

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7585370号  
(P7585370)

(45)発行日 令和6年11月18日(2024.11.18)

(24)登録日 令和6年11月8日(2024.11.8)

|                         |               |         |  |  |
|-------------------------|---------------|---------|--|--|
| (51)国際特許分類              | F I           |         |  |  |
| C 2 1 D 9/46 (2006.01)  | C 2 1 D 9/46  | T       |  |  |
| C 2 2 C 38/00 (2006.01) | C 2 1 D 9/46  | U       |  |  |
| C 2 2 C 38/34 (2006.01) | C 2 2 C 38/00 | 3 0 1 W |  |  |
|                         | C 2 2 C 38/34 |         |  |  |

請求項の数 5 (全17頁)

|                   |                                    |          |                                                                                         |
|-------------------|------------------------------------|----------|-----------------------------------------------------------------------------------------|
| (21)出願番号          | 特願2023-34357(P2023-34357)          | (73)特許権者 | 522492576                                                                               |
| (22)出願日           | 令和5年3月7日(2023.3.7)                 |          | ポスコ カンパニー リミテッド                                                                         |
| (62)分割の表示         | 特願2021-532020(P2021-532020)<br>の分割 |          | 大韓民国 キョンサンブクド ポハナー<br>シ ナム－グ ドンヘアン－ロ 6 2 6 1                                            |
| 原出願日              | 令和1年11月1日(2019.11.1)               | (74)代理人  | 100083806                                                                               |
| (65)公開番号          | 特開2023-75224(P2023-75224A)         |          | 弁理士 三好 秀和                                                                               |
| (43)公開日           | 令和5年5月30日(2023.5.30)               | (74)代理人  | 100111235                                                                               |
| 審査請求日             | 令和5年4月6日(2023.4.6)                 |          | 弁理士 原 裕子                                                                                |
| (31)優先権主張番号       | 10-2018-0163898                    | (74)代理人  | 100195257                                                                               |
| (32)優先日           | 平成30年12月18日(2018.12.18)            |          | 弁理士 大淵 一志                                                                               |
| (33)優先権主張国・地域又は機関 | 韓国(KR)                             | (72)発明者  | ナ、 ヒュン－テク                                                                               |
|                   |                                    |          | 大韓民国 5 7 8 0 7 チョルラナムード<br>クァンヤン－シ ポッポサラン－ギル 2<br>0－2 6 クァンヤン アイアン アンド<br>スティール ワークス 気付 |
|                   |                                    |          | 最終頁に続く                                                                                  |

(54)【発明の名称】 成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

重量％で、C：0.1～0.15％、Si：2.0～3.0％、Mn：0.8～1.5％、P：0.001～0.05％、S：0.001～0.01％、Al：0.01～0.1％、Cr：0.7～1.7％、Mo：0.0001～0.2％、Ti：0.02～0.1％、Nb：0.01～0.03％、B：0.001～0.005％、V：0.1～0.3％、N：0.001～0.01％、残部Fe及び不可避不純物からなり、下記関係式1及び関係式2を満たす鋼スラブを1180～1300℃に加熱する段階と、

前記加熱されたスラブをAr3以上で熱間圧延し始め、下記関係式3を満たす条件で仕上げ熱間圧延する段階と、

前記熱間圧延後、500～600℃の温度範囲まで20～400℃／sの冷却速度で冷却（一次冷却）する段階と、

前記一次冷却後、350～500℃の温度範囲まで冷却（二次冷却）する段階と、

前記350～500℃の温度で巻き取る段階と、を含み、

ベイナイト基地組織に、面積分率で、フェライト：5～15％、残留オーステナイト：5～20％、マルテンサイト及び島状マルテンサイトの合計：10％以下を含む微細組織を有し、

引張強度（TS）が1180MPa以上、引張強度と伸びの積（TS×EL）が20,000MPa％以上、引張強度と穴広げ性の積（TS×HER）が30,000MPa％以上である、成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【関係式 1】

$$20 \leq H\gamma \leq 50$$

$$H\gamma = 194.5 - (428 [C] + 11 [Si] + 45 [Mn] + 35 [Cr] - 10 [Mo] - 107 [Ti] - 56 [Nb] - 70 [V])$$

(但し、[元素記号] は各元素の含量 (重量%) を意味する)

【関係式 2】

$$0.7 \leq a_p \leq 3.5$$

$$a_p = ([Mo] + [Ti] + [Nb] + [V]) \times [C] - 1$$

(但し、[元素記号] は各元素の含量 (重量%) を意味する)

【関係式 3】

$$900 \leq T^* \leq 960$$

$$T^* = T + 225 [C]^{0.5} + 17 [Mn] - 34 [Si] - 20 [Mo] - 41 [V]$$

(但し、T は熱間仕上げ圧延温度 (FDT) であり、[元素記号] は各元素の含量 (重量%) を意味する)

【請求項 2】

前記二次冷却は、 $0.5 \sim 70^\circ\text{C}/\text{s}$  の冷却速度で行う、請求項 1 に記載の成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項 3】

前記一次冷却後、 $0.05 \sim 4.0^\circ\text{C}/\text{s}$  の冷却速度で 12 秒以下の時間、極徐冷する段階をさらに含む、請求項 1 に記載の成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項 4】

前記巻き取り後、常温  $\sim 200^\circ\text{C}$  の温度範囲で自然冷却した後、矯正、校正、及び酸洗する工程をさらに含む、請求項 1 に記載の成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項 5】

前記熱延鋼板に対して、めっきを行う段階をさらに含む、請求項 1 に記載の成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車のシャシー (chassis) 部品のアーム (Arm) 類、フレーム、ビーム (beam)、ブラケット、補強材などに使用可能な鋼材に関し、より詳細には、成形性に優れた高強度熱延鋼板及びそれを製造する方法に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、内燃機関自動車の燃費低減、及び電気自動車内の電池重量による輸送機関の軽量化に対する要求が増え続けている。このうち自動車のシャシー部品も、高強度化及び薄物化が進んでいる。現在まで開発された鋼板は、上記薄物化によって乗員の安定性を確保するために引張強度を基準として  $750\text{MPa}$ 、 $980\text{MPa}$  級の水準を超え、 $1180\text{MPa}$  級の高強度鋼板の開発が求められている。しかし、今まで開発された技術に基づいて単に強度のみを増加させる場合には、伸び、穴広げ性などの成形性に劣るという問題が発生する。

【0003】

高強度鋼板の成形性の確保を目標として、組織中に残留オーステナイトを形成させ、変態誘起塑性 (Transformation Induced Plasticity、TRIP) 現象により優れた伸びを確保する技術が開発されている (特許文献 1～3)。これらの技術は、微細組織中の一定分率のポリゴナルフェライトと高傾角粒界に相対的に粗大でかつ等軸晶状の残留オーステナイトを形成させて伸びを確保することが主な内容である。

【0004】

10

20

30

40

50

しかし、残留オーステナイトは、部品加工時に前述の変態誘起塑性現象によりマルテンサイトに変態しやすく、ポリゴナルフェライトとの大きい硬度差により、シャシー部品加工時に、実際の成形性モードに近いバーリング性を表す穴広げ性が著しく低下するという欠点がある。

【0005】

これを克服するために、鋼板中の低温フェライト及びベイナイトの分率を増加させ、残留オーステナイトとの相間硬度差を低減することで、伸びと穴広げ性を同時に確保する技術が開発されている（特許文献4）。

【0006】

しかしながら、上記技術は、ポリゴナルフェライト変態を抑えるために、圧延後に急速冷却する方法を含んでいるが、さらなる冷却設備装置が不可避であるため生産性に制約があり、圧延直後の急冷により、コイル内の強度、穴広げ性などの様々な物性を均一に確保することが容易ではないという問題がある。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【文献】特開1994-145894号公報

【文献】特開2008-285748号公報

【文献】韓国公開特許第10-2012-0049993号公報

【文献】特開2012-251201号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明の一側面は、高い強度を有するとともに、伸び及び穴広げ性などの成形性に優れた熱延鋼板、及びそれを製造する方法を提供することを目的とする。

【0009】

本発明の課題は上述の内容に限定されない。本発明の追加的な課題が明細書の全体的な内容に記述されており、本発明が属する技術分野において通常の知識を有する者であれば、本発明の明細書に記載された内容から本発明の付加的な課題を理解するのに何ら困難がない。

【課題を解決するための手段】

【0010】

本発明の一態様は、重量%で、C：0.1～0.15%、Si：2.0～3.0%、Mn：0.8～1.5%、P：0.001～0.05%、S：0.001～0.01%、Al：0.01～0.1%、Cr：0.7～1.7%、Mo：0.0001～0.2%、Ti：0.02～0.1%、Nb：0.01～0.03%、B：0.001～0.005%、V：0.1～0.3%、N：0.001～0.01%、残部Fe及び不可避不純物を含み、

下記関係式1及び関係式2を満たし、

引張強度（TS）が1180MPa以上、引張強度と伸びの積（TS×EL）が20,000MPa%以上、引張強度と穴広げ性の積（TS×HER）が30,000MPa%以上である、成形性に優れた高強度熱延鋼板に関する。

【0011】

【関係式1】

$$20 \leq H_y \leq 50$$

$$H_y = 194.5 - (428 [C] + 11 [Si] + 45 [Mn] + 35 [Cr] - 10 [Mo] - 107 [Ti] - 56 [Nb] - 70 [V])$$

（但し、【元素記号】は、各元素の含量（重量%）を意味する）

【0012】

【関係式2】

$$0.7 \leq a_p \leq 3.5$$

$$a_p = ([Mo] + [Ti] + [Nb] + [V]) \times [C]^{-1}$$

(但し、[元素記号]は、各元素の含量(重量%)を意味する)

【0013】

本発明の他の一態様は、上記合金組成及び関係式1及び2を満たす鋼スラブを1180～1300℃に加熱する段階と、

上記加熱されたスラブをAr3以上で熱間圧延を始め、下記関係式3を満たす条件で仕上げ熱間圧延する段階と、

上記熱間圧延後、500～600℃の温度範囲まで20～400℃/sの冷却速度で冷却(一次冷却)する段階と、

上記一次冷却後、350～500℃の温度範囲まで冷却(二次冷却)する段階と、

上記350～500℃の温度で巻き取る段階と、を含む、成形性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法に関する。

【0014】

[関係式3]

$$900 \leq T^* \leq 960$$

$$T^* = T + 225 [C]^{0.5} + 17 [Mn] - 34 [Si] - 20 [Mo] - 41 [V]$$

(但し、Tは熱間仕上げ圧延温度(FDT)であり、[元素記号]は各元素の含量(重量%)を意味する)

【発明の効果】

【0015】

本発明の熱延鋼板は、優れた強度を有するとともに、成形性に優れるという利点がある。したがって、本発明の熱延鋼板を用いて、自動車のシャシー部品の高強度及び薄物化を図ることができる。

【図面の簡単な説明】

【0016】

【図1】本発明の実施例において、発明例と比較例の引張強度と伸びの積(TS×EL)及び引張強度と穴広げ性の積(TS×HER)の分布を示したグラフである。

【図2】(a)及び(b)はそれぞれ、実施例のうち発明例7と比較例2の微細組織を観察した写真である。

【図3】(a)、(b)、及び(c)はそれぞれ、実施例のうち比較例14、発明例7、及び比較例15の残留オーステナイトと近接組織中の析出物の関係を模式的に示した模式図である。

【発明を実施するための形態】

【0017】

一般的な変態誘起塑性(TRIP)鋼は、部品の成形時に高い延性が求められる自動車の車体部品に適用されており、部品特性上、2.5mmtレベル以下の薄物が求められる。そのため、熱間圧延後に冷間圧延を行い、その後、温度及び通板速度が比較的安定して制御可能な焼鈍工程での熱処理過程を経て組織を実現する。しかし、本発明のようなシャシー部品などに用いられる場合には、通常、厚さが1.5～5mmtの範囲であり、場合によってはそれより厚いこともあるため、冷間圧延による製造に適さない場合がある。また、シャシー部品などは、鋼板の製造時に単に延性の確保だけでなく、優れた穴広げ性も確保する必要があるため、冶金学的に残留オーステナイトが適切に形成され、基地組織との相間硬度差の低減も必要である。本発明は、上記の技術的困難性を克服し、熱延鋼板に対してTRIP特性を実現し、優れた穴広げ性を確保するために考案されたものである。

【0018】

以下、本発明について詳細に説明する。

【0019】

まず、本発明の熱延鋼板の合金組成について詳細に説明する。本発明の熱延鋼板は、重

10

20

30

40

50

量%で、C：0.1～0.15%、Si：2.0～3.0%、Mn：0.8～1.5%、P：0.001～0.05%、S：0.001～0.01%、Al：0.01～0.1%、Cr：0.7～1.7%、Mo：0.0001～0.2%、Ti：0.02～0.1%、Nb：0.01～0.03%、B：0.001～0.005%、V：0.1～0.3%、N：0.001～0.01%、残部Fe及び不可避不純物を含む。

【0020】

炭素（C）：0.1～0.15重量%（以下、%という）

上記Cは、鋼の強化において、最も経済的かつ効果的な元素である。添加量が増加すると、ベイナイト分率を増大させて強度を増加させ、残留オーステナイトの形成を容易にするため、変態誘起塑性効果に基づく伸びの確保にも有利である。しかし、その含量が0.1%未満である場合には、熱間圧延後の冷却中にベイナイト及び残留オーステナイトの分率を十分に確保できず、硬化能の低下によるポリゴナルフェライトの形成が助長される。その含量が0.15%を超える場合には、マルテンサイト分率の増大により強度が過度に上昇し、溶接性、成形性が低下するという問題がある。したがって、上記Cの含量は0.1～0.15%であることが好ましい。

【0021】

シリコン（Si）：2.0～3.0%

上記Siは、溶鋼を脱酸させ、固溶強化効果により強度の増加に寄与する元素である。また、組織中の炭化物の形成を抑え、冷却中に残留オーステナイトが容易に形成されるようにする。しかし、その含量が2.0%未満である場合には、組織中の炭化物の形成抑制及び残留オーステナイトの安定性確保の効果が微小である。これに対し、その含量が3.0%を超える場合には、フェライト変態が過度に促進され、組織中のベイナイト及び残留オーステナイトの分率が却って減少するようになるため、十分な物性を確保することが容易ではない。また、鋼板の表面にSiによる赤色スケールが形成され、鋼板の表面が劣化するだけでなく、溶接性が低下するという問題がある。したがって、上記Siの含量は2.0～3.0%であることが好ましい。

【0022】

マンガン（Mn）：0.8～1.5%

上記Mnは、Siと同様に、鋼の固溶強化に効果的な元素であり、鋼の硬化能を向上させ、熱間圧延後の冷却中にベイナイトまたは残留オーステナイトが容易に形成されるようにする。しかし、その含量が0.8%未満である場合には、Mnの添加による上記効果が得られず、1.5%を超える場合には、マルテンサイト分率を増大させるだけでなく、連続鋳造でスラブの鋳造時に厚さ中心部で偏析部が大きく発達するため、成形性が低下するという問題がある。したがって、上記Mnの含量は0.8～1.5%であることが好ましい。

【0023】

リン（P）：0.001～0.05%

上記Pは、鋼中に存在する不純物であり、その含量が0.05%を超える場合には、マイクロ偏析により延性が低下し、鋼の衝撃特性が低下する。一方、0.001%未満に製造するためには、製鋼操作時に多くの時間と労力が必要となり、生産性が著しく低下する。したがって、上記Pの含量は0.001～0.05%であることが好ましい。

【0024】

硫黄（S）：0.001～0.01%

上記Sは、鋼中に存在する不純物であり、その含量が0.01%を超える場合には、マンガンなどと結合して非金属介在物を形成し、これにより、鋼の靱性を著しく低下させるという問題がある。これに対し、0.001%未満に管理するためには、製鋼操作時に多くの時間と労力が必要となり、生産性が著しく低下する。したがって、上記Sの含量は0.001～0.01%であることが好ましい。

【0025】

アルミニウム（Al）：0.01～0.1%

上記アルミニウム（好ましくは、S o l . A l）は、主に脱酸のために添加する成分であり、十分な脱酸効果を期待するためには0.01%以上含まれることが好ましい。しかし、その含量が0.1%を超えて過多である場合には、窒素と結合してA l Nが形成され、連続 casting時にスラブコーナークラックが発生しやすく、介在物の形成による欠陥が発生しやすいため、これを防止するためには0.1%以下であることが好ましい。したがって、上記A lの含量は0.01~0.1%であることが好ましい。

【0026】

クロム（C r）：0.7~1.7%

上記C rは、鋼を固溶強化させるものであり、M nと同様に、冷却時におけるフェライト相変態を遅延させることでベイナイト及び残留オーステナイトの形成を助ける役割を果たす。このような効果を得るためには、0.7%以上含まれることが好ましい。しかし、1.7%を超える場合には、ベイナイトとマルテンサイト相の分率が必要以上に増加し、伸びが急激に減少するという問題が発生する。したがって、上記C rの含量は0.7~1.7%であることが好ましい。

【0027】

モリブデン（M o）：0.0001~0.2%

上記M oは、鋼の硬化能を増加させ、ベイナイトの形成を容易にする。そのためには、0.0001%以上含まれることが好ましい。しかし、その含量が0.2%を超えて過多である場合には、焼入れ性の増加によりマルテンサイトが形成され、成形性が急激に低下し、経済的な側面と溶接性の側面からも不利である。したがって、上記M oの含量は0.0001~0.2%であることが好ましい。

【0028】

チタン（T i）：0.02~0.1%

上記T iは、N b、Vとともに代表的な析出強化元素であり、Nとの強力な親和力により、鋼中に粗大なT i Nを形成する。上記T i Nは、熱間圧延のための加熱過程で結晶粒が成長することを抑える役割を果たす。一方、Nと反応して残ったT iは、鋼中に固溶されて炭素と結合することでT i C析出物を形成し、かかるT i C析出物は、鋼の強度を向上させる役割を果たす。本発明では、このような技術的効果を得るために、上記T iは0.02%以上含まれることが好ましい。しかし、その含量が0.1%を超えて過多である場合には、T i NもしくはT i Cの析出が過多であるため、鋼中にベイナイト及び残留オーステナイトの形成のために必要な固溶Cの含量が急激に低下する恐れがあり、析出物の粗大化により穴広げ性が低下する恐れがある。したがって、上記T iの含量は0.02~0.1%であることが好ましい。

【0029】

ニオブ（N b）：0.01~0.03%

上記N bは、T i、Vとともに代表的な析出強化元素であり、熱間圧延中に析出して再結晶を遅延させることで、結晶粒を微細化し、鋼の強度及び衝撃靱性を改善する役割を果たす。このような効果のために、上記N bは0.01%以上含まれることが好ましい。しかし、その含量が0.03%を超えて過多である場合には、熱間圧延中に鋼中の固溶C含量を急激に減少させ、十分なベイナイト及び残留オーステナイトを確保することができず、過度な再結晶の遅延により、延伸された結晶粒が形成され、成形性が低下する恐れがある。したがって、上記N bの含量は0.01~0.03%であることが好ましい。

【0030】

ボロン（B）：0.001~0.005%

上記Bは、鋼の硬化能の確保に非常に効果的であるだけでなく、固溶状態で存在する場合、結晶粒界を安定させ、低温域での鋼の脆性を改善する効果がある。また、固溶NとともにB Nを形成し、粗大な窒化物の形成を抑える役割を果たす。このような効果を得るためには、0.001%以上含まれることが好ましい。しかし、0.005%を超えて過多である場合には、熱間圧延中に再結晶挙動を遅延させ、析出強化効果が減少する。したがって、上記Bの含量は0.001~0.005%であることが好ましい。

10

20

30

40

50

## 【0031】

バナジウム (V) : 0.1 ~ 0.3 %

上記Vは、Ti、Nbとともに代表的な析出強化元素であり、巻き取り後に析出物を形成し、鋼の強度を向上させる役割を果たす。このような効果を得るためには、0.1 %以上含まれることが好ましい。しかし、0.3 %を超えて過多である場合には、粗大な複合析出物が形成されて成形性が低下し、経済的にも不利である。したがって、上記Vの含量は0.1 ~ 0.3 %であることが好ましい。

## 【0032】

窒素 (N) : 0.001 ~ 0.01 %

上記Nは、炭素とともに代表的な固溶強化元素であり、Ti、Alなどとともに粗大な析出物を形成する。一般に、窒素の固溶強化効果は炭素より優れるが、鋼中の窒素量が増加するほど靱性が著しく低下するという問題があるため、0.01 %以下で含まれることが好ましい。一方、その含量を0.001 %未満に製造するためには、製鋼操業に多くの時間が必要となって生産性が低下する恐れがある。したがって、上記Nの含量は0.001 ~ 0.01 %であることが好ましい。

10

## 【0033】

残りは、Feと不可避に含まれる不純物を含む。本発明の技術的效果を損なわない範囲で、上述の合金成分の他に追加的に含まれ得る合金成分を排除しない。

## 【0034】

本発明の熱延鋼板の上記合金組成は、下記関係式1及び関係式2を満たすことが好ましい。

20

## 【0035】

[関係式1]

$$20 \leq H_y \leq 50$$

$$H_y = 194.5 - (428 [C] + 11 [Si] + 45 [Mn] + 35 [Cr] - 10 [Mo] - 107 [Ti] - 56 [Nb] - 70 [V])$$

## 【0036】

上記関係式1中、[元素記号]は各合金成分の含量(重量%)を意味する。

## 【0037】

上記関係式1中、Hyは、硬化能強化元素であるC、Si、Mn、Cr、Mo、Nb、Vの添加による残留オーステナイト安定性の確保効果と、Mo、Ti、Nb、Vの添加による残留オーステナイト近接組織粒内における析出物の形成による相間硬度差の低減効果を、成分に関する関係式で表現したものである。

30

## 【0038】

上記関係式1中、Hyが20未満である場合には、硬化能の効果が高く残留オーステナイトの安定性が確保されるが、残留オーステナイト粒内に合金成分が過度に濃化される現象により、残留オーステナイトが急激に硬化する。そのため、フェライトまたはベイナイト組織との相間硬度差が増加し、鋼板の穴広げ性が低下する恐れがある。これに対し、Hyが50を超える場合には、残留オーステナイトの近接組織での過度な析出物の形成により、残留オーステナイト中の炭素含量が不足し、残留オーステナイトの安定性が低下して伸びが低下するという問題が発生する恐れがある。

40

## 【0039】

一方、上記関係式1の他に、残留オーステナイト近接組織中に適正分率の析出物を形成するために、上記関係式2を満たすことが好ましい。

## 【0040】

[関係式2]

$$0.7 \leq a_p \leq 3.5$$

$$a_p = ([Mo] + [Ti] + [Nb] + [V]) \times [C]^{-1}$$

上記関係式2中、[元素記号]は各合金成分の含量(重量%)を意味する。

## 【0041】

50

上記 $a_p$ の値が0.7未満である場合には、十分な析出物が残留オーステナイト近接組織に形成されず、3.5を超える場合には、過度な析出により、前述の残留オーステナイトの安定性が低下する。

#### 【0042】

本発明の熱延鋼板の微細組織は、ベイナイトを基地組織とし、面積分率で、フェライト5～15%、残留オーステナイト5～20%を含み、その他の不可避組織を10%以下含むことができる。上記不可避組織は、マルテンサイト、島状マルテンサイト(MA)などを含むことができ、これらの和が10%を超えないことが好ましい。10%を超える場合には、残留オーステナイトの分率低下により、伸びが低下するだけでなく、フェライト及びベイナイト組織との相間硬度差によって穴広げ性も低下する恐れがある。

10

#### 【0043】

上記フェライト分率が5%未満である場合には、鋼板の伸びの殆どを残留オーステナイトに依存するようになるため、本発明が目標とするレベルの伸びを確保しにくく、15%を超える場合には、十分な強度を確保しにくい。一方、上記残留オーステナイトが5%未満である場合には、微細組織中にマルテンサイトのような過度な低温変態相の分率が増加して強度は確保しやすい反面、伸びが低下する場合がある。これに比べて、残留オーステナイト分率が20%を超える場合には、それぞれの残留オーステナイト中の炭素含有量の減少による安定性の低下により、変形初期にほぼ全てがマルテンサイトに加工誘起変態されて延性が低下するという問題がある。

#### 【0044】

上記フェライトの平均硬度値は200HV以上であることが好ましい。上記硬度値が200HV未満である場合には、ベイナイト及び残留オーステナイトとの高い相間硬度差により穴広げ性が低下する恐れがある。上記フェライトの平均硬度値を確保するためには、フェライト中の低傾角粒界分率、転位密度、析出物確保が重要であり、そのためには、鋼板の製造時に、鋼板成分の設計だけでなく最適化された工程が必要である。

20

#### 【0045】

本発明の熱延鋼板の微細組織における上記残留オーステナイト粒界において、 $100\mu\text{m}$ 以内に存在するフェライト中の直径 $5\text{nm}$ 以上の析出物の数が、 $5 \times 10^n$ 個/ $\text{mm}^2$  ( $1 \leq n \leq 3$ )であることが好ましい。上記析出物の数が有効範囲未満である場合には、残留オーステナイトと隣接した組織間の相間硬度差の低減効果が十分ではないため、穴広げ性を確保しにくく、有効範囲を超える場合には、過度な析出によって残留オーステナイト及びベイナイトの分率が低下するため、強度及び延性が低下するという問題がある。

30

#### 【0046】

上記析出物の種類は特に限定されないが、Mo、Ti、Nb、Vを含む炭化物、窒化物などが挙げられる。

#### 【0047】

本発明の熱延鋼板は、引張強度(TS)が1180MPa以上、引張強度と伸びの積( $TS \times EL$ )が20,000MPa%以上、引張強度と穴広げ性の積( $TS \times HER$ )が30,000MPa%以上であることが好ましい。

#### 【0048】

次に、本発明の熱延鋼板を製造する一例について詳細に説明する。本発明の熱延鋼板は、上述の合金組成を満たす鋼スラブを加熱－熱間圧延－冷却－巻き取る工程により製造することができる。以下では、上記各工程について詳細に説明する。

40

#### 【0049】

前述の合金組成を有する鋼スラブを準備し、これを1180～1300℃の温度に加熱することが好ましい。上記加熱温度が1180℃未満であると、鋼スラブの熟熱が不足して熱間圧延時の温度確保が困難となり、連铸時に発生した偏析を拡散により解消しにくい一方、連铸時に析出された析出物が十分に再固溶されないため、熱間圧延後の工程で析出強化の効果を期待できない。これに対し、1300℃を超える場合には、オーステナイト結晶粒の粗大な成長により強度低下及び組織不均一が助長されるため、上記スラブの加熱

50

温度は1180～1300℃であることが好ましい。

【0050】

上記加熱された鋼スラブを熱間圧延する。上記加熱された鋼スラブを、フェライト相変態開始温度（ $A_{r3}$ ）以上の温度域で圧延し始め、下記関係式3を満たす温度範囲に熱間仕上げ圧延温度を管理することが好ましい。

【0051】

〔関係式3〕

$$900 \leq T^* \leq 960$$

$$T^* = T + 225 [C]^{0.5} + 17 [Mn] - 34 [Si] - 20 [Mo] - 41 [V]$$

（但し、 $T$ は熱間仕上げ圧延温度（ $FDT$ ）であり、〔元素記号〕は各元素の含量（重量%）を意味する）

【0052】

上記圧延後の仕上げ温度が関係式3の範囲未満である場合には、相対的に粗大でかつ延伸されたフェライトの分率が増加し、目標とする強度及び成形性を確保しにくく、逆に関係式3の範囲を超える場合には、高い圧延温度により、粗大な組織の形成に起因した強度低下及びスケール性表面欠陥増加が発生して、さらに他の観点から、成形性が低下するという問題がある。

【0053】

上記 $T^*$ は、圧延前または圧延中に発生し得る二相域での相変態により粗大に延伸されたフェライトの形成を抑えるための有効温度範囲である。 $C$ や $Mn$ のようなフェライト変態を遅延させる合金元素の添加時には、その範囲が増加するが、フェライト変態を促進させる $Si$ の含量が増加するときには、その範囲を縮小させる。また、 $Mo$ 及び $V$ は、上記 $C$ 及び $Mn$ と類似して相変態時に硬化能を増加させる結果をもたらすが、 $C$ との結合による炭化物の形成が容易な元素であって、かかる炭化物の形成により、ベイナイト及び残留オーステナイトを形成するために必要な $C$ を消尽させることにより、本発明で提示する物性を確保できないようにする。そのため、上記 $T^*$ が900未満である場合には、延伸された粗大なフェライト分率が高くてベイナイト分率及び残留オーステナイトの分布挙動の均一性を低下させ、強度だけでなく成形性も低下させる。これに対し、960を超える場合には、高い圧延温度を確保するために高温の加熱作業が不可避であって、スケール性欠陥が多く発生して表面品質が劣化するだけでなく、粗大な組織が形成されることにより強度及び成形性を確保しにくくなる恐れがある。

【0054】

上記熱間圧延された鋼板を、500～600℃の温度範囲まで20～400℃/sの冷却速度で冷却（一次冷却）する。上記一次冷却終了温度が500℃未満であって急激に冷却する場合、沸騰遷移温度域に鋼板が急激に冷却し得るため、形状及び材質の均一性が低下するという問題が発生する恐れがある。これに対し、600℃を超える場合には、ポリゴナルフェライト分率が過度に増加し、十分な強度及び穴広げ性を確保することが容易ではない。上記一次冷却速度が400℃/sを超える場合には、設備運用上の制限があり、過度な冷却速度によるフェライト及びベイナイト変態挙動の不均一性により、形状及び材質の均一性が低下する恐れがある。これに対し、20℃/s未満の冷却速度で冷却する場合には、冷却中にフェライトとパーライト相変態が発生し、所望のレベルの強度及び穴広げ性を確保することができない。一方、上記一次冷却速度は70～400℃/sであることがより好ましい。

【0055】

一方、上記一次冷却後、必要に応じて、低温フェライトの形成及び析出効果を増大させるために、0.05～4.0℃/sの冷却速度で、12秒以下の時間極徐冷する工程をさらに含むことができる。上記極徐冷時間が12秒を超えると、実際の $ROT$ （ $Run\ Out\ Table$ ）区間での制御が容易ではなく、組織中にフェライト分率が過度に増加することで、必要なベイナイト及び残留オーステナイトの分率を確保しにくくなって、所

10

20

30

40

50

望の物性を確保しにくい。

#### 【0056】

上記一次冷却後、350～500℃の温度範囲まで0.5～70℃/sの冷却速度で冷却（二次冷却）する。場合によっては、上記二次冷却過程に極徐冷工程が含まれてもよい。上記二次冷却終了温度が350℃未満である場合には、マルテンサイト及びMA相の分率が過度に増加し、500℃を超える場合には、ベイナイト及び残留オーステナイト相分率を確保できないため、本発明で提示する1180MPa以上の引張強度で伸びと穴広げ性を同時に確保することができなくなる。一方、上記二次冷却速度が0.5℃/s未満である場合には、過度なフェライトの形成によってベイナイト及び残留オーステナイトが十分に確保されず、強度確保が容易ではなく、相間硬度差による穴広げ性が低下する恐れがある。これに対し、冷却速度が70℃/sを超える場合には、ベイナイト分率が増加し、フェライト及び残留オーステナイト分率が減少して伸びを確保しにくくなる。一方、上記二次冷却速度は0.5～50℃/sで行うことがより好ましい。

10

#### 【0057】

上記二次冷却が完了した熱延鋼板を、その温度で巻き取ることが好ましい。上記巻き取られた熱延鋼板を、常温～200℃の温度範囲で自然冷却した後、矯正による形状校正及び酸洗、または酸洗と類似の工程により表層部のスケールを除去することができる。上記鋼板の温度が200℃を超える場合には、矯正時の形状校正は容易であるが、酸洗中の過酸洗によって表層部の粗さが悪くなるという問題がある。

20

#### 【0058】

また、必要に応じて、めっき層を形成することができる。上記めっきの種類と方法は特に限定されない。但し、めっきのための加熱のような鋼板の熱処理時に、ベイナイト、残留オーステナイトなどの低温変態相の解れ現象を抑えるために、600℃未満にすることが好ましい。

#### 【実施例】

#### 【0059】

以下、本発明の実施例について詳細に説明する。下記実施例は本発明の理解のためのものに過ぎず、本発明の権利範囲を限定するためのものではない。本発明の権利範囲は、特許請求の範囲に記載の事項と、それから合理的に類推される事項によって決まるものである。

30

#### 【0060】

#### （実施例）

下記表1の合金組成（重量%、残りはFe及び不可避不純物である）を有する鋼スラブを製造した後、1250℃に加熱し、圧延後の仕上げ温度が関係式3を満たす範囲で2.5～3.5mm/tに熱間圧延した後、表2に開示の冷却条件で冷却して熱延鋼板を製造した。この際、二次冷却時の冷却速度は0.5～70℃/s内で制御され、表2に示された二次冷却終了温度まで冷却してから巻き取りを行った。その後、常温まで大気中で自然冷却した後、矯正による形状校正及び酸洗工程を経て表層部のスケールを除去した。

#### 【0061】

上記により製造された熱延鋼板に対して、走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope、SEM）を用いて微細組織を観察し、画像分析器（image analyzer）を用いて面積分率を算出し、その結果を表3に示した。特に、MA相の面積分率は、Le Peraエッチング法によりエッチングした後、光学顕微鏡及びSEMを同時に用いて測定した。

40

#### 【0062】

特に、残留オーステナイト（RA）及び残留オーステナイト近接組織の炭素含量及び析出物の分布は、透過型電子顕微鏡（Transmission Electron Microscope、TEM）を用いて特定し、析出物の個数は、発明例及び比較例の何れにおいても、500nm<sup>2</sup>の面積、10箇所に対して、直径5nm以上の析出物の平均値を算出したものである。

50

【0063】

一方、製造された熱延鋼板の圧延方向に対して、90°及び0°の方向を基準としてJIS 5号規格の試験片を準備し、10mm/minの変形速度で常温で引張試験を行い、降伏強度（YS）、引張強度（TS）、及び伸び（EL）を測定した。これらは、それぞれ0.2% offset降伏強度、引張強度、及び破壊伸びを意味する。上記降伏強度と引張強度は、圧延方向に対して90°の試験片を評価した実績であり、伸びは、圧延方向に対して0°の試験片を評価した実績である。上記引張強度及び伸びを下記表3に示した。

【0064】

穴広げ性（HER）は、横／縦が約120mmサイズの正方形の試験片を準備し、打ち抜き作業により、試験片の中央に直径10mmの穴を打ち抜いた後、バリ（burr）を上向きにしてコーンを押し上げながら円周部分にクラックが発生する直前までの穴の直径を、最小穴直径（10mm）に対する百分率で計算して表3に示した。

【0065】

10

20

30

40

50

【表 1】

| 区分    | 組成 (wt. %) |     |     |      |       |      |     |       |      |       |       |      |       | 関係式1 | 関係式2 |
|-------|------------|-----|-----|------|-------|------|-----|-------|------|-------|-------|------|-------|------|------|
|       | C          | Si  | Mn  | P    | S     | Al   | Cr  | Mo    | Ti   | Nb    | B     | V    | N     |      |      |
| 発明例1  | 0.14       | 2.4 | 1.4 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.11  | 0.03 | 0.021 | 0.003 | 0.12 | 0.003 | 20.6 | 2.0  |
| 発明例2  | 0.12       | 2.4 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.4 | 0.05  | 0.03 | 0.015 | 0.004 | 0.12 | 0.004 | 31.2 | 1.8  |
| 発明例3  | 0.11       | 2.4 | 0.9 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.4 | 0.05  | 0.04 | 0.015 | 0.002 | 0.12 | 0.003 | 45.5 | 2.0  |
| 発明例4  | 0.13       | 2.1 | 1.3 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.15  | 0.03 | 0.015 | 0.003 | 0.11 | 0.004 | 32.0 | 2.3  |
| 発明例5  | 0.14       | 2.2 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.4 | 0.07  | 0.05 | 0.021 | 0.003 | 0.14 | 0.003 | 28.9 | 2.0  |
| 発明例6  | 0.14       | 2.4 | 1.4 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 0.8 | 0.14  | 0.03 | 0.021 | 0.002 | 0.12 | 0.003 | 31.4 | 2.2  |
| 発明例7  | 0.11       | 2.1 | 1.2 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.003 | 0.03 | 0.015 | 0.003 | 0.13 | 0.003 | 45.0 | 1.6  |
| 発明例8  | 0.14       | 2.9 | 0.9 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.4 | 0.003 | 0.04 | 0.015 | 0.003 | 0.19 | 0.003 | 31.6 | 1.8  |
| 発明例9  | 0.12       | 2.3 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.6 | 0.07  | 0.04 | 0.015 | 0.002 | 0.11 | 0.004 | 25.9 | 2.0  |
| 比較例1  | 0.24       | 2.1 | 0.9 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.15  | 0.03 | 0.015 | 0.003 | 0.09 | 0.004 | 1.5  | 1.2  |
| 比較例2  | 0.08       | 2.2 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.15  | 0.03 | 0.015 | 0.001 | 0.11 | 0.003 | 61.3 | 3.8  |
| 比較例3  | 0.13       | 3.4 | 1.4 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.15  | 0.04 | 0.015 | 0.003 | 0.14 | 0.003 | 16.4 | 2.7  |
| 比較例4  | 0.13       | 1.8 | 0.9 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.05  | 0.04 | 0.015 | 0.002 | 0.12 | 0.004 | 54.1 | 1.7  |
| 比較例5  | 0.13       | 2.2 | 1.7 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.07  | 0.04 | 0.015 | 0.003 | 0.11 | 0.004 | 13.2 | 1.8  |
| 比較例6  | 0.13       | 2.9 | 0.6 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.07  | 0.04 | 0.015 | 0.003 | 0.09 | 0.003 | 53.6 | 1.7  |
| 比較例7  | 0.13       | 2.1 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.8 | 0.15  | 0.04 | 0.015 | 0.002 | 0.14 | 0.004 | 19.7 | 2.7  |
| 比較例8  | 0.13       | 2.4 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 0.5 | 0.15  | 0.03 | 0.015 | 0.002 | 0.09 | 0.004 | 57.3 | 2.2  |
| 比較例9  | 0.14       | 2.2 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0     | 0.01 | 0.005 | 0.002 | 0.09 | 0.003 | 30.0 | 0.8  |
| 比較例10 | 0.14       | 2.1 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.22  | 0.11 | 0.035 | 0.003 | 0.31 | 0.003 | 61.1 | 4.8  |
| 比較例11 | 0.13       | 2.4 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.4 | 0.07  | 0.03 | 0.015 | 0.003 | 0.11 | 0.003 | 26.4 | 1.7  |
| 比較例12 | 0.14       | 2.1 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.07  | 0.03 | 0.015 | 0.003 | 0.12 | 0.003 | 36.6 | 1.7  |
| 比較例13 | 0.14       | 2.1 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.07  | 0.03 | 0.015 | 0.003 | 0.12 | 0.004 | 36.6 | 1.7  |
| 比較例14 | 0.14       | 2.1 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.07  | 0.03 | 0.015 | 0.003 | 0.12 | 0.004 | 36.6 | 1.7  |
| 比較例15 | 0.14       | 2.1 | 1.1 | 0.01 | 0.003 | 0.04 | 1.1 | 0.07  | 0.03 | 0.015 | 0.003 | 0.12 | 0.003 | 36.6 | 1.7  |

（上記関係式1は、 $H\gamma = 194.5 - (428 [C] + 11 [Si] + 45 [Mn] + 35 [Cr] - 10 [Mo] - 107 [Ti] - 56 [Nb] - 70 [V])$ ）であり、  
関係式2は、 $a_p = ([Mo] + [Ti] + [Nb] + [V]) \times [C]^{-1}$ である）  
【0066】

10

20

30

40

50

【表 2】

| 区分    | FDT<br>(T) (°C) | 関係式3<br><br>T* | 一次冷却 |        | 極徐冷帯 |     | 二次冷却 |  |
|-------|-----------------|----------------|------|--------|------|-----|------|--|
|       |                 |                | 終了温度 | 冷却速度   | 中間温度 | 時間  | 終了温度 |  |
|       |                 |                | (°C) | (°C/s) | (°C) | (秒) | (°C) |  |
| 発明例1  | 931             | 950            | 591  | 85     | －    | －   | 453  |  |
| 発明例2  | 941             | 950            | 562  | 95     | －    | －   | 409  |  |
| 発明例3  | 948             | 950            | 561  | 97     | 555  | 6   | 481  |  |
| 発明例4  | 922             | 946            | 563  | 90     | 559  | 8   | 452  |  |
| 発明例5  | 929             | 950            | 582  | 87     | 577  | 8   | 466  |  |
| 発明例6  | 935             | 954            | 568  | 92     | 562  | 8   | 479  |  |
| 発明例7  | 931             | 949            | 564  | 92     | 557  | 6   | 443  |  |
| 発明例8  | 939             | 932            | 554  | 96     | 550  | 5   | 441  |  |
| 発明例9  | 940             | 953            | 533  | 102    | 525  | 5   | 446  |  |
| 比較例1  | 902             | 949            | 559  | 86     | 553  | 8   | 449  |  |
| 比較例2  | 935             | 935            | 531  | 101    | 526  | 8   | 458  |  |
| 比較例3  | 933             | 914            | 551  | 96     | 545  | 8   | 428  |  |
| 比較例4  | 924             | 953            | 584  | 85     | 576  | 8   | 466  |  |
| 比較例5  | 912             | 941            | 550  | 91     | 541  | 8   | 439  |  |
| 比較例6  | 936             | 924            | 573  | 91     | 567  | 6   | 455  |  |
| 比較例7  | 918             | 938            | 562  | 89     | 555  | 6   | 449  |  |
| 比較例8  | 927             | 939            | 578  | 87     | 571  | 6   | 463  |  |
| 比較例9  | 923             | 947            | 585  | 85     | 570  | 8   | 465  |  |
| 比較例10 | 931             | 945            | 562  | 92     | 565  | 8   | 477  |  |
| 比較例11 | 880             | 892            | 568  | 78     | 563  | 6   | 418  |  |
| 比較例12 | 924             | 949            | 670  | 64     | 635  | 6   | 425  |  |
| 比較例13 | 924             | 949            | 562  | 91     | 556  | 15  | 441  |  |
| 比較例14 | 928             | 953            | 610  | 80     | 558  | 0   | 311  |  |
| 比較例15 | 921             | 946            | 616  | 76     | 599  | 8   | 550  |  |

上記関係式 3 は、 $T^* = T + 225 [C]^{0.5} + 17 [Mn] - 34 [Si] - 20 [Mo] - 41 [V]$  により計算され、上記中間温度は、一次冷却終了温度と二次冷却開始温度の中間点を意味する。  
【0067】

10

20

30

40

50

【表 3】

| 区分    | 微細組織 |    |      |    |                  | 圧延板材物性 |     |     |        |        |
|-------|------|----|------|----|------------------|--------|-----|-----|--------|--------|
|       | F    | B  | M+MA | RA | $\Sigma N_{PPT}$ | TS     | El  | HER | TS×El  | TS×HER |
|       |      |    |      |    |                  | (MPa)  | (%) | (%) | (MPa%) | (MPa%) |
| 発明例1  | 5    | 77 | 8    | 10 | 231              | 1240   | 17  | 29  | 21080  | 35960  |
| 発明例2  | 6    | 76 | 9    | 9  | 192              | 1221   | 17  | 27  | 20757  | 32967  |
| 発明例3  | 9    | 73 | 7    | 11 | 217              | 1217   | 18  | 29  | 21906  | 35293  |
| 発明例4  | 6    | 77 | 6    | 11 | 312              | 1249   | 17  | 26  | 21233  | 32474  |
| 発明例5  | 7    | 76 | 7    | 10 | 292              | 1283   | 16  | 25  | 20528  | 32075  |
| 発明例6  | 6    | 79 | 6    | 9  | 258              | 1255   | 16  | 24  | 20080  | 30120  |
| 発明例7  | 9    | 77 | 5    | 9  | 353              | 1211   | 18  | 28  | 21798  | 33908  |
| 発明例8  | 7    | 77 | 6    | 10 | 501              | 1253   | 17  | 24  | 21301  | 30072  |
| 発明例9  | 9    | 75 | 7    | 9  | 275              | 1209   | 18  | 26  | 21762  | 31434  |
| 比較例1  | 5    | 63 | 15   | 17 | 184              | 1297   | 16  | 19  | 20752  | 24643  |
| 比較例2  | 25   | 70 | 4    | 1  | 246              | 1098   | 20  | 21  | 21960  | 23058  |
| 比較例3  | 14   | 72 | 5    | 9  | 481              | 1021   | 24  | 18  | 24504  | 18378  |
| 比較例4  | 23   | 68 | 5    | 4  | 295              | 1150   | 19  | 17  | 21850  | 19550  |
| 比較例5  | 5    | 71 | 11   | 13 | 282              | 1310   | 16  | 19  | 20960  | 24890  |
| 比較例6  | 17   | 76 | 4    | 3  | 326              | 1137   | 20  | 20  | 22740  | 22740  |
| 比較例7  | 6    | 78 | 6    | 10 | 264              | 1267   | 17  | 22  | 21539  | 27874  |
| 比較例8  | 14   | 69 | 8    | 9  | 309              | 1176   | 21  | 21  | 24696  | 24696  |
| 比較例9  | 5    | 79 | 6    | 10 | 125              | 1242   | 16  | 23  | 19872  | 28566  |
| 比較例10 | 7    | 85 | 5    | 3  | 6735             | 1375   | 11  | 22  | 15125  | 30250  |
| 比較例11 | 25   | 65 | 5    | 5  | 201              | 1009   | 22  | 24  | 22198  | 24216  |
| 比較例12 | 35   | 56 | 4    | 5  | 5839             | 869    | 19  | 19  | 16511  | 16511  |
| 比較例13 | 43   | 49 | 4    | 4  | 5763             | 821    | 18  | 19  | 14778  | 15599  |
| 比較例14 | 1    | 85 | 12   | 2  | 17               | 1279   | 16  | 21  | 20464  | 26859  |
| 比較例15 | 36   | 60 | 1    | 3  | 5714             | 1085   | 14  | 24  | 15190  | 26040  |

(上記表 3 中、F：フェライト、B：ベイナイト、M：マルテンサイト、MA：島状マルテンサイト、RA：残留オーステナイトである。 $\Sigma N_{PPT}$ ：オーステナイト粒界において  $100\mu\text{m}$  以内に含まれている析出物の単位面積  $1\text{mm}^2$  当たりの個数である)

【0068】

上記表 3 に示すように、本発明の組成及び製造条件を満たす場合には、 $1180\text{MPa}$  以上の高い強度を有するとともに、 $TS \times El$  が  $20,000\text{MPa}\%$  以上であり、 $TS \times HER$  が  $30,000\text{MPa}\%$  であって、優れた成形性を確保することができる。

【0069】

図 1 は上記発明例と比較例の  $TS \times El$  と  $TS \times HER$  の分布を示したグラフである。

図 1 によると、本発明で提示する条件を満たす発明例は、何れも優れた物性を確保することが確認できる。

【 0 0 7 0 】

図 2 の ( a ) 及び ( b ) は、 S E M を用いて、それぞれ発明例 7 と比較例 2 の微細組織を観察したものであり、上記発明例 7 では、ベイナイト ( B ) の主相にフェライト ( F ) 及び残留オーステナイト ( R A ) を一部含んでいるのに対し、比較例 2 では、過度なフェライト ( F ) が形成されていることが確認できる。このことから、比較例 2 では、本発明で提示する強度が確保されないことが確認できる。

【 0 0 7 1 】

図 3 の ( a ) 、 ( b ) 、及び ( c ) はそれぞれ、比較例 1 4 、発明例 7 、及び比較例 1 5 の残留オーステナイトと近接組織中の析出形成挙動を模式的に示したものである。図 3 の ( a ) では、過度なベイナイトの形成により、残留オーステナイト近接組織での析出物が殆ど形成されないことが分かる。これに比べて、 ( c ) では、二次冷却が十分ではないため、残留オーステナイト近接組織中に過度な析出物が形成され、残留オーステナイトの安定性を確保するための炭素含量が十分ではないため、伸びが十分に確保されなかった。

【 0 0 7 2 】

上記表 3 に示すように、比較例 1 ～ 1 0 は、鋼板の組成と、関係式 1 または 2 が本発明の適正範囲に該当しない場合であって、本発明で提示する物性を確保できていない。

【 0 0 7 3 】

特に、比較例 9 及び 1 0 は、 M o 、 T i 、 N b 、 V の含量が本発明で提示する範囲を外れていて、残留オーステナイト近接組織中の析出物の個数が、本発明で提示する有効範囲を外れたため、優れた物性を確保できていない。

【 0 0 7 4 】

比較例 1 1 ～ 1 5 は、各成分が本発明の有効範囲を満たすが、熱間圧延後の仕上げ温度、冷却条件が本発明で提示する有効範囲を外れた場合である。これらの場合、本発明で提示する T S × E L と T S × H E R を確保できていないことが分かる。

10

20

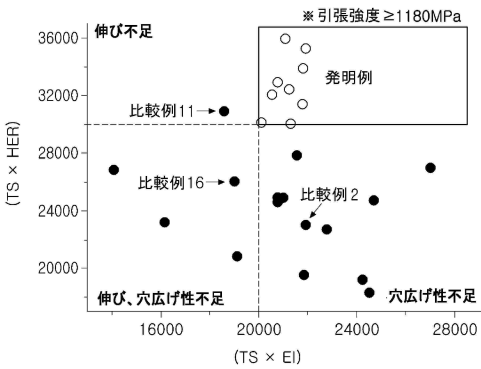
30

40

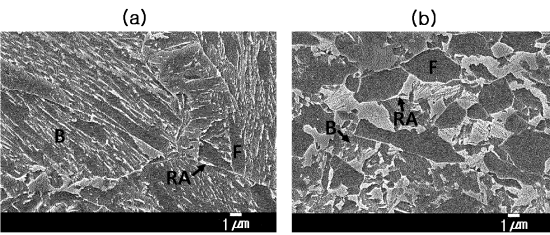
50

【図面】

【図 1】

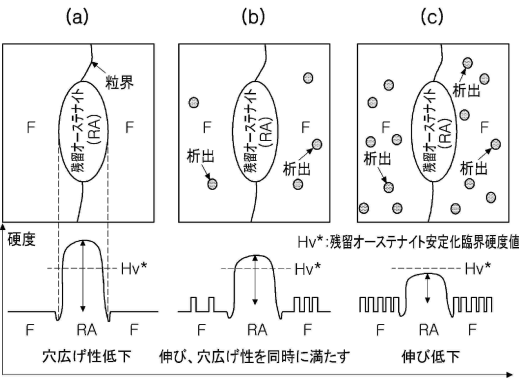


【図 2】



10

【図 3】



20

30

40

50

フロントページの続き

- (72)発明者   キム、 ソン－イル  
大韓民国 ５７８０７ チョルラナムード クァンヤン－シ ポッポサラン－ギル ２０－２６ クァ  
ンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付
- (72)発明者   べ、 ギューヨル  
大韓民国 ２１９８５ インチョン ヨンス－グ ソンドクァハク－ロ １００ ポスコ
- 審査官   鈴木 毅
- (56)参考文献   国際公開第２０１７／０１７９３３（WO，A１）  
特開２０１７－１４５４６７（JP，A）  
特開２０１２－２５１２０１（JP，A）  
特開２００５－３１４７９６（JP，A）  
特開２０１７－１８６６３４（JP，A）  
特開２０１４－２２４３１７（JP，A）  
欧州特許出願公開第０１３７５６９４（EP，A１）
- (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   8／0 0   －   8／0 4  
C 2 1 D   9／4 6   －   9／4 8