

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5110970号
(P5110970)

(45) 発行日 平成24年12月26日(2012.12.26)

(24) 登録日 平成24年10月19日(2012.10.19)

(51) Int. Cl.	F 1		
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S
C 2 2 C 38/06	(2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W
C 2 1 D 9/46	(2006.01)	C 2 2 C 38/06	
		C 2 1 D 9/46	F
		C 2 1 D 9/46	T

請求項の数 2 (全 21 頁)

(21) 出願番号	特願2007-142371 (P2007-142371)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成19年5月29日(2007.5.29)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2008-7854 (P2008-7854A)		兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番26号
(43) 公開日	平成20年1月17日(2008.1.17)	(74) 代理人	100075409
審査請求日	平成21年9月29日(2009.9.29)		弁理士 植木 久一
(31) 優先権主張番号	特願2006-148611 (P2006-148611)	(74) 代理人	100115082
(32) 優先日	平成18年5月29日(2006.5.29)		弁理士 菅河 忠志
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(74) 代理人	100125184
			弁理士 二口 治
		(74) 代理人	100125243
			弁理士 伊藤 浩彰
		(72) 発明者	鹿島 高弘
			兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 伸びフランジ性に優れた高強度鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

鋼中成分は、

C : 0.10 ~ 0.20% (質量%の意味、以下、同じ)、

Si : 0.8 ~ 2.5%、

Mn : 1.5 ~ 2.5%、

Al : 0.01 ~ 0.10%、

P : 0.1%未満(0%を含まない)、

S : 0.002%未満(0%を含まない)

を含有し、

残部：鉄および不可避不純物を満足し、

組織は、少なくとも、ベイニティック・フェライトと残留オーステナイトとを含み、

全組織に対する面積率で、ベイニティック・フェライト：70%以上、

残留オーステナイト：2 ~ 20%、

ポリゴナル・フェライト及び/又は準ポリゴナル・フェライト：15%以下(0%を含まない)を満足し、且つ、

前記残留オーステナイト中に占める平均粒径5 μm以下の残留オーステナイトの割合は60%以上であることを特徴とする伸びフランジ性に優れた高強度鋼板。

【請求項2】

更に、Caを0.002%以下(0%を含まない)含有する請求項1に記載の高強度鋼

板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、伸びフランジ性に優れた高強度鋼板に関し、詳細には、引張強度(TS)が980MPa以上で、且つ、TS(MPa)と伸びフランジ性[(%)]との積[TS×(MPa・%)]が5000以上と、引張強度と伸びフランジ性とのバランスに優れた高強度鋼板に関するものである。本発明の高強度鋼板は、例えば、自動車、電機、機械等の産業分野で汎用され、特に、高強度鋼の適用が拡大している自動車部品に好適に用いられる。具体的には、例えば、フロントやリア部のサイドメンバやクラッシュボックスなどの衝突部品をはじめ、センターピラーレインフォースなどのピラー類、ルーフレールレインフォース、サイドシル、フロアメンバー、キック部などの車体構成部品に使用される。

10

【背景技術】

【0002】

自動車、電機、機械等の分野において使用される鋼板は、優れた強度と延性とを兼ね備えていることが要求されており、このようなニーズに応える鋼板として、TRIP(Transformation Induced Plasticity; 変態誘起塑性)鋼板が注目されている。TRIP鋼板は、オーステナイト()組織が残留した残留オーステナイト(残留)を含んでおり、TRIP鋼板を加工変形すると、応力によって残留オーステナイトがマルテンサイトに誘起変態し、 による優れた伸びとマルテンサイトによる高い強度とが得られる。TRIP鋼板は、母相の種類によって、ポリゴナル・フェライトを母相とするTRIP型複合組織鋼(以下、TDP鋼と呼ぶ。)、焼炭マルテンサイトを母相とするTRIP型焼炭マルテンサイト鋼(以下、TAM鋼と呼ぶ。)、ベイニティック・フェライトを母相とするTRIP型ベイナイト鋼(以下、TBF鋼と呼ぶ。)等に分類される。

20

【0003】

このうちTBF鋼は、硬質のベイナイト組織によって高強度が得られ易く、伸び特性も高いといった特徴を有しているが、伸びフランジ性(穴拡げ性、局所的な延性)に劣るという問題がある。

30

【0004】

上記問題を解決するため、例えば、特許文献1および2には、残留 の比率をできるだけ抑制することにより、TBF鋼の穴拡げ性(伸びフランジ性と同義)や耐水素脆性を改善する技術が提案されている。これは、「第2相にマルテンサイトや残留オーステナイトを活用すると、穴拡げ性が著しく低下する」という従来の認識に鑑み、なされたものである。

【特許文献1】特開2004-323951号公報(特許請求の範囲、段落[0010]など)

【特許文献2】特開2004-332100号公報(特許請求の範囲、段落[0007]など)

40

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであり、その目的は、ベイニティック・フェライトを母相とするTRIP鋼板において、引張強度(TS)が980MPa以上であり、伸びフランジ性に優れた高強度鋼板を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0006】

上記課題を解決し得た本発明に係る伸びフランジ性に優れた高強度鋼板は、鋼中成分が、C:0.10~0.20%(質量%の意味、以下、同じ)、Si:0.8~2.5%、

50

Mn : 1.5 ~ 2.5 %、Al : 0.01 ~ 0.10 %、P : 0.1 %未満 (0 %を含まない)、S : 0.002 %未満 (0 %を含まない) を含有し、残部 : 鉄および不可避不純物を満足し、組織は、少なくとも、ベイニティック・フェライトと残留オーステナイトを含み、全組織に対する面積率で、ベイニティック・フェライト : 70 %以上、残留オーステナイト : 2 ~ 20 %、ポリゴナル・フェライト及び/又は準ポリゴナル・フェライト : 15 %以下 (0 %を含まない) を満足し、且つ、前記残留オーステナイト中に占める平均粒径 5 μm 以下の残留オーステナイトの割合は 60 %以上であることに要旨が存在する。

【0007】

好ましい実施形態において、更に、Ca を 0.002 %以下 (0 %を含まない) 含有している。

10

【発明の効果】

【0008】

本発明は、上記のように構成されているため、980 MPa 以上の高強度を有し、且つ、伸びフランジ性に優れた高強度鋼板が得られる。本発明の鋼板を用いれば、高強度が求められる自動車部品その他の産業機械部品等の成形加工を良好に行うことができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0009】

本発明者は、ベイニティック・フェライト (BF) 組織を母相とする TRIP 鋼板について、主に、伸びフランジ性を高めるため、鋭意検討してきた。その結果、残留オーステナイト (残留) を平均粒径が 5 μm 以下の微細な形状とすれば、伸びフランジ性 () が飛躍的に上昇すること、そのためには、特に、連続焼鈍工程における焼戻温度を従来よりも低目に制御してから溶融 Znめっき工程を行えば良いことを突き止め、本発明に想到した。

20

【0010】

図1を参照しながら、残留の微細化によるの上昇作用を説明する。図1において、横軸は、全残留に対する、平均粒径が 5 μm 以下の残留 (以下、「微細な残留」と呼ぶ場合がある。) の比率 (%) であり、縦軸は、穴抜け率 () である。

【0011】

図1に示すように、BFを母相とする TBF 鋼 (図中、) では、微細な残留の比率を 60 %以上とすると、 が格段に上昇している。図1には、参考のため、ポリゴナル・フェライト (PF) を母相とする TRIP 鋼板 (TDP 鋼) の結果 (図中、) を併記しているが、TBF 鋼と TDP 鋼の結果を対比すると、微細な残留による 上昇作用は、TDP 鋼よりも TBF 鋼の方が、極めて顕著に認められることが分かる。

30

【0012】

なお、図1に示す TBF 鋼の結果は、後記する実施例の表3の No. 16 ~ 21 のデータをプロットしたものであり、TDP 鋼の結果は、表5の No. 1 ~ 4 のデータをプロットしたものである。

【0013】

本発明の高強度鋼板は、引張強度 (TS) 980 MPa 以上、TS と伸びフランジ性 () との積が 50000 以上を満足し、好ましくは、引張強度 (TS) が 1000 MPa 以上、TS と伸びフランジ性 () との積が 60000 以上を満足するものである。また、伸び (全伸び) 特性は 18 % 以上、好ましくは 20 % 以上を満足するものである。

40

【0014】

本発明には、溶融 Znめっき鋼板のほか、更に合金化処理が施された合金化溶融 Znめっき鋼板も包含される。

【0015】

まず、本発明を最も特徴付ける組織について説明する。

【0016】

(組織)

50

本発明の高強度鋼板は、少なくとも、ベイニティック・フェライトと残留 とを含み、全組織に対する面積率で、ベイニティック・フェライト：70%以上、残留 ：2～20%、ポリゴナル・フェライト及び/又は準ポリゴナル・フェライト：15%以下(0%を含まない)であり、且つ、前記残留 中に占める平均粒径5 μ m以下の残留 の割合は60%以上を満足する組織を有している。

【0017】

ベイニティック・フェライト：70%以上

本発明の鋼板は、ベイニティック・フェライト(BF)を主体(母相)として含有している。

【0018】

ここで、BFについて詳しく説明する。BFとは、転位密度(初期転位密度)の高い下部組織(ラス状組織は、有していても有していなくても良い)を意味し、組織内の炭化物が非常に少ない点で、ベイナイト組織とは明らかに異なる。また、BFは、転位密度が低い部組織を有するポリゴナル・フェライト(PF)や、細かいサブグレイン等の下部組織を持った準ポリゴナル・フェライト(準PF)とも異なっている。これらの組織は、例えば、鋼のベイナイト写真集-1(日本鉄鋼協会基礎研究会発行)のp4 Table 1に示されており、Table 1中、BFは B_B および B_B° 、PFは p_p 、準PFは q_q である。更に、BFと、PF/準PFとは、透過型電子顕微鏡(TEM：倍率約1万倍)による観察により、以下のように明瞭に区別される。

・PF：TEM写真において白色であり、多角形の形状で、内部に、残留 やマルテンサイトを殆ど含まない。

・準PF：TEM写真において白色であり、ほぼ球状を有し、内部に、残留 やマルテンサイトを殆ど含まない。

・BF：TEM写真では、内部に存在する転位によって灰色を示す。BFとマルテンサイトとは、TEM観察では分離区別できない場合も多い。

【0019】

BFは、PFや準PFに比べ、転位密度が高いため、高強度を容易に達成できると共に、伸び特性や伸びフランジ性も高いという特徴を有している。この様な作用を有効に発揮させるため、BFの面積率を70%以上とする。BFは、80%以上であることが好ましく、90%以上であることがより好ましい。伸びフランジ性に一層優れた高強度鋼板を得るためには、BFと後記する残留 との實質的に2相組織となるように制御することが推奨される。

【0020】

残留 ：2～20%

残留 は、特に、伸びの向上に有用な組織である。前述した特許文献1および2にも記載されているように、TBF鋼に残留 が存在すると、通常、伸びフランジ性は劣化するが、本発明のように、残留 中に占める微細な残留 の比率を多くすることによって伸びフランジ性を高めることができる。

【0021】

この様な作用を有効に発揮させるため、全残留 の面積率を2%以上とする。ただし、残留 が多過ぎると、逆に伸びフランジ性が低下する傾向にあるため、その上限を20%とする。残留 の面積率は、5%以上18%以下であることが好ましく、7%以上16%以下であることがより好ましい。

【0022】

更に、残留 中のC濃度は、0.8%以上であることが好ましい。残留 中のC濃度は、TRIP(歪誘起変態加工)の特性に大きく影響し、0.8%以上に制御すると、特に、伸び特性が高められる。伸び特性は、残留 中のC濃度が多い程向上し、1%以上であることがより好ましく、1.2%以上であることが更に好ましい。残留 中のC濃度の上限は、特に限定されないが、実操業上、調整可能な上限は、概ね1.6%と考えられる。

【0023】

10

20

30

40

50

残留 中に占める平均粒径 $5 \mu\text{m}$ 以下の残留 の割合 60%

所望の伸びフランジ性や伸び特性を得るため、平均粒径 $5 \mu\text{m}$ 以下の残留 は、出来るだけ多く存在していることが必要であり、本発明では、全残留 中に占める微細な残留 の比率を60%以上とする。微細な残留 の比率は多ければ多いほど良く、70%以上であることが好ましく、80%以上であることがより好ましく、最も好ましいのは100%である。

【0024】

平均粒径の測定は、以下のようにして行われる。まず、鋼板をレペラーで腐食し、光学顕微鏡(倍率:1000倍)観察によって残留 を同定した後、 $60\text{mm} \times 80\text{mm}$ の視野に存在する残留 の粒径(最大径)の平均値を算出する。同様に、合計5視野における平均粒径を算出し、これらの平均値を、「残留 の平均粒径」とした。

10

【0025】

微細な残留 の平均粒径は小さいほど良く、 $4 \mu\text{m}$ 以下であることが好ましく、 $3 \mu\text{m}$ 以下であることがより好ましい。なお、その下限は特に限定されず、上記の観察方法によって残留 を同定し得、平均粒径を算出し得る限度のものが、その下限となり得る。

【0026】

ポリゴナル・フェライト及び/又は準ポリゴナル・フェライト:15%以下(0%を含まない)

本発明の高強度鋼板は、前述したベイニティック・フェライト(BF)と残留 とからなる組織から構成されていても良く、これにより、伸びフランジ性が最大限に高められるが、本発明の作用を損なわない範囲で、ポリゴナル・フェライト(PF)及び/又は準ポリゴナル・フェライト(準PF)を合計で15%以下の範囲内で含有してもよい。これらの面積率は、少ないほど良く、好ましくは10%以下、最も好ましくは0%である。

20

【0027】

その他

本発明の鋼板は、前述した組織(すなわち、BFと残留 との混合組織、またはBFと残留 とPF/準PFとの混合組織)のみから構成されていても良いが、本発明の製造過程で残存し得る他の組織(パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、セメンタイトなど)を、本発明の作用を損なわない範囲で含んでいてもよい。これらの面積率は少ないほど良く、例えば、合計で、せいぜい、10%以下であることが好ましい。

30

【0028】

(鋼中成分)

次に、本発明鋼板を構成する基本成分について説明する。以下、鋼中成分の単位はすべて質量%である。

【0029】

C:0.10~0.20%

Cは、高強度を確保し、且つ、所定の残留 を得るために必要な元素である。詳細には、オーステナイト()相中に十分なC量を含ませ、室温でも所望の 相を残留させる為に重要な元素である。この様な作用を有効に発揮させるため、Cを0.10%以上添加する。一方、C量を過剰に添加すると、溶接性が低下するため、その上限を0.20%以下とする。C量は、0.12%以上0.18%以下であることが好ましい。

40

【0030】

Si:0.8~2.5%

Siは、炭化物が生成するのを有効に抑える元素であり、固溶強化元素としても有用である。この様な作用を有効に発揮させるため、Siを0.8%以上添加する。但し、Si量が過剰になると、上記作用は飽和し、熱間脆性を起こすなどの問題が生じるため、その上限を2.5%とする。Si量は、1.2%以上2.3%以下であることが好ましい。

【0031】

Mn:1.5~2.5%

Mnは、 を安定化し、所望の残留 を得る為に必要な元素である。この様な作用を有

50

効に発揮させるため、Mnを1.5%以上添加する。但し、Mnを過剰に添加すると、鑄片割れが生じる等の悪影響が現れるため、Mnの上限を2.5%とする。Mn量は、1.8%以上2.3%以下であることが好ましい。

【0032】

Al: 0.01~0.10%

Alは、Siと同様、炭化物が生成するのを有効に抑える元素である。この様な作用を有効に発揮させる為、Alを0.01%以上添加する。但し、Alを0.10%を超えて添加すると、ポリゴナル・フェライトが生成し易くなり、伸びフランジ性を十分に高めることができない。Al量は、0.03%以上0.06%以下であることが好ましい。

【0033】

P: 0.1%未満(0%を含まない)

Pは過剰に添加すると、加工性が劣化するため、その上限を0.1%未満に抑える。P量は、少なければ少ないほど良い。

【0034】

S: 0.002%未満(0%を含まない)

Sは、MnS等の硫化物系介在物を形成し、割れの起点となって加工性を劣化させる有害な元素であるため、その上限を0.002%未満とする。S量は少なければ少ないほど、良い。

【0035】

本発明の鋼板は、上記成分を含有し、残部は鉄および不可避不純物である。不可避不純物としては、例えば、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる元素であるN(窒素)や0.01%以下のO(酸素)等が挙げられる。

【0036】

更に、加工性向上などを目的として、Caを以下の範囲で含有することが好ましい。

【0037】

Ca: 0.002%以下(0%を含まない)

Caは、鋼中硫化物の形態を制御し、加工性向上に有効な元素である。このような作用を有効に発揮させるため、Caを0.0003%以上添加することが好ましい。ただし、Caを過剰に添加しても、上記作用は飽和してしまい、経済的に無駄であるため、その上限を0.002%以下とすることが好ましい。Ca量は、0.0005%以上0.0015%以下であることがより好ましい。

【0038】

(製造方法)

次に、本発明の鋼板を製造するための好ましい方法を説明する。

【0039】

本発明鋼板の製造方法は、(1)熱延工程(更に、必要に応じて冷延工程)と、(2)連続焼鈍工程と、(3)溶融Znめっき工程(更に、必要に応じて合金化工程)とを包含している。本発明の鋼板を効率よく得るためには、特に、連続焼鈍工程の焼戻温度を適切に制御することが重要であり、当該工程と、この後の溶融Znめっき工程とによって、ベイニティック・フェライトの母相組織と微細な残留とを有する組織を確保することができる。

【0040】

(1)熱延工程

熱延工程は特に限定されず、通常、用いられる方法を採用することができる。具体的には、例えば、約1000~1300の温度に約20~60分間加熱してから熱間圧延を行い、約850~890の温度で仕上圧延を行った後、約40~60/sの平均冷却速度で冷却し、約500~600の温度で巻取ることが好ましい。このようにして得られる熱延鋼板の厚さは、おおむね、2.0~3.5mmであることが好ましい。

【0041】

上記(1)のようにして得られた熱延鋼板は、スケールを除去するため、酸洗する。

10

20

30

40

50

【0042】

更に、加工性の向上などを目的として、約50～80%の冷延率で冷間圧延を行っても良い。このようにして得られる冷延鋼板の厚さは、おおむね、0.7～1.4mmであることが好ましい。

【0043】

(2)連続焼鈍工程

図2を参照しながら、連続焼鈍工程を説明する。この工程は、主に、所望とする焼入れ組織(焼入れマルテンサイト)を得るために設定されたものである。図2(a)と図2(b)とは、均熱工程[T_1 () $\times t_1$ (秒)]後の冷却条件のみ相違しており、図2(a)はロールクエンチ(RQ)を施した例、図2(b)はウォータークエンチ(WQ)を施した例である。

10

【0044】

まず、 A_{r3} 点以上の温度(T_1)で10秒間以上(t_1)保持する(均熱工程)。

【0045】

上記の均熱温度(T_1)とすることにより、炭化物が完全に溶解し、所望の残留物が効率よく得られる。また、均熱後の冷却工程でベイニティック・フェライトを形成するうえでも有効である。均熱温度(T_1)の上限は、特に限定されないが、例えば、コスト低減などの観点から、おおむね、1000以下にすることが好ましい。

【0046】

また、均熱温度(T_1)での保持時間(t_1)が10秒未満では、鋼板全体の均熱効果が不十分であり、最終的に、微細な残留物の比率やベイニティック・フェライトの生成が少なくなる(後記する実施例を参照)。このような作用を有効に発揮させるためには、保持時間(t_1)を長くすればするほど良いが、 t_1 が300秒を超えると上記作用は飽和し、コストの上昇を招くだけである。保持時間(t_1)は、60秒以上200秒以下であることが好ましい。

20

【0047】

次に、10/s以上の平均冷却速度(CR)でフェライト変態およびパーライト変態を避けながら、上記の均熱温度(T_1)から所定の温度(T_2)まで冷却する。

【0048】

T_2 (焼戻温度)は、100以上300以下とする。微細な残留物を多く生成させるためには、 T_2 を上記の範囲に設定することが極めて重要であり、 T_2 の温度が300を超えると、焼入状組織が少なくなるため、最終的に、ラス状で粗大な残留物が多く生成し、所望とする微細な残留物が得られないことが、本発明者の検討結果によって明らかになった(後記する実施例を参照)。一方、 T_2 の温度が100未満になると、焼戻されないなどの問題がある。 T_2 の温度は、100以上280以下であることが好ましい。

30

【0049】

また、均熱温度(T_1)から T_2 の温度までの平均冷却速度(CR)が10/s未満では、母相のベイニティック・フェライトの生成が少なくなり、ポリゴナル・フェライトや準ポリゴナル・フェライトの生成が多くなる(後記する実施例を参照)。上記の平均冷却速度は、20/s以上であることが好ましい。なお、その上限は特に限定されず、速ければ速いほど良いが、実操業レベルとの関係で、適切に制御することが推奨される。冷却方法としては、例えば、空冷、ミスト冷却または冷却時に使用するロールを水冷するなどの方法が挙げられる。

40

【0050】

具体的には、図2(a)に示すように、均熱温度(T_1)から T_2 の温度までの範囲を所定の平均冷却速度(CR)で冷却しても良いし、あるいは、図2(b)に示すように、所定の平均冷却速度(CR)で、均熱温度(T_1)から室温まで一気に冷却してから、 T_2 の温度まで加熱してもよい。室温から T_2 の温度までの加熱速度は特に限定されないが、設備の加熱性能などを考慮すると、おおむね、1～10/sの範囲内であることが好

50

ましい。後記する実施例に示すように、いずれの方法を適用しても所望の組織を得ることができる。ただし、生産性や経済性を考慮すると、図2(a)の方法を採用することが好ましい。

【0051】

次いで、上記の温度(T2)で100~600秒間(t2)保持した(焼戻処理)後、室温まで冷却する。これにより、残留 へのC濃縮を短時間で効率よく行うことができ、最終的に、微細な残留 を多量に生成することができるほか、所定量のベイニティック・フェライトを確保することもできる。保持時間(t2)は、120秒以上300秒以下であることが好ましい。上記の温度(T2)から室温まで冷却する方法は、特に限定されず、例えば、水冷やガス冷却、空冷等を採用することができる。

10

【0052】

上述した一連の工程は、例えば、CAL(実機)を用いても良いし、CALシュミレーター等を用いても良い。

【0053】

(3) 溶融Znめっき工程

図3を参照しながら、溶融Znめっき工程を説明する。この工程は、主に、前述した連続焼鈍工程によって生成した組織(焼入れマルテンサイト)を利用して残留 の微細化を図るために設定されたものであり、その結果、最終的に、所望とする組織を確保することができる。

【0054】

20

具体的には、まず、上記のようにして処理した鋼板を A_{r1} 点以上 A_{r3} 点以下の二相域温度(T3)で30~300秒間(t3)保持する。均熱温度(T3)が A_{r3} 点を超えると、すべての組織がオーステナイト()となってしまう、一方、 A_{r1} 点を下回ると が生成せず、所望とする残留 が得られない。同様に、保持時間(t3)が上記範囲を外れても、所望とする組織が得られない。t3は、150秒以上250秒以下の範囲内であることが好ましい。

【0055】

ここで、 A_{r1} 点および A_{r3} 点は、それぞれ、下式に基づいて算出される。

$$A_{r1} \text{ 点} \\ = 723 - 29 \times [\text{Si}] - 11 \times [\text{Mn}] + 31 \times [\text{Al}]$$

30

$$A_{r3} \text{ 点} \\ = 910 - 203 \times [\text{C}] + 45 \times [\text{Si}] - 23 \times [\text{Mn}] + 95 \times [\text{Al}]$$

式中、[]は、各元素の含有量(質量%)である。

【0056】

次いで、亜鉛めっき浴に浸漬する。浸漬条件は特に限定されず、例えば、約330~380 の温度(T4)で約1~10秒間(t4)浸漬すれば良い。

【0057】

更に、必要に応じて、合金化処理を行っても良い。合金化条件は、約400~650 の温度(T5)で30~300秒間(t5)保持する(T5×t5は、おおむね、20,000以上とする)ことが好ましい。合金化温度(T5)が350 未満、または合金化時間(t5)が30秒未満になると、残留 中のC濃縮が充分進まず、所望とする微細な残留 が得られない。一方、T5が650 を超えるか、またはt5が300秒を超えると、残留 を含む組織の分解が生じる。

40

【0058】

なお、合金化されていない溶融Znめっき鋼板を得る場合には、上記のように亜鉛めっき浴に浸漬した後、約350~450 の温度で約30~100秒間の範囲内に入るヒートパターン(温度×時間は、おおむね、20,000未満とする)を施せば良い。

【0059】

上記の工程は、還元性雰囲気中の溶融Znめっき設備を用いて行うことが好ましい。

【0060】

50

上述した一連の工程は、例えば、CGL（実機）を用いても良いし、CGLシュミレーター等を用いても良い。

【実施例】

【0061】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明する。ただし、本発明は、下記実施例によって制限されず、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適切な改変を行っ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。

【0062】

実施例1：成分組成、およびRQを用いた製造条件の検討（1）

表1に示す化学成分組成の鋼材（残部：鉄および不可避不純物、単位：質量%）を溶製してスラブを得た後、熱間圧延を施した。熱間圧延に際しては、1250 で30分間加熱してから圧延を行い（仕上げ圧延温度：880 ）、50 / sの平均冷却速度で冷却し、650 で30分間保持してから空冷し（巻取相当処理）、板厚約3.2mmの熱延鋼板を得た。更に、得られた熱延鋼板を酸洗した後、冷間圧延（圧延率：50%）を施して板厚約1.6mmの冷延鋼板とした。

10

【0063】

次に、表2～3に示す条件で連続焼鈍工程（CAL）相当の熱処理および合金化溶解Znめっき工程（CGL）相当の熱処理を行った。これらの表において、CAL工程中のT1、t1、T2、t2は、前述した図2（a）に示す符号と一致しており、CGL相当の熱処理工程中のT3、t3、T5、t5は、前述した図3に示す符号と一致している。なお、本実施例では、めっきの浸漬条件は、すべて、460 で10秒間（前述した図3において、T4 = 460 、t4 = 10秒間）とした。

20

【0064】

このようにして得られた各鋼板の組織および機械的特性を以下のようにして測定した。なお、微細な残留 の測定方法は、前述したとおりである。

【0065】

（組織）

鋼板をレペラー腐食し、光学顕微鏡観察（倍率1000倍）によって組織の面積率（面積%）を測定した。なお、残留 の面積率および残留 のC濃度（質量%）は、鋼板の1/4厚さまで研削した後、化学研磨し、X線回折法によって測定した。詳細な測定方法は、ISI J Int. Vol. 33. (19933), No. 7, p776に記載されている。

30

【0066】

（引張強度および伸び）

JIS5号試験片を用いて引張試験を行い、引張強度（TS）および伸び〔全伸びのこと（E1）〕を測定した。引張試験の歪速度は、1mm/secとした。

【0067】

（伸びフランジ性）

伸びフランジ性は、鉄鋼連盟規格JFST 1001に基づいて評価した。具体的には、直径100mm、板厚2.0mmの円盤状試験片を用い、10mmの穴をパンチで打ち抜いた後、60°円錐パンチを用いてバリを上にして穴拡げ加工を行い、亀裂貫通時点における穴拡げ率（ ）を測定した。

40

【0068】

本発明では、TS (MPa) × (%) 50000、E1 18%のものを合格（本発明例）と評価した。

【0069】

これらの結果を表2～3に併記する。これらの表には、使用した鋼材の記号（表1のNo.）も併記している。表2～3、および後記する表4～5において、「その他」の組織とは、本実施例の製造過程で残存し得る他の組織（パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、セメンタイトなど）である。

50

【 0 0 7 0 】

【表 1】

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca	A _{r3} (°C)	A _{r1} (°C)
1	0.01	2.0	2.0	0.03	0.001	0.035	—	937	644
2	0.08	2.0	1.9	0.02	0.001	0.040	—	902	645
4	0.17	2.0	2.0	0.03	0.001	0.039	—	874	644
6	0.18	0.5	1.9	0.02	0.001	0.042	—	806	688
7	0.18	0.9	1.9	0.02	0.001	0.038	—	824	677
8	0.19	1.5	2.0	0.03	0.001	0.039	—	846	658
9	0.17	2.0	2.0	0.02	0.001	0.039	—	874	644
10	0.17	2.3	2.1	0.02	0.001	0.039	—	885	634
11	0.18	2.1	1.0	0.03	0.001	0.038	—	898	652
12	0.18	2.1	1.3	0.03	0.002	0.039	—	892	649
14	0.17	2.0	2.0	0.02	0.001	0.040	0.0017	874	644

10

20

【 0 0 7 1 】

【 表 2 】

No.	鋼No	GAL					CGL				組織(%)				機械的特性			
		T1 (°C)	t1 (秒)	CR (°C/s)	T2 (°C)	t2 (秒)	T3 (°C)	t3 (秒)	T5 (°C)	t5 (秒)	全γR () = 微細なγRの比率	BF	PF/ 準PF	その他	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×λ (%)
1	1	970	120	27	260	180	860	200	440	130	0	16	84	0	1002	13	28	28056
2	2	921	120	28	260	180	860	200	440	130	4	55	36	5	1003	18	38	38114
4	4	900	120	26	260	180	860	200	440	130	13	81	5	1001	23	55	55055	
6	6	860	120	27	260	180	790	200	440	130	2	35	59	4	970	17	53	51410
7	7	882	120	29	260	180	790	200	440	130	8	82	8	990	21	52	51480	
8	8	880	120	28	260	180	790	200	440	130	9	81	7	1005	21	54	54270	
9	9	884	120	27	260	180	790	200	440	130	8	80	10	1000	20	53	53000	
10	10	881	120	28	260	180	790	200	440	130	9	82	8	1029	20	52	53508	
11	11	900	120	27	260	180	830	200	440	130	9	16	70	5	950	18	35	33250
12	12	900	120	28	260	180	830	200	440	130	8	24	60	8	997	19	33	32901
14	14	900	120	27	260	180	830	200	440	130	11	81	7	1018	22	79	80422	

γR=残留オーステナイト、BF=ベイニティック・フェライト、PF=ポリゴナル・フェライト

【 0 0 7 2 】

10

20

30

40

【表 3】

No.	鋼No.	CAL					CGL					組織(%)					機械的特性			
		T1 (°C)	t1 (秒)	CR (°C/s)	T2 (°C)	t2 (秒)	T3 (°C)	t3 (秒)	T5 (°C)	t5 (秒)	全γR (<small>○</small>)=微細なγRの比率	BF	PF/ 準PF	その他	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×λ		
15	4	900	120	28	100	180	860	200	440	130	8	85	5	2	1010	21	73	73730		
16	4	900	120	29	200	180	860	200	440	130	9	83	8	0	1021	20	69	70449		
17	4	900	120	28	300	180	860	200	440	130	8	84	6	2	1003	19	58	58174		
18	4	900	120	27	400	180	860	200	440	130	9	79	12	0	1004	19	39	39156		
19	4	900	120	29	500	180	860	200	440	130	8	74	17	1	1014	19	28	28392		
20	4	900	120	28	600	180	860	200	440	130	8	63	29	0	983	18	20	19660		
21	4	950	120	27	200	180	860	200	440	130	12	81	6	1	1002	18	54	54108		
22	4	900	120	26	200	180	860	200	440	130	9	82	8	1	1021	18	55	56155		
23	4	800	120	27	200	180	860	200	440	130	2	66	32	0	1004	16	31	31124		
24	4	900	120	8	200	180	860	200	440	130	12	48	40	0	1003	18	32	32096		
26	4	900	120	28	200	180	860	200	440	130	9	82	8	1	1021	18	55	56155		
27	4	900	5	27	200	180	860	200	440	130	8	75	17	0	1003	17	29	29087		
28	4	900	120	26	200	50	860	200	440	130	2	79	17	2	1002	18	31	31062		
29	4	900	120	28	200	180	860	200	440	130	9	82	8	1	1021	18	55	56155		
30	4	900	120	27	200	180	900	200	440	130	9	80	11	0	1010	18	20	20200		
31	4	900	120	28	200	180	860	10	440	130	3	59	38	0	1003	19	22	22066		
32	4	900	120	26	200	180	860	500	440	130	9	79	12	0	1021	18	31	31651		
33	4	900	120	27	200	180	860	200	440	10	2	78	20	0	1005	18	23	23115		
34	4	900	120	28	200	180	860	200	440	500	3	77	20	0	1007	18	24	24168		

γR=残留オーステナイト、BF=ベイニティック・フェライト、PF=ポリゴナル・フェライト

【0073】

表2～3より、以下の様に考察することができる。

【0074】

表2のNo. 1～14は、鋼中成分の影響を調べたものであり、製造条件は、すべて、本発明の好ましい要件を満足している。

10

20

30

40

50

【 0 0 7 5 】

このうち、No. 4、7～10、14は、いずれも、鋼中成分が本発明の要件を満足する鋼材を用いた本発明例であり、所望の組織が得られ、引張強度と伸びフランジ性とのバランス、および伸び特性に優れている。

【 0 0 7 6 】

これに対し、No. 1～2は、C量が少ない表1のNo. 1～2を用いた比較例であり、所定の組織（BFおよび残留）が得られず、目標レベルの機械的特性を確保することができなかった。

【 0 0 7 7 】

また、No. 6は、Si量が少ない表1のNo. 6を用いた比較例であり、所定の母相組織が得られなかった。一方、No. 11～12は、Mn量の少ない表1のNo. 11～12を用いた比較例であり、所定量の母相組織および残留が得られなかった。そのため、これらの比較例では、すべて、機械的特性が低下した。

【 0 0 7 8 】

表3のNo. 15～35は、本発明の要件を満足する表1のNo. 4を用い、製造条件の影響を調べたものである。

【 0 0 7 9 】

まず、表3のNo. 15～20は、CAL工程の焼戻温度（T2）を100～600の範囲で変化させた例である。

【 0 0 8 0 】

このうち、No. 15～17は、本発明で規定する焼戻温度で製造した本発明例であり、所望の組織が得られ、引張強度と伸びフランジ性とのバランス、および伸び特性に優れている。

【 0 0 8 1 】

これに対し、No. 18～20は、T2が高い比較例であり、微細な残留の比率が少なくなり、更にNo. 20では、母相であるBF組織の生成も少なくなったため、機械的特性が低下した。

【 0 0 8 2 】

参考のため、図4に、No. 16（本発明例）の光学顕微鏡写真（倍率：1000倍）を、図5に、No. 19（比較例）の光学顕微鏡写真（倍率：1000倍）を、それぞれ示す。これらの写真を対比すると明らかなように、図4に示す本発明例では、微細な残留が多く生成しているのに対し、図5に示す比較例では、微細な残留の生成は殆ど見られず、ラス状の残留が多く生成していることが分かる。

【 0 0 8 3 】

表3のNo. 21～23は、CAL工程の均熱温度（T1）を800～950の範囲で変化させた例である。

【 0 0 8 4 】

No. 21～22は、本発明で規定する均熱温度で製造した本発明例であり、所望の組織が得られ、引張強度と伸びフランジ性とのバランス、および伸び特性に優れている。

【 0 0 8 5 】

これに対し、No. 23は、T1が本発明で規定する温度（ A_{r3} 点 = 874以上）よりも低い比較例であり、微細な残留の比率が少なく、所定の母相組織が得られなかったため、機械的特性が低下した。

【 0 0 8 6 】

表3のNo. 24は、CAL工程の平均冷却速度（CR）を8 / sとした例である。

【 0 0 8 8 】

No. 24は、CRが遅い比較例であり、所定の母相組織が得られなかったため、機械的特性が低下した。

【 0 0 8 9 】

表3のNo. 26～27は、CAL工程の均熱時間（t1）を5～120秒の範囲で変

10

20

30

40

50

化させた例である。

【0090】

No. 26は、本発明で規定する均熱時間 (t_1) で製造した本発明例であり、所望の組織が得られ、機械的特性に優れている。

【0091】

これに対し、No. 27は、 t_1 が短い比較例であり、微細な残留 の比率が少なく、PFまたは準PFの組織が多く生成したため、機械的特性が低下した。

【0092】

表3のNo. 28~29は、CAL工程の焼戻時間 (t_2) を50~180秒の範囲で変化させた例である。

10

【0093】

No. 29は、本発明で規定するオーステンパ時間 (t_2) で製造した本発明例であり、所望の組織が得られ、機械的特性に優れている。

【0094】

これに対し、No. 28は、 t_2 が短い比較例であり、焼戻しが不十分であり、CGL工程後のPF組織が増加したため、機械的特性が低下した。

【0095】

表3のNo. 30~34は、CGL工程の条件を変化させた比較例であり、それぞれ、以下の不具合を有している。

【0096】

20

No. 30は、均熱温度 (T_3) が高い比較例であり、微細な残留 の比率が少なく、PFまたは準PFの組織が多く生成したため、機械的特性が低下した。

【0097】

No. 31は、均熱時間 (t_3) が短い比較例であり、所定の母相組織が得られず、機械的特性が低下した。

【0098】

No. 32は、均熱時間 (t_3) が長い比較例であり、微細な残留 の比率が少なく、PFまたは準PFの組織が多く生成したため、機械的特性が低下した。

【0099】

No. 33は、合金化時間 (t_5) が短い比較例、No. 34は、合金化時間 (t_5) が長い比較例であり、いずれも、PFまたは準PFの組織が多く生成したため、機械的特性が低下した。

30

【0101】

実施例2：WQを用いた製造条件の検討(2)

本実施例では、CAL工程を、前述した実施例1のように図2(a)に示すヒートパターンで行う代わりに、図2(b)に示すヒートパターンで行った。

【0102】

詳細には、表1のNo. 4の鋼材を用い、実施例1と同様にして冷延鋼板を作製した後、表4に示す条件で連続焼鈍工程(CAL)相当の熱処理および合金化溶融Znめっき工程(CGL)相当の熱処理を行った。表4において、CAL工程中の T_1 、 t_1 、 T_2 、 t_2 は、図2(b)に示す符号と一致しており、CGL工程中の T_3 、 t_3 、 T_5 、 t_5 は、図3に示す符号と一致している。めっきの浸漬条件は、実施例1と同じである。

40

【0103】

このようにして得られた各鋼板の組織および機械的特性を実施例1と同様にして測定し、これらの結果を表4に併記した。

【0104】

【表 4】

No.	鋼No	CAL					CGL					組織(%)				機械的特性			
		T1 (°C)	t1 (秒)	CR (°C/s)	T2 (°C)	t2 (秒)	T3 (°C)	t3 (秒)	T5 (°C)	t5 (秒)	全γR ○=微細なγRの比率	BF	PF/ 準PF	その他	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×λ	
1	4	900	120	20	100	180	860	200	440	130	12	(93)	82	5	1	1012	23	89	90068
2	4	900	120	19	200	180	860	200	440	130	11	(85)	81	6	2	1018	22	70	71260
3	4	900	120	20	300	180	860	200	440	130	10	(73)	82	6	2	1001	20	69	69069
4	4	900	120	19	400	180	860	200	440	130	7	(53)	75	14	4	1002	20	40	40080
5	4	900	120	20	500	180	860	200	440	130	7	(52)	70	14	9	1010	19	28	28280
6	4	900	120	20	600	180	860	200	440	130	6	(32)	63	30	1	988	19	20	19760

γR=残留オーステナイト、BF=ベイニティック・フェライト、PF=ポリゴナル・フェライト

10

20

30

40

【0105】

表4より、以下の様に考察することができる。

【0106】

表4のNo. 1~3は、本発明で規定する製造条件で製造した本発明例であり、所望の組織が得られ、引張強度と伸びフランジ性とのバランス、および伸び特性に優れている。

50

【 0 1 0 7 】

これに対し、No. 4～6は、CAL工程の焼戻温度（ T_2 ）が高い比較例であり、微細な残留の比率が少なくなり、更にNo. 6では、母相であるBF組織の生成も少なくなったため、機械的特性が低下した。

【 0 1 0 8 】

実施例3：ポリゴナル・フェライトを母相とするTRIP鋼板の検討（参考）

本実施例では、ポリゴナル・フェライトを母相とするTRIP鋼板（TDP鋼）において、微細な残留の生成が伸びフランジ性に及ぼす影響を、参考のため、調べた。ここでは、PF組織を生成するため、図6に示す連続焼鈍工程を実施した。図6に示すように、均熱温度（ T_1 ）から焼戻温度（ T_2 ）までの範囲を、冷却速度を変えて冷却した。

10

【 0 1 0 9 】

具体的には、表1のNo. 4の鋼材を用い、実施例1と同様にして冷延鋼板を作製した後、表5に示す条件で連続焼鈍工程（CAL）を行った。表5において、CAL工程中の T_1 、 t_1 、 T_2 、 t_2 は、図6に示す符号と一致している。

【 0 1 1 0 】

このようにして得られた各鋼板の組織および機械的特性を実施例1と同様にして測定し、これらの結果を表5に併記した。

【 0 1 1 1 】

【 表 5 】

No.	鋼No	CAL							組織(%)				機械的特性			
		T1 (°C)	t1 (秒)	CR1 (°C/s)	Tq (°C)	CR1 (°C/s)	T2 (°C)	t2 (秒)	全γR (%) <small>() = 微細なγRの比率</small>	BF	PF/ 準PF	その他	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×λ
1	4	900	90	8	681	98	300	150	13	6	1	807	22	23	18561	
2	4	900	90	9	683	98	400	150	12	8	1	908	23	21	19068	
3	4	900	90	8	684	97	500	150	11	9	2	930	22	22	20460	
4	4	900	90	9	682	99	600	150	8	6	0	952	21	12	11424	

γR=残留オーステナイト、BF=ベイニティック・フェライト、PF=ポリゴナル・フェライト

10

20

30

40

【 0 1 1 2 】

表5に示すように、PFを母相としたTBF鋼では、微細な残留の比率を高くしても、伸びフランジ性の上昇は、殆ど見られなかった。

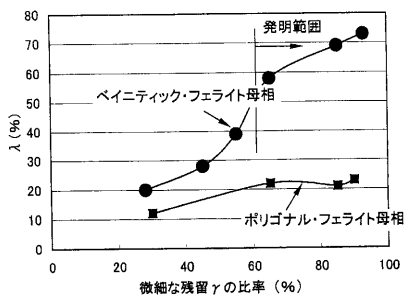
【 図面の簡単な説明 】

【 0 1 1 3 】

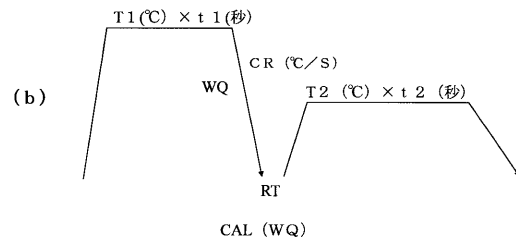
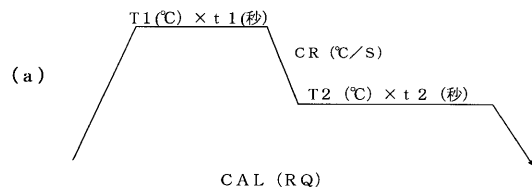
50

【図1】微細な残留の比率と、伸びフランジ性()との関係を示すグラフである。
 【図2】連続焼鈍工程(CAL)のヒートパターンを模式的に示す工程図であり、図2(a)は、ロールクエンチ(RQ)を施した図、図2(b)はウォータークエンチ(WQ)を施した図である。
 【図3】合金化溶融Znめっき工程(CGL)のヒートパターンを模式的に示す工程図である。
 【図4】実施例1の表3のNo.16(本発明例)の光学顕微鏡写真(倍率1000倍)である。
 【図5】実施例1の表3のNo.19(比較例)の光学顕微鏡写真(倍率1000倍)である。
 【図6】実施例3における連続焼鈍工程(CAL)のヒートパターンを模式的に示す工程図である。

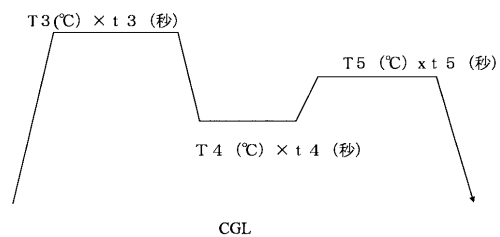
【図1】



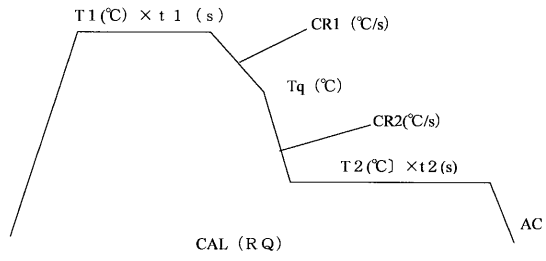
【図2】



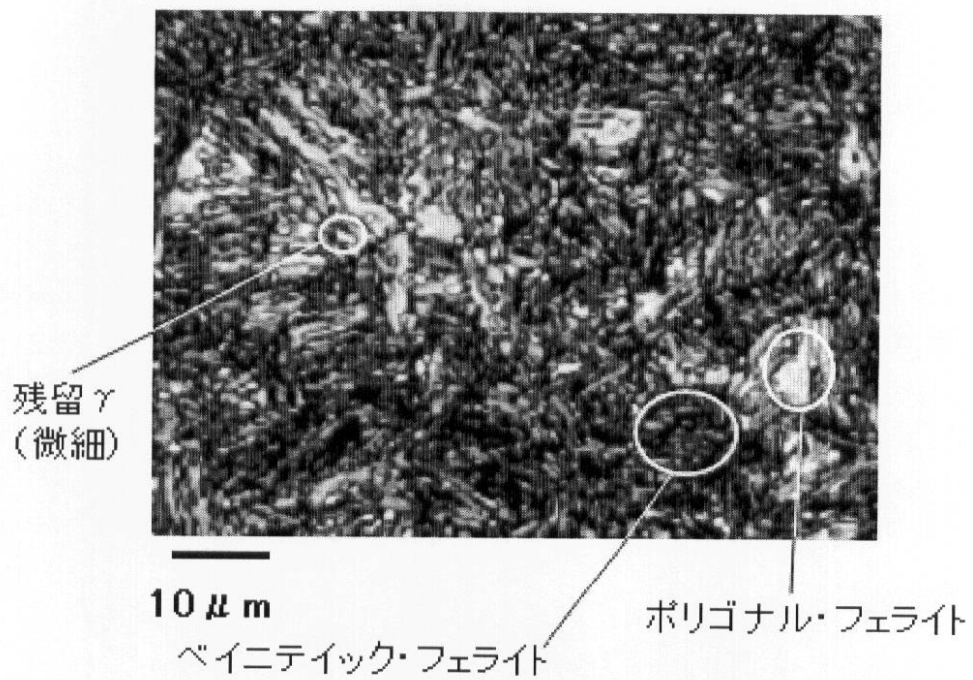
【図3】



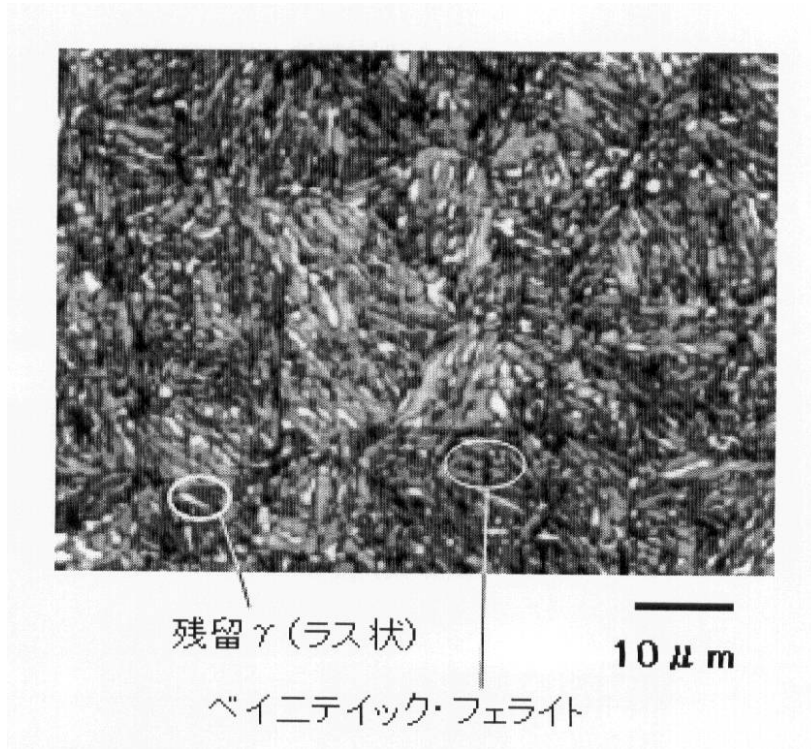
【図6】



【図4】



【図5】



フロントページの続き

(72)発明者 向井 陽一

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内

審査官 相澤 啓祐

(56)参考文献 特開2005-171319(JP,A)
特開2005-240178(JP,A)
特開2004-190050(JP,A)
特開2005-330584(JP,A)
特開2005-220440(JP,A)
特開2004-332099(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 9/46 - 9/48