

(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
2017年11月30日(30.11.2017)



(10) 国際公開番号

WO 2017/203994 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/017912
- (22) 国際出願日: 2017年5月11日(11.05.2017)
- (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 2016-104262 2016年5月25日(25.05.2016) 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 ▼ 島 克利 (TAKASHIMA Katsutoshi); 〒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). 澤西 央海(SAWANISHI Chikaumi); 〒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). 谷口 公一(TANIGUCHI Koichi); 〒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). 小林 崇(KOBAYASHI Takashi);

〒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). 田川 哲哉(TAGAWA Tetsuya); 〒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). 池田 倫正(IKEDA Rinsei); 〒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: 杉 村 憲 司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館3 6階 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, 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.

(54) Title: COATED STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: めっき鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide a coated steel sheet with extremely high tensile strength and excellent delayed fracture resistance and suppression of cracking during resistance welding. Provided is a coated steel sheet: which has a structure comprising 35% to 70% of ferrite by volume fraction, not more than 12% of retained austenite by volume fraction, 15% to 60% of martensite by volume fraction, and for the balance, not more than 30% of bainite by volume fraction and not more than 5% of non-recrystallized ferrite by volume fraction; in which the average crystal grain size of the ferrite is 5 μ m or less, the average crystal grain size of the retained austenite is 2 μ m or less, the average crystal grain size of the martensite is 2 μ m or less, and the average crystal grain size of the bainite is 3 μ m or less; and in which the structure contains, on average, at least 30 grains per 100 μ m² of Ti or Nb deposits with an average grain size of 0.10 μ m or less.

(57) 要約: 極めて高い引張強さを有するとともに、優れた耐遅れ破壊特性および耐抵抗溶接割れ特性を有するめっき鋼板を提供する。フェライトを体積分率で35%以上70%以下、残留オーステナイトを体積分率で12%以下、マルテンサイトを体積分率で15%以上60%以下、残部としてベイナイトを体積分率で30%以下および未再結晶フェライトを体積分率で5%以下を含む組織を有し、前記フェライトの平均結晶粒径が5 μ m以下、前記残留オーステナイトの平均結晶粒径が2 μ m以下、前記マルテンサイトの平均結晶粒径が2 μ m以下、前記ベイナイトの平均結晶粒径が3 μ m以下であって、前記組織が、平均粒径が0.10 μ m以下のTiまたはNb系析出物を100 μ m²当たり平均で30個以上を含有するめっき鋼板を提供する。

(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, 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:

— 国際調査報告 (条約第21条(3))

明 細 書

発明の名称：めっき鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、めっき鋼板およびその製造方法に関し、特に、自動車などの構造部品の部材として好適なめっき鋼板に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、環境問題の高まりからCO₂排出規制が厳格化しており、自動車分野においては燃費向上に向けた車体の軽量化が課題となっている。そのため、自動車部品に高強度な鋼板を適用することで、自動車部品の薄肉化が進められており、引張強さ（TS）が980MPa以上の鋼板の適用が進められている。また、耐食性の観点から、雨水に曝される部位には、溶融亜鉛めっき層を有するめっき鋼板が使用されている。

[0003] 特許文献1では、鋼板組織内にSiまたはSiおよびAlを含有する鉄系炭化物を制御することで耐遅れ破壊特性（耐水素脆化特性）を向上させる技術が開示されている。

また、特許文献2ではSi、Al、Mn添加量を制御することで、抵抗溶接時の表面割れを改善する技術が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：特許4 9 4 9 5 3 6号公報

特許文献2：特許3 7 5 8 5 1 5号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] しかしながら、特許文献1に記載の技術では、鉄系炭化物が水素のトラップサイトになりえても、耐抵抗溶接割れ特性の改善効果がないだけでなく、結晶粒界にその鉄系炭化物が存在することにより抵抗溶接時の割れが促進されてしまう可能性がある。

また、特許文献2に記載の技術では、980MPa以上の高強度を達成することは困難であり、優れた耐遅れ破壊特性を得ることも困難である。このように、980MPa以上のめっき鋼板において、耐遅れ破壊特性と耐抵抗溶接割れ特性の双方を両立して改善することは困難であり、めっき鋼板以外の鋼板を含めても、これらの特性を兼備する鋼板は開発されていないのが実情である。

[0006] また、自動車の構造用部材や補強用部材に使用される高強度な鋼板は、その使用環境から、侵入する水素による遅れ破壊（水素脆化）が懸念される。また、高強度な鋼板は、抵抗溶接（スポット溶接）により、プレス成形された部品を組み合わせることが多い。しかしながら、このスポット溶接時に鋼板表面の亜鉛が溶融することと、溶接部近傍に残留応力が生成することが原因で、液体金属脆性が発生し、鋼板に割れが生じてしまうことが懸念される。そのため、高強度の溶融亜鉛めっき鋼板を適用するためには、耐遅れ破壊特性と耐抵抗溶接割れ特性の両方に優れる事が必要となる。

[0007] 本発明は、このような事情に鑑みてなされたものであって、上記従来技術における問題点を解決し、耐遅れ破壊特性および耐抵抗溶接割れ特性に優れためっき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

[0008] 本発明者らは、耐遅れ破壊特性および耐抵抗溶接割れ特性の双方を向上させるために鋭意検討を重ねた。その結果、フェライト、残留オーステナイト、マルテンサイト、ベイナイト、未再結晶フェライトの鋼板組織の体積分率を特定の比率で制御し、かつ、各鋼板組織の平均結晶粒径を微細化し、鋼板組織内にTiまたはNb系の微細炭化物を生成させることで、優れた耐遅れ破壊特性および耐抵抗溶接割れ特性を併せて得られることを見出した。本発明は、上記の知見に立脚するものである。

[0009] 遅れ破壊は鋼板内に水素が侵入することにより、き裂が生成・進展することで破壊が生じる。例えば、自動車用薄鋼板としても使用され得る溶融亜鉛めっき鋼板においては、塗装に何らかの要因で傷が付き、地鉄表面が曝される可能性がある。このような状況で雨水等が鋼板表面に付着すると、亜鉛が

アノードとなり、鉄がカソードとなるため、水素の発生が鉄表面で加速される。そのため、めっき鋼板においてはめっき層の成分や組成でなく、鋼板の遅れ破壊特性を考慮する必要がある。

[0010] また、抵抗溶接時の液体金属脆性による割れについては、溶接時に溶解（溶融）したZnに起因して内部応力が発生し、ナゲット近傍の熱影響部（HAZ）で割れが生じる。従来、めっき鋼板では、溶接時にスパッタ（チリ）が発生するような高い電流値で溶接すると、電極接触側の表面で液体金属脆性による割れが生じる場合があるが、スパッタの出ない適正な電流値で溶接すれば、このような問題は生じない。しかしながら、スパッタの出ない適正な電流範囲においても、引張強さが980MPa級まで高強度となると、鋼板同士が重なりあっている表面で割れ（内割れ）が生じる場合がある。特に、溶接用の電極が、鋼板と角度をつけて溶接されると、内部応力が増加して割れが生じ易くなる。ここで、本発明における抵抗溶接割れとは、この内割れのことを示している。この内割れが発生すると、特に溶接部の疲労強度の減少などが懸念される。そのため、自動車等に使用するには、この内割れを回避する必要がある。内割れ部を観察すると、熱影響部（HAZ）の溶接後にマルテンサイト単相となる場所で粒界破壊による割れが生じていることが明らかとなった。

[0011] そこで、発明者らは鋭意検討を重ねた結果、微細なTiまたはNb系炭化物の大きさと数を制御することで、水素のトラップサイトを生成し、耐遅れ破壊特性を向上させ得ることを見出した。また、鋼板の結晶粒を微細化させることで、溶接時の液体金属脆性の感受性が改善されることを見出した。さらに、鋼板組織の体積分率を制御することで、強度、耐遅れ破壊特性、および耐抵抗溶接割れ特性を向上させることが明らかとなった。微細なTiまたはNb系炭化物は、水素のトラップサイトになるだけでなく、焼鈍における再結晶時にフェライトおよびオーステナイトの核成長を抑制して、フェライトおよびオーステナイトの核生成を促進させる。このため、微細なTiまたはNb系炭化物は、鋼板組織の微細化に非常に有効である。このように、鋼板組織が微細化されることで、抵抗溶接時においても結晶粒が粗大化せずに鋼板の靱性が

向上し、このため、抵抗溶接割れについても抑制されることが明らかとなった。

本発明は、上記の新規な知見に基づきなされたもので、以下の構成を有する。

[0012] 1. 質量%で、

C : 0.05%以上0.22%以下、

Si : 0.05%以上1.80%以下、

Mn : 1.45%以上3.35%以下、

P : 0.05%以下、

S : 0.005%以下、

Al : 0.01%以上0.10%以下、

N : 0.010%以下および

B : 0.0002%以上0.0045%以下

を含有し、さらに、

Ti : 0.005%以上0.090%以下およびNb : 0.005%以上0.090%以下のうちから選ばれる1種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物である成分組成を有し、

フェライトを体積分率で35%以上70%以下、残留オーステナイトを体積分率で12%以下、マルテンサイトを体積分率で15%以上60%以下、残部としてベイナイトを体積分率で30%以下および未再結晶フェライトを体積分率で5%以下を含む組織を有し、

前記フェライトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以下、

前記残留オーステナイトの平均結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下、

前記マルテンサイトの平均結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下、

前記ベイナイトの平均結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以下であって、

前記組織が、平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下のTiまたはNb系析出物を $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で30個以上を含有するめっき鋼板。

[0013] 2. 前記成分組成は、さらに、

質量%で、

V : 0.10%以下、

Cu:0.50%以下、

Ni:0.50%以下、

Mo:0.50%以下、

Cr : 0.80%以下並びに

Caおよび／またはREM : 0.0050%以下

のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、上記1に記載のめっき鋼板。

[0014] 3. 質量%で、

C : 0.05%以上0.22%以下、

Si : 0.05%以上1.80%以下、

Mn : 1.45%以上3.35%以下、

P : 0.05%以下、

S : 0.005%以下、

Al : 0.01%以上0.10%以下、

N : 0.010%以下および

B : 0.0002%以上0.0045%以下

を含有し、さらに、質量%で、

Ti : 0.005%以上0.090%以下、Nb : 0.005%以上0.090%以下のうちから選ばれる1種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物である成分組成を有する鋼スラブに、仕上げ圧延の終了温度850℃以上950℃以下の条件で熱間圧延を施して熱延鋼板とし、

該熱延鋼板を、75℃/s以上の第1平均冷却速度で680℃以下まで冷却し、5℃/s以上の第2平均冷却速度で400℃以上580℃以下の範囲まで冷却し、その後、巻取り、冷間圧延を施して冷延鋼板とし、

該冷延鋼板を、3～30℃/sの平均加熱速度で760℃以上900℃以下の温度域まで加熱し、760℃以上900℃以下の温度域で15秒以上保持して均熱した後、3

～30℃/sの平均冷却速度で600℃以下の温度域まで冷却する焼鈍を施し、
該焼鈍後の冷延鋼板にめっき処理を施すめっき鋼板の製造方法。

[0015] 4. 前記成分組成は、さらに、

質量%で、

V : 0.10%以下、

Cu:0.50%以下、

Ni:0.50%以下、

Mo:0.50%以下、

Cr : 0.80%以下並びに

Caおよび／またはREM : 0.0050%以下

のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、上記3に記載のめっき鋼板の製造方法。

[0016] 5. 前記めっき処理を施した後に、450℃以上600℃以下の温度域で、めっきの合金化処理を施す、上記3または4に記載のめっき鋼板の製造方法。

発明の効果

[0017] 本発明によれば、極めて高い引張強さを有するとともに、部材に成形加工した後も環境から侵入する水素に起因する遅れ破壊が生じない優れた耐遅れ破壊特性を有し、抵抗溶接時も割れが生じない優れた耐抵抗溶接割れ特性を有する。例えば、引張強さが980MPa以上、U曲げ加工後に20℃のpH=1.5の塩酸浸漬環境下で100時間破壊が生じず、鋼板と角度（0.5～10°程度）が付いた電極で溶接された場合も抵抗溶接割れが生じない強度、耐遅れ破壊特性、耐抵抗溶接割れ特性が優れた高強度なめっき鋼板を安定して得ることができる。

発明を実施するための形態

[0018] 以下、本発明の一実施形態によるめっき鋼板について説明する。まず、鋼の成分組成の限定理由について述べる。なお、本明細書において、各成分元素の含有量を表す「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味する。

[0019] C : 0.05%以上0.22%以下

Cは鋼板の高強度化に有効な元素であり、本発明におけるベイナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトの第2相（第1相であるフェライト以外の組織）形成に関しても寄与する。0.05%未満では、必要なベイナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイト体積率の確保が難しいため、強度確保が困難である。好ましくは0.06%以上である。さらに好ましくは0.065%以上である。一方、過剰に添加すると抵抗溶接後の硬度が高くなり、抵抗溶接時の靱性が低下して耐抵抗溶接割れ特性が劣化するため、その含有量は0.22%以下とする。好ましくは0.20%以下であり、さらに好ましくは0.18%以下である。

[0020] Si : 0.05%以上1.80%以下

Siはフェライトを固溶強化し、高強度化に有効な元素である。その効果を得るためには0.05%以上の添加が必要である。好ましくは0.10%以上である。さらに好ましくは0.20%以上である。しかしながら、Siの過剰な添加はめっき性が低下して不めっきとなるため、その含有量は1.80%以下とする。好ましくは1.60%以下である。さらに好ましくは1.50%以下である。

[0021] Mn : 1.45%以上3.35%以下

Mnは固溶強化および第2相を生成することで高強度化に寄与する元素である。また、オーステナイトを安定化させる元素であり、第2相の分率制御に必要な元素である。その効果を得るためには1.45%以上含有することが必要である。好ましくは1.60%以上である。さらに好ましくは1.80%以上である。一方、過剰に含有した場合、第2相の体積率が過剰になる上に、水素が鋼板内に侵入した場合、粒界のすべり拘束が増加し、結晶粒界でのき裂が進展しやすくなるため耐遅れ破壊特性が低下する。そのため、含有量を3.35%以下とする。好ましくは3.20%以下である。さらに好ましくは3.0%以下である。

[0022] P : 0.05%以下

Pは固溶強化により高強度化に寄与するが、過剰に添加された場合には、粒界への偏析が著しくなって粒界を脆化させるため、耐抵抗溶接割れ特性が低下する。そのため、含有量を0.05%以下とする。好ましくは0.04%以下であ

る。さらに好ましくは0.03%以下である。特に下限は無いが、極低P化は製鋼コストが上昇するため、0.0005%以上含有することが好ましい。さらに好ましくは0.0008%以上である。

[0023] S : 0.005%以下

Sの含有量が多い場合には、MnSなどの硫化物が多く生成し、水素侵入時にMnSからき裂が生成するために耐遅れ破壊特性が低下する。そのため、含有量の上限を0.005%とする。好ましくは、0.0045%以下である。さらに好ましくは0.004%以下である。特に下限は無いが、極低S化はPと同様に製鋼コストが上昇するため、0.0002%以上含有することが好ましい。さらに好ましくは0.0004%以上である。

[0024] Al : 0.01%以上0.10%以下

Alは脱酸に必要な元素であり、この効果を得るためには0.01%以上含有することが必要である。好ましくは0.015%以上である。一方、0.10%を超えて含有しても効果が飽和するため、0.10%以下とする。好ましくは0.06%以下である。さらに好ましくは0.05%以下である。

[0025] N : 0.010%以下

Nは粗大な窒化物を形成して耐遅れ破壊特性を劣化させることから、含有量を抑える必要がある。特に、Nが0.010%超では、この傾向が顕著となることからNの含有量を0.010%以下とする。好ましくは0.008%以下である。さらに好ましくは0.006%以下である。

[0026] B : 0.0002%以上0.0045%以下

Bは焼入れ性を向上させ、第2相を生成することで高強度化に寄与し、焼入れ性を確保しつつ、マルテンサイト変態開始点を低下させない元素である。また粒界に偏析することで粒界強度を向上させるため、耐遅れ破壊特性に有効である。この効果を発揮するために、0.0002%以上含有させる。好ましくは0.0003%以上である。しかし、過剰な添加は靱性を劣化させるために耐抵抗溶接割れ特性を低下させるため、その含有量を0.0045%以下とする。好ましくは0.0035%以下である。さらに好ましくは0.0030%以下である。

[0027] Ti : 0.005%以上0.090%以下およびNb : 0.005%以上0.090%以下のうちから選ばれる1種以上

Tiは微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与することができる元素である。また、Tiの微細な炭窒化物は水素のトラップサイトとなり、かつ、結晶粒微細化に効果があるために、抵抗溶接割れの抑制にも有効である。このような効果を発揮させるためには、Tiの含有量の下限を0.005%とする。好ましい下限は0.008%である。さらに好ましい下限は0.010%である。一方、多量にTiを添加すると、延性が著しく低下するため、その含有量は0.090%以下とする。好ましくは0.080%以下である。さらに好ましくは0.070%以下である。

NbもTiと同様に微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与するほかに水素のトラップサイトとなり、かつ、結晶粒微細化に効果がある。このような効果を発揮させるためには、Nbの含有量の下限を0.005%とする。好ましい下限は0.008%である。さらに好ましい下限は0.010%である。一方、多量にNbを添加すると、延性が著しく低下するだけでなく、再結晶速度を著しく低下させるために未再結晶フェライトが増加する。そのため、その含有量は0.090%以下とする。好ましくは0.080%以下である。さらに好ましくは0.070%以下である。

[0028] 以上、本発明の基本成分について説明した。上記成分以外の残部はFeおよび不可避免的不純物であるが、本発明では、上記の基本成分に加え、下記成分の1種又は2種以上を添加してもよい。

[0029] V : 0.10%以下

Vは微細な炭窒化物を形成することで、強度上昇に寄与することができる。このような作用を有するために、Vを0.01%以上含有させることが好ましい。さらに好ましくは0.02%以上である。一方、多量のVを添加させても、0.10%を超えた分の強度上昇効果は小さく、そのうえ、合金コストの増加も招いてしまう。したがって、Vの含有量は0.10%以下が好ましい。さらに好ましくは0.08%以下である。

[0030] Cu:0.50%以下

Cuは固溶強化により高強度化に寄与して、また第2相を生成することで高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。このような効果を発揮させるためには0.05%以上含有させることが好ましい。さらに好ましくは0.08%以上である。一方、0.50%超含有させても効果が飽和し、またCuに起因する表面欠陥が発生しやすくなるため、その含有量は0.50%以下が好ましい。さらに好ましくは0.35%以下である。

[0031] Ni:0.50%以下

NiもCuと同様、固溶強化により高強度化に寄与して、また第2相を生成することで高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。このような効果を発揮させるためには0.05%以上含有させることが好ましい。さらに好ましくは0.08%以上である。また、Cuと同時に添加すると、Cu起因の表面欠陥を抑制する効果があるため、Cu添加時に有効である。一方、0.50%超含有させても効果が飽和するため、その含有量は0.50%以下が好ましい。さらに好ましくは0.35%以下である。

[0032] Mo:0.50%以下

Moは第2相を生成することで高強度化に寄与し、さらに一部炭化物を生成して高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。このような効果を発揮させるためには、0.05%以上含有させることが好ましい。さらに好ましくは0.08%以上である。一方、0.50%超含有させても効果が飽和するため、その含有量は0.50%以下が好ましい。さらに好ましくは0.35%以下である。

[0033] Cr : 0.80%以下

Crは第2相を生成することで高強度化に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。このような効果を発揮させるためには、0.10%以上含有させることが好ましい。さらに好ましくは0.13%以上である。一方、0.80%超含有させると、溶融亜鉛めっき性が低下するために不めっきとなるため、その含有量は0.80%以下とする。さらに好ましくは0.70%以下である。

[0034] Caおよび／またはREM：合計で（合わせて）0.0050%以下

CaおよびREM（希土類元素）は、硫化物の形状を球状化して耐遅れ破壊特性への悪影響の改善に寄与する元素であり、必要に応じて添加することができる。このような効果を発揮するためには0.0005%以上含有させることが好ましい。さらに好ましくは0.0008%以上である。一方、0.0050%超含有させても効果が飽和するため、その含有量を0.0050%以下とする。さらに好ましくは0.0035%以下である。

[0035] 上記以外の残部はFe及び不可避免の不純物とする。不可避免の不純物としては、例えば、Sb、Zn、Co、Sn、Zr等が挙げられ、これらの含有量の許容範囲としては、Sb:0.01%以下、Zn:0.01%以下、Co:0.10%以下、Sn:0.10%以下、Zr:0.10%以下である。また、本発明では、Ta、Mgを通常の鋼組成の範囲内で含有しても、その効果は失われない。

[0036] 次に、本発明のめっき鋼板のミクロ組織について詳細に説明する。本発明では、フェライトを体積分率で35%以上70%以下、残留オーステナイトを体積分率で12%以下（0%含む）、マルテンサイトを体積分率で15%以上60%以下、残部としてベイナイトを体積分率で30%以下（0%含む）および未再結晶フェライトを体積分率で5%以下（0%含む）を含む組織を有し、フェライトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以下、残留オーステナイトの平均結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下、マルテンサイトの平均結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下、ベイナイトの平均結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以下である。ここで述べる体積分率は鋼板の全体に対する体積分率であり、以下同様である。

[0037] フェライトを体積分率で35%以上70%以下

フェライトの体積分率が70%超では、引張強さ980MPa以上を達成することが困難である。よって、フェライトの体積分率は70%以下とする。好ましくは65%以下であり、さらに好ましくは60%以下である。また、体積分率が35%未満では転位密度の高い第2相が多くなるため、耐遅れ破壊特性が劣化する。そのため、フェライトの体積分率は35%以上とする。伸びを向上させるため、好ましくは40%以上とする。

[0038] フェライトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以下

フェライトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 超では、抵抗溶接時に結晶粒がさらに粗大化することで靱性が劣化し内割れが生じる。そのため、フェライトの結晶粒径は $5\mu\text{m}$ 以下とする。好ましくは $4\mu\text{m}$ 以下とする。伸びを向上させるため、好ましくは $0.5\mu\text{m}$ 以上とする。

[0039] 残留オーステナイトを体積分率で12%以下

残留オーステナイトは加工誘起マルテンサイト変態することで強度に寄与する。また、水素トラップサイトとなるため、耐遅れ破壊特性に対しても有効である。しかしながら、マルテンサイト変態してしまうと高い転位密度を保有するために、水素侵入によりき裂が生成し、耐遅れ破壊特性に関しては劣位となってしまう。そのため、残留オーステナイトの体積分率は12%以下とする。好ましくは0%超10%以下である。さらに好ましくは1%以上である。さらに好ましくは7%以下である。なお、残留オーステナイトの体積分率は0%であってもよい。

[0040] 残留オーステナイトの平均結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下

残留オーステナイトの平均結晶粒径は、残留オーステナイト内のC分布の影響で、プレス成形時にマルテンサイトが生成しやすくなり、耐遅れ破壊特性が低下するため、その上限は $2\mu\text{m}$ とする。下限は特に規定はしないが $0.3\mu\text{m}$ 以上であると伸びに及ぼす寄与が大きくなるため、 $0.3\mu\text{m}$ 以上が好ましい。

[0041] マルテンサイトを体積分率で15%以上60%以下

所望の強度を確保するためには、マルテンサイトの体積分率は15%以上とする。好ましくは20%以上である。さらに好ましくは23%以上である。一方で、マルテンサイトの体積分率が60%超では、水素侵入時にき裂生成が発生しやすいだけでなく、き裂進展速度も増加するため、その上限は60%とする。好ましくは57%以下とする。さらに好ましくは55%以下とする。

[0042] マルテンサイトの平均結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下

マルテンサイトの平均粒径が $2\mu\text{m}$ 超では、抵抗溶接時に結晶粒がさらに粗大化することで靱性が劣化し、内割れが生じる。そのため、マルテンサイト

の平均結晶粒径は $2\mu\text{m}$ 以下とする。好ましくは $1.8\mu\text{m}$ 以下とする。なお、ここでいうマルテンサイトとは、焼鈍後に生成するマルテンサイトを指すが、焼鈍の冷却時にマルテンサイト変態した、自己焼戻し（オートテンパー）マルテンサイト、マルテンサイト変態した後に焼戻し処理された焼戻しマルテンサイト、および焼戻しされずにオーステナイトからマルテンサイト変態したフレッシュマルテンサイトを含む。

[0043] 残部としてベイナイトを体積分率で30%以下

ベイナイトは高強度化に寄与するが、高い転位密度を含むため、体積分率が30%超では、耐遅れ破壊特性が劣化する。そのため、上限は30%とする。好ましくは0%超25%以下である。さらに好ましくは5%以上である。さらに好ましくは20%以下である。なお、ベイナイトの体積分率は0%であってもよい。

[0044] ベイナイトの平均結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以下

ベイナイトの平均粒径が $3\mu\text{m}$ 超では、抵抗溶接時に結晶粒がさらに粗大化することで靱性が劣化し内割れが生じるため、ベイナイトの平均結晶粒径は $3\mu\text{m}$ 以下とする。好ましくは $2.5\mu\text{m}$ 以下とする。

[0045] 残部として未再結晶フェライトを体積分率で5%以下

また、未再結晶フェライトも高強度化に寄与するが、ベイナイト同様に高い転位密度を含むため、その上限は5%である。好ましくは0%超3%以下である。さらに好ましくは1%以下である。なお、未再結晶フェライトの体積分率は0%であってもよい。

[0046] 本発明では、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトおよび未再結晶フェライト以外にも、パーライトが生成される場合があるが、上記のフェライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトおよび未再結晶フェライトの体積分率、フェライト、ベイナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトの平均結晶粒径、TiまたはNb系析出物（炭化物）の分布状態が、本発明として規定される範囲を満足すれば、本発明の効果を得ることができる。ただし、パーライトの体積分率は5%以下が好ま

しく、さらに好ましくは3%以下である。

[0047] 平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下のTiまたはNb系析出物を $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で30個以上

本発明では、平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下のTiまたはNb系析出物を $100\mu\text{m}^2$ 辺り平均で30個以上を含有させる必要がある。これは、TiまたはNb系析出物が水素のトラップサイトになって耐遅れ破壊特性を向上させる上に、結晶粒微細化に効果的であり、耐抵抗溶接割れ特性を向上させるためである。粒径が $0.10\mu\text{m}$ 超、もしくは上記析出物が $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で30個未満であると、耐遅れ破壊特性および耐抵抗溶接割れ特性が低下する。好ましくは $100\mu\text{m}^2$ 当たり50個以上である。さらに好ましくは $100\mu\text{m}^2$ 当たり60個以上である。TiまたはNb系析出物としては、具体的には、炭化物が挙げられる。

[0048] 次に、本発明に係るめっき鋼板の製造条件について説明する。

上記成分組成（化学成分）を有する鋼スラブを、仕上げ圧延の終了温度 850°C 以上 950°C 以下の条件で熱間圧延を行い、1次冷却として $75^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の第1平均冷却速度で 680°C 以下まで冷却した後、2次冷却として $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の第2平均冷却速度で 400°C 以上 580°C 以下の範囲で冷却した後に巻取り、その熱延鋼板に酸洗を施した後、引き続き冷間圧延を行い、次いで焼鈍工程では、冷延鋼板を、 $3\sim 30^\circ\text{C}/\text{s}$ の平均加熱速度で 760°C 以上 900°C 以下の温度域まで加熱し、第1均熱温度として 760°C 以上 900°C 以下の温度域で15秒以上保持した後、 $3\sim 30^\circ\text{C}/\text{s}$ の平均冷却速度で 600°C 以下の温度域まで冷却して焼鈍後、溶融亜鉛めっき処理を施し、室温まで冷却する。

[0049] 熱間圧延工程では、鋼スラブを、鑄造後、再加熱することなく 1150°C 以上 1300°C 以下で熱間圧延を開始するか、若しくは 1150°C 以上 1300°C 以下に再加熱した後、熱間圧延を開始するのが好ましい。使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止すべく連続鑄造法で製造することが好ましいが、造塊法、薄スラブ鑄造法によっても製造することが可能である。本発明では、鋼スラブを製造したのち、いったん室温まで冷却し、その後、再加熱する従来法に加え、冷却しないで、温片のままで加熱炉に装入する、あるいは保熱を行った

後に直ちに圧延する、あるいは鋳造後そのまま圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

[0050] [熱間圧延工程]

・仕上げ圧延終了温度：850℃以上950℃以下

熱間圧延は、鋼板内の組織均一化、材質の異方性低減により、焼鈍後の耐遅れ破壊特性、耐抵抗溶接割れ特性を向上させるため、オーステナイト単相域にて終了する必要がある。そのため、仕上げ圧延終了温度は850℃以上とする。一方、仕上げ圧延終了温度が950℃を超えると、熱延組織が粗大になり、焼鈍後の結晶粒も粗大化する。そのため、仕上げ圧延終了温度は850℃以上950℃以下とする。

[0051] ・仕上げ圧延後の冷却条件

1次冷却として75℃/s以上の第1平均冷却速度で680℃以下まで冷却した後、2次冷却として5℃/s以上の第2平均冷却速度で400℃以上580℃以下の範囲まで冷却

本発明では、熱間圧延時にTiもしくはNbの析出物の析出形態を制御することで、焼鈍後の鋼板組織を制御するため、仕上げ圧延後の冷却は重要な工程である。熱間圧延終了後、冷却過程でオーステナイトがフェライト変態するが、高温ではそのフェライトが粗大化する。そのため、熱間圧延終了後に鋼板を急冷することで、組織をできるだけ均質化すると同時に、析出物生成を抑制する。そのため、1次冷却として75℃/s以上の第1平均冷却速度で680℃以下まで冷却する。

[0052] 第1平均冷却速度が75℃/s未満では、フェライトが粗大化されるため、熱延鋼板の鋼板組織が不均質となり、耐抵抗溶接割れ特性が低下する。また、フェライト、マルテンサイト、およびベイナイトについて、所望の平均結晶粒径が得られない。好ましくは85℃/s以上とする。

1次冷却で冷却する温度が680℃を超えると、熱延鋼板の鋼板組織におけるパーライトが過剰に生成し、鋼板組織が不均質となるため、耐抵抗溶接割れ特性が低下する。また、マルテンサイトについて、所望の平均結晶粒径が得

られない。好ましくは650℃以下とする。また、熱延鋼板の鋼板組織にマルテンサイトが過剰に増加するため、好ましくは400℃以上とする。

[0053] その後の2次冷却は、5℃/s以上の第2平均冷却速度で400℃以上580℃以下の範囲まで冷却する。5℃/s未満もしくは580℃超までの冷却では、熱延鋼板の鋼板組織にフェライトもしくはパーライトが過剰に生成し、焼鈍後の耐抵抗溶接割れ特性が低下する。また、マルテンサイトについて、所望の平均結晶粒径が得られず、平均結晶粒径が0.10 μm以下のTiまたはNb系析出物を100 μm²当たり平均で30個以上も得られない。好ましくは10℃/s以上とする。また、TiおよびNbが過剰に固溶してしまうため、好ましくは65℃/s以下とする。

[0054] ・巻取り温度：400℃以上580℃以下

巻取り温度が580℃超では、熱延鋼板の鋼板組織におけるフェライトおよびパーライトが過剰に生成する。また、残留オーステナイトについて、所望の平均結晶粒径が得られず、平均結晶粒径が0.10 μm以下のTiまたはNb系析出物を100 μm²当たり平均で30個以上も得られない。そのため、巻取り温度の上限は580℃とすることが好ましい。より好ましくは550℃以下である。また、巻取り温度が400℃未満ではTiおよびNbの析出物が十分に析出せずに固溶した状態となるため、焼鈍後の微細化への効果が期待できない。また、平均結晶粒径が0.10 μm以下のTiまたはNb系析出物を100 μm²当たり平均で30個以上が得られない。そのため、巻取り温度は400℃以上とすることが好ましい。より好ましくは420℃以上とする。

[0055] [酸洗工程]

熱間圧延工程後、酸洗工程を実施し、熱延板表層のスケールを除去するのが好ましい。酸洗工程は特に限定されず、常法に従って実施すればよい。

[0056] [冷間圧延工程]

所定の板厚の冷延板に圧延する冷間圧延工程を行う。冷間圧延工程は特に限定されず常法で実施すればよい。冷間圧延における圧下率の好ましい範囲は、30%以上95%以下である。

[0057] [焼鈍工程]

焼鈍工程においては、再結晶を進行させるとともに、高強度化のため鋼板組織に微細なベイナイト、残留オーステナイトやマルテンサイトを形成するために実施する。そのため、焼鈍工程では、 $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の平均加熱速度で 760°C 以上 900°C 以下の温度域まで加熱し、均熱温度として 760°C 以上 900°C 以下の温度域で15秒以上保持した後、 $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の平均冷却速度で 600°C 以下の温度域まで冷却する。

なお、焼鈍後に調質圧延を実施しても良い。伸長率の好ましい範囲は 0.05% ～ 2.0% である。

[0058] ・平均加熱速度： $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$

平均加熱速度を $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とすることで、焼鈍後の結晶粒を微細化させることが可能となる。急速に加熱すると再結晶が進行しにくくなる。また、ベイナイトについて所望の平均結晶粒径が得られず、未再結晶フェライトについての所望の体積分率、および平均結晶粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下のTiまたはNb系析出物を $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で30個以上得られない。そのため、平均加熱速度の上限は $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とする。未再結晶フェライトが増加するため、好ましくは $25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。

また、加熱速度が小さすぎるとフェライトやマルテンサイト粒が粗大化して所定の平均粒径が得られない。また、平均結晶粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下のTiまたはNb系析出物を $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で30個以上得られない。そのため、 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均加熱速度が必要である。好ましくは $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。

[0059] ・均熱温度（保持温度）： 760°C 以上 900°C 以下

均熱温度としては、フェライトとオーステナイトの2相域もしくはオーステナイト単相域である温度域で均熱する。 760°C 未満ではフェライト分率が多くなるため、強度確保が困難になる。また、フェライトおよびマルテンサイトについて、所望の平均結晶粒径が得られない。そのため、均熱温度の下限は 760°C とする。好ましくは 780°C 以上とする。均熱温度が高すぎると、フェライト、マルテンサイトおよびオーステナイトの結晶粒成長が顕著となり、結晶

粒が粗大化することで耐抵抗溶接割れ特性が低下する。また、平均結晶粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下のTiまたはNb系析出物を $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で30個以上得られない。そのため、均熱温度の上限は 900°C とする。好ましくは 880°C 以下である。

[0060] ・均熱時間：15秒以上

上記の均熱温度において、再結晶の進行および一部もしくは全てについてオーステナイト変態させるため、均熱時間は15秒以上の保持が必要である。未再結晶フェライトの体積率が増加するため、好ましくは20秒以上とする。上限は特に限定されないが、600秒以内が好ましい。

[0061] ・焼鈍時の冷却条件： $3\sim 30^\circ\text{C}/\text{s}$ の平均冷却速度で 600°C 以下の温度域まで冷却

上記の均熱後は、均熱温度から 600°C 以下の温度域（冷却停止温度）まで、 $3\sim 30^\circ\text{C}/\text{s}$ の平均冷却速度で冷却する必要がある。平均冷却速度が $3^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満では、冷却中にフェライト変態が進行して、第2相の体積分率が減少するため、強度確保が困難である。また、マルテンサイト、残留オーステナイト、およびベイナイトについて、所望の平均結晶粒径が得られない。一方、平均冷却速度が $30^\circ\text{C}/\text{s}$ を超える場合には、マルテンサイトが過剰に生成するだけでなく、設備上これを実現することが困難でもある。また、冷却停止温度が 600°C を超える場合には、パーライトが過剰に生成するため、鋼板のミクロ組織における所定の体積分率を得られず、強度確保が困難である。また、平均結晶粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下のTiまたはNb系析出物を $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で30個以上得られず、耐遅れ破壊特性および耐抵抗溶接割れ特性が低下する。なお、上記の平均冷却速度は、 600°C 以下の、めっき浴へ浸漬するまでの範囲における冷却速度の平均であり、この温度領域において $3\sim 30^\circ\text{C}/\text{s}$ の平均冷却速度が維持できればよい。

[0062] [めっき処理]

上記焼鈍後にめっき処理を施し、室温まで冷却する。めっき処理には、溶融亜鉛めっき処理、電気亜鉛めっき処理などがある。めっき浴に浸漬する鋼

板温度は、例えば、溶融亜鉛めっき処理の場合、（溶融亜鉛めっき浴温度－40）℃～（溶融亜鉛めっき浴温度＋50）℃とすることが好ましい。めっき浴に浸漬する鋼板温度が（溶融亜鉛めっき浴温度－40）℃を下回ると、鋼板がめっき浴に浸漬される際に、溶融亜鉛の一部が凝固してしまい、めっき外観を劣化させる場合がある。そのため、下限を（溶融亜鉛めっき浴温度－40）℃とする。また、めっき浴に浸漬する鋼板温度が（溶融亜鉛めっき浴温度＋50）℃を超えると、めっき浴の温度が上昇するため、量産性に問題が生じる。その他の条件については、通常のめっき処理で行われている条件を使用することができる。

[0063] [合金化処理]

上記めっき後は、450℃以上600℃以下の温度域でめっきを合金化処理することができる。450℃以上600℃以下の温度域で合金化処理することにより、めっき中のFe濃度は7～15質量%になり、めっきの密着性や塗装後の耐食性が向上する。450℃未満では、合金化が十分に進行せず、犠牲防食作用の低下や摺動性の低下を招き、600℃より高い温度では、合金化の進行が過度となり、耐パウダリング性が低下する。

[0064] その他の製造方法の条件は、特に限定しないが、生産性の観点から、上記の焼鈍、めっき処理、めっきの合金化処理などの一連の処理は、溶融亜鉛めっき処理を行う場合には、連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）で行うのが好ましい。また、溶融亜鉛めっきには、Alを0.10～0.20質量%含む亜鉛めっき浴を用いることが好ましい。めっき後は、めっきの目付け量を調整するために、ワイピングを行うことができる。

[0065] （実施例）

以下、本発明の実施例を説明する。

ただし、本発明は、もとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、本発明の趣旨に適合し得る範囲で適宜変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

表1に示す成分組成の鋼を溶製して鋳造してスラブを製造し、熱間圧延加熱

温度を1250℃、仕上げ圧延の終了温度（FDT）を表2に示す条件で熱間圧延を行い、板厚：3.2mmの熱延鋼板とした後、表2で示す第1平均冷却速度（冷速1）で第1冷却温度まで冷却した後、第2平均冷却速度（冷速2）で第2冷却温度まで冷却し、巻取り温度（CT）で巻取った。ついで、得られた熱延板を酸洗した後、冷間圧延を施し、冷延板（板厚：1.4mm）を製造した。

[0066]

[表1]

表1

鋼種	成分組成 (質量%)											備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Ti	Nb	その他	
A	0.10	1.44	2.48	0.01	0.001	0.03	0.002	0.0015	0.018	-	-	適合鋼
B	0.08	1.29	2.53	0.01	0.001	0.02	0.003	0.0012	-	0.031	V:0.05	適合鋼
C	0.13	0.35	2.54	0.01	0.002	0.01	0.002	0.0030	0.032	-	Cu:0.20	適合鋼
D	0.12	0.85	1.95	0.01	0.001	0.02	0.003	0.0022	0.019	0.022	Ni:0.20	適合鋼
E	0.13	1.13	2.34	0.01	0.001	0.02	0.002	0.0020	-	0.033	Mo:0.15	適合鋼
F	0.16	0.49	2.25	0.02	0.002	0.01	0.003	0.0015	0.011	0.020	Cr:0.40	適合鋼
G	0.14	1.32	2.33	0.01	0.001	0.03	0.001	0.0022	-	0.045	Ca:0.0015	適合鋼
H	0.07	1.65	2.38	0.02	0.002	0.03	0.002	0.0013	0.012	0.035	REM:0.0011	適合鋼
I	0.25	1.02	2.45	0.01	0.002	0.03	0.001	0.0029	0.025	-	-	比較例
J	0.15	2.56	1.84	0.02	0.002	0.04	0.003	0.0019	-	0.019	-	比較例
K	0.13	1.48	1.26	0.01	0.001	0.03	0.002	0.0022	-	0.018	-	比較例
L	0.14	1.05	3.88	0.01	0.002	0.03	0.003	0.0015	-	0.023	-	比較例
M	0.16	1.12	2.74	0.01	0.003	0.03	0.003	0.0015	-	-	-	比較例

* 下線部: 本発明範囲外

[表2]

表2

試料 番号	鋼種	熱間圧延					焼鈍工程					合金化	備考	
		FDT (°C)	冷速1 (°C/s)	第1冷却温度 (°C)	冷速2 (°C/s)	第2冷却温度 (°C)	CT (°C)	平均加熱速度 (°C/s)	第1均熱温度 (°C)	第1保持時間 (秒)	冷速3 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)		処理温度 (°C)
1	A	900	110	610	15	540	540	8	820	80	5	525	525	発明例
2	B	900	100	580	15	500	500	12	850	80	6	525	525	発明例
3	C	900	100	580	20	500	500	10	780	120	6	525	525	発明例
4	D	900	100	650	20	570	570	10	830	300	10	525	525	発明例
5	E	900	100	630	15	530	530	11	860	150	10	525	525	発明例
6	F	900	90	630	20	530	530	10	800	30	8	525	525	発明例
7	G	900	100	620	20	550	550	8	820	120	6	525	-	発明例
8	H	900	120	580	20	470	470	12	830	150	8	525	-	発明例
9	A	900	100	600	15	500	500	10	780	200	10	500	500	発明例
10	C	900	100	600	15	500	500	10	790	200	13	525	525	発明例
11	A	900	30	580	15	530	530	10	820	100	6	525	600	比較例
12	A	900	100	750	20	580	580	8	850	120	8	525	525	比較例
13	A	900	100	620	2	550	550	10	850	150	8	525	525	比較例
14	A	900	100	680	10	650	650	7	830	120	8	525	525	比較例
15	A	900	100	680	10	350	350	7	830	120	8	525	525	比較例
16	B	900	100	620	20	550	550	1	830	100	8	525	525	比較例
17	B	900	100	600	20	530	530	50	830	100	6	525	525	比較例
18	B	920	100	580	20	500	500	10	700	120	8	525	525	比較例
19	B	900	100	630	20	520	520	10	950	120	10	525	525	比較例
20	B	880	100	630	20	520	520	10	830	120	1	525	-	比較例
21	B	900	100	630	20	520	520	8	830	120	5	650	525	比較例
22	I	900	100	630	20	520	520	10	830	150	8	525	525	比較例
23	J	900	100	600	20	470	470	10	830	150	8	525	525	比較例
24	K	900	100	600	20	470	470	10	850	150	8	525	525	比較例
25	L	900	100	600	20	470	470	8	830	150	8	525	525	比較例
26	M	900	100	600	20	470	470	10	850	150	8	525	525	比較例

*下線部:本発明範囲外

[0068] かくして得られた冷延鋼板を、連続溶融亜鉛めっきラインにおいて、表2に示す製造条件に従って焼鈍処理を行い、溶融亜鉛めっき処理を施した後、さらに表2に示す温度で合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）を得た。ここで、めっき処理は、亜鉛めっき浴温度：460℃、亜鉛めっき浴Al濃度：0.14質量％（合金化処理する場合）、0.18質量％（合金化処理を施さない場合）、片面あたりのめっき付着量45g/m²（両面めっき）とした。なお一部の鋼板においては亜鉛めっきの合金化をせずに非合金の溶融亜鉛めっき鋼板（GI）とした。

[0069] 製造した鋼板から、JIS5号引張試験片を圧延直角方向が長手方向（引張方向）となるように採取し、引張試験（JIS Z2241（1998））により、引張強さ（TS）を測定した。

遅れ破壊試験に関しては、得られた冷延鋼板の圧延方向を長手として30mm×100mmに切断し、端面を研削加工した試験片を用い、試験片をポンチ先端の曲率半径10mmで180°曲げ加工を施した。この曲げ加工を施した試験片に生じたスプリングバックをボルトにより内側間隔が20mmになるように締込み、試験片に応力を負荷したのち、20℃、pH=1.5の塩酸に浸漬し、破壊が生じるまでの時間を最長100時間まで測定した。100時間以内に試験片にき裂が生じないものを良好（○）とし、試験片にき裂が発生した場合は劣（×）とした。

[0070] 抵抗溶接割れの試験に関しては、得られた冷延鋼板の圧延方向と直角の方向を長手として50×150mmに切断した試験片を用いて抵抗溶接（スポット溶接）を実施した。溶接は2枚の鋼板を重ねた板組について、溶接ガンに取付けられたサーボモータ加圧式で単相直流（50Hz）の抵抗溶接機を用いて板組を4°傾けた状態で抵抗スポット溶接を実施した。溶接条件は加圧力を3.5kN、ホールドタイムは0.36秒とした。溶接電流と溶接時間はナゲット径が5.9mmになるように調整した。溶接後は試験片を半切して、断面を光学顕微鏡で観察し、0.2mm以上のき裂が認められないものを耐抵抗溶接割れ特性が良好（○）、0.2mm以上のき裂が認められたものを耐抵抗溶接割れ特性が劣（×）とした。

[0071] 鋼板のフェライト、マルテンサイト、未再結晶フェライトの体積分率は、

鋼板の圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、3vol%ナイトールで腐食し、SEM（走査型電子顕微鏡）を用いて2000倍、5000倍の倍率で観察し、ポイントカウント法（ASTM E562-83（1988）に準拠）により、面積率を測定し、その面積率を体積分率とした。フェライトおよびマルテンサイトの平均結晶粒径は、Media Cybernetics社のImage-Proを用いて、鋼板組織写真から予め各々のフェライトおよびマルテンサイト結晶粒を識別しておいた写真を取り込むことで各相の面積が算出可能であり、その円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。

[0072] 残留オーステナイトの体積分率は、鋼板を板厚方向の1/4面まで研磨し、この板厚1/4面の回折X線強度により求めた。Moの $K\alpha$ 線を線源として、加速電圧50keVにて、X線回折法（装置：Rigaku社製RINT2200）によって、鉄のフェライトの{200}面、{211}面、{220}面と、オーステナイトの{200}面、{220}面、{311}面のX線回折線の積分強度を測定し、これらの測定値を用いて、「X線回折ハンドブック」（2000年）理学電機株式会社、p. 26、62-64に記載の計算式から残留オーステナイトの体積分率を求めた。

[0073] 残留オーステナイトの平均結晶粒径については、EBSD（電子線後方散乱回折法）を用いて5000倍の倍率で観察し、Image-Proを用いて円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。

また、SEM、TEM（透過型電子顕微鏡）、FE-SEM（電界放出形走査電子顕微鏡）により、鋼板組織を観察し、ベイナイトを観察して上記と同様に体積分率を求めた。ベイナイトの平均結晶粒径についても、上述のImage-Proを用いて、鋼板組織写真から円相当直径を算出し、それらの値を平均して求めた。

[0074] TiまたはNb系析出物の粒径はSEMおよびTEMを用いて5000倍、10000倍、20000倍の倍率で観察し、Image-Proを用いて、その円相当直径を算出することで粒径を求めた。TiまたはNb系析出物の個数はSEMおよびTEMを用いて5000倍、10000倍、20000倍の倍率で観察し、10箇所を平均個数を求めた。

[0075] 測定した引張特性、耐遅れ破壊特性、耐抵抗溶接割れ特性、鋼板組織の測定結果を表3に示す。

表3に示す結果から、本発明例は何れも平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 未満のフェライトを体積分率で35～70%、平均結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下の残留オーステナイトを体積分率で12%以下、平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以下のマルテンサイトを体積分率で15～60%、平均粒径が $3\mu\text{m}$ 以下のベイナイトを体積分率で30%以下、未再結晶フェライトを体積分率で5%以下を含む複合組織を有し、その結果、980MPa以上の引張強さが得られ、遅れ破壊特性評価試験において100時間破壊が生じておらず優れた耐遅れ破壊特性を有し、かつ、抵抗溶接後も内割れが生じず、優れた耐抵抗溶接割れを得ることが確認された。

[0076]

[表3]

試料 番号	銅板組織										引張特性 TS (MPa)	耐遅れ 破壊特性	耐抵抗溶接 割れ特性	備考	
	フェライト		残留オーステナイト		マルテンサイト		ベイナイト		未再結晶フェライト						0.10μm以下の 析出物個数 (100μm ² 当たり)
	体積分率 (%)	平均結晶 粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均結晶 粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均結晶 粒径 (μm)	体積分率 (%)	平均結晶 粒径 (μm)	体積分率 (%)	体積分率 (%)					
1	52	3	3	1	40	1	5	2	0	-	56	○	○	発明例	
2	56	3	2	1	40	2	2	2	0	-	54	○	○	発明例	
3	45	3	1	2	50	2	3	3	1	-	68	○	○	発明例	
4	49	3	5	2	42	2	4	3	0	-	70	○	○	発明例	
5	53	4	3	1	35	2	9	3	0	-	43	○	○	発明例	
6	46	3	4	1	45	2	2	3	3	-	61	○	○	発明例	
7	48	3	3	2	45	1	4	3	0	-	58	○	○	発明例	
8	48	3	3	1	46	2	3	2	0	-	54	○	○	発明例	
9	56	3	4	2	40	2	0	-	0	-	51	○	○	発明例	
10	48	3	0	-	44	2	8	2	0	-	56	○	○	発明例	
11	53	7	3	1	40	3	4	4	0	-	49	○	×	比較例	
12	47	4	5	2	45	4	3	3	0	-	44	○	×	比較例	
13	46	4	4	1	48	3	2	3	0	-	28	○	×	比較例	
14	32	5	5	3	57	3	5	3	1	-	12	×	×	比較例	
15	45	5	4	2	48	1	3	3	0	-	22	×	×	比較例	
16	43	7	3	1	48	4	6	3	0	-	21	○	×	比較例	
17	47	3	4	2	45	1	4	4	7	-	28	×	×	比較例	
18	68	7	1	1	23	4	8	2	0	-	35	○	×	比較例	
19	38	6	2	2	55	5	5	3	0	-	19	×	×	比較例	
20	65	5	4	3	30	4	5	4	0	-	32	○	○	比較例	
21	49	4	0	-	40	2	5	3	0	P	26	×	×	比較例	
22	40	3	5	2	45	4	6	4	0	-	35	×	×	比較例	
23	42	6	6	2	45	3	7	4	0	-	34	○	×	比較例	
24	64	7	1	1	32	3	3	3	0	-	35	○	×	比較例	
25	30	3	5	2	56	4	9	4	0	-	25	×	×	比較例	
26	42	6	3	1	48	5	7	4	0	-	0	×	×	比較例	

*下線部:本発明範囲外

*残留組織:P-パーライト

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.05%以上0.22%以下、

Si : 0.05%以上1.80%以下、

Mn : 1.45%以上3.35%以下、

P : 0.05%以下、

S : 0.005%以下、

Al : 0.01%以上0.10%以下、

N : 0.010%以下および

B : 0.0002%以上0.0045%以下

を含有し、さらに、

Ti : 0.005%以上0.090%以下およびNb : 0.005%以上0.090%以下のうちから選ばれる1種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物である成分組成を有し、

フェライトを体積分率で35%以上70%以下、残留オーステナイトを体積分率で12%以下、マルテンサイトを体積分率で15%以上60%以下、残部としてベイナイトを体積分率で30%以下および未再結晶フェライトを体積分率で5%以下を含む組織を有し、

前記フェライトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以下、

前記残留オーステナイトの平均結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下、

前記マルテンサイトの平均結晶粒径が $2\mu\text{m}$ 以下、

前記ベイナイトの平均結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以下であって、

前記組織が、平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以下のTiまたはNb系析出物を $100\mu\text{m}^2$ 当たり平均で30個以上を含有するめっき鋼板。

[請求項2]

前記成分組成は、さらに、

質量%で、

V : 0.10%以下、

Cu : 0.50%以下、

Ni:0.50%以下、

Mo:0.50%以下、

Cr:0.80%以下並びに

Caおよび／またはREM:0.0050%以下

のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、請求項1に記載のめっき鋼板。

[請求項3]

質量%で、

C:0.05%以上0.22%以下、

Si:0.05%以上1.80%以下、

Mn:1.45%以上3.35%以下、

P:0.05%以下、

S:0.005%以下、

Al:0.01%以上0.10%以下、

N:0.010%以下および

B:0.0002%以上0.0045%以下

を含有し、さらに、質量%で、

Ti:0.005%以上0.090%以下、Nb:0.005%以上0.090%以下のうちから選ばれる1種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物である成分組成を有する鋼スラブに、仕上げ圧延の終了温度850℃以上950℃以下の条件で熱間圧延を施して熱延鋼板とし、

該熱延鋼板を、75℃/s以上の第1平均冷却速度で680℃以下まで冷却し、5℃/s以上の第2平均冷却速度で400℃以上580℃以下の範囲まで冷却し、その後、巻取り、冷間圧延を施して冷延鋼板とし、

該冷延鋼板を、3～30℃/sの平均加熱速度で760℃以上900℃以下の温度域まで加熱し、760℃以上900℃以下の温度域で15秒以上保持して均熱した後、3～30℃/sの平均冷却速度で600℃以下の温度域まで冷却する焼鈍を施し、

該焼鈍後の冷延鋼板にめっき処理を施すめっき鋼板の製造方法。

[請求項4] 前記成分組成は、さらに、
 質量%で、

V : 0.10%以下、

Cu:0.50%以下、

Ni:0.50%以下、

Mo:0.50%以下、

Cr : 0.80%以下並びに

Caおよび／またはREM : 0.0050%以下

のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する、請求項3に記載
のめっき鋼板の製造方法。

[請求項5] 前記めっき処理を施した後に、450℃以上600℃以下の温度域で、め
っきの合金化処理を施す、請求項3または請求項4に記載のめっき鋼
板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/017912

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/14(2006.01)i, C22C38/58(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

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.
X Y A	JP 2015-34326 A (JFE Steel Corp.), 19 February 2015 (19.02.2015), paragraphs [0052] to [0072]; tables 1 to 3 & US 2016/0177427 A1 paragraphs [0071] to [0091]; tables 1 to 3 & WO 2015/019557 A1 & EP 3012339 A1 & CN 105452513 A & KR 10-2016-0047465 A & MX 2016001724 A	3-4 5 1-2
X Y A	WO 2015/151419 A1 (JFE Steel Corp.), 08 October 2015 (08.10.2015), paragraphs [0041] to [0054]; tables 1 to 2, 4, 6 & US 2017/0145534 A1 paragraphs [0058] to [0078]; tables 1 to 2, 4, 6 & EP 3128027 A1 & CN 106170574 A	3-4 5 1-2

☒ 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
01 August 2017 (01.08.17)

Date of mailing of the international search report
15 August 2017 (15.08.17)

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/JP2017/017912

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y A	WO 2015/151428 A1 (JFE Steel Corp.), 08 October 2015 (08.10.2015), paragraphs [0053] to [0073]; tables 1 to 3 & US 2017/0022582 A1 paragraphs [0073] to [0107]; tables 1 to 3 & EP 3128026 A1 & CN 106133173 A	3-4 5 1-2
Y A	JP 2013-44022 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 04 March 2013 (04.03.2013), claims; paragraphs [0070], [0072] (Family: none)	5 1-4
A	JP 2012-12703 A (JFE Steel Corp.), 19 January 2012 (19.01.2012), claims; paragraphs [0001], [0035], [0054], [0056]; tables 1 to 4 & US 2013/0071687 A1 claims; paragraphs [0002] to [0003], [0052] to [0053], [0098] to [0099]; tables 1 to 4 & WO 2011/152017 A1 & EP 2578718 A1 & TW 201202442 A1 & CN 102918174 A & KR 10-2013-0006507 A & MX 2012012770 A	1-5
A	JP 2010-37652 A (Kobe Steel, Ltd.), 18 February 2010 (18.02.2010), & US 2012/0009434 A1 & WO 2010/109702 A1 & CN 102348823 A	1-5
A	WO 2015/151427 A1 (JFE Steel Corp.), 08 October 2015 (08.10.2015), & US 2017/0107591 A1 & EP 3128023 A1 & CN 106164313 A	1-5
A	US 2013/0136950 A1 (NUCOR CORP.), 30 May 2013 (30.05.2013), & US 2009/0098408 A1 & WO 2009/048838 A1 & EP 2209926 A1 & AU 2008311043 A1 & CA 2701903 A1 & MX 2010003835 A & BR PI0818530 A2	1-5

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, C22C38/58(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-C22C38/60, C21D8/02, C21D9/46

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 7 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 7 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 7 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
X Y A	JP 2015-34326 A (J F E スチール株式会社) 2015.02.19, 0052-0072, 表 1-表 3 & US 2016/0177427 A1, 0071-0091, TABLE 1-TABLE 3 & WO 2015/019557 A1 & EP 3012339 A1 & CN 105452513 A & KR 10-2016-0047465 A & MX 2016001724 A	3-4 5 1-2

☑ 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

0 1 . 0 8 . 2 0 1 7

国際調査報告の発送日

1 5 . 0 8 . 2 0 1 7

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)

鈴木 葉子

4 K

3 5 5 7

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

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
X Y A	WO 2015/151419 A1 (J F E スチール株式会社) 2015. 10. 08, 0041-0054, 表 1-表 2, 表 4, 表 6 & US 2017/0145534 A1 , 0058-0078, TABLE 1-TABLE 2, TABLE 4, TABLE 6 & EP 3128027 A1 & CN 106170574 A	3-4 5 1-2
X Y A	WO 2015/151428 A1 (J F E スチール株式会社) 2015. 10. 08, 0053-0073, 表 1-表 3 & US 2017/0022582 A1 , 0073-0107, TABLE 1-TABLE 3 & EP 3128026 A1 & CN 106133173 A	3-4 5 1-2
Y A	JP 2013-44022 A (新日鐵住金株式会社) 2013. 03. 04, 特許請求の範囲, 0070, 0072 (ファミリーなし)	5 1-4
A	JP 2012-12703 A (J F E スチール株式会社) 2012. 01. 19, 特許請求の範囲, 0001, 0035, 0054, 0056, 表 1-表 4 & US 2013/0071687 A1 , CLAIMS, 0002-0003, 0052-0053, 0098-0099, TABLE 1-TABLE 4 & WO 2011/152017 A1 & EP 2578718 A1 & TW 201202442 A1 & CN 102918174 A & KR 10-2013-0006507 A & MX 2012012770 A	1-5
A	JP 2010-37652 A (株式会社神戸製鋼所) 2010. 02. 18, & US 2012/0009434 A1 & WO 2010/109702 A1 & CN 102348823 A	1-5
A	WO 2015/151427 A1 (J F E スチール株式会社) 2015. 10. 08, & US 2017/0107591 A1 & EP 3128023 A1 & CN 106164313 A	1-5
A	US 2013/0136950 A1 (NUCOR CORPORATION) 2013. 05. 30, & US 2009/0098408 A1 & WO 2009/048838 A1 & EP 2209926 A1 & AU 2008311043 A1 & CA 2701903 A1 & MX 2010003835 A & BR PI0818530 A2	1-5