両面に塗布した鋼板について、絞り比1.8の円筒絞り成形を行い、20枚成形した時点の成形品を目視評価し、外観上問題のないものと不良のものと区別して評価した。ただし、鋼板強度TSが1180MPa以上のものは、円筒絞りが難しいので、図1に示すハット成形を行い、20枚成形した時点の成形品を目視評価し、外観上問題のないものと不良のものと区別して評価した。問題のないものを「○」で、不良のものを「×」で示す。

【0054】

(8) スポット溶接性評価試験

同一鋼種の鋼板を重ね、スポット溶接を行い、スポット溶接試験片を作製した。スポット溶接は、電極：ダブルR型、加圧力：3900N、通電：16サイクル（電流7.5kA）、保持：3サイクルの条件で実施した。スポット溶接性はスポット溶接試験片をたがねで剥離したときのナゲット（スポット溶接時に熔融し、その後凝固した部分）内の破断が無いときは○で、有るときは×で示す。

【0055】

これらの結果を表3に示す。本発明例の鋼板は、表裏面からの深さが0.05mmの位置でのビッカース硬さが100~250Hvかつ（表裏面からの深さが0.2mmの位置でのビッカース硬さ） $\times 0.8$ 以下、表裏面からの深さが0.2mmの位置から板厚中心側の内層部におけるビッカース硬さのばらつきが100Hv以下で、内層部がベイナイトおよびマルテンサイトを合計面積率で80%以上含有する組織であり、表面粗さがRaで $0.4\sim 1.2\mu\text{m}$ の範囲で、該鋼板の引張強度が780MPa以上、最小曲げ半径が $0.2t$ 以下の機械特性を有する加工性に優れた高強度冷延鋼板となっている。

【0056】

これに対し、比較例の鋼板No.1とNo.2は、化学成分が本発明範囲から外れており、所定の強度が確保できない。鋼板No.16は、化学成分が本発明範囲から外れており、不均一な組織であるために曲げ性が悪い。鋼板No.27は、化学成分が本発明範囲から外れており、溶接した際にナゲット部が硬化するために靱性が劣化する。鋼板33は、化学成分が本発明範囲から外れており、曲げ性が悪いだけでなく、溶接した際にナゲット部が硬化するために靱性が劣化する。

【0057】

鋼板No.3は、製造条件が本発明範囲から外れており、所定の強度が確保できないだけでなく、不均一な組織であるため曲げ性が悪い。No.25は、製造条件が本発明範囲から外れており、所定の強度が確保できない。鋼板No.5とNo.7は、製造条件が本発明範囲から外れており、表面が硬質で、曲げ性が悪いだけでなく、鋼板の表面粗さが小さく、耐型かじり特性も悪い。鋼板No.8は、製造条件が本発明範囲から外れており、不均一な組織であるため曲げ性が悪い。鋼板No.9は、製造条件が本発明範囲から外れており、スキンパス圧延の圧延率が大きいので、表面の延性が劣化し、曲げ性が悪い。鋼板No.10は、製造条件が本発明範囲から外れており、曲げ性が悪い。鋼板No.17とNo.21は、製造条件が本発明範囲から外れており、不均一な組織であるために曲げ性が悪い。鋼板No.29は、製造条件が本発明範囲から外れており、表面が硬質であるために曲げ性が悪いだけでなく、鋼板の表面粗さが小さく、型かじり特性も悪い。鋼板No.30は、製造条件が本発明範囲から外

れており、熱処理した際に表層部分の応力ならびにひずみが緩和されていないために曲げ性が悪い。鋼板No.13と14は、製造条件が本発明範囲から外れており、鋼板の表面粗さが小さく、型かじり特性が悪い。

【0058】

【表1】

化学成分	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Cr	Mo	B	Nb	V	Ti	Ac3
*A	*0.04	0.43	2.3	0.011	0.002	0.028	0.0023							837
*B	0.06	0.22	*0.7	0.007	0.004	0.030	0.0034							872
C	0.06	0.24	2.5	0.009	0.003	0.034	0.0038							819
D	0.08	0.34	2.5	0.012	0.003	0.027	0.0034							819
E	0.08	0.73	2.5	0.012	0.005	0.036	0.0044							836
F	0.08	0.71	2.5	0.011	0.004	0.050	0.0028	0.15	0.15					839
G	0.08	0.26	2.4	0.010	0.003	0.042	0.0033				0.053		0.042	818
*H	0.10	0.23	*3.5	0.009	0.003	0.033	0.0031							780
I	0.10	0.43	2.3	0.011	0.004	0.046	0.0028							825
J	0.10	0.26	2.3	0.012	0.003	0.022	0.0025			0.0013				817
K	0.10	0.35	2.4	0.011	0.002	0.031	0.0034						0.088	818
L	0.12	0.04	2.5	0.008	0.003	0.039	0.0037							797
M	0.12	0.26	2.2	0.010	0.003	0.030	0.0031							816
N	0.14	0.13	2.0	0.012	0.004	0.041	0.0036							812
O	0.14	0.23	2.1	0.009	0.002	0.029	0.0039							814
*P	0.17	*1.65	1.6	0.008	0.003	0.032	0.0035							886
Q	0.17	0.23	2.2	0.009	0.003	0.037	0.0029				0.063	0.032		805
R	0.21	0.23	1.3	0.010	0.004	0.033	0.0029	0.20		0.0012			0.018	821
S	0.21	0.35	1.9	0.012	0.005	0.030	0.0027							811
*T	*0.35	0.4	1.2	0.012	0.003	0.036	0.0031							806

【0059】

【表 2】

試料		熱間圧延			冷間圧延			連続焼鈍					ロールRa (μm)	スキンプス 圧延率 (%)	
鋼板No	化学組成 No	スラブ 加熱温度 (℃)	仕上げ 温度 (℃)	巻き取り 温度 (℃)	最終パス 圧下量 (μm)	最終パス ロールRa (μm)	冷延率 (%)	加熱時間 (秒)	加熱温度 (℃)	加熱保持 時間 (秒)	冷却速度 (℃/秒)	冷却停止 温度 (℃)	冷却後 保持時間 (秒)		
1	*A	1240	880	640	10	2.5	71	45	850	60	60	300	180	1.8	0.2
2	*B	1250	860	650	10	2.5	71	53	880	60	60	300	180	1.8	0.2
3	C	1250	860	630	10	2.5	71	41	820	60	*5	300	180	1.8	0.2
4	C	1220	870	620	10	2.5	71	42	820	60	60	300	180	1.8	0.2
5	D	1250	840	650	10	2.5	71	31	*920	60	60	300	180	1.8	0.2
6	D	1250	880	660	10	2.5	71	40	830	60	60	300	180	1.8	0.2
7	E	1250	890	650	10	2.5	71	*11	855	60	60	300	180	1.8	0.2
8	E	1250	870	660	10	2.5	71	47	830	60	60	300	*20	1.8	0.2
9	E	1250	880	650	10	2.5	71	47	830	60	60	300	180	1.8	*2.0
10	E	1250	880	650	15	3.5	71	47	830	60	60	300	180	*4.5	0.2
11	E	1250	880	640	10	2.5	71	47	830	60	60	300	180	1.8	0.2
12	F	1270	880	640	10	2.5	71	46	845	60	60	300	180	1.8	0.2
13	F	1260	880	650	10	2.0	71	46	845	60	60	300	180	1.8	*0.05
14	F	1260	880	640	10	2.0	71	46	845	60	60	300	180	*0.3	0.2
15	G	1280	890	660	10	2.5	71	41	820	60	60	300	180	1.8	0.2
16	*H	1220	850	650	10	2.5	71	27	795	60	60	300	180	1.8	0.2
17	I	1250	840	660	10	2.5	71	55	*760	60	60	300	180	1.8	0.2
18	I	1250	850	650	10	2.5	71	44	820	60	60	300	180	1.8	0.2
19	J	1220	860	620	10	2.5	71	42	810	60	60	300	180	1.8	0.2
20	K	1270	860	630	10	2.5	71	43	810	60	60	420	180	1.8	0.2
21	L	1250	890	660	10	2.5	71	34	805	*5	60	300	180	1.8	0.2
22	L	1250	880	650	10	2.5	71	34	805	60	60	300	180	1.8	0.2
23	M	1240	860	630	10	2.5	71	40	820	60	60	300	180	1.8	0.2
24	N	1260	840	640	10	2.5	71	42	800	60	60	300	180	1.8	0.2
25	O	1250	850	650	10	2.5	71	39	820	60	60	*500	180	1.8	0.2
26	O	1230	860	630	10	2.5	71	39	820	60	60	240	180	1.8	0.2
27	*P	1210	850	660	10	2.5	71	57	890	60	60	300	180	1.8	0.2
28	Q	1250	860	650	10	2.5	71	37	810	60	60	300	180	1.8	0.2
29	R	1250	870	640	10	2.5	71	41	830	60	*500	300	180	1.8	0.2
30	R	1250	860	650	10	2.5	71	42	825	60	60	*50	180	1.8	0.2
31	R	1250	860	650	10	2.5	71	42	830	60	60	300	180	1.8	0.2
32	S	1260	860	630	10	2.5	71	39	815	60	60	300	180	1.8	0.2
33	*T	1250	870	670	10	2.5	71	37	810	60	60	300	180	1.8	0.2

備考) 表中の「加熱時間」は700 $^{\circ}\text{C}$ から(Ac3-20) $^{\circ}\text{C}$ までの加熱時間を示す。但し、鋼板No.17は700 $^{\circ}\text{C}$ から760 $^{\circ}\text{C}$ までの加熱時間を示す。

【表 3】

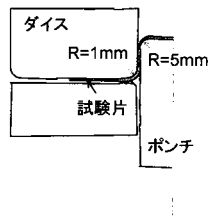
試料		組織	粗さ	硬さ			引張・曲げ試験			かじり試験	スポット溶接	備考
鋼板 No	化学組成	ベイナイトとマルテンサイトの合計体積率(%)	表面粗さ(μm)	表面の硬さ(Hv)	内部の硬さ(Hv)	硬さのばらつき(Hv)	TS(MPa)	EL(%)	限界曲げR			
1	*A	*53	0.8	160	220	60	*630	18	0t	○	○	比較例
2	*B	*50	0.7	150	200	70	*580	19	0t	○	○	比較例
3	C	*48	0.8	140	180	*140	*570	23	*0.5t	○	○	比較例
4	C	87	0.7	150	280	70	820	15	0t	○	○	本発明例
5	D	92	*0.2	*350	310	50	950	11	*1t	×	○	比較例
6	D	88	0.7	180	300	60	930	12	0t	○	○	本発明例
7	E	90	*0.2	*300	320	50	1010	13	*1t	×	○	比較例
8	E	82	0.6	200	350	*120	1090	8	*0.5t	○	○	比較例
9	E	88	1.0	*300	330	60	1050	7	*1t	○	○	比較例
10	E	89	*1.6	230	320	70	1020	8	*1t	○	○	比較例
11	E	91	0.6	170	320	80	1010	12	0t	○	○	本発明例
12	F	92	0.5	200	350	70	1030	11	0t	○	○	本発明例
13	F	90	*0.1	170	330	70	1020	12	0t	×	○	比較例
14	F	91	*0.2	200	340	60	1020	11	0t	×	○	比較例
15	G	85	0.6	180	280	50	870	14	0t	○	○	本発明例
16	*H	94	0.5	230	390	*140	1160	7	*2t	○	○	比較例
17	I	*58	0.8	150	290	*180	860	21	*1.5t	○	○	比較例
18	I	87	0.6	180	330	80	1040	10	0t	○	○	本発明例
19	J	91	0.6	190	380	80	1130	9	0t	○	○	本発明例
20	K	83	0.6	200	300	70	880	18	0t	○	○	本発明例
21	L	94	0.5	210	390	*120	1230	3	*1.5t	○	○	比較例
22	L	92	0.5	200	380	80	1150	7	0t	○	○	本発明例
23	M	93	0.6	180	360	60	1100	8	0t	○	○	本発明例
24	N	90	0.5	220	370	80	1120	9	0.2t	○	○	本発明例
25	O	89	0.6	180	270	80	*760	13	0.2t	○	○	比較例
26	O	93	0.6	220	360	70	1280	13	0.2t	○	○	本発明例
27	*P	91	0.6	160	390	70	1240	7	0.2t	○	×	比較例
28	Q	92	0.6	200	400	80	1270	6	0t	○	○	本発明例
29	R	88	*0.3	*270	460	60	1480	3	*0.5t	×	○	比較例
30	R	87	0.6	*280	490	50	1560	4	*0.5t	○	○	比較例
31	R	93	0.6	200	450	70	1420	5	0t	○	○	本発明例
32	S	90	0.6	210	460	70	1480	4	0.2t	○	○	本発明例
33	*T	91	0.5	220	500	80	1600	3	*0.5t	○	×	比較例

【図面の簡単な説明】

【0061】

【図1】型かじり試験条件を示す説明図である。

【図 1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
B 2 1 B 1/22 L

(72)発明者 匹田 和夫
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

(72)発明者 中田 匡浩
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開昭59-143054 (JP, A)
特開2000-282173 (JP, A)
特開平05-311236 (JP, A)
特開2003-266123 (JP, A)
特開平08-215708 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C 2 2 C 38/00-38/60
C 2 1 D 9/46- 9/48