

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第6014682号

(P6014682)

(45) 発行日 平成28年10月25日 (2016. 10. 25)

(24) 登録日 平成28年9月30日 (2016. 9. 30)

(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 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
C 2 1 D 8/02 (2006. 01)	C 2 1 D 8/02 D

請求項の数 7 (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願2014-550002 (P2014-550002)	(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2015-507700 (P2015-507700A)		POSCO
(43) 公表日	平成27年3月12日 (2015. 3. 12)		大韓民国 790-300 キョンサンブ
(86) 国際出願番号	PCT/KR2012/011536		クード ポハン-シ ナム-グ ドンヘア
(87) 国際公開番号	W02013/100613		ン-ロ 6261 (コエドンドン)
(87) 国際公開日	平成25年7月4日 (2013. 7. 4)		6261, Donghaean-ro,
審査請求日	平成26年8月25日 (2014. 8. 25)		Nam-gu, Pohang-si
(31) 優先権主張番号	10-2011-0145213		Gyeongsangbuk-do (Re
(32) 優先日	平成23年12月28日 (2011. 12. 28)		public of Korea)
(33) 優先権主張国	韓国 (KR)	(74) 代理人	100083806
(31) 優先権主張番号	10-2012-0151507		弁理士 三好 秀和
(32) 優先日	平成24年12月21日 (2012. 12. 21)	(74) 代理人	100095500
(33) 優先権主張国	韓国 (KR)		弁理士 伊藤 正和

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 延性に優れた耐磨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、 $8 \sim 15$ %のマンガン (Mn)、 $23 \% < 33.5 C - Mn \leq 37$ %の関係を満たす炭素 (C)、 $1.6 C - 1.4 (\%) \leq Cu \leq 5$ %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、炭化物が面積分率で 10 %以下である、延性に優れた耐磨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 に記載の延性に優れた耐磨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) をさらに含む、請求項 1 又は 2 に記載の延性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材。

【請求項 4】

前記鋼材の微細組織は、オーステナイトが面積分率で 90 %以上である、請求項 1 又は 2 に記載の延性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材。

【請求項 5】

重量%で、 $8 \sim 15$ %のマンガン (Mn)、 $23 \% < 33.5 C - Mn \leq 37$ %の関係を満たす炭素 (C)、 $1.6 C - 1.4 (\%) \leq Cu \leq 5$ %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鋼スラブを 1050 ~ 1250 °C の温度に再加熱す

る段階と、

800℃～1050℃の温度で仕上げ熱間圧延して鋼板を製造する段階と、

前記熱間圧延された鋼板を10～100℃/sの冷却速度で600℃以下となるように冷却する段階とを含む、

前記冷却された鋼板は炭化物を面積分率で10%以下含む、延性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材の製造方法。

【請求項6】

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5に記載の延性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材の製造方法。

【請求項7】

前記鋼スラブは、8重量%以下（0%は除く）のクロム（Cr）をさらに含む、請求項5又は6に記載の延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、延性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

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こ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。

【0003】

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。上記ハドフィールド鋼はマンガン含量が高い高強度鋼であり、このような鋼材の耐磨耗性を高くするために高含量の炭素と多量のマンガンを含ませてオーステナイト組織及び磨耗抵抗性を増加させようとする努力がなされてきた。しかしながら、ハドフィールド鋼の高い炭素含量は、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る。

【0004】

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、溶接が必要な場合は溶接後に冷却速度を調節するのが困難であるため、このようなネットワーク状の炭化物析出を抑制するのが困難であり、これにより、鋼材の物性が急激に劣化するという問題が発生する。また、高マンガン鋼のインゴット又は鑄片が凝固する間にマンガン及び炭素等の合金元素による偏析が必然的に発生し、これは熱間圧延等の後加工時にさらに悪化するため、最終製品において深化した偏析帯に沿って炭化物の部分的析出がネットワーク状に発生し、その結果、微細組織の不均一性を助長して物性を劣化させる結果をもたらす。

【0005】

耐磨耗性の向上のためには炭素の含量を増加させる必要があり、炭化物析出による物性劣化を防止するためにマンガン含量を増加させることを一般の方法として用いることができるが、これは、合金量と製造単価の上昇をもたらす。また、上記マンガン添加によって一般の炭素鋼と比べて耐食性の低下をもたらすため、耐食性が求められる分野への適用に限界がある。

【0006】

10

20

30

40

50

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、切削工具の寿命が減少するため、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】

【0007】

本発明の目的は、炭化物の生成を効果的に抑制したことにより延性及び耐磨耗性が向上したオーステナイト系鋼材及びその製造方法を提供することである。

【0008】

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限定されず、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得る。

【課題を解決するための手段】

【0009】

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、 $8 \sim 15\%$ のマンガン（Mn）、 $23\% < 33.5\text{C} - \text{Mn} \leq 37\%$ の関係を満たす炭素（C）、 $1.6\text{C} - 1.4(\%) \leq \text{Cu} \leq 5\%$ を満たす銅（Cu）、残部Fe及びその他の不可避不純物を含む、延性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材が提供される。

【0010】

本発明の他の実施形態によれば、重量％で、 $8 \sim 15\%$ のマンガン（Mn）、 $23\% < 33.5\text{C} - \text{Mn} \leq 37\%$ の関係を満たす炭素（C）、 $1.6\text{C} - 1.4(\%) \leq \text{Cu} \leq 5\%$ を満たす銅（Cu）、残部Fe及びその他の不可避不純物を含む鋼スラブを $1050 \sim 1250^\circ\text{C}$ の温度に再加熱する段階と、 $800^\circ\text{C} \sim 1050^\circ\text{C}$ の温度で仕上げ熱間圧延して鋼板を製造する段階と、上記熱間圧延された鋼板を $10 \sim 100^\circ\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で 600°C 以下となるように冷却する段階とを含む、延性に優れた耐磨耗オーステナイト系鋼材の製造方法が提供される。

【発明の効果】

【0011】

本発明によれば、鋼材の内部の炭化物形成を抑制することにより鋼材の劣化を防止し、耐磨耗性を十分に確保することにより腐食環境でも長期間使用可能な鋼材を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【0012】

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

【図2】図2は、本発明の一実施例による鋼材の内部の微細組織を観察した写真である。

【図3】図3は、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】

【0013】

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延性に優れたオーステナイト系鋼材及びその製造方法を詳細に説明する。

【0014】

本発明者らは、鋼材について、高い磨耗性を有し且つ炭化物による延性低下の問題を起こさずに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。

【0015】

即ち、本発明は、耐磨耗性を確保するためにマンガンと炭素を添加し、且つ炭素による炭化物形成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し、また、更なる元素添加によって炭化物形成を積極的に抑制することにより耐磨耗性のみならず延性も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

10

20

30

40

50

ンガン鋼の被削性を顕著に改善する鋼材の組成を見出すに至った。

【0016】

本発明の鋼材は、重量％で、 $8 \sim 15\%$ のマンガン(Mn)、 $23\% < 33.5C - Mn \leq 37\%$ の関係を満たす炭素(C)、 $1.6C - 1.4(\%) \leq Cu \leq 5\%$ 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。

【0017】

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。

【0018】

マンガン(Mn)： $8 \sim 15\%$

10

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す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、マンガンが 8% 以上含まれるのが良い。即ち、マンガンの含量が 8% 未満の場合は、フェライトが形成されてオーステナイト組織を十分に確保することができない。また、マンガンの含量が 15% 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。

【0019】

炭素(C)： $23\% < 33.5C - Mn \leq 37\%$

20

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ための最も重要な元素である。しかしながら、上述したように炭素が十分に添加されない場合は、オーステナイト安定度が足りないためマルテンサイトが形成されるか、又はオーステナイトの加工硬化が小さいため十分な耐磨耗性を得るのが困難であり、一方、炭素の含量が多すぎる場合は、炭化物形成を抑制するのが困難である。

【0020】

したがって、本発明において、炭素の含量は、炭素と他に一緒に添加される元素との関係に留意して決められることが好ましい。このために、本発明者が見出した炭化物形成に関する炭素とマンガンの関係を図1に示した。炭化物は炭素によって形成されるが、炭素が独立して炭化物形成に影響を及ぼすのではなく、炭素がマンガンと複合的に作用してその形成傾向に影響を及ぼす。図1にマンガンの関係における炭素の適正含量を示した。

30

【0021】

炭化物形成を防止するためには、他の成分が本発明で規定する範囲を満たすという前提の下で $33.5C - Mn$ (C、Mnは各成分の含量を重量％の単位で示したものである。)の値を 37 以下に制御するのが良い。これは、図面の平行四辺形領域のうち傾斜した右側境界を意味する。 $33.5C - Mn$ が 37 を超える場合は、鋼材の延性に悪影響を及ぼすほどに炭化物が生成される恐れがある。但し、炭素含量が低すぎる場合、即ち、 $33.5C - Mn$ が 23 未満の場合は、鋼材の加工硬化による耐磨耗性向上効果が得られない。したがって、上記 $33.5C - Mn$ は 23 以上であることが好ましい。以上のことから、本発明において、炭素は、 $23 < 33.5C - Mn \leq 37$ を満たすように添加されることが好ましい。

40

【0022】

銅(Cu)： $1.6C - 1.4(\%) \leq Cu \leq 5\%$

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と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、

50

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1.6C-1.4重量%以上に決めることが炭化物の生成抑制に有利である。銅の含量が1.6C-1.4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、耐磨耗性の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好ましく、2重量%以上添加されるのがより好ましい。

【0023】

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

10

【0024】

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。

【0025】

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の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、切削性改善の効果がないため、その下限を0.03%に制限することが好ましい。

20

【0026】

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ンの固溶されて存在し、上記カルシウム硫化物を核として硫化マンガンの晶出するため、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する。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する必要があるため、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。

30

【0027】

本発明の鋼材は、上記成分に加えて、クロム(Cr)をさらに含むことにより、耐食性をさらに改善することができる。

【0028】

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

40

50

材又は耐サワー（s o u r）鋼材等にも広く適用することができる。

【0029】

上述した組成の鋼材は、オーステナイト系鋼材であって、内部組織中にオーステナイトが面積分率で90%以上含まれた鋼材を意味する。上記オーステナイトは、その後の加工過程で高い加工硬化によって鋼材に高い硬度を付与する。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物組織が一部含まれ得る。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（p h a s e）の量を合計したものを100%としたときの含量である。

【0030】

また、本発明の鋼材には、炭化物が面積分率で10%以下（全面積基準）含まれることが好ましい。上記炭化物は、鋼材の延性を悪化させるものであるため、その量ができるだけ少ないのが良い。本発明の鋼材は、上記炭化物の面積比率が10%以下であるため、耐磨耗鋼に用いられるときに延性不足による早期破断、衝撃靱性減少等の問題を起こさない。

【0031】

以下、上述した本発明の耐磨耗オーステナイト系鋼材を製造する方法を説明する。上記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、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得る。熱間圧延後には通常の範囲で冷却する過程が行われ得る。なお、本発明者らが見出した好ましい一例を挙げると、下記の通りである。

【0032】

まず、重量%で、 $8 \sim 15\%$ のマンガン（Mn）、 $2.3\% < 33.5C - Mn \leq 37\%$ の関係を満たす炭素（C）、 $1.6C - 1.4(\%) \leq Cu \leq 5\%$ を満たす銅（Cu）、残部Fe及びその他の不可避不純物を含む鋼スラブを用意する。

【0033】

上記鋼スラブは、前述したように硫黄（S）及びカルシウム（Ca）をさらに含むことができる。

【0034】

また、上記鋼スラブは、前述したようにクロム（Cr）をさらに含むことができる。

【0035】

次に、上記鋼スラブを $1050 \sim 1250^{\circ}\text{C}$ の温度に再加熱する。

【0036】

熱間圧延のためにスラブ又はインゴット（i n g o t）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°C 未満と低すぎる場合は、圧延中に荷重が大きくかか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°C に制限する。

【0037】

次に、 $800^{\circ}\text{C} \sim 1050^{\circ}\text{C}$ の温度で仕上げ熱間圧延して鋼板を製造する。

【0038】

圧延温度は、 $800^{\circ}\text{C} \sim 1050^{\circ}\text{C}$ である。 800°C 未満で圧延が行われる場合は、圧延荷重が大きくかかり、炭化物が析出したり粗大に成長したりすることにより、目標とする延性が得られないため、その上限を 1050°C とする。

【0039】

次に、上記熱間圧延された鋼板を $10 \sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で 600°C 以下となるように冷却する。

【0040】

仕上げ圧延後の鋼材の冷却は、粒界炭化物形成を抑制するのに十分な冷却速度で行われ

10

20

30

40

50

なければならない。冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の場合は、炭化物形成を避けるのに十分でなく、冷却中に粒界に炭化物が析出することから、鋼材の早期破断による延性低下及びこれによる耐摩耗性劣化の問題が発生するため、冷却速度が速いほど有利である。加速冷却の範囲内では、上記冷却速度の上限を特に制限する必要がない。但し、通常の加速冷却時にも冷却速度が $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えるのは困難である。

【0041】

一方、高速で冷却しても、高温で冷却が止まる場合は、炭化物が生成されたり成長したりする恐れがある。したがって、本発明の一具現では、上記冷却を 600°C 以下まで行う必要がある。

【実施例】

10

【0042】

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。

【0043】

〔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表2に記載の一連の再加熱、熱間圧延及び冷却工程により製造した後、微細組織、延伸率、強度、炭化物比率等を測定して下記表3に示した。なお、表1の各成分の含量の単位は重量%である。

【0044】

【表1】

20

区分	C	Mn	Cu	Cr	33.5C-Mn	1.6C-1.4
比較例 A1	0.5	10			6.8	—
比較例 A2	1.2	10			30.2	0.5
比較例 A3	1.45	12	0.75		36.6	0.9
比較例 A4	1.3	12	0.52		31.6	0.7
比較例 A5	1.23	14.1	1.05	1.98	27.1	0.6
発明例 A1	1	9	1.2		24.5	0.2
発明例 A2	1.2	15	1	0.5	25.2	0.5
発明例 A3	1.03	10	0.55	0.5	24.5	0.2
発明例 A4	1.4	15	1.6	1.1	31.9	0.8
発明例 A5	1.25	14	1.02	2	27.9	0.6
発明例 A6	1.15	14.6	0.87	3	23.9	0.4

30

【0045】

【表 2】

区分	再加熱温度(℃)	仕上げ圧延温度(℃)	冷却速度 (℃/s)	冷却停止温度 (℃)
比較例 A1	1160	895	13	550
比較例 A2	1140	930	8	561
比較例 A3	1140	924	21	568
比較例 A4	1140	921	16	485
比較例 A5	1145	915	5.6	545
発明例 A1	1145	915	15	561
発明例 A2	1142	889	15	512
発明例 A3	1152	875	17	579
発明例 A4	1140	906	25	532
発明例 A5	1146	911	25	541
発明例 A6	1143	892	20	521

10

【0046】

20

【表 3】

区分	オーステナイト 分率(面積%)	炭化物 分率(面積%)	延伸率(%)	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)
比較例 A1	63	<1	7.8	340	590
比較例 A2	87	13	4.6	415	669
比較例 A3	88	12	3.7	572	865
比較例 A4	89	11	4.4	452	721
比較例 A5	87.6	12.4	8.2	452	765
発明例 A1	98	2	37	398	982
発明例 A2	99	1	43	420	1012
発明例 A3	99	1	35	406	964
発明例 A4	99	1	40	542	1108
発明例 A5	99	1	42	462	976
発明例 A6	99	1	43	572	1095

30

【0047】

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ASTM G65に基づいた磨耗実験とASTM G31に基づいた浸漬実験による腐食速度試験を行い、その結果を表4に示した。

【0048】

40

【表 4】

区分	重量減少 (g)	腐食速度(mm/年)	
		3.5% NaCl、50℃、2 週	0.05M H ₂ SO ₄ 、2 週
比較例 A1	0.72	0.14	0.48
比較例 A2	0.36	0.15	0.49
比較例 A3	0.24	0.17	0.52
比較例 A4	0.29	0.16	0.50
発明例 A1	0.35	0.14	0.48
発明例 A2	0.28	0.17	0.50
発明例 A3	0.34	0.16	0.49
発明例 A4	0.18	0.17	0.50
発明例 A5	0.31	0.09	0.41
発明例 A6	0.27	0.07	0.37

10

【0049】

比較例 A 1 は、33.5C-Mn の値が 6.8 で、本発明で制御する範囲に該当せず、その結果、オーステナイト安定化元素である炭素の含量不足による多量のマルテンサイト形成によって目標とするオーステナイト組織が得られなかった。

20

【0050】

また、比較例 A 2 は、マンガン及び炭素の含量は本発明で制御する範囲に該当するが、銅が添加されなかったことにより、炭化物の生成を抑制することができず、多量の炭化物が結晶粒界に沿って形成されたため、目標とする微細組織及び延伸率が得られなかった。炭化物形成による固溶炭素の減少及び鋼材の早期破断によって十分な加工硬化が得られなかったことから磨耗量が相対的に高いことが分かる。

【0051】

また、比較例 A 3 と A 4 も、マンガンと炭素の含量は本発明で制限する範囲に該当するが、銅添加量が本発明で規定する範囲に達していないことから、上記比較例 A 2 と同様に多量の炭化物が形成されたため、目標とする微細組織及び延伸率が得られなかった。銅添加量が本発明で制御する範囲に該当しない場合は、炭化物形成を効果的に抑制することができないため、固溶炭素の減少及び延伸率減少による早期破断によって十分な加工硬化が得られないことから耐磨耗性が減少することが分かる。

30

【0052】

比較例 A 5 は、組成は本発明の条件を満たすが、圧延後の冷却速度が本発明で規定する範囲を外れて遅いことから、炭化物の生成を抑制するのが困難であり、これにより、延性が減少した。

【0053】

40

これに対し、発明例 A 1 ～ A 6 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、銅添加によって粒界炭化物形成が効果的に抑制されたことから物性の劣化がない。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ことにより、目標とする微細組織及び物性が得られた。炭素がオーステナイトに十分に固溶され、粒界炭化物形成も効果的に抑制されたことにより、安定な延伸率及び高い引張強度が得られたため、十分な加工硬化が確保されて磨耗量が減少した。

【0054】

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

50

得られた。

【0055】

図2は、上記発明例A2により製造された鋼材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。

【0056】

[実施例2]

下記表5に記載の成分系を満たす発明例及び参考例として、連続鋳造を用いて鋼スラブを製造した。なお、表5の各成分の含量の単位は重量%である。

【0057】

【表5】

区分	C	Mn	Cu	Cr	Ca	S	33.5C-Mn	1.6C-1.4
参考例B1	1	9	1.2				24.5	0.2
参考例B2	1.2	15	1	0.5		0.02	25.2	0.5
参考例B3	1.03	10	0.55	0.5			24.5	0.2
参考例B4	1.4	15	1.6	1.1		0.01	31.9	0.8
参考例B5	1.25	14	1.02	2			27.9	0.6
発明例B1	0.98	9.2	1.5		0.006	0.06	23.6	0.2
発明例B2	1.02	9.8	0.53	0.48	0.007	0.05	24.4	0.2
発明例B3	1.04	10.5	0.53	0.45	0.007	0.07	24.3	0.3
発明例B4	0.98	10.6	0.57	0.53	0.008	0.09	22.2	0.2
発明例B5	1.23	14.8	1.11	1.95	0.006	0.08	26.4	0.6

【0058】

このように製造された鋼スラブを表6の条件で再加熱した後、熱間仕上げ圧延し冷却して鋼板を製造した。

【0059】

【表6】

区分	再加熱温度 (°C)	仕上げ圧延温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)
参考例B1	1145	915	15	561
参考例B2	1142	889	15	512
参考例B3	1152	875	17	579
参考例B4	1140	906	25	532
参考例B5	1146	911	25	541
発明例B1	1142	889	15	552
発明例B2	1152	875	17	579
発明例B3	1150	890	19	580
発明例B4	1146	886	19	575
発明例B5	1143	892	24	541

【0060】

上記製造された鋼板について、オーステナイト分率、炭化物分率、延伸率、降伏強度及

10

20

30

40

50

び引張強度を測定して下記表 7 に示した。被削性評価のために、直径 10 mm の高速工具鋼ドリルを用いて回転速度 130 rpm、ドリル前進速度 0.08 mm/rev 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 7 に示した。

【0061】

【表 7】

区分	オーステナイト 分率 (面積%)	炭化物 分率 (面積%)	延伸率 (%)	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	穴数 (個)
参考例 B1	98	2	37	398	982	1
参考例 B2	99	1	43	420	1012	0
参考例 B3	99	1	35	406	964	1
参考例 B4	99	1	40	542	1108	0
参考例 B5	98	1	42	462	976	0
発明例 B1	99	1	36	386	991	3
発明例 B2	99	1	36	410	960	4
発明例 B3	99	1	34	405	953	5
発明例 B4	99	1	35	408	955	6
発明例 B5	99	1	41	461	984	3

【0062】

また、上記参考例及び発明例の鋼板について ASTM G65 に基づいた磨耗実験と 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 8 に示した。

【0063】

【表 8】

区分	磨耗実験	腐食速度 (mm/年)	
	重量減少 (g)	3.5% NaCl、50℃、2 週	0.05M H ₂ SO ₄ 、2 週
参考例 B1	0.35	0.14	0.48
参考例 B2	0.28	0.17	0.50
参考例 B3	0.34	0.16	0.49
参考例 B4	0.18	0.17	0.50
参考例 B5	0.31	0.09	0.41
発明例 B1	0.34	0.15	0.50
発明例 B2	0.34	0.16	0.48
発明例 B3	0.33	0.17	0.50
発明例 B4	0.32	0.16	0.47
発明例 B5	0.30	0.09	0.40

【0064】

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、銅添加によって粒界炭化物形成が効果的に抑制されたことから物性の劣化がない。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ことにより、目標とする微細組織及び物性が得られた。炭素がオーステナイトに十分に固溶

され、粒界炭化物形成も効果的に抑制されたことにより、安定な延伸率及び高い引張強度が得られたため、十分な加工硬化が確保されて磨耗量が減少した。

【0065】

参考例 B 1 ～ B 5 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。

【0066】

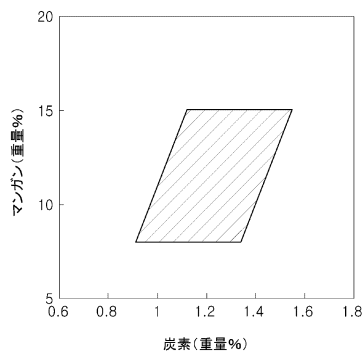
これに対し、発明例 B 1 ～ B 5 は、硫黄及びカルシウムの添加量が本発明で制御する成分系及び組成範囲をすべて満たす鋼種であり、参考例と比較して被削性に優れる。特に、発明例 B 2 ～ B 4 は、硫黄含量を変化させたものであり、硫黄含量の増加によって被削性がより改善された。

【0067】

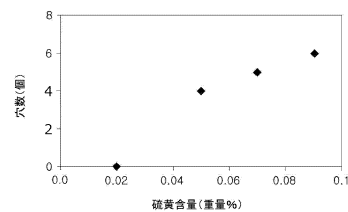
図 3 は、硫黄含量による被削性を示したものである。図 3 を参照することにより、硫黄含量の増加によって被削性が増加したことが確認できる。

10

【図 1】



【図 3】



【図 2】

【図 2】



フロントページの続き

- (74)代理人 100111235
弁理士 原 裕子
- (72)発明者 イ、 スノーギ
大韓民国 790-360 キョンサンブクード ポハーンシ ナムーグ ドンチョンードン 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、 ジョンーキョ
大韓民国 790-360 キョンサンブクード ポハーンシ ナムーグ ドンチョンードン 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、 ヘーゲン
大韓民国 790-360 キョンサンブクード ポハーンシ ナムーグ ドンチョンードン 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 チョ、 ヒュンクァン
大韓民国 790-360 キョンサンブクード ポハーンシ ナムーグ ドンチョンードン 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、 インーシク
大韓民国 790-360 キョンサンブクード ポハーンシ ナムーグ ドンチョンードン 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、 ハクーチョル
大韓民国 790-360 キョンサンブクード ポハーンシ ナムーグ ドンチョンードン 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、 インーギユ
大韓民国 790-360 キョンサンブクード ポハーンシ ナムーグ ドンチョンードン 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、 ホンージュ
大韓民国 790-360 キョンサンブクード ポハーンシ ナムーグ ドンチョンードン 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 特表2013-515864 (JP, A)
特表2009-506206 (JP, A)
特表2008-528809 (JP, A)
特開平02-270937 (JP, A)
特開2012-107325 (JP, A)
特開昭54-081118 (JP, A)
特表2008-520830 (JP, A)

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