

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5109233号  
(P5109233)

(45) 発行日 平成24年12月26日 (2012.12.26)

(24) 登録日 平成24年10月19日 (2012.10.19)

(51) Int. Cl. F I  
**C 2 2 C 38/00 (2006.01)** C 2 2 C 38/00 3 0 2 H  
**C 2 2 C 38/58 (2006.01)** C 2 2 C 38/58

請求項の数 4 (全 20 頁)

(21) 出願番号	特願2005-75778 (P2005-75778)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成17年3月16日 (2005.3.16)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2006-193823 (P2006-193823A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成18年7月27日 (2006.7.27)	(74) 代理人	100080159
審査請求日	平成20年3月12日 (2008.3.12)		弁理士 渡辺 望穂
(31) 優先権主張番号	特願2004-73862 (P2004-73862)	(74) 代理人	100090217
(32) 優先日	平成16年3月16日 (2004.3.16)		弁理士 三和 晴子
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)	(74) 代理人	100108176
(31) 優先権主張番号	特願2004-366770 (P2004-366770)		弁理士 白木 大太郎
(32) 優先日	平成16年12月17日 (2004.12.17)	(72) 発明者	藤澤 光幸
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
		(72) 発明者	加藤 康
			東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量比で、C : 0.007% 以上0.069% 以下、Si : 0.31% 以上0.41% 以下、Mn : 4.42% 以上4.99% 以下、P : 0.1% 以下、S : 0.03% 以下、Cr : 18.81% 以上24.01% 以下、Ni : 0.12% 以上0.63% 以下、N : 0.16% 以上0.42% 以下、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、金属組織中のオーステナイト相分率が30vol% 以上78vol% 以下であるとともに、該オーステナイト相中の (C+N) 含有量が、質量比で、0.28% 以上0.72% 以下であることを特徴とする溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

【請求項 2】

前記オーステナイト相中に含有される成分組成から決定される下記加工誘起マルテンサイト指数Md( )が-30~90以下であることを特徴とする請求項 1 に記載の溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

記

Md( )=551-462C( )-462N( )-9.2Si( )-8.1Mn( )-13.7Cr( )-29Ni( )-29Cu( )  
 ここにC( )、N( )、Si( )、Mn( )、Cr( )、Ni( )、Cu( )はそれぞれオーステナイト相中のC、N、Si、Mn、Cr、Ni、Cuの含有量 (mass%)

【請求項 3】

さらにAl : 0.003% 以上0.1% 以下を含有することを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

【請求項 4】

さらにCu：0.24%以上2.03%以下を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、ステンレス鋼、特に溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼に関する。

【背景技術】

【0002】

ステンレス鋼は耐食性に優れた材料として、自動車用部品、建築用部品、厨房用器具など広い用途で用いられている。このうち、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、強度および耐食性に優れ、海水などの高塩化物環境、油井などの厳しい腐食性環境用の耐食性材料として使用されている。しかし、JISに規定されているSUS 329系フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、高価なNiを4%（質量比、以下同じ）以上含有するため価格が高く、また貴重なNi資源を大量に消費するという問題がある。

10

【0003】

このような問題を解決するために、Ni含有量を低減したフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼が求められており、たとえば特許文献1には、Ni含有量を0.1超1%未満に限定し、オーステナイトの安定性を下記に定義されるIM指数を40～115にとることによって高め、Ni含有量が低くかつ引張り伸びに優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼が開示されている。ここに、 $IM=551-805(C+N)\%-8.52Si\%-8.57Mn-12.51Cr\%-36Ni\%-3.45Cu\%-14Mo\%$ である。

20

【0004】

【特許文献1】特開平11-71643号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

しかし、特許文献1に提案されているフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は溶接部耐食性が劣るという問題がある。すなわち、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は用途に応じて溶接を施された上使用されるものであるため溶接部耐食性が優れていることが必要であるが、特許文献1に提案されている鋼は、Niの低減のためにオーステナイト生成元素であるNを0.1～0.3%の範囲で添加しており、そのため溶接部およびその近傍の熱影響部において高温で固溶したNがクロム窒化物として析出しやすく、クロム欠乏領域が生じて耐食性が劣化するという問題があった。

30

【0006】

本発明は、従来技術にかかるこのような問題を解決し、比較的lowコストで、Ni資源の省資源化を図りながら溶接部耐食性にすぐれたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0007】

本発明に係るフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、質量比で、C：0.007%以上0.069%以下、Si：0.31%以上0.41%以下、Mn：4.42%以上4.99%以下、P：0.1%以下、S：0.03%以下、Cr：18.81%以上24.01%以下、Ni：0.12%以上0.63%以下、N：0.16%以上0.42%以下、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、金属組織中のオーステナイト相分率が30vol%以上78vol%以下であるとともに、該オーステナイト相中の(C+N)含有量が、質量比で、0.28%以上0.72%以下であり、溶接部耐食性に優れる。

40

【0008】

上記オーステナイト相は、その相中に含有される成分組成から決定される下記加工誘起マルテンサイト指数Md( )が-30～90以下であることが好ましい。

記

50

Md( )=551-462C( )-462N( )-9.2Si( )-8.1Mn( )-13.7Cr( )-29Ni( )-29Cu( )  
ここにC( )、N( )、Si( )、Mn( )、Cr( )、Ni( )、Cu( )はそれぞれオーステナイト相中のC、N、Si、Mn、Cr、Ni、Cuの含有量 (mass%)

【0009】

上記フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼はさらにAl:0.003%以上0.1%以下を含有することができる。また、Cu:0.24%以上2.03%以下を含有することができる。なお、ここでいうフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼とはフェライト相及びオーステナイト相を含むステンレス鋼であり、他にマルテンサイト相などを含んでも構わない。

【発明の効果】

【0010】

本発明により、Ni資源の省資源化を図りながら溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼を提供することができる。これにより、海水などの高塩化物環境、油井などの厳しい腐食性環境用の耐食性材料を経済的に製造することができるようになる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0011】

本発明に係るフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼の組成(%)、質量比)は下記のとおりである。

【0012】

C:0.007%以上0.069%以下

Cは強度を高めるために有効な元素であり、0.003%以上含有させることが好ましい。具体的には、後に示す参考例及び実施例(表8~10参照)に基づき、C量を0.007%以上とする。しかし、0.2%を超えると固溶のための熱処理温度が著しく高くなり、経済性を害する。そのため、C量は0.2%以下に制限する。特に、実施例として示した表8,9から分かるように、C含有量が0.110%以下では溶接ビード、熱影響部及び母材のいずれの個所においても溶接部の耐食性にも優れる。しかしながら、C含有量が0.10%以上では、後に示す参考例2から確認できるように耐応力腐食割れ性が著しく劣化する。したがって、本発明におけるC含有量は、実施例に基づき0.069%以下とする。

【0013】

Si:0.31%以上0.41%以下

Siは脱酸材として有効な元素であり、0.01%以上含有させることが望ましい。しかし、その含有量が1.2%を超えると、熱間加工性が劣化するので1.2%以下、好ましくは1.0%以下に制限する。本発明では、これに加え、実施例に基づき0.31%以上0.41%以下に制限する。なお、鋭敏化(粒界のクロム炭化物、クロム窒化物の生成による耐食性の劣化)による耐食性の劣化をさらに抑制するためには、Si含有量を0.4%以下とするのが好ましい。

【0014】

Mn:4.42%以上4.99%以下

Mnは優れた溶接部耐食性を得るために特に重要な元素である。図1は溶接部、熱影響部および母材部を含む溶接材を0.035%(質量比)の塩化ナトリウム溶液中で、100~300mV vs SCEの電位に30min保持したときの腐食の有無とMn含有量との関係を示したグラフである。腐食の有無は、電流値が1mA以上の場合「腐食あり」とし、1mA未満の場合は「腐食なし」と判定した。

【0015】

図1から明らかなように、Mn量が4%以上では溶接材の耐食性が著しく向上することが明らかである。発明者らの見解によれば、この原因は、Mn含有量が4%以上に高められると、クロム窒化物の析出温度が下がり、溶接部および溶接部近傍の熱影響部でのクロム窒化物の生成ひいてはクロム欠乏領域の発生が抑制されるためである。しかしながら、図1から明らかなように、Mn量が12%を超えると優れた耐食性が得られなくなる。これは、Mn含有量が12%を超えると母材部に多数のMnS等の腐食起点が形成されるためであると考え

10

20

30

40

50

られる。これらの知見に加え、後に示す実施例に基づき、本発明ではMn含有量を4.42%以上4.99%以下に制限する。

【0016】

P：0.1%以下、S：0.03%以下

Pは耐隙間部耐食性に有害な元素であり、特に0.1%を超えると影響が顕著になるので0.1%、好ましくは0.05%以下とする。Sは熱間加工性に有害な元素であり、0.03%を超えると影響が顕著になるので0.03%以下、好ましくは0.02%以下とする。

【0017】

Cr：18.81~24.01%

Crは、ステンレス鋼に耐食性を付与する重要な成分であり、本発明においても15%未満では十分な溶接部耐食性が得られない。しかし、Cr含有量が35%を超えると、鋼中にオーステナイト相を形成することが困難となり、所期のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼が得られない。したがってCrは15%以上35%以下に制限される。なお、好ましくは17%以上30%未満、さらに好ましくは18%以上28%以下に制限される。本発明においては、これらの知見を基礎とし、さらに、後に示す実施例に基づき、18.81%以上24.01%以下に制限する。

10

【0018】

Ni：0.12%以上0.63%以下

Niはオーステナイト形成促進元素であり、フェライト・オーステナイト系組織を生成するのに有用である。しかし、高価な合金元素であり、資源保護上極力低減する必要もある。これらの観点からNi含有量は、1%以下、好ましくは0.9%以下、さらに好ましくは0.5%未満に制限される。しかしながら、Niの含有量が0.10%以下であると、母材及び溶接部の靱性が低下する。したがって、溶接部を含む靱性の向上のためには、Niは少なくとも、0.10%超含有させるのが好ましい（参考例3参照）。これらの知見に加え、後に示す実施例に基づき、本発明ではNiの含有量を0.12%以上0.63%以下に制限する。

20

【0019】

N：0.16%以上0.42%以下

Nもオーステナイト形成促進元素であり、本発明においては、Niの代替成分として合金される。Ni含有量を1%以下に制限した場合には、N含有量を0.05%以上としないと、十分な量のオーステナイト相が形成されない。しかしながら、0.6%を超えると溶接部にブローホールが発生し、溶接性を低下させる原因となる。これらの知見に加え、後に示す実施例に基づき本発明においては、Ni含有量を0.16%以上0.42%以下に制限する。なお、オーステナイト相生成の観点からはNは0.18%以上とし、熱間加工性の観点からは0.34%以下とするのがよい。

30

【0020】

本発明では、上記元素に加え以下の元素を必要に応じて含有させることができる。

【0022】

Al：0.003%以上0.1%以下

Alは脱酸剤として利用することができ、脱酸剤として必要な限度において含有させることができる。この脱酸剤としての効果は0.003%以上で認められるが、0.1%を超えると、窒化物を形成して鋼板の疵の原因となるので、その含有量（残留量）は0.1%以下、好ましくは0.02%以下とする。

40

【0023】

Cu：0.24%~2.03%

Cuは耐食性を向上させるのに有用であり、その効果を発現させるためにはいずれも0.1%以上含有させることが好ましい。Cuについては、4%を超えると熱間加工性が著しく劣化するので、その含有量は4%以下とする。これらの知見に加え、後に示す実施例に基づき、本発明ではCuの含有量を0.24%以上2.03%以下に制限する。

【0026】

残部Feを除き不可避免的不純物

50

上記成分以外の成分は不可避免の不純物を除いてFeである。不可避免の不純物としては、脱酸生成物であるO(酸素)等が挙げられる。これらは不可避免に残留する場合を含め、極力低減することが望ましい。

【0027】

本発明に係る鋼は、上記組成を有するとともに、その金属組織が組織中のオーステナイト相分率が10vol%以上85vol%以下であるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼であることを必要とする。図2は母材部を含む溶接材の耐食性に及ぼすオーステナイト相分率の影響を示すグラフである。耐食性の測定方法は図1の場合と同様である。図2から明らかのように、オーステナイト相分率が10vol%以上となると、溶接部耐食性が著しく向上する。

10

【0028】

この理由について、本発明の技術的範囲の解釈に影響を与えるものではないが、発明者らは以下のように推察している。すなわち、一般には、Ni含有量が低くN含有量が高いフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼では、溶接後冷却時にCrおよびNの拡散速度が速いため、フェライト相を含む結晶粒界でクロム窒化物が析出し、そのためクロム欠乏領域が発生しやすいと考えられている。しかし、本発明のように10vol%以上、特に15vol%以上のオーステナイト相を有するフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼では、オーステナイト相生成能が高いため、フェライト相を含む結晶粒界でCrが減少しても、その部分がオーステナイト相に変態してクロム窒化物の溶解度が高まり、結果としてクロム欠乏領域が減少するのである。

20

【0029】

しかしながら、オーステナイト相分率が85vol%を超えると、応力腐食割れ感受性が著しく高まる。上記の理由によって、本発明では、オーステナイト相分率を10~85vol%、好ましくは15~85vol%、さらに好ましくは25~75vol%とする。これらの知見に加え、後に示す実施例に基づき、本発明ではオーステナイト相分率を30vol%以上78vol%以下に制限することが好ましい。

【0030】

なお、オーステナイト相分率とは、金属組織中に占めるオーステナイトの体積率であり、典型的には圧延方向に平行な鋼板断面の鋼組織を光学顕微鏡下で観察し、組織中に占めるオーステナイトの割合を線分法あるいは面分法測定することで決定できる。具体的には、試料を研磨の後、赤血塩溶液(フェリシアン化カリウム( $K_3[Fe(CN)_6]$ ):30g + 水酸化カリウム(KOH):30g + 水( $H_2O$ ):60ml)にてエッチングすると、光学顕微鏡下ではフェライト相は灰色、オーステナイト相およびマルテンサイト相は白色と判別されるので、灰色部と白色部の占める分率を画像解析によって求め、白色部の比率をオーステナイト相分率とするのである。厳密にいうと、本方法ではオーステナイト相とマルテンサイト相を見分けることができず、白色部中にオーステナイト相だけでなく、マルテンサイト相も含まれることが有り得るが、たとえ、白色部にマルテンサイト相が含まれる場合でも、本手法によって測定したオーステナイト相分率および他の条件が満たされれば、目的の効果が得られる。このようなオーステナイト相分率は鋼組成および鋼板製造熱履歴により制御することができる。

30

40

【0031】

以上の基本的組成を有し、かつ金属組織中のオーステナイト相分率が30vol%以上78vol%以下としたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、比較的低コストであり、Ni資源の省資源化を図りながら溶接部耐食性に優れている。しかしながら、さらに成形性(延性、深絞り性)を確保するためには、また、本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼においては、鋼組織のオーステナイト相に含まれるC+N量を0.16%以上2%以下とするのが好ましい。鋼組織のオーステナイト相に含まれるC+N量が0.16%未満では十分な成形性が得られず、一方、2%を超えて含有するとは困難であるからである。なお好ましくは0.2~2%、さらに好ましくは0.3~1.5%の範囲で含有させるのがよい。本発明では、これらの知見に加え、後に示す実施例に基づき、C+N量を0.28%以上0.72%以下に制

50

限する。

【0032】

このオーステナイト相中のC、N量は、鋼の組成と焼鈍条件（温度、時間）を調整することによって行うことができる。鋼組織および焼鈍条件とオーステナイト相中のC、N量の関係は一概にはいえないが、鋼組織中のCr、C、N量が多いときにはオーステナイト相中のC、N量が高まる場合が多く、また、鋼の成分組成が同一の場合には、焼鈍条件によって決定されたオーステナイト相分率が低いほど、オーステナイト相中のC、N量が高まる場合が多いことなど経験的に得られた知識に基づいて適量のC、Nを含有するようにすることができる。なお、オーステナイト相中のC、Nの含有量の測定は、たとえばEPMAによりおこなうことができる。

10

【0033】

オーステナイト相に含まれるC+N量は、まず延性に影響を及ぼす。その理由は定かではないが、本発明者は以下のように考えている。すなわち、鋼片が引張り変形されると、通常ネッキング（くびれ）が生じ、やがて破断に至るが、本発明のステンレス鋼では、オーステナイト相が存在するため、微小なネッキングが生じ始めると、その部位のオーステナイト相がマルテンサイト相に加工誘起変態し、他の部位に比べて硬くなる。そのため、それ以上のネッキングが進まなくなり、結果として鋼片全体に亘って均一に変形が進行し、結果として高い延性を示すことになる。特に、オーステナイト相中のC+N量が高い場合には、初期ネッキング部に発生したマルテンサイト相の硬度が高く、オーステナイト相中のC+N量が少ないステンレス鋼に比べて、オーステナイト分率が同量であっても加工誘起マルテンサイト相による延性向上効果が非常に有効に働くものと推定される。

20

【0034】

延性の向上には、このようにオーステナイト相がマルテンサイト相に加工誘起変態することが原因であると推定されるが、その指標として加工誘起マルテンサイト指数Md( )を用い、これを-30~90の範囲に調整することがさらに高い延性を得るために効果的である。ここに加工誘起マルテンサイト指数Md( )は、オーステナイト相中に含有される組成成分から下記式によって決定されるものである。

$Md( ) = 551 - 462C( ) - 462N( ) - 9.2Si( ) - 8.1Mn( ) - 13.7Cr( ) - 29Ni( ) - 29Cu( )$   
ここにC( )、N( )、Si( )、Mn( )、Cr( )、Ni( )、Cu( )はそれぞれオーステナイト相中のC、N、Si、Mn、Cr、Mo、Ni、Cuの含有量

30

【0035】

この高加工誘起マルテンサイト指数Md( )は、オーステナイト相の加工による加工誘起マルテンサイト変態のしやすさを示す指数であり、この指数が低いほど加工に伴うマルテンサイト変態が起こり難く、この加工誘起マルテンサイト指数が高いほど加工に伴うマルテンサイト変態が起こりやすい傾向がある。加工誘起マルテンサイト指数Md( )が-30未満では、加工に際して微小なネッキングが生じ始めるときに、微小ネッキング部で発生する加工誘起マルテンサイト量が少ないと考えられる。これに対し、Md( )が90を超える場合は、微小ネッキングが生じ始める前に鋼全体でオーステナイト相がマルテンサイト変態してしまうため、加工に際して微小なネッキングが生じ始めるときには、加工誘起マルテンサイトのもととなるオーステナイト相が存在しないか、極めて少ないと考えられる。したがって、加工誘起マルテンサイト指数Md( )を-30から90の範囲に調整することによって、加工時の微小ネッキングが生じ始めるときのネッキング部位でのマルテンサイト量が最適化されて非常に高い延性を示すものと推定される。

40

【0036】

上記で説明した条件を具備するときには、延性のみならず、高い深絞り性も兼備する。この理由は、上述した延性に及ぼすオーステナイト相分率およびオーステナイト相中のC+N量の影響に関する説明と同様であり、深絞り加工で特に変形が集中して割れが発生しやすいコーナー部で、加工誘起マルテンサイト相による硬化が起こって局部変形が抑制されるためであると考えられる。

【0037】

50

このように、基本的組成、金属組織中のオーステナイト相分率に加え、オーステナイト相中のC+N量、さらには上記加工誘起マルテンサイト指数を適正值に調整することにより、本発明の鋼は、基本的な性質である優れた溶接部耐食性のほか、高い成形性（延性、深絞り性）を具備することとなる。

【0038】

本発明の効果は熱延板、熱延焼鈍板、冷延焼鈍板のいずれでも得られる。また、仕上状態にも関係なくNo.2A、No.2B、BA、研磨仕上等のいずれの表面仕上状態でも本発明の効果を得ることができる。また、本発明の効果は製品の形状にかかわらず得ることができ、例えば線材、棒鋼、形鋼あるいは鋼管等の形状であっても、その効果を得ることができる。

【0039】

（参考例1）

表1、2に示す組成を有する各種鋼を真空溶解あるいは窒素分圧を最大0.9気圧（882 hPa）までの範囲で制御した雰囲気中で溶製し、鋼スラブ（または鋼塊、鋳塊）とした後、常法に従って、熱間圧延、焼鈍、冷間圧延し、その後900～1300の温度で仕上げ焼鈍を行い、板厚2.25mmの冷延焼鈍板を得た。得られた冷延焼鈍板についてオーステナイト相分率を測定し、さらにTIG溶接機を用いて、投入電力900W、速度30cm/minの条件で、約5mm幅の溶接ビードを置いた。

【0040】

得られた溶接ビード、熱影響部および母材部を含む1辺が25mmの試験片について、表面スケールを研削後、0.035%（質量比）塩化ナトリウム水溶液中で100、200および300mV vs SCE.の電位に30分間保持し、1mA以上の電流が発生した試料を「腐食有り」、1mA以上の電流が発生しなかった試料を「腐食なし」と評価した。試験結果を表3に示す。表3において、印は「腐食なし」、×印は「腐食あり」の場合である。本参考例の溶接材は、200mV vs SCE.の電位までは腐食が発生せず、溶接部の耐食性に優れていることが明らかである。

【0041】

10

20

【 表 1 】

鋼板 番号	化 学 成 分 (mass%)													備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O	その他	
1	0.010	0.49	5.32	0.025	0.0031	17.8	0.49	0.48	0.009	0.041	0.058	0.0031		参考例
2	0.009	0.51	5.28	0.023	0.0033	19.9	0.43	0.51	0.009	0.051	0.159	0.0026		参考例
3	0.010	0.53	5.31	0.025	0.0025	22.1	0.55	0.46	0.011	0.030	0.262	0.0031		参考例
4	0.011	0.52	5.26	0.025	0.0055	26.3	0.43	0.50	0.012	0.051	0.463	0.0066		参考例
5	0.012	0.49	0.98	0.031	0.0028	18.9	0.01	0.50	0.005	0.028	0.169	0.0030		比較例
6	0.011	0.55	3.42	0.026	0.0022	19.0	0.01	0.48	0.001	0.026	0.165	0.0028		比較例
7	0.011	0.51	4.33	0.033	0.0031	19.0	0.01	0.49	0.001	0.031	0.173	0.0031		参考例
8	0.010	0.53	5.26	0.028	0.0016	18.8	0.01	0.50	0.006	0.051	0.171	0.0016		参考例
9	0.012	0.51	7.31	0.033	0.0044	19.0	0.01	0.50	0.007	0.023	0.170	0.0032		参考例
10	0.009	0.55	9.00	0.030	0.0009	18.9	0.01	0.50	0.006	0.033	0.169	0.0055		参考例
11	0.010	0.51	11.03	0.029	0.0021	19.0	0.01	0.52	0.005	0.016	0.170	0.0025		参考例
12	0.012	0.49	14.89	0.020	0.0031	19.1	0.01	0.51	0.001	0.021	0.170	0.0036		比較例
13	0.013	0.50	5.28	0.031	0.0055	20.1	0.01	0.01	0.015	0.001	0.040	0.0013		比較例
14	0.010	0.010	5.26	0.032	0.0033	19.8	0.01	0.01	0.013	0.001	0.059	0.0034		参考例

【 0 0 4 2 】

10

20

30

40

【 表 2 】

鋼板 番号	化 学 成 分 (mass%)													備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O	その他	
15	0.012	0.51	5.27	0.032	0.0026	20.0	0.01	0.01	0.016	0.001	0.080	0.0026		参考例
16	0.010	0.51	5.30	0.033	0.0031	20.0	0.01	0.01	0.015	0.001	0.129	0.0022		参考例
17	0.010	0.50	5.27	0.028	0.0033	20.2	0.01	0.01	0.021	0.001	0.231	0.0020		参考例
18	0.009	0.50	5.30	0.026	0.0025	20.0	0.01	0.01	0.022	0.001	0.311	0.0033		参考例
19	0.010	0.55	5.33	0.027	0.0018	20.1	0.81	0.73	0.013	0.001	0.292	0.0025		参考例
20	0.012	0.46	5.31	0.028	0.0018	19.5	0.51	0.46	0.055	0.151	0.212	0.0061		参考例
21	0.008	0.61	5.33	0.033	0.0031	20.1	0.46	2.13	0.023	0.056	0.155	0.0081		参考例
22	0.005	0.54	5.25	0.031	0.0061	19.6	0.53	0.55	0.015	0.066	0.188	0.0056	Mo:3.15	参考例
23	0.006	0.55	5.28	0.028	0.0025	19.3	0.55	0.53	0.011	0.081	0.213	0.0056	B:0.0025	参考例
24	0.005	0.46	5.22	0.033	0.0005	19.2	0.36	0.43	0.031	0.061	0.211	0.0022	Ca:0.0035	参考例
25	0.012	0.81	5.51	0.038	0.0006	20.3	0.51	0.55	0.015	0.081	0.199	0.0022	Mg:0.0033	参考例
26	0.008	0.55	5.33	0.029	0.0008	19.9	0.37	0.39	0.031	0.071	0.185	0.0031	REM:0.021	参考例
27	0.012	0.46	5.35	0.034	0.0009	21.0	0.36	0.51	0.012	0.077	0.185	0.0018	Ti:0.0025	参考例

【 0 0 4 3 】

10

20

30

40

【表 3】

鋼板 番号	オーステナイト 相分率 (vol%)	腐食発生有無*			備考
		100mV	200mV	300mV	
1	48	○	○	×	参考例
2	55	○	○	○	参考例
3	53	○	○	○	参考例
4	28	○	○	○	参考例
5	51	×	×	×	比較例
6	55	×	×	×	比較例
7	57	○	○	○	参考例
8	56	○	○	○	参考例
9	56	○	○	○	参考例
10	60	○	○	○	参考例
11	58	○	○	×	参考例
12	55	○	×	×	比較例
13	5	×	×	×	比較例
14	12	○	○	×	参考例
15	17	○	○	○	参考例
16	30	○	○	○	参考例
17	51	○	○	○	参考例
18	65	○	○	○	参考例
19	85	○	○	○	参考例
20	46	○	○	○	参考例
21	53	○	○	○	参考例
22	41	○	○	○	参考例
23	55	○	○	○	参考例
24	56	○	○	○	参考例
25	50	○	○	○	参考例
26	46	○	○	○	参考例
27	43	○	○	○	参考例

\*○：腐食なし、×：腐食あり

## 【0044】

## (参考例2)

参考例1と同様にして、表4に示す成分組成を有する鋼を溶製し、鋼スラブ(または鋼塊、鋳塊)とした後、常法に従って、熱間圧延、焼鈍、冷間圧延し、その後1050の温度で仕上げ焼鈍を行い、板厚2.25mmの冷延焼鈍板を得た。得られた冷延焼鈍板についてオーステナイト相分率を測定した。

## 【0045】

上記により得られた冷延板に、TIG溶接機を用いて、投入電力900W、速度30cm/minの条件で、約5mm幅の溶接ビードを圧延方向に対して直角方向に置き、母材部および溶接部から圧延方向に平行に幅10mm、長さ75mmの試片とし、これを曲げ半径10mmのUバンド試験片とした。溶接部から切り出された試片では、Uバンド試験片の底部が溶接部となるようにした。このように調整されたUバンド試験片は、濃度42mass%の塩化マグネシウム水溶液(温度80)中に浸漬し、24h毎に割れの目視により有無を調べた。調査結果は、表5に示す。表5から明らかのように、C含有量を0.1%以下とすることにより、母材および溶接部の耐応力腐食割れ性が著しく向上する。

## 【0046】

10

20

30

40

【 表 4 】

鋼板 番号	化 学 成 分 (mass%)											備考		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N		O	その他
31	0.021	0.41	5.01	0.013	0.0013	20.00	0.51	0.49	0.028	0.028	0.241	0.0031		参考例
32	0.023	0.35	6.79	0.031	0.0010	19.88	0.48	0.55	0.001	0.033	0.238	0.0019		参考例
33	0.024	0.28	4.89	0.033	0.0015	20.13	0.55	0.48	0.028	0.001	0.251	0.0031		参考例
34	0.022	0.34	4.10	0.028	0.0013	20.21	0.48	0.46	0.001	0.001	0.244	0.0025		参考例
35	0.050	0.36	5.01	0.028	0.0009	20.25	0.47	0.55	0.025	0.054	0.216	0.0028		参考例
36	0.093	0.37	5.11	0.030	0.0022	19.55	0.46	0.53	0.028	0.025	0.183	0.0031		参考例
37	0.110	0.39	4.99	0.033	0.0015	20.33	0.53	0.51	0.033	0.055	0.157	0.0029		参考例
38	0.130	0.40	5.01	0.031	0.0016	20.25	0.46	0.50	0.028	0.033	0.137	0.0025		参考例

【 0 0 4 7 】

10

20

30

40

【表 5】

鋼板 番号	オーステ ナイト相 分率 (vol%)	応力腐食割れ試験結果							
		母材				溶接部			
		24h	48h	72h	96h	24h	48h	72h	96h
31	58	○	○	○	○	○	○	○	○
32	56	○	○	○	○	○	○	○	○
33	63	○	○	○	○	○	○	○	○
34	56	○	○	○	○	○	○	○	○
35	57	○	○	○	○	○	○	○	○
36	58	○	○	○	○	○	○	○	○
37	58	○	×			○	×		
38	57	×				×			

10

## 【 0 0 4 8 】

## (参考例 3)

参考例 1 と同様にして、表 6 に示す成分組成を有する鋼を溶製し、鋼スラブ（または鋼塊、鋳塊）とした後、常法に従って、熱間圧延、焼鈍、冷間圧延し、その後 1050 の温度で仕上げ焼鈍を行い、板厚 2.25mm の冷延焼鈍板を得た。得られた冷延焼鈍板についてオーステナイト相分率を測定した。

20

## 【 0 0 4 9 】

上記により得られた冷延焼鈍板に、TIG 溶接機を用いて、投入電力 900W、速度 30 cm/min の条件で、約 5mm 幅の溶接ビードを圧延方向に対して直角方向に置いた。溶接ビードの置かれた冷延焼鈍板からシャルピー衝撃試験片を、2mm V ノッチが圧延方向に対して直角方向となるように切り出し、0 で衝撃試験を行なった。衝撃試験結果は、表 7 に示す。表 7 から明らかのように、Ni 含有量を 0.1% 以上とすることにより、母材および溶接部の衝撃吸収エネルギーが著しく向上する。

## 【 0 0 5 0 】

30

【 表 6 】

钢板 番号	化 学 成 分 (mass%)											備考	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N		O
41	0.018	0.35	4.95	0.028	0.0011	20.11	0.02	0.51	0.031	0.001	0.235	0.0025	参考例
42	0.021	0.43	5.13	0.031	0.0015	20.12	0.08	0.49	0.035	0.033	0.241	0.0031	参考例
43	0.022	0.31	5.21	0.028	0.0013	20.15	0.10	0.50	0.029	0.031	0.251	0.0025	参考例
44	0.018	0.35	4.10	0.028	0.0015	20.21	0.12	0.51	0.030	0.033	0.233	0.0026	参考例
45	0.020	0.36	5.31	0.029	0.0009	20.01	0.28	0.50	0.033	0.054	0.241	0.0027	参考例
46	0.021	0.35	4.88	0.033	0.0015	20.01	0.50	0.50	0.030	0.025	0.240	0.0028	参考例
47	0.019	0.39	6.75	0.028	0.0013	19.99	0.49	0.49	0.035	0.001	0.241	0.0028	参考例
48	0.020	0.40	4.99	0.028	0.0012	20.11	0.53	0.51	0.001	0.033	0.138	0.0031	参考例
49	0.018	0.40	5.01	0.033	0.0011	19.93	0.48	0.51	0.001	0.001	0.244	0.0036	参考例
50	0.018	0.51	5.05	0.031	0.0013	20.01	0.87	0.52	0.030	0.031	0.248	0.0029	参考例

【 0 0 5 1 】

10

20

30

40

【表7】

鋼板 番号	オーステナイト相 分率 (vol%)	吸収エネルギー (J/cm <sup>2</sup> )	
		母材部	溶接部
41	57	148	123
42	59	179	141
43	63	190	165
44	56	191	171
45	60	195	176
46	59	198	180
47	58	197	181
48	57	199	183
49	60	198	181
50	64	203	183

10

## 【0052】

20

## (実施例)

参考例1と同様にして、表8に示す組成を有する鋼を溶解し、鋼スラブ（または鋼塊、鋳塊）とした後、常法に従って、熱間圧延、焼鈍、冷間圧延し、その後1050 の温度で仕上げ焼鈍を行い、板厚2.25mmの冷延焼鈍板を得た。得られた冷延焼鈍板についてオーステナイト相分率を測定し、さらにTIG溶接機を用いて、投入電力900W、速度30cm/minの条件で、約5mm幅の溶接ビードを置いた。

## 【0053】

参考例1と同様に、溶接ビード、熱影響部および母材部を含む1辺が25mmの試験片について、表面スケールを研削後、0.035%（質量比）の塩化ナトリウム水溶液中で100、200および300mV vs SCEの電位に30分間保持し、1mA以上の電流が発生した試料を「腐食有り」、1mA以上の電流が発生しなかった試料を「腐食なし」と評価した。オーステナイト相分率測定結果と腐食試験結果を表9に示す。表9において、印は「腐食なし」、x印は「腐食あり」の場合である。本発明鋼の溶接材は、300mV vs SCEの電位までは腐食が発生せず、溶接部の耐食性に優れていることが明らかである。

30

## 【実施例】

## 【0054】

表8に示した成分組成を有する鋼を溶解し、鋼スラブ（または鋼塊、鋳塊）とした後、常法に従って、熱間圧延、焼鈍、冷間圧延し、その後1050 の温度で仕上げ焼鈍を行い、板厚0.8mmの冷延焼鈍板を得た。上記のようにして得た冷延焼鈍板についてオーステナイト相分率を測定し、さらに下記の方法でオーステナイト相中の成分分析、引張試験および限界絞り比の測定を行った。

40

## 【0055】

## (オーステナイト相中の成分分析)

得られた冷延焼鈍板のほぼ幅方向中央部から圧延方向（L方向）にそって長さ15mmの試料を切り出し、そのL方向断面を研磨した試料を準備した。準備して試料の断面全体についてEPMAによりC及びNの定性マッピングを行い、CおよびNがオーステナイト相に濃化する特徴があることを利用してオーステナイト相を特定した。このようにして特定されたオーステナイト相のほぼ中心部について、EPMAによりC、N、Si、Mn、Cr、Ni、CuおよびMoを定量分析した。その際、フェライト相に電子ビームがかからないようにした。また、電子照射領域を直径約1μmの範囲とした。測定は、各試料について少なくとも3個の

50

オーステナイト相について行い、その平均値を代表値とし、測定値を元に、下記式で定義される加工誘起マルテンサイト指数Md( )を求めた。

$$Md( ) = 551 - 462C( ) - 462N( ) - 9.2Si( ) - 8.1Mn( ) - 13.7Cr( ) - 18.5Mo( ) - 29Ni( ) - 29Cu( )$$

ここに、

C( )、N( )、Si( )、Mn( )、Cr( )、Mo( )、Ni( )、Cu( )はそれぞれオーステナイト中のC、N、Si、Mn、Cr、Mo、Ni、Cuの含有量 (mass%)

【0056】

(引張試験)

冷延焼鈍板から、圧延方向に対して0° (圧延方向に平行方向)、45° および90° (圧延方向に直角方向)の各方向からJIS13号B引張試験片を採取して、室温、大気中で、引張速度10mm/minの条件で引張試験を行い、各方向の破断までの全伸びを測定し、次式により平均伸び(EI)を計算し、これを全伸びとして評価した。

$$EI = \{ EI(0^\circ) + 2EI(45^\circ) + EI(90^\circ) \} / 4$$

【0057】

(限界絞り比)

冷延焼鈍板から種々の直径(ブランク径)の円形試験片を打ち抜き、打ち抜かれた円形試験片を、ポンチ径35mm、板押力:9.8kNの条件で円筒絞り成形し、破断することなく絞れる最大のブランク径をポンチ径で割って限界絞り比(LDR)を求め、深絞り性を評価した。なお、円筒絞り成形に用いた試験片の打ち抜き径は、絞り比が0.1間隔となるよう変化させた。

【0058】

上記試験の結果を、表10に示した。オーステナイト相中のC+N量が0.16~2%である本発明例は、オーステナイト相中のC+N量が0.10% (鋼69) または0.07% (鋼70)の比較例に比べて、はるかに高い全伸びと限界絞り比を有しており、延性と深絞り成形性にすぐれていることが明らかである。さらに、オーステナイト相中の成分から求めた加工誘起マルテンサイト指数Md( )が-30~90の範囲にある本発明例(鋼No.51, 52, 53, 54, 56, 57, 58, 60, 61, 63, 64, 65, 66, 67, 68)は、この範囲を外れる発明例(鋼No.55, 59, 62)に比べて、さらに高い全伸びと限界絞り値を有しており、延性と深絞り性に優れていることが明らかである。

【0059】

10

20

30

【表 8】

鋼 No.	化学成分(mass%)										備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Cu	Mo	
51	0.007	0.35	4.48	0.029	0.002	19.38	0.47	0.23	0.51	---	発明例
52	0.008	0.35	4.99	0.031	0.002	20.03	0.48	0.26	0.50	---	発明例
53	0.008	0.31	4.99	0.028	0.002	20.53	0.63	0.29	0.53	---	発明例
54	0.018	0.36	4.99	0.030	0.001	20.21	0.46	0.24	0.49	---	発明例
55	0.033	0.34	4.99	0.029	0.001	18.81	0.48	0.16	0.50	---	発明例
56	0.035	0.34	4.82	0.028	0.001	19.22	0.48	0.18	0.49	---	発明例
57	0.054	0.33	4.90	0.029	0.001	20.33	0.46	0.22	0.50	---	発明例
58	0.060	0.34	4.87	0.029	0.001	21.21	0.45	0.26	0.49	---	発明例
59	0.065	0.35	4.85	0.028	0.001	22.37	0.46	0.31	0.49	---	発明例
60	0.069	0.33	4.81	0.029	0.001	20.23	0.48	0.21	0.49	---	発明例
61	0.110	0.34	4.81	0.030	0.001	20.32	0.45	0.17	0.49	---	参考例
62	0.020	0.41	4.90	0.026	0.002	24.01	0.50	0.42	0.90	---	発明例
63	0.017	0.34	4.42	0.030	0.001	20.45	0.12	0.26	2.03	---	発明例
64	0.013	0.33	4.46	0.022	0.002	21.50	0.58	0.16	0.58	---	発明例
65	0.019	0.35	4.48	0.023	0.003	20.01	---	0.24	---	---	参考例
66	0.021	0.35	4.48	0.022	0.002	20.03	0.25	0.24	---	---	発明例
67	0.018	0.35	4.48	0.023	0.003	19.95	---	0.24	0.24	---	参考例
68	0.020	0.34	4.49	0.023	0.002	16.91	0.25	0.22	0.24	3.02	参考例
69	0.025	0.46	1.32	0.020	0.001	23.93	4.65	0.02	---	---	比較例
70	0.031	0.48	1.36	0.020	0.001	22.51	6.10	0.02	---	---	比較例

10

20

30

【 0 0 6 0 】

【表 9】

鋼 番号	オーステナイト相分率 (vol.%)	腐食発生の有無			備考
		100mV	200mV	300mV	
51	61	○	○	○	発明例
52	60	○	○	○	発明例
53	62	○	○	○	発明例
54	58	○	○	○	発明例
55	59	○	○	○	発明例
56	60	○	○	○	発明例
57	59	○	○	○	発明例
58	59	○	○	○	発明例
59	57	○	○	○	発明例
60	61	○	○	○	発明例
61	60	○	○	○	参考例
62	56	○	○	○	発明例
63	78	○	○	○	発明例
64	30	○	○	○	発明例
65	45	○	○	○	参考例
66	48	○	○	○	発明例
67	50	○	○	○	参考例
68	46	○	○	○	参考例
69	30	○	○	○	比較例
70	60	○	○	○	比較例

10

20

【 0 0 6 1 】

【 表 10 】

鋼 No.	オーステナイト相											特性値			備考
	分率 (vol%)	組成成分 (mass%)										指数 Md	EI (%)	LDR	
		C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	C+N					
51	61	0.01	0.34	0.3	5.0	18.2	0.6	0.6	0.6	0.35	62	55	2.3	発明例	
52	60	0.01	0.38	0.3	5.1	18.9	0.6	0.6	0.6	0.39	33	61	2.4	発明例	
53	62	0.01	0.44	0.3	5.4	19.6	0.9	0.6	0.6	0.45	-15	53	2.3	発明例	
54	58	0.03	0.37	0.3	6.0	19.0	0.6	0.6	0.6	0.40	20	59	2.4	発明例	
55	59	0.05	0.23	0.3	5.2	17.3	0.6	0.6	0.6	0.28	105	39	2.2	発明例	
56	60	0.05	0.26	0.3	5.2	17.8	0.6	0.6	0.6	0.31	84	49	2.4	発明例	
57	59	0.08	0.34	0.3	5.4	19.0	0.5	0.6	0.6	0.42	18	62	2.5	発明例	
58	59	0.09	0.40	0.3	5.5	20.0	0.5	0.6	0.6	0.49	-29	48	2.4	発明例	
59	57	0.10	0.51	0.3	5.6	21.3	0.5	0.6	0.6	0.61	-103	41	2.2	発明例	
60	61	0.10	0.31	0.3	5.0	18.9	0.6	0.6	0.6	0.41	25	64	2.5	発明例	
61	60	0.16	0.26	0.3	5.0	18.8	0.5	0.6	0.6	0.42	24	64	2.5	参考例	
62	56	0.03	0.69	0.4	5.1	23.0	0.6	1.1	1.1	0.72	-191	39	2.2	発明例	
63	78	0.02	0.31	0.3	4.6	19.7	0.1	2.3	2.3	0.33	19	71	2.4	発明例	
64	30	0.03	0.37	0.3	4.8	19.3	0.8	0.9	0.9	0.40	11	48	2.3	発明例	
65	45	0.04	0.45	0.3	4.7	19.0	---	---	---	0.49	23	51	2.3	参考例	
66	48	0.03	0.44	0.3	4.7	19.0	0.3	---	---	0.47	24	52	2.3	発明例	
67	50	0.03	0.42	0.3	4.7	18.9	---	0.3	0.3	0.45	35	53	2.3	参考例	
68	46	0.04	0.42	0.3	4.8	16.3	0.3	0.3	0.3	0.46	15	50	2.4	参考例	
69	30	0.05	0.05	0.4	1.5	19.1	6.8	---	---	0.10	30	25	1.7	比較例	
70	60	0.04	0.03	0.4	1.5	19.2	7.8	---	---	0.07	14	33	1.8	比較例	

【 図面の簡単な説明 】

【 0062 】

【 図 1 】 溶接部、熱影響部および母材部を含む溶接材を0.035%（質量比）の塩化ナトリウム溶液中で、100～300mV vs SCE の電位に30分間保持したときの腐食の有無とMn含有量との関係を示したグラフである。

【 図 2 】 母材部を含む溶接材の耐食性に及ぼすオーステナイト相分率の影響を示すグラフ

10

20

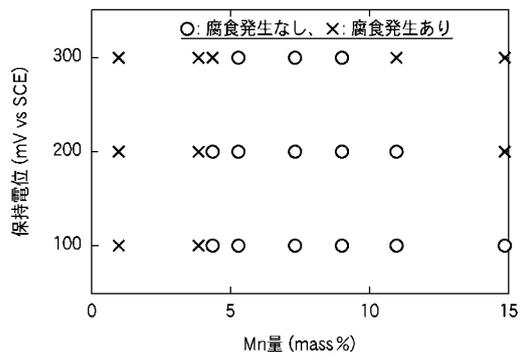
30

40

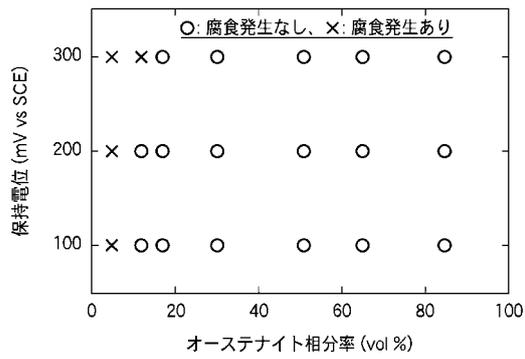
50

である。

【図1】



【図2】



---

フロントページの続き

- (72)発明者 矢沢 好弘  
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内
- (72)発明者 古君 修  
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

審査官 伊藤 真明

- (56)参考文献 特公昭56-051222(JP, B2)  
特開昭54-041214(JP, A)  
特公昭47-019495(JP, B1)  
国際公開第02/027056(WO, A1)  
特開2001-081535(JP, A)  
特開2006-169622(JP, A)  
特開2000-239799(JP, A)  
特開平11-071643(JP, A)

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