

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公表特許公報(A)

(11) 特許出願公表番号

特表2018-524471

(P2018-524471A)

(43) 公表日 平成30年8月30日(2018.8.30)

(51) Int.Cl.	F 1	テーマコード (参考)		
C 22 C 38/00 (2006.01)	C 22 C 38/00	3 O 1 T	4 K O 3 7	
C 22 C 38/38 (2006.01)	C 22 C 38/38			
C 21 D 9/46 (2006.01)	C 21 D 9/46	J		

審査請求 未請求 予備審査請求 有 (全 15 頁)

(21) 出願番号 (86) (22) 出願日 (85) 翻訳文提出日 (86) 國際出願番号 (87) 國際公開番号 (87) 國際公開日 (31) 優先権主張番号 (32) 優先日 (33) 優先権主張国	特願2017-567681 (P2017-567681) 平成28年6月24日 (2016.6.24) 平成29年12月27日 (2017.12.27) PCT/EP2016/064704 W02017/001303 平成29年1月5日 (2017.1.5) 15020109.3 平成27年7月1日 (2015.7.1) 歐州特許庁 (EP)	(71) 出願人 タタ、スティール、アイモイデン、ペスローテン、フェンノートシャップ T A T A S T E E L I J M U I D E N B V オランダ国 1 9 5 1 、イエーゼット、フェルゼンノールト、ウェンケバフストラート、1 (74) 代理人 弁理士 永井 浩之 (74) 代理人 100091487 弁理士 中村 行孝 (74) 代理人 100082991 弁理士 佐藤 泰和
--	--	---

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】高強度溶融亜鉛めっき鋼帯

(57) 【要約】

本発明は、質量%で、以下の元素：0.10～0.21%のC、1.75～2.50%のMn、0.04～0.60%のSi、0.20～1.40%のAl、0.001～0.025%のP、0.0005～0.0050%のB、0.50%以下のCr、0.20%以下のTi、0.004%以下のCa、0.015%以下のN、Fe及び不可避的不純物である残部からなる、高強度溶融亜鉛めっき鋼帯に関する。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量 % で、以下の元素：

0.10 ~ 0.21 % の C

1.75 ~ 2.50 % の Mn

0.04 ~ 0.60 % の Si

0.20 ~ 1.40 % の Al

0.001 ~ 0.025 % の P

0.0005 ~ 0.0050 % の B

0.50 % 以下の Cr

10

0.20 % 以下の Ti

0.004 % 以下の Ca

0.015 % 以下の N

Fe 及び不可避的不純物である残部

からなる、高強度溶融亜鉛めっき鋼帯。

【請求項 2】

A1 及び Si の量が $0.60\% < A1 + Si < 1.40\%$ となるように選択される、及び / 又は、 Mn 及び Cr の量が $Mn + Cr > 2.00\%$ となるように選択される、及び / 又は、 Al 及び Si の量が $Si - A1$ となるように選択される、請求項 1 に記載の鋼帯。

【請求項 3】

元素 C が、 0.13 ~ 0.18 % の量で、好ましくは 0.14 ~ 0.17 % の量で存在する、請求項 1 又は 2 に記載の鋼帯。

【請求項 4】

元素 Si が、 0.05 ~ 0.50 % の量で、好ましくは 0.05 ~ 0.40 % の量で存在する、請求項 1、 2 又は 3 に記載の鋼帯。

【請求項 5】

元素 Al が、 0.30 ~ 1.20 % の量で、好ましくは 0.40 ~ 1.00 % の量で存在する、請求項 1 ~ 4 のいずれか一項に記載の鋼帯。

【請求項 6】

元素 B が、 0.0011 ~ 0.0040 % の量で、好ましくは 0.0015 ~ 0.0030 % の量で存在する、請求項 1 ~ 5 のいずれか一項に記載の鋼帯。

【請求項 7】

元素 Ti が、 0.10 % 以下の量で、好ましくは 0.005 ~ 0.05 % の量で存在する、請求項 1 ~ 6 のいずれか一項に記載の鋼帯。

【請求項 8】

前記溶融亜鉛めっき鋼帯が、 750 MPa を超える最大引張強度 Rm、及び / 又は、 430 ~ 700 MPa の 0.2 % 耐力 Rp を有し、好ましくは、 Rp 及び / 又は Rm に関し、前記鋼帯の中央部及び端部の差が、好ましくは 75 MPa 未満であり、前記差が、さらに好ましくは 60 MPa 未満である、請求項 1 ~ 7 のいずれか一項に記載の鋼帯。

【請求項 9】

前記溶融亜鉛めっき鋼帯が、 20 ~ 50 体積 % のフェライトと、 10 ~ 25 体積 % のマルテンサイト及び残留オーステナイト（そのうち 5 ~ 12 体積 % が残留オーステナイトである）と、焼戻マルテンサイト、ベイナイト及びセメンタイトである残部とからなるミクロ組織を有する、請求項 1 ~ 8 のいずれか一項に記載の鋼帯。

【請求項 10】

請求項 1 ~ 9 のいずれか一項に記載の高強度溶融亜鉛めっき二相鋼帯を製造する方法であって、鋳鋼を 2.0 ~ 4.0 mm の厚さに熱間圧延し、Bs - 20 未満であって Ms + 60 を超える巻取温度 CT で巻き取り、鋼帯を 40 % 以上の圧下率で冷間圧延し、その後、鋼帯を Ac1 ~ Ac3 の温度で二相域焼戻し、鋼帯を Bs 未満の温度で過時効してベイナイト及び / 又は焼戻マルテンサイトを形成し、その後、鋼帯を溶融亜鉛めっきする

40

50

、方法。

【請求項 1 1】

熱間圧延された鋼帯が、50～70体積%のフェライトと、20～50体積%のパーライト及び／又はベイナイトと、10%未満のセメンタイトとからなるミクロ組織を有する、請求項10に記載の方法。

【請求項 1 2】

溶融亜鉛めっき鋼帯を0.2～0.8%の圧下率で張力圧延する、請求項10又は11に記載の方法。

【請求項 1 3】

請求項1～9のいずれか一項に記載の高強度溶融亜鉛めっき複合組織鋼帯を製造する方法であって、鋳鋼を2.0～4.0mmの厚さに熱間圧延し、Bs-20未満であってMs+60を超える巻取温度CTで巻き取り、鋼帯を40%以上の圧下率で冷間圧延し、その後、鋼帯をAc1+50を超える温度で焼戻し、鋼帯をBs未満の温度で過時効してベイナイト及び／又は焼戻マルテンサイトを形成し、その後、鋼帯を溶融亜鉛めっきする、方法。

【請求項 1 4】

溶融亜鉛めっき鋼帯を0.4～2.0%の圧下率、好ましくは0.4～1.2%の圧下率で張力圧延する、請求項14に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、向上した成形性を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼帯、例えば、自動車産業で使用される高強度溶融亜鉛めっき鋼帯に関する。また、本発明は、そのような鋼帯を製造する方法に関する。

【背景技術】

【0002】

そのような鋼タイプは公知であり、二相鋼タイプという名前の下、開発されてきた。これらの鋼タイプは、自動車産業における様々な用途で要求される成形性を満足しない。このため、TRIPアシスト二相鋼タイプが開発されてきた。

【0003】

しかしながら、成形性は、TRIPアシスト二相鋼帯における唯一の要求ではない。合金元素は、鋼のコストを出来るだけ低くするために量を少なくすべきであるとともに、熱間圧延機及び冷間圧延機の両方において幅広い鋼帯の製造が出来るだけ容易であるべきである。さらに、鋼帯は、亜鉛系コーティングによる被覆が容易であるべきであり、鋼帯は、高強度及び良好な溶接性を有する必要があるとともに、良好な表面品質を示すべきである。これらの要求は、例えば、白色ボディーにスポット溶接される自動車部品に成形される必要がある工業的に製造されるTRIPアシスト二相鋼タイプによって特に重要である。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

したがって、本発明の1つの目的は、成形性、均質性及び加工性のバランスがとれた高強度溶融亜鉛めっき鋼帯の組成を見出すことである。

【0005】

本発明のさらなる目的は、溶融亜鉛めっきプロセスにおいて良好な被覆性を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼帯を提供することである。

【0006】

本発明のさらなる目的は、良好な溶接性を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼帯を提供することである。

【0007】

10

20

30

40

50

本発明の別の目的は、良好な表面品質を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼帯を提供することである。

【0008】

本発明のさらに別の目的は、出来るだけ低い原価を有する高強度溶融亜鉛めっき鋼帯を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0009】

これらの目的の1又は2以上は、本発明に従って、質量%で、以下の元素：

0.10~0.21%のC

10

1.75~2.50%のMn

0.04~0.60%のSi

0.20~1.40%のAl

0.001~0.025%のP

0.0005~0.0050%のB

0.50%以下のCr

0.20%以下のTi

0.004%以下のCa

0.015%以下のN

Fe及び不可避的不純物である残部

20

からなる高強度溶融亜鉛めっき鋼帯を提供することにより満たされる。

【0010】

本発明者は、鋼の主要構成元素の量、すなわち、炭素、マンガン、ケイ素、アルミニウム、クロム及びホウ素の量を注意深く選択することにより、要求される成形性、均質性、加工性、強度及び伸びを有し、同時に、十分な溶接性、被覆性及び表面品質を実現する高強度溶融亜鉛めっき鋼帯を製造できることを見出した。

【0011】

特に、本発明者は、鋼組成へのホウ素の添加が有利であることを見出した。ホウ素の添加により、熱間圧延された鋼が、さらなる処理に適したミクロ組織を実現する巻取温度を得るランアウトテーブルで十分に急速冷却され得る。さらに、本発明者は、ホウ素の添加により、最終製品の特性が高度な均一性を有することを見出した。したがって、本発明の鋼帯は、商業的に魅力のある幅で製造され得る。

30

【0012】

ホウ素は、オーステナイト冷却の間のフェライト形成を抑制する。これは、鋼帯における局部的な炭素の高濃度化 (local carbon enrichment) を最小限化する。したがって、TRIPタイプの鋼が製造される場合、ホウ素は、通常、避けられる。本発明者は、冷間圧延された鋼帯の二相域焼戻し (intercritically annealing) により、TRIPアシスト鋼の良好なグレードを製造でき、フェライト核形成が要求されることを見出した。

40

【0013】

さらに、ホウ素の添加は、鋼の焼入性を向上させ、その他の合金元素の使用を省ける可能性を生じる。これは、鋼帯に対する向上した次元ウインドウ (dimensional window) (高い幅厚比 (width to thickness ratio) を意味する) を生じる一方、鋼の機械的特性は幅全体にわたって (over the width) 好適のままである。

【0014】

ホウ素は粒界に偏析 (segregate) し、粒界でリンに取って代わり、それにより、鋼は、より高いP量を有することが可能となる一方、依然として良好な溶接性を実現する。

【図面の簡単な説明】

【0015】

【図1】図1は、焼鈍の最大引張強度Rm及び0.2%耐力Rpの測定を示す図である。

50

【図2】図2は、熱間圧延された、巻取及び冷却後の鋼帯製品の中央部で得られた典型的なミクロ組織 (ナイタル腐食) を示す。

【図3】図3は、鋼帯の幅にわたるR_m及びR_pの変化を示す。

【図4】図4は、本発明の方法を使用した後の鋳造物のミクロ組織を3種の異なる様式で示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0016】

主要構成元素の量に関する理由は、以下の通りである。

【0017】

C : 0.10 ~ 0.21 質量%

炭素は、従来の焼鈍／亜鉛めっきラインで利用可能な冷却速度での焼入性及びマルテンサイト形成を保証にするのに十分に高い量で存在する必要がある。マルテンサイトは、十分な強度を実現するために要求される。また、遊離炭素は、向上した加工硬化の可能性及び生じた強度レベルに対する良好な成形性を実現する、オーステナイトの安定化を可能とする。0.10質量%という下限は、これらの理由で必要とされる。0.21質量%という上限は、良好な溶接性を保証するために必要であることが見出されている。10

【0018】

Mn : 1.75 ~ 2.50 質量%

マンガンは、焼入性を増加させ、これにより、従来の連続焼鈍／亜鉛めっきラインの冷却速度能力内でマルテンサイト又はベイナイトのようなハード相の形成を容易にするために添加される。また、マンガンは、引張強度を増加させるとともにフェライト相を強化する固溶強化に寄与するとともに、残留オーステナイトの安定化を助ける。マンガンは、二相鋼の変態温度範囲を低下させ、これにより、要求される焼鈍温度を従来の連続焼鈍／亜鉛めっきラインで容易に実現可能なレベルまで低下させる。1.75質量%という下限は、上記理由で必要とされる。この下限は、その他の元素（例えば、ホウ素）の添加を考慮して可能である。2.50質量%という上限は、柔らかい変態生成物（フェライト及びパーライト）への二相鋼の十分な変態を保証することにより、熱間圧延機で許容可能な圧延荷重を保証するために、及び、冷間圧延機で許容可能な圧延荷重を保証するために課される。また、この上限は、鋳造におけるより強い偏析（segregation）及び鋼帯におけるより高いレベルでのマルテンサイトのバンド形成を考慮して与えられる。好ましくは、マンガンの量は、好ましくは1.9 ~ 2.3質量%、より好ましくは2.0 ~ 2.2質量%である。20

【0019】

Si : 0.04 ~ 0.60 質量%

ケイ素は、固溶強化を実現し、これにより、フェライトマトリックスの強化を通じて、高強度の実現及びオーステナイトの安定化を可能とする。ケイ素は、過時効における炭化物の形成を極めて効果的に抑制し、これにより、オーステナイトの安定化のために炭素を溶解状態に維持する（keep carbon in solution）。これらの理由から、0.04質量%という下限が必要とされる。高濃度のケイ素は、付着性の低減により許容できない被覆品質を生じるため、0.60質量%という上限は、鋼帯の被覆性を考慮して課される。30

【0020】

Al : 0.20 ~ 1.40 質量%

アルミニウムは、脱酸の目的で溶鋼に添加される。適切な量であれば、アルミニウムは、ベイナイト変態の促進を実現し、これにより、従来の連続焼鈍／亜鉛めっきラインの焼鈍セクションにより課される時間的制約内でベイナイト形成を可能とする。また、アルミニウムは、炭化物の形成を抑制し、これにより、炭素を溶解状態に維持し、これにより、過時効におけるオーステナイトへの分配を生じるとともに、オーステナイトの安定化を促進する。0.20質量%という下限は、上記理由で要求される。高アルミニウム量は、鋳造モールドスラグの弊害及びその結果としてモールドスラグ粘度の増加を生じ、鋳造における不正確な伝熱及び潤滑を生じるため、1.40質量%という上限は、鋳造性のために課される。40

【0021】

50

20

30

40

50

C r : 0 . 5 0 質量 % 以下

クロムは、焼入性を増加させるために添加される。クロムは、フェライト形成を促進させる。0 . 5 0 質量 % という上限は、残留オーステナイトを犠牲にして多過ぎないマルテンサイトが形成することを保証するために課される。クロムを添加しないことも可能である。C r の量は、好ましくは 0 . 0 1 ~ 0 . 4 0 質量 % 、より好ましくは 0 . 0 2 ~ 0 . 2 5 質量 % である。

【 0 0 2 2 】**T i : 0 . 2 0 % 以下**

チタンは、主として、鋼の強化のために添加される。0 . 2 0 % という上限は、鋼のコストを制限するために課される。T i を添加しないことも可能である。

10

【 0 0 2 3 】**C a : 0 . 0 0 4 質量 %**

カルシウムの添加は、硫化マンガン介在物の形態を修正する。カルシウムが添加されると、介在物は、細長形状 (elongated shape) よりもむしろ球状 (globular) となる。細長形状の介在物は、ストリンガー (stringer) とも呼ばれ、弱面 (planes of weakness) として作用する場合があり、弱面に沿ってラメラティヤ (lamellar tearing) 及び剥離破壊 (delamination fracture) が生じる場合がある。ストリンガーの回避は、孔を広げること又はフランジを伸ばすことを伴い、等方性成形挙動を促進する鋼シートの成形プロセスにとって有益である。また、カルシウム処理は、アルミニウム脱酸鋼タイプにおける硬く、角ばった、研磨性のアルミナ介在物の形成を防止し、代わりに、圧延温度においてより柔らかく、球状のアルミニン酸カルシウム介在物を形成し、それによって、材料の加工特性を向上させる。連続鋳造装置において、溶鋼で生じるいくつかの介在物は、ノズルをブロックし、アウトプットの損失及びコストの増加を生じる傾向を有する。カルシウム処理は、キャスター ノズル (caster nozzle) の動作を妨げない低融点種の形成を促進することによりブロックの傾向を低減する。硫黄含有量が非常に低い場合にはカルシウムを加えないことも可能である。好ましくは、C a 量は 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 3 質量 % である。

20

【 0 0 2 4 】**P : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 2 5 質量 %**

リンは、炭化物の形成を抑制するため、鋼中のある程度のリンは有利である。しかしながら、リンは、溶接の際、鋼を脆弱にする可能性があるため、リンの量は、鋼製造において、特に、その他の脆弱化元素（例えば、硫黄及び窒素）との組み合わせにおいて、注意深くコントロールされるべきである。一方、ホウ素の添加を考慮して、通常よりも多くのリンを鋼に添加することが可能である。

30

【 0 0 2 5 】

窒素の量は、連続鋳造プラントにとって典型的であるように、0 . 0 1 5 重量 % 以下に制限される、通常、N の量は、0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 重量 % である。

【 0 0 2 6 】

上記理由に加えて、アルミニウム、ホウ素、ケイ素、クロム及びマンガンに関する範囲は、ランアウトテーブル及びコイル冷却において出来るだけ均一な変態が実現され、冷間圧延され得る鋼帯が保証され、焼鈍ラインにおける炭素の迅速な溶解を可能とする出発構造が提供され、焼入性及び正確なフェライト / ベイナイト変態挙動が促進されるような正確なバランスが見出されるように選択される。さらに、アルミニウムはベイナイト変態を加速し、クロムはベイナイト変態を減速させるので、制限された過時効セクションを有する従来の溶融亜鉛めっきラインによって許容される時間スケール内で正しい量のベイトナイトが生産されるように、アルミニウム及びクロムの正しいバランスが存在する必要がある。実際には、このことは、アルミニウム量を、クロム量よりも多くすべきであることを意味する。

40

【 0 0 2 7 】

好ましい実施形態によれば、A l 及び S i の量は、0 . 6 0 % < A l + S i < 1 . 4 0 % となるように選択される。

50

【0028】

別の好ましい実施形態によれば、Mn及びCrの量は、 $Mn + Cr > 2.00\%$ となるように選択される。

【0029】

好ましくは、Al及びSiの量は、Si Alとなるように選択される。

【0030】

上記元素の絶対量とは別に、所定元素の相対量も重要である。

【0031】

アルミニウム及びケイ素の合計量は、所望の成形性の向上(extension)を実現するための正確な組成とともに最終製品中の炭化物の抑制及び十分量のオーステナイトの安定化を保証するために、0.60~1.40質量%に維持されるべきである。10

【0032】

マンガン及びクロムの合計量は、マルテンサイト及び/又はベイナイトの形成のための十分な焼入性、ひいては、従来の連続焼鈍ライン及び溶融亜鉛めっきラインでの強度の実現を保証するために、2.00質量%を超えるべきである。さらに、Mnは、残留オーステナイトの安定化を助ける。好ましくは、 $Mn + Cr$ は2.10質量%を超えるべきであり、特に、Siの量が低い場合はそうである。

【0033】

Alは、良好な亜鉛被覆性を考慮して、好ましくは、Si量と等しい又はそれを超える量で存在すべきである。20

【0034】

元素Cは、好ましくは、0.13~0.18%の量で存在する。この範囲において、鋼の焼入性は最適である一方、鋼の溶接性は促進される。これは、ホウ素の存在によっても同様である。元素Cは、さらに好ましくは、0.14~0.17%の量で存在する。この量のCは、実際にうまく機能することが見出されている。

【0035】

元素Siは、好ましくは、0.05~0.50%、さらに好ましくは、0.05~0.40%の量で存在する。0.50%よりも低いケイ素の量は、鋼帯の被覆性を向上させ、ケイ素の量が0.40%未満である場合はさらに一層向上させる。

【0036】

好ましい実施形態によれば、元素Alは、0.30~1.20%の量で、好ましくは、0.40~1.00%の量で存在する。高められたアルミニウムの下限は、高められたケイ素の量と同様の効果を有するが、鋼の強度をほとんど増加させない。より低いアルミニウムの上限は、鋼の铸造性を向上させる。30

【0037】

所望の焼入性を実現し、これにより、十分な強度をもたらすために、元素Bの量は、好ましくは0.0011~0.0040%、さらに好ましくは0.0013~0.0030%である。

【0038】

鋼のコストを制限するとともに、次元ウインドウ(dimensional window)を出来るだけ大きく維持するために、Tiの量は、好ましくは、0.10%以下である。さらに好ましくは、Tiの量は、0.005~0.05%である。40

【0039】

溶融亜鉛めっき鋼帯は、好ましくは、750 MPaを超える最大引張強度Rm、及び/又は、430~700 MPaの0.2%耐力Rpを有し、鋼帯の中央部及び端部の差は、好ましくは、Rp及び/又はRmに関して75 MPa未満であり、この差は、さらに好ましくは、60 MPa未満である。これらの強度レベルは、本発明の組成により達成することができる。

【0040】

好ましい実施形態によれば、溶融亜鉛めっき鋼帯は、20~50体積%のフェライトと

10

20

30

40

50

、10～25体積%の残留オーステナイト+マルテンサイト（そのうち5～12%が残留オーステナイトである）と、焼戻マルテンサイト、ベイナイト及びセメンタイトである残部とからなるミクロ組織を有する。

【0041】

本発明の別の態様によれば、上記した高強度溶融亜鉛めっき鋼帯を製造する方法であって、鋳鋼を2.0～4.0mmの厚さに熱間圧延し、Bs-20未満であってMs+60を超える巻取温度CTで巻き取り、鋼帯を40%以上の圧下率で冷間圧延し、その後、鋼帯をAc1～Ac3の温度で二相域焼戻し、鋼帯をBs未満の温度で過時効してベイナイト及び/又は焼戻マルテンサイトを形成し、その後、鋼帯を溶融亜鉛めっきする方法が提供される。

10

【0042】

Bs-20未満であってMs+60を超える巻取温度での巻き取りにより、明確な(well-defined)ミクロ組織が実現され、適切な圧下率で冷間圧延され、適切な温度で焼鈍され、その後に亜鉛めっきされ、適切な強度及び適切な特性を有する亜鉛めっき鋼帯を得ることができる。

【0043】

好ましくは、熱間圧延された鋼帯(coil)は、50～70体積%のフェライトと、20～50体積%のパーライト及び/又はベイナイトと、10%未満のセメンタイトとからなるミクロ組織を有する。そのようなミクロ組織により、鋼帯は、さらなる加工、特に焼鈍工程に関する適切な特性を有し、幅広い次元ウインドウで冷間圧延することができる。

20

【0044】

好ましい実施形態によれば、溶融亜鉛めっき鋼帯は、圧下率0.2～0.8%で張力圧延(tension rolled)される。この張力圧延のパーセンテージは、適切な強度レベル等の適切な機械的特性を鋼帯に与えることができるが、その他の特性は所望の範囲内に維持される。

【0045】

本発明の別の態様によれば、本発明の第1の態様に従う高強度溶融亜鉛めっき二相鋼帯(complex phase steel strip)を製造する方法であって、鋳鋼を2.0～4.0mmの厚さに熱間圧延し、Bs-20未満であってMs+60を超える巻取温度CTで巻き取り、鋼帯を40%以上の圧下率で冷間圧延し、その後、鋼帯をAc1+50を超える温度で焼戻し、鋼帯をBs未満の温度で過時効してベイナイト及び/又は焼戻マルテンサイトを形成し、その後、鋼帯を溶融亜鉛めっきする方法が提供される。この二相鋼帯は、正確な巻取温度及び所定の焼鈍及び過時効温度によって製造することができる。

30

【0046】

好ましくは、この溶融亜鉛めっき二相鋼帯は、圧下率0.4～2.0%、好ましくは圧下率0.4～1.2%で張力圧延(tension rolled)される。この張力圧延のパーセンテージは、適切な強度レベル等の適切な機械的特性を鋼帯に与えることができるが、その他の特性は所望の範囲内に維持される。

【実施例】

【0047】

以下、本発明についてさらに説明する。

40

【0048】

図1は、焼鈍の最大引張強度Rm及び0.2%耐力Rpの測定を示す図である。

【0049】

ライン試験を、表1に示すように実施した。表1は、別段示す場合を除き、ミリ・重量%で示される。

【0050】

【表1】

表1：ライン試験された材料の組成（別段示す場合を除き、組成はミリー重量%で定義される。Bs値及びMs値は※1に基づいて計算された。）

鋳造物	C	Mn	P	Si	Cr	B ppm	Al _{z0}	Ti	N ppm	Al+Si	Mn+Cr	Bs -20°C	Ms +60°C
1	151	2101	12	58	99	20	682	22	43	740	2200	581	477
2	161	2061	10	120	206	20	660	21	40	780	2267	573	472
3	147	2046	10	130	204	20	610	20	46	740	2250	578	479
4	149	2057	10	392	26	24	602	6	30	994	2083	583	476
5	148	2071	12	100	184	19	690	21	48	790	2255	578	478
6	153	2093	9	102	204	19	685	22	47	787	2297	573	475

※1 : S.M.C. van Bohemen, Bainite and martensite Start Temperature calculated with exponential carbon dependence, Materials Science and Technology 28, 4 (2012) 487-495.

10

【0051】

20

鋳造物No.1, 2, 3, 5及び6は、約875の熱間圧延仕上温度で熱間圧延した。鋳造物No.4は、約950の熱間圧延仕上温度で熱間圧延した。

【0052】

【表2】

表2：鋼帯の異なる位置における典型的なマルテンサイト+オーステナイト分布

鋳造物6	平均マルテンサイト+オーステナイト
頭部M	14.3
頭部R	19.6
中央部M	18.9
中央部R	18.9
尾部M	17.7
尾部R	18.3

30

【0053】

40

典型的には、材料は熱間圧延し、その後、冷間圧延し、0.8~2.0mmの範囲の典型的な寸法にした。

【0054】

鋳造物5及び6に関しては、規定のミクロ組織及び相フラクションが図2に示される。鋳造物6に関しては、鋼帯の異なるサンプリング位置におけるミクロ組織が表2に示される。ミクロ組織は、鋼帯の頭部、中央部及び尾部に対して与えられる。Mは鋼帯の中央部を示し、Rは右側を示す。

【0055】

鋳造物1~4及び6を使用して、二相鋼帯を製造した。熱間仕上温度は、上記の通り、鋳造物4以外の全ての鋳造物に関して、約875とした。巻取温度は、十分にBs-2

50

0 及び M s + 6 0 の間にある、 5 0 0 ~ 5 2 0 とした。次いで、材料を冷間圧延し、約 8 0 0 で二相域焼戻し、過時効温度を 4 0 0 とした。溶融亜鉛めっきの後、鋼帯を約 0 . 3 % の圧下率で調質圧延した。

【 0 0 5 6 】

铸造物 5 を使用して、複合相鋼帯 (Complex Phase steel strip) を製造した。熱間圧延仕上温度は、約 8 7 5 とし、巻取温度は、 5 5 0 とした。材料を冷間圧延し、約 8 4 0 で二相域焼戻し、過時効温度は 4 0 0 とした。溶融亜鉛めっきの後、鋼帯を 1 . 0 % の圧下率で調質圧延した。

【 0 0 5 7 】

铸造物 1 ~ 6 について、巻取温度に応じた機械的特性を測定した。これらの機械的特性を表 3 に示す。

【 0 0 5 8 】

【 表 3 】

表 3 : 鋼帯中央部の引張特性及び HEC 測定

铸造物	CT (°C)	R _p (MPa)	R _m (MPa)	Ag (%)	A ₈₀ (%)	n	r	HEC (%)	VDA 曲げ性 @ 1mm (L)
1	520	450	782	14.5	21.7	0.15	0.76	28-32*	137° *
1	498	490	817	14.0	21.0	0.14	0.54		
2	506	505	808	13.5	20.4	0.13	0.69	18-30*	100-110° *
3	506	497	811	13.2	22.1	0.13	0.72		
4	500	494	815	14.5	21.1	0.15	0.74		
5	550	622	869	9.5	13.6	<0.1	0.70	33-36*	
6	520	475	837	13.1	18.6				

10

20

30

* : 標準値

【 0 0 5 9 】

表 1 に示す铸造物から、幾つかのスラブを製造した。これらのスラブは、 2 . 5 ~ 3 m m の厚さを有する鋼帯に熱間圧延され、その後、鋼帯は、 5 0 0 ~ 5 9 0 の様々な巻取温度 (CT) で巻き取られた。これらのコイルは、 1 . 3 mm の厚さに冷間圧延され、連続焼鈍及び溶融亜鉛めっきに供した。

【 0 0 6 0 】

焼鈍後の最大引張強度 R_m 及び 0 . 2 % 耐力 R_p の測定により、 CT が低くなると R_p 及び R_m が増加することが示される。このことは、図 1 に示される。また、これらの測定により、 CT が低くなると伸び (elongation) が若干低下するが、伸びは低い CT でも依然として満足するものであることが示される。

【 0 0 6 1 】

図 2 は、熱間圧延された、巻取及び冷却後の鋼帯製品の中央部で得られた典型的なミクロ組織 (ナイトル腐食 (Nital etched)) を示す。铸造物 1 の組成が使用される。左側の図に関しては、巻取温度 CT は 5 0 0 であった。右側の図は、巻取温度が 5 5 0 である点を除き、同一の材料を示す。暗色の相はパーライト / ベイナイトであり、明色の相はフェライトであり、黒色のドットはセメンタイトである。左側の図において、パーライト

40

50

/ベイナイトは25～35%で、フェライトは60～70%で、セメンタイトは10%未満で存在する。右側の図において、パーライト/ベイナイトは20～30%で、フェライトは65～75%で、セメンタイトは10%未満で存在する。

【0062】

また、低い巻取温度において、鋼帯の幅にわたる引張特性 (tensile properties over the width of strip) は向上しており、鋼帯の中央部と鋼帯の端部との差が小さいことが、測定により示された。R_m及びR_pに関する差は、従前は約100 MPaであったが、今回は最大で約50 MPaである。

【0063】

図3は、鋼帯の幅にわたるR_m及びR_p(R_m and R_p over the width of the strip)の変化を示す。図3aは、本発明に従わない鋼帯組成(C:0.15重量%, Mn:2.05重量%, Cr:0.2重量%, Al:0.7重量%, Si:0.07重量%, Nb:0.015重量%及びN:0.004重量%)に関する変化を示す。鋼帯の中央部及び端部の差は、R_mに関しては約100 MPaであり、R_pに関しては約50 MPaである。

【0064】

図3bは、鋳造物1の組成を有する鋼帯に関するR_m及びR_pの変化を示す。この図は、R_m及びR_pの両方に関し、20 MPa未満という、鋼帯の中央部と端部との間の変化を得ることが可能であることを示す。図3cは、鋳造物3の組成を有する鋼帯に関しても実際に同様であることを示す。図3b及び3cに示される鋼帯は、本発明の方法に従って製造された。

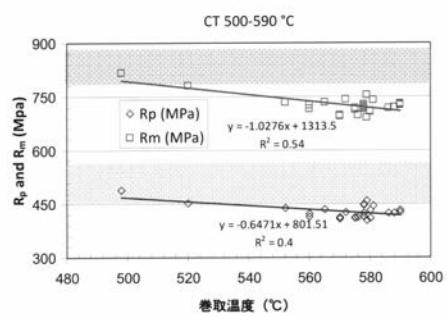
【0065】

図4は、本発明の方法を使用した後の鋳造物のミクロ組織を3種の異なる様式で図示する。これらは、周知のピクラール(Picral)、ナイタル(Nital)及びレペラ(LePera)の様式である。ピクラールの図において、黒色はベイナイト又は焼戻マルテンサイトを表す。ナイタルの図において、白色のスポットはフェライトを表す。対照的に、レペラの図において、白色は(焼戻)マルテンサイト+残留オーステナイトを表す。左側のDP800と右側のCP800との差は、一目瞭然である。

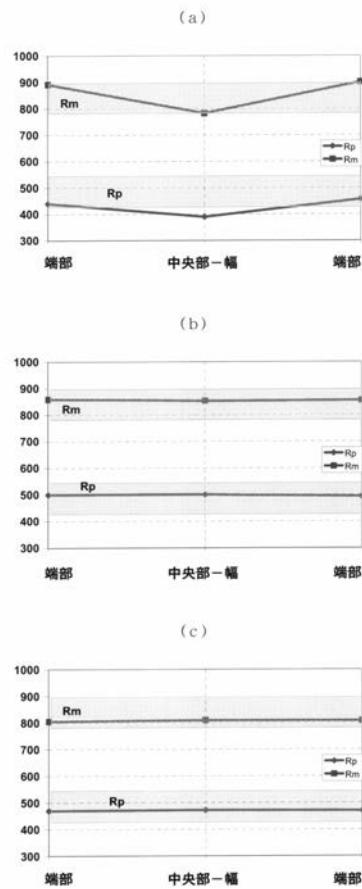
【0066】

図2及び4における長さ表示は全て10 μmの長さを示す。

【図1】



【図3】



【図2】

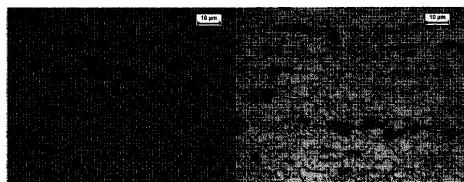
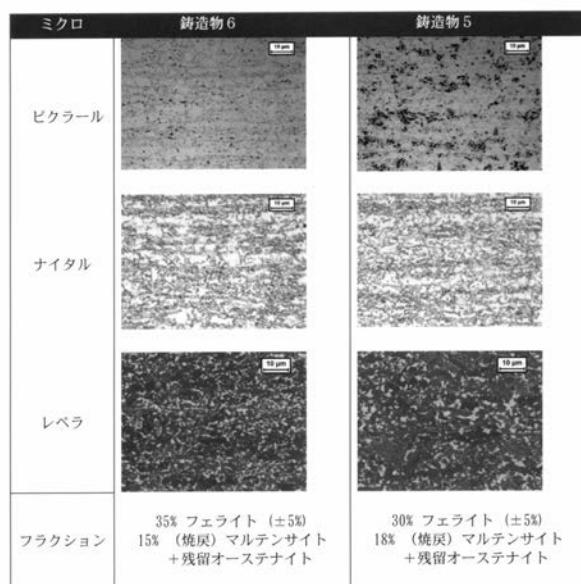


Figure 2

【図4】



【国際調査報告】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT				
				International application No PCT/EP2016/064704
A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER INV. C23C2/02 C21D8/02 C23C2/26 C21D9/46 C22C38/02 C22C38/04 C22C38/06				
ADD. <small>According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC</small>				
B. FIELDS SEARCHED <small>Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)</small> C23C C21D C22C				
<small>Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched</small>				
<small>Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)</small> EPO-Internal, WPI Data				
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT				
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.		
X	WO 2014/139625 A1 (TATA STEEL IJMUIDEN BV [NL]) 18 September 2014 (2014-09-18) page 5, lines 28-35; claims 1-15 -----	1-14		
X	WO 2013/037485 A1 (TATA STEEL IJMUIDEN BV [NL]; ENNIS BERNARD LEO [NL]) 21 March 2013 (2013-03-21) claims 1-17 -----	1-8, 10, 12-14		
X	WO 2011/076383 A1 (TATA STEEL IJMUIDEN BV [NL]; ENNIS BERNARD LEO [NL]; HANLON DAVID NEAL) 30 June 2011 (2011-06-30) claims 1-10 -----	1-7		
X	EP 1 867 746 A1 (JFE STEEL CORP [JP]) 19 December 2007 (2007-12-19) claims 1-4; tables 1,3,5 -----	1-7		
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C.		<input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
<small>* Special categories of cited documents :</small>				
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 added 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		Date of mailing of the international search report		
15 July 2016		22/07/2016		
Name and mailing address of the ISA/ European Patent Office, P.O. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel: (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016		Authorized officer Chalafris, Georgios		

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No
PCT/EP2016/064704

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
WO 2014139625 A1	18-09-2014	CA 2903916 A1 CN 105247089 A EP 2971209 A1 KR 20150132208 A US 2016017472 A1 WO 2014139625 A1	18-09-2014 13-01-2016 20-01-2016 25-11-2015 21-01-2016 18-09-2014
WO 2013037485 A1	21-03-2013	CA 2848161 A1 CN 103857808 A EP 2768989 A1 ES 2562478 T3 JP 2014531511 A KR 20140068186 A PT 2768989 E US 2014205858 A1 WO 2013037485 A1	21-03-2013 11-06-2014 27-08-2014 04-03-2016 27-11-2014 05-06-2014 18-03-2016 24-07-2014 21-03-2013
WO 2011076383 A1	30-06-2011	CN 102712171 A EP 2516151 A1 JP 2013515167 A KR 20120087185 A US 2012288733 A1 US 2015044504 A1 WO 2011076383 A1	03-10-2012 31-10-2012 02-05-2013 06-08-2012 15-11-2012 12-02-2015 30-06-2011
EP 1867746 A1	19-12-2007	CA 2600701 A1 EP 1867746 A1 JP 5250939 B2 JP 2006307327 A KR 20070103066 A WO 2006104275 A1	05-10-2006 19-12-2007 31-07-2013 09-11-2006 22-10-2007 05-10-2006

フロントページの続き

(81)指定国 AP(BW,GH,GM,KE,LR,LS,MW,MZ,NA,RW,SD,SL,ST,SZ,TZ,UG,ZM,ZW),EA(AM,AZ,BY,KG,KZ,RU,TJ,TM),EP(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,R0,RS,SE,SI,SK,SM,TR),OA(BF,BJ,CF,CG,CI,CM,GA,GN,GQ,GW,KM,ML,MR,NE,SN,TD,TG),AE,AG,AL,AM,AO,AT,AU,AZ,BA,BB,BG,BH,BN,BR,BW,BY,BZ,CA,CH,CL,CN,CO,CR,CU,CZ,DE,DK,DM,D0,DZ,EC,EE,EG,ES,FI,GB,GD,GE,GH,GM,GT,HN,HR,HU,IDL,IN,IR,IS,JP,KE,KG,KN,KP,KR,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

(74)代理人 100105153

弁理士 朝倉 悟

(74)代理人 100120617

弁理士 浅野 真理

(74)代理人 100172557

弁理士 鈴木 啓靖

(72)発明者 ヨースト、ビレム、ヘンドリック、ファン、クレフェル

オランダ国1970、セーアー、エイマイデン、ピーオー、ボックス、10000-3ハ.37、タタ、スティール、ネダーランド、テクノロジー、ベスロー・テン、フェンノート・シャップ、グループ、インテレクチュアル、プロパティー、サービス

(72)発明者 コルネリア、イオネスク

オランダ国1970、セーアー、エイマイデン、ピーオー、ボックス、10000-3ハ.37、タタ、スティール、ネダーランド、テクノロジー、ベスロー・テン、フェンノート・シャップ、グループ、インテレクチュアル、プロパティー、サービス

(72)発明者 バーナード、レオ、エニス

オランダ国1970、セーアー、エイマイデン、ピーオー、ボックス、10000、3ハ.37、タタ、スティール、ネダーランド、テクノロジー、ベスロー・テン、フェンノート・シャップ、グループ、インテレクチュアル、プロパティー、サービス

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA06 EA09 EA11 EA15 EA16 EA18 EA23 EA27

EA31 EB05 EB08 EB09 EB12 FB00 FC04 FE01 FG00 FG01

FH01 FJ05 FL01 FL05 FM02 GA05 HA03 JA06