

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公表特許公報(A)

(11) 特許出願公表番号

特表2005-509751

(P2005-509751A)

(43) 公表日 平成17年4月14日(2005.4.14)

(51) Int.Cl.⁷

C 2 2 C 38/00

C 2 2 C 38/58

F I

C 2 2 C 38/00

3 0 2 Z

C 2 2 C 38/58

テーマコード (参考)

審査請求 未請求 予備審査請求 有 (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願2003-545855 (P2003-545855)
 (86) (22) 出願日 平成14年11月22日 (2002.11.22)
 (85) 翻訳文提出日 平成16年5月24日 (2004.5.24)
 (86) 国際出願番号 PCT/SE2002/002156
 (87) 国際公開番号 W02003/044238
 (87) 国際公開日 平成15年5月30日 (2003.5.30)
 (31) 優先権主張番号 0103938-7
 (32) 優先日 平成13年11月22日 (2001.11.22)
 (33) 優先権主張国 スウェーデン(SE)

(71) 出願人 390038003
 サンドビック アクティエボラグ
 SANDVIK ACTIEBOLAG
 スウェーデン国, エス-811 81 サ
 ンドビッケン (番地なし)
 (74) 代理人 100099759
 弁理士 青木 篤
 (74) 代理人 100077517
 弁理士 石田 敬
 (74) 代理人 100087413
 弁理士 古賀 哲次
 (74) 代理人 100082898
 弁理士 西山 雅也

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 超オーステナイトステンレス鋼

(57) 【要約】

超オーステナイトステンレス鋼であり、この鋼及びこの鋼から製造された製品が、特に無機酸と有機酸及びそれらの混合物中での高耐食性と、良好な全面耐食性と、良好な組織安定性と、並びに良好な加工性と組み合わされた改良した機械的性質と、を組み合わせた大きな要求を満足するように均衡された組成を有し、特に管具体的には前記環境への使用のためのシームレス管及びシーム溶接管の実施態様における超オーステナイトステンレス鋼であり、且つwt%で、23.0～30.0のCr、25.0～35.0のNi、2.0～6.0のMo、1.0～6.0のMn、0～0.4のN、0.05以下のC、1.0以下のSi、0.02以下のS、3以下のCu、0～6.0のW、Mg、Ce、Ca、b、La、Pr、Zr、Ti、Ndの群の1種以上の元素を2.0以下を含み、且つ残部Feと通常発生する不純物と製鋼添加物とを含む組成である。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

高耐食性と、良好な耐全面腐食性と、良好な組織安定性との組み合わせを備えた超オーステナイトステンレス鋼であって、

w t %で、

C r : 2 3 . 0 ~ 3 0 . 0

N i : 2 5 . 0 ~ 3 5 . 0

M o : 2 . 0 ~ 6 . 0

M n : 1 . 0 ~ 6 . 0

N : 0 ~ 0 . 4

C : 0 . 0 5 以下

S i : 1 . 0 以下

S : 0 . 0 2 以下

C u : 3 . 0 以下

W : 0 ~ 6 . 0

M g、C e、C a、B、L a、P r、Z r、T i、N dの族の1種以上の元素：2 . 0 以下、及び

残部がF eと通常発生する不純物と製鋼添加物であり、且つ

シーム管のような管の製造に改良された加工性を備え、且つ酸性環境における使用に対して及び海水環境のような特に海水で冷却する塩基性環境に対して特に適性を備えることを特徴とする超オーステナイトステンレス鋼。

【請求項 2】

クロムの含有量が2 4 . 0 ~ 3 0 . 0 w t %であり、ニッケルの含有量が2 6 . 0 ~ 3 5 . 0 w t %であり、モリブデンの含有量が3 . 7 ~ 6 . 0 w t %であり、マンガンの含有量が2 . 0 ~ 6 . 0 w t %であり、炭素の含有量が最大0 . 0 3 w t %であり、且つシリコンの含有量が最大0 . 8 w t %であることを特徴とする請求項 1 記載の超オーステナイトステンレス鋼。

【請求項 3】

硫黄の含有量が最大0 . 0 0 2 w t %であることを特徴とする請求項 1 または 2 記載の超オーステナイトステンレス鋼。

【請求項 4】

クロムの含有量が2 7 . 0 ~ 2 9 . 0 w t %であり、ニッケルの含有量が3 0 . 0 ~ 3 5 . 0 w t %であり、モリブデンの含有量が4 . 0 ~ 5 . 5 w t %であり、マンガンの含有量が3 . 0 ~ 6 . 0 w t %であり、炭素の含有量が最大0 . 0 3 w t %であり、シリコンの含有量が最大0 . 5 w t %であり、且つ硫黄の含有量が最大0 . 0 0 2 w t %であることを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の超オーステナイトステンレス鋼。

【請求項 5】

銅の含有量が最大1 . 5 w t %であり、且つタングステンの含有量が0 ~ 4 . 0 w t %であることを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の超オーステナイトステンレス鋼。

【請求項 6】

U 字状の曲がりに冷間曲げされ、海水のような塩基性環境に対する耐性に高い要求を満足する必要がある用途における熱交換器の管として使用される請求項 1 ~ 5 に記載の鋼の用途。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0 0 0 1】

発明の分野

本発明は超オーステナイトステンレス鋼に関し、鋼及びこの鋼から製造された製品が、特に無機酸と有機酸とそれらの混合物中での高耐食性と、良好な全面耐食性と、良好な組

10

20

30

40

50

組織安定性と、並びに良好な加工性と組み合わせられた改善した機械的性質と、を組み合わせる大きな要求を満足するように均衡された組成を有し、特に管、具体的には前記環境への使用のためのシームレス管及びシーム溶接管の実施態様における超オーステナイトステンレス鋼である。

【背景技術】

【0002】

発明の背景

最適特性を備えるオーステナイトステンレス鋼は種々の用途に用いられ、例えばニッケル基鋼の代表的な代用品である。後者の欠点は、恒久的に悩まされる原材料価格である。

【0003】

初めに、鋼の品質等級の選択は、耐食性、加工性並びに組織安定性の要求度により決められる。高合金化したオーステナイトステンレス鋼は、耐食環境、例えば化学工業特に有機と同様に無機の酸の製造における油脂製品の製造用及び海水冷却用の種々の実施領域に見られる。

【0004】

この用途は耐食性により限定される広範囲にわたり、且つ高合金化レベルが熱間押出しと冷間圧延との双方の加工性に問題を暗示し、並びに組織安定性が特に元素Cr、Mo、N、W、Cu及びMnの合金化レベルの増加とともに減少する。

【0005】

この開発される鋼は、広範囲の化学環境において高耐食性が得られる化学組成を見つける試みを一般的に特徴とする。高合金化レベルは、低合金材料と比較して価格の上昇を暗示する。特に、ニッケル基合金は非常に高価であり、且つ低ニッケル含有量であるが高合金レベルである高合金化オーステナイトステンレス鋼はほとんどがこの鋼の加工性によって限定され、加工性はこの鋼のシーム管を熱間押出加工すること並びに適切な最終寸法に材料を冷間圧延することとを困難することが考慮される。

【0006】

この高価格はこの種の合金の市場を比較的制限することになり、このことが種々の適用に対して種々の合金を提供することを可能にするためにあらゆる範囲の材料を開発し、且つそれによって調達及び最小在庫に関してコスト削減の形で利点を得る機会となる。例えば、それはスウェーデン特許第465373に記載される合金のような既知の高合金化オーステナイトステンレス鋼等級に備わる欠点であり、それによれば参考として含まれる例えば「合金59」のようなニッケル基合金は、組織安定性を非常に狭い範囲だけで何とかなることができるが、このことはより重要な組織の製造と、並びに溶接加工がより完全となるようなその後の処理とに課題を含む。劣化した組織安定性は、上記環境の適用においてはこれらの合金から作られた製品に、劣化した耐食性と、より短い耐用年数とを与える。

【0007】

【特許文献1】スウェーデン特許第465373号

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

発明の要約

したがって、本発明の目的は、ステンレス鋼、特に有機酸と無機酸とそれらの混合物中での高耐食性と良好な耐全面腐食性とを有する超オーステナイトステンレス鋼を提供することである。

【0009】

さらに、本発明の目的は、特に実施管において、また前記環境の適用のための特別なシーム管において、良好な組織安定性ととともに、優れた加工性と組み合わせられた改良された機械特性とを有する超オーステナイトステンレス鋼を提供することである。

【0010】

10

20

30

40

50

これらの目的は本発明にしたがう鋼で達成され、この鋼はw t %で、

Cr : 23 . 0 ~ 30 . 0

Ni : 25 . 0 ~ 35 . 0

Mo : 2 . 0 ~ 6 . 0

Mn : 1 . 0 ~ 6 . 0

N : 0 ~ 0 . 4

C : 0 . 05 以下

Si : 1 . 0 以下

S : 0 . 02 以下

Cu : 3 . 0 以下

W : 0 ~ 6 . 0

10

Mg、Ce、Ca、B、La、Pr、Zr、Ti、Ndの族の1種以上の元素 : 2 . 0

以下、及び

残部がFeと通常発生する不純物と製鋼添加物を含有する。

【課題を解決するための手段】

【0011】

発明の詳細な説明

系統的な開発研究が、本発明の合金化元素を有する鋼がそれらの性質を示すという驚くべきことを示した。すなわち本発明の鋼は、w t %で、

Cr : 23 . 0 ~ 30 . 0

20

Ni : 25 . 0 ~ 35 . 0

Mo : 2 . 0 ~ 6 . 0

Mn : 1 . 0 ~ 6 . 0

N : 0 ~ 0 . 4

C : 0 . 05 以下

Si : 1 . 0 以下

S : 0 . 02 以下

Cu : 3 . 0 以下

W : 0 ~ 6 . 0

Mg、Ce、Ca、B、La、Pr、Zr、Ti、Ndの族の1種以上の元素 : 2 . 0

30

以下、及び

残部がFeと通常発生する不純物と製鋼添加物を含有する。

【発明の効果】

【0012】

本発明の構成におけるこの鋼における合金化元素の効果を次に示す。

【0013】

クロム (Cr)

クロム (Cr) は、非常に活性な元素であり、且つ一般的な腐食、及び特に汚染された酸を生じる酸環境における腐食、のような複数の種々の腐食に対して耐性を改良するための目的を備える。それに加えて、クロムの高含有量は、窒素の添加を鋼へ十分な量にするために望ましい。すなわち、クロム含有量は、耐食性を改良するために可能な限り多く保持することが望ましい。

40

【0014】

したがって、クロム含有量は、23 . 0 ~ 30 . 0 w t % の範囲にすべきであり、好ましくは少なくとも24 . 0 w t %、最も好ましくは少なくとも27 w t %にする。しかしながら、あまりにも多いクロム含有量は金属間析出物の危険を増加し、この理由のために、この含有量は、最大30 . 0 w t % 好ましくは29 . 0 w t % までに限定する必要がある。

【0015】

ニッケル (Ni)

50

高含有量のニッケルは、CrとMoの溶解度を増加することにより高合金化鋼を均質にする。それによって、このオーステナイト安定化ニッケルが、広範囲に合金化元素クロムとモリブデンからなる望ましくないシグマ - 相、ラーベス - 相、及び - 相の形成を抑制する。

【0016】

しかしながら、欠点は、ニッケルが鋼中の窒素の溶解度を減少させ、且つ熱間加工性を低下させ、これがこの鋼のニッケル含有量の上限を必要とする。しかしながら、本発明は、上述にしたがう高含有量のニッケルを高クロム - マンガン - 含有量に釣り合わせることで窒素の高含有量が可能であることが示された。

【0017】

したがって、この鋼のニッケル含有量は、25.0 ~ 35.0 wt % に限定すべきであり、好ましくは少なくとも26.0 wt %、さらに好ましくは少なくとも30.0 wt %、最も好ましくは31.0 wt %、且つ好ましい最高は34.0 wt %である。

【0018】

モリブデン (Mo)

最近の耐食性においては、オーステナイトステンレス鋼は、例えば酸の還元並びに塩基環境の酸化の中で腐食アタックについての耐性を増加するために、ほとんどはモリブデンの高合金添加である。

【0019】

高含有量中のモリブデンは、この鋼の合計化学組成に依存し、腐食速度を増加して、それぞれ耐食性を減少する。これは、望ましくない層の増加を与えるモリブデンの析出勾配を説明する。それによって、高含有量のクロムは、高含有量モリブデンに有利となるように、またこの鋼の最適組織安定性を得るために、選択される。確かに、双方の合金化元素は析出勾配を増加させるが、試験ではモリブデンがクロムと同じ量より2倍それに機能することが示された。この鋼においては、モリブデンの量はタングステンと全体的にまたは部分的に取り替えることができる。しかしながら、この鋼は少なくとも2.0 wt %のモリブデンを好ましく含有する必要がある。したがって、モリブデンの含有量は2.0 ~ 6.0 wt % 以下の間に、好ましくは少なくとも3.7 wt %に、さらに好ましくは少なくとも4.0 wt %に、限定する必要がある。モリブデン含有量の上限は、6.0 wt % 好ましくは5.5 wt %である。

【0020】

マンガン (Mn)

マンガンは、3つの理由でこの鋼に対しては極めて重要である。最終製品については、この鋼が冷間加工の際に歪時効するという理由で高強度が目的とされる。窒素及びマンガンの双方が積層欠陥エネルギーを減少することが既知であり、この積層欠陥エネルギーは順次に材料中の転位が分離することをもたらして且つショックレー - 粒子 (Shockley - particles) を形成する。積層欠陥エネルギーが大きいほど、ショックレー粒子の距離が大きいほど、且つ転位の横断横滑りが悪化するほど、材料が歪硬化する傾向が得られることになるであろう。この理由は高含有量マンガンであり、且つ窒素がこの鋼に付いては非常に重要となる。さらにその上に、マンガンが溶湯中に窒素の溶解度を増加させ、これは高含有量マンガンをもっと有利にするといえる。溶解度を減少させるニッケル含有量はクロム含有量より多く選択されるので、単なるクロムの高含有量が十分な溶解度にならない。本発明の範囲においてはマンガン含有量の第3の目的は、温度上昇時の降伏応力の解析がこの鋼の熱間加工の際にマンガンの改良効果を驚くべきことに示したことである。高合金化すればするほどそれらを加工することが困難となり、且つ加工性の改良のためにさらに重要な添加をすればするほど製造を単純にし且つ安くする。良好な熱間加工性が、管、線及び帯板などの製造に対して、この鋼を優れたものにする。

【0021】

したがって、マンガンの合金化含有量は1.0 ~ 6.0 wt % の範囲にすべきであるが、2.0 wt % より好ましくは3.0 wt % より多くし、且つ好ましくは4.0 ~ 6.0

10

20

30

40

50

w t % の範囲にする。

【 0 0 2 2 】

炭素 (C)

炭素はフェライト及びオーステナイトの双方において溶解度が制限される。この制限された溶解度は、クロム炭化物に付いての処理を意味し、そのためにこの含有量は 0 . 0 5 w t % を超えてはならず、好ましくは 0 . 0 3 w t % を越えない。

【 0 0 2 3 】

シリコン (S i)

シリコンは鋼の製造の際に脱酸素剤として利用され、並びに準備及び溶接の際に流動性を増加させる。しかしながら、あまりにも高含有量のシリコンは、好ましくない金属間相の析出をもたらす、このためこの含有量は、最大 1 . 0 w t % に、好ましくは最大 0 . 8 w t % に、最も好ましくは 0 . 4 w t % に制限する。 10

【 0 0 2 4 】

硫黄 (S)

硫黄は、容易に溶融する硫化物を形成することによって耐食性にマイナスに影響を及ぼす。それに加えて、硫黄は熱間加工性に悪影響を及ぼす理由で、硫黄含有量が最大 0 . 0 2 w t % に制限される。

【 0 0 2 5 】

窒素 (N)

窒素は、モリブデンと似ていて、塩基性環境の酸化中に耐食性だけでなく鋼の機械的強度を非常に高めるために、最近の耐食性オーステナイトでは一般的な合金化元素である。それに加えて、窒素は、金属間相の形成を強く抑制するというプラスの効果を有する。この上限含有量は、鑄造時の窒素の含有量によって制限され、一方下限は組織安定性とオーステナイト安定性とで制限される。この鋼では、利用されるとき機械的強度の増加に及ぼす窒素の効果が最も重要である。この鋼の積層欠陥エネルギーを減少するマンガンに似た窒素により、上述するように冷間変形時に引張強度に大きな増加が達成される。窒素が結晶組織に引っ張りを生ずる置換型溶質元素の結果として、本発明は鋼の機械的強度を上昇するために用いられる。高強度材料を用いることによって、同様の強度で、少ない材料消費で、且つそれによって低重量が得られる可能性が与えられる。同時に、これは材料の延性に付いての要求が増加する。したがって、窒素の含有量は、 0 . 2 0 ~ 0 . 4 0 w t % にすべきである。 20 30

【 0 0 2 6 】

銅 (C u)

オーステナイトステンレス鋼等級の腐食特性に及ぼす銅の影響は議論の余地がある。しかしながら、これは銅が硫酸中の耐食性を非常に改良することを明確にすることであると考慮され、これはこの適用分野の鋼に対しては非常に重要である。試験において、銅は製造観点から特に管の製造に対して好ましい元素であることが示され、このために銅の添加が管に適用する材料に対して特に重要である。しかしながら、高含有量のマンガンと組み合わせられた高含有量の銅は熱間延性を非常に害するために、銅含有量の上限は 3 . 0 w t % に決定することが、実験によって習得された。銅含有量は最も好ましい上限は 1 . 5 w t % である。 40

【 0 0 2 7 】

タングステン (W)

タングステンは孔食と応力腐食割れに付いての耐性を増加する。しかし、クロム含有量並びにモリブデン含有量と組み合わせたあまりにも高含有量のタングステンとの合金化によって、金属間析出に対する危険が増加することが含まれる。したがって、タングステン含有量は 0 ~ 6 . 0 w t % の範囲内にすべきであり、好ましくは 0 ~ 4 . 0 w t % である。

【 0 0 2 8 】

延性の付加

マグネシウム (M g)、カルシウム (C a)、セリウム (C e)、ボロン (B)、ランタン (L a)、プラセオジウム (P r)、ジルコニウム (Z r)、チタン (T i) 及びネオジウム (N d) の群の元素の少なくとも 1 種を、熱間加工性を改良するために、 2 . 0 w t % 以下の濃度で添加する必要がある。

【発明を実施するための最良の形態】

【 0 0 2 9 】

実施態様の記載

図示するがそれに限定することを目的としない、本願発明の幾つかの実施態様を示す。

【 0 0 3 0 】

本発明のテスト鋼及び既知の鋼の化学組成を表 1 に示し、これらは比較目的のために示す。 10

全部で 1 1 個の 1 7 0 - k g テスト鑄塊が高周波真空炉で作られた。さらに、 2 . 2 トンの実物大の鑄塊が製造され、それらの組成をヒート番号 1 2 として示す。ヒート番号及びテスト鑄塊の組成は表 1 に示される。

【 0 0 3 1 】

表 1 . 試験材料の組成 (w t %)

ヒート

番号	C	S i	M n	C r	N i	M o	C u	N	C e	
1	0.015	0.22	5.16	27.00	34.12	6.60	1.42	0.38	0.06	
2	0.015	0.24	4.92	23.19	34.13	3.77	0.54	0.24	0.06	20
3	0.015	0.22	1.03	27.71	34.86	3.97	0.50	0.41	0.03	
4	0.014	0.24	1.02	23.60	34.88	6.88	1.44	0.26	0.05	
5	0.015	0.23	4.99	23.68	24.67	3.89	1.45	0.37	0.03	
6	0.016	0.26	1.10	24.16	25.10	7.00	0.50	0.38	0.02	
7	0.017	0.27	5.06	26.23	29.48	6.20	0.45	0.22	0.04	
8	0.017	0.24	1.14	27.72	29.87	3.91	1.48	0.25	0.04	
9	0.015	0.23	1.07	24.16	25.07	6.91	0.52	0.37	0.04	
10	0.019	0.24	4.71	27.44	34.17	6.54	1.38	0.39	<0.01	
11	0.011	0.27	5.1	26.5	33.7	5.9	0.011	0.38	0.03	
12	0.012	0.34	5.04	26.44	33.96	5.26	0.080	0.080	0.01	30
A	0.004	0.05	0.03	22.3	60.0	16.0	0.011	0.002		
B	0.020		3	24	22	7.3	0.5	0.50		
C	0.02	1	1	20	25	6.5	1	0.2		

【 0 0 3 2 】

ヒート A は合金 5 9 を示し、ヒート B は 6 5 4 S M O を示し、且つヒート C は U N C 規格番号 8 9 2 6 を示す。全ての鑄塊からテスト材料が、鍛造、押出し、熱処理、旋削加工 / フライス加工及び 1 1 2 0 で 3 0 分間実施されて、引き続き水焼入れする最終熱処理により製造された。

【 0 0 3 3 】

この場合試験用として使用され、参照として使用された既知の鋼は示された範囲であり、これは試験をしたこの鋼の標準組成である組成に規定されている。 40

【実施例】

【 0 0 3 4 】

実施例 1

耐全面腐食性は、本発明の鋼を次の環境に曝すことによって測定した。すなわち、

沸騰温度の 1 . 5 % H C l

8 0 の 3 0 % H₂ S O₄

9 0 の 5 0 % H₂ S O₄

2 5 % 蟻酸と 5 0 % 酢酸と 2 0 0 0 p p m の C l⁻ との混合物

9 0 で 4 1 . 9 % P₂ O₅ と 1 . 8 % F⁻ とで汚染した 4 3 % H₃ P O₄

【 0 0 3 5 】

それぞれの材料について、各溶液中で2回の試験をした。この試験は、次の手順に従って実施された。3回の期間の露出は1日と3日と3日であり、各期間の開始においてZn帯板で活性化された。個々の試料のついでの結果は、期間2と期間3との間の腐食速度の平均とした。試験結果は次のように要約することができる。

	腐食速度 (mm / 年)
- 沸騰温度の 1 . 5 % HCl :	1 ~ 2 . 5
- 80 の 30 % H ₂ SO ₄ :	0
- 90 の 50 % H ₂ SO ₄ :	0 . 35 ~ 0 . 55
- 25 % 蟻酸と 50 % 酢酸と	
2000 ppmの Cl ⁻ との混合物 :	0 ~ 0 . 02
- 90 で 41 . 9 % P ₂ O ₅ と 1 . 8 % F ⁻ とで	
汚染した 43 % H ₃ PO ₄ :	
654 SMO	0 . 0581
ヒート 10	0 . 0469
ヒート 11	0 . 0438

10

【 0 0 3 6 】

実施例 2

その他の処理 - 、精製 - 、及び油脂 - 、及びガス - 工業内では、これは海水での処理または処理しないことによる種々の薬剤の冷却でもってよくあることである。一般的な構成は、溶接するかまたは管状の板に導入した管を備えた管状の熱交換機を使用することである。管状熱交換器の通常スタイルではないが、管はU字状に曲げられ、且つ入口と出口の双方が同じ管状の切妻状にされることである。これらのU字状の管が製造されるとき、冷間加工は曲げ部分に位置して、このため応力開放焼鈍が施される。管状部分は海水で冷却され、それによって塩化物を含む環境特に海水で優れた耐食性が要求される。海水での腐食は塩化物局部腐食を特徴とする。標準方法のASTMのG48Aが、海水での局部腐食の試験方法として使用され、これは塩化処理をした海水を模擬するものであり、最も海水が腐食する状態であると考えられる。冷間加工は局部腐食に対する耐性を減少することを確立した。

20

【 0 0 3 7 】

続いて、試験片が取り出されて60%の圧下率で冷間加工され、且つその後標準ASTMのG48Cのしたがって試験され、それによって、92.5 臨界孔食温度に対する値が得られた。参照鋼のUNS番号8926の60%圧下率の冷間加工試料については、64 のCPT値が得られた。焼鈍状態で87 のCPT値を有する254 SMOは、冷間加工状態で僅か62.5 ~ 72.5 であつた。しかしながら、冷間加工状態の本発明の鋼に対する92.5 のCPTは、100 のCPT値に非常に近くて、これは焼鈍状態の同一材料の試験で達成された。したがって、本発明の鋼は、冷間加工の程度にかかわらず海水での局部腐食について非常に優れた耐性を示し、または応力保持焼鈍が成されたか成されないかにかかわらず、海水での局部腐食について非常に優れた耐性を示した。これは、この鋼及び、例えば管、特にシームレス及びシーム溶接管のようなこの鋼で製造された製品を、海水冷却の適用における使用に非常に適切する。

30

40

【 0 0 3 8 】

実施例 3

熱処理に適切な温度を見つけるために、焼鈍試験が8つのヒートについて1時間の種々の温度で行われた。顕微鏡組織を検査した後、その結果は表2に要約することができた。

【 0 0 3 9 】

表2は種々の温度での顕微鏡組織の安定度を示す。

ヒート

番号	1050	1075	1100	1125	1150	1175	1200	1225	1250
1	-	-	-	-	-				

50

2	-					-	-	-	-
3	-	-	-	X	X				
4	-	-	X	X			-	-	-
5						-	-	-	-
6	-	-	-	-	-	X	x	x	

：析出物無し

-：試験せず

x：形跡あり

X：相

【0040】

10

作られた焼鈍シリーズは、全ての変種材が1250 で明確なオーステナイト組織になることが示された。

【0041】

実施例4

熱間加工性を確かめるために、変種材1～10をグリーンブルで試験をして適切な鍛造温度を決定した。得られたデータは最大延性と、並びに0%延性として規定される燃焼温度を評価した。この結果は次の式を用いて要約することができる。

最大延性：129.8 - 1.86%Mn - 87.86%N - 7.48%Mo

$T_{burning}$ (燃焼温度)：1269 - 1.09%Ni - 3.1%Mn - 4.1%Cr - 128.6%N - 8.6%Mo

20

【0042】

これらの式の結果と、本発明のヒートと、参照ヒートを表3に示す。

表3

ヒート	最大延性 (%)	$T_{burning}$ (燃焼温度) ()
1	37.4476	1221.113
2	71.3628	1248.483
3	62.1660	1254.799
4	53.5968	1232.131
5	58.9132	1242.915
6	42.0072	1228.447
7	54.6832	1247.244
9	43.6418	1230.627
10	37.8548	1223.494
11	42.7952	1225.727
12	74.0520	1269.288
A	9.88848	1157.081
B	25.6860	1207.340
C	61.7480	1239.150

30

【0043】

グリーンブル試験でマンガンが最大延性を悪化させることは、粒界に硫化マンガンを形成することに関係する。さらにその上に、マンガン、窒素及びモリブデンは熱間延性に対しては否定的である。モリブデン及び窒素は固溶強化効果を有し、並びにそれらが熱間加工性に著しい結果を与える再結晶をさらに困難にする。

40

【0044】

ニッケル、マンガン、窒素及びモリブデンは燃焼温度を低下させ、一方クロムはそれを上昇させる。熱間加工性の観点で好ましい鋼を達成するために、代わりにクロムの含有量を可能な限り高く維持する必要がある。鋼を安定にするために、窒素に代えてニッケルは所定量にすべきである。その後窒素とモリブデンが所望の耐食性まで添加される。マンガンは総体的に避けられて、代わりに所望の窒素溶解度はクロムの含有量を増加することによって達成される。

50

【 0 0 4 5 】

実施例 5

標準 A S T M の G 4 8 A にしたがう試験は、ヒート 8 を除く全ての変種材の材料について実行した。開始温度は、5 0 の開始温度で試験をしたヒート 1 1 と 1 2 を除き、全ての変種材で 2 5 であった。2 回の試験が行われた。温度上昇は、全ての試料で 5 であった。使用された試験溶液は、H C l を添加していない通常の 6 % F e C l₃ であった。結果は、二つの試験片に付いての平均 P C T として扱った。最も良好な変種材の結果としては、孔食が 1 0 0 の最高試験温度で出願しないことと考察する。電気化学試験は、ヒート 8 を除く全てのヒートで実施された。この場合に、環境は 3 % N a C l 溶液で負荷電位 6 0 0 m V、S C E であった。開始温度は 2 0 であり、5 度ごとに上昇させた。各材料のヒートから 6 本の試料を試験した。電気化学試験からの結果は、8 5 ~ 9 5 の間の C P T 値になると考えられる。

10

【 0 0 4 6 】

実施例 6

引張強度は、図 1 の室温 (R T) と、図 2 の 1 0 0 と、図 3 の 2 0 0 とで引っ張り試験で測定された。それぞれの温度で、それぞれの材料の変種材で二つの試料を試験した。変種材 8 は 1 0 0 では試験をしなかった。その結果 (降伏強度と伸び) が、それぞれの材料の変種材の二つの値の平均値として示された。室温での衝撃試験による衝撃強度は図 4 に示し、且つ - 1 9 6 は図 5 に示す。概ね 3 本の試験片が各温度で用いられ、その結果をこれらの 3 本の平均として示した。ヒート 1 ~ 8 に対しては、半分の大きさの試験片 (5 × 1 0 m m の横断面) が使用され、ヒート 1 1 ~ 1 2 に対しては、完全な大きさの試験片 (1 0 × 1 0 m m の横断面) が用いられた。最良のヒートの降伏強度は、室温で 4 5 0 M P a 及び 2 0 0 で 3 2 0 M P a であった。伸び値 (A) は概ね大きくて 6 0 ~ 7 0 % であり、図 6 ~ 8 に示す。最良のヒートの衝撃強度は、室温で 3 0 0 J / c m² であり、且つ - 1 9 6 で 2 2 0 J / c m² であった。

20

【 0 0 4 7 】

実施例 7

粒界腐食の程度を測定するために、ヒュー (H u e y) 試験が、標準 A S T M の A 2 6 2 - c にしたがって、6 5 % H N O₃ で 5 × 4 8 時間の間 2 倍の試験片で実施された。

30

【 0 0 4 8 】

ヒート番号 8 を除く全てのヒートが試験された。その結果は 2 本の試験片の平均として、5 区間の間の平均腐食比率を示した。試験をしたヒートの腐食比率を図 9 に示す。腐食比率は 0 . 0 6 ~ 0 . 1 6 m m / 年の間で変化すると思われる。

【 図面の簡単な説明 】

【 0 0 4 9 】

【 図 1 】 本発明のヒート 1 ~ 1 0 に対する室温での引っ張りの降伏点を示す。

【 図 2 】 本発明のヒート 1 ~ 1 0 に対する 1 0 0 の温度での引っ張りの降伏点を示す。

【 図 3 】 本発明のヒート 1 ~ 1 0 に対する 2 0 0 の温度での引っ張りの降伏点を示す。

【 図 4 】 本発明のヒート 1 ~ 1 0 の半分の大きさの試料に対する衝撃試験の結果を、室温での 3 個の試験片の平均で示す。

40

【 図 5 】 本発明のヒート 1 ~ 1 0 の半分の大きさの試料に対する衝撃試験の結果を、1 9 6 での 3 個の試験片の平均で示す。

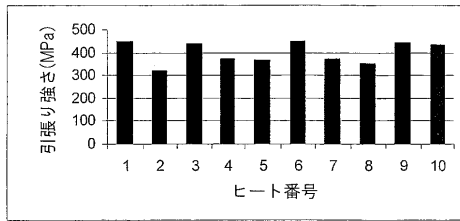
【 図 6 】 本発明のヒート 1 ~ 1 0 に対する 2 0 0 の温度での伸びを示す。

【 図 7 】 本発明のヒート 1 ~ 1 0 に対する室温での伸びを示す。

【 図 8 】 本発明のヒート 1 ~ 1 0 に対する 1 0 0 の温度での伸びを示す。

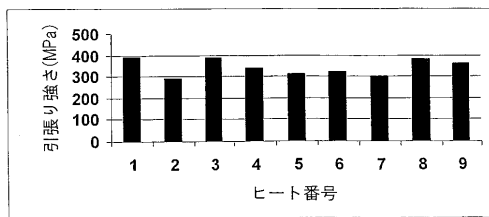
【図 1】

Figure 1



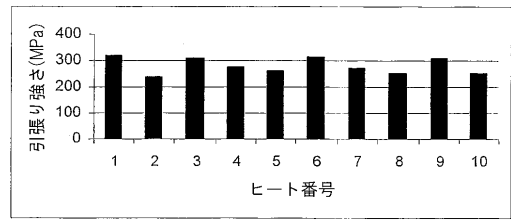
【図 2】

Figure 2



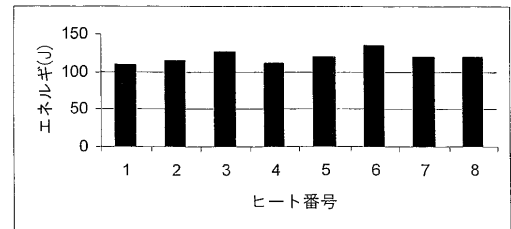
【図 3】

Figure 3



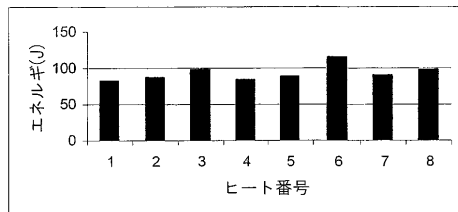
【図 4】

Figure 4



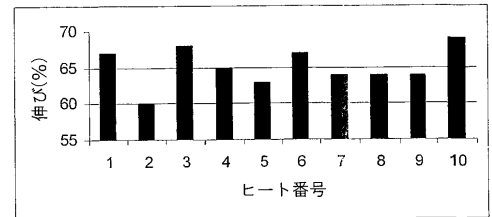
【図 5】

Figure 5



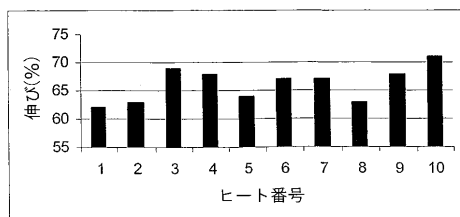
【図 7】

Figure 7



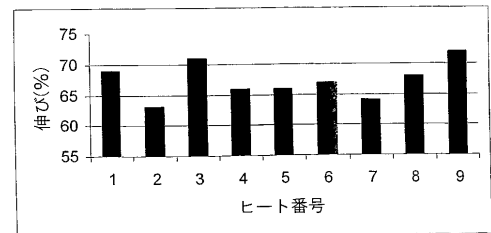
【図 6】

Figure 6



【図 8】

Figure 8



【 国際調査報告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/SE 02/02156

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
IPC7: C22C 38/44 According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)		
IPC7: C22C		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched		
SE,DK,FI,NO classes as above		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)		
EPO-INTERNAL, WPI DATA, PAJ		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	US 4824638 A (JOHN H. CULLING), 25 April 1989 (25.04.89), column 1, line 13 - line 16; column 2, line 55; column 3, line 36 - line 39, column 3, line 48-line50; column 4, line 29-line 36;column 6, line 29-line 31; column 6,line 60 - column 7,line 4; table 1, steels no. 1418 and 1420; abstract --	1-6
X	DATABASE WPI Week 198248 Derwent Publications Ltd., London, GB; Class M27, AN 1982-03311J & JP 57171651 A (NISSHIN STEEL CO LTD) 22 October 1982 (1982-10-22) abstract; table 1, alloy E --	1-6
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance: the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance: the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search		Date of mailing of the international search report
4 February 2003		11-02-2003
Name and mailing address of the ISA/ Swedish Patent Office Box 5055, S-102 42 STOCKHOLM Facsimile No. +46 8 666 02 86		Authorized officer Anna-Maj Magnusson/MP Telephone No. +46 8 782 25 00

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/SE 02/02156

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	<p>DATABASE WPI Week 199508 Derwent Publications Ltd., London, GB; Class M27, AN 1995-057480 & JP 6336659 A (NISSHIN STEEL CO LTD) 06 December 1994 (1994-12-06) abstract</p> <p>--</p>	
A	<p>WO 0202837 A1 (SCHOELLER-BLECKMANN OILFIELD TECHNOLOGY GMBH & CO KG ET AL), 10 January 2002 (10.01.02)</p> <p>--</p>	1-6
A	<p>US 4400349 A (TAKEO KUDO ET AL), 23 August 1983 (23.08.83), table 1, alloy no 4</p> <p>--</p>	1-6
A	<p>DATABASE WPI Week 198948 Derwent Publications Ltd. London GB; Class M22, AN 1989-351772 & JP 1262048 A (NIPPON STEEL CORP) 18 October 1989 (1989-10-18) abstract</p> <p>-- -----</p>	1-6

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/SE 02/02156

Patent document cited in search report			Publication date	Patent family member(s)		Publication date
US	4824638	A	25/04/89	AT	113320 T	15/11/94
				DE	3851948 D,T	23/02/95
				EP	0325631 A,B	02/08/89
				WO	8900209 A	12/01/89
WO	0202837	A1	10/01/02	AT	408889 B	25/03/02
				AT	11332000 A	15/08/01
				AU	6565701 A	14/01/02
				NO	20022917 A	18/06/02
US	4400349	A	23/08/83	DE	3223457 A,C	27/01/83
				FR	2508491 A,B	31/12/82
				GB	2105368 A,B	23/03/83
				JP	58001042 A	06/01/83
				SE	442025 B,C	25/11/85
				SE	8203922 A	23/06/82
				JP	58001043 A	06/01/83
				JP	58001044 A	06/01/83

フロントページの続き

(81)指定国 AP(GH,GM,KE,LS,MW,MZ,SD,SL,SZ,TZ,UG,ZM,ZW),EA(AM,AZ,BY,KG,KZ,MD,RU,TJ,TM),EP(AT, BE,BG,CH,CY,CZ,DE,DK,EE,ES,FI,FR,GB,GR,IE,IT,LU,MC,NL,PT,SE,SK,TR),OA(BF,BJ,CF,CG,CI,CM,GA,GN,GQ,GW, ML,MR,NE,SN,TD,TG),AE,AG,AL,AM,AT,AU,AZ,BA,BB,BG,BR,BY,BZ,CA,CH,CN,CO,CR,CU,CZ,DE,DK,DM,DZ,EC,EE,ES, FI,GB,GD,GE,GH,GM,HR,HU,ID,IL,IN,IS,JP,KE,KG,KP,KR,KZ,LC,LK,LR,LS,LT,LU,LV,MA,MD,MG,MK,MN,MW,MX,MZ,N O,NZ,OM,PH,PL,PT,RO,RU,SD,SE,SG,SI,SK,SL,TJ,TM,TN,TR,TT,TZ,UA,UG,UZ,VN,YU,ZA,ZM,ZW

(72)発明者 バハー, ババク

スウェーデン国, エス - 8 1 1 4 0 サンドビッケン, スベベージェン 2 0 アー

(72)発明者 フロディグ, ヨハン

スウェーデン国, エス - 8 1 1 3 2 サンドビッケン, ヘムガタン 1 1 アー

(72)発明者 カンガス, パシィ

スウェーデン国, エス - 8 1 1 3 6 サンドビッケン, カーラベージェン 3 7

(72)発明者 キビサク, ウルフ

スウェーデン国, エス - 8 1 1 6 0 サンドビッケン, アガベージェン 1 8 セー