

(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
2018年2月15日(15.02.2018)



(10) 国際公開番号

WO 2018/030503 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
C22C 18/00 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2017/029037

(22) 国際出願日: 2017年8月10日(10.08.2017)

(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 2016-157762 2016年8月10日(10.08.2016) JP
特願 2017-114147 2017年6月9日(09.06.2017) JP

(71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: ▲高▼坂 典晃(KOHSAKA Noriaki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 中垣内 達也(NAKAGAITO Tatsuya); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 楊 靈玲(YANG Lingling); 〒1000011 東京

都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 熊坂 晃, 外(KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号 J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, 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, SA, 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, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (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,

(54) Title: THIN STEEL SHEET, AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 薄鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are: a thin steel sheet which has a tensile strength of 900 MPa or higher, and excellent weldability; and a production method therefor. The thin steel sheet is characterized by having a specific component composition, and a steel structure which includes, in terms of area ratio, at least 25% but not more than 65% of ferrite, at least 35% but not more than 75% of martensite having iron carbides precipitated in the grains thereof, and 20% or less (including 0%) in total of components other than the ferrite and the martensite as the remaining structure, said steel structure wherein the average grain sizes of the ferrite and the martensite are respectively 5 μm or lower, and the total Si and Mn on interfaces between the ferrite and the martensite is 5% or higher in terms of atomic concentration. The thin steel sheet is further characterized by having a tensile strength of 900 MPa or higher.

(57) 要約: 引張強さ: 900MPa以上を有し、かつ良好な溶接性を有する薄鋼板およびその製造方法を提供する。特定の成分組成と、フェライトを面積率で25%以上65%以下、マルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトを面積率で35%以上75%以下、残部組織として前記フェライトおよび前記マルテンサイト以外を面積率合計で20%以下(0%を含む)含み、前記フェライトおよび前記マルテンサイトの平均粒径がそれぞれ5μm以下であり、前記フェライトと前記マルテンサイトとの界面上のSiおよびMnの合計が原子濃度で5%以上である鋼組織と、を有し、引張強さが900MPa以上であることを特徴とする薄鋼板とする。

SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM,
GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類：

一 国際調査報告（条約第21条(3)）

明 細 書

発明の名称：薄鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、薄鋼板およびその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、地球環境保全の観点から、CO₂排出量の規制を目的として自動車業界全体で自動車の燃費改善が指向されている。自動車の燃費改善には、使用部品の薄肉化による自動車の軽量化が最も有効であるため、近年、自動車部品用素材としての高強度鋼板（高強度化された薄鋼板）の使用量が増加しつつある。

[0003] 一方、鋼板の溶接性は高強度化にともない悪化する傾向にある。そのため、高強度に加え、溶接性に優れた鋼板が望まれている。溶接性を満足しない鋼板は、溶接で接合する際に割れ等の不具合を生じるため、自動車部品等として利用できない。自動車部品等を軽量化するうえでは、高強度と溶接性とを兼備した鋼板開発が必須であり、これまでも溶接性に着目した高強度の冷延鋼板および溶融めっき鋼板について、様々な技術が提案されている。

[0004] 例えば、特許文献1では、質量％で、C：0.05～0.15％、Si：0.01～1.00％、Mn：1.5～4.0％、P：0.0005％以下、S：0.02％以下、Al：0.01～0.50％、Cr：0.010～2.000％、Nb：0.005～0.100％、Ti：0.005～0.100％、B：0.0005～0.0050％を、Si、Mn、CrおよびBを規定の範囲内で含有させ、面積率でフェライト：10％以下、ベイニティックフェライト：2～30％、マルテンサイト：60～98％を含み、X線回折法により求めた残留オーステナイトの割合が2％未満からなる金属組織（鋼組織）としたうえで、ベイナイトのみに隣接する塊状マルテンサイトの全組織に占める割合が10％以下とし、表面から100μmと20μmとの硬度差を規定することで、スポット溶接性、耐衝撃性及び曲げ加工性に優れ

る高強度溶融亜鉛めっき鋼板が得られるとしている。

[0005] 特許文献2では、質量%で、C：0.05～0.13%、Si：0.05～2.0%、Mn：1.5～4.0%、P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.01～0.1%、Cr：0.05～1.0%、Nb：0.010～0.070%、Ti：0.005～0.040%およびN：0.0005～0.0065%を含有し、鋼中のTiのうち70%以上を析出させ、Nbを15%以上固溶状態として残存させることで引張強さが980MPa以上のスポット溶接性に優れた冷延鋼板が得られるとしている。

[0006] 特許文献3では、質量%で、C：0.07～0.15%、Si：1.1～1.6%、Mn：2.0～2.8%、P：0%超0.015%以下、S：0%超0.005%以下、Al：0.015～0.06%、Ti：0.010～0.03%、およびB：0.0010～0.004%を含有し、鋼板の板厚の1/4位置において下記金属組織の面積率が、焼戻しマルテンサイト：10面積%以上30面積%未満、ベイナイト：70面積%超、焼戻しマルテンサイトとベイナイトの合計：90面積%以上、フェライト：0面積%以上5面積%以下、および残留オーステナイト：0面積%以上4面積%以下を満足する引張強度が980MPa以上、且つ、0.2%耐力が700MPa未満の、延性、伸びフランジ性、および溶接性に優れた冷延鋼板板、溶融亜鉛めっき鋼板、および合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られるとしている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特許第5858199号公報

特許文献2：特開2015-200013号公報

特許文献3：特開2016-37650号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] 特許文献1で提案された技術では、スポット溶接性を良好なものとさせる

ための要件として、C、Si、PおよびS含有量を規定したのみで、スポット溶接性が十分とは言えないケースがある。

[0009] 特許文献2で提案された技術では、熱間圧延前のスラブ再加熱工程において、 $(T_s - 50)^\circ\text{C}$ 以上で加熱することでNb系晶出物を溶解するとしているが、焼鈍温度である 900°C 以下ではNb系炭化物が不可避免的に析出する温度域であり、固溶Nbを15%安定的に残存させることは困難である。

[0010] 特許文献3で提案された技術においても溶接性を改善するための指標は低C化のみで、特許文献1と同様、スポット溶接性が十分といえないケースがある。

[0011] 本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、引張強さ：900 MPa以上を有し、かつ良好な溶接性を有し、伸びも良好である薄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] 本発明者らは上記課題を解決するために、引張強さ900 MPa以上かつ良好な溶接性を兼備する薄鋼板の要件について鋭意検討した。本件で対象とする薄鋼板の板厚は、0.4 mm以上3.2 mm以下である。スポット溶接にあたり、条件によって溶接後に割れが発生する事象が発生した。割れが発生した溶接条件や鋼板の鋼組織を鋭意調査した結果、亜鉛めっき鋼板と冷延鋼板とを溶接させる場合、もしくはめっき鋼板同士を溶接させる場合、亜鉛の粒界浸食により割れを助長させること、加工性が良好なフェライトとマルテンサイトの溶接性を改善するには、スポット溶接時に応力集中源となる軟質なフェライトと硬質なマルテンサイトとの硬度差を低減し、亜鉛の粒界浸食を防いだうえで割れ抑制のためフェライトとマルテンサイトとの表面エネルギーを上昇させることが有効であることが判明した。本発明は上記の知見に基づき完成されたものであり、その要旨は次のとおりである。

[0013] [1] 質量%で、C：0.05%以上0.20%以下、Si：0.60%以上1.65%以下、Mn：1.8%以上3.5%以下、P：0.05%以下、S：0.005%以下、Al：0.08%以下、N：0.0060%以下

下、残部がF eおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、フェライトを面積率で25%以上65%以下、マルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトを面積率で35%以上75%以下、残部組織として前記フェライトおよび前記マルテンサイト以外を面積率合計で20%以下（0%を含む）含み、前記フェライトおよび前記マルテンサイトの平均粒径がそれぞれ5 μ m以下であり、前記フェライトと前記マルテンサイトとの界面上のS iおよびM nの合計が原子濃度で5%以上である鋼組織と、を有し、引張強さが900MPa以上である薄鋼板。

[0014] [2] 前記成分組成は、さらに、質量%で、V : 0.001%以上1%以下、T i : 0.001%以上0.3%以下、N b : 0.001%以上0.3%以下の1種または2種以上を含有する[1]に記載の薄鋼板。

[0015] [3] 前記成分組成は、さらに、質量%で、C r : 0.001%以上1.0%以下、M o : 0.001%以上1.0%以下、N i : 0.001%以上1.0%以下、B : 0.0001%以上0.0050%以下、S b : 0.001%以上0.050%以下の1種または2種以上を含有し、前記フェライトと前記マルテンサイトとの界面上のC r、M o、N i、BおよびS bの原子濃度が合計で5%以上である[1]または[2]に記載の薄鋼板。

[0016] [4] 前記成分組成は、さらに、質量%で、R E M、S n、M g、C aのいずれか1種または2種以上を合計で0.0001%以上0.1%以下含有する[1]から[3]のいずれかに記載の薄鋼板。

[0017] [5] 表面にめっき層を具える[1]～[4]のいずれかに記載の薄鋼板。

[0018] [6] 前記めっき層の組成がF e : 20.0%以下、A l : 0.001%以上3.5%以下とP b、S b、S i、S n、M g、M n、N i、C r、C o、C a、C u、L i、T i、B e、B iおよびR E Mから選択する1種または2種以上を合計0%～3.5%とを含有し、残部がZ n及び不可避不純物からなる[5]に記載の薄鋼板。

[0019] [7] 前記めっき層は、合金化溶融めっき層である[5]または[6]に

記載の薄鋼板。

[0020] [8] [1] ~ [4] のいずれかに記載の薄鋼板の製造方法であって、鋼素材を、 1150°C 以上 1350°C 以下で加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施すにあたり、仕上げ圧延終了温度を 820°C 以上とし、 350°C 以上 680°C 以下で巻き取り、冷間圧延を施し、冷間圧延後加熱し 840°C 以上で20秒以上180秒以下滞留させた後、冷却し、 770°C 以上 820°C 以下で10秒以上滞留させ、冷却開始温度から 450°C までの平均冷却速度が $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、 150°C 以上 250°C 以下の滞留時間が20秒以上の条件で冷却する薄鋼板の製造方法。

[0021] [9] [5] ~ [7] のいずれかに薄鋼板の製造方法であって、鋼素材を、 1150°C 以上 1350°C 以下で加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施すにあたり、仕上げ圧延終了温度を 820°C 以上とし、 350°C 以上 680°C 以下で巻き取り、冷間圧延を施し、冷間圧延後加熱し 840°C 以上で20秒以上180秒以下滞留させた後、冷却し、 770°C 以上 820°C 以下で10秒以上滞留させ、冷却開始温度から 450°C までの平均冷却速度が $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却し、その後、めっき浴に浸漬させることによりめっき処理を行うか又は該めっき処理を行いさらに合金化処理を行い、めっき処理又は合金化処理後 150°C 以上 250°C 以下の滞留時間が20秒以上の条件で冷却する薄鋼板の製造方法。

発明の効果

[0022] 本発明の薄鋼板は、引張強さ(TS)： 900MPa 以上の高強度と、優れた溶接性を兼ね備え、さらに、良好な伸びを示す。本発明の薄鋼板を自動車部品に適用すれば、自動車部品のさらなる軽量化が実現される。

発明を実施するための形態

[0023] 以下、本発明の実施形態について説明する。なお、本発明は以下の実施形態に限定されない。

[0024] <成分組成>

本発明の薄鋼板の成分組成は、質量%で、C： 0.05% 以上 0.20%

以下、Si : 0.60%以上1.65%以下、Mn : 1.8%以上3.5%以下、P : 0.05%以下、S : 0.005%以下、Al : 0.08%以下、N : 0.0060%以下、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる。

[0025] 上記成分組成は、さらに、質量%で、V : 0.001%以上1%以下、Ti : 0.001%以上0.3%以下、Nb : 0.001%以上0.3%以下の1種または2種以上を含有してもよい。

[0026] また、上記成分組成は、さらに、質量%で、Cr : 0.001%以上1.0%以下、Mo : 0.001%以上1.0%以下、Ni : 0.001%以上1.0%以下、B : 0.0001%以上0.0050%以下、Sb : 0.001%以上0.050%以下の1種または2種以上を含有してもよい。

[0027] 以下、各成分について具体的に説明する。以下の説明において、成分の含有量を表す「%」は「質量%」を意味する。

[0028] C : 0.05%以上0.20%以下

Cは、焼き戻しマルテンサイトの硬度に関係し、鋼板の強度を上昇させるために有効な元素である。引張強さ : 900MPa以上を得るには、少なくともC含有量を0.05%以上にする必要がある。一方、C含有量が0.20%を上回ると、スポット溶接での熔融金属部の硬度が過度に上昇し、熱影響部(HAZ部)との硬度差が生じることによってスポット溶接性を低下させる。そのため、C含有量の範囲を0.05%以上0.20%以下とした。下限について好ましいC含有量は0.07%以上である。より好ましくは0.08%以上、さらに好ましくは0.09%以上である。上限について好ましいC含有量は0.17%以下である。より好ましくは0.15%以下、さらに好ましくは0.13%以下である。

[0029] Si : 0.60%以上1.65%以下

Siは、界面上に偏析させることで粒界の濡れ性を低下させ、スポット溶接での亜鉛の粒界浸食を抑えることで割れ発生を抑える効果がある元素である。この効果を得るには、少なくともSiを0.60%含有する必要がある。一方、Si含有量が1.65%を上回ると、化成処理性やめっき性への悪

影響が顕在化し、自動車用部材として適用が困難となる。以上から、Si含有量範囲を0.60%以上1.65%以下とした。下限について好ましいSi含有量は0.70%以上である。より好ましくは0.90%以上、さらに好ましくは1.10%以上である。上限について好ましいSi含有量は1.60%以下である。より好ましくは1.50%以下、さらに好ましくは1.40%以下である。

[0030] Mn : 1.8%以上3.5%以下

MnもSiと同様、界面上に偏析させることで、スポット溶接での粒界浸漬を抑制する効果のある元素である。この効果を得るには、Mn含有量は1.8%以上とする必要がある。一方、Mn含有量が3.5%を上回ると、化成処理性やめっき性が悪化する。そのため、Mn含有量は1.8%以上3.5%以下とした。下限について好ましいMn含有量は1.9%以上である。より好ましくは2.1%以上、さらに好ましくは2.3%以上である。上限について好ましいMn含有量は3.2%以下である。より好ましくは3.0%以下、さらに好ましくは2.8%以下である。

[0031] P : 0.05%以下

Pは、低温脆性を発生させる元素であるため、溶接時の冷却時に割れを発生させる元素である。したがって、溶接性の観点から、P含有量は極力低減することが好ましく、本発明では、P含有量は0.05%まで許容できる。好ましくは0.03%以下である。P含有量は極力低減する方が望ましく無添加でもよいが、製造上、0.002%は不可避免的に混入する場合がある。

[0032] S : 0.005%以下

Sは、鋼中で粗大な硫化物を形成し、これが熱間圧延時に伸展し楔状の介在物となることで、溶接性に悪影響をもたらす。そのため、S含有量は極力低減することが好ましい。本発明では、0.005%まで許容できるため、S含有上限量を0.005%とした。好ましくは、0.003%以下である。S含有量は極力低減する方が望ましく無添加でもよいが、製造上、0.002%は不可避免的に混入する場合がある。

[0033] Al : 0.08%以下

Alを製鋼の段階で脱酸剤として添加する場合、Al含有量を0.02%以上含有することが好ましい。より好ましくは0.03%以上である。一方、Alは溶接性を悪化させる粗大な酸化物を形成する。そのため、Al含有量上限0.08%とした。好ましくは0.07%以下である。より好ましくは0.06%以下である。

[0034] N : 0.0060%以下

Nは、常温時効性を悪化させ予期せぬ割れを発生させたり、スポット溶接時の微小なボイド生成の原因となり溶接性を悪化させたりする有害な元素である。そのため、N含有量は出来る限り低減することが望ましいが、本発明では0.0060%まで許容できる。好ましくは0.0050%以下である。より好ましくは0.0040%以下である。N含有量は極力低減する方が望ましく無添加でもよいが、製造上、0.0005%は不可避免的に混入する場合がある。

[0035] 以上が本発明の基本構成であるが、さらに、以下の成分（任意成分）を含有してもよい。

[0036] V : 0.001%以上1%以下、Ti : 0.001%以上0.3%以下、Nb : 0.001%以上0.3%以下の1種または2種以上

V、TiおよびNbはCと結合し微細な炭化物を形成することで鋼板の高強度化に寄与する元素である。一方、過度に含有させると粗大な炭化物として析出するため、溶接性を悪化させる。以上の観点から、V : 0.001%以上1%以下、Ti : 0.001%以上0.3%以下、Nb : 0.001%以上0.3%以下とした。下限について好ましいV含有量は0.005%以上である。より好ましくは0.010%以上、さらに好ましくは0.050%以上である。上限について好ましいV含有量は0.6%以下である。より好ましくは0.5%以下、さらに好ましくは0.4%以下である。下限について好ましいTi含有量は0.005%以上である。より好ましくは0.010%以上、さらに好ましくは0.020%以上である。上限について好ま

しいTi含有量は0.2%以下である。より好ましくは0.1%以下である。下限について好ましいNb含有量は0.005%以上である。より好ましくは0.010%以上、さらに好ましくは0.030%以上である。上限について好ましいNb含有量は0.15%以下である。より好ましくは0.10%以下、さらに好ましくは0.08%以下である。

[0037] Cr: 0.001%以上1.0%以下、Mo: 0.001%以上1.0%以下、Ni: 0.001%以上1.0%以下、B: 0.0001%以上0.0050%以下、Sb: 0.001%以上0.050%以下の1種または2種以上

Cr、MoおよびNiは鋼板の高強度化に寄与し、界面上に偏析することで、スポット溶接性を改善させる効果のある元素である。一方、これら元素を過度に添加すると、変態点が大きく変化することで所望の鋼組織が得られなくなり、化成処理性やめっき性が悪化する。BおよびSbは、界面に偏析することで割れ発生に要する表面エネルギーが上昇し、スポット溶接での割れ発生抑制に効果がある元素である。過度に添加しても効果は飽和するため、添加元素の浪費につながる。以上の観点から、Cr: 0.001%以上1.0%以下、Mo: 0.001%以上1.0%以下、Ni: 0.001%以上1.0%以下、B: 0.0001%以上0.0050%以下、Sb: 0.001%以上0.050%以下とした。下限について好ましいCr含有量が0.010%以上である。より好ましくは0.050%以上、さらに好ましくは0.100%以上である。上限について好ましいCr含有量が0.8%以下である。より好ましくは0.7%以下、さらに好ましくは0.6%以下である。下限について好ましいMo含有量は0.010%以上である。より好ましくは0.050%以上、さらに好ましくは0.100%以上である。上限について好ましいMo含有量は0.6%以下である。より好ましくは0.5%以下、さらに好ましくは0.4%以下である。下限について好ましいNi含有量は0.010%以上である。より好ましくは0.020%以上、さらに好ましくは0.030%以上である。上限について好ましいNi含有

量は0.5%以下である。より好ましくは0.4%以下、さらに好ましくは0.3%以下である。下限について好ましいB含有量は0.0003%以上である。より好ましくは0.0006%以上、さらに好ましくは0.0010%以上である。上限について好ましいB含有量は0.0030%以下である。より好ましくは0.0020%以下、さらに好ましくは0.0015%以下である。下限について好ましいSb含有量は0.005%以上である。より好ましくは0.008%以上、さらに好ましくは0.010%以上である。上限について好ましいSb含有量は0.040%以下である。より好ましくは0.030%以下である。

[0038] REM、Sn、Mg、Caのいずれか1種または2種以上を合計で0.0001%以上0.1%以下

REM、Sn、MgおよびCaは、介在物を球状化させることでスポット溶接性を向上させる元素である。一方、過度に添加しても効果は飽和するため、添加元素の浪費につながる。以上の観点から、REM、Sn、Mg、Caのいずれか1種または2種以上を合計で0.0001%以上0.1%以下とした。下限について、好ましくは、REM、Sn、Mg、Caのいずれか1種または2種以上を合計で0.0005%以上である。上限について、好ましくは、REM、Sn、Mg、Caのいずれか1種または2種以上を合計で、0.02%以下である。

[0039] 上記成分以外の成分は、Feおよび不可避免の不純物である。なお、上記任意成分を下限值未満で含む場合には、その任意元素は不可避免の不純物として含まれるものとする。

[0040] <鋼組織>

続いて、本発明の薄鋼板の鋼組織について説明する。本発明の薄鋼板の鋼組織は、フェライトを面積率で25%以上65%以下、マルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトを面積率で35%以上75%以下、残部組織として上記フェライトおよび上記マルテンサイト以外を面積率合計で20%以下（0%を含む）含み、上記フェライトおよび上記マルテンサイ

トの平均粒径がそれぞれ $5\ \mu\text{m}$ 以下であり、上記フェライトと上記マルテンサイトとの界面上の Si および Mn の合計が原子濃度で 5 原子%以上である。なお、原子濃度の単位である「原子%」は単に「%」と表記する場合がある。

[0041] フェライト面積率が 25%以上 65%以下

自動車部材として使用するには延性が必要とされ、所望の伸びを得るにはフェライトの面積率は 25%以上とする必要がある。一方、フェライトは軟質組織であるため、65%を上回ると引張強さ 900MPa 以上が得られない。そのため、フェライト面積率は 25%以上 65%以下とした。下限について好ましい面積率は 35%以上である。より好ましくは 40%以上である。上限について好ましい面積率は 60%以下である。より好ましくは 58%以下である。

[0042] マルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトの面積率が 35%以上 75%以下

マルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトは、実質的に本発明鋼の強度を上昇させる組織である。引張強さ 900MPa 以上得るには、このマルテンサイトの面積率は 35%以上とする必要がある。一方、このマルテンサイトの面積率が 75%を上回ると所望の伸びが得られない。以上から、マルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトの面積率が 35%以上 75%以下とした。下限について好ましい上記面積率は 37%以上である。より好ましくは 40%以上である。上限について好ましい上記面積率は 70%以下である。より好ましくは 60%以下である。なお、鉄系炭化物とはセメンタイト、 η 炭化物、 χ 炭化物、 ε 炭化物等を意味する。

[0043] 上記マルテンサイトは、焼鈍中の冷却過程で得られる組織であり、 M_s 点が高い状態であると 250°C から 150°C までに冷却される過程で生成される。そのため、焼鈍後の冷却過程で 250°C から 150°C までに冷却される際の滞留時間が 20 秒以上の条件で冷却する必要がある。この際、析出する鉄系炭化物の平均粒子径は $0.2\ \mu\text{m}$ 以下である。ここで、炭化物が析出し

ていないマルテンサイトを選択しなかったのは、フェライトと炭化物が析出していないマルテンサイトとの硬度差が大きく、溶接時に応力集中により割れが発生する可能性が高いためである。

[0044] フェライトおよびマルテンサイト以外の面積率合計が20%以下（0%を含む）

フェライトおよびマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイト以外の組織としては、ベイナイト、粒内に炭化物が析出していないマルテンサイト、残留オーステナイト、パーライトが挙げられる。これら組織は強度を低下させたり、溶接性を悪化させたりするため、極力低減することが望ましい。特にベイナイト変態が生じるような低温でフェライトとマルテンサイト界面が移動するとSi、Mnの偏析量が減じるため、ベイナイトは極力抑制することが好ましい。本発明では、フェライトおよびマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイト以外の組織の合計面積率は20%まで許容できる。好ましくは15%未満であり、より好ましくは8%以下である。上記のその他の組織は、0%でもよく、1%以上や2%以上含まれる場合も少なくない。

[0045] フェライトおよびマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトの平均粒径がそれぞれ5 μm 以下

溶接時の割れは、硬度差の大きい、フェライトと鉄系炭化物が析出したマルテンサイトとの界面で発生する。そのため、割れ発生時の表面エネルギーを増大させることで割れを抑制させるには、フェライトおよび鉄系炭化物が析出したマルテンサイトの粒径を小さくする必要がある。そのため、フェライトおよび鉄系炭化物が析出したマルテンサイトの平均粒径をそれぞれ5 μm 以下とする必要がある。好ましくは、4 μm 以下である。本発明では、通常、1 μm 以上の平均粒径が得られる場合が多い。

[0046] フェライトとマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトとの界面上に偏析したSiおよびMnの合計が原子濃度で5%以上

スポット溶接時の亜鉛粒界浸食による割れは、粒界浸食を妨げれば改善さ

れる。このためには、粒界の濡れ性を低下させることが有効である。この効果を得るには、フェライトとマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトとの界面上におけるS iおよびM nの原子濃度の合計を5%以上とする必要がある。好ましくは、7%以上である。上限は特に限定されないが、実質25%が上限である。また、20%以下や15%以下であることが多い。

[0047] フェライトとマルテンサイトの界面上に偏析したC r、M o、N i、BおよびS bの合計が原子濃度で5%以上

選択元素（任意元素）としてC r、M o、N i、BもしくはS bの1種もしくは2種以上を含有させた場合、スポット溶接性を更に改善させるためには、フェライトとマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトとの界面上におけるC r、M o、N i、BおよびS bの原子濃度を合計で5%以上とする必要がある。C r、N iは粒界の濡れ性を低下させ、亜鉛の粒界浸食を妨げるために有効な元素である。M o、BおよびS bは割れ発生時の表面エネルギーを増大させ、割れ発生を抑制する効果がある。好ましくはC r、M o、N i、BおよびS bの原子濃度を合計で7%以上である。なお、上記原子濃度の上限は特に限定されないが、実質35%が上限である。また、25%以下や20%以下であることが多い。

[0048] <めっき層>

続いて、めっき層について説明する。本発明の薄鋼板がめっき層を有する薄鋼板の場合、めっき層の種類は特に限定されず、熔融めっき層、電気めっき層等を例示できる。また、めっき層の組成も特に限定されず、一般的な組成であればよい。例えば、めっき層は、質量%で、F e : 20.0%以下、A l : 0.001%以上3.5%以下を含有し、さらに、P b、S b、S i、S n、M g、M n、N i、C r、C o、C a、C u、L i、T i、B e、B i、R E Mから選択する1種または2種以上を合計で0~3.5%含有し、残部がZ n及び不可避免的不純物からなる。また、めっき層は、合金化されためっき層であってもよい。なお、合金化されためっき層の場合、めっき層

における Fe 含有量は通常 5.0%以上 20%以下である。

[0049] <薄鋼板の製造方法>

次に、本発明の薄鋼板の製造方法について説明する。めっき層を有さない薄鋼板の製造方法と、めっき層を有する薄鋼板の製造方法とは、鋼板をめっき浴に浸漬する点で製造条件が若干異なる。以下、めっき層を有さない薄鋼板の製造方法、めっき層を有する薄鋼板の製造方法の順で説明する。

[0050] 本発明の薄鋼板（めっき層を有する薄鋼板）の製造方法は、上記の成分組成を有する鋼素材を、1150℃以上1350℃以下で加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施すにあたり、仕上げ圧延終了温度を820℃以上とし、350℃以上680℃以下で巻き取る（熱間圧延工程）。次いで、冷間圧延を施す（冷間圧延工程）。次いで、冷間圧延後加熱し840℃以上で20秒以上180秒以下滞留させた後、冷却し、770℃以上820℃以下で10秒以上滞留させ、冷却開始温度から450℃までの平均冷却速度が35℃/s以上、150℃以上250℃以下の滞留時間が20秒以上の条件で冷却する。

[0051] 熱間圧延工程とは、上記成分組成を有する鋼素材を、1150℃以上1350℃以下で加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施すにあたり、仕上げ圧延終了温度を820℃以上とし、350℃以上680℃以下で巻き取る工程である。

[0052] 上記鋼素材製造のための、溶製方法は特に限定されず、転炉、電気炉等、公知の溶製方法を採用することができる。また、真空脱ガス炉にて2次精錬を行ってもよい。その後、生産性や品質上の問題から連続 casting 法によりスラブ（鋼素材）とするのが好ましい。また、造塊一分塊圧延法、薄スラブ連続 casting 法等、公知の casting 方法でスラブとしてもよい。

[0053] 鋼素材の加熱温度：1150℃以上1350℃以下

本発明においては、粗圧延に先立ち鋼素材を加熱して、鋼素材の鋼組織を実質的に均質なオーステナイト相とする必要がある。また、粗大な介在物の生成を抑制するためには加熱温度の制御が重要となる。加熱温度が1150

℃を下回ると所望の仕上げ圧延終了温度を得ることができない。一方、加熱温度が1350℃を上回ると、スケールロスが増大し、加熱炉の炉体への損傷が大きくなる。そのため、鋼素材の加熱温度は1150℃以上1350℃以下とした。下限について好ましい加熱温度は1180℃以上である。上限について好ましい加熱温度は1320℃以下である。なお、上記加熱後の粗圧延の粗圧延条件については特に限定されない。

[0054] スラブ加熱時は、鋳造時に生成した偏析があり、これが圧延されると板厚方向に対してバンド状の不均一な組織となる。これが溶接性に悪影響をもたらすケースがあるため、偏析の影響を軽減するには、(1)式を満たすことが、より望ましい。

[0055] [数1]

$$\ln t - \frac{31270}{T+273} + 11.29 \geq 0 \quad (1)$$

[0056] ここで、tは加熱時間（単位は秒）、Tは加熱温度（単位は℃）である。（1）式はスラブ加熱において、バンド状の不均一な組織の原因となるMn偏析の悪影響を軽減するために実験的に求めた条件式である。（1）式左辺が0以上であれば、スラブ加熱中にMnが拡散しバンド状の不均一な組織形成による溶接性への悪影響が軽減される。

[0057] 仕上げ圧延終了温度：820℃以上

仕上げ圧延終了温度が820℃を下回ると、圧延中にオーステナイトからフェライトへの変態が開始してしまい、鋼板の局所的な強度が変動するため、次工程の冷間圧延の板厚精度が悪化する。そのため、仕上げ圧延終了温度は820℃以上とした。好ましくは840℃以上である。なお、仕上げ圧延終了温度の上限は特に限定されないが、生産設備の制約から実質1020℃が上限である。

[0058] 巻取温度：350℃以上680℃以下

巻取温度が350℃を下回ると熱延板の形状が悪化し、冷間圧延後の板厚精度が悪化する。巻取温度が680℃を上回ると、熱延板表面に酸洗で除去

しきれない酸化皮膜が生成し、冷延後の表面外観を損ねる。以上から、巻取温度の範囲を 350°C 以上 680°C 以下とした。下限について好ましい巻取温度は 380°C 以上である。上限について好ましい巻取温度は 650°C 以下である。

[0059] 続いて行う冷間圧延工程とは、上記熱間圧延工程後に熱延板を冷間圧延する工程である。所望の板厚を得るため、熱間圧延工程後の熱延板に冷間圧延を施す必要がある。酸洗後に冷間圧延してもよい。

[0060] 上記冷間圧延における、圧延率は特に限定されないが、通常、 $20\sim 80\%$ である。

[0061] 続いて行う焼鈍工程とは、冷間圧延工程後に、 840°C 以上で 20 秒以上 180 秒以下滞留させた後、冷却し、 770°C 以上 820°C 以下で 10 秒以上滞留させ、冷却開始温度から 450°C までの平均冷却速度が $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、 150°C 以上 250°C 以下の滞留時間が 20 秒以上の条件で冷却する工程である。

[0062] 840°C 以上で 20 秒以上 180 秒以下滞留

本工程および次工程は、フェライトとマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトとの界面上の元素濃度（原子濃度）を制御するのに必要な工程である。界面上は拡散速度が大きいうえ、フェライトとオーステナイトの溶解度にしたがって分配するため、二相域焼鈍から製造した場合所望の元素濃度分布が得られない。そのため焼鈍過程においてはフェライトからオーステナイトへの変態をほぼ完了させ、元素濃度を均一としたうえで、次工程でオーステナイトからフェライトへ変態させる際に界面移動にともなう元素分配を利用して元素濃度分布を制御する。そのため、フェライトからオーステナイトへの変態をほぼ完了させるには、 840°C 以上で 20 秒以上滞留させる必要がある。一方、滞留時間が 180 秒を上回るとフェライトやマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトの粒径が粗大化するため、溶接性が悪化する。下限について好ましくは、 840°C 以上で 30 秒以上である。上限について好ましくは 160 秒以下である。より好ましく

は100秒以下、さらに好ましくは50秒以下である。また、加熱温度の上限は、通常、900℃以下である。

[0063] 770℃以上820℃以下で10秒以上滞留

本工程でオーステナイトからフェライトへ変態させ、界面移動にともない所望の元素濃度分布を得たうえで、所望の鋼組織の面積率を得る。以上の観点から、770℃以上820℃以下で10秒以上滞留させる必要がある。好ましくは、780℃以上810℃以下で20秒以上である。また、滞留時間の上限は特に限定されないが、生産設備の制約上実質60秒以下である。好ましくは50秒以下である。なお、上記840℃以上の加熱滞留後に、770℃以上820℃以下で10秒以上滞留を行うためには、上記840℃以上の加熱滞留後に冷却を行うが、冷却条件は特に限定されない。また、この冷却は自然冷却等の特に条件調整を行わない冷却でもよい。

[0064] 冷却開始温度から450℃までの平均冷却速度が35℃/s以上

低温でオーステナイトとフェライトとの界面が移動した場合、置換型元素の拡散が困難となるため、所望の元素濃度分布が得られなくなる。そのため、冷却速度は速いことが求められる。オーステナイトとフェライトとの界面の移動度が大きいのは450℃を上回る温度域である。そのため、冷却開始温度から450℃までの平均冷却速度が35℃/s以上とした。好ましくは35℃/s以上である。上限については、通常、100℃/s以下である。冷却開始温度は770℃以上とすることが好ましい。なお、本冷却開始前の「770℃以上820℃以下で10秒以上滞留」の滞留温度と、冷却開始温度は一致してもよいし、冷却開始温度の方が低くてもよい。冷却開始温度の方が低い場合、滞留温度から冷却開始温度までの冷却の条件は特に限定されない。また、冷却停止温度は450℃以下であればよい。なお、上記冷却停止温度は、上記平均冷却速度での冷却の冷却停止温度であり、この冷却後に放冷等の冷却が適宜行われるため、350℃以上450℃以下の温度域での滞留時間や150℃以上250℃以下の温度域での滞留時間が存在する。

[0065] 450℃以下にまで冷却した後は、ベイナイト変態を抑制するため保持時

間を制御することが好ましい。具体的には、ベイナイト変態が進行する温度域である 350°C 以上 450°C 以下での滞留時間が 120 秒以下である。 120 秒以上を上回るとベイナイト変態が進行し、所望の偏析量が得られなくなる場合がある。望ましい下限時間はないが、操業上実質的に 2 秒以上滞留する。滞留時間は 20 秒以上になることが多い。

[0066] 150°C 以上 250°C 以下で 20 秒以上滞留

本条件でオーステナイトの変態を防ぎつつ、マルテンサイト変態した金属組織を自己焼き戻しにより鉄系炭化物が析出したマルテンサイトを得る。一方、 250°C を上回る場合、又は 150°C を下回ると効果的に鉄系炭化物を析出させることができない。さらに 150°C 以上 250°C 以下の滞留時間が 20 秒を下回っても、鉄系炭化物が析出したマルテンサイトが得られない。以上から、 150°C 以上 250°C 以下で 20 秒以上とした。好ましくは、 150°C 以上 250°C 以下で 30 秒以上である。上限は特に設けないが、設備制約上、実質 90 秒が上限である。ただし、 60 秒以下であることが多い。

[0067] 続いて、めっき層を有する薄鋼板の製造方法について説明する。冷間圧延までについては、めっき層を有さない薄鋼板の製造方法と同様であるため説明を省略する。めっき層を有する薄鋼板の製造方法では、冷間圧延工程後に、 840°C 以上で 20 秒以上 180 秒以下滞留させた後、冷却し、 770°C 以上 820°C 以下で 10 秒以上滞留させ、冷却開始温度から 450°C までの平均冷却速度が $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却し、その後、めっき浴に浸漬させることによりめっき処理を行うか又は該めっき処理を行い、さらに合金化処理を行い、めっき処理又は合金化処理後、 150°C 以上 250°C 以下の滞留時間が 20 秒以上の条件で冷却する。なお、合金化処理条件は特に限定されないが、合金化処理温度は $490\sim 580^{\circ}\text{C}$ 、合金化処理時間は $0.1\sim 10$ 秒が好ましい。

[0068] 840°C 以上で 20 秒以上 180 秒以下滞留

本工程および次工程は、フェライトとマルテンサイト粒内に鉄系のセメントタイトが析出したマルテンサイトとの界面上の元素濃度（原子濃度）を制御

するのに必要な工程である。界面上は拡散速度が大きいというえ、フェライトとオーステナイトの溶解度にしたいが分配するため、二相域焼鈍から製造した場合所望の元素濃度分布が得られない。そのため焼鈍過程においてはフェライトからオーステナイトへの変態をほぼ完了させ、元素濃度を均一としたうえで、次工程でオーステナイトからフェライトへ変態させる際に界面移動にともなう元素分配を利用して元素濃度分布を制御する。そのため、フェライトからオーステナイトへの変態をほぼ完了させるには、 840°C 以上で20秒以上滞留させる必要がある。一方、滞留時間が180秒を上回るとフェライトやマルテンサイト粒内に鉄系のセメンタイトが析出したマルテンサイトの粒径が粗大化するため、溶接性が悪化する。下限について好ましくは、 840°C 以上で30秒以上である。上限について好ましくは160秒以下である。より好ましくは100秒以下、さらに好ましくは50秒以下である。また、加熱温度の上限は、通常、 900°C 以下である。

[0069] 770°C 以上 820°C 以下で10秒以上滞留

本工程でオーステナイトからフェライトへ変態させ、界面移動にともない所望の元素濃度分布を得たうえで、所望の鋼組織の面積率を得る。以上の観点から、 770°C 以上 820°C 以下で10秒以上滞留させる必要がある。好ましくは、 770°C 以上 820°C 以下で20秒以上である。また、滞留時間の上限は特に限定されないが、生産設備の制約上実質60秒以下である。好ましくは50秒以下である。なお、上記 840°C 以上の加熱帯粒後に、 770°C 以上 820°C 以下で10秒以上滞留を行うためには、上記 840°C 以上の加熱帯粒後に冷却を行うが、冷却条件は特に限定されない。また、この冷却は自然冷却等の特に条件調整を行わない冷却でもよい。

[0070] 冷却開始温度から 450°C までの平均冷却速度が $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

低温でオーステナイトとフェライトとの界面が移動した場合、置換型元素の拡散が困難となるため、所望の元素濃度分布が得られなくなる。そのため、冷却速度は速いことが求められる。オーステナイトとフェライトとの界面の移動度が大きいのは 450°C を上回る温度域である。そのため、冷却開始

温度から450℃までの平均冷却速度が35℃/s以上とした。好ましくは35℃/s以上である。上限については、通常、100℃/s以下である。冷却開始温度は760℃以上とすることが好ましい。なお、本冷却開始前の「770℃以上820℃以下で10秒以上滞留」の滞留温度と、冷却開始温度は一致してもよいし、冷却開始温度の方が低くてもよい。冷却開始温度の方が低い場合、滞留温度から冷却開始温度までの冷却の条件は特に限定されない。また、冷却停止温度は450℃以下であればよい。

[0071] 上記冷却後、めっきを行う。これによりめっき層を有する薄鋼板を製造することができる。めっき処理の具体的な方法は特に限定されず、溶融めっき、電気めっきのいずれでもよい。また、溶融めっきの場合、合金化処理を施してもよい。

[0072] 150℃以上250℃以下で20秒以上滞留

本条件でオーステナイトの変態を防ぎつつ、マルテンサイト変態した金属組織を自己焼き戻しにより鉄系炭化物が析出したマルテンサイトを得る。一方、250℃を上回る場合、又は150℃を下回ると効果的に鉄系炭化物を析出させることができない。さらに150℃以上250℃以下の滞留時間が20秒を下回っても、鉄系炭化物が析出したマルテンサイトが得られない。以上から、150℃以上250℃以下で20秒以上とした。好ましくは、150℃以上250℃以下で30秒以上である。上限は特に設けないが、設備制約上、実質90秒が上限である。ただし、60秒以下であることが多い。

実施例

[0073] 表1に示す成分組成を有する肉厚250mmの鋼素材に、表2に示す熱延条件で熱間圧延工程を施して熱延板とし、冷間圧延率が28%以上68%以下の冷間圧延工程を施して冷延板とし、表2に示す条件の焼鈍を連続焼鈍ラインもしくは連続溶融めっきラインで施した。その後、めっき処理、必要に応じて合金化処理を施した。ここで、連続溶融めっきラインで浸漬するめっき浴（めっき組成：Zn-0.13質量%A1）の温度は460℃であり、めっき付着量はG1材（溶融めっき鋼板）、GA材（合金化溶融めっき鋼板

）ともに片面当たり $45 \sim 65 \text{ g/m}^2$ とし、GA材のめっき層中に含有する Fe 量は $6 \sim 14$ 質量%の範囲とした。ここで、合金化する場合、合金化処理温度は 540°C 、合金化処理時間は 4 秒とした。なお、いずれも板厚は、 0.4 mm 以上 3.2 mm 以下の範囲であった。

[0074]

[表1]

銅 No.	化学成分(質量%)														備考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	V	Ti	Nb	Cr	Mo	Ni	B	Sb	Others
A	0.06	1.57	2.67	0.01	0.003	0.04	0.0026	—	—	—	—	—	—	—	—	—
B	0.08	1.45	2.55	0.01	0.003	0.03	0.0026	—	—	—	—	—	—	—	—	—
C	0.10	1.53	2.84	0.01	0.002	0.04	0.0027	—	—	—	—	—	—	—	—	—
D	0.11	1.25	2.26	0.01	0.002	0.04	0.0025	0.34	—	—	—	—	—	—	—	—
E	0.08	1.10	2.44	0.01	0.001	0.03	0.0030	—	0.08	—	—	—	—	—	—	—
F	0.09	1.33	2.74	0.01	0.003	0.04	0.0033	—	—	0.07	—	—	—	—	—	—
G	0.08	1.41	2.30	0.02	0.003	0.03	0.0020	—	—	—	0.65	—	—	—	—	—
H	0.08	1.54	2.41	0.02	0.003	0.04	0.0020	—	—	—	—	0.29	—	—	—	—
I	0.09	1.21	2.52	0.01	0.001	0.03	0.0032	—	—	—	0.13	0.18	—	—	—	—
J	0.09	0.91	2.41	0.01	0.001	0.04	0.0025	—	—	—	0.33	0.13	—	—	—	—
K	0.15	1.55	2.85	0.02	0.002	0.03	0.0035	—	—	—	—	0.24	0.04	—	—	—
L	0.17	1.48	2.75	0.02	0.001	0.04	0.0030	—	0.02	—	0.08	0.2	0.03	0.0012	—	—
M	0.08	1.43	2.40	0.02	0.002	0.04	0.0029	—	0.02	—	0.31	—	—	—	0.04	REM:0.001 Ca:0.002
N	0.09	0.95	2.35	0.01	0.003	0.03	0.0035	0.08	0.02	0.03	0.45	0.31	0.21	0.0015	0.02	Sn:0.02 Mg:0.005
O	0.04	1.52	2.35	0.02	0.001	0.03	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	—	—
P	0.10	0.23	2.65	0.02	0.003	0.04	0.0031	—	—	—	0.35	—	—	—	—	—
Q	0.08	1.22	1.41	0.01	0.001	0.05	0.0033	—	—	—	0.35	0.31	0.28	—	—	—

下線は本発明範囲外を意味する

[0075] [表2]

鋼板 No.	鋼	表面	熱間圧延工程				冷間 圧延 率 (%)	焼鈍工程								備考	
			スラブ 加熱 温度 (℃)	(1)式 左辺	仕上げ 圧延 終了 温度 (℃)	巻取 温度 (℃)		加熱 温度 (℃)	加熱 滞留 時間 (s)	加熱後 滞留温 度 (℃)	加熱後 滞留時 間 (s)	冷却開 始温度 (℃)	冷却 速度 (℃/s) *1	冷却停 止温度 (℃)	350～ 450℃ 滞留 時間 (s)		150～ 250℃ 冷却中 滞留時 間(s)
1	A	CR	1250	0.39	850	520	60	842	44	795	33	793	56	440	41	38	本発明例
2		GI	1250	0.30	910	570	29	840	37	787	21	782	42	400	61	30	本発明例
3		GA	1260	0.16	840	580	60	853	46	790	36	790	56	390	34	49	本発明例
4		CR	1270	0.29	880	600	53	818	40	786	40	786	57	440	40	32	比較例
5		CR	1240	0.12	930	530	61	857	16	800	35	795	43	400	74	38	比較例
6		CR	1250	0.13	840	580	52	849	216	782	32	779	66	410	54	32	比較例
7		CR	1250	0.33	930	560	42	854	37	835	33	832	76	430	71	55	比較例
8		CR	1270	0.35	860	530	58	858	36	762	37	762	43	420	41	33	比較例
9		GA	1260	0.23	890	500	59	850	40	782	2	782	41	420	41	53	比較例
10		CR	1270	0.39	890	590	66	862	47	794	22	793	24	390	37	34	比較例
11	B	CR	1240	0.23	910	620	39	850	36	780	23	775	48	530	40	54	比較例
12		CR	1260	0.34	890	650	65	854	40	800	23	797	73	430	78	5	比較例
13		GA	1250	0.33	920	550	53	839	41	801	30	798	40	410	420	30	比較例
14		CR	1260	0.33	890	600	58	851	49	800	30	795	63	430	59	33	本発明例
15		GI	1250	0.06	890	480	31	857	39	792	35	790	62	390	57	43	本発明例
16		GA	1250	0.36	880	620	66	852	36	791	34	789	64	420	63	47	本発明例
17		CR	1270	0.36	890	500	52	858	44	791	30	787	76	390	70	43	本発明例
18		GI	1240	0.25	850	570	56	857	34	785	39	781	48	430	40	41	本発明例
19		GA	1270	0.07	920	550	32	863	45	787	38	784	72	400	71	42	本発明例
20		CR	1260	0.12	880	510	38	845	45	798	39	794	56	400	25	41	本発明例
21	D	GI	1250	0.24	860	470	42	861	36	787	29	784	75	410	29	47	本発明例
22		GA	1250	0.28	900	640	62	863	31	787	27	786	58	410	26	45	本発明例
23	E	CR	1270	0.08	920	520	44	851	42	793	21	790	42	400	77	32	本発明例
24		GI	1240	0.31	920	500	46	853	30	784	25	782	61	430	31	30	本発明例
25		GA	1250	0.06	860	650	37	852	44	791	36	788	56	410	30	52	本発明例
26		CR	1270	0.08	840	620	37	852	32	784	22	780	72	430	43	30	本発明例
27	F	GI	1260	0.14	850	620	41	850	46	782	36	778	42	440	43	40	本発明例
28		GA	1240	0.37	850	640	28	852	47	788	24	785	44	400	25	55	本発明例
29	G	CR	1240	0.36	860	650	31	860	32	780	25	777	45	440	60	52	本発明例
30		GI	1260	0.06	900	580	46	842	49	797	31	796	47	400	27	41	本発明例
31		GA	1240	0.24	920	530	58	858	36	790	32	789	58	410	54	44	本発明例
32	H	CR	1280	0.26	870	460	56	864	46	780	23	776	58	400	30	39	本発明例
33		CR	1130	-0.52	890	500	55	864	48	793	26	792	56	400	34	51	本発明例
34		GI	1250	0.41	870	460	68	856	42	780	32	776	78	440	44	39	本発明例
35		GA	1240	0.19	910	590	47	844	49	781	35	777	66	430	54	47	本発明例
36	I	CR	1260	0.39	850	590	44	849	46	783	35	779	69	430	21	54	本発明例
37		GI	1260	0.17	850	490	57	843	37	788	37	784	77	390	67	41	本発明例
38	J	GA	1260	0.28	870	500	29	862	39	790	38	788	65	440	24	49	本発明例
39		CR	1240	0.38	900	620	29	848	37	795	29	792	70	420	57	30	本発明例
40		GI	1260	0.24	870	540	43	849	31	789	22	789	43	390	55	52	本発明例
41		GA	1250	0.33	910	460	66	840	40	781	29	780	66	440	50	37	本発明例
42	K	CR	1260	0.39	890	460	36	854	47	784	31	779	63	400	74	32	本発明例
43		GI	1250	0.11	850	530	33	864	37	783	32	780	48	420	24	50	本発明例
44	L	GA	1240	0.33	870	600	42	852	36	781	20	779	67	420	66	43	本発明例
45		CR	1240	0.29	870	480	39	848	41	798	40	796	72	430	75	47	本発明例
46		GI	1250	0.09	900	470	46	857	37	798	24	793	58	390	21	53	本発明例
47		GA	1240	0.18	910	490	49	845	37	785	25	785	76	390	53	52	本発明例
48	M	GA	1270	0.35	920	510	62	841	34	783	38	782	49	440	48	40	本発明例
49		N	GA	1270	0.24	870	510	41	852	46	783	27	780	77	410	60	36
50	P	OR	1270	0.28	890	480	35	845	40	789	31	784	74	390	73	53	比較例
51		CR	1240	0.10	880	600	54	850	43	788	29	787	72	400	37	37	比較例
52	Q	CR	1270	0.13	930	530	60	857	34	793	22	789	42	390	71	32	比較例

*1)冷却開始温度から450°Cまでの平均冷却速度
下線は本発明範囲外を意味する

[0076] 上記により得られた冷延鋼板（C R材）、溶融めっき鋼板（G I材）もしくは合金化溶融めっき鋼板（G A材）から試験片を採取し、以下の手法で評価した。

[0077] 組織観察

各相の面積率は以下の手法により評価した。鋼板から、圧延方向に平行な断面が観察面となるよう切り出し、板厚中心部を1%ナイトールで腐食現出し、走査電子顕微鏡で2000倍に拡大して板厚1/4 t部（tは板厚）を

10視野分撮影した。フェライト相は粒内に腐食痕や鉄系炭化物が観察されない形態を有する組織であり、マルテンサイト粒内に鉄系の鉄系炭化物が析出したマルテンサイトは粒内に配向性を有する多数の微細な鉄系炭化物および腐食痕が認められる組織である。フェライト相、上記マルテンサイトとこれら以外の組織の面積率を求め、結果を表3に示した。

[0078] フェライトおよびマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイト粒径は、画像解析ソフト（Image-Pro Plus ver. 7.0, 株式会社日本ローパー製）を用いて画像解析により求めた。表3には粒径の平均値を示した。なお、画像としては上記面積率の測定で撮影した10視野分を用いた。また、各粒（フェライト粒や上記マルテンサイト粒）の面積と同じ面積の円の直径を粒径として平均値を算出した。粒径を求める際、フェライト粒またはマルテンサイト粒の粒界を金属組織の輪郭として決定した。

[0079] フェライトとマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトとの界面上の元素の偏析濃度の調査には、板厚中央部から、フェライトとマルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトとの界面を跨ぐ位置で板厚方向に対して平行に0.5mm×0.5mm×25mmの角柱試験片を採取し、電解研磨により針状の先端を有する測定用試験片とした。3次元アトムプローブ電界イオン顕微鏡を用いて、粒界（界面）に存在する元素濃度を分析した。粒界は元素濃度が最大である位置から±0.25nmとして、Si、Mn、Cr、Mo、Ni、BおよびSbの原子濃度を求めた。なお、また、粒界の特定はCを分析し、最もC濃度が高い部分を粒界とする方法で行った。

[0080] 引張試験

得られた鋼板から圧延方向に対して垂直方向にJIS5号引張試験片を作製し、JIS Z 2241（2011）の規定に準拠した引張試験を5回行い、平均の降伏強度（YS）、引張強さ（TS）、全伸び（EI）を求めた。引張試験のクロスヘッドスピードは10mm/minとした。表3にお

いて、引張強さ：900MPa以上、全伸び：13%以上を本発明鋼で求める鋼板の機械的性質とした。

[0081] スポット溶接評価

溶接性の評価には、日本鉄鋼連盟規格JFSA 3011：2014に準拠した板厚1.0mmのJAC270Cのめっき鋼板を本発明鋼もしくは比較鋼2枚で挟み、スポット溶接を施した。溶接条件は、先端径7mmφのドームラジラス型のクロム銅電極を用い、溶接時間25サイクル（60Hz）、加圧力300kgf、ナゲット径6mmとした。鋼板の法線方向と電極との角度を10°および15°に変化させて溶接した後、溶接部の断面組織を観察し割れの有無を観察した。10μm以上の割れが生じていた場合は、不合格として「×」、そうでなければ合格として「○」とし、結果を表3に示した。

[0082] 本発明例はいずれも、引張強さTS：900MPa以上であり良好な溶接性が得られたことがわかる。一方、本発明の範囲を外れる比較例は引張強さ900MPaに達していないか、溶接性評価で良好なものが得られなかった。

[0083]

[表3]

鋼板 No.	鋼板組織							鋼板の機械的性質			溶接性		備考
	フェライト 面積率 (%)	鉄系 炭化物を 含む マルテンサイト 面積率 (%)	その他 組織 面積率 (%) *1	フェライト 粒径 (μm)	炭化物を 含むマル テンサイト 粒径 (μm)	Si+Mn 原子濃 度 (原子%)	M原子 合計 濃度 (原子%) *2	降伏 強さ (MPa)	引張 強さ (MPa)	伸び (%)	評価1 *3	評価2 *4	
1	51	47	2	3.1	2.6	6	—	596	903	19	○	×	本発明例
2	41	58	1	3.8	3.5	7	—	668	915	19	○	○	本発明例
3	57	36	7	2.2	2.4	11	—	608	908	19	○	○	本発明例
4	59	34	7	1.8	3.2	3	—	617	907	19	×	×	比較例
5	70	30	0	3.5	1.8	4	—	660	916	20	×	×	比較例
6	52	44	4	5.8	6.1	6	—	631	889	20	×	×	比較例
7	12	62	26	3.2	2.0	4	—	807	1153	8	×	×	比較例
8	79	15	6	2.2	3.3	4	—	607	879	20	○	×	比較例
9	56	40	4	3.5	5.8	4	—	651	917	19	×	×	比較例
10	63	35	2	2.9	3.1	3	—	606	918	19	×	×	比較例
11	58	34	8	3.8	3.4	3	—	643	919	20	×	×	比較例
12	57	15	28	2.6	2.3	11	—	628	952	19	×	×	比較例
13	30	43	27	2.9	2.9	3	—	636	879	21	×	×	比較例
14	42	54	4	2.3	1.9	7	—	698	997	18	○	×	本発明例
15	43	51	6	3.6	3.8	7	—	716	1008	17	○	○	本発明例
16	45	51	4	3.1	2.7	7	—	695	993	18	○	○	本発明例
17	57	42	1	2.0	2.0	7	—	764	1158	16	○	×	本発明例
18	40	54	6	3.8	2.9	8	—	810	1157	15	○	×	本発明例
19	40	56	4	3.4	2.4	8	—	804	1165	16	○	×	本発明例
20	54	44	2	2.7	3.5	7	—	762	1154	16	○	×	本発明例
21	58	38	4	3.5	3.8	7	—	754	1143	16	○	×	本発明例
22	54	42	4	2.3	3.6	12	—	754	1142	16	○	○	本発明例
23	55	41	4	2.1	3.7	9	—	678	1028	18	○	○	本発明例
24	54	40	6	3.8	2.3	12	—	723	1033	18	○	○	本発明例
25	56	43	1	2.3	3.7	8	—	684	1036	17	○	○	本発明例
26	52	47	1	1.8	3.8	11	—	684	1021	17	○	○	本発明例
27	58	40	2	2.2	3.4	7	—	727	1024	17	○	○	本発明例
28	47	47	6	3.6	1.8	7	—	722	1031	18	○	○	本発明例
29	40	54	6	3.3	3.5	10	—	713	1004	18	○	○	本発明例
30	47	50	3	2.7	3.2	7	—	689	999	18	○	○	本発明例
31	44	55	1	2.4	2.9	7	—	718	997	17	○	○	本発明例
32	53	46	1	2.0	2.3	8	17	786	1077	17	○	○	本発明例
33	45	49	6	2.5	1.9	8	7	765	1063	17	○	×	本発明例
34	63	36	1	3.8	3.3	9	14	767	1080	16	○	○	本発明例
35	60	35	5	3.1	2.3	9	13	775	1076	17	○	○	本発明例
36	57	43	0	2.0	2.3	7	7	682	1034	17	○	○	本発明例
37	63	35	2	2.4	2.9	12	8	716	1037	17	○	○	本発明例
38	49	50	1	2.8	3.6	8	12	708	1026	18	○	○	本発明例
39	41	57	2	3.8	3.8	7	10	718	1072	17	○	○	本発明例
40	53	41	6	2.5	2.1	7	17	753	1060	17	○	○	本発明例
41	44	55	1	1.9	2.5	8	15	743	1062	17	○	○	本発明例
42	47	50	3	3.0	3.3	8	13	810	1227	14	○	○	本発明例
43	42	51	7	2.0	2.9	11	7	854	1220	15	○	○	本発明例
44	55	41	4	3.5	3.3	12	12	853	1236	15	○	○	本発明例
45	50	50	0	3.0	3.1	8	13	899	1248	15	○	○	本発明例
46	61	35	4	2.8	3.5	12	13	837	1231	15	○	○	本発明例
47	49	45	6	2.1	2.4	11	11	898	1247	15	○	○	本発明例
48	52	47	1	2.0	2.5	12	8	710	1029	18	○	○	本発明例
49	57	39	4	2.3	2.4	10	14	781	1184	15	○	○	本発明例
50	48	45	7	2.1	3.0	12	—	575	799	23	○	○	比較例
51	58	40	2	2.1	2.1	3	11	642	987	18	×	×	比較例
52	47	53	0	1.8	3.7	3	14	666	925	20	×	×	比較例

※1)フェライトおよび焼き戻しマルテンサイト以外の金属組織の合計面積率

※2)M原子(Cr、Mo、Ni、BおよびSb)の合計濃度

※3)鋼板の法線方向と電極との角度を10°としたときの断面組織判定結果

※4)鋼板の法線方向と電極との角度を15°としたときの断面組織判定結果

下線は本発明範囲外を意味する

[0084] 本発明例はいずれも溶接性評価1を満たす。一方で、より厳しい条件である溶接条件2はCr、Mo、Ni、BおよびSbの粒界原子濃度を制御したうえで、スラブ加熱条件の好適範囲にある水準が良好となる結果であった。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.05%以上0.20%以下、

Si : 0.60%以上1.65%以下、

Mn : 1.8%以上3.5%以下、

P : 0.05%以下、

S : 0.005%以下、

Al : 0.08%以下、

N : 0.0060%以下、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成と、

フェライトを面積率で25%以上65%以下、マルテンサイト粒内に鉄系炭化物が析出したマルテンサイトを面積率で35%以上75%以下、残部組織として前記フェライトおよび前記マルテンサイト以外を面積率合計で20%以下(0%を含む)含み、

前記フェライトおよび前記マルテンサイトの平均粒径がそれぞれ5 μ m以下であり、

前記フェライトと前記マルテンサイトとの界面上のSiおよびMnの合計が原子濃度で5%以上である鋼組織と、を有し、

引張強さが900MPa以上である薄鋼板。

[請求項2]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

V : 0.001%以上1%以下、

Ti : 0.001%以上0.3%以下、

Nb : 0.001%以上0.3%以下の1種または2種以上を含有する請求項1に記載の薄鋼板。

[請求項3]

前記成分組成は、さらに、質量%で、

Cr : 0.001%以上1.0%以下、

Mo : 0.001%以上1.0%以下、

Ni : 0.001%以上1.0%以下、

B : 0.0001%以上0.0050%以下、

Sb : 0.001%以上0.050%以下の1種または2種以上を含有し、

前記フェライトと前記マルテンサイトとの界面上のCr、Mo、Ni、BおよびSbの原子濃度が合計で5%以上である請求項1または2に記載の薄鋼板。

[請求項4] 前記成分組成は、さらに、質量%で、REM、Sn、Mg、Caのいずれか1種または2種以上を合計で0.0001%以上0.1%以下含有する請求項1～3のいずれかに記載の薄鋼板。

[請求項5] 表面にめっき層を具える請求項1～4のいずれかに記載の薄鋼板。

[請求項6] 前記めっき層の組成が質量%でFe : 20.0%以下、Al : 0.001%以上3.5%以下とPb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、BiおよびREMから選択する1種または2種以上を合計0%～3.5%とを含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなる請求項5に記載の薄鋼板。

[請求項7] 前記めっき層は、合金化溶融めっき層である請求項5または6に記載の薄鋼板。

[請求項8] 請求項1～4のいずれかに記載の薄鋼板の製造方法であって、
鋼素材を、1150℃以上1350℃以下で加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施すにあたり、仕上げ圧延終了温度を820℃以上とし、350℃以上680℃以下で巻き取り、
冷間圧延を施し、
冷間圧延後加熱し840℃以上で20秒以上180秒以下滞留させた後、冷却し、770℃以上820℃以下で10秒以上滞留させ、冷却開始温度から450℃までの平均冷却速度が35℃/s以上、150℃以上250℃以下の滞留時間が20秒以上の条件で冷却する薄鋼板の製造方法。

[請求項9] 請求項5～7のいずれかに薄鋼板の製造方法であって、

鋼素材を、 1150°C 以上 1350°C 以下で加熱し、粗圧延と仕上げ圧延からなる熱間圧延を施すにあたり、仕上げ圧延終了温度を 820°C 以上とし、 350°C 以上 680°C 以下で巻き取り、

冷間圧延を施し、

冷間圧延後加熱し 840°C 以上で20秒以上180秒以下滞留させた後、冷却し、 770°C 以上 820°C 以下で10秒以上滞留させ、冷却開始温度から 450°C までの平均冷却速度が $35^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却し、その後、めっき浴に浸漬させることによりめっき処理を行うか又は該めっき処理を行いさらに合金化処理を行い、めっき処理又は合金化処理後 150°C 以上 250°C 以下の滞留時間が20秒以上で冷却する薄鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/029037

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(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-C22C38/60, C21D8/02, C21D9/46, C22C18/00, C23C2/06, C23C2/28

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	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

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 2014-80665 A (JFE Steel Corp.), 08 May 2014 (08.05.2014), & US 2016/0168656 A1 & WO 2014/061270 A1 & EP 2910662 A1 & KR 10-2015-0048885 A & CN 104736736 A	1-9
A	JP 2011-132602 A (Nippon Steel Corp.), 07 July 2011 (07.07.2011), (Family: none)	1-9
A	JP 2010-285636 A (Kobe Steel, Ltd.), 24 December 2010 (24.12.2010), (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
26 October 2017 (26.10.17)

Date of mailing of the international search report
07 November 2017 (07.11.17)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/029037

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2012/120020 A1 (TATA STEEL NEDERLAND TECHNOLOGY BV), 13 September 2012 (13.09.2012), & EP 2683839 A1 & ES 2535420 T3	1-9
A	Takako YAMASHITA et al., "Analysis Technology of Microstructure Formation in Dual Phase Steel with High Performance", JFE Giho, 2016.02, no.37, pages 22 to 25	1-9

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i,
C22C38/60(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/28(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 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00-C22C38/60, C21D8/02, C21D9/46, C22C18/00, C23C2/06, C23C2/28

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	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2017年
日本国実用新案登録公報	1996-2017年
日本国登録実用新案公報	1994-2017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 2014-80665 A (J F E スチール株式会社) 2014. 05. 08, & US 2016/0168656 A1 & WO 2014/061270 A1 & EP 2910662 A1 & KR 10-2015-0048885 A & CN 104736736 A	1-9
A	JP 2011-132602 A (新日本製鐵株式会社) 2011. 07. 07, (ファミリーなし)	1-9
A	JP 2010-285636 A (株式会社神戸製鋼所) 2010. 12. 24, (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	「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
「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	「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
「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)	「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
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」 同一パテントファミリー文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

26. 10. 2017

国際調査報告の発送日

07. 11. 2017

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

郵便番号 100-8915

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)

鈴木 葉子

4 K

3557

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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	WO 2012/120020 A1 (TATA STEEL NEDERLAND TECHNOLOGY BV) 2012.09.13, & EP 2683839 A1 & ES 2535420 T3	1-9
A	山下 孝子 ほか著, 高機能を発現する複相鋼板の組織解析技術, J F E 技報, 2016.02, No. 37, p. 22-25	1-9