(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7018509号
(P7018509)

(45)発行日　令和4年2月10日(2022.2.10)

(24)登録日　令和4年2月2日(2022.2.2)

(51)国際特許分類			FI		
C22C	*38/00*	*(2006.01)*	C22C	38/00	301H
C22C	*38/58*	*(2006.01)*	C22C	38/58	
C21D	*8/02*	*(2006.01)*	C21D	8/02	A

請求項の数　8　（全14頁）

(21)出願番号　特願2020-533254(P2020-533254)
(86)(22)出願日　平成30年12月21日(2018.12.21)
(65)公表番号　特表2021-507990(P2021-507990A)
(43)公表日　令和3年2月25日(2021.2.25)
(86)国際出願番号　PCT/KR2018/016525
(87)国際公開番号　WO2019/125076
(87)国際公開日　令和1年6月27日(2019.6.27)
審査請求日　令和2年7月21日(2020.7.21)
(31)優先権主張番号　10-2017-0178821
(32)優先日　平成29年12月22日(2017.12.22)
(33)優先権主張国・地域又は機関
韓国(KR)

(73)特許権者　592000691
ポスコ
ＰＯＳＣＯ
大韓民国 キョンサンブクード ポハンーシ ナムーグ ドンヘアンーロ ６２６１（コエドンードン）
(74)代理人　110000051
特許業務法人共生国際特許事務所
(72)発明者　ユ，スンーホ
大韓民国 ３７８７７ キョンサンブクード ポハンーシ ナムーグ ドンヘアンーロ ６２６２ ポハン アイアン アンド スチール ワークス内
(72)発明者　ジョン，ヨンージン
大韓民国 ３７８７７ キョンサンブクー
最終頁に続く

(54)【発明の名称】　優れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】
【請求項１】
重量％で、炭素（Ｃ）：０．１９～０．２８％、シリコン（Ｓｉ）：０．１～０．７％、マンガン（Ｍｎ）：０．６～１．６％、リン（Ｐ）：０．０５％以下（０を除く）、硫黄（Ｓ）：０．０２％以下（０を除く）、アルミニウム（Ａｌ）：０．０７％以下（０を除く）、クロム（Ｃｒ）：０．０１～０．５％、ニッケル（Ｎｉ）：０．０１～３．０％、銅（Ｃｕ）：０．０１～１．５％、モリブデン（Ｍｏ）：０．０１～０．５％、ボロン（Ｂ）：５０ｐｐｍ以下（０を除く）、コバルト（Ｃｏ）：０．０２％以下（０を除く）を含み、追加的に、チタン（Ｔｉ）：０．０２％以下（０を除く）、ニオブ（Ｎｂ）：０．０５％以下（０を除く）、バナジウム（Ｖ）：０．０５％以下（０を除く）、及びカルシウム（Ｃａ）：２～１００ｐｐｍからなる群より選択された１種以上をさらに含み、残部Ｆｅ及びその他の不可避不純物からなり、
前記Ｃ、Ｎｉ、及びＣｕは下記［数１］を満たし、
微細組織は９５面積％以上のマルテンサイトを含み、
前記マルテンサイトは、平均パケットのサイズが２０μｍ以下であることを特徴とする優れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼。
［数１］
Ｃ×Ｎｉ×Ｃｕ≧０．０５
（但し、前記Ｃ、Ｎｉ、及びＣｕの含有量は重量％である。）
【請求項２】

前記耐摩耗鋼は、ヒ素（Ａｓ）：０．０５％以下（０を除く）、スズ（Ｓｎ）：０．０５％以下（０を除く）、及びタングステン（Ｗ）：０．０５％以下（０を除く）からなる群より選択された１種以上をさらに含むことを特徴とする請求項１に記載の優れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼。

【請求項３】

前記耐摩耗鋼は、５％以下のベイナイトをさらに含むことを特徴とする請求項１に記載の優れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼。

【請求項４】

前記耐摩耗鋼は、硬度が４６０～５４０ＨＢであり、－４０℃における衝撃吸収エネルギーが４７Ｊ以上であることを特徴とする請求項１に記載の優れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼。（但し、前記ＨＢはブリネル硬度機で測定された鋼の表面硬度を示す。）

【請求項５】

前記耐摩耗鋼は、硬度（ＨＢ）及び衝撃吸収エネルギー（Ｊ）が下記［数２］を満たすことを特徴とする請求項１に記載の優れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼。

［数２］

ＨＢ×Ｊ≧２５０００

（但し、前記ＨＢはブリネル硬度機で測定された鋼の表面硬度、Ｊは－４０℃における衝撃吸収エネルギー値を示す。）

【請求項６】

重量％で、炭素（Ｃ）：０．１９～０．２８％、シリコン（Ｓｉ）：０．１～０．７％、マンガン（Ｍｎ）：０．６～１．６％、リン（Ｐ）：０．０５％以下（０を除く）、硫黄（Ｓ）：０．０２％以下（０を除く）、アルミニウム（Ａｌ）：０．０７％以下（０を除く）、クロム（Ｃｒ）：０．０１～０．５％、ニッケル（Ｎｉ）：０．０１～３．０％、銅（Ｃｕ）：０．０１～１．５％、モリブデン（Ｍｏ）：０．０１～０．５％、ボロン（Ｂ）：５０ｐｐｍ以下（０を除く）、コバルト（Ｃｏ）：０．０２％以下（０を除く）を含み、追加的に、チタン（Ｔｉ）：０．０２％以下（０を除く）、ニオブ（Ｎｂ）：０．０５％以下（０を除く）、バナジウム（Ｖ）：０．０５％以下（０を除く）、及びカルシウム（Ｃａ）：２～１００ｐｐｍからなる群より選択された１種以上をさらに含み、残部Ｆｅ及びその他の不可避不純物からなり、前記Ｃ、Ｎｉ、及びＣｕは下記［数１］を満たす鋼スラブを１０５０～１２５０℃の温度範囲で加熱する段階と、

前記加熱された鋼スラブを９５０～１０５０℃の温度範囲で粗圧延して粗圧延バーを得る段階と、

前記粗圧延バーを８５０～９５０℃の温度範囲で仕上げ熱間圧延して熱延鋼板を得る段階と、

前記熱延鋼板を常温まで空冷した後、８８０～９３０℃の温度範囲で在炉時間１．３ｔ＋１０分～１．３ｔ＋６０分（ｔ：板厚（ｍｍ））の間再加熱する段階と、

前記再加熱された熱延鋼板を１５０℃以下まで水冷する段階と、を含み、

微細組織は９５面積％以上のマルテンサイトを含み、

前記マルテンサイトは、平均パケットのサイズが２０μｍ以下である耐摩耗鋼が得られることを特徴とする優れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼の製造方法。

［数１］

Ｃ×Ｎｉ×Ｃｕ≧０．０５

（但し、前記Ｃ、Ｎｉ、及びＣｕの含有量は重量％である。）

【請求項７】

前記鋼スラブは、ヒ素（Ａｓ）：０．０５％以下（０を除く）、スズ（Ｓｎ）：０．０５％以下（０を除く）、及びタングステン（Ｗ）：０．０５％以下（０を除く）からなる群より選択された１種以上をさらに含むことを特徴とする請求項６に記載の優れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼の製造方法。

【請求項８】

前記水冷時における冷却速度は２℃／ｓ以上であることを特徴とする請求項６に記載の優

れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼の製造方法。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、高硬度耐摩耗鋼及びその製造方法に係り、より詳しくは、建設機械などに用いることができる高硬度耐摩耗鋼及びその製造方法に関する。
【背景技術】
【０００２】
建設、土木、鉱業、セメント産業などといった多くの産業分野において用いられる建設機械及び産業機械の場合、作業時の摩擦による摩耗が激しく発生するため、耐摩耗特性を示す材料の適用が必要である。
【０００３】
一般に、厚鋼板の耐摩耗性及び硬度は互いに関係があり、摩耗が懸念される厚鋼板では硬度を高める必要がある。より安定した耐摩耗性を確保するために、厚鋼板の表面から板厚内部（ｔ／２近傍、ｔ＝厚さ）にわたって均一な硬度を有すること（すなわち、厚鋼板の表面及び内部において同一程度の硬度を有すること）が要求される。
【０００４】
一般に、厚鋼板において高硬度を得るためには、圧延後にＡｃ３以上の温度で再加熱した後、焼入れする方法が広く用いられている。一例として、特許文献１及び２には、Ｃの含有量を高めるとともに、ＣｒやＭｏなどの硬化性能の向上元素を多量に添加することにより表面硬度を増加させる方法が開示されている。しかし、極厚物鋼板の製造のためには、鋼板の中心部に硬化性能を確保するために、より多くの高硬化性能元素の添加が要求されており、Ｃと高硬化性能合金を多量に添加することにより、製造コストが上昇し、且つ溶接性及び低温靭性が低下するという問題がある。
【０００５】
そこで、硬化性能の確保のために高硬化性能合金の添加が不可避な状況において、高硬度を確保することで、耐摩耗性に優れるようにするだけでなく、高強度及び高衝撃靭性を確保することができる方法が要求されるのが実情である。
【先行技術文献】
【特許文献】
【０００６】
【文献】特開１９９６－０４１５３５号公報
特開１９８６－１６６９５４号公報
【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、耐摩耗性に優れるとともに、高強度及び高衝撃靭性を有する高硬度耐摩耗鋼及びその製造方法を提供することである。
【課題を解決するための手段】
【０００８】
本発明の一実施形態は、重量％で、炭素（Ｃ）：０．１９～０．２８％、シリコン（Ｓｉ）：０．１～０．７％、マンガン（Ｍｎ）：０．６～１．６％、リン（Ｐ）：０．０５％以下（０を除く）、硫黄（Ｓ）：０．０２％以下（０を除く）、アルミニウム（Ａｌ）：０．０７％以下（０を除く）、クロム（Ｃｒ）：０．０１～０．５％、ニッケル（Ｎｉ）：０．０１～３．０％、銅（Ｃｕ）：０．０１～１．５％、モリブデン（Ｍｏ）：０．０１～０．５％、ボロン（Ｂ）：５０ｐｐｍ以下（０を除く）、コバルト（Ｃｏ）：０．０２％以下（０を除く）を含み、追加的に、チタン（Ｔｉ）：０．０２％以下（０を除く）、ニオブ（Ｎｂ）：０．０５％以下（０を除く）、バナジウム（Ｖ）：０．０５％以下（０を除く）、及びカルシウム（Ｃａ）：２～１００ｐｐｍからなる群より選択された１種以上をさらに含み、残部Ｆｅ及びその他の不可避不純物からなり、上記Ｃ、Ｎｉ、及びＣ

ｕは下記［数１］を満たし、微細組織は９５面積％以上のマルテンサイトを含む優れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼を提供する。
［数１］Ｃ×Ｎｉ×Ｃｕ≧０．０５（但し、上記Ｃ、Ｎｉ、及びＣｕの含有量は重量％である。）
【０００９】
本発明の他の実施形態は、重量％で、炭素（Ｃ）：０．１９～０．２８％、シリコン（Ｓｉ）：０．１～０．７％、マンガン（Ｍｎ）：０．６～１．６％、リン（Ｐ）：０．０５％以下（０を除く）、硫黄（Ｓ）：０．０２％以下（０を除く）、アルミニウム（Ａｌ）：０．０７％以下（０を除く）、クロム（Ｃｒ）：０．０１～０．５％、ニッケル（Ｎｉ）：０．０１～３．０％、銅（Ｃｕ）：０．０１～１．５％、モリブデン（Ｍｏ）：０．０１～０．５％、ボロン（Ｂ）：５０ｐｐｍ以下（０を除く）、コバルト（Ｃｏ）：０．０２％以下（０を除く）を含み、追加的に、チタン（Ｔｉ）：０．０２％以下（０を除く）、ニオブ（Ｎｂ）：０．０５％以下（０を除く）、バナジウム（Ｖ）：０．０５％以下（０を除く）、及びカルシウム（Ｃａ）：２～１００ｐｐｍからなる群より選択された１種以上をさらに含み、残部Ｆｅ及びその他の不可避不純物からなり、上記Ｃ、Ｎｉ、及びＣｕは下記［数１］を満たす鋼スラブを１０５０～１２５０℃の温度範囲で加熱する段階と、上記加熱された鋼スラブを９５０～１０５０℃の温度範囲で粗圧延して粗圧延バーを得る段階と、上記粗圧延バーを８５０～９５０℃の温度範囲で仕上げ熱間圧延して熱延鋼板を得る段階と、上記熱延鋼板を常温まで空冷した後、８８０～９３０℃の温度範囲で在炉時間１．３ｔ＋１０分～１．３ｔ＋６０分（ｔ：板厚（ｍｍ））の間再加熱する段階と、上記再加熱された熱延鋼板を１５０℃以下まで水冷する段階と、を含む優れた硬度及び衝撃靭性を有する耐摩耗鋼の製造方法を提供する。
［数１］
Ｃ×Ｎｉ×Ｃｕ≧０．０５
（但し、上記Ｃ、Ｎｉ、及びＣｕの含有量は重量％である。）
【発明の効果】
【００１０】
本発明の一側面によると、厚さ６０ｍｍ以下でありながら、高硬度及び優れた低温靭性を有する耐摩耗鋼を提供するという効果がある。
【発明を実施するための形態】
【００１１】
以下、本発明を詳細に説明する。先ず、本発明の合金組成について説明する。下記説明する合金組成の含有量は重量％である。
【００１２】
炭素（Ｃ）：０．１９～０．２８％
炭素（Ｃ）は、マルテンサイト組織を有する鋼において強度及び硬度を増加させるのに効果的であり、硬化能向上のために有効な元素である。上述した効果を十分に確保するためには、０．１９％以上添加することが好ましい。但し、その含有量が０．２８％を超えると、溶接性及び靭性を阻害するという問題があり、焼戻しのような追加熱処理作業が不可避である。したがって、本発明では、上記Ｃの含有量を０．１９～０．２８％に制御することが好ましい。上記Ｃの含有量の下限は、０．２０％であることがより好ましく、０．２１％であることがさらに好ましく、０．２２％であることが最も好ましい。上記Ｃの含有量の上限は、０．２７５％であることがより好ましく、０．２７％であることがさらに好ましく、０．２６５％であることが最も好ましい。
【００１３】
シリコン（Ｓｉ）：０．１～０．７％
シリコン（Ｓｉ）は、脱酸及び固溶強化による強度向上に有効な元素である。上記のような効果を有効に得るためには０．１％以上添加することが好ましい。但し、その含有量が０．７％を超えると、溶接性が劣化するため好ましくない。したがって、本発明では、上記Ｓｉの含有量を０．１～０．７％に制御することが好ましい。上記Ｓｉの含有量の下限

は、０．１２％であることがより好ましく、０．１５％であることがさらに好ましく、０．１８％であることが最も好ましい。上記Ｓｉの含有量の上限は、０．６５％であることがより好ましく、０．６０％であることがさらに好ましく、０．５０％であることが最も好ましい。

【００１４】

マンガン（Ｍｎ）：０．６～１．６％

マンガン（Ｍｎ）は、フェライトの生成を抑制し、且つＡｒ３温度を下げることにより焼入性を効果的に上昇させることで、鋼の強度及び靭性を向上させる元素である。本発明では、厚物材の硬度を確保するために、上記Ｍｎを０．６％以上含有することが好ましい。但し、その含有量が１．６％を超えると、溶接性を低下させるという問題がある。したがって、本発明では、上記Ｍｎの含有量を０．６～１．６％に制御することが好ましい。上記Ｍｎの含有量の下限は、０．６２％であることがより好ましく、０．６５％であることがさらに好ましく、０．７０％であることが最も好ましい。上記Ｍｎの含有量の上限は、１．５５％であることがより好ましい。

【００１５】

リン（Ｐ）：０．０５％以下（０を除く）

リン（Ｐ）は、鋼中に不可避に含有される元素でありながら、鋼の靭性を阻害する元素である。したがって、上記Ｐの含有量をできる限り下げることで０．０５％以下に制御することが好ましい。但し、不可避に含有されるレベルを考慮して０％は除く。

【００１６】

硫黄（Ｓ）：０．０２％以下（０を除く）

硫黄（Ｓ）は、鋼中にＭｎＳ介在物を形成して鋼の靭性を阻害する元素である。したがって、上記Ｓの含有量をできる限り下げることで０．０２％以下に制御することが好ましい。但し、不可避に含有されるレベルを考慮して０％は除く。

【００１７】

アルミニウム（Ａｌ）：０．０７％以下（０を除く）

アルミニウム（Ａｌ）は、鋼の脱酸剤として溶鋼中の酸素含有量を下げるのに効果的な元素である。かかるＡｌの含有量が０．０７％を超えると、鋼の清浄度が阻害されるという問題があるため好ましくない。したがって、本発明では、上記Ａｌの含有量を０．０７％以下に制御することが好ましく、製鋼工程時における負荷や製造コストの上昇などを考慮して０％は除く。

【００１８】

クロム（Ｃｒ）：０．０１～０．５％

クロム（Ｃｒ）は、焼入性を増加させて鋼の強度を増加させ、硬度の確保にも有利な元素である。上述した効果のためにはＣｒを０．０１％以上添加することが好ましい。但し、その含有量が０．５％を超えると、溶接性が劣化し、製造原価を上昇させる原因となる。上記Ｃｒの含有量の下限は、０．０３％であることがより好ましく、０．０５％であることがさらに好ましく、０．１％であることが最も好ましい。上記Ｃｒの含有量の上限は、０．４７％であることがより好ましく、０．４５％であることがさらに好ましく、０．４０％であることが最も好ましい。

【００１９】

ニッケル（Ｎｉ）：０．０１～３．０％

ニッケル（Ｎｉ）は、一般的に鋼の強度に加えて靭性を向上させるのに有効な元素である。上述した効果のためにはＮｉを０．０１％以上添加することが好ましい。但し、その含有量が３．０％を超えると、高価な元素で製造原価を上昇させる原因となる。したがって、本発明では、上記Ｎｉの含有量を０．０１～３．０％に制御することが好ましい。上記Ｎｉの含有量の下限は、０．０３％であることがより好ましく、０．０５％であることがさらに好ましく、０．１０％であることが最も好ましい。上記Ｎｉの含有量の上限は、２．９５％であることがより好ましく、２．９％であることがさらに好ましく、２．８５％であることが最も好ましい。

【００２０】
銅（Ｃｕ）：０．０１～１．５％
銅（Ｃｕ）は、Ｎｉとともに、鋼の強度及び靭性をともに向上させることができる元素である。上記効果を得るためには、Ｃｕを０．０１％以上添加することが好ましい。但し、Ｃｕの含有量が１．５％を超えると、表面欠陥を発生させる可能性が大きくなるだけでなく、熱間加工性を阻害するという問題がある。したがって、本発明では、上記Ｃｕの含有量を０．０１～１．５％に制御することが好ましい。上記Ｃｕの含有量の下限は、０．０３％であることがより好ましく、０．０５％であることがさらに好ましく、０．１０％であることが最も好ましい。上記Ｃｕの含有量の上限は、１．４５％であることがより好ましく、１．４３％であることがさらに好ましく、１．４％であることが最も好ましい。
【００２１】
モリブデン（Ｍｏ）：０．０１～０．５％
モリブデン（Ｍｏ）は、鋼の焼入性を増加させ、特に厚物材の硬度向上に有効な元素である。上述した効果を十分に得るためにはＭｏを０．０１％以上添加することが好ましい。但し、上記Ｍｏも高価な元素であって、その含有量が０．５％を超えると、製造原価が上昇するだけでなく、溶接性が劣化するという問題がある。したがって、本発明では、上記Ｍｏの含有量を０．０１～０．５％に制御することが好ましい。上記Ｍｏの含有量の下限は、０．０３％であることがより好ましく、０．０５％であることがさらに好ましい。上記Ｍｏの含有量の上限は、０．４８％であることがより好ましく、０．４５％であることがさらに好ましい。
【００２２】
ボロン（Ｂ）：５０ｐｐｍ以下（０を除く）
ボロン（Ｂ）は、少量の添加でも鋼の焼入性を有効に上昇させて強度を向上させるのに有効な元素である。但し、その含有量が過多になると、逆に鋼の靭性及び溶接性を阻害するという問題があるため、その含有量を５０ｐｐｍ以下に制御することが好ましい。上記Ｂの含有量は、４０ｐｐｍ以下であることがより好ましく、３５ｐｐｍ以下であることがさらに好ましく、３０ｐｐｍ以下であることが最も好ましい。
【００２３】
コバルト（Ｃｏ）：０．０２％以下（０を除く）
コバルト（Ｃｏ）は、鋼の焼入性を増加させることで鋼の強度とともに硬度の確保に有利な元素である。但し、その含有量が０．０２％を超えると、鋼の焼入性が低下する可能性があり、高価な元素であるため製造原価を上昇させる要因になる。したがって、本発明では、Ｃｏを０．０２％以下添加することが好ましい。上記Ｃｏの含有量は０．０１８％以下であることがより好ましく、０．０１５％以下であることがさらに好ましく、０．０１３％以下であることが最も好ましい。
【００２４】
本発明の耐摩耗鋼は、上述した合金組成に加えて、本発明で目標とする物性の確保に有利な要素をさらに含むことができる。例えば、チタン（Ｔｉ）：０．０２％以下（０を除く）、ニオブ（Ｎｂ）：０．０５％以下（０を除く）、バナジウム（Ｖ）：０．０５％以下（０を除く）、及びカルシウム（Ｃａ）：２～１００ｐｐｍからなる群より選択された１種以上をさらに含むことができる。
【００２５】
チタン（Ｔｉ）：０．０２％以下（０を除く）
チタン（Ｔｉ）は、鋼の焼入性の向上に有効な元素であるＢの効果を最大化する元素である。具体的には、上記Ｔｉは、窒素（Ｎ）と結合してＴｉＮ析出物を形成させてＢＮの形成を抑制することにより、固溶Ｂを増加させて焼入性の向上を最大化することができる。但し、上記Ｔｉの含有量が０．０２％を超えると、粗大なＴｉＮ析出物が形成されて鋼の靭性が劣化するという問題がある。したがって、本発明では、上記Ｔｉを０．０２％以下添加することが好ましい。上記Ｔｉの含有量は、０．０１９％以下であることがより好ましく、０．０１８％以下であることがさらに好ましく、０．０１７％以下であることが最

も好ましい。
【００２６】
ニオブ（Ｎｂ）：０．０５％以下（０を除く）
ニオブ（Ｎｂ）は、オーステナイトに固溶されてオーステナイトの硬化性能を増大させ、Ｎｂ（Ｃ、Ｎ）などの炭窒化物を形成して鋼の強度の増加及びオーステナイト結晶粒の成長を抑制するのに有効である。但し、上記Ｎｂの含有量が０．０５％を超えると、粗大な析出物が形成されるようになる。これは、脆性破壊の起点となって靭性を阻害するという問題がある。したがって、本発明では、上記Ｎｂを０．０５％以下添加することが好ましい。上記Ｎｂの含有量は、０．０４５％以下であることがより好ましく、０．０４％以下であることがさらに好ましく、０．０３％以下であることが最も好ましい。
【００２７】
バナジウム（Ｖ）：０．０５％以下（０を除く）
バナジウム（Ｖ）は、熱間圧延後の再加熱時にＶＣ炭化物を形成することにより、オーステナイト結晶粒の成長を抑制し、鋼の焼入性を向上させて強度及び靭性を確保するのに有利な元素である。但し、上記Ｖは、高価な元素であるため、その含有量が０．０５％を超えると、製造原価を上昇させる要因になる。したがって、本発明では、上記Ｖの添加時にその含有量を０．０５％以下に制御することが好ましい。上記Ｖの含有量は０．０４５％以下であることがより好ましく、０．０４０％以下であることがさらに好ましく、０．０３５％以下であることが最も好ましい。
【００２８】
カルシウム（Ｃａ）：２～１００ｐｐｍ
カルシウム（Ｃａ）は、Ｓとの結合力が良く、ＣａＳを生成することにより、鋼材の厚さ中心部に偏析されるＭｎＳの生成を抑制するという効果がある。また、上記Ｃａの添加により生成されたＣａＳは、多湿の外部環境下における腐食抵抗を高めるという効果がある。上述した効果のためには上記Ｃａを２ｐｐｍ以上添加することが好ましい。但し、その含有量が１００ｐｐｍを超えると、製鋼操業時にノズル詰まりなどを誘発するという問題があるため好ましくない。したがって、本発明では、上記Ｃａの添加時にその含有量を２～１００ｐｐｍに制御することが好ましい。上記Ｃａの含有量の下限は、２．５ｐｐｍであることがより好ましく、３ｐｐｍであることがさらに好ましく、３．５ｐｐｍであることが最も好ましい。上記Ｃａの含有量の上限は、８０ｐｐｍであることがより好ましく、６０ｐｐｍであることがさらに好ましく、４０ｐｐｍであることが最も好ましい。
【００２９】
これに加えて、本発明の耐摩耗鋼は、上述した合金元素の他に付加的にヒ素（Ａｓ）：０．０５％以下（０を除く）、スズ（Ｓｎ）：０．０５％以下（０を除く）、及びタングステン（Ｗ）：０．０５％以下（０を除く）からなる群より選択された１種以上をさらに含むことができる。
【００３０】
上記Ａｓは、鋼の靭性の向上に有効であり、上記Ｓｎは、鋼の強度及び耐食性の向上に有効である。また、Ｗは、焼入性を増加させて強度の向上とともに、 高温における硬度の向上に有効な元素である。但し、上記Ａｓ、Ｓｎ、及びＷの含有量がそれぞれ０．０５％を超えると、製造原価が上昇するだけでなく、逆に鋼の物性を阻害するおそれがある。したがって、本発明では、上記Ａｓ、Ｓｎ、又はＷをさらに含む場合、これらの含有量をそれぞれ０．０５％以下に制御することが好ましい。
【００３１】
本発明の他の成分は鉄（Ｆｅ）である。但し、通常の製造過程では、原料や周囲の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、通常の製造過程における技術者であれば誰でも分かるものであるため、そのすべての内容を具体的に本明細書に記載しない。
【００３２】
一方、本発明の耐摩耗鋼は、上述した合金成分のうちＣ、Ｎｉ、及びＣｕが下記［数１］

を満たすことが好ましい。下記［数１］を満たさない場合には、本発明が得ようとする硬度及び低温衝撃靭性をともに確保することが困難である。

［数１］

Ｃ×Ｎｉ×Ｃｕ≧０．０５

（但し、上記Ｃ、Ｎｉ、及びＣｕの含有量は重量％である。）

【００３３】

本発明の耐摩耗鋼の微細組織は、マルテンサイトを基地組織として含むことが好ましい。より具体的には、本発明の耐摩耗鋼は、面積分率で９５％以上（１００％を含む）のマルテンサイトを含むことが好ましい。上記マルテンサイトの分率が９５％未満の場合には、目標レベルの強度及び硬度の確保が難しくなるという問題がある。一方、本発明の耐摩耗鋼の微細組織は５面積％以下のベイナイトをさらに含むことができ、これにより、低温衝撃靭性をより向上させることができる。

【００３４】

また、本発明では、上記マルテンサイトの平均パケットサイズが２０μｍ以下であることが好ましい。上記のようにマルテンサイトの平均パケットサイズを２０μｍ以下に制御することにより、硬度及び靭性をともに向上させることができる。上記マルテンサイトの平均パケットサイズは１５μｍ以下であることがより好ましく、１０μｍ以下であることがさらに好ましい。一方、上記マルテンサイトの平均パケットサイズが小さいほど物性の確保に有利であるため、本発明では、上記マルテンサイトの平均パケットサイズの下限については特に限定しない。ここで、マルテンサイトのパケットとは、結晶方位が同一であるラス及びブロックマルテンサイトの群集を意味する。

【００３５】

上述のように提供される本発明の耐摩耗鋼は、表面硬度４６０～５４０ＨＢを確保するとともに、－４０℃の低温における４７Ｊ以上の衝撃吸収エネルギーを有するという効果がある。

【００３６】

また、本発明の耐摩耗鋼は、硬度（ＨＢ）及び衝撃吸収エネルギー（Ｊ）が下記［数２］を満たすことが好ましい。本発明では、高硬度の他に、低温靭性特性を向上させることを特徴とする。このために、下記［数２］を満たすことが好ましい。すなわち、表面硬度が高く衝撃靭性が劣化するため下記［数２］を満たさないか、又は衝撃靭性には優れるが、表面硬度が目標値に達しないため下記［数２］を満たさない場合には、最終的に目標とする高硬度及び低温靭性特性を保証することができなくなる。

［数２］

ＨＢ×Ｊ≧２５０００

（但し、上記ＨＢはブリネル硬度機で測定された鋼の表面硬度、Ｊは－４０℃における衝撃吸収エネルギー値を示す。）

【００３７】

以下、本発明の耐摩耗鋼の製造方法について詳細に説明する。

【００３８】

先ず、鋼スラブを１０５０～１２５０℃の温度範囲で加熱する。上記スラブ加熱温度が１０５０℃未満の場合には、Ｎｂなどの再固溶が十分でない。これに対し、その温度が１２５０℃を超えると、オーステナイト結晶粒が粗大化して不均一な組織が形成されるおそれがある。したがって、本発明では、上記鋼スラブの加熱温度が１０５０～１２５０℃の範囲を有することが好ましい。

【００３９】

上記加熱された鋼スラブを９５０～１０５０℃の温度範囲で粗圧延して粗圧延バーを得る。上記粗圧延時における温度が９５０℃未満の場合には、圧延荷重が増加し、相対的に弱圧下されることにより、スラブの厚さ方向の中心まで変形が十分に伝達できず、空隙のような欠陥が除去されないおそれがある。これに対し、その温度が１０５０℃を超えると、圧延と同時に再結晶が起こり、粒子が成長するようになり、初期オーステナイト粒子が過

度に粗大になるおそれがある。
【００４０】
上記粗圧延バーを８５０～９５０℃の温度範囲で仕上げ熱間圧延して熱延鋼板を得る。上記仕上げ熱間圧延温度が８５０℃未満の場合には、２相域圧延されて微細組織中にフェライトが生成されるおそれがある。これに対し、その温度が９５０℃を超えると、最終組織の粒度が粗大になって、低温靭性が劣化するという問題がある。
【００４１】
その後、上記熱延鋼板を常温まで空冷した後、８８０～９３０℃の温度範囲で在炉時間１．３ｔ＋１０分（ｔ：板厚（ｍｍ））以上再加熱する。上記再加熱は、フェライト及びパーライトで構成された熱延鋼板をオーステナイト単相に逆変態させるためのものであって、上記再加熱温度が８８０℃未満の場合には、オーステナイト化が十分に行われず、粗大な軟質フェライトが混在するようになるため、最終製品の硬度が低下するという問題がある。これに対し、その温度が９３０℃を超えると、オーステナイト結晶粒が粗大になり、焼入性が大きくなるという効果があるが、鋼の低温靭性が劣化するという問題がある。上記再加熱時における在炉時間が１．３ｔ＋１０分（ｔ：板厚（ｍｍ））未満の場合には、オーステナイト化が十分に起こらず、後続する急速冷却による相変態、すなわち、マルテンサイト組織を十分に得ることができなくなる。一方、上記再加熱時における在炉時間の上限は、１．３ｔ＋６０分（ｔ：板厚（ｍｍ））であることが好ましい。１．３ｔ＋６０分（ｔ：板厚（ｍｍ））を超えると、オーステナイト結晶粒が粗大になり、焼入性が大きくなる効果はあるが、それに応じて、低温靭性が劣化するという問題がある。
【００４２】
上記再加熱された熱延鋼板を板厚中心部（例えば、１／２ｔの地点（ｔ：板厚（ｍｍ））を基準に１５０℃以下まで水冷する。上記水冷速度は２℃／ｓ以上であることが好ましい。上記冷却速度が２℃／ｓ未満であるか、又は冷却終了温度が１５０℃を超えると、冷却中にフェライト相が形成されたり、ベイナイト相が過多に形成されるおそれがある。本発明において、上記冷却速度の上限は、特に限定しないが、通常の技術者であれば設備の限界を考慮して適宜設定することができる。一方、上記水冷時における冷却速度は、５℃／ｓ以上であることがより好ましく、７℃／ｓ以上であることがさらに好ましい。
【００４３】
上記のような工程条件を経た本発明の熱延鋼板は、６０ｍｍ以下の厚さを有する厚鋼板であることができ、より好ましくは５～５０ｍｍ、さらに好ましくは５～４０ｍｍの厚さを有することができる。一方、本発明では、上記厚鋼板に対して焼戻し（ｔｅｍｐｅｒｉｎｇ）工程を行わないことが好ましい。
【実施例】
【００４４】
以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明する。但し、下記実施例は、本発明を例示して、より詳細に説明するためのものにすぎず、本発明の権利範囲を限定するためのものではない点に留意する必要がある。本発明の権利範囲は、特許請求の範囲に記載された事項と、それから合理的に類推される事項によって決定されるものであるためである。
【００４５】
（実施例）
下記表１の合金組成を有する鋼スラブを設けた後、上記鋼スラブに対して下記表２の条件で鋼スラブ加熱－粗圧延－熱間圧延－冷却（常温）－再加熱－水冷を行って熱延鋼板を製造した。上記熱延鋼板に対して微細組織、マルテンサイトのパケットサイズ、及び機械的物性を測定した後、下記表３に示した。
【００４６】
このとき、上記微細組織は、任意のサイズに試験片を切断して鏡面を製作し、ナイタールエッチング液を用いて腐食させた後、光学顕微鏡及び電子走査顕微鏡を活用して厚さ中心である１／２ｔの位置を観察した。
【００４７】

そして、経度及び靭性はそれぞれ、ブリネル硬度試験機（荷重３０００ｋｇｆ、１０ｍｍタングステンの圧入ボール）、及びシャルピー衝撃試験機を用いて測定した。このとき、表面硬度は板表面を２ｍｍミール加工した後、３回測定したものの平均値を用いた。また、シャルピー衝撃試験結果は、１／４ｔの位置から試験片を採取した後、－４０℃において３回測定したものの平均値を用いた。

【００４８】

【表１】

	アロイ構成 (Wt%)																							
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Cu	Mo	B	Co	Ti	Nb	V	Ca	As	Sn	W	関係
CS1	0.177	0.35	1.67	0.012	0.0031	0.031	0.65	1.14	0.05	0.11	0.0015	-	0.014	0.041	0.01	0.0002	-	-	-	0.0101
CS2	0.254	0.38	0.85	0.009	0.0012	0.035	0.07	0.25	0.15	0.13	0.0002	-	0.017	0.017	0.05	0.0004	-	-	-	0.0065
CS3	0.342	0.21	0.72	0.011	0.0009	0.023	0.84	0.91	0.06	0.31	0.0012	-	0.006	0.006	0.03	0.0010	-	-	-	0.0187
CS4	0.270	0.31	1.51	0.007	0.0013	0.026	0.45	0.58	0.10	0.49	0.0018	0.01	0.016	0.016	0.06	0.0009	0.003	0.003	0.01	0.0157
IS1	0.215	0.25	0.85	0.007	0.0020	0.026	0.28	1.57	0.21	0.36	0.0016	0.01	0.003	0.003	0.01	0.0005	0.003	0.004	0.01	0.0069
IS2	0.248	0.30	1.38	0.008	0.0018	0.024	0.19	1.29	0.34	0.25	0.0022	0.01	0.015	0.015	0.01	0.0012	0.002	0.004	-	0.1068
IS3	0.263	0.31	1.37	0.007	0.0020	0.025	0.11	2.84	0.17	0.10	0.0020	0.01	0.014	0.014	0.01	0.0003	0.003	0.003	-	0.1150

[関係 1] C × Ni × Cu (WT%に基づく C, Ni, and Cu の含有),

【００４９】

【表２】

	スチール No.	スラブ加熱温度 (°C)	ラフローリング温度. (°C)	最終ローリング温度 (°C)	再加熱温度 (°C)	再加熱の炉の時間 (分)	冷却率 (°C/s)	冷却終了温度 (°C)	厚さ (mm)
CE1	CS1	1068	965	820	912	25	32.5	130	10
CE2		1131	1084	961	860	38	24.6	75	20
CE3		1142	985	934	935	62	11.3	43	40
CE4	CS2	1132	1050	945	906	35	32.5	35	19
CE5		1165	979	943	868	48	23.1	26	25
CE6		1127	975	948	899	49	11.1	129	28
CE7	CS3	1155	1002	915	900	37	26.9	36	20
CE8		1124	986	913	902	59	16.7	138	35
CE9		1130	977	936	901	65	7.4	24	40
CE10	CS4	1271	1067	926	866	21	35.5	323	12
CE11		1169	988	944	891	38	24.4	17	20
CE12		1157	990	947	917	116	13.1	18	35
IE1	IS1	1125	1041	894	910	31	54.0	27	15
IE2		1123	1017	925	908	48	34.4	32	25
CE13		1164	980	944	839	72	13.1	255	45
CE14	IS2	1150	1034	912	988	48	41.4	29	20
IE3		1142	1010	935	901	65	25.8	27	40
IE4		1138	987	944	913	80	15.1	22	50
IE5	IS3	1119	1027	868	921	27	47.8	31	10
IE6		1134	997	936	916	58	23.4	30	35
IE7		1125	968	938	925	92	12.5	19	60

【００５０】

【表３】

	微細組織 (エリア%)		マルテンサイト パケット サイズ (μm)	表面堅さ (HB)	衝撃強さ (J, @-40°C)	関係 2
	マルテンサイト	ベイナイト				
CE1	96	4	22.1	449	67	30083
CE2	97	3	24.6	432	58	25056
CE3	99	1	20.3	451	71	32021
CE4	100	0	13.5	514	30	15420
CE5	96	4	13.2	520	21	10920
CE6	99	1	13.4	516	22	11352
CE7	100	0	7.7	572	13	7436
CE8	98	2	8.0	586	9	5274
CE9	98	2	7.9	580	15	8700
CE10	92	8	9.6	487	37	18019
CE11	99	1	9.8	528	20	10560
CE12	98	2	10.0	520	21	10920
IE1	99	1	12.4	481	86	41366
IE2	100	0	12.5	490	70	34300
CE13	93	7	11.9	435	63	27405
CE14	100	0	14.3	509	42	21378
IE3	100	0	11.7	502	56	28112
IE4	99	1	11.9	521	51	26571
IE5	100	0	10.2	519	88	45672
IE6	99	1	10.1	525	82	43050
IE7	100	0	10.6	517	78	40326

[関係 2]
HB×J
HB が、ブリネル硬さにより測定されたスチールの表面硬さを表し、J が-40℃における衝撃吸収エネルギー値を表している。

【００５１】
上記表１～３により分かるように、本発明が提案する合金組成及び［数１］ならびに製造条件を満たす発明例１～７の場合には、本発明の微細組織分率及びマルテンサイトのパケットサイズを満たしているものの、優れた硬度及び低温衝撃靭性を確保することが分かる。
【００５２】
これに対し、本発明が提案する合金組成又は［数１］を満たさず、製造条件も満たさない比較例１、２、３、５、１０、１２の場合には、本発明が目標とする硬度及び低温衝撃靭性レベルに達しないことが分かる。併せて、比較例１～３の場合には、マルテンサイトのパケットサイズを満たさないため、表面硬度が低いレベルであることが分かる。

【００５３】
さらに、比較例４、６、７、８、９、１１の場合には、本発明が提案する製造条件は満たしているものの、合金組成又は［数１］を満たさないため、優れたレベルの硬度及び低温衝撃靭性を確保できないことが分かる。
【００５４】
比較例１３及び１４の場合には、本発明が提案する合金組成及び［数１］を満たすものの、製造条件のうち再加熱温度又は冷却終了温度を満たさない場合であって、本発明が目標とする硬度及び低温衝撃靭性レベルに達しないことが分かる。

フロントページの続き

ド ポハン－シ ナム－グ ドンヘアン－ロ ６２６２ ポハン アイアン アンド スチール ワークス内
(72)発明者 キム，ヨン－ウー
大韓民国 ３７８７７ キョンサンブク－ド ポハン－シ ナム－グ ドンヘアン－ロ ６２６２ ポハン アイアン アンド スチール ワークス内

審査官 河野 一夫
(56)参考文献 特開２００７－０９２１５５（ＪＰ，Ａ）
特開平０９－１１８９５０（ＪＰ，Ａ）
(58)調査した分野 (Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｃ２２Ｃ ３８／００
Ｃ２２Ｃ ３８／５８
Ｃ２１Ｄ ８／０２