

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5337473号
(P5337473)

(45) 発行日 平成25年11月6日(2013.11.6)

(24) 登録日 平成25年8月9日(2013.8.9)

(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 38/38 (2006.01) C 2 2 C 38/38
C 2 2 C 38/58 (2006.01) C 2 2 C 38/58
C 2 1 D 9/46 (2006.01) C 2 1 D 9/46 Q

請求項の数 7 (全 16 頁)

(21) 出願番号	特願2008-330428 (P2008-330428)	(73) 特許権者	503378420 新日鐵住金ステンレス株式会社 東京都千代田区大手町二丁目6番1号
(22) 出願日	平成20年12月25日(2008.12.25)	(74) 代理人	100105441 弁理士 田中 久喬
(65) 公開番号	特開2009-209448 (P2009-209448A)	(74) 代理人	100107892 弁理士 内藤 俊太
(43) 公開日	平成21年9月17日(2009.9.17)	(72) 発明者	秦野 正治 東京都千代田区大手町二丁目6番1号 新日鐵住金ステンレス株式会社内
審査請求日	平成23年8月9日(2011.8.9)	(72) 発明者	高橋 明彦 東京都千代田区大手町二丁目6番1号 新日鐵住金ステンレス株式会社内
(31) 優先権主張番号	特願2008-25112 (P2008-25112)		
(32) 優先日	平成20年2月5日(2008.2.5)		
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%にて、C：0.1%以下、Cr：17~25%、Si：1%以下、Mn：3.7%以下、Ni：0.6~3%、Cu：0.1~3%、N：0.06%以上、0.15%未満を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、オーステナイト相の体積分率が15~70%であるフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織を有し、板厚中心の板面(ND)において、フェライト相のND//{111}±10°とND//{101}±10°からなる結晶方位粒が合わせて10面積%以上存在することを特徴とする耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【請求項2】

前記鋼が、さらに質量%にて、Al：0.2%以下、Mo：1%以下、Ti：0.5%以下、Nb：0.5%以下、B：0.01%以下、Ca：0.01%以下、Mg：0.01%以下、希土類元素：0.5%以下の1種または2種以上含有していることを特徴とする請求項1に記載の耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【請求項3】

引張試験における均一伸びが30%以上であることを特徴とする請求項1または2に記載の耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【請求項4】

請求項1または2に記載の鋼成分を有するステンレス鋼スラブを1150~1300

で加熱し、熱間粗圧延を施す際に、熱間粗圧延は、圧延開始温度を1150以上、圧延終了温度を1050以上とし、かつ各パスの間隔が2秒以上、60秒以下である多パス圧延とすることを特徴とする、オーステナイト相の体積分率が15～70%であるフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織を有し、板厚中心の板面（ND）において、フェライト相のND//{111}±10°とND//{101}±10°からなる結晶方位粒が合わせて10面積%以上存在する耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

【請求項5】

請求項4に記載した熱間粗圧延において、圧下率20%以上のパスが総パスの1/2以上を占め、圧下率の最も大きい1パスあるいは圧下率の大きい2パスの合計で圧下率50%以上となることを特徴とする、オーステナイト相の体積分率が15～70%であるフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織を有し、板厚中心の板面（ND）において、フェライト相のND//{111}±10°とND//{101}±10°からなる結晶方位粒が合わせて10面積%以上存在する耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

10

【請求項6】

請求項4または5に記載した熱間粗圧延の後、次ぎの熱間仕上げ圧延の終了温度を900以上とすることを特徴とする、オーステナイト相の体積分率が15～70%であるフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織を有し、板厚中心の板面（ND）において、フェライト相のND//{111}±10°とND//{101}±10°からなる結晶方位粒が合わせて10面積%以上存在する耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

20

【請求項7】

請求項4から6のいずれか1項に記載した熱間粗圧延の後、熱延板焼鈍をして1回の冷間圧延、または中間焼鈍を挟む2回以上の、合計圧下率で50%以上になる冷間圧延を行い、900～1200で仕上げ焼鈍を行うことを特徴とする、オーステナイト相の体積分率が15～70%であるフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織を有し、板厚中心の板面（ND）において、フェライト相のND//{111}±10°とND//{101}±10°からなる結晶方位粒が合わせて10面積%以上存在する耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

30

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、耐リジグ性と加工性に優れるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板とその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

SUS304に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性と加工性に優れたステンレス鋼であり、厨房機器、家電製品、電子機器など幅広い分野で最も一般的に使用されている。しかしながら、オーステナイト系ステンレス鋼は、希少で高価なNiを多量に含有するため、将来にわたっての普及性と経済性には問題がある。

40

【0003】

一方、近年、精錬技術の向上により極低炭素・窒素化が可能となり、TiやNbなどの安定化元素の添加により、耐食性と加工性を高めたフェライト系ステンレス鋼は広範囲の分野へ適用されつつある。その大きな要因は、フェライト系ステンレス鋼が多量のNiを含有するオーステナイト系ステンレス鋼よりも経済性に優れるためである。しかしながら、フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼と比較して加工性、特に材料の伸び、均一伸びという点で大きく劣る。

【0004】

そこで、上記オーステナイト系とフェライト系の間中に位置するオーステナイト・フェ

50

ライト系ステンレス鋼が、近年、注目されている。従来、SUS329J4Lに代表されるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は、5%を超えるNiを含有し、更にNiより希少で高価なMoを数%含有するため、普及性と経済性の点で依然として問題がある。

【0005】

この問題に対応するものとして、Moを選択添加元素とし、Ni量を、特許文献1には0.1%超1%未満、特許文献2には0.5%以上1.7%以下に制約するオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼が開示されている。これら特許文献の実施例に示された鋼は、低Ni化を指向するために、0.1%を超えるNを含有し、かつMn量を3.7%超としている。

10

【0006】

特許文献3と特許文献4には、全伸びや深絞り性の向上を意図して、実質的にNi量を3%以下に制約し、オーステナイト相中のC+Nや成分バランスを調整したオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼が開示されている。また、関係するものとして、特許文献5の実施例には、N量を0.06%未満とし、フェライト相を母相として残留オーステナイト相を20%未満含む延性に優れたフェライト系ステンレス鋼が開示されている。

【0007】

特許文献6と特許文献7には、特許文献3および特許文献4と類似のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼において、耐隙間部腐食性および耐粒界腐食性の改善について開示されている。特許文献6の実施例に示された鋼は、Mn量を2%未満に制約し、0.5%超のNi量を添加した場合に0.3%を超えるN量を含むものである。特許文献7の実施例に示された鋼は、Mn量を2%超4%未満としてNi量が0.6%未満の場合にN量を0.15%未満とした鋼である。

20

【0008】

従来、オーステナイト系とフェライト系の間位置するオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼であるSUS329J4Lに代表される二相鋼では、引張加工した時に圧延方向に沿って生じる畝状の起伏、いわゆるリジングと呼ばれる現象を生じることが非特許文献1において指摘されている。これらリジングの発生は、フェライト系ステンレス鋼と同様にフェライト相の集合組織と密接な関係にある。非特許文献2および非特許文献3は、SUS329J4Lの集合組織を調査・研究されたものである。これら文献において、フェライト相は、熱延板焼鈍や冷間圧延と焼鈍を繰り返しても圧延集合組織を継承し、再結晶集合組織を得るのが困難であると報告されている。ここで、圧延集合組織とは、{001}方位ならびに{112}方位への集積が強いことを意味し、フェライト系ステンレス鋼ではこのような方位への集積が強いとリジングが発生しやすい。従って、二相鋼で発生するリジングも、フェライト系ステンレス鋼と同様に圧延集合組織への集積が強くフェライト相の再結晶が不足していることによると考えられる。

30

【0009】

上述した特許文献1～7には、上記に指摘したリジングの発生ならびに集合組織について何ら示唆する記述がない。具体的には、特許文献3～7に開示されたオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は良好な成形性を有するものの、加工によるリジングの発生ならびにその対策については明らかにされていない。

40

【0010】

【特許文献1】特開平11-071643号公報

【特許文献2】WO/02/27056号公報

【特許文献3】特開2006-169622号公報

【特許文献4】特開2006-183129号公報

【特許文献5】特開平10-219407号公報

【特許文献6】特開2006-200035号公報

【特許文献7】特開2006-233308号公報

【非特許文献1】日本ステンレス技報21(1986)、p12

50

【非特許文献2】材料とプロセス18(1995)、p708

【非特許文献3】材料とプロセス17(2004)、p408

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0011】

本発明は、鋼板のフェライト相の集合組織ならびにフェライト相とオーステナイト相の相バランスを規定し、鋼の成分や熱間圧延条件をコントロールすることにより、耐リジニング性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板およびその製造方法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】

【0012】

本発明者らは、前記した課題を解決するために、低Ni、省Moの低合金を指向したフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼の耐リジニング性と加工性を両立する集合組織と相バランスの関係、ならびにそれを実現する鋼の成分と製造方法について鋭意研究を行った。その結果、リジニング高さの低減には、フェライト相の{111}+{101}面積率を増やすことが有効であり、フェライト相の{111}+{101}面積率を増やすには、高合金型の二相鋼と比較し、低合金型の二相鋼の方が優位であることを知見した。また、オーステナイト相の体積分率が15~70%の範囲において、均一伸びは目標とする30%以上となり、均一伸びは、相の加工誘起マルテンサイト変態により上昇することを知見した。

【0013】

そして、耐リジニング性と加工性の支配因子は、フェライト相の結晶方位({111}+{101}面積率)と相率であることを見出した。

【0014】

さらに、フェライト相の結晶方位は、成分の影響に加えて、熱間圧延条件の影響も受け、フェライト相の再結晶を促進して{111}+{101}面積率を増やすには、オーステナイト相を有してフェライト相の生成量が多い高温域で粗圧延するのが好ましい。そして、相率は、冷間圧延後の仕上げ焼鈍温度の影響を受け、均一伸びを極大化する相率にコントロールするためには、仕上げ焼鈍温度が900~1200の範囲が好ましいことを知見した。

【0015】

本発明はこれらの知見に基づいて完成したもので、その発明の要旨は、次の通りである。

【0017】

(1)質量%にて、C:0.1%以下、Cr:17~25%、Si:1%以下、Mn:3.7%以下、Ni:0.6~3%、Cu:0.1~3%、N:0.06%以上、0.15%未満を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、オーステナイト相の体積分率が15~70%であるフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織を有し、板厚中心の板面(ND)において、フェライト相のND//{111}±10°とND//{101}±10°からなる結晶方位粒が合わせて10面積%以上存在することを特徴とする耐リジニング性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【0018】

(2)前記鋼が、さらに質量%にて、Al:0.2%以下、Mo:1%以下、Ti:0.5%以下、Nb:0.5%以下、B:0.01%以下、Ca:0.01%以下、Mg:0.01%以下、希土類元素:0.5%以下の1種または2種以上含有していることを特徴とする前記(1)に記載の耐リジニング性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【0019】

(3)引張試験における均一伸びが30%以上であることを特徴とする前記(1)また

10

20

30

40

50

は(2)のいずれかに記載の耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板。

【0020】

(4)前記(1)または(2)に記載の鋼成分を有するステンレス鋼スラブを1150~1300で加熱し、熱間粗圧延は、圧延開始温度を1150以上、圧延終了温度を1050以上とし、かつ各パスの間隔が2秒以上、30秒以下である多パス圧延とすることを特徴とする、オーステナイト相の体積分率が15~70%であるフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織を有し、板厚中心の板面(ND)において、フェライト相のND//{111}±10°とND//{101}±10°からなる結晶方位粒が合わせて10面積%以上存在する耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

10

【0021】

(5)前記(4)に記載した熱間粗圧延において、圧下率20%以上のパスが総パスの1/2以上を占め、圧下率の最も大きい1パスあるいは圧下率の大きい2パスの合計で圧下率50%以上となることを特徴とする、オーステナイト相の体積分率が15~70%であるフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織を有し、板厚中心の板面(ND)において、フェライト相のND//{111}±10°とND//{101}±10°からなる結晶方位粒が合わせて10面積%以上存在する耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

20

【0022】

(6)前記(4)または(5)に記載した熱間粗圧延の後、次ぎの熱間仕上げ圧延の終了温度を900以上とすることを特徴とする、オーステナイト相の体積分率が15~70%であるフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織を有し、板厚中心の板面(ND)において、フェライト相のND//{111}±10°とND//{101}±10°からなる結晶方位粒が合わせて10面積%以上存在する耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

【0023】

(7)前記(4)から(6)のいずれかに記載した熱間粗圧延の後、熱延板焼鈍をして1回の冷間圧延、または中間焼鈍を挟む2回以上の、合計圧下率で50%以上になる冷間圧延を行い、900~1200で仕上げ焼鈍を行うことを特徴とする、オーステナイト相の体積分率が15~70%であるフェライト相とオーステナイト相からなる二相組織を有し、板厚中心の板面(ND)において、フェライト相のND//{111}±10°とND//{101}±10°からなる結晶方位粒が合わせて10面積%以上存在する耐リジグ性と加工性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

30

【0024】

以下、前記(1)~(3)の鋼に係わる発明および(4)~(7)の製造方法に係わる発明をそれぞれ本発明という。また、(1)~(7)の発明を合わせて、本発明ということがある。

40

【発明の効果】

【0025】

本発明によれば、フェライト相の結晶方位およびオーステナイト相の体積分率を規定し、成分あるいは製造方法を適時コントロールすることにより、SUS304並の耐リジグ性と、SUS304に近いあるいは同等の加工性に優れ、特に加工性の指標となる引張試験における均一伸びが30%以上であるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板を得ることが出来る。

【発明を実施するための最良の形態】

【0026】

以下本発明を詳細に説明する。

50

まず、本発明を完成させるに至った代表的な実験結果について説明する。

【0027】

表1の鋼No. 1と鋼No. 2に成分を示すフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼を真空溶解し、5mm厚の熱延板を製造した。熱延板焼鈍は1000で行い、酸洗して1mm厚の冷延板を作製した。冷延板焼鈍は900～1200で実施し、冷却は強制風冷により200までの平均冷却速度を35～40/秒の範囲とした。冷延焼鈍板は、板厚中心の板面での集合組織、オーステナイト相の体積分率（以下 相率と表記する）、リジング高さ、均一伸びを測定した。比較材として、鋼No. 3に示す通常のSUS329J4L製品を用いて集合組織とリジング高さの関係を調べた。鋼の集合組織や相の体積分率は、熱間圧延条件と900～1200の範囲で実施した冷延板焼鈍温度により変化させた。

10

【0028】

【表1】

鋼 No	化学成分 (mass%)							
	C	Si	Mn	Cr	N	Ni	Cu	Mo
1	0.03	0.1	2.9	21	0.08	1.6	0.5	-
2	0.01	0.4	1.0	21	0.14	3.2	0.5	-
3	0.02	0.6	0.7	25	0.11	6.8	-	3.0

20

【0029】

板厚中心の板面（以下、NDと略記する）での集合組織は、EBSP法により、fcc（相）とbcc（フェライト相）の結晶構造を同定し、フェライト相の結晶方位を測定した。測定倍率は×100とした。結晶方位の測定結果から、ND//{111}±10°とND//{101}±10°に配向する結晶方位の面積率を求めた。相の体積分率（相率）は、板断面を樹脂に埋め込み研磨した後、赤血塩溶液（商標名：村上試薬）でエッチングして光学顕微鏡観察により求めた。赤血塩溶液にてエッチングすると、フェライト相は灰色、オーステナイト相は白色で判別することができる。リジング高さは、圧延方向と平行にJIS5号引張試験片を採取し、16%引張り後の表面起伏を粗さ計で測定して求めた。均一伸びは、圧延方向と平行にJIS13B引張試験片を採取し、引張速度10mm/分（JIS Z 2241で規定する引張速度の範囲）でくびれが生じるまでの伸びを求めた。

30

【0030】

(a) 図1には、上述したND//{111}±10°とND//{101}±10°に配向する結晶方位の面積率（以下、{111}+{101}面積率と記載する）とリジング高さの関係を示している。図1から、{111}+{101}面積率が10%以上の場合、リジング高さは目標とする5μm以下となり、SUS304に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼と同様に目視にて表面起伏は見られなくなる。リジング高さの低減には、フェライト相の{111}+{101}面積率を増やすことが有効である。

40

【0031】

(b) フェライト相の{111}+{101}面積率を増やすには、高合金型の二相鋼（鋼No. 3）と比較し、低Ni、省Mo化した低合金型の二相鋼（鋼No. 1、2）の方が優位である。加えて、低合金型の二相鋼においてもNi量とN量の低い方がより好ましい（鋼No. 1の方がより好ましい）。この理由は、熱間圧延時やその後の焼鈍によるフェライト相の再結晶状態に関係していると考えられる。すなわち、低合金化を指向することにより、フェライト相の再結晶が促進し、熱延板焼鈍後の冷間圧延素材においてフェライト相の再結晶方位である{111}が発達する。

【0032】

(c) 図2には、上述した 相率と均一伸びの関係を示している。図2から、相率が

50

15～70%の範囲において、均一伸びは目標とする30%以上となり、公知のTiやNbなどの安定化元素の添加により、耐食性と加工性を高めたフェライト系ステンレス鋼を遥かに超える、オーステナイト系ステンレスと遜色ない程度まで到達する。

【0033】

(d) 均一伸びは、相の加工誘起マルテンサイト変態により上昇する。図2の実験結果から、均一伸びは、相率の増加とともに単調に上昇するものでなく、特定範囲の相率において極大値をとる。この理由は、同一成分の鋼においても、相率によって相自体の成分が異なり、それにともない加工誘起マルテンサイト変態の生成量が変化するためと考えられる。そのため、加工性の指標とする均一伸び30%以上を得るという視点から、相率の上下限を考慮する必要がある。

10

【0034】

(e) 耐リジグ性と加工性の支配因子は、上述した実験結果に基づいて、フェライト相の結晶方位（ $\{111\} + \{101\}$ 面積率）と相率であることを見出した。

【0035】

(f) フェライト相の結晶方位は、上記(b)で述べた成分の影響に加えて、熱間圧延条件の影響も受ける。フェライト相の再結晶を促進して $\{111\} + \{101\}$ 面積率を増やすには、オーステナイト相を有してフェライト相の生成量が多い高温域で粗圧延するのが好ましい。この理由は、粗圧延において軟質なフェライト相へ変形が集中して、フェライト相の再結晶が促進するためである。一方、オーステナイト相の生成量が多い比較的低温域で粗圧延すると、軟質なフェライト相への極度の歪集中により割れを誘発する恐れがある。さらに、粗圧延では、フェライト相の再結晶を促進させるために、圧延時のパス間時間を取る、圧下率を大きくして歪を蓄積することが好ましい。粗圧延に続く仕上げ圧延において、圧延時の割れを回避する視点から、圧延終了温度を低くするのは好ましくない。

20

【0036】

(g) 相率は、冷間圧延後の仕上げ焼鈍温度の影響を受ける。均一伸びを極大化する相率にコントロールするために、仕上げ焼鈍温度は900～1200の範囲が好ましい。

【0037】

前記(1)～(7)の本発明は、上記(a)～(g)の知見に基づいて完成されたものである。

30

【0038】

以下、本発明の各要件について詳しく説明する。なお、各元素の含有量の「%」表示は「質量%」を意味する。

(A) 金属組織に関する限定理由を以下に説明する。

【0039】

本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、本発明の目標とする耐リジグ性と加工性を兼備させるために、その支配因子であるフェライト相の結晶方位（ $\{111\} + \{101\}$ 面積率）と相率を規定したものである。

【0040】

フェライト相の結晶方位は、EBSP法により求めることができる。EBSP法は、例えば、顕微鏡；鈴木清一、Vol. 39、No. 2、121～124に記載されているように、オーステナイト相(fcc)とフェライト相(bcc)の結晶構造を同定し、フェライト相の結晶方位を可視化することができる。このような結晶方位解析システムを使用すると、耐リジグ性の支配因子であるフェライト相の結晶方位、すなわち、 $ND // \{111\} \pm 10^\circ$ と $ND // \{101\} \pm 10^\circ$ に配向する結晶方位の面積率（ $\{111\} + \{101\}$ 面積率）を求めることができる。 $\{111\}$ や $\{101\}$ の数値表記は、上述したEBSP法の解析システムで示される逆極点図の表記に従う。試料は、鋼板の板厚中心付近の板面(ND)、測定倍率は100とした。 $\{ \}$ は、結晶面を示すミラー指数の表記を意味する。すなわち、-を負の符号とし、 $(-1-1-1)$ 、 (-111) 、 $($

40

50

1 - 1 1)、(1 1 - 1)、(- 1 - 1 1)、(1 - 1 - 1)などの等価な結晶面は{ }を使用して{ 1 1 1 }で代表する。

【 0 0 4 1 】

{ 1 1 1 } + { 1 0 1 }面積率は、本発明の目標とする耐リジグ性を得るために10%以上とする。図1の実験結果からも明らかなように、好ましくは12%以上、より好ましくは20%以上とする。上限は、特に規定するものではないが、後述する加工性(相率)ならびに製造性との兼ね合いから、50%を超える{ 1 1 1 } + { 1 0 1 }面積率を得ることは困難である。そのため、上限は50%以下であることが好ましい。

【 0 0 4 2 】

相率は、光学顕微鏡観察に基づいて求めることができる。鋼板断面を樹脂に埋め込み研磨した後、フェライト相とオーステナイト相が判別できるエッチング処理を施す。即ち、赤血塩溶液(商標名:村上試薬)にてエッチングすると、フェライト相は灰色、オーステナイト相は白色で判別することができる。相率は、光学顕微鏡で観察した視野を画像解析装置に取り込み、2値化処理を施して計測することができる。光学顕微鏡観察は、フェライト相とオーステナイト相の2値化処理ができる倍率(例えば400倍、倍率が低いと相境界が不明瞭で2値化できない場合がある)とし、特定視野への偏りをなくするために画像処理に供する観察面積を1mm²以上とした。

【 0 0 4 3 】

相率は、本発明の目標とする加工性を確保するために、15~70%の範囲とする。

相率が15%未満あるいは70%超の場合、本発明が対象としている低合金型の二相鋼において目標とする均一伸び30%以上を得ることは困難である。相率の好ましい範囲は、図2の実験結果からも明らかなように、30~60%とする。より好ましい範囲は40~60%である。

【 0 0 4 4 】

本発明の金属組織を有するフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、圧延方向と平行にJIS5号引張試験片を採取し、16%引張り後の表面起伏を粗さ計で測定して求める測定条件のリジグ高さ5μm以下、加工性の指標となる均一伸びが30%以上となり、SUS304並の耐リジグ性と、フェライト系ステンレスより大幅に高いSUS304に近いあるいは同等の加工性を得ることができる。

(B)成分に関する限定理由を以下に説明する。

【 0 0 4 5 】

フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼において、(A)項に述べた金属組織を得るには、成分の影響を受ける。成分は、以下の範囲とすることが好ましい。

【 0 0 4 6 】

Cは、オーステナイト相の体積分率(以下 相率と表記する)を高めると共に、オーステナイト相中に濃化して、オーステナイト相の安定度を高める元素である。上記効果を得るためには、0.001%以上含有することが好ましい。しかし、0.1%を超えると、Cを固溶させるための熱処理温度が著しく高くなるとともに、炭化物の粒界析出による鋭敏化を生じやすくなる。そのため、0.1%以下とする。より好ましくは0.05%以下である。

【 0 0 4 7 】

Crは、耐食性を確保する必須元素であり、耐食性を確保するためには下限を17%とすることが必要である。しかし、25%を超えると、靱性の低下、伸びの低下が生じるとともに、鋼中にオーステナイト相を生成させることが困難になる。そのため、25%以下とする。耐食性と加工性ならびに製造性の点から、好ましい範囲は、19~23%である。より好ましい範囲は、20~22%である。

【 0 0 4 8 】

Siは、脱酸元素として添加される場合がある。上記効果を得るためには、0.01%以上含有することが好ましい。一方、Siは1%を超えると、本発明の必須元素であるNの固溶度を下げて、窒化物析出による鋭敏化を誘発して耐食性を著しく低下させる恐れが

10

20

30

40

50

ある。さらに、本発明の目的とする加工性を確保することも困難になる。そのため、1%以下とする。過度の添加は精錬コストの増加にも繋がる。加工性と製造性の点から、好ましい範囲は、0.02~0.6%である。より好ましい範囲は、0.05~0.2%である。

【0049】

Mnは、オーステナイト相の体積分率を高めると共に、オーステナイト相中に濃化して、オーステナイト相自体の成分を調整して加工性の発現に有効な元素である。さらに、オーステナイト相へのNの固溶度を高める視点からも有効な元素である。また、脱酸剤としても効果的な元素である。上記効果を得るためには、0.5%以上含有することが好ましい。しかし、3.7%を超えると、耐食性の低下にも繋がる。そのため、3.7%以下とする。加工性や耐食性ならびに製造性の点から、好ましい範囲は、2~3.5%である。より好ましい範囲は、2.5~3.3%である。

10

【0050】

Niは、Mnと同様にオーステナイト相の体積分率を高めると共に、オーステナイト相中に濃化して、オーステナイト相自体の成分を調整して加工性の発現に有効な元素である。上記効果を得るためには、0.6%以上含有すること必要である。しかし、3%を超えると、原料コストの上昇を招く他、粗圧延でのフェライト相の再結晶が不十分となり、本発明の目的とする耐リジグ性の低下に繋がる恐れもある。そのため、3%以下とする。本発明が目的とする耐リジグ性と加工性ならびに経済性の点から、好ましい範囲は、0.7~2%である。より好ましい範囲は、0.9~1.7%である。

20

【0051】

Cuは、Mn、Niと同様にオーステナイト生成元素であり、加工性の発現に対して同様な作用を持つ。さらに、耐食性を向上させるのに有効な元素である。上記効果を得るためには0.1%以上含有することが必要である。しかし、3%を超えると、原料コストの上昇を招く他、Niと同様に本発明の目的とする耐リジグ性の低下に繋がる恐れもある。そのため、3%以下とする。本発明が目的とする耐リジグ性と加工性ならびに経済性の点から、好ましい範囲は、0.3~1%である。より好ましい範囲は、0.4~0.6%である。

【0052】

Nは、強力なオーステナイト生成元素であり、加工性の発現に対して有効な元素である。また、オーステナイト相に固溶して耐食性を高める元素である。上記効果を得るためには0.06%以上含有することが必要である。しかし、0.15%以上となると、本発明の目的とする耐リジグ性の低下に繋がる恐れもある。そのため、0.15%未満とする。また、Nの添加は溶解時のブローホール発生や熱間加工性を低下させる。本発明が目的とする耐リジグ性と加工性ならびに製造性の点から、好ましい範囲は、0.07~0.14%である。より好ましい範囲は、0.08~0.12%である。

30

【0053】

Alは、強力な脱酸剤であり、適宜添加することができる。上記効果を得るためには、0.001%以上添加することが好ましい。しかし、0.2%を超えると、窒化物を形成して表面疵の発生や本発明の目的とする耐リジグ性と加工性低下に繋がる恐れがある。そのため、添加する場合の上限は0.2%以下とする。添加する場合の好ましい範囲は0.005~0.1%である。

40

【0054】

Moは、耐食性を向上させるために添加しても良い。添加する場合は、0.2%以上とすることが好ましい。しかし、1%を超えると、本発明が目的とする耐リジグ性の低下に繋がる場合がある。そのため、添加する場合の上限は1%以下とする。添加する場合の好ましい範囲は、0.2~0.8%である。

【0055】

TiとNbは、CやNに起因して発生する鋭敏化を抑制して耐食性を向上させるために添加しても良い。添加する場合は、夫々0.01%以上とすることが好ましい。しかし、

50

夫々0.5%を超えると、経済性を損なう他、本発明の目的とする耐リジング性や加工性を阻害する恐れもある。そのため、添加する場合の上限は夫々0.5%以下とすることが好ましい。添加する場合の好ましい範囲は、夫々0.03~0.3%である。

【0056】

B、Ca、Mgは、熱間加工性を向上させるために適時添加しても良い。添加する場合は、夫々0.0002%以上とすることが好ましい。しかし、夫々0.01%を超えると、製造性を著しく損なう場合がある。そのため、添加する場合の上限は0.01%以下とする。添加する場合の好ましい範囲は、夫々0.0005~0.005%である。

【0057】

希土類元素は、B、Ca、Mgと同様に熱間加工性を向上させるために適時添加しても良い。添加する場合は、夫々0.005%以上とすることが好ましい。しかし、夫々0.5%を超えると、製造性および経済性を損なう場合がある。そのため、添加する場合の上限は夫々0.5%以下とする。添加する場合の好ましい範囲は、0.02~0.2%である。

10

【0058】

さらに、本発明のステンレス鋼は、上記の成分以外に、不可避的不純物の一部としてP、Sを下記の範囲で含有してもよい。P、Sは、熱間加工性や耐食性に有害な元素である。Pは、0.1%以下とするのが好ましい。より好ましくは0.05%以下である。Sは、0.01%以下とするのが好ましい。より好ましくは0.005%以下である。

【0059】

(C)製造方法に関する限定理由を以下に説明する。

20

【0060】

フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼において、(A)項に述べた金属組織を得るには、前記(B)項の成分を有していれば、特に限定しなくても良い場合がある。より好ましくは、前記(B)項の成分を有し、加えて以下の製造条件とすることが好ましい。

【0061】

フェライト相の結晶方位は、成分の影響に加えて、熱間圧延条件の影響を受ける場合がある。フェライト相の再結晶を促進して{111}+{101}面積率を増やすには、オーステナイト相を有してフェライト相の生成量が多い高温域で粗圧延するのが好ましい。そのために熱間圧延に先立って実施するスラブ加熱は1150~1300 とすることが好ましい。1150 未満の場合、オーステナイト相の生成量が多くなり、1300 超の場合、フェライト相の結晶粒径が粗大化して製造性を阻害する場合もある。より好ましくは1180~1270、さらに好ましくは1200~1250 の範囲とする。粗圧延は開始温度を1150 以上、終了温度を1050 以上とすることが好ましい。1150 以上の開始温度では、軟質なフェライト相へ変形が集中して、フェライト相の再結晶が促進する。1150 未満の開始温度では、軟質なフェライト相への極度の歪集中により割れを誘発する恐れがある。1050 以上の終了温度では、続く仕上げ圧延でのフェライト相の割れを回避することができる。より好ましくは、粗圧延は開始温度を1200 以上、終了温度を1100 以上の範囲とする。さらに、フェライト相の再結晶を促進させる手段として、各パスの間隔が2秒以上、60秒以下、好ましくは30秒以下である多パス圧延を繰り返すことが好ましく、その際、圧下率20%以上のパスを総パスの1/2以上とし、圧下率の最も大きい1パスあるいは圧下率の大きい2パスの合計で圧下率50%以上とすることがより好ましい。

30

40

【0062】

上記熱間粗圧延後の熱間仕上げ圧延の終了温度は、圧延時の割れを回避する視点から900 以上とする。より好ましくは950 以上、さらに好ましくは1000 以上とする。

【0063】

熱間圧延後、フェライト相の再結晶を促進させるために熱延板焼鈍を行うことが好ましい。焼鈍温度は950~1150 の範囲とすることが好ましい。950 未満の場合、

50

フェライト相の再結晶が不十分となる場合がある。1150 超の場合、フェライト相の結晶粒径が粗大化して、冷間圧延時にフェライト相/オーステナイト相の相境界で割れを生じる恐れもある。より好ましくは、1000~1100 の範囲とする。

【0064】

冷間圧延は、熱延板焼鈍をして1回、または中間焼鈍を挟む2回以上でも良い。中間焼鈍温度は前記した熱延板焼鈍温度と同様で良い。冷間圧延の合計圧下率は、冷延板焼鈍での再結晶促進により耐リジグ性を確保するために50%以上とする。50%未満の場合、本発明が目標とする耐リジグ性に到達しない恐れもある。合計圧下率の上限は特に規定するものでないが90%以下とすることが好ましい。90%超の場合、冷間圧延時の耳割れを誘発する恐れもある。

10

【0065】

相率は、冷間圧延後の仕上げ焼鈍温度の影響を受ける。相率は、本発明の目標とする加工性を確保するために、15~70%、好ましくは30~60%の範囲とする必要があるが、均一伸びを極大化する相率にコントロールするには、仕上げ焼鈍温度を900~1200 の範囲とすれば良い。900 未満の場合、冷延板の焼鈍そのものが不十分となる恐れがある。1200 超の場合、結晶粒の粗大化とともに相率の低下により目標とする均一伸びを得ることが困難になる。より好ましくは950~1150、さらに好ましくは950~1050 の範囲とする。

【実施例】

【0066】

以下に、本発明の実施例について述べる。

20

【0067】

表2に成分を示すフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼片を溶製し、熱間圧延を行い板厚5.0mmの熱延鋼板とした。鋼No.1、2は、参考例で規定する成分を示すものである。鋼No.3~16は、本発明で規定する好ましい成分に該当するものである。鋼No.17~22は、本発明で規定する好ましい成分に該当し、微量元素を含有するものである。鋼No.23~29は、本発明で規定する成分に該当しないものである。

【0068】

熱間圧延は、本発明で規定する好ましい条件に加え、それ以外の条件でも実施した。これら熱延鋼板を1000 で焼鈍・酸洗した後、1回の冷間圧延で1mm厚とし、仕上げ焼鈍を実施する製造方法を基本とし、それ以外の条件でも実施した。それ以外の条件とは、熱延鋼板の焼鈍・酸洗までで完了したもの(熱延焼鈍板)、1回の冷間圧延で3mm厚として仕上げ焼鈍を実施したものである。

30

【0069】

【表 2】

鋼 No	化学成分 (mass%)								備 考
	C	Si	Mn	Cr	N	Ni	Cu	他	
1	0.06	0.1	2.9	20.8	0.09	-	-	-	△
2	0.06	0.4	1.5	21.0	0.11	3.5	0.20		△
3	0.03	0.1	3.2	21.2	0.10	1.5	0.47		○
4	0.01	0.3	3.1	21.0	0.11	0.9	0.45		○
5	0.06	0.2	3.0	20.8	0.10	1.0	0.50		○
6	0.03	0.8	3.0	21.2	0.10	1.0	0.48		○
7	0.03	0.3	0.5	21.0	0.11	1.0	0.47		○
8	0.03	0.4	3.7	21.0	0.11	1.0	0.48		○
9	0.03	0.3	3.0	21.0	0.06	1.0	0.47		○
10	0.03	0.2	3.1	21.0	0.14	1.0	0.47		○
11	0.03	0.3	0.8	17.5	0.14	1.0	0.45		○
12	0.03	0.3	3.7	24.0	0.11	1.5	0.70		○
13	0.03	0.4	3.2	21.0	0.11	0.6	0.45		○
14	0.03	0.3	3.2	21.0	0.10	2.7	0.45		○
15	0.03	0.3	3.1	21.0	0.10	1.0	0.10		○
16	0.03	0.4	3.1	21.0	0.10	1.0	2.80		○
17	0.03	0.1	3.2	21.0	0.10	1.1	0.45	Al:0.07	●
18	0.03	0.1	3.2	21.0	0.10	1.1	0.45	Mo:0.4	●
19	0.03	0.1	3.1	21.0	0.10	1.0	0.46	Ti:0.1	●
20	0.03	0.1	3.1	21.0	0.10	1.0	0.48	Ca,Mg,B:0.001	●
21	0.03	0.1	3.1	21.0	0.10	1.0	0.48	REM:0.05	●
22	0.03	0.1	3.0	21.0	0.10	1.0	0.45	Nb:0.4	●
23	0.01	0.3	0.9	20.0	<u>0.20</u>	0.5	0.53		×
24	0.01	0.3	3.2	20.0	<u>0.05</u>	0.5	0.50		×
25	0.01	0.3	<u>4.0</u>	20.0	0.10	0.5	0.50		×
26	<u>0.11</u>	0.5	1.3	21.2	0.13	1.2	0.30		×
27	0.04	<u>1.1</u>	3.1	21.3	0.10	1.0	0.48		×
28	0.01	0.3	0.3	<u>25.5</u>	0.13	1.0	0.55		×
29	0.01	0.3	0.3	<u>16.5</u>	0.13	1.0	0.55		×

— は添加なし、下線は請求項に規定する成分から外れるものを意味する。

△:参考例に該当する成分

○:請求項 1 に該当する成分

●:請求項 2 に該当する成分

×:請求項 1、2 に該当しない成分

【 0 0 7 0 】

得られた熱延焼鈍板および冷延焼鈍板から、各種試験片を採取して、フェライト相の結晶方位、相率、リジング高さ、均一伸びを評価した。フェライト相の結晶方位は、EBSP法により、{111} + {101}面積率を求めた。相率は、鋼板断面を樹脂に埋め込み研磨した後、フェライト相とオーステナイト相が判別できるエッチング処理を施し、光学顕微鏡観察により求めた。リジング高さは、圧延方向と平行にJIS 5号引張試験片を採取し、16%引張り後の表面起伏を粗さ計で測定して求めた。均一伸びについても、圧延方向と平行にJIS 13B引張試験片を採取し、引張速度10mm/分(JIS Z 2241で規定する引張速度の範囲)でくびれが生じるまでの伸びを求める方法で測定した。

【 0 0 7 1 】

製造条件と仕上げ焼鈍板の組織と特性の関係を表3に示す。比較例として、1mm厚の

10

20

30

40

50

実機 S U S 3 0 4 製品のリジング高さと均一伸びを併記した。

【 0 0 7 2 】

No. 6、7、9～25、29は、本発明で規定する好ましい成分と製造方法の両者を満たしたものである。これら本発明例は、本発明で規定する組織、すなわち { 1 1 1 } + { 1 0 1 } 面積率 1 0 % 以上と 相率 1 5 ~ 7 0 % を満たし、本発明の目標とするリジング高さ 5 μ m 以下と均一伸び 3 0 % 以上に到達したものである。これより、本発明で規定する好ましい成分と製造方法の両者を実施して得られたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、S U S 3 0 4 並の耐リジング性と、S U S 3 0 4 に近いあるいは同等の加工性を有している。

【 0 0 7 3 】

No. 8、26、28は、本発明で規定する好ましい成分を有するものの、本発明で規定する好ましい製造方法から外れるものである。これらは、本発明で規定する組織要件を満たし、本発明の目標とするリジング高さ均一伸びが得られたものである。これより、本発明の目標とする特性を得るには、本発明で規定する好ましい成分を有すれば、製造方法を特に限定する必要のない場合もある。

【 0 0 7 4 】

No. 1、4は、参考例で規定する成分を有し、本発明で規定する好ましい製造方法を実施しているものである。これらは、本発明で規定する組織要件を満たし、本発明の目標とするリジング高さ均一伸びが得られたものである。これより、本発明の目標とする特性を得るには、本発明で規定する好ましい製造方法を実施すれば、成分を本発明で規定する好ましい範囲に限定する必要のない場合もある。

【 0 0 7 5 】

No. 37～42は、本発明の規定する好ましい成分を有し、本発明で規定する好ましい熱間圧延に係る製造方法を実施しているものである。これらは、本発明で規定する組織要件を満たし、本発明の目標とするリジング高さ均一伸びが得られたものである。これより、本発明の目標とする特性を得るには、本発明で規定する好ましい成分と熱間圧延条件を実施すれば、熱間圧延以降の冷間圧延に係る製造方法を本発明で規定する好ましい範囲に限定する必要のない場合もある。

【 0 0 7 6 】

No. 2、3、5は、比較例で、本発明で規定する好ましい製造方法から外れるものである。これら比較例は、本発明で規定する組織要件を満たさず、その結果、本発明で目標とする特性に到達しないものである。

【 0 0 7 7 】

No. 30～36は、本発明で規定する成分から外れるものの、本発明で規定する好ましい製造方法を実施しているものである。これら比較例は、本発明で規定する組織要件ならびに本発明で目標とする特性に到達しないものである。

【 0 0 7 8 】

10

20

30

【表 3】

No	鋼 No	スラブ加熱 (°C)	熱間粗圧延条件				仕上熱延温度 T ₃ (°C)	冷延総圧下率 (%)	仕上焼鈍温度 (°C)	組織		特性		備考	
			T ₁ (°C)	T ₂ (°C)	パス間時間(秒)	2パス圧下率 (%)				20%以上パス比率	面積率 (%)	γ相率 (%)	リジング高さ (μm)		均一伸び (%)
1	1	1230	1200	1080	10	60	70	980	80	980	38	20	2	31	参考例
2		1160	1140	1030	<2	45	50	880	60	1100	8	12	8	20	比較例
3		1180	1150	1000	20	70	80	850	80	1050	30	17	3	23	比較例
4	2	1230	1200	1070	20	70	80	950	80	1000	15	45	4	41	参考例
5		1160	1130	1020	<2	45	50	870	60	1100	7	37	8	38	比較例
6	3	1220	1200	1080	15	70	80	950	80	1000	30	45	2	41	本発明例
7		1220	1200	1080	15	70	80	950	80*	1000	40	45	1	41	本発明例
8		1180	1150	1050	<2	45	50	900	60	1100	23	35	3	35	本発明例
9	4	1220	1200	1080	15	60	70	970	80	1000	20	35	3	37	本発明例
10	5	1210	1190	1070	15	60	70	940	80	1000	18	38	3	38	本発明例
11	6	1230	1220	1100	15	60	70	980	80	1000	30	21	2	32	本発明例
12	7	1190	1180	1060	15	60	70	920	80	1000	28	20	2	30	本発明例
13	8	1230	1220	1100	15	60	70	990	80	1000	20	55	2	45	本発明例
14	9	1190	1180	1060	15	60	70	930	80	1000	35	18	1	30	本発明例
15	10	1220	1210	1090	15	60	70	960	80	1000	20	60	2	48	本発明例
16	11	1240	1230	1110	15	60	70	980	80	1000	15	67	2	40	本発明例
17	12	1190	1180	1050	15	60	70	920	80	1000	35	19	1	31	本発明例
18	13	1240	1230	1110	15	60	70	1000	80	1000	25	35	2	38	本発明例
19	14	1190	1180	1060	15	60	70	950	80	1000	20	60	2	47	本発明例
20	15	1240	1230	1100	15	60	70	980	80	1000	25	32	2	35	本発明例
21	16	1200	1190	1080	15	60	70	940	80	1000	25	50	2	40	本発明例
22	17	1220	1210	1070	15	60	70	960	80	1000	27	43	2	39	本発明例
23	18	1220	1210	1070	15	60	70	960	80	1000	25	38	3	34	本発明例
24	19	1220	1210	1070	15	60	70	960	80	1000	40	40	1	38	本発明例
25	20	1220	1210	1070	15	60	70	960	80	1000	32	46	2	43	本発明例
26		1140	1130	1000	15	70	80	830	80	950	35	50	2	45	本発明例
27	21	1220	1210	1070	15	60	70	960	80	1000	30	42	2	39	本発明例
28		1140	1130	1000	15	70	80	830	80	1050	35	37	2	36	本発明例
29	22	1240	1230	1100	15	60	70	970	80	1000	28	38	3	37	本発明例
30	23	1220	1200	1080	15	60	70	960	80	950	5	65	9	50	比較例
31	24	1200	1190	1060	15	60	70	950	80	1050	20	13	3	23	比較例
32	25	1210	1190	1070	15	60	70	960	80	925	7	65	8	45	比較例
33	26	1220	1210	1080	15	60	70	970	80	950	5	75	10	46	比較例
34	27	1230	1220	1100	15	60	70	970	80	1120	25	13	4	21	比較例
35	28	1190	1180	1060	15	60	70	920	80	1000	30	14	2	27	比較例
36	29	1240	1230	1110	15	60	70	980	80	1100	20	M	3	28	比較例
37	3	1180	1160	1070	50	45	50	880	-	-	18	40	4	40	本発明例
38		1180	1160	1070	50	60	70	880	-	-	22	42	3	40	本発明例
39		1180	1160	1070	30	60	70	920	-	-	23	45	3	40	本発明例
40		1180	1160	1070	50	45	50	880	40	1100	36	42	3	35	本発明例
41		1180	1160	1070	50	60	70	880	40	1100	35	42	3	35	本発明例
42		1180	1160	1070	30	60	70	920	40	1100	37	43	3	35	本発明例
SUS304													2	45	比較例

T₁ : 粗圧延開始温度
T₂ : 粗圧延終了温度
T₃ : 仕上げ圧延終了温度
2パス圧下率 : 粗圧延中で圧下率を高く設定した連続する2パスの圧下率合計
* : 中間焼鈍を含む2回の冷間圧延
下線は本発明で規定する製造方法や目標とする組織・特性要件から外れることを意味する。
M : マルテンサイト相が出る
- : 冷間圧延と仕上げ焼鈍は未実施であることを意味する

【図面の簡単な説明】

【0079】

【図1】リジングと集合組織の関係を示す図である。

【図2】均一伸びとオ - ステナイト相の体積分率 (相率%) の関係を示す図である。

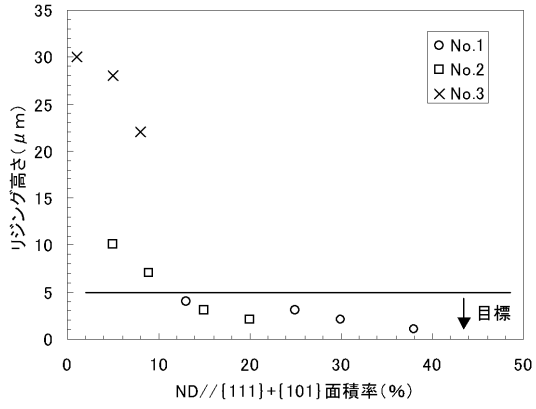
10

20

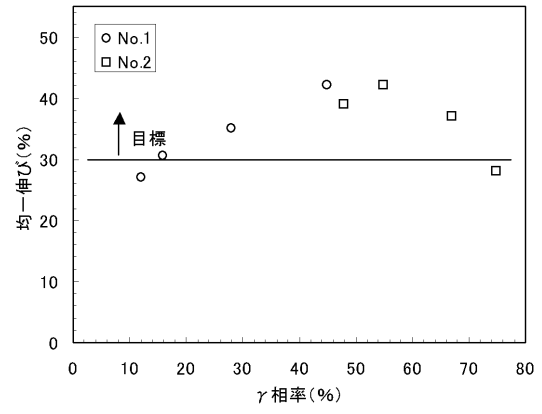
30

40

【図1】



【図2】



フロントページの続き

- (72)発明者 石丸 詠一郎
東京都千代田区大手町二丁目6番1号 新日鉄住金ステンレス株式会社内
- (72)発明者 木村 謙
東京都千代田区大手町二丁目6番3号 新日本製鐵株式会社内

審査官 鈴木 毅

- (56)参考文献 特開2006-233308(JP,A)
特開2006-200035(JP,A)
特開平11-071643(JP,A)
特開2000-256749(JP,A)
特開平09-263900(JP,A)
特開2001-181808(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C	38/00	-	38/60
C21D	8/00	-	8/04
C21D	9/46	-	9/48