

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2018-90877

(P2018-90877A)

(43) 公開日 平成30年6月14日(2018.6.14)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 U	4 K O 3 7
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W	
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/06	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
	C 2 1 D 9/46 F	
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 22 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願2016-237032 (P2016-237032)
 (22) 出願日 平成28年12月6日 (2016.12.6)

(71) 出願人 000001199
 株式会社神戸製鋼所
 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
 (74) 代理人 100081422
 弁理士 田中 光雄
 (74) 代理人 100101454
 弁理士 山田 卓二
 (74) 代理人 100145403
 弁理士 山尾 憲人
 (72) 発明者 大谷 茂生
 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内

最終頁に続く

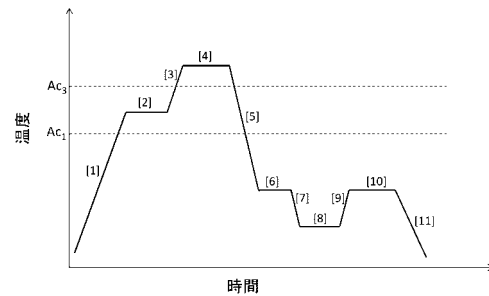
(54) 【発明の名称】 高強度鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 引張強度、引張強度と全伸びとの積、深絞り性、穴広げ率、限界張出し高さ及びスポット溶接部の十字引張強度、が何れも高いレベルにある高強度鋼板及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 C : 0.15質量% ~ 0.35質量%、Si と Al の合計 : 0.5質量% ~ 3.0質量%、Mn : 1.0質量% ~ 4.0質量%、P : 0.05質量%以下、S : 0.01質量%以下、を含み、残部 Fe 及び不可避不純物からなり、鋼組織が、フェライト分率が5%以下、焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率が60%以上、残留オーステナイト量が10%以上、残留オーステナイトの平均サイズが1.0 μm以下、サイズ1.5 μm以上の残留オーステナイトが全残留オーステナイト量の2%以上、MAの平均サイズが1.0 μm以下、残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅が0.3質量%以上である高強度鋼板。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

C : 0.15 質量% ~ 0.35 質量%、
 Si と Al の合計 : 0.5 質量% ~ 3.0 質量%、
 Mn : 1.0 質量% ~ 4.0 質量%、
 P : 0.05 質量% 以下、
 S : 0.01 質量% 以下、

を含み、残部が Fe および不可避不純物からなり、
 鋼組織が、

フェライト分率が 5% 以下であり、

焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率が 60% 以上であり、

残留オーステナイト量が 10% 以上であり、

残留オーステナイトの平均サイズが 1.0 μm 以下であり、

サイズ 1.5 μm 以上の残留オーステナイトが全残留オーステナイト量の 2% 以上であ

り、

MA の平均サイズが 1.0 μm 以下であり、

残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域における Mn の濃度分布の半価
 幅が 0.3 質量% 以上である高強度鋼板。

【請求項 2】

Cu、Ni、Mo、Cr および B の 1 種以上の合計 : 1.0 質量% 以下、
 をさらに含む、請求項 1 に記載の高強度鋼板。

【請求項 3】

V、Nb、Ti、Zr および Hf の 1 種以上の合計 : 0.2 質量% 以下、
 をさらに含む、請求項 1 または 2 に記載の高強度鋼板。

【請求項 4】

Ca、Mg および REM の 1 種以上の合計 : 0.01% 以下、
 をさらに含む、請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板。

【請求項 5】

C : 0.15 質量% ~ 0.35 質量%、Si と Al の合計 : 0.5 質量% ~ 3.0 質量%、Mn : 1.0 質量% ~ 4.0 質量%、P : 0.05 質量% 以下、S : 0.01 質量% 以下、を含み、残部が Fe および不可避不純物からなる圧延材を準備することと、

前記圧延材を Ac₁ 点と 0.2 × Ac₁ 点 + 0.8 × Ac₃ 点との間の温度で 5 秒以上保持した後、Ac₃ 点以上 950 以下の温度まで加熱し、5 ~ 600 秒間保持してオーステナイト化することと、

前記オーステナイト化後、平均冷却速度 15 / 秒以上で 300 ~ 500 の範囲内の温度まで冷却し、300 ~ 500 の範囲内で、10 / 秒以下の冷却速度で 10 秒以上 250 秒未満滞留することと、

前記滞留の後、300 以上の温度から、100 ~ 300 の間の冷却停止温度まで平均冷却速度 10 / 秒以上で冷却することと、

前記冷却停止温度から、300 ~ 500 の範囲にある再加熱温度まで加熱し、50 ~ 1200 秒保持すること、

を含む、高強度鋼板の製造方法。

【請求項 6】

前記滞留が、300 ~ 500 の範囲内の一定温度で保持することを含む、請求項 5 に記載の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車部品をはじめとする各種の用途に使用可能な高強度鋼板に関する。

【背景技術】

10

20

30

40

50

【 0 0 0 2 】

自動車用部品等に供される鋼板には、衝突安全性と軽量化とを共に実現するために、強度の向上が求められており、さらには形状の複雑な骨格部品に加工するための優れた成形加工性が要求されている。

【 0 0 0 3 】

特許文献 1 は、質量%で C : 0 . 0 2 ~ 0 . 1 5 %、S i : 0 . 3 % 以下、M n : 1 . 0 ~ 3 . 5 % を含有し、残部が F e および不可避的不純物からなるスラブを冷間圧延後に再結晶化してフェライト単相組織にすることで、7 8 0 M P a 以上の引張強さと良好な深絞り性とを示す高強度薄鋼板を開示している。

【 先行技術文献 】

10

【 特許文献 】

【 0 0 0 4 】

【 特許文献 1 】 特開 2 0 0 7 - 0 9 2 1 3 0 号 公 報

【 発明の概要 】

【 発明が解決しようとする課題 】

【 0 0 0 5 】

しかし、自動車用部品をはじめとする各種用途において、高い引張強度と優れた深絞り性を有するだけでなく、さらに優れた強度延性バランス、優れた穴広げ率および優れた張出し成形性を有することが求められている。

引張強度、強度延性バランス、深絞り性および穴広げ率および張出し成形性のそれぞれについて、具体的には、以下のことが求められている。

20

【 0 0 0 6 】

引張強度 (T S) については、9 8 0 M P a 以上であることが求められている。

強度延性バランスについては、T S と全伸び (E L) との積 (T S × E L) が 2 3 0 0 M P a ・ % 以上であることが求められている。さらに部品成形時の成形性を確保するために、深絞り性を示す L D R が 2 . 0 5 以上であること、穴広げ性を示す穴広げ率が 2 0 % 以上であること、および張出し成形性を示す限界張出し高さが 2 0 m m 以上であることも求められている。また、自動車用鋼板の基本性能としてスポット溶接部の継手強度も求められる。具体的には、スポット溶接部の十字引張強度は 6 k N 以上であることが求められている。

30

【 0 0 0 7 】

しかし、特許文献 1 が開示する高強度鋼板では、これらの要求全てを満足することは困難であり、これらの要求の全てを満足できる高強度鋼板が求められていた。

【 0 0 0 8 】

本発明は、このような要求に応えるためになされたものであって、引張強度 (T S) 、引張強度 (T S) と全伸び (E L) との積 (T S × E L) 、深絞り性 (L D R) 、穴広げ率 () 、限界張出し高さおよびスポット溶接部の十字引張強度 (S W 十字引張) 、が何れも高いレベルにある高強度鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

【 課題を解決するための手段 】

【 0 0 0 9 】

40

本発明の態様 1 は、

C : 0 . 1 5 質量% ~ 0 . 3 5 質量%、
S i と A l の合計 : 0 . 5 質量% ~ 3 . 0 質量%、
M n : 1 . 0 質量% ~ 4 . 0 質量%、
P : 0 . 0 5 質量% 以下、
S : 0 . 0 1 質量% 以下、
を含み、残部が F e および不可避不純物からなり、
鋼組織が、

フェライト分率が 5 % 以下であり、

焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率が 6 0 % 以上であり、

50

残留オーステナイト量が10%以上であり、
 残留オーステナイトの平均サイズが1.0 μm以下であり、
 サイズ1.5 μm以上の残留オーステナイトが全残留オーステナイト量の2%以上であ
 り、

MAの平均サイズが1.0 μm以下であり、
 残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価
 幅が0.3質量%以上である高強度鋼板である。

【0010】

本発明の態様2は、

Cu、Ni、Mo、CrおよびBの1種以上の合計：1.0質量%以下、
 をさらに含む、態様1に記載の高強度鋼板である。

10

【0011】

本発明の態様3は、V、Nb、Ti、ZrおよびHfの1種以上の合計：0.2質量%
 以下、をさらに含む、態様1または2に記載の高強度鋼板である。

【0012】

本発明の態様4は、Ca、MgおよびREMの1種以上の合計：0.01%以下、をさ
 らに含む、態様1～3のいずれかに記載の高強度鋼板である。

【0013】

本発明の態様5は、C：0.15質量%～0.35質量%、SiとAlの合計：0.5
 質量%～3.0質量%、Mn：1.0質量%～4.0質量%、P：0.05質量%以下、
 S：0.01質量%以下、を含み、残部がFeおよび不可避不純物からなる圧延材を準備
 することと、前記圧延材をAc₁点と0.2×Ac₁点+0.8×Ac₃点との間の温度
 で5秒以上保持した後、Ac₃点以上950 以下の温度まで加熱し、5～600秒間保
 持してオーステナイト化することと、前記オーステナイト化後、平均冷却速度15 /秒
 以上で300～500 の範囲内の温度まで冷却し、300～500 の範囲内で、10
 /秒以下の冷却速度で10秒以上250秒未満滞留することと、

20

前記滞留の後、300 以上の温度から、100 ～300 の間の冷却停止温度まで
 平均冷却速度10 /秒以上で冷却することと、

前記冷却停止温度から、300～500 の範囲にある再加熱温度まで加熱し、50～
 1200秒保持すること、を含む、高強度鋼板の製造方法である。

30

【0014】

本発明の態様6は、前記滞留が、300～500 の範囲内の一定温度で保持すること
 を含む、態様5に記載の製造方法である。

【発明の効果】

【0015】

本発明によれば、引張強度(TS)、引張強度(TS)と全伸び(EL)との積(TS
 ×EL)、深絞り性(LDR)、穴広げ率()、限界張出し高さおよびスポット溶接部
 の十字引張強度、が何れも高いレベルにある高強度鋼板およびその製造方法を提供す
 ることができる。

【図面の簡単な説明】

40

【0016】

【図1】本発明に係る高強度鋼板の製造方法、とりわけ熱処理を説明するダイアグラムで
 ある。

【発明を実施するための形態】

【0017】

本発明者らは、鋭意検討した結果、所定の成分を有する鋼において、鋼組織(金属組織
)を、フェライト分率：5%以下、焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率
 ：60%以上、残留オーステナイト量：10%以上、残留オーステナイトの平均サイズ：
 1.0 μm以下、サイズ1.5 μm以上の残留オーステナイト：全残留オーステナイト量の
 2%以上、MAの平均サイズ：1.0 μm以下、および残留オーステナイト量と等しい量

50

である炭素濃化領域におけるMnの濃度分布の半価幅：0.3質量%以上とすることで、引張強度(TS)、引張強度(TS)と全伸び(EL)との積(TS×EL)、深絞り性(LDR)、穴広げ率()、限界張出し高さおよびスポット溶接部の十字引張強度が何れも高いレベルにある高強度鋼板を得ることができることを見出したのである。

以下に本発明の高強度鋼板およびその製造方法の詳細を示す。

【0018】

1. 鋼組織

以下に本発明に係る高強度鋼板の鋼組織の詳細を説明する。

以下の鋼組織の説明では、そのような組織を有することにより各種の特性を向上できるメカニズムについて説明している場合がある。これらは本発明者らが現時点で得られている知見により考えたメカニズムであるが、本発明の技術的範囲を限定するものではないことに留意されたい。

10

【0019】

(1) フェライト分率：5%以下

フェライトは、一般的に加工性に優れるものの、強度が低いという問題を有する。また、フェライト量が多いと穴広げ性(伸びフランジ性)が低下する。このため、フェライト分率を5%以下(5体積%以下)とした。さらにフェライト分率を5%以下とすることにより優れた穴広げ率を得ることができる。

フェライト分率は好ましくは3%以下、さらに好ましくは1%以下、最も好ましくは0%である。

20

フェライト分率は光学顕微鏡で観察し、白い領域を点算法で測定することにより求めることができる。すなわち、このような方法により、フェライト分率を面積比(面積%)で求めることができる。そして、面積比で求めた値をそのまま体積比(体積%)の値として用いてよい。

【0020】

(2) 焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率：60%以上

焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率を60%以上(60体積%以上)とすることで高強度と高い穴広げ性を両立できる。焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率は好ましくは70%以上である。

焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイト量(合計分率)は、レペラ腐食を行った断面のSEM観察を行い、MA(すなわち、残留オーステナイトと焼入れたままのマルテンサイトの合計)の分率を測定し、鋼組織全体から上述のフェライト分率とMA分率を引くことにより求めることができる。

30

【0021】

(3) 残留オーステナイト量：10%以上

残留オーステナイトは、プレス加工等の加工中に加工誘起変態により、マルテンサイトに変態するTRIP現象を生じ、大きな伸びを得ることができる。また、形成されるマルテンサイトは高い硬度を有する。このため、優れた強度-延性バランスを得ることができる。残留オーステナイト量を10%以上(10体積%以上)とすることでTS×ELが23000MPa・%以上と優れた強度-延性バランスを実現できる。

40

残留オーステナイト量は、好ましくは15%以上である。

【0022】

本発明の高強度鋼板では、残留オーステナイトの多くは、MAの形態で存在する。MAとは、Martensite-Austenite constituentの略であり、マルテンサイトとオーステナイトの複合体(複合組織)である。

残留オーステナイト量は、X線回折によりフェライト(X線回折ではベイナイト、焼戻しベイナイト、焼戻しマルテンサイトおよび未焼戻しのマルテンサイトを含む)とオーステナイトの回折強度比を求めて算出することにより得ることができる。X線源としてはCo-K線を用いることができる。

【0023】

50

(4) MAの平均サイズ：1.0 μm以下

MAは硬質相であり、変形時に母相/硬質相界面近傍がポイド形成サイトとして働く。MAサイズが粗大になるほど、母相/硬質相界面への歪集中が起こり、母相/硬質相界面近傍に形成されたポイドを起点とした破壊を生じ易くなる。

このため、MAサイズ、とりわけMA平均サイズを1.0 μm以下と微細にし、破壊を抑制することで穴広げ率を向上させることができる。

MAの平均サイズは好ましくは0.8 μm以下である。

【0024】

MAの平均サイズは、レベラ腐食した断面をSEMにより3000倍以上で3視野以上観察し、写真中の任意の位置に合計200 μm以上の直線を引き、その直線とMAが交わる切片長を測定し、それら切片長の平均値を算出することで求めることができる。

10

【0025】

(5) 残留オーステナイトの平均サイズ：1.0 μm以下、およびサイズ1.5 μm以上の残留オーステナイト：全残留オーステナイト量の2%以上

残留オーステナイトの平均サイズを1.0 μmとし、かつサイズ1.5 μm以上の残留オーステナイトの全残留オーステナイトに占める比率(体積比)を2%以上とすることで、優れた深絞り性が得られることを見いだした。

【0026】

深絞り成形時に形成されるたて壁部の引張応力に対してフランジ部の流入応力の方が小さいと、絞り成形が容易に進行することになり、良好な深絞り性が得られる。フランジ部の変形挙動は盤面方向、円周から圧縮応力が強くかかるため、等方的な圧縮応力が付与された状態で変形することとなる。一方、マルテンサイト変態は体積膨張を伴うため、等方的な圧縮応力下ではマルテンサイト変態は起こりにくくなる。よって、フランジ部での残留オーステナイトの加工誘起マルテンサイト変態が抑制されて加工硬化が小さくなる。

20

この結果、深絞り性が改善される。残留オーステナイトのサイズを大きいほど、マルテンサイト変態を抑制する効果が大きく発現する。

【0027】

また、深絞り成形により形成されるたて壁部の引張応力を高めるためには、変形中に高い加工硬化率を持続させることが必要である。比較的低い応力下で容易に加工誘起変態する不安定な残留オーステナイトと高い応力下でないと加工誘起変態を起こさない安定な残留オーステナイトとを混在させて、広い応力範囲に亘って加工誘起変態を起こさせることで変形中に高い加工硬化率を持続させることができる。そのために粗大で不安定な残留オーステナイトと微細で安定な残留オーステナイトとをそれぞれ所定量含むような鋼組織を得ることを検討した。そして、本発明らは、残留オーステナイトの平均サイズを1.0 μmとし、かつサイズ1.5 μm以上の残留オーステナイト量の全残留オーステナイト量に占める比率(体積比)を2%以上とすることで、変形中に高い加工硬化率を持続させ、優れた深絞り性(LDR)を得ることができることを見いだした。

30

【0028】

また、上述のように、残留オーステナイトが加工誘起変態する際にTRIP現象を生じ大きな伸びを得ることができる。一方で、加工誘起変態により形成されたマルテンサイト組織は硬く破壊の起点として作用する。より大きなマルテンサイト組織ほど破壊の起点になりやすい。残留オーステナイトの平均サイズを1.0 μm以下として、加工誘起変態により形成されるマルテンサイトの大きさを小さくすることで破壊を抑制する効果も得ることができる。

40

【0029】

残留オーステナイトの平均サイズおよびサイズ1.5 μm以上の残留オーステナイト量の全オーステナイト量に占める比率は、SEMを用いた結晶解析手法であるEBSD(Electron Back Scatter Diffraction Patterns)法を用いてPhaseマップを作成することにより求めることができる。得られたPhaseマップから、個々のオーステナイト相(残留オーステナイト)の面積を求め、その面積から個々のオーステナイト相の円相当径

50

(直径)を求め、求めた直径の平均値を残留オーステナイトの平均サイズとする。また、円相当径が $1.5\ \mu\text{m}$ 以上のオーステナイト相の面積を積算し、オーステナイト相の総面積に対する比率を求めることにより、サイズ $1.5\ \mu\text{m}$ 以上の残留オーステナイトの全オーステナイトに占める比率を得ることができる。なお、このようにして求めたサイズ $1.5\ \mu\text{m}$ 以上の残留オーステナイトの全オーステナイトに占める比率は面積比であるが、体積比と等価である。

【0030】

(6) 残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域におけるMn濃度分布の半価幅が0.3質量%以上

上述のように残留オーステナイトの多くは、MAの形態で存在しており、光学顕微鏡またはSEMにより残留オーステナイトだけを識別するのは困難である。残留オーステナイトは、炭素の固溶限がフェライト等と比べて大きいため、後述する熱処理を行うことで、残留オーステナイトに炭素が濃化する。従って、EPMAを用いて、炭素の元素マッピングを行い、炭素濃度の高い測定点から順に上述のX線回折により求めた残留オーステナイト量と等しい量の測定点を炭素濃化領域とし、この炭素濃化領域を残留オーステナイトと判断することができる。すなわち、例えば、残留オーステナイト量が15体積%であった場合、元素マッピングにより炭素量を測定した測定点について炭素濃度の高い方から15%を選ぶことでこれらの炭素濃度の高い測定点(炭素濃化領域)が残留オーステナイトであると判断できる。

よって「残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域」は、残留オーステナイトに相当する(対応する)領域を意味している。

【0031】

そして、この残留オーステナイト量と等しい量である炭素濃化領域におけるMnの濃度分布、特にMn濃度分布の半価幅についても、EPMAを用いて測定することができる。炭素濃化領域であるとされた測定点のMn量の分布をグラフ化し、そこから半価幅を得ることができる。

【0032】

このMn濃度分布の半価幅が大きいほど、残留オーステナイト中のMn濃度のばらつきが大きい(Mnの濃度分布の範囲が広い)ことを示している。本発明の高強度鋼板では、Mnの濃度分布の半価幅が0.3質量%以上であり、好ましくは0.5質量%以上であり、より好ましくは0.6質量%以上であり、さらにより好ましくは0.75質量%以上である。

【0033】

このように、残留オーステナイト(炭素濃化領域)が含有するMn量をばらつかせることで、安定度が低い残留オーステナイトから安定度が高い残留オーステナイトまで、幅広い安定度の残留オーステナイトを形成できる。安定度の低い残留オーステナイトは、小さい歪量で加工誘起変態を起こしマルテンサイトとなる。安定度の高い残留オーステナイトは、小さい歪量では加工誘起変態を起さず、大きな歪量が付与されてはじめて加工誘起変態を起こしてマルテンサイトとなる。従って、幅広い安定度を有する残留オーステナイトが存在すると、加工を開始してすぐの歪量が小さい時から、加工が進み歪量が大きい時に亘って、加工誘起変態が継続的に起こることとなる。この結果、n値を広い歪範囲に亘って高くでき、歪分散性を高めて高い張出し加工性を実現できる。

【0034】

(7) その他の鋼組織：

本明細書においては、前記したフェライト、焼戻しマルテンサイト、焼戻しベイナイトおよび残留オーステナイト以外の鋼組織は特に規定していない。しかしながら、フェライト等の鋼組織以外にも、パーライト、焼き戻されていないベイナイトおよび焼き戻されていないマルテンサイトなどが存在することがある。フェライト等の鋼組織が、前述した組織条件を満たしていれば、パーライト等が存在しても、本発明の効果は発揮される。

【0035】

2. 組成

以下に本発明に係る高強度鋼板の組成について説明する。まず、基本となる元素、C、Si、Al、Mn、PおよびSについて説明し、さらに選択的に添加してよい元素について説明する。

なお、成分組成について単位の%表示は、すべて質量%を意味する。

【0036】

(1) C: 0.15 ~ 0.35%

Cは、は所望の組織を得て、高い(TS×EL)等の特性を確保するために必須の元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、0.15%以上添加する必要がある。ただし、0.35%超は溶接に適さない。好ましくは0.18%以上、さらに好ましくは0.20%以上である。C量が0.30%以下だとより容易に溶接することができる。

10

【0037】

(2) SiとAlの合計: 0.5 ~ 3.0%

SiとAlは、それぞれ、セメンタイトの析出を抑制し、残留オーステナイトの形成を促進する働きを有する。このような作用を有効に発揮させるためには、SiおよびAlを合計で0.5%以上添加する必要がある。ただし、SiとAlの合計が3.0%を超えると、MAが粗大になる。好ましくは0.7%以上、さらに好ましくは1.0%以上である。好ましくは2.5%以下である。

20

なお、Alについては、脱酸元素として機能する程度の添加量、すなわち0.10質量%未満であってよく、また、例えばセメンタイトの形成を抑制し、残留オーステナイト量を増加させる目的等ために0.7質量%以上のようなより多くの量を添加してもよい。

【0038】

(3) Mn: 1.0 ~ 4.0%

Mnは、フェライトの形成を抑制し、オーステナイトを安定化させるのに必要な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには1.0%以上添加する必要がある。Mn量は、好ましくは1.3%以上、さらに好ましくは1.6%以上である。ただし、4.0%を超えると、MAが粗大になり、穴広げ性が悪化する。そのため、Mn量は4.0%以下である。Mn量は、好ましくは3.5%以下、さらに好ましくは3.0%以下である。

30

【0039】

(4) P: 0.05%以下

Pは不純物元素として不可避免的に存在する。0.05%を超えたPが存在するとELおよびが劣化する。このため、Pの含有量は0.05%以下(0%を含む)とする。好ましくは、0.03%(0%を含む)以下である。

【0040】

(5) S: 0.01%以下

Sは不純物元素として不可避免的に存在する。0.01%を超えたSが存在するとMnS等の硫化物系介在物を形成し、割れの起点となってを低下させる。このため、Sの含有量は0.01%以下(0%を含む)とする。好ましくは、0.005%(0%を含む)以下である。

40

【0041】

(6) 残部

好ましい1つの実施形態では、残部は、鉄および不可避不純物である。不可避不純物としては、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる微量元素(例えば、As、Sb、Snなど)の混入が許容される。なお、例えば、PおよびSのように、通常、含有量が少ないほど好ましく、従って不可避不純物であるが、その組成範囲について上記のように別途規定している元素がある。このため、本明細書において、残部を構成する「不可避不純物」という場合は、別途その組成範囲が規定されている元素を除いた概念である。

【0042】

50

しかし、この実施形態に限定されるものではない。本発明の高強度鋼板の特性を維持できる限り、任意のその他の元素を更に含んでよい。そのように選択的に含有させることができるその他の元素を以下に例示する。

【0043】

(7) Cu、Ni、Mo、CrおよびBの1種以上：合計で1.0%以下

これらの元素は、鋼の強化元素として有用であるとともに、残留オーステナイトの安定化や所定量の確保に有効な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、これらの元素は合計量で0.001%以上、さらには0.01%以上含有させることが推奨される。ただし、これらの元素を過剰に含有させても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるので、これらの元素は合計量で1.0%以下、さらには0.5%以下とするのが好ましい。

10

【0044】

(8) V、Nb、Ti、ZrおよびHfの1種以上：合計で0.2%以下

これらの元素は、析出強化および組織微細化の効果があり、高強度化に有用な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、これらの元素を合計量で0.01%以上、さらには0.02%以上含有させることが推奨される。ただし、これらの元素を過剰に含有させても、上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるので、これらの元素は合計量で0.2%以下、さらには0.1%以下とするのが好ましい。

【0045】

(9) Ca、MgおよびREMの1種以上：合計で0.01%以下

これらの元素は、鋼中硫化物の形態を制御し、加工性向上に有効な元素である。ここで、本発明に用いられるREM(希土類元素)としては、Sc、Y、ランタノイド等が挙げられる。上記作用を有効に発揮させるためには、これらの元素を合計量で0.001%以上、さらには0.002%以上含有させることが推奨される。ただし、これらの元素を過剰に含有させても、上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄であるので、これらの元素は合計量で0.01%以下、さらには0.005%以下とするのが好ましい。

20

【0046】

3. 特性

上述のように本発明の高強度鋼板は、TS、TS×EL、LDR、
、限界張出し高さおよびスポット溶接部の十字引張強度が何れも高いレベルにある。本発明の高強度鋼板のこれらの特性について以下に詳述する。

30

【0047】

(1) 引張強度(TS)

980MPa以上のTSを有する。これにより十分な強度を確保できる。

【0048】

(2) TSと全伸び(EL)との積(TS×EL)

TS×ELが23000MPa・%以上である。23000MPa・%以上のTS×ELを有することで、高い強度と高い延性とを同時に有する、高いレベルの強度延性バランスを得ることができる。好ましくは、TS×ELは25000MPa・%以上である。

【0049】

(3) 深絞り性(LDR)

LDRは深絞り性の評価に用いられている指標である。円筒絞り成形において、得られる円筒の直径をdとし、1回の深絞り加工で破断を生じずに円筒を得ることができる円盤状の鋼板(ブランク)の最大直径をDとし、d/DをLDR(Limiting Drawing Ratio)という。より詳細には、板厚1.4mmで各種径を有する円盤状の試料を、パンチ径50mm、パンチ角半径6mm、ダイ径55.2mm、ダイ角半径8mmの金型で円筒深絞りを行い、破断することなく絞り抜けた試料径(最大直径D)を求めることによりLDRを求めることができる。

40

【0050】

本発明の高強度鋼板は、LDRが2.05以上であり、好ましくは2.10以上であり

50

、優れた深絞り性を有している。

【0051】

(4) 張出し成形性 (限界張出し高さ)

限界張出し高さは、張り出し成形性の評価に用いられている指標である。限界張出し高さは、荷重 - ストローク線図において荷重が急激に減少する破断発生時のパンチストロークとする。

より詳細には、120 mmの試験片を用い、53.4 mmで肩半径8 mmのダイと50 mmの球頭パンチを用いて、パンチと鋼板の間には潤滑用のポリシートをはさみ、blankホルド力1000 kgfとして張出し成形を行い、破断時の高さ (パンチストローク) を測定することにより限界張出し高さ求める。

10

【0052】

本発明の高強度鋼板は、限界張出し高さが20 mm以上であり、好ましくは21 mm以上である。

【0053】

(5) 穴広げ率 ()

穴広げ率は、日本工業規格 (J I S Z 2256) に従って求める。試験片に直径 d_0 ($d_0 = 10 \text{ mm}$) の打ち抜き穴を空け、先端角度が 60° のパンチをこの打ち抜き穴に押し込み、発生した亀裂が試験片の板厚を貫通した時点の打ち抜き穴の直径 d を測定し、下記の式より求める。

$$(\%) = \{ (d - d_0) / d_0 \} \times 100$$

20

【0054】

本発明の高強度鋼板は、穴広げ率が20%以上、好ましくは30%以上である。これによりプレス成形性等の優れた加工性を得ることができる。

(6) スポット溶接の十字引張強度

スポット溶接の十字引張強度はJIS Z 3137に則って評価した。スポット溶接の条件は1.4 mmの鋼板を2枚重ねたものを用いた。ドームラジラス型の電極で加圧力4 kN、電流を6 kAから12 kAまでの範囲で0.5 kAずつ増加してスポット溶接を行い、溶接時にちりが発生する電流値 (最低電流値) を調べた。その最低電流値より0.5 kA低い電流でスポット溶接した十字継ぎ手を、十字引張強度の測定用の試料とした。十字引張強度が6 kN以上を「良好」とした。なお、十字引張強度は、好ましくは8 kN以上、さらに好ましくは10 kN以上である。

30

十字引張強度が6 kN以上であると、鋼板から自動車用部品等を製造したとき、溶接時の接合強度の高い部品を得ることができる。

【0055】

4. 製造方法

次に本発明に係る高強度鋼板の製造方法について説明する。

本発明者らは、所定の組成を有する圧延材に、以下に説明する熱処理を行うことにより、上述の所望の鋼組織を有し、その結果、上述の所望の特性を有する高強度鋼板を得ることを見いだしたのである。

以下にその詳細を説明する。

40

【0056】

図1は本発明に係る高強度鋼板の製造方法、とりわけ熱処理を説明するダイアグラムである。

熱処理を施す圧延材は、通常、熱間圧延後、冷間圧延を行って製造する。しかし、これに限定されるものでなく熱間圧延および冷間圧延のいずれか一方を行って製造してもよい。また、熱間圧延および冷間圧延の条件は特に限定されるものではない。

【0057】

(1) オーステナイト化

オーステナイト化工程は、図1の[2]に示すように、 A_{c1} 点と A_{c3} 点の中間の2相共存領域、より詳細には A_{c1} 点と $0.2 \times A_{c1}$ 点 + $0.8 \times A_{c3}$ 点との間の温度

50

T_1 (A_{c1} T_1 $0.2 \times A_{c1} + 0.8 \times A_{c3}$) で 5 秒以上保持した後、さらに図 1 の [3]、[4] に示すように、 A_{c3} 点以上の温度 T_2 (A_{c3} T_2) まで加熱し、温度 T_2 で 5 ~ 600 秒保持してオーステナイト化する。

【 0058 】

保持温度 T_1 は、図 1 の [2] のように、 A_{c1} 点と $0.2 \times A_{c1}$ 点 + $0.8 \times A_{c3}$ 点との間の一定の温度で保持してもよく、例えば、 A_{c1} 点と $0.2 \times A_{c1}$ 点 + $0.8 \times A_{c3}$ 点との間で徐加熱するなど、 A_{c1} 点と $0.2 \times A_{c1}$ 点 + $0.8 \times A_{c3}$ 点との間で変動させてもよい。また、温度 T_1 に加熱して 5 秒以上保持する。好ましくは、保持時間は 900 秒以下である。

このように、フェライトとオーステナイトの 2 相共存領域内の比較的低い温度域で十分な時間保持することにより、共存するフェライトとオーステナイトのうち、オーステナイト側に Mn が配分され、これにより Mn 濃化領域を得ることができる。そして、この Mn 濃化領域に形成され熱処理後も残留オーステナイトとして残ったオーステナイトの Mn 濃度が高いことから炭素濃化領域における Mn の濃度のばらつき大きくすることが可能となり、高い張出し成形性を実現できる。

【 0059 】

温度 T_1 が A_{c1} 点より低いと、Mn が濃化したオーステナイトの量が少量となり、残留オーステナイト (炭素濃化領域) 中の Mn 濃度のばらつきが小さくなり、十分な張出し成形性を得ることができない。

温度 T_1 が $0.2 \times A_{c1}$ 点 + $0.8 \times A_{c3}$ 点より高いと、オーステナイトの Mn 濃度が低くなり、残留オーステナイト (炭素濃化領域) 中の Mn 濃度のばらつきが小さくなり、十分な張出し成形性を得ることができない。

温度 T_1 での保持時間が 5 秒より時間が短いと、Mn が拡散する時間が不足し、オーステナイトへの Mn 濃化が不十分となり、残留オーステナイト (炭素濃化領域) 中の Mn のばらつきが小さくなり、十分な張出し成形性を得ることができない。

保持温度 T_1 での保持時間は長い方が好ましいが、生産性の観点から 900 秒以下が好ましい。

【 0060 】

好ましくは、温度 T_1 は、 $0.9 \times A_{c1}$ 点 + $0.1 \times A_{c3}$ 点と $0.3 \times A_{c1}$ 点 + $0.7 \times A_{c3}$ 点との間であり、温度 T_1 での保持時間は 10 秒以上、800 秒以下である。より好ましくは、温度 T_1 は、 $0.8 \times A_{c1}$ 点 + $0.2 \times A_{c3}$ 点と $0.4 \times A_{c1}$ 点 + $0.6 \times A_{c3}$ 点との間であり、温度 T_1 での保持時間は 30 秒以上、600 秒以下である。

なお、図 1 に [1] として示した、温度 T_1 までの加熱速度は、好ましくは 5 ~ 20 / 秒である。

【 0061 】

次に図 1 の [3] および [4] で示すように、 A_{c3} 点以上 950 以下の温度 T_2 まで昇温し、温度 T_2 で保持してオーステナイト化する。温度 T_2 での保持時間 5 ~ 600 秒である。

【 0062 】

A_{c3} 点以上 950 以下に加熱することで、温度 T_1 に加熱した際は、フェライトであった部分もオーステナイトとなる。この新たにオーステナイトに変態した部分は、Mn が濃化していない。このため、オーステナイト中には上述の Mn の濃化領域とともに Mn が濃化していない領域が存在することとなり、熱処理後の高強度鋼板において、残留オーステナイト (炭素濃化領域) における Mn 濃度のばらつきを大きくすることが可能となり、高い張出し成形性を実現できる。

【 0063 】

温度 T_2 が A_{c3} 点よりも低い、または温度 T_2 での保持時間が 5 秒より短いと、得られた高強度後鋼板のフェライト分率が 5 % を超えて、穴広げ率が低下する。

温度 T_2 が 950 を超えると、先に形成した Mn 濃化領域の Mn が拡散し、Mn 濃度

10

20

30

40

50

のばらつきが小さくなり、張出し成形性が低下する。このため、温度 T_2 は950以下である。

温度 T_2 での保持時間が600秒より長いと、拡散によりMn濃化領域のMn濃度が低くなり、残留オーステナイト中のMn濃度のばらつきが小さくなり、張出し成形性が低下する。そのため温度 T_2 での保持時間は600秒以下である。

温度 T_2 での保持時間が5秒より短いと、得られた高強度鋼板のフェライト分率が5%を超えて、穴広げ率が低下する。

【0064】

好ましくは、温度 T_2 は、 A_{c3} 点+10以上であり、温度 T_2 での保持時間は10~450秒である。より好ましくは、温度 T_2 は、 A_{c3} 点+20以上であり、温度 T_2 での保持時間は20~300秒である。

図1の[3]に示す、温度 T_1 から温度 T_2 への加熱は、0.1/秒以上、10/秒未満の加熱速度で行うことが好ましい。

【0065】

なお、 A_{c1} 点および A_{c3} 点については、測定により求めてもよいが、その組成を用いて一般的に知られている計算式により算出してよい。

例えば、下記の(1)式および2(式)を用いることにより、 A_{c1} 点および A_{c3} 点を算出できる(例えば、「レスリー鉄鋼材料学」丸善、(1985)参照)。

$$A_{c1} \text{ 点 () } = 723 + 29.1 \times [\text{Si}] - 10.7 \times [\text{Mn}] + 16.9 \times [\text{Cr}] - 16.9 \times [\text{Ni}] \quad (1)$$

$$A_{c3} \text{ 点 () } = 910 - 203 \times [\text{C}]^{1/2} + 44.7 \times [\text{Si}] - 30 \times [\text{Mn}] + 700 \times [\text{P}] + 400 \times [\text{Al}] + 400 \times [\text{Ti}] + 104 \times [\text{V}] - 11 \times [\text{Cr}] + 31.5 \times [\text{Mo}] - 20 \times [\text{Cu}] - 15.2 \times [\text{Ni}] \quad (2)$$

ここで、[]は、その中に記載された元素の質量%で示される含有量を示す。

【0066】

(2)冷却と300~500の温度域での滞留

上記のオーステナイト化後、冷却し、図1の[6]に示すように、300~500の温度範囲内で10/秒以下の冷却速度で10秒以上250秒未満滞留させる。

オーステナイト化後500までの冷却は、少なくとも平均冷却速度15/秒以上で冷却する。平均冷却速度を15/秒以上とすることで、冷却中のフェライトの形成を抑制するためである。また、平均冷却速度は200/秒未満とすることが好ましい。200/秒未満とすることで急激な冷却による過大な熱歪みの発生を防止できるからである。

【0067】

300~500の温度範囲内で10/秒以下の冷却速度で10秒以上滞留させる。すなわち、300~500の温度範囲内において、冷却速度が10/秒以下の状態に10秒以上置かれる。冷却速度が10/秒以下の状態は、図1の[6]のように、実質的に一定の温度 T_3 で保持する(すなわち、冷却速度が0/秒)場合も含む。

この滞留により、部分的にベイナイトを形成させる。そして、ベイナイトはオーステナイトより炭素の固溶限が低いことから、固溶限を超えた炭素をはき出す。この結果、ベイナイト周囲に炭素が濃化したオーステナイトの領域が形成される。

この領域が後述する冷却、再加熱を経て、やや粗大な残留オーステナイトとなる。このやや粗大な残留オーステナイトを形成することで、上述のように深絞り性を高くすることができる。

【0068】

滞留させる温度が500より高いと、炭素濃化領域が大きくなりすぎて、残留オーステナイトだけでなく、MAも粗大になるために、穴広げ率が低下する。一方、滞留させる温度が300より低いと、炭素濃化領域が小さくなり、粗大な残留オーステナイトの量が不足し、深絞り性が低下する。

また、滞留時間が10秒より短いと、炭素濃化領域の面積が小さくなり、粗大な残留オ

10

20

30

40

50

ーステナイトの量が不足し、深絞り性が低下する。一方、滞留時間が250秒以上になると、炭素濃化領域が大きくなりすぎて、残留オーステナイトだけでなく、MAも粗大になるため、穴広げ率が低下する。

また、滞留中の冷却速度が10 / 秒より大きいと十分なベイナイト変態が起こらず、従って、十分な炭素濃化領域が形成されず、粗大な残留オーステナイトの量が不足する。

【0069】

従って、300～500 の温度範囲内で10 / 秒以下の冷却速度で10秒以上滞留させる。好ましくは320～480 の温度範囲内で8 / 秒以下の冷却速度で10秒以上滞留させ、その間、一定温度で3～80秒保持することが好ましい。

更に好ましくは340～460 の温度範囲内で3 / 秒以下の冷却速度で10秒以上滞留させ、その間、一定温度で5～60秒保持する。

【0070】

(3) 100 以上、300 以下の間の冷却停止温度 T_4 まで冷却

上述の滞留後、図1の[7]に示すように300 以上の第2冷却開始温度から100 以上300 以下の間の冷却停止温度 T_4 まで10 / 秒以上の平均冷却速度で冷却する。好ましい実施形態の1つでは、図1の[7]に示すように、上述の滞留の終了温度を第2冷却開始温度とする。

【0071】

この冷却により、上述の炭素濃化領域をオーステナイトとして残したまま、マルテンサイト変態を起こさせる。冷却停止温度 T_4 を100 以上、300 以下の温度範囲内で制御することで、マルテンサイトに変態せずに残存するオーステナイトの量を調整して、最終的な残留オーステナイト量を制御する。

【0072】

冷却速度が、10 / 秒より遅いと、冷却中に炭素濃化領域が必要以上に広がり、MAが粗大になるために、穴広げ率が低下する。冷却停止温度が100 より低いと、残留オーステナイト量が不足する。この結果、TSは高くなるものの、ELが低下し、TS×ELバランスが不足する。

冷却停止温度が300 を超えると、粗大な未変態オーステナイトが増え、その後の冷却でも残存することで、最終的にMAサイズが粗大になり、穴広げ率が低下する。

なお、好ましい冷却速度は15 / 秒以上であり、好ましい冷却停止温度は120 以上、280 以下である。更に好ましい冷却速度は20 / 秒以上であり、更に好ましい冷却停止温度は140 以上、260 以下である。

【0073】

図1の[8]に示すように、冷却停止温度で保持してもよい。保持する場合の好ましい保持時間として、1～600秒を挙げることができる。保持時間が長くなっても特性上の影響はほとんどないが、600秒を超える保持時間は生産性を低下させる。

【0074】

(4) 300～500 の温度範囲まで再加熱

図1の[9]に示すように、上述の冷却停止温度 T_4 から300～500 の範囲にある再加熱温度 T_5 まで加熱する。加熱速度は特に制限されない。再加熱温度 T_5 に到達した後は、図1の[10]に示すようにその温度で50～1200秒保持する。

【0075】

この再加熱により、マルテンサイト中の炭素をはき出させて周囲へのオーステナイトへの炭素濃度を促進させ、オーステナイトを安定化させることができる。これにより、最終的に得られる残留オーステナイト量を増大させることができる。

再加熱温度が300 より低いと、炭素の拡散が不足して十分な残留オーステナイト量が得られずTS×ELが低下する。また、保持を行わないまたは保持時間が50秒より短いと、同様に炭素の拡散が不足する。このため、再加熱温度で50秒以上の保持を行う。

再加熱温度が500 より高いと炭素がセメントイトとして析出し、十分な量の残留オーステナイトが得られなくなるため、TS×ELが低下する。また保持時間が1200秒

10

20

30

40

50

より長いと、同様に、炭素がセメントイトとして析出する。このため、保持時間は1200秒以下である。

好ましい再加熱温度は、320～480 であり、この場合、保持時間の上限は900秒以下であることが好ましい。更に好ましい再加熱温度は、320～460 であり、この場合、保持時間の上限は600秒以下であることが好ましい。

【0076】

再加熱の後、図1の[11]に示すように、例えば室温のような200 以下の温度まで冷却してよい。200 以下までの好ましい平均冷却速度として10 /秒を挙げることができる。

以上の熱処理により本発明の高強度鋼板を得ることができる。

10

【0077】

以上に説明した本発明の実施形態に係る高強度鋼板の製造方法に接した当業者であれば、試行錯誤により、上述した製造方法と異なる製造方法により本発明に係る高強度鋼板を得ることができる可能性がある。

【実施例】

【0078】

1. サンプル作製

表1に記載した化学組成を有する鑄造材を真空溶製で製造した後、この鑄造材を熱間鍛造で板厚30mmの鋼板にした後、熱間圧延を施した。なお、表1には組成から計算したAc₃点も記載した

20

熱間圧延の条件は本特許の最終組織・特性に本質的な影響を施さないが、1200 に加熱した後、多段圧延で板厚2.5mmとした。この時、熱間圧延の終了温度は880 とした。その後、500 まで30 /秒で冷却し、冷却を停止し、500 に加熱した炉に挿入後、30分保持し、その後、炉冷し、熱延鋼板とした。

この熱延鋼板に酸洗を施して表面のスケールを除去した後、1.5mmまで冷間圧延を施した。この冷間圧延板に熱処理を行い、サンプルを得た。熱処理条件を表2に示した。なお、表2中の例えば、[2]のように[]を内に示した番号は、図1中に[]内に示した同じ番号のプロセスに対応する。

表2において、サンプルNo. 9は、図1の[6]に相当する工程において、300～500 の温度範囲内で10 /秒以下の冷却速度で10秒以上滞留させなかったサンプルである。すなわち、サンプルNo. 9は、オーステナイト化後、500 以上の温度から急冷を開始し、200 まで一気に冷却したサンプル(図1で[6]および[7]に相当する工程をスキップしたサンプル)である。サンプルNo. 14は、図1の[2]に相当する工程において、Ac₁点と0.2×Ac₁点+0.8×Ac₃点との間の温度で5秒以上保持しなかったサンプルである。すなわち、サンプルNo. 14は、冷延鋼板に対して、オーステナイト化温度(850)まで一気に加熱したサンプルである(図1で[2]および[3]に相当する工程をスキップしたサンプル)である。

30

なお、表1～表4において、下線を伏した数値は、本発明の範囲から外れていることを示している。

【0079】

40

【表 1】

鋼No.	組成								Ac ₁ 点	Ac ₃ 点
	C	Si	Mn	P	S	Al	その他	Si+Al		
	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	°C	°C
a	0.27	1.28	2.01	0.012	0.003	0.03		1.31	739	814
b	0.19	1.10	2.13	0.009	0.001	0.03		1.13	732	820
c	0.32	1.61	1.95	0.006	0.002	0.03		1.64	749	822
d	0.22	2.10	1.80	0.014	0.001	0.03		2.13	765	868
e	0.10	1.42	2.51	0.007	0.003	0.04		1.46	737	851
f	0.19	1.28	5.20	0.006	0.002	0.03		1.31	705	736
g	0.21	1.54	0.63	0.010	0.002	0.03		1.57	761	880
h	0.27	0.20	2.19	0.006	0.002	0.03		0.23	705	761
i	0.48	1.51	1.67	0.007	0.002	0.02		1.53	749	796
j	0.22	3.20	2.45	0.010	0.003	0.03		3.23	790	897
k	0.21	1.35	1.86	0.015	0.002	0.04		1.39	742	838
l	0.30	0.90	1.83	0.013	0.002	0.02		0.92	730	794
m	0.27	0.91	2.06	0.005	0.001	0.03		0.94	728	797
n	0.29	1.48	2.46	0.006	0.001	0.03		1.51	740	806
o	0.22	0.97	1.88	0.007	0.003	0.03		1.00	731	814
p	0.21	1.44	2.46	0.006	0.002	0.04		1.48	739	825
q	0.28	0.84	2.02	0.014	0.003	0.35		1.19	726	921
r	0.25	1.26	1.87	0.006	0.002	0.02		1.28	740	817
s	0.28	1.09	1.64	0.006	0.002	0.02		1.11	737	811
t	0.24	1.34	1.95	0.007	0.001	0.03	Cu: 0.2	1.37	741	825
u	0.26	1.69	1.91	0.007	0.002	0.04	Ni: 0.2	1.73	752	842
v	0.24	1.69	2.07	0.005	0.002	0.03	Cr: 0.1	1.72	750	837
w	0.23	1.67	2.01	0.008	0.001	0.04	Mo: 0.1	1.71	750	844
x	0.24	1.42	2.08	0.007	0.002	0.03	B:0.0010, Ti: 0.01	1.45	742	825
y	0.25	1.48	2.08	0.007	0.001	0.03	V: 0.02	1.51	744	825
z	0.24	1.49	2.04	0.007	0.001	0.03	Ti: 0.03	1.52	745	829
aa	0.23	1.54	2.00	0.009	0.002	0.03	Nb: 0.02	1.57	746	834
ab	0.25	1.51	2.02	0.007	0.002	0.03	Ca:0.0005	1.54	745	829
ac	0.23	1.54	2.10	0.006	0.002	0.03	Mg:0.0004	1.57	745	832
ad	0.23	1.36	2.02	0.007	0.001	0.03	REM: 0.0005	1.39	741	826

10

20

【 0 0 8 0 】

【表 2】

サンプル No.	綱No.	熱処理条件													
		[1]一次加熱速度 °C/秒	[2]一次保持温度 °C	[2]一次保持時間 秒	[3]二次加熱速度 °C/秒	[4]加熱温度 °C	[4]加熱時間 分	[5]1次停止までの冷却速度 °C/秒	[5]1次停止温度 °C	[6]1次停止時間 秒	[7]2次冷却速度 °C/秒	[8]停止温度 °C	[8]保持時間 秒	[10]保持温度 °C	[10]保持時間 秒
1	a	10	777	50	10	850	300	28	280	150	20	200	50	400	300
2	a	10	777	50	10	850	300	28	350	50	20	200	50	400	300
3	a	10	777	50	10	850	300	28	350	150	20	200	50	400	300
4	a	10	777	50	10	850	300	28	350	250	20	200	50	400	300
5	a	10	777	50	10	850	300	28	400	50	20	200	50	400	300
6	a	10	777	50	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
7	a	10	777	50	10	850	300	28	400	400	20	200	50	400	300
8	a	10	777	50	10	850	300	28	520	50	20	200	50	400	300
9	a	10	777	50	10	850	300	28	-	-	-	200	50	400	300
10	a	10	720	50	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
11	a	10	805	500	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
12	a	10	777	100	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
13	a	10	777	500	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
14	a	10	-	-	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
15	a	10	777	50	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
16	a	10	777	50	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
17	a	10	777	50	10	850	300	28	400	150	20	350	50	400	300
18	a	10	777	50	10	850	300	28	400	150	20	150	50	400	300
19	a	10	777	50	10	960	300	28	400	150	20	200	50	400	300
20	a	10	777	50	10	850	700	28	400	150	20	200	50	400	300
21	a	10	777	50	10	780	300	28	400	150	20	200	50	400	300
22	a	10	777	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	10
23	a	10	777	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
24	a	10	777	50	10	850	120	10	400	150	20	200	50	400	300
25	a	10	777	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	550	300
26	a	10	777	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	250	300
27	b	10	776	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
28	c	10	785	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
29	d	10	816	50	10	900	120	28	400	150	20	200	50	400	300
30	e	10	794	50	10	900	120	28	400	150	20	200	50	400	300
31	f	10	720	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
32	g	10	820	50	10	900	120	28	400	150	20	200	50	400	300
33	h	10	733	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
34	i	10	772	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
35	j	10	843	50	10	940	120	28	400	150	20	200	50	400	300
36	k	10	790	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
37	l	10	762	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
38	m	10	773	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
39	n	10	773	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
40	o	10	772	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
41	p	10	782	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
42	q	10	823	50	10	940	120	28	400	150	20	200	50	400	300
43	r	10	778	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
44	s	10	774	50	10	850	120	28	400	150	20	200	50	400	300
45	t	10	780	50	10	840	300	28	400	150	20	200	50	400	300
46	u	10	800	50	10	860	300	28	400	150	20	200	50	400	300
47	v	10	790	50	10	860	300	28	400	150	20	200	50	400	300
48	w	10	800	50	10	860	300	28	400	150	20	200	50	400	300
49	x	10	780	50	10	840	300	28	400	150	20	200	50	400	300
50	y	10	780	50	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
51	z	10	790	50	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
52	aa	10	790	50	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
53	ab	10	790	50	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
54	ac	10	790	50	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300
55	ad	10	780	50	10	850	300	28	400	150	20	200	50	400	300

10

20

30

40

【0081】

2. 鋼組織

それぞれのサンプルについて上述した方法により、フェライト分率、焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの合計分率（表3には「焼戻しM/B」記載）、残留オーステナイト量、MAの平均サイズ、残留オーステナイトの平均サイズ、サイズ1.5 μm以上の残留オーステナイトの全オーステナイトに占める比率（表3には、「1.5 μm以上の残留オーステナイト比率」と記載）および炭素濃化領域のMn濃度分布の半価幅を求めた。残留オーステナイト量の測定には、株式会社リガク製2次元微小部X線回折装置（RINT-RAPIDII）を用いた。得られた結果を表3に示す。

50

【 0 0 8 2 】

【 表 3 】

サンプル No.	鋼No.	鋼組織							
		フェライト	焼戻し M/B	残留 γ 量	マルテン サイト	MA平均 サイズ	炭素濃化領域 のMn濃度分布 の半価幅	残留 γ 平均粒径	1.5 μ m以上 の残留 γ 量
		%	%	%	%	μ m	質量%	μ m	%
1	a	0	69	13.7	17.3	0.53	0.22	0.81	4.5
2	a	0	72	17.7	10.3	0.65	0.83	0.77	5.4
3	a	0	70	17.8	12.2	0.45	0.82	0.78	5.0
4	a	0	70	16.8	13.2	1.50	0.83	0.78	5.7
5	a	0	70	16.3	13.7	0.53	0.88	0.80	6.6
6	a	0	70	18	12	0.63	0.82	0.82	4.7
7	a	0	71	16.9	12.1	1.45	0.86	0.78	5.2
8	a	0	70	17	13	1.48	0.84	0.81	4.9
9	a	0	71	9.8	19.2	0.55	0.82	0.83	0.8
10	a	0	71	16.5	12.5	0.63	0.17	0.78	5.4
11	a	0	71	18	11	0.48	0.23	0.81	5.3
12	a	0	70	17.1	12.9	0.50	0.83	0.87	4.2
13	a	0	71	18.1	10.9	0.60	0.81	0.81	6.6
14	a	0	69	17.2	13.8	0.45	0.21	0.81	4.5
15	a	0	67	16.8	16.2	0.53	0.82	0.88	5.1
16	a	0	82.4	17.6	0	1.50	0.89	1.40	7.0
17	a	0	65	15	20	0.68	0.83	0.78	4.4
18	a	0	84	5.1	10.9	0.58	0.24	0.57	1.1
19	a	0	72	16.7	11.3	0.63	0.203	0.83	4.2
20	a	0	70	16.2	13.8	0.48	0.18	0.77	5.6
21	a	25.1	46	16.4	12.5	0.53	0.24	0.85	4.2
22	a	0	70	9.7	12.8	0.53	0.82	0.84	4.7
23	a	0	70	8.3	12.6	0.68	0.8	0.83	5.7
24	a	12.5	57.5	17.9	12.1	0.53	0.83	0.79	5.3
25	a	0	70	6.3	23.7	0.60	0.85	0.86	0.9
26	a	0	71	6.9	22.1	0.53	0.23	0.85	0.8
27	b	0	74	13.1	12.9	0.60	0.81	0.85	6.5
28	c	0	69	19.6	11.4	0.53	0.85	0.83	4.5
29	d	0	73	14.9	12.1	0.53	0.86	0.79	6.7
30	e	0	78	5.8	16.2	0.55	0.17	0.79	1.1
31	f	0	51	12.9	36.1	1.28	0.89	0.82	4.4
32	g	0	72	13	15	0.58	0.21	0.82	5.3
33	h	0	70	6.9	23.1	0.53	0.87	0.85	1.2
34	i	0	61	29.9	9.1	0.63	0.82	0.83	5.3
35	j	0	70	18.3	11.7	1.36	0.79	0.82	6.5
36	k	0	73	14.4	12.6	0.55	0.85	0.81	4.5
37	l	0	74	13.1	12.9	0.68	0.84	0.87	6.0
38	m	0	70	17.8	12.2	0.43	0.81	0.82	4.9
39	n	0	73	14	13	0.43	0.82	0.78	5.7
40	o	0	72	15.7	12.3	0.50	0.82	0.79	4.8
41	p	0	72	14.9	13.1	0.43	0.83	0.84	4.3
42	q	0	69	17.3	13.7	0.48	0.84	0.83	5.1
43	r	0	72	12.9	15.1	0.60	0.86	0.84	6.0
44	s	0	73	13.4	13.6	0.60	0.84	0.85	6.8
45	t	0	70	18.2	11.8	0.65	0.84	0.87	6
46	u	0	72	16.5	11.5	0.61	0.86	0.78	4.9
47	v	0	68	17.5	14.5	0.59	0.87	0.92	6.5
48	w	0	71	17	12	0.61	0.81	0.79	6.4
49	x	0	70	18	12	0.65	0.83	0.8	4.7
50	y	0	72	16.8	11.2	0.62	0.84	0.77	5.6
51	z	0	68	18.3	13.7	0.63	0.88	0.81	4.6
52	aa	0	72	17.7	10.3	0.58	0.85	0.88	5.9
53	ab	0	71	16.8	12.2	0.58	0.83	0.81	4.7
54	ac	0	72	17.8	10.2	0.56	0.86	0.84	5.1
55	ad	0	70	17.6	12.4	0.59	0.81	0.79	5

【 0 0 8 3 】

3 . 機械的特性

得られたサンプルについて、引張試験機を用いて、TSおよびELを測定し、TS×ELを算出した。また、上述の方法により穴拡げ率、LDR、限界張出し高さおよびスポット溶接部の十字引張強度(SW十字引張)を求めた。得られた結果を表4に示す。表4

10

20

30

40

50

において、上記熱処理後の鋼板の特性が、引張強度：980MPa以上、TS×EL：23000MPa%以上、深絞り性(LDR)：2.05以上、張出し成形での限界高さ：20mm以上、および穴広げ率：20%以上の全てを満たすサンプルを合格(○)とし、それ以外のサンプルを不合格(×)とした。

【0084】

【表4】

サンプル No.	鋼No.	特性							合否
		TS	EL	TS×EL	λ	限界張出し 高さ	LDR	SW十字引張 強度	
		MPa	%	MPa·%	%	mm		kN	
1	a	1268	15.8	20034	41	18.9	2.02	9.8	×
2	a	1230	19.8	24354	32	21.5	2.3	11.0	○
3	a	1210	20	24200	40	21.3	2.25	9.9	○
4	a	1170	19.5	22815	13	21	2.26	9.9	×
5	a	1200	19.8	23760	33	21.5	2.33	10.8	○
6	a	1182	19.8	23404	32	21.5	2.26	10.2	○
7	a	1168	19.1	22309	15	21.4	2.23	9.7	×
8	a	1187	20.6	24452	18	21.1	2.31	11.0	×
9	a	1423	11.1	15795	33	21	1.84	10.9	×
10	a	1243	14.5	18024	33	17.4	1.97	10.8	×
11	a	1266	15.1	19117	16	17.5	1.98	10.8	×
12	a	1240	20.9	25916	33	21.4	2.29	10.6	○
13	a	1226	18.8	23049	31	21.1	2.25	9.8	○
14	a	1188	18.1	21503	11	18.7	1.98	10.7	×
15	a	1214	19.1	23187	36	21.1	2.24	9.9	○
16	a	1053	22.3	23482	14	20.3	2.05	10.8	×
17	a	1219	20.4	24868	33	21.1	2.3	10.2	○
18	a	1109	14.3	15859	30	15.7	1.95	11.1	×
19	a	1190	20.1	23919	39	19.6	2.07	10.0	×
20	a	1232	19	23408	18	17.1	2.02	10.6	×
21	a	1002	22.6	22645	10	18.7	2.07	9.6	×
22	a	1024	20.3	20787	18	21.3	2.27	10.1	×
23	a	989	18.5	18297	30	21.1	2.29	9.8	×
24	a	856	27.2	23283	15	20.9	2.1	10.7	×
25	a	1030	16.3	16789	29	16.6	2.05	10.7	×
26	a	1586	10.5	16653	35	17	2.05	11.0	×
27	b	1067	21.6	23047	40	21.6	2.28	14.0	○
28	c	1326	19.4	25724	36	21.4	2.26	9.1	○
29	d	1254	18.8	23575	44	21.1	2.27	11.9	○
30	e	1187	14.2	16855	17	16.2	2.06	13.3	×
31	f	1562	13.7	21399	15	21.4	2.25	11.9	×
32	g	1266	21.3	26966	9	22.1	2.12	13.5	×
33	h	1325	13.3	17623	33	17.1	2.09	10.4	×
34	i	1382	22.3	30819	32	21.3	2.10	5.0	×
35	j	1239	19.7	24408	18	17.2	2.07	11.1	×
36	k	1252	18.6	23287	31	20.9	2.32	13.1	○
37	l	1280	18.7	23936	36	20.9	2.27	9.4	○
38	m	1278	18.2	23260	39	21.3	2.32	10.1	○
39	n	1269	18.6	23603	32	21.2	2.25	9.7	○
40	o	1294	18.3	23680	32	21.4	2.25	11.9	○
41	p	1241	18.9	23455	32	20.8	2.28	11.9	○
42	q	1296	18.5	23976	38	21.1	2.28	10.8	○
43	r	1284	18.2	23369	41	21.3	2.25	10.5	○
44	s	1298	18.1	23494	33	21.4	2.24	9.7	○
45	t	1218	20.0	24360	43	21.4	2.12	8.5	○
46	u	1201	20.2	24260	39	20.7	2.11	9.3	○
47	v	1222	20.9	25540	42	21.2	2.14	8.6	○
48	w	1204	20.3	24441	39	21.3	2.09	9.4	○
49	x	1204	20.0	24080	38	20.6	2.07	9.1	○
50	y	1240	20.3	25172	36	20.8	2.12	8	○
51	z	1201	20.7	24861	44	20.9	2.1	8.2	○
52	aa	1223	20.9	25561	36	20.5	2.12	9.6	○
53	ab	1220	20.3	24766	39	21.4	2.11	8.9	○
54	ac	1238	20.1	24884	44	20.7	2.11	8.9	○
55	ad	1243	20.1	24984	40	21	2.14	8.1	○

10

20

30

40

50

【0085】

4. まとめ

表4の結果を考察する。サンプルNo. 2、3、5、6、12、13、15、17、27～29および36～55は、本発明で規定する全ての要件(組成、製造条件および鋼組

織)を満たす実施例である。これらの試料はいずれも、980MPa以上の引張強度(TS)、23000MPa以上のTS×EL、2.05以上のLDR、20%以上の穴広げ率()、20mm以上の限界張出し高さ、6kN以上のスポット溶接部の十字引張強度を達成している。

【0086】

これに対して、サンプルNo. 1は、[6]一次停止温度が280 と低いため、炭素濃化領域が小さくなり、深絞り性が低下した

【0087】

サンプルNo. 4および7は、[6]一次冷却時間が長いため、MA平均サイズが粗大になり、その結果、穴広げ率が低下した。

【0088】

サンプルNo. 8は、[6]一次停止温度が520 と高いため、MA平均サイズが粗大になり、その結果、穴広げ率が低下した。

【0089】

サンプルNo. 9は、オーステナイト化後の冷却で、300~500 の温度での10秒以上の滞留を行わなかった。そのため、粗大な残留オーステナイト量が低下し、深絞り性が低下した。

【0090】

サンプルNo. 10は、[2]一次保持温度がAc₁点より低いため、炭素濃化領域中のMn濃度のばらつきが小さくなり、張出し成形性が低下した。

【0091】

サンプルNo. 11は、[2]一次保持温度が0.2×Ac₁点+0.8×Ac₃点より高いため、炭素濃化領域中のMn濃度のばらつきが小さくなり、張出し成形性が低下した。

【0092】

サンプルNo. 14は、Ac₁点と0.2×Ac₁点+0.8×Ac₃点との間の温度での保持を行わなかった。そのため、炭素濃化領域中のMnのばらつきが小さくなり、張出し成形性が低下した。

【0093】

サンプルNo. 16は、[8]停止温度が高いため、MA平均サイズが粗大になり、穴広げ率 が低下する。

【0094】

サンプルNo. 18は、[8]停止温度が低いため、残留オーステナイト量が不足し、TSは高くなるもののELが低下し、TS×ELバランスが低下した。

【0095】

サンプルNo. 19は、[4]加熱温度が高いため、炭素濃化領域中のMn濃度のばらつきが小さくなり、張出し成形性が低下した。

【0096】

サンプルNo. 20は、[4]加熱時間が長いため、炭素濃化領域中のMn濃度のばらつきが小さくなり、張出し成形性が低下した。

【0097】

サンプルNo. 21は、[4]加熱温度がAc₃点より低いため、フェライト分率が5%を超え、穴広げ率が低下した。

【0098】

サンプルNo. 22は、[10]保持時間が短いため、炭素の拡散が不足して残留オーステナイト量が不足し、TS×ELが低下した。

【0099】

サンプルNo. 23は、[10]保持時間が長いため、炭素がセメンタイトとして析出し、残留オーステナイト量が不足し、TS×ELが低下した。

【0100】

10

20

30

40

50

サンプルNo. 24は、[5] 1次停止温度までの冷却速度が小さかったため、フェライトが生成し、TSが低下すると共に も低下した。

【0101】

サンプルNo. 25は、[10] 保持温度が高いため、炭素がセメンタイトとして析出し、残留オーステナイト量が不足し、TS×ELが低下した。

【0102】

サンプルNo. 26は、[10] 保持温度が低いため、炭素の拡散が不足して残留オーステナイト量が不足し、TS×ELが低下した。

【0103】

サンプルNo. 30は、C含有量が少ないため、所望の組織が得られず、TS×ELが低下した。 10

【0104】

サンプルNo. 31は、Mn含有量が多いため、MA平均サイズが大きくなり、穴広げ性が低下した。

【0105】

サンプルNo. 32は、Mn含有量が少ないため、炭素濃化領域中のMnのばらつきが小さくなり、 が低下した。

【0106】

サンプルNo. 33は、SiとAlの合計含有量が少ないため、炭素がセメンタイトとして析出し、残留オーステナイト量が不足し、その結果TS×ELが低下した。 20

【0107】

サンプルNo. 34は、C含有量が多く、その結果SW十字引張強度が低くなっている。

【0108】

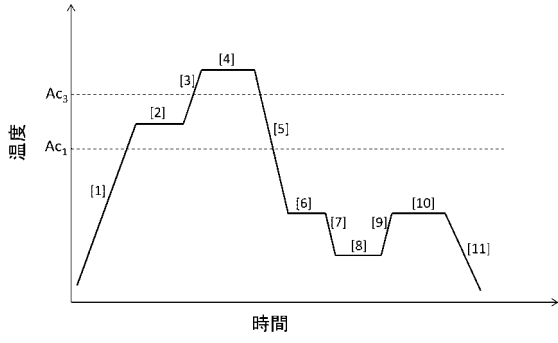
サンプルNo. 35は、SiとAlの合計含有量が多いため、MAが粗大となり、 が低下した。

【0109】

このように、本発明に規定する組成と鋼組織を満たす鋼板は、引張強度(TS)、(TS)と全伸び(EL)との積(TS×EL)、LDR、穴広げ率()、張出し成形性およびスポット溶接部の十字引張強度が何れも高いレベルとなることが確認できた。 30

また、本発明の製造方法によれば、本発明に規定する組成と鋼組織を満たす鋼板を製造することができることが確認できた。

【 図 1 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I テーマコード(参考)
C 2 1 D 9/46 S

(72)発明者 村上 俊夫
兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内

(72)発明者 柿内 エライジャ
兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内

(72)発明者 二村 裕一
兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内

(72)発明者 村田 忠夫
兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 株式会社神戸製鋼所内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA06 EA09 EA11 EA13 EA14 EA15 EA16 EA17
EA19 EA20 EA23 EA25 EA27 EA28 EA31 EA32 EA35 EA36
EB05 EB07 EB08 EB09 FA02 FA03 FC04 FF02 FF03 FJ01
FJ05 FJ06 FK01 FK02 FK03 FK08 FL01 FL02 JA07