

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7659212号
(P7659212)

(45)発行日 令和7年4月9日(2025.4.9)

(24)登録日 令和7年4月1日(2025.4.1)

(51)国際特許分類

F I

C 2 2 C 38/00 (2006.01)

C 2 2 C 38/14 (2006.01)

C 2 1 D 9/46 (2006.01)

C 2 2 C 38/00 3 0 1 S

C 2 2 C 38/14

C 2 1 D 9/46 G

請求項の数 4 (全19頁)

(21)出願番号	特願2023-575247(P2023-575247)	(73)特許権者	000006655
(86)(22)出願日	令和5年1月17日(2023.1.17)		日本製鉄株式会社
(86)国際出願番号	PCT/JP2023/001127		東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号
(87)国際公開番号	WO2023/140239	(74)代理人	100104444
(87)国際公開日	令和5年7月27日(2023.7.27)		弁理士 上羽 秀敏
審査請求日	令和5年12月12日(2023.12.12)	(74)代理人	100174285
(31)優先権主張番号	特願2022-7523(P2022-7523)		弁理士 小宮山 聡
(32)優先日	令和4年1月21日(2022.1.21)	(72)発明者	畑 顕吾
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号
			日本製鉄株式会社内
		(72)発明者	吉田 晋士
			東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号
			日本製鉄株式会社内
		(72)発明者	藤村 里奈
			東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 冷延鋼板及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

化学組成が、質量％で、
C : 0 . 0 0 5 0 % 以下、
S i : 1 . 0 0 % 以下、
M n : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 0 %、
P : 0 . 1 0 0 % 以下、
S : 0 . 0 2 0 % 以下、
A l : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 1 0 0 %、
N : 0 . 0 1 0 0 % 以下、
V : 0 ~ 0 . 5 0 %、
M o : 0 ~ 0 . 2 0 %、
W : 0 ~ 0 . 2 0 %、
B : 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、
C a : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、
M g : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、及び
R E M : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、
を含み、
さらに、T i 及びN b の少なくとも一方を、下記の式 (1) を満たすように含み、
残部がF e 及び不純物であり、

金属組織が、フェライトの体積率が95%以上であり、前記フェライトの平均結晶粒径が25 μm以上である組織であり、

下記の式(2)で表されるmean-rが1.8以上であり、

下記の式(3)で表されるΔrの絶対値が0.4以下であり、

結晶方位の[1 1 1]が板面の法線方向から15°以内であって、[0 1 -1]が圧延方向から15°以内である結晶粒の面積率が20%以上であり、

結晶方位の[1 1 1]が板面の法線方向から15°以内であって、[1 1 -2]が圧延方向から15°以内である結晶粒の面積率が20%以上である、冷延鋼板。

$$0.8 \times (C / 12 + N / 14) < Ti / 48 + Nb / 93 + 0.0001 \dots (1)$$

10

$$mean-r = (R_L + 2 \times R_D + R_C) / 4 \dots (2)$$

$$\Delta r = (R_L - 2 \times R_D + R_C) / 2 \dots (3)$$

式(1)の元素記号には、対応する元素の含有量が質量%で代入される。

式(2)及び式(3)の R_L 、 R_D 、及び R_C はそれぞれ、前記冷延鋼板の圧延方向に平行な方向、圧延方向から45°の方向、及び圧延方向から90°の方向のr値である。

【請求項2】

請求項1に記載の冷延鋼板であって、

前記化学組成が、質量%で、

V : 0.01 ~ 0.50 %、

Mo : 0.01 ~ 0.20 %、

20

W : 0.01 ~ 0.20 %、及び

B : 0.0003 ~ 0.0050 %、

からなる群から選択される1種以上を含有する、冷延鋼板。

【請求項3】

請求項1に記載の冷延鋼板であって、

前記化学組成が、質量%で、

Ca : 0.0001 ~ 0.0100 %、

Mg : 0.0001 ~ 0.0100 %、及び

REM : 0.0001 ~ 0.0100 %、

からなる群から選択される1種以上を含有する、冷延鋼板。

30

【請求項4】

請求項1~3のいずれか一項に記載の冷延鋼板を製造する方法であって、

鋼板を板厚減少率が30~80%になるように冷間圧延する工程と、

前記冷間圧延された鋼板を750~900の保持温度まで加熱する工程と、

前記加熱された鋼板を前記保持温度に40秒以上保持する工程と、

前記保持温度に保持された鋼板を冷却する工程とを備え、

前記加熱する工程において、500 から600 までの温度域の平均加熱速度が8 / 秒以下であり、720 から前記保持温度までの温度域の平均加熱速度が100 / 秒以上である、製造方法。

【発明の詳細な説明】

40

【技術分野】

【0001】

本発明は、冷延鋼板及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車の外板パネル等に用いられる冷延鋼板には、優れた加工性が要求される。

【0003】

特開平10-287928号公報には、冷延鋼板に連続焼鈍をする際、650~750の所定温度までは平均加熱速度を5~30 / 秒とし、該温度から引き続き急速加熱装置を用い、平均加熱速度60~500 / 秒で750~910の所定温度まで昇温し、

50

その後、750 までの平均冷却速度を50 /秒以下とする、深絞り用冷延鋼板の製造方法が開示されている。

【0004】

特許第6631762号公報には、所定の化学組成と、フェライト結晶粒の平均アスペクト比が2.0以下である鋼組織とを有し、 r 値を板幅方向で間隔200mm離れた3箇所所で測定した時の平均値である r_{ave} 値が1.20以上、 r 値の面内異方性の絶対値である $|\Delta r|$ を、板幅方向で間隔200mm離れた3箇所所で測定した時の平均値である $|\Delta r_{ave}|$ が0.40以下であり、該3箇所において $|\Delta r|$ の最大値と最小値の差が0.15以下であり、3箇所における降伏強さの最大値と最小値との差(ΔYP)が、13MPa以下である冷延鋼板が開示されている。

10

【0005】

同公報にはまた、冷延工程で得られた冷延鋼板を、予熱帯、加熱帯、均熱帯及び冷却帯を備える連続焼鈍設備で、350~650 の範囲内を35 /秒以上の平均加熱速度で加熱し、均熱温度700~900 及び均熱時間1~200秒で均熱保持し、該均熱温度において、半径100mm以上のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計4回以上行う焼鈍工程を有する、冷延鋼板の製造方法が開示されている。

【0006】

特許第2660639号公報には、通常の方法で冷間圧延を施した後、再結晶焼鈍で加熱速度を300 /秒以上とし、750~950 の温度域まで加熱後保定することなく冷却し、直ちに熔融亜鉛メッキ、さらに合金化処理を行ってから冷却し、さらに調質圧延を行う、深絞り性の優れた合金化熔融亜鉛メッキ冷延鋼板の製造方法が開示されている。

20

【0007】

特開平7-97635号公報には、設定材質及び断面形状等が異なるコイルが溶接され連続的に焼鈍される際、放射熱によって加熱する連続焼鈍炉の一部に誘導あるいは通電加熱装置を設置し、100 /秒以上の昇温速度で部分的に焼鈍温度を高めることにより、短時間に所定焼鈍温度に変化させる冷延鋼板の効率的製造方法が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【文献】特開平10-287928号公報

30

【文献】特許第6631762号公報

【文献】特許第2660639号公報

【文献】特開平7-97635号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

本発明の課題は、加工性に優れた冷延鋼板を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0010】

本発明の一実施形態による冷延鋼板は、化学組成が、質量%で、C:0.0050%以下、Si:1.00%以下、Mn:0.01~2.00%、P:0.100%以下、S:0.020%以下、Al:0.010~0.100%、N:0.0100%以下、V:0~0.50%、Mo:0~0.20%、W:0~0.20%、B:0~0.0050%、Ca:0~0.0100%、Mg:0~0.0100%、及びREM:0~0.0100%、を含み、さらに、Ti及びNbの少なくとも一方を、下記の式(1)を満たすように含み、残部がFe及び不純物であり、金属組織が、フェライトの体積率が95%以上であり、前記フェライトの平均結晶粒径が25 μ m以上である組織であり、下記の式(2)で表される $mean-r$ が1.8以上であり、下記の式(3)で表される Δr の絶対値が0.4以下であり、結晶方位の $[111]$ が板面の法線方向から15°以内であって、 $[01\bar{1}]$ が圧延方向から15°以内である結晶粒の面積率が20%以上であり、結晶

40

50

方位の $[1\ 1\ 1]$ が板面の法線方向から 15° 以内であって、 $[1\ 1\ -2]$ が圧延方向から 15° 以内である結晶粒の面積率が 20% 以上である。

$$0.8 \times (C/12 + N/14) < Ti/48 + Nb/93 + 0.0001 \cdots (1)$$

$$mean - r = (R_L + 2 \times R_D + R_C) / 4 \cdots (2)$$

$$\Delta r = (R_L - 2 \times R_D + R_C) / 2 \cdots (3)$$

式(1)の元素記号には、対応する元素の含有量が質量%で代入される。

式(2)及び式(3)の R_L 、 R_D 、及び R_C はそれぞれ、前記冷延鋼板の圧延方向に平行な方向、圧延方向から 45° の方向、及び圧延方向から 90° の方向の r 値である。

【0011】

10

本発明の一実施形態による製造方法は、上記の冷延鋼板を製造する方法であって、鋼板を板厚減少率が $30 \sim 80\%$ になるように冷間圧延する工程と、前記冷間圧延された鋼板を $750 \sim 900$ の保持温度まで加熱する工程と、前記加熱された鋼板を前記保持温度に 40 秒以上保持する工程と、前記保持温度に保持された鋼板を冷却する工程とを備え、前記加熱する工程において、 500 から 600 までの温度域の平均加熱速度が 8 / 秒以下であり、 720 から前記保持温度までの温度域の平均加熱速度が 100 / 秒以上である。

【発明の効果】

【0012】

本発明によれば、加工性に優れた冷延鋼板が得られる。

20

【図面の簡単な説明】

【0013】

【図1】図1は、冷延鋼板の外形と組織との関係を模式的に示す図である。

【図2】図2は、 $[1\ 1\ 1] // ND$ の関係を満たしつつ、 $[1\ 1\ 1]$ 軸の周りに回転させた様々な結晶方位を模式的に示す図である。

【図3】図3は、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[0\ 1\ -1]$ である結晶粒と、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$ である結晶粒との比が $50:50$ である組織を模式的に示す図である。

【図4】図4は、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[0\ 1\ -1]$ である結晶粒と、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$ である結晶粒との比が $30:70$ である組織を模式的に示す図である。

30

【図5】図5は、本発明の一実施形態による冷延鋼板の製造方法を示すフロー図である。

【図6】図6は、加熱工程における結晶粒の生成を模式的に示す図である。

【図7】図7は、EBSDによる解析例であり、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[0\ 1\ -1]$ である結晶粒と、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$ である結晶粒との割合が同程度である場合の例である。

【図8】図8は、EBSDによる解析例であり、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[0\ 1\ -1]$ である結晶粒と、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$ である結晶粒との割合に偏りが存在する場合の例である。

【発明を実施するための形態】

40

【0014】

本発明者は、冷延鋼板の加工性、特に深絞り性について種々の検討を行い、次の知見を得た。

【0015】

所定の化学組成の鋼において、フェライトの平均結晶粒径を大きくすることで、深絞り性が向上する。より具体的には、フェライトの平均結晶粒径を大きくすることで、平均 r 値を高くできるとともに、 r 値の面内異方性を小さくすることができる。

【0016】

従来から、結晶方位の $[1\ 1\ 1]$ が板面の法線方向(ND)と平行(すなわち、 $\{1\ 1\}$ 面が板面と平行)な結晶粒が多いほど、 r 値が高くなることが知られている。一

50

方、結晶方位は三次元の自由度を持つので、 $[1\ 1\ 1]/ND$ の関係を満たしたうえでも、結晶方位は様々な方位を取り得る。具体的には、立方体の一つの軸を決めた後も、その軸の周りに回転させた様々な結晶方位を取り得る。通常は、 $[1\ 1\ 1]$ 軸の周りに回転させた様々な結晶方位のうち、特定の結晶方位の結晶粒が優先的に発達する。

【0017】

$[1\ 1\ 1]/ND$ の関係を満たしたうえで、 $[1\ 1\ 1]$ 軸の周りに回転させた様々な結晶方位の結晶粒の割合を均等にすることで、平均 r 値を高くしつつ、 r 値の面内異方性を小さくすることができる。

【0018】

鋼板を焼鈍する際、500 から600 までの温度域を徐加熱し、720 から保持温度までの温度域を急速加熱し、さらに保持温度で所定時間保持した後に冷却する。これによって、フェライトの平均粒径が25 μm 以上であり、 $[1\ 1\ 1]/ND$ の関係を満たしつつ、 $[1\ 1\ 1]$ 軸の周りに回転させた様々な結晶方位の結晶粒を持った組織が得られる。

10

【0019】

本発明は、以上の知見に基づいて完成された。以下、図面を参照し、本発明の実施の形態を詳しく説明する。図中同一又は相当部分には同一符号を付してその説明は繰り返さない。各図に示された構成部材間の寸法比は、必ずしも実際の寸法比を示すものではない。

【0020】

[冷延鋼板]

20

[化学組成]

本発明の一実施形態による冷延鋼板は、以下に説明する化学組成を有する。以下の説明において、元素の含有量の「%」は、質量%を意味する。

【0021】

C : 0.0050%以下

炭素(C)は、鋼に固溶して鋼の成形性を低下させる。Cはまた、結晶方位の制御に悪影響を及ぼし、 r 値を低下させる。そのため、C含有量は0.0050%以下である。C含有量の上限は、好ましくは0.0040%であり、さらに好ましくは0.0035%である。性能面からはC含有量は低いほど好ましいが、過度に低減しようとする製造コストが増加する。C含有量の下限は、好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。

30

【0022】

Si : 1.00%以下

シリコン(Si)は、鋼に固溶して鋼の成形性を低下させる。Siはまた、鋼の溶接性を低下させる。そのため、Si含有量は1.00%以下である。Si含有量の上限は、好ましくは0.50%であり、さらに好ましくは0.35%である。Si含有量の下限は、好ましくは0.01%である。

【0023】

Mn : 0.01 ~ 2.00%

マンガン(Mn)は、鋼に固溶して鋼の成形性を低下させる。一方、Mn含有量を過度に低減すると、熱延時に熱間脆性割れが起こる場合がある。そのため、Mn含有量は0.01 ~ 2.00%である。Mn含有量の下限は、好ましくは0.05%である。Mn含有量の上限は、好ましくは1.50%であり、さらに好ましくは1.00%であり、さらに好ましくは0.80%である。

40

【0024】

P : 0.100%以下

リン(P)は不純物である。Pは粒界に偏析して鋼の成形性を低下させる。そのため、P含有量は、0.100%以下である。P含有量は、好ましくは0.050%以下であり、さらに好ましくは0.030%以下である。

【0025】

50

S : 0 . 0 2 0 % 以下

硫黄 (S) は不純物である。S は鋼の熱間加工性を低下させる。そのため、S 含有量は 0 . 0 2 0 % 以下である。S 含有量は、好ましくは 0 . 0 1 5 % 以下であり、さらに好ましくは 0 . 0 1 0 % 以下である。

【 0 0 2 6 】

Al : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 1 0 0 %

アルミニウム (Al) は、脱酸剤として含有される。一方、Al 含有量が高すぎると、介在物が生成して鋼の成形性が低下する。そのため、Al 含有量は 0 . 0 1 0 ~ 0 . 1 0 0 % である。Al 含有量の下限は、好ましくは 0 . 0 1 5 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 2 0 % である。Al 含有量の上限は、好ましくは 0 . 0 8 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 6 0 % である。

10

【 0 0 2 7 】

N : 0 . 0 1 0 0 % 以下

窒素 (N) は、鋼に固溶して鋼の成形性を低下させる。そのため、N 含有量は 0 . 0 1 0 0 % 以下である。N 含有量の上限は、好ましくは 0 . 0 0 6 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 4 0 % である。性能面からは N 含有量は低いほど好ましいが、過度に低減しようとするすると製造コストが増加する。N 含有量の下限は、好ましくは 0 . 0 0 0 5 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 1 0 % である。

【 0 0 2 8 】

Ti 及び Nb の少なくとも一方：下記の式 (1) を満たす量

20

$$0 . 8 \times (C / 1 2 + N / 1 4) < T i / 4 8 + N b / 9 3 + 0 . 0 0 0 1 \cdots (1)$$

チタン (Ti) 及び Nb (ニオブ) は、鋼中の C 及び N と結合して固溶 C 量及び固溶 N 量を低下させることによって、鋼の成形性を向上させる。Ti 及び Nb は、C 及び N の含有量に応じた量を含有させる。具体的には、Ti 及び Nb の少なくとも一方を、上記の式 (1) を満たす量含有させる。式 (1) の元素記号には、対応する元素の含有量が質量 % で代入される。一方、Ti 及び Nb を過剰に含有させても効果が飽和する。Ti 及び Nb の合計の含有量の上限は、好ましくは 0 . 0 8 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 6 0 % である。

【 0 0 2 9 】

30

本実施形態による冷延鋼板の化学組成は、V、Mo、W、B、Ca、Mg、及び REM を含有してもよい。これらの元素はいずれも選択元素である。すなわち、本実施形態による冷延鋼板の化学組成は、V、Mo、W、B、Ca、Mg、及び REM の一部又は全部を含有していなくてもよい。

【 0 0 3 0 】

V : 0 ~ 0 . 5 0 %

バナジウム (V) は、Ti 及び Nb と同様に、鋼中の C 及び N を固定して鋼の成形性を向上させる。V が少しでも含有されていれば、この効果が得られる。一方、V 含有量が過剰になると、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、V 含有量は 0 ~ 0 . 5 0 % である。V 含有量の下限は、好ましくは 0 . 0 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 3 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 5 % である。V 含有量の上限は、好ましくは 0 . 4 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 3 0 % である。

40

【 0 0 3 1 】

Mo : 0 ~ 0 . 2 0 %

W : 0 ~ 0 . 2 0 %

モリブデン (Mo) 及びタングステン (W) はいずれも、鋼の耐食性を向上させる。Mo 及び W が少しでも含有されていれば、この効果が得られる。一方、Mo 及び W の含有量が過剰になると、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、Mo 及び W の各々の含有量は 0 ~ 0 . 2 0 % である。Mo 及び W の含有量の下限はいずれも、好ましくは 0 . 0 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 3 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 5 % である。M

50

o 及び W 含有量の上限はいずれも、好ましくは 0.18% である。

【0032】

B : 0 ~ 0.0050%

ボロン (B) は、粒界を強化して鋼の成形性を向上させる。B が少しでも含有されていれば、この効果が得られる。一方、B 含有量が過剰になると、鋼が硬質化して成形性が低下する。そのため、B 含有量は 0 ~ 0.0050% である。B 含有量の下限は、好ましくは 0.0003% である。B 含有量の上限は、好ましくは 0.0040% であり、さらに好ましくは 0.0030% である。

【0033】

Ca : 0 ~ 0.0100%

Mg : 0 ~ 0.0100%

REM : 0 ~ 0.0100%

カルシウム (Ca)、マグネシウム (Mg)、及び希土類金属 (REM) はいずれも、鋼の熱間加工性を向上させる。Ca、Mg、及び REM が少しでも含有されていれば、この効果が得られる。一方、Ca、Mg、及び REM の含有量が過剰になると、介在物が生成して鋼の成形性が低下する。そのため、Ca、Mg、及び REM の各々の含有量は 0 ~ 0.0100% である。Ca、Mg、及び REM の含有量の下限はいずれも、好ましくは 0.0001% である。Ca、Mg、及び REM の含有量の上限はいずれも、好ましくは 0.0040% であり、さらに好ましくは 0.0030% である。なお、REM は、Sc、Y 及びランタノイドの合計 17 元素の総称であり、REM の含有量は上記元素の合計量を意味する。

【0034】

本実施形態による冷延鋼板の化学組成の残部は、Fe 及び不純物である。ここでいう不純物は、鋼の原料として利用される鉱石やスクラップから混入する元素、あるいは製造過程の環境等から混入する元素をいう。不純物は、これに限定されないが、例えば Cu、Ni、Cr、及び O 等である。

【0035】

[金属組織]

本実施形態による冷延鋼板の金属組織は、主にフェライトからなり、その体積率は 95% 以上である。フェライトの体積率は、好ましくは 98% 以上である。

【0036】

本実施形態による冷延鋼板の金属組織は、フェライトの平均結晶粒径が 25 μm 以上である。フェライトの平均結晶粒径を大きくすることによって、平均 r 値を高くできるとともに、 r 値の面内異方性を小さくすることができる。フェライトの平均結晶粒径は、好ましくは 26 μm 以上であり、より好ましくは 30 μm 以上である。

【0037】

本実施形態による冷延鋼板の金属組織は、結晶方位の $[1\ 1\ 1]$ が板面の法線方向から 15° 以内であって、 $[0\ 1\ -1]$ が圧延方向から 15° 以内である結晶粒の面積率が 20% 以上であり、結晶方位の $[1\ 1\ 1]$ が板面の法線方向から 15° 以内であって、 $[1\ 1\ -2]$ が圧延方向から 15° 以内である結晶粒の面積率が 20% 以上である。

【0038】

図 1 は、冷延鋼板の外形と組織との関係を模式的に示す図である。従来から、結晶方位の $[1\ 1\ 1]$ が板面の法線方向 (ND) と平行 (すなわち、 $\{1\ 1\ 1\}$ 面が板面と平行) な結晶粒が多いほど、 r 値が高くなることが知られている。

【0039】

一方、結晶方位は三次元の自由度を持つので、 $[1\ 1\ 1] // \text{ND}$ の関係を満たしたうえでも、結晶方位は様々な方位を取り得る。図 2 は、 $[1\ 1\ 1] // \text{ND}$ の関係を満たしつつ、 $[1\ 1\ 1]$ 軸の周りに回転させた様々な結晶方位を模式的に示す図である。通常は、 $[1\ 1\ 1]$ 軸の周りに回転させた様々な結晶方位のうち、特定の結晶方位の結晶粒が優先的に発達する。

10

20

30

40

50

【 0 0 4 0 】

[1 1 1] // N D の関係を満たしたうえで、[1 1 1] 軸の周りに回転させた様々な結晶方位の結晶粒の割合を均等にする事で、平均 r 値を高くしつつ、 r 値の面内異方性を小さくすることができる。本実施形態では、このような結晶粒の割合が均等であるかどうかの指標として、結晶方位が (1 1 1) [0 1 - 1] である結晶粒の面積率、及び結晶方位が (1 1 1) [1 1 - 2] である結晶粒の面積率を用いる。ここで、板面の法線方向 (N D) に平行な結晶方位を (h k l) と表し、圧延方向 (R D) に平行な結晶方位を [u v w] と表している。

【 0 0 4 1 】

図 3 及び図 4 は、冷延鋼板の組織を模式的に示す図である。図 3 は、結晶方位が (1 1 1) [0 1 - 1] である結晶粒と、結晶方位が (1 1 1) [1 1 - 2] である結晶粒との比が 5 0 : 5 0 である場合、図 4 はこの比が 3 0 : 7 0 である場合を示している。図 3 の組織では、鋼板をどの方向から変形させても同じ条件であるため、図 4 の組織に比べて r 値の面内異方性が小さくなる。

【 0 0 4 2 】

図 3 及び図 4 では、簡単のため、冷延鋼板が二種類の結晶方位の結晶粒から構成されている場合を説明したが、実際の冷延鋼板では、これら以外の結晶方位の結晶粒も存在する。結晶方位が (1 1 1) [0 1 - 1] である結晶粒の面積率、及び結晶方位が (1 1 1) [1 1 - 2] である結晶粒の面積率の各々が 2 0 % 以上であれば、そうでない場合と比較して、[1 1 1] // N D の関係を満たす様々な結晶方位の結晶粒がより均等に存在するとみなせる。

【 0 0 4 3 】

[機械特性]

本実施形態による冷延鋼板は、下記の式 (2) で表される平均 r 値 $mean - r$ が 1 . 8 以上であり、下記の式 (3) で表される、 r 値の面内異方性 Δr の絶対値が 0 . 4 以下である。

$$mean - r = (R_L + 2 \times R_D + R_C) / 4 \cdots (2)$$

$$\Delta r = (R_L - 2 \times R_D + R_C) / 2 \cdots (3)$$

式 (2) 及び式 (3) の R_L 、 R_D 、及び R_C はそれぞれ、冷延鋼板の圧延方向に平行な方向、圧延方向から 4 5 ° の方向、及び圧延方向から 9 0 ° の方向の r 値である。

【 0 0 4 4 】

r 値 (ランクフォード (L a n k f o r d) の r 値) は、薄板の加工性に関する一般的な指標であり、 r 値が高い材料は深絞り性に優れる。 r 値の測定方法は、次のとおりである。

【 0 0 4 5 】

冷延鋼板の圧延方向に平行な方向 (L 方向)、圧延方向から 4 5 ° の方向 (D 方向)、及び圧延方向から 9 0 ° の方向 (C 方向、すなわち板幅方向) を長手方向とする引張試験片を採取する。これらの試験片を $E L = 1 5 \%$ まで引張ったところで、引張試験を中断 (すなわち、荷重を除荷) する。引張った試験片の評点間距離及び板幅を測定する。引張り前の評点間距離を L 、板幅を W とし、引張り後の評点間距離を l 、板幅を w とすると、 r 値は次の式で求められる。

$$r = - \ln (w / W) / (\ln (l / L) + \ln (w / W))$$

L 方向、D 方向、及び C 方向の試験片で測定した r 値が、それぞれ R_L 、 R_D 、及び R_C である。

【 0 0 4 6 】

平均 r 値 $mean - r$ は、好ましくは 1 . 9 以上であり、さらに好ましくは 2 . 0 以上である。 r 値の面内異方性 Δr の絶対値は、好ましくは 0 . 3 5 以下であり、さらに好ましくは 0 . 3 0 以下である。

【 0 0 4 7 】

本実施形態による冷延鋼板は、好ましくは、引張強度が 2 7 0 ~ 3 4 0 M P a である。

引張強度の上限は、より好ましくは 300 MPa である。

【0048】

本実施形態による冷延鋼板は、好ましくは、均一伸びが 30 % 以上であり、破断伸びが 50 % 以上である。

【0049】

本実施形態による冷延鋼板は、好ましくは、 $EL = 10\%$ での加工硬化率 (n 値) が 0.30 以上である。 $EL = 10\%$ での加工硬化率は、より好ましくは 0.32 以上であり、さらに好ましくは 0.35 以上である。

【0050】

[冷延鋼板の製造方法]

次に、上述した冷延鋼板の製造方法の一例を説明する。以下に説明する製造方法はあくまでも例示であって、上述した冷延鋼板の製造方法を限定するものではない。

【0051】

図 5 は、本発明の一実施形態による冷延鋼板の製造方法を示すフロー図である。この製造方法は、熱延鋼板を準備する工程 (ステップ S1)、熱延鋼板を酸洗する工程 (ステップ S2)、酸洗された鋼板を冷間圧延する工程 (ステップ S3)、及び冷間圧延された鋼板を焼鈍する工程 (ステップ S4) を備えている。

【0052】

熱延鋼板を準備する (ステップ S1)。熱延鋼板は例えば、上述した化学組成を有するスラブを通常の方法で熱間圧延して巻き取ることで製造することができる。熱間圧延の圧延率や圧延後の板厚、室温までの冷却方法、巻き取り条件等は特に限定されない。

【0053】

熱延鋼板を通常の方法で酸洗する (ステップ S2)。

【0054】

酸洗された鋼板に冷間圧延を施す (ステップ S3)。冷間圧延の板厚減少率 (以下「冷延率」という。) は、30 ~ 80 % である。冷延率が 30 % 未満であると、焼鈍工程 (ステップ S4) でフェライトの再結晶が進まず、望ましい組織が得られない。冷延率が 80 % を超えると、製造コストが増加する。冷延率の下限は、好ましくは 40 % であり、さらに好ましくは 60 % である。

【0055】

冷間圧延された鋼板を焼鈍する (ステップ S4)。焼鈍工程 (ステップ S4) は、冷間圧延された鋼板を所定の保持温度まで加熱する工程 (ステップ S4-1)、加熱された鋼板を保持温度に所定の保持時間保持する工程 (ステップ S4-2)、及び保持温度に保持された鋼板を冷却する工程 (ステップ S4-3) を含んでいる。

【0056】

冷間圧延された鋼板を保持温度 T_1 まで加熱する (ステップ S4-1)。保持温度 T_1 は、750 ~ 900 である。保持温度 T_1 が 750 未満であると、フェライトの再結晶が進まず、望ましい組織が得られない。保持温度 T_1 が 900 を超えると、焼鈍中にオーステナイトに変態する可能性があり、r 値に有利な結晶方位が減少する。保持温度 T_1 の下限は、好ましくは 760 であり、さらに好ましくは 770 である。保持温度 T_1 の上限は、好ましくは 880 であり、さらに好ましくは 860 である。

【0057】

加熱工程 (ステップ S4-1) において、500 から 600 までの温度域の平均加熱速度を 8 / 秒以下にし、720 から保持温度 T_1 までの温度域の平均加熱速度を 100 / 秒以上にする。

【0058】

図 6 は、加熱工程 (ステップ S4-1) における結晶粒の生成を模式的に示す図である。500 から 600 までの温度域を徐加熱することで、鋼板に含まれている転位が回復し、組織の一部に再結晶の潜在核を多数生成させることができる。ここで潜在核とは、サブミクロンサイズの転位の少ない微小な粒であり、その多くは $[1\ 1\ 1] // ND$ の

10

20

30

40

50

結晶方位を持つ。

【 0 0 5 9 】

この再結晶の潜在核が十分に成長した状態の 7 2 0 から保持温度 T 1 までの温度域を急速加熱することで、潜在核が急速に成長する。これによって、[1 1 1] / / N D の結晶方位を持った粗大粒が得られる。さらに、この結晶粒は、[1 1 1] / / N D の関係を満たしたうえで、[1 1 1] 軸の周りに回転させた様々な結晶方位を持っている。そのため、面内異方性を小さくすることができる。

【 0 0 6 0 】

これに対し、7 2 0 から保持温度 T 1 までの温度域の加熱速度が小さい場合、この温度域で [1 1 1] / / N D 以外の結晶方位を持った潜在核が生成し、r 値に有利な結晶粒が減少する。

10

【 0 0 6 1 】

5 0 0 から 6 0 0 までの温度域の平均加熱速度は、好ましくは 6 / 秒以下であり、さらに好ましくは 5 / 秒以下である。7 2 0 から保持温度 T 1 までの温度域の平均加熱速度は、好ましくは 3 0 0 / 秒以上であり、さらに好ましくは 4 0 0 / 秒以上である。

【 0 0 6 2 】

室温から 5 0 0 までの温度域の加熱速度、及び、6 0 0 から 7 2 0 までの温度域の加熱速度は任意である。これらの温度域の加熱速度は、例えば 0 . 1 / 秒以上 1 0 0 0 / 秒以下であってよく、途中で加熱速度を切り替えてもよい。

20

【 0 0 6 3 】

上記の加熱を実現するための具体的な方法として例えば、6 0 0 から 7 2 0 の間の所定の温度 T c で加熱方法を切り替えるようにしてもよい。すなわち、室温から温度 T c までの温度域を加熱速度の小さい加熱方法（例えば、ラジアントチューブによる放射加熱）によって鋼板を加熱し、温度 T c から保持温度 T 1 までの温度域を加熱速度の大きい加熱方法（例えば、高周波誘導加熱）によって鋼板を加熱するようにしてもよい。

【 0 0 6 4 】

保持温度 T 1 まで加熱した後、この保持温度 T 1 に所定の時間保持する（ステップ S 4 - 2 ）。具体的には例えば、保持温度 T 1 の均熱炉（例えば、ラジアントチューブによる高温炉）に通板させ、保持温度 T 1 に所定時間滞留させてもよい。

30

【 0 0 6 5 】

保持時間（滞留時間）は、4 0 秒以上である。保持時間が短すぎると、結晶粒が十分に成長しない場合がある。保持時間（滞留時間）は、好ましくは 4 5 秒以上であり、さらに好ましくは 5 0 秒以上である。保持時間の上限は、特に限定されないが、例えば 3 0 0 秒である。

【 0 0 6 6 】

保持工程（ステップ S 4 - 2 ）の後、鋼板を冷却する（ステップ S 4 - 3 ）。保持後の冷却条件は任意である。冷却速度は、これに限定されないが、例えば 1 ~ 7 0 / 秒である。また、冷却の途中の 3 0 0 ~ 4 5 0 で 1 0 0 ~ 5 0 0 秒の保持（過時効熱処理）を施してもよい。

40

【 0 0 6 7 】

以上、本発明の一実施形態による冷延鋼板、及びその製造方法を説明した。本実施形態によれば、加工性に優れた冷延鋼板が得られる。

【実施例】

【 0 0 6 8 】

以下、実施例によって本発明をより具体的に説明する。本発明はこれらの実施例に限定されない。

【 0 0 6 9 】

表 1 に示す化学組成を有する 1 8 0 k g の鋼塊を高周波真空溶解炉にて溶製し、熱間鍛造により 3 0 m m 厚さのスラブにした。得られたスラブについて、熱間圧延試験機によっ

50

て熱間圧延を施し、厚さ1.25～3.3mmの熱延鋼板とした。熱間圧延は表2に示す最終圧延温度で圧延を完了し、3～10秒経過した後、鋼板を同表の巻き取り温度まで冷却し、その後は鋼板の巻き取り模擬として20 /秒の冷却速度で200 以下まで冷却した。冷却後、表2に示す冷延率（板厚減少率）で冷間圧延を施し、厚さ1.0mmの冷延鋼板を作製し、鋼素材とした。

【0070】

【表1】

TABLE 1

鋼種	化学組成(単位は質量%, 残部はFe及び不純物)										F1	F2
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	V, Mo, W, B, Ca, Mg, REM	sol. Al	N		
A	0.0021	0.01	0.09	0.015	0.008	0.032	0.006	—	0.031	0.0024	0.000277	0.000831
B	0.0031	0.02	0.15	0.011	0.007	0.005	0.029	—	0.028	0.0022	0.000332	0.000516
C	0.0026	0.01	0.11	0.021	0.005	0.022	0.031	—	0.032	0.0018	0.000276	0.000892
D	0.0024	0.34	0.08	0.014	0.009	0.029	0.008	V: 0.30	0.025	0.0030	0.000331	0.000790
E	0.0034	0.02	0.52	0.019	0.004	0.025	0.011	Mo: 0.15, Mg: 0.0018	0.041	0.0024	0.000364	0.000739
F	0.0018	0.01	0.14	0.014	0.005	0.034	0.005	W: 0.15, REM: 0.0023	0.035	0.0027	0.000274	0.000862
G	0.0033	0.03	0.23	0.017	0.003	0.038	0.004	B: 0.0018	0.025	0.0031	0.000397	0.000935
H	0.0030	0.01	0.09	0.013	0.004	0.023	0.015	Ca: 0.0021	0.028	0.0024	0.000337	0.000740
I	0.0127	0.02	0.19	0.019	0.005	0.011	0.022	—	0.033	0.0023	0.000978	0.000566
J	0.0029	0.02	0.17	0.017	0.003	0.003	0.002	—	0.032	0.0025	0.000336	0.000184

$$F1=0.8 \times (C/12+N/14)$$
$$F2=Ti/48+Nb/93+0.0001$$

【0071】

10

20

30

40

50

【表 2】

TABLE 2

No.	鋼種	熱延工程		冷延工程	焼鈍工程			
		最終圧延 温度 (°C)	巻き取り 温度 (°C)	冷延率 (%)	R1 (°C/s)	R2 (°C/s)	保持 温度 (°C)	保持 時間 (s)
1	A	900	600	70	5	400	750	58
2	A	900	600	70	5	800	750	58
3	A	900	600	70	5	1000	800	58
4	A	900	600	70	5	400	850	58
5	A	900	600	70	5	400	880	58
6	A	900	600	70	5	400	750	58
7	B	900	500	70	5	500	800	40
8	B	850	500	70	5	500	800	80
9	B	900	500	70	5	500	800	120
10	C	900	400	70	5	400	780	58
11	D	900	400	70	5	700	840	58
12	E	1000	100	70	5	500	760	58
13	F	900	600	70	5	500	770	58
14	G	900	600	70	5	500	800	58
15	H	1000	600	70	5	500	800	58
16	A	900	600	70	600	400	750	58
17	A	900	600	70	5	2	750	58
18	A	900	600	70	65	400	800	58
19	A	900	600	70	5	72	800	58
20	A	900	600	70	5	400	950	58
21	A	900	600	70	5	400	800	20
22	B	900	500	70	5	5	800	80
23	C	900	400	70	5	400	700	58
24	D	900	400	70	5	400	760	5
25	E	1000	100	20	5	400	760	58
26	F	900	600	70	100	300	770	58
27	G	900	600	70	5	400	600	58
28	H	1000	600	70	10	50	800	58
29	I	900	600	70	5	400	780	58
30	J	1000	600	70	5	400	800	58

R1:500°Cから600°Cまでの温度域の平均加熱速度
R2:720°Cから保持温度までの温度域の平均加熱速度

【0072】

得られた鋼素材から、幅30mm、長さ200mmの試験片を採取した。採取した各試験片に対して、表2に示す条件で焼鈍を施した。焼鈍工程では、500 から600 までの温度域を表2の平均加熱速度R1で加熱し、720 から保持温度までの温度域を表2の平均加熱速度R2で加熱し、保持温度において所定時間保持した後、室温まで冷却した。焼鈍後の各試験片について、組織観察及び引張試験を行った。

【0073】

引張強さ及び伸びの測定のため、圧延方向に平行な方向（L方向）を長手方向とするJIS5号試験片を2本ずつ採取し、引張速度10mm/分で試験した。その結果から、引張強さ（TS）、均一伸び（UEL）、破断伸び（tEL）、及びEL＝10%での加工硬化率（n値）を求めた。

【0074】

r 値測定のため、圧延方向に平行な方向（L 方向）、圧延方向から 45° の方向（D 方向）、圧延方向から 90° の方向（C 方向、すなわち板幅方向）から、1/2 ASTM サイズ（GL = 10 mm）を 2 本ずつ採取した。試験片を EL = 15% まで引張ったところで除荷して板幅を測定し、L、D、C 方向の r 値を求めた。上述した式（2）及び（3）から、平均 r 値 mean - r、及び r 値の面内異方性 Δr を求めた

【0075】

焼鈍後の試験片の金属組織は以下の方法により測定した。

【0076】

まず、焼鈍後の各試験片から、圧延方向及び板面の法線方向に平行な断面が観察面となるように、観察用試料を採取した。測定領域は圧延方向 2000 μm × 板面の法線方向 2000 μm とし、スキャンステップは 1 μm とした。フェライト平均結晶粒径は、EBSD による測定において、結晶方位差 15° 以上の粒界で囲まれた領域を BCC 結晶粒とみなし、その円相当直径の平均値 d を次式から算出することにより求めた。

【0077】

【数 1】

$$d = \frac{\sum_i A_i \times d_i}{\sum_i A_i}$$

10

20

ここで、 A_i は EBSD データで解析した i 番目（ $i = 1 \sim n$ 。n は測定領域に含まれるすべての BCC 結晶粒の数）の BCC 結晶粒の面積であり、 d_i は i 番目の BCC 結晶粒の円相当直径である。円相当直径は、i 番目の結晶粒の面積（ $= A_i$ ）と等しい面積をもつ円の直径を意味する。

【0078】

さらに、同じ EBSD 解析データを用いて、観察用試料の圧延方向及び板面の法線方向が EBSD 解析の測定系座標と平行になるように調整したうえで、（1）結晶方位の $[1\ 1\ 1]$ が板面の法線方向から 15° 以内であって、 $[0\ 1\ -1]$ が圧延方向から 15° 以内である結晶粒の面積率、及び（2）結晶方位の $[1\ 1\ 1]$ が板面の法線方向から 15° 以内であって、 $[1\ 1\ -2]$ が圧延方向から 15° 以内である結晶粒の面積率を求めた。

30

【0079】

図 7 及び図 8 に、EBSD による解析例を示す。図 7 は、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[0\ 1\ -1]$ である結晶粒と、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$ である結晶粒との割合が同程度である場合の例である。図 8 は、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[0\ 1\ -1]$ である結晶粒と、結晶方位が $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$ である結晶粒との割合に偏りが存在する場合の例である。

【0080】

40

50

TABLE 3

No.	鋼種	金属組織						機械特性					
		フェライト 体積率 (%)	残部の 体積率 (%)	平均 粒径 (μm)	A1 (%)	A2 (%)	TS (MPa)	uEL (%)	tEL (%)	n値	mean-r	$ \Delta r $	発明例
1	A	99	1	27	22	25	287	30	53	0.37	1.9	0.30	
2	A	99	1	30	21	25	277	30	55	0.37	1.9	0.22	
3	A	99	1	30	27	24	294	31	53	0.37	1.9	0.29	
4	A	99	1	29	25	29	296	30	53	0.37	2.0	0.21	
5	A	99	1	33	25	28	288	31	53	0.38	2.1	0.22	
6	A	99	1	27	24	28	283	30	52	0.37	1.9	0.25	
7	B	99	1	27	26	26	284	30	55	0.38	2.0	0.31	
8	B	99	1	29	22	29	279	31	54	0.38	2.0	0.31	
9	B	99	1	29	22	28	275	29	52	0.37	2.1	0.23	
10	C	99	1	28	21	25	280	30	53	0.37	2.0	0.32	
11	D	99	1	30	21	30	278	30	52	0.38	2.1	0.30	
12	E	99	1	26	25	27	275	31	54	0.36	2.0	0.29	
13	F	99	1	27	24	26	276	30	53	0.37	2.0	0.25	
14	G	99	1	27	23	29	285	32	53	0.36	1.9	0.30	
15	H	99	1	26	21	25	283	31	52	0.37	1.9	0.27	

A1:結晶方位の[1 1 1]がNDから15° 以内であって、[0 1 -1]がRDから15° 以内である結晶粒の面積率

A2:結晶方位の[1 1 1]がNDから15° 以内であって、[1 1 -2]がRDから15° 以内である結晶粒の面積率

【表 4】

TABLE 4			金属組織							機械特性						比較例		
No.	鋼種	フェライト 体積率 (%)					残部の 体積率 (%)		平均 粒径 (μm)	A1 (%)	A2 (%)	TS (MPa)	uEL (%)	tEL (%)	n値		mean-r	$ \Delta r $
16	A	99	1	17	16	23	283	30	54	0.38	1.4	0.51						
17	A	99	1	15	17	27	276	30	53	0.37	1.6	0.47						
18	A	99	1	18	16	25	280	30	52	0.36	1.4	0.43						
19	A	99	1	14	15	23	283	31	53	0.37	1.6	0.42						
20	A	99	1	15	18	25	283	30	53	0.37	1.5	0.66						
21	A	99	1	18	17	24	287	30	53	0.36	1.6	0.45						
22	B	99	1	17	17	26	281	30	54	0.36	1.7	0.43						
23	C	99	1	17	17	23	278	30	54	0.36	1.4	0.76						
24	D	99	1	18	15	23	285	30	52	0.36	1.4	0.50						
25	E	99	1	14	16	24	278	31	53	0.36	1.5	0.59						
26	F	99	1	15	17	26	285	30	53	0.36	1.4	0.43						
27	G	99	1	18	16	27	279	29	52	0.38	1.4	0.42						
28	H	99	1	16	18	24	279	31	52	0.37	1.6	0.46						
29	I	98	2	11	18	23	345	26	38	0.31	1.3	0.45						
30	J	99	1	16	15	25	275	30	53	0.37	1.4	0.67						

A1:結晶方位の[1 1 1]がNDから15° 以内であって、[0 1 -1]がRDから15° 以内である結晶粒の面積率
A2:結晶方位の[1 1 1]がNDから15° 以内であって、[1 1 -2]がRDから15° 以内である結晶粒の面積率

【0082】

表1～4に示すように、試験番号1～15の試験片は、フェライトの体積率が95%以上であり、フェライトの平均結晶粒径が25μm以上であった。これらの試験片では、平均r値r-meanが1.8以上であり、r値の面内異方性Δrの絶対値が0.4以下であった。さらにこれらの試験片では、(1)結晶方位の[1 1 1]が板面の法線方向から15°以内であって、[0 1 -1]が圧延方向から15°以内である結晶粒の面積率、及び(2)結晶方位の[1 1 1]が板面の法線方向から15°以内であって、[1 1 -2]が圧延方向から15°以内である結晶粒の面積率のいずれもが20%以上であった。

10

20

30

40

50

【 0 0 8 3 】

これらに対して、試験番号 1 6 ~ 2 8 の試験片は、フェライトの平均結晶粒径が $25\ \mu\text{m}$ 未満であった。これは、これらの試験片の製造条件が不適切であったためと考えられる。

【 0 0 8 4 】

具体的には、試験番号 1 6、1 8 及び 2 6 の試験片は、5 0 0 から 6 0 0 までの温度域の平均加熱速度が大きすぎたため、加熱中に r 値に有利な結晶方位の潜在核が十分に生成しなかった。

【 0 0 8 5 】

試験番号 1 7、1 9、2 2 及び 2 8 の試験片は、7 2 0 から保持温度までの温度域の平均加熱速度が小さすぎたため、加熱中に r 値に有利な結晶方位以外の潜在核が生成し、 r 値を向上させる結晶方位のフェライトが十分に粗大化しなかった。

10

【 0 0 8 6 】

試験番号 2 0 の試験片は、保持温度が高すぎたため、焼鈍中にオーステナイトに変態してしまい、 r 値に有利な結晶方位が減少した。

【 0 0 8 7 】

試験番号 2 3 及び 2 7 の試験片は、保持温度が低すぎたため、フェライトの再結晶が進まなかった。

【 0 0 8 8 】

試験番号 2 1 及び 2 4 の試験片は、保持時間が短すぎたため、フェライトが十分に粒成長しなかった。

20

【 0 0 8 9 】

試験番号 2 5 の試験片は、冷間圧延での板厚減少率が小さすぎたため、焼鈍中に再結晶が進まなかった（フェライトは転位の回復が起こっただけとなった。）。

【 0 0 9 0 】

その結果、これらの試験片は r 値に有利な結晶方位が十分に得られなかった。そのため、平均 r 値 $r - \text{mean}$ は 1 . 8 未満であり、 r 値の面内異方性 Δr の絶対値は 0 . 4 よりも大きくなった。

【 0 0 9 1 】

試験番号 2 9 の試験片は、C 含有量が過剰であった。このような化学組成の鋼は、固溶 C 量が高いため、加熱過程においてフェライトが再結晶する際に、ランダムな結晶方位の再結晶フェライト粒が生成しやすくなる。そのため、 r 値に有利な結晶方位の結晶粒が発達しなかった。その結果、平均 r 値 $r - \text{mean}$ は 1 . 8 未満であり、 r 値の面内異方性 Δr の絶対値は 0 . 4 よりも大きくなった。

30

【 0 0 9 2 】

試験番号 3 0 の試験片は、Ti 及び Nb の含有量が式 (1) を満たさなかった。そのため、鋼中の固溶 C を Ti C や Nb C 析出物として固定する作用が弱く、鋼中に多くの固溶 C が含まれていた。これによって、試験番号 2 9 の場合と同様に、 r 値に有利な結晶方位の結晶粒が発達しなかった。その結果、平均 r 値 $r - \text{mean}$ は 1 . 8 未満であり、 r 値の面内異方性 Δr の絶対値は 0 . 4 よりも大きくなった。

【 0 0 9 3 】

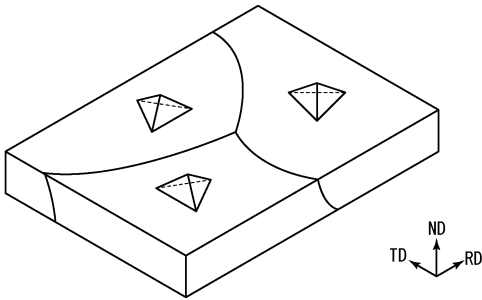
40

以上、本発明の実施形態を説明したが、上述した実施形態は本発明を実施するための例示にすぎない。よって、本発明は上述した実施形態に限定されことなく、発明の範囲内で、上述した実施形態を適宜変形して実施することが可能である。

【図面】

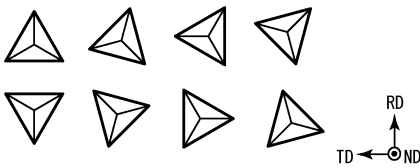
【図 1】

Fig.1



【図 2】

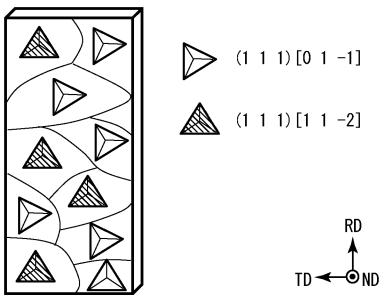
Fig.2



10

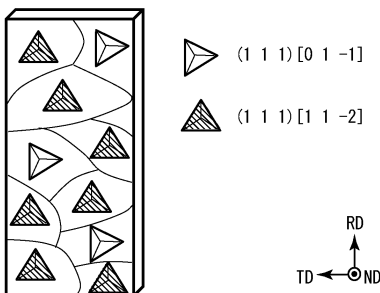
【図 3】

Fig.3



【図 4】

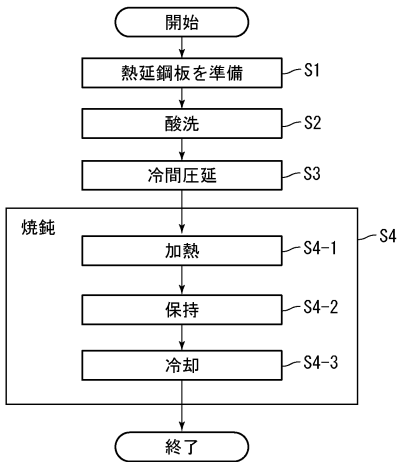
Fig.4



20

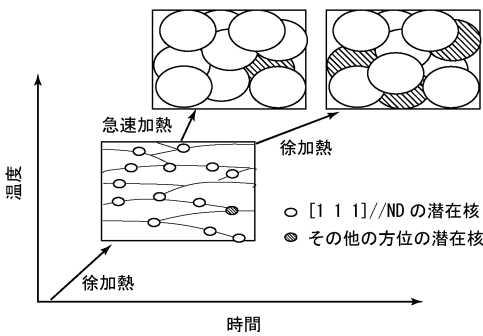
【図 5】

Fig.5



【図 6】

Fig.6



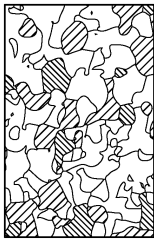
30

40

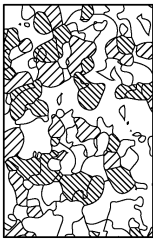
50

【 図 7 】

Fig.7



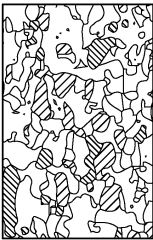
▨及び▩ $(1\ 1\ 1)[0\ 1\ -1]$
面積率 30.1%



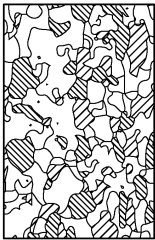
▨及び▩ $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$
面積率 28.1%

【 図 8 】

Fig.8



▨及び▩ $(1\ 1\ 1)[0\ 1\ -1]$
面積率 19.1%



▨及び▩ $(1\ 1\ 1)[1\ 1\ -2]$
面積率 28.9%

10

20

30

40

50

フロントページの続き

日本製鉄株式会社内

(72)発明者 大浦 夏実

東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内

審査官 河口 展明

(56)参考文献 国際公開第2014/057519(WO,A1)

国際公開第2022/004795(WO,A1)

特開2008-308718(JP,A)

特開2015-63729(JP,A)

特開平10-280089(JP,A)

国際公開第2014/141919(WO,A1)

(58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)

C22C 38/00-38/60

C21D 9/46