

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公表特許公報(A)

(11) 特許出願公表番号

特表2019-505676

(P2019-505676A)

(43) 公表日 平成31年2月28日(2019.2.28)

(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 0 1 A 4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/02 (2006.01)	C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/16 (2006.01)	C 2 2 C 38/16	

審査請求 有 予備審査請求 未請求 (全 16 頁)

(21) 出願番号 特願2018-533626 (P2018-533626)
 (86) (22) 出願日 平成28年12月21日 (2016.12.21)
 (85) 翻訳文提出日 平成30年7月31日 (2018.7.31)
 (86) 国際出願番号 PCT/KR2016/014964
 (87) 国際公開番号 W02017/111443
 (87) 国際公開日 平成29年6月29日 (2017.6.29)
 (31) 優先権主張番号 10-2015-0184775
 (32) 優先日 平成27年12月23日 (2015.12.23)
 (33) 優先権主張国 韓国 (KR)

(71) 出願人 592000691
 ポスコ
 POSCO
 大韓民国 キョンサンブクード ポハン-
 シ ナム-グ ドンヘアン-ロ 6 2 6 1
 (コエドンドン)
 (74) 代理人 110000051
 特許業務法人 共生国際特許事務所
 (72) 発明者 キム, ウ ギョム
 大韓民国 3 7 8 7 7 キョンサンブク-
 ド, ポハン-シ, ナム-グ, ドンヘアン-
 ロ, 6 2 6 2, ポハン アイロン アンド
 スチール ワークス内

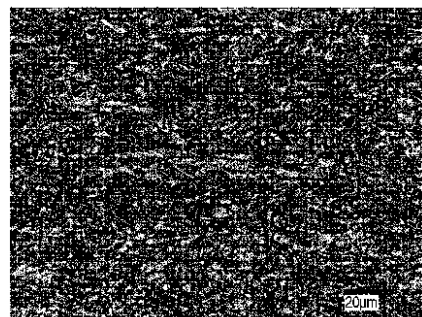
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板及びその製造方法

(57) 【要約】

本発明は、重量%で、C : 0 . 0 3 ~ 0 . 0 7 %、S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 %、M n : 1 . 6 ~ 2 . 3 %、P : 0 . 0 0 8 %以下、S : 0 . 0 0 2 %以下、A l : 0 . 0 2 5 %以下、C u : 0 . 1 ~ 0 . 4 %、N i : 1 . 4 ~ 2 . 3 %、M o : 0 . 0 8 ~ 0 . 2 %、N b : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 2 5 %、T i : 0 . 0 0 8 ~ 0 . 0 2 %、N : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 0 8 %、残部 F e 及び不可避不純物を含み、表面から 1 0 mm 以内での微細組織は、体積分率で 8 0 % 以上の針状フェライト及び 2 0 % 以下のポリゴナルフェライトを含む熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板に関する。

【選択図】 図 2



【特許請求の範囲】**【請求項 1】**

重量%で、C：0.03～0.07%、Si：0.05～0.2%、Mn：1.6～2.3%、P：0.008%以下、S：0.002%以下、Al：0.025%以下、Cu：0.1～0.4%、Ni：1.4～2.3%、Mo：0.08～0.2%、Nb：0.01～0.025%、Ti：0.008～0.02%、N：0.001～0.008%、残部Fe及び不可避不純物を含み、

表面から10mm以内での微細組織は、体積分率で80%以上の針状フェライト及び20%以下のポリゴナルフェライトを含むことを特徴とする熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板。

【請求項 2】

前記鋼板の厚さは40mm以下であることを特徴とする請求項1に記載の熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板。

【請求項 3】

前記鋼板は、降伏強度が500MPa以上であり、引張強度が600MPa以上であり、-40℃での衝撃靱性が100J以上であることを特徴とする請求項1に記載の熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板。

【請求項 4】

前記鋼板は、600～900℃に線状加熱して曲げ加工した後の降伏強度が500MPa以上であり、引張強度が600MPa以上であり、-40℃での衝撃靱性が100J以上であることを特徴とする請求項1に記載の熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板。

【請求項 5】

重量%で、C：0.03～0.07%、Si：0.05～0.2%、Mn：1.6～2.3%、P：0.008%以下、S：0.002%以下、Al：0.025%以下、Cu：0.1～0.4%、Ni：1.4～2.3%、Mo：0.08～0.2%、Nb：0.01～0.025%、Ti：0.008～0.02%、N：0.001～0.008%、残部Fe及び不可避不純物を含むスラブを再加熱する段階と、

前記再加熱されたスラブを750～850℃で未再結晶域圧延する段階と、

前記未再結晶域圧延後に、10℃/秒以上の冷却速度で380～440℃の冷却終了温度まで冷却する段階と、を含むことを特徴とする熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板の製造方法。

【請求項 6】

前記冷却された鋼板を600～900℃で線状加熱した後、曲げ加工する段階をさらに含むことを特徴とする請求項5に記載の熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】**【技術分野】****【0001】**

本発明は、熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板及びその製造方法に関する。

【背景技術】**【0002】**

船舶、及び海洋建築構造物の外観は平面と曲面が共存する構造を有している。

平面の加工は、板材成形時になされるため、船舶、海洋構造物の建造では、別途の工程を経ることなく外観を成形するが、曲面成形の場合には、板材を加工する過程を経るため、鋼板の表面を加熱する線状加熱作業が行われる。

線状加熱による曲げ加工は、加熱部の熱膨張とその後の冷却によって収縮する時、周囲の非加熱領域からの拘束によって変形される性質を利用する。

【0003】

このような線状加熱は、鋼板の表面を600～900℃程度の温度に加熱し、加熱後水冷しなければならないため、線状加熱後に鋼板の物性が劣化する虞がある。鋼材のオース

10

20

30

40

50

テナイト開始変態温度までの加熱は転位の焼鈍などにより、変態温度以上又は再結晶温度以上に加熱される場合、主に結晶粒の成長によって材質の劣化をもたらす。

また、鋼板の表面の加熱、冷却の熱サイクルによって脆化し、靱性の低下をもたらす可能性もある。

したがって、線状加熱後も降伏強度、引張強度及び衝撃靱性に優れた熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板及びその製造方法に対する開発が求められている。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

本発明は、線状加熱後も降伏強度、引張強度及び衝撃靱性に優れ、熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板及びその製造方法を提供することを目的とする。

なお、本発明の課題は上述した内容に限定されない。本発明の課題は本明細書全般の内容から理解され、本発明の属する技術分野における通常の知識を有する者であれば本発明の更なる課題を理解するのに何の問題もないはずである。

【課題を解決するための手段】

【0005】

本発明の熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板は、重量%で、C：0.03～0.07%、Si：0.05～0.2%、Mn：1.6～2.3%、P：0.008%以下、S：0.002%以下、Al：0.025%以下、Cu：0.1～0.4%、Ni：1.4～2.3%、Mo：0.08～0.2%、Nb：0.01～0.025%、Ti：0.008～0.02%、N：0.001～0.008%、残部Fe及び不可避不純物を含み、表面から10mm以内での微細組織は、体積分率で80%以上の針状フェライト及び20%以下のポリゴナルフェライトを含むことを特徴とする。

【0006】

本発明の熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板の製造方法は、重量%で、C：0.03～0.07%、Si：0.05～0.2%、Mn：1.6～2.3%、P：0.008%以下、S：0.002%以下、Al：0.025%以下、Cu：0.1～0.4%、Ni：1.4～2.3%、Mo：0.08～0.2%、Nb：0.01～0.025%、Ti：0.008～0.02%、N：0.001～0.008%、残部Fe及び不可避不純物を含むスラブを再加熱する段階と、再加熱されたスラブを750～850で未再結晶域圧延する段階と、未再結晶域圧延後に、10 / 秒以上の冷却速度で380～440の冷却終了温度まで冷却する段階と、を含むことを特徴とする。

【0007】

なお、上記の課題を解決するための手段は本発明の特徴をすべて列挙したものではない。本発明の多様な特徴とそれによる長所及び効果は、下記の具体的な実施形態を参照してより詳細に理解することができる。

【発明の効果】

【0008】

本発明によれば、線状加熱前はもちろん、熱間抵抗性に優れ、線状加熱後も降伏強度、引張強度及び低温衝撃靱性に優れた高強度構造用鋼板及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】

【0009】

【図1】線状加熱による曲面成形の一例を示した模式図である。

【図2】発明例1の鋼板の表面から深さ10mmの断面組織写真である。

【発明を実施するための形態】

【0010】

以下では、本発明の好ましい実施形態について説明する。しかし、本発明の実施形態は様々な他の形態に変形されることができ、本発明の範囲は以下で説明する実施形態に限定されない。また、本発明の実施形態は、当該技術分野で平均的な知識を有する者に本発明

10

20

30

40

50

をより完全に説明するために提供されるものである。

本発明者らは、船舶、及び海洋建築構造物の外観が曲面を有するように高強度構造用鋼板を線状加熱して曲げ加工する場合、線状加熱後の鋼板の物性が低下する虞があることを見出した。

このような線状加熱は鋼板の表面を600～900まで加熱するため、基地組織及び結晶粒界の軟化、結晶粒の成長、カーバイド(Fe_3C)の粗大化などによって強度及び靱性が同時に低下する現象が発生する。

また、オーステナイト開始変態温度までの加熱は転位の焼鈍などにより材質の劣化を生じさせ、変態温度以上又は再結晶温度以上に加熱する場合は主に結晶粒の成長によって材質の劣化をもたらされる。

10

【0011】

本発明者らは、上記問題点を解決するために、高Mn、Niの添加によってAr3温度を低くし、低温圧延及び強冷によって表面から10mm以内での微細組織が体積分率で80%以上の針状フェライトと20%以下のポリゴナルフェライトを含むように構成することにより、線状加熱後の結晶粒の成長を防止し、NbC、Mo₂Cの析出物の結晶粒界のpinning効果を利用して結晶粒の成長及び粗大なカーバイドの形成を防止することができ、線状加熱前はもちろん、線状加熱後も降伏強度、引張強度及び低温衝撃靱性に優れた高強度構造用鋼板及びその製造方法を提供することができることを見出し、本発明を完成するに至った。

【0012】

以下、本発明の一実施形態による熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板について説明する。

20

本発明の一実施形態による熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板は、重量%で、C:0.03～0.07%、Si:0.05～0.2%、Mn:1.6～2.3%、P:0.008%以下、S:0.002%以下、Al:0.025%以下、Cu:0.1～0.4%、Ni:1.4～2.3%、Mo:0.08～0.2%、Nb:0.01～0.025%、Ti:0.008～0.02%、N:0.001～0.008%、残部Fe及び不可避不純物を含み、表面から10mm以内での微細組織は90%以上の針状フェライトを含む。

【0013】

C:0.03～0.07重量%(以下、各元素の含量の単位は重量%である。)

30

Cは強度を確保するのに非常に重要な元素である。

C含量は十分な強度を確保するために0.03%以上添加することが好ましい。しかし、過剰に添加する場合は線状加熱後の冷却中に粗大な炭化物を形成し、衝撃靱性を低下させる虞があるため、その上限は0.07%であることが好ましい。

【0014】

Si:0.05～0.2%

Siは脱酸剤として有用な元素であるが、その含量が多すぎる場合は靱性の低下の原因になる可能性がある。脱酸のためにはSi含量が0.05%以上であることが好ましく、Si含量が0.2%を超える場合は靱性が低下する虞がある。したがって、Si含量は0.05～0.2%であることが好ましい。

40

【0015】

Mn:1.6～2.3%

Mnは固溶強化元素として強度を向上させ、結晶粒の微細化及び母材の靱性を改善する効果を有する。また、Ar3温度を低くし、低温圧延及び強冷によってポリゴナルフェライトの形成を最小化することができる。

Mn含量は上記効果を十分に示すために1.6%以上添加することが好ましい。しかし、過剰に添加する場合は中心部にMnSの非金属介在物を形成し、このMnS介在物は圧延後延伸し、低温靱性を大きく低下させる可能性がある。したがって、その上限は2.3%であることが好ましい。

50

【0016】

P : 0.008% 以下

P は強度向上と耐食性に有利な元素であるが、衝撃靱性を大きく低下させる元素であるため、できる限り低く維持するのがよい。したがって、その上限を0.008%とすることが好ましい。

【0017】

S : 0.002% 以下

S はMnSなどを形成し、衝撃靱性を大きく低下させるため、できる限り低くするのがよい。したがって、その上限を0.002%とすることが好ましい。

【0018】

Al : 0.025% 以下

Al は効果的に脱酸することができる元素であり、0.005~0.025%に制御することが好ましい。その下限を特に制御する必要はないが、脱酸のために0.005%以上含まれるのがよい。

【0019】

Cu : 0.1~0.4%

Cu は固溶強化及び析出強化元素であり、母材の靱性低下を最小化しつつ強度を向上させることができる元素である。Cu含量は十分な強度向上の効果を達成するために0.1%以上含有されることが好ましい。しかし、過剰な添加は熱間脆性による鋼材の表面の欠陥をもたらす可能性があるため、その上限は0.4%以下とすることが好ましい。

【0020】

Ni : 1.4~2.3%

Ni は母材の強度と靱性を同時に向上させることができる元素である。また、Ar3温度を低くし、低温圧延及び強冷によってポリゴナルフェライトの形成を最小化することができる。

Ni含量が1.4%未満の場合は上記の効果が十分でなく、Ni含量が2.3%を超える場合は硬化能が上昇し、ベイナイトの形成によって衝撃靱性が低下する虞がある。したがって、Ni含量は1.4~2.3%とすることが好ましい。

【0021】

Mo : 0.08~0.2%

Mo は少量の添加によって強度を効果的に上昇させる元素であり、線状加熱後に微細なMo-C系の析出物を形成し、強度の低下を防止するためには、0.08%以上添加することが好ましい。しかし、過剰なMoの添加によって析出物の粗大化が発生する可能性があるため、その上限は0.2%以下であることが好ましい。

【0022】

Nb : 0.01~0.025%

線状加熱前に鋼板に固溶していたNbは、線状加熱時にNbC、NbCNなどの形で析出し、母材の強度を向上させる。これは、線状加熱後の強度の維持に重要であり、Nbの添加効果を有効に発揮するためには0.01%以上添加されなければならない。しかし、過剰なNbの添加によって析出物の粗大化が発生する虞があるため、その上限は0.025%以下であることが好ましい。

【0023】

Ti : 0.008~0.02%

Ti はNと共に窒化物を形成し、高温で結晶粒が成長することを防止する。このような効果を十分に確保するために、Tiは0.008%以上含まれることが好ましい。しかし、過剰なTiの添加はTi析出物の粗大化によって衝撃靱性が低下するという問題があるため、その上限は0.02%であることが好ましい。

【0024】

N : 0.001~0.008%

N はTi、Nb、Alなどと共に析出物を形成し、再加熱時にオーステナイト組織を微

10

20

30

40

50

細化し、強度と靱性を向上させる元素である。

N含量が0.001%未満の場合は上記の効果が十分に得られない。これに対し、N含量が0.008%を超える場合は高温で表面クラックを誘発する可能性があり、残留するNは原子の状態で存在し、靱性を低下させる虞がある。したがって、N含量は0.001~0.008%であることが好ましい。

【0025】

本発明の鋼板の残りの成分は鉄(Fe)である。但し、通常の製造過程では原料又は周囲環境から意図しない不純物が不可避に混入することがあるため、これを排除することはできない。これらの不純物は通常の製造過程の技術者であれば誰でも分かるものであるため、本明細書ではその全ての内容を特に説明しない。

10

【0026】

以下、本発明の一実施形態による熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板の微細組織について説明する。

本発明の一実施形態による熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板の表面から10mm以内での微細組織は、体積分率で80%以上の針状フェライト及び20%以下のポリゴナルフェライトを含む。

ポリゴナルフェライトは加熱による結晶粒の成長が容易になされるため、ポリゴナルフェライトが表面から10mm以内での微細組織に20体積%を超えて存在する場合には、線状加熱時に結晶粒が成長し、粗大なカーバイドを形成し、基地組織の劣化の原因になる虞がある。

20

【0027】

また、鋼板の厚さは40mm以下であることが好ましい。これは、鋼板の厚さが40mmを超える場合には線状加熱による曲げ加工をするのが困難になるためである。この際、鋼板の最小厚さは12mmであることがよい。

上記のように合金組成及び微細組織を制御することにより、上記鋼板は降伏強度が500MPa以上、引張強度が600MPa以上、-40℃での衝撃靱性が100J以上となる。これにより、船舶、及び海洋建築構造物などに好ましく利用することができる。

上記の合金組成及び微細組織を有する熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板を線状加熱するとき、Mo₂C析出物及びNbC析出物のいずれか一つ以上が析出するようになる。

【0028】

線状加熱による曲げ加工の一例である図1に基づいて説明すると、線状加熱による曲げ加工は、加熱部の熱膨張後の冷却によって収縮する時、周囲の非加熱領域からの拘束によって変形される性質を利用している。

30

また、線状加熱は一般的に鋼板の表面を600~900℃まで加熱するが、比較的低温の600~800℃では鋼板に固溶していたMoが線状加熱後の冷却時にMo₂Cとして析出し、比較的高温の800℃以上では鋼板に固溶していたNbが線状加熱後冷却時にNbCとして析出する。

上記Mo₂C析出物又はNbC析出物は結晶粒界に析出して結晶粒の成長を抑制(pinning効果)し、粗大なカーバイドの形成を防止するという効果がある。また、Cが析出物として多く消耗されることにより、カーバイドの生成及び粗大化を防止することができる。この際、上記Mo₂C析出物及びNbC析出物の大きさは2~20nmであることが好ましい。

40

したがって、本発明による鋼板は、600~900℃に線状加熱して曲げ加工を行っても、降伏強度500MPa以上、引張強度600MPa以上、-40℃での衝撃靱性100J以上を確保することができる。

【0029】

以下、本発明の他の実施形態による熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板の製造方法について説明する。

本発明の他の実施形態による熱間抵抗性に優れた高強度構造用鋼板の製造方法は、上記の合金組成を有するスラブを再加熱する段階と、再加熱されたスラブを750~850

50

で未再結晶域圧延する段階と、未再結晶域圧延後に、10 / 秒以上の冷却速度で380 ~ 440 の冷却終了温度まで冷却する段階と、を含む。

【0030】

再加熱段階

上記の合金組成を有するスラブを再加熱する。上記スラブの再加熱温度は特に限定されないが、1100 ~ 1200 とすることが好ましい。

未再結晶域圧延段階

上記再加熱されたスラブを750 ~ 850 で未再結晶域圧延する。これは結晶粒を微細化するためである。

結晶粒を微細化するためには、未再結晶圧延がAr3温度直上のできる限り低い温度で行われなければならないが、本発明ではMn、Niの含量を高くすることにより十分に低いAr3温度を有するようになるため、750 以上で未再結晶域圧延を行うことが好ましい。また、未再結晶圧延温度が850 を超える場合は結晶粒の微細化が困難になり、靱性が低下する。したがって、未再結晶圧延温度の上限は850 であることが好ましく、800 であることがより好ましい。

【0031】

冷却段階

未再結晶域圧延後、10 / 秒以上の冷却速度で380 ~ 440 の冷却終了温度まで冷却する。

上記のように冷却段階を制御することにより、鋼板の表面から10mm以内での微細組織が体積分率で80%以上の針状フェライト及び20%以下のポリゴナルフェライトを含むようにすることができる。

冷却速度が10 / 秒未満であるか又は冷却終了温度が440 を超える場合は十分な冷却が行われず、ポリゴナルフェライトが多量に形成され、線状加熱時に結晶粒の成長と基地組織の劣化が発生する。

また、上記の冷却された鋼板を600 ~ 900 で線状加熱して曲げ加工する段階をさらに行うことができる。

上記のような線状加熱により、鋼板の曲げ加工が可能になり、線状加熱後冷却時にMo₂C析出物及びNbC析出物が析出することにより、結晶粒の成長を抑制(pinning効果)し、粗大なカーバイドの形成を防止することができる。

【実施例】

【0032】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明する。

下記表1のような合金組成を有する溶鋼を用意した後、連続鋳造を利用して鋼スラブを製造した。発明鋼A、B、Cは本発明で規定した成分範囲を満たす鋼板であり、比較鋼D、F、G、Hは本発明の成分範囲を超えるか又は下回る合金成分が含まれる鋼板である。ここで、比較鋼DはC成分、比較鋼EはMo成分、比較鋼FはNb成分、比較鋼GはNi、Mn成分が本発明の成分範囲を外れるものである。

上記発明鋼及び比較鋼を下記表2の製造条件で圧延、冷却して厚鋼板を製造した。具体的には、圧延終了温度を780、880 とし、冷却終了温度を400、600 として行った。そして、製造された鋼板を線状加熱することができるサイズに切断し、4個の温度条件(600、700、800、900)で曲げ加工のための線状加熱を行った。

また、下記表3には上記条件で製造された母材の機械的物性及び線状加熱後の機械的物性を示した。

【0033】

母材の引張強度は、鋼板の全厚さから圧延方向に垂直な方向にJIS1B号試験片を採取し、常温で引張試験を行って測定した。母材の低温靱性は、鋼板の表面部から2mm直下の部位から圧延方向に垂直な方向に試験片を採取し、V-ノッチ試験片を製作した後、-40 でシャルピー衝撃試験を3回行って測定し、その平均値を表3に示した。

10

20

30

40

50

また、鋼板の表面から10mm以内での微細組織を観察し、ポリゴナルフェライトの体積分率を表3に記載した。ポリゴナルフェライト以外の組織は針状フェライトであった。

【0034】

【表1】

区分	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cu	Mo	Nb	Ti	N
発明鋼A	0.042	0.086	1.95	0.0055	0.0015	0.011	1.71	0.274	0.13	0.015	0.010	0.0038
発明鋼B	0.054	0.116	1.83	0.0057	0.0012	0.010	1.75	0.249	0.125	0.021	0.012	0.0042
発明鋼C	0.045	0.123	1.92	0.0062	0.0011	0.011	1.82	0.254	0.119	0.013	0.013	0.0039
比較鋼D	0.126	0.123	1.88	0.0061	0.0012	0.010	1.80	0.249	0.121	0.017	0.011	0.0049
比較鋼E	0.052	0.118	1.91	0.0052	0.0014	0.015	1.68	0.261	0.052	0.02	0.012	0.0051
比較鋼F	0.046	0.121	1.89	0.0075	0.0013	0.012	1.76	0.248	0.125	0.008	0.010	0.0045
比較鋼G	0.048	0.119	1.25	0.0065	0.0013	0.013	0.65	0.253	0.132	0.018	0.012	0.0042

10

但し、上記表1において各元素の含量の単位は重量%である。

【0035】

【表 2】

区分	鋼種	FM開始 温度	FM終了 温度	冷却開始 温度	冷却終了 温度	冷却速度	線状加熱 温度
発明例 1	発明鋼 A	795	770	732	432	11.3	600
							700
							800
							900
比較例 1	発明鋼 A	885	864	832	412	13.2	600
							700
							800
							900
発明例 2	発明鋼 B	789	761	726	408	12.5	600
							700
							800
							900
比較例 2	発明鋼 B	796	769	733	603	9.8	600
							700
							800
							900
発明例 3	発明鋼 C	792	775	740	410	11.8	600
							700
							800
							900
比較例 3	比較鋼 D	801	779	746	408	13.5	600
							700
							800
							900
比較例 4	比較鋼 E	795	776	742	411	12.5	600
							700
							800
							900
比較例 5	比較鋼 F	803	776	738	403	12.8	600
							700
							800
							900
比較例 6	比較鋼 G	795	768	734	411	11.6	600
							700
							800
							900

10

20

30

40

但し、上記表 2 において温度の単位は °C であり、冷却速度の単位は °C / 秒であり、FM 開始温度は未再結晶域圧延の開始温度を意味し、FM 終了温度は未再結晶域圧延の終了温度を意味する。

【 0 0 3 6 】

【表 3】

区分	鋼種	母材				線状加熱後			
		降伏強度	引張強度	ポリコナルフェライト(体積%)	衝撃靱性平均	降伏強度	引張強度	衝撃靱性個別	衝撃靱性平均
発明例 1	発明鋼 A	527	665	7.5	278	514	661	267/262/253	260
						513	649	265/288/302	285
						532	642	277/322/326	308
						507	627	194/130/184	170
比較例 1	発明鋼 A	525	654	24.5	79	509	646	45/56/128	76
						502	635	79/65/84	76
						500	624	56/102/28	62
						498	612	57/58/38	51
発明例 2	発明鋼 B	538	672	6.7	247	534	668	245/167/158	190
						529	659	264/286/302	284
						518	642	268/231/188	229
						510	621	154/186/109	150
比較例 2	発明鋼 B	510	623	31.8	183	507	612	203/264/197	221
						498	601	174/123/184	160
						488	596	156/89/205	150
						482	584	142/76/87	102
発明例 3	発明鋼 C	542	671	7.9	281	538	664	221/265/287	258
						531	659	234/212/264	237
						528	640	198/187/234	206
						513	627	265/188/203	219
比較例 3	比較鋼 D	587	689	22.1	134	567	678	75/68/32	58
						552	670	15/78/54	49
						542	652	103/28/36	56
						523	641	28/64/28	40
比較例 4	比較鋼 E	524	625	35.5	226	514	615	52/105/39	65
						508	611	64/103/154	107
						501	602	51/136/121	103
						492	598	25/38/65	43
比較例 5	比較鋼 F	536	628	38.4	193	523	613	156/123/158	146
						512	607	126/154/130	137
						503	598	78/123/162	121
						494	588	58/28/42	43
比較例 6	比較鋼 G	506	624	42	133	503	611	120/175/56	117
						493	608	89/45/37	57
						483	594	36/48/56	47
						479	578	59/21/34	38

10

20

30

40

但し、上記表 3 において降伏強度及び引張強度の単位は MPa であり、衝撃靱性の単位は J である。

【0037】

上記表 3 において母材の機械的物性及び線状加熱後の機械的物性を比較すると、本発明による合金組成及び製造条件をすべて満たす発明例 1 から 3 は、降伏強度、引張強度、及び - 40 での衝撃靱性がすべて目標とする物性を満たしている。

具体的には、線状加熱前後とも降伏強度 500 MPa 以上、引張強度 600 MPa 以上

50

、 - 40 での衝撃靱性 100 J 以上の特性を示している。

比較例 3 は C の成分が本発明の成分範囲を超える比較鋼 D を利用したものであり、強度は目標水準を大きく上回っているが、衝撃靱性は顕著に減少することが分かる。これは、粗大なカーバイドの形成によって衝撃テスト時の破壊の原因になるためであるものと判断される。

【 0038 】

比較例 4 は Mo 成分が本発明の成分範囲を下回る比較鋼 E を利用したもので、比較例 5 は Nb 成分が本発明の成分範囲を下回る比較鋼 F を利用したものであり、強度が顕著に減少し、衝撃靱性も低下したことが確認できる。これは、固溶した Mo、Nb の量が少なく、線状加熱後に析出物を形成することができる十分な Mo、Nb の量が不足するためである。もし、Mo、Nb が過剰に添加される場合は粗大な析出物によって逆に靱性の低下が発生する可能性があるため、本発明で制御する範囲で添加しなければならない。

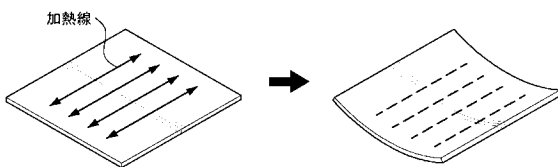
また、比較例 6 は Mn、Ni の成分が本発明の成分範囲を下回る比較鋼 G を利用したものであり、十分に低い Ar3 温度が確保されず、低温での圧延時にポリゴナルフェライトが多量に形成され、強度と靱性の低下をもたらした。

比較例 1 は本発明の合金組成は満たしているが、圧延温度が 850 を超え、衝撃靱性が劣った。比較例 3 は本発明の合金組成は満たしているが、冷却条件が本発明の範囲を外れ、ポリゴナルフェライト分率の増大によって線状加熱後の結晶粒成長による強度と靱性の低下が発生した。

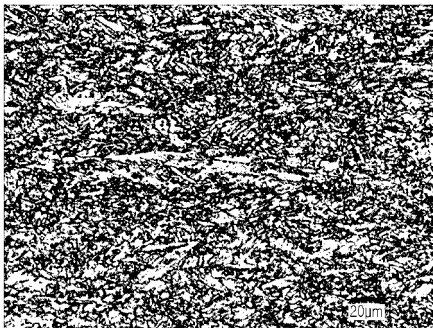
【 0039 】

以上、本発明の実施形態について詳細に説明したが、本発明の範囲はこれに限定されず、特許請求の範囲に記載された本発明の技術的思想から外れない範囲内で多様な修正及び変形が可能であるということは、当技術分野の通常の知識を有する者には明らかである。


【 図 1 】



【 図 2 】



【 国際調査報告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT		International application No. PCT/KR2016/014964
A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER <i>C22C 38/16(2006.01)i, C22C 38/14(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C22C 38/08(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i</i> According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C 38/16; C22C 38/06; C21D 8/02; C22C 38/00; C21D 8/00; C22C 38/12; C22C 38/14; C22C 38/08; C22C 38/04; C22C 38/02 Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Korean Utility models and applications for Utility models: IPC as above Japanese Utility models and applications for Utility models: IPC as above Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) eKOMPASS (KIPO internal) & Keywords: manganese, nickel, copper, molybdenum, niobium, titanium, ferrite, nucleating agent, plate forming		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 63-183123 A (KOBE STEEL LTD.) 28 July 1988 See page 2, tables 1-3 and claim 2.	1-6
A	JP 2007-056348 A (NIPPON STEEL CORP.) 08 March 2007 See paragraph [0124] and claims 1-7.	1-6
A	JP 11-152540 A (SUMITOMO METAL IND. LTD.) 08 June 1999 See paragraphs [0031]-[0034] and claims 1-5.	1-6
A	JP 2010-121149 A (NIPPON STEEL CORP.) 03 June 2010 See paragraphs [0089]-[0092] and claims 1-7.	1-6
A	KR 10-2011-0022308 A (HYUNDAI STEEL COMPANY) 07 March 2011 See paragraphs [0069]-[0079] and claim 1.	1-6
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search <p style="text-align: center;">23 MARCH 2017 (23.03.2017)</p>		Date of mailing of the international search report <p style="text-align: center;">24 MARCH 2017 (24.03.2017)</p>
Name and mailing address of the ISA/KR  Korean Intellectual Property Office Government Complex-Daejeon, 189 Seonsa-ro, Daejeon 302-701, Republic of Korea Facsimile No. 82-42-472-7140		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members


International application No.

PCT/KR2016/014964

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member	Publication date
JP 63-183123 A	28/07/1988	NONE	
JP 2007-056348 A	08/03/2007	JP 04751137 B2	17/08/2011
JP 11-152540 A	08/06/1999	NONE	
JP 2010-121149 A	03/06/2010	JP 05187151 B2	24/04/2013
KR 10-2011-0022308 A	07/03/2011	NONE	

국제조사보고서

국제출원번호
PCT/KR2016/014964

A. 발명이 속하는 기술분류(국제특허분류(IPC)) C22C 38/16(2006.01)i, C22C 38/14(2006.01)i, C22C 38/12(2006.01)i, C22C 38/08(2006.01)i, C22C 38/06(2006.01)i, C22C 38/04(2006.01)i, C22C 38/02(2006.01)i, C22C 38/00(2006.01)i, C21D 8/02(2006.01)i		
B. 조사된 분야 조사된 최소문헌(국제특허분류틀 기재) C22C 38/16; C22C 38/06; C21D 8/02; C22C 38/00; C21D 8/00; C22C 38/12; C22C 38/14; C22C 38/08; C22C 38/04; C22C 38/02 조사된 기술분야에 속하는 최소문헌 이외의 문헌 한국등록실용신안공보 및 한국공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC 일본등록실용신안공보 및 일본공개실용신안공보: 조사된 최소문헌란에 기재된 IPC		
국제조사에 이용된 전산 데이터베이스(데이터베이스의 명칭 및 검색어(해당하는 경우)) eKOMPASS(특허청 내부 검색시스템) & 키워드: 당간, 니켈, 구리, 몰리브덴, 니오븀, 티타늄, 페라이트, 선상가열, 곡가공		
C. 관련 문헌		
카테고리*	인용문헌명 및 관련 구절(해당하는 경우)의 기재	관련 청구항
X	JP 63-183123 A (KOBE STEEL LTD.) 1988.07.28 페이지 2, 표 1-3 및 청구항 2 참조.	1-6
A	JP 2007-056348 A (NIPPON STEEL CORP.) 2007.03.08 단락 [0124] 및 청구항 1-7 참조.	1-6
A	JP 11-152540 A (SUMITOMO METAL IND. LTD.) 1999.06.08 단락 [0031]-[0034] 및 청구항 1-5 참조.	1-6
A	JP 2010-121149 A (NIPPON STEEL CORP.) 2010.06.03 단락 [0089]-[0092] 및 청구항 1-7 참조.	1-6
A	KR 10-2011-0022308 A (현대제철 주식회사) 2011.03.07 단락 [0069]-[0079] 및 청구항 1 참조.	1-6
<input type="checkbox"/> 추가 문헌이 C(계속)에 기재되어 있습니다. <input checked="" type="checkbox"/> 대응특허에 관한 별지를 참조하십시오.		
* 인용된 문헌의 특별 카테고리: "A" 특별히 관련이 없는 것으로 보이는 일반적인 기술수준을 정의한 문헌 "E" 국제출원일보다 빠른 출원일 또는 우선일을 가지나 국제출원일 이후에 공개된 선출원 또는 특허 문헌 "L" 우선권 주장에 의문을 제기하는 문헌 또는 다른 인용문헌의 공개일 또는 다른 특별한 이유(이유를 명시)를 밝히기 위하여 인용된 문헌 "O" 구두 개시, 사용, 전시 또는 기타 수단을 언급하고 있는 문헌 "P" 우선일 이후에 공개되었으나 국제출원일 이전에 공개된 문헌 "T" 국제출원일 또는 우선일 후에 공개된 문헌으로, 출원과 상충하지 않으며 발명의 기초가 되는 원리나 이론을 이해하기 위해 인용된 문헌 "X" 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌 하나만으로 청구된 발명의 신규성 또는 진보성이 없는 것으로 본다. "Y" 특별한 관련이 있는 문헌. 해당 문헌이 하나 이상의 다른 문헌과 조합하는 경우로 그 조합이 당업자에게 자명한 경우 청구된 발명은 진보성이 없는 것으로 본다. "&" 동일한 대응특허문헌에 속하는 문헌		
국제조사의 실제 완료일 2017년 03월 23일 (23.03.2017)	국제조사보고서 발송일 2017년 03월 24일 (24.03.2017)	
ISA/KR의 명칭 및 우편주소 대한민국 특허청 (35208) 대전광역시 서구 청사로 189, 4동 (둔산동, 정부대전청사) 팩스 번호 +82-42-481-8578	심사관 이창호 전화번호 +82-42-481-8288	

국제조사보고서
대응특허에 관한 정보

국제출원번호
PCT/KR2016/014964

국제조사보고서에서 인용된 특허문헌	공개일	대응특허문헌	공개일
JP 63-183123 A	1988/07/28	없음	
JP 2007-056348 A	2007/03/08	JP 04751137 B2	2011/08/17
JP 11-152540 A	1999/06/08	없음	
JP 2010-121149 A	2010/06/03	JP 05187151 B2	2013/04/24
KR 10-2011-0022308 A	2011/03/07	없음	

フロントページの続き

(81)指定国 AP(BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), EA(AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), EP(AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OA(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG), AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA

(72)発明者 キム, ハン キュ

大韓民国 378777 ギョンサンブク ド, ポハン シ, ナム グ, ドンヘアン ロ, 6262
 , ポハン アイロン アンド スチール ワークス内

(72)発明者 キム, サン ホ

大韓民国 378777 ギョンサンブク ド, ポハン シ, ナム グ, ドンヘアン ロ, 6262
 , ポハン アイロン アンド スチール ワークス内

Fターム(参考) 4K032 AA01 AA04 AA14 AA16 AA17 AA19 AA21 AA22 AA24 AA27
 AA29 AA31 AA35 BA01 CA02 CC03 CD03 CF02 CF03