

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5879448号
(P5879448)

(45) 発行日 平成28年3月8日(2016.3.8)

(24) 登録日 平成28年2月5日(2016.2.5)

(51) Int. Cl.		F I	
C 2 2 C	38/00 (2006.01)	C 2 2 C	38/00 3 0 2 A
C 2 1 D	8/02 (2006.01)	C 2 1 D	8/02 D
C 2 2 C	38/16 (2006.01)	C 2 2 C	38/16
C 2 2 C	38/60 (2006.01)	C 2 2 C	38/60

請求項の数 8 (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2014-550001 (P2014-550001)	(73) 特許権者	592000691
(86) (22) 出願日	平成24年12月27日 (2012.12.27)		ポスコ
(65) 公表番号	特表2015-507699 (P2015-507699A)		大韓民国 790-300 キョンサンブ
(43) 公表日	平成27年3月12日 (2015.3.12)		クード ポハン-シ ナム-グ ドンヘア
(86) 国際出願番号	PCT/KR2012/011535		ン-ロ 6261 (コエドン-ドン)
(87) 国際公開番号	W02013/100612	(74) 代理人	100083806
(87) 国際公開日	平成25年7月4日 (2013.7.4)		弁理士 三好 秀和
審査請求日	平成26年8月18日 (2014.8.18)	(74) 代理人	100095500
(31) 優先権主張番号	10-2011-0145214		弁理士 伊藤 正和
(32) 優先日	平成23年12月28日 (2011.12.28)	(74) 代理人	100111235
(33) 優先権主張国	韓国 (KR)		弁理士 原 裕子
(31) 優先権主張番号	10-2012-0151575		
(32) 優先日	平成24年12月21日 (2012.12.21)		
(33) 優先権主張国	韓国 (KR)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接熱影響部の韌性に優れた耐摩耗オーステナイト系鋼材及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量%で、マンガン(Mn)：15～25%、炭素(C)：0.8～1.8%、0.7C-0.56(%) Cu 5%を満たす銅(Cu)、残部Fe及びその他の不可避不純物からなり、溶接熱影響部の-40でのシャルピー衝撃値が100J以上である、溶接熱影響部の韌性に優れた耐摩耗オーステナイト系鋼材。

【請求項 2】

前記鋼材は、重量%で、硫黄(S)：0.03～0.1%、カルシウム(Ca)：0.001～0.01%をさらに含む、請求項1に記載の溶接熱影響部の韌性に優れた耐摩耗オーステナイト系鋼材。

【請求項 3】

前記鋼材は、8重量%以下(0%は除く)のクロム(Cr)をさらに含み、降伏強度が450MPa以上である、請求項1又は2に記載の溶接熱影響部の韌性に優れた耐摩耗オーステナイト系鋼材。

【請求項 4】

前記溶接熱影響部の微細組織は、オーステナイトが体積分率で95%以上である、請求項1又は2に記載の溶接熱影響部の韌性に優れた耐摩耗オーステナイト系鋼材。

【請求項 5】

前記溶接熱影響部の微細組織は、炭化物が体積分率で5%以下である、請求項1又は2に記載の溶接熱影響部の韌性に優れた耐摩耗オーステナイト系鋼材。

【請求項6】

重量%で、マンガン(Mn)：15～25%、炭素(C)：0.8～1.8%、0.7C-0.56(%) Cu 5%を満たす銅(Cu)、残部Fe及びその他の不可避不純物からなる組成を有する鋼スラブを1050～1250の温度で再加熱する段階と、

前記再加熱されたスラブを800～1050の温度で仕上げ圧延する段階と、を含む、溶接熱影響部の靱性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材の製造方法。

(前記数式のうちCは炭素の含量を重量%の単位で示したものである。)

【請求項7】

前記鋼スラブは、重量%で、硫黄(S)：0.03～0.1%、カルシウム(Ca)：0.001～0.01%をさらに含む、請求項6に記載の溶接熱影響部の靱性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材の製造方法。

10

【請求項8】

前記鋼スラブは、8重量%以下(0%は除く)のクロム(Cr)をさらに含み、降伏強度が450MPa以上である、請求項6又は7に記載の溶接熱影響部の靱性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、多様な用途に用いることができるオーステナイト系鋼材に関し、特に、溶接熱影響部の靱性に優れたオーステナイト系耐磨耗鋼材及びその製造方法に関する。

20

【背景技術】

【0002】

オーステナイト系鋼材は、それ自体が有する加工硬化能、非磁性等の性質によって多様な用途に用いられている。特に、これまで主に用いられていたフェライト又はマルテンサイトを主組織とする炭素鋼の特性に限界が示されるにつれ、これらの短所を克服する代替材としてその適用が増加している。

【0003】

また、リニアモーターカーの軌道、核融合炉等の超電導応用機器及び一般電気機器の非磁性構造用材料、鉱産産業における採掘及び輸送用鋼材、拡張用パイプ用鋼材、スラリーパイプ用鋼材、耐サワー(sour)鋼材、オイル及びガス産業(Oil and Gas Industries)における採掘、輸送及び貯蔵用鋼材等、延性、耐磨耗性及び耐水素脆性等を必要とする産業分野でオーステナイト系鋼材の需要が増加し続けている。

30

【0004】

従来の代表的な非磁性鋼材としては、オーステナイト系ステンレス鋼であるAISI 304(18Cr-8Ni系)がある。しかしながら、降伏強度が低いため、構造材料として用いられるのには問題があり、高価の元素であるCr、Niを多量含有するため、非経済的である。特に、荷重による非磁性特性が安定的に求められる構造材の場合、このような鋼材は、加工誘起変態によって強磁性相であるフェライト相が誘起変態されて磁性を示すため、その用途及び適用に限界がある。

40

【0005】

また、鉱産産業、オイル及びガス産業(Oil and Gas Industries)の成長に伴い、採掘、輸送及び精製過程で用いられる鋼材の磨耗が大きな問題となっている。特に、最近、石油を代替する化石燃料としてオイルサンド(Oil Sands)に関する開発が本格化するにつれ、オイル、砂利、砂等が含まれたスラリーによる鋼材の磨耗が生産コストの増加を起す主な原因となっており、よって、耐磨耗性に優れた鋼材の開発及び適用に関する需要が大きく増加している。既存の鉱産産業では、耐磨耗性に優れたハドフィールド(Hadfield)鋼が主に用いられてきた。ハドフィールド鋼はオーステナイト系鋼材であり、鋼材に変形が加わる場合はマルテンサイトに変態されることにより高い硬度が得られる性質を有する。

50

【0006】

上記のような多様な形のオーステナイト系鋼材の組織をオーステナイトに維持するためにはマンガン含量と炭素含量を高くする必要があるが、この場合、オーステナイト粒界に沿ってネットワーク状の炭化物を高温で生成させて鋼材の物性、特に、延性を急激に低下させてしまう。さらに、上記炭化物は、母材のみならず、高温に加熱された後に冷却される溶接熱影響部でも過度に形成されるため、溶接熱影響部の靱性を顕著に低下させてしまう。

【0007】

このようなネットワーク状の炭化物析出を抑制するために、高温で溶体化処理をするか又は熱間加工後に常温に急冷させて高マンガン鋼を製造する方法が提案された。しかしながら、鋼材の厚さが厚い場合は、急冷による炭化物抑制効果が十分でない上、熱履歴を受ける溶接熱影響部における炭化物析出を防止することができないという問題がある。

10

【0008】

また、オーステナイト系高マンガン鋼は、高い加工硬化によって被削性が劣り、これにより、切削工具の寿命を減少させるため、工具コストが増加し、工具の交替に関連した休止期間が増加する等、生産コストを増加させるという問題がある。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

本発明の目的は、溶接熱影響部で発生する靱性低下の問題が解消され、耐食性を備えたオーステナイト系鋼材を提供することである。

20

【0010】

しかしながら、本発明が解決しようとする課題は上述した課題に制限されず、記載されていない他の課題は以下の記載から当業者に明確に理解されることができる。

【課題を解決するための手段】

【0011】

上記のような目的を達成するために、本発明の一実施形態によれば、重量%で、マンガン(Mn)：15～25%、炭素(C)：0.8～1.8%、 $0.7C - 0.56(\%)$ Cu 5%を満たす銅(Cu)、残部Fe及びその他の不可避不純物を含み、溶接熱影響部の-40でのシャルピー衝撃値が100J以上である、溶接熱影響部の靱性に優れた耐摩耗オーステナイト系鋼材が提供される。

30

【0012】

本発明の他の実施形態によれば、重量%で、マンガン(Mn)：15～25%、炭素(C)：0.8～1.8%、 $0.7C - 0.56(\%)$ Cu 5%を満たす銅(Cu)、残部Fe及びその他の不可避不純物を含む組成を有する鋼スラブを1050～1250の温度で再加熱する段階と、上記再加熱されたスラブを800～1050の温度で仕上げ圧延する段階と、を含む、溶接熱影響部の靱性に優れた耐摩耗オーステナイト系鋼材の製造方法が提供される。

40

【0013】

なお、上記数式のうちCは、炭素の含量を重量%の単位で示したものである。

【発明の効果】

【0014】

本発明によれば、溶接後の熱影響部の炭化物の生成を抑制して溶接熱影響部の靱性低下を防止することができ、被削性を向上させることにより切削加工性に優れ、耐食性を向上させることにより腐食環境で長時間使用できるオーステナイト系鋼材を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

50

【 0 0 1 5 】

【図 1】本発明の一実施例によるマンガンと炭素含量の関係を示すグラフである。

【図 2】本発明の一実施例による溶接熱影響部の微細組織を観察した写真である。

【図 3】本発明の一実施例による硫黄含量と被削性との関係を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【 0 0 1 6 】

以下、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が容易に実施することができるように本発明の被削性及び溶接熱影響部の韌性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材を詳細に説明する。

【 0 0 1 7 】

本発明者らは、鋼材の組織をオーステナイト系に制御するためにマンガンと炭素等を多量添加しても炭化物による溶接熱影響部の韌性低下の問題を起こさせず、また、被削性を向上させるためには、鋼材の成分を適切に制御する必要があることを確認し、本発明に至った。

【 0 0 1 8 】

即ち、本発明は、オーステナイト組織を確保するためにマンガンと炭素を添加し、且つ溶接のような熱サイクルを受けるときに鋼材に炭素によって炭化物が形成されることを最小化するためにマンガン含量による炭素含量を調節する上に更なる元素添加によって炭化物形成を積極抑制することにより溶接熱影響部の韌性を十分に確保すると共に、カルシウム及び硫黄の含量を調節することによりオーステナイト系高マンガン鋼の被削性を顕著に改善させる鋼材の組成を導出するに至った。

【 0 0 1 9 】

本発明の鋼材は、重量%で、マンガン (Mn) : 15 ~ 25 %、炭素 (C) : 0.8 ~ 1.8 %、0.7C - 0.56 (%) Cu 5%を満たす銅 (Cu)、残部 Fe 及びその他の不可避不純物を含む組成を有することができる。

【 0 0 2 0 】

上記各成分の数値を限定する理由を説明すると、下記の通りである。なお、以下の各成分の含量の単位は、特に記載されていない限り、重量%である。

【 0 0 2 1 】

マンガン (Mn) : 15 ~ 25 %

マンガンは本発明のような高マンガン鋼に添加される最も重要な元素であって、オーステナイトを安定化させる役割をする元素である。本発明において、主組織としてオーステナイトを得るためには、図 1 に示しているようにマンガンが 15 % 以上含まれるのが良い。即ち、マンガンの含量が 15 % 未満の場合は、オーステナイトの安定性が減少して十分な低温韌性を確保することができない。また、マンガンの含量が 25 % を超える場合は、マンガン添加による耐食性低下、製造工程上の困難、製造単価上昇等の問題があり、引張強度を減少させて加工硬化が減少するという短所がある。

【 0 0 2 2 】

炭素 (C) : 0.8 ~ 1.8 %

炭素は、オーステナイトを安定化させて常温でオーステナイト組織が得られるようにする元素であって、鋼材の強度を増加させ、特に、オーステナイトの内部に固溶されて加工硬化を増加させることにより高い耐磨耗性を確保するか又はオーステナイトに起因する非磁性を確保するための重要な元素である。

【 0 0 2 3 】

このためには、図 1 に示しているように上記炭素の含量が 0.8 重量% 以上であるのが良い。炭素の含量が低すぎる場合は、オーステナイトの安定性が減少し、固溶炭素が足りないため、高い耐磨耗性を得るのが困難である。これに対し、炭素の含量が多すぎる場合は、特に、溶接熱影響部の炭化物形成を抑制するのが困難である。したがって、本発明において、炭素は 0.8 ~ 1.8 重量% 添加されることが好ましい。より好ましい炭素の範囲は 1.0 ~ 1.8 重量% である。

10

20

30

40

50

【0024】

銅 (Cu) : 0.7C - 0.56 (%) Cu 5%

銅は、炭化物中の固溶度が非常に低くてオーステナイト内での拡散が遅いため、オーステナイトと炭化物の界面に濃縮される傾向がある。これにより、微細な炭化物の核が生成される場合は、その周囲を取り囲むことにより炭素の更なる拡散による炭化物の成長が遅くなり、その結果、炭化物の生成及び成長が抑制される。したがって、本発明では、このような効果を得るために銅を添加する。このような銅添加量は、独立して決定されず、炭化物の生成傾向、特に、溶接時の溶接熱影響部における炭化物の生成傾向によって決定されることが好ましい。即ち、銅の含量を0.7C - 0.56重量%以上に設定することが炭化物の生成抑制に有利である。銅の含量が0.7C - 0.56重量%未満の場合は、炭素による炭化物形成を抑制するのが困難であり、銅の含量が5重量%を超える場合は、鋼材の熱間加工性を低下させるという問題があるため、その上限を5重量%に制限することが好ましい。特に、本発明において、耐磨耗性向上のために添加される炭素含量を考慮すると、上記炭化物生成抑制効果を十分に得るためには0.3重量%以上添加されるのが良く、2重量%以上添加される場合は上記効果を極大化することができる。

10

【0025】

本発明の残りの成分は鉄 (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される可能性があるため、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、本明細書ではその詳細な内容を省略する。

20

【0026】

本発明の鋼材は、上記成分に加えて、被削性を改善するために硫黄 (S) 及びカルシウム (Ca) をさらに含むことができる。

【0027】

硫黄 (S) : 0.03 ~ 0.1%

硫黄は、一般にマンガンと共に添加されて化合物である硫化マンガンを形成し、切削加工時に容易に切断され分離されて切削性を向上させる元素として知られている。切削加工熱によって溶融されるため、チップと切削工具との摩擦力を減少させ、これにより、工具の表面潤滑による切削工具の磨耗減少、切削工具上での切削チップの蓄積防止等の効果をもたらすため、切削工具の寿命を増加させる。但し、硫黄の含量が多すぎる場合は、熱間加工時に延伸された多量の粗大な硫化マンガンによって鋼材の機械的特性を減少させ、硫化鉄の形成によって熱間加工性を害する可能性があるため、その上限を0.1%とすることが好ましい。これに対し、硫黄が0.03%未満添加される場合は、切削性改善効果がないため、その下限を0.03%に制限することが好ましい。

30

【0028】

カルシウム (Ca) : 0.001 ~ 0.01%

カルシウムは、硫化マンガンの形状を制御するために主に用いられる元素である。カルシウムは、硫黄に対して大きな親和力を有するため、カルシウム硫化物を形成すると共に硫化マンガんに固溶されて存在し、上記カルシウム硫化物を核として硫化マンガンが晶出するため、熱間加工時に硫化マンガンの延伸を抑制して球状の形状を維持するようにすることにより被削性を改善させる。但し、カルシウムの含量が0.01%を超える場合は、効果が飽和し、また、カルシウムの実収率が低いことから含有量を増やすには多量添加される必要があるため、製造コストの面で好ましくなく、0.001%未満の場合は、効果が少ないため、その下限を0.001%に制限することが好ましい。

40

【0029】

本発明の鋼材は、上記成分に加えて、クロム (Cr) をさらに含むことができる。

【0030】

クロム (Cr) : 8%以下 (0%は除く)

一般に、マンガンは鋼材の耐食性を低下させる元素であり、上記範囲のマンガン含量において一般の炭素鋼に比べて耐食性が低下するという短所があるが、本発明では、クロム

50

を添加することにより耐食性を向上させている。また、上記範囲のクロム添加によって強度も向上させることができる。但し、その含量が8重量%を超える場合は、製造コストの上昇をもたらす上、材料内に固溶された炭素と共に粒界に沿って炭化物を形成して、延性、特に、硫化物応力誘起亀裂抵抗性を減少させ、フェライトが生成されて主組織としてオーステナイトが得られないため、その上限を8重量%に限定することが好ましい。特に、上記耐食性向上効果を極大化するためには、クロムを2重量%以上添加するのがより良い。このようにクロムの添加によって耐食性を向上させることにより、スラリーパイプ用鋼材又は耐サワー（sour）鋼材等にも広く適用することができる。また、クロムを添加する場合、450MPa以上の高い降伏強度が安定的に得られる。

【0031】

上述した組成の鋼材は、オーステナイト系組織を有し且つ溶接熱影響部の韌性に優れる。本発明の好ましい一具現例によれば、本発明の鋼材は、溶接熱影響部の -40 でのシャルピー衝撃値が100J以上であれば良い。

【0032】

上述した本発明の組成の鋼材は、オーステナイト系鋼材であって、溶接熱影響部の微細組織中にオーステナイトが体積分率で95%以上含まれた鋼材を意味する。また、本発明において、鋼材とは、単に材料としての鋼材のみを意味するのではなく、最終製品に溶接された状態で含まれた鋼材も意味する。上記オーステナイトは、上述したように各種の用途に用いられることができる。上記オーステナイトの他に、マルテンサイト、ベイナイト、パーライト、フェライト等の不可避に形成された不純組織が一部含まれることができる。なお、各組織の含量は、炭化物等の析出物を含まず、鋼材の相（phase）の和を合わせたことを100%としたときの含量である。

【0033】

また、本発明の鋼材において、溶接熱影響部の微細組織は、炭化物が体積分率で5%以下（全体積基準）であることが好ましい。この場合、炭化物による溶接熱影響部の韌性低下の問題を最小化することができる。

【0034】

上述した本発明の有利な条件を有する鋼材は通常の鋼材製造方法により製造されることができ、本発明ではその詳細な説明を省略する。上記通常の鋼材製造方法には、スラブを再加熱した後に粗圧延及び仕上げ圧延する通常の熱間圧延方法が含まれることができる。以下では、好ましい一具現例を説明する。

【0035】

再加熱温度：1050～1250

熱間圧延のために、スラブ又はインゴット（ingot）を加熱炉で再加熱する工程が必要である。この際、再加熱温度が1050未満と低すぎる場合は、圧延中に荷重が大きくなるという問題があり、合金成分も十分に固溶されない。これに対し、再加熱温度が高すぎる場合は、結晶粒が過度に成長して強度が低くなるという問題があり、特に、発明鋼の組成範囲では炭化物の粒界が溶融されるか又は鋼材の固相線温度を超えて再加熱されることにより鋼材の熱間圧延性を害する恐れがあるため、その上限を1250に制限する。

【0036】

仕上げ圧延温度：800～1050

上述した組成範囲を有する鋼材に対して熱間圧延を行う。この際の圧延温度は800以上、1050以下である。800未満で圧延が行われる場合は、圧延荷重が大きくなり、炭化物が析出したり粗大に成長したりする等の問題が発生することもあるため、その上限を再加熱下限温度である1050とする。

【0037】

熱間圧延後には通常の範囲で冷却する過程が行われることができ、この際の冷却速度は特に制限されない。

【実施例】

10

20

30

40

50

【 0 0 3 8 】

以下、実施例を挙げて本発明を詳細に説明する。但し、下記実施例は、本発明をより詳細に説明するための例に過ぎず、本発明の権利範囲を制限するものではない。

【 0 0 3 9 】

〔 実施例 1 〕

下記表 1 に記載の成分系及び組成範囲を満たすスラブを 1 1 5 0 で再加熱した後、約 9 0 0 で仕上げ圧延し冷却して熱延鋼板を製造し、母材の降伏強度、微細組織、母材の炭化物比率等を測定して下記表 2 に示した。また、上記鋼材に対し、突き合わせ溶接を行った後、溶接熱影響部（HAZ）の炭化物の体積分率と上記熱影響部の - 4 0 でのシャルピー衝撃値を測定した結果も表 2 に示した。表 2 に示されてはいないが、熱影響部の組織は炭化物が体積分率で 5 % 以下で、目標とする微細組織が得られた。なお、表 1 の各成分の含量の単位は重量 % である。

【 0 0 4 0 】

【 表 1 】

区分	C	Mn	Cu	Cr	0.7C-0.56
比較例A1	1.5	14			0.5
比較例A2	1.2	13			0.3
比較例A3	0.9	10			0.1
比較例A4	1.6	22			0.6
比較例A5	1.4	16	0.2		0.4
比較例A6	0.95	20	5.3		0.1
発明例A1	1.2	17.5	0.85		0.3
発明例A2	0.9	20	0.5		0.1
発明例A3	1.5	23	1.23		0.5
発明例A4	1.12	16	0.76		0.2
発明例A5	1.25	18.6	1.1	2	0.3
発明例A6	0.9	18	0.3	3	0.1

【 0 0 4 1 】

10

20

30

【表 2】

区分	母材の降伏強度 (MPa)	HAZの炭化物分率 (体積%)	HAZのシャルピー衝 撃値 (J、-40度)
比較例A1	412	15	36
比較例A2	379	12	37
比較例A3	303	0	40
比較例A4	425	8.1	42
比較例A5	417	7.6	45
比較例A6	測定不可	測定不可	測定不可
発明例A1	379	2.1	163
発明例A2	322	0	173
発明例A3	436	1.3	282
発明例A4	364	2.5	130
発明例A5	476	0.8	207
発明例A6	521	0	165

10

20

【0042】

また、上記それぞれの比較例及び発明例に該当する鋼材に対して浸漬実験による腐食速度試験を行い、その結果を表3に示した。

【0043】

30

【表 3】

区分	腐食速度(mm/year)	
	3.5% NaCl、50°C、2週	0.05M H ₂ SO ₄ 、2週
比較例A1	0.14	0.47
比較例A2	0.15	0.47
比較例A3	0.14	0.46
比較例A4	0.16	0.50
比較例A5	0.14	0.46
比較例A6	測定不可	測定不可
発明例A1	0.14	0.48
発明例A2	0.17	0.49
発明例A3	0.18	0.50
発明例A4	0.17	0.47
発明例A5	0.09	0.41
発明例A6	0.07	0.37

10

20

【0044】

比較例A1とA2は、マンガンの含量が本発明で制御する範囲に該当せず、過度な炭素含量によって溶接熱影響部に炭化物がネットワーク状に析出し、炭化物が体積分率で5%以上となったため、溶接熱影響部における低温靱性が非常に低い値を示している。

【0045】

また、比較例A3は、炭素の含量が少ないことから、炭化物が析出しなかったが、マンガンの含量が本発明で制御する範囲に該当しないことから、オーステナイト安定度が足りず、低温でマルテンサイトに容易に誘起変態されたため、非常に低い低温靱性値を示している。

30

【0046】

また、比較例A4は、炭素が本発明で制御する範囲を超えて添加されたことにより、炭化物が5%以上析出したため、低温靱性の劣化がもたらされた。

【0047】

また、比較例A5は、炭素とマンガンの含量が本発明で制御する範囲に該当するが、銅添加量が本発明で制御する範囲に該当しないことから、炭化物析出が効果的に抑制されなかったため、低い低温靱性値を示している。

40

【0048】

また、比較例A6は、マンガン及び炭素の含量が本発明で制御する範囲に該当するが、銅が本発明で制御する範囲以上添加されたことにより、材料の熱間加工性が急激に劣化し、熱間加工時にクラックが多く発生したため、健全な圧延材が得られず、その結果、各実験による測定が不可能な状態であった。

【0049】

これに対し、発明例A1～A6は、本発明で制御する成分系及び組成範囲をすべて満たす鋼種であり、銅添加によって溶接熱影響部における粒界炭化物析出が効果的に抑制され、その体積分率が5%以下に制御されたため、低温靱性に優れる。具体的には、高い炭素含量でも銅添加によって炭化物が効果的に抑制されたため、目標とする微細組織及び物性

50

が得られた。

【 0 0 5 0 】

特に、発明例 A 5 ~ A 6 は、クロムがさらに添加されたことにより、腐食評価実験で腐食速度が遅くて耐食性も向上した。即ち、クロム添加によって、発明例 A 1 ~ A 4 と比べて耐食性向上効果により優れる。また、クロム添加によって、固溶強化による強度向上も得られた。

【 0 0 5 1 】

図 2 は、上記発明例 A 2 により製造された鋼板の溶接熱影響部の微細組織写真を示したものである。これから本発明で制御する範囲内の銅添加によって高い炭素含量でも炭化物が存在しないことが確認できる。

10

【 0 0 5 2 】

[実施例 2]

下記表 4 に記載の成分系及び組成範囲を満たすスラブを 1 1 5 0 で再加熱した後、約 9 0 0 で仕上げ圧延し冷却して熱延鋼板を製造した。なお、表 4 の各成分の含量の単位は重量%である。

【 0 0 5 3 】

【 表 4 】

区分	C	Mn	Cu	Cr	0.7C- 0.56	Ca	S
比較例B1	1.2	17.5	0.85		0.3		
比較例B2	0.9	20	0.5		0.1		0.01
比較例B3	1.5	23	1.23		0.5		
比較例B4	1.12	16	0.76		0.2		0.02
比較例B5	1.25	18.6	1.1	2	0.3		
発明例B1	1.19	17.5	0.87		0.3	0.005	0.05
発明例B2	0.92	21	0.45		0.1	0.006	0.03
発明例B3	0.9	21.5	0.47		0.1	0.006	0.05
発明例B4	0.88	20.6	0.47		0.1	0.007	0.08
発明例B5	1.48	22.5	1.19		0.5	0.005	0.05
発明例B6	1.15	17.3	0.59		0.2	0.008	0.06
発明例B7	1.18	18	1.2	2	0.3	0.004	0.08

20

30

40

【 0 0 5 4 】

このように製造された鋼板に対して突き合わせ溶接を行った後、母材の降伏強度、溶接熱影響部 (H A Z) の炭化物の体積分率、溶接熱影響部の - 4 0 でのシャルピー衝撃値を測定して表 5 に示した。被削性評価のために、直径 1 0 m m の高速工具鋼ドリルを用いて回転速度 1 3 0 r p m 、ドリル前進速度 0 . 0 8 m m / r e v の条件で鋼材に穴を繰り返し空け、ドリルが磨耗されて寿命が尽きるまでの穴数を測定して表 5 に示した。

【 0 0 5 5 】

【表 5】

区分	母材の降伏強度 (MPa)	HAZの炭化物分率 (体積%)	HAZのシャルピ一衝撃値 (J、-40度)	穴数
比較例B1	379	2.1	163	0
比較例B2	322	0	173	2
比較例B3	436	1.3	282	0
比較例B4	364	2.5	130	0
比較例B5	476	0.8	207	1
発明例B1	377	2.0	161	3
発明例B2	325	0	191	6
発明例B3	322	0	197	9
発明例B4	318	0	181	12
発明例B5	432	1.3	272	2
発明例B6	369	2.7	154	3
発明例B7	469	0.7	189	5

10

20

【0056】

また、上記比較例及び発明例の鋼板についてASTM G31に基づいた浸漬実験による腐食速度を測定し、その結果を表6に示した。

【0057】

30

【表 6】

区分	腐食速度 (mm/year)	
	3.5% NaCl、50°C、2週	0.05M H ₂ SO ₄ 、2週
比較例B1	0.14	0.48
比較例B2	0.17	0.49
比較例B3	0.18	0.50
比較例B4	0.17	0.47
比較例B5	0.09	0.41
発明例B1	0.14	0.47
発明例B2	0.17	0.48
発明例B3	0.16	0.48
発明例B4	0.17	0.47
発明例B5	0.18	0.51
発明例B6	0.18	0.48
発明例B7	0.08	0.42

10

20

【0058】

本実施例は、炭素とマンガンの含量が本発明で制御する成分系及び組成範囲をすべて満たす鋼種であり、銅添加によって溶接熱影響部における粒界炭化物析出が効果的に抑制され、その体積分率が5%以下に制御されたため、低温靱性に優れる。具体的には、高い炭素含量でも銅添加によって炭化物が効果的に抑制されたため、目標とする微細組織及び物性が得られた。

30

【0059】

特に、比較例B5及び発明例B7は、クロムがさらに添加されたことにより、腐食評価実験で腐食速度が遅くて耐食性も向上した。また、クロムの添加によって、固溶強化による降伏強度も向上して、降伏強度が450MPa以上である。

【0060】

比較例B1～B5は、硫黄及びカルシウムが添加されていないか又は本発明で制御する範囲を外れているため、被削性が劣る。

【0061】

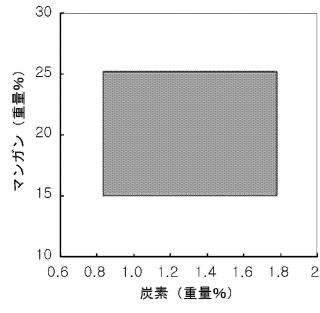
これに対し、発明例B1～B7は、硫黄及びカルシウムの添加量が本発明で制御する成分系及び組成範囲をすべて満たす鋼種であり、比較例と比較して被削性に優れる。特に、発明例B2～B4は、硫黄含量を変化させたものであり、硫黄含量の増加によって被削性がより改善された。

40

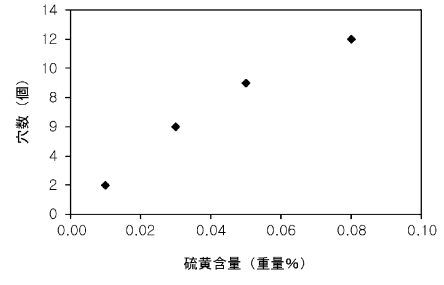
【0062】

図3は、硫黄含量による被削性を示したものである。これから硫黄含量の増加によって被削性が増加したことが確認できる。

【図1】

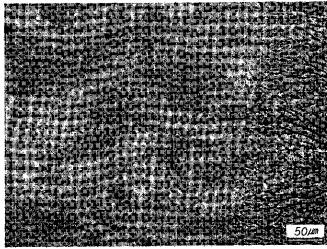


【図3】



【図2】

【注2】



フロントページの続き

- (72)発明者 イ、スン-ギ
大韓民国 790-360 キョンサンブク-ド ポハン-シ ナム-グ ドンチョン-ドン 5
ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付
- (72)発明者 チェ、ジョン-キョ
大韓民国 790-360 キョンサンブク-ド ポハン-シ ナム-グ ドンチョン-ドン 5
ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付
- (72)発明者 ノ、ヘ-グン
大韓民国 790-360 キョンサンブク-ド ポハン-シ ナム-グ ドンチョン-ドン 5
ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付
- (72)発明者 イ、ホン-ジュ
大韓民国 790-360 キョンサンブク-ド ポハン-シ ナム-グ ドンチョン-ドン 5
ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付
- (72)発明者 ス、イン-シク
大韓民国 790-360 キョンサンブク-ド ポハン-シ ナム-グ ドンチョン-ドン 5
ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付
- (72)発明者 パク、イン-ギョ
大韓民国 790-360 キョンサンブク-ド ポハン-シ ナム-グ ドンチョン-ドン 5
ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付

審査官 静野 朋季

- (56)参考文献 特公昭35-001503(JP, B1)
米国特許出願公開第2011/0308673(US, A1)
特表2008-519160(JP, A)
特表2009-506206(JP, A)
特表2009-521596(JP, A)
特開平02-104633(JP, A)
特開平01-172551(JP, A)
特開平11-061340(JP, A)
国際公開第2004/083477(WO, A1)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C22C 38/00-38/60