

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5040475号
(P5040475)

(45) 発行日 平成24年10月3日(2012.10.3)

(24) 登録日 平成24年7月20日(2012.7.20)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C 38/00	38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W
C 2 2 C 38/14	38/14	(2006.01)	C 2 2 C 38/14
C 2 1 D 9/46	9/46	(2006.01)	C 2 1 D 9/46 S
C 2 1 D 8/02	8/02	(2006.01)	C 2 1 D 8/02 B

請求項の数 2 (全 12 頁)

(21) 出願番号	特願2007-171898 (P2007-171898)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成19年6月29日 (2007.6.29)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2009-7652 (P2009-7652A)		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1月15日 (2009.1.15)	(74) 代理人	100099531
審査請求日	平成22年4月22日 (2010.4.22)		弁理士 小林 英一
		(72) 発明者	瀬戸 一洋
			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	中村 展之
			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	小林 聡雄
			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】 加工性に優れ、かつ熱処理後の強度韌性に優れた厚肉熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

- | | |
|----------------------|--------------------|
| C : 0.10 ~ 0.20%、 | Si : 0.01 ~ 1.0%、 |
| Mn : 0.5 ~ 2.0%、 | P : 0.03% 以下、 |
| S : 0.01% 以下、 | Al : 0.01 ~ 0.10%、 |
| N : 0.005% 以下、 | Ti : 0.01 ~ 0.15%、 |
| B : 0.0010 ~ 0.0050% | |

を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成と、面積率で95%以上のベイニティックフェライト相からなる組織とを有し、板厚方向の硬度差が平均値に対して10%以内であり、引張強さ：440～640MPa、伸び：20%以上（標点距離GL：50mm）を満足することを特徴とする、高強度で加工性に優れかつ熱処理後の強度韌性に優れた板厚6mm以上12mm以下の厚肉熱延鋼板。

【請求項2】

質量%で、

- | | |
|----------------------|--------------------|
| C : 0.10 ~ 0.20%、 | Si : 0.01 ~ 1.0%、 |
| Mn : 0.5 ~ 2.0%、 | P : 0.03% 以下、 |
| S : 0.01% 以下、 | Al : 0.01 ~ 0.10%、 |
| N : 0.005% 以下、 | Ti : 0.01 ~ 0.15%、 |
| B : 0.0010 ~ 0.0050% | |

を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる組成を有する鋼素材に、仕上圧延の圧延終了温度を820～880 とする熱間圧延を施し板厚6mm以上12mm以下の熱延鋼板としたのち、該熱延鋼板に、表面の冷却速度で15～50 / sとなる冷却を表面温度が550～650 となる温度域まで施し、該温度域でコイル状に巻き取ることを特徴とする、板厚方向の硬度差が平均値に対して10%以内であり、引張強さ：440～640MPa、伸び：20%以上（標点距離GL：50mm）を満足し、高強度で加工性に優れかつ熱処理後の強度韌性に優れた厚肉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、厚肉熱延鋼板およびその製造方法に関する。ここでいう「厚肉熱延鋼板」とは、板厚6mm以上12mm以下の比較的板厚の厚い熱延鋼板をいうものとする。該厚肉熱延鋼板は、自動車や建設機械（以下、建機ともいう）などの構造部材を製造するための素材として好適なものである。

【背景技術】

【0002】

近年、地球環境の保全という観点から、自動車の排気ガス規制が強化され、燃費向上のために自動車車体の軽量化が推進されている。自動車用部材についても例外でなく、自動車用部材の軽量化が強く要求されている。また、建機などの構造部材についても同様に軽量化の要求が強い。というのも、これら自動車や建機などの構造部材については、板厚が6mm以上12mm以下程度、長さが10mにも及ぶような厚肉大型の大重量の素材が使用されることが多いからである。そこで、部材重量を軽減すべく、使用する鋼板を高強度化した鋼板とすると、伸び特性等の鋼板の加工性が低下し、加工の難度が急激に増加するという問題がある。また、軽量化のためにあけられる穴部や不可避免的に存在する溶接部などの応力集中部で疲労強度が向上しないという問題のため、他の薄肉小型の部材とは異なり、自動車や建機などの構造部材のような厚肉大型の部材では、高強度化しても高々、引張強さ：540MPa程度までの高強度化までであった。

【0003】

近年、薄肉小型部材の高強度化手段として、プレス加工しながら焼入れる、ダイクエンチが実用化されている。しかし、このダイクエンチを厚肉大型部材に適用する場合には、設備自体が巨大となるという問題に加えて、厚肉であるため、中心部まで焼きが入らず所望の強度を確保できないうえ、さらに焼入れままの状態では、厚肉部材特有の脆性破壊を生じる、などの問題がある。このため、ダイクエンチは厚肉大型部材には不向きであるとされてきた。

【0004】

しかし、自動車や建機などの構造部材への軽量化の要求は強く、部材の高強度化が熱望されている。そのため、最近では、特に高強度が要求される部材では、部材形状に加工したのち、焼入れ焼戻処理等の熱処理を施し、部材の高強度化さらには高韌化を図ることが行われるようになってきている。したがって、素材である熱延鋼板には、強度、伸び特性とともに、部材形状に加工した後に施される熱処理後の部材強度さらには部材韌性に優れることが要求されるようになってきている。

【0005】

このような要望に対し、例えば、特許文献1には、C：0.10～0.37%を含み、さらに、Si、Mn、P、S、Alの適正量を含有し、さらにB、Nを14B/10.8N：0.50以上を満足するように、含有する鋼を、巻取温度720 以下で熱間圧延し、鋼中析出物であるBNの平均粒径が0.1μm以上、かつ焼入れ後の旧オーステナイト粒径が2～25μmとなる、薄鋼板の製造方法が記載されている。特許文献1に記載された技術によれば、加工後の低温短時間での焼入れ性に優れ、かつ焼入れ後の韌性に優れ、焼入れ条件による特性の変動が小さい、薄鋼板が製造できるとしている。

【0006】

10

20

30

40

50

また、特許文献2には、C：0.10～0.37%を含み、さらに、Si、Mn、P、S、Al、Tiの適正量を含有し、さらにB、Nを有効B量：0.0005%以上を満足するように、含有する鋼を、巻取温度720以下で熱間圧延し、鋼中析出物であるTiNの平均粒径が0.06～0.30 μ m、かつ焼入れ後の旧オーステナイト粒径が2～25 μ mとなる、焼入れ後の衝撃韌性に優れた薄鋼板の製造方法が記載されている。特許文献2に記載された技術によれば、加工後の低温短時間での焼入れ性に優れ、かつ焼入れ後の衝撃韌性に優れ、焼入れ条件による特性の変動が小さい、薄鋼板が製造できるとしている。

【特許文献1】特開2002-309344号公報

【特許文献2】特開2002-309345号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

しかしながら、特許文献1、2に記載された技術は、2.4mm程度の比較的板厚の薄い熱延鋼板を対象としており、特許文献1、2に記載された技術を、自動車や建機などの構造部材のような厚肉大型部材用の比較的板厚の厚い熱延鋼板の製造に適用すると、板厚方向で組織が変化し、板厚方向中心部での強度・延性が低下するため、板厚方向で均一な組織を有し、所望の強度・延性を有する熱延鋼板を得ることができないうえ、熱処理後に所望の強度韌性が確保できないという問題があった。

【0008】

また、自動車や建機などの構造部材のような厚肉大型部材用の、厚肉熱延鋼板では、板厚中心部で所望の均一組織を得ようとする、熱間圧延後、急冷することが必要となる。しかし、熱間圧延後急冷すると、鋼板表層（特に鋼板幅方向エッジ近傍）で、冷却速度が大きくなりすぎて、マルテンサイト変態を生じ、鋼板表層の硬さが高くなり、部分的に板厚方向の硬度差が大きい熱延鋼板となる場合があった。このような熱延鋼板（コイル）から部材用の素材を切断すると、不均一な変形（幅方向にスリットされる場合はキャンパーと称される）が生じて、切断後の素材の寸法精度が低下し、その結果、部材の寸法精度が低下するという問題があった。

【0009】

本発明は、かかる従来技術の問題を解決し、厚肉大型の部材用として要求される、引張強さ：440～640MPa、好ましくは490～590MPa、伸び：20%以上（標点距離GL：50mm）を有し、板厚方向の硬度差が平均値に対して10%以下で、高強度で加工性に優れるとともに、さらに熱処理後の強度韌性にも優れた厚肉熱延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。ここで、「熱処理後の強度韌性に優れた」厚肉熱延鋼板とは、通常の水焼入れ焼戻処理（約930加熱水焼入れ - 約200焼戻）で、引張強さ：980MPa以上の高強度と伸び：15%以上（GL：50mm）の高延性と、シャルピー衝撃試験における延性 - 脆性破面遷移温度 $vTrs$ が-60以下となる高韌性を有する熱延鋼板をいうものとする。

【0010】

なお、本発明の鋼板を用いた部材に施される熱処理条件は、上記した通常の水焼入れ焼戻処理（約930加熱水焼入れ - 約200焼戻）に限定されるものではない。例えば、約930加熱水焼入れ - 約400焼戻など、所望の熱処理条件とすることができる。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明者らは、上記した目的を達成するため、板厚が6mm以上12mm以下と比較的板厚の厚い熱延鋼板の強度、加工性（延性）に影響する要因、さらには、熱処理後の強度、韌性に及ぼす各種要因について、鋭意研究した。その結果、C：0.10～0.20質量%の低炭素鋼に、適正量のTiとBとを複合含有し、N含有量を0.005質量%以下と低く調整した組成とし、組織を全板厚にわたって均一なベイニティックフェライトの単相組織とすることにより、板厚方向の硬度差が平均値に対して10%以内となり、所望の高強度および優れた加工性を有するとともに、熱処理後の組織が全板厚にわたって均一なマルテンサイトとなり、熱処理後の強度韌性に優れた、厚肉熱延鋼板とすることができることを知見した。また、

10

20

30

40

50

熱間圧延後の冷却速度を表面温度で15～50 / sの範囲に調整することにより、組織を全板厚にわたって均一なベイニティックフェライトの単相組織とすることができ、板厚方向の硬度差が平均値に対して10%以内となることを知見した。

【0012】

本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨は次のとおりである。

(1) 質量%で、C：0.10～0.20%、Si：0.01～1.0%、Mn：0.5～2.0%、P：0.03%以下、S：0.01%以下、Al：0.01～0.10%、N：0.005%以下、Ti：0.01～0.15%、B：0.0010～0.0050%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成と、面積率で95%以上のベイニティックフェライト相からなる組織とを有し、板厚方向の硬度差が平均値に対して10%以内であり、引張強さ：440～640MPa、伸び：20%以上（標点距離GL：50mm）を満足することを特徴とする、高強度で加工性に優れかつ熱処理後の強度韌性に優れた、板厚6mm以上12mm以下の厚肉熱延鋼板。

10

【0013】

(2) 質量%で、C：0.10～0.20%、Si：0.01～1.0%、Mn：0.5～2.0%、P：0.03%以下、S：0.01%以下、Al：0.01～0.10%、N：0.005%以下、Ti：0.01～0.15%、B：0.0010～0.0050%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有する鋼素材に、仕上圧延の圧延終了温度を820～880 とする熱間圧延を施し板厚6mm以上12mm以下の熱延鋼板としたのち、該熱延鋼板に、表面の冷却速度で15～50 / sとなる冷却を表面温度が550～650 となる温度域まで施し、該温度域でコイル状に巻き取ることを特徴とする、板厚方向の硬度差が平均値に対して10%以内であり、引張強さ：440～640MPa、伸び：20%以上（標点距離GL：50mm）を満足し、高強度で加工性に優れかつ熱処理後の強度韌性に優れた厚肉熱延鋼板の製造方法。

20

【発明の効果】

【0014】

本発明によれば、引張強さ：440～640MPa、伸び：20%以上を有し、所望の高強度と加工性に優れ、さらに板厚方向の硬度差が平均値に対して10%以内となる、板厚方向の硬さ分布の均一な、板厚6mm以上12mm以下の厚肉熱延鋼板を容易にしかも安定して製造でき、産業上格段の効果を奏する。さらには、本発明の熱延鋼板は熱処理後の強度韌性にも優れるため、本発明の熱延鋼板によれば、熱延鋼板を所望の形状に加工した後、熱処理を施すことにより、高強度で高延性、高韌性を有する、自動車や建機などの構造部材のような厚肉大型部材（製品）を、容易にしかも安定して製造できるという効果もある。

30

【発明を実施するための最良の形態】

【0015】

本発明熱延鋼板は、自動車や建機などの大型構造部材向けを主たる用途とするため、板厚を6mm以上12mm以下に限定した。

まず、本発明熱延鋼板の組成限定理由について説明する。なお、以下、質量%は単に%と記す。

C：0.10～0.20%

Cは、鋼中では炭化物を形成し、鋼板の強度増加に有効に作用するとともに、焼入れ処理時には、マルテンサイト変態を促進させマルテンサイト相による組織強化に有効に作用する元素であり、本発明では0.10%以上の含有を必要とする。C含有量が0.10%未満では、所望の鋼板強度（引張強さ：440MPa以上）を確保することが難しく、また所望の熱処理後強度（引張強さ：980MPa以上）を確保することが難しくなる。一方、0.20%を超える多量の含有は、鋼板強度および熱処理後の強度が高くなりすぎて、加工性や韌性が低下するとともに、溶接性が低下する。このため、Cは0.10～0.20%の範囲に限定した。

40

【0016】

Si：0.01～1.0%

Siは、固溶強化により鋼の強度を有効に増加させる作用を有する元素であり、このような効果を得るためには、0.01%以上の含有を必要とする。一方、1.0%を超える多量の含

50

有は、表面に赤スケールと呼ばれる凹凸を生じ表面性状を低下させ、伸び特性を低下させるとともに、疲労強度を低下させる。このため、Siは0.01~1.0%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.35%以下である。

【0017】

Mn：0.5~2.0%

Mnは、固溶強化により有効に鋼の強度を増加させるとともに、焼入れ性の向上を介し鋼の強度を増加させる作用を有する元素であり、このような効果を得るためには、0.5%以上の含有を必要とする。一方、2.0%を超える含有は、偏析が顕著となり、全厚にわたるベイニティックフェライト単相化が困難となり、鋼板特性および熱処理後の材質が低下する。このため、Mnは0.5~2.0%の範囲に限定した。なお、好ましくは1.0~2.0%である。

10

【0018】

P：0.03%以下

Pは、固溶強化により鋼の強度を増加させるが、偏析を生じ材質の均一性を低下させるとともに、熱処理後の靱性を著しく低下させる。このため、本発明ではできるだけ低減することが好ましいが、過度の低減は材料コストを高騰させる。また、0.03%を超えて過剰に含有すると、偏析が顕著となる。このため、Pは0.03%以下に限定した。なお、好ましくは0.02%以下である。

【0019】

S：0.01%以下

Sは、鋼中では硫化物として存在し、延性を低下させ、曲げ加工性等を低下させるため、できるだけ低減することが好ましいが、過度の低減は材料コストを高騰させる。また、0.01%を超える含有は、熱処理後の靱性を顕著に低下させる。このため、本発明では、Sは0.01%以下に限定した。なお、好ましくは0.005%以下である。

20

【0020】

Al：0.01~0.10%

Alは、脱酸剤として作用する元素であり、このような効果は0.01%以上の含有で顕著となるが、0.1%を超える含有は、加工性を低下させるとともに、焼入性を低下させる。このため、Alは0.01~0.1%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.05%以下である。

N：0.005%以下

Nは、鋼中ではTiN、AlN等の窒化物を形成し加工性を低下させるとともに、焼入れ時にBNを形成し焼入れ性向上に有効な固溶B量を低減させる。このようなNの悪影響はN含有量が0.005%以下であれば許容できる。このため、本発明では、Nは0.005%以下に限定した。

30

【0021】

Ti：0.01~0.15%

Tiは、熱間圧延後の組織をベイニティックフェライトとするのに有効に作用するとともに、Bよりも優先して窒化物を形成し、固溶Bによる焼入れ性向上効果を発揮させるのに有効に作用する元素である。このような効果は、0.01%以上の含有で認められるが、0.15%を超える含有は、熱間圧延時の変形抵抗を増加させ、圧延荷重を極端に増大させるとともに、熱処理後の靱性を低下させる。このため、Tiは0.01~0.15%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.03~0.10%である。

40

【0022】

B：0.0010~0.0050%

Bは、熱間圧延後の冷却中にポリゴナルフェライトやパーライトが生成するのを抑制する作用を有し、さらに熱処理時の焼入れ性・靱性向上に有効に作用する元素である。板厚6mm以上の厚肉鋼板の場合には、このような効果は、0.0010%以上の含有で顕著となる。一方0.0050%を超える含有は、熱間圧延時の変形抵抗を増加させ、圧延荷重を極端に増大させるとともに、熱間圧延後にベイナイトやマルテンサイトを生じさせ、板割れ等の不具合を生じさせる。このため、Bは0.0010~0.0050%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.0015~0.0040%である。

50

【0023】

上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物からなる。なお、不可避免的不純物としては、例えば、Cu：0.3%以下、Cr：0.3%以下が許容できる。

本発明の厚肉熱延鋼板は、上記した組成を有し、さらに全厚に亘り、ベイニティックフェライト相からなる単相組織を有する。ここでいう単相組織とは、面積率が95%以上のベイニティックフェライト相からなる組織をいうものとする。ベイニティックフェライト相には、針状フェライト、アシキュラー状フェライトをも含むものとする。なお、ベイニティックフェライト相以外の組織としては、面積率が5%以下のポリゴナルフェライト相、パーライト相、セメントライト相、ベイナイト相、およびマルテンサイト相などが許容できる。

10

【0024】

全厚にわたり、ベイニティックフェライト相からなる単相組織とすることにより、熱延鋼板として、引張強さ：440MPa以上640MPa以下の所望の高強度と、伸び：20%以上（GL：50mm）の高延性とを有し、曲げ特性等の加工性に優れ、自動車や建機などの構造部材等の厚肉大型部材に加工することが可能な、厚肉熱延鋼板とすることができる。ベイニティックフェライト相が、面積率が95%未満では、所望の高強度と高延性とを兼備させることができなくなる。また、ベイニティックフェライト相の組織分率が95%未満に低下すると、組織の均一性が低下するため、切断時にキャンパーなどを生じて寸法精度が低下するとともに、曲げ特性などの加工性が低下する。なお、表面から0.1mmの位置、板厚1/4位置および板厚中央部位置でベイニティックフェライト相の面積率を求め、上記した3箇所全てにおいて、95%以上である場合に、全厚にわたりベイニティックフェライト相からなる単相組織を有すると判断する。

20

【0025】

つぎに、本発明の厚肉熱延鋼板の好ましい製造方法について説明する。

上記した組成を有する溶鋼を、転炉、真空溶解炉等の常用の溶製方法で溶製し、連続鋳造法、造塊 - 分塊圧延法等の常用の鋳造方法で、スラブ等の鋼素材とすることが好ましいが、本発明では鋼素材の製造方法はこれに限定されるものではなく、常用の鋼素材の製造方法がいずれも好適に適用できる。

【0026】

上記した組成の鋼素材に、熱間圧延を施し、板厚6mm以上12mm以下の厚肉熱延鋼板とする。なお、板厚12mmを超えると、熱間圧延での圧下率が十分取れず、圧延後組織が粗大化し、冷却時にマルテンサイトを生じやすい傾向となるため、この点からも板厚は12mm以下とすることが好ましい。熱間圧延のための加熱温度は、下記に述べる熱間圧延の仕上圧延終了温度が確保できればよく、とくに限定する必要はないが、通常の加熱温度である、1000~1300 とすることが好ましい。加熱温度が1300 を超えて高温となると、結晶粒が粗大化し、熱間加工性が低下しやすい。一方、加熱温度が1000 未満では、変形抵抗が増大しすぎて、圧延設備への負荷が増大し、ひいては圧延が困難となるという問題が生じやすい。また、加熱温度が1000 未満では、鋼素材中に存在するTiCの溶解が不十分となり、熱間圧延後に所望の組織、強度を確保することが困難となりやすい。

30

【0027】

熱間圧延は、仕上圧延の圧延終了温度を820~880 とする圧延とする。

仕上圧延の圧延終了温度は、820 以上とすることにより、その後の冷却過程において、フェライト変態が抑制され、面積率が95%以上のベイニティックフェライト相からなる組織（ベイニティックフェライト単相組織）とすることができる。仕上圧延の圧延終了温度が820 未満ではその後の冷却過程でフェライト変態が促進され、ベイニティックフェライト単相組織とすることが難しくなる。一方、仕上圧延の圧延終了温度が880 を超えて高温となると、フェライト変態のみならずベイニティックフェライトへの変態も抑制され、ベイニティックフェライト単相組織とすることが難しくなり、その結果、ベイナイト相やマルテンサイト相を生じやすくなる。ベイナイト相やマルテンサイト相が生じると、鋼板強度が高くなりすぎたり、コイルに巻取する場合やコイルを巻戻しする時に鋼板に割れ

40

50

が生じる場合がある。このようなことから、仕上圧延の圧延終了温度は820～880 の範囲に限定した。

【0028】

圧延終了後、熱延鋼板に、鋼板表面の冷却速度で15～50 / sとなる冷却を、表面温度が550～650 となる温度域まで施す。

鋼板組織を全厚に亘り、ベイニティックフェライト単相組織とするためには、圧延終了後の冷却が、鋼板表面の冷却速度で15 / s以上となるように冷却を調整する。表面の冷却速度で15 / s未満では、板厚中央部等でポリゴナルフェライト相が析出しやすくなり、板厚方向で均一なベイニティックフェライト単相組織とすることが困難となる。一方、表面の冷却速度で50 / sを超えて急冷されると、表層部にマルテンサイトが生成し、板厚方向で均一なベイニティックフェライト単相組織とすることができなくなり、板厚方向の硬度差が顕著となり、板厚方向の硬度差を板厚方向の算術平均硬さ（平均値）の10%以内に調整することが困難となる。なお、冷却は水冷却を利用し、冷却速度の調整は、注水量や注水時間を変化させることにより調整することが好ましい。このようなことから、圧延終了後に熱延鋼板に施される冷却は、鋼板表面の冷却速度で15～50 / sとなるように冷却速度を調整した冷却とすることにした。なお、上記した表面の冷却速度は、表面温度を測定し、仕上圧延終了温度と冷却停止温度との間で平均した値を用いるものとする。

【0029】

上記した冷却の停止温度は、鋼板の表面温度が550～650 となる温度域の温度とする。冷却の停止温度が表面温度で、550 未満では、ベイナイト相やマルテンサイト相が生成しベイニティックフェライト単相組織とすることができなくなる。また、巻取り時に熱延鋼板に割れを生じたり、強度が高くなりすぎ、鋼板の加工性が低下する。一方、冷却の停止温度が650 を超えて高温となると、ポリゴナルフェライト相やパーライト相が生成しベイニティックフェライト単相組織とすることができなくなる。また、鋼板強度が所望の強度を下回ったりする。このため、圧延後の冷却停止温度は、550～650 の温度域の温度に限定した。

【0030】

冷却を停止したのち、熱延鋼板は、該温度域でコイル状に巻き取られる。コイル巻取り温度が、550 未満ではベイナイト相やマルテンサイト相が生成し、ベイニティックフェライト単相組織とすることができなくなる。一方、650 を超えて高温となると、ポリゴナルフェライト相やパーライト相が生成し、ベイニティックフェライト単相組織とすることができなくなり、所望の鋼板強度を確保できなくなるとともに、板厚方向の均一性が低下する。このため、コイル巻取り温度は鋼板の表面温度で550～650 の温度域の温度に限定した。

【実施例】

【0031】

表1に示す組成を有する鋼素材（鋼スラブ）を、表2に示す加熱温度に加熱したのち、表2に示す仕上圧延条件で、熱間圧延を施し、表2に示す板厚の熱延鋼板とした。仕上圧延終了後、該熱延鋼板に、表2に示す条件で冷却を施し、表2に示す巻取り温度で、コイル状に巻き取った。

得られた熱延鋼板について、組織観察、引張試験、硬さ試験、曲げ試験を実施し、強度、延性、板厚方向硬さの均一性および加工性（曲げ加工性）を評価した。また、得られた熱延鋼板から試験板を採取し、該試験板を酸洗し鋼板表面のスケールを除去したのち、熱処理（焼入れ・焼戻処理）を施し、組織観察、引張試験、衝撃試験を実施し、熱処理後の強度、延性および靱性を評価した。なお熱処理は焼入れ・焼戻処理とし、焼入れ処理は、930 に加熱し10min保持したのち、20 の水中へ焼入れる処理とし、焼戻処理は200 に加熱し60min保持し、保持後空冷する処理とした。冷却後、試験板から試験片を採取し試験を実施した。試験方法は次のとおりとした。

【0032】

(1) 組織観察

10

20

30

40

50

得られた熱延鋼板から、組織観察用試験片を採取し、試験片の圧延方向に平行な板厚断面を研磨し、ナイトール腐食したのち、表面から0.1mmの位置、板厚1/4の位置、板厚中央部位置について、走査型電子顕微鏡（SEM）（倍率：3000倍）で金属組織を観察（視野数：各10箇所）し撮像して、組織の種類および、画像解析装置を利用して各相の組織分率（面積率）を測定し、ベイニティックフェライト相の面積率について、観察した10視野での測定値を平均して求めた。なお、表面から0.1mmの位置、板厚1/4位置および板厚中央部位置で求めたベイニティックフェライト相の面積率（10視野での測定値の平均）が全て95%以上である場合を、全厚にわたり面積率で95%以上のベイニティックフェライト相からなる組織（ベイニティックフェライト単相組織）になっていると判断した。

【0033】

（2）引張試験

得られた熱延鋼板（または試験板）から、引張方向が圧延方向と直角方向となるように、JIS 5号試験片（GL：50mm）を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を実施し、引張特性（降伏強さYS、引張強さTS、伸びEI）を求め、強度、延性を評価した。

（3）硬さ試験

得られた熱延鋼板から、硬さ測定用試験片を採取し、試験片の圧延方向に平行な板厚断面を研磨し、表面から板厚方向に全厚に亘り、0.2mmピッチでピッカース硬さHV（荷重：9.8N = 1kgf）を測定した。なお、硬さの測定は表面から0.2mm位置を硬さの測定の開始点とした。つぎに測定すべき箇所が、もう一方の表面から0.2mm以内となった場合にその箇所については測定せず硬さ測定を終了した。各熱延鋼板について、得られた板厚方向硬さを算術平均して、平均硬さ（平均値）HVmeanを求めた。また、最高硬さと最低硬さの差、HVを算出し、 $[HV / HV_{mean}] \times 100 (\%)$ を求め、板厚方向の均一性を評価した。

【0034】

（4）曲げ試験

得られた熱延鋼板から、圧延方向に直角な方向が試験片の長手方向となるように曲げ試験片（大きさ：板厚t × 100 × 200mm）を採取し、曲げ半径を板厚の0.5倍、1.0倍、1.5倍、2.0倍として種々の曲げ半径で試験片の長手方向が円周方向となるように180度曲げを行い、曲げ部の外周側に亀裂を生じない最小曲げ半径（mm）を求めた。最小曲げ半径は試験片との板厚比で表した。

【0035】

（5）衝撃試験

得られた試験板から、試験片長手方向が圧延方向と直角方向となるように、JIS Z 2242の規定に準拠して、Vノッチ試験片を採取し、シャルピー衝撃試験を実施して、延性破面率が50%となる温度である、延性 - 脆性破面遷移温度vTrs（ ）を求め、熱処理後の韌性を評価した。

【0036】

得られた結果を表3に示す。

【0037】

10

20

30

【表 1】

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	B
A	0.10	0.03	1.35	0.015	0.004	0.038	0.0035	0.042	0.0018
B	0.12	0.15	0.83	0.013	0.003	0.042	0.0036	0.035	0.0022
C	0.15	0.03	1.24	0.010	0.003	0.047	0.0042	0.038	0.0016
D	0.16	0.05	1.11	0.013	0.003	0.042	0.0040	0.033	0.0031
E	0.15	<u>1.20</u>	0.71	0.011	0.003	0.033	0.0043	0.045	0.0014
F	0.15	0.03	<u>0.25</u>	0.024	0.004	0.044	0.0047	0.041	0.0013
G	0.15	0.03	<u>2.34</u>	0.013	0.005	0.046	0.0038	0.039	0.0016
H	0.14	0.03	0.84	<u>0.045</u>	0.003	0.039	0.0032	0.037	0.0015
I	0.15	0.05	0.83	0.015	<u>0.012</u>	0.041	0.0041	0.048	0.0019
J	0.16	0.03	0.81	0.012	0.003	0.043	0.0039	<u>0.004</u>	0.0021
K	0.15	0.04	0.89	0.013	0.003	0.046	0.0042	<u>0.16</u>	0.0014
L	0.16	0.03	0.76	0.012	0.004	0.039	0.0044	0.038	<u>0.0003</u>
M	0.15	0.03	0.82	0.011	0.002	0.044	0.0042	0.042	<u>0.0075</u>
N	0.16	0.70	1.24	0.015	0.003	0.047	0.0046	0.052	0.0018
O	0.18	0.03	0.75	0.016	0.002	0.038	0.0042	0.043	0.0016
P	0.20	0.01	0.88	0.018	0.004	0.045	0.0038	0.044	0.0018
Q	<u>0.23</u>	0.02	0.95	0.012	0.003	0.044	0.0036	0.041	0.0019
R	<u>0.08</u>	0.03	0.77	0.011	0.004	0.043	0.0042	0.042	0.0023

10

【 0 0 3 8 】

20

【表 2】

鋼板 No.	鋼 No.	熱間圧延条件					板厚 (mm)	備 考
		加熱温度 (°C)	仕上圧延 終了温度* (°C)	冷却速度* (°C/s)	冷却停止 温度* (°C)	巻取り 温度* (°C)		
1	A	1200	860	40	640	610	6.0	本発明例
2	B	1200	855	50	620	590	7.0	本発明例
3	C	1250	860	30	620	600	8.0	本発明例
4	C	1250	<u>800</u>	40	630	600	8.0	比較例
5	C	1250	<u>920</u>	40	610	580	8.0	比較例
6	C	1250	860	<u>5</u>	630	620	8.0	比較例
7	C	1250	850	<u>100</u>	600	570	8.0	比較例
8	C	1250	855	40	550	<u>500</u>	8.0	比較例
9	C	1250	860	45	650	<u>680</u>	8.0	比較例
10	C	1250	870	30	<u>690</u>	640	8.0	比較例
11	C	1250	870	30	<u>530</u>	560	8.0	比較例
12	D	1250	860	15	600	570	7.0	本発明例
13	<u>E</u>	1250	860	40	630	600	8.0	比較例
14	<u>F</u>	1250	860	40	620	590	8.0	比較例
15	<u>G</u>	1250	865	40	600	580	8.0	比較例
16	<u>H</u>	1250	845	45	630	600	8.0	比較例
17	<u>I</u>	1250	850	40	630	610	8.0	比較例
18	J	1250	860	40	640	610	8.0	比較例
19	K	1250	850	40	620	600	8.0	比較例
20	<u>L</u>	1250	855	35	630	600	8.0	比較例
21	<u>M</u>	1250	840	40	620	600	8.0	比較例
22	N	1250	860	40	550	550	12.0	本発明例
23	O	1250	855	20	650	650	10.0	本発明例
24	P	1250	830	40	640	620	8.0	本発明例
25	<u>Q</u>	1250	860	40	640	620	8.0	比較例
26	<u>R</u>	1200	850	45	620	600	8.0	比較例

*) 表面における

30

40

【 0 0 3 9 】

【表 3】

【表3】 2006S00565

鋼板 No.	熱延鋼板組織				熱延鋼板の母材特性				熱処理後特性				備考							
	表面から0.1mm種類*	1/4 t位置種類* BF面積率(%)	1/2 t位置種類* BF面積率(%)	BF面積率(%)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	硬さ HV 最高硬さ 最低硬さ	平均値 ΔHV/ HVmean (%)	均一性	加工性 最小曲げ半径** (mm)	YS (MPa)		TS (MPa)	El (%)	靱性 vTrs (°C)				
1	A	BF	100	BF	100	BF+F	96	375	485	31	168	158	165	6	0.5 t	898	1005	21	<-100	本発明例
2	B	BF	100	BF	100	BF+F	98	408	516	29	174	166	171	5	0.5 t	932	1040	20	<-100	本発明例
3	C	BF	100	BF	100	BF	100	447	568	26	187	175	182	7	0.5 t	1004	1120	19	-100	本発明例
4	C	BF+F	85	BF+F	80	BF+F	80	410	520	18	176	152	163	15	2.0 t	1077	1096	13	-100	比較例
5	C	BF+M	70	BF+M	90	BF+M	90	496	645	17	232	194	213	18	2.0 t	989	1100	13	-100	比較例
6	C	BF+F	90	BF+F	85	BF+F	60	414	519	19	165	140	160	16	1.5 t	991	1104	14	-100	比較例
7	C	BF+M	70	BF+M	90	BF+B	85	500	642	17	227	193	210	16	2.0 t	987	1104	12	-100	比較例
8	C	BF+B+M	70	BF+B	70	BF+B	90	548	703	15	236	210	220	12	1.5 t	990	1096	11	-100	比較例
9	C	BF+F	80	BF+F	70	BF+F	60	338	476	18	160	140	158	13	1.5 t	1001	1104	12	-100	比較例
10	C	BF+F	92	BF+F	85	BF+F	80	327	473	19	168	150	160	11	1.5 t	1006	1118	12	-100	比較例
11	C	BF+B+M	65	BF+B	80	BF+B	90	554	690	14	260	220	224	18	1.5 t	1002	1114	12	-100	比較例
12	D	BF	100	BF	100	BF	100	456	590	24	208	190	201	9	0.5 t	1014	1180	18	-80	本発明例
13	E	BF	100	BF	100	BF	100	450	568	18	183	171	178	7	1.0 t	1003	1112	11	-100	比較例
14	F	BF	100	BF	100	BF	100	396	495	18	170	160	165	6	0.5 t	770	965	14	-100	比較例
15	G	BF+M	85	BF	100	BF	100	520	672	14	235	211	214	11	1.5 t	1017	1104	7	-40	比較例
16	H	BF	100	BF	100	BF	100	537	667	14	222	209	212	6	1.5 t	996	1100	10	-20	比較例
17	I	BF	100	BF	100	BF	100	550	690	14	226	213	216	6	1.5 t	1002	1112	8	-40	比較例
18	J	BF+F	90	BF+F	90	BF+F	80	408	515	18	176	156	170	12	2.0 t	830	945	14	-50	比較例
19	K	BF+M	86	BF+M	92	BF+M	95	442	571	16	199	179	185	11	1.5 t	986	1096	13	-40	比較例
20	L	BF	100	BF+F	85	BF+F	75	450	568	17	184	160	182	13	2.0 t	822	917	14	-20	比較例
21	M	BF+M	85	BF+M	90	BF+M	92	512	639	15	223	193	203	15	2.0 t	992	1100	13	-100	比較例
22	N	BF	100	BF	100	BF	100	460	580	26	197	182	190	8	0.5 t	999	1104	17	-100	本発明例
23	O	BF	100	BF	100	BF	100	483	606	25	206	194	200	6	0.5 t	1020	1128	17	-100	本発明例
24	P	BF	100	BF	100	BF	100	518	630	24	213	199	206	7	0.5 t	1035	1156	16	-100	本発明例
25	Q	BF+M	92	BF	100	BF	100	551	684	15	230	207	214	11	1.5 t	1094	1213	8	-50	比較例
26	R	BF	100	BF	100	BF+F	90	316	421	23	138	130	135	6	1.0 t	860	952	16	-100	比較例

*) F:フェライト(塊状)、B:ベイナイト、M:マルテンサイト、BF:ベイニティックフェライト
 **) t:各鋼板の板厚(mm)

【0040】

本発明例はいずれも、組織が、板厚方向で均一な、面積率で95%以上のベイニティックフェライト相からなる組織(ベイニティックフェライト単相組織)となっており、引張強さ:440MPa以上、伸び:20%以上を有し、板厚方向の硬度差HVが平均硬さ(平均値)HVmeanの10%以内であり板厚方向の均一性に優れ、かつ最小曲げ半径が0.5t以下と曲げ加工性に優れ、高強度で加工性に優れた厚肉熱延鋼板となっている。また、焼入れ焼戻

処理を施すと、引張強さ：980MPa以上の高強度と伸び：15%以上の高延性と、 $vTrs$ が - 60 以下となる高靱性を確保することができる。一方、本発明の範囲を外れる比較例は、組織が均一なベイニティックフェライト相からなる組織が得られておらず、強度あるいは延性、あるいは強度および延性が上記した所望値を確保できないうえ、板厚方向の硬度差HVも大きくなり板厚方向の均一性が低下し、さらに焼入れ焼戻処理後の、強度、延性、靱性のうちの1種以上が、上記した所望値未満となっており、焼入れ焼戻処理後の強度、延性、靱性のうちいずれかが不足する熱延鋼板となっている。

フロントページの続き

審査官 河野 一夫

- (56)参考文献 特開平09 - 256103 (JP, A)
特開平10 - 280050 (JP, A)
特開2000 - 144319 (JP, A)
国際公開第2005 / 028693 (WO, A1)
特開2005 - 248240 (JP, A)
特開2006 - 274335 (JP, A)
特開2008 - 156681 (JP, A)
特開2008 - 214650 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 1/00 - 49/14
C21D 8/02
C21D 9/46