

(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
2013年7月18日(18.07.2013)



(10) 国際公開番号
WO 2013/105555 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/050134
- (22) 国際出願日: 2013年1月8日(08.01.2013)
- (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 2012-004554 2012年1月13日(13.01.2012) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 桜田 栄作(SAKURADA, Eisaku); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 林 邦夫(HAYASHI, Kunio); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 佐藤 浩一(SATO, Koichi); 〒1008071 東

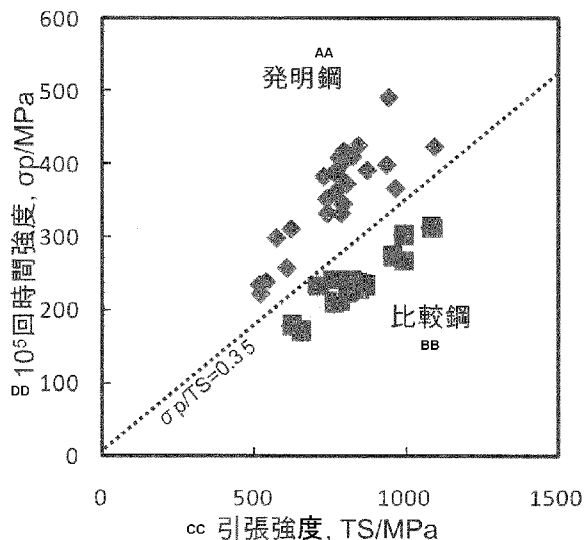
京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 樋渡 俊二(HIWATA-SHI, Shunji); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

- (74) 代理人: 特許業務法人太陽国際特許事務所(TAIYO, NAKAJIMA & KATO); 〒1600022 東京都新宿区新宿4丁目3番17号 特許業務法人太陽国際特許事務所 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, BN, 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, JP, 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, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, 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, LR, LS, MW,

[続葉有]

(54) Title: HOT-ROLLED STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD FOR SAME

(54) 発明の名称: 熱延鋼板及びその製造方法



AA Steel of the present invention
BB Steel for comparison
CC Tensile strength
DD Fatigue strength at 10^5 cycles

(57) Abstract: A hot-rolled steel sheet comprises, in mass%, 0.030-0.120% of C, at most 1.20% of Si, 1.00-3.00% of Mn, 0.01-0.70% of Al, 0.05-0.20% of Ti, 0.01-0.10% of Nb, at most 0.020% of P, at most 0.010% of S, and at most 0.005% of N, with the remainder consisting of Fe and impurities, wherein: $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12/48 - Nb\% * 12/93) \geq 0.012$; the {112} (110) pole density is at most 5.7 at a depth of 1/4 of the thickness of the steel sheet; the aspect ratio (long axis/short axis) of prior austenite grains is 5.3 or less; the deposition density of (Ti, Nb) C having a size of 20nm or less is at least 10^9 pieces/mm²; the yield ratio (YR), which is the ratio of the tensile strength to the yield stress, is at least 0.80; and the tensile strength is at least 590Mpa.

(57) 要約: 質量%で、Cが0.030%以上、0.120%以下、Siが1.20%以下、Mnが1.00%以上、3.00%以下、Alが0.01%以上、0.70%以下、Tiが0.05%以上、0.20%以下、Nbが0.01%以上、0.10%以下、Pが0.020%以下、Sが0.010%以下、Nが0.005%以下、残部がFe及び不純物であり、 $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12/48 - Nb\% * 12/93) \geq 0.012$ であり、板厚1/4の位置の{112} (110)極密度が5.7以下であり、旧オーステナイト粒のアスペクト比(長軸/短軸)が5.3以下であり、サイズが20nm以下の(Ti、Nb)Cの析出物密度が 10^9 個/mm²以上であり、引張強度と降伏応力の比である降伏比YRが0.80以上であり、引張強度が590MPa以上の熱延鋼板である。



MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラ
シア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロツ
パ (AL, 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, RS, 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))
- 請求の範囲の補正の期限前の公開であり、補正を受理した際には再公開される。(規則 48.2(h))

明 細 書

発明の名称：熱延鋼板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は成形性に優れ、せん断加工端面の疲労特性に優れた析出強化熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。

本出願は、日本国特許出願第2012-004554号に対して優先権を主張し、その内容を参照により本明細書中に援用する。

背景技術

[0002] 近年、自動車や各機械部品の軽量化が進められている。この軽量化は、部品形状の最適設計により剛性を確保することにより実現可能である。さらに、プレス成形部品等の中空成形部品では、部品の板厚を減少させることが直接的な軽量化となる。しかしながら、板厚を減じながら静破壊強度および降伏強度を維持することを目的とした場合、前記部品に高強度材料を用いることが必要となる。そのため、低コストで強度特性の優れた鉄鋼材料として、引張強度が590MPa以上の鋼板の適用が進められている。一方で、高強度化には、高い強度と成形破断限界、バーリング成形性等の成形性との両立が必要となる。さらに、前記部品をシャシー部品とした場合、アーク溶接部の靱性確保しHAZ軟化を抑制するため、マイクロアロイ元素の添加による析出強化を主体とした鋼板が開発されている。また、この他にも、種々の鋼板が開発されている（特許文献1～5参照）。

[0003] 前記したマイクロアロイ元素はAc1未満の温度で、数nmから数十nm程度の整合析出物の析出を促進する。熱延鋼板の製造工程においては、このような整合析出物は強度を大きく向上させるが、せん断加工端面の微小割れ発生により成形特性を低下させることが課題であり、例えば、非特許文献1に開示されている。また、前記せん断加工端面の劣化はせん断端面疲労特性を顕著に低下させる。そのため、非特許文献1ではマイクロアロイ元素を添加した合金成分を使用しつつも、組織強化を利用することで前記課題を解決

している。しかしながら、組織強化を利用した場合、部品に求められる高降伏強度の達成が困難であり、析出強化熱延鋼板のせん断端面の劣化を抑制することが課題である。

[0004] 特許文献1：日本国特開2002-161340号公報

特許文献2：日本国特開2004-27249号公報

特許文献3：日本国特開2005-314796号公報

特許文献4：日本国特開2006-161112号公報

特許文献5：日本国特開2012-1775号公報

非特許文献1：鉄と鋼、国重ら 71号、9頁、p1140-1146 (1985)

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] 本発明は前記の析出強化熱延鋼板における、せん断加工端面の成形性と疲労特性の低下を解決するものであり、せん断加工端面の成形性と疲労特性に優れた引張強度590MPa以上の熱延鋼板およびその製造方法を提供するものである。

課題を解決するための手段

[0006] 本発明者らは、マイクロアロイ元素と炭素含有量を各々適正な範囲とし、さらに結晶方位を制御することで、前記の析出元素を含有する鋼板におけるせん断加工端面の劣化を抑制することを可能とした。本発明の要旨は以下の通りである。

(1) 質量%で、Cが0.030%以上、0.120%以下、Siが1.20%以下、Mnが1.00%以上、3.00%以下、Alが0.01%以上、0.70%以下、Tiが0.05%以上、0.20%以下、Nbが0.01%以上、0.10%以下、Pが0.020%以下、Sが0.010%以下、Nが0.005%以下、残部がFe及び不純物であり、 $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93) \geq 0.012$ であり、板厚1/4の位置の{112} (110)極密度が5.7以下であり、旧オー

ステナイト粒のアスペクト比（長軸／短軸）が5.3以下であり、サイズが20nm以下の（Ti、Nb）Cの析出物密度が 10^9 個/mm³以上であり、引張強度と降伏応力の比である降伏比YRが0.80以上であり、引張強度が590MPa以上の熱延鋼板。

[0007] (2) さらに質量%でBが0.0005%以上、0.0015%以下、Crが0.09%以下、Vが0.01%以上、0.10%以下、Moが0.01%以上、0.2%以下の1種または2種以上含有し、Vを含有する場合は $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93 - V\% * 12 / 51) \geq 0.012$ である(1)に記載の熱延鋼板。

[0008] (3) 質量%で、Cが0.030%以上、0.120%以下、Siが1.20%以下、Mnが1.00%以上、3.00%以下、Alが0.01%以上、0.70%以下、Tiが0.05%以上、0.20%以下、Nbが0.01%以上、0.10%以下、Pが0.020%以下、Sが0.010%以下、Nが0.005%以下、残部がFe及び不純物であり、 $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93) \geq 0.012$ である鋼を、1250℃以上に加熱し、Ti含有量が $0.05\% \leq Ti \leq 0.10\%$ の範囲において、仕上げ圧延時の最終圧延温度が960℃以上、最終から2スタンドの圧下率合計が30%以上、Ti含有量が $0.10\% < Ti \leq 0.20\%$ の範囲において仕上げ圧延時の最終圧延温度が980℃以上かつ最終から2スタンドの圧下率合計が40%以上で熱間圧延し、450℃以上、650℃以下で巻き取る熱延鋼板の製造方法。

[0009] (4) 前記鋼は、さらに質量%でBが0.0005%以上、0.0015%以下、Crが0.09%以下、Vが0.01%以上、0.10%以下、Moが0.01%以上、0.2%以下の1種または2種以上含有し、Vを含有する場合は $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93 - V\% * 12 / 51) \geq 0.012$ ある(3)に記載の熱延鋼板の製造方法。

発明の効果

[0010] 本発明により、引張強度 590MPa 以上の析出強化を利用した熱延鋼板のせん断加工端面の微小割れ発生を抑制し、せん断端面の成形性および疲労特性に優れた熱延鋼板を提供することが可能となる。

図面の簡単な説明

[0011] [図1]過剰C量とセパレーションの発生比率の関係を調査結果を示す図である。

[図2]旧オーステナイト粒のアスペクト比と板厚 1/4 の位置の {112} (110) 極密度が及ぼすセパレーション発生への影響を調査した図である。

[図3]旧オーステナイト粒のアスペクト比が 5.3 を超えた試作鋼 A のせん断端面のセパレーションの観察結果を示す図である。

[図4]旧オーステナイト粒のアスペクト比が 5.3 以下であり、板厚 1/4 の位置の {112} (110) 極密度が 5.7 以上の試作鋼 B のせん断端面のセパレーションの観察結果を示す図である。

[図5]本発明の金属組織の特徴である C、Ti、Nb のバランス、板厚 1/4 の位置の {112} (110) 極密度、旧オーステナイト粒のアスペクト比、(Ti、Nb) C サイズとその析出密度の全てを満たす試作鋼 C のせん断端面のセパレーションの観察結果を示す図である。

[図6]試作鋼 A、B、C の打抜き疲労試験の結果を示すグラフである。

[図7]試作鋼 A と試作鋼 C の疲労破面を比較する図である。

[図8]Ti の含有量が 0.05% 以上、0.10% 以下の場合の、仕上げ圧延温度および最終 2 スタンドの圧下率合計の及ぼす {112} (110) 極密度への影響を調査した結果を示す図である。

[図9]Ti の含有量が 0.05% 以上、0.10% 以下の場合の、仕上げ圧延温度および最終 2 スタンドの圧下率合計の及ぼす旧オーステナイト粒のアスペクト比への影響を調査した結果を示す図である。

[図10]Ti の含有量が 0.10% 超、0.20% 以下の場合の、仕上げ圧延温度および最終 2 スタンドの圧下率合計の及ぼす {112} (110) 極密度への影響を調査した結果を示す図である。

[図11] Ti の含有量が0.10%超、0.20%以下の場合の、仕上げ圧延温度および最終2スタンドの圧下率合計の及ぼす旧オーステナイト粒のアスペクト比への影響を調査した結果を示す図である。

[図12] サイズが20nm以下の析出物密度と巻取り温度との関係を調査した結果を示した図である。

[図13] サイズが20nm以下の析出物密度と降伏比YRの関係を調査した結果を示した図である。

[図14] 成分および金属組織の特徴をすべて満たすことでセパレーションが抑制された発明鋼と成分および金属組織の特徴をすべて満たさないことでセパレーションが発生した比較鋼における 10^5 回時間強度 σ_p と引張強度TSとの関係による本発明の効果を調査した結果を示した図である。

発明を実施するための形態

[0012] 本発明の詳細について、以下に説明する。

従来ではマイクロアロイ元素による析出強化を利用することで、せん断端面の微小割れが発生し、成形性および疲労特性が低下することが課題であり、その改善のためにマルテンサイトや下部ベイナイトによる組織強化を利用した鋼板とする必要があった。しかしながら、発明者らは析出強化鋼板のマイクロアロイ元素の含有量と炭素含有量の各々について適正な値を探索し、金属組織形態と結晶方位の制御をすることで従来困難であった析出強化鋼におけるせん断端面の劣化を抑制することが可能であることを見出し、熱延鋼板を開発することに成功した。

[0013] 本発明の特徴とする熱延鋼板の成分の限定理由について説明する。

Cは、その含有量が0.030%未満では目的の強度が得られないことに加え、目的の強度を得るためのTi、Nbの下限含有量に対してCが不足すると、粒界に析出するCも不足するため、結晶粒界強度が低下しせん断端面の粗度が著しく高まり、せん断端面にセパレーションを生ずる。

0.120%を超えたCの含有量ではセメント密度の増加により、延性やバーリング成形性を劣化させることに加え、パーライト組織の現出によ

りせん断端面のセパレーションが発生する。そのためCの含有量は0.030%以上、0.120%以下とした。

[0014] Siはセメンタイトの粗大成長を抑制し、固溶強化を発現させる有効な元素である。一方で、Siの含有量が1.20%を超えるとせん断端面にセパレーションが発生する。そのため、Siの含有量は1.20%以下とした。なお、Siは、固溶強化を発現させ、また脱酸剤としての効果があるため0.01%以上含有することが好ましい。

[0015] Mnの含有量は1.00%以上、3.00%以下とした。Mnは固溶強化元素であり、590MPa以上の強度を発現させるためには、1.00%以上含有することが必須となる。なお、Mnの含有量が3.00%を超えるとMn偏析部にTi硫化物が形成され、延性の著しい低下を示す。そのため、Mnの含有量は3.00%以下とした。

[0016] Alは脱酸元素として添加され、鋼中酸素を低減できる他、フェライトの変態を促進させることで延性を向上させる有効な元素である。そのため、Alの含有量は0.01%以上とした。また、Alの含有量が0.70%を超えると、590MPa以上の引張強度を達成できないほか、0.80以上の降伏比YRも達成できない。そのため、Alの含有量は0.01%以上、0.70%以下とした。

[0017] Tiは炭化物を形成することで析出強化を発現する。590MPa以上の鋼板強度を得るためには、0.05%を超えて含有することが必要である。特に、Ac1未満の温度で析出させた場合、整合析出による微細析出強化が発現するものの、Cの含有量が少ない場合、固溶C量の低下により、結晶粒界強度が低下し、せん断端面の粗度が著しく高まり、せん断端面にセパレーションを生ずる。

[0018] そこで本発明では、Ti含有量とC含有量が式(1)を満たし、かつ後述する金属組織形態の特徴を満たすことで、せん断加工端面の劣化を抑制し、前記セパレーションを抑制することを見出した。なお、下記式(1)において「*」は、「×(乗算)」を示している。

$$0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93) \geq 0.012 \quad \dots (1)$$

[0019] 図1にはセパレーションの発生率と過剰Cの関係を示した。過剰Cが0.012未満となった場合、あるいは0.106を超えた場合、セパレーションの発生率は100%となり、過剰Cの適正な範囲が分かった。なお、適正な過剰C範囲内にあるものについてはいずれも他の元素の含有量が規定範囲から外れても、セパレーションの発生頻度は50%以下となっており、式(1)の過剰C量を満たすことによるセパレーション抑制効果が確認された。なお、本発明の成分範囲内においてもセパレーション発生率が0%を超えるものが確認されており、これらは金属組織に起因してセパレーションが発生することがわかった。詳細については後述した。

なお、過剰Cとは「 $(C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93)$ 」から算出される過剰なC含有量を示す。

[0020] セパレーションの発生率は、熱延鋼板を100mm×100mm×板厚のブランクに切り出し、10mmφの円柱ポンチを用いてクリアランス10%での打抜き試験を10回実施し、打抜きせん断面を観察することで測定した値である。また、せん断端面のセパレーションが発生した場合、せん断端面の破断面性状が棚状の段を呈したものとなり、せん断方向に粗度計で測定した際の最大高さが50μm以上となるため、本発明では棚状せん断端面性状かつ最大高さが50μm以上のものをセパレーションの発生と定義した。なお、セパレーションの発生率は10回の打ち抜き試験中でのセパレーションの発生回数の比率のことである。

[0021] Ti含有量は0.20%を超えた場合、溶態化处理によってもTiは完全に固溶できず、0.20%を超えた含有ではスラブ段階で未固溶のTiとCおよびNとの粗大な炭窒化物を形成し、製品板にその粗大な炭窒化物が残ることにより、靱性の著しい劣化が起こり、前記せん断端面のセパレーションを生ずる。したがって、Tiの含有量は0.05%以上、0.20%以下と

した。なお、熱延スラブの靱性を確保するためにTiの含有量0.15%以下が好ましい。

[0022] NbはNb単体での炭化物を形成するばかりでなく、TiC中に(Ti、Nb)Cとして固溶することで炭化物のサイズを微細にし、極めて高い析出強化能を発揮する。Nbが0.01%未満の場合、その析出強化の効果が認められない。また、Nbの含有量が0.10%を超える場合、その効果が飽和する。そのため、Nbの含有量は0.01%以上、0.10%以下とした。

[0023] Pは固溶強化元素である。一方、鋼中に0.020%を超えてPが含有すると結晶粒界に偏析することで、粒界強度の低下を招き、鋼板の前記したセパレーションを生ずる他、靱性の低下および耐二次加工脆性を助長させる。したがって、Pの含有量は0.020%以下とした。なお、Pの含有量の下限值は、特に制限はないが、脱Pのコスト及び生産性の観点から、0.001%とすることが好ましい。

[0024] SはMnの化合物を形成することで、伸びフランジ性を劣化させる。そのため、Sの含有量は極力低いことが好ましい。また、Sの含有量が0.010%を超える場合、バンド状にMnSが偏析することで、前記したせん断端面のセパレーションを生ずる。そこでSの含有量は0.010%以下とした。なお、Sの含有量の下限值は、特に制限はないが、脱Sのコスト及び生産性の観点から、0.001%とすることが好ましい。

[0025] Nは熱間圧延前においてTiNを形成する。結晶構造はNaCl型であり、地鉄との界面は非整合であるため、せん断加工中には、TiNを起点としたき裂が発生し前記せん断端面のセパレーションを助長させ、0.005%を超えてNが含有した場合、せん断端面のセパレーションを抑制できない。したがって、Nの含有量は0.005%以下とした。なお、Nの含有量の下限值は、特に制限はないが、脱Nのコスト及び生産性の観点から、5ppm%とすることが好ましい。

[0026] 次に選択元素について説明する。

Bは粒界に固溶することで、Pの粒界への偏析を抑制し、粒界強度を向上させることでせん断端面の粗度を低減させる。Bの含有量を0.0005%以上とすることで1080MPa以上の強度を達成し、且つ前記したせん断端面のセパレーションを抑制でき、好ましい。なお、Bの含有量が0.0015%を超えても、含有に伴う改善効果は認められない。したがって、Bの含有量は0.0005%以上、0.0015%以下とすることが好ましい。

[0027] CrはV同様にMC中に固溶する他、Cr単体の炭化物を形成することで強度を発現する。Crの含有量が0.09%超ではその効果が飽和する。そのためCrの含有量は0.09%以下とした。なお、Crの含有量は、製品強度の確保の観点から、0.01%以上とすることが好ましい。

[0028] VはTiCに置換し(Ti、V)Cとして析出することで、高強度の鋼板とすることが可能となる。Vの含有量が0.01%未満では、その効果を発現しない。また、Vの含有量が0.10%を超えると、熱延鋼板の表面割れを助長させる。そのため、Vの含有量は0.01%以上、0.10%以下とした。なお、 $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93 - V\% * 12 / 51) \geq 0.012$ を満たさない場合、固溶C量の低下により、結晶粒界強度が低下しせん断端面の粗度が著しく高まり、せん断端面にセパレーションを生ずる。

[0029] Moについても析出元素であるが、その含有量が0.01%未満では、その効果を発現せず、0.2%を超えた含有では延性が低下する。そのため、Moの含有量は0.01%以上、0.2%以下とした。

[0030] 次に、本発明の特徴とするミクロ組織および集合組織について説明する。

本発明の鋼板は前記した成分範囲を満たし、かつ板厚1/4の位置の{112} (110)極密度を5.7以下とすることで、前記したせん断端面のセパレーションを抑制できる。

{112} (110)は圧延時に発達した結晶方位であり、鋼板の圧延方向の断面を5%過塩素酸により電解研磨することで測定面の表面ひずみを除去した試料を、25kV以上の加速電圧で発生させた電子を利用した後方散

乱電子像（E B S P法による後方散乱電子像）から測定される結晶方位である。なお、測定は圧延方向に1000 μm 以上、板厚方向に500 μm の範囲とし、測定間隔は3 μm 以上、5 μm 以下で測定されたものが望ましい。その他、TEMでのディフラクションパターンやX線回折による同定方法では測定位置を特定できないため、これらは測定方法としては不適切である。

[0031] 旧オーステナイト粒の形態は、そのアスペクト比（長軸／短軸）が5.3以下であることで、前記せん断端面のセパレーションが抑制されることを見出した。そのため前記アスペクト比は5.3以下とした。

[0032] 図2にはアスペクト比および{112}（110）極密度とセパレーションの発生の関係について示した。図中の“○”は前記セパレーションの判定方法において、セパレーションの発生率が0%であったことを示しており、“×”は0%を超えたものである。各成分の含有量が適正な範囲にあってもアスペクト比が5.3を超えた場合、セパレーションはいずれの極密度においても発生する。また、各成分の含有量が適正な範囲にありアスペクト比が5.3以下、極密度が5.7以下においてはセパレーションが発生したものが確認されなかった。なお、旧オーステナイト粒の現出方法には、ドデシルベンゼンスルホン酸、ピクリン酸、またはシュウ酸を用いることが好ましい。

[0033] 図3には、旧オーステナイト粒のアスペクト5.3を超えた試作鋼板Aについて、前記した旧オーステナイト粒の現出方法により、せん断端面のセパレーションを観察した結果を示した。せん断端面のセパレーションはせん断方向に交差する方向に棚状のき裂面を呈しており、詳細観察の結果、旧オーステナイト粒界に沿ってき裂が伸展していることが分かった。また、旧オーステナイト粒のアスペクト比が5.3以下であり、板厚1/4の位置の{112}（110）極密度が5.7以上の試作鋼板Bでは、図4に示した通り、セパレーションの面積はアスペクト比に応じて低減するものの、抑制までには至っていない。しかしながら、本発明の金属組織の特徴であるC、Ti、Nbのバランス、板厚1/4の位置の{112}（110）極密度、旧オ

ーステナイト粒のアスペクト比、(Ti、Nb)Cサイズとその析出物密度の全てを満たす試作鋼板Cでは、図5の通り、セパレーションは抑制されていることが分り、さらに特定の結晶粒界でのき裂の伝播は認められない。

[0034] 図6には試作鋼板A、B、Cの打抜き疲労試験の結果を示した。疲労試験はシェンク式疲労試験機を用いて、JIS Z 2275に基づいた、平滑試験片中央部に片側クリアランス10%、10mmφの打抜きせん断加工を施した試験片を用いて評価を行った。試作鋼板A、BおよびCはいずれも引張強度は980MPa程度であり、セパレーションが抑制された試作鋼板Cに対して、試作鋼板AおよびBの 10^5 回時間強度は約50MPa程度の低下が認められる。試作鋼板Aの疲労破面と試作鋼板Cの疲労破面の比較を図7に示した。試作鋼板Cではセパレーション部から疲労き裂が発生しており、時間強度の低下がセパレーションの発生によることが分った。せん断加工時には、ポンチとダイスの肩から発生したき裂が、ポンチのストロークとともに板厚方向に伝播し、合体することでせん断端面を形成する。Tiを主体とした整合性析出物により強化された鋼板においては靱性の低下のため、セパレーションの発生を抑制できないとされていたが、本発明ではセパレーションの詳細観察と発生機構を明確にし、さらに適正な成分組成とし、結晶方位と結晶粒形態が適正な金属組織とすることで、せん断端面のセパレーションを抑制し、かつせん断端面の疲労強度を向上できることを見出した。

[0035] 金属組織中におけるサイズが20nm以下の(Ti、Nb)Cの析出物密度は 10^9 個/mm³以上であることが必要である。析出物のサイズが20nm以下の析出物密度が 10^9 個/mm³未満では引張強度と降伏応力の降伏比YR0.80以上を達成できないためである。一方、析出物密度は 10^{12} 個/mm³以下であることが好ましい。析出物の測定には、特開2004-317203の方法を用いて作成したレプリカ試料を用いて、透過電子顕微鏡を用いて10000倍以上の高倍率にて、5視野以上を観察することが好ましい。なお、析出物のサイズとは析出物の円相当直径である。また、析出物密度の測定対象となる析出物はサイズが1nm以上20nm以上の析出物とす

る。

[0036] 次に、本発明の鋼板の製造方法の特性について説明する。本発明の熱延鋼板の製造方法では、スラブ加熱温度を 1250°C 以上にすることが好ましい。これは含有した析出元素を十分に溶体化させるためである。一方、加熱温度が 1300°C を超えるとオーステナイト粒界が粗大化するため、加熱温度は 1300°C 以下が好ましい。本発明において、仕上げ圧延条件は、Ti量に応じて適正な範囲が存在することを見出した。Ti含有量が $0.05\% \leq \text{Ti} \leq 0.10\%$ の範囲においては、仕上げ圧延時の最終圧延温度が 960°C 以上、最終から2スタンドの圧下率合計が 30% 以上とすることが必要である。また、Ti含有量が $0.10\% < \text{Ti} \leq 0.20\%$ の範囲においては、仕上げ圧延時の最終圧延温度が 980°C 以上かつ最終から2スタンドの圧下率合計が 40% 以上であることが必要である。いずれかが条件範囲から外れることで、オーステナイトの圧延による再結晶が促進されず、板厚 $1/4$ の位置の $\{112\}$ (110) 極密度が 5.7 以下かつ旧オーステナイト粒のアスペクト比 (長軸/短軸) が 5.3 以下という要件を満たさない。この仕上げ圧延時の最終圧延温度 (仕上げ圧延温度と称することがある。) とは、仕上げ圧延機の最終スタンドの出口側 15 m 以内に設置された温度計により測定した温度である。また、この最終から2スタンドの圧下率合計 (最終から2スタンドを最終2スタンドと称すること、また圧下率合計を合計圧下率と称することがある) とは、最終スタンド単独の圧下率の値と最終スタンドの一つ前のスタンド単独の圧下率の値とを足し算した合計値 (単純和) である。Ti含有量が $0.05\% \leq \text{Ti} \leq 0.10\%$ の範囲における仕上げ圧延条件の及ぼす板厚 $1/4$ の位置の $\{112\}$ (110) 極密度の関係および旧オーステナイト粒アスペクト比の関係をそれぞれ図8および9に示した。Ti含有量が $0.05\% \leq \text{Ti} \leq 0.10\%$ の範囲においては、仕上げ圧延温度あるいは最終から2スタンドの合計圧下率が本発明の条件から外れると旧オーステナイト粒アスペクト比が 5.3 を超えることが分った。次に $0.10\% < \text{Ti} \leq 0.20\%$ について行った同様の調査結果を図10および

1 1 に示した。0. 1 0 % < T i ≤ 0. 2 0 % の範囲では仕上げ圧延温度が 9 6 0 °C 以上においても板厚 1 / 4 の位置の { 1 1 2 } (1 1 0) 極密度が 5. 7 を超えるものが現れ、仕上げ圧延温度を 9 8 0 °C 以上とすることで、板厚 1 / 4 の位置の { 1 1 2 } (1 1 0) 極密度が 5. 7 以下となった。また、最終圧延温度が 9 8 0 °C 以上かつ最終から 2 スタンドの圧下率合計が 4 0 % 以上では極密度およびアスペクト比についての条件をともに満足することが分った。これは T i のオーステナイト再結晶抑制効果によるものであり、T i 量により効果を発現できる最適な仕上げ圧延条件が存在することを示しており、本発明の成分範囲内での最適な仕上げ圧延条件が、以上の調査から明確となった。なお、T i 含有量が 0. 0 5 % ≤ T i ≤ 0. 1 0 % の範囲および 0. 1 0 % < T i ≤ 0. 2 0 % の範囲のいずれの範囲においても、仕上げ圧延時の最終圧延温度は 1 0 8 0 °C 以下、最終から 2 スタンドの圧下率合計は 7 0 % 以下とすることが好ましい。

[0037] 仕上げ圧延後の巻き取り温度は 4 5 0 °C 以上であることが必須となる。4 5 0 °C 未満では析出強化された均質組織の熱延鋼板を製造することが困難となり、0. 8 0 以上の降伏比 Y R を達成することが困難となる。熱延鋼板は主として足廻り部品に適用される場合が多く、このため部材の破断応力を高め、かつ部材の永久変形も低減させる必要がある。本発明の熱延鋼板は、(T i , N b) C の析出により降伏比 Y R を高めている。また、6 5 0 °C 超で巻き取った場合、析出物の粗大化が進行し、T i 含有量に応じた鋼板の強度が得られなくなる。なお、6 5 0 °C 超での巻き取り温度では、(T i , N b) C の粗大化により、オロワン機構が弱くなり、降伏応力が低下することで目的の降伏比 0. 8 0 以上を達成できない。

[0038] 図 1 2 には T i 量が 0. 0 5 % 以上、0. 2 0 % 以下の熱延鋼板の巻き取り温度と 2 0 n m 以下の析出物密度の関係を示した。巻き取り温度が 4 5 0 °C 未満あるいは 6 5 0 °C 超となった場合、析出物密度は 1 0 ⁹ 個 / m m ³ 未満となった。その結果、図 1 3 に示したとおり、前記降伏比 Y R 0. 8 0 以上を達成できず、高降伏応力の熱延鋼板を製造できないことが分った。

[0039] なお、本発明の熱延鋼板において、

Cの含有量としては0.36%以上0.100%以下の範囲、

Siの含有量としては0.01%以上1.19%以下の範囲、

Mnの含有量としては1.01%以上2.53%以下の範囲、

Alの含有量としては0.03%以上0.43%以下の範囲、

Tiの含有量としては0.05%以上0.17%以下の範囲、

Nbの含有量としては0.01%以上0.04%以下の範囲、

Pの含有量としては0.008%以下の範囲、

Sの含有量としては0.003%以下の範囲、

Nの含有量としては0.003%以下の範囲、

$\left[(C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93) \right]$ としては、0.061以上0.014%以下の範囲、

極密度としては1.39以上5.64%以下の範囲、

旧オーステナイト粒のアスペクト比としては1.42以上5.25%以下の範囲、

析出物密度としては 1.55×10^9 個/mm³以上 3.10×10^{11} 個/mm³以下の範囲も挙げられる。

[0040] また、本発明の熱延鋼板において、

Ti含有量が $0.05\% \leq Ti \leq 0.10\%$ の範囲の仕上げ圧延時の最終圧延温度としては963℃以上985℃以下の範囲、

Ti含有量が $0.05\% \leq Ti \leq 0.10\%$ の範囲の最終から2スタンドの圧下率合計としては32.5%以上43.2%以下の範囲、

Ti含有量が $0.10\% < Ti \leq 0.20\%$ の範囲の仕上げ圧延時の最終圧延温度としては981℃以上1055℃以下の範囲、

Ti含有量が $0.10\% < Ti \leq 0.20\%$ の範囲の最終から2スタンドの圧下率合計としては40.0%以上45.3%以下の範囲、

巻き取り温度としては480℃以上630℃の範囲も挙げられる。

実施例

[0041] 以下に本発明の実施例を示す。

表 1 に示す化学成分を有する鋼を溶製し、スラブを得た。スラブを 1 2 5 0℃以上に加熱し、表 2 に示した仕上げ圧延温度にて 6 パスでの仕上げ圧延を行った後、冷却帯の平均冷却速度 5℃/s で冷却し、巻取り再現炉温度 4 5 0℃～6 3 0℃にて 1 時間保持し、その後、空冷することで 2. 9 m m t の鋼板を製造し、7 %塩酸水溶液にて表面のスケールを除去して熱延鋼板とした。なお、表 2 中の圧下率合計には、前記熱延鋼板の製造工程における最終から 2 スタンドの圧下率合計値として 5 パス、6 パスの圧下率の合計を示した。それぞれの熱延鋼板は引張強度 T S、延性 E l については、J I S-Z 2 2 0 1 に記載の 5 号試験片を作製し、J I S-Z 2 2 4 1 に記載の試験方法に従って評価した。また、バーリング成形性 λ は J I S-Z 2 2 5 6 に記載の試験方法に従って評価した。バーリング成形性 λ は J I S-Z 2 2 5 6 に記載の試験方法に従って評価した。また、せん断端面の性状調査は、1 0 m m φ の円柱ポンチとクリアランス 1 0 %のダイスを用いて、打抜きせん断加工を施した後、円周方向を目視にて観察することでせん断セパレーションの発生の有無を調査した。せん断セパレーションの発生率の定義、測定は前述の通りである。全試験番号の鋼板について、鋼板せん断端面の疲労特性を調査するため平面試験片へと加工し、前記打抜き条件にてせん断端疲労評価試験片へと加工し、シェンク式平面曲げ疲労試験機を用いて、1 0⁵回にて破断する時間強度 σ_p の評価を行った。

なお、鋼板番号 1 0 の鋼板は、式 (1) を満たさないことから (表 2 参照) 、比較鋼板に該当する。

[0042]

[表1]

行号	C	SI	MA	AI	F	S	H	MB	N	B	V	MS	ST
1	0.022	0.60	1.25	0.02	0.008	0.003	0.05	0.01	0.003	-	-	-	-
2	0.126	0.60	1.32	0.02	0.008	0.003	0.06	0.01	0.003	-	-	-	-
3	0.081	1.51	2.52	0.02	0.008	0.003	0.13	0.02	0.003	-	-	-	-
4	0.080	0.60	0.76	0.05	0.008	0.003	0.06	0.01	0.003	-	-	-	-
5	0.061	0.60	3.10	0.02	0.008	0.003	0.05	0.01	0.003	-	-	-	-
6	0.036	0.06	1.52	0.15	0.006	0.003	0.05	0.01	0.003	-	-	-	-
7	0.062	0.16	1.66	0.02	0.021	0.003	0.09	0.04	0.003	-	-	-	-
8	0.060	0.16	1.96	0.02	0.006	0.012	0.09	0.04	0.003	-	-	-	-
9	0.061	0.07	1.50	0.02	0.006	0.003	0.03	0.01	0.003	-	-	-	-
10	0.060	0.15	1.86	0.02	0.008	0.003	0.16	0.04	0.003	-	-	-	-
11	0.061	0.16	1.95	0.02	0.006	0.003	0.21	0.01	0.003	-	-	-	-
12	0.036	0.05	1.28	0.02	0.008	0.003	0.05	0	0.003	-	-	-	-
13	0.071	0.15	1.92	0.02	0.008	0.003	0.06	0.12	0.003	-	-	-	-
14	0.060	0.06	1.37	0.02	0.006	0.003	0.13	0.04	0.003	-	-	-	-
15	0.091	1.37	2.51	0.03	0.008	0.003	0.15	0.01	0.003	0.0007	-	-	-
16	0.045	0.06	0.81	0.03	0.008	0.003	0.05	0.01	0.003	-	0.05	-	-
17	0.082	1.31	2.52	0.02	0.008	0.003	0.14	0.02	0.003	0.0003	-	0.15	-
18	0.079	1.41	2.54	0.02	0.008	0.003	0.15	0.02	0.003	0.0006	-	0.08	-
19	0.135	0.60	1.32	0.02	0.008	0.003	0.08	0.01	0.003	-	-	-	0.02
20	0.036	0.02	1.37	0.31	0.006	0.003	0.05	0.01	0.003	-	-	-	-
21	0.060	0.85	1.28	0.03	0.008	0.003	0.13	0.04	0.003	-	-	-	-
22	0.060	0.15	1.97	0.03	0.008	0.003	0.10	0.04	0.003	-	-	-	-
23	0.046	0.71	1.23	0.03	0.006	0.003	0.05	0.01	0.003	-	-	-	-
24	0.061	0.02	1.01	0.03	0.008	0.003	0.15	0.01	0.003	-	-	-	-
25	0.080	0.02	1.50	0.03	0.006	0.003	0.15	0.01	0.003	-	-	-	-
26	0.080	0.01	2.02	0.03	0.008	0.003	0.15	0.01	0.003	-	-	-	-
27	0.062	0.02	1.52	0.03	0.008	0.003	0.15	0.01	0.003	-	-	-	-
28	0.062	0.02	1.51	0.03	0.008	0.003	0.15	0.01	0.003	-	-	-	-
29	0.100	0.01	1.51	0.03	0.009	0.003	0.15	0.01	0.003	-	-	-	-
30	0.080	0.01	1.52	0.03	0.008	0.003	0.11	0.01	0.003	-	-	-	-
31	0.092	0.02	1.52	0.03	0.008	0.003	0.13	0.01	0.003	-	-	-	-
32	0.061	0.31	1.53	0.03	0.008	0.003	0.15	0.01	0.003	-	-	-	-
33	0.081	0.01	2.53	0.03	0.008	0.003	0.15	0.01	0.003	-	-	-	-
34	0.091	0.01	1.53	0.03	0.008	0.003	0.15	0.04	0.003	-	-	-	-

[0043] 表2には全試験番号の降伏応力、引張強度、全伸び、バーリング成形性 λ 、せん断端面のセパレーション発生の有無、せん断端面の 10^5 回時間強度 σ_p 、 10^5 回時間強度と引張強度の比 σ_p/TS を記載した。

号2、10については式(1)のTi、NbおよびCのバランスが本発明の成分規定から外れることで、せん断端面のセパレーションが発生した。試験番号3、についてはSiを過度に含有することで、強度および成形特性は劣化しなかったものの、化成処理性が低下し、さらにセパレーションの発生が確認された。また、試験番号7、8ではPおよびSの偏析および介在物を起点としてせん断端面のセパレーションが発生していることが確認できた。試験番号2ではCが過度に含有されることでパーライトバンド組織に起因したセパレーションが確認でき、さらに、バーリング成形性λの顕著な低下が確認できた。なお、Bを含有した鋼板は本発明の適正な製造条件とすることで、1080MPa以上の強度を有する鋼板が製造できており、かつセパレーションも抑制できる。また、V、Mo、Crを含有した試験番号ではTi、Nbに加えた複合効果により、伸びとバーリング成形性を損なうことなく、高い引張強度を得ることができた。なお、V、Mo、Cr、Bを含有した場合でも本発明の必須元素が規定量で含有されていないと、試験番号15、16、17、18、19においてセパレーションの発生が確認された。

[0046] 以上のことから、本発明の規定成分範囲を超えることで金属組織の特徴によるせん断端面セパレーション抑制効果が発現できていないことが分り、本発明の成分範囲は、板厚1/4の位置の{112} (110)極密度と、旧オーステナイト粒のアスペクト比によるセパレーション抑制効果を発現できる適正な範囲と言えることが分った。次に、適正な成分範囲の種々の鋼板番号に対して、本発明の熱延鋼板の製造方法の範囲内および範囲外の条件にて、板厚1/4の位置の{112} (110)極密度と、旧オーステナイト粒のアスペクト比を変えた熱延鋼板の試験を行った結果を表2の試験番号15から56に示した。仕上げ圧延温度および最終から2スタンドの合計圧下率が適正な範囲でない場合、板厚1/4の位置の{112} (110)極密度が5.7以下、旧オーステナイト粒のアスペクト比が5.3以下のいずれかが外れることでせん断端面にセパレーションが確認された。また、巻き取り温度条件が本発明の範囲から外れる場合、降伏比セパレーションは発生して

いない。しかしながら、析出物密度が 10^9 個/ mm^3 以下であり、Y Rが0.80を下回っており、本発明の熱延鋼板としては不適切である。以上のことから、本発明の成分範囲の鋼板を用いて、適正な製造条件とすることで板厚 $1/4$ の位置の $\{112\}$ (110) 極密度と、旧オーステナイト粒のアスペクト比が適正な範囲となり、せん断端面のセパレーションが抑制された。せん断端面の 10^5 回時間強度 σ_p と引張強度の関係を図14に示した。本発明鋼はいずれもせん断端面の 10^5 回時間強度 σ_p が引張強度TSに対して、0.35倍以上であるのに対して、セパレーションが発生した比較鋼では、0.35倍未満となる。

[0047] 従来、Tiを含有した析出強化鋼板においては析出の促進に伴い、靱性が低下しセパレーションが発生すると説明されていたが、本発明においてはCとTiおよびNbの含有量を各々適正とし、かつ金属組織を $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12/48 - Nb\% * 12/93) \geq 0.012$ とし、板厚 $1/4$ の位置の $\{112\}$ (110) 極密度を5.7以下とし、旧オーステナイト粒のアスペクト比を5.3以下とすることで、これまで解決不可能であった、せん断端面のセパレーションを抑制でき、その結果、せん断端面の 10^5 回時間強度 σ_p に優れた熱延鋼板が開発可能となることが分った。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.030%以上、0.120%以下、

Si : 1.20%以下、

Mn : 1.00%以上、3.00%以下、

Al : 0.01%以上、0.70%以下、

Ti : 0.05%以上、0.20%以下、

Nb : 0.01%以上、0.10%以下、

P : 0.020%以下、

S : 0.010%以下、

N : 0.005%以下、

残部 : Fe 及び不純物、

であり、 $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93) \geq 0.012$ であり、板厚1/4の位置の{112} (110) 極密度が5.7以下であり、旧オーステナイト粒のアスペクト比 (長軸/短軸) が5.3以下であり、サイズが20nm以下の(Ti、Nb) Cの析出物密度が 10^9 個/mm³以上であり、引張強度と降伏応力の比である降伏比YRが0.80以上であり、引張強度が590MPa以上の熱延鋼板。

[請求項2]

さらに質量%で

B : 0.0005%以上、0.0015%以下、

Cr : 0.09%以下、

V : 0.01%以上、0.10%以下、

Mo : 0.01%以上、0.2%以下、

の1種または2種以上を含有し、Vを含有する場合は $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93 - V\% * 12 / 51) \geq 0.012$ である請求項1に記載の熱延鋼板。

[請求項3]

質量%で、

C : 0.030%以上、0.120%以下、

Si : 1.20%以下、

Mn : 1.00%以上、3.00%以下、

Al : 0.01%以上、0.70%以下、

Ti : 0.05%以上、0.20%以下、

Nb : 0.01%以上、0.10%以下、

P : 0.020%以下、

S : 0.010%以下、

N : 0.005%以下、

残部 : Fe 及び不純物、

であり、 $0.106 \geq (C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93) \geq 0.012$ である鋼を、1250℃以上に加熱し、Ti含有量が $0.05\% \leq Ti \leq 0.10\%$ の範囲において仕上げ圧延時の最終圧延温度が960℃以上かつ最終から2スタンドの圧下率合計が30%以上、Ti含有量が $0.10\% < Ti \leq 0.20\%$ の範囲において仕上げ圧延時の最終圧延温度が980℃以上かつ最終から2スタンドの圧下率合計が40%以上で熱間圧延し、450℃以上、650℃以下で巻き取る熱延鋼板の製造方法。

[請求項4]

前記鋼は、

さらに質量%で

B : 0.0005%以上、0.0015%以下、

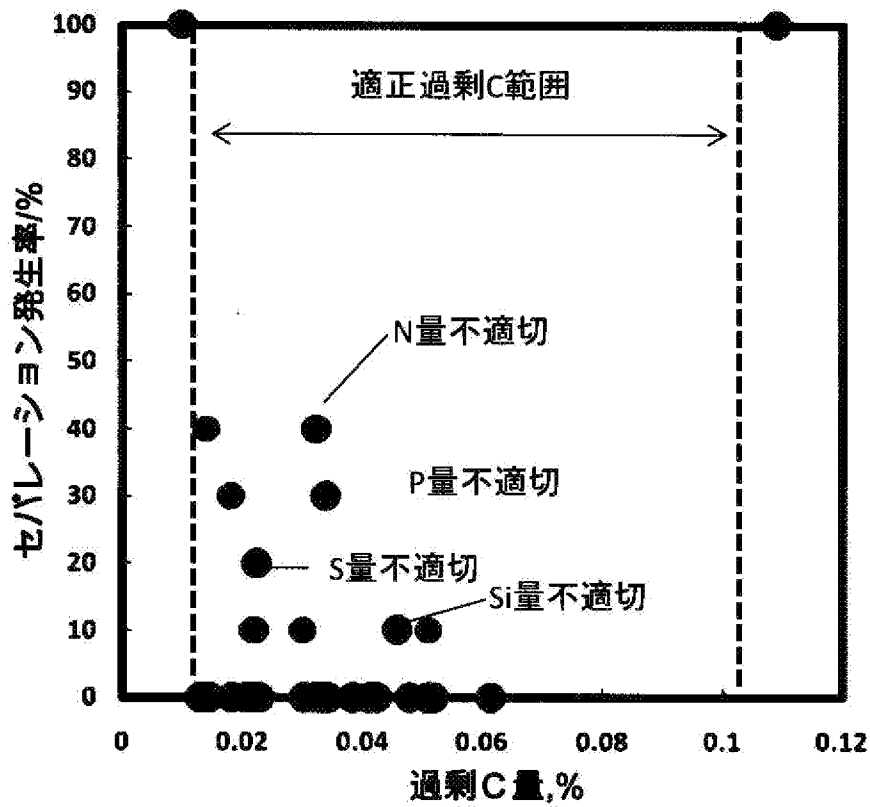
Cr : 0.09%以下、

V : 0.01%以上、0.10%以下、

Mo : 0.01%以上、0.2%以下、

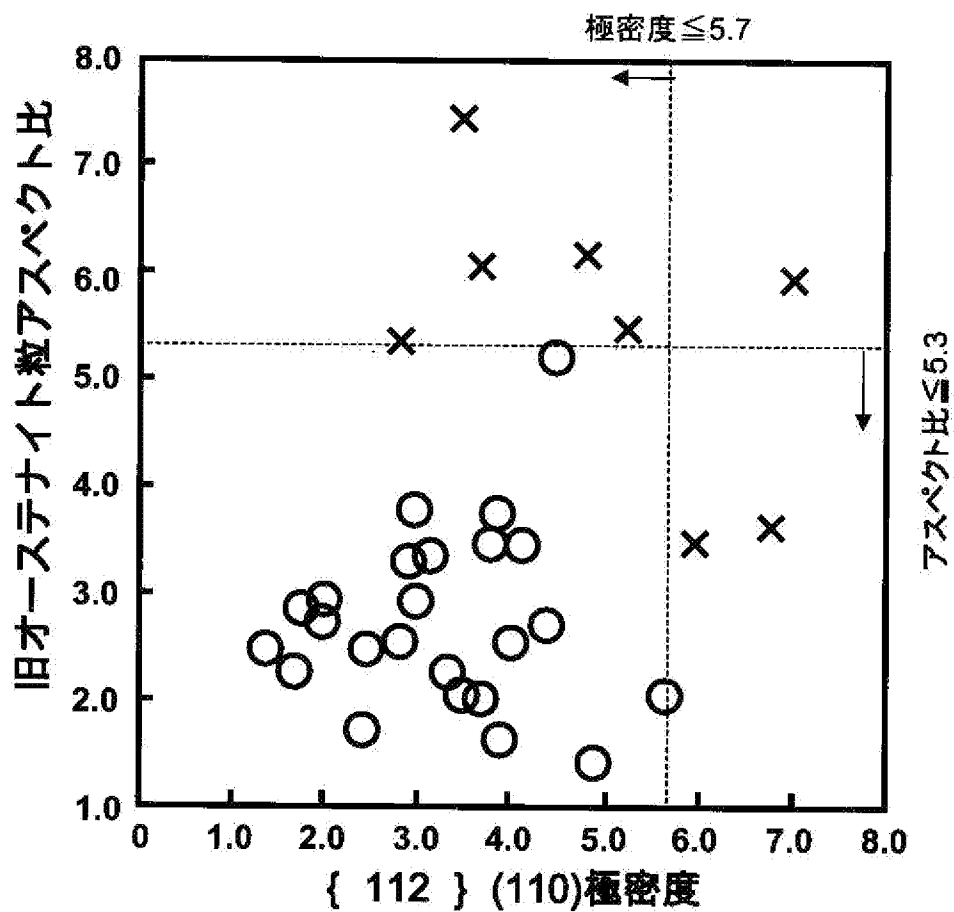
の1種または2種以上を含有し、Vを含有する場合は $(C\% - Ti\% * 12 / 48 - Nb\% * 12 / 93 - V\% * 12 / 51) \geq 0.012$ である請求項3に記載の熱延鋼板の製造方法。

[図1]

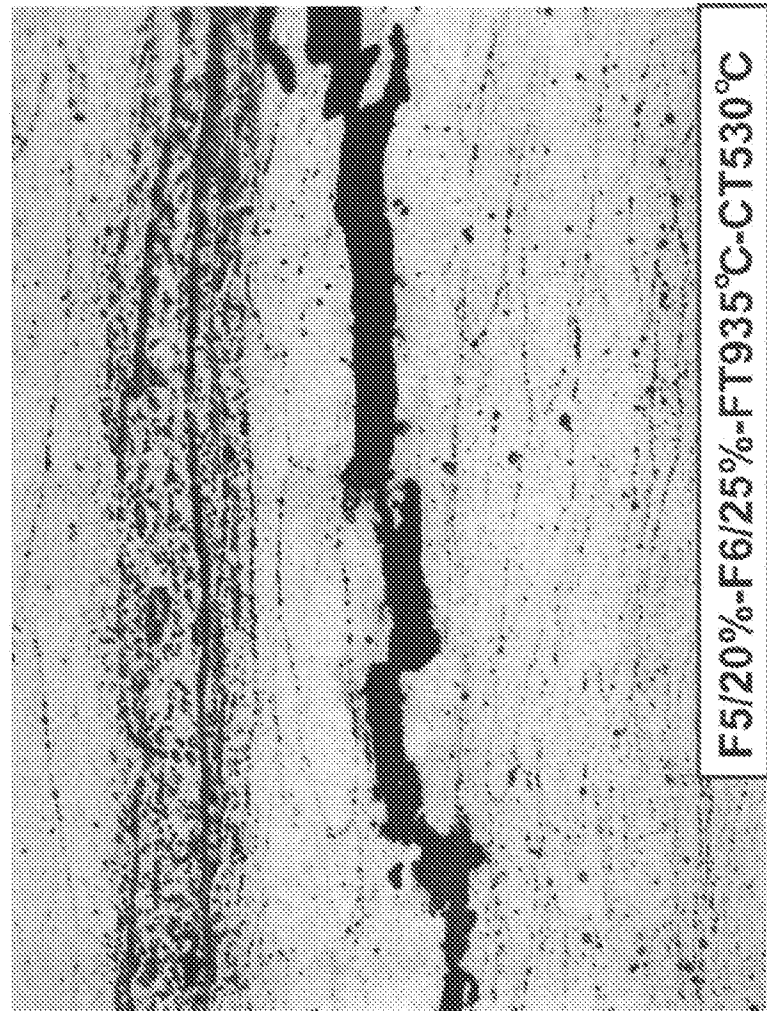
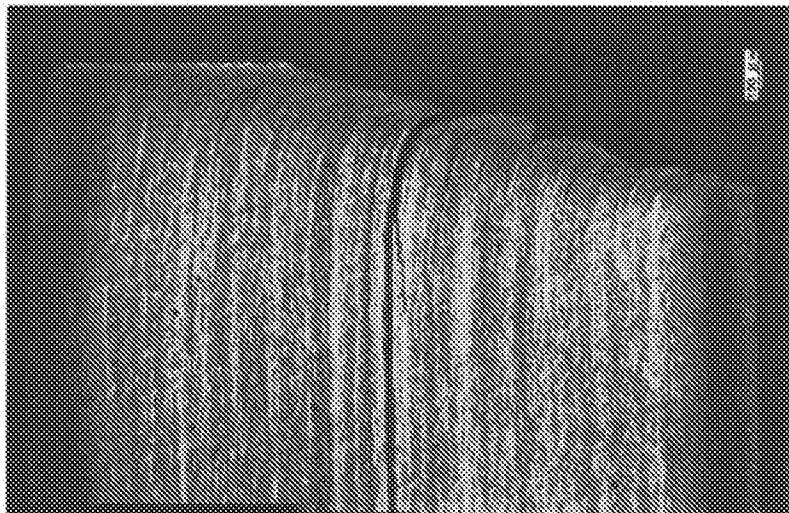
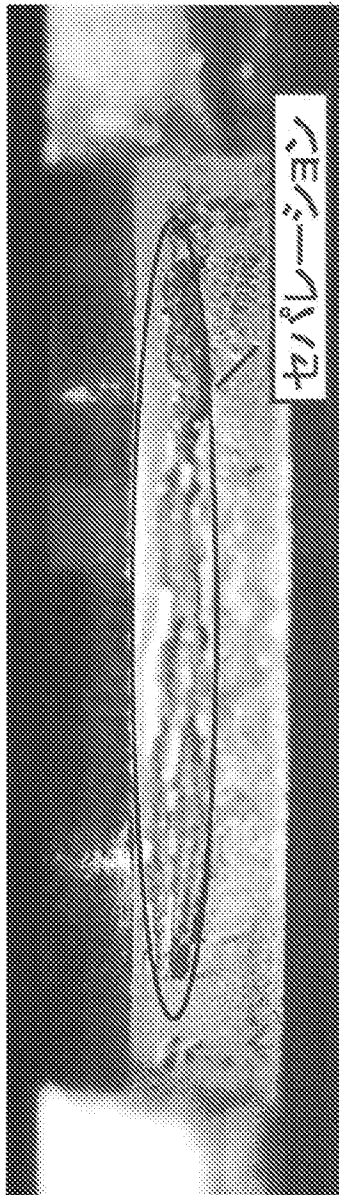


$$\text{式(1) 過剰C} = C\% - T\% \times 12 / 48 - Nb\% \times 12 / 93$$

[図2]

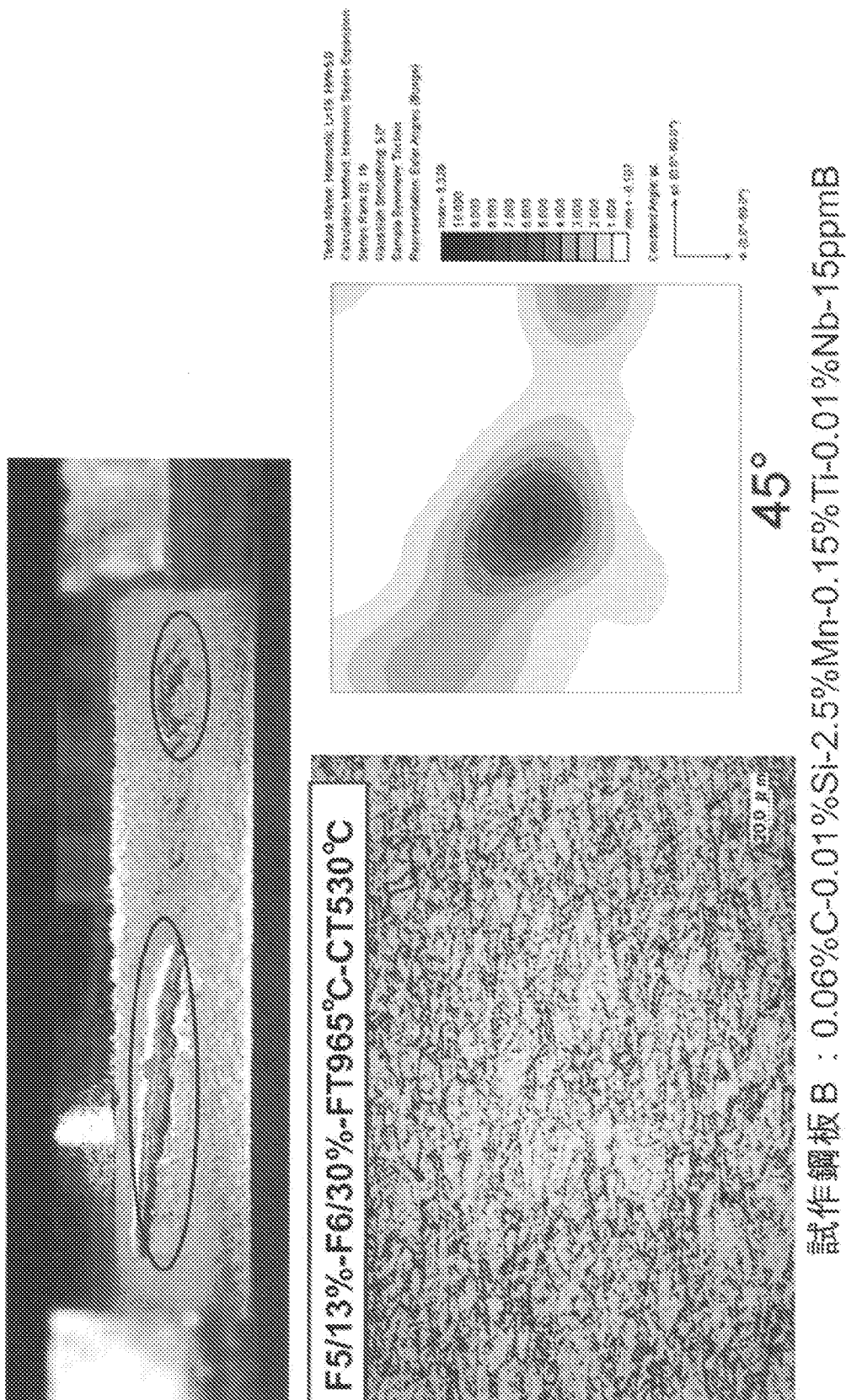


[図3]

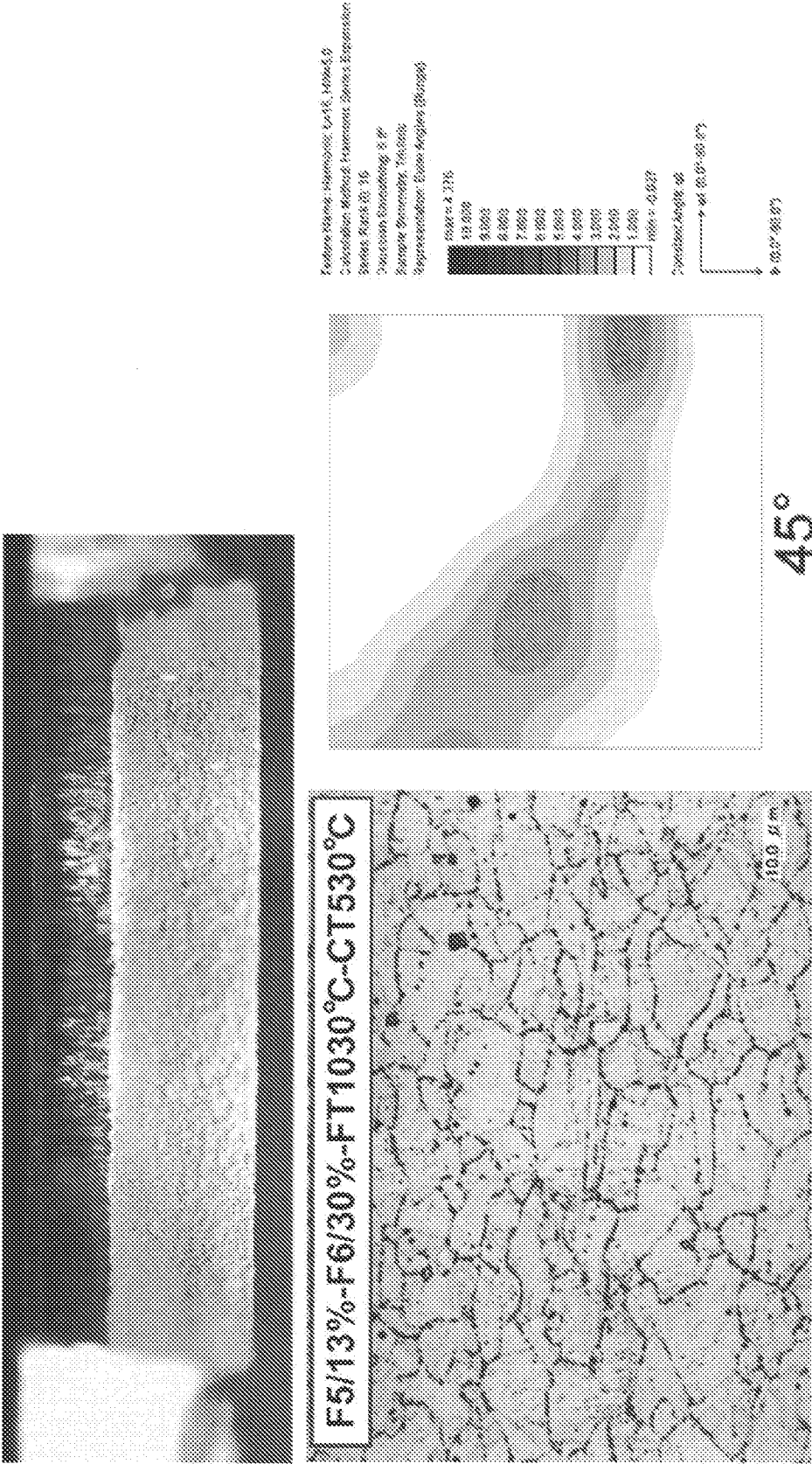


試作鋼板 A : 0.06%C-0.01%Si-2.5%Mn-0.15%Ti-0.01%Nb-15ppmB

[図4]

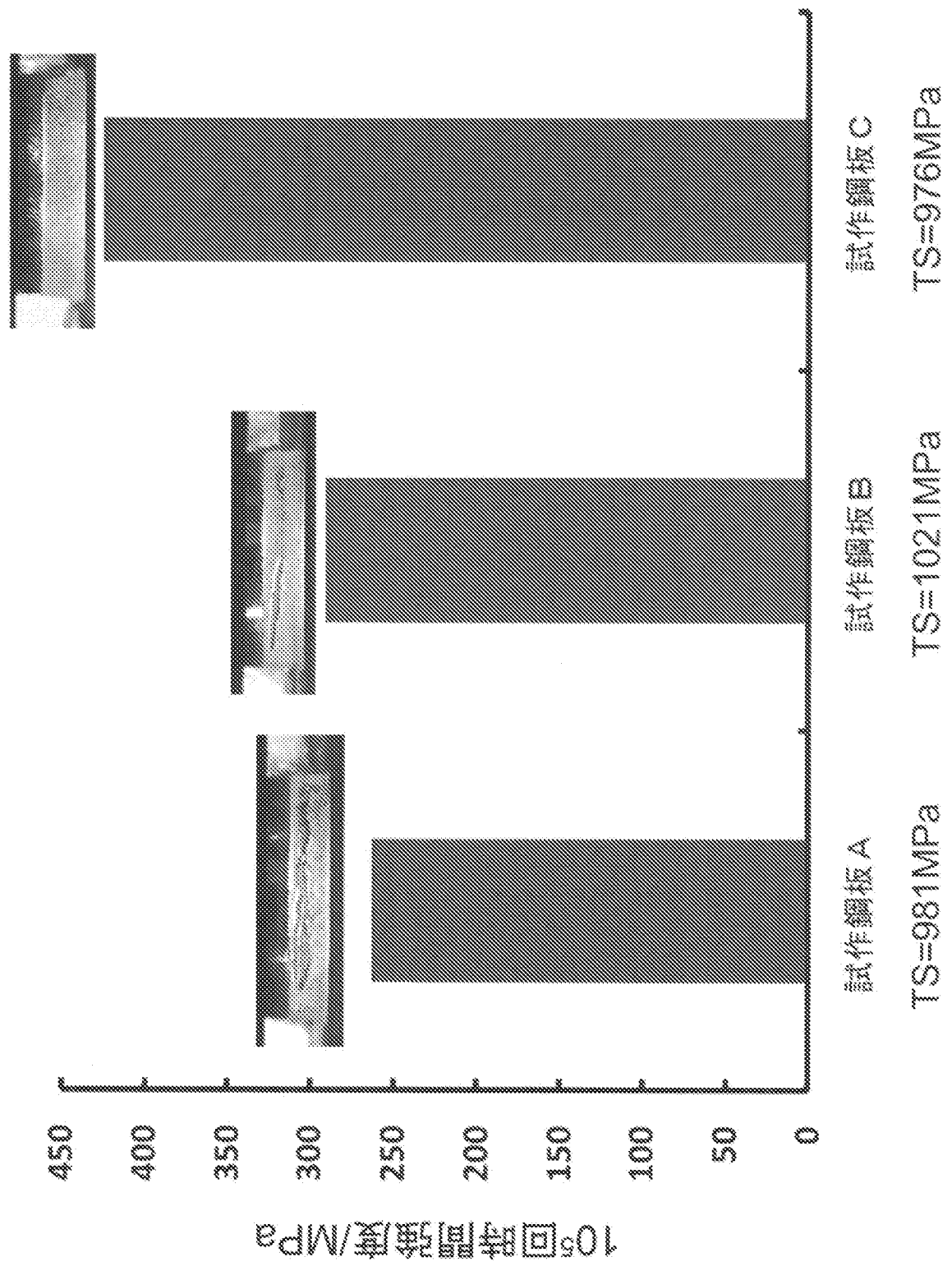


[図5]

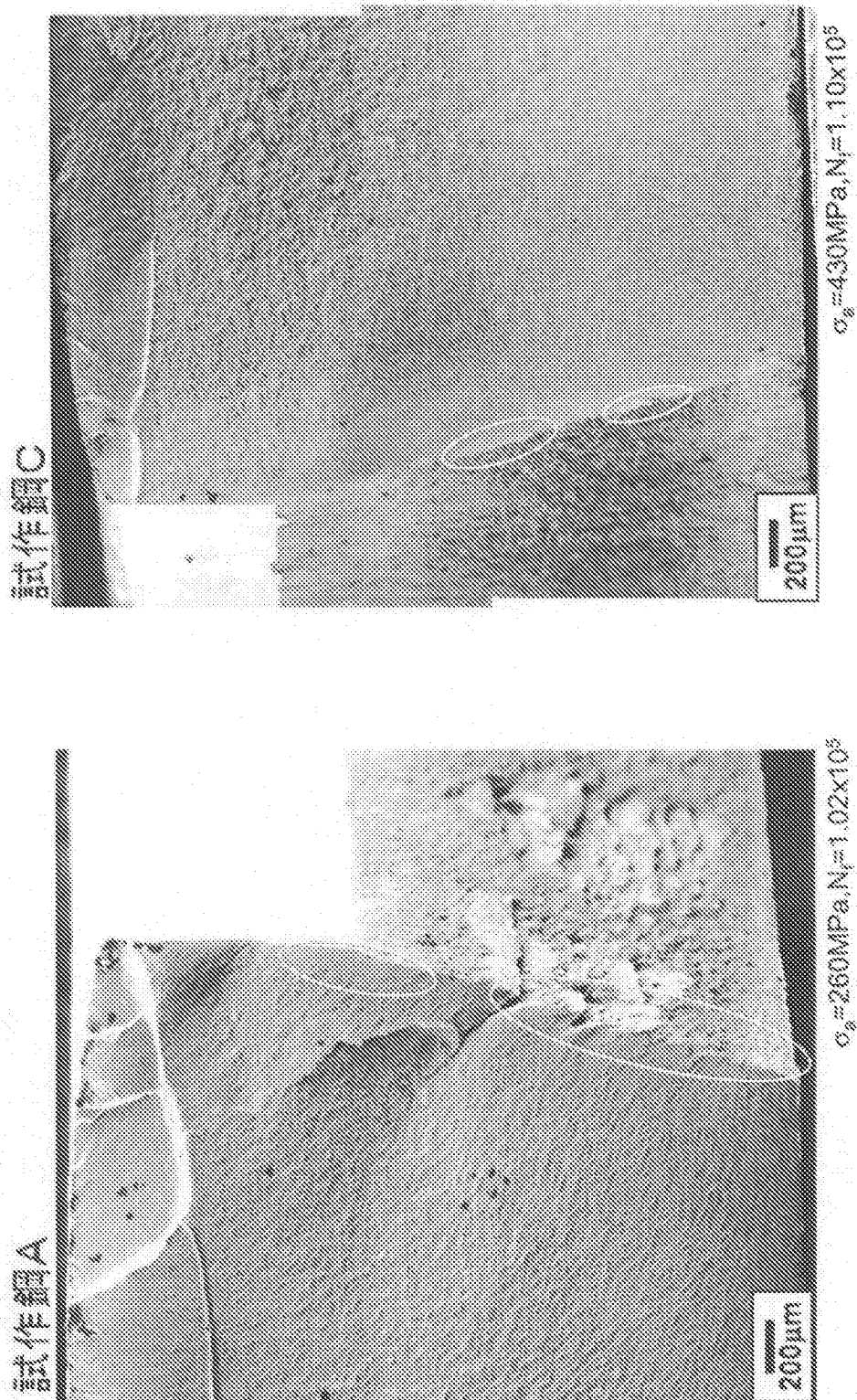


試作鋼板 C : 0.06%C-0.01%Si-2.5%Mn-0.15%Ti-0.01%Nb-15ppmB

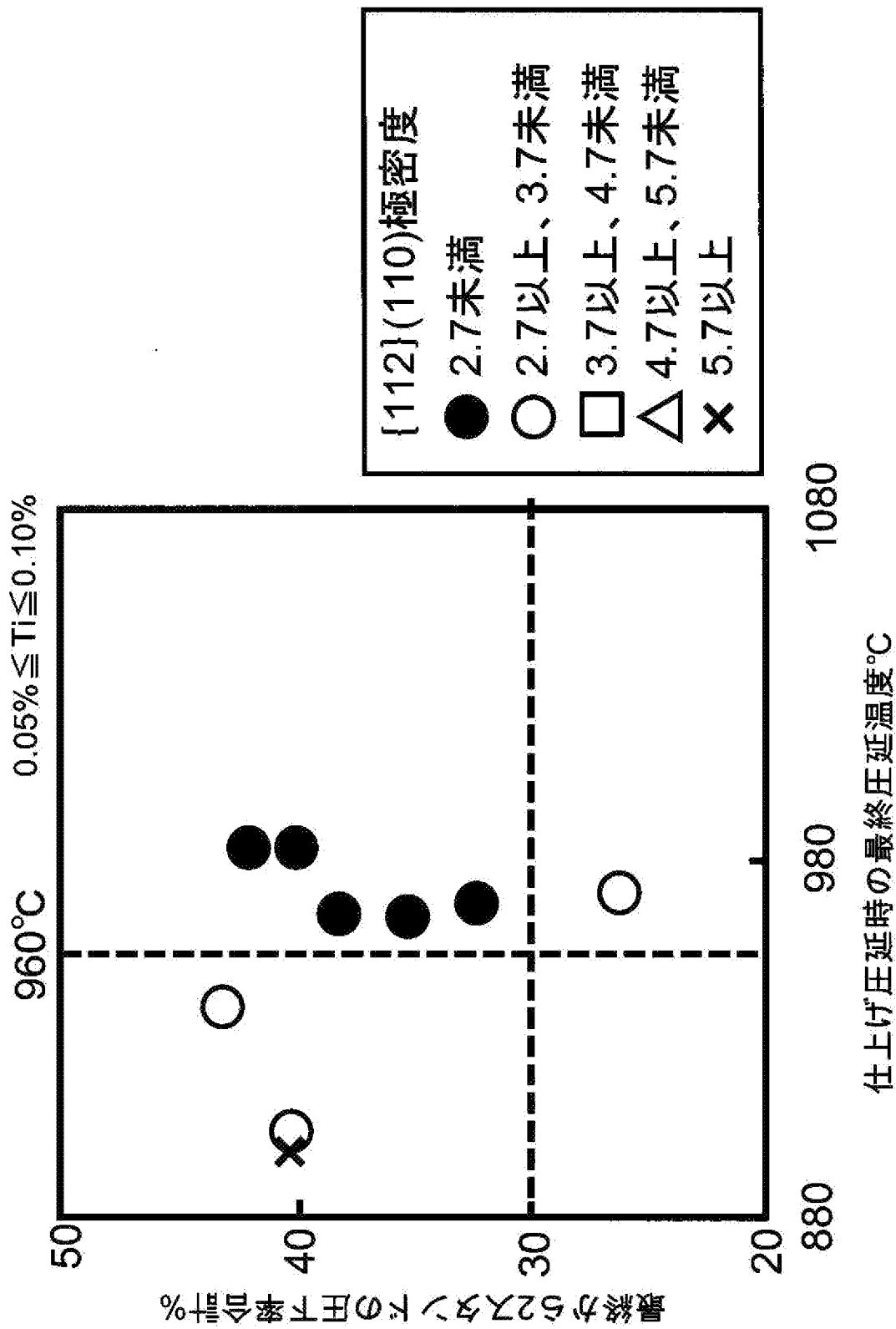
[図6]



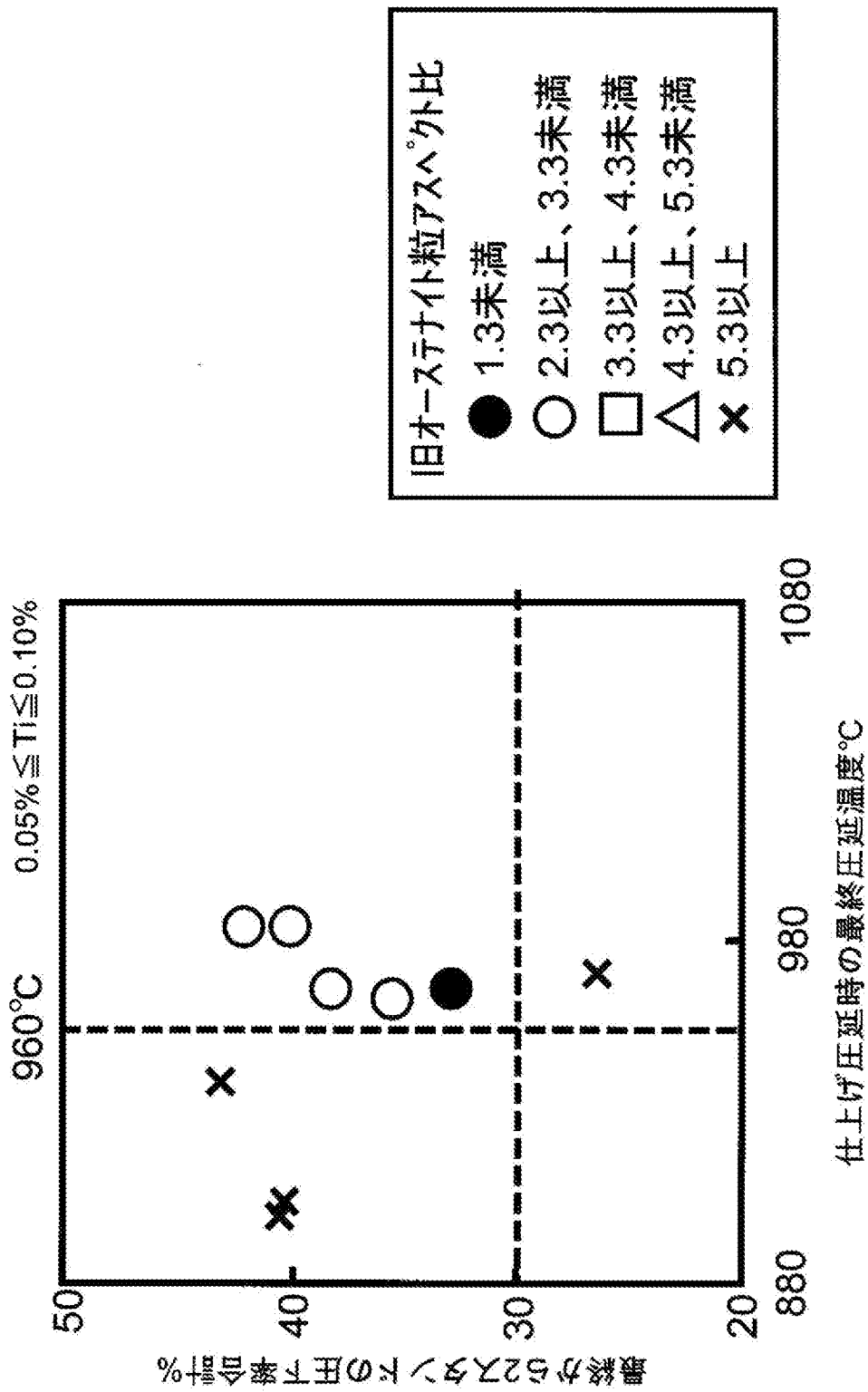
[図7]



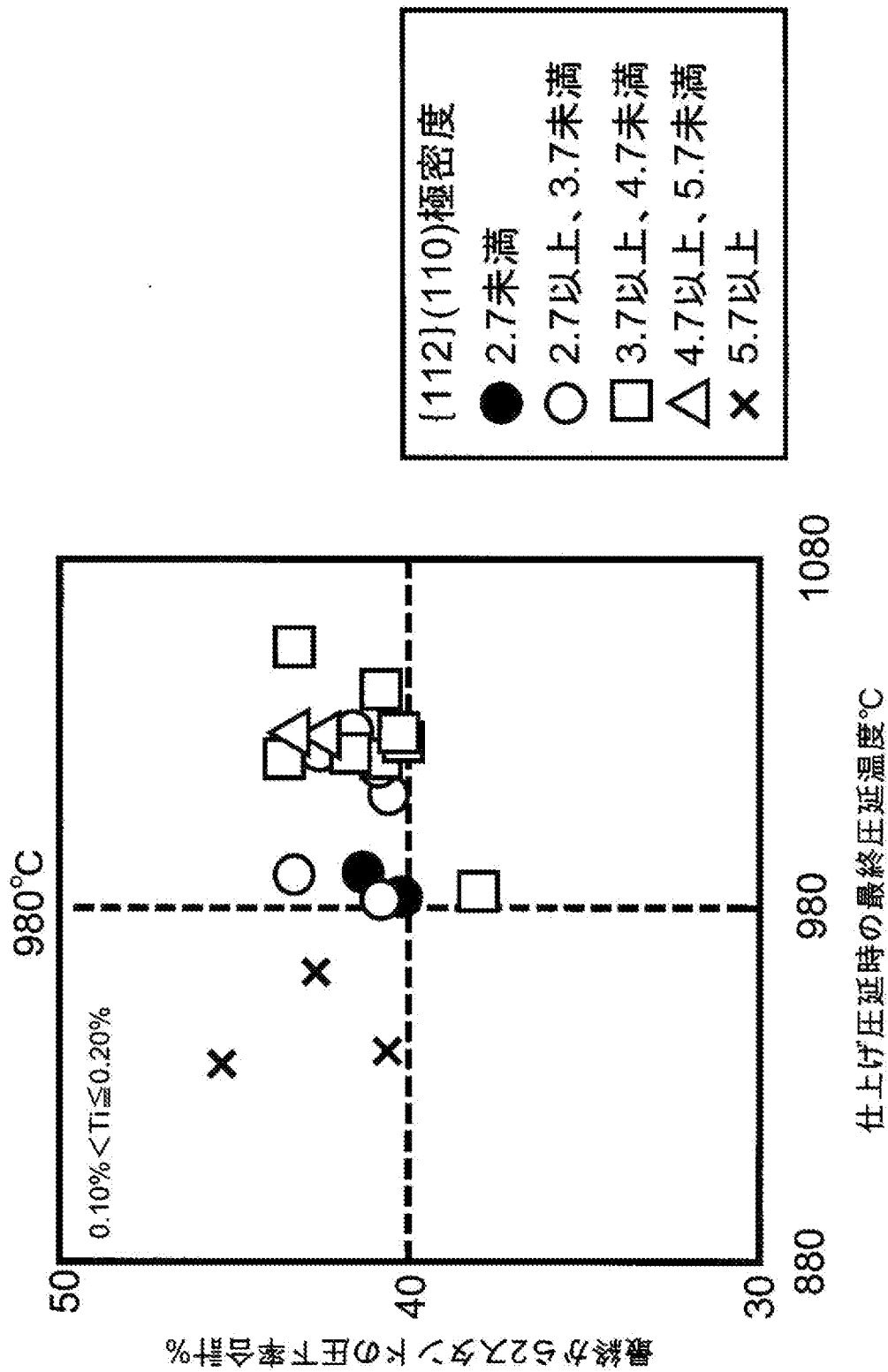
[図8]



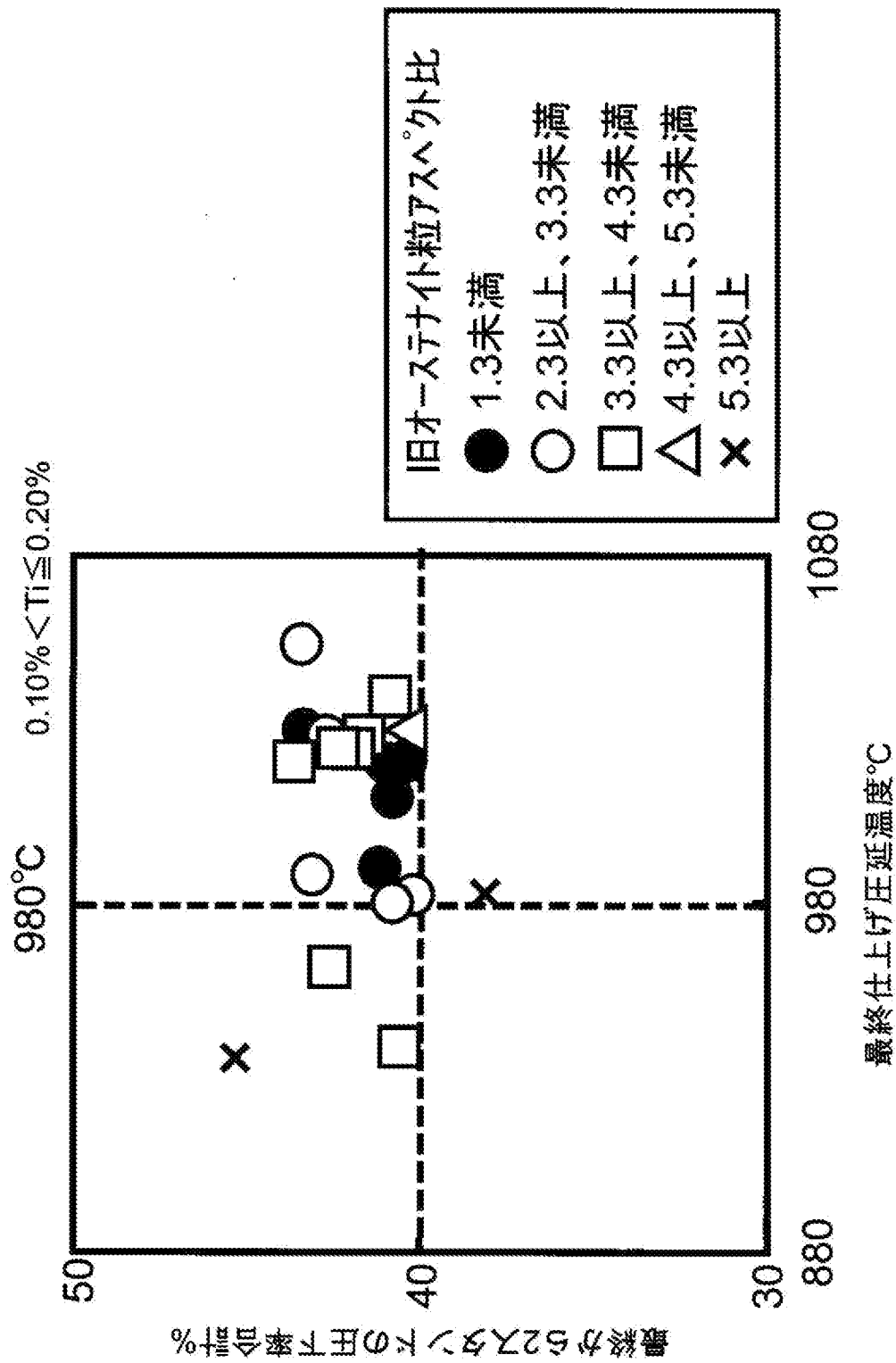
[図9]



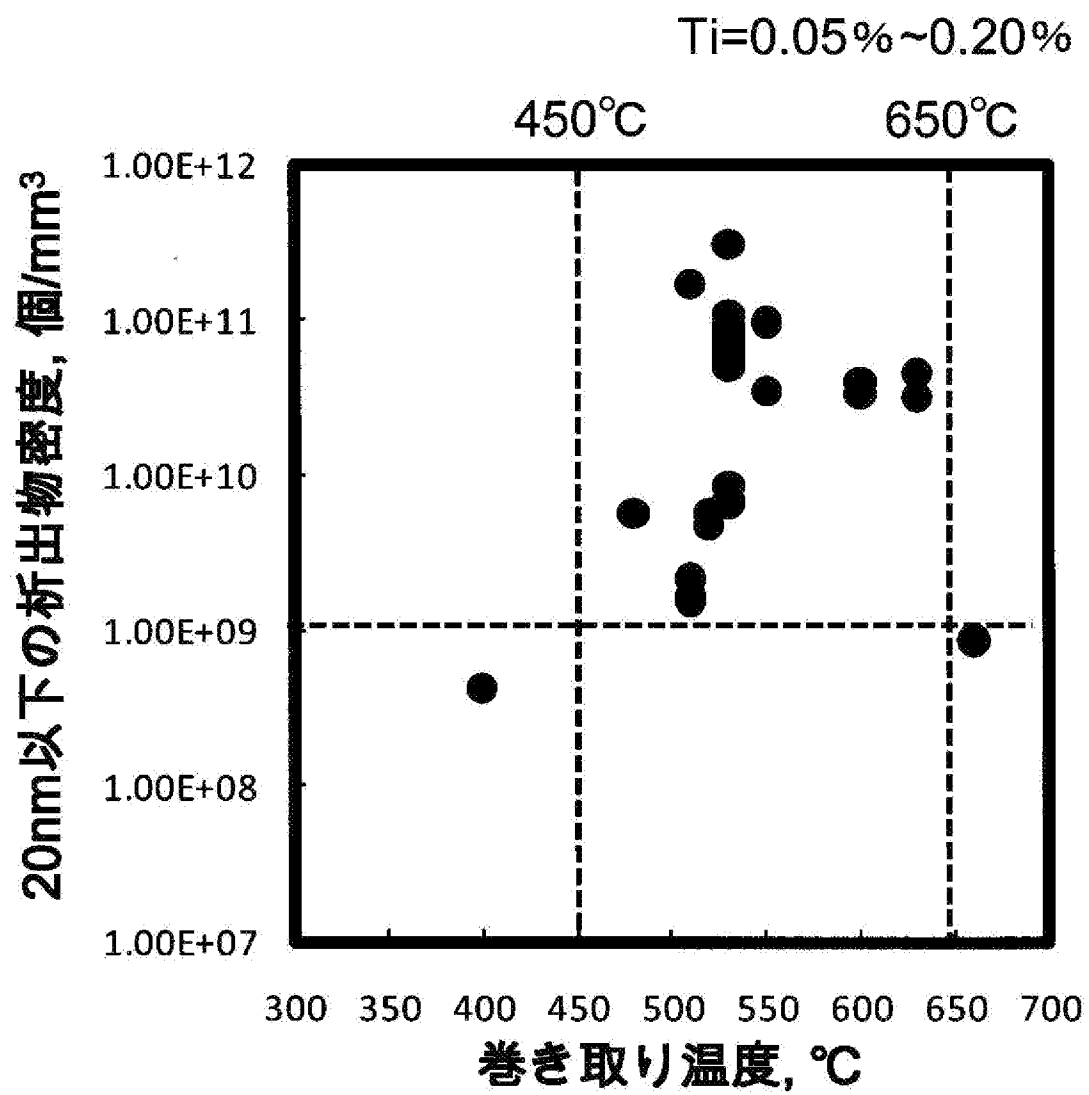
[図10]



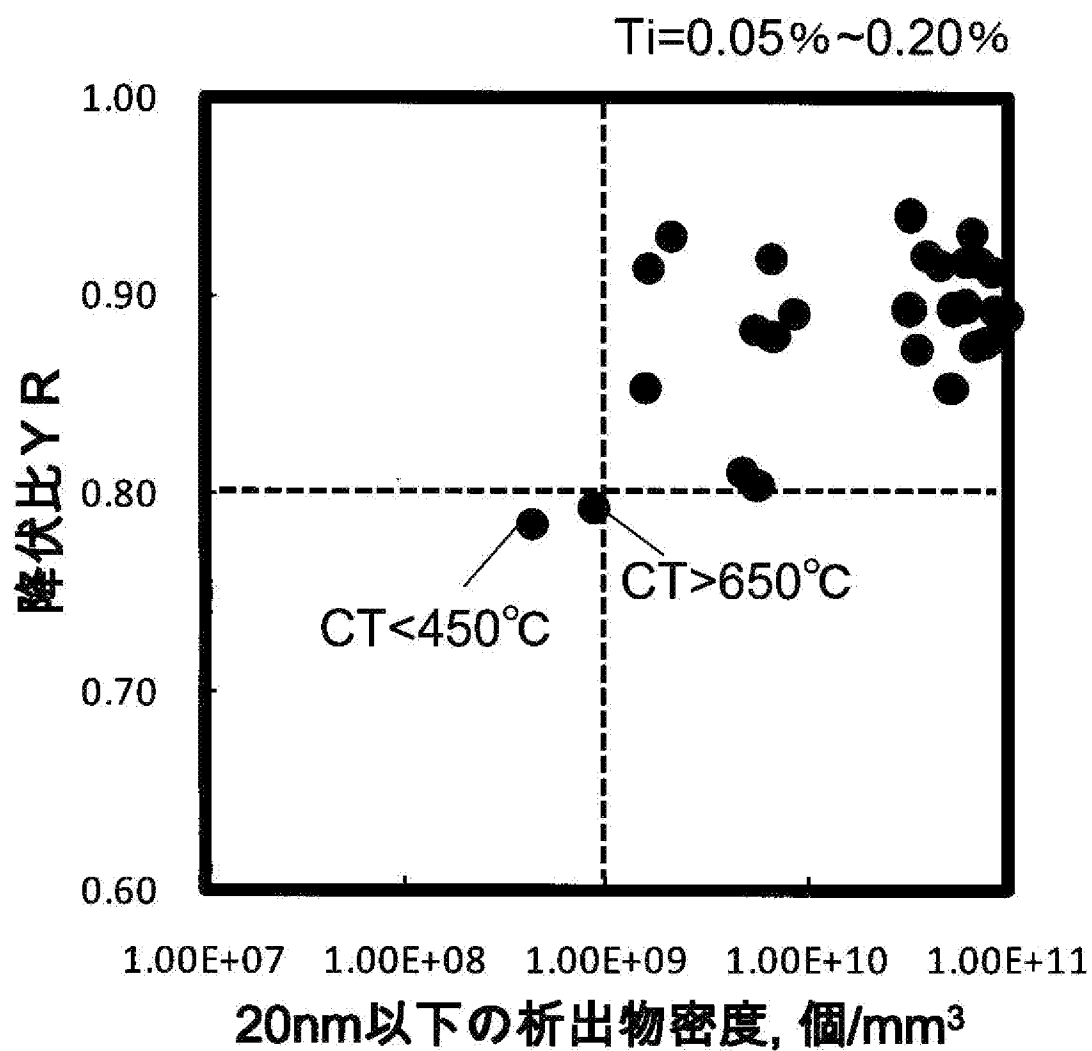
[図11]



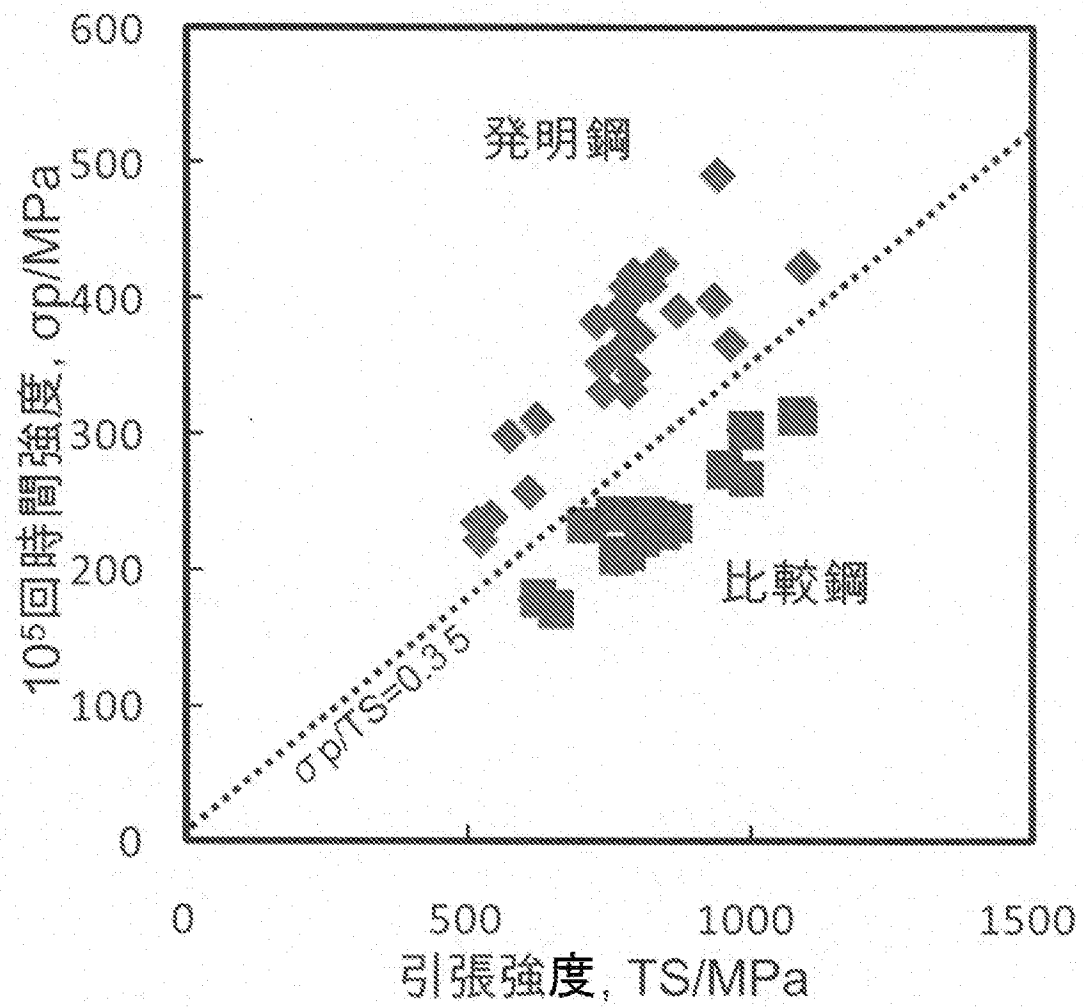
[図12]



[図13]



[図14]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/050134

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/38(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)

C22C38/00, C21D9/46, C22C38/14, C22C38/38

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 1996-2013

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2013 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2013

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 2012-1775 A (Nippon Steel Corp.), 05 January 2012 (05.01.2012), claims; tables 1 to 4 (Family: none)	1-4
A	WO 2010/131303 A1 (Nippon Steel Corp.), 18 November 2010 (18.11.2010), claims; paragraph [0044]; tables 1 to 11 & CN 102333899 A	1-4
A	JP 2009-263715 A (Nippon Steel Corp.), 12 November 2009 (12.11.2009), claims; tables 1 to 3 (Family: none)	1-4

☒ 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
23 April, 2013 (23.04.13)Date of mailing of the international search report
14 May, 2013 (14.05.13)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/050134

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2009-7660 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 15 January 2009 (15.01.2009), claims; tables 1 to 3 (Family: none)	1-4
A	JP 2005-2406 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 06 January 2005 (06.01.2005), claims; tables 1 to 2 (Family: none)	1-4

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, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/38(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. C22C38/00, C21D9/46, C22C38/14, C22C38/38

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 3 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 3 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 3 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 2012-1775 A (新日本製鐵株式会社) 2012.01.05, 特許請求の範囲, 表 1-4 (ファミリーなし)	1-4
A	WO 2010/131303 A1 (新日本製鐵株式会社) 2010.11.18, 請求の範囲, [0044], 表 1-11 & CN 102333899 A	1-4
A	JP 2009-263715 A (新日本製鐵株式会社) 2009.11.12, 特許請求の範囲, 表 1-3 (ファミリーなし)	1-4

☒ 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

2 3 . 0 4 . 2 0 1 3

国際調査報告の発送日

1 4 . 0 5 . 2 0 1 3

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)

田口 裕健

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

4 K

4 6 6 3

C (続き) . 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 2009-7660 A (住友金属工業株式会社) 2009. 01. 15, 特許請求の範囲, 表 1-3 (ファミリーなし)	1-4
A	JP 2005-2406 A (住友金属工業株式会社) 2005. 01. 06, 特許請求の範囲, 表 1-2 (ファミリーなし)	1-4