

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5365216号  
(P5365216)

(45) 発行日 平成25年12月11日(2013.12.11)

(24) 登録日 平成25年9月20日(2013.9.20)

(51) Int.Cl. F I  
**C 2 2 C 38/00 (2006.01)** C 2 2 C 38/00 3 0 1 U  
**C 2 2 C 38/60 (2006.01)** C 2 2 C 38/60  
**C 2 1 D 9/46 (2006.01)** C 2 1 D 9/46 F

請求項の数 9 (全 27 頁)

(21) 出願番号	特願2009-15823 (P2009-15823)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成21年1月27日 (2009.1.27)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2009-203549 (P2009-203549A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成21年9月10日 (2009.9.10)	(74) 代理人	100147485
審査請求日	平成23年8月24日 (2011.8.24)		弁理士 杉村 憲司
(31) 優先権主張番号	特願2008-21419 (P2008-21419)	(74) 代理人	100114292
(32) 優先日	平成20年1月31日 (2008.1.31)		弁理士 来間 清志
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)	(74) 代理人	100152973
			弁理士 鈴木 葉子
		(74) 代理人	100149700
			弁理士 高梨 玲子
		(72) 発明者	松田 広志
			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

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度鋼板とその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.12%以上0.50%以下、

Si : 2.0%以下、

Mn : 1.0%以上5.0%以下、

P : 0.1%以下、

S : 0.07%以下、

Al : 1.0%以下および

N : 0.008%以下

を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成になり、鋼組織として面積率で、オートテンパードマルテンサイトを80%以上有するとともに、フェライトが5%未満、ベイナイトが10%以下、残留オーステナイトが5%以下を満足し、該オートテンパードマルテンサイト中における5nm以上0.5μm以下の鉄系炭化物の平均析出個数が1mm<sup>2</sup>あたり5×10<sup>4</sup>個以上で、かつ引張強さが1400MPa以上であることを特徴とする高強度鋼板。

【請求項2】

前記鋼板がさらに、質量%で、

Cr : 0.05%以上5.0%以下、

V : 0.005%以上1.0%以下および

Mo : 0.005%以上0.5%以下

のうちから選ばれる 1 種または 2 種以上の元素を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の高強度鋼板。

【請求項 3】

前記鋼板がさらに、質量%で、  
Ti : 0.01% 以上 0.1% 以下、  
Nb : 0.01% 以上 0.1% 以下、  
B : 0.0003% 以上 0.0050% 以下、  
Ni : 0.05% 以上 2.0% 以下および  
Cu : 0.05% 以上 2.0% 以下

のうちから選ばれる 1 種または 2 種以上の元素を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の高強度鋼板。

10

【請求項 4】

前記鋼板がさらに、質量%で、  
Ca : 0.001% 以上 0.005% 以下および  
REM : 0.001% 以上 0.005% 以下

のうちから選ばれる 1 種または 2 種の元素を含有することを特徴とする請求項 1 乃至 3 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板。

【請求項 5】

前記オートテンパードマルテンサイトのうち、 $0.1\mu\text{m}$  以上  $0.5\mu\text{m}$  以下の鉄系炭化物の析出個数が  $1\text{mm}^2$  あたり  $5 \times 10^2$  個以下であるオートテンパードマルテンサイトの割合が、前記オートテンパードマルテンサイト全体に対して面積率で 3% 以上であることを特徴とする請求項 1 乃至 4 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板。

20

【請求項 6】

前記鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき層をそなえることを特徴とする請求項 1 乃至 5 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板。

【請求項 7】

前記鋼板の表面に、合金化溶融亜鉛めっき層をそなえることを特徴とする請求項 1 乃至 5 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板。

【請求項 8】

請求項 1 乃至 7 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板の製造方法であって、請求項 1 乃至 4 のいずれか 1 項に記載の成分組成になる鋼片を、熱間圧延後、冷間圧延により冷延鋼板とし、ついで該冷延鋼板を、 $A_{C3}$  変態点以上 1000 以下の第一温度域で 15 秒以上 600 秒以下の焼鈍を施した後、該第一温度域から 780 までを平均で 3 / 秒以上の速度で冷却し、780 から 550 までの第二温度域を平均で 10 / 秒以上の速度で冷却した後、 $M_s$  点が 300 未満の場合には、少なくとも  $M_s$  点から 150 までの第三温度域を 0.01 / 秒以上 10 / 秒以下、 $M_s$  点が 300 以上の場合には、 $M_s$  点から 300 までを 0.5 / 秒以上 10 / 秒以下かつ 300 から 150 までを 0.01 / 秒以上 10 / 秒以下で冷却し、この第三温度域においてマルテンサイトを生じさせると同時に、変態後のマルテンサイトを焼戻しするオートテンパ処理を行うことを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

30

【請求項 9】

前記第二温度域を経た鋼板を、 $M_s$  点が 300 未満の場合には、少なくとも  $M_s$  点から 150 までの第三温度域を 1.0 / 秒以上 10 / 秒以下で、 $M_s$  点が 300 以上の場合には、 $M_s$  点から 300 までを 0.5 / 秒以上 10 / 秒以下かつ 300 から 150 までを 1.0 / 秒以上 10 / 秒以下で冷却し、この第三温度域においてマルテンサイトを生じさせると同時に、変態後のマルテンサイトを焼戻しするオートテンパ処理を行うことを特徴とする請求項 8 に記載の高強度鋼板の製造方法。

40

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車、電気等の産業分野で使用される成形性に優れた引張強さ : 1400MPa

50

以上の高強度鋼板とその製造方法に関するものである。なお、本発明の高強度鋼板には、鋼板の表面に溶融亜鉛めっきまたは合金化溶融亜鉛めっきを施したものを含むものとする。

【背景技術】

【0002】

近年、地球環境保全の見地から、自動車の燃費向上が重要な課題となっている。このため、車体材料の高強度化により薄肉化を図り、車体そのものを軽量化しようとする動きが活発である。しかしながら、鋼板の高強度化は成形加工性の低下を招くことから、高い強度と優れた加工性を併せ持つ材料の開発が望まれている。このような要求に対して、これまでにフェライト - マルテンサイト二相鋼 (DP鋼) や残留オーステナイトの変態誘起塑性を利用したTRIP鋼など、種々の複合組織鋼板が開発されてきた。

10

【0003】

さらに近年では、引張強さが1400MPaを超える高強度鋼板を活用することが検討されており、その開発が進められている。

例えば、特許文献1には、所定の条件で焼鈍後、噴水中で室温まで急冷した後に過時効処理することにより、成形性や鋼板形状が良好な引張強さが1500MPaを超える超高強度冷延鋼板が、特許文献2には、所定の条件で焼鈍後、噴水中で室温まで急冷した後に過時効処理することにより、加工性および衝撃特性に優れた引張強さが1500MPaを超える超高強度冷延鋼板が提案されている。また、特許文献3には、マルテンサイトを体積率で70%以上含む鋼組織にすると共に、所定の大きさ以上のFe - C系析出物の個数を制限することによって水素脆化を防止した引張強さが980MPa以上の高強度薄鋼板が提案されている。

20

【先行技術文献】

【特許文献】

【0004】

【特許文献1】特許第2528387号公報

【特許文献2】特公平8-26401号公報

【特許文献3】特許第2826058号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

しかしながら、上述した従来技術には次に述べる課題があった。

特許文献1および2においては、延性や曲げ性は考慮されているものの、伸びフランジ性については考慮されておらず、また、焼鈍後に噴水中で室温まで急冷する必要があるため、焼鈍炉と過時効炉の間に鋼板を急冷することができる特別な設備を有したラインでなければ製造できないという問題があった。また、特許文献3においては、単に鋼板の水素脆化の改善が示されているだけで、曲げ加工性についての若干の検討を除けば、加工性について十分な考慮が払われていない点に問題を残していた。

30

【0006】

一般に、鋼板の高強度化を図るためには、全組織に対する硬質相の割合を増加させる必要がある。特に1400MPaを超える引張強さを得ようとする場合、硬質相の割合を大幅に高める必要があるため、鋼板の加工性は硬質相の加工性が支配的となる。すなわち、硬質相の割合が少ない場合には、フェライトが変形することにより、硬質相の加工性が十分でない場合においても最低限の加工性は確保されるが、硬質相の割合が多い場合には、フェライトの変形が期待できないので、硬質相の変形能自体が鋼板の成形性に直接影響するようになる。従って、硬質相の加工性が十分でない場合には、鋼板の成形性は著しく劣化する。

40

【0007】

このため、冷延鋼板の場合には、例えば前述のように水焼入れ機能を有する連続焼鈍設備において水焼入れを施すことによりマルテンサイトを生成させた後、再加熱してマルテンサイトを焼戻すことにより硬質相の加工性を向上させてきた。

50

しかしながら、このようなマルテンサイトを生成させた後に、再加熱によりマルテンサイトを焼戻しすることが不可能な設備の場合には、強度の確保は可能なものの、マルテンサイトなどの硬質相の加工性を確保することが困難であった。

【0008】

また、マルテンサイト以外の硬質相として、ベイナイトやパーライトを活用することによって、硬質相の加工性を確保し、冷延鋼板の伸びフランジ性の向上が図られてきたが、ベイナイトやパーライトでは、必ずしも十分な加工性が確保できず、また、強度をはじめとする特性の安定性に問題が生じることがあった。

特に、ベイナイトを活用した場合には、ベイナイトが生成する温度と保持する時間のばらつきにより延性や伸びフランジ性が大きく変化することが問題であった。

10

【0009】

さらに、延性と伸びフランジ性を確保するために、マルテンサイトとベイナイトの混在組織とするなどの検討も行われてきた。

しかしながら、硬質相を種々の相の混在組織とし、かつその分率を高精度で制御するためには、熱処理条件の厳密な制御が必要であり、製造安定性の点に問題を残していた。

【0010】

本発明は、上記の課題を有利に解決するもので、引張強さ：1400MPa以上の高強度と優れた成形性を両立した超高強度鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

なお、成形性については、 $TS \times T.EI$  および伸びフランジ性の指標である 値で評価するものとし、本発明では、 $TS \times T.EI$  14500MPa・%、 15% を目標特性とする。

20

【課題を解決するための手段】

【0011】

上記の課題を解決すべく、発明者らは、マルテンサイトの生成過程、特に鋼板の冷却条件がマルテンサイトに与える影響について研究を行った。

その結果、冷間圧延後の熱処理条件を最適に制御すれば、マルテンサイト変態と同時に、変態後のマルテンサイトが焼戻しされ、この処理により生成されるオートテンパードマルテンサイトを所定の割合に制御することにより、本発明で目標とする優れた成形性と引張強さ：1400MPa以上の高強度を兼ね備える高強度鋼板が得られることの知見を得た。

【0012】

本発明は、上記の知見に基づき、さらに検討を重ねて完成されたもので、その要旨構成は、次のとおりである。

30

1. 質量%で、

C：0.12%以上0.50%以下、

Si：2.0%以下、

Mn：1.0%以上5.0%以下、

P：0.1%以下、

S：0.07%以下、

Al：1.0%以下および

N：0.008%以下

40

を含有し、残部はFeおよび不可避不純物の組成になり、鋼組織として面積率で、オートテンパードマルテンサイトを80%以上有するとともに、フェライトが5%未満、ベイナイトが10%以下、残留オーステナイトが5%以下を満足し、該オートテンパードマルテンサイト中における5nm以上0.5 $\mu$ m以下の鉄系炭化物の平均析出個数が1mm<sup>2</sup>あたり $5 \times 10^4$ 個以上で、かつ引張強さが1400MPa以上であることを特徴とする高強度鋼板。

【0013】

2. 前記鋼板がさらに、質量%で、

Cr：0.05%以上5.0%以下、

V：0.005%以上1.0%以下および

Mo：0.005%以上0.5%以下

50

のうちから選ばれる 1 種または 2 種以上の元素を含有することを特徴とする上記 1 に記載の高強度鋼板。

【 0 0 1 4 】

3 . 前記鋼板がさらに、質量 % で、  
Ti : 0.01 % 以上 0.1 % 以下、  
Nb : 0.01 % 以上 0.1 % 以下、  
B : 0.0003 % 以上 0.0050 % 以下、  
Ni : 0.05 % 以上 2.0 % 以下および  
Cu : 0.05 % 以上 2.0 % 以下

のうちから選ばれる 1 種または 2 種以上の元素を含有することを特徴とする上記 1 または 2 に記載の高強度鋼板。

10

【 0 0 1 5 】

4 . 前記鋼板がさらに、質量 % で、  
Ca : 0.001 % 以上 0.005 % 以下および  
REM : 0.001 % 以上 0.005 % 以下

のうちから選ばれる 1 種または 2 種の元素を含有することを特徴とする上記 1 乃至 3 のいずれかに記載の高強度鋼板。

【 0 0 1 6 】

5 . 前記オートテンパードマルテンサイトのうち、 $0.1\mu\text{m}$  以上  $0.5\mu\text{m}$  以下の鉄系炭化物の析出個数が  $1\text{mm}^2$  あたり  $5 \times 10^2$  個以下であるオートテンパードマルテンサイトの割合が、前記オートテンパードマルテンサイト全体に対して面積率で 3 % 以上であることを特徴とする上記 1 乃至 4 のいずれかに記載の高強度鋼板。

20

【 0 0 1 7 】

6 . 前記鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき層をそなえることを特徴とする上記 1 乃至 5 のいずれかに記載の高強度鋼板。

【 0 0 1 8 】

7 . 前記鋼板の表面に、合金化溶融亜鉛めっき層をそなえることを特徴とする上記 1 乃至 5 のいずれかに記載の高強度鋼板。

【 0 0 1 9 】

8 . 上記 1 乃至 7 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板の製造方法であって、上記 1 乃至 4 のいずれか 1 項に記載の成分組成になる鋼片を、熱間圧延後、冷間圧延により冷延鋼板とし、ついで該冷延鋼板を、 $A_{c3}$  変態点以上 1000 以下の第一温度域で 15 秒以上 600 秒以下の焼鈍を施した後、該第一温度域から 780 までを平均で 3 / 秒以上の速度で冷却し、780 から 550 までの第二温度域を平均で 10 / 秒以上の速度で冷却した後、 $M_s$  点が 300 未満の場合には、少なくとも  $M_s$  点から 150 までの第三温度域を 0.01 / 秒以上 10 / 秒以下、 $M_s$  点が 300 以上の場合には、 $M_s$  点から 300 までを 0.5 / 秒以上 10 / 秒以下かつ 300 から 150 までを 0.01 / 秒以上 10 / 秒以下で冷却し、この第三温度域においてマルテンサイトを生じさせると同時に、変態後のマルテンサイトを焼戻しするオートテンパ処理を行うことを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

30

【 0 0 2 0 】

9 . 前記第二温度域を経た鋼板を、 $M_s$  点が 300 未満の場合には、少なくとも  $M_s$  点から 150 までの第三温度域を 1.0 / 秒以上 10 / 秒以下で、 $M_s$  点が 300 以上の場合には、 $M_s$  点から 300 までを 0.5 / 秒以上 10 / 秒以下かつ 300 から 150 までを 1.0 / 秒以上 10 / 秒以下で冷却し、この第三温度域においてマルテンサイトを生じさせると同時に、変態後のマルテンサイトを焼戻しするオートテンパ処理を行うことを特徴とする上記 8 に記載の高強度鋼板の製造方法。

40

【 発明の効果 】

【 0 0 2 1 】

本発明によれば、適量のオートテンパードマルテンサイトを鋼板中に含有させることによって、引張強さ : 1400MPa 以上の高い強度と優れた加工性を兼ね備えた超高強度鋼板

50

を得ることができ、自動車車体の軽量化に大きく寄与する。

また、本発明の高強度鋼板の製造方法では、焼入れ後の鋼板の再加熱を要しないことから、特別な製造設備を必要とせず、さらには溶融亜鉛めっき、あるいは合金化溶融亜鉛めっきプロセスにも容易に適用可能であるため、省工程およびコスト低減に貢献する。

【図面の簡単な説明】

【0022】

【図1】通常の焼戻しマルテンサイトを得る、焼入れ・焼戻し工程を示した模式図である。

【図2】本発明に従い、オートテンパードマルテンサイトを得るオートテンパ処理工程を示した模式図である。

【発明を実施するための形態】

【0023】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において、鋼板の組織を上記のように限定した理由について述べる。

【0024】

オートテンパードマルテンサイトの面積率：80%以上

本発明において、オートテンパードマルテンサイトとは、従来のように焼入れ・焼戻し処理により得られるいわゆる焼戻しマルテンサイトではなく、オートテンパ処理によりマルテンサイト変態とその焼戻しを同時に進行させることにより得られる組織を意味する。その組織は、通常の焼入れ・焼戻し処理のように、焼入れによるマルテンサイト変態完了後に昇温して焼戻しすることにより生成する均一に焼戻された組織ではなく、Ms点以下の領域での冷却過程を制御し、マルテンサイト変態とその焼戻しを段階的に進めて焼戻し状況の異なるマルテンサイトを混在させた組織である。

このオートテンパーマルテンサイトは、鋼板の高強度化に寄与する硬質相である。従って、引張強さ1400MPa以上の高強度を得るには、オートテンパードマルテンサイトの面積率を80%以上とすることが必要である。また、オートテンパードマルテンサイトは、硬質相であるだけでなく加工性にも優れるため、面積率が100%であっても所望の加工性を確保できる。

本発明において、鋼板組織は、上記したオートテンパードマルテンサイトからなるものとするのが好ましい。一方、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトといったその他の相が形成される場合があるが、以下に述べる許容範囲内であれば、これらの相が形成されていても問題はない。

【0025】

フェライトの面積率：5%未満（ただし0%を含む）

フェライトは軟質な組織であり、本発明の鋼板であるオートテンパードマルテンサイトを80%以上有する鋼組織へのフェライトの混入量が面積率で5%以上となると、フェライトの分布によっては、引張強さ：1400MPa以上、より好ましくは1470MPa以上を確保することが困難な場合がある。そこで本発明ではフェライトの面積率を5%未満とした。

【0026】

ベイナイトの面積率：10%以下（ただし0%を含む）

ベイナイトは高強度化に寄与する硬質相であるため、オートテンパードマルテンサイトとともに鋼組織内に含まれてもよい。しかしながら、ベイナイトは、その生成温度域によって特性が大きく変化して材質のバラツキを増加させる傾向があるため、10%以下とする必要がある。好ましくは5%以下である。

【0027】

残留オーステナイト面積率：5%以下（ただし0%を含む）

残留オーステナイトは加工時に変態して硬質なマルテンサイトとなり、伸びフランジ性を低下させる。このため、鋼組織中に極力少ないほうが望ましいが、5%までは許容できる。好ましくは3%以下である。

【0028】

10

20

30

40

50

オートテンパードマルテンサイト中の鉄系炭化物：

大きさ：5 nm以上0.5 μm以下、平均析出個数：1 mm<sup>2</sup>あたり  $5 \times 10^4$ 個以上

オートテンパードマルテンサイトは、本発明の方法で熱処理（オートテンパ処理）されたマルテンサイトであるが、オートテンパ処理が不適切である場合には加工性が低下する。オートテンパ処理の程度は、オートテンパードマルテンサイト中の鉄系炭化物の生成状況（分布状態）により確認することができる。この鉄系炭化物のうち、その大きさが5 nm以上0.5 μm以下のものについて、その平均析出個数が1 mm<sup>2</sup>あたり  $5 \times 10^4$ 個以上のとき、所望のオートテンパ処理が施されたと判断することができる。鉄系炭化物の大きさが5 nm未満のものを判断の対象としないのは、オートテンパードマルテンサイトの加工性には影響しないからである。一方、0.5 μmを超える大きさの鉄系炭化物は、オートテンパードマルテンサイトの強度を低下させる場合はあるものの、加工性には影響が軽微であるため判断の対象としない。鉄系炭化物の個数が1 mm<sup>2</sup>あたり  $5 \times 10^4$ 個未満の場合は、加工性、特に伸びフランジ性の向上効果が得られないためオートテンパ処理が不適切であると判断される。鉄系炭化物の好ましい個数は、1 mm<sup>2</sup>あたり  $1 \times 10^5$ 個以上  $1 \times 10^6$ 個以下の範囲であり、より好ましくは  $4 \times 10^5$ 個以上  $1 \times 10^6$ 個以下の範囲である。なお、ここでいう鉄系炭化物とは、主にFe<sub>3</sub>Cであるが、その他炭化物などが含まれる場合もある。

炭化物の生成状況を確認するためには、鏡面研磨したサンプルをSEM（走査型電子顕微鏡）またはTEM（透過型電子顕微鏡）観察することが有効である。炭化物の同定は、例えば、断面研磨サンプルのSEM-EDS（エネルギー分散型X線分析）、EPMA（電子線マイクロアナライザー）、FE-AES（電界放射型 - オージェ電子分光）などで行うことができる。

【0029】

また、本発明の鋼板では、上記のオートテンパードマルテンサイトにおいて、このオートテンパードマルテンサイト中に析出する鉄系炭化物の大きさおよび個数をさらに限定したオートテンパードマルテンサイトの量を、適宜以下のようにすることができる。

【0030】

0.1 μm以上0.5 μm以下の鉄系炭化物の析出個数が1 mm<sup>2</sup>あたり  $5 \times 10^2$ 個以下であるオートテンパードマルテンサイト：オートテンパードマルテンサイト全体に対して面積率で3%以上

オートテンパードマルテンサイトのうち、0.1 μm以上0.5 μm以下の鉄系炭化物の析出個数が1 mm<sup>2</sup>あたり  $5 \times 10^2$ 個以下のものの割合を高めることにより、伸びフランジ性を劣化させることなく延性をさらに向上させることができる。このような効果を得るためには、0.1 μm以上0.5 μm以下の鉄系炭化物の析出個数が1 mm<sup>2</sup>あたり  $5 \times 10^2$ 個以下であるオートテンパードマルテンサイトの割合を、オートテンパードマルテンサイト全体に対する面積率で3%以上とすることが好ましい。なお、0.1 μm以上0.5 μm以下の鉄系炭化物の析出個数が1 mm<sup>2</sup>あたり  $5 \times 10^2$ 個以下であるオートテンパードマルテンサイトが、鋼板中に多量に存在すると加工性を著しく劣化させるため、かようなオートテンパードマルテンサイトの割合は、オートテンパードマルテンサイト全体に対する面積率で40%以下とすることが好ましい。より好ましくは、30%以下である。

【0031】

また、0.1 μm以上0.5 μm以下の鉄系炭化物の析出個数が1 mm<sup>2</sup>あたり  $5 \times 10^2$ 個以下であるオートテンパードマルテンサイトの割合が、オートテンパードマルテンサイト全体に対する面積率で3%以上とした場合、オートテンパードマルテンサイト中に含まれる鉄系炭化物においては微細な鉄系炭化物が多くなるため、オートテンパードマルテンサイト全体の鉄系炭化物の平均析出個数は増加する。従って、オートテンパードマルテンサイト中における5 nm以上0.5 μm以下の鉄系炭化物の平均析出個数は、1 mm<sup>2</sup>あたり  $1 \times 10^5$ 個以上  $5 \times 10^6$ 個以下とすることが好ましい。より好ましくは、 $4 \times 10^5$ 個以上  $5 \times 10^6$ 個以下である。

【0032】

上記したように伸びフランジ性を劣化させることなく延性がさらに向上する理由の詳細は明らかではないが、次のとおりと考えられる。0.1 μm以上0.5 μm以下の比較的大きな鉄系炭化物の析出個数が1 mm<sup>2</sup>あたり  $5 \times 10^2$ 個以下であるオートテンパードマルテンサイト

を、オートテンパードマルテンサイト全体に対する面積率で3%以上存在させた場合、オートテンパードマルテンサイト組織は、比較的大きな鉄系炭化物を多く含む部分と、比較的大きな鉄系炭化物が少ない部分とが混在する組織となる。比較的大きな鉄系炭化物が少ない部分は、微細な鉄系炭化物を多く含むため硬質なオートテンパードマルテンサイトとなっている。一方、比較的大きな鉄系炭化物を多く含む部分は、軟質なオートテンパードマルテンサイトとなっている。この硬質なオートテンパードマルテンサイトを軟質なオートテンパードマルテンサイトに囲まれた状態で存在させることで、オートテンパードマルテンサイト内での硬度差により生じる伸びフランジ性の劣化が抑制でき、かつ軟質なオートテンパードマルテンサイト中に硬質なマルテンサイトを分散して存在させることにより、加工硬化能が高まり延性が向上するものと考えられる。

10

## 【0033】

次に、本発明の鋼板において、成分組成を上記の範囲に設定した理由について述べる。なお、以下の成分組成を表す%は質量%を意味するものとする。

## 【0034】

C：0.12%以上0.50%以下

Cは、鋼板の高強度化に必要な不可欠な元素であり、C量が0.12%未満では、鋼板の強度の確保と延性や伸びフランジ性等の加工性との両立が困難である。一方、C量が0.50%を超えると溶接部および熱影響部の硬化が著しく溶接性が劣化する。従って、C量は0.12%以上0.50%以下の範囲とする。好ましくは0.14%以上0.23%以下の範囲である。

## 【0035】

Si：2.0%以下

Siは、鉄系炭化物の析出状態の制御に有効な元素であり、0.1%以上含有させるのが好ましい。しかしながら、Siの過剰な添加は、赤スケール等の発生により表面性状の劣化や、めっき付着・密着性の劣化を引き起こすため、Siの含有量は2.0%以下とする。好ましくは、1.6%以下である。

20

## 【0036】

Mn：1.0%以上5.0%以下

Mnは、鋼の強化に有効な元素である。また、オーステナイトを安定化させる元素であり、所定量の硬質相を確保するのに必要な元素である。このためには、Mnは1.0%以上の含有が必要である。一方、Mnが5.0%を超えて過剰に含有されると、鑄造性の劣化などを引き起こす。従って、Mn量は1.0%以上5.0%以下の範囲とする。好ましくは1.5%以上4.0%以下の範囲である。

30

## 【0037】

P：0.1%以下

Pは、粒界偏析により脆化を引き起こし、耐衝撃性を劣化させるが、0.1%までは許容できる。また、合金化溶融亜鉛めっきを施す場合、0.1%を超えるP量は、合金化速度を大幅に遅延させる。従って、P量は0.1%以下とする。好ましくは0.05%以下である。

## 【0038】

S：0.07%以下

Sは、MnSなどの介在物となって、耐衝撃性を劣化させるだけでなく、溶接部のメタルローに沿った割れの原因となるので極力低減することが好ましいが、製造コストの観点から0.07%までは許容される。好ましいS量は0.04%以下である。

40

## 【0039】

Al：1.0%以下

Alは、フェライト生成元素であり、製造時におけるフェライト生成量をコントロールするのに有効な元素である。しかしながら、Alの過剰な含有は製鋼時におけるスラブ品質を劣化させる。従って、Al量は1.0%以下とする。好ましくは、0.5%以下である。なお、Alの含有が少なすぎる場合には、脱酸が困難となることがあるので、Al量は0.01%以上が好ましい。

## 【0040】

50

N : 0.008% 以下

Nは、鋼の耐時効性を大きく劣化させる元素であるので少ないほどよく、0.008%を超えると耐時効性の劣化が顕著となる。従って、N量は0.008%以下とする。好ましくは0.006%以下である。

【0041】

また、本発明では、上記した基本成分のほか、以下に述べる成分を必要に応じて適宜含有させることができる。

【0042】

Cr : 0.05% 以上5.0% 以下、V : 0.005% 以上1.0% 以下およびMo : 0.005% 以上0.5% 以下のうちから選んだ1種または2種以上

Cr、VおよびMoは、焼鈍温度からの冷却時にパーライトの生成を抑制する作用を有するので必要に応じて含有させることができる。その効果は、Cr : 0.05% 以上、V : 0.005% 以上、Mo : 0.005% 以上で得られる。一方、Cr : 5.0%、V : 1.0%、Mo : 0.5% を超えて過剰に含有させると、バンド組織の発達などによる加工性の低下を招く。従って、これらの元素を含有させる場合には、Cr : 0.005% 以上5.0% 以下、V : 0.005% 以上1.0% 以下、Mo : 0.005% 以上0.5% 以下の範囲とすることが好ましい。

【0043】

また、Ti、Nb、B、NiおよびCuについては、これらのうちから選んだ1種または2種以上を含有させることができるが、その含有範囲の限定理由は次の通りである。

【0044】

Ti : 0.01% 以上0.1% 以下およびNb : 0.01% 以上0.1% 以下

TiおよびNbは、鋼の析出強化に有効で、その効果はそれぞれ0.01% 以上で得られ、一方、0.1% を超えると加工性および形状凍結性が低下する。従って、TiおよびNbの含有量は、それぞれ0.01% 以上0.1% 以下の範囲とすることが好ましい。

【0045】

B : 0.0003% 以上0.0050% 以下

Bは、オーステナイト粒界からのフェライトの生成・成長を抑制する作用を有するので必要に応じて含有させることができる。その効果は、0.0003% 以上で得られ、一方、0.0050% を超えると加工性が低下する。従って、Bを含有させる場合には、0.0003% 以上0.0050% 以下の範囲とする。なお、Bを含有させるにあたっては、上記効果を得る上でBNの生成を抑制することが好ましく、このためTiを複合含有させることが好ましい。

【0046】

Ni : 0.05% 以上2.0% 以下およびCu : 0.05% 以上2.0% 以下

NiおよびCuは、溶融亜鉛めっきを施す場合には内部酸化を促進して、めっき密着性を向上させる。また、NiおよびCuは、鋼の強化に有効な元素でもある。これらの効果は、それぞれ0.05% 以上で得られる。一方、2.0% を超えて含有させると、鋼板の加工性を低下させる。従って、NiおよびCuの含有量は、それぞれ0.05% 以上2.0% 以下の範囲とすることが好ましい。

【0047】

Ca : 0.001% 以上0.005% 以下およびREM : 0.001% 以上0.005% 以下のうちから選んだ1種または2種

CaおよびREMは、硫化物の形状を球状化し、伸びフランジ性への硫化物の悪影響を改善する上で有効な元素である。その効果は、それぞれ0.001% 以上で得られる。一方、0.005% を超える含有は、介在物等の増加を招き、表面および内部欠陥なども引き起こす。従って、Ca、REMを含有させる場合にはそれぞれ、0.001% 以上0.005% 以下の範囲とすることが好ましい。

【0048】

本発明の鋼板において、上記以外の成分はFeおよび不可避的不純物である。ただし、本発明の効果を損なわない範囲内であれば、上記以外の成分の含有を拒むものでない。

【0049】

10

20

30

40

50

また、本発明の鋼板の表面に、溶融亜鉛めっき層あるいは合金化溶融亜鉛めっき層をそなえても良い。

【0050】

次に、本発明の鋼板の好適製造方法および製造条件の限定理由について説明する。

まず、上記の好適成分組成に調整した鋼片を製造後、熱間圧延し、ついで冷間圧延を施して冷延鋼板とする。本発明の鋼板の製造方法において、これらの処理に特に制限はなく、常法に従って行えば良い。

ここに、好適な製造条件は次のとおりである。鋼片を、1100 以上1300 以下に加熱したのち、870 以上950 以下の温度で仕上げ熱間圧延、すなわち熱間圧延終了温度を870 以上950 以下とし、得られた熱延鋼板を350 以上720 以下の温度で巻き取る。ついで、熱延鋼板を酸洗後、40%以上90%以下の圧延率で冷間圧延を行い冷延鋼板とする。

なお、熱延鋼板は、通常の製鋼、鑄造および熱間圧延の各工程を経て製造する場合を想定しているが、例えば薄手鑄造などにより熱間圧延工程の一部もしくは全部を省略して製造することもできる。

【0051】

得られた冷延鋼板を、 $A_{C_3}$  変態点以上1000 以下の第一温度域、具体的には、オーステナイト単相域で、15秒以上600秒以下の焼鈍を施す。焼鈍温度が $A_{C_3}$  変態点未満の場合、焼鈍中にフェライトが発生し、フェライト成長域の550 までの冷却速度を速くしてもその成長の抑制が困難となる場合がある。一方、焼鈍温度が1000 を超える場合には、オーステナイト粒の成長が著しく、オートテンパードマルテンサイト以外のフェライトやパーライト、ベイナイトの生成は抑制されるものの、靱性を劣化させる場合がある。また、15秒未満の焼鈍は、冷延鋼板中の炭化物の溶解が十分に進まない場合がある。一方、600秒を超える焼鈍は、多大なエネルギー消費にともなうコスト増を招く。このため、焼鈍温度および焼鈍時間はそれぞれ、 $A_{C_3}$  変態点以上1000 以下、15秒以上600秒以下の範囲とする。好ましい焼鈍温度および焼鈍時間はそれぞれ、 $[A_{C_3} \text{ 変態点} + 10]$  以上950 以下、30秒以上400秒以下である。

なお、 $A_{C_3}$  変態点は、次式を用いて求められる。

$$[A_{C_3} \text{ 変態点}] ( ) = 910 - 203 \times [C \ %]^{1/2} + 44.7 \times [Si \ %] - 30 \times [Mn \ %] + 700 \times [P \ %] + 400 \times [Al \ %] - 15.2 \times [Ni \ %] - 11 \times [Cr \ %] - 20 \times [Cu \ %] + 31.5 \times [Mo \ %] + 104 \times [V \ %] + 400 \times [Ti \ %]$$

ただし、 $[X \ %]$ は鋼片の成分元素Xの質量%とする。

【0052】

焼鈍後の冷延鋼板を、第一温度域から780 までを3 /秒以上の平均速度で冷却する。第一温度域から780 まで、すなわち第一温度域の下限温度である $A_{C_3}$  変態点から780 までの温度域は、フェライト析出速度が後述する780 以下の温度域に比べて遅いものの、フェライト析出が起り得る温度域であるため、 $A_{C_3}$  変態点から780 までを3 /秒以上の平均速度で冷却する必要がある。平均冷却速度が3 /秒未満の場合、フェライトが生成・成長し、所定の組織が得られない場合がある。平均冷却速度の上限は特に規定しないが、200 /秒を超える平均冷却速度を得るためには特別な冷却設備が必要となるため200 /秒以下が好ましい。好ましい平均冷却速度は、5 /秒以上200 /秒の範囲である。

【0053】

780 まで冷却した冷延鋼板を、780 から550 までの第二温度域において、平均で10 /秒以上で冷却する。780 から550 までの温度域は、フェライトの析出速度が速くフェライト変態が起りやすい温度域である。該温度域での平均冷却速度が10 /秒未満の場合、フェライトやパーライト等が析出し、目標とする組織が得られない場合がある。好ましい平均冷却速度は、15 /秒以上である。なお、 $A_{C_3}$  変態点が780 以下の場合、780 以下の変態点温度から550 までの第二温度域における平均冷却速度を10 /秒以上とすればよい。

【0054】

10

20

30

40

50

550 まで冷却された冷延鋼板は、オートテンパ処理工程に供される。オートテンパ処理とは、Ms点、すなわちマルテンサイト変態開始温度に達した鋼板について、マルテンサイト変態を生じさせるのと同時に、変態後のマルテンサイトを焼戻し処理のことで、鋼組織としてオートテンパードマルテンサイトを含むことが本願発明の高強度鋼板の最大の特徴である。

【0055】

通常マルテンサイトは、焼鈍後に水冷等で焼入れすることによって得られる。このマルテンサイトは極めて硬い相であり、鋼板の高強度化に寄与するものの加工性に劣る。そこで、このマルテンサイトを加工性の良い焼戻しマルテンサイトとするために、焼入れした鋼板を再度加熱して焼戻しを施すことが通常行われている。以上の工程を模式的に示したものが図1である。このような通常の焼入れ・焼戻し処理では、焼入れによりマルテンサイト変態を完了させた後に、昇温して焼戻し処理することにより均一に焼戻された組織となる。

10

【0056】

これに対し、オートテンパ処理は、図2(a)(b)に示すような、焼入れおよび再加熱による焼戻しを伴わない、非常に生産性の高い方法である。このオートテンパ処理によって得られるオートテンパードマルテンサイトを含む鋼板は、図1に示した焼入れおよび再加熱による焼戻しを施した鋼板と同等もしくはそれ以上の強度と加工性を有する。また、オートテンパ処理では、第三温度域において、連続冷却(段階的な冷却・保持を含む)を行うことにより、マルテンサイト変態とその焼戻しを連続的・段階的に進めることができ、焼戻し状況の異なるマルテンサイトが混在する組織を得ることが可能である。焼戻し状態の異なるマルテンサイトは、強度や加工性等の特性が異なるが、焼戻し状態の異なるマルテンサイトの量をオートテンパ処理によって最適制御することにより、鋼板全体として所望の特性を満足することが可能である。さらに、オートテンパ処理は、全てのマルテンサイト変態を完了させるような低温域までの急冷を伴わないため、鋼板内の残留応力も小さく、板形状に優れた鋼板が得られることも有利な点である。

20

【0057】

具体的なオートテンパ処理を以下に示す。

図2(a)に示したように、Ms点が300 未満の場合、少なくともMs点から150 までの第三温度域において、0.01 /秒以上10 /秒以下の平均速度で冷却する。0.01 /秒未満の冷却速度では、オートテンパが過度に進み、オートテンパードマルテンサイト内部の炭化物の粗大化が著しくなり、強度を確保できない場合がある。一方、10 /秒を超える平均冷却速度では、十分なオートテンパ処理が進まず、マルテンサイトの加工性が不十分となる。好ましい平均冷却速度は、0.1 /秒以上8 /秒以下の範囲である。

30

【0058】

また、Ms点が300 以上の場合には、図2(b)に示すように、Ms点から300 までの温度域を0.5 /秒以上10 /秒以下の平均速度で冷却し、300 から150 までの温度域を0.01 /秒以上10 /秒以下の平均速度で冷却する。Ms点から300 までの温度域の平均冷却速度が0.5 /秒未満では、オートテンパ処理が過度に進み、オートテンパードマルテンサイト内部の炭化物の粗大化が著しくなり、強度確保が困難になる場合がある。一方、10 /秒を超える平均冷却速度では、十分なオートテンパ処理が進まず、マルテンサイトの加工性が確保できない。好ましい平均冷却速度は、1 /秒以上8 /秒以下の範囲である。

40

また、300 から150 までの温度域の平均冷却速度が0.01 /秒未満では、オートテンパが過度に進み、オートテンパードマルテンサイト内部の炭化物の粗大化が著しくなり、強度を確保できない場合がある。一方、10 /秒を超える冷却速度では、十分なオートテンパ処理が進まず、マルテンサイトの加工性が不十分となる。

【0059】

また、第二温度域下端である550 から第三温度域上端であるMs点までの温度範囲については、冷延鋼板の冷却速度は特に制限されないが、パーライトやベイナイト変態が進ま

50

ないように制御することが好ましく、0.5 /秒以上200 /秒以下の範囲の速度で冷却するのが好ましい。

【0060】

なお、上記したMs点は、通常行われているように、冷却時の熱膨張測定や電気抵抗測定により求めることができる。また、上記したMs点は、例えば次式(1)によって近似的に求めることができる。Mは、経験的に求められる近似値である。

$$M(\text{°C}) = 540 - 361 \times \{ [C\%] / (1 - [\text{Fe}\%] / 100) \} - 6 \times [Si\%] - 40 \times [Mn\%] + 30 \times [Al\%] - 20 \times [Cr\%] - 35 \times [V\%] - 10 \times [Mo\%] - 17 \times [Ni\%] - 10 \times [Cu\%] \dots (1)$$

ただし、[X%]は鋼片の成分元素Xの質量%、[Fe%]はポリゴナルフェライトの面積率(%)とする。 10

なお、ポリゴナルフェライトの面積率は、例えば、1000~3000倍のSEM写真の画像処理・解析によって測定される。

Ms点を上記(1)式で近似的に求めた場合、算出したM値と真正のMs点とでは若干の差が考えられる。特にMs点が300 未満の場合、オートテンパの進行速度が遅いため、この差が問題となる。そこで、Ms点が300 未満の場合、M値をMs点として用いる場合には第三温度域における制御冷却の開始温度を、M値を超える温度であるM値+50 として、少なくともMs点から150 までの第三温度域の冷却温度を確保できるようにすることが好ましい。一方、Ms点が300 以上の場合、オートテンパの進行速度が速いため、M値と真正のMs点との差によるオートテンパの遅れの問題は小さく、かえって高い温度域から 20  
上記冷却速度で冷却を始めると、オートテンパが進みすぎる懸念がある。そこでM値から算出されるMs点に基づき、Ms点から300 までおよび300 から150 までを上記した条件で冷却すればよい。また、M値で算出されるMs点は250 以上とすることが、安定してオートテンパードマルテンサイトを得る上で好ましい。

なお、ポリゴナルフェライトは、上記した条件での焼鈍・冷却後の鋼板において観察されるものである。上記Mにより算出されるMs点と冷却条件との関係を満足させるためには、所望の成分組成の冷延鋼板を製造後、ポリゴナルフェライトの面積率を求め、鋼板組成から求まる合金元素の含有量とともに上記(1)式からMを求め、Ms点の値とすればよい。上記製造条件により求めたMs点以下の冷却条件が、本発明の範囲を外れている場合は、製造条件が本発明の範囲内となるよう、冷却条件あるいは成分組成の含有量などを 30  
適宜調整すればよい。なお、発明例において、前記したように、フェライトの残存量は非常に少なく、また、上記Ms点以下の温度域における冷却条件によるフェライトの面積率への影響は小さいため、冷却条件の調整によるMs点の変動は小さい。

【0061】

また、本発明の鋼板の製造方法では、必要に応じて以下の構成を適宜加えることができる。

【0062】

さらに、第二温度域を平均で10 /秒以上の速度で冷却した後、Ms点が300 未満の場合には、少なくともMs点から150 までの第三温度域を1.0 /秒以上10 /秒以下、Ms点が300 以上の場合には、Ms点から300 までを0.5 /秒以上10 /秒以下かつ300 から1 40  
50 までを1.0 /秒以上10 /秒以下で冷却し、この第三温度域においてマルテンサイトを生じさせると同時に、変態後のマルテンサイトのオートテンパ処理を行うことにより、オートテンパードマルテンサイト中に0.1 μm以上0.5 μm以下の鉄系炭化物の析出個数が1 mm<sup>2</sup>あたり5 × 10<sup>2</sup>個以下のものを一部(面積率で3%以上)を含ませて、延性を向上させることが可能である。

【0063】

さらに、本発明の鋼板には、溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっきを施すことができる。

溶融亜鉛めっきおよび合金化溶融亜鉛めっきの方法は以下のとおりである。まず、鋼板をめっき浴中に浸入させ、ガスワイピングなどで付着量を調整する。めっき浴中の溶解Al 50

量としては、溶融亜鉛めっきの場合は0.12%以上0.22%以下の範囲、合金化溶融亜鉛めっきの場合は0.08%以上0.18%以下の範囲とする。また、溶融亜鉛めっきの場合は、めっき浴の温度としては、450 以上500 以下の範囲であれば良く、さらに合金化処理を施し合金化溶融亜鉛めっきとする場合は、合金化時の温度は450 以上550 以下の範囲が望ましい。合金化の温度が550 を超える場合、未変態オーステナイトから炭化物が過剰に析出するか、場合によってはパーライト化することにより、目標とする強度や延性が得られないことがある。また、パウダリング性も劣化する。一方、合金化時の温度が450 未満の場合は、合金化が進行しない。

めっき付着量は片面当たり20~150g/m<sup>2</sup>とすることが好ましい。めっき付着量が20g/m<sup>2</sup>未満の場合、耐食性が劣化する。一方、めっき付着量が150g/m<sup>2</sup>を超えても耐食性への効果は飽和しており、コストアップを招くだけである。また、合金化度はめっき層中のFe含有量：7~15質量%程度とすることが好ましい。合金化度がFe：7質量%未満では、合金化ムラが生じ外観性が劣化したり、いわゆる 相が生成され摺動性が劣化したりする。一方、合金化度がFe：15質量%を超えると硬質で脆い 相が多量に形成され、めっき密着性が劣化する。

#### 【0064】

なお、本発明において、第一温度域における保持温度は必ずしも一定である必要はなく、規定の範囲内であれば変動しても本発明の趣旨を損なわない。また、各温度域における冷却速度についても同様である。また、熱履歴さえ満足すれば、鋼板はいかなる設備で焼鈍およびオートテンパ処理を施してもかまわない。さらに、オートテンパ処理後に、形状矯正のため本発明の鋼板に調質圧延をすることも本発明の範囲に含まれる。

#### 【実施例1】

#### 【0065】

以下、本発明を実施例によってさらに説明するが、下記の実施例は本発明を限定するものではない。また、本発明の要旨構成の範囲内で構成を変更することは、本発明の範囲に含まれるものとする。

#### 【0066】

表1に示す種々の成分組成になる鋼片を、1250 に加熱したのち、880 で仕上げ熱間圧延した熱延鋼板を600 で巻き取り、ついで熱延鋼板を酸洗後、65%の圧延率で冷間圧延し、板厚：1.2mmの冷延鋼板とした。得られた冷延鋼板を、表2に示す条件で熱処理を施した。同表中のいずれのサンプルも焼入れは実施していない。

溶融亜鉛めっきは、めっき浴の温度：463 、目付け量（片面あたり）：50g/m<sup>2</sup>（両面めっき）の条件で行った。また、合金化溶融亜鉛めっきは、さらにめっき層中のFe量（Fe含有量）が9質量%となる条件で合金化処理を行った。得られた鋼板は、めっきの有無にかかわらず圧延率（伸び率）：0.3%の調質圧延を施した。

#### 【0067】

10

20

30

【 表 1 】

(質量%) (°C)

鋼種	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Cr	V	Mo	Ti	Nb	B	Ni	Cu	Ca	REM	Ac3	備考
A	0.20	1.49	2.3	0.036	0.013	0.002	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	840	適合鋼
B	0.33	1.51	2.3	0.037	0.013	0.003	0.0037	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	816	適合鋼
C	0.29	1.52	2.4	0.041	0.013	0.003	0.0038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	822	適合鋼
D	0.13	1.53	2.3	0.039	0.009	0.003	0.0036	-	-	-	-	0.04	-	-	-	-	-	858	適合鋼
E	0.16	1.23	2.3	0.039	0.025	0.003	0.0038	0.9	-	-	-	0.03	-	-	-	-	-	838	適合鋼
F	0.22	1.50	2.3	0.040	0.013	0.003	0.0032	1.0	-	-	0.021	-	0.0005	-	-	-	-	835	適合鋼
G	0.19	0.50	1.6	0.044	0.012	0.005	0.0033	-	-	-	0.019	-	0.0008	-	-	-	-	829	適合鋼
H	0.23	1.40	2.2	0.038	0.009	0.003	0.0037	-	0.2	-	-	-	-	-	-	-	-	852	適合鋼
I	0.21	0.70	2.1	0.041	0.011	0.002	0.0039	-	-	0.1	-	-	-	-	-	-	-	813	適合鋼
J	0.22	1.00	1.9	0.042	0.013	0.003	0.0042	-	-	-	-	-	-	0.4	0.2	-	-	818	適合鋼
K	0.18	1.30	2.4	0.045	0.011	0.004	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	-	0.002	-	836	適合鋼
L	0.21	1.40	2.2	0.039	0.019	0.004	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.002	842	適合鋼
M	<u>0.11</u>	1.50	2.3	0.037	0.009	0.003	0.0040	1.0	-	-	-	-	-	-	-	-	-	851	比較鋼
N	<u>0.55</u>	1.40	2.2	0.042	0.013	0.004	0.0039	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	782	比較鋼
O	0.30	0.90	<u>5.7</u>	0.042	0.014	0.003	0.0038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	695	比較鋼
P	0.41	1.52	2.3	0.040	0.012	0.003	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	803	適合鋼

\*1 下線は適正範囲外を示す。

【 0 0 6 8 】

10

20

30

40

50

【表 2】

表2

サンプル No.	鋼種	M <sup>*2</sup> (°C)	第一温度域		冷却速度				めっき 有無 <sup>*6</sup>	備考
			保持温度 (°C)	保持時間 (秒)	第一温度域から 780°Cへ <sup>*3</sup> (°C/秒)	第二温度域内 <sup>*4</sup> (°C/秒)	第三温度域内 <sup>*5</sup> (°C/秒)	Ms点から 300°Cまで (°C/秒)		
1	A	366	870	150	15	14	6	6	CR	発明例
2	A	368	860	200	20	30	3	3	CR	発明例
3	B	263	<u>785</u>	180	5	10	<u>25</u>	—	CR	比較例
4	P	285	840	350	3	10	1.0	—	CR	発明例
5	C	328	860	150	3	15	<u>15</u>	<u>15</u>	CR	比較例
6	C	332	900	180	15	11	5	5	GI	発明例
7	C	332	870	220	20	20	3	3	CR	発明例
8	D	384	890	180	5	15	5	5	CR	発明例
9	E	364	900	60	4	12	5	5	GA	発明例
10	F	339	860	180	8	15	9	9	GA	発明例
11	F	338	850	300	5	10	7	7	CR	発明例
12	F	341	870	160	10	20	3	3	CR	発明例
13	F	340	900	100	15	50	4	4	CR	発明例
14	F	341	880	150	9	30	2	2	GI	発明例
15	G	405	880	180	10	20	4	4	CR	発明例
16	H	354	870	160	9	30	2	2	CR	発明例
17	I	373	890	90	13	40	3	3	CR	発明例
18	J	374	870	150	10	20	3	3	CR	発明例
19	K	369	910	70	5	12	4	4	CR	発明例
20	L	365	870	140	12	15	5	5	CR	発明例
21	<u>M</u>	378	900	100	10	15	3	3	CR	比較例
22	<u>N</u>	245	870	160	10	20	3	—	CR	比較例
23	<u>O</u>	198	870	100	5	30	3	—	CR	比較例

\*1 下線は適正範囲外を示す。

\*2 近似式:  $M(^{\circ}C) = 540 - 361 \times [(C\%) / (1 - [\alpha\% / 100])] - 6 \times [Si\%] - 40 \times [Mn\%] + 30 \times [Al\%] - 20 \times [Cr\%] - 35 \times [V\%] - 10 \times [Mo\%] - 17 \times [Ni\%] - 10 \times [Cu\%]$ 

で求めたマルテンサイト変態開始点(Ms点)

\*3 第一温度域から780°Cまでの範囲の平均冷却速度

\*4 780°Cから550°Cまでの範囲の平均冷却速度

\*5 Ms点から150°Cまでの範囲の平均冷却速度(ただし、M $\geq$ 300°Cの場合:300°Cから150°Cまでの範囲の平均冷却速度)

\*6 CR:めっきなし(冷延鋼板)、GI:溶融亜鉛めっき、GA:合金化溶融亜鉛めっき

## 【 0 0 6 9 】

かくして得られた鋼板の諸特性を以下の方法で評価した。鋼板の組織を調査するため、各鋼板から2つの試料を切出して、一方はそのまま研磨、他方は200 × 2時間の熱処理を施した後に研磨した。研磨面は、圧延方向に平行な板厚方向断面とした。研磨面を走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて3000倍で鋼組織観察することにより、各相の面積率を測定し、各結晶粒の相構造を同定した。観察は10視野行い、面積率は10視野の平均値とした。オートテンパードマルテンサイトとフェライト、ベイナイトはそのまま研磨したサンプルで面積率を求めた。焼戻しマルテンサイトと残留オーステナイトは200 × 2時間の熱処理を施したサンプルを用いて面積率を求めた。200 × 2時間の熱処理を施した試料を準備したのは、SEM観察時に焼戻しされていないマルテンサイトと残留オーステナイトを区別するためである。SEM観察では、焼戻しされていないマルテンサイトと残留オーステナイトとの区別が困難である。マルテンサイトが焼戻しされるとマルテンサイト中に鉄系炭化物を生成するが、この鉄系炭化物の存在により残留オーステナイトとの区別が可能となる。200 × 2時間の熱処理は、マルテンサイト以外に影響を与えることなく、つまり各相の面積率を変化させることなく、マルテンサイトを焼戻すことができ、その結果、生成

した鉄系炭化物によって残留オーステナイトとの区別が可能となるのである。なお、そのまま研磨した試料と200 × 2時間の熱処理をした試料の両方をSEM観察して比較した結果、マルテンサイト以外の相に変化がなかったことは確認済である。

【0070】

次に、オートテンパードマルテンサイト中の鉄系炭化物の大きさと個数をSEM観察によって測定した。試料は、上記の組織観察のものと同一であるが、200 × 2時間の熱処理を行っていないものを観察したのはいうまでもない。鉄系炭化物の析出状態と大きさに応じて、10000～30000倍の範囲で観察した。鉄系炭化物の大きさは、個々の析出物の長径と短径の平均値で評価し、その大きさが5 nm以上0.5 μm以下であるものの個数を数え、オートテンパードマルテンサイト1 mm<sup>2</sup>あたりの個数を求めた。観察は5～20視野で行い、各サンプルにおける全視野の個数の合計から平均値を算出して各サンプルの鉄系炭化物の個数（オートテンパードマルテンサイト1 mm<sup>2</sup>あたりの個数）とした。

10

【0071】

強度は、鋼板の圧延方向に対して平行な方向からJIS 5号試験片を切り出し、引張試験をJIS Z 2241に準拠して行った。引張強さ（TS）、降伏強さ（YS）および全伸び（T.EI）を測定し、強度と伸びのバランスを評価する引張強さと全伸びの積（TS × T.EI）を算出した。なお、本発明では、TS × T.EI 14500MPa・%の場合を良好と判定した。

【0072】

伸びフランジ性は、日本鉄鋼連盟規格JFST1001に準拠して評価した。得られた各鋼板を100mm × 100mmに切断後、クリアランス：板厚の12%で直径10mmの穴を打ち抜いた後、内径75mmのダイスを用いて、しわ押さえ力：88.2kNで抑えた状態で、60°円錐のポンチを穴に押し込んで亀裂発生限界における穴直径を測定し、(2)の式から、限界穴拡げ率（%）を求め、この限界穴拡げ率の値から伸びフランジ性を評価した。なお、本発明では、15%を良好とした。

20

限界穴拡げ率（%） = { (D<sub>f</sub> - D<sub>0</sub>) / D<sub>0</sub> } × 100 …… (2)

ただし、D<sub>f</sub> は亀裂発生時の穴径（mm）、D<sub>0</sub> は初期穴径（mm）とする。

【0073】

以上の評価結果を表3に示す。

【0074】

【 表 3 】

表3

サンプル No.	鋼種	面積率(%)				1mm <sup>2</sup> あたりの 鉄系炭化物個数*3 (個)	YS (MPa)	TS (MPa)	T.EL (%)	TS×T.EL (MPa・%)	λ (%)	TS×λ (MPa・%)	備考
		オートテンパー マルテンサイト*2	フェライト	ベイナイト	残留 オーステナイト								
1	A	91	2	5	2	1×10 <sup>6</sup>	1221	1553	10.2	15841	36	55908	発明例
2	A	98	0	2	0	1×10 <sup>6</sup>	1037	1575	10.7	16853	45	70875	発明例
3	B	62	33	4	1	1×10 <sup>3</sup>	817	1521	7.5	11408	1	1521	比較例
4	P	96	4	0	0	2×10 <sup>6</sup>	1048	2035	10.1	20554	15	30525	発明例
5	C	83	4	7	6	2×10 <sup>4</sup>	977	1546	14.5	22417	2	3092	比較例
6	C	95	0	3	2	7×10 <sup>4</sup>	1383	1939	10.8	20941	15	29085	発明例
7	C	100	0	0	0	1×10 <sup>5</sup>	1161	1886	9.1	17163	17	32062	発明例
8	D	94	3	3	0	1×10 <sup>6</sup>	1045	1480	9.9	14652	46	68080	発明例
9	E	90	4	5	1	8×10 <sup>5</sup>	1055	1484	11.1	16472	48	71232	発明例
10	F	90	3	5	2	2×10 <sup>5</sup>	1023	1587	11.5	18251	22	34914	発明例
11	F	92	4	2	2	4×10 <sup>5</sup>	1005	1599	11.5	18389	25	39975	発明例
12	F	88	0	9	3	5×10 <sup>5</sup>	982	1548	11.2	17338	29	44892	発明例
13	F	94	2	4	0	5×10 <sup>5</sup>	974	1553	11.6	18015	34	52802	発明例
14	F	99	0	1	0	7×10 <sup>5</sup>	1020	1579	10.9	17211	41	64739	発明例
15	G	95	0	5	0	3×10 <sup>6</sup>	968	1484	10.6	15730	36	53424	発明例
16	H	98	0	2	0	8×10 <sup>5</sup>	1011	1555	11.2	17416	38	59090	発明例
17	I	93	2	5	1	5×10 <sup>5</sup>	980	1560	11.5	17940	32	49920	発明例
18	J	88	3	7	2	5×10 <sup>5</sup>	975	1542	11.5	17733	28	43176	発明例
19	K	91	3	4	2	7×10 <sup>5</sup>	1021	1473	11.9	17529	40	58920	発明例
20	L	89	4	5	2	2×10 <sup>6</sup>	1210	1530	10.9	16677	35	53550	発明例
21	M	93	3	2	2	1×10 <sup>7</sup>	812	1314	10.8	14191	39	51246	比較例
22	N	93	0	4	3	2×10 <sup>4</sup>	1265	2234	9.5	21223	0	0	比較例
23	O	93	0	0	7	5×10 <sup>3</sup>	1084	2215	9.2	20378	0	0	比較例

\*1 下線は適正範囲外を示す。  
\*2 比較例については不完全なオートテンパーバドマルテンサイトとする。  
\*3 鉄系炭化物の大きさは、5nm以上0.5μm以下とする。

【 0 0 7 5 】

同表から明らかなように、本発明の鋼板は、引張強さ：1400MPa以上であり、また、TS×T.EL 14500MPa・%、伸びフランジ性を示す の値も15%以上であることから、高い強度と良好な加工性を両立していることが確認できる。

一方、サンプルNo.3は、引張強さは1400MPa以上を満たすが、伸びおよび が目標値に

10

20

30

40

50

達しておらず加工性に劣る。これは構成組織のフェライト分率が高く、かつオートテンパードマルテンサイト中の炭化物が少ないためである。また、サンプルNo.5は、引張強さ：1400MPa以上、TS×T.EI：14500MPa・%以上を満足するが、 が目標値に達しておらず加工性に劣る。これは、第三温度域内の冷却速度が速く、オートテンパが十分に進まないため、引張時におけるフェライト - マルテンサイト界面からの亀裂発生は抑制されるものの、マルテンサイト中の炭化物が少なく、穴拡げ試験では打ち抜き時に強加工される端面近傍ではマルテンサイトの加工性が十分でなく、マルテンサイト内に容易に亀裂が発生するためである。

以上から、マルテンサイト中の鉄系炭化物個数が1mm<sup>2</sup>あたり5×10<sup>4</sup>個以上であるオートテンパ処理が十分に施されたオートテンパードマルテンサイトを含む本発明の鋼板は、

10

【実施例2】

【0076】

表1の鋼種A、CおよびFに示す成分組成になる鋼片を、1250 に加熱したのち、880 で仕上げ熱間圧延した熱延鋼板を600 で巻き取り、ついで熱延鋼板を酸洗後、65%の圧延率で冷間圧延し、板厚：1.2mmの冷延鋼板とした。得られた冷延鋼板を、表4に示す条件で熱処理を施した。

得られた鋼板は、めっきの有無にかかわらず圧延率（伸び率）：0.3%の調質圧延を行った。

【0077】

20

表4

サンプル No.	鋼種	M <sup>*2</sup> (°C)	第一温度域		冷却速度				めっき 有無 <sup>*6</sup>	備考
			保持温度 (°C)	保持時間 (秒)	第一温度域から 780°Cへ <sup>*3</sup> (°C/秒)	第二温度域内 <sup>*4</sup> (°C/秒)	第三温度域内 <sup>*5</sup> (°C/秒)	Ms点から 300°Cまで (°C/秒)		
24	A	280	880	200	0.7	15	2	—	CR	比較例
25	A	240	880	180	10	2	1.0	—	CR	比較例
26	F	338	880	180	10	20	30	10	CR	比較例
27	C	328	900	180	10	20	9	20	CR	比較例

\*1 下線は適正範囲外を示す。

\*2 近似式:  $M(^{\circ}C) = 540 - 361 \times [C\%] / (1 - [\alpha\%] / 100) - 6 \times [Si\%] - 40 \times [Mn\%] + 30 \times [Al\%] - 20 \times [Cr\%] - 35 \times [V\%] - 10 \times [Mo\%] - 17 \times [Ni\%] - 10 \times [Cu\%]$   
で求めたマルテンサイト変態開始点(Ms点)

\*3 第一温度域から780°Cまでの範囲の平均冷却速度

\*4 780°Cから550°Cまでの範囲の平均冷却速度

\*5 Ms点から150°Cまでの範囲の平均冷却速度(ただし、M $\geq$ 300°Cの場合: 300°Cから150°Cまでの範囲の平均冷却速度)

\*6 CR: めっきなし(冷延鋼板)、GI: 溶融亜鉛めっき、GA: 合金化溶融亜鉛めっき

かくして得られた鋼板の諸特性を実施例 1 と同様の方法で評価した。結果を表 5 に示す。  
【 0 0 7 9 】

【 表 5 】

サンプル No.	鋼種	面積率 (%)				1mm <sup>2</sup> あたりの 鉄系炭化物個数*3 (個)	YS (MPa)	TS (MPa)	T.EL (%)	TS×T.EL (MPa・%)	λ (%)	TS×λ (MPa・%)	備考
		オートテンパード マルテンサイト*2	フェライト	ベイナイト	残留 オーステナイト								
24	A	26	65	5	4	$2 \times 10^4$	667	1226	14.2	17409	5	6130	比較例
25	A	15	70	11	4	$3 \times 10^4$	805	1161	16.3	18924	20	23220	比較例
26	F	95	2	3	0	$1 \times 10^3$	1269	1831	10.7	19592	2	3662	比較例
27	C	93	2	4	1	$1 \times 10^3$	1371	1920	10.1	19392	2	3840	比較例

\*1 下線は適正範囲外を示す。  
 \*2 比較例については不完全なオートテンパードマルテンサイト、従来例については通常の焼戻しマルテンサイトの面積率とする。  
 \*3 鉄系炭化物の大きさは、5nm以上0.5μm以下とする。

表5

サンプルNo.24～27はいずれも、適合鋼を用いているが、熱処理における冷却速度が本発明で規定した範囲外であるため、鋼組織や鉄系炭化物の個数が本発明の範囲内とならず、高強度と加工性を両立できていないことが確認できる。

【実施例3】

【0081】

表1の鋼種P、CおよびFに示す成分組成になる鋼片を、1250 に加熱したのち、880 で仕上げ熱間圧延した熱延鋼板を600 で巻き取り、ついで熱延鋼板を酸洗後、65%の圧延率で冷間圧延し、板厚：1.2mmの冷延鋼板とした。得られた冷延鋼板を、表6に示す条件で熱処理を施した。得られた鋼板は、めっきの有無にかかわらず圧延率（伸び率）：0.3%の調質圧延を行った。なお、表6中、No.28、30、32は、各々表2に示したNo.4、6、11と同一のサンプルについて示したものである。

【0082】

表6

サンプル No.	鋼種	M <sup>*1</sup> (°C)	第一温度域		冷却速度				めっき 有無 <sup>*5</sup>	備考
			保持温度 (°C)	保持時間 (秒)	第一温度域から 780°Cへ <sup>*2</sup> (°C/秒)	第二温度域内 <sup>*3</sup> (°C/秒)	第三温度域内 <sup>*4</sup> (°C/秒)	Ms点から 300°Cまで (°C/秒)		
28	P	285	840	350	3	10	1.0	-	CR	発明例
29	P	285	840	350	3	8	0.5	-	CR	発明例
30	C	332	900	180	15	11	5	5	GI	発明例
31	C	332	900	180	15	11	0.8	0.8	CR	発明例
32	F	338	850	300	5	10	7	7	CR	発明例
33	F	338	850	300	5	10	0.4	0.4	CR	発明例

\*1 近似式:  $M(^{\circ}C) = 540 - 361 \times [C\%] / (1 - [\alpha\%] / 100) - 6 \times [Si\%] - 40 \times [Mn\%] + 30 \times [Al\%] - 20 \times [Cr\%] - 35 \times [V\%] - 10 \times [Mo\%] - 17 \times [Ni\%] - 10 \times [Cu\%]$   
で求めたマルテンサイト変態開始点(Ms点)

\*2 第一温度域から780°Cまでの範囲の平均冷却速度

\*3 780°Cから550°Cまでの範囲の平均冷却速度

\*4 Ms点から150°Cまでの範囲の平均冷却速度(ただし、M $\geq$ 300°Cの場合: 300°Cから150°Cまでの範囲の平均冷却速度)

\*5 CR: めっきなし(冷延鋼板)、GI: 溶融亜鉛めっき、GA: 合金化溶融亜鉛めっき

かくして得られた鋼板の諸特性を実施例 1 と同様の方法で評価した。なお、オートテンパードマルテンサイトのうち、 $0.1\ \mu\text{m}$ 以上 $0.5\ \mu\text{m}$ 以下の鉄系炭化物の析出個数が $1\text{mm}^2$ あたり $5 \times 10^2$ 個以下であるオートテンパードマルテンサイトの量は、次の方法により求めた。

前述のように、 $200 \times 2$ 時間の熱処理を行っていないサンプルを10000~30000倍の範囲でSEM観察し、鉄系炭化物の大きさを、個々の析出物の長径と短径の平均値で評価して、その大きさが $0.1\ \mu\text{m}$ 以上 $0.5\ \mu\text{m}$ 以下であるオートテンパードマルテンサイトの面積率を測定した。観察は5~20視野で行った。

【 0 0 8 4 】

結果を表 7 に示す。

【 0 0 8 5 】

【表7】

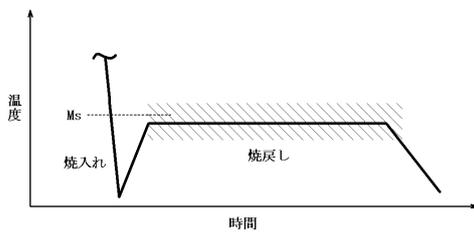
サンプル No.	鋼種	面積率 (%)				1mm <sup>2</sup> あたりの 鉄系炭化物 (5nm~0.5μm) 個数 (個)	鉄系炭化物 (0.1μm~0.5μm) の析出個数が 1mm <sup>2</sup> あたり 5×10 <sup>2</sup> 個以下の オートテンパード マルテンサイトの オートテンパード マルテンサイト 全体に対する 面積率 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	T.EL (%)	λ (%)	TS×T.EL (MPa・%)	TS×λ (MPa・%)	備考
		オートテンパード マルテンサイト	フェライト	ベイナイト	残留 オーステナイト									
28	P	96	4	0	0	2×10 <sup>6</sup>	6	1048	2035	10.1	15	20554	30525	発明例
29	P	96	4	0	0	3×10 <sup>6</sup>	0	1051	1983	8.2	16	16261	31728	発明例
30	C	95	0	3	2	7×10 <sup>4</sup>	15	1383	1939	10.8	15	20941	29085	発明例
31	C	95	0	3	2	9×10 <sup>4</sup>	2	1320	1825	8.3	18	15148	32850	発明例
32	F	92	4	2	2	4×10 <sup>5</sup>	12	1005	1599	11.5	25	18389	39975	発明例
33	F	92	4	2	2	7×10 <sup>5</sup>	0	1025	1410	10.7	29	15087	40890	発明例

表7

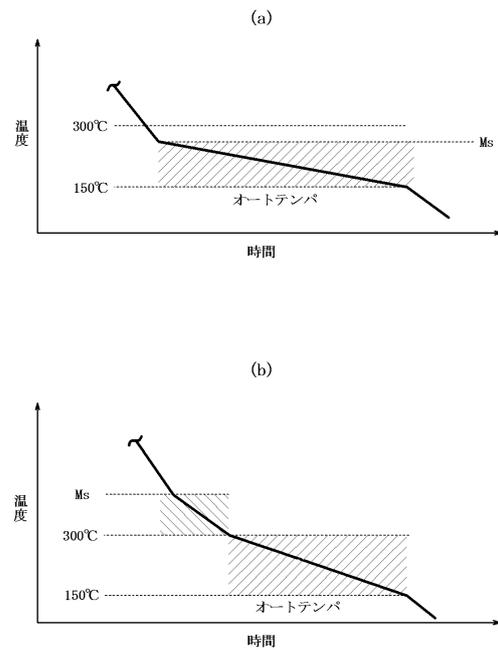
サンプルNo.28は、Mが300 未満の適合鋼について第二温度域を経た後、Ms点から150 までの第三温度域を1.0 /秒以上10 /秒以下で冷却して、オートテンパードマルテンサイト内の鉄系炭化物の析出を最適制御することにより、伸びフランジ性を大幅に低下させることなくTS×T.EL 18000MPa・%の優れた延性を得ていることが確認できる。

また、サンプルNo.30および32は、Mが300 以上の適合鋼について第二温度域を経た後、Ms点から150 までの第三温度域のうち300 から150 までを1.0 /秒以上10 /秒以下で冷却して、オートテンパードマルテンサイト内の鉄系炭化物の析出を最適制御することにより、伸びフランジ性を大幅に低下させることなくTS×T.EL 18000MPa・%の優れた延性を得ていることが確認できる。

【図1】



【図2】



## フロントページの続き

- (72)発明者 水野 玲子  
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 船川 義正  
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 田中 靖  
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

審査官 鈴木 毅

- (56)参考文献 特開平07-090488(JP,A)  
特開平06-108152(JP,A)  
特開平06-093340(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   |