

【公報種別】特許法第 17 条の 2 の規定による補正の掲載

【部門区分】第 3 部門第 4 区分

【発行日】平成25年1月24日 (2013.1.24)

【公表番号】特表2010-516895(P2010-516895A)

【公表日】平成22年5月20日 (2010.5.20)

【年通号数】公開・登録公報2010-020

【出願番号】特願2009-546639(P2009-546639)

【国際特許分類】

C 2 2 C 38/00 (2006.01)

C 2 1 D 8/02 (2006.01)

C 2 2 C 38/14 (2006.01)

B 2 1 B 3/00 (2006.01)

【F I】

C 2 2 C 38/00 3 0 1 B

C 2 1 D 8/02 B

C 2 2 C 38/14

B 2 1 B 3/00 A

【誤訳訂正書】

【提出日】平成24年12月3日 (2012.12.3)

【誤訳訂正 1】

【訂正対象書類名】明細書

【訂正対象項目名】0 0 1 4

【訂正方法】変更

【訂正の内容】

【0 0 1 4】

C : オーステナイト域を拡大させる。焼き入れにより形成された過飽和フェライト組織におけるCは、鋼の強度を高めることができるが、溶接性能に対しては不利である。Cの含有量が高いほど溶接性能が悪くなり、T M C Pプロセスにより生産されるベーナイト鋼に対しては、Cの含有量が低いほど靱性が良くなる。Cの含有量が低ければ、より厚く、靱性の高い鋼板を生産するとともに、転位密度の高い極細のベイナイト組織を得ることができる。そのため、本発明におけるCの含有量は、0.03～0.08重量%に設定される。

【誤訳訂正 2】

【訂正対象書類名】明細書

【訂正対象項目名】0 0 1 6

【訂正方法】変更

【訂正の内容】

【0 0 1 6】

Mn : 元素をフェライト化させ、オーステナイト域を小さくする。Mnはオーステナイトとフェライトに固溶すると、鋼の強度を高めるとともに、鋼の焼入性を向上させ、焼き戻し脆性を防止することができる。Mnはとても貴重な元素であり、本発明では焼き戻し調質処理をする必要がないので、コストを低下させるために、0.30重量%以下のMnを添加すればよい。

【誤訳訂正 3】

【訂正対象書類名】明細書

【訂正対象項目名】0 0 1 8

【訂正方法】変更

【訂正の内容】

【 0 0 1 8 】

V：元素をフェライト化させ、オーステナイト域を大幅に小さくする。高温でオーステナイトに溶入したVは、鋼の焼入性を向上させることができる。鋼におけるVの炭化物 V_4C_3 は比較的安定しているので、結晶粒界の移動と結晶粒の成長を抑制できる。Vは、溶接継目金属の鑄放しミクロ組織の微細化及び溶接熱影響部の過熱に対する感受性の低下を実現できるとともに、溶接熱影響部の融解線に近い結晶粒の過剰な成長と粗化を防止でき、溶接性に対して有利である。本発明では0.03～0.45重量%のVを添加することにより、鋼の強度を比較的大幅に高めることができる。VとCuは、鋼において何れも析出強化作用を奏しているが、わずかなVを添加すれば、Cuと同等の析出強化効果を発揮できる。さらに、Cuは鋼における結晶粒界クラックを招きやすいので、少なくともその含有量の半分となるNiを添加しなければ、クラックを避けることができない。しかしながら、Niもとても貴重な合金元素である。そのため、Cuの代わりに、Vを使用すると、鋼の製造コストを大幅に低下させることができる。

【 誤 訳 訂 正 4 】

【 訂 正 対 象 書 類 名 】 明 細 書

【 訂 正 対 象 項 目 名 】 0 0 1 9

【 訂 正 方 法 】 変 更

【 訂 正 の 内 容 】

【 0 0 1 9 】

Ti：元素をフェライト化させ、オーステナイト域を大幅に小さくする。Tiの炭化物 TiC は比較的安定しているので、結晶粒の成長を抑制できる。Tiはオーステナイトに固溶すると、鋼の焼入性の向上に寄与する。Tiは250～400 での焼き戻し脆性を低下させることができるが、本発明では調質処理をする必要がないので、Tiの添加量を減少することができる。本発明では、0.002～0.040重量%のTiを添加することにより、微細的な炭窒化物の析出を形成し、ベイナイトラス組織を微細化することができる。

【 誤 訳 訂 正 5 】

【 訂 正 対 象 書 類 名 】 明 細 書

【 訂 正 対 象 項 目 名 】 0 0 2 0

【 訂 正 方 法 】 変 更

【 訂 正 の 内 容 】

【 0 0 2 0 】

Al：オーステナイトのフェライトへの相変態駆動力を増やすことができ、オーステナイト相を大幅に小さくする。Alは鋼においてNと互いに作用し、小さく且つ分散的なAlNの析出を形成することによって、結晶粒の成長を抑制し、結晶粒の微細化及び鋼の低温靱性の向上を実現することができる。Alの含有量が多すぎると、鋼の焼入性と溶接性能に不良な影響を与える。本発明では、0.04重量%以下のAl微細化結晶粒を添加することにより、鋼板の靱性を向上させるとともにその溶接性能を確保することができる。

【 誤 訳 訂 正 6 】

【 訂 正 対 象 書 類 名 】 明 細 書

【 訂 正 対 象 項 目 名 】 0 0 3 1

【 訂 正 方 法 】 変 更

【 訂 正 の 内 容 】

【 0 0 3 1 】

1、圧延工程

圧延材の厚さが鋼板完成品の厚さの2～4倍になった時、ローラテーブル上で圧延材の温度が800～860 になるまで待つ。Nbを含む鋼である場合、その末再結晶温度は約950～1050 であるので、まず1050～1150 の高い温度で圧延して、オーステナイトに一定の転位密度を形成する。そして、圧延ビレットの温度を800～860 まで低下させる緩和過程において、オーステナイト結晶粒の内部に回復・静的再結晶

過程が発生し、オーステナイト結晶粒が微細化される。緩和過程においては、Nb、V及びTiの炭窒化物の単独析出と複合析出とが同時に発生し、析出された炭窒化物が転位と亜結晶粒界の動きとをピン止めし、オーステナイトの結晶粒内に大量の転位を保つとともに、冷却過程でのベイナイトの形成に大量の核形成場所を提供する。800～860での圧延により、オーステナイト内の転位密度が大幅に増加し、転位上に析出した炭窒化物により変形後の結晶粒の粗大化が抑制された。変形誘導析出の作用により、大きいパスの変形率は更に細かく且つ分散した析出物の形成に寄与する。高密度転位と細かく且つ分散した析出物はベイナイトに対して高密度の核形成場所を提供し、第2相粒子のベイナイト成長境界に対するピン止め作用によりベイナイトラスの成長と粗大化が抑制され、鋼の強度及び靱性の双方に対して、有利な作用を奏した。

【誤訳訂正7】

【訂正対象書類名】明細書

【訂正対象項目名】0032

【訂正方法】変更

【訂正の内容】

【0032】

圧延終了温度は未再結晶域の低温段に設定される。また、当該温度域は相変化点 A_{r3} に近い、つまり、圧延終了温度は780～840であり、この温度範囲内で圧延を終了すると、変形が増加し、回復が抑制される。従って、オーステナイト内の欠陥が増加し、ベイナイトの相変化に対して更に大きいエネルギーの蓄積が提供されるとともに、ミルに過大な負荷を加えることもなく、厚い板の生産に適している。

【誤訳訂正8】

【訂正対象書類名】明細書

【訂正対象項目名】0033

【訂正方法】変更

【訂正の内容】

【0033】

2、冷却工程

圧延終了後、鋼板は加速冷却装置に入り、15～30 / 秒の速度で450～550まで冷却される。早い冷却速度によりフェライトとパーライトの形成が回避され、直接にCCT曲線のベイナイト変換域に入る。ベイナイトの相変態駆動力は以下のように表すことができる。

【誤訳訂正9】

【訂正対象書類名】明細書

【訂正対象項目名】0039

【訂正方法】変更

【訂正の内容】

【0039】

は欠陥による歪み蓄積エネルギーである。早い冷却速度により、オーステナイトが過冷却され、化学相変態駆動力が増加し、圧延過程による歪み蓄積エネルギー

【誤訳訂正10】

【訂正対象書類名】明細書

【訂正対象項目名】0064

【訂正方法】変更

【訂正の内容】

【0064】

実施例6

実施の方式は実施例1とほぼ同じものであるが、加熱温度は1120であり、保温時間は180分間であった；第1段階の圧延の圧延開始温度は1050であり、圧延材の厚さは120mmであった；第2段階の圧延の圧延開始温度は820であり、パスの変

形率は15～25%であり、圧延終了温度は780 であり、鋼板完成品の厚さは40mmであった；鋼板冷却速度は20 / Sであり、終了温度は540 であった。

【誤訳訂正11】

【訂正対象書類名】特許請求の範囲

【訂正対象項目名】全文

【訂正方法】変更

【訂正の内容】

【特許請求の範囲】

【請求項1】

降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板であって、前記低溶接割れ感受性鋼板は、C：0.03～0.08重量%、Si：0.05～0.70重量%、Mn：1.30～2.20重量%、Mo：0.10～0.30重量%、Nb：0.03～0.10重量%、V：0.03～0.45重量%、Ti：0.002～0.040重量%、Al：0.02～0.04重量%、B：0.0010～0.0020重量%、残部がFe及び不可避免的不純物であり、かつ、溶接割れ感受性組成Pcm 0.20%を満たすことを特徴とする降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板。

【請求項2】

前記鋼板は極細ベイナイトラス組織構造を有していることを特徴とする請求項1に記載の降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板。

【請求項3】

製錬、鑄造、加熱、圧延、冷却の各工程を備える請求項1に記載の降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板の製造方法であって、熱間圧延後、加速冷却することを特徴とする降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板の製造方法。

【請求項4】

前記鑄造工程後のピレット又はインゴットの厚さは、最終板厚の4倍以上であることを特徴とする請求項3に記載の降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板の製造方法。

【請求項5】

前記加熱工程において、加熱温度は1050～1180 であり、保温時間は120～180分間であることを特徴とする請求項3に記載の降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板の製造方法。

【請求項6】

前記圧延工程は2段階の工程からなることを特徴とする請求項3に記載の降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板の製造方法。

【請求項7】

第1段階の圧延工程は、圧延開始温度は1050～1150 であり、圧延材の厚さが最終板厚の2～4倍になった時、ローラテーブル上で温度が800～860 になるまで待ち、その後、第2段階の圧延工程を行うことを特徴とする請求項6に記載の降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板の製造方法。

【請求項8】

第2段階の圧延工程におけるパスの変形率は10～28%であり、第2段階の圧延工程の圧延終了温度は780～840 であることを特徴とする請求項6に記載の降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板の製造方法。

【請求項9】

前記冷却工程は、加速冷却装置内での強制冷却と空冷を備え、鋼板は、前記加速冷却装置に入り、15～30 / Sの速度で350～400 まで冷却され、前記加速冷却装置から出た後、空冷されることを特徴とする請求項3に記載の降伏強さ800MPa級の低溶接割れ感受性鋼板の製造方法。

【請求項10】

前記空冷として、前記鋼板をスタックして冷却又は冷却床による冷却が行われることを

特徴とする請求項 9 に記載の降伏強さ 8 0 0 M P a 級の低溶接割れ感受性鋼板の製造方法
。