

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4265545号
(P4265545)

(45) 発行日 平成21年5月20日(2009.5.20)

(24) 登録日 平成21年2月27日(2009.2.27)

(51) Int.Cl.	F 1		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 U	
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/06		
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	M	
B 2 1 B 1/26 (2006.01)	B 2 1 B 1/26	C	
請求項の数 14 (全 34 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号	特願2005-21732 (P2005-21732)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成17年1月28日(2005.1.28)		J F E スチール株式会社
(62) 分割の表示	特願2001-54706 (P2001-54706) の分割		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
原出願日	平成13年2月28日(2001.2.28)	(74) 代理人	100099531 弁理士 小林 英一
(65) 公開番号	特開2005-154906 (P2005-154906A)	(72) 発明者	上 力
(43) 公開日	平成17年6月16日(2005.6.16)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
審査請求日	平成17年1月28日(2005.1.28)		F E スチール株式会社内
(31) 優先権主張番号	特願2000-53923 (P2000-53923)	(72) 発明者	奥田 金晴
(32) 優先日	平成12年2月29日(2000.2.29)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		F E スチール株式会社内
(31) 優先権主張番号	特願2000-151170 (P2000-151170)	(72) 発明者	登坂 章男
(32) 優先日	平成12年5月23日(2000.5.23)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		F E スチール株式会社内
最終頁に続く			

(54) 【発明の名称】 歪時効硬化特性に優れた高張力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 : 0.15% 以下、 Si : 2.0 % 以下、

Mn : 3.0 % 以下、 P : 0.02% 以下、

S : 0.02% 以下、 Al : 0.02% 以下、

N : 0.0050 ~ 0.0250%

を含み、かつ N / Al が 0.3 以上、固溶状態の N を 0.0010% 以上含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなる組成と、平均結晶粒径 10 μm 以下のフェライト相を面積率で 50% 以上含む組織とを有することを特徴とする引張強さ 440MPa 以上で歪時効硬化特性に優れた高張力冷延鋼板。

10

【請求項2】

前記組成に加えてさらに、質量%で、下記 a 群 ~ d 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 に記載の高張力冷延鋼板。

記

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 : B を 0.0030% 以下

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

【請求項3】

20

質量%で、

C : 0.15% 以下、 Mn : 3.0 % 以下、
S : 0.02% 以下、 Al : 0.02% 以下、
N : 0.0050 ~ 0.0250%

を含み、さらに、Mo : 0.05 ~ 1.0 %、Cr : 0.05 ~ 1.0 % のうちの 1 種または 2 種を含有し、かつ N / Al が 0.3 以上、固溶状態の N を 0.0010% 以上含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなる組成と、平均結晶粒径 10 μ m 以下のフェライト相を面積率で 50% 以上含み、さらにマルテンサイト相を面積率で 3% 以上含む組織とを有することを特徴とする引張強さ 440MPa 以上で歪時効硬化特性に優れた高張力冷延鋼板。

【請求項 4】

前記組成に加えてさらに、質量%で、下記 j 群 ~ m 群のうちの 1 群または 2 群以上を含むことを特徴とする請求項 3 に記載の高張力冷延鋼板。

記

j 群 : Si : 0.05 ~ 1.5 %、B : 0.0003 ~ 0.01% の 1 種または 2 種

k 群 : Nb : 0.01 ~ 0.1 %、Ti : 0.01 ~ 0.2 %、V : 0.01 ~ 0.2 % の 1 種または 2 種以上

l 群 : Cu : 0.05 ~ 1.5 %、Ni : 0.05 ~ 1.5 % の 1 種または 2 種

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

【請求項 5】

前記高張力冷延鋼板が板厚 3.2 mm 以下のものである請求項 1 ないし 4 のいずれかに記載の高張力冷延鋼板。

【請求項 6】

請求項 1 ないし 5 のいずれかに記載の高張力冷延鋼板に電気めっきまたは溶融めっきを施してなる高張力冷延めっき鋼板。

【請求項 7】

質量%で、

C : 0.15% 以下、 Si : 2.0 % 以下、
Mn : 3.0 % 以下、 P : 0.02% 以下、
S : 0.02% 以下、 Al : 0.02% 以下、
N : 0.0050 ~ 0.0250%

を含み、かつ N / Al が 0.3 以上であり、残部 Fe および不可避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、巻取温度 : 750 以下で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 900 以下の温度で保持時間 : 10 ~ 60 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 で冷却する一次冷却と、ついで前記一次冷却の停止温度以下 400 以上の温度域での滞留時間を 300 s 以下とする二次冷却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引張強さ 440MPa 以上で歪時効硬化特性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項 8】

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 ~ d 群のうちから選ばれた 1 群または 2 群以上を含む組成とすることを特徴とする請求項 7 に記載の高張力冷延鋼板の製造方法。

記

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 : B を 0.0030% 以下

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

【請求項 9】

質量%で、

C : 0.15% 以下、 Mn : 3.0 % 以下、

10

20

30

40

50

S : 0.02% 以下、 Al : 0.02% 以下、
N : 0.0050 ~ 0.0250%

を含み、さらに、Mo : 0.05 ~ 1.0 %、Cr : 0.05 ~ 1.0 % のうちの 1 種または 2 種を含有し、かつ N / Al が 0.3 以上であり、残部 Fe および 不可避の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、巻取温度 : 750 以下で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 (A c₁ 変態点) ~ (A c₃ 変態点) の温度で保持時間 : 10 ~ 120 s とする焼鈍を行い、ついで 600 ~ 300 間の平均冷却速度を下記 (1) または (2) 式で定義される臨界冷却速度 C R 以上とする冷却を行う冷延板焼鈍工程とを、順次施すことを特徴とする引張強さ 440MPa 以上で歪時効硬化特性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法。

10

記

B < 0.0003% の場合

$$\log C R = - 1.73 [Mn + 2.67Mo + 1.3Cr + 0.26Si + 3.5P + 0.05Cu + 0.05Ni] + 3.95 \dots \dots (1)$$

B = 0.0003% の場合

$$\log C R = - 1.73 [Mn + 2.67Mo + 1.3Cr + 0.26Si + 3.5P + 0.05Cu + 0.05Ni] + 3.40 \dots \dots (2)$$

ここに、C R : 冷却速度 (/ s)

Mn、Mo、Cr、Si、P、Cu、Ni : 各元素含有量 (質量%)

20

【請求項 10】

前記鋼スラブが、前記組成に加えてさらに、質量%で、下記 j 群 ~ m 群のうちから選ばれた 1 群または 2 群以上を含む組成とすることを特徴とする請求項 9 に記載の高張力冷延鋼板の製造方法。

記

j 群 : Si : 0.05 ~ 1.5 %、B : 0.0003 ~ 0.01% の 1 種または 2 種

k 群 : Nb : 0.01 ~ 0.1 %、Ti : 0.01 ~ 0.2 %、V : 0.01 ~ 0.2 % の 1 種または 2 種以上

l 群 : Cu : 0.05 ~ 1.5 %、Ni : 0.05 ~ 1.5 % の 1 種または 2 種

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

【請求項 11】

前記仕上圧延後、0.5 s 以内に冷却を開始し冷却速度 40 / 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 7 ないし 10 のいずれかに記載の高張力冷延鋼板の製造方法。

30

【請求項 12】

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 7 ないし 11 のいずれかに記載の高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項 13】

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を特徴とする請求項 7 ないし 12 のいずれかに記載の高張力冷延鋼板の製造方法。

40

【請求項 14】

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を特徴とする請求項 7 ないし 13 のいずれかに記載の高張力冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、主として自動車車体用として好適な高加工性高張力冷延鋼板に係り、とくに引張強さ (T S) 440 MPa 以上で歪時効硬化特性に優れた高張力冷延鋼板、およびその製

50

造方法に関する。本発明の高張力冷延鋼板は、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(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。

10

【背景技術】

【0003】

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。

しかし、薄肉の高張力鋼板を使用した自動車部品でも、その役割に応じて課されるパフォーマンスが必要十分に発揮されねばならない。かかるパフォーマンスとしては、例えば曲げ、ねじり変形に対する静的強度、耐疲労性、耐衝撃特性などがある。したがって、自動車部品に適用される高張力鋼板は、成形加工後にかかる特性にも優れることが必要となる。

20

【0004】

また、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るが、鋼板の強度が高すぎるとプレス成形した場合には、

- (イ)形状凍結性が低下する、
 - (ロ)延性が低下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、自動車車体への高張力鋼板の適用拡大を阻んでいた。

【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、170×20min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に固溶Cが固着して、降伏応力が上昇する。

30

【0006】

しかし、この種鋼板では、表面欠陥となる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。

40

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、特許文献1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

50

度薄鋼板の製造方法が開示されている。特許文献1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、特許文献1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。

また、特許文献2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薄鋼板が開示されている。特許文献2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。

【0009】

しかしながら、特許文献2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。

【0010】

また、プレス成形後に熱処理を施し、降伏応力のみならず引張強さをも上昇させようとする鋼板が、熱延鋼板ではあるが、提案されている。

例えば、特許文献3には、C：0.02～0.13%、Si：2.0%以下、Mn：0.6～2.5%、sol.Al：0.10%以下、N：0.0080～0.0250%を含む鋼を、1100以上再加熱し、850～900で仕上圧延を終了する熱間圧延を施し、ついで15/s以上の冷却速度で150未満の温度まで冷却し巻取り、フェライトとマルテンサイトを主体とする複合組織とする、熱延鋼板の製造方法が提案されている。しかしながら特許文献3に記載された技術で製造された鋼板では、歪時効硬化により降伏応力とともに引張強さが増加するものの、150未満という極めて低い巻取温度で巻き取るため、機械的特性の変動が大きいという問題があった。また、プレス成形・塗装焼付け処理後の降伏応力の増加量のばらつきが大きく、さらに、穴拡げ率()が低く、伸びフランジ加工性が低下しプレス成形性が不足するという問題もあった。

【0011】

また、比較的高い降伏応力を有する高張力鋼板としては、Ti、Nb、V等の炭窒化物形成元素を添加し、それらの微細な析出物によって強化する、いわゆる析出強化鋼があるが、熱延巻取り後に十分保熱する工程を経る熱延鋼板はともかくとして、冷延鋼板においては、短時間の連続焼鈍工程では十分な析出を進行させることは困難であり、高い降伏比(引張強さに対する降伏応力の割合：YS/TS)を有する鋼板を製造することは困難であった。特に、溶接性を考慮して低C化しようとする、C量が低い領域では析出物そのものの量が減少するためか、高降伏比を得るのが一段と難しくなるという問題もあった。

【0012】

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け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。

【特許文献1】特開昭60-52528号公報

【特許文献2】特公平5-24979号公報

【特許文献3】特公平8-23048号公報

10

20

30

40

50

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0013】

本発明は、上記した従来技術の限界を打破し、高い成形性と、あるいはさらに高い耐衝撃特性と、安定した品質特性とを有するうえ、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高張力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、B H量が80MPa 以上、T Sが40MPa 以上を目標とする。

10

【課題を解決するための手段】

【0014】

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。

【0015】

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も見いだした。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10 μ 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い出した。

20

【0016】

また、さらに本発明者らは、鋼板の微視組織をフェライトを主相とし、第2相として、マルテンサイト相を面積率で3%以上含む組織とすることにより、低降伏比が達成でき、延性、加工性が向上するとともに、Nにより発現される歪時効硬化現象を有利に利用して、加工後の強度が増加し、部品特性としての耐衝撃特性が改善できることを見い出した。

30

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、あるいはさらに部品特性としての優れた耐衝撃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。

【0017】

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、他の部分より硬化代が大きく(板厚) \times (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。また逆に歪が小さい部分では、歪時効による強度上昇は小さいが、もともとの強度が高いことで必要な強度を確保できるため、種々の範囲の歪で形成される実部品ではその強度安定性に有利に寄与する。

40

【0018】

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の本発明である高張力冷延鋼板の要旨はつぎのとおりである。

(1) 質量%で、C : 0.15% 以下、Si : 2.0 % 以下、Mn : 3.0 % 以下、P : 0.02% 以下、

50

S : 0.02% 以下、Al : 0.02% 以下、N : 0.0050 ~ 0.0250% を含み、かつ N / Al が 0.3 以上、固溶状態の N を 0.0010% 以上含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなる組成と、平均結晶粒径 10 μm 以下のフェライト相を面積率で 50% 以上含む組織とを有することを特徴とする引張強さ 440MPa 以上で歪時効硬化特性に優れた高張力冷延鋼板。

(2) 前記組成に加えてさらに、質量% で、下記 a 群 ~ d 群の 1 群または 2 群以上を含むことを特徴とする (1) に記載の高張力冷延鋼板。

【 0 0 1 9 】

記

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 : B を 0.0030% 以下

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

(3) 質量% で、C : 0.15% 以下、Mn : 3.0 % 以下、S : 0.02% 以下、Al : 0.02% 以下、N : 0.0050 ~ 0.0250% を含み、さらに、Mo : 0.05 ~ 1.0 %、Cr : 0.05 ~ 1.0 % のうちの 1 種または 2 種を含有し、かつ N / Al が 0.3 以上、固溶状態の N を 0.0010% 以上含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなる組成と、平均結晶粒径 10 μm 以下のフェライト相を面積率で 50% 以上含み、さらにマルテンサイト相を面積率で 3 % 以上含む組織とを有することを特徴とする引張強さ 440MPa 以上で歪時効硬化特性に優れた高張力冷延鋼板。

(4) 前記組成に加えてさらに、質量% で、下記 j 群 ~ m 群のうちの 1 群または 2 群以上を含むことを特徴とする (3) に記載の高張力冷延鋼板。

【 0 0 2 0 】

記

j 群 : Si : 0.05 ~ 1.5 %、B : 0.0003 ~ 0.01% の 1 種または 2 種

k 群 : Nb : 0.01 ~ 0.1 %、Ti : 0.01 ~ 0.2 %、V : 0.01 ~ 0.2 % の 1 種または 2 種以上

l 群 : Cu : 0.05 ~ 1.5 %、Ni : 0.05 ~ 1.5 % の 1 種または 2 種

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

(5) 前記高張力冷延鋼板が板厚 3.2 mm 以下のものである (1) ないし (4) のいずれかに記載の高張力冷延鋼板。

(6) (1) ないし (5) のいずれかに記載の高張力冷延鋼板に電気めっきまたは溶融めっきを施してなる高張力冷延めっき鋼板。

【 0 0 2 1 】

また、第 2 の本発明である高張力冷延鋼板の製造方法の要旨はつぎのとおりである。

【 0 0 2 2 】

すなわち、第 2 の本発明では、質量% で、C : 0.15% 以下、Si : 2.0 % 以下、Mn : 3.0 % 以下、P : 0.02% 以下、S : 0.02% 以下、Al : 0.02% 以下、N : 0.0050 ~ 0.0250% を含み、かつ N / Al が 0.3 以上であり、あるいはさらに次 a 群 ~ d 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 : B を 0.0030% 以下

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

のうちから選ばれた 1 群または 2 群以上を含み、残部 Fe および不可避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、仕上圧延後、好ましくは 0.5 秒以内に冷却を開始し冷却速度 : 40 / s 以上で急冷し、巻取温度 : 750

以下、好ましくは巻取温度 : 650 以下で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 900 以下の温度で保持時間 : 10 ~ 60 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 で冷却する一次冷却と、ついで前記一次冷却の停止温度以下 400 以上の温度域での滞留時間を 300 s 以下とする二次冷却とを行う冷延板焼鈍工程

10

20

30

40

50

とを、順次施す。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。

【0023】

また、第2の本発明では、質量%で、C：0.15%以下、Mn：3.0%以下、S：0.02%以下、Al：0.02%以下、N：0.0050～0.0250%を含み、さらに、Mo：0.05～1.0%、Cr：0.05～1.0%のうちの1種または2種を含有し、かつN/Alが0.3以上であり、あるいはさらに、次j群～m群

j群：Si：0.05～1.5%、B：0.0003～0.01%の1種または2種

k群：Nb：0.01～0.1%、Ti：0.01～0.2%、V：0.01～0.2%の1種または2種以上

l群：Cu：0.05～1.5%、Ni：0.05～1.5%の1種または2種

m群：Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010～0.010%

のうちから選ばれた1群または2群以上を含み、残部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、仕上圧延後、好ましくは0.5秒以内に冷却を開始し冷却速度：40/s以上で急冷し、巻取温度：750以下で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、(Ac₁変態点)～(Ac₃変態点)の温度で保持時間：10～120sとする焼鈍を行い、ついで600～300間の平均冷却速度を次(1)または(2)式

B < 0.0003%の場合

$$\log CR = -1.73 [Mn + 2.67Mo + 1.3Cr + 0.26Si + 3.5P + 0.05Cu + 0.05Ni] + 3.95 \dots \dots (1)$$

B ≥ 0.0003%の場合

$$\log CR = -1.73 [Mn + 2.67Mo + 1.3Cr + 0.26Si + 3.5P + 0.05Cu + 0.05Ni] + 3.40 \dots \dots (2)$$

(ここに、CR：冷却速度 (/s)、Mn、Mo、Cr、Si、P、Cu、Ni：各元素含有量(質量%))

で定義される臨界冷却速度CR以上として冷却を行う冷延板焼鈍工程とを、順次施し、加工性、耐衝撃特性に優れる冷延鋼板とすることが好ましい。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。

【発明の効果】

【0024】

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、あるいはさらに高い耐衝撃特性を兼備する高張力冷延鋼板を、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。さらに本発明の高張力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1.6mm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十分に寄与することができるという効果もある。

10

20

30

40

50

【発明を実施するための最良の形態】

【0025】

本発明の鋼板は、引張強さ440MPa以上で歪時効硬化特性に優れた高張力冷延鋼板である。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。

本発明鋼板は、Al : 0.02%以下、N : 0.0050 ~ 0.0250%を含み、かつN / Alが0.3以上、固溶状態のNを0.0010%以上含有する組成を有する。

【0026】

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。

【0027】

N : 0.0050 ~ 0.0250%

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を含有して、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(YS、TS)上昇効果が十分に発揮され、TS 440MPa以上、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 TS 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。

【0028】

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0.0250%を超えると、鋼板の内部欠陥発生率が高くなるとともに、連続鋳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 ~ 0.0250%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 ~ 0.0170%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。

【0029】

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。

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。

【0030】

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

10

20

30

40

50

値を得るためには、0.0030%以上、さらにより高い値を得るためには、0.0050%以上とするのが好ましい。

【0031】

N / AI (N含有量とAI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AI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AI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、AI量を0.02%以下と低く限定した場合、N / AI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、AI含有量は (N含有量) / 0.3 以下に制限される。

10

【0032】

さらに、本発明鋼板は、平均結晶粒径10 μ m以下のフェライト相を面積率で50%以上含む組織を有する。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 : 50%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50%以上含む、フェライト相を主相とする組織とする。フェライト相の面積率が50%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。なお、さらに良好な延性が要求される場合は、フェライト相の面積率は75%以上とするのが好ましい。なお、本発明でいうフェライトは、通常の意味のフェライト (ポリゴナルフェライト) のみならず、炭化物を含まないベイニティックフェライト、アシキュラーフェライトをも含むものとする。

20

【0033】

なお、フェライト相以外の第2相は、とくに限定されないが、強度を高める観点からは、ベイナイト、マルテンサイトの单相あるいは混合相とするのが好ましい。また、第2相として、パーライトを主体とする組織としてもよい。なお、残留オーステナイトは、本発明鋼板の組成範囲であれば、面積率で概ね3%未満出現する場合がある。

フェライト相の平均結晶粒径 : 10 μ 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。

30

【0034】

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相の平均結晶粒径が10 μ 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10 μ 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8 μ m以下とするのが好ましい。

40

【0035】

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以上で、歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板である。

TSが440MPaを下回る鋼板では、構造部材的な要素をもつ部材に広く適用することができない。また、さらに適用範囲を拡げるにはTSは500MPa以上とするのが望ましい。

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

50

上であることを意味する。

【0036】

歪時効硬化特性を規定する場合、予歪（予変形）量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、歪時効硬化特性に及ぼす予歪量の影響について調査し、その結果、（i）前記変形様式における変形応力は、極めて深い絞り加工の場合を除き、概ね1軸相当歪（引張歪）量で整理できること、（ii）実部品ではこの1軸相当歪量が概ね5%を上回っていること、（iii）部品強度が、予歪5%の歪時効処理後に得られる強度（YSおよびTS）と良く対応することを突き止めた。この知見をもとに、本発明では、歪時効処理の予変形を引張歪5%に定めた。

【0037】

従来の塗装焼付け処理条件は、170 ×20min が標準として採用されている。なお、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とされるが、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）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。

【0038】

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 である。一方、加熱温度が300 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、保持時間については、加熱温度200 程度のとき概ね30s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60s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。

【0039】

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、レーザー、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。

【0040】

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。

【0041】

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）が極めて起こりにくいという、従来にない利点が備わっている。

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3.2mm以下とするのが好ましい。

【0042】

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、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

10

20

30

40

50

しうる。

【0043】

本発明鋼板では、上記したAl、N以外の化学成分は、要求特性に応じ適宜選択できる。

第1の好適態様の鋼板は、前記組成を、前記したAl：0.02%以下、N：0.0050～0.0250%を含み、かつN/Alが0.3以上、固溶状態のNを0.0010%以上含有する組成に加え、さらにC：0.15%以下、Si：2.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.02%以下、S：0.02%以下含有し、あるいはさらに、次a群～d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：Bを0.0030%以下

d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群以上を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成と、平均結晶粒径10 μ m以下のフェライト相を面積率で50%以上含む組織とを有する鋼板である。

【0044】

上記した第1の好適態様である鋼板のAl、N以外の組成限定理由について、説明する。組織限定の理由は上記した理由と同様である。

C：0.15%以下

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粒径10 μ 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。なお、より好ましくは、0.03%以上である。一方、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、好ましくは0.10%以下、さらに良好な延性が要求される用途では0.08%以下とするのが好ましい。

【0045】

Si：2.0%以下

Siは、鋼の延性を顕著に低下させることなく鋼板を高強度化させることができる有用な元素であり、0.1%以上含有するのが好ましい。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2.0%以下に限定した。Siが2.0%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、引張強さTS500MPa超級高張力鋼板で、高延性を確保したい場合には、強度と延性のバランスの観点から、Siを0.3%以上含有するのがより好ましい。

【0046】

Mn：3.0%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。

【0047】

また、Mnは鋼板強度を増加させる元素であり、TS500MPa超の強度要求に対しては、1.2%以上含有するのが好ましい。なお、強度を安定して確保する観点からより好ましくは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。

【0048】

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

10

20

30

40

50

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。

一方、Mnを3.0 % 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3.0 % 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2.5 % 以下とするのが望ましい。

【0049】

P : 0.02% 以下

P は、鋼の固溶強化元素として有用な元素であり、この観点からは0.001 % 以上の含有が望ましいが、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 は溶接部靱性の観点から0.02% 以下に限定した。

10

【0050】

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（特に、伸びフランジ性、穴拡げ性）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

【0051】

本発明鋼板の第1の好適態様では、上記した組成に加えてさらに、次a群～d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：Bを0.0030% 以下

d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。

【0052】

a群の元素：Cu、Ni、Cr、Moは、いずれも鋼板の強度上昇に寄与する元素であり、この効果を得るにはおのおのCu：0.01% 以上、Ni：0.01% 以上、Cr：0.01% 以上、Mo：0.01% 以上とすることが好ましく、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低下する。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。

30

【0053】

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、この効果を得るにはおのおのNb：0.002 % 以上、Ti：0.002 % 以上、V：0.002 % 以上とすることが好ましく、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。

40

【0054】

c群の元素：Bは、鋼の焼入れ性を向上させる効果を有する元素であり、フェライト相以外の低温変態相の分率を増加させて、鋼の強度を増加させる目的で必要に応じ含有することができる。この効果を得るにはB：0.0002% 以上で含有するのが好ましい。しかし、量が多すぎると熱間変形能が低下し、BNを生成することで固溶Nを低減させる。このため、Bは0.0030% 以下とするのが好ましい。

【0055】

d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、d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、0.01

50

0 %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、d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。

【0056】

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。不可避的不純物としては、O：0.0050%以下などが許容される。

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以上で、歪時効硬化特性に優れた冷延鋼板である。

つぎに、本発明鋼板の第2の好適態様について説明する。

【0057】

第2の好適態様の鋼板は、前記組成を、前記したAl：0.02%以下、N：0.0050~0.0250%を含み、かつN/Alが0.3以上、固溶状態のNを0.0010%以上含有する組成に加え、さらに、C：0.15%以下、Mn：3.0%以下、S：0.02%以下を含有し、さらにMo：0.05~1.0%、Cr：0.05~1.0%のうちの1種または2種を含有し、あるいはさらに、次j群~m群

j群：Si：0.05~1.5%、B：0.0003~0.01%の1種または2種

k群：Nb：0.01~0.1%、Ti：0.01~0.2%、V：0.01~0.2%の1種または2種以上

l群：Cu：0.05~1.5%、Ni：0.05~1.5%の1種または2種

m群：Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010~0.010%

のうちの1群または2群以上を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成と、前記組織が、平均結晶粒径10μm以下のフェライト相を面積率で50%以上含み、さらにマルテンサイト相を面積率で3%以上含む組織であって、歪時効硬化特性に優れるとともに、加工性、耐衝撃特性に優れることを特徴とする鋼板である。

【0058】

第2の好適態様の鋼板のAl、N以外の組成限定理由について説明する。

C：0.15%以下

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粒径10μm以下を達成するため、さらに所望の強度を確保し、第2相としてマルテンサイト相を形成するという観点から、0.005%以上含有するのが好ましい。なお、より好ましくは0.03%以上である。一方、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し、マルテンサイト変態温度が低下するうえ、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、溶接性および微視組織調整の観点からCは0.15%以下に限定した。なお、好ましくは0.10%以下、さらに良好な延性が要求される用途では0.08%以下とするのが好ましい。

【0059】

Mn：3.0%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。また、Mnは焼入れ性を向上する元素であり、第2相としてマルテンサイト相を安定して形成するという観点からは積極的に添加するのが好ましい。Sの固定、およびマルテンサイト相の形成という観点からは、Mnは0.2%以上含有するのが好ましい。

【0060】

また、Mnは鋼板強度を増加させる元素であり、TS500MPa超の強度要求に対しては、1.2%以上含有するのが好ましい。なお、強度を安定して得る観点から、より好ましくは1.5%以上である。さらに、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。

【0061】

一方、Mnを3.0%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

10

20

30

40

50

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3.0 %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2.5 %以下とするのが望ましい。

【0062】

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（特に伸びフランジ性、穴拡げ性）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。

10

【0063】

Mo : 0.05 ~ 1.0 %、Cr : 0.05 ~ 1.0 %のうち1種または2種

Mo、Crは、いずれも鋼板の強度上昇に寄与し、さらに鋼の焼入れ性を向上させ、第2相としてマルテンサイト相を生成しやすくする元素であり、単独または複合して含有する。とくに、Mo、Crはマルテンサイト相を微細に分散する作用を有し、降伏強さを低下させ低降伏比を容易に実現させるという効果を有する。このような効果は、Mo、Crとも0.05%以上の含有で認められる。一方、Moを1.0 %を超えて含有すると、加工性、表面処理性が低下するうえ、製造コストが上昇し経済的に不利となる。また、Crを1.0 %を超えて含有すると、めっき濡れ性が低下する。このため、Moは0.05 ~ 1.0 %、Crは0.05 ~ 1.0 %に限定するのが好ましい。

20

【0064】

本発明の第2の好適態様の鋼板においては、上記した組成に加えてさらに、次j群 ~ m群

j群 : Si : 0.05 ~ 1.5 %、B : 0.0003 ~ 0.01%の1種または2種

k群 : Nb : 0.01 ~ 0.1 %、Ti : 0.01 ~ 0.2 %、V : 0.01 ~ 0.2 %の1種または2種以上

l群 : Cu : 0.05 ~ 1.5 %、Ni : 0.05 ~ 1.5 %の1種または2種

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

30

の1群または2群以上を含有するのが好ましい。

【0065】

j群の元素 : Si、Bは、いずれも焼入れ性を向上させてマルテンサイト相を形成するのに有効な元素であり、また、延性やr値を向上させ加工性を改善するのに有効な元素であり、必要に応じ単独または複合して含有できる。このような効果は、第2の好適態様においてはおのおのSiが0.05%以上、Bが0.0003%以上の含有で認められる。一方、おのおのSiを1.5 %、Bを0.01%を超えて含有すると、韌性、溶接性、加工性等が低下する。このため、Siは0.05 ~ 1.5 %、Bは0.0003 ~ 0.01%に限定するのが好ましい。

【0066】

k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、必要に応じ選択して単独または複合して含有できる。このような効果は、第2の好適態様においては、おのおのNb : 0.01%以上、Ti : 0.01%以上、V : 0.01%以上の含有で認められるが、おのおのNb : 0.1 %、Ti : 0.2 %、V : 0.2 %を超える含有は、熱間変形抵抗を増加させ、また化成処理性や広義の表面処理特性を悪化させる。このため、Nb : 0.01 ~ 0.1 %、Ti : 0.01 ~ 0.2 %、V : 0.01 ~ 0.2 %におのおの限定するのが好ましい。

40

【0067】

l群の元素 : Cu、Niは、いずれも、焼入れ性を向上し、鋼板の強度上昇に寄与する元素であり、必要に応じ選択して単独または複合して含有できる。このような効果は、第2の好適態様においては、おのおのCu : 0.05%以上、Ni : 0.05%以上の含有で認められる。しかし、おのおのCu : 1.5 %、Ni : 1.5 %を超えて含有すると、熱間変形抵抗が増加し、あ

50

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、おのおのCu : 0.05 ~ 1.5 %、Ni : 0.05 ~ 1.5 %に限定するのが好ましい。

【 0 0 6 8 】

m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、d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、m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。

【 0 0 6 9 】

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。不可避不純物としては、O : 0.0050%以下などが許容できる。

次に、本発明の第2の好適態様の鋼板の組織について説明する。

本発明の第2の好適態様の鋼板の組織は、平均結晶粒径10 μ m以下のフェライト相を主相として面積率で50%以上含み、第2相としてマルテンサイト相を面積率で3%以上含む微視組織である。

【 0 0 7 0 】

フェライト相を面積率で50%以上含むことにより、第1の好適態様と同様に、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できる。なお、さらに良好な延性が要求される場合は、フェライト相の面積率は75%以上とするのが好ましい。なお、フェライト相の面積率が97%を超えると、複合組織としての効果が期待できなくなる。第2相としてのマルテンサイト相は、主相であるフェライト相の主として粒界に分散して存在する。マルテンサイトは硬質相であり、組織強化により鋼板強度を増加させる作用を有する。さらに、変態時に可動転位の発生を伴うため、延性向上や、鋼板の降伏比を低下させる作用を有する。これらの効果は、マルテンサイト相が面積率で3%以上存在したときに顕著となる。なお、30%を超えて存在すると、延性の低下という問題がある。このため、第2相としてのマルテンサイト相は面積率で3%以上、好ましくは30%以下、より好ましくは20%以下とする。なお、第2相としては、このような量のマルテンサイト以外に、ベイナイトを10%以下含有してもなんら問題はない。

【 0 0 7 1 】

また、フェライト相の平均結晶粒径は、第1の好適態様と同様に歪時効硬化特性の安定化を図るため10 μ m以下とする。

上記した組成と組織を有する本発明の第2の好適態様の鋼板は、引張強さTSが440MPa以上で、歪時効硬化特性に優れるとともに、加工性、および耐衝撃特性に優れた高張力冷延鋼板となる。

【 0 0 7 2 】

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、すなわち、Al : 0.02%以下、N : 0.0050 ~ 0.0250%を含み、かつ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、巻取温度 : 750 以下で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、該冷延板に所定の温度で所定の時間保持する焼鈍を行い、ついで所定の冷却速度で冷却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。

【 0 0 7 3 】

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

10

20

30

40

50

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。

【0074】

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、酸化重量の増加に伴うロスの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。

【0075】

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。

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。

【0076】

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。

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。

【0077】

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好ましい。

【0078】

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。

【0079】

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、組織が不均一となり、一部に加工組織が残留したりする。このような加工組織の残留は、巻取温度を高温とすることにより回避できる。しかし、巻取温度を高温にすると、粗大結晶粒が発生し、また固溶N量も大きく低下するため、目標の引張強さであるTS440MPa以上を得ることが困難となる。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。また、圧延温度の上がりすぎによるスケール疵等の発生を防止する観点からは、FDTは1000 以下とするのが好ましい。仕上圧延後は結晶粒の微細化と固溶N量の確保のため、早期に鋼板を冷却するのが望ましい。

【0080】

仕上圧延後の冷却：仕上げ圧延終了後0.5 秒以内に冷却を開始、冷却速度40 / s 以上の急冷

10

20

30

40

50

本発明では、仕上圧延終了後直ちに（0.5秒以内に）冷却を開始し、冷却中の平均冷却速度を40 / s以上とするのが望ましい。この条件を満足させることにより、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。この冷却開始時間または冷却速度が、上記条件を満足しない場合には、粒成長が進みすぎて結晶粒径の微細化が達成しにくいというえ、圧延で導入された歪エネルギーによるAINの析出が進みすぎて固溶N量が欠乏する恐れが増大する。なお、材質・形状の均一性を確保する観点からは、冷却速度は300 / s以下に抑えるのが好ましい。

【0081】

巻取温度：750 以下

巻取温度CTの低下につれて、鋼板強度が増加する傾向を示す。目標の引張強さTS440MPa以上を確保するためには、CTは750 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450 以上である。

【0082】

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、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がある。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、熱間圧延の操業が安定する。

【0083】

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。

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。

【0084】

ついで、冷延板は、連続焼鈍による冷延板焼鈍工程を施される。

また、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してもよい。冷延板焼鈍工程後に調質圧延またはレベラー加工を施すことにより、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。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。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。

【0085】

本発明の第1の好適態様では、スラブ組成として、Al：0.02%以下、N：0.0050～0.0250%を含み、かつN/Alが0.3以上であり、さらにC：0.15%以下、Si：2.0%以下、Mn

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：Bを0.0030%以下

d群：Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010～0.010%

を含有し、好ましくは、残部Feおよび不可避免的不純物からなるスラブを使用し、上記した熱間圧延工程と、上記した冷間圧延工程を経て冷延板とした後、該冷延板に再結晶温度以上900 以下の温度で保持時間：10～60s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で冷却する一次冷却と、ついで前記一次冷却の停止温度以下400 以上の温度域での滞留時間を300 s以下とする二次冷却とを行う冷延板焼鈍

工程を順次施す。

【0086】

本発明の第1の好適態様におけるスラブ組成の限定理由は上記本発明の第1の好適態様の鋼板組成の限定理由と同じである。また、本発明の第1の好適態様では、前記熱間圧延工程における巻取温度は、強度確保の観点から650以下とすることがさらに好ましい。次に本発明の第1の好適態様における冷延板焼鈍工程の限定理由について説明する。

連続焼鈍温度：再結晶温度以上で900以下

連続焼鈍の焼鈍温度は再結晶温度以上とすることが好ましい。

【0087】

連続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、連続焼鈍温度は700以上とするのが好ましい。一方、連続焼鈍温度が900を超えると、AIN等の窒化物が析出し、製品である鋼板の固溶N量が不足する。このため、連続焼鈍温度は再結晶温度以上で900以下とするのが好ましい。

10

【0088】

連続焼鈍温度での保持時間：10～60s

連続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いが、操業の安定性からは10s以上とするのが望ましい。保持時間が60s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、連続焼鈍温度における保持時間は10～60sの範囲とするのが好ましい。

20

【0089】

一次冷却：500以下の温度域まで冷却速度：10～300/s

連続焼鈍における均熱後の冷却は、組織の微細化、固溶N量の確保の観点から重要であり、本発明では一次冷却として、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、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。

【0090】

二次冷却条件：一次冷却の冷却停止温度以下400以上の温度域での滞留時間を300s以下とする冷却

30

一次冷却後の二次冷却が、歪時効硬化特性の観点から重要となる。詳細な機構については、現在のところ不明であるが、二次冷却の条件によって、固溶C、N量が変化し歪時効特性に影響しているものと推察される。本発明では、一次冷却に続いて、冷却を継続し、一次冷却の停止温度以下400以上の温度域での滞留時間を300s以下とする冷却を行うことが好ましい。本発明では、連続焼鈍後、いわゆる過時効処理を行ってもよいが、過時効処理を行うと歪時効硬化特性が低下する。したがって、本発明では、連続焼鈍炉の過時効帯を通板させる場合には、過時効帯の温度を極めて低い温度として行うことが望ましい。なお、本発明の第1の好適態様では上記した調質圧延またはレベラー加工を施してもよい。

40

【0091】

また、本発明の第2の好適態様では、スラブ組成として、Al：0.02%以下、N：0.0050～0.0250%を含み、かつN/Alが0.3以上であり、さらにC：0.15%以下、Mn：3.0%以下、S：0.02%以下を含み、さらに、Mo：0.05～1.0%、Cr：0.05～1.0%のうちの1種または2種を含有し、あるいはさらに、次j群～m群

j群：Si：0.05～1.5%、B：0.0003～0.01%の1種または2種

k群：Nb：0.01～0.1%、Ti：0.01～0.2%、V：0.01～0.2%の1種または2種以上

l群：Cu：0.05～1.5%、Ni：0.05～1.5%の1種または2種

50

m群：Ca、REM の1種または2種を合計で0.0010～0.010 %

のうちから選ばれた1群または2群以上を含み、好ましくは残部Feおよび不可避免的不純物からなるスラブを使用し、上記した熱間圧延工程と、上記した冷間圧延工程を経て冷延板とした後、該冷延板に、(Ac₁変態点)～(Ac₃変態点)の温度で保持時間：10～120 sとする焼鈍を行い、ついで600～300 間の平均冷却速度を次(1)または(2)式

B < 0.0003% の場合

$$\log CR = -1.73 [Mn + 2.67Mo + 1.3Cr + 0.26Si + 3.5P + 0.05Cu + 0.05Ni] + 3.95 \dots \dots (1)$$

B ≥ 0.0003% の場合

$$\log CR = -1.73 [Mn + 2.67Mo + 1.3Cr + 0.26Si + 3.5P + 0.05Cu + 0.05Ni] + 3.40 \dots \dots (2)$$

(ここに、CR：冷却速度(/ s)、Mn、Mo、Cr、Si、P、Cu、Ni：各元素含有量(質量%))

で定義される臨界冷却速度CR以上として冷却を行う冷延板焼鈍工程とを、順次施す。

【0092】

本発明の第2の好適態様におけるスラブ組成の限定理由は上記本発明の第2の好適態様の限定理由と同じである。

本発明の第2の好適態様における冷延板焼鈍工程の限定理由について説明する。

焼鈍温度：(Ac₁変態点)～(Ac₃変態点)

焼鈍は、生産性の観点から連続焼鈍とするのが好ましい。焼鈍処理では、(Ac₁変態点)～(Ac₃変態点)の2相域の温度に加熱する。2相域に加熱することにより、オーステナイト()相とフェライト()相の2相となり 相にCが濃化して、冷却中に 相がマルテンサイト相へ変態し、第2相を形成して +マルテンサイトの複合組織となる。これにより、延性、加工性が向上し、低降伏比が実現する。

【0093】

一方、焼鈍温度がAc₁変態点未満では、フェライト+パーライト組織となり、Ac₃変態点超えでは、 相への合金元素濃化が不十分となり +マルテンサイトの複合組織が得られにくく、ともに延性が不十分となる。

焼鈍保持時間：10～120 s

焼鈍温度における保持時間は10～120 sとするのが好ましい。焼鈍温度での保持時間は、組織の微細化、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いが、操業の安定性からは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。

【0094】

なお、焼鈍の均熱温度までの加熱は、少なくとも600 ～(Ac₁変態点)間を5 / s以上の加熱速度とするのが好ましい。5 / s未満では、固溶N量の確保の面で問題がある。より好ましくは5～30 / sである。

均熱後の冷却：600～300 間の平均冷却速度を臨界冷却速度CR以上

焼鈍における均熱後の冷却は、組織の微細化、固溶N量の確保およびマルテンサイト形成の観点から重要であり、本発明では、600～300 間の平均冷却速度を、合金元素量に応じた次(1)または(2)式

B < 0.0003% の場合

$$\log CR = -1.73 [Mn + 2.67Mo + 1.3Cr + 0.26Si + 3.5P + 0.05Cu + 0.05Ni] + 3.95 \dots \dots (1)$$

B ≥ 0.0003% の場合

$$\log CR = -1.73 [Mn + 2.67Mo + 1.3Cr + 0.26Si + 3.5P + 0.05Cu + 0.05Ni] + 3.40 \dots \dots (2)$$

(ここに、CR：冷却速度(/ s)、Mn、Mo、Cr、Si、P、Cu、Ni：各元素含有量(質量%))

で定義される臨界冷却速度CR以上として冷却を行う。なお、(1)、(2)式では、含

有しない元素については0として計算するものとする。

【0095】

合金元素量に応じ、(1)または(2)式のうちのいずれかの臨界冷却速度CR以上の平均冷却速度で冷却することにより、冷却中でのパーライトの析出を防止できる。上記各式で定義されるCR(/s)未満の冷却速度で冷却すると、第2相をマルテンサイトM(一部ベイナイトBを含む場合もある)とすることが困難となり、製品板の組織を + M(+ B)からなる複合組織とすることができない。なお、平均冷却速度が300 /sを超えると、鋼板の幅方向での材質均一性が不足する。このため、焼鈍後の冷却は、600 ~ 300 間の平均冷却速度が(1)または(2)式で定義されるCR以上、好ましくは300 /s以下とする。なお、300 未満の温度領域での平均冷却速度は5 /s以上とするのが好ましい。

10

【0096】

また、本発明の第2の好適態様においても、第1の好適態様と同様に、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してもよい。

【実施例】

【0097】

(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。

20

【0098】

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。一部について、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、成形性、歪時効硬化特性、耐疲労特性および耐衝撃特性を調査した。

(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。

30

(2) 微視組織

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主相であるフェライトの組織分率および第2相の種類あるいはさらに組織分率を求めた。

【0099】

また、主相である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

40

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の規定に準拠して歪速度： 3×10^{-3} /sで引張試験を実施し、降伏強さYS、引張強さTS、伸びEIを求めた。

(4) 成形性

成形性の指標としてr値を求めた。

【0100】

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 13B号試験片を採取した。これら試験片に15%の単軸引張予歪を付与した時の各試験片の幅歪と板厚歪を求め、幅歪と板厚歪の比、

$$r = \ln(w/w_0) / \ln(t/t_0)$$

50

(ここで、 w_0 、 t_0 は試験前の試験片の幅および板厚であり、 w 、 t は試験後の試験片の幅および板厚である。)

から各方向の r 値を求め、次式

$$r_{\text{mean}} = (r_L + 2r_D + r_C) / 4$$

により平均 r 値 r_{mean} を求めた。ここで、 r_L は、圧延方向 (L 方向) の r 値であり、 r_D は、圧延方向 (L 方向) に対し 45° 方向 (D 方向) の r 値であり、 r_C は、圧延方向 (L 方向) に対し 90° 方向 (C 方向) の r 値である。

(5) 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 $170 \times 20\text{min}$ の塗装焼付処理相当の熱処理を施したのち、歪速度： $3 \times 10^{-3} / \text{s}$ 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、 BH 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% 予変形したときの变形応力であり、 $Y_{S_{BH}}$ 、 $T_{S_{BH}}$ 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

(6) 耐疲労特性

各冷延焼鈍板から疲労試験片を圧延方向に採取し、JIS Z 2273 の規定に準拠して、最小応力：0 MPa とする引張疲労試験を実施し、疲労限 (繰返し数： 10^7 回) f_L を求めた。また、予変形として 5% の引張予歪を与えて、ついで $170 \times 20\text{min}$ の塗装焼付処理相当の熱処理を施したのち、同様の疲労試験を実施し疲労限 (f_L)_{BH} を求め、予変形 - 塗装焼付処理による耐疲労特性の向上代 ($(f_L)_{BH} - f_L$) を評価した。

20

(7) 耐衝撃特性

各冷延焼鈍板から衝撃試験片を圧延方向に採取し、「Journal of the Society of Materials Science Japan, 10(1998), p1058」に記載された高速引張試験方法に準拠して、歪速度： $2 \times 10^3 / \text{s}$ で高速引張試験を実施し、応力 - 歪曲線を測定した。得られた応力 - 歪曲線を用いて、応力を歪 0 ~ 30% の範囲で積分して吸収エネルギー E を求めた。また、予変形として 5% の引張予歪を与えて、ついで $170 \times 20\text{min}$ の塗装焼付処理相当の熱処理を施したのち、同様の衝撃試験を実施し、吸収エネルギー E_{BH} を求め、予変形 - 塗装焼付処理による耐衝撃特性の向上代 E_{BH} / E を評価した。

【0101】

なお、一部の鋼板表面に、溶融亜鉛めっきを施しめっき鋼板とし、同様に各種特性を評価した。

30

これらの結果を表 3 に示す。

【0102】

【表 1】

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)									Mn/Si
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	N/Al	その他	
A	0.08	0.30	1.80	0.008	0.003	0.010	0.0090	0.90	—	6.0
B	0.05	0.50	1.70	0.005	0.005	0.011	0.0101	0.92	—	3.4
C	0.08	1.00	1.50	0.003	0.005	0.021	0.0120	0.57	—	1.5
D	0.03	0.55	1.70	0.005	0.003	0.007	0.0095	1.36	Mo:0.05	3.1
E	0.05	0.52	1.72	0.020	0.009	0.013	0.0130	1.00	Ca:0.0020	3.3
F	0.06	0.27	1.60	0.009	0.012	0.009	0.0099	1.10	Ti: 0.015	5.9
G	0.07	0.05	1.70	0.007	0.009	0.008	0.0075	0.94	Nb:0.005, B:0.0015	34.0
H	0.11	0.20	0.95	0.005	0.009	0.011	0.0110	1.00	Ni:0.07, REM:0.0020	4.8
I	0.08	0.15	2.15	0.007	0.009	0.014	0.0115	0.82	Cu:0.1, Ni:0.2	14.3
J	0.08	0.15	1.55	0.005	0.007	<u>0.035</u>	<u>0.0025</u>	<u>0.07</u>	—	10.3

10

20

【 0 1 0 3 】

【 表 2 】

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	備 考		
		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	熱延板板厚 mm	圧延後冷却 開始時間 Δt s	冷却速度 V °C/s	巻取り 巻取温度 CT °C	冷間 圧下率 %	冷延 板厚 mm	焼鈍 温度 °C	連続焼鈍 保持時間 s	一次冷却 冷却速度 °C/s			冷却 停止 温度 °C	二次冷却 400 °C以上の温度域の 滞留時間** s
1	A	1200	30	有	850	2.6 *	0.4	50	540	65	0.9	700	40	30	450	50	1.5	本発明例
2		1180	28	無	860	3.0	0.4	45	520	67	1.0	770	40	35	300	0	1.5	本発明例
3		1210	25	無	840	2.6	0.3	50	500	54	1.2	800	30	30	500	30	-	本発明例
4	B	1200	30	無	900	3.2	0.3	50	600	50	1.6	700	30	30	450	50	1.2	本発明例
6	C	1200	30	無	850	2.6	0.3	50	450	69	0.8	770	40	50	400	0	1.5	本発明例
7	D	1200	35	無	870	2.6	0.4	50	500	42	1.5	800	20	28	300	0	1.5	本発明例
8	E	1190	30	無	860	2.6	0.3	50	480	46	1.4	720	30	35	300	0	-	本発明例
9	F	1200	30	無	860	2.6	0.3	50	430	46	1.4	770	20	35	500	30	-	本発明例
10		1260	25	無	860	5.0	0.2	45	500	80	1.0	840	20	70	250	0	-	本発明例
11	G	1190	30	無	850	2.8	0.2	45	510	50	1.4	800	30	35	470	40	1.5	本発明例
12		1090	35	無	900	2.8	0.2	45	520	43	1.6	770	50	30	500	40	5.0	本発明例
13	H	1090	30	無	880	2.4	0.3	70	520	71	0.7	730	40	80	500	120	10	本発明例
14	I	1150	25	無	880	2.4	0.3	70	520	67	0.8	750	40	70	500	90	1.5	本発明例
15	J	1140	25	無	870	2.8	0.3	70	520	43	1.6	750	30	30	500	90	1.5	比較例

*) 潤滑圧延実施
 **) 一次冷却の冷却停止温度以下400 °C以上

【表 3】

鋼板 No.	鋼 No.	鋼板固溶N量 質量%	鋼板組織			製品板特性			歪時効硬化特性		耐疲労特性 (σ_{FL}) _{BH} - σ_{FL}	耐衝撃特性 E _{BH} /E	備考			
			フェライト	第2相	種類	YS MPa	TS MPa	E1 %	成形性 r _{mean}	BH量 MPa				Δ TS MPa		
1	A	0.0085	90	7	P	387	480	35	1.1	525	540	115	60	80	1.15	本発明例
2		0.0088	93	6	M	320	520	35	1.0	570	580	128	60	95	1.19	本発明例
3		0.0088	85	7	B	345	490	33	1.1	530	548	122	58	85	1.15	本発明例
4	B	0.0078	95	6	P	380	480	34	1.1	515	534	106	54	75	1.12	本発明例
6	C	0.0075	85	7	B	435	620	29	1.1	642	675	102	55	81	1.15	本発明例
7	D	0.0065	84	5	M	290	500	35	1.0	525	550	89	50	71	1.10	本発明例
8	E	0.0101	90	7	P, B	410	530	33	1.1	570	599	135	69	109	1.21	本発明例
9	F	0.0088	94	6	B	360	480	36	1.1	520	545	125	65	95	1.18	本発明例
10		0.0080	90	7	B, M	380	510	34	1.2	600	580	125	70	85	1.20	本発明例
11	G	0.0065	95	5	B	385	510	33	1.0	540	555	89	45	65	1.11	本発明例
12		0.0060	97	5	B	420	545	30	1.0	535	590	85	45	63	1.15	本発明例
13	H	0.0090	87	6	P	395	490	34	1.0	500	552	123	62	97	1.11	本発明例
14	I	0.0095	85	6	P	520	651	29	1.0	701	716	128	65	101	1.21	本発明例
15	J	0.0005	93	8	P	320	415	37	1.0	390	425	30	10	0	0.95	比較例

M: マルテンサイト、B: ベイナイト、P: パーライト

10

20

30

40

【0105】

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、また、歪時効処理による耐疲労特性、耐衝撃特性の向上度も大きい。

なお、No. 11、No. 13の鋼板表面に、溶融亜鉛めっきを施しためっき鋼板の特性は、めっき前の特性と殆ど変化はなかった。

また、本発明例である鋼板No.1と比較例である鋼板No.5について、時効条件を種々変更して歪時効硬化特性を調査した。その結果を表4に示す。なお、試験方法は、時効温度、時効時間のみを変更し、他は同様とした。

【0106】

50

【表 4】

鋼板 No.	歪時効 硬化特性	時効処理条件					
		100°C×30 s	100°C×20min	170°C×20min	200°C×10min	250°C×30 s	300 °C×20min
1	BH量 (MPa)	90	100	115	120	120	140
	ΔTS (MPa)	50	55	60	65	60	45
5	BH量 (MPa)	15	30	35	45	40	40
	ΔTS (MPa)	5	5	5	15	12	10

10

20

30

40

【 0 1 0 7 】

本発明例である鋼板No.1では、標準の時効条件である170 × 20min の時効処理で B H 50

量115 MPa、TS 60MPa という値を得たが、表4に示すような広範囲の時効処理条件でもBH量80MPa以上、TS 40MPa以上を満足することができた。一方、比較例では100~300までの範囲で時効温度を変えても、本発明例におけるような大きなBH量、TSを示すことはなかった。

【0108】

すなわち本発明の鋼板は広範囲の時効処理条件でも高いBH量、TSを確保できる。
(実施例2)

表5に示す組成になる鋼を、実施例1と同様の方法でスラブとなし、該スラブを表6に示す条件で加熱し、粗圧延して25mm厚のシートバーとし、ついで表6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、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、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。

10

【0109】

これら熱延板を酸洗および表6に示す条件の冷間圧延からなる冷間圧延工程により1.6mm厚の冷延板とした。ついで、これら冷延板に表6に示す条件で連続焼鈍炉による連続焼鈍を行った。なお、連続焼鈍の焼鈍温度はいずれも再結晶温度以上とした。

得られた冷延焼鈍板について、実施例1と同様に固溶N量、微視組織、引張特性、成形性、歪時効硬化特性、耐疲労特性および耐衝撃特性を調査した。

20

【0110】

それらの結果を表7に示す。

【0111】

【表5】

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	N/Al	Mn/Si
K	0.07	0.31	1.75	0.010	0.005	0.011	0.0075	0.68	5.6

30

【0112】

【表 6】

鋼板 No.	熱間圧延工程										冷間圧延工程				冷延板焼鈍工程				調質 圧延
	ス77 加 熱温度 SRT °C	粗圧延 シート厚 mm	シート 接合 の有無	出側 温度 FDT °C	熱延板 板厚 mm	仕上圧延	開始 時間 Δt s	冷却速 度 V °C/s	巻取り 巻取温度 CT °C	冷間 圧下率 %	冷延 板厚 mm	連続焼鈍 温度 °C	保持 時間 s	冷却 速度 °C/s	冷却 停止 温度 °C	二次冷却	400 °C以上 の温度域の 滞留時間** s	伸び 率 %	
2-1	1200	25	有 *	880	2.9	0.4	70	520	45	1.6	780	20	30	450	40	1.0			
2-2	1210	28	有 *	890	2.9	3.0	30	680	45	1.6	800	20	30	450	90	1.0			
2-3	1250	25	有 *	910	3.2	0.4	50	520	50	1.6	810	30	40	450	40	1.0			

* シートバーヒータ、エッジヒータ使用
 ** 一次冷却の冷却停止温度以下400 °C以上

【表 7】

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	耐疲労特性	耐衝撃特性	備考		
			フェライト	第2相	種類	引張特性	成形性	YS MPa	T S MPa	E1 %					r_{mean}	BH量 MPa
2-1	K	0.0070	95	7	P, B	380	475	36	1.0	508	520	85	45	55	1.11	本発明例
2-2		0.0008	96	12	P	360	450	36	1.0	432	455	25	5	5	1.00	比較例
2-3		0.0068	95	7	P, B	385	480	36	1.1	510	525	90	45	53	1.10	本発明例

M: マルテンサイト、B: ベイナイト、P: パーライト

本発明例は、いずれも優れた歪時効硬化特性を有し、製造条件の変動にもかかわらず、安定して格段に高いBH量、TSを呈し、また、歪時効処理による耐疲労特性、耐衝撃特性の向上代も大きい。また、本発明例では、連続圧延とシートバーの長手方向、幅方向温度調整を実施することにより、製品鋼板の板厚精度および形状が向上した。

(実施例3)

表8に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鑄造法でスラブとした。これらスラブを表9に示す条件で加熱し、粗圧延して表9に示す厚さのシートバーとし、ついで表9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(鋼板No.5-2、No.5-3)、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熔融圧接法で接合して連続圧延した。また、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。

10

【0115】

これら熱延板を酸洗および表9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9に示す条件で連続焼鈍炉による焼鈍(連続焼鈍)を行い、焼鈍後さらに表9に示す条件で冷却する冷延板焼鈍工程を施した。一部について、冷延板焼鈍工程につづいて、調質圧延を施した。

得られた冷延焼鈍板について、実施例1と同様の方法で、固溶N量、微視組織、引張特性、成形性、歪時効硬化特性、および耐衝撃特性を調査した。

【0116】

これらの結果を表10に示す。

20

【0117】

【表 8】

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)											Ac ₁ ℃	Ac ₃ ℃
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	N/Al	Mo	Cr	その他		
5-A	0.082	0.01	1.70	0.010	0.004	0.010	0.0120	1.2	0.20	0.01	—	705	841
5-B	0.034	0.01	1.16	0.010	0.005	0.011	0.0150	1.4	0.15	0.98	—	727	844
5-C	0.050	0.05	1.20	0.011	0.005	0.015	0.0160	1.1	0.15	0.01	—	712	850
5-D	0.065	0.06	1.21	0.011	0.004	0.013	0.0175	1.3	0.01	0.52	—	721	832
5-E	0.082	0.35	1.69	0.008	0.005	0.011	0.0150	1.4	0.01	0.06	Ni:0.30, Cu:0.50	711	812
5-F	0.030	0.56	1.72	0.005	0.003	0.014	0.0180	1.3	0.06	0.01	Ca:0.0020	721	860
5-G	0.060	0.29	1.62	0.005	0.012	0.009	0.0145	1.6	0.01	0.32	Ti:0.015	719	834
5-H	0.071	0.47	1.21	0.013	0.003	0.010	0.0145	1.5	0.01	0.96	—	740	844
5-I	0.069	0.02	2.00	0.012	0.003	0.010	0.0135	1.4	0.15	0.01	—	702	815
5-K	0.034	0.01	1.16	0.010	0.005	0.011	0.0130	1.2	0.15	0.98	Ni:0.50, Cu:1.0	719	816
5-L	0.035	0.01	1.21	0.010	0.002	0.011	0.0125	1.1	0.01	0.52	B:0.0010	719	843
5-M	0.060	0.01	0.65	0.010	0.002	0.011	0.0140	1.3	0.01	0.75	REM:0.002	721	851
5-N	0.061	0.01	1.30	0.010	0.004	0.012	0.0020	0.2	0.01	0.52	—	718	828

【 0 1 1 8 】

10

20

30

鋼板 No.	熱間圧延工程				冷延工程			冷延板焼鈍工程				調整圧延 伸び率						
	スラブ加熱温度 SRT °C	粗圧延シート厚 mm	シート接合の有無	仕上げ圧延 出削温度 FDT °C	熱延板厚 mm	圧延後冷却 開始時間 Δt s	冷却速度 V °C/s	巻取温度 C T °C	冷間圧下率 %	冷延板厚 mm	連続焼鈍 加熱速度 ** °C/s		焼鈍温度 °C	保持時間 s	冷却速度 *** °C/s	CR適用式 ****	臨界冷却速度 CR °C/s	
5-1	5-A	1200	30	有 *	860	3.0	1.5	30	680	67	1.0	12	800	40	32	①	1.0	0.8
5-2	5-B	1200	32	有 *	870	3.5	0.4	45	650	65	1.2	10	800	40	25	①	0.1	1.0
5-3	5-C	1210	32	有 *	890	3.5	0.5	50	670	65	1.2	8	810	40	30	①	11.7	0.9
5-4	5-D	1230	35	有 *	880	3.5	0.4	45	660	55	1.6	6	815	45	25	①	3.5	—
5-5	5-E	1200	28	有	860	2.5	0.5	50	550	67	0.8	15	790	50	28	①	3.7	1.0
5-6	5-F	1250	32	無	890	3.5	0.5	50	680	55	1.6	6	810	40	25	①	2.5	—
5-7	5-G	1200	32	無	860	3.5	0.4	55	550	55	1.6	8	750	50	30	①	1.7	1.5
5-8	5-H	1190	30	無	860	3.0	0.5	50	550	55	1.4	9	815	50	30	①	0.2	1.0
5-9	5-I	1200	30	無	840	3.0	0.5	50	500	60	1.2	12	795	60	25	①	0.5	1.0
5-11	5-K	1200	30	無	850	3.0	0.5	40	580	55	1.4	8	790	50	30	①	0.1	—
5-12	5-L	1180	32	無	860	2.5	0.5	45	680	68	0.8	7	780	50	25	②	1.1	1.2
5-13	5-M	1150	30	無	870	2.5	0.4	55	550	52	1.2	10	780	55	25	①	10.7	0.8
5-14	5-N	1150	35	有 *	880	3.5	0.4	45	660	55	1.6	6	815	45	25	①	2.6	1.0

*) シートバーヒータ、エッジヒータ使用

**) 600°C ~ A_{c1}変態点までの加熱温度

***) 600 ~ 300 °C間の平均冷却速度

****) ① logCR = -1.73 [Mn + 2.67Mo + 1.3Cr + 0.26Si + 3.5P + 0.05(Cu + Ni)] + 3.95 B ≤ 0.0003

*****) ② logCR = -1.73 [Mn + 2.67Mo + 1.3Cr + 0.26Si + 3.5P + 0.05(Cu + Ni)] + 3.40 B ≥ 0.0003

【表 10】

鋼板 No.	鋼 No.	鋼板固溶N質量%	鋼板組織				引張特性				成形性 Γ_{mean}	予変形熱処理後の特性		歪時効硬化特性		耐衝撃特性 E_{BH}/E	備考
			フェライト 面積率 %	マルテンサイト 面積率 %	種類*	YS MPa	TS MPa	EI %	YR %	YS MPa		TS MPa	BH量 MPa	ΔTS MPa			
5-1	5-A	0.0062	95	5	F+M	300	550	35	55	0.9	570	599	96	49	1.16	本発明例	
5-2	5-B	0.0098	96	4	F+M	270	470	39	57	1.0	526	554	148	84	1.18	本発明例	
5-3	5-C	0.0088	95	5	F+M	265	460	40	58	0.9	508	535	135	75	1.17	本発明例	
5-4	5-D	0.0113	92	6	F+M+B	350	620	31	56	0.9	752	716	166	96	1.20	本発明例	
5-5	5-E	0.0098	94	7	F+M	350	560	35	63	1.0	611	644	148	84	1.18	本発明例	
5-6	5-F	0.0113	94	5	F+M	290	500	38	58	0.9	566	596	165	96	1.20	本発明例	
5-7	5-G	0.0063	93	6	F+M	300	510	35	59	0.9	527	555	94	45	1.15	本発明例	
5-8	5-H	0.0079	90	5	F+M+B	343	625	32	55	0.9	726	692	124	67	1.17	本発明例	
5-9	5-I	0.0089	95	5	F+M	370	655	28	56	0.9	694	730	136	75	1.18	本発明例	
5-11	5-K	0.0078	94	7	F+M	300	555	36	54	0.9	591	622	124	67	1.17	本発明例	
5-12	5-L	0.0055	93	6	F+M	265	455	40	58	1.0	477	508	102	53	1.15	本発明例	
5-13	5-M	0.0088	92	5	F+M	290	550	34	53	0.9	594	625	136	75	1.18	本発明例	
5-14	5-N	0.0000	94	7	F+M	260	465	39	56	0.9	408	480	30	15	0.97	比較例	

*) F:フェライト、M:マルテンサイト、B:ベイナイト

10

20

30

【0120】

本発明例では、いずれも優れた延性と低い降伏比を示し、さらに優れた歪時効硬化特性を有し、格段に高いBH量、TSを呈し、また、歪時効処理による耐衝撃特性の向上代も大きい。

40

フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I		
B 2 1 B	3/00	(2006.01)	B 2 1 B	1/26 D
B 2 1 B	45/00	(2006.01)	B 2 1 B	3/00 A
			B 2 1 B	45/00 L

(31)優先権主張番号 特願2000-162497(P2000-162497)

(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)

(72)発明者 大澤 一典

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 山 崎 琢也

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 石川 孝

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 金子 真次郎

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

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開昭60-052528(JP,A)

特開平11-293396(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0

C 2 1 D 9 / 4 6 - 9 / 4 8