(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第3752050号

(P3752050)

(45)発行日　平成18年3月8日(2006.3.8)　(24)登録日　平成17年12月16日(2005.12.16)

(51)Int.Cl.		F I		
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	301B
C22C 38/14	(2006.01)	C22C	38/14	
C22C 38/58	(2006.01)	C22C	38/58	

請求項の数 2　(全 10 頁)

(21)出願番号　特願平9-82652
(22)出願日　平成9年4月1日(1997.4.1)
(65)公開番号　特開平10-298705
(43)公開日　平成10年11月10日(1998.11.10)
審査請求日　平成13年12月27日(2001.12.27)
(31)優先権主張番号　特願平9-35292
(32)優先日　平成9年2月19日(1997.2.19)
(33)優先権主張国　日本国(JP)

(73)特許権者　000006655
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町２丁目６番３号
(74)代理人　100062421
弁理士　田村　弘明
(72)発明者　斉藤　直樹
千葉県富津市新富２０－１
新日本製鐵株式会社　技術開発本部内
(72)発明者　植森　龍治
千葉県富津市新富２０－１
新日本製鐵株式会社　技術開発本部内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】Ｍｇを含有する超大入熱溶接用鋼

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

質量％で、

Ｃ　：０．０２～０．２０％、
Ｓｉ：０．０２～０．５０％、
Ｍｎ：０．３～２．０％、
Ｐ　：０．０２％以下、
Ｓ　：０．００１～０．００７％、
Ａｌ：０．００４％以下、
Ｔｉ：０．０１０～０．０３０％、
Ｍｇ：０．０００１～０．０１０％

を含み、残部が鉄および不可避的不純物からなり、ＭｇＯ単独および結晶学的に平行関係にあるＭｇＯとＴｉＮの複合粒子を、平均粒子径で０．１μｍ以下および平均粒子間隔で０．３μｍ以下の状態で鋼中に有することを特徴とする、Ｍｇを含有する超大入熱溶接用鋼。

【請求項２】

前記鋼が、さらに、質量％で、

Ｃｕ：０．２～１．５％、
Ｎｉ：０．１～２．０％、
Ｃｒ：０．１～１．０％、

Ｍｏ：０．０５～０．５０％、
Ｖ　：０．０１～０．１０％、
Ｎｂ：０．００５～０．０５０％、
Ｂ　：０．０００５～０．００３０％
のうち１種または２種以上を含有することを特徴とする、請求項１に記載のＭｇを含有する超大入熱溶接用鋼。

【発明の詳細な説明】

【０００１】

【発明の属する技術分野】

本発明は、超大入熱溶接を実施しても溶接熱影響部の靭性の劣化が小さい溶接構造用鋼板に関わるものである。

【０００２】

【従来の技術】

造船、建築など溶接構造物の脆性破壊防止の観点から、溶接部からの脆性破壊の発生抑制すなわち、使用される鋼板の溶接熱影響部靭性の向上に関する研究が数多く報告されてきた。さらに、近年では、溶接施工能率の向上の観点から、従来実施されてきた大入熱溶接（およそ２０kJ／mm以下）から、さらに溶接入熱が増大した超大入熱溶接（５０～１００kJ／mm）を実施される場合が増加している。

【０００３】

大入熱溶接と超大入熱溶接の鋼板への影響の差異は、高温での滞留時間の差異に起因しており、超大入熱溶接ではその時間が極めて長時間であるために、結晶粒径が著しく粗大化する領域が広く、靭性の低下が著しい。

【０００４】

一般に、鋼板の溶接熱影響部（以下、ＨＡＺと略す）の結晶粒の粗大化に対し、例えば、特開昭５５－２６１６４号公報に記載されているように、微細なＴｉＮや、特開昭５２－１７３１４号公報記載されているように、
「Ｃ：０．０１～０．２％、Ｓｉ０．００２～１．５％、Ｍｎ：０．５～２．５％、Ｔｉあるいは／およびＺｒ：０．００２～０．１％、Ｃａあるいは／およびＭｇ：０．００４～以下、Ｃｅあるいは／およびＬａ：０．００１～０．１％、Ａｌ：０．００５～０．１％、Ｎ：０．００２～０．０１５％を添加することを特徴とする大入熱溶接用構造用鋼」に記載されているごとく、ＺｒＮなどをいずれも微細に鋼中に分散させることで、それらによる旧オーステナイト粒（以下、旧γ粒と略す）のピニング効果により、結晶粒の粗大化を防止する対策が開示されている。

【０００５】

しかしながら、このような窒化物は大入熱溶接時には溶解せずにピニングの効果を保持し、結晶粒の微細化に寄与するが、１４００℃以上の高温での滞留時間が極めて長い超大入熱溶接熱では旧γ粒のピニングに寄与する微細な窒化物が容易に溶解し、消滅してしまう問題点がある。

【０００６】

一方、近年ＨＡＺ靭性のさらなる向上を目的として、溶鋼中で生成する酸化物を用いる技術が開示されている。例えば、特開昭５９－１９０３１３号公報に記載されているように、溶鋼をＴｉあるいはＴｉ合金で脱酸し、ついでＡｌ，Ｍｇなどを添加することを特徴とする溶接性の優れた鋼材の製造方法が開示されている。これは、Ｔｉ酸化物がフェライトの変態核として作用し、フェライト分率を増加させるという効果によるもので、従来、窒化物などの析出物によるピニング効果と異なった方法でのＨＡＺ部の靭性向上を図った。その後、同種の発明として、特開昭６１－７９７４５号公報、特開平５－４３９７７号公報、特開平６－３７３６４号公報などでは、粒内変態核としての酸化物の個数を増加させる工夫をするなど様々な発明が開示されている。

【０００７】

特に、特開昭５９－１９０３１３号公報に記載されているように、これらの発明の骨子

は、「γ→α変態時のフェライト核生成、即ちフェライト組織の微細化に利用可能の含Ｔｉ酸化物を均一に微細分散させる・・」ことであり、先に述べたような窒化物などによりピニング効果を図るものではなく、冷却過程で生じるγ→α変態時のフェライト変態を促進することで、粗大な脆化組織の生成を抑制し、組織の微細化を図るものである。これらの靭性改善方法は、すべて、粗大な組織の中に、粒内でのフェライトを促進させるために、変態核として、酸化物を利用するものである。

【０００８】

しかしながら、溶接構造物の大型化、軽量化から、高張力鋼の要求が高まりつつあり、合金元素添加量が増加する傾向にある。その場合、ＨＡＺでの焼入れ性の増加から、従来のフェライト変態を利用するＨＡＺ靭性の向上対策は、有効ではなくなってきつつある。

【０００９】

以上のような観点から、抜本的なＨＡＺ靭性の向上を図るためには、超大入熱溶接時でも旧γ粒のピニング効果が期待できるような、高温でも溶解しにくい酸化物粒子などを鋼中に微細に分散できるような技術の開発が望まれる。

【００１０】

酸化物の導入方法として、多くの場合、鋼の溶製工程において、Ｔｉなどの脱酸元素を単独に添加する方法などがあるが、多くの場合、溶鋼保持中に酸化物の凝集合体がおこり粗大な酸化物の生成をもたらし、かえって鋼の清浄度を損ない靭性を低下させてしまう。そこで、これらの酸化物の微細化を図るために、先の例に述べたごとく、複合脱酸法など様々な工夫がなされている。しかしながら、従来知られている方法では、超大入熱溶接時の結晶粒の粗大化を阻止しうるほどの、微細な酸化物を分散させることはできない。

【００１１】

【発明が解決しようとする課題】

そこで、本発明は、従来の複合脱酸方法を改良し、従来以上に酸化物（あるいは窒化物）を微細でかつ均一に分散させ、超大入熱溶接においてもＨＡＺ靭性の優れた鋼の製造技術を確立し、提供することを課題とする。

【００１２】

【課題を解決するための手段】

本発明の要旨は、以下の通りである。

質量％で、

Ｃ　：０．０２～０．２０％、　Ｓｉ：０．０２～０．５０％、
Ｍｎ：０．３～２．０％、　Ｐ　：０．０２％以下、
Ｓ　：０．００１～０．００７％、　Ａｌ：０．００４％以下、
Ｔｉ：０．０１０～０．０３０％、　Ｍｇ：０．００１～０．０１０％、

さらに必要に応じて

Ｃｕ：０．２～１．５％、　Ｎｉ：０．１～２．０％、
Ｃｒ：０．１～１．０％、　Ｍｏ：０．０５～０．５０％、
Ｖ　：０．０１～０．１０％、　Ｎｂ：０．００５～０．０５０％、
Ｂ　：０．０００５～０．００３０％のうち１種または２種以上

を含有する鋼板中に、ＭｇＯ単独および結晶学的に平行関係にあるＭｇＯとＴｉＮの複合粒子を、平均粒子径で０．１μｍ以下および平均粒子間隔で０．３μｍ以下の状態で鋼中に有することを特徴とする、Ｍｇを含有する超大入熱溶接用鋼である。

【００１３】

【発明の実施の形態】

Ｍｇは、従来から強脱酸剤、脱硫剤として鋼の清浄度を高めることで、溶接熱影響部の靭性を向上させることが知られている。さらに、酸化物の分散を制御してＨＡＺ靭性を向上させる技術として、特開昭５９－１９０３１３号公報に記載されているＴｉ添加後、Ｍｇを添加する複合添加の技術が明らかになっている。しかしながら、その技術の目的は、先に引用したように、Ｍｇ添加により粒内変態核であるＴｉ酸化物の増加を促進することであり、酸化物をより微細に分散させてピニングにより結晶粒の細粒化を達成するものでは

ない。
【００１４】
本発明者らは、Ｍｇの有する強脱酸剤としての作用に着目し、Ａｌより凝集粗大化が起こりにくい性質を利用して、Ｔｉ添加鋼において、製鋼工程での脱酸材の添加順序および量を制御することで、酸化物の微細分散が期待できる余地があると考えた。
【００１５】
以下、本発明に関して詳細に説明する。
本発明者らは、Ｔｉを添加し弱脱酸した溶鋼中にＭｇを添加した場合の酸化物の状態を系統的に調べた。その結果、Ｔｉ脱酸後、Ｍｇをある条件下で添加することで、ＭｇＯあるいはＭｇＯ－ＴｉＮ複合粒子が著しく増大し、旧γ粒のピニング効果により靭性が向上することを明らかにした。
【００１６】
図１は、０．１０Ｃ－１．０Ｍｎ鋼をベース成分とし、Ｔｉ量およびＭｇ含有量を変化させた場合の、入熱９０kJ／㎜相当の再現熱サイクルを付与した時の旧γ粒の大きさを測定したものである。Ｍｇ添加量が少ない場合、Ｔｉを添加しても旧γ粒径の微細化が得られないのに対し、Ｍｇが添加された場合、０．０１０％以上のＴｉ添加において、結晶粒の著しい微細化が達成されることがわかる。
【００１７】
この結晶粒が微細化した鋼板を電子顕微鏡で観察した結果、０．１μｍ以下のＭｇＯ粒子あるいは図２に示すようなＭｇＯ－ＴｉＮ複合粒子が多数存在することがわかった。さらに、超高分解能電子顕微鏡の観察から、ＭｇＯ－ＴｉＮ粒子間の結晶学的な方位関係を調べると、良好な平行関係を持っていることも明らかになった。このことは、ＭｇＯがＴｉＮの優先析出サイトとして作用しているものと推定され、この析出サイトが多数存在するために、結晶粒のピニングに有効なＴｉＮを増加させているものと考えられる。
【００１８】
さらに、超大入熱溶接時のような高温での滞留時間が長い場合、ＴｉＮ粒子の溶解が生じるが、本発明では、多数のＭｇＯ，ＭｇＯ－ＴｉＮ粒子が存在しており、ＭｇＯ－ＴｉＮ粒子のＴｉＮが溶解したとしても、依然として微細なＭｇＯ粒子が存在するために、高温でも従来鋼以上に優れたピニング効果を発揮できる。
【００１９】
すなわち、本発明の特徴は、ＴｉＮなど窒化物を利用し結晶粒のピニングを図った従来鋼に比べ、ＭｇＯを鋼中に微細に導入することで、ＴｉＮと結晶学的に良好な平行関係を利用し、ＴｉＮの析出核を提供し、ＴｉＮの個数の増加を図ると同時に、ＴｉＮが溶解してしまい、従来全く靭性の改善効果が見られなかった高温域でも、ＭｇＯ単独の効果により、今までにない優れた結晶粒径の微細化効果を発揮できることである。
【００２０】
本発明に用いたＴｉ，Ｍｇの添加方法であるが、最初に、Ｓｉ，Ｍｎを添加後、まず、Ｔｉを添加し溶鋼中の酸素量を調整した後、Ｍｇを添加する。Ｔｉを先に添加するのは、溶鋼中の酸素量の調節とともに、先にできるＴｉ酸化物をＭｇで還元するためである。最適なＭｇ添加量は、Ｔｉ添加後、溶鋼中に存在する酸素量などに依存するが、実験では、その時の酸素濃度はＴｉ添加量に依存し、ＴｉとＭｇ添加量を適正な範囲で制御すれば良い。
【００２１】
なお、Ｍｇの添加方法であるが、金属ＭｇあるいはＭｇ合金をＦｅ箔等に包んで添加する方法やワイヤー等に加工して添加する方法などいずれの方法でも良い。
【００２２】
以下、本発明の成分の限定理由について述べる。
Ｃ：Ｃは鋼における母材強度を向上させる基本的な元素として欠かせない元素であり、その有効な下限として０．０２％以上の添加が必要であるが、０．２０％を超える過剰の添加では、溶接性や靭性の低下を招くので、その上限を０．２０％とした。

【００２３】
Ｓｉ：Ｓｉは製鋼上脱酸元素として必要な元素であり、鋼中に０．０２％以上の添加が必要であるが、０．５％を超えるとＨＡＺ靭性を低下させるのでそれを上限とする。
【００２４】
Ｍｎ：Ｍｎは、母材の強度および靭性の確保に必要な元素であるが、２．０％を超えるとＨＡＺ靭性を著しく阻害するが、逆に０．３％未満では、母材の強度確保が困難になるために、その範囲を０．３～２．０％とする。
【００２５】
Ｐ：Ｐは鋼の靭性に影響を与える元素であり、０．０２％を超えて含有すると鋼材の母材およびＨＡＺの靭性を著しく阻害するのでその含有される上限を０．０２％とした。
【００２６】
Ｓ：Ｓは０．００７％を超えて過剰に添加されると粗大な硫化物の生成の原因となり、靭性を阻害するが、その含有量が０．００１％未満になると、目的とする粒内フェライトの生成に必要なＭｎＳの生成量が著しく低下するために、０．００１～０．００７％をその範囲とする。
【００２７】
Ａｌ：Ａｌは通常脱酸材として添加されるが、本発明においては、０．００４％超えて添加されるとＭｇの添加の効果を阻害するために、これを上限とする。
【００２８】
Ｔｉ：Ｔｉは、脱酸材として、さらには窒化物形成元素として結晶粒の細粒化に効果が期待できる元素であるが、多量の添加は炭化物の形成による靭性の著しい低下をもたらすために、その上限を０．０３０％にする必要があるが、所定の効果を得るためには０．０１０％以上の添加が必要であり、その範囲を０．０１０～０．０３０％とする。
【００２９】
Ｍｇ：Ｍｇは本発明の主たる合金元素であり、主に脱酸材として添加されるが、０．０１０％を超えて添加されると、粗大な酸化物の生成により母材およびＨＡＺ靭性の低下をもたらす。しかしながら、０．０００１％未満の添加では、ＨＡＺ靭性の向上に必要な粒内フェライト変態核として必要な酸化物の生成が期待できないために、その添加範囲を０．０００１～０．０１０％と限定する。
【００３０】
なお、本発明においては、強度および靭性を改善する元素として、Ｃｕ，Ｎｉ，Ｃｒ，Ｍｏ，Ｖ，Ｎｂ，Ｂの中で、１種または２種以上の元素を添加することができる。
Ｃｕ：Ｃｕは、靭性を低下させずに強度の上昇に有効な元素であるが、０．２％未満では効果がなく、１．５％を超えると鋼片加熱時や溶接時に熱間での割れを生じやすくする。従って、その含有量を０．２～１．５％とする。
【００３１】
Ｎｉ：Ｎｉは、靭性および強度の改善に有効な元素であり、その効果を得るためには０．１％以上の添加が必要であるが、２．０％以上の添加では溶接性が低下するために、その上限を２．０％とする。
【００３２】
Ｃｒ：Ｃｒは析出強化による鋼の強度を向上させるために、０．１％以上の添加が有効であるが、多量に添加すると、焼入れ性を上昇させ、ベイナイト組織を生じさせ、靭性を低下させる。従って、その上限を１．０％とする。
【００３３】
Ｍｏ：Ｍｏは、焼入れ性を向上させると同時に、炭窒化物を形成し強度を改善する元素であり、その効果を得るためには、０．０５％以上の添加が必要になるが、０．５０％を超えた多量の添加は必要以上の強化とともに、靭性の著しい低下をもたらすために、その範囲を０．０５～０．５０％とする。
【００３４】
Ｖ：Ｖは、炭化物、窒化物を形成し強度の向上に効果がある元素であるが、０．０１％

未満の添加では、その効果がなく、０．１０％を超える添加では、逆に靭性の低下を招くために、その範囲を、０．０１～０．１０％とする。

【００３５】

Ｎｂ：Ｎｂも炭窒化物を形成し、強度の向上に効果がある元素であるが、０．００５％未満の添加では、その効果がなく、０．０５０％を超える添加では、逆に靭性の低下を招くために、その範囲を、０．００５～０．０５０％とする。

【００３６】

Ｂ：Ｂは一般に、固溶すると焼入れ性を増加させるが、またＢＮとして固溶Ｎを低下させ、溶接熱影響部の靭性を向上させる元素である。従って、０．０００５％以上の添加でその効果を利用できるが、過剰の添加は、靭性の低下を招くために、その上限を０．００３０％とする。

【００３７】

上記の成分を含有する鋼は、製鋼工程で溶製後、連続鋳造などをへて厚板加熱、圧延を施される。この場合、圧延方法、加熱冷却方法および熱処理方法においては、当該分野において従来から適用されている方法を用いてもＨＡＺ靭性に関しては、何ら差し支えがない。

【００３８】

【実施例】

次に、本発明の実施例について述べる。

表１の化学成分を有する鋼塊を表２に示す熱間圧延および熱処理を行い鋼板とした後、最高加熱温度が１４００℃で入熱が１．７ｋＪ／ｍｍ相当の小入熱および９０ｋＪ／ｍｍ相当の超大入熱のそれぞれの再現熱サイクルを付与し、特定の温度でシャルピー試験を行い、両者の吸収エネルギーを求め、［小入熱時の靭性］－［超大入熱時の靭性］を計算した。

【００３９】

鋼Ａ，Ｂ，Ｃ，Ｄ，Ｅ，Ｆ，Ｇ，Ｈは本発明の例を示す。表２から明らかなように、これらの鋼板は、小入熱と超大入熱の靭性の差がおよそ６ kgf・mm以下と小さく、超大入熱溶接を実施しても良好な靭性を有する。

【００４０】

それに対し、鋼Ｉ，Ｊ，Ｋ，Ｍは本発明方法から逸脱した比較例を示す。すなわち、鋼Ｉ，Ｊは各成分が、発明の要件を超えて添加されている例であり、鋼ＩではＣが０．２５％、鋼ＪはＡｌが０．００７％、鋼ＭではＭｇが０．０１２６％と、それぞれ過剰に添加されたものであり、いずれも超大入熱時のＨＡＺ靭性が著しく低下している。

【００４１】

さらに鋼ＫはＭｇが添加されておらず、この場合も超大入熱時のＨＡＺ靭性は低下している。

【００４２】

【表１】

【００４３】
【表２】

鋼	化学成分 (mass%)										MgO, MgO-TiN複合粒子		本発明の成分要件
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Mg	Ca	他の添加成分	平均粒子径*1)	平均粒子間隔*2)	
A	0.18	0.18	1.26	0.002	0.002	0.002	0.013	0.0004	0.0008		0.007	0.14	○
B	0.03	0.29	1.59	0.003	0.003	0.001	0.010	0.0013	0.0012	Cu:0.45 Ni:0.12	0.019	0.28	○
C	0.12	0.27	1.23	0.005	0.005	0.003	0.012	0.0012	0.0010	Cr:0.26	0.032	0.19	○
D	0.09	0.31	1.36	0.007	0.003	0.002	0.014	0.0026	0.0009	Mo:0.3	0.010	0.21	○
E	0.04	0.16	1.46	0.006	0.002	0.003	0.016	0.0086	0.0015	V:0.1	0.015	0.08	○
F	0.06	0.21	1.06	0.003	0.003	0.002	0.016	0.0052	0.0093	Nb:0.026	0.060	0.12	○
G	0.05	0.16	1.56	0.003	0.005	0.001	0.012	0.0044	0.0004	B:0.0014	0.045	0.16	○
H	0.05	0.22	0.63	0.002	0.002	0.002	0.008	0.0064	0.0050	Ni:1.83	0.026	0.11	○
I	0.25	0.26	0.89	0.002	0.003	0.002	0.019	0.0035	0.0033	Ni:0.56	0.011	0.02	×
J	0.16	0.23	0.86	0.003	0.004	0.007	0.013	0.0045	0.0019		0.002	-	×
K	0.12	0.29	0.75	0.004	0.004	0.003	0.014		0.0023		-	-	×
M	0.06	0.15	1.39	0.004	0.003	0.002	0.012	0.0126	0.0009		0.280	1.25	×

＊1）μm ＊2）μm

鋼	加熱圧延条件	圧延後の冷却	熱処理条件	[小入熱HAZ靭性]－[超大入熱HAZ靭性] (kgf･m)	本発明
A	1150℃－OR	空冷	無し	4．5	○
B	1150℃－CR	水冷（途中停止）	無し	5．8	○
C	1200℃－OR	空冷	焼きならし	4．8	○
D	1150℃－OR	空冷	焼入れ＋焼戻し	3．0	○
E	1200℃－OR	空冷	焼きならし	2．8	○
F	1150℃－CR	水冷	焼戻し	5．2	○
G	1150℃－CR	水冷	焼戻し	3．3	○
H	1150℃－CR	水冷	焼戻し	3．9	○
I	1150℃－OR	空冷	焼入れ＋焼戻し	16．3	×
J	1150℃－OR	空冷	無し	18．2	×
K	1150℃－OR	空冷	無し	15．6	×
M	1150℃－OR	空冷	無し	11．0	×

CR：制御圧延，OR：普通圧延

【００４４】

【発明の効果】

本発明の化学成分および製造方法に限定し、ＴｉとＭｇを適切に添加することで、超大入熱溶接熱影響部の靭性の低下を防止し、構造物のぜい性破壊に対する安全性を大幅に向上することができる。

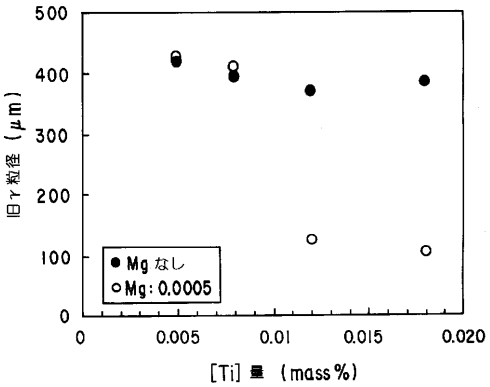
【図面の簡単な説明】

【図１】Ｔｉ，Ｍｇ添加量を変化させた鋼板に、超大入熱溶接相当の熱サイクルを付与し

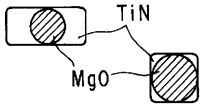
た場合の旧γ粒を調べた図。

【図２】　本発明の鋼中に含まれる複合粒子を電子顕微鏡にて観察、分析した例の模式図。

【図１】



【図２】



フロントページの続き

(72)発明者　粟飯原　周二
愛知県東海市東海町５－３　新日本製鐵株式会社　名古屋製鐵所内

審査官　小川　武

(56)参考文献　特開平０９－００３６００（ＪＰ，Ａ）
特開平０５－０４３９７７（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
C22C 38/00-38/60
C21C 7/00-7/10