(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号
特許第3568760号
(P3568760)
(45)発行日　平成16年9月22日(2004.9.22)　(24)登録日　平成16年6月25日(2004.6.25)

(51)Int.Cl.[7]	F I	
C22C 38/00	C22C 38/00	301B
C22C 38/16	C22C 38/16	
C22C 38/50	C22C 38/50	

請求項の数 9　(全 19 頁)

(21)出願番号　特願平9-330173
(22)出願日　平成9年12月1日(1997.12.1)
(65)公開番号　特開平11-71632
(43)公開日　平成11年3月16日(1999.3.16)
審査請求日　平成12年9月28日(2000.9.28)
(31)優先権主張番号　特願平9-167441
(32)優先日　平成9年6月24日(1997.6.24)
(33)優先権主張国　日本国(JP)

(73)特許権者　000001199
株式会社神戸製鋼所
兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目１０番２６号
(74)代理人　100089196
弁理士　梶　良之
(72)発明者　湯瀬　文雄
神戸市西区高塚台１丁目５番５号　株式会社神戸製鋼所　神戸総合技術研究所内
(72)発明者　中山　武典
神戸市西区高塚台１丁目５番５号　株式会社神戸製鋼所　神戸総合技術研究所内
(72)発明者　菅　俊明
兵庫県加古川市金沢町１番地　株式会社神戸製鋼所　加古川製鉄所内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】裸耐候性と溶接性に優れた厚板

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

質量％にて、Ｃ：0.15%以下、Ｓｉ：0.10～1.0 %、Ｍｎ：1.5 %以下、Ｃｕ：0.05～3.0 %、Ｎｉ：0.05～6.0 %、Ｐ：0.03%未満、Ｃｒ：Ｃｒ無添加を含む0.05%未満、Ｔｉ：0.01～ 0.5%、Ｃａ：0.0001～0.01%、Ｓ：0.02%以下を含有し、残部Ｆｅおよび不可避的不純物からなり、かつ炭素当量A (%) が0.20以下 [但し、炭素当量A =C＋Si/22 ＋Mn/6＋P/10－Cu/20 －Ni/15 ＋Cr/2－Ti/2－Ca－Al/35(%)] であることを特徴とする裸耐候性と溶接性に優れた厚板。

【請求項２】

前記元素の内、Ｔｉ：0.05～ 0.5%を含有する請求項１に記載の裸耐候性と溶接性に優れた厚板。

【請求項３】

前記元素の他に、更にＡｌ：0.05～0.50%を含有する請求項１または２に記載の裸耐候性と溶接性に優れた厚板。

【請求項４】

前記元素の他に、更にＬａ：0.0001～ 0.05 %、Ｃｅ：0.0001～ 0.05 %、Ｍｇ0.0001～0.05%の内から１種又は２種以上を含有する請求項１乃至３のいずれか１項に記載の裸耐候性と溶接性に優れた厚板。

【請求項５】

前記厚板組織のフェライト量が90%以上である請求項１乃至４のいずれか１項に記載の裸

耐候性と溶接性に優れた厚板。
【請求項６】
前記厚板の表面に生成した錆の、Ｘ線回折法により求めた非晶質成分の分率が30wt％以上で、β－FeOOH 成分の分率が20wt％以下である請求項１乃至５のいずれか１項に記載の裸耐候性と溶接性に優れた厚板。
【請求項７】
前記厚板が入熱量5KJ/mm以上の大入熱溶接性に優れる請求項１乃至６のいずれか１項に記載の裸耐候性と溶接性に優れた厚板。
【請求項８】
請求項１乃至７のいずれか１項に記載された厚板を用いた橋梁。
【請求項９】
請求項１乃至７のいずれか１項に記載された厚板を用いた溶接継ぎ手。
【発明の詳細な説明】
【０００１】
【産業上の利用分野】
本発明は、特に橋梁など維持管理の遂行が困難な構造物で、しかも無塗装で使用される構造材用に適した厚板に関し、裸耐候性と溶接性に優れた厚板に関するものである。
【０００２】
【従来技術】
例えば山間部や海岸地帯など、塩水や融雪塩が飛来するなどの塩分腐食環境下にある道路橋等の橋梁構造物に使用する鋼材は、耐食性向上のため、従来から塗装されて用いられている。しかし、この塗装塗膜は必ず経時劣化するため、耐食性維持のために、一定周期で塗装しなおす維持管理の必要性がある。
【０００３】
一方、近年では、これらの橋梁には、従来の多数桁橋梁に代わり、２主桁橋梁に代表されるような主桁の数が少ない少数主桁橋梁が多く用いられるようになっている。この少数主桁橋梁は、多数桁橋梁に比して、使用鋼材量（鋼重）や橋材片数が削減可能で、施工性も良く、環境保護や工期の短縮の点で利点を有する。そして、このような少数主桁橋梁には、橋梁設置後の維持管理の負荷やコストの最小化と、橋梁自体の高寿命化が強く求められている。したがって、このような少数主桁橋の構造材に用いられる鋼材には、前記塩分腐食環境下であっても、無塗装で使用（裸使用）可能な、裸耐候性が優れた鋼材が強く求められている。
【０００４】
また、これら少数主桁橋梁の構造材は前記施工性や工期の短縮の点から、炭酸ガスアーク溶接やエレクトロガスアーク溶接により、入熱量５ＫＪ／ｍｍ以上、場合によっては入熱量１００　乃至３００ＫＪ／ｍｍ以上の大入熱溶接が施される。したがって、この構造材に使用される鋼材としては、予熱の必要が無く、これら大入熱溶接等の高効率溶接が可能な、溶接性の優れた鋼材が求められている。したがって、この用途の鋼材には、橋梁用鋼材としての強度等の機械的な性質は勿論、更に裸耐候性と溶接性とを併せ持つ鋼材が要求されている。
【０００５】
従来、この種の裸耐候性が優れる鋼材としては、Ｐ：０．１５％以下やＣｕ：０．２　～０．６　％、Ｃｒ：０．３　～１．２５％、Ｎｉ：０．６５％以下を含む耐候性鋼がある。この耐候性鋼は、ＪＩＳ　Ｇ　３１１４　（溶接構造用耐候性熱間圧延鋼材）　あるいはＪＩＳ　Ｇ　３１２５　（高耐候性圧延鋼材）　の２　種が規格化されている。この耐候性鋼は、前記微量元素の作用によって、鋼表面に生成するさびが、裸耐候性に代表される高い耐食性を有する緻密な「安定さび層」となる自己防食機能を有している。そして、このような性質により、耐候性鋼は、前記橋梁など、これまで様々な構造物のメンテナンスフリーの構造材として、基本的に無塗装で使用されてきた。
【０００６】

しかし、前記塩分腐食環境下では、塩分の影響により、耐候性鋼の特徴である前記「安定さび層」が形成されにくくなる。そして、この「安定さび層」が形成されなくなると、前記耐候性鋼の耐食性は著しく低下してしまう。これは、前記塩分の多い腐食環境下では、鋼の腐食に伴って、さび皮膜中のｐＨが特に低下することに起因している。即ち、通常、鋼の腐食がわずかでも始まると、まず、$Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^{-}$　と、これに続く$Fe^{2+} + 2H_2O \rightarrow Fe(OH)_2 + 2H^{+}$　なる反応により、鋼表面のｐＨは低下し、さび皮膜中乃至さび皮膜と鋼との界面のｐＨも低下する。そして、これらのｐＨが一旦低下すると、電気的中性を保つためにさび皮膜中の塩素イオンの輸率が増大し、塩素イオンの濃縮がさび皮膜と鋼との界面で生じる。この結果、この界面部分に塩酸雰囲気が形成され、鋼の腐食を促進するものである。また、これと同時に、さび皮膜中のｐＨの低下によって、鉄イオンの溶解度が大きくなり、耐候性鋼など耐食低合金鋼の防食機構の要である前記「安定さび層」の形成を阻害する現象も生じ、腐食加速状況が形成される。

【０００７】

このため、従来から、前記さび皮膜中のｐＨの低下を防止するため、耐候性鋼の表面をアルカリ化し、前記腐食加速状況の形成を阻止する技術が提案されている。より具体的には、耐候性鋼の表面をアルカリ化する化学種を、予め鋼中に分散しておき、前記鋼の腐食反応と同時に、これら化学種を作用させ、鋼表面のｐＨの低下を抑制する方法が、例えば、特開昭５８－２５４５８　号や特許第２５７２４４７　号公報などで提案されている。

【０００８】

この内、まず特開昭５８－２５４５８　号公報には、前記化学種として、Ｂｅ、Ｍｇ、Ｃａ、Ｓｒ、Ｂａなどの酸化物を添加することが開示されている。また、特許第２５７２４４７　号公報には、これらの化学種の内、特にＣａの酸化物を選択し、これを鋼中に製鋼段階で確実に分散させるため、ＣａをＡｌとの二元系合金または金属間化合物、乃至Ｆｅとの三元系合金または金属間化合物として溶鋼中に添加し、ＣａをＡｌとの複合酸化物として、鋼中に分散させた耐候性鋼が開示されている。

【０００９】

【発明が解決しようとする課題】

これら従来技術に記載された酸化物を添加して、腐食加速状況の形成を阻止する技術は、確かに、外界からの塩分等の影響を抑制する点では効果がある。しかしながら、本発明者が知見したところによれば、特に、前記少数主桁橋の構造材に求められている、無塗装で使用可能な耐食性のレベル、即ち１　年間大気暴露　（週　１回の５％塩水散布を含む）　後の、腐食による鋼材の平均板厚減少量が０．８ｍｍ　以下、より好ましくは０．５ｍｍ　以下のレベルまでには、耐候性鋼の耐食性を改善できない。また、前記少数主桁橋梁などでの構造材の施工上重要な、予熱なし（予熱フリー）で、入熱量５ＫＪ／ｍｍ以上、場合によって１００　乃至３００ＫＪ／ｍｍ以上の大入熱溶接などの高効率の溶接ができる溶接性の要求特性も満たすことができていない。したがって、前記少数主桁橋に代表される、塩分腐食環境下であっても無塗装で使用（裸使用）される構造材に適した鋼材は、これまで実質的に無かったのが実情である。

【００１０】

したがって本発明は、これら従来の耐候性鋼の問題に鑑み、前記少数主桁橋などの構造材として無塗装で使用可能な裸耐候性を有するとともに、予熱なしで、入熱量5KJ/mm以上の大入熱溶接などの高効率の溶接ができる溶接性に優れた厚板を提供することを目的とする。

【００１１】

【問題を解決するための手段】

このための本発明の要旨は、厚板の組成成分を、質量％にて、Ｃ：0.15%以下、Ｓｉ：0.10～1.0 %、Ｍｎ：1.5 %以下、Ｃｕ：0.05～3.0 %、Ｎｉ：0.05～6.0 %、Ｐ：0.03%未満、Ｃｒ：Ｃｒ無添加を含む0.05%未満、Ｔｉ：0.01～ 0.5%、Ｃａ：0.0001～0.01%、Ｓ：0.02%以下を含有し、残部Ｆｅおよび不可避的不純物からなり、かつ炭素当量A (%) を0.20以下 [但し、炭素当量A =C＋Si/22 ＋Mn/6＋P/10－Cu/20 －Ni/15 ＋Cr/2－Ti/2

－Ca－Al/35(%)] とすることである。
【００１２】
このような要旨とすることにより、好ましくは、後述するＸ線回折法により求めた非晶質成分の分率が３０ｗｔ％以上で、β－ＦｅＯＯＨ　成分の分率が２０ｗｔ％以下であるなど、鋼材表面に生成したさびを緻密な「安定さび層」にすることができ、鋼材を塩分腐食環境下でも、塗装無しで使用できる裸耐候性を有することが可能となる。より具体的には、鋼材の裸耐候性を、好ましくは、　１年間大気暴露　（週　１回の塩水散布を含む）後の腐食による鋼材の平均板厚減少量が０．８ｍｍ　以下、より好ましくは０．５ｍｍ以下の優れたものとすることができる。
【００１３】
そして、このような要旨とすることにより、前記裸耐候性とともに、鋼材の厚みが５０ｍｍ以上であっても、好ましくは、予熱無しで入熱量５ＫＪ／ｍｍ以上、場合によって１００　乃至３００ＫＪ／ｍｍ以上の大入熱溶接を施すことができる溶接性を有することが可能となる。
【００１４】
また、前記裸耐候性をより向上させるために、本発明の好ましい態様は、前記鋼材の組成元素の内、Ｔｉの下限量を０．０４％とすることである。
【００１５】
更に、前記裸耐候性をより向上させる観点から、本発明の別の好ましい態様は、選択的に、Ａｌ：０．０５～０．５０％を含有することである。
【００１６】
また更に、前記裸耐候性をより向上させる観点から、本発明の別の好ましい態様は、選択的に、Ｌａ：０．０００１～　０．０５　％、Ｃｅ：０．０００１～　０．０５　％、Ｍｇ０．０００１～０．０５％の内から１種又は２種を含有することである。
【００１７】
一方、例えば橋梁の構造材としての必要強度や靱性および裸耐候性などの耐食性を確保する観点から、本発明の好ましい態様は、前記鋼材組織のフェライト量を９０％以上とすることである。
【００１８】
本発明者らは、前記従来の耐候性鋼材や、アルカリ化する化学種を鋼中に分散させた耐候性鋼材が、特に、前記少数主桁橋などの構造材に求められている、無塗装で使用可能な裸耐候性のレベルまでに、耐候性鋼の耐食性を改善できない理由を鋭意検討した。その結果、これら耐候性鋼材に含まれるＣｒが腐食因子として作用していることを知見した。
【００１９】
即ち、従来の耐候性鋼材では、Ｃｒは、ＰやＣｕ、Ｎｉとともに、前記「安定さび層」を形成させるために必須の添加元素と認識され、前記した通り、ＪＩＳ　規格などでも０．３０～１．２５％　含有されている。また、前記特開昭５８－２５４５８　号や特許第２５７２４４７　号公報などでは、Ｃｒの添加は明示されていないものの、鉄原料や製鋼過程などからの不純物として、必然的に０．０５％　以上含有されている。
【００２０】
このように、Ｃｒを０．０５％　以上含有する場合、鋼のミクロな表面欠陥部において腐食がわずかでも始まると、化学平衡的に鉄原子に伴い微量溶解するＣｒイオンが、Ｃｌイオンの作用も加わり、前記鋼のミクロな表面欠陥部内におけるｐＨの低下の原因となり、欠陥内での凝縮水分の酸化性を促進し、腐食を誘発する作用がある。
【００２１】
したがって、本発明では、Ｃｒの含有量を可能な限り少なくすることが必要で、Ｃｒ含有量低減の経済性も考慮して、その上限を０．０５％　未満とする。そして、Ｃｒに代わる前記「安定さび層」の形成促進元素としてＴｉを選択した。Ｔｉは、Ｃｒのような前記ｐＨの低下の原因とならずに、前記「安定さび層」の形成促進効果があるという特異な性質を有する。因みに、Ｔｉは、通常、溶鋼の脱酸や鋼材の強度維持のために添加されること

が公知であり、前記特許第２５７２４４７　号公報などでも、この公知の目的のために０．０３％　以下程度添加している。しかし、本発明におけるＴｉの目的は、前記した通り緻密な「安定さび層」の形成であり、この点がＣｒの低減とともに本発明の特徴の一つである。

【００２２】

【発明の実施の形態】

本発明における鋼材の化学成分および炭素当量の限定理由について、以下に説明する。

Ｃは、鋼の構造材用途としての３９０　～６３０Ｎ／ｍｍ^2 級、乃至それ以上の要求強度を確保するための必須の元素であるが、０．１５％を越えて含有量されると、鋼の溶接性や裸耐候性を劣化させる。したがって、Ｃ含有量は０．１５％以下の、前記要求強度を確保できる量とする。

【００２３】

Ｓｉは溶鋼の脱酸や固溶強化のために必須の元素であり、また緻密な「安定さび層」の形成を促進し、裸耐候性などの耐食性を向上させる効果も有する。しかし、０．１０％未満ではこれらの効果が不十分であり、逆に１．０　％を超えると、溶接性が低下する。したがって、Ｓｉ含有量は０．１０～１．０　％の範囲とする。

【００２４】

Ｍｎは、Ｃに替わり３９０　～６３０Ｎ／ｍｍ^2 級、乃至それ以上のの強度確保のための必須の元素であるが、１．５　％を越えて含有量されると、ＭｎＳ　が鋼中に多量に生成して、裸耐候性などの耐食性劣化を招くおそれがある。したがって、Ｍｎ含有量は１．５　％以下の範囲とする。

【００２５】

Ｃｕは、電気化学的に鉄より貴な元素であり、鋼表面に生成するさびを緻密化して、「安定さび層」の形成を促進し、裸耐候性を向上させる効果を有する。また、溶接性の向上にも寄与する。Ｃｕ含有量が０．０５％未満ではこの効果がなく、３．０　％を越えてもそれ以上の効果は得られず、逆に鋼材の製造のための熱間圧延などの加工の際に、素材の脆化を引き起こす可能性がある。この観点からは、Ｃｕ含有量の上限を０．５　％以下とするのが好ましい。したがって、Ｃｕ含有量は０．０５～３．０　％の範囲、好ましくは０．０５～０．５　％の範囲とする。

【００２６】

Ｎｉは、Ｃｕと同様の裸耐候性向上効果や溶接性の向上効果を有する元素である。また、Ｃｕの前記熱間加工脆性を抑制する効果もある。したがって、Ｃｕと併せて含有すると、耐食性向上効果、熱間加工脆性の抑制効果の相乗効果が期待できる。Ｎｉが０．０５％未満の含有量ではこのような優れた効果を得ることができない。しかし、一方、Ｎｉの過剰な含有は、完全オーステナイト組織における固液凝固温度範囲を広げて、低融点不純物元素のデンドライト粒界への偏析を助長するとともに、Ｓと反応して溶接金属の粒界に、低融点のＮｉＳ化合物を析出させ、凝固金属の粒界の延性を劣化させる。したがって、Ｎｉの過剰な含有は、耐溶接高温割れ性に悪影響を与えるので、その上限の含有量は６．０　％とすべきであり、結果としてＮｉ含有量は０．０５～６．０　％の範囲とする。

【００２７】

Ｐは、耐候性鋼にとって、鋼表面に生成するさびへの塩化物イオンの進入を阻止し、緻密な「安定さび層」を形成して、耐食性を向上させる効果を有する特徴的な元素である。そして、前記従来の耐候性鋼では、この効果を発揮させるために、０．０５％程度以上、０．１５％以下程度の含有を必須としている。しかし、本発明においては、Ｐの０．０５％程度以上の過度の含有は、溶接性を著しく阻害し、前記少数桁橋梁の施工上重要な、予熱なし（予熱フリー）で、高効率の大入熱溶接ができる溶接性の要求特性を満たすことができない。また、本発明では、Ｔｉなどの含有により、緻密な「安定さび層」の形成が達成できるゆえ、Ｐの過度の含有は必要ない。したがって、本発明では、Ｐ含有量を極力低減することが必要で、Ｐ含有量低減の経済性も考慮して、その上限を０．０３％未満とする。このＰ量の低減は、溶接性の向上にも寄与する。

【００２８】
Ｃｒは、前記した通り、鋼のミクロな表面欠陥部内におけるｐＨの低下の原因となり、欠陥内での凝縮水分の酸化性を促進し、腐食を誘発する作用があり、鋼材の裸耐候性を低下させる。したがって、本発明ではＣｒを０．０５％　未満に可能な限り含有量を少なくする。このＣｒ量の低減は、溶接性の向上にも大きく寄与するものである。
【００２９】
Ｔｉは、前記した通り、本発明では、Ｃｒに代わる前記「安定さび層」の形成促進元素として重要な元素であり、Ｃｒの如き前記pHの低下の原因となるような耐食性への悪影響はない。また、Ｔｉは鋼材組織の結晶粒微細化による生成さびの微細化、あるいは靱性向上や溶接性の向上効果も有する。即ち、Ｔｉの含有によって、溶接部の冷却過程において強力なフェライト変態核となるTiC やTiN 等を鋼中に分散析出させ、溶接熱影響部の組織のフェライト微細化に大きく寄与する。Ｔｉ含有量が0.01％未満ではこの効果がなく、また1.0 ％を越えてもその効果は飽和し経済的ではない。ただ、前記鋼材表面に生成した錆を、好ましくは、後述するＸ線回折法により求めた非晶質成分の分率が30wt％以上で、β－FeOOH 成分の分率が20wt％以下であるなど、鋼材表面に生成した錆を緻密なものにし、鋼材を塩分腐食環境下でも、塗装無しで使用できる耐食性を有するためには、好ましくは0.05％以上含有することが好ましい。またＴｉが0.5 ％を越えると鋼の脆化が問題となる場合もあり、前記した通り経済的でもない。したがって、Ｔｉ含有量は0.01～0.5 ％の範囲とする。
【００３１】
また、Ｔｉを鋼板の耐孔あき耐食性の向上のために添加することも、特開平７　－１９７１８７９　号や特公平７　－１１０５８　号、あるいは特開平３　－２５３５４１号公報などで提案されている。しかし、これらは主として自動車用などの極低Ｃ　鋼を対象にしたものであり、チッピング等の鋼材の塗装皮膜が損傷した際の、鋼母材の孔あき腐食発生を防止しようとするものである。したがって、本発明の無塗装で使用される鋼材表面の全面腐食を抑制する耐候性とは、対象とする鋼板用途や目的とする耐食性内容やメカニズムが相違し、本発明におけるＴｉを前記「安定さび層」の形成促進元素として用いる技術思想は無い。
【００３２】
Ｃａは、耐食性をより向上させる元素であり、また溶接性の向上効果も有する。Ｃａの耐食性向上の作用の１　つは、耐食性に有害なＳを固定して、鋼マトリックスを清浄化することである。また、更に他の作用として、鋼中に微量固溶したＣａが鋼表面やミクロ的な欠陥部での腐食進行過程において、鉄の腐食反応に伴い微量溶解してアルカリ性を呈する。したがって、腐食　（アノード）　先端部の溶液ｐＨ緩衝効果を有し、腐食先端部での腐食を抑制する効果を有する元素である。これらは、前記Ｃｒのような溶解時にｐＨを下げる元素の作用とは全く逆の作用を持っている。したがって、ＣａをＴｉと併用すると、本発明のＣｒの低減効果やＴｉなどの「安定さび層」の形成促進効果と合わせ、裸耐候性などの耐食性向上の相乗効果が生じる。この相乗効果は、Ｃａの含有量が０．０００１％未満ではこの効果が発揮されないが、過度に含有しても、その効果は飽和し、経済的ではない。特にＣａは、過度に含有されると、鋼の清浄度を悪くし、耐候性鋼材の製造時、特に製鋼中の炉壁を損傷する可能性も有している。したがって、Ｃａの含有量は０．０００１～０．０１％の範囲とする。
【００３３】
Ｓが０．０２％を越えて含有量されると、腐食の起点となるＦｅＳ　、ＭｎＳ　が鋼中に多量に生成して、裸耐候性などの耐食性劣化を招くおそれがある。また、前記した通り、Ｎｉを過剰に含有した場合に、Ｓとの反応により、溶接金属の粒界に低融点のＮｉＳ化合物を析出させ、凝固金属の粒界の延性を劣化させやすくなる。この点、Ｓ含有量を０．０２％以下とすれば、前記低融点のＮｉＳ化合物を析出させずに、Ｎｉをより多量に含有することが可能になる。例えば、Ｓが０．０２％を越えた場合には、Ｎｉの上限値は３．０％とすべきであるが、Ｓ含有量を０．０２％以下とすることにより、前記した通り、Ｎ

ｉを６．０　％まで含有することが可能となる。したがって、Ｓ含有量は０．０２％以下、好ましくは０．０１％以下、更に好ましくは０．００５　％以下の範囲とする。

【００３４】

更に、本発明では、鋼材の炭素当量Ａ　（％）　を０．２０以下　［但し、炭素当量Ａ　＝Ｃ　＋Ｓｉ／２２　＋Ｍｎ／６＋Ｐ／１０－Ｃｕ／２０　－Ｎｉ／１５　＋Ｃｒ／２－Ｔｉ／２－Ｃａ－Ａｌ／３５（％）］　と低く規定する。これは、特に少数主桁橋梁などの構造物用の鋼材の優れた耐候性とともに、板厚が厚くても溶接性を確保するためである。より具体的には、５０ｍｍ厚み以上、あるいは更に８０ｍｍ厚み以上の厚板でも、予熱なしに、しかも溶接割れ等の溶接不良を生じないで、入熱量５ＫＪ／ｍｍ以上、場合によって１００　乃至３００ＫＪ／ｍｍ以上の大入熱溶接などの高効率溶接施工を可能とする溶接性を確保するためである。この鋼の低炭素当量化は、鋼マトリックスの焼入れ性を低下させ、溶接時の溶接熱影響部の組織のフェライトの微細化にも有効である。したがって、鋼材の炭素当量Ａ　（％）　が０．２０を越えた場合には、溶接性が悪くなり、５０ｍｍ厚み以上の厚板で、予熱なしに入熱量５ＫＪ／ｍｍ以上の大入熱溶接などの高効率溶接施工ができなくなり、本発明が特に対象とする少数桁橋梁用途には使用できなくなる。

【００３５】

なお、５０ｍｍ厚み以上、あるいは更に８０ｍｍ厚み以上の厚板の前記溶接性を確実に確保乃至より溶接性を向上させるために、鋼材の厚みが５０ｍｍ厚み以上の場合には前記炭素当量Ａ　（％）　を０．１９以下とする、鋼材の厚みが８０ｍｍ以上の場合には前記炭素当量Ａ　（％）　を０．１８以下とすることが好ましい。更に鋼材の厚みが１００ｍｍ　以上の場合には前記炭素当量Ａ　（％）　を０．１６以下とすることがより好ましい。

【００３６】

通常、鋼材の溶接性は、板厚によって大きく変わり、板厚が大きいほど溶接性が悪くなる。また、鋼材の耐候性と溶接性も往々にして相矛盾する課題であり、合金元素を添加して耐候性を向上させようとすると、溶接性が犠牲になる。しかし、本発明では主として耐候性の観点からＣｒ、Ｐを低減しているが、これが溶接性を向上させる結果にもつながっており、前記相矛盾する課題である鋼材の耐候性と溶接性とを共に改善向上させている。

【００３７】

本発明における、前記炭素当量Ａ　は、日本溶接工業規格の炭素当量Ｃｅｑ　［　炭素当量Ｃｅｑ＝Ｃ　＋Ｓｉ／２４　＋Ｍｎ／６＋Ｃｒ／５＋Ｍｏ／４＋Ｎｉ／４０　＋Ｖ／１４（％）］に基づき、本発明独自の前記炭素当量Ａ　として設定している。これは、本発明の成分組成範囲内外の鋼材について試験し、裸耐候性と溶接性の両方から評価した結果、各含有元素の作用が、従来の炭素当量Ｃｅｑ　の考え方と異なる部分があり、本発明の成分組成範囲内の鋼について、裸耐候性と溶接性とを兼備させるために、これを改良する必要があることを知見したためである。例えば、Ｃｕ、Ｎｉは、従来の炭素当量Ｃｅｑ　では溶接性を阻害する元素であるが、本発明では、裸耐候性の向上に寄与するとともに、逆に溶接性を改善する効果もある。また、Ｔｉ、Ｃａ、Ａｌは、従来の炭素当量Ｃｅｑ　では考慮されていないが、溶接性を改善する効果もある。更に、Ｐ　も、従来の炭素当量Ｃｅｑ　では考慮されていないが、溶接性を阻害する。したがって、本発明では、これらの元素の裸耐候性と溶接性の両方の作用を加味して、前記炭素当量Ａ［但し、炭素当量Ａ　＝Ｃ　＋Ｓｉ／２２　＋Ｍｎ／６＋Ｐ／１０－Ｃｕ／２０　－Ｎｉ／１５　＋Ｃｒ／２－Ｔｉ／２－Ｃａ－Ａｌ／３５（％）］　を規定した。

【００３８】

次に本発明鋼材の選択添加元素について説明する。

Ａｌは、鋼表面に生成するさびを緻密化して、「安定さび層」の形成を促進し、裸耐候性を向上させる効果を有する。また溶接性の向上効果も有する。この裸耐候性を向上効果はＴｉと複合添加することにより一層増す。したがって、本発明鋼材の裸耐候性などの耐食性をより一層向上させる場合には、Ａｌを０．０５～０．５０％の範囲で含有させる。また、Ａｌは、溶鋼の脱酸元素として、固溶酸素を捕捉するとともに、ブローホールの発生を防止して、鋼の靱性の向上のためにも有効な元素である。Ａｌ含有量が０．０５％未満

では、これらの十分な効果が得られず、一方、Ａｌ含有量が０．５０％を超えても、裸耐候性などの耐食性向上効果は飽和し、逆に、溶接性を劣化させたり、アルミナ系介在物の増加により鋼の靱性を劣化させる。

【００３９】

Ｌａ、Ｃｅ、Ｍｇは、裸耐候性などの耐食性をより向上させる観点から選択的に含有させる。これらの元素は、鋼表面やミクロ的な欠陥部での腐食進行過程において、鉄の腐食反応に伴い微量溶解してアルカリ性を呈する。したがって、腐食（アノード）先端部の溶液ｐＨ緩衝効果を有し、腐食先端部での腐食を抑制する効果を有する元素である。これらは、前記Ｃｒのような溶解時にｐＨを下げる元素の作用とは全く逆の作用を持っている。したがって、本発明の、Ｃｒの低減効果やＴｉなどの「安定さび層」の形成促進効果と、併用すると、より一層の裸耐候性などの耐食性向上の相乗効果が期待できる。この相乗効果は、Ｌａ、Ｃｅ、Ｍｇの内１種含有していれば発揮されるし、勿論２種以上を含有しても良い。そして、各々の含有量が０．０００１％未満ではこの効果が発揮されないが、過度に含有しても、その効果は飽和し経済的ではないし、鋼の機械的性質も悪くする。したがって、各々の含有量は、Ｌａ：０．０００１～　０．０５　％、Ｃｅ：０．０００１～　０．０５　％、Ｍｇ：０．０００１～０．０５％の範囲とする。

【００４０】

また、本発明で、より好ましい条件として規定する鋼材表面に生成した錆の、Ｘ線回折法による非晶質度は、耐候性鋼材表面のさびが、緻密な「安定さび層」で、鋼材の耐食性を、１年間大気暴露（週　１回の５％塩水散布を含む）後の鋼材の平均板厚減少量が０．８ｍｍ　以下、より好ましくは０．５ｍｍ　以下とするさびであるかどうかの重要な目安となる。そして、緻密な「安定さび層」か否かの目安としてさびの非晶質度（非晶質度合い）が重要となる。即ち、鋼材表面に生成する鉄さびの主要な成分は、α－ＦｅＯＯＨ、β－ＦｅＯＯＨ、γ－ＦｅＯＯＨ　およびFe_3O_4　の結晶性のさびと、非晶質のさびとの５　種類からなる。この内、非晶質のさびは、緻密な「安定さび層」を形成し、鋼材の長期の裸耐候性を保障する。したがって、鉄さび中の非晶質のさびの割合（非晶質度）が高いほど、また、結晶性のさび成分の内でも特に腐食を促進しやすいβ－ＦｅＯＯＨ　の割合が少ないほど、緻密な「安定さび層」と言える。

【００４１】

そこで、この非晶質度を測定する手段として、「腐食防食　９５　Ｃ　－３０６（３４１～３４４　頁）」の「粉末Ｘ　線回折法による鉄錆成分の定量化およびその応用」に開示された粉末Ｘ　線回折法が有効である。この文献では耐候性鋼材を対象に粉末Ｘ　線回折法により、鋼材表面の前記鉄さび成分の定量化を試み、鉄さび中の非晶質のさびの割合（非晶質度）が高いほど、緻密な「安定さび層」となる耐食性改善モデルを裏付けている。そして、より具体的な粉末Ｘ　線回折法として、同文献では、内部標準として一定重量比のCaF_2あるいはＺｎＯ　などを鋼材から採取したさび試料に混合し粉末化したものを通常のＸ　線回折法により同定し、前記５　種類のさびの各々の固有の回折ピークの積分強度比と、予め求めた各々のさび成分の検量線から、各々の結晶性のさび成分の定量化を行い、さびの合計量からこれら各々の結晶性のさび成分量を差し引いて非晶質成分の割合を算出している。これは、非晶質成分自体の回折ピークの積分強度比が求めにくく、定量化しにくいためである。

【００４２】

因みに、同文献にも開示されている通り、Ｘ　線回折法以外の、赤外分光分析法などの他の分析法では、さび成分の定性的な分析は可能であるものの定量的な分析は困難であり、さび成分の確率された定量分析法が無い。したがって、本発明で言う鋼材表面のさびの非晶質度とは、このＸ　線回折法、特に前記文献に開示された粉末Ｘ　線回折法により定量的に測定したものを言う。

【００４３】

本発明では、鋼材表面のさびを、裸耐候性が優れ、鋼材の裸使用が可能な、緻密な「安定さび層」とするために、このＸ線回折法により求めた鋼材表面のさびの非晶質成分の分率

が３０ｗｔ％以上で、β－ＦｅＯＯＨ　成分の分率が２０ｗｔ％以下と規定する。さびの非晶質成分の分率が３０ｗｔ％未満、およびβ－ＦｅＯＯＨ　成分の分率が２０ｗｔ％を越える場合には、前記α－ＦｅＯＯＨ　、β－ＦｅＯＯＨ　、γ－ＦｅＯＯＨ　およびＦｅ$_3$Ｏ$_4$　の結晶性のさび成分が多くなり、鋼材表面のさびが緻密な「安定さび層」を形成していないので、鋼材の無塗装使用などの優れた裸耐候性を保証出来なくなる。また、より裸耐候性を向上させ、鋼材の裸使用をより確実に補償するために、鋼材表面のさびの非晶質成分の分率が４０ｗｔ％以上で、β－ＦｅＯＯＨ　成分の分率が１０ｗｔ％以下とすることがより好ましい。

【００４４】

本発明の緻密な「安定さび層」を形成する方法について、本発明鋼材は、特に積極的に処理せずとも、また、塩水や融雪塩が飛来するなどの塩分腐食環境下であっても、橋梁などの構造材として使用中に、緻密な「安定さび層」が生成する点が、大きな利点である。しかし、確実な裸耐候性などの耐食性を保障する品質保証の観点から、鋼材を製造後、必要により酸洗等の前処理を施した後、酸化ポテンシャルを制御したガスなどの雰囲気中で熱処理する、あるいは、燐酸塩やクロメートや酸化剤などの薬剤により化学的に表面処理し、鋼材の製造過程中で生成しているさびを非晶質化するなどの処理を行って、積極的に緻密な「安定さび層」を形成しても良い。通常、この種の鋼の無塗装使用乃至裸使用とは、防錆塗料などの塗り替え塗装が施されないで使用される意味であり、鋼表面が完全な裸の状態で使用される場合のみではなく、前記燐酸塩やクロメートや酸化剤などの薬剤によるさび流出の防止処理や簡易塗装剤により表面処理される場合を含む。したがって、本発明で言う無塗装使用乃至裸使用の意味も、鋼表面が完全な裸の状態で使用される以外に、前記表面処理される場合を含んでいる。

【００４５】

したがって、前記鋼材表面のさびの非晶質度合いを求める対象鋼材としては、例えば実際に橋の構造材として使用される前の鋼材であっても、あるいは、１　年間大気暴露　（週１回の塩水散布を含む）　した鋼材であっても、また実際に橋の構造材として使用された後の鋼材であっても良い。

【００４６】

更に、本発明の鋼材組織については、基本的にはフェライト＋パーライトの混合組織であるが、例えば橋梁の構造材としての必要強度３９０　～６３０Ｎ／ｍｍ^2 級、乃至それ以上の強度や靱性を確保し、また、優れた裸耐候性を有するためには、フェライト量が９０％以上であることが好ましい。フェライト量が多くなり、鋼組織がフェライト相単層に近づくほど、鋼組織自体がミクロ電池を作りにくく、裸耐候性などの耐食性が向上する。したがって、鋼材組織は、９５％以上のフェライト量とするのがより好ましい。

【００４７】

次に、本発明鋼材の製造方法を説明する。本発明鋼材は、通常の厚鋼板の製造方法により製造可能である。即ち、鋼の連続鋳造や造塊法による溶製後、分塊圧延乃至熱間鍛造や、厚板圧延などの熱間加工を行い、所定の製品板厚に製造される。なお、これら熱間加工条件や熱間加工後の冷却や熱処理の条件は、鋼材の、例えば橋梁の構造材としての、３９０　～６３０Ｎ／ｍｍ^2 級乃至それ以上の強度などの機械的性質の要求や仕様に応じて、適宜決定される。したがって、通常の熱間加工の他に、溶接性を保障する低合金化乃至低炭素当量化を確保した上で、前記強度等の機械的性質を確保し、本発明の鋼材組織を、好ましくはフェライト量が９０％以上とするために、熱間加工後の加速冷却などの強制冷却や制御圧延が施されても良い。また、熱間加工後の熱処理も、必要により、圧延オンラインでの直接焼入れ（ＤＱ）やオフラインでの焼入れ焼戻し（ＱＴ）などが適宜施される。

【００４８】

【実施例】

次に、以上説明した本発明鋼材の各要件の意義について、実施例を挙げて説明する。表１　、２　に示す化学成分、炭素当量などを有する鋼塊を各々溶製し、これら鋼塊を熱間圧延後加速冷却による強制冷却して厚鋼板を製造した　（表１　、２　の内、比較例Ｎｏ．

３の板厚は１６ｍｍで、比較例Ｎｏ．１、２　、４　～７　、３０の板厚は３０ｍｍ、本発明例の板厚は全て５０ｍｍとした）　。これらの厚板について、週１　回の塩水散布を含む１　年間の大気暴露試験を行い、その長期耐久性を評価した。その結果を表３　に示す。なお、塩水噴霧試験等の比較的短期間の腐食促進試験があるなかで、あえて１　年間の大気暴露試験を行ったのは、本発明鋼材の用途が、特に塩分腐食環境下の橋梁等の構造材であるため、この実際の使用条件下の腐食に適合した試験でないと、正確な評価ができないためである。

【００４９】

表３　において、１　年間の大気暴露試験の条件は、実際の塩分腐食環境下に合わせて、週　１回の５％塩水散布を行い、供試材は南向き、水平に対し３０°の傾斜で設置した。この大気暴露試験の後、供試材の鋼材の外観評価、平均板厚減少量、鋼材表面の生成さびの非晶質度を各々測定し、総合評価（　◎○△×）　を行った。なお、表３　において、非晶質のさび成分の分率はＡ　：０～３０ｗｔ％　、Ｂ：３１～４０ｗｔ％　、Ｃ：４０ｗｔ％　以上で示している。

【００５０】

具体的な評価試験の方法は、供試材の鋼材の平均板厚減少量は、大気暴露試験の前後での供試材の平均板厚をマイクロメーターで測定し、密度を考慮して平均板厚減少量（ｍｍ）を算出した。また、非晶質度を測定する手段としては、前記「腐食防食　９５　Ｃ　－３０６（３４１　～３４４　頁）　」に開示された粉末Ｘ　線回折法により行い、内部標準として一定重量比のＺｎＯ　を鋼材から採取したさび試料に混合し粉末化したものをＸ　線回折法により同定し、前記α－ＦｅＯＯＨ　、β－ＦｅＯＯＨ　、γ－ＦｅＯＯＨ　およびFe_3O_4　の５　種類の結晶性さびの各々の固有の回折ピークの積分強度比と、予め求めた各々のさび成分の検量線から、各々の結晶性のさび成分の定量化を行い、さびの合計量からこれら各々の結晶性のさび成分量を差し引いて非晶質成分の割合（％）　を算出した。

【００５１】

また、表１　、２　に示す供試鋼材の一部　（比較例Ｎｏ．１～３　、発明例Ｎｏ．２４）を、熱間圧延後加速冷却乃至直接焼入れして、１６～１００ｍｍ　まで板幅および強度を変えた厚板とした。これらの鋼板を基本的に予熱すること無しに大入熱溶接し、溶接部について、高温割れ、低温割れ、引張強さ（Ｎ／mm^2）　、靱性、外観を評価し総合評価　（◎○△×）　を行った。これらの結果を表４　に示す。特に発明例鋼材Ｎｏ．２４　は、板厚と引張強さを種々変えたものを７　例準備して試験した。大入熱溶接は、入熱量３５ＫＪ／ｃｍ　のサブマージアーク溶接法により行った。具体的な評価試験の方法と条件は、供試鋼材の高温割れ率は、ＪＩＳ　規格で制定されているＣ　型ジグ拘束突き合わせ溶接割れ試験　（高温割れ試験）　で行った。供試鋼材の低温割れは、ＪＩＳ　規格で制定されている斜めＹ　型拘束突き合わせ溶接割れ試験　（低温割れ試験）　にて割れの発生を防止できる供試材の予熱温度で評価した。靱性は、溶接継手ボンド部の－４０℃における吸収エネルギーｖＥ－４０（Ｎ／mm^2）で評価している。なお、表１　、２　の供試鋼材のＮｏ．（　表の略号）　は、各々表３　、４　のＮｏ．　（　表の略号）　に対応している。

【００５２】

以下に、表１　、２　の供試鋼材について、表３　、４　を用いて評価結果を説明する。表１　のＮｏ．１は普通鋼、Ｎｏ．２、３　は従来の耐候性鋼の各々比較例であり、Ｃｒ量、Ｐ　量が本発明範囲よりも高くはずれており、Ｔｉの含有も無い。このため、表３　に示す通り、いずれもさびの非晶質度が悪く（Ａ）　、鋼材表面の外観評価が悪く、平均板厚減少量も１ｍｍ　以上と大きく裸使用での耐候性が劣っている。更にこれらは本発明の炭素当量Ａ　が０．２０を越えており、表４　に示す通り溶接性も悪い。具体的には、１６～３０ｍｍの比較的板厚の小さい厚板のレベルでも、高温割れ率はまだしも、予熱なしでは低温割れが生じ、この割れの発生を防止するための予熱が必要である。更に、溶接継手ボンド部の靱性も極端に低い。

【００５３】
また、表１　の比較例Ｎｏ．４はＣ　量が、比較例Ｎｏ．７はＣｒ量やＰ　量が、各々本発明範囲よりも高くはずれており、Ｔｉの含有も無く、いずれも鋼材表面のさびの非晶質度が悪い（Ａ）　。したがって、表３　に示す通り、平均板厚減少量も１．３７ｍｍと大きく、鋼材の裸使用で必要な裸耐候性が劣っている。更に表１　の比較例Ｎｏ．５、６はＰ　量が本発明範囲よりも高くはずれており、Ｔｉの含有も無く、いずれも鋼材表面のさびの非晶質度が悪い（Ａ）　。したがって、表３　に示す通り、平均板厚減少量も１．４４～１．７９ｍｍと大きく、裸使用での耐候性が劣っている。また、これら比較例Ｎｏ．４～７　は、本発明の炭素当量Ａ　が０．２０を越えており、比較例Ｎｏ．１～３　と同様に溶接性も劣る。更に、比較例Ｎｏ．３０　は、表１　に示す通り、Ｓ　量が本発明範囲よりも高くはずれており、Ｎｉ量も比較的高く、熱間圧延中に高温脆化割れを起こしたため、製造できなかった。

【００５４】
これに対し、表１　、２　の発明例Ｎｏ．８～２９は、選択的添加元素としてＡｌを含むＮｏ．１５　、１７、２２～２５、Ｃｅ、Ｌａを含むＮｏ．２０　、２１、Ｍｇを含むＮｏ．２６　、或いはＮｉ量が比較的高いＮｏ．２７　～２９を含めて、表３　に示す通り、さびの非晶質度が良く（Ｂ～Ｃ）、このため鋼材表面に緻密な「安定さび層」が形成され、外観評価も良く、平均板厚減少量も０．８ｍｍ　以下と小さく、裸使用での耐候性が優れている。そして、特に本発明例の中でも、Ｃｒ量やＰ　量が低い場合でも、Ｔｉ量が０．０５％　以上と多い発明例Ｎｏ．１０　～１２、１７、１９～２１、２３の方が、Ｔｉ量が０．０４％　以下の発明例Ｎｏ．１３　、１４よりも裸耐候性が優れている。そして、本発明例の中でも、Ｃｒ量が比較的高いＮｏ．８、９　、１５、１６、１８、２２の方が、Ｃｒ量がより低い（　分析結果はトレース）　他の本発明例Ｎｏ．１０　～１２、１７、１９～２１、２３～２６よりも、さびの緻密度　（非晶質度）　が劣り（Ｂ、Ｃ）、裸耐候性が劣っている。したがって、本発明におけるＣｒ量やＰ　量の規制とＴｉ含有の重要性が裏付けられる。また、Ｎｉ量が比較的高い発明例Ｎｏ．２７　～２９も、Ｓ　量が低いために、熱間圧延中に高温脆化割れを起こすことなく製造することができ、かつ特性も他の発明例と同様に良好であった。なお、表３　において明示していないが、比較例Ｎｏ．１～７　の鋼材表面のさびは、いずれもβ－ＦｅＯＯＨ　の結晶性さび成分の割合（　分率）　が２０ｗｔ％　を越えているのに対し、発明例Ｎｏ．８～２６は、いずれもβ－ＦｅＯＯＨ　の結晶性さび成分の割合が２０ｗｔ％　以下である。

【００５５】
また、表４　から明らかな通り、表１　の発明例鋼材Ｎｏ．２４　は、５０～１００ｍｍ　の比較的板厚の大きい厚板のレベルでも、また６１０　～６３０Ｎ／ｍｍ^2 級の比較的強度の高い鋼板でも、溶接性に優れている。具体的には、高温割れも無く、低温割れ防止予熱温度が２５℃以下であり、予熱なしでも大入熱溶接が可能であることが分かる。更に、比較例に比して、強度も高く溶接継手ボンド部の靱性も著しく高い。

【００５６】
図１　に、表１　、２　のＮｏ．１～２５の供試材の、本発明で規定する炭素当量Ａ　と溶接性との関係を整理した結果を示す。図１　において、●印は表３　、４　の裸耐候性や溶接性を含めた総合評価が悪いことを示し、○印はこの総合評価が良いことを示している。図１　から明らかな通り、本発明で規定する炭素当量Ａ　が０．２０の点で、溶接性の良し悪しが別れ、本発明で規定する炭素当量Ａ　が０．２０以下である点に臨界的意義があることが分かる。

【００５７】
また、表１　、２　のＮｏ．１、２　、１７の供試材鋼表面に予めさびを形成するとともに、さび成分の内、特にβ－ＦｅＯＯＨ　の結晶性のさびと、非晶質のさびとの成分割合を前記酸化ポテンシャルを制御した熱処理により変えて積極的に非晶質のさびを設けた鋼材の裸耐候性について、各々のさびを形成した鋼材を　１年間大気暴露　（週　１回の５％塩水散布を含む）　後の鋼材の平均板厚減少量で評価した結果を、表５　に示す。なお

、表５　において、非晶質のさび成分の分率はＡ　：０～３０ｗｔ％　、Ｂ：３１～４０ｗｔ％　、Ｃ：４０ｗｔ％　以上で示し、β－ＦｅＯＯＨ　の結晶性のさび成分の分率はＡ　：２０ｗｔ％以上、Ｂ：１０～２０ｗｔ％　、Ｃ：１０ｗｔ％　以下で示し、鋼材の平均板厚減少量は○：０．５ｍｍ以下、△：０．５～０．８ｍｍ　、×：０．８ｍｍ以上で示している。

【００５８】

表５　から明らかな通り、表５　のテストＮｏ．１～６　の比較例では、β－ＦｅＯＯＨ　の結晶性のさびの割合　（分率）　にかかわらず、非晶質のさび成分の割合が３０ｗｔ％　未満のために、鋼材の平均板厚減少量が０．８ｍｍ　を越えている。これに対し、テストＮｏ．７～１２の発明例は、全て非晶質のさび成分の割合が３０ｗｔ％　以上であるために、鋼材の平均板厚減少量が０．８ｍｍ　以下となっている。ただ、β－ＦｅＯＯＨ　の結晶性のさびの割合が２０ｗｔ％　を越えるテストＮｏ．７の発明例は鋼材の平均板厚減少量が０．５　～０．８ｍｍ　であり、β－ＦｅＯＯＨ　の結晶性のさびの割合が２０ｗｔ％　以下の他の発明例の鋼材の平均板厚減少量が０．５ｍｍ　以下であるのに比して、裸耐食性が若干劣っている。したがって、この結果から、本発明のより好ましい条件である鋼表面のさびの非晶質化と、β－ＦｅＯＯＨ　の結晶性のさびの抑制が、裸耐候性の点から重要であることが分かる。

【００５９】

更に、表１　、２　のＮｏ．１、２　、１２、１７の供試材鋼の組織のフェライト量を変えたものの裸耐候性について、鋼材を　１年間大気暴露　（週　１回の塩水散布を含む）　後の鋼材の平均板厚減少量で評価した結果を、表６　に示す。なお、表６　において、鋼材の平均板厚減少量は、表５　と同様、○：０．５ｍｍ以下、△：０．５～０．８ｍｍ　、×：０．８ｍｍ以上で示している。表５　から明らかな通り、表５　のテストＮｏ．１～６　の比較例は全て鋼材の平均板厚減少量が０．８ｍｍ　を越えており、裸耐候性に劣る。特にテストＮｏ．１、２　の比較例では、フェライト量が９０％以上であるにもかかわらず、鋼材の平均板厚減少量が０．８ｍｍ　を越えており、これは、用いた供試材Ｎｏ．１、２（表１）の鋼材のＰやＣｒの含有量が高く、本発明の範囲を上限にはずれているためである。一方、テストＮｏ．７～１２の発明例では、フェライト量が９０％以上であるテストＮｏ．８、９　、１１、１２の発明例では鋼材の平均板厚減少量が０．５ｍｍ　以下であるのに比して、フェライト量が９０％未満であるテストＮｏ．７の発明例では平均板厚減少量が０．５　～０．８ｍｍ　であり、裸耐候性の向上に対しては、フェライト量が９０％以上の方が有利であることが分かる。

【００６０】

【表１】

略号	区分	鋼材の化学成分 (mass%)													炭素当量A(%)
		C	Si	Mn	Cu	Ni	P	Cr	Ti	Al	Ca	Ce	La	S	
1	比較例	0.09	0.21	0.60	0.01	0.01	0.031	0.03	—	0.026	—	—	—	0.003	0.22
2	比較例	0.10	0.20	0.65	0.36	0.21	0.030	0.46	—	0.024	—	—	—	0.003	0.42
3	比較例	0.10	0.43	0.44	0.35	0.36	0.130	0.67	—	0.033	—	—	—	0.003	0.50
4	比較例	0.48	0.19	0.68	0.40	0.35	0.019	—	—	0.280	—	—	—	0.003	0.55
5	比較例	0.11	0.22	0.66	0.34	0.23	0.129	—	—	0.022	—	—	—	0.004	0.21
6	比較例	0.10	0.23	0.61	—	—	0.030	—	—	0.035	—	—	—	0.003	0.21
7	比較例	0.12	0.18	0.60	0.32	0.17	0.032	0.98	—	0.032	—	—	—	0.004	0.69
8	発明例	0.12	0.20	0.60	0.34	0.23	0.020	0.03	0.10	0.026	0.001	—	—	0.003	0.16
9	発明例	0.12	0.20	0.59	0.35	0.23	0.020	0.01	0.09	0.024	0.001	—	—	0.003	0.14
10	発明例	0.10	0.21	0.61	0.36	0.22	0.020	—	0.15	0.030	0.001	—	—	0.003	0.10
11	発明例	0.10	0.20	0.60	0.36	0.23	0.020	—	0.12	0.028	0.001	—	—	0.003	0.12
12	発明例	0.10	0.22	0.59	0.35	0.24	0.020	—	0.08	0.031	0.001	—	—	0.003	0.13
13	発明例	0.10	0.20	0.59	0.34	0.23	0.020	—	0.04	0.030	0.001	—	—	0.003	0.16
14	発明例	0.09	0.21	0.60	0.35	0.22	0.020	—	0.02	0.024	0.001	—	—	0.003	0.16

炭素当量Aは、A=C +Si/22 +Mn/6+P/10−Cu/20 −Ni/15 +Cr/2−Ti/2−Ca−Al/35 (%)で規定される。

【００６１】
【表２】

略号	区分	鋼材の化学成分（mass%）													炭素当量A（%）
		C	Si	Mn	Cu	Ni	P	Cr	Ti	Al	Ca	Ce	La	S	
15	発明例	0.08	0.26	0.67	0.36	0.21	0.020	0.03	0.08	0.500	0.001	—	—	0.002	0.13
16	発明例	0.06	0.26	0.62	0.34	0.23	0.020	0.03	0.10	0.200	0.001	—	—	0.003	0.10
17	発明例	0.06	0.26	0.62	0.34	0.23	0.020	—	0.15	0.500	0.001	—	—	0.003	0.05
18	発明例	0.09	0.21	0.60	0.32	0.21	0.020	0.03	0.09	0.030	0.010	—	—	0.003	0.13
19	発明例	0.09	0.22	0.62	0.32	0.22	0.020	—	0.08	0.028	0.010	—	—	0.003	0.12
20	発明例	0.09	0.21	0.59	0.32	0.23	0.020	—	0.09	0.030	0.010	0.010	—	0.003	0.11
21	発明例	0.09	0.22	0.61	0.33	0.21	0.020	—	0.10	0.030	0.010	0.010	0.010	0.003	0.11
22	発明例	0.09	0.20	0.67	0.30	0.23	0.020	0.03	0.10	0.500	0.010	—	—	0.003	0.13
23	発明例	0.09	0.23	0.61	0.36	0.22	0.020	—	0.08	0.500	0.010	—	—	0.003	0.11
24	発明例	0.04	0.30	0.70	0.30	0.20	0.020	—	0.09	0.050	0.010	—	—	0.003	0.09
25	発明例	0.04	0.30	0.70	0.30	0.20	0.020	—	0.08	0.200	0.010	—	—	0.003	0.09
26	発明例	0.09	0.22	0.62	0.32	0.22	0.020	—	0.08	0.028	0.010	Mg0.01	—	0.003	0.12
27	発明例	0.12	0.35	0.70	0.10	1.05	0.019	0.01	0.06	0.015	0.010	—	—	0.003	0.14
28	発明例	0.13	0.40	0.60	0.15	2.90	0.015	0.04	0.04	0.020	0.009	—	—	0.004	0.05
29	発明例	0.12	0.50	0.85	0.30	5.05	0.028	0.04	0.05	0.019	0.008	—	—	0.002	0.05
30	比較例	0.10	0.25	0.70	0.40	4.20	0.025	0.02	0.07	0.020	0.009	—	—	0.025	—

炭素当量Aは、A=C +Si/22 +Mn/6+P/10−Cu/20 −Ni/15 +Cr/2−Ti/2−Ca−Al/35 （%）で規定される。

【００６２】

【表３】

略号	区分	板厚減少量(mm)	非晶質度	総合評価
1	比較例	1.89	A	×
2	比較例	1.28	A	×
3	比較例	1.05	A	×
4	比較例	1.37	A	×
5	比較例	1.44	A	×
6	比較例	1.79	A	×
7	比較例	1.18	A	×
8	発明例	0.78	B	△
9	発明例	0.65	B	○
10	発明例	0.34	C	◎
11	発明例	0.36	C	◎
12	発明例	0.41	C	◎
13	発明例	0.51	B	○
14	発明例	0.68	B	○
15	発明例	0.51	B	○
16	発明例	0.58	B	○
17	発明例	0.40	C	◎
18	発明例	0.56	B	○
19	発明例	0.38	C	◎
20	発明例	0.37	C	◎
21	発明例	0.34	C	◎
22	発明例	0.50	B	○
23	発明例	0.32	C	◎
24	発明例	0.30	C	◎
25	発明例	0.31	C	◎
26	発明例	0.37	C	◎
27	発明例	0.29	C	◎
28	発明例	0.27	C	◎
29	発明例	0.27	C	◎

＊ 非晶質度は、非晶質のさび成分の割合が 0～30% をA 、31～40% をB 、41% 以上をC とした。

【００６３】
【表４】

略号	区分	厚さ（mm）	高温割れ率（%）	低温割れ防止予熱温度（℃）	引張強さ（N/mm²）	vE-40（N/mm²）	総合評価
1	比較例	30	0	100	510	49	×
2	比較例	30	0	125	520	20	×
3	比較例	16	10	25	510	10	×
24	発明例	30	0	≦25	530	176	◎
24	発明例	30	0	≦25	630	179	◎
24	発明例	50	0	≦25	530	181	◎
24	発明例	50	0	≦25	610	180	◎
24	発明例	80	0	≦25	530	196	◎
24	発明例	80	0	≦25	620	214	◎
24	発明例	100	0	≦25	520	217	◎

【００６４】
【表５】

テストNo.	供試材No.	区分	非晶質度	β錆割合	板厚減少
1	1	比較例	A	A	×
2	1	比較例	A	B	×
3	1	比較例	A	C	×
4	2	比較例	A	A	×
5	2	比較例	A	B	×
6	2	比較例	A	C	×
7	17	発明例	B	A	△
8	17	発明例	B	B	○
9	17	発明例	B	C	○
10	17	発明例	C	A	○
11	17	発明例	C	B	○
12	17	発明例	C	C	○

＊非晶質度は、非晶質さび成分が0 ～30% をA 、31～40% をB 、41% 以上をC とした。
＊β錆割合は、β－FeOOH が20% 以上をA 、10～20% をB 、10% 以下をC とした。
＊板厚減少は、0.8mm 以上を×、0.5 ～0.8mm を△、0.5mm 以下を○とした。

【００６５】
【表６】

ﾃｽﾄNo.	供試材No.	区分	ﾌｪﾗｲﾄの割合(%)	板厚減少
1	1	比較例	82	×
2	1	比較例	88	×
3	1	比較例	92	×
4	2	比較例	85	×
5	2	比較例	89	×
6	2	比較例	92	×
7	12	発明例	85	△
8	12	発明例	91	○
9	12	発明例	93	○
10	17	発明例	88	△
11	17	発明例	93	○
12	17	発明例	95	○

＊板厚減少は、0.8mm 以上を×、0.5 ～0.8mm を△、0.5mm 以下を○とした。

【００６６】

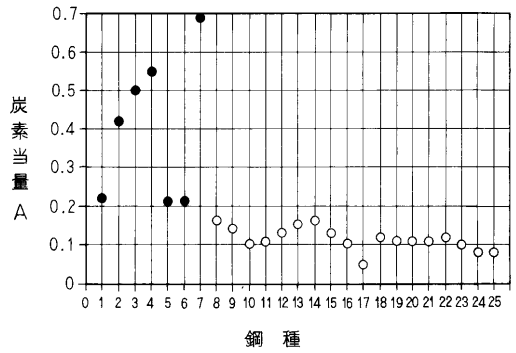
【発明の効果】

本発明によれば、特に塩分腐食環境下の少数主桁橋梁などの構造物として、無塗装で使用可能な優れた裸耐候性を有するとともに、予熱なしで、入熱量5KJ/mm以上の大入熱溶接などの高効率の溶接施工ができる厚板を提供することができる。したがって、特に、この種耐候性が優れた鋼の用途を新規に、しかも大幅に拡大するものであり、工業的な価値は大きい。

【図面の簡単な説明】

【図１】本発明で規定する炭素当量Ａ と鋼材の耐候性や溶接性の総合評価との関係を示す説明図である。

【図１】


炭素当量A
0.7
0.6
0.5
0.4
0.3
0.2
0.1
0
0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20 21 22 23 24 25
鋼種

フロントページの続き

審査官　小川　武

(56)参考文献　特開平０７－１９７１８９（ＪＰ，Ａ）
特開昭６１－２５７４５６（ＪＰ，Ａ）

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