

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5487682号
(P5487682)

(45) 発行日 平成26年5月7日(2014.5.7)

(24) 登録日 平成26年3月7日(2014.3.7)

(51) Int.Cl.	F 1
C 22 C 38/00	(2006.01) C 22 C 38/00 3 O 1 A
C 22 C 38/06	(2006.01) C 22 C 38/06
C 22 C 38/58	(2006.01) C 22 C 38/58
C 21 D 8/02	(2006.01) C 21 D 8/02 B
B 21 B 3/00	(2006.01) B 21 B 3/00 A

請求項の数 4 (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2009-86955 (P2009-86955)
(22) 出願日	平成21年3月31日 (2009.3.31)
(65) 公開番号	特開2010-236046 (P2010-236046A)
(43) 公開日	平成22年10月21日 (2010.10.21)
審査請求日	平成24年1月13日 (2012.1.13)

(73) 特許権者	000001258 J F E スチール株式会社 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(74) 代理人	100147485 弁理士 杉村 憲司
(74) 代理人	100114292 弁理士 来間 清志
(74) 代理人	100152973 弁理士 鈴木 葵子
(74) 代理人	100149700 弁理士 高梨 玲子
(72) 発明者	柚賀 正雄 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】強度-伸びバランスに優れた高韌性高張力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 : 0.03 ~ 0.18 %, Si : 0.01 ~ 0.55 %, Mn : 0.5 ~ 2.0 %, Al : 0.005 ~ 0.1 % および N : 0.0005 ~ 0.005 % を含有し、残部は Fe および不可避的不純物の組成からなり、ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織であって、板厚中心の上下 1 mm を含む領域のミクロ組織は、加工フェライトを含まず、ポリゴナルフェライトが面積率で 5 % 以下のベイナイト主体の組織、一方、表裏面から板厚方向に 1.5 mm の領域のミクロ組織は、加工フェライトの面積率が 5 % 以下、ポリゴナルフェライトの面積率が 10 % 以上の、フェライトとベイナイトの混合組織になり、また鋼板の表裏面下 0.5 mm より内部側における板厚方向の硬さ分布の最大値と最小値の差がビッカース硬さで 45 HV 未満であり、さらに板厚が 20 mm 以上で、降伏強度が 480 MPa 以上であることを特徴とする強度-伸びバランスに優れた高韌性高張力鋼板。

ここに、加工フェライトおよびポリゴナルフェライトについては、3 % ナイタールで腐食したサンプルの光学顕微鏡観察写真でフェライトのアスペクト比(長軸 / 短軸)を測定し、このアスペクト比が 3.0 以上のものを加工フェライト、3.0 未満のものをポリゴナルフェライトと定義する。

【請求項 2】

前記鋼板が、さらに質量 % で、 Cu : 0.8 % 以下、 Ni : 2 % 以下、 Cr : 1 % 以下、 Mo : 0.8 % 以下、 Nb : 0.05 % 以下、 V : 0.1 % 以下、 Ti : 0.025 % 以下、 B : 0.002 % 以下および Ca : 0.005 % 以下のうちから選んだ一種または二種以上を含有する組成になることを特徴と

する請求項 1 に記載の強度 - 伸びバランスに優れた高韧性高張力鋼板。

【請求項 3】

請求項 1 または 2 に記載の高韧性高張力鋼板の製造方法であって、

請求項 1 または 2 に記載の成分組成になるスラブを、1050 ~ 1250 の温度に加熱後、累積圧下率 : 50% 以上、鋼板表面温度 : Ar₃ 以上、Ar₃ + 15 以下の条件で熱間圧延を終了し、ついで板厚中心が Ar₃ 以上の温度から加速冷却を開始し、鋼板平均温度が 350 以上 550 以下の温度域まで冷却したのち、空冷することを特徴とする強度 - 伸びバランスに優れた高韧性高張力鋼板の製造方法。

【請求項 4】

前記加速冷却後、さらに誘導加熱により、鋼板の板厚中心温度が 650 以下かつ表面の最高到達温度が 580 以上 730 以下に急速加熱する焼戻し処理を施すことを特徴とする請求項 3 に記載の強度 - 伸びバランスに優れた高韧性高張力鋼板の製造方法。 10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、橋梁、貯蔵タンク、圧力容器およびラインパイプなど鉄鋼構造物の用途に供して好適な高張力鋼板およびその製造方法に関し、特に 480MPa 以上の降伏強度と優れた低温韧性を併せて付与することにより、強度 - 伸びバランスの有利な向上を図ろうとするものである。

【背景技術】

【0002】

橋梁、貯蔵タンク、圧力容器およびラインパイプなどの鉄鋼構造物に用いられる鋼板は、強度が高く、韧性に優れていることは勿論であるが、これらに加え、耐震性の観点から高い延性が求められる。一般に、建築用鋼材では、耐震性確保のために低降伏比化することで塑性変形能を高めている。

しかしながら、これらの鋼材は、2 相域焼入れなどの手段により、マルテンサイトまたはベイナイト主体の組織中に軟質のフェライト組織を導入し、ミクロ的に不均一な組織とすることによって低降伏比を実現しているため、鋼材の降伏現象を早期に発生させることに繋がり、高い負荷がかかる構造物などで必要とされる降伏強度とのバランスをとることが難しく、また複雑な熱処理工程を必要とすることから、実用的な大量生産品としては必ずしも適当ではなかった。 30

【0003】

一方で、一様伸びが高いほど耐震性が優れていることが知られていて、ラインパイプなどでは、全伸び（一様伸び + 局部伸び）が大きいことが要求される。これは、外部からの応力により変形が始まつてから破壊するまでに変形する量が大きいことを意味しており、鋼材に対する安全性の指標となっている。

【0004】

全伸びを大きくするための手段として、一様伸びと局部伸びのどちらかあるいは両者を良くすることが考えられる。引張試験片の標点距離が長いほど、全伸びに占める一様伸びの比率は大きくなるが、一般的に使用されている引張試験片の範囲内では、局部伸びの割合も 40 ~ 50% 程度あることが多く、全伸びを大きくするためには、結果的に一様伸びと局部伸びのどちらかが小さくなることは好ましくない。 40

【0005】

一般に、伸び（一様伸びを含む）の向上には、複相組織化が有効であると考えられている。その例として、特許文献 1 や特許文献 2 などが挙げられる。

特許文献 1 では、オーステナイトの再結晶温度域で圧延終了後、2 相域での冷却を制御することによってフェライト + マルテンサイト組織とする方法が示されている。

しかしながら、この方法では、一様伸びは向上するものの、フェライト粒が粗大化するために、低温韧性は良好とは言えない。また、ミクロ組織が不均一であることから、局部伸びが著しく低下するおそれもある。 50

【0006】

特許文献2では、残留オーステナイトを生成させて伸びを向上させる手法が示されている。薄鋼板などでは、残留オーステナイトを生成させたTRIP鋼等が実用化されているが、厚鋼板の分野では、実用化された例はない。その理由として、合金成分コストが高いことや、溶接性との両立が困難であることが挙げられる。

【0007】

また、一方で、Cu析出を利用することにより、伸びが向上することが報告されている。これは、軟質な強化粒子を使うことにより、強化粒子自体の塑性変形能が高いことから、ミクロ的な不均一変形が抑制されるためと考えられている。例えば、特許文献3に、その手法が示されている。

しかしながら、Cu析出強化を発現させるには、概ね1%以上のCu添加が必要であることから、製造コストおよび特性の安定性の観点から、実用鋼としての実現可能性は低い。

10

【先行技術文献】**【特許文献】****【0008】**

【特許文献1】特許第3459501号公報

【特許文献2】特開2006-131958号公報

【特許文献3】特許第3694383号公報

【発明の概要】**【発明が解決しようとする課題】**

20

【0009】

上述したとおり、従来の技術では、生産性の低下や製造コストの増大、さらには溶接性や韌性の低下などの問題を残していた。

本発明は、上記の現状に鑑み開発されたもので、鋼板の板厚中心部と表層部の組織を個別に制御することにより、生産性の低下や製造コストの増大を招くことなしに、480MPa以上の降伏強度と優れた低温韌性を有し、ひいては強度・伸びバランスに優れた高韌性高張力鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

【課題を解決するための手段】**【0010】**

さて、発明者らは、優れた低温韌性と480MPa以上の降伏強度を確保した上で、全厚引張試験片における全伸びを向上させる方法について、鋭意研究を進めた。

30

その結果、全厚引張試験片での全伸びの支配因子としては、板厚中心部および表裏層のミクロ組織、表裏層の硬さおよび試験片内での材質の均一性が挙げられ、これらを適正に制御することにより、所期した目的が有利に達成されることの知見を得た。

【0011】

すなわち、

- (1) フェライト+ベイナイト組織とすることにより伸びが向上する、
- (2) 圧延で表裏層に導入された加工フェライトは伸びには不利である、
- (3) TMCPプロセスにおいて冷却開始温度および冷却停止温度を制御することにより、板厚中心を単相組織にすることができる、これにより延性低下の原因となるマイクロボイドの発生を抑制できる

40

ことを明らかにした。

また、

- (4) これらのミクロ組織制御により、比較的高い降伏強度が得られることを見出した。

さらに、

- (5) 表層のみを優先的に加熱する焼戻し処理を施すことにより、伸びが向上する
- (6) また、表層を加熱することで、鋼板内の表面硬さが軽減し伸びが向上することを見出した。

そして、かような鋼材は、

50

(7) ライン上に配置された加速冷却、加熱設備を駆使して一連の工程で造り込むことにより、高効率で得られる
ことを見出した。

本発明は、上記の知見に基づいて完成されたものである。

【0012】

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で、C : 0.03 ~ 0.18%、Si : 0.01 ~ 0.55%、Mn : 0.5 ~ 2.0%、Al : 0.005 ~ 0.1%およびN : 0.0005 ~ 0.005%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成からなり、ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織であって、板厚中心の上下1mmを含む領域のミクロ組織は、加工フェライトを含まず、ポリゴナルフェライトが面積率で5%以下のベイナイト主体の組織、一方、表裏面から板厚方向に1.5mmの領域のミクロ組織は、加工フェライトの面積率が5%以下、ポリゴナルフェライトの面積率が10%以上の、フェライトとベイナイトの混合組織になり、また鋼板の表裏面下0.5mmより内部側における板厚方向の硬さ分布の最大値と最小値の差がビックアース硬さで45HV未満であり、さらに板厚が20mm以上で、降伏強度が480MPa以上であることを特徴とする強度・伸びバランスに優れた高韧性高張力鋼板。

ここに、加工フェライトおよびポリゴナルフェライトについては、3%ナイタールで腐食したサンプルの光学顕微鏡観察写真でフェライトのアスペクト比（長軸 / 短軸）を測定し、このアスペクト比が3.0以上のものを加工フェライト、3.0未満のものをポリゴナルフェライトと定義する。

【0013】

2. 前記鋼板が、さらに質量%で、Cu : 0.8%以下、Ni : 2%以下、Cr : 1%以下、Mo : 0.8%以下、Nb : 0.05%以下、V : 0.1%以下、Ti : 0.025%以下、B : 0.002%以下およびC_a : 0.005%以下のうちから選んだ一種または二種以上を含有する組成になることを特徴とする前記1に記載の強度・伸びバランスに優れた高韧性高張力鋼板。

【0015】

3. 前記1または2に記載の高韧性高張力鋼板の製造方法であって、

前記1または2に記載の成分組成になるスラブを、1050 ~ 1250 の温度に加熱後、累積圧下率 : 50%以上、鋼板表面温度 : Ar₃以上、Ar₃ + 15 以下の条件で熱間圧延を終了し、ついで板厚中心がAr₃以上の温度から加速冷却を開始し、鋼板平均温度が350 以上550 以下の温度域まで冷却したのち、空冷することを特徴とする強度・伸びバランスに優れた高韧性高張力鋼板の製造方法。

【0016】

4. 前記加速冷却後、さらに誘導加熱により、鋼板の板厚中心温度が650 以下かつ表面の最高到達温度が580 以上730 以下に急速加熱する焼戻し処理を施すことを特徴とする前記3に記載の強度・伸びバランスに優れた高韧性高張力鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0018】

本発明によれば、生産性の低下や製造コストの増大を招くことなしに、降伏強度と低温韧性に優れ、ひいては強度・伸びバランスに優れた高韧性高張力鋼板を、安定して得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【0019】

【図1】加工フェライト(a)とポリゴナルフェライト(b)を比較して示した写真である。

【発明を実施するための形態】

【0020】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において、鋼の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。なお、成分に関する「%」表示は特に断らない限り質量%を意味するものとする。

C : 0.03 ~ 0.18%

10

20

30

40

50

Cは、高張力鋼板の母材強度の確保に必要な元素であるが、含有量が0.03%に満たないとCu, Ni, Cr, Moなどの焼入性向上元素の多量添加が必要となり、コスト高となるだけでなく、溶接性の劣化を招き、また大入熱溶接が施される場合には、溶接金属へのCの希釈が少くなり、継手強度の確保が困難となる。一方、C量が0.18%を超えると母材韌性および溶接性の劣化を招き、また溶接継手部韌性の劣化を招くため、C量は0.03~0.18%の範囲に限定した。

【0021】

Si: 0.01~0.55%

Siは、母材強度および溶接継手強度を確保する上で有用な元素なので、0.01%以上含有させるものとした。しかしながら、Si量が0.55%を超えると、溶接割れ感受性と溶接継手韌性の劣化を招く。そのため、Si量は0.01~0.55%の範囲に限定した。

10

【0022】

Mn: 0.5~2.0%

Mnは、母材強度および溶接継手強度を確保する上で有用なので、0.5%以上含有させるものとした。しかしながら、Mn量が2.0%を超えると溶接割れ感受性が劣化させるだけでなく、必要以上の焼入性をもたらし母材韌性および継手韌性を劣化させる。そのため、Mn量は0.5~2.0%の範囲に限定した。

【0023】

Al: 0.005~0.1%

Alは、鋼の脱酸剤として有用であるので、0.005%以上含有させる。また、結晶粒の微細化による母材韌性確保のためには0.01%以上の添加が好適である。しかしながら、Al量が0.1%を超えると母材韌性を損なうので、Alは0.005~0.1%の範囲で含有させるものとした。

20

【0024】

N: 0.0005~0.005%

Nは、AlやNbなどと反応し析出物を形成することで結晶粒を微細化し、母材韌性を向上させる効果がある。しかしながら、含有量が0.0005%未満では結晶粒の微細化および強度確保に必要な析出物が形成されず、一方0.005%を超えるとむしろ母材および大入熱溶接継手の韌性を損なうので、Nは0.0005~0.005%の範囲で含有させるものとした。

【0025】

30

以上、基本成分について説明したが、本発明では、その他にも、Cu, Ni, Cr, Mo, Nb, V, Ti, BおよびCaのうちから選んだ一種または二種以上を、以下の範囲で適宜含有させることができる。

【0026】

Cu: 0.8%以下、Ni: 2%以下、Cr: 1%以下、Mo: 0.8%以下、Nb: 0.05%以下、V: 0.1%以下

本発明鋼において、特に引張強さ600MPa級以上の高張力鋼板を得る場合や、耐候性を必要とする場合には、Cu, Ni, Cr, Mo, NbおよびVのうちから選んだ少なくとも一種を添加することが有利である。この場合、Cu, Ni, Cr, Moについては、いずれも多量の添加は高コストとなり、また、溶接性を低下させるため、それぞれ、Cuについては上限を0.8%、Crについては上限を1%、Niについては上限を2%、Moについては、溶接性の確保と必要以上の焼入性を防止するために、上限を0.8%とした。また、Nbは、母材強度確保に有効であるが、多量の添加は強化に寄与せず、逆に、溶接継手韌性を劣化させることから、添加する場合の上限は0.05%、好ましくは0.03%である。さらに、Vは、母材強度と溶接継手強度を確保する上で有效地に作用するが、0.1%を超える添加は溶接割れ感受性を劣化させるので、上限を0.1%とした。

40

【0027】

Ti: 0.025%以下、B: 0.002%以下

Tiは、ミクロ組織の細粒化およびB添加鋼の場合には焼入性に有効なBを確保するために添加するが、0.025%を超える添加は母材韌性を損ねることから、Ti量は0.025%以下と

50

した。また、Bは、ごく微量の添加で焼入性を高める効果が得られるが、過剰に添加するとBNを形成し逆に焼入性の低下を招き、また溶接熱影響部が著しく硬化するため、Bの上限は0.002%とした。

【0028】

Ca: 0.005%以下

Caは、韌性を劣化させるMnSの析出形態を変化させて、その悪影響を緩和する作用があるが、過剰の添加は焼入性の低下を招くため、上限は0.005%とした。

【0029】

残部は、Feおよび不可避的不純物である。

ここに、不可避的不純物としては、P, Sなどが考えられるが、健全な母材および溶接継手を得るためにには、いずれも0.015%以下に抑制することが望ましい。

10

なお、本発明の効果を損なわない範囲であれば、上記以外の成分の含有、たとえば、韌性改善を目的として、0.0050%以下のMg及び/または0.02%以下のREM(希土類金属)の含有、を拒むものではない。

【0030】

次に、本発明において、鋼組織を前記のように限定した理由について説明する。

本発明のミクロ組織は、フェライトとベイナイトの混合組織であるが、本発明では、鋼板の中心部と表層部とで組織を個別に制御する。

板厚中心部のミクロ組織：ベイナイト主体組織

鋼材の全厚引張試験において最高荷重到達後鋼板の中心部からボイドが発生し、それらが成長、連結することにより破断に至る。従って、板厚中心部でのボイドの発生を抑制するためには、ボイドの発生源である異相組織の界面を低減する必要があり、そのためには、板厚中心の上下1mmを含む領域のミクロ組織を、加工フェライトを含まず、かつポリゴナルフェライトが面積率で5%以下のベイナイト主体組織とすることが重要である。なお、面積率とは、鋼板断面のミクロ組織から測定される領域内の平均の面積分率を示す。

20

【0031】

ここに、板厚中心部の組織制御を行うべき領域を、板厚中心の上下1mmを含む領域としたのは、少なくとも板厚中心の上下1mm以内の領域を上記したように組織制御すれば、ボイドの発生が効果的に抑制されるためである。

また、加工フェライトは伸びに対して不利な組織であるので、この領域には加工フェライトは存在させないことにした。

30

さらに、この領域におけるポリゴナルフェライトの量が面積率で5%を超えると、ポリゴナルフェライトとベイナイトの強度差のために、界面でボイドが発生しやすく伸びの低下を招くので、ポリゴナルフェライトの量は面積率で5%以下に制限した。

【0032】

表層部のミクロ組織：フェライトとベイナイトの混合組織

高い一様伸びを確保するためには、加工フェライトを抑制すると共に、延性に優れるポリゴナルフェライトの導入が有効であり、同時に表裏層の硬さを低下させることで延性も向上する。

ただし、ポリゴナルフェライトが面積率で10%未満では、一様伸びや延性の改善効果が小さいので、表裏面から板厚方向に1.5mmの鋼板表層部のミクロ組織は、加工フェライトの面積率が5%以下、ポリゴナルフェライトの面積率が10%以上、好ましくは20%以上、さらに好ましくは30%以上の、フェライトとベイナイトの混合組織とする。

40

【0033】

図1(a), (b)にそれぞれ、加工フェライトとポリゴナルフェライトの写真を比較して示す。

加工フェライトは、フェライト変態後に圧延により歪が加えられるため、偏平な形状となる。一方、ポリゴナルフェライトは、フェライト変態後に圧延により歪が加えられることがないので、比較的等軸な形状である。従って、加工フェライトとポリゴナルフェライトは、内部の転位密度が異なるなどの違いがあるが、その形状の違いから両者を判別する

50

ことができる。

本発明では、3%ナイタールで腐食したサンプルの光学顕微鏡観察写真でフェライトのアスペクト比(長軸/短軸)を測定し、このアスペクト比が3.0以上のものを加工フェライト、3.0未満のものをポリゴナルフェライトと定義する。

【0034】

なお、本発明では、対象とする鋼板の板厚を20mm以上とするが、その理由は次のとおりである。

すなわち、本発明のミクロ組織を有する鋼板を本発明の製造方法で実現するためには、以下に述べるとおり、冷却開始時に表層および板厚中心の温度を規定する必要があるが、板厚が20mm未満では現実的に制御が困難であるため、板厚は20mm以上とした。

10

【0035】

次に、本発明の製造方法について説明する。

前記した成分組成になる溶鋼を、転炉や電気炉等の公知の炉を用いて溶製した後、連続鋳造法や造塊・分塊法でスラブとする。

ついで、得られたスラブを、1050~1250の温度に加熱後、累積圧下率:50%以上、鋼板表面温度:Ar₃以上、Ar₃+15以下の条件で熱間圧延を終了し、ついで板厚中心がAr₃以上の温度から加速冷却を行い、鋼板平均温度が350以上550以下の温度域まで冷却したのち、空冷することにより、本発明で所期した強度・伸びバランスに優れた高韧性高張力鋼板を製造する。

以下、製造条件を上記の範囲に限定した理由について説明する。

20

【0036】

加熱温度:1050~1250

スラブ加熱は、鋼中の成分を均一化とMo, Nb, Vなどの析出強化元素を固溶させるために少なくとも1050を確保する必要があるが、加熱温度があまりに高くなると、結晶粒が粗大化し板厚中心においてはマイクロボイドの発生を助長することに加え、母材の韧性劣化を招くため、1050~1250の範囲に限定した。好ましくは1200以下である。

【0037】

熱間圧延における累積圧下率:50%以上

熱間圧延によりオーステナイト粒の微細化を図ると共に、後工程での加速冷却により、ペイナイト変態の促進およびフェライト粒の微細化を図るためには、熱間圧延における累積圧下率を50%以上とする必要がある。また、母材の韧性を向上させ、より安定に確保する観点からは、1050以下900以上の温度域で20%以上の累積圧下を付与することが望ましい。これにより、オーステナイト()粒の再結晶に伴って組織が細粒化し、母材の韧性を向上かつ安定化させる。これと同じ効果の面からは、各圧延パス毎の圧下量を5%以上、好ましくは10%以上とすることが望ましい。

30

【0038】

圧延終了時の鋼板表面温度:Ar₃以上、Ar₃+15以下

加工フェライトを抑制する上で、最も重要な制御項目である。圧延をAr₃変態点よりもより低い温度で終了すると、初析フェライトを加工することになり、転位を含む加工フェライトが生成するので、圧延終了における鋼板表面温度はAr₃以上とする。一方、圧延終了温度がAr₃以上であれば加工フェライトの生成は抑制できるものの、高温すぎると結晶粒が粗大化し、韧性の低下や伸びの低下を招く。よって、圧延終了における鋼板表面温度はAr₃+15以下とする。

40

【0039】

なお、Ar₃点は、例えば、次に示す関係式を用いて算出することができる。

Ar₃() = 910 - 310[%C] - 80[%Mn] - 20[%Cu] - 15[%Cr] - 55[%Ni] - 80[%Mo] 但し、[%M]は、M元素の含有量(質量%)を表す。

【0040】

加速冷却の開始温度:板厚中心がAr₃以上

圧延終了温度が上記した温度域の場合、圧延終了後すぐに表層部からフェライト変態が

50

進行する。したがって、表層部においては、直ちに加速冷却を行っても目標とするフェライト分率を確保することが可能であるが、板厚中心部では、ベイナイト主体の組織とする必要があるため、加速冷却開始前のフェライト変態を抑制することを目的として、この加速冷却は板厚中心が A_{r_3} 以上の温度から行うこととした。好適な加速冷却の開始温度は、 $A_{r_3} + 5 \sim 50$ の範囲である。

ここに、板厚中心温度は、板厚、表面温度および冷却条件等が与えられた場合に、シミュレーション計算等により求められるものを用いることができる。

【0041】

ここで、上記した加速冷却の具体的な冷却速度としては、4 /s以上程度とすることが好ましい。というのは、冷却速度が4 /sに満たないと、冷却途中に一部にフェライトが生成し、強度低下するためである。

【0042】

加速冷却の停止温度：鋼板平均温度で350 以上550 以下

冷却停止温度が鋼板平均温度で350 未満になると、加速冷却によりマルテンサイトが生成し、韌性が劣化する。一方、冷却停止温度が鋼板平均温度で550 超では、ベイナイト変態が十分進行しないため、高張力鋼板としての強度を確保するのが困難となるだけでなく、粗大なパーライト組織が生成し、延性が低下する。従って、板厚中心をベイナイト主体組織とするために、冷却停止温度は鋼板平均温度で350 以上550 以下の範囲とする。加速冷却終了後は、後述の誘導加熱を実施する場合を除き、空冷することが望ましい。

【0043】

ここで、冷却時の温度を板厚方向の平均温度で規定した理由は、鋼板の板厚が大きい場合や冷却速度が速い場合には、板厚方向の各部位で温度履歴が異なってしまい、基準が明確でなくなることを防ぐために、鋼材の全体的な材質として最も良く関係する平均温度を基準としたのである。

なお、平均温度は、板厚、表面温度および冷却条件等が与えられた場合に、シミュレーション計算等により求められるものを用いることができる。例えば、差分法を用い、板厚方向の温度分布を平均化することにより得られた温度を平均温度とすることができます。

【0044】

また、本発明では、上記した加速冷却の後、さらに誘導加熱により、鋼板の板厚中心温度が650 以下かつ表面の最高到達温度が580 以上730 以下に急速加熱する焼戻し処理を施すことが有利である。

上述した冷却方法により、従来に比べて表層硬さは低下し、伸びは向上するが、鋼板表面のスケールの性状による加速冷却時の冷却速度ばらつきなどに起因して、同一鋼板内でも表面の硬さにばらつきは存在する。引張試験片の平行部にこのようなばらつきが存在することは、伸びの低下を招く。そこで、表面を加熱することにより、同一鋼板内での表面の硬さのばらつきを軽減するのである。

【0045】

この場合の加熱温度は、板厚中心部あるいは全厚での強度が目標の強度となる適正な温度とする必要があるが、表面の最高到達温度が580 未満では、表層部の硬さの低減効果や加工フェライトの回復効果が十分でなく、一方730 を超えると鋼板内部の温度上昇により、全厚としての強度が大幅に低下するおそれがあるだけでなく、炭化物の粗大化により韌性が低下する。また、板厚中心部の温度が650 超では韌性が低下するおそれがある。従って、この焼戻し処理における加熱温度は、中心温度で650 以下、鋼板の表面温度で580 以上、好ましくは620 以上、730 以下とした。ここで、板厚中心温度とは、誘導加熱後、鋼板内部の温度分布がほぼ均一になった時の温度を指す。なお、誘導加熱後の冷却条件は特に規定するものではなく、通常の空冷でよいが、積極的に冷却してもさしつかえない。

【0046】

表層を優先的に加熱する方法としては、通常のガス燃焼による加熱に代えて、誘導加熱を用い、鋼板表層部に誘導電流を集中させることによって、鋼板内部に比べて表層部の温

10

20

30

40

50

度が高くなる温度分布を与えることができる。この誘導加熱処理は、オンラインでもオフラインでも構わないが、エネルギーコストの観点からは、焼入れ直後に加熱が可能なオンラインとすることが有利である。

また、誘導加熱を用いることにより、従来に比べ短時間で焼戻し処理ができるため、生産性が向上するのと同時に、鋼板表層と板厚中心部との硬度差がさらに小さくすることができる。すなわち、鋼板の表裏面下0.5mmより内部側における板厚方向の硬さ分布の最大値と最小値の差をピッカース硬さで45HV未満とすることができる。

かくして、480MPa以上の降伏強度と優れた低温靭性を有する、強度・伸びバランスに優れた高靭性高張力鋼板の安定した製造が可能となる。

【実施例 1】

10

【0047】

表1に示す成分組成になる鋼を溶製し、鋼塊を作製したのち、表2に示す製造条件にて所定の板厚に熱間圧延後、同じく表2に示す種々の条件で供試鋼を製造した。鋼記号C、鋼記号Kはそれぞれ、C量、Mn量が本発明の適正範囲外の比較鋼であるが、その他の鋼種は成分組成が本発明の適正範囲を満足する適合鋼である。

鋼板中心部のポリゴナルフェライトの面積率は、板厚中央の上下1mmの領域において、3%ナイタールで腐食した400倍の光学顕微鏡写真をランダムに5枚撮影し、画像解析によりポリゴナルフェライト分率を算出した。また、表層部の加工フェライトおよびポリゴナルフェライト分率は、表層直下から0.3mm間隔で400倍の光学顕微鏡写真を5枚撮影し、画像解析により加工フェライトとポリゴナルフェライト分率を算出した。

また、母材の機械的性質の評価として、JIS 5号引張試験片を用いた全厚引張試験、ピッカース硬さによる板厚方向の硬さ分布測定、および1/2t位置でのシャルピー衝撃試験を行った。伸びはTSと相関関係があることから、伸びの評価としてTS×E1(全伸び)の値を用い、この値が大きいほど、強度・伸びバランス(TS×E1)が優れると評価した。TS×E1は、板厚:25mmで30000MPa・%以上、板厚:35mmで35000MPa・%以上を、またvTsは、-70以下を目標値とした。

【0048】

20

各供試鋼のミクロ組織および機械的性質について調べた結果を、表3示す。

表3中、No.1~3、9~11、13、15~21は発明例であり、No.4~8、12、14、22は比較例である。なお、No.9~12に関しては、圧延後、誘導加熱を用いた焼戻し処理を施した。

【0049】

30

【表1】

鋼 記 号	成 分 組 成 (mass%)											A_{r3} (°C)	備 考					
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Nb	Mo	V	Ti	B	Ca	sol.Al	N		
A	0.06	0.23	1.65	0.008	0.003	0.15	0.32	0.2	0.023	—	0.035	—	—	0.002	0.025	0.0020	737	適合鋼
B	0.11	0.18	1.45	0.005	0.002	—	0.20	0.03	0.015	—	0.080	—	—	—	0.015	0.0025	748	適合鋼
C	0.014	0.25	1.70	0.013	0.002	0.25	0.15	0.05	0.030	0.05	0.042	0.021	0.0002	—	0.035	0.0022	752	比較鋼
D	0.03	0.25	1.45	0.013	0.002	0.30	0.32	0.25	0.045	0.20	0.042	0.014	0.0002	—	0.035	0.0021	743	適合鋼
E	0.16	0.20	1.10	0.010	0.002	—	—	0.25	0.035	—	0.075	—	—	—	0.032	0.0023	768	適合鋼
F	0.04	0.20	1.45	0.012	0.002	—	—	0.20	0.005	0.45	0.030	—	—	—	0.030	0.0025	743	適合鋼
G	0.09	0.25	1.40	0.013	0.002	0.12	0.12	0.25	0.022	0.04	0.090	—	0.0002	—	0.033	0.0021	754	適合鋼
H	0.12	0.45	1.85	0.011	0.002	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.035	0.0033	724	適合鋼
I	0.12	0.45	1.70	0.011	0.002	—	—	—	—	—	0.015	—	—	—	0.033	0.0034	736	適合鋼
J	0.12	0.45	1.85	0.011	0.002	—	—	—	—	—	—	—	—	0.002	0.035	0.0022	724	適合鋼
K	0.10	0.32	0.47	0.009	0.002	0.30	0.25	—	0.012	—	0.025	0.009	—	—	0.034	0.0031	822	比較鋼

下線部は本発明範囲外

表1

【0050】

【表2】

No.	鋼 記号	Ar ₃ (°C)	Ar ₃ +15 (°C)	板厚 (mm)	加熱温度 (°C)	圧延終了 温度(表面) (°C)	冷却開始 温度(中心) (°C)	冷却停止 温度(平均) (°C)	冷却速度 (°C/s)	誘導加熱処理		備考
										板厚中央温度 (°C)	板表面の最高到達温度 (°C)	
1	A	737	752	25	1125	742	750	520	22	-	-	発明例
2	A	737	752	25	1070	742	750	390	22	-	-	発明例
3	A	737	752	35	1160	745	760	450	18	-	-	発明例
4	A	737	752	25	1125	740	730	520	21	-	-	比較例
5	A	737	752	25	1125	765	765	520	22	-	-	比較例
6	A	737	752	25	1130	715	700	540	21	-	-	比較例
7	A	737	752	25	1125	745	750	300	22	-	-	比較例
8	A	737	752	25	1125	745	750	620	22	-	-	比較例
9	A	737	752	25	1130	742	750	450	22	560	620	発明例
10	A	737	752	35	1160	745	760	450	18	560	635	発明例
11	A	737	752	25	1130	745	755	540	22	650	700	発明例
12	A	737	752	25	1130	745	755	540	22	670	750	比較例
13	B	748	763	25	1150	755	750	450	23	-	-	発明例
14	C	752	767	25	1140	760	765	450	19	-	-	比較例
15	D	743	758	25	1140	750	745	450	22	-	-	発明例
16	E	768	783	25	1100	770	775	450	21	-	-	発明例
17	F	743	758	25	1150	750	740	430	21	-	-	発明例
18	G	754	769	25	1150	760	750	400	20	-	-	発明例
19	H	724	739	25	1100	735	735	365	22	-	-	発明例
20	I	736	751	25	1100	745	740	450	22	-	-	発明例
21	J	724	739	25	1100	735	740	450	22	-	-	発明例
22	K	822	837	25	1100	830	835	450	22	-	-	比較例

下線部は本発明範囲外

【表3】

No.	鋼 記 号	ミクロ組織				母材引張特性(全厚-JIS5号)						母材韌性	板厚方向 硬さ分布 ΔHV	備考
		中心部	表層部	YS MPa	TS MPa	YR %	EI. %	TS × EI MPa · %	vTs °C	TS × EI %	vTs °C			
1	A	<5	<5	35	533	625	85	48.8	30500	-98	39	39	39	発明例
2	A	<5	<5	40	500	592	84	52.5	31080	-115	35	35	35	発明例
3	A	<5	<5	44	544	633	86	54.0	34182	-88	32	32	32	発明例
4	A	<u>33</u>	<u>7</u>	36	<u>472</u>	585	81	49.0	28865	-59	41	41	41	比較例
5	A	<5	<5	<u>≤5</u>	556	662	84	41.2	27274	-81	58	58	58	比較例
6	A	<u>55</u>	<u>32</u>	5	546	605	90	45.2	27346	-115	66	66	66	比較例
7	A	<5	<5	35	561	645	87	42.2	27219	-54	50	50	50	比較例
8	A	<u><5</u>	<u><5</u>	30	<u>469</u>	570	82	48.5	27645	-57	42	42	42	比較例
9	A	<5	<5	39	541	612	88	50.0	30600	-112	32	32	32	発明例
10	A	<5	<5	42	522	591	88	65.0	38415	<-100	31	31	31	発明例
11	A	<5	<5	30	575	630	91	49.7	31311	-75	37	37	37	発明例
12	A	<5	-	50	470	522	90	63.3	33043	-45	11	11	11	比較例
13	B	<5	<5	32	560	635	88	48.0	30480	-110	38	38	38	発明例
14	C	<5	<5	35	442	565	78	53.9	30454	-102	42	42	42	比較例
15	D	<5	<5	50	553	621	89	48.8	30305	-109	38	38	38	発明例
16	E	<5	<5	45	528	595	89	50.9	30286	-122	36	36	36	発明例
17	F	<5	<5	48	540	621	87	48.5	30119	-125	32	32	32	発明例
18	G	<5	<5	41	555	624	89	48.4	30202	-119	35	35	35	発明例
19	H	<5	<5	39	490	593	83	51.5	30540	-95	39	39	39	発明例
20	I	<5	<5	50	508	592	86	50.9	30133	-98	41	41	41	発明例
21	J	<5	<5	38	492	589	84	52.2	30746	-88	40	40	40	発明例
22	K	<5	<5	60	456	586	78	53.0	31058	-72	34	34	34	比較例

下線部は発明範囲外
 α :フェライト、P:ペライト

表3

【0052】

本発明に従い得られた発明例はいずれも、降伏強度(YS)が480MPa以上、vTsが-70以下で、TS × EIが30000MPa · %以上という優れた特性が得られている。

これに対し、比較例のうち、No. 4は冷却開始温度が低く、板厚中心部のフェライト分率が高いために、強度低く、また伸びも低値であった。

No. 5は、圧延終了温度が高かったために表層でポリゴナルフェライトが十分に確保されておらず、またNo. 6は、圧延終了温度が低く冷却開始温度が守られていなかったために、所望のミクロ組織が得られず、伸びが低値であった。

No. 7 は、冷却停止温度が低かったために、表層と中心部の硬度差が大きく、伸びが低値であり、また韌性も劣っていた。

No. 8 は、冷却停止温度が高かったために、中心部でベイナイト主体組織とならず、粗大なパーライト組織となっており、強度および伸びともに低値であった。

No. 12 は、誘導加熱装置による加熱温度が適正でなかったために、強度と韌性が大幅に低下していた。

No. 14 および No. 22 は、成分が適正請求範囲外であったために、目標とする降伏強度が得られなかった。

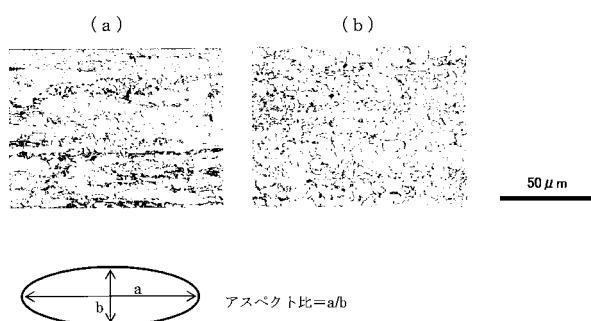
【産業上の利用可能性】

【0053】

10

本発明に従って得られる高張力鋼板は、YS : 480MPa以上という高い降伏強度と、UTS : -70 以下という優れた低温韌性と共に、TS × E1 : 30000MPa · %以上（板厚 : 25mm の場合）という優れた強度 - 伸びバランスをそなえているので、橋梁や貯蔵タンク、圧力容器、ラインパイプなどの鉄鋼構造物の用途に供して極めて有用である。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 鈴木 伸一

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

(72)発明者 諏訪 稔

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

(72)発明者 鹿内 伸夫

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

審査官 田口 裕健

(56)参考文献 特開2008-189973(JP, A)

特開2008-208439(JP, A)

特開2007-197823(JP, A)

特開2006-265698(JP, A)

特開平07-242937(JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 8/00 - 8/10