(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7636354号
(P7636354)

(45)発行日　令和7年2月26日(2025.2.26)

(24)登録日　令和7年2月17日(2025.2.17)

(51)国際特許分類		FI		
C21D 9/46 (2006.01)		C21D	9/46	G
C22C 38/00 (2006.01)		C21D	9/46	J
C22C 38/58 (2006.01)		C22C	38/00	301S
		C22C	38/00	301T
		C22C	38/58	

請求項の数　17　（全26頁）

(21)出願番号　特願2021-575078(P2021-575078)
(86)(22)出願日　令和2年6月11日(2020.6.11)
(65)公表番号　特表2022-537190(P2022-537190A)
(43)公表日　令和4年8月24日(2022.8.24)
(86)国際出願番号　PCT/EP2020/066216
(87)国際公開番号　WO2020/254190
(87)国際公開日　令和2年12月24日(2020.12.24)
審査請求日　令和5年6月9日(2023.6.9)
(31)優先権主張番号　19180705.6
(32)優先日　令和1年6月17日(2019.6.17)
(33)優先権主張国・地域又は機関
欧州特許庁(EP)

(73)特許権者　500252006
タタ、スティール、アイモイデン、ベスローテン、フェンノートシャップ
ＴＡＴＡ ＳＴＥＥＬ ＩＪＭＵＩＤＥＮ ＢＶ
オランダ国１９５１、イェーゼット、フェルゼンーノールト、ウェンケバフストラート、１
(74)代理人　100091487
弁理士　中村 行孝
(74)代理人　100120031
弁理士　宮嶋 学
(74)代理人　100120617
弁理士　浅野 真理
(74)代理人　100172557

最終頁に続く

(54)【発明の名称】　高強度冷間圧延鋼ストリップを熱処理する方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

冷間圧延鋼ストリップを熱処理する方法であって、

前記方法が、以下の工程：

ａ）冷間圧延鋼ストリップを１～１５０秒の均熱時間ｔ２の間、（Ａｃ３－５０）～（Ａｃ３＋１０）の温度で均熱し、それにより少なくとも部分的にオーステナイト化されたミクロ組織を有する冷間圧延鋼ストリップを得る工程；

ｂ）工程ａ）から得られた均熱鋼ストリップをＭｓ～（Ｍｓ－２００）の温度Ｔ４まで冷却する工程であって、工程ａ）から得られた均熱鋼ストリップを少なくとも１５℃／秒の冷却速度Ｖ４で温度Ｔ４まで直接冷却するか、又は、工程ａ）から得られた均熱鋼ストリップを少なくとも１℃／秒の冷却速度Ｖ３で８００～５００℃の温度Ｔ３まで冷却した後、少なくとも１５℃／秒の冷却速度Ｖ４で温度Ｔ３から温度Ｔ４まで冷却する工程；

ｃ）工程ｂ）から得られた冷却鋼ストリップをＢｓ～Ｍｓの温度まで加熱する工程；

ｄ）加熱鋼ストリップを３０～１２０秒の時間ｔ５の間、Ｂｓ～Ｍｓの温度で加熱する工程；

ｅ）加熱鋼ストリップを周囲温度まで冷却する工程

を含み、その結果、鋼ストリップが、体積％で、

ポリゴナルフェライト（ＰＦ）＋針状フェライト（ＡＦ）＋高ベイニティックフェライト（ＨＢＦ）：２０～５５

ポリゴナルフェライト（ＰＦ）：０～５０

低ベイニティックフェライト（ＬＢＦ）＋分配マルテンサイト（ＰＭ）：２５～７０
残留オーステナイト（ＲＡ）：５～２０
マルテンサイト（Ｍ）：０～１５
を含み、かつ、パーライトを含まないミクロ組織を有し、ここで、「パーライトを含まない」とは、セメンタイト及びフェライトを含む層状ミクロ組織の量が５％未満であることを意味し、
鋼ストリップが、質量％で、以下の組成：
Ｃ：０．１５～０．３５
Ｍｎ：１．５０～４．００
Ｓｉ：０．５０～２．００
Ａｌ：０．０１～１．５０
Ｐ：０．０５０未満
Ｓ：０．０２０未満
Ｎ：０．００８０未満
場合により、
０＜Ｃｒ≦１．００
０＜Ｃｕ≦０．２０
０＜Ｎｉ≦０．５０
０＜Ｍｏ≦０．５０
０＜Ｎｂ≦０．１０
０＜Ｖ≦０．１０
０＜Ｔｉ≦０．１０
０＜Ｂ≦０．００３０
０＜Ｃａ≦０．００５０
０＜ＲＥＭ≦０．０１００
から選択される１種又は２種以上の元素
鉄及び不可避的不純物：残部
を有し、
（Ｓｉ＋Ａｌ）の合計が、≧０．６０であり、
ＲＥＭが、１種又は２種以上の希土類金属である、前記方法。

【請求項２】
工程ｃ）が、工程ｂ）から得られた冷却鋼ストリップを、Ｍｓ～（Ｍｓ－２００）の温度Ｔ４で加熱することを含む、請求項１に記載の方法。

【請求項３】
工程ｃ）の合計時間ｔ４が、１～１０秒である、請求項１又は２に記載の方法。

【請求項４】
均熱時間ｔ２が１～１００秒である、請求項１～３のいずれか一項に記載の方法。

【請求項５】
冷却速度Ｖ３が２．０～１５．０℃／秒であり、温度Ｔ３が７５０～５５０℃である、請求項１～４のいずれか一項に記載の方法。

【請求項６】
冷却速度Ｖ４が２０．０～７０．０℃／秒であり、温度Ｔ３が７５０～５５０℃である、請求項１～５のいずれか一項に記載の方法。

【請求項７】
工程ａ）の前に、冷間圧延鋼ストリップを少なくとも０．５℃／秒の加熱速度で（Ａｃ３－５０）～（Ａｃ３＋１０）の温度まで加熱する工程をさらに含む、請求項１～６のいずれか一項に記載の方法。

【請求項８】
工程ａ）の前に、冷間圧延鋼ストリップを、１０．０～３０．０℃／秒の加熱速度Ｖ１で、６８０～７４０℃の温度Ｔ１まで加熱し、さらに、０．５～４．０℃／秒の加熱速度Ｖ

２で、温度Ｔ１から（Ａｃ３－５０）～（Ａｃ３＋１０）の温度まで加熱する工程をさらに含む、請求項１～６のいずれか一項に記載の方法。
【請求項９】
加熱速度Ｖ１が１５．０～２５．０℃／秒であり、温度Ｔ１が７００～７２０℃であり、加熱速度Ｖ２が１．０～３．０℃／秒である、請求項８に記載の方法。
【請求項１０】
工程ｄ）における加熱が、Ｂｎ～（Ｍｓ＋５０）の温度で実施される、請求項１～９のいずれか一項に記載の方法。
【請求項１１】
工程ｄ）における加熱が、４０～１００秒の時間ｔ５の間、実施される、請求項１０に記載の方法。
【請求項１２】
工程ｄ）における加熱が、Ｂｎ～Ｍｓの温度で実施され、
前記方法が、工程ｄ）と工程ｅ）との間に、工程ｄ）から得られた鋼ストリップを、Ｂｓ～Ｂｎの温度で加熱する追加の加熱工程を含む、請求項１～１１のいずれか一項に記載の方法。
【請求項１３】
前記追加の加熱工程における加熱が、５～３０秒の時間ｔ６の間、実施される、請求項１２に記載の方法。
【請求項１４】
前記追加の加熱工程が、溶融亜鉛めっき処理を含む、請求項１２又は１３に記載の方法。
【請求項１５】
熱処理後、熱処理された鋼ストリップを保護コーティングでコーティングするコーティング工程をさらに含む、請求項１～１３のいずれか一項に記載の方法。
【請求項１６】
前記ミクロ組織が、体積％で、
ポリゴナルフェライト（ＰＦ）＋針状フェライト（ＡＦ）＋高ベイニティックフェライト（ＨＢＦ）：２５～５０
ポリゴナルフェライト（ＰＦ）：１０～４０
低ベイニティックフェライト（ＬＢＦ）＋分配マルテンサイト（ＰＭ）：３５～６５
残留オーステナイト（ＲＡ）：７～１５
マルテンサイト（Ｍ）：０～１０
を含み、且つ／或いは、
残留オーステナイト（ＲＡ）中のＣ含有量が、０．９０重量％以上である、請求項１～１５のいずれか一項に記載の方法。
【請求項１７】
得られた鋼ストリップが、以下の特性：
≧５００ＭＰａの降伏強度（ＹＳ）；
≧８５０ＭＰａの引張強度（ＴＳ）；
≧１４％の全伸び（ＴＥ）
のうちの少なくとも１つの特性を有する、請求項１～１６のいずれか一項に記載の方法。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、高強度冷間圧延鋼ストリップを熱処理する方法に関する。
【背景技術】
【０００２】
当技術分野では、自動車用途の要件を満たすために、様々なタイプの冷間圧延鋼及び製造プロセスが提案されてきた。例えば、成形性の観点から、自動車用鋼ストリップには超低炭素鋼が使用される。この鋼種は、２８０～３８０ＭＰａの引張強度を示す。

【０００３】
ＨＳＬＡ（高強度低合金）鋼は、マイクロ合金元素を含む。それらは、析出及び結晶粒微細化の組み合わせによって硬化される。
【０００４】
先進高張力鋼（ＡＨＳＳ）、例えば、二相（ＤＰ）鋼及び変態誘起塑性（ＴＲＩＰ）鋼は、現在、自動車製造業で使用される高延性且つ高強度の鋼の典型である。ＤＰ鋼では、フェライトマトリックス内にマルテンサイトが存在するため、４５０ＭＰａを超える引張強度と、良好な冷間成形性とを得ることができる。
【０００５】
高い降伏強度／引張強度比と、さらに高い引張強度、すなわち８００ＭＰａ超とを同時に達成するために、フェライト、ベイナイト、マルテンサイト及び／又は残留オーステナイトを含む複合（ＣＰ）ミクロ組織を有する鋼が開発されてきた。しかしながら、フェライト、ベイナイト又はマルテンサイト構造と残留オーステナイト構造との間の変形能力の違いのために、これらの鋼は一般に伸びフランジ成形性において劣っている。したがって、それらの使用は、高い成形性を必要としない自動車部品に限定される。
【０００６】
マトリックス相としての焼戻しマルテンサイトと、残留オーステナイトとからなるＴＲＩＰ型焼戻しマルテンサイト鋼（焼入れ及び分配によるＱ＆Ｐ鋼）、並びにマトリックス相としてのベイニティックフェライトと、残留オーステナイトとからなるＴＲＩＰ型ベイニティックフェライト鋼（オーステンパによるＴＢＦ鋼）は、利点（例えば、硬質焼戻しマルテンサイト及び／又はベイニティックフェライト構造により高強度を提供する能力、及びマトリックスが炭化物を含まない（carbide-free）ため優れた伸びを示す能力）を有し、ベイニティックフェライト構造におけるラス状のベイニティックフェライトの境界に微細な残留オーステナイト粒を容易に形成することができる。したがって、炭化物を含まないベイニティックフェライト鋼又は焼戻しマルテンサイト鋼は、均一な微細ラス構造により、良好な伸びフランジ性を実現することが期待される。これらのミクロ組織に少量のマルテンサイトしか存在しないことによる硬度の不均一性により、これらの鋼タイプは良好な深絞り性を達成することができる。
【０００７】
しかしながら、現在の連続製造ラインの制限により、強度及び延性の特性の期待される有益な組み合わせは、現在利用可能な鋼のレシピでは得ることができなかった。これらの制限には、とりわけ、連続アニーリング（ＣＡ）ライン及び連続亜鉛めっき（ＣＧ）ラインの現在の設備の再加熱炉が、多くの場合、鋼ストリップを変態区間熱処理又は再結晶熱処理に供する場合にのみ適していることが含まれる。例えば、一部の現在のアニーリングラインの最高アニーリング温度は８９０℃に制限される。さらに、現在のＣＡ／ＣＧラインの冷却速度は一定の範囲内に制限される。多くのＣＡ／ＣＧラインに対して利用可能な過時効時間もまた制限され、例えば、この時間時間は約１６０秒未満であり、これは、過時効中に任意の所望の変態を完了するのに深刻な時間制限を付する。
【０００８】
例えば、ＷＯ２０１３／１４４３７３Ａ１には、ポリゴナルフェライトのマトリックスを有する冷間圧延ＴＲＩＰ鋼であって、クロムと特定のミクロ組織とを含む特定の組成を有し、引張強度が少なくとも７８０ＭＰａである冷間圧延ＴＲＩＰ鋼が開示されており、これは過時効／オーステンパセクションを有する従来の工業用アニーリングラインでの製造を可能にすると言われている。すなわち、比較的高い過時効／オーステンパ温度に対して、オーステンパ時間は２００秒未満であり得る。
【０００９】
ＥＰ２８３１２９６Ｂ１及びＥＰ２８３１２９９には、従来の製造ラインでも製造可能な、引張強度が少なくとも９８０ＭＰａであるＴＢＦ鋼が開示されている。しかしながら、好ましい過時効／オーステンパ時間は２８０～３２０秒であり、極めて多くの従来の製造ラインでの生産を可能にするにはあまりに長い。言い換えれば、ベイナイト変態速度は

、従来の製造ラインにおいて、所望のミクロ組織を得るための過時効セクションで限られた時間内にベイナイト変態を完了するにはあまりに遅い。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【００１０】

本発明の目的は、合理的な降伏強度（ＹＳ）における所望の高い引張強度及び高い全伸び（ＴＥ）特性の組み合わせ、例えば、ＴＳ≧８５０ＭＰａ、ＴＥ≧１４％及び／又はＹＳ≧５００ＭＰａを有する冷間圧延鋼ストリップ、特に自動車用途で使用するための鋼ストリップを提供することである。

【００１１】

本発明のさらなる目的は、上記のような所望の特性の組み合わせを得るために冷間圧延鋼ストリップを熱処理するための方法、特に既存の製造ライン又は適切な代替物を使用して実施され得る熱処理を提供することである。

【００１２】

本発明の別の目的は、従来の工業製造ラインにおいて製造可能な、所望の特性の組み合わせを有する高ケイ素冷間圧延鋼ストリップを提供することである。

【００１３】

本発明のさらに別の目的は、高強度冷間圧延鋼ストリップ用の鋼組成及びその熱処理により、所望のミクロ組織を得るために従来の製造ラインでベイナイト変態を完了することを可能にすることである。

【課題を解決するための手段】

【００１４】

これらを考慮して、本発明は、冷間圧延鋼ストリップを熱処理する方法であって、

前記方法が、以下の工程：

ａ）冷間圧延鋼ストリップを１～１５０秒の均熱時間ｔ２の間、（Ａｃ３－６０）以上で均熱し、それにより少なくとも部分的にオーステナイト化されたミクロ組織を有する冷間圧延鋼ストリップを得る工程；

ｂ）工程ａ）から得られた均熱鋼ストリップをＭｓ～（Ｍｓ－２００）の温度Ｔ４まで冷却する工程；

ｃ）工程ｂ）から得られた冷却鋼ストリップをＢｓ～Ｍｓの温度まで加熱する工程、

ｄ）加熱された鋼ストリップを３０～１２０秒の時間ｔ５の間、Ｂｓ～Ｍｓの温度で加熱する工程、

ｅ）加熱鋼ストリップを周囲温度まで冷却する工程

を含み、その結果、鋼ストリップが、体積％で、

ポリゴナルフェライト（ＰＦ）＋針状フェライト（ＡＦ）＋高ベイニティックフェライト（ＨＢＦ：higher bainitic ferrite）：２０～５５

ポリゴナルフェライト（ＰＦ）：０～５０

低ベイニティックフェライト（ＬＢＦ：lower bainitic ferrite）＋分配マルテンサイト（ＰＭ：partitioned martensite）：２５～７０

残留オーステナイト（ＲＡ）：５～２０

マルテンサイト（Ｍ）：０～１５

を含むミクロ組織を有し、

鋼ストリップが、質量％で、以下の組成：

Ｃ：０．１５～０．３５

Ｍｎ：１．５０～４．００

Ｓｉ：０．５０～２．００

Ａｌ：０．０１～１．５０

Ｐ：０．０５０未満

Ｓ：０．０２０未満

Ｎ：０．００８０未満

場合により、
０＜Ｃｒ≦１．００
０＜Ｃｕ≦０．２０
０＜Ｎｉ≦０．５０
０＜Ｍｏ≦０．５０
０＜Ｎｂ≦０．１０
０＜Ｖ≦０．１０
０＜Ｔｉ≦０．１０
０＜Ｂ≦０．００３０
０＜Ｃａ≦０．００５０
０＜ＲＥＭ≦０．０１００
から選択される１種又は２種以上の元素
鉄及び不可避的不純物：残部
を有し、
（Ｓｉ＋Ａｌ）の合計が、≧０．６０であり、
ＲＥＭが、１種又は２種以上の希土類金属である、前記方法を提供する。

【００１５】

本発明の方法は、特定の組成及びミクロ組織、並びに高強度、成形性及び溶接性を必要とする自動車部品に望ましい特性の組み合わせを有する冷間圧延鋼ストリップを製造することを可能にする。

【００１６】

本発明は、適切な量の初析フェライトを導入し、その形態を制御することによって、最高アニーリング温度及び時間を制御することでオーステナイトの微細粒を得ることによって、及び製造ラインにおいて修正された焼入れ及び分配プロセスを使用することによって、ベイナイト変態速度が遅いという問題を解決する。

【００１７】

本発明によるこの方法は、既存の連続アニーリングライン及び亜鉛めっきラインを使用して、これらの製造ラインに典型的な製造速度における、アニーリングセクションの最高温度、冷却速度範囲及び過時効時間ウィンドウに関する制限内で実行可能である。

【００１８】

冷間圧延鋼ストリップは、Ｚｎコーティングされ得、例えば、溶融亜鉛めっき又は電気亜鉛めっきによって、Ｚｎコーティングされ得る。溶融亜鉛めっき工程は、本発明による熱処理に容易に統合され得る。

【００１９】

鋼の臨界変態温度を説明するために使用される用語は、当業者によく知られているように、以下に記載する。

Ａｅ３：フェライトからオーステナイトへの変態又はオーステナイトからフェライトへの変態が平衡条件下で起こる温度。

Ａｃ３：加熱中に、フェライトからオーステナイトへの変態が終了する温度。Ａｃ３は通常Ａｅ３よりも高いが、加熱速度がゼロになる傾向があるため、Ａｅ３に向かう傾向がある。本発明において、Ａｃ３は３℃／秒の加熱速度で測定される。

Ａｒ３：冷却中に、オーステナイトがフェライトに変態し始める温度。

Ｂｓ：冷却中に、オーステナイトからベイナイトへの変態が開始する温度。

Ｂｎ：鋼の時間－温度変態（ＴＴＴ）曲線におけるベイナイト変態のノーズ温度。この温度で、オーステナイトからベイナイトへの変態が最も速い反応速度を示す。

Ｍｓ：冷却中に、オーステナイトからマルテンサイトへの変態が開始する温度。

Ｍｆ：冷却中に、オーステナイトからマルテンサイトへの変態が終了する温度。Ｍｆに関する実際的な問題は、冷却中に、マルテンサイトの割合が漸近的にのみ達成可能な最大量に近づくことである。これは、最後のマルテンサイトが形成されるのに非常に時間がかかることを意味する。したがって、実際的な理由のために本発明の文脈において、Ｍｆは

、達成可能な最大量のマルテンサイトの９０％が形成された温度と見なされる。
【００２０】
これらの臨界相変態温度は、膨張計実験によって決定することができる。或いは、本発明による鋼のＡｃ３、Ｂｓ、Ｂｎ及びＭｓ点は、その組成に基づいて、利用可能なソフトウェア、例えば、ＪｍａｔＰｒｏ又は以下の実験式を使用して、事前に計算することができる。
【数１】

$$Ac3\ (°C) = 942 - 260C + 35Si - 35Mn + 125Al - 11Cr - 14Cu$$

$$Bs\ (°C) = 839 - 86Mn - 23Si - 67Cr + 35\sqrt{Al} - 270(1-\exp(-1.33C))$$

$$Ms\ (°C) = 539 - 423C - 30.4Mn - 7.5Si + 30Al$$

これらの式中、鋼組成の成分Ｘは重量％で表される。
【００２１】
本明細書において、特に明記されていない限り、すべての温度は摂氏で表され、すべての組成は重量パーセント（重量％）で示され、すべてのミクロ組織は体積パーセント（体積％）で示される。
【図面の簡単な説明】
【００２２】
【図１】図１は、低温ベイニティックフェライト（low temperature bainitic ferrite）及び／又は分配マルテンサイト（図１ａ）並びに高温ベイニティックフェライト（high temperature bainitic ferrite）（図１ｂ）のベイニティックフェライトのミクロ組織の特性をそれぞれ示すＥＢＳＤマップである。
【図２】図２は、低温ベイニティックフェライト及び高温ベイニティックフェライトの方位差角度（misorientation angle）のヒストグラムである。
【図３】図３は、本発明による方法の実施形態の一般的に適用可能な時間対温度プロファイルを示す図である。
【発明を実施するための形態】
【００２３】
組成の説明の後に、本発明による方法の工程及びミクロ組織を示す。
【００２４】
<u>組成</u>
炭素：０．１５～０．３５％
十分な量の炭素が、強度と残留オーステナイトの安定化とに必要であり、後者はＴＲＩＰ効果を提供する。それを考慮して、必要な強度及び伸びを確実にするために、炭素の量は、０．１５％以上、好ましくは０．１７％以上である。炭素含有量を増加させると、鋼の強度、残留オーステナイトの量、及び残留オーステナイト中の炭素含有量が増加する。しかしながら、炭素含有量が０．２５％より高い場合には、鋼の溶接性が大幅に低下する。溶接を必要とする用途の場合には、炭素含有量は、好ましくは０．１５～０．２５％、より好ましくは０．１７～０．２３％である。
【００２５】
ケイ素：０．５０～２．００％
ケイ素は、記載のミクロ組織を得るための、本発明による鋼組成における必須元素である。その主な機能は、炭素が炭化鉄（最も一般的にはセメンタイト）の形態で析出するのを防止し、残留オーステナイトの分解を抑制することである。ケイ素は、強度特性及び適切な変態挙動に寄与する。さらに、ケイ素は、アニーリング中にオーステナイトの粒成長を抑制することにより、延性、加工硬化性及び伸びフランジ成形性の向上に寄与する。炭化物の形成を十分に抑制するには、最低で０．５０％のＳｉが必要である。しかしながら、ケイ素含有量が高いと、ストリップ表面に酸化ケイ素が形成され、表面品質、コーティ

ング性及び加工性が低下する。さらに、本組成を有する鋼のＡｃ３温度は、ケイ素含有量が増加するにつれて上昇する。これは、アニーリングセクションで達成可能な最大限の最高温度（maximum top temperature）の観点で、既存の製造ラインを使用して鋼ストリップを生産する実現性に影響を与える場合がある。それらを考慮すると、ケイ素含有量は２．００％以下である。好ましくは、炭化物形成の抑制及びオーステナイト安定化の促進とともに濡れ性の観点から、Ｓｉは０．８０～１．８０％である。より好ましくは、Ｓｉは１．００～１．６０％である。

【００２６】

アルミニウム：０．０１～１．５０％

アルミニウムの主な機能は、鋳造前に溶鋼を脱酸することである。溶鋼の脱酸には、０．０１％以上のＡｌが必要である。さらに、アルミニウムはケイ素と同様の機能を有し、炭化物の形成を防止し、残留オーステナイトを安定化する。ＡｌはＳｉに比べて効果が低いと考えられている。強化には大きな影響はない。少量のＡｌを使用して、Ｓｉを部分的に置き換え、変態温度及び臨界冷却速度を調整して、針状フェライト（ＡＦ）を取得し、ベイナイト変態速度を上昇させることができる。これらの目的のためにＡｌが添加される。したがって、Ａｌ含有量は、好ましくは、０．０３％以上である。高レベルのＡｌは、フェライトからオーステナイトへの変態点を現在の設備と互換性のないレベルまで上昇させる場合があり、その結果、主相が低温変態生成物であるミクロ組織を得るのは困難となる。Ａｌ含有量が増加するにつれて、鋳造中に割れが発生するリスクが増加する。これを考慮すると、上限は１．５０％、好ましくは１．００％、より好ましくは０．７０％である。

【００２７】

Ｓｉの割合とＡｌの割合との関係に関して、組成は、Ｓｉ＋Ａｌ≧０．６０、好ましくはＳｉ＋Ａｌ≧１．００の条件を満たす。有利には、Ａｌの含有量は、Ｓｉ含有量の０．５倍未満である。

【００２８】

マンガン：１．５０～４．００％

マンガンは、硬化性と残留オーステナイトの安定化との観点から、本発明による鋼ストリップのミクロ組織を得るのに必要である。Ｍｎはまた、高温での初析フェライトの形成及びベイニティックフェライト変態速度にも影響を及ぼす。ベイニティックフェライト中の炭化物の形成を抑制するには、一定量のＳｉ及び／又はＡｌが必要である。Ａｃ３温度は、Ｓｉ及びＡｌの含有量が増加するにつれて上昇する。Ｍｎはまた、Ｓｉ及びＡｌが存在する結果として上昇した相変態点Ａｃ３のバランスをとるように調整される。Ｍｎ含有量が１．５０％未満の場合には、記載のミクロ組織を得るのは困難である。したがって、Ｍｎは１．５０％以上で添加する必要がある。しかしながら、Ｍｎが過剰量で存在すると、マクロ偏析が発生しやすくなり、鋼に好ましくないバンド形成をもたらす。さらに、過剰量のＭｎはベイナイト変態速度を遅くし、その結果、フレッシュマルテンサイトの量が過度に多くなり、結果として伸びフランジ成形性もまた低下する。したがって、Ｍｎ含有量は４．００％以下、好ましくは３．５０％以下、より好ましくは１．８０≦Ｍｎ≦３．００％である。

【００２９】

リン：＜０．０５０％

リンは鋼の不純物である。粒界に偏析し、加工性を低下させる。その含有量は０．０５０％未満、好ましくは０．０２０％未満である。

【００３０】

硫黄：＜０．０２０％

硫黄もまた鋼の不純物である。Ｓは、硫化物系介在物、例えば、ＭｎＳを形成し、割れを発生させ、鋼の伸びフランジ成形性を低下させる。Ｓ含有量は、可能な限り低いことが好ましく、例えば０．０２０％未満、好ましくは０．０１０％未満、より好ましくは０．００５％未満である。

【００３１】
窒素：＜０．００８０％
窒素は、鋼の別の不可避的不純物である。マイクロ合金元素を含む窒化物として析出し、固溶体中に存在して強化に寄与する。過剰な窒化物は、伸び、伸びフランジ性及び曲げ性を低下させる。したがって、有利には、窒素含有量は、０．００８０％未満、好ましくは０．００５０％未満、より好ましくは０．００４０％未満である。
【００３２】
鋼組成は、以下のように１種又は２種以上の任意成分の元素を含み得る。
【００３３】
銅：０～０．２０％
銅は、本組成を有する鋼の実施形態で必要ではないが、存在してもよい。いくつかの実施形態では、製造プロセスに応じて、Ｃｕの存在が不可避な場合がある。０．０５％未満の銅は残留元素と見なされる。合金元素としての銅は、０．２０％まで添加され得る。これにより、出発鋼ストリップを製造する熱間圧延段階で形成されたスケールの除去を容易にし、さらに、表面処理なしで冷間圧延鋼ストリップをそのまま使用した場合には耐食性を向上させ、或いは、Ｚｎコーティングされたストリップの場合には溶融亜鉛による濡れ性を向上させる。Ｃｕはベイナイト構造を促進し、固溶体硬化を引き起こし、フェライトマトリックスからε－銅として析出するため、析出硬化に寄与し得る。Ｃｕはまた、鋼に侵入する水素の量を低減し、その結果、遅れ破壊特性を改善する。しかしながら、過剰量が添加されると、Ｃｕは高温脆性の原因となる。したがって、Ｃｕを添加する場合、Ｃｕ含有量は０．２０％以下である。
【００３４】
クロム：０～１．００％；ニッケル：０～０．５０％；モリブデン：０～０．５０％
クロム、ニッケル及びモリブデンは必須元素ではないが、鋼組成に残留元素として存在する場合がある。残留元素としてのＣｒ、Ｎｉ又はＭｏの許容可能なレベルはそれぞれ０．０５％である。合金元素として、それらは鋼の硬化性を向上させ、ベイニティックフェライトの形成を促進すると同時に、残留オーステナイトを安定化するのに有用な同様の効果を有する。したがって、Ｃｒ、Ｎｉ及びＭｏはミクロ組織制御に有効である。この効果を十分に得るために、鋼中のＣｒ、Ｎｉ又はＭｏの含有量が少なくとも０．０５％であることが好ましい。しかしながら、それぞれを過剰に添加すると、効果が飽和し、ベイナイト変態速度が過度に遅くなり、過時効時間が制限される製造ラインにおいて必要なミクロ組織を得ることができない。したがって、Ｃｒの量は最大１．００％に制限される。Ｎｉは、比較的大量のＣｕが添加された場合の高温脆性の特質を低減するために単に使用される。Ｎｉのこの効果は、Ｎｉ含有量が＞［Ｃｕ（％）／３］である場合に顕著になる。Ｎｉ及びＭｏの量は、存在する場合には、それぞれ最大０．５０％に制限される。
【００３５】
ニオブ：０～０．１００％；バナジウム：０～０．１００％；チタン：０～０．１００％
残留元素としてのニオブ、バナジウム及びチタンの許容可能なレベルは、それぞれ０．００５％である。ニオブ、バナジウム及びチタンのうちの１種又は２種以上を添加して、熱間圧延中間生成物及び最終生成物のミクロ組織を微細化することができる。これらの元素は析出強化効果を有し、ベイニティックフェライトの形態を変化させる場合がある。これらはまた、特性、例えば、延伸されたエッジの延性及び曲げ性に依存する用途の最適化にも有益に寄与する。これらの効果を得るために、これらの元素のいずれかの下限は、存在する場合には、０．００５％以上に調節される必要がある。Ｎｂ、Ｔｉ及びＶそれぞれの含有量が０．１０％を超えると、効果が飽和する。したがって、これらの元素を添加する場合には、それらの含有量は０．００５％～０．１００％に調節される。好ましくは、上限は、Ｎｂ及びＴｉに対して０．０５０％以下、Ｖに対して０．１００％以下である。この理由は、過剰に添加すると炭化物の析出が過度に多くなり、加工性が低下するためである。さらに、Ｔｉ＋Ｎｂ＋Ｖの合計は、加工性及びコストの観点から、０．１００％を超えないことが好ましい。

【００３６】
ホウ素：０～０．００３０％
ホウ素は、別の任意成分の元素であり、添加する場合には０．０００３％～０．００３０％に調節される。残留元素としてのＢの許容可能なレベルは、０．０００３％である。ホウ素の添加は、焼入れ硬化性を向上させ、引張強度の増加にも役立つ。Ｂのこれらの効果を得るために、下限は、０．０００３％、好ましくは０．０００５％であることが必要である。しかしながら、過剰なＢが添加されると、効果が飽和する。有利には、Ｂは０．００２５％以下、好ましくは０．００２０％以下に調節される。
【００３７】
本発明の別の好ましい実施形態において、所望の特性を有する冷間圧延高強度鋼ストリップを依然として得つつ、最終製品のコストを削減するために、Ｔｉ及び／又はＮｂ及び／又はＶ及び／又はＮｉ及び／又はＣｕ及び／又はＣｒ及び／又はＭｏ及び／又はＢは、合金元素として添加されない。
【００３８】
カルシウム：０～０．００５０％；希土類元素（ＲＥＭ）：０～０．０１００％
さらに、本発明による組成は、場合により、Ｃａ及び希土類金属（ＲＥＭ）から選択される１種又は２種の元素を、ＭｎＳ介在物制御のための処理と一致する量で含み得る。残留元素として存在する場合には、許容可能なレベルは０．０００５％である。合金元素として添加する場合には、Ｃａは０．００５０％以下の値に調節され、ＲＥＭは０．０１００％以下の値に調節される。Ｃａ及び／又はＲＥＭは硫黄及び酸素と結合し、その結果、オキシ硫化物を生成する。このオキシ硫化物は、延性に対する悪影響（ＣａもＲＥＭも存在しない際に形成する細長いマンガン硫化物の場合におけるような悪影響）を及ぼさない。この効果は、Ｃａ含有量が０．００５０％より高くなるか、又はＲＥＭ含有量が０．０１００％より高くなると飽和する。好ましくは、Ｃａの量は、存在する場合には、０．００３０％未満、より好ましくは０．００２０％以下の値に調節される。好ましくは、ＲＥＭの量は、存在する場合には、０．００８０％以下、より好ましくは０．００５０％以下の値に調節される。
【００３９】
鋼組成の残部は、鉄及び不可避的不純物を含む。
【００４０】
本発明による鋼の化学組成は、従来の連続製造ラインの能力に適合する。
【００４１】
ミクロ組織
本発明に従って熱処理された冷間圧延鋼ストリップは、２０～５５％のポリゴナルフェライト（ＰＦ）、針状フェライト（ＡＦ）及び高ベイニティックフェライト（ＨＢＦ）、最大で５０％のＰＦ、２５～７０％の低ベイニティックフェライト（ＬＢＦ）及び分配マルテンサイト（ＰＭ）、５～２０％の残留オーステナイト（ＲＡ）並びに０～１５％の量のフレッシュマルテンサイト（Ｍ）を含む複合ミクロ組織を有する。
【００４２】
本発明において、ミクロ組織は、光学顕微鏡及び走査型電子顕微鏡を使用して観察可能であるように機能的なグループを形成している。ポリゴナルフェライト（ＰＦ）は、変態区間アニーリングにおいて又はＢｓを超える温度での低速冷却中に形成されるフェライトを指す。針状フェライト（ＡＦ）は、Ｂｓ～Ｍｓの温度での冷却中に形成されるフェライトを指す。高温ベイニティックフェライト（ＨＢＦ）は、Ｂｓ～Ｂｎの温度でのオーステンパ中に形成されるフェライトである。低温ベイニティックフェライト（ＬＢＦ）は、Ｂｎ～Ｍｓの温度でオーステンパ中に形成されるフェライトである。分配マルテンサイト（ＰＭ）は、高速冷却（焼入れ）及び過時効（分配）熱処理中に形成されるマルテンサイトを指す。
【００４３】
ベイニティックフェライト及び分配マルテンサイト

ＰＭは、焼入れ停止温度がＭｓ～Ｍｆにあり、焼入れ停止温度～Ｂｎの温度で分配が実施される場合に、焼入れ及び分配中に得られる。ＢＦは、分配（過時効）中の未変態オーステナイトの変態によって得られる。ＰＭの量は焼入れ温度に依存する。ＢＦの量は、分配の温度及び時間の関数である。ここで、この用途では、焼戻しマルテンサイトの代わりに「分配マルテンサイト」という表現が使用されていることに注意されたい。一般に、冶金学において、焼戻しマルテンサイトは、焼戻しに起因する炭化物の析出物を含む。本発明による修正された焼入れ及び分配プロセスにおいて、Ｓｉ及びＡｌが存在するため、且つ、分配プロセスの時間が非常に短いために、炭化物の形成は、過時効中に遅延される。結果として、炭素はマルテンサイトからオーステナイトに分配され、より高い安定性を備えた、炭素に富む残留オーステナイトをもたらし、分配マルテンサイトは炭化物を含まない。ＢＦは超微細粒径のプレートの形態で存在する。ＰＭはＢＦと同様のサブ構造を有するが、より微細なサイズのフェライトラスを有し、その結果、より微細な粒径の残留オーステナイトが得られる。フェライトラスの間への炭化物の析出は、延性に悪影響を与えることが知られており、Ｓｉ及び／又はＡｌとの合金化によって抑制される。ベイニティックフェライトは、炭化物を含む従来のベイナイトとは対照的に、炭化物を含まない。ベイニティックフェライトはまた、転位密度が低い（初析）フェライトとも異なる。

【００４４】

炭化物を含まないＢＦ及びＰＭミクロ組織は、高い強度を提供し、これは、高い転位密度を有し、過飽和の炭素を含有する中間の硬質フェライト構造（intermediate hard ferrite structure）によるものである。ベイニティックフェライトが炭化物を含まず、且つ、ラス状のベイニティックフェライトの境界に微細な残留オーステナイト粒が存在し得るため、ベイニティックフェライト構造はまた、所望の高い伸びにも寄与する。

【００４５】

本発明において、ベイニティックフェライトは、そのうち２種類：Ｂｓ～Ｂｎの高温で形成されるベイニティックフェライト（高ベイニティックフェライト（ＨＢＦ）と呼ぶ）及びＢｎ～Ｍｓの低温で形成されるベイニティックフェライト（低ベイニティックフェライト（ＬＢＦ）と呼ぶ）に分けられる。３％ナイタールによるエッチングに供した鋼ストリップの断面を、ＥＢＳＤ分析を伴って走査型電子顕微鏡により観察した場合に、ＨＢＦの平均アスペクト比（短軸の長さを長軸の長さで割ったものとして定義）は、０．３５より高く、ＬＢＦの平均アスペクト比は、０．３５より低い。この区別をする理由は、Ｂｎ以上のより高い温度範囲で形成されたベイニティックフェライト（ＨＢＦ）の粒径及び粒形状がＡＦに類似しており、ＳＥＭを使用してＨＢＦをＡＦから区別することが困難であるためである。ＡＦと同様に、ＨＢＦは、ＬＢＦよりも大きな粒径、低い転位密度及び軟らかさを有し、鋼の伸びを増加させるように作用する。一方、プレートサイズが細かいために、ＬＢＦの強度はＨＢＦの強度よりも高く、これにより、鋼ストリップの強度に寄与し、成形性も高める。フェライトラスのサイズと残留オーステナイトの粒径が形成温度の低下に伴って小さくなる点を除いて、ＰＭはＬＢＦと同様のミクロ組織を有する。しかしながら、この変化は緩やかであるため、ＳＥＭ観察によってＬＢＦとＰＭとを明確に区別することはできない。本発明において、ＬＢＦ及びＰＭは、鋼の特性に対するそれらの寄与もまた類似しているため、１つのミクロ組織としてグループ化される。

【００４６】

本発明による高強度鋼ストリップの特徴は、ベイニティックフェライトがＨＢＦ及びＬＢＦ＋ＰＭを含む複合ミクロ組織を有し得ることである。したがって、高い伸び及び良好な成形性を有する高強度冷間圧延鋼ストリップが得られる。

【００４７】

高強度及び伸びの良好なバランスを得るために、２５～７０％のＬＢＦ＋ＰＭが必要である。ＬＢＦ＋ＰＭが過剰に少ない量で存在する場合には、鋼ストリップの強度は不十分となる。しかしながら、ＬＢＦ＋ＰＭが過剰に多い量で存在する場合には、その他のフェライト（ＰＦ、ＡＦ及びＨＢＦ）並びに残留オーステナイトの伸びへの影響が損なわれる可能性がある。したがって、ＬＢＦ＋ＰＭの合計は２５～７０％、好ましくは３５～６５

％である。焼入れ工程で形成されたＰＭは、過時効中の未変態オーステナイトのＢＦ変態速度を加速させ得る。典型的な現在の製造ラインで利用可能な時間でベイナイト変態を完了することを確実にするために、焼入れ停止温度を鋼のＭｓ点以下に制御することによりＰＭの量を調整することができる。焼入れ停止温度が低いほど、より多くのＰＭが形成される。合金元素の含有量が多い鋼の場合、より多くのＰＭが必要になる。

【００４８】

本発明におけるＨＢＦの形成は、ベイナイト変態によって生成された潜熱によるストリップの加熱に起因するか、又は溶融亜鉛めっきプロセスを適用することによる加熱に起因する。本発明におけるＨＢＦの形成は、もしあれば、ベイナイト変態を必要に応じて加速することを可能にし、その結果、ベイナイト変態は、既存の製造ラインの過時効セクションにおいて限られた時間で完了することができる。均熱及び冷却段階から生じるＰＦ及びＡＦの量に応じて、ＨＢＦの量は、ＰＦ、ＡＦ及びＨＢＦの合計量が２０～５５％、好ましくは２５～５０％になるように制御される。前述のように、ＨＢＦはＰＦ及びＡＦと同様の機能を有する。前のセクションで十分な量のＰＦ及びＡＦが形成されている場合に、及びより高い強度の鋼ストリップを得るために、ＨＢＦの量を０％に最小化する必要がある。ＰＦ及びＡＦの量が十分でない場合には、ＨＢＦの量を増加させ得る。しかしながら、ＨＢＦの量は、ＰＦ、ＡＦ及びＨＢＦの合計量が２０～５５％、好ましくは２５～５０％になるように制御される必要がある。

【００４９】

ポリゴナルフェライト及び針状フェライト

初析フェライトはベイニティックフェライトよりも軟らかく、機能的に鋼ストリップの伸びを増加させる。一定量の初析フェライトを導入し、フェライトの特性を制御して、ベイナイト変態速度を高め、残留オーステナイト中の炭素含有量を増加させることにより残留オーステナイトの安定性を高め、伸びをさらに高める。本発明を使用して、形成温度に応じてアニーリング中に２種類の初析フェライトを製造することができる。変態区間温度におけるオーステナイト化の際に形成されたフェライト相又は低速冷却セクションにおいてＢｓ温度を超える高温での冷却中に形成されたフェライト相は、多角形又はブロック状になり、ポリゴナルフェライト（ＰＦ）と呼ばれる。このタイプのフェライトは、伸びを増加させるが、降伏強度及び成形性を低下させることが証明されている。Ｂｓ～Ｍｓの温度における高速冷却セクションにおいて低温で形成されたフェライトは、ほぼ針状で、ＰＦよりも粒径が小さく、針状フェライト（ＡＦ）と呼ばれる。形態的にはＨＢＦに似ているが、転位の量は比較的少ない。ＡＦの存在は、強度及び成形性を犠牲にすることなく伸びを増加させ得る。

【００５０】

ＰＦ、ＡＦ及びＨＢＦは、本発明による鋼における引張特性に対して同様の機能を有するため、これらのフェライト系ミクロ組織の３種類が存在し得、又はそれらのうちの１種又は２種が存在する。高い伸びを確保するために、ＰＦ、ＡＦ及びＨＢＦの体積分率は２０％以上、好ましくは２５％以上である。いずれの場合も、ＰＦ、ＡＦ及びＨＢＦの合計量は、５５％以下、好ましくは５０％以下に制御される必要がある。これらのフェライト系ミクロ組織が過度に多い（５５％超）場合には、最終的なミクロ組織は、低ベイニティックフェライトを十分に含まず、したがって、強度が低下する。

【００５１】

ＰＦが鋼に存在する場合、ＰＦの粒径、形態及び分布を制御する必要がある。鋼ストリップは、より小さな粒径のＰＦを有し、ＰＦが分散した分布を有することにより、さらに高い伸びを有することができる。本発明によれば、ＳＥＭ又は光学顕微鏡で観察すると、ＰＦ構造は、ＢＦ構造の間に等軸に埋め込まれ、より小さな粒として均一に分散するが、従来のＴＲＩＰ鋼ストリップにおけるＰＦの形態学的構造は、圧延方向に沿って伸長している。この形態学的構造は、処理中の応力を均一に分散させることができ、残留オーステナイトのＴＲＩＰ効果を最大限に活用することができると考えられる。この形態学的構造を得るために、均熱中に形成されるＰＦの量は、５０％以下、好ましくは１０～４０％で

ある必要がある。この実施形態は、フェライトの再結晶速度が遅い、比較的大量のＭｎ、Ａｌ及びＳｉを含む鋼組成に特に適している。ＰＦは部分的に再結晶化したミクロ組織であり、再結晶化したフェライトよりも硬度が高い。部分的に再結晶化したミクロ組織を有するＰＦの存在は、局所延性にとって有益である。有利には、本発明におけるＰＦの粒径は、１０μｍ以下、好ましくは８μｍ以下、より好ましくは５μｍ以下である。

【００５２】

本発明の一実施形態において、ＰＦの量は０％であることが好ましい。この場合には、ＡＦ及びＨＢＦの合計量は、ＡＦ＋ＨＢＦが２０～５５％、好ましくは２５～５０％のであるように制御される。

【００５３】

残留オーステナイト

残留オーステナイト（残留オーステナイトとも呼ばれる）（residual austenite (also known as retained austenite)）は、最終的なミクロ組織にＦＣＣ相（面心立方格子）を示す領域を指す。残留オーステナイトは、部分的にＴＲＩＰ効果によって延性を高め、これは、均一な伸びの増加として現れる。ＴＲＩＰ効果を発揮するために、残留オーステナイトの体積分率は、５％以上、好ましくは７％以上である。５％未満では、所望のレベルの延性及び均一な伸びは達成されない。上限は、主に組成及び製造ラインの処理パラメータによって決定される。所与の組成に関して、残留オーステナイトの量が過度に多いと、残留オーステナイトの炭素含有量が過度に低くなる。その場合、残留オーステナイトは十分に安定せず、局所延性（伸びフランジ成形性）が許容し難いレベルまで低下する可能性がある。したがって、残留オーステナイトの体積分率の上限は２０％、好ましくは１５％である。

【００５４】

残留オーステナイト中の炭素濃度は、ＴＲＩＰ特性に影響を与える。残留オーステナイトは、特に残留オーステナイト中の炭素濃度が０．９０％以上である場合に、伸び特性を改善するのに効果的である。炭素含有量が過度に低いと、残留オーステナイトはＴＲＩＰ効果を生み出すのに十分なほど安定しない。したがって、有利には、残留オーステナイト中の炭素含有量は、０．９０％以上、好ましくは０．９５％以上である。残留オーステナイト中の炭素濃度可能な限り高いことが好ましく、約１．６％の上限が、実際の処理条件によって一般に課せられる。フェライトの量を制御することにより、残留オーステナイトの炭素含有量及び安定性を調整することができる。

【００５５】

マルテンサイト

マルテンサイト（Ｍ）は、オーステンパ後の最終冷却セクションでフレッシュに形成される。マルテンサイトは、降伏点の伸びを抑え、加工硬化指数（ｎ値）を高め、これは、最終プレスされた部品における安定性、ネックフリー変形（neck-free deformation）及びひずみ均一性を実現するために望ましい。最終的な鋼ストリップにおける１％のフレッシュマルテンサイトでさえ、引張応答、したがってプレス挙動は、従来の二相鋼に同等で達成され得る。しかしながら、フレッシュマルテンサイトの存在は、マルテンサイトとＬＢＦ／ＨＢＦとの界面に沿った割れ形成のために、成形性を損なう。したがって、フレッシュマルテンサイトの量は１５％以下、好ましくは１０％以下に制御される必要がある。

【００５６】

炭化物

炭化物は、過時効温度が過度に高い場合又は過時効時間が過度に長い場合にオーステンパ中に形成される微細な析出物として、又は冷却速度が過度に遅い場合に冷却中に形成されるパーライトの形態で存在し得る。本発明によれば、本発明の鋼のミクロ組織は、パーライトを含まず（pearlite-free）、且つ、炭化物を含まない。パーライトを含まないとは、セメンタイト及びフェライトを含む層状ミクロ組織の量が５％未満であることを意味する。炭化物を含まないとは、炭化物の量が標準的なＸ線測定の検出限界を下回っていることを意味する。

【００５７】

ミクロ組織の特性評価

上記のように本発明による鋼に分類されるミクロ組織構成要素は、以下に記載される技術によって定量的に決定可能である。構成要素の体積分率は、体積分率を面積分率と同等と見なし、市販の画像処理プログラム又は適切なその他の技術を使用して、研磨された表面の面積分率を測定することによって測定される。

【００５８】

ＰＦ、フレッシュＭ、ＲＡ及びパーライトは、光学顕微鏡（ＯＭ）及び走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）を使用して区別可能である。１０％メタ重亜硫酸ナトリウム水溶液（略してＳＭＢ）でエッチングされたサンプルをＯＭで特性評価すると、パーライトは暗い領域として観察され、ＰＦは薄い灰色の領域として観察され、フレッシュマルテンサイトは薄茶色の領域として観察される。３％ナイタール溶液でエッチングされたサンプルをＳＥＭで特性評価すると、ＰＦは残留オーステナイトを含まない滑らかな表面の粒として観察され、パーライトはセメンタイト及びフェライトの両方を含む層状ミクロ組織として観察される。残りのミクロ組織は、プレート又はラス状のフェライト系サブ組織によって特徴づけられる灰色の領域として観察され、ＲＡは白色又は淡い灰色の領域として粒中に分散し、特定され得る炭化物は存在しない。このミクロ組織グループ（microstructural group）を、ベイニティックフェライト様ミクロ組織（bainitic ferrite like microstructure）と呼ぶ。これには、ＨＢＦ、ＬＢＦ、ＡＦ及びＰＭの混合物が含まれる場合がある。これらのミクロ組織は、形態が類似しているため、ＯＭ及びＳＥＭでは明確に区別することができない。

【００５９】

本発明において、電子後方散乱回折（ＥＢＤＳ）により、ベイニティックフェライト様ミクロ組織を２種の別個のグループにさらに分離する。第１のグループはＰＭ及びＬＢＦからなり、第２のグループはＡＦ及びＨＢＦからなる。測定したＥＢＳＤデータから、残留オーステナイトは、Ｆｅ（α）からＦｅ（γ）のパーティション（partition）を作成することにより、その他のミクロ組織と最初に区別され得る。次いで、フレッシュマルテンサイト（Ｍ）は、Ｆｅ（α）を平均イメージクオリティ（ＩＱ：image quality）の高いパーティションと平均ＩＱの低いパーティションとに分割することにより、ベイニティックフェライト様ミクロ組織から分離される。低ＩＱパーティションはマルテンサイトとして分類され、高ＩＱパーティションはベイニティックフェライト様ミクロ組織として分類される。２種のグループのタイプを区別する方法を、図１を参照して以下に説明する。ベイニティックフェライト（高ＩＱパーティション）では、隣接する構造間の傾斜角が１５°以上の方位の違いがある領域を特定する。ある領域は、同じ結晶方位を有する領域と見なされ、本発明ではベイナイトプレートとして定義される。このようにして検出されたベイナイトプレートについて、ベイナイトプレートと同じ面積を有する円の直径を決定する。倍率３０００のＥＢＳＤ分析の画像を使用して、ベイナイトプレートの等価円の直径を決定する。楕円をベイナイトプレートにフィッティングすることにより、アスペクト比（短軸の長さを長軸の長さで割ったものとして定義）もまた決定する。同様に、測定領域（約１００×１００μｍ）内のすべてのベイナイトプレートの等価円の直径と、すべてのベイナイトプレートの等価楕円のアスペクト比とを測定し、平均値を本発明のベイナイトプレートの平均粒径及びベイナイトプレートの平均アスペクト比として定義する。

【００６０】

本発明者らは、ベイニティックフェライトのミクロ組織に対するオーステンパ温度の影響を体系的に研究した。オーステンパ温度は、（Ｍｓ－２００）～Ｂｓである。ベイナイトプレートの平均粒径及び平均アスペクト比は、オーステンパ温度が上昇するにつれて増加することが見出された。特に、ベイナイトプレートのアスペクト比が、本発明による方法で使用される組成を有する鋼のＢｎ未満である４４０℃未満でオーステンパ処理されたサンプルと、Ｂｎ超である４６０℃超でオーステンパ処理されたサンプルとの間で急激に変化することが見られる。したがって、ベイニティックフェライト様ミクロ組織の２種の

グループを分割するために、０．３５のアスペクト比の臨界平均値を定義する。ＬＢＦ及びＰＭからなるグループのアスペクト比は０．３５以下であり、ＨＢＦ及びＡＦからなるグループのアスペクト比は０．３５超である。

【００６１】

ベイナイトプレートの形態及び粒径の違いに加えて、ＨＢＦ、ＡＦグループとＬＢＦ、ＰＭグループとの複雑な結晶学的プレートの方位差関係もまた異なる。本発明による鋼の方位差角度分布を図２に示す。６０°のピークは、隣接する粒子間の方位差であって、Ｋｕｒｄｊｕｍｏｖ－Ｓａｃｈｓ（ＫＳ／ＫＳ）の関係を有する方位差と一致しており、これは、６０°＜１１１＞及び６０°＜１１０＞の軸及び角度の関係によって発生し、マルテンサイトに対応する。５３°～５４°のピークは、Ｎｉｓｈｉｙａｍａ－Ｗａｓｓｅｒｍａｎｎ及びＫｕｒｄｊｕｍｏｖ－Ｓａｃｈｓ（ＮＷ／ＫＳ）の関係に従う、相変態によって得られた粒子間の方位差によるものである。先行技術（A.-F. Gourgues, H. M. Flower, and T. C. Lindley, Materials Science and Technology, January 2000, Vol. 16, p. 26-40を参照）によると、針状フェライト及び上部ベイナイトは、オーステナイト母相とともにＮｉｓｈｉｙａｍａ－Ｗａｓｓｅｒｍａｎｎの関係で成長するが、下部ベイナイト及びマルテンサイトは、母相とともにＫｕｒｄｊｕｍｏｖ－Ｓａｃｈｓの関係を有する非常に複雑なパケット（packet）で構成される。これらの結果と同様に、５３～５４°のピークはＨＢＦ及びＡＦの形成に対応し、６０°のピークはＬＢＦ及びＰＭの形成に対応すると推定される。オーステンパ温度が上昇するにつれて、５３～５４°のピークはより区別可能になり、ピークの高さは高くなるが、６０°のピークの高さは低くなる。本発明において、ＨＢＦ、ＡＦグループ及びＬＢＦ、ＰＭグループの相対量は、２個のピークの高さの比によって決定することができる。

【００６２】

残留オーステナイトの一部はベイナイトプレート間に非常に小さな粒径のフィルムとして分散しており、ＥＢＳＤで検出できないため、ＥＢＳＤで測定された残留オーステナイトの割合は常に実際の値よりも低くなる。したがって、残留オーステナイトの含有量を測定する従来の手法であるＸＲＤに基づく強度測定法を使用することができる。残留オーステナイトの体積分率を、鋼ストリップの１／４の厚みで決定する。セメンタイトの量もまた、このＸＲＤ分析から測定する。鋼ストリップから作製されたサンプルは機械的及び化学的に研磨され、次いで、Ｃｏ－Ｋａを使用するＸ線回折計によって、ｆｃｃ鉄の（２００）面、（２２０）面及び（３１１）面のそれぞれの積分強度と、ｂｃｃ鉄の（２００）面、（２１１）面及び（２２０）面のそれぞれの積分強度とを測定することによって分析される。残留オーステナイト（ＲＡ）の量及び残留オーステナイトの格子定数は、リートベルト解析を使用して決定された。残留オーステナイト中のＣ含有量は、以下の式：

【数２】

$$C\ (wt.\%) = (a[Å] - 3.572 - 0.0012\ Mn\% + 0.00157\ Si\% - 0.0056\ Al\%)/0.033$$

（式中、ａは、残留オーステナイトの格子定数（オングストローム）である。）

を使用して計算される。

【００６３】

<u>機械的特性</u>

上記のミクロ組織及び組成を有し、本発明に従って熱処理された冷間圧延鋼ストリップは、以下の特性：

少なくとも５００ＭＰａの降伏強度（ＹＳ）；及び／又は

少なくとも８５０ＭＰａの引張強度（ＴＳ）；及び／又は

少なくとも１４％の全伸び（ＴＥ）；及び／又は

を有する。

【００６４】

好ましくは、冷間圧延され、熱処理されたストリップは、これらすべての特性を有する。

【００６５】
方法の工程
本発明の方法によれば、上記の組成を有する冷間圧延鋼ストリップを熱処理して、ミクロ組織及び特性を得る。冷間圧延で得られた冷間圧延鋼ストリップを、連続アニーリングラインにおいてと同様に熱処理に供する。方法の典型的なデザインを図３に図式的に示す。冷間圧延鋼ストリップを（Ａｃ３－６０）以上の温度で加熱、例えば、少なくとも０．５℃／秒の加熱速度を使用して、好ましくは（Ａｃ３－６０）～（Ａｃ３＋２０）の温度まで、通常は所定のオーステナイト化温度Ｔ２まで加熱し、この温度で時間ｔ２の間保持し（工程ａ）、次いで、Ｍｓ以下、典型的にはＭｓ～（Ｍｓ－２００）の温度Ｔ４まで冷却、通常は制御された冷却速度で２段階冷却を使用して冷却する（工程ｂ）。次いで、鋼ストリップを加熱し、場合によりＭｓ以下、典型的には（Ｔ４～Ｍｓ）の温度からＭｓ以上の温度への加熱を伴って加熱し（工程ｃ）、オーステンパのためにＭｓ～Ｂｓ、典型的にはＴ４～Ｂｎの温度Ｔ５で時間ｔ５の間、処理する（工程ｄ）。次いで、場合により、鋼ストリップを、Ｂｎ～Ｂｓの温度Ｔ６まで時間ｔ６の間加熱する。これは、溶融亜鉛めっき処理が可能である温度であってもよい。最後に、鋼ストリップを室温まで冷却する（工程ｅ）。以下、各工程におけるプロセスパラメータ及び作用を説明する。
【００６６】
その第１の工程において、少なくとも部分的にオーステナイト化されたミクロ組織を実現するために、冷間圧延鋼を（Ａｃ３－６０）以上で、例えば（Ａｃ３－６０）～（Ａｃ３＋２０）の温度で、１～１５０秒の均熱時間ｔ２の間、均熱する。（Ａｃ３－６０）以上の温度でのアニーリングが必要であり、これは、本発明により熱処理される鋼ストリップが、必要量の、高温のオーステナイトから変態する低温変態相（例えば、ベイニティックフェライト及び残留オーステナイト）及び所定量のフェライトを必要とするためである。Ｔ２が（Ａｃ３＋２０）よりも高い場合には、オーステナイト粒は成長する。これは、残留オーステナイトの粒径及び分布に影響を与え、過時効プロセス後のベイナイト変態速度も遅くする。最終冷却中に形成される過剰量のフレッシュマルテンサイトが、この不完全なベイナイト変態の結果として形成される場合があり、これは、強度を高めるが、延性及び成形性を低下させる。さらに、大きな粒を有する均一なオーステナイト構造が得られ、次の冷却セクションにおけるＰＦ及びＡＦの形成を抑制し、その結果、利用可能な製造ラインにおける現在の冷却スケジュール内で十分量のフェライトが得られない。粒径が大きい均一なオーステナイト構造はまた、鋼ストリップの伸びが不十分である原因となる。オーステナイトの均一性は、冷却セクションにおけるＰＦ及びＡＦの形成に大きな影響を与えることが観察されている。Ｔ２が（Ａｃ３－６０）よりも低い場合には、ＰＦは５０％超の過剰量で形成され得、したがって、鋼ストリップの強度は不十分となる可能性がある。一方で、形成されるオーステナイトが、ＬＢＦ及び残留オーステナイトの形成に十分でない可能性がある。したがって、アニーリング温度は（Ａｃ３－６０）以上である必要があるが、有利には（Ａｃ３＋２０）以下、好ましくは（Ａｃ３－５０）～（Ａｃ３＋１０）である。ｔ２が１５０秒より長い場合、オーステナイト及びフェライトの粒径が大きくなり、伸びが低下する。アニーリング時間ｔ２が１秒より短い場合には、オーステナイトへの逆変態が十分に進行しない、且つ／或いは、鋼ストリップ中の炭化物が十分に固溶しない可能性がある。したがって、アニーリング時間ｔ２は、１秒～１５０秒、例えば、１０秒～１２０秒、好ましくは、１秒～１００秒である。
【００６７】
次の冷却工程では、少なくとも部分的にオーステナイト化されたストリップをＭｓ以下、典型的にはＭｓ～（Ｍｓ－２００）の温度Ｔ４まで冷却する。この冷却の目的は、フェライト及び分配マルテンサイトの量を調整し、パーライトの形成を防止することである。
【００６８】
本発明の一実施形態において、このように処理された鋼ストリップを、少なくとも１５℃／秒の冷却速度で温度Ｔ４まで直接冷却し、その結果、パーライトの形成を防止する。冷却速度が過度に遅い場合には、フェライトが過剰量で生成する可能性があるか、或いは

パーライトが生成する可能性さえある。好ましくは、Ｖ４は２０℃／秒以上である。冷却停止時に鋼ストリップに温度変化が生じない限り、冷却速度の上限は特に制限されない。鋼ストリップの温度の不均一性を低減するために、冷却速度は、標準設備では好ましくは１００℃／秒以下である。利用可能なほとんどの施設で平均冷却速度が８０℃／秒を超えると、ミクロ組織に非常に大きな変動が、長手方向及びストリップ幅方向の両方で生じ得る。したがって、適切な冷却速度Ｖ４は、１５～８０℃／秒、好ましくは２０～７０℃／秒である。

【００６９】

本発明のその他の実施形態において、フェライトの量を調整し、ストリップ温度を均一化するために、この冷却は、２段階の冷却によって実行され得る。これは、現在使用されている接続された２個の冷却セクションを含むほとんどの連続アニーリングライン又は溶融亜鉛めっきラインに適合する。最初に、通常は少なくとも１℃／秒、例えば、２～１５℃／秒、好ましくは３～１０℃／秒の冷却速度Ｖ３で、８００～５００℃、好ましくは７５０～５５０℃の温度Ｔ３まで鋼ストリップを冷却する（低速冷却セクションと呼ばれる）。その後、通常は少なくとも１５℃／秒、例えば１５～１００℃／秒、好ましくは２０～７０℃／秒の冷却速度Ｖ４で、温度Ｔ４まで鋼ストリップをさらに冷却する（高速冷却セクションと呼ばれる）。連続アニーリングラインにおける各セクションの長さが固定されているため、Ｔ３温度を調整することにより、所与のライン速度に対する冷却速度Ｖ３及びＶ４を制御することができる。Ｔ３が高くなるにつれて、Ｖ３は低くなり、Ｖ４は高くなる。この冷却中に、一部のＰＦが低速冷却セクションで形成され得、一部のＡＦが高速冷却セクションで形成され得る。固定ライン速度の場合、低速冷却セクションで形成されるＰＦの量は主にＴ３に依存し、ＡＦの量は主にＶ４に依存する。したがって、フェライトの量を調整し、パーライトの形成を防止するために、Ｔ３は適切な範囲で選択される。Ｔ３が過度に低い（例えば、５００℃未満）場合には、ＰＦが低速冷却セクションにおいて過剰量で形成され得、ＡＦもまた高速冷却セクションにおいて過剰量で形成され得、さらに、結果として得られるＶ４が１５℃／秒未満である場合には、パーライトが形成され得る。Ｔ３が過度に高い（例えば、８００℃超）場合には、ＰＦが不十分に形成され得、結果として得られるＶ４が過度に高い場合には、形成されるＡＦは少なくなる。したがって、Ｔ３は８００～５００℃、好ましくは７５０～５５０℃／秒である必要がある。

【００７０】

上記のように、従来の設計のアニーリングライン又は亜鉛めっきラインにおいて、ＰＦは、均熱工程ａ）及び工程ｂ）の低速冷却セクションで得られ、ＡＦは、工程ｂ）の高速冷却セクションで得られる。フェライトの量を調整するために、低速冷却セクション及び高速冷却セクションの間の均熱温度Ｔ２及び中間温度Ｔ３を使用することができる。高い方のＴ２を使用する場合には、より少ない量のＰＦが均熱中に生成され、次いで、低い方のＴ３を選択して、低速冷却セクションにおいて多くのＰＦを得ることができ高速冷却セクションにおいて多くのＡＦを得ることができる。低い方のＴ２を使用する場合には、均熱中に十分な量のＰＦが生成され、次いで、高い方のＴ３を選択して、低速冷却セクションにおいて形成されるＰＦの量及び高速冷却セクションにおいて形成されるＡＦの量を制限する。

【００７１】

Ｍｓ以下、好ましくはＭｓ～（Ｍｓ－２００）の温度Ｔ４に冷却した後、いくらかの量のマルテンサイトが得られる。Ｔ４が低いほど、より多くのマルテンサイトが形成される。次の分配プロセスにおいてベイナイト変態速度を効果的に加速させるために、Ｔ４は鋼組成に応じて調整される。合金元素を高含量で含む鋼の場合、より低いＴ４が適用される。Ｔ４が過度に高いと、形成されるＰＭの量が不十分になる。未変態オーステナイトのベイナイト変態は、過時効（分配）段階では完了することができず、次の周囲温度への冷却プロセスで過剰なフレッシュマルテンサイトが形成される可能性がある。Ｔ４が過度に低いと、ＰＭが過剰に形成され、残留オーステナイトの量が減少する。したがって、Ｔ４は、好ましくは、Ｍｓ～（Ｍｓ－２００）、より好ましくは（Ｍｓ－５０）～（Ｍｓ－１５

０）である。ＰＭの量はＴ４温度にのみ依存するので、過時効セクションで利用可能な合計時間の残りの時間をベイナイト変態に利用可能にするために、鋼ストリップをＭｓ～Ｂｓの分配温度まで可能な限り速く加熱する。実際には、製造ラインの加熱能力に応じて、そして鋼ストリップの温度の均質化を容易にするために、任意の保持時間を含む工程ｃ）の合計時間ｔ４は、好ましくは１０秒以下、より好ましくは５秒以下である。場合により、加熱工程ｃ）は、Ｍｓ以下、例えば、Ｍｓ～（Ｍｓ－２００）、例えば、（Ｍｓ－５０）～（Ｍｓ－１５０）の温度における短時間の加熱を含み得る。

【００７２】

後続の加熱工程ｄ）において、冷却されたストリップは、Ｍｓ～Ｂｓ、好ましくはＢｎ以下の温度Ｔ５で、３０～１２０秒の時間ｔ５の間、加熱される。この範囲の温度Ｔ５に加熱することによって、未変態のオーステナイトが低ベイニティックフェライト（ＬＢＦ）に変態し、炭素分配がその前に形成されたマルテンサイトにおいて起こる。Ｔ５が過度に低い場合には、ベイナイト変態は過度に遅く、ベイナイト変態は過時効中に不十分であり、過時効後の冷却中にフレッシュマルテンサイトが過剰量で形成される可能性があり、これにより強度は増加するが、必要な伸びを減少させる。一方、炭素分配は、残留オーステナイトを安定化するには不十分である可能性がある。Ｔ５が過度に高い場合には、過時効セクションにおいて過剰なＨＢＦが得られ、必要な強度が得ることができない。Ｔ５の好ましい範囲は、高速ベイナイト変態速度を達成するために、（Ｂｎ－５０）～Ｂｎである。加熱時間ｔ５が３０秒未満である場合には、ベイナイト変態は不完全であり、マルテンサイト及びベイナイトにおける炭素分配もまた不十分である。ｔ５が１２０秒を超える場合には、炭化物が形成され始め、残留オーステナイト中の炭素含有量が減少するリスクが存在する。ｔ５の最大時間は、とりわけ、製造ラインの所与の速度で利用可能な合計時間によって制限される。好ましくは、ｔ５は４０～１００秒である。

【００７３】

鋼ストリップの温度は、過時効中のベイナイト変態によって生成される潜熱によって上昇する可能性があるため、鋼ストリップがＢｎより高い温度に達すると、少量の高温ベイニティックフェライトが形成される。

【００７４】

次いで、このように加熱されたストリップは、製造ラインの性能に従って周囲温度まで冷却され、その間にいくつかのフレッシュマルテンサイトが形成され得る。次いで、鋼ストリップは、少なくとも１℃／秒、好ましくは少なくとも５℃／秒の冷却速度Ｖ７で３００℃未満まで冷却され、次いで、周囲温度までさらに冷却される。周囲温度までの冷却は、強制冷却又は制御されていない自然冷却であり得る。実際の実施形態において、加熱された鋼ストリップを、５．０～１０．０℃／秒の冷却速度Ｖ７で、（Ｍｓ－５０）～Ｍｆの温度Ｔ７まで冷却する。Ｔ７から周囲温度へのさらなる冷却は、好ましくは５．０～２０．０℃／秒、より好ましくは６．０～１５．０℃／秒の冷却速度Ｖ８で実行される。

【００７５】

一実施形態において、微細な粒径を有する部分的にオーステナイト化された冷間圧延ストリップを得ることを確実にするために、均熱工程は、（Ａｃ３－５０）～（Ａｃ３＋１０）の変態区間アニーリング温度で、好ましくは１～１００秒の均熱時間ｔ２で実施される。均熱温度において形成されるＰＦの分率は、有利には４０％以下である。

【００７６】

有利には、均熱工程の前の加熱工程は、２つの副工程で実施される。２つの副工程は、冷間圧延ストリップを、１０．０～３０．０℃／秒、好ましくは１５．０～２５．０℃／秒の加熱速度Ｖ１で、６８０～７４０℃、好ましくは７００～７２０℃の温度Ｔ１まで加熱する工程と、０．５～４．０℃／秒、好ましくは１．０～３．０℃／秒の加熱速度Ｖ２で、温度Ｔ１から均熱温度の範囲までさらに加熱する工程とを含む。Ｔ１から均熱温度Ｔ２までの低速加熱中に、回復及び再結晶がフェライトで起こり、オーステナイト変態中に炭化物及びフェライトの固溶が起こる。Ｔ１及びＶ２は、これらのプロセスの進行に影響を与え、オーステナイトの粒径とオーステナイト相における合金元素の分布の均一性に影

響を与える。有利には、すべての炭化物の固溶及び粗大なオーステナイト結晶粒度の回避を確実にするために、加熱速度Ｖ２に応じて、均熱時間ｔ２が制御される。

【００７７】

一実施形態において、本発明による方法は、加熱工程ｄ）と冷却工程ｅ）との間にさらなる加熱工程を含み、工程ｄ）から得られる鋼ストリップを、Ｂｓ～Ｂｎ、好ましくは（Ｂｓ－５０）～Ｂｎ、典型的には固定温度Ｔ６で追加の加熱に供する。追加の加熱時間ｔ６は、有利には５～３０秒、好ましくは１０～２０秒である。この追加の加熱により、残留オーステナイトから高温ベイニティックフェライトへの形成が増加してベイナイト変態が完了する。その結果、後続の冷却セクションにおいて形成されるマルテンサイトの量が減少し、強度及び延性を向上することができる。炭素はまた、残留オーステナイトにさらに分配され、より安定する。この追加の加熱が所与の過時効セクションに適用される場合、したがってその中の所与の合計時間において適用される場合には、時間ｔ５は、利用可能な時間を満たすためにさらに短縮される。例えば、ｔ４＋ｔ５＋ｔ６の合計は、３０～１２０秒である。

【００７８】

好ましい実施形態において、この追加の加熱は、統合された溶融亜鉛めっき処理を含み、工程ｃ）から得られる鋼ストリップは、Ｚｎコーティング又はＺｎ合金系コーティングでコーティングされる。

【００７９】

本発明に従って熱処理された鋼ストリップには、コーティング、有利には亜鉛コーティング又は亜鉛合金系コーティングが設けられてもよい。有利には、亜鉛系コーティングは、亜鉛めっき（galvanize）又は亜鉛めっき－アニーリング（galvanneal）されたコーティングである。Ｚｎ系コーティングは、合金元素としてＡｌを含むＺｎ合金を含み得る。好ましい亜鉛浴の組成は、０．１０～０．３５％のＡｌを含み、残部が亜鉛及び不可避的不純物である。主な合金元素としてＭｇ及びＡｌを含む別の好ましいＺｎ浴は、以下の組成：０．５～３．８％のＡｌ、０．５～３．０％のＭｇ、任意成分として最大０．２％の１種又は２種以上の追加元素を含み、残部が亜鉛及び不可避的不純物である。追加元素の例には、Ｐｂ、Ｓｂ、Ｔｉ、Ｃａ、Ｍｎ、Ｓｎ、Ｌａ、Ｃｅ、Ｃｒ、Ｎｉ、Ｚｒ及びＢｉが含まれる。

【００８０】

コーティング、例えば、Ｚｎ又はＺｎ合金の保護コーティングは、別個の工程で適用され得る。好ましくは、溶融亜鉛めっき工程は、上で説明したように、本発明による方法において統合される。

【００８１】

場合により、引張特性を微調整し、意図された使用から生じる特定の要件に応じて表面の外観及び粗さを修正するために、本発明によるアニーリング及び亜鉛コーティングされたストリップに調質圧延処理を実施してもよい。

【００８２】

冷間圧延鋼ストリップそれ自体は、通常、以下の一般的な方法に従って製造される。上記の鋼組成を準備し、スラブに鋳造する。鋳造スラブを１１００～１３００℃の温度で再加熱した後、熱間圧延により処理する。通常、さらなる冷間圧延に適した最終寸法まで５～７スタンド内で、スラブの熱間圧延を実施される。通常、８００℃超の完全オーステナイト状態、有利には８５０℃以上の完全オーステナイト状態で、仕上げ圧延を実施する。このようにして熱間圧延工程から得られたストリップをコイル状にすることができ、例えば、通常７００℃以下の巻き取り温度でコイル状にすることができる。熱間圧延ストリップを酸洗いし、冷間圧延して、適切なゲージを有する冷間圧延鋼ストリップを得る。好ましくは、冷間圧延の圧下は、典型的には３０～８０％である。冷間圧延中の圧延荷重を低減するために、コイル状ストリップ又は半冷間圧延ストリップを熱間バッチアニーリング（hot batch annealing）に供してもよい。バッチアニーリング温度は５００～７００℃である必要がある。

【００８３】
薄いスラブ鋳造、ストリップ鋳造等もまた適用され得る。この場合には、製造方法が熱間圧延プロセスの少なくとも一部をスキップすることは許容される。
【００８４】
本発明はまた、上で説明したような組成及びミクロ組織を有する熱処理された冷間圧延鋼ストリップに関する。
【００８５】
本発明はまた、本発明による熱処理された冷間圧延ストリップから製造される物品、例えば、構造部品、工学部品又は自動車部品中に存在する。
【実施例】
【００８６】
表１に示す組成を有する鋼を、真空誘導を使用して、寸法が２００ｍｍ×１１０ｍｍ×１１０ｍｍである２５ｋｇのインゴットに鋳造した。以下のプロセススケジュールを使用して、厚み１ｍｍの冷間圧延ストリップを製造した。
・インゴットを１２２５℃で２時間再加熱した。
・インゴットを１４０ｍｍから３５ｍｍまで粗圧延した。
・粗圧延インゴットを１２００℃で３０分間再加熱した。
・６回のパスで３５ｍｍから４ｍｍまで熱間圧延した。
・ランアウトテーブル冷却：仕上げ圧延温度（ＦＲＴ）（約８５０～９００℃）から６００℃まで４０℃／秒の速度で冷却した。
・炉の冷却：ストリップを６００℃に予熱した炉に移し、次いで、室温まで冷却して冷却プロセスをシミュレートした。
・酸洗い：次いで、熱間圧延ストリップを８５℃のＨＣｌで酸洗いして、酸化物層を除去した。
・冷間圧延：熱間圧延ストリップを１ｍｍのストリップに冷間圧延した。
・本発明による熱処理：適切なサイズの冷間圧延シートを使用して、連続アニーリングシミュレーター（ＣＡＳＩＭ）を使用してアニーリングプロセスをシミュレートした。
ミクロ組織観察、引張試験及び穴広げ試験用のサンプルは、このように処理されたストリップから機械加工した。
【００８７】
膨張率測定を１０ｍｍ×５ｍｍ×１ｍｍの寸法（圧延方向に沿った丈）の冷間圧延サンプルに対して行った。Ｂａｈｒ　膨張計　型式ＤＩＬ８０５で膨張試験を実施した。すべての測定をＳＥＰ１６８０に従って実行した。急冷型の膨張率測定曲線（quenched dilatometry curve）から臨界相変態点Ａｃ３、Ｍｓ及びＭｆを決定した。利用可能なソフトウェアＪｍａｔＰｒｏ１０を使用してＢｓ及びＢｎを予測した。異なるプロセスパラメータに対するアニーリング中の相分率は、アニーリングサイクルをシミュレートする膨張曲線から決定した。
【００８８】
ミクロ組織は、市販の画像処理プログラムを使用して、光学顕微鏡（ＯＭ）及び走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）によって決定した。鋼ストリップの圧延方向及び圧延面法線方向の断面において１／４の厚みでミクロ組織を観察した。ＥＢＳＤ測定に使用する走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）は、電界放出銃（ＦＥＧ－ＳＥＭ）及びＥＤＡＸ　ＰＥＧＡＳＵＳ　ＸＭ４　ＨＩＫＡＲＩ　ＥＢＳＤシステムを備えたＺｅｉｓｓ　Ｕｌｔｒａ５５マシンである。ＴｅｘＳＥＭ　Ｌａｂｏｒａｔｏｒｉｅｓ（ＴＳＬ）ソフトウェアＯＩＭ（Ｏｒｉｅｎｔａｔｉｏｎ　Ｉｍａｇｉｎｇ　Ｍｉｃｒｏｓｃｏｐｙ）Ｄａｔａ　Ｃｏｌｌｅｃｔｉｏｎを使用して、ＥＢＳＤスキャンをキャプチャした。ＴＳＬ　ＯＩＭ　Ａｎａｌｙｓｉｓソフトウェアで ＥＢＳＤスキャンを評価した。ＥＢＳＤスキャンエリアはすべての場合で１００×１００μｍ、ステップサイズは０．１μｍ、スキャンレートは約８０フレーム／秒であった。
【００８９】

残留オーステナイトは、Ｃｏ－Ｋα線を使用したＤ８　Ｄｉｓｃｏｖｅｒ　ＧＡＤＤＳ（Ｂｒｕｋｅｒ　ＡＸＳ）により、ＤＩＮ　ＥＮ１３９２５に従ってＸＲＤによって決定した。リートベルト解析によって相比の定量的決定を実施した。

【００９０】

引張試験－引張方向が圧延方向と平行になるように、アニーリングしたストリップからＪＩＳ５試験片（ゲージ長＝５０ｍｍ、幅＝２５ｍｍ）を機械加工した。ＮＥＮ－ＥＮ１０００２－１：２００１規格に準拠したＳｃｈｅｎｋ　ＴＲＥＢＥＬ試験機で室温引張試験を実施し、引張特性（降伏強度ＹＳ（ＭＰａ）、最大引張強度ＵＴＳ（ＭＰａ）、全伸びＴＥ（％））を決定した。各条件について、３回の引張試験を実施し、機械的特性の平均値を報告する。

【００９１】

図３の表示を使用して、プロセスパラメータを表２に示す。ＣＡＳＩＭにおいて、鋼ストリップをＶ４でＴ４まで冷却し、次いで、５秒以内にＴ５まで加熱する。得られたミクロ組織及び引張特性を表３に示す。本発明のすべての鋼組成は、特定された処理パラメータの下でミクロ組織及び引張特性の要件を達成する。０．５％Ｃｒを含む鋼Ａ７９は、Ｔ４がＭｓを超えると、ベイナイト変態が十分でないため、必要な伸びを達成することができなかった（例１３及び１４）。しかしながら、Ｔ４がＭｓ以下であると、ある程度のＰＭが形成され、その結果、ベイナイト変態が完了することができ、鋼ストリップが必要な特性を得る（例１１及び１２）。

【００９２】

【表１】

表1：鋼の組成（重量%）及び臨界相変態点（℃）

合金番号	C	Mn	Si	Al	Cr	Cu	Nb	Mo	S	P	Ti	V	N	Ac3	Ms	Mf	Bs	Bn
A16	0.210	2.210	1.170	0.016	0.010	0.005	0.002	0.002	0.002	0.003	0.002	0.002	0.004	855	372	178	521	449
A51	0.177	2.303	1.003	0.037	0.010	0.002	0.001	0.002	0.004	0.001	0.002	0.002	0.004	858	398	185	529	459
A52	0.158	2.509	1.019	0.038	0.010	0.003	0.001	0.003	0.005	0.002	0.001	0.002	0.002	857	401	190	524	457
A53	0.176	2.013	1.003	0.040	0.010	0.005	0.001	0.002	0.005	0.003	0.001	0.002	0.003	862	410	198	539	460
A73	0.207	2.470	1.525	0.036	0.010	0.001	0.001	0.003	0.005	0.001	0.001	0.002	0.005	865	365	162	503	434
A74	0.207	1.774	1.010	0.036	0.310	0.001	0.001	0.002	0.005	0.005	0.001	0.002	0.004	854	392	195	537	465
A75	0.209	2.265	1.520	0.037	0.010	0.107	0.001	0.002	0.002	0.002	0.001	0.002	0.003	869	375	178	510	433
A79	0.213	1.940	1.470	0.020	0.500	0.002	0.001	0.003	0.005	0.003	0.002	0.003	0.002	860	390	195	513	446
A95	0.205	2.442	1.183	0.321	0.010	0.003	0.001	0.004	0.002	0.005	0.001	0.002	0.002	880	391	175	513	443
A96	0.211	2.289	0.810	0.303	0.010	0.003	0.001	0.002	0.003	0.004	0.001	0.003	0.003	872	400	185	532	460
A97	0.210	2.000	1.470	0.037	0.010	0.003	0.001	0.002	0.003	0.004	0.001	0.001	0.004	875	395	180	520	452
A98	0.207	2.272	1.000	0.034	0.010	0.003	0.020	0.002	0.003	0.003	0.001	0.002	0.003	850	382	175	526	443
A99	0.250	2.299	1.021	0.036	0.010	0.003	0.001	0.003	0.004	0.003	0.001	0.003	0.002	833	358	155	518	442

【００９３】

【表２】

表2：プロセスパラメータ

例	合金番号	図3で示されるプロセスパラメータ																	
		T1	V2	T2	t2	V3	T3	V4	T4	t4	T5	t5	T6	t6	V7	T7	V8
		°C	°C/s	°C	s	°C/s	°C	s	°C	s	°C	s	°C	s	°C/s	°C	°C/s
1	A16	720	1.44	860	65	3.9	700	52.3	360	1	455	52	455	19	6.3	300	11.3
2	A51	720	1.55	870	65	7.9	550	38	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
3	A52	720	1.55	870	65	7.9	550	38	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
4	A53	720	1.55	860	65	4.9	660	55.4	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
5	A73	720	1.1	830	65	3.2	700	62	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
6	A73	720	1	880	1	8.1	550	39	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
7	A74	720	1.55	870	65	7.9	550	38	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
8	A75	720	1.1	830	65	3.2	700	62	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
9	A75	700	1.1	880	1	8.1	550	39	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
10	A79	720	1.2	840	65	3	720	65	300	5	400	48	460	19	6.5	300	11.3
11	A79	720	1.2	840	65	3	720	65	300	5	420	48	460	19	6.5	300	11.3
12	A79	720	1.2	840	65	3	720	65	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
13	A79	720	1.7	880	65	8.1	550	16.9	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
14	A79	720	1.2	840	65	3	720	43	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
15	A95	720	1.55	870	65	7.6	560	40	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
16	A95	720	1.55	870	65	6.4	610	40	350	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
17	A96	720	1.44	860	65	6.2	610	40	350	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
18	A96	720	1.44	860	65	6.2	610	47.7	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
19	A96	720	1.44	860	65	7.4	560	40	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
20	A96	720	1.44	860	65	7.4	560	47.7	250	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
21	A97	720	1.55	870	65	5.2	660	55.4	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
22	A97	720	1.55	870	65	6.4	610	40	350	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
23	A97	720	1.55	870	65	7.6	560	40	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
24	A98	720	1.44	860	65	6.2	610	40	350	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
25	A98	720	1.44	860	65	6.2	610	47.7	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
26	A98	720	1.44	860	65	7.4	560	40	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
27	A98	720	1.44	860	65	7.4	560	47.7	250	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
28	A99	720	1.24	840	65	5.7	610	40	350	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3
29	A99	720	1.24	840	65	6.9	560	40	300	5	440	48	460	19	6.5	300	11.3

【００９４】

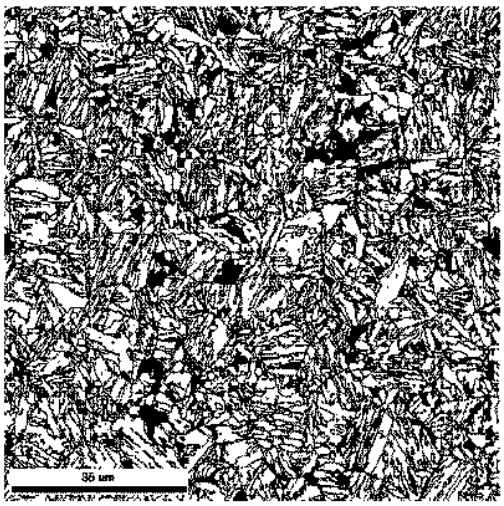
【表３】

表3：ミクロ組織及び特性

例	合金番号	ミクロ組織						引張特性				注記
		PF	PF+AF+HBF	LBF+PM	M	RA	C in RA	YS	TS	UE	TE	
		%	%	%	%	%	重量%	MPa	MPa	%	%	
1	A16	0	23	57	9	11	1.02	736	1173	9.6	15	本発明
2	A51	45	46.2	43	0	10.8	0.99	599	968	12.4	17.9	本発明
3	A52	9	28	64.7	0	7.3	1	734	993	11.5	17	本発明
4	A53	15	40	52.8	0	7.2	0.96	510	875	13.2	18.8	本発明
5	A73	15	35	53	1	11.3	0.98	715	1191	10.6	14.1	本発明
6	A73	10	23	63	0	14.2	1	712	1175	12.2	16.7	本発明
7	A74	38	40	49.1	0	10.9	1.09	511	954	13.9	19.6	本発明
8	A75	23	51	36.5	3	9.5	0.91	533	1202	12.8	16.2	本発明
9	A75	43	44	37.5	5	13.5	1.07	706	1110	12.7	18.5	本発明
10	A79	10	25	62	2	11	1.07	976	1191	9.6	14.2	本発明
11	A79	10	24	63.3	2	10.7	0.96	719	1197	11.2	14.2	本発明
12	A79	10	23	60	2	15.1	0.94	862	1207	11	14.5	本発明
13	A79	15	28	39	23	10.2	0.89	712	1271	9.1	13.1	比較
14	A79	9	34	37	24.2	4.8	0.71	686	1347	8.6	11.4	比較
15	A95	9	24	60.3	1	14.7	1.06	850	1109	11.6	16.1	本発明
16	A95	18	27	53	6	14.4	1.01	661	1133	11.4	15.2	本発明
17	A96	23	33.3	53	1	12.7	1.03	589	1017	14.1	20.2	本発明
18	A96	23	26	63.2	0	10.8	1.03	760	1071	9.5	14.2	本発明
19	A96	33	38	51	0	11	1.1	634	998	13.9	20.7	本発明
20	A96	38	40	48	1	11	1.01	714	1025	11.5	15.7	本発明
21	A97	16	26	60.3	2	11.7	1.02	661	1043	13.1	18.2	本発明
22	A97	39	48	32	6	13.9	1.11	539	1046	12.8	17.4	本発明
23	A97	49	51	32	3	14.2	1.11	535	998	14.1	19.5	本発明
24	A98	22	36	46	2.5	15.5	1	553	1065	11.7	16.2	本発明
25	A98	24	32	54	1	13.1	0.91	725	1078	11.4	16.1	本発明
26	A98	45	47	36	1	15.9	0.99	560	1028	13.9	18.7	本発明
27	A98	45	45	39	1	15	0.92	591	1046	13.1	18.7	本発明
28	A99	10	24	50.3	11	14.7	1.01	643	1193	12.5	16.8	本発明
29	A99	16	20	68	0	12.2	1.05	652	1122	11.7	15.5	本発明

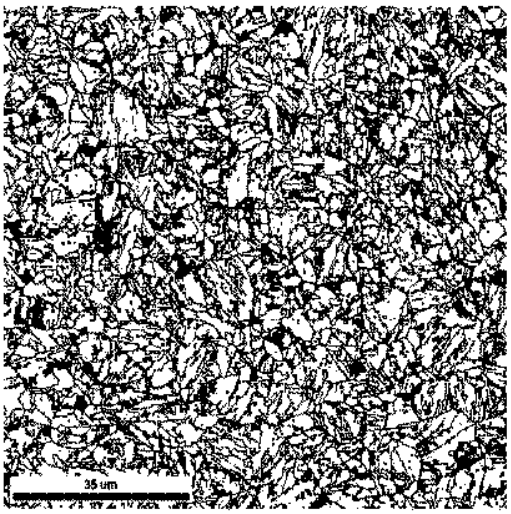
【図面】

【図１（ａ）】



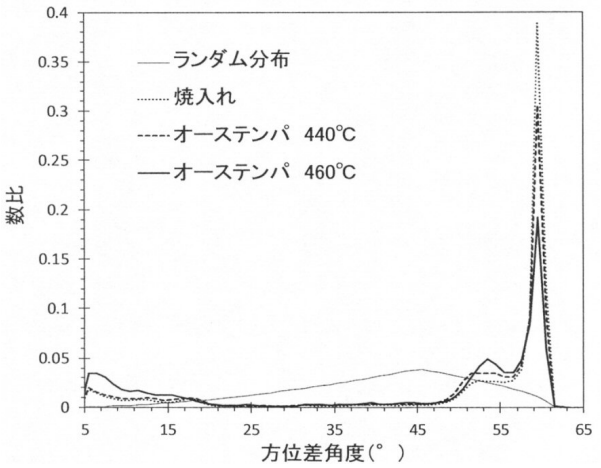
(a)

【図１（ｂ）】



(b)

【図２】



【図３】

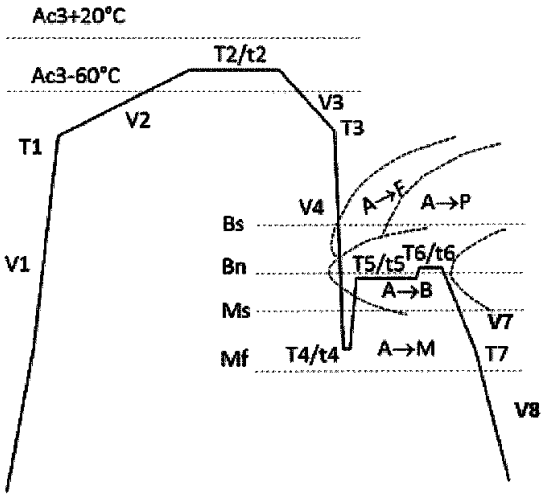


Fig. 3

フロントページの続き

弁理士　鈴木 啓靖
(72)発明者　シャンピン、チェン
オランダ国エイマイデン、ピーオー、ボックス、１００００、３ハ．３７、ケアオブ、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、サービシズ
(72)発明者　リシャルト、モスタート
オランダ国エイマイデン、ピーオー、ボックス、１００００、３ハ．３７、ケアオブ、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、サービシズ
(72)発明者　マキシム、ペーテル、アールンツ
オランダ国エイマイデン、ピーオー、ボックス、１００００、３ハ．３７、ケアオブ、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、サービシズ
(72)発明者　ステファヌス、マシュー、コルネリス、ファン、ボーマン
オランダ国エイマイデン、ピーオー、ボックス、１００００、３ハ．３７、ケアオブ、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、サービシズ
審査官　鈴木 毅

(56)参考文献
特開２０１０－０９０４７５（ＪＰ，Ａ）
特開２０１６－１３０３５８（ＪＰ，Ａ）
国際公開第２０１３／１４６０８７（WO，Ａ１）
国際公開第２０１８／１１０８６７（WO，Ａ１）
特開２０１３－１２４３９９（ＪＰ，Ａ）
特開２０１３－１２４４００（ＪＰ，Ａ）
特開２０１４－０４７３９５（ＪＰ，Ａ）
特開２０１３－０７２１０１（ＪＰ，Ａ）
特表２０１５－５１６５１１（ＪＰ，Ａ）
国際公開第２０１８／０９９８１９（WO，Ａ１）
中国特許出願公開第１０９２９５３８９（ＣＮ，Ａ）

(58)調査した分野　(Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｃ２２Ｃ　３８／００　－　３８／６０
Ｃ２１Ｄ　８／００　－　８／０４
Ｃ２１Ｄ　９／４６　－　９／４８