

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4839527号  
(P4839527)

(45) 発行日 平成23年12月21日(2011.12.21)

(24) 登録日 平成23年10月14日(2011.10.14)

(51) Int. Cl.		F I	
<b>C 2 2 C</b>	<b>38/00</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00 3 O 1 S
<b>B 2 1 B</b>	<b>1/22</b>	<b>(2006.01)</b>	B 2 1 B 1/22 H
<b>B 2 1 B</b>	<b>3/00</b>	<b>(2006.01)</b>	B 2 1 B 1/22 K
<b>C 2 1 D</b>	<b>9/46</b>	<b>(2006.01)</b>	B 2 1 B 1/22 M
<b>C 2 2 C</b>	<b>38/06</b>	<b>(2006.01)</b>	B 2 1 B 3/00 A

請求項の数 6 (全 19 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2001-161947 (P2001-161947)	(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
(22) 出願日	平成13年5月30日 (2001.5.30)	(74) 代理人	100099531 弁理士 小林 英一
(65) 公開番号	特開2002-53931 (P2002-53931A)	(72) 発明者	登坂 章男 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内
(43) 公開日	平成14年2月19日 (2002.2.19)	(72) 発明者	上 力 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内
審査請求日	平成20年4月23日 (2008.4.23)	審査官	河野 一夫
(31) 優先権主張番号	特願2000-162498 (P2000-162498)	(56) 参考文献	特開平09-003547 (JP, A) 最終頁に続く
(32) 優先日	平成12年5月31日 (2000.5.31)		
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		

(54) 【発明の名称】歪時効硬化特性に優れた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 : 0.005 ~ 0.15%、 Si : 0.4 % 以下、  
 Mn : 2.0 % 以下、 P : 0.04% 以下、  
 S : 0.02% 以下、 Al : 0.02% 以下、  
 N : 0.0050 ~ 0.025 %

を含み、かつSi、Mn、Pを下記(1)式を満足する範囲で含有し、さらにN/Alが0.3以上で、固溶状態のNを0.0010%以上含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成と、フェライト相とパーライト相からなる組織とを有し、前記フェライト相が面積率で90%以上でかつ平均結晶粒径15μm以下であることを特徴とする板厚0.70~3.2mm、引張強さ440MPa未満、降伏比YR70%未満で歪時効硬化特性がBH量80MPa以上かつTS40MPa以上である冷延鋼板。

記

$$Si + Mn/5 + 10P < 0.44 \quad \dots \dots (1)$$

ここで、Si、Mn、P：各元素含有量(質量%)

【請求項2】

前記組成に加えてさらに、質量%で、下記a群~c群の1群または2群以上を含むことを特徴とする請求項1に記載の冷延鋼板。

記

a 群 : Cu、Ni、Mo、Cr の 1 種または 2 種以上を合計で 1.0 % 以下

b 群 : Nb、Ti、V の 1 種または 2 種以上を合計で 0.1 % 以下

c 群 : Ca、REM の 1 種または 2 種を合計で 0.0010 ~ 0.010 %

【請求項 3】

質量%で、

C : 0.005 ~ 0.15%、 Si : 0.4 % 以下、

Mn : 2.0 % 以下、 P : 0.04% 以下、

S : 0.02% 以下、 Al : 0.02% 以下、

N : 0.0050 ~ 0.025 %

を含み、かつ Si、Mn、P を下記 (1) 式を満足する範囲で含有し、さらに N / Al が 0.3 以上であり、残部が Fe および不可避免的不純物からなる組成を有する鋼スラブを、スラブ加熱温度 : 1000 以上に加熱し、粗圧延してシートバーとし、該シートバーに仕上圧延出側温度 : 800 以上とする仕上圧延を施し、巻き取り熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に酸洗および冷間圧延を行い冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に再結晶温度以上 950 以下の温度で保持時間 : 10 ~ 120 s とする焼鈍を行い、ついで 500 以下の温度域まで冷却速度 : 10 ~ 300 / s で冷却する焼鈍後冷却と、あるいはさらに 350 ~ 500 の温度域で 20 s 以上滞留する過時効処理とを行う冷延板焼鈍工程とを、順次施すことを特徴とする板厚 0.70 ~ 3.2mm、引張強さ 440MPa 未満、降伏比 Y R 70% 未満で歪時効硬化特性が B H 量 80MPa 以上かつ T S 40MPa 以上である冷延鋼板の製造方法。

記

$$Si + Mn/5 + 10P < 0.44 \quad \dots \dots (1)$$

ここで、Si、Mn、P : 各元素含有量 (質量%)

【請求項 4】

前記鋼スラブが前記組成に加えてさらに、質量%で、下記 a 群 ~ c 群の 1 群または 2 群以上を含むことを特徴とする請求項 3 に記載の冷延鋼板の製造方法。

記

a 群 : Cu、Ni、Mo、Cr の 1 種または 2 種以上を合計で 1.0 % 以下

b 群 : Nb、Ti、V の 1 種または 2 種以上を合計で 0.1 % 以下

c 群 : Ca、REM の 1 種または 2 種を合計で 0.0010 ~ 0.010 %

【請求項 5】

前記仕上げ圧延後、冷却速度 30 / s 以上で急冷し、前記巻き取りを行うことを特徴とする請求項 3 または 4 に記載の冷延鋼板の製造方法。

【請求項 6】

前記冷延板焼鈍工程に続いてさらに、伸び率 : 1.0 ~ 15% の調質圧延またはレベラー加工を施すことを特徴とする請求項 3 ないし 5 のいずれかに記載の冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、主として自動車車体用として好適な冷延鋼板に係り、とくに引張強さ (T S) 440MPa 未満、降伏比 (Y R) が 70% 未満で歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板、およびその製造方法に関する。自動車車体用鋼板としては、いわゆる軽加工用から超深絞り加工用までさまざまな等級の鋼板があるが、本発明の冷延鋼板は比較的低い等級で適切な加工性が要求される用途に適するものである。また、本発明の冷延鋼板は、軽度の曲げ加工やロールフォーミングによりパイプに成形されるような比較的軽加工に供されるものから比較的厳しい絞り成形に供されるものまで、広範囲の用途に適するものである。なお、本発明における鋼板とは、鋼板、鋼帯を含むものとする。

【0002】

また、本発明において、「歪時効硬化特性に優れた」とは、引張歪 5% の予変形後、170 の温度に 20min 保持する条件で時効処理したとき、この時効処理前後の変形応力増加量 (B H 量と記す; B H 量 = 時効処理後の降伏応力 - 時効処理前の予変形応力) が 80MPa 以

10

20

30

40

50

上であり、かつ歪時効処理（前記予変形＋前記時効処理）前後の引張強さ増加量（ $TS$ と記す； $TS = \text{時効処理後の引張強さ} - \text{予変形前の引張強さ}$ ）が40MPa以上であることを意味する。

【0003】

【従来の技術】

昨今の地球環境問題からの排出ガス規制に関連し、自動車における車体重量の軽減は極めて重要な課題となっている。自動車の車体重量軽減のためには、多量に使用されている鋼板の強度を増加させ、すなわち高張力鋼板を適用して、使用する鋼板の薄肉化を図るのが有効である。

【0004】

しかし、自動車部品を作る過程においては、鋼板に対してプレス成形が行われ、鋼板の強度が高すぎるとプレス成形した場合に、

- 1 形状凍結性が劣化する、
- 2 延性が劣化するため成形時に割れやネッキングなどの不具合を生ずる、

といった問題が生じる。

【0005】

これを打開するための手法として、例えば外板パネル用の冷延鋼板では、極低炭素鋼を素材とし、最終的に固溶状態で残存するC量を適正範囲に制御した鋼板が知られている。この種鋼板は、プレス成形時には軟質に保たれ、形状凍結性、延性を確保し、プレス成形後に行われる、170 x 20min 程度の塗装焼付工程で起こる歪時効硬化現象を利用した降伏応力の上昇を得て、耐デント性を確保しようとするものである。この種の鋼板では、プレス成形時にはCが鋼中に固溶して軟質であり、一方、プレス成形後には、塗装焼付工程で、プレス成形時に導入された転位を固溶Cが固着して、降伏応力が上昇する。

【0006】

しかし、この種鋼板では、表面欠陥となる、プレス成形時のストレッチャーストレインの発生を防止する観点から、歪時効硬化による降伏応力上昇量は低く抑えられている。このため、実際に部品の軽量化に寄与するところは小さいことになる。

すなわち、部品の軽量化には、単に歪時効により降伏応力のみ上昇するのではなく、さらに変形が進んだときの強度特性の上昇が必要である。言い換えれば、歪時効後の引張強さの上昇が望まれている。

【0007】

一方、外観があまり問題にならない用途に対しては、固溶Nを用いて焼付硬化量をさらに増加させた鋼板や、組織をフェライトとマルテンサイトからなる複合組織とすることで焼付硬化性をより一層向上させた鋼板が提案されている。

例えば、特開昭60-52528号公報には、C：0.02～0.15%、Mn：0.8～3.5%、P：0.02～0.15%、Al：0.10%以下、N：0.005～0.025%を含む鋼を550以下の温度で巻き取る熱間圧延と、冷延後の焼鈍を制御冷却熱処理とする延性およびスポット溶接性がともに良好な高強度薄鋼板の製造方法が開示されている。特開昭60-52528号公報に記載された技術で製造された鋼板は、フェライトとマルテンサイトを主体とする低温変態生成物相からなる混合組織を有し延性に優れるとともに、積極的に添加されたNによる塗装焼付けの際の歪時効を利用して、高強度を得ようとするものである。

【0008】

しかしながら、特開昭60-52528号公報に記載された技術では、歪時効硬化による降伏応力 $YS$ の増加量は大きい引張強さ $TS$ の増加量が少なく、また、降伏応力 $YS$ の増加量も大きくばらつくなど機械的性質の変動も大きいため、現状で要望されている自動車部品の軽量化に寄与できるほどの鋼板の薄肉化が期待できない。

【0009】

また、特公平5-24979号公報には、C：0.08～0.20%、Mn：1.5～3.5%を含み残部Feおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、組織がフェライト量5%以下の均一なベイナイトもしくは一部マルテンサイトを含むベイナイトで構成された焼付硬化性高張力冷延

10

20

30

40

50

薄鋼板が開示されている。特公平5-24979号公報に記載された冷延鋼板は、連続焼鈍後の冷却過程で400～200の温度範囲を急冷とし、その後を徐冷とすることにより、組織をベイナイト主体の組織として、従来になかった高い焼付硬化量を得ようとするものである。

【0010】

しかしながら、特公平5-24979号公報に記載された鋼板では、塗装焼付け後に降伏強さが上昇し従来になかった高い焼付け硬化量を得られるものの、引張強さまでは上昇させることができず、強度部材に適用した場合、成形後の耐疲労特性、耐衝撃特性の向上が期待できない。このため、耐疲労特性、耐衝撃性等が強く要求される用途への適用ができないという問題が残されていた。

10

【0011】

さらに、上記した従来の鋼板では、単純な引張試験による塗装焼付処理後の強度評価では優れているものの、実プレス条件にしたがって、塑性変形させたときの強度に大きなばらつきが存在し、信頼性が要求される部品に適用するには必ずしも十分とはいえなかったのである。

【0012】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記した従来技術の限界を打破し、成形性と、安定した品質特性を有するうえ、自動車部品に成形したのちに自動車部品として十分な強度が得られ自動車車体の軽量化に十分に寄与できる、歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板およびこれら鋼板を工業的に安価に、かつ形状を乱さずに製造できる製造方法を提供することを目的とする。本発明における歪時効硬化特性は、引張歪5%の予変形後、170の温度に20min保持する時効条件で、BH量が80MPa以上、TSが40MPa以上を目標とする。

20

【0013】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記課題を達成するために、組成および製造条件を種々変えて鋼板を製造し、多くの材質評価実験を行った。その結果、高加工性が要求される分野では従来あまり積極的に利用されることがなかったNを強化元素として、この強化元素の作用により発現する大きな歪時効硬化現象を有利に活用することにより、成形性の向上と成形後の高強度化とを容易に両立させることができることを知見した。

30

【0014】

さらに、本発明者らは、Nによる歪時効硬化現象を有利に活用するためには、Nによる歪時効硬化現象を自動車の塗装焼付け条件、あるいはさらに積極的に成形後の熱処理条件と有利に結合させる必要があり、そのために、熱延条件や冷延、冷延焼鈍条件を適正化して、鋼板の微視組織と固溶N量とをある範囲に制御することが有効であることを見いだした。また、Nによる歪時効硬化現象を安定して発現させるためには、組成の面で、特にAl含有量をN含有量に応じて制御することが重要であることを見いだした。また、本発明者らは、鋼板の微視組織を、フェライトを主相とし、平均粒径を15 $\mu$ m以下とすることにより、従来問題であった室温時効劣化の問題もなく、Nを十分に活用できることを見出した。

40

【0015】

すなわち、本発明者らは、Nを強化元素として用い、Al含有量をN含有量に応じて適正な範囲に制御するとともに、熱延条件や冷延、冷延焼鈍条件を適正化して、微視組織と固溶Nを最適化することにより、従来の固溶強化型のC-Mn系鋼板、析出強化型鋼板に比べて格段に優れた成形性と、上記した従来の鋼板にない歪時効硬化特性とを有する鋼板が得られることを見いだしたのである。

【0016】

また、本発明の鋼板は、単純な引張試験による塗装焼付処理後の強度が従来の鋼板よりも高いうえ、さらに実プレス条件にしたがって塑性変形させたときの強度のばらつきが小さく、安定した部品強度特性が得られる。例えば、歪が大きく加わり板厚が減少した部分は

50

、他の部分より硬化代が大きく（板厚）×（強度）という載荷重能力で評価すると均一化する方向であり、部品としての強度は安定するのである。

【 0 0 1 7 】

本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加え完成されたものである。

すなわち、第1の本発明では、質量%で、C：0.005 ~ 0.15%、Si：0.4 %以下、Mn：2.0 %以下、P：0.04%以下、S：0.02%以下、Al：0.02%以下、N：0.0050 ~ 0.025 %を含み、かつSi、Mn、Pを次（1）式

$$Si + Mn/5 + 10P < 0.44 \quad \dots\dots\dots (1)$$

（ここで、Si、Mn、P：各元素含有量（質量%））

を満足する範囲で含有し、さらにN / Alが0.3以上で、固溶状態のNを0.0010%以上含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成と、フェライト相とパーライト相からなる組織とを有し、前記フェライト相が面積率で90%以上でかつ平均結晶粒径15 μm以下であることを特徴とする板厚0.70 ~ 3.2mm、引張強さ440MPa未満、降伏比Y R 70%未満で、歪時効硬化特性がB H量80MPa以上かつ T S 40MPa以上である冷延鋼板であり、また、第1の本発明では、前記組成に加えてさらに、質量%で、次a群 ~ c群

a群：Cu、Ni、Cr、Moの1種または2種以上を合計で1.0 %以下

b群：Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.1 %以下

c群：Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010 ~ 0.010 %

の1群または2群以上を含むことが好ましい。

【 0 0 1 8 】

また、第2の本発明では、質量%で、C：0.005 ~ 0.15%、Si：0.4 %以下、Mn：2.0 %以下、P：0.04%以下、S：0.02%以下、Al：0.02%以下、N：0.0050 ~ 0.025 %を含み、かつSi、Mn、Pを次（1）式

$$Si + Mn/5 + 10P < 0.44 \quad \dots\dots\dots (1)$$

（ここで、Si、Mn、P：各元素含有量（質量%））

を満足する範囲で含有し、さらにN / Alが0.3以上である組成を有する鋼スラブを、スラブ加熱温度：1000 以上に加熱し、粗圧延してシートバーとし、該シートバーに仕上圧延出側温度：800 以上とする仕上圧延を施し、巻き取り熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に酸洗および冷間圧延を行い冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に再結晶温度以上950 以下の温度で保持時間：10 ~ 120 sとする焼鈍を行い、ついで500 以下の温度域まで冷却速度：10 ~ 300 / sで冷却する焼鈍後冷却と、あるいはさらに350 ~ 500

の温度域で20 s以上滞留する過時効処理とを行う冷延板焼鈍工程とを、順次施すことを特徴とする板厚0.70 ~ 3.2mm、引張強さ440MPa未満、降伏比Y R 70%未満で歪時効硬化特性がB H量80MPa以上かつ T S 40MPa以上である冷延鋼板の製造方法であり、また、第2の本発明では、前記仕上げ圧延後、冷却速度30 / s以上で急冷し、前記巻き取りを行うことが好ましい。また、第2の本発明では、前記鋼スラブが前記組成に加えてさらに、質量%で、次a群 ~ c群

a群：Cu、Ni、Cr、Moの1種または2種以上を合計で1.0 %以下

b群：Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.1 %以下

c群：Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010 ~ 0.010 %

の1群または2群以上を含むことが好ましい。

【 0 0 1 9 】

また、第2の本発明では、前記冷延板焼鈍工程に続いてさらに、伸び率：1.0 ~ 15%の調質圧延またはレベラー加工を施すことが好ましい。

また、第2の本発明では、前記粗圧延と前記仕上圧延の間で、相前後するシートバー同士を接合することが好ましく、また、第2の本発明では、前記粗圧延と前記仕上圧延の間で、前記シートバーの幅端部を加熱するシートバーエッジヒータ、前記シートバーの長さ端部を加熱するシートバーヒータのいずれか一方または両方を使用することが好ましい。

【 0 0 2 0 】

【発明の実施の形態】

10

20

30

40

50

まず、本発明鋼板の組成限定理由について説明する。なお、質量%は、以下、単に%と記す。

C : 0.005 ~ 0.15%

Cは、鋼板の強度を増加する元素であり、また本発明の重要な構成要件であるフェライトの平均結晶粒径 $15\mu\text{m}$ 以下を達成するため、さらに所望の強度を確保するという観点から、0.005%以上含有するのが好ましいが、0.15%を超えると、鋼板中の炭化物分率が過大となり、延性が顕著に低下し成形性が劣化するうえ、さらにスポット溶接性、アーク溶接性などが顕著に低下する。このような成形性および溶接性の観点からCは0.15%以下に限定した。なお、プレス成形性の観点からは0.08%以下、さらに良好な延性が要求される用途では0.05%以下とするのが好ましい。

10

【0021】

Si : 0.4%以下

Siは、鋼の延性を顕著に低下させることなく鋼板の強度を高めることができる有用な元素であり、その効果を得るには0.005%以上含有させるのが好ましく、所望の強度に合わせて適宜含有量を調整する。一方、Siは、熱間圧延時に変態点を大きく上昇させて品質、形状の確保を困難にしたり、あるいはまた表面性状、化成処理性など鋼板表面の美麗性に悪影響を与える元素であり、本発明では0.4%以下に限定した。Siが0.4%以下であれば、併合添加するMnの量を調整することで変態点の顕著な上昇を抑制することができ、良好な表面性状も確保できる。なお、とくに美麗性が要求される場合には0.2%以下とするのが望ましい。

20

【0022】

Mn : 2.0%以下

Mnは、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり、含有するS量に応じて添加するのが好ましく、またMnは本発明の重要な構成要件である結晶粒の微細化に対して大きな効果があり、積極的に添加して材質改善に利用するのが好ましい。Sを安定して固定する観点からは、Mnは0.2%以上含有するのが好ましい。

【0023】

また、Mnは鋼板強度を増加させる元素であり、比較的高い強度が要求される場合には、1.2%以上より好ましくは1.5%以上である。Mn含有量をこのレベルまで高めると、熱延条件を含め製造条件の変動に対する鋼板の機械的性質、および歪時効硬化特性のばらつきが小さくなり、品質安定化に効果的である。

30

また、Mnは熱間圧延時に変態点を下げる働きがあり、Siとともに含有することにより、Si含有による変態点の上昇を相殺することができる。とくに板厚が薄い製品では、変態点の変動によって品質・形状が敏感に変わるため、MnとSiの含有量を厳密にバランスさせることが肝腎となる。このようなことから、Mn/Siは3.0以上とするのがより好ましい。

【0024】

一方、Mnを2.0%を超えて多量に含有すると、鋼板の熱間変形抵抗が増加する傾向となるうえ、スポット溶接性、および溶接部の成形性が劣化する傾向となり、さらに、フェライトの生成が抑制されるため、延性が顕著に低下する傾向となる。このため、Mnは2.0%以下に限定した。なお、より良好な耐食性と成形性が要求される用途では、Mnは1.7%以下とするのが望ましい。

40

【0025】

P : 0.04%以下

Pは、鋼の固溶強化元素として有用な元素であり、その効果を得るには0.001%以上含有させるのが好ましく、所望の強度に合わせて適宜含有量を調整する。なお、Pを用いて固溶強化による大きな強度増加を得るためには0.015%以上含有するのが望ましいが、過剰に含有すると鋼を脆化させ、さらに鋼板の伸びフランジ加工性を低下させる。また、Pは鋼中で偏析する傾向が強いためそれに起因した溶接部の脆化をもたらす。このため、Pは0.04%以下に限定した。なお、伸びフランジ加工性や溶接部靱性が特に重要視される場合は0.02%以下とするのが好ましい。

50

## 【 0 0 2 6 】

Si、Mn、P：(1)式を満足する範囲

$$Si + Mn/5 + 10P < 0.44 \quad \dots\dots\dots (1)$$

(ここで、Si、Mn、P：各元素含有量(質量%))

Si、Mn、Pは、いずれも固溶強化により強度を増加させる作用を有するため、本発明では、組織をフェライト相とパーライト相からなる組織に限定していることや、引張強さを440MPa未満と限定していることから、Si、Mn、Pの含有量をそれぞれ上記した範囲内でかつ(1)式を満足する範囲に制限する。(1)式の左辺(A = Si + Mn/5 + 10P)が0.44以上となると、強度が増加しすぎて所望の延性が確保できなくなり、さらに、鋼の溶接性、鋼板表面の美麗性が低下する。

10

## 【 0 0 2 7 】

また、詳細な機構は不明であるがA値が0.44以上となると時効硬化特性も低下し、良好な歪時効硬化特性を確保するためにもA値を0.44未満とする。

S：0.02%以下

Sは、鋼板中では介在物として存在し、鋼板の延性、さらには耐食性の劣化をもたらす元素であり、本発明ではSは0.02%以下に限定した。なお、特に良好な加工性が要求される用途においては、0.015%以下とするのが好ましい。さらに伸びフランジ性の要求レベルが高い場合は、Sは0.008%以下とするのが好ましい。また、歪時効硬化特性を安定して高レベルに維持するためには、詳細な機構は不明であるが、Sを0.008%以下まで低減するのが好ましい。

20

## 【 0 0 2 8 】

Al：0.02%以下

Alは、脱酸剤として作用し鋼の清浄度を向上させるのに有効な元素であり、さらに鋼板の組織を微細化する元素でもあり、本発明では0.001%以上の含有が望ましい。一方、過剰のAl含有は、鋼板表面性状を悪化させ、さらに本発明の重要な構成要件である固溶状態のNを減少させ、歪時効硬化現象に寄与する固溶Nの不足を生じ、製造条件がばらついた場合本発明の特徴である歪時効硬化特性にばらつきが生じやすくなる。このため、本発明では、Al含有量は0.02%以下と低く限定した。なお、材質安定性の観点からは、Alは0.015%以下とするのが好ましい。

30

## 【 0 0 2 9 】

N：0.0050～0.025%

Nは、固溶強化と歪時効硬化により鋼板の強度を増加させる元素であり、本発明において最も重要な元素である。また、Nには鋼の変態点を下げる働きもあり、Nの含有は薄物で変態点を大きく割り込んだ圧延が忌避される状況下での操業安定化にも有用である。本発明では、適量のNを含有し、さらに製造条件を制御することにより、冷延製品あるいはめっき製品で必要かつ十分な量の固溶状態のNを確保し、それによって固溶強化と歪時効硬化での強度(Y<sub>S</sub>、T<sub>S</sub>)上昇効果が十分に発揮され、焼付け硬化量(BH量)80MPa以上、歪時効処理前後での引張強さの増加量T<sub>S</sub>40MPa以上という本発明鋼板の機械的性質要件を安定して満足することができる。

40

## 【 0 0 3 0 】

Nが0.0050%未満では、上記の強度上昇効果が安定して現れにくい。一方、Nが0.025%を超えると、鋼板の内部欠陥発生率および表面の欠陥発生率が高くなるとともに、連続製造時のスラブ割れなどが多発するようになる。このため、Nは0.0050～0.025%の範囲とした。なお、製造工程全体を考慮した材質の安定性・歩留り向上の観点からは、Nは0.0070～0.020%の範囲とするのがより好ましい。なお、本発明範囲内のN量であれば、スポット溶接、アーク溶接等の溶接性への悪影響は全くない。

## 【 0 0 3 1 】

固溶状態のN：0.0010%以上

冷延製品で十分な強度が確保され、さらにNによる歪時効硬化が十分に発揮されるには、鋼中に固溶状態のN(固溶Nともいう)が0.0010%以上の量(濃度)で存在する必要がある

50

る。

ここで、固溶N量は、鋼中の全N量から析出N量を差し引いて求めるものとする。なお、析出N量の分析法としては、本発明者らが種々の分析法を比較検討した結果によれば、定電位電解法を用いた電解抽出分析法により求めるのが有効である。なお抽出分析に用いる地鉄を溶解する方法として、酸分解法、ハロゲン法および電解法がある。この中で、電解法は炭化物、窒化物などの極めて不安定な微細析出物を分解させることなく、安定して地鉄のみを溶解できる。電解液としてはアセチル・アセトン系を用いて、定電位にて電解する。本発明では定電位電解法を用いて析出N量を測定した結果が、実際の部品強度ともっともよい対応を示した。

#### 【0032】

このようなことから、本発明では、定電位電解法により抽出した残渣を化学分析して残渣中のN量を求め、これを析出N量とする。

なお、より高いBH量、TSを得るためには、固溶N量は0.0020%以上、さらに高い値を得るためには、0.0030%以上とするのが好ましい。

N/Al (N含有量とAl含有量の比) : 0.3 以上

製品状態で、固溶Nを0.0010%以上安定させて残留させるためには、Nを強力に固定する元素であるAlの量を制限する必要がある。本発明の組成範囲内のN含有量とAl含有量の組合せを広範囲に変えた鋼板について検討した結果、冷延製品およびめっき製品での固溶Nを0.0010%以上とするには、Al量を0.02%以下と低く限定した場合、N/Alを0.3以上とすることが必要であることがわかった。すなわち、Al含有量は(N含有量)/0.3以下に制限される。

#### 【0033】

本発明では、上記した組成に加えてさらに、次a群～c群

a群 : Cu、Ni、Cr、Moの1種または2種以上を合計で1.0%以下

b群 : Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.1%以下

c群 : Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010～0.010%

の1群または2群以上を含有するのが好ましい。

#### 【0034】

a群の元素 : Cu、Ni、Cr、Moは、いずれも鋼板の延性を大きく低下させることなく強度上昇に寄与する元素であり、Cu : 0.01%以上、Ni : 0.01%以上、Cr : 0.01%以上、Mo : 0.01%以上でその効果を得ることができ、必要に応じ選択して単独または複合して含有できる。しかし、含有量が多すぎると熱間変形抵抗が増加し、あるいは化成処理性や広義の表面処理特性が悪化するうえ、溶接部が硬化し溶接部成形性が劣化する。このため、a群の元素は合計で1.0%以下とするのが好ましい。

#### 【0035】

b群の元素 : Nb、Ti、Vは、いずれも結晶粒の微細化・均一化に寄与する元素であり、Nb : 0.002%以上、Ti : 0.002%以上、V : 0.002%以上でその効果を得ることができ、必要に応じ選択して単独または複合して含有できる。しかし、含有量が多すぎると、熱間変形抵抗が増加し、化成処理性や広義の表面処理特性が悪化する。このため、b群の元素は合計で0.1%以下とするのが好ましい。

#### 【0036】

特に、微細析出しやすいNb析出物に関しては、多量に含有すると降伏比が大きくなりやすいため、その含有量を0.01%未満とすることが好ましい。より好ましくは0.007%未満である。

c群の元素 : Ca、REMは、いずれも介在物の形態制御に役立つ元素であり、特に伸びフランジ成形性の要求がある場合には、単独または複合して含有するのが好ましい。その場合、c群の元素の合計で、0.0010%未満では介在物の形態制御効果が不足し、一方、0.010%を超えると表面欠陥の発生が目立つようになる。このため、c群の元素は合計で0.0010～0.010%の範囲に限定するのが好ましい。

#### 【0037】

次に、本発明鋼板の組織について説明する。

フェライト相の面積率：90%以上

本発明の冷延鋼板は、高度な加工性が要求される自動車用鋼板等の用途を目的としており、延性を確保するために、フェライト相を面積率で90%以上含む組織とする。フェライト相の面積率が90%未満では、高度な加工性が要求される自動車用鋼板として必要な延性を確保することが困難となる。また、詳細な機構は不明であるが、フェライト相の面積率が90%未満では安定して高い歪時効硬化を達成することが困難である。

【0038】

なお、フェライト相以外の相は、パーライト相とする。

フェライト相の平均結晶粒径：15 $\mu$ m以下

本発明では結晶粒径として、断面組織写真からASTMに規定の求積法により算出した値と、断面組織写真からASTMに規定の切断法により求めた公称粒径（例えば梅本ら：熱処理，24（1984），334参照）のうち、いずれか大きい方を採用する。

【0039】

本発明の冷延鋼板は、製品として所定量の固溶Nを確保しているが、本発明者らの実験・検討結果によれば、固溶N量を一定に保ってもフェライト+パーライト組織においては、フェライト相の平均結晶粒径が15 $\mu$ mを超えると歪時効硬化特性に大きなばらつきが生じることが判明した。また、室温で保管した場合の機械的特性の劣化も顕著となる。この詳細な機構は現在のところ不明であるが、歪時効硬化特性のばらつきの原因の一つが結晶粒径にあり、結晶粒界への合金元素の偏析と析出、さらにはこれらに及ぼす加工、熱処理の影響に関係するものと推定される。したがって、歪時効硬化特性の安定化を図るには、フェライト相の平均結晶粒径を15 $\mu$ m以下とする必要がある。なお、BH量およびTS量のさらなる増加を、安定して得るためにはフェライトの平均結晶粒径は12 $\mu$ m以下とするのが好ましい。

【0040】

上記した組成と組織を有する本発明の冷延鋼板は、引張強さTSが440MPa未満で、歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板である。

本発明において、「歪時効硬化特性に優れた」とは、上記したように、引張歪5%の予変形後、170 $^{\circ}$ Cの温度に20min保持する条件で時効処理したとき、この時効処理前後の変形応力増加量（BH量と記す；BH量＝時効処理後の降伏応力－時効処理前の予変形応力）が80MPa以上であり、かつ歪時効処理（前記予変形＋前記時効処理）前後の引張強さ増加量（TSと記す；TS＝時効処理後の引張強さ－予変形前の引張強さ）が40MPa以上であることを意味する。

【0041】

歪時効硬化特性を規定する場合、予歪量（予変形）が重要な因子となる。本発明者らは、自動車用鋼板に適用される変形様式を想定して、歪時効硬化特性におよぼす予歪量の影響について調査し、極めて深い絞り加工以外は、概ね1軸相当歪量で整理でき、実部品ではこの1軸相当歪が5%を上回っており、部品強度が予歪5%の歪時効処理後に得られる強度と良く対応していることを突き止めた。このことから、本発明では、歪時効処理の予変形を引張歪5%に定めた。

【0042】

従来の塗装焼付け処理条件は、170 $^{\circ}$ C $\times$ 20minが標準として採用されている。なお、多量の固溶Nを含む本発明鋼板に5%以上の歪が加わる場合は、より緩やかな（低温側の）時効処理でも硬化が達成され、言い換えれば時効条件をより幅広くとることが可能である。また、一般に、硬化量を稼ぐには、過度の時効で軟化させない限りにおいて、より高温で、より長時間保持することが有利である。

【0043】

具体的に述べると、本発明鋼板では、予変形後に硬化が顕著となる加熱温度の下限は概ね100 $^{\circ}$ Cである。一方、加熱温度が300 $^{\circ}$ Cを超えると硬化が頭打ちとなり、逆にやや軟化する傾向が現れるほか、熱歪やテンパーカラーの発生が目立つようになる。また、保持時間

10

20

30

40

50

については、加熱温度200 程度のとき概ね30 s 程度以上とすれば略十分な硬化が達成される。さらに大きな安定した硬化を得るには保持時間60 s 以上とするのが好ましい。しかし、20min を超える保持では、さらなる硬化を望みえないばかりか、生産効率も著しく低下して実用面では不利である。

【0044】

以上のことから、本発明では、時効処理条件として従来の塗装焼付処理条件の加熱温度である170 、保持時間を20min で評価すると定めた。従来の塗装焼付け型鋼板では十分な硬化が達成されない低温加熱・短時間保持の時効処理条件下でも、本発明鋼板では大きな硬化が安定的に達成される。なお、加熱の仕方はとくに制限されず、通常の塗装焼付けに採用されている炉による雰囲気加熱のほか、たとえば誘導加熱や、無酸化炎、レーザ、プラズマなどによる加熱などのいずれも好ましく用いる。

10

【0045】

自動車用の部品強度は外部からの複雑な応力負荷に抗しうる必要があり、それゆえ素材鋼板では小さな歪域での強度特性だけでなく大きな歪域での強度特性も重要となる。本発明者らはこの点に鑑み、自動車部品の素材となすべき本発明鋼板のBH量を80MPa 以上とするとともに、TS量を40MPa 以上とする。なお、より好ましくは、BH量100MPa以上、TS50MPa 以上とする。BH量とTS量をより大きくするには、時効処理の際の加熱温度をより高温側に、および/または、保持時間をより長時間側に、設定すればよい。

【0046】

また、本発明鋼板は、成形加工されない状態では、室温で1年程度の長時間放置されても時効劣化(YSが増加しかつE1(伸び)が減少する現象)は起こらないという、従来にない利点が備わっている。

20

ところで、本発明の効果は製品板厚が比較的厚い場合でも発揮されうるが、製品板厚が3.2mm を超える場合には、冷延板焼鈍工程で必要十分な冷却速度を確保することができず、連続焼鈍時に歪時効が生じ、製品として目標とする歪時効硬化特性が得にくくなる。したがって、本発明鋼板の板厚は3.2 mm以下とするのが好ましい。

【0047】

また、本発明では、上記した本発明冷延鋼板の表面に電気めっきまたは溶融めっきを施しても何ら問題はない。これらめっき鋼板も、めっき前と同程度のTS、BH量、TS量を示す。めっきの種類としては、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、溶融アルミめっき、電気錫めっき、電気クロムめっき、電気ニッケルめっき等、いずれも好ましく適用しうる。

30

【0048】

次に、本発明鋼板の製造方法について説明する。

本発明鋼板は、基本的に、上記した範囲内の組成を有する鋼スラブを加熱後粗圧延してシートバーとし、該シートバーに仕上圧延を施し、巻き取り熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に酸洗および冷間圧延を行い冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に連続焼鈍および過時効処理を行う冷延板焼鈍工程とを、順次施すことにより製造される。

【0049】

本発明の製造方法で使用するスラブは、成分のマクロな偏析を防止すべく連続鋳造法で製造することが望ましいが、造塊法、薄スラブ連鋳法で製造してもよい。また、スラブを製造後いったん室温まで冷却して再度加熱する通常プロセスのほか、冷却せず温片のまま加熱炉に挿入したのち圧延する直送圧延、あるいは僅かの保熱を行った後に直ちに圧延する直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。とくに、固溶状態のNを有効に確保するには、Nの析出が遅延する直送圧延は有用な技術の一つである。

40

【0050】

まず、熱間圧延工程条件の限定理由について説明する。

スラブ加熱温度：1000 以上

スラブ加熱温度は、初期状態として、必要かつ十分な固溶N量を確保し、製品での固溶N量の目標値(0.0010%以上)を満たすために、1000 以上とするのが好ましい。なお、酸

50

化重量の増加に伴うロスを増大を避ける観点から、スラブ加熱温度は1280 以下とするのが好ましい。

【0051】

上記した条件で加熱されたスラブは、粗圧延によりシートバーとされる。なお、粗圧延の条件はとくに規定する必要はなく、常法にしたがって行えばよい。しかし、固溶N量の確保という観点からはできるだけ短時間での処理とするのが望ましい。

ついで、シートバーを仕上圧延して熱延板とする。

【0052】

なお、本発明では、粗圧延と仕上圧延の間で、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延することが好ましい。接合手段としては、圧接法、レーザ溶接法、電子ビーム溶接法などを用いるのが好ましい。

10

これにより、仕上圧延およびその後の冷却において形状の乱れを生じやすい非定常部（被処理材の先端部および後端部）の存在割合が減少し、安定圧延長さ（同一条件で圧延できる連続長さ）および安定冷却長さ（張力をかけたまま冷却できる連続長さ）が延長して、製品の形状・寸法精度および歩留りが向上する。

【0053】

また、従来のシートバー毎の単発圧延では通板性や噛込み性等の問題により実施が難しかった薄物・広幅に対する潤滑圧延が容易に実施できるようになり、圧延荷重およびロール面圧が低減してロールの寿命が延長する。

また、本発明では、粗圧延と仕上圧延の間で、シートバーの幅端部を加熱するシートバーエッジヒータ、シートバーの長さ端部を加熱するシートバーヒータのいずれか一方または両方を使用して、シートバーの幅方向および長手方向の温度分布を均一化することが好ましい。これにより、鋼板内の材質ばらつきをさらに小さくすることができる。シートバーエッジヒータ、シートバーヒータは誘導加熱方式のものとするのが操業安定性の点で好ましい。

20

【0054】

使用手順は、まずシートバーエッジヒータにより幅方向の温度差を補償することが望ましい。このときの加熱量は、鋼組成などにもよるが、仕上圧延出側での幅方向温度分布範囲が概ね20 以下となるように設定するのが好ましい。次いでシートバーヒータにより長手方向の温度差を補償する。このときの加熱量は、長さ端部温度が中央部温度よりも20~40 程度高くなるように設定するのが好ましい。

30

【0055】

仕上圧延出側温度：800 以上

仕上圧延出側温度FDTは、鋼板の組織を均一かつ微細とするために、800 以上とする。FDTが800 を下回ると、パーライトバンドの発生など組織が不均一となり、一部に加工組織が残留したりする。なお、機械的性質をさらに改善させるには、FDTは820 以上とするのが望ましい。

【0056】

仕上げ圧延後の冷却：仕上げ圧延終了後、冷却速度30 /s 以上で急冷

仕上圧延後は空冷でもよいが、仕上げ圧延後急冷することが望ましく、平均冷却速度を30 /s 以上で冷却するのが望ましい。このような条件で急冷することにより、AIN が析出する高温域を急冷でき、固溶状態のNを有効に確保できる。

40

仕上げ圧延後行う巻き取りの条件は、特に限定されないが、巻取温度CTの低下につれて、鋼板強度が増加し、固溶Nも安定して残留するので、歪時効硬化特性を安定して高めるためには、CTは650 以下とするのが好ましい。なお、CTが200 未満では鋼板形状が乱れやすくなり、実操業上、不具合を生じる危険性が高く、材質の均一性が低下する傾向を示す。このため、CTは200 以上とするのが望ましい。なお、より材質の均一性が要求される場合には、CTは300 以上とするのが好ましい。なお、より好ましくは400 以上である。

【0057】

50

また、本発明では、仕上圧延において、熱間圧延荷重を低減するために、また、最終的に歪時効硬化特性を安定させるために、潤滑圧延を行ってもよい。潤滑圧延を行うことにより、熱延板の形状・材質がより均一化されるという効果もある。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は0.25～0.10の範囲とするのが好ましい。また、潤滑圧延と連続圧延とを組み合わせることによりさらに、熱間圧延の操業も安定する。

**【0058】**

上記した熱間圧延工程を施された熱延板は、ついで、冷間圧延工程により、酸洗および冷間圧延を施されて冷延板となる。

酸洗の条件は通常公知の条件でよく、とくに限定されない。なお、熱延板のスケールが極めて薄い場合には、酸洗を施すことなく直ちに冷間圧延を行ってもよい。

10

**【0059】**

また、冷間圧延条件は、通常公知の条件でよく、とくに限定されない。なお、組織の均一性確保という観点から冷間圧下率は40%以上とするのが好ましい。

ついで、冷延板は、焼鈍と、焼鈍後冷却と、あるいはさらに過時効処理とによる冷延板焼鈍工程を施される。

焼鈍温度：再結晶温度以上で950 以下

焼鈍温度は再結晶温度以上とした。

**【0060】**

焼鈍温度が再結晶温度未満では、再結晶が完了せず、強度は目標を満足するものの延性が低く、そのため成形性が低下し自動車用鋼板としては適用できない。なお、成形性をより一層向上させるためには、焼鈍温度は700 以上とするのが好ましい。一方、焼鈍温度が950 を超えると、鋼板の形状の乱れが顕著となる。このため、焼鈍温度は再結晶温度以上で950 以下とするのが好ましい。

20

**【0061】**

焼鈍温度での保持時間：10～120 s

前記焼鈍温度での保持時間は、組織の微細化、所望以上の固溶N量を確保する観点から、できるだけ短時間とするのが好ましく、いわゆる連続焼鈍とすることが好ましく、操業の安定性から焼鈍温度での保持時間は10 s以上とするのが望ましい。保持時間が120 sを超えると、組織の微細化、固溶N量の確保が困難となる。このため、焼鈍温度における保持時間は10～120 sの範囲とするのが好ましい。

30

**【0062】**

焼鈍後冷却：500 以下の温度域まで冷却速度：10～300 / s

焼鈍における焼鈍後の冷却（均熱後冷却ともいう）は、組織の微細化、固溶N量の確保の観点から重要であり、本発明では均熱後冷却として、500 以下の温度域まで10～300 / sの冷却速度で連続冷却する。冷却速度が10 / s未満では、均一で微細な組織と所望量以上の固溶Nの確保が困難となる。一方、冷却速度が300 / sを超えると、固溶C量が多量に残存し、降伏強さYSが増加し、伸びElが顕著に低下するとともに、鋼板の幅方向での材質の均一性が不足する。10～300 / sの冷却速度で冷却した際の冷却停止温度が、500 超えの温度では、組織の微細化が達成できない。

40

**【0063】**

均熱後冷却に続いて、過時効処理を施すこともできる。過時効処理は、必ずしも必要ではないが、固溶C量を調整することができ、それにより関連する材質（YS、El）を調整することができる。このため、材質の安定化の必要性に応じて、過時効処理を実施してもよい。

過時効処理：350～500 の温度域で20 s以上

過時効処理を行うことで、固溶N量を維持したままで、固溶C量を低減することができる。極めて大きな歪時効硬化特性を得るためには、固溶N、固溶Cどちらでも可能であるが、固溶Cが多量に存在すると室温での時効が顕著となり、延性、加工性等の特性劣化が顕著となる。本発明では、主として、固溶Nにより歪時効硬化特性を向上させ、優れた機械的特性を発現する。過時効処理温度が350 未満では、固溶Cの低減効果が小さく、一方

50

、500 を超えると、組織の微細化が達成できない。過時効処理時間は20 s 未満ではその効果が小さい。このため、過時効処理は350 ~ 500 の温度域で20 s 以上とするのが好ましい。なお、過時効処理時間は連続焼鈍設備のライン長やその他の制約のため600 s 以下とするのが好ましい。

#### 【0064】

さらに、本発明では、冷延板焼鈍工程に続いてさらに、伸び率：1.0 ~ 15%の調質圧延またはレベラー加工を施すことが好ましい。通常冷延板焼鈍工程後に比較的低い伸び率の調質圧延やレベラー加工が施されるが、比較的高い伸び率で調質圧延またはレベラー加工を施すことにより、新たにフリー転位を導入でき、BH量、TS量といった歪時効硬化特性を安定して向上することができる。歪時効効果特性を安定して向上するためには調質圧延またはレベラー加工における伸び率は合計で1.0 %以上とするのが好ましい。より好ましくは1.5 %以上とである。伸び率が1.0 %未満では歪時効硬化特性の向上が少なく、一方、伸び率が15%を超えると、鋼板のYSが増加し、延性が低下する。なお、調質圧延とレベラー加工ではその加工様式が相違するが、本発明者らは、鋼板の歪時効硬化特性に対する効果には大きな相違がないことを確認している。

10

#### 【0065】

なお、本発明の冷延鋼板は、さらにめっき処理あるいはさらに合金化処理を施しめっき鋼板として適用してもよい。合金化処理の熱サイクルが、前記した過時効処理に相当し、室温時効劣化がなく、歪時効硬化特性が顕著に向上できる。

#### 【0066】

20

#### 【実施例】

##### (実施例1)

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。これらスラブを表2に示す条件で加熱し、粗圧延して表2に示す厚さのシートバーとし、ついで表2に示す条件の仕上圧延を施す熱間圧延工程により熱延板とした。なお、一部については、仕上圧延で潤滑圧延を行った。また、一部については、粗圧延後で仕上圧延入側で相前後するシートバー同士を溶融圧接法で接合して連続圧延した。また、一部については、シートバーの幅端部、長さ方向端部を誘導加熱方式のシートバーエッジヒータ、シートバーヒータを使用してシートバーの温度を調節した。

#### 【0067】

30

これら熱延板を酸洗および表2に示す条件の冷間圧延からなる冷間圧延工程により冷延板とした。ついで、これら冷延板に表2に示す条件で連続焼鈍炉による連続焼鈍を行った。また、冷延板焼鈍工程につづいて、調質圧延を施した。なお、連続焼鈍の焼鈍温度はいずれも再結晶温度以上であった。

得られた冷延焼鈍板について、固溶N量、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性を調査した。

##### (1) 固溶N量の調査

固溶N量は、化学分析により求めた鋼中の全N量から析出N量を差し引いて求めた。析出N量は、上記した定電位電解法を用いた分析法により求めた。

##### (2) 微視組織

40

各冷延焼鈍板から試験片を採取し、圧延方向に直交する断面(C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、画像解析装置を用いて組織分率および種類を求めた。

#### 【0068】

また、フェライトの結晶粒径は、圧延方向に直交する断面(C断面)についての組織写真からASTMに規定の求積法により算出した値またはASTMに規定の切断法により求めた公称粒径のうち、いずれか大きい方を採用した。

##### (3) 引張特性

各冷延焼鈍板からJIS 5号試験片を圧延方向に採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して初期歪速度： $3 \times 10^{-3} / s$  (クロスヘッド速度：10mm/min 一定)で引張試験を実施し、降伏

50

強さ  $Y S$ 、引張強さ  $T S$ 、伸び  $E l$  を求めた。

【 0 0 6 9 】

また、降伏比  $Y R (\%) = (Y S / T S) \times 100$  として求めた。

( 4 ) 歪時効硬化特性

各冷延焼鈍板から JIS 5 号試験片を圧延方向に採取し、予変形としてここでは 5 % の引張予歪を与えて、ついで 170 × 20min の塗装焼付処理相当の熱処理を施したのち、初期歪速度： $3 \times 10^{-3} / s$  で引張試験を実施し、予変形 - 塗装焼付処理後の引張特性（降伏応力  $Y S_{BH}$ 、引張強さ  $T S_{BH}$ ）を求め、 $B H$  量 =  $Y S_{BH} - Y S_{5\%}$ 、 $T S = T S_{BH} - T S$  を算出した。なお、 $Y S_{5\%}$  は、製品板を 5 % 予変形したときの変形応力であり、 $Y S_{BH}$ 、 $T S_{BH}$  は予変形 - 塗装焼付処理後の降伏応力、引張強さであり、 $T S$  は製品板の引張強さである。

10

【 0 0 7 0 】

これらの結果を表 3 に示す。

【 0 0 7 1 】

【表 1】

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)											Mn/Si	A値*
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	N/Al	その他				
A	0.05	0.10	1.2	0.002	0.0015	0.010	0.0095	0.95	—		12	0.36	
B	0.03	0.20	1.0	0.002	0.0020	0.015	0.0120	0.80	—		5	0.42	
C	0.12	0.20	0.8	0.001	0.0015	0.009	0.0098	1.09	—		4	0.37	
D	0.05	0.02	1.5	0.001	0.0015	0.008	0.0095	1.19	Mo:0.10		75	0.33	
E	0.005	0.07	1.2	0.002	0.0015	0.010	0.0120	1.20	Ca:0.0035		17	0.33	
F	0.015	0.10	1.2	0.003	0.0021	0.007	0.0079	1.13	Ti: 0.015		12	0.37	
G	0.08	0.04	0.6	0.027	0.0028	0.012	0.0110	0.92	Nb:0.009		15	0.43	
H	0.05	0.10	1.1	0.003	0.0012	0.012	0.0098	0.82	Ni:0.07, REM:0.0070		11	0.35	
I	0.05	0.10	1.1	0.003	0.0022	0.021	0.0065	0.31	Cu:0.5, Ni:0.3		11	0.35	
J	0.05	0.10	1.1	0.002	0.0021	0.031	0.0025	0.08	—		11	0.34	
K	0.05	0.30	1.1	0.030	0.0015	0.010	0.0095	0.95	—		3.7	0.82	
L	0.08	0.05	1.0	0.01	0.0015	0.009	0.0120	1.33	Nb:0.006		20	0.35	

\* ) A = Si + Mn/5 + IOP : (1) 式左辺

【 0 0 7 2 】

【 表 2 】

10

20

30

40

鋼板 No.	鋼 No.	熱間圧延工程						冷間圧延工程			冷延板焼鈍工程					調質 圧延 伸び率 %	
		スラブ 加 熱 温度 SRT °C	粗 圧 延 シート 厚 mm	シートの 接合の有無	仕上 圧 延 出 側 温 度 FDT °C	熱 延 板 厚 mm	圧 延 後 平 均 冷 却 速 度 °C/s	巻 取 巻 取 温 度 CT °C	冷 間 圧 延 工 程 冷 間 圧 下 率 %	冷 延 板 厚 mm	焼 鈍 温 度 °C	保 持 時 間 s	均 熱 後 冷 却 冷 却 速 度 °C/s	冷 却 停 止 温 度 °C	開 始 温 度 °C		過 時 効 処 理 350 ~ 500 °C 域 での 滯 留 時 間 s
1	A	1200	38	無	840	2.6 *	50	540	71	0.75	780	60	20	480	480	30	0.5
2		1180	38	有**	840	2.6	35	540	71	0.75	800	50	20	470	470	40	0.5
3	B	1210	35	無	855	2.6	40	550	73	0.70	800	40	15	450	450	40	0.5
4		1200	38	無	770	2.6	45	555	73	0.70	800	40	3	450	450	39	0.5
5	C	1210	35	有	870	2.9	37	600	76	0.70	720	40	20	450	450	50	1.5
6	D	1170	35	有	850	3.2	35	600	78	0.70	720	40	25	450	450	29	1.5
7	E	1230	40	無	880	3.2	35	520	75	0.80	750	50	20	450	450	30	1.5
8	F	1220	40	無	890	2.6	35	520	69	0.80	750	40	20	450	450	30	1.0
9		1220	40	無	880	2.6	35	520	69	0.80	750	50	30	350	-	-	1.0
10	G	1190	38	無	855	2.9	55	530	72	0.80	730	50	20	440	440	35	3.0
11		1190	38	無	858	2.9	50	530	66	1.00	730	50	25	600	600	90	3.0
12	H	1200	38	無	860	2.9	35	540	62	1.10	740	50	40	440	440	40	0.5
13	I	1200	38	無	860	2.9	35	540	62	1.10	750	50	40	440	440	40	0.5
14	J	1200	38	無	865	2.9	35	540	62	1.10	820	50	40	440	440	40	0.5
15	K	1200	38	無	840	2.6	50	540	71	0.75	780	60	20	470	470	30	0.5
16	L	1200	38	無	860	2.8	40	550	70	0.84	750	50	25	470	470	38	1.5

\*) 潤滑圧延実施  
 \*\*) シートバレーヒータ、エッジヒータ使用

【 0 0 7 3 】  
 【 冊 3 】

鋼板 No.	鋼 No.	鋼板 固溶N 量	鋼板組織			製品板特性				予変形-塗 装焼付処理 後特性		歪時効硬化特性		備 考	
			フェライト	パーライト	面積率 %	YS MPa	TS MPa	E1 %	YR %	r 値 r <sub>mean</sub>	YS MPa	TS MPa	BH量 MPa		ΔTS MPa
1	A	0.0059	98	7	2	260	395	40	66	1.1	410	455	95	60	本発明例
2		0.0050	98	7	2	254	390	41	65	1.1	415	452	95	62	本発明例
3	B	0.0055	99	8	1	257	395	40	65	1.1	415	450	98	55	本発明例
4		0.0007	98	7	2	247	380	36	65	1.1	345	400	45	20	比較例
5	C	0.0090	96	6	4	285	425	39	67	1.0	450	482	90	57	本発明例
6	D	0.0079	98	7	2	281	420	40	67	1.1	445	479	102	59	本発明例
7	E	0.0065	>99	8	<1	231	355	44	65	1.4	377	410	90	55	本発明例
8	F	0.0059	>99	7	<1	288	430	38	67	1.3	458	489	90	59	本発明例
9		0.0065	>99	7	<1	290	438	38	66	1.3	455	497	85	59	本発明例
10	G	0.0055	98	5	2	270	395	41	68	1.0	421	457	100	62	本発明例
11		0.0008	98	5	3	260	375	38	69	1.1	365	400	40	25	比較例
12	H	0.0045	98	6	2	270	405	39	67	1.0	421	455	90	50	本発明例
13	I	0.0048	98	6	2	275	415	39	66	1.0	425	460	80	45	本発明例
14	J	0.0001	98	7	2	251	375	36	67	1.0	335	390	30	15	比較例
15	K	0.0009	95	10	5	346	480	25	72	1.0	430	490	25	10	比較例*
16	L	0.0060	98	7	1	255	386	42	66	1.1	411	451	108	65	本発明例

\*) 表面性状の低下

## 【0074】

本発明例では、いずれも優れた延性と、優れた歪時効硬化特性を有し、格段に高いBH量、TSを呈している。

## 【0075】

## 【発明の効果】

10

20

30

40

50

本発明によれば、予変形 - 塗装焼付け処理により降伏応力が80MPa 以上および引張強さが40MPa 以上と、ともに増加する高い歪時効硬化特性と高い成形性とを有する汎用性の高い冷延鋼板を、安価にかつ形状を乱さずに製造でき、産業上格段の効果を奏する。さらに本発明の冷延鋼板を自動車部品に適用した場合、塗装焼付け処理などにより降伏応力とともに引張強さも増加して安定した高い部品特性を得ることができ、使用する鋼板の板厚を、例えば2.0mm 厚から1.6 mm厚と、従来より1グレード低減することを可能とし、自動車車体の軽量化に充分に寄与することができるという効果もある。また、本発明は、熱間変形抵抗の増加が少ないNを添加して歪時効硬化特性の改善を図るため、とくに熱間圧延の変形抵抗を増加させることが少なく薄物の熱間圧延を容易にするという工業的にも顕著な効果を有している。

---

フロントページの続き

(51)Int.Cl.

**C 2 2 C 38/58 (2006.01)**

F I

C 2 1 D 9/46

M

C 2 2 C 38/06

C 2 2 C 38/58

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C22C 1/00 - 49/14

B21B 1/22

B21B 3/00

C21D 9/46