

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2010年9月23日(23.09.2010)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2010/107132 A1

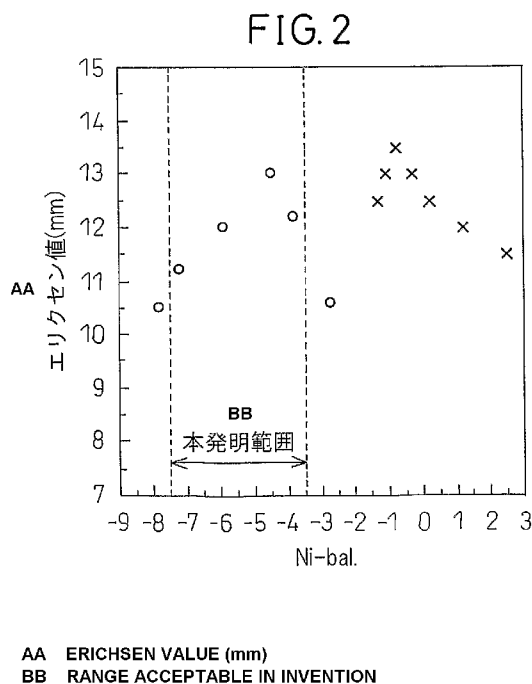
- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2010/055147
- (22) 国際出願日: 2010年3月17日(17.03.2010)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2009-067767 2009年3月19日(19.03.2009) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日鐵住金ステンレス株式会社 (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corporation) [JP/JP]; 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 秦野正治 (HATANO, Masaharu) [JP/JP]; 〒1000004 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 Tokyo (JP). 高橋明彦 (TAKAHASHI, Akihiko) [JP/JP]; 〒1000004 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 Tokyo (JP). 石丸 詠一郎 (ISHIMARU, Eiichiro) [JP/JP]; 〒1000004 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 Tokyo (JP). 木村 謙 (KIMURA, Ken) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル青和特許法律事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア

[続葉有]

(54) Title: DUPLEX STAINLESS STEEL PLATE HAVING EXCELLENT PRESS MOLDABILITY

(54) 発明の名称: プレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板



(57) Abstract: Disclosed is a duplex stainless steel plate having excellent press moldability, in which the balance between steel components and Ni and the austenite phase fraction are defined so as to show a 0.2% stress and an Erichsen value similar to those of austenitic stainless steels such as SUS 304. The duplex stainless steel plate contains 0.05 % by mass or less of C, 0.5 to 3% by mass of Si, 1 to 5% by mass of Mn, 16 to 21% by mass of Cr, 1 to 6% by mass of Ni, 0.5 to 3% by mass of Cu and 0.07% by mass or less of N, and has a Ni-bal. value determined in accordance with formula <1> shown below of -7.5 to -3.5 inclusive, with the remainder being Fe and unavoidable impurities. The duplex stainless steel plate has an austenite phase fraction of 50 to 95% inclusive, with the remainder being a ferrite phase. Ni-bal. = $30(C+N) + Ni + 0.5Mn + 0.3Cu - 1.1(Cr+1.5Si) + 8.2 \dots <1>$

(57) 要約: 本発明は、鋼の成分とNiバランスならびにオーステナイト相率を規定することにより、SUS304等のオーステナイト系ステンレス鋼と同等の0.2%耐力とエリクセン値を具備する、プレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板を提供するものであり、質量%にて、C: 0.05%以下、Si: 0.5~3%、Mn: 1~5%、Cr: 16~21%、Ni: 1~6%、Cu: 0.5~3%、N: 0.07%以下を含有し、下記<1>式で与えられるNi-bal. 値が-7.5以上、-3.5以下とし、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、オーステナイト相率を50%以上、95%以下で残部がフェライト相からなる二相ステンレス鋼板である。Ni-bal. = $30(C+N) + Ni + 0.5Mn + 0.3Cu - 1.1(Cr+1.5Si) + 8.2 \dots <1>$



(AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ
(AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB,
GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL,
NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ,
CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN,
TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称 プレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板

技術分野

本発明は、張り出し加工性に代表されるプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板に関するものである。

背景技術

SUS304に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性と加工性のバランスに優れることから、厨房機器、家電製品、電子機器など広範囲の加工用途に使用されている。一般に、オーステナイト系ステンレス鋼は、フェライト系ステンレス鋼や二相ステンレス鋼と比較して破断伸びが著しく高く、張り出し加工性に優れており、鋼板のプレス成形において好まれる場合が多い。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。

古くから、オーステナイト系ステンレス鋼の代替として、Ni量を節約した二相ステンレス鋼が知られている。特許文献1～3には、Ni：1～7%、Si：1超～5%、N：0.04～2%、Cr：17～22%でMnやCuなどを添加してNiバランス値を調整してヤング率を高めた車両用高強度二相ステンレス鋼が開示されている。これら二相ステンレス鋼は、高Si・低Niを特徴とし、0.2%耐力は500MPa超の高強度と高い伸びを兼備している。

近年、Ni含有量をさらに節減してNを比較的多量に添加した高延性を有するオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼が報告さ

れている。特許文献 4 と特許文献 5 には、N i 量を 3 % 以下に規制し、オーステナイト相中の C + N と成分バランスを調整して高延性を有する成形性に優れるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼が開示されている。これに関連するものとして、特許文献 6 には、N i 量を 1 % 以下、M n 量を 2 % 以下に規定し、N 量を 0.05 ~ 0.6 % の範囲で添加した張り出し成形性と耐隙間腐食性に優れるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼が開示されている。上記公報の実施例では、N i 量を節減するために、N 量を少なくとも 0.08 % 以上添加している。

最近、特許文献 7 には、N 量の上限を 0.15 % に制限し低 N i 化を指向した耐食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が開示されている。これらステンレス鋼は、耐食性の観点から $C r + 3 M o + 10 N - M n \geq 18 \%$ とし、加工性の観点からオーステナイト粒の粒径とアスペクト比、粒子間距離を規定している。上記公報に開示された鋼は、オーステナイト相を 50 % 未満とし、フェライト相を主相としている。

上述した特許文献に開示された鋼は、N i 節減や高強度化のために少なからず N を活用している。ステンレス鋼をはじめ鉄鋼材料の機械的性質に及ぼす N の影響については多くの研究があり、0.2 % 耐力の上昇に対する N 添加の影響は大きい。例えば、非特許文献 1 では、Fe - Cr - Ni - Mn 合金へ 0.1 % 超の N を添加すると、常温で 0.2 % 耐力は 400 MPa をはるかに超える。実際、特許文献 1 ~ 3 に開示された鋼の 0.2 % 耐力は 500 MPa 超である。特許文献 4 ~ 7 では 0.2 % 耐力の記載がないものの、非特許文献 1 から 400 MPa を超えることが容易に推測される。

上述したように、0.2 % 耐力は 400 MPa を超える場合、SUS 304 等のオーステナイト系ステンレス鋼と比較すると、一般

的に 100 MPa 超高い値である。そのため、鋼板のプレス成形性において、現有のプレス機ではパワー不足のため加工が困難となる、金型の磨耗・損傷等の問題が危惧される。言い換えると、Ni を節減した二相ステンレス鋼において、SUS304 等のオーステナイト系ステンレス鋼板と遜色なくプレス成形可能な鋼板については明らかにされていないのが現状である。

先行技術文献

特許文献

- 特許文献 1 特開昭 62-47461 号公報
- 特許文献 2 特開昭 62-47462 号公報
- 特許文献 3 特開昭 62-47463 号公報
- 特許文献 4 特開 2006-169622 号公報
- 特許文献 5 特開 2006-183129 号公報
- 特許文献 6 特開 2006-200035 号公報
- 特許文献 7 WO 2009/017258 号公報

非特許文献

- 非特許文献 1 第 190 回西山記念技術講座、平成 18 年 11 月、(社)日本鉄鋼協会、p. 60
- 非特許文献 2 日本ステンレス技報、No. 21 (1986)、p. 3~5

発明の概要

発明が解決しようとする課題

本発明は、鋼の成分と Ni バランスならびにオーステナイト相率をコントロールすることにより、SUS304 等のオーステナイト系ステンレス鋼と同等の 0.2% 耐力とエリクセン値を具備する、

プレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板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

本発明者らは、前記した課題を解決するために、Niを節減した二相ステンレス鋼の0.2%耐力とエリクセン値に及ぼす成分とNiバランスならびにオーステナイト相率の影響について鋭意研究を行い、本発明を完成させた。

本発明の要旨は、次の通りである。

(1) 質量%にて、

C : 0.05%以下、

Si : 0.5~3%、

Mn : 1~5%、

Cr : 16~21%、

Ni : 1~6%、

Cu : 0.5~3%、

N : 0.07%以下

を含有し、下記<1>式で与えられるNi-bal. 値が-7.5以上、-3.5以下を満たし、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、オーステナイト相率が50%以上、95%以下で残部がフェライト相であることを特徴とするプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

$$\text{Ni-bal.} = 30(C + N) + \text{Ni} + 0.5\text{Mn} + 0.3\text{Cu} - 1.1(\text{Cr} + 1.5\text{Si}) + 8.2$$

・・・<1>式

(2) 前記鋼が、さらに質量%にて、

Mo : 1%以下、

N b : 0 . 5 % 以下、

V : 0 . 5 % 以下、

T i : 0 . 5 % 以下、

S n : 1 % 以下、

S b : 1 % 以下、

W : 1 % 以下、

A l : 0 . 1 % 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上記 (1) に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

(3) 前記鋼が、さらに質量 % にて、

B : 0 . 0 1 % 以下、

C a : 0 . 0 1 % 以下、

M g : 0 . 0 1 % 以下、

L a : 0 . 3 % 以下、

C e : 0 . 3 % 以下、

Z r : 0 . 3 % 以下、

Y : 0 . 3 % 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上記 (1) または (2) に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

(4) 引張試験における 0 . 2 % 耐力が 4 0 0 M P a 未満、破断伸びが 3 5 % 以上であることを特徴とする上記 (1) または (2) に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

(5) 引張試験における 0 . 2 % 耐力が 4 0 0 M P a 未満、破断伸びが 3 5 % 以上であることを特徴とする上記 (3) に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

(6) エリクセン試験で求められる成形高さ (エリクセン値) が 1 1 m m 以上であることを特徴とする上記 (1) または (2) に

記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

(7) エリクセン試験で求められる成形高さ(エリクセン値)が11mm以上であることを特徴とする上記(3)に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

(8) エリクセン試験で求められる成形高さ(エリクセン値)が11mm以上であることを特徴とする上記(4)に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

(9) エリクセン試験で求められる成形高さ(エリクセン値)が11mm以上であることを特徴とする上記(5)に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

以下の説明で、上記(1)～(9)の鋼に係わる発明をそれぞれ本発明という。また、(1)～(9)の発明を合わせて、本発明ということがある。

発明の効果

本発明によれば、鋼の成分とNiバランスならびにオーステナイト相率を規定することにより、SUS304等のオーステナイト系ステンレス鋼と同等の0.2%耐力とエリクセン値を具備する、プレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板を提供することが出来る。本発明の二相ステンレス鋼板は、SUS304等のオーステナイト系ステンレス鋼板と遜色なくプレス成形可能であり、Niを節減することが出来るという顕著な効果を奏する。

図面の簡単な説明

図1は、エリクセン値と成分の関係を示す図である。

図2は、エリクセン値とNiバランスの関係を示す図である。

発明を実施するための形態

本発明者らは、前記した課題を解決するために、Niを節減した二相ステンレス鋼の0.2%耐力とエリクセン値に及ぼす成分とNiバランスならびにオーステナイト相率の影響について鋭意研究を行い、本発明を完成させた。以下にその代表的な実験結果について説明する。

表1には代表的な供試鋼成分を示している。このような成分の二相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1050℃で行い、酸洗して0.6mm厚の冷延板を作製した。冷延板焼鈍は1050℃で実施した。冷延焼鈍板は、オーステナイト(γ)相率の測定、JIS13B号引張試験、エリクセン試験に供した。

表 1

	化学成分 (mass%)							Ni-bal.
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	N	
A	0.015	1.9	4.0	17.1	4.9	1.9	0.025	-5.1
B	0.028	0.1	3.4	21.3	1.6	0.5	0.086	-8.5
C	0.030	0.3	4.6	20.5	3.7	0.5	0.150	-3.3

$$\text{Ni-bal.} = 30(C+N) + 0.5\text{Mn} + 0.3\text{Cu} + \text{Ni} - 1.1(\text{Cr} + 1.5\text{Si}) + 8.2$$

γ 相率は、板断面においてEBSP法によりfccとbccの結晶構造を同定する相マップの測定により求めた。JIS13B引張試験は、圧延方向から引張試験片を採取し、引張速度は10mm/分(JIS Z 2241で規定する範囲)とし、0.2%耐力(0.2%PS)、引張強さ(TS)、破断伸び(EL)を測定した。エリクセン試験は、90mm角試験片を採取してJIS Z 2247に準拠するB法(しわ押さえ圧1トン)で実施し、割れが板厚を貫通した時の成形高さ(エリクセン値)を測定した。

表2には、代表的な供試鋼成分の板から得られた機械的性質とエ

リクセン値（ E_r ）、 γ 相率（ γ ）をフェライト（ α ）および γ 単相のSUS430LXとSUS304鋼と比較して示している。表2から明らかなように、鋼AはSUS304と遜色ないエリクセン値を有している。一方、Nを添加した鋼BおよびCは高い伸びを有しても、0.2%耐力はSUS304と比較して大幅に高く、エリクセン値は α 系のSUS430LXと同等あるいはそれを下回る値である。

表 2

	0.2%PS N/mm ²	TS N/mm ²	EL %	Er mm	γ vol%
A	320	700	47	12.5	75
B	427	700	46	9.5	30
C	535	790	47	10.0	70
S430LX	270	400	34	10.0	0
S304	300	700	51	12.8	100

Er；エリクセン試験値

通常、エリクセン値は材料の破断伸びに比例して上昇することが知られている。しかしながら、上述したようにNを添加した強度の高い二相ステンレス鋼は、高い伸びに見合うエリクセン値が必ずしも得られていない。すなわち、Nを添加した鋼B、Cは、引張試験と異なるプレス成形を想定した変形様式において高い加工性が得られない場合がある。このような原因を明らかにするために、鋼A、B、Cの引張試験およびエリクセン試験後の破断部近傍において、光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡（SEM）により詳細な組織観察を行った。その結果、前記した表2に記載の実験結果を説明する下記の知見を得るに至った。

〔a〕引張試験後の破断部は、すべて板厚減少を伴ったくびれを生じた。他方、エリクセン試験後では、エリクセン値の低かった鋼B、Cは殆どくびれずに破断に至っていた。

〔b〕鋼BとCのエリクセン試験後の破断部近傍では、 γ/α の異相界面付近から多数の微小ボイドが発生した。このような微小ボイドを起点として割れが α 相あるいは γ/α 相界面を進展していく様子が観察された。

〔c〕Nは γ 相に濃化して強度と加工硬化を高める。そのため、Nを添加すると、 γ 相と α 相の強度差は加工度とともに広がることが容易に予測できる。上記〔b〕の観察結果は α 相と γ 相の強度差に由来していると考えられる。

〔d〕エリクセン値の高い鋼Aは、 α/γ 界面からの微小ボイドの発生が大幅に抑制されるとともに、 α 相は変形能の大きい γ 相に追従することで引張試験と同様に大きくびれを伴って破断に至っていることを確認した。

〔e〕鋼Aの成分は、低N・Si添加の特徴を有する。Nを低減することで γ 相の強度と加工硬化は低下する。Siは、 α 相へ選択的に固溶し、 α 相の強度と加工硬化を高める。このようにして、 α 相と γ 相の強度差を低減し、変形能の高い γ 相を主相とすることにより良好なエリクセン値が得られたと考えられる。

〔f〕前記した〔e〕の考え方に基づいて、N量とSi量に着目して高いエリクセン値が得られる成分範囲を詳細に調べた。Cr、Ni、Mn、CuはNiバランスで-9から-2の範囲に入るように調整した。図1に結果を示す。図中には、エリクセン値が11mm以上を○、11mm未満を×と表記した。エリクセン値11mmは、 α 系ステンレスでは到達困難であり、 γ 系ステンレスに近いしきい値とした。図1から分かるように、11mm以上の高いエリクセン値は、Nを0.07%以下とし、Siを0.5～3%の範囲で添加した場合に得られることが分かった。

〔g〕図1のエリクセン値について、Ni-bal. で整理した

結果を図 2 に示す。ここで、 $Ni - b a l. = 30 (C + N) + Ni + 0.5 Mn + 0.3 Cu - 1.1 (Cr + 1.5 Si) + 8.2$ と定義する。 $Ni - b a l.$ は γ 相と α 相の生成に係る指数としてよく用いられる。図 2 には、同指数で γ 系ステンレス鋼のエリクセン値を併記した。 γ 系ステンレス鋼では、良好なエリクセン値を与える成分範囲が存在する。この理由は、 γ 相の加工誘起マルテンサイト変態による伸びの上昇（変態誘起塑性：TRIP）に基づく。本検討により、〔e〕および〔f〕で記した成分範囲において、 γ 系ステンレス鋼と同様な TRIP 現象に基づく伸びとエリクセン値の両者が効果的に上昇する成分バランス（ $Ni - b a l.$ の範囲）を見出した。すなわち、高いエリクセン値は、 $Ni - b a l. = -7.5 \sim -3.5$ の範囲、より好ましくは -6 から -4 の範囲において得られる新規な知見を見出した。

前記（1）～（4）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。

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）成分の限定理由を以下に説明する。

C は、 γ 相率を高めると共に、 γ 相中に濃化して、 γ 相の安定度を高める。従って、 $Ni - b a l.$ を調整して本発明の目的とするプレス成形性の発現に対して有効に作用する。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、0.05％を超えると、 γ 相の強度が上昇するとともに、炭化物の粒界析出による鋭敏化を生じやすく耐食性の低下に繋がる。そのため、上限は 0.05％とする。好ましくは 0.03％以下である。

Si は、 α 相へ選択的に固溶し、 α 相の強度と加工硬化を高めて、 α 相と γ 相の強度差を低減して本発明の目的とするプレス成形性

を発現させるために必須の添加元素である。さらに、 α 相の安定度を高めて、焼鈍後の冷却過程でのマルテンサイト変態を抑制する作用も持つ。マルテンサイト変態すると α 相は硬質相となり、加工性を著しく阻害する。本発明の目的とする加工性への効果を得るためには、図1でも示したように0.5%以上添加する。しかし、3%超の添加は、 α 相の硬質化と加工性の低下を招く。そのため、上限は3%とする。好ましい範囲は1.5~2.5%である。

Mnは、 γ 相率を高めると共に、 γ 相中に濃化して、 γ 相の安定度を高める。従って、Ni-bal.を調整して本発明の目的とするプレス成形性の発現に対して有効に作用する。上記効果を得るためには、1%以上添加する。しかし、5%を超えると、耐食性の低下に加えて、 γ 相の強度が上昇してプレス成形性の低下を招く。そのため、上限は5%とする。加工性と耐食性の点から、好ましい範囲は2~4.5%である。より好ましくは3~4%である。

Crは、 α 相の構成元素であるとともに、耐食性の確保と γ 相の安定度を調整して本発明の目的とするプレス成形性を発現させる作用もある。また、CrはSiと同様に、焼鈍後の冷却過程で α 相のマルテンサイト変態を抑制する。従って、 α 相の安定度と耐食性等への作用を確保するためには16%以上とする。しかし、21%を超えると、 γ 相を主相とすることが困難となり、本発明の目的とする加工性の低下を招く。そのため、上限は21%以下とする。加工性と耐食性の点から、好ましい範囲は16.5~18.5%である。

Niは、有効な γ 相の生成元素であり、Ni-bal.を調整して本発明の目的とするプレス成形性の発現に対して有効に作用する。上記効果を得るためには、1%以上添加する。しかし、6%を超えると、Ni節減とは言えず原料コストの上昇を招く。そのため、

上限は6%とする。加工性とコストの点から、好ましい範囲は2～5%である。より好ましくは2.5～4.5%である。

Cuは、NiやMnと同様に有効な γ 相の生成元素であり、Ni-ba1.を調整して本発明の目的とするプレス成形性の発現に対して有効に作用する。さらに、Niと複合添加することで耐食性の向上にも有効な元素である。上記効果を得るためには、0.5%以上添加する。しかし、3%を超えると、製造性や原料コストの上昇を招く。そのため、上限は3%とする。性能と製造性の点から、好ましい範囲は1.5～2.5%である。

Nは、CやNiと同様に有効な γ 相の生成元素であり、Ni-ba1.を調整して本発明の目的とするプレス成形性の発現に対して有効に作用する。そのため、0.001%以上含有することが好ましい。他方、 γ 相の強度と加工硬化を高め、 γ 相と α 相の強度差を拡大させる作用を持つ。そのため、前記したようにNを積極的に活用した場合、本発明の目的とするプレス成形性の低下に繋がる。従って、図1でも示したように、上限は0.07%とする。本発明の目的とする加工性の点から、好ましい範囲は0.02～0.06%である。

次いで、本発明の選択成分について説明する。

Moは、耐食性を向上させるために適時添加してもよい。耐食性の向上効果を得るためには、0.1%以上添加することが好ましい。しかし、1%を超えると、経済性を損なう恐れがある。そのため、添加する場合は1%以下とする。耐食性と経済性の点から、添加する場合の好ましい範囲は0.2～0.8%である。

Nb、V、Tiは、耐食性の向上とSiと同様な効果を発現する。すなわち、 α 相への固溶強化により、 α 相と γ 相の強度差を低減してプレス成形性を向上させる、焼鈍後の冷却過程で α 相のマルテ

ンサイト変態を抑制する。上記効果を得るために適時添加してもよい。添加する場合はそれぞれ0.05%以上とすることが好ましい。しかし、0.5%を超えると、経済性を損なう恐れがある。そのため、添加する場合はそれぞれ0.5%以下とする。上記効果と経済性の点から、添加する場合の好ましい範囲はそれぞれ0.1~0.3%である。

Sn、Sb、Wは、耐食性を向上させるために適時添加してもよい。耐食性の向上効果を得るためには、それぞれ0.01%以上添加することが好ましい。しかし、1%を超えると、熱間加工性など製造性を損なう恐れがある。そのため、添加する場合はそれぞれ1%以下とする。耐食性と製造性の点から、添加する場合の好ましい範囲はそれぞれ0.1~0.6%である。

A1は、強力な脱酸剤であり、適時添加してもよい。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、0.1%を超えると、窒化物を形成して表面疵や耐食性の低下を招く恐れがある。そのため、添加する場合は0.1%以下とする。上記効果と製造性の点から、添加する場合の好ましい範囲は0.005~0.05%である。

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よい。上記効果を得るためにはそれぞれ0.0002%以上添加することが好ましい。しかし、0.01%を超えると、耐食性が著しく低下する場合がある。そのため、添加する場合はそれぞれ0.01%以下とする。上記効果と製造性の点から、添加する場合の好ましい範囲はそれぞれ0.0005~0.01%である。

La、Ce、Zr、Y等の希土類元素（REM）も、B、Ca、Mgと同様に熱間加工性を向上させる作用を持つ。そのため、適時添加してもよい。上記効果を得るためにはそれぞれ0.001%以

上添加することが好ましい。しかし、0.3%を超えると、経済性を損なう場合がある。そのため、添加する場合はそれぞれ0.3%以下とする。上記効果と経済性の点から、添加する場合の好ましい範囲はそれぞれ0.002~0.1%である。

さらに、上記の成分以外に、不可避的不純物の一部としてP、S、O（酸素）を含んでもよい。P、S、O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、さらに好ましくは0.002%未満である。O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、さらに好ましくは0.002%未満である。

上述の成分範囲に加えて、C、N、Ni、Mn、Cu、Cr、Si量から下記<1>式のNi-bal.で定義される γ 相と α 相の生成に係る指数は、本発明の目的とするプレス成形性を得るためにその範囲を規定する。プレス成形性の指標としたエリクセン値は、前記した図2の結果から、Ni-bal. = -7.5~-3.5の範囲において、本発明のエリクセン値11mmの目標値を達成する。そのため、Ni-bal. = -7.5~-3.5の範囲となるように各元素の含有量を調整する。好ましくは、前記した図2の検討結果から、エリクセン値が極大値となる-6~-4の範囲とする。

$$\text{Ni-bal.} = 30(\text{C} + \text{N}) + \text{Ni} + 0.5\text{Mn} + 0.3\text{Cu} - 1.1(\text{Cr} + 1.5\text{Si}) + 8.2$$

・・・<1>

(B) 金属組織について以下に説明する。

本発明の二相ステンレス鋼板は、(A)項で述べた成分とNi-bal.を有し、プレス成形性を向上させるために γ 相率を規定す

る。 γ 相率は $Ni-bal.$ と概ね相関を持つ。すなわち、 γ 相率は $Ni-bal.$ の上昇とともに増加する傾向にある。しかしながら、後述する仕上げ焼鈍温度領域における γ 生成能は、 $Ni-bal.$ の各元素の係数と必ずしも一義的に対応するものでない。そのため、本発明の目標とするプレス成形性を得るために $Ni-bal.$ と γ 相率の両者を規定する必要がある。

γ 相率は、前述のように、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、 γ 相（fcc）と α 相（bcc）の結晶系データを指定し、相毎に色づけした相分布マップを表示する。これにより、 γ 相率を求めることが可能であり、さらに γ 相や α 相の分散形態も把握することが出来る。例えば、試料は板厚方向の断面、測定倍率は500とする。

γ 相率の下限は、本発明の目的とするプレス成形性を確保するために50%とする。0.2%耐力を小さくしてプレス成形性を効果的に発現させるために、好ましくは60%以上である。一方、 γ 相率が95%超となる場合は、多量のNi、Mn、Cuの添加を必要とし、Ni節減・経済性の観点から問題がある。さらに、 γ 系ステンレスとの分別も容易でない。そのため、上限は95%とする。Ni節減・経済性の観点から、好ましい範囲は60～80%である。

非特許文献2には、特許文献1～3の開発に関連した高Si・低Niを特徴とする二相ステンレス鋼の金属組織が報告されている。これらの鋼は、背景技術に記述した通り、車両用としての強度を確保するために0.2%耐力の上昇を目的としている。一般に、 γ 相の0.2%耐力は α 相よりも小さい。そのため、0.2%耐力を上昇させるには、二相組織において α 相を主相とすることが好ましい。非特許文献2で示された金属組織は、Cr量17%超の二相ステ

ステンレス鋼において、 α 相を主相（53.3～75.0% α ）としている。従って、鋼板のプレス成形性の向上を目的とした本発明の金属組織は、特許文献1～3に開示された鋼の金属組織とは異なるものである。

前記したように、本発明の二相ステンレス鋼板は、 γ 相を主相とし、残部は α 相とする。Cr量やSi量が低い場合、 α 相は焼鈍後の冷却過程においてマルテンサイト変態する場合がある。本発明で目的とするプレス成形性を阻害しない程度において、マルテンサイト相を不可避免的に混入しても構わない。

γ を主相とした場合の α 相の分散形態は、特に規定するものではない。プレス成形性の観点から、 α 相は微細分散していることが好ましい。具体的には、板厚方向に50 μ m未満の α 相が繊維状ないし粒子状に分散していることが好ましい。

（C）機械的性質、エリクセン値について以下に説明する。

本発明の二相ステンレス鋼板は、（A）項で述べた成分とNi—b a l.を有し、プレス成形性を向上させるために（B）項で述べた γ 相率を規定している。このような規定を満足した鋼板の機械的性質とエリクセン値は、SUS304等のオーステナイト系ステンレス鋼板と遜色なくプレス成形が可能となるように、以下の値であることが好ましい。

0.2%耐力は、SUS304等のオーステナイト系ステンレス鋼と遜色ない程度とするために400MPa未満とすることが好ましい。400MPa以上の場合は、実プレスを想定した場合、プレス機のパワー不足や金型の磨耗・損傷が懸念される。より好ましくは350MPa以下とする。下限は特に規定するものではないが、C+N量や添加する合金量を考慮して、より好ましい範囲は、250～350MPaである。

破断伸びは、表 2 での供試鋼 A、B、C の説明および〔g〕で述べたように、高いエリクセン値を得るために、35%以上であることが好ましい。より好ましくは40%以上、さらに好ましくは45%以上である。

エリクセン値は、張り出し加工性に代表されるプレス成形性の指標として重要である。試験方法及び〔f〕で述べたように、本発明で目標とするオーステナイト系ステンレスと遜色ない程度のプレス成形性を得るには、11mm以上であることが好ましい。より好ましくは12mm以上とする。上限は特に設けるものではないが、JIS Z 2241のB法（しわ押さえ圧1トン）に規定する条件下で15mmを超えることは困難である。

（D）製造方法に関して以下に説明する。

（A）項で述べた成分およびNi-bal. と（B）項で述べた γ 相率を満足すれば製造方法は特に限定するものではない。

仕上げの冷間圧延と仕上げ焼鈍条件は、 γ 相率や組織の分散形態に影響する。冷間圧延の圧下率は、第2相である α 相の微細分散という視点から、40%以上であることが好ましい。仕上げ焼鈍は、 γ 相を主相とするために950～1150℃の範囲に加熱することが好ましい。1150℃超の場合は、 α 相の生成量が増加するとともに組織の粗大化も懸念される。950℃未満の場合は、 γ 相の再結晶・軟質化が不十分となる恐れもある。焼鈍後の冷却は、Cr量やSi量が少ない場合、 α 相のマルテンサイト変態を抑制するために空冷以上（およそ3℃/秒以上）の冷却速度とすることが好ましい。

実施例

以下に、本発明の実施例について述べる。

表 3 に示す成分を有する二相ステンレス鋼を溶製し、熱間圧延を行い、板厚 4.0 ～ 5.0 mm の熱延板を製造した。鋼 No. 1 ～ 鋼 No. 22 は、本発明で規定する成分と N i - b a l. を有するものである。鋼 No. 23、24 は、本発明で規定する成分を有するものの、N i - b a l. が本発明から外れるものである。鋼 No. 25 ～ 27 は、本発明で規定する N i - b a l. を有するものの、成分範囲が本発明から外れるものである。これら熱延板を焼鈍・酸洗した後、0.7 mm 厚に冷間圧延し、1050℃で仕上げ焼鈍を行った。

表 3

鋼No	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	N	Ni-bal	その他	備考
1	0.015	1.9	4.0	17.1	5.2	1.9	0.005	-5.4		本発明例
2	0.015	1.9	4.0	17.1	5.2	1.9	0.005	-5.4	B : 10ppm, Ca : 5ppm	本発明例
3	0.003	1.9	3.7	17.1	3.9	1.8	0.028	-6.6		本発明例
4	0.019	1.9	1.3	17.2	4.8	1.8	0.028	-6.5		本発明例
5	0.020	2.3	4.2	17.0	1.5	2.7	0.068	-7.2		本発明例
6	0.021	1.5	3.0	16.2	2.5	1.0	0.051	-5.6		本発明例
7	0.021	2.8	3.8	16.3	3.0	1.8	0.060	-6.5		本発明例
8	0.025	1.7	4.2	16.8	1.2	1.8	0.045	-7.2		本発明例
9	0.046	2.0	3.5	16.8	2.0	0.6	0.040	-7.1		本発明例
10	0.025	1.7	3.8	16.8	4.7	2.3	0.045	-3.7		本発明例
11	0.025	1.7	3.8	16.8	4.7	2.3	0.045	-3.7	Mo : 0.3, Ce:0.01, Zr: 0.01, Y:0.01	本発明例
12	0.015	0.6	3.0	18.2	3.0	2.0	0.025	-6.5		本発明例
13	0.015	0.6	3.0	18.2	3.0	2.0	0.025	-6.5	Nb : 0.1, V : 0.1	本発明例
14	0.015	2.1	4.8	18.0	3.8	1.9	0.030	-6.9		本発明例
15	0.015	1.9	3.0	18.0	5.7	1.5	0.015	-6.2		本発明例
16	0.015	1.1	3.9	19.2	4.8	2.0	0.025	-6.2		本発明例
17	0.015	0.7	3.8	20.5	5.2	2.0	0.020	-6.8	Al : 0.05	本発明例
18	0.015	0.7	3.8	20.5	5.2	2.0	0.020	-6.8		本発明例
19	0.015	1.9	3.0	18.0	5.7	1.5	0.015	-6.2		本発明例
20	0.010	1.8	3.7	17.6	4.8	2.1	0.025	-5.8	Sb : 0.1	本発明例
21	0.010	1.8	3.7	17.6	4.8	2.1	0.025	-5.8	W:0.1, La:0.05	本発明例
22	0.010	1.8	3.7	17.6	4.8	2.1	0.025	-5.8	Ti:0.1, Sn:0.1, Mg:5ppm	本発明例
23	0.020	0.8	4.2	16.9	4.2	1.9	0.040	*-3		比較例
24	0.020	1.9	4.2	19.5	4.0	1.9	0.040	*-7.9		比較例
25	0.030	0.6	3.5	20.5	1.7	0.5	*0.14	-6.6		比較例
26	0.030	0.8	3.5	*15.5	1.7	0.5	0.020	-5.1		比較例
27	0.030	0.7	4.7	*21.5	3.5	2.5	0.060	-7.3		比較例

Ni-bal. = $30(C+N) + 0.5Mn + 0.3Cu + Ni - 1.1(Cr + 1.5Si) + 8.2$

* ; 本発明から外れていることを意味する

得られた冷延焼鈍板から、各種試験片を採取して、 γ 相率の測定、J I S 1 3 B号引張試験、エリクセン試験に供した。測定および試験方法は、前記した通りである。0.2%耐力、引張強さ、伸び、エリクセン値、 γ 相率を評価した。評価結果を表4に示す。

表 4

鋼No	0.2%PS N/mm ²	TS N/mm ²	EL %	Er mm	γ vol%	備考
1	280	650	49	12.3	70	本発明例
2	275	650	50	12.8	70	本発明例
3	310	690	44	11.9	55	本発明例
4	320	690	46	12.1	55	本発明例
5	380	740	43	11.3	50	本発明例
6	330	700	52	13.2	65	本発明例
7	340	720	43	11.4	55	本発明例
8	320	700	44	11.5	50	本発明例
9	350	700	43	11.4	50	本発明例
10	340	730	53	13.5	80	本発明例
11	350	720	49	12.8	75	本発明例
12	300	680	46	12.2	55	本発明例
13	320	700	49	12.6	55	本発明例
14	290	670	44	11.6	50	本発明例
15	310	710	47	12.2	60	本発明例
16	290	690	45	11.8	55	本発明例
17	360	650	39	11.1	50	本発明例
18	360	650	42	11.3	50	本発明例
19	330	680	44	11.7	55	本発明例
20	290	670	50	12.9	68	本発明例
21	290	670	51	13.1	72	本発明例
22	310	670	48	12.9	68	本発明例
23	330	600	<u>34*</u>	<u>10.5*</u>	80	比較例
24	320	650	38	<u>10.5*</u>	<u>45*</u>	比較例
25	<u>450*</u>	720	48	<u>10*</u>	<u>40*</u>	比較例
26	<u>500*</u>	650	<u>25*</u>	<u>9*</u>	60	比較例
27	370	680	38	<u>9.5*</u>	<u>35*</u>	比較例
S430LX	270	400	34	10.0	0	—
S304	300	700	51	12.8	100	—

目標 0.2%PS：400MPa未満，EL：35%以上、エリクセン値：11mm
以上

*；本発明の目標から外れていることを意味する

鋼No. 1～22は、0.2%耐力：400MPa未満、伸び：
35%以上であり、エリクセン値は本発明の目標とする11mm以
上の高い値を有している。また、 γ 相率は50%以上となり、 γ 主

相の二相ステンレス鋼板である。これより、本発明で規定する成分とNi-ba1範囲の両者を満たすことにより、エリクセン値はSUS430LXと比較して上位となり、SUS304等の γ 系ステンレスと遜色ないあるいは同等以上であることが分かる。

No. 23、24は、伸びが35%未満、あるいは γ 相率が50%未満となり本発明の目標とする11mm以上のエリクセン値に到達しなかった。これより、本発明で規定する成分を満たしても、Ni-ba1範囲が外れる場合は本発明の目標とするエリクセン値に到達しないことが分かる。

No. 25～27は、0.2%耐力が400MPa超、あるいは γ 相率が50%未満となり本発明の目標とする11mm以上のエリクセン値に到達しなかった。これより、本発明で規定するNi-ba1範囲を満たしても、成分範囲が外れる場合は本発明の目標とするエリクセン値に到達しないことが分かる。

請 求 の 範 囲

請求項 1. 質量%にて、

C : 0.05%以下、

Si : 0.5 ~ 3%、

Mn : 1 ~ 5%、

Cr : 16 ~ 21%、

Ni : 1 ~ 6%、

Cu : 0.5 ~ 3%、

N : 0.07%以下

を含有し、下記<1>式で与えられるNi-bal. 値が-7.5以上、-3.5以下を満たし、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、オーステナイト相率が50%以上、95%以下で残部がフェライト相であることを特徴とするプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

$$\text{Ni-bal.} = 30(C + N) + \text{Ni} + 0.5\text{Mn} + 0.3\text{Cu} - 1.1(\text{Cr} + 1.5\text{Si}) + 8.2$$

・・・<1>式

請求項 2. 前記鋼が、さらに質量%にて、

Mo : 1%以下、

Nb : 0.5%以下、

V : 0.5%以下、

Ti : 0.5%以下、

Sn : 1%以下、

Sb : 1%以下、

W : 1%以下、

Al : 0.1%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 に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

請求項 3. 前記鋼が、さらに質量％にて、

B : 0 . 0 1 % 以下、

C a : 0 . 0 1 % 以下、

M g : 0 . 0 1 % 以下、

L a : 0 . 3 % 以下、

C e : 0 . 3 % 以下、

Z r : 0 . 3 % 以下、

Y : 0 . 3 % 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 または 2 に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

請求項 4. 引張試験における 0 . 2 % 耐力が 4 0 0 M P a 未満、破断伸びが 3 5 % 以上であることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

請求項 5. 引張試験における 0 . 2 % 耐力が 4 0 0 M P a 未満、破断伸びが 3 5 % 以上であることを特徴とする請求項 3 に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

請求項 6. エリクセン試験で求められる成形高さ（エリクセン値）が 1 1 m m 以上であることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

請求項 7. エリクセン試験で求められる成形高さ（エリクセン値）が 1 1 m m 以上であることを特徴とする請求項 3 に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

請求項 8. エリクセン試験で求められる成形高さ（エリクセン値）が 1 1 m m 以上であることを特徴とする請求項 4 に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

請求項 9 . エリクセン試験で求められる成形高さ（エリクセン値）が 1 1 m m 以上であることを特徴とする請求項 5 に記載のプレス成形性に優れた二相ステンレス鋼板。

FIG.1

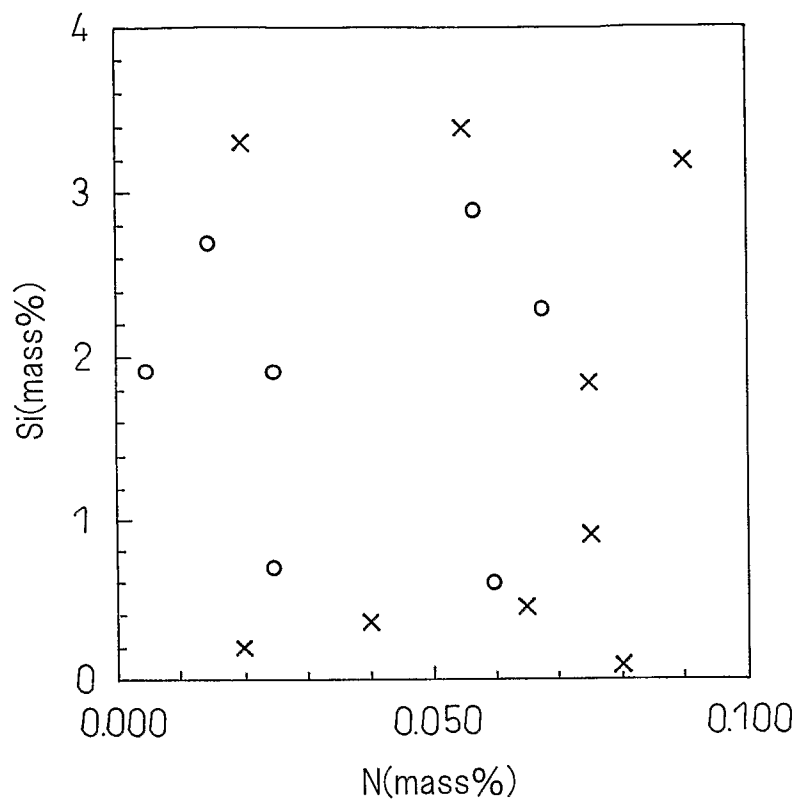
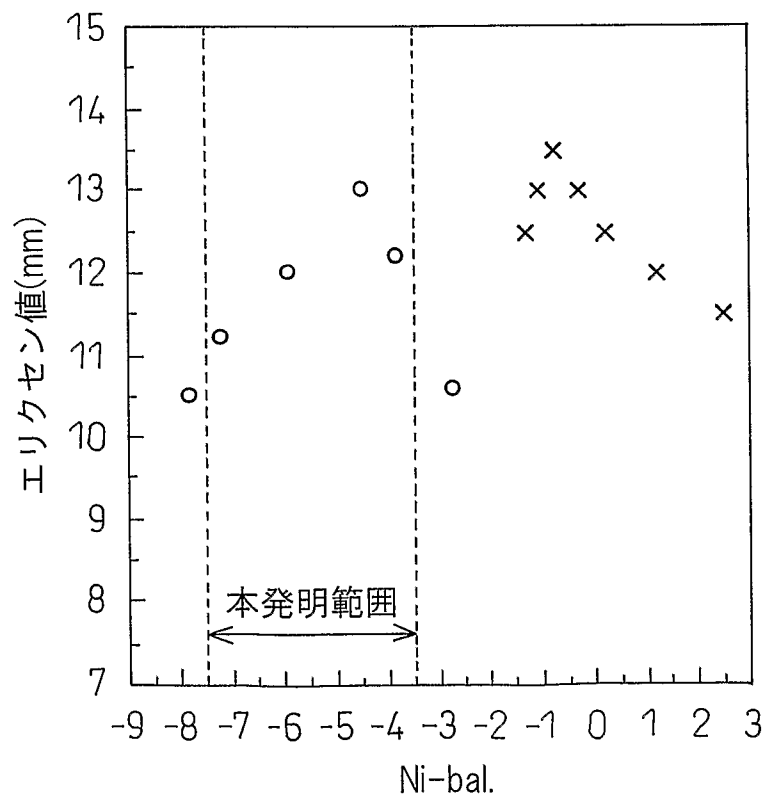


FIG.2



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2010/055147

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

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)

C22C1/00-61/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2010
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2010	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2010

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 1-225754 A (Armco Advanced Materials Corp.), 08 September 1989 (08.09.1989), & US 4828630 A & EP 327053 A1	1-9
A	JP 2006-265662 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 05 October 2006 (05.10.2006), (Family: none)	1-9
A	JP 2007-63632 A (Nippon Metal Industry Co., Ltd.), 15 March 2007 (15.03.2007), (Family: none)	1-9

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ 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
02 June, 2010 (02.06.10)

Date of mailing of the international search report
15 June, 2010 (15.06.10)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C1/00-61/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 0 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 0 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 0 年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 1-225754 A（アームコ・アドバンスド・マテリアルズ・コーポレーション）1989.09.08, & US 4828630 A & EP 327053 A1	1 - 9
A	JP 2006-265662 A（日新製鋼株式会社）2006.10.05, （ファミリーなし）	1 - 9
A	JP 2007-63632 A（日本金属工業株式会社）2007.03.15, （ファミリーなし）	1 - 9

C欄の続きにも文献が列挙されている。

パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

0 2 . 0 6 . 2 0 1 0

国際調査報告の発送日

1 5 . 0 6 . 2 0 1 0

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

河野 一夫

4 K

9 8 3 3

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5