(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2015-516511
(P2015-516511A)
(43)公表日　平成27年6月11日(2015.6.11)

(51)Int.Cl.		F I			テーマコード（参考）
C22C 38/00	***(2006.01)***	C22C	38/00	301S	4K037
C22C 38/58	***(2006.01)***	C22C	38/58		
C21D 9/46	***(2006.01)***	C21D	9/46	G	

審査請求 未請求　予備審査請求 未請求　（全 23 頁）

(21)出願番号　特願2015-502385 (P2015-502385)
(86)(22)出願日　平成25年4月2日 (2013.4.2)
(85)翻訳文提出日　平成26年12月1日 (2014.12.1)
(86)国際出願番号　PCT/EP2013/056956
(87)国際公開番号　WO2013/144376
(87)国際公開日　平成25年10月3日 (2013.10.3)
(31)優先権主張番号　PCT/EP2012/055907
(32)優先日　平成24年3月30日 (2012.3.30)
(33)優先権主張国　欧州特許庁 (EP)

(71)出願人　514248802
フォエスタルピネ　スタール　ゲゼルシャフト　ミット　ベシュレンクテル　ハフツング
ＶＯＥＳＴＡＬＰＩＮＥ　ＳＴＡＨＬ　ＧＭＢＨ
オーストリア国　アー－４０２０　リンツ　フォエスタルピネ－シュトラーセ　３
(71)出願人　000001199
株式会社神戸製鋼所
兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目２番４号
(74)代理人　100123788
弁理士　宮崎　昭夫

最終頁に続く

(54)【発明の名称】高強度冷間圧延鋼板およびそのような鋼板を作製する方法

(57)【要約】
本発明は、自動車、建設資材等における用途に好適な高強度冷間圧延鋼板、具体的には成形性に優れた高強度鋼板に関する。特に、本発明は、少なくとも９８０ＭＰａの引張強度を有する冷間圧延鋼板、およびそのような鋼板を作製するための方法に関する。

【特許請求の範囲】
【請求項１】
ａ）重量％で以下の元素：
Ｃ　０．１～０．３
Ｍｎ　２．０～３．０
Ｓｉ　０．４～１．０
Ｃｒ　０．１～０．９
Ｓｉ＋Ｃｒ　≧０．９
Ａｌ　≦０．８
Ｎｂ　＜０．１
Ｍｏ　＜０．３
Ｔｉ　＜０．２
Ｖ　＜０．２
Ｃｕ　＜０．５
Ｎｉ　＜０．５
Ｂ　＜０．００５
Ｃａ　＜０．００５
Ｍｇ　＜０．００５
ＲＥＭ　＜０．００５
残部　不純物のほかにＦｅ
からなる組成と、
ｂ）体積％で
残留オーステナイト　５～２０
ベイナイト＋ベイニティックフェライト＋焼き戻しマルテンサイト　≧８０
ポリゴナルフェライト　≦１０
を含む多相ミクロ組織と、
ｃ）以下の機械的特性
引張強度（R_m）　≧９８０ＭＰａ
伸び（A_{80}）　≧４％
穴広げ率（λ）　≧２０％、好ましくは≧３０％
の少なくとも１つと
を有し、
以下の条件
$R_m \times A_{80}$　≧１３０００ＭＰａ％
$R_m \times \lambda$　≧４００００ＭＰａ％
の少なくとも１つを満たす、高強度冷間圧延鋼板。
【請求項２】
Ｃ　０．１５～０．２５
Ｍｎ　２．０～２．６
Ｓｉ　０．６～１．０
Ｃｒ　０．１５～０．６
の少なくとも１つを満たす、請求項１に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項３】
Ｎｂ　０．０２～０．０８
Ａｌ　≦０．１
Ｍｏ　０．０５～０．３
Ｔｉ　０．０２～０．０８
Ｖ　０．０２～０．１
Ｃｕ　０．０５～０．４
Ｎｉ　０．０５～０．４

Ｂ　０．０００５～０．００３
Ｃａ　０．０００５～０．００５
Ｍｇ　０．０００５～０．００５
ＲＥＭ　０．０００５～０．００５
の少なくとも１つを満たす、請求項１または２に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項４】
　Ｓ　≦０．０１、好ましくは≦０．００３
Ｐ　≦０．０２、好ましくは≦０．０１２
Ｎ　≦０．０２、好ましくは≦０．００５
Ｔｉ　＞３．４Ｎ
の少なくとも１つを満たす、請求項１から３のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項５】
　マルテンサイト－オーステナイト粒子（ＭＡ）の最大サイズが、６μｍ以下、好ましくは３μｍ以下である、請求項１から４のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項６】
　多相ミクロ組織が、体積％で
残留オーステナイト　５～１６
ベイナイト＋ベイニティックフェライト＋焼き戻しマルテンサイト　≧８０
ポリゴナルフェライト　≦１０
を含む、請求項１から５のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項７】
　鋼が、
Ｃ　０．１５～０．１９
Ｍｎ　２．１～２．５
Ｓｉ　０．７～０．９５
Ｃｒ　０．１５～０．３５
任意選択で
Ｓｉ＋Ｃｒ　≧１．０
Ｎｂ　０．０２～０．０３
を含み、
　鋼板は、以下の要件
（R_m）　９８０～１２００ＭＰａ
（A_{80}）　≧６、好ましくは＞７％
（λ）　≧４０％
の少なくとも１つ、および
$R_m \times A_{80}$　≧１３０００ＭＰａ％
$R_m \times \lambda$　≧４００００ＭＰａ％、好ましくは≧５００００ＭＰａ％
の少なくとも１つを満たす、
請求項１から６のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項８】
　鋼が、
Ｃ　０．１９～０．２３
Ｍｎ　２．３～２．６
Ｓｉ　０．７～０．９５
Ｃｒ　０．２～０．４
任意選択で
Ｓｉ＋Ｃｒ　≧１．１
Ｎｂ　０．０２～０．０３
を含み、

鋼板が、以下の要件
（R_m）　１１８０～１５００ＭＰａ
（A_{80}）　≧６、好ましくは＞７％
（λ）　≧３１％
を満たし、好ましくは以下の条件
$R_m \times \lambda$　≧４００００ＭＰａ％、好ましくは≧４５０００ＭＰａ％
を満たす、
請求項１から６のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項９】
比率（Ｍｎ＋１．３＊Ｃｒ）≦３．５である、好ましくは≦３．２である、請求項１から８のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項１０】
Ｓｉの量が、Ａｌの量より多く、好ましくはＳｉ＞１．３Ａｌ、より好ましくはＳｉ＞２Ａｌ、最も好ましくはＳｉ＞３Ａｌ、またはさらにＳｉ＞１０Ａｌである、請求項１から９のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項１１】
Ｓｉの量が、Ｃｒの量より多く、好ましくはＳｉ＞１．３Ｃｒ、より好ましくはＳｉ＞１．５Ｃｒ、さらにより好ましくはＳｉ＞２Ｃｒ、最も好ましくはＳｉ＞３Ｃｒである、請求項１から１０のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項１２】
溶融亜鉛めっき層を備えていない、請求項１から１１のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板。
【請求項１３】
請求項１から１２のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板を作製する方法であって、
ａ）請求項１から１２のいずれか一項に記載される組成を有する冷間圧延鋼帯を用意する工程と、
ｂ）鋼を完全にオーステナイト化するために、冷間圧延鋼帯を、A_{c3}温度を超える温度で焼なましする工程と、続いて
ｃ）フェライト形成を回避するのに十分な冷却速度であって、２０～１００℃／秒にある冷却速度で、冷間圧延鋼帯を、特に６８０～７５０℃から、３５０℃と４７５℃の間、好ましくは３８０℃と４２０℃の間にある急冷の冷却停止温度T_{RC}まで冷却する工程と、続いて
ｄ）T_{Ms}－３０℃からT_{Ms}＋９０℃、好ましくはT_{Ms}－３０℃から４７５℃、より好ましくはT_{Ms}－１０℃から４４０℃で、冷間圧延鋼帯をオーステンパーする工程と、
ｅ）冷間圧延鋼帯を、周囲温度まで冷却する工程と
を含み、
鋼は、１３０００ＭＰａ％以上、好ましくは１３５００ＭＰａ％以上、最も好ましくは１４０００ＭＰａ％以上の強度－伸びバランス$R_m \times A_{80}$を有する高伸び型鋼である、方法。
【請求項１４】
請求項１から１３のいずれか一項に記載の高強度冷間圧延鋼板を作製する方法であって、
ａ）請求項１から１３のいずれか一項に記載される組成を有する冷間圧延鋼帯を用意する工程と、
ｂ）鋼を完全にオーステナイト化するために、冷間圧延鋼帯を、A_{c3}温度を超える温度で焼なましする工程と、続いて
ｃ）フェライト形成を回避するのに十分な冷却速度であって、２０～１００℃／秒にある冷却速度で、冷間圧延鋼帯を、特に６８０～７５０℃から、３２０℃と４００℃の間、好ましくは３４０℃と３８０℃の間にある急冷の冷却停止温度T_{RC}まで冷却する工程と、

続いて
ｄ）T_{Ms}－６０℃からT_{Ms}＋３０℃、好ましくはT_{Ms}－６０℃から４００℃、より好ましくはT_{Ms}－６０℃から３８０℃で、冷間圧延鋼帯をオーステンパーする工程と、
ｅ）冷間圧延鋼帯を、周囲温度まで冷却する工程と
を含み、
鋼は、４００００ＭＰａ％以上、好ましくは５００００ＭＰａ％以上、最も好ましくは５５０００ＭＰａ％以上の伸びフランジ性$R_m \times \lambda$を有する高穴広げ性型鋼である、方法。

【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
技術分野
本発明は、自動車、建設資材等における用途に好適な高強度冷間圧延鋼板（high strength cold rolled steel sheet）、具体的には成形性に優れた高強度鋼板に関する。特に、本発明は、少なくとも９８０ＭＰａの引張強度を有する冷間圧延鋼板に関する。
【０００２】
背景技術
多種多様な用途において、強度レベルの増加は、特に自動車産業における軽量構造物のための必要条件であるが、これは、車体質量の低減が燃料消費の節減をもたらすためである。
【０００３】
自動車車体部品は、多くの場合鋼板から打ち抜かれ、薄板の複雑な構造部材を形成する。しかしながら、そのような部品は、複雑な構造部品には低すぎる成形性のため、従来の高強度鋼から作製することができない。この理由から、多相変態誘起塑性補助鋼（ＴＲＩＰ鋼）が、ここ数年非常に注目を集めている。
【０００４】
ＴＲＩＰ鋼は、ＴＲＩＰ効果を生じ得る準安定残留オーステナイト相を含む多相ミクロ組織を有する。鋼が変形される際、オーステナイトはマルテンサイトに変態し、これにより著しい加工硬化が得られる。この硬化効果は、材料のネッキングに抵抗して板成形操作における破壊を遅らせるように作用する。ＴＲＩＰ鋼のミクロ組織は、その機械的特性を大きく改変し得る。ＴＲＩＰ鋼ミクロ組織の最も重要な側面は、残留オーステナイト相の体積パーセント、サイズおよびモルホロジーであるが、これは、これらの特性が、鋼が変形される際のオーステナイトからマルテンサイトへの変態に直接影響するためである。室温でオーステナイトを化学的に安定化するためのいくつかの手法がある。低合金ＴＲＩＰ鋼において、オーステナイトは、その炭素含量、およびオーステナイト結晶粒の微小なサイズにより安定化される。オーステナイトを安定化するために必要な炭素含量は、約１重量％である。しかしながら、鋼中の高炭素含量は、溶接性の低下のため、多くの用途において使用することができない。
【０００５】
したがって、室温でオーステナイトを安定化するべく、オーステナイト中に炭素を濃縮するために、特定の処理経路が必要である。一般的なＴＲＩＰ鋼化学はまた、オーステナイトの安定化を助けるために、および炭素をオーステナイト中に分配するミクロ組織の形成を補助するために、他の元素を少量添加することを含む。最も一般的な添加は、共に１．５重量％のＳｉおよびＭｎである。ベイナイト変態中にオーステナイトが分解するのを妨げるために、一般にケイ素含量が少なくとも１重量％となるべきであることが必要と考えられている。ケイ素はセメンタイト中に固溶しないため、鋼のケイ素含量は重要である。US 2009/0238713は、そのようなＴＲＩＰ鋼を開示している。しかしながら、高ケイ素含量は、熱間圧延鋼の低い表面品質および冷間圧延鋼の低い被覆性の原因となり得る。したがって、他の元素によるケイ素の部分的または完全な置換が調査されており、Ａｌ系合金設計に対して有望な結果が報告されている。しかしながら、アルミニウムの使用に関す

る欠点は、変態温度（A_{c3}）の上昇であり、これによって、従来の工業的焼なましラインにおける完全オーステナイト化が非常に困難または不可能となる。

【０００６】

マトリックス相に応じて、以下の主要な種類のＴＲＩＰ鋼が挙げられる。

【０００７】

ＴＰＦ　ポリゴナルフェライト（polygonal ferrite）のマトリックスを有するＴＲＩＰ鋼

ＴＰＦ鋼は、すでに上述したように、ベイナイトおよび残留オーステナイトからの含有物（inclusions）を有する比較的軟質のポリゴナルフェライトからのマトリックスを含有する。残留オーステナイトは、変形時にマルテンサイトに変態し、望ましいＴＲＩＰ効果をもたらし、これによって、鋼は、強度および絞り性（drawability）の優れた組合せを達成することができる。しかしながら、その伸びフランジ性（stretch flangability）は、ミクロ組織がより均質でマトリックスがより強固であるＴＢＦ、ＴＭＦおよびＴＡＭ鋼と比較してより低い。

【０００８】

ＴＢＦ　ベイニティックフェライトのマトリックスを有するＴＲＩＰ鋼

ＴＢＦ鋼は、ベイニティックフェライトマトリックスが優れた伸びフランジ性を可能とするため、長い間知られ多くの注目を集めている。さらに、ＴＰＦ鋼と同様に、準安定残留オーステナイトアイランドからマルテンサイトへの歪み誘起変態により確実となるＴＲＩＰ効果が、その絞り性を大幅に改善する。

【０００９】

ＴＭＦ　マルテンシティックフェライト（martensitic ferrite）のマトリックスを有するＴＲＩＰ鋼

ＴＭＦ鋼もまた、強固なマルテンサイトマトリックス中に埋め込まれた準安定残留オーステナイトの微小アイランドを含有し、これによって、これらの鋼は、ＴＢＦ鋼と比較してさらにより良好な伸びフランジ性を達成することができる。これらの鋼もまたＴＲＩＰ効果を示すが、その絞り性は、ＴＢＦ鋼と比較してより低い。

【００１０】

ＴＡＭ　焼なましされたマルテンサイトのマトリックスを有するＴＲＩＰ鋼

ＴＡＭ鋼は、新鮮なマルテンサイトの再焼なましにより得られる針状フェライトからのマトリックスを含有する。この場合も、歪み時の準安定残留オーステナイト含有物のマルテンサイトへの変態により、顕著なＴＲＩＰ効果が可能となる。その強度、絞り性および伸びフランジ性の有望な組合せにもかかわらず、これらの鋼は、その複雑で高額となる二重の熱サイクルに起因して、工業的には著しい注目を集めていない。

【００１１】

ＴＲＩＰ鋼の成形性は、主として残留オーステナイト相の変態特性により影響され、一方この特性は、オーステナイト化学、そのモルホロジー、およびその他の因子により影響される。ISIJ International Vol. 50(2010)、No. 1、p. 162-168において、少なくとも９８０ＭＰａの引張強度を有するＴＢＦ鋼の成形性に影響する側面が議論されている。しかしながら、この文献において考察された冷間圧延材料は、９５０℃で焼なましされ、塩浴中３００～５００℃で２００秒間オーステンパーされた。したがって、高い焼なまし温度に起因して、これらの材料は従来の工業的焼なましラインにおける作製に適していない。

【００１２】

発明の開示

本発明は、少なくとも９８０ＭＰａの引張強度を有し、優れた成形性を有する高強度冷間圧延鋼板、およびこの鋼板を工業規模で作製する方法に関する。特に、本発明は、従来の工業的焼なましラインにおける作製に適した特性を有する冷間圧延ＴＢＦ鋼板に関する。したがって、鋼板は、良好な成形特性を有するだけでなく、同時にA_{c3}温度、M_s温度、オーステンパー時間および温度、ならびに、熱間圧延鋼板の表面品質および工業的焼

なましラインにおける鋼板の処理性に影響する粘着性スケール等の、他の因子に関して最適化されるであろう。

【００１３】

詳細な説明

本発明は、特許請求の範囲において記載されている。

【００１４】

冷間圧延高強度ＴＢＦ鋼板は、（重量％で）以下の元素：

Ｃ　０．１～０．３
Ｍｎ　２．０～３．０
Ｓｉ　０．４～１．０
Ｃｒ　０．１～０．９
Ｓｉ＋Ｃｒ　≧０．９
Ａｌ　≦０．８
Ｎｂ　＜０．１
Ｍｏ　＜０．３
Ｔｉ　＜０．２
Ｖ　＜０．２
Ｃｕ　＜０．５
Ｎｉ　＜０．５
Ｂ　＜０．００５
Ｃａ　＜０．００５
Ｍｇ　＜０．００５
ＲＥＭ　＜０．００５
残部　不純物のほかにＦｅ

からなる組成を有する。

【００１５】

元素の限定について、以下で説明する。

【００１６】

元素Ｃ、Ｍｎ、ＳｉおよびＣｒは、以下に記載の理由から、本発明に必須である。

【００１７】

Ｃ：０．１～０．３％

Ｃは、オーステナイトを安定化する元素であり、残留オーステナイト相内の十分な炭素を得るために重要である。Ｃはまた、所望の強度レベルを得るために重要である。一般に、０．１％Ｃ当たり約１００ＭＰａの引張強度の増加が期待され得る。Ｃが０．１％未満である場合、９８０ＭＰａの引張強度を達成するのは困難である。Ｃが０．３％を超える場合、溶接性が低下する。この理由から、好ましい範囲は、所望の強度レベルに依存して、０．１５～０．２５％、０．１５～０．１９％、または０．１９～０．２３％である。

【００１８】

Ｍｎ：２．０～３．０％

マンガンは、M_s温度を低下させることによりオーステナイトを安定化し、冷却中にフェライトおよびパーライトが形成されるのを防止する、固溶強化元素である。さらに、Ｍｎは、A_{c3}温度を低下させる。２％未満の含量では、９８０ＭＰａの引張強度を得ることは困難となるかもしれず、またオーステナイト化温度が、従来の工業的焼なましラインには高すぎるかもしれない。しかしながら、Ｍｎの量が３％を超える場合、偏析の問題が生じる可能性があり、加工性が低下する可能性がある。

【００１９】

したがって、好ましい範囲は、２．０～２．６％、２．１～２．５％、２．３～２．５％および２．３～２．７％である。

【００２０】

Ｓｉ：０．４～１．０

Ｓｉは、固溶強化元素として作用し、薄い鋼板の強度を確保するために重要である。Ｓｉは、セメンタイト中に固溶せず、したがって、セメンタイトが形成し得る前にベイナイト粒界から離れてＳｉが拡散するのに時間をかけなければならないため、ベイナイト変態中の炭化物の形成を大幅に遅延させるように作用することになる。

【００２１】

したがって、好ましい範囲は、０．６～１．０％、０．６～１．０、０．７～０．９５％および０．７５～０．９０％である。

【００２２】

Ｃｒ：０．１～０．９

Ｃｒは、鋼板の強度の増加に効果的である。Ｃｒは、フェライトを形成し、パーライトおよびベイナイトの形成を阻害する元素である。A_{c3}温度およびM_s温度は、Ｃｒ含量の増加により若干低下するのみである。予想外にも、Ｃｒの添加は、安定化残留オーステナイトの量の大幅な増加をもたらす。しかしながら、ベイナイト変態の阻害（retardation）により、通常のライン速度を使用した場合に従来の工業的焼なましライン上の処理が困難または不可能となる程、より長い保持時間が必要である。この理由から、Ｃｒの量は、好ましくは０．６％に制限される。したがって、好ましい範囲は、０．１５～０．６％、０．１５～０．３５％、０．２～０．４％、および０．２５～０．３５％である。

【００２３】

Ｓｉ＋Ｃｒ：≧０．９

ＳｉおよびＣｒは、組み合わせて添加されると、残留オーステナイトの量の増加に対して相乗的な全く予想外の効果を有し、ひいてはこれが展伸性（ductility）の改善をもたらす。これらの理由から、Ｓｉ＋Ｃｒの量は、好ましくは１．４％に制限される。したがって、好ましい範囲は、１．０～１．４％、１．０５～１．３０％および１．１～１．２％である。

【００２４】

Ｍｎ＋１．３＊Ｃｒ：≦３．５

ＭｎおよびＣｒは、ベイナイト形成を大きく遅延させ、ベイナイト範囲における保持中に少しだけの安定化を伴う未変態オーステナイトの割合を高くする。冷却中、高い割合の残留オーステナイトがマルテンサイトに変態し、最終的なミクロ組織中に大きなマルテンサイト／オーステナイト粒子の存在をもたらす。この場合、やや低い穴広げ値（hole expansion value）が得られ、したがって、Ｍｎ＋１．３＊Ｃｒは、３．５に制限されなければならず、好ましくは、Ｍｎ＋１．３＊Ｃｒ≦３．２である。

【００２５】

Ｃ、Ｍｎ、ＳｉおよびＣｒに加えて、鋼は、任意選択で、ミクロ組織を調節し、変態速度に影響を与え、ならびに／または機械的特性の１つもしくは複数を微調整するために、以下の元素の１種または複数種を含有してもよい。

【００２６】

Ａｌ：≦０．８

Ａｌは、フェライト形成を促進し、また脱酸素剤としても一般的に使用されている。Ａｌは、Ｓｉと同様に、セメンタイト中に固溶せず、したがって、セメンタイトが形成し得る前にベイナイト粒界から離れて拡散しなければならない。M_s温度は、Ａｌ含量の増加と共に増加する。Ａｌのさらなる欠点は、オーステナイト化温度が従来のＣＡラインには高過ぎる恐れがあるほどに、A_{c3}温度の劇的な増加をもたらすことである。これらの理由から、Ａｌ含量は、好ましくは０．１％未満、最も好ましくは０．０６％未満に制限される。

【００２７】

Ｎｂ：＜０．１

Ｎｂは、結晶粒度の成長に対するその著しい影響のため、低合金化鋼において強度および靭性を改善するために一般的に使用される。Ｎｂは、ＮｂＣの析出によりマトリックスミクロ組織および残留オーステナイト相を精製すること（refining）によって、強度－伸

びバランスを増加させる。鋼は、任意選択で、少なくとも０．０１５Ｎｂ、好ましくは少なくとも０．０２５Ｎｂを含有してもよい。０．１％を超える含量では、その効果は飽和する。

【００２８】

したがって、好ましい範囲は、０．０１～０．０８％、０．０１～０．０４％および０．０１～０．０３％であり、さらにより好ましい範囲は、０．０２～０．０８％、０．０２～０．０４％および０．０２～０．０３％である。

【００２９】

Ｍｏ：＜０．３

Ｍｏは、強度を改善するために添加され得る。ＮｂとともにＭｏを添加することは、微細ＮｂＭｏＣの析出をもたらし、これは、強度および展伸性の組合せのさらなる改善をもたらす。

【００３０】

Ｔｉ：＜０．２； Ｖ：＜０．２

これらの元素は、析出硬化に効果的である。Ｔｉは、０．０１～０．１％、０．０２～０．０８％、または０．０２～０．０５％の好ましい量で添加され得る。Ｖは、０．０１～０．１％または０．０２～０．０８％の好ましい量で添加され得る。

【００３１】

Ｃｕ：＜０．５； Ｎｉ：＜０．５

これらの元素は、固溶強化元素であり、耐腐食性にプラスの効果を有し得る。これらは、必要に応じて、０．０５～０．５％または０．１～０．３％の量で添加され得る。

【００３２】

Ｂ：＜０．００５

Ｂは、フェライトの形成を抑制し、鋼板の溶接性を改善する。認め得るほどの効果を有するためには、少なくとも０．０００２％が添加されるべきである。しかしながら、過剰量は、加工性を低下させる。

【００３３】

好ましい範囲は、＜０．００４％、０．０００５～０．００３％および０．０００８～０．００１７％である。

【００３４】

Ｃａ：＜０．００５； Ｍｇ：＜０．００５； ＲＥＭ：＜０．００５

これらの元素は、鋼板中の含有物のモルホロジーを制御し、それにより、穴広げ性（hole expansibility）および伸びフランジ性を改善するために添加され得る。

【００３５】

好ましい範囲は、０．０００５～０．００５％および０．００１～０．００３％である。

【００３６】

Ｓｉ＞Ａｌ

Ａｌは、Ｓｉと比較して、オーステナイト化温度をより顕著に上昇させるため、本発明による高強度冷間圧延鋼板は、ケイ素ベースの設計を有し、すなわち、Ｓｉの量はＡｌの量より多く、好ましくはＳｉ＞１．３Ａｌ、より好ましくはＳｉ＞２Ａｌ、最も好ましくはＳｉ＞３Ａｌ、またはさらにＳｉ＞１０Ａｌである。

【００３７】

Ｓｉ＞Ｃｒ

本発明の鋼板において、特にケイ素ベースの設計を有する鋼板において、Ｓｉの量をＣｒの量より多くなるように制御し、ベイナイト変態に対する阻害効果に起因してＣｒの量を制限することが好ましい。このため、Ｓｉ＞Ｃｒ、好ましくはＳｉ＞１．３Ｃｒ、より好ましくはＳｉ＞１．５Ｃｒ、さらにより好ましくはＳｉ＞２Ｃｒ、最も好ましくはＳｉ＞３Ｃｒを維持することが好ましい。

【００３８】

冷間圧延高強度ＴＢＦ鋼板は、（体積％で）以下を含む多相ミクロ組織を有する。
残留オーステナイト　５～２０
ベイナイト＋ベイニティックフェライト＋焼戻しマルテンサイト　≧８０
ポリゴナルフェライト　≦１０。

【００３９】

残留オーステナイト（ＲＡ）の量は、５～２０％、好ましくは５～１６％である。ＴＲＩＰ効果のため、残留オーステナイトは、高い伸びが必要な場合の必須条件である。多量の残留オーステナイトは、伸びフランジ性を低下させる。これらの鋼板において、ポリゴナルフェライトは、ベイニティックフェライト（ＢＦ）で置き換えられ、ミクロ組織は、一般的に５０％を超えるＢＦを含有する。マトリックスは、高転位密度により強化されたＢＦラスからなり、ラスの間に残留オーステナイトが存在する。少量のマルテンサイトが最終的なミクロ組織内に存在してもよい。これらのマルテンサイト粒子は、多くの場合、残留オーステナイト粒子と密に接触しており、したがって、マルテンサイト－オーステナイト（ＭＡ）粒子と呼ばれる。マルテンサイト－オーステナイト（ＭＡ）粒子のサイズは、高穴広げ性型（high hole expansibility type）鋼板が望ましい場合は最大３μｍとなるであろうが、高伸び型（high elongation type）鋼板の場合は、サイズは６μｍまでとなり得る。

【００４０】

残留オーステナイトの量は、Proc. Int. Conf. on TRIP-aided high strength ferrous alloys (2002)、Ghent、Belgium、p. 61-64において詳細に説明される飽和磁化法を用いて測定された。

【００４１】

ＭＡ粒子のサイズは、レペラー（LePera）カラーエッチング後の光学顕微鏡写真から、画像分析ソフトウェアを使用して決定された。このエッチング技術は、例えば、Metallography、Vol. 12 (1979)、No. 3、p. 263-268において十分に説明されている。

【００４２】

冷間圧延高強度ＴＢＦ鋼板は、以下の機械的特性を有する。
引張強度（R_m）　≧９８０ＭＰａ
全伸び（A_{80}）　≧４％
穴広げ率（hole expanding ratio）（λ）　≧２０％。

【００４３】

穴広げ率（λ）は、好ましくは２５％、より好ましくは≧３０％、さらにより好ましくは≧４０％である。

【００４４】

R_mおよびA_{80}値は、欧州規格ＥＮ　１０００２　Ｐａｒｔ　１に従って得られ、試料は、ストリップの長手方向に沿って採取された。

【００４５】

穴広げ率（λ）は、ＩＳＯ／ＷＤ１６６３０に従う穴広げ試験により決定された。この試験において、６０°の先端を有する円錐ポンチが、１００×１００mm^2のサイズを有する鋼板に形成された直径１０ｍｍの穿孔穴に押し込まれる。最初の亀裂が特定された時点で試験は終了され、穴の直径が互いに直交する２つの方向において測定される。計算には算術平均値が使用される。

【００４６】

％での穴広げ率（λ）は、以下のように計算される。
$\lambda = (Dh - Do) / Do \times 100$
式中、Ｄｏは、開始時の穴の直径（１０ｍｍ）であり、Ｄｈは、試験後の穴の直径である。

【００４７】

鋼板の成形特性は、強度－伸びバランス（$R_m \times A_{80}$）および伸びフランジ性（$R_m \times \lambda$）のパラメータによりさらに評価された。

【００４８】
伸び型鋼板は、高い強度－伸びバランスを有し、高穴広げ性型鋼板は、高い伸びフランジ性を有する。
【００４９】
本発明の鋼板は、以下の条件の少なくとも１つを満たす。
$R_m \times A_{80} \geqq 13000$ＭＰａ％
$R_m \times \lambda \geqq 40000$ＭＰａ％。
【００５０】
本発明の鋼板の機械的特性は、合金組成およびミクロ組織により大きく調節され得る。
【００５１】
本発明の１つの考えられる変形形態によれば、鋼は、０．１５～０．１９Ｃ、２．１～２．５Ｍｎ、０．７～０．９５Ｓｉ、０．１５～０．３５Ｃｒを含む。任意選択で、Ｓｉ＋Ｃｒは≧１．０に調整され、さらに、鋼は、０．０２～０．０３Ｎｂを含んでもよい。鋼板は、以下の要件：
（R_m）＝９８０～１２００ＭＰａ、（A_{80}）≧６、好ましくは７％、（λ）≧２０％、好ましくは≧４０％
の少なくとも１つを満たし、さらに、
$R_m \times A_{80} \geqq 13000$ＭＰａ％および$R_m \times \lambda \geqq 40000$ＭＰａ％、好ましくは≧５００００ＭＰａ％
の少なくとも１つを満たす。典型的な化学組成は、０．１７Ｃ、２．３Ｍｎ、０．８５Ｓｉ、０．２５Ｃｒ、最大０．０２５Ｎｂ、不純物のほかにＦｅの残部、を含んでもよい。
【００５２】
本発明の別の考えられる変形形態によれば、鋼は、０．１９～０．２３Ｃ、２．３～２．７Ｍｎ、０．７～０．９５Ｓｉ、０．２～０．４Ｃｒを含む。任意選択で、Ｓｉ＋Ｃｒは≧１．１に調整され、さらに、鋼は、０．０１～０．０３Ｎｂを含んでもよい。鋼板は、以下の要件：
（R_m）＝１１８０～１５００ＭＰａ、（A_{80}）≧６、好ましくは７％、（λ）≧２０％、好ましくは≧３１％
の少なくとも１つを満たし、さらに、
$R_m \times A_{80} \geqq 13000$ＭＰａ％および$R_m \times \lambda \geqq 40000$ＭＰａ％、好ましくは≧４５０００ＭＰａ％
の少なくとも１つを満たす。典型的な化学組成は、０．２１Ｃ、２．５Ｍｎ、０．８５Ｓｉ、０．３Ｃｒ、０．０７Ｍｏ、最大０．０２５Ｎｂ、不純物のほかにＦｅの残部、を含んでもよい。
【００５３】
本発明の鋼板は、従来の工業的焼なましラインにおいて作製され得る。その処理は、
ａ）上に記載のような組成を有する冷間圧延鋼帯を用意する工程と、
ｂ）冷間圧延ストリップを、A_{c3}温度を超える焼なまし温度T_{an}で焼なましして、鋼を完全に（fully）オーステナイト化する工程と、続いて、
ｃ）フェライト形成を回避するのに十分な冷却速度であって、２０～１００℃／秒である冷却速度で、冷間圧延鋼帯を、特に６８０～７５０℃から、３２０℃～４７５℃の範囲内の急冷の冷却停止温度T_{RC}まで冷却する工程と、続いて
ｄ）T_{MS}－６０℃からT_{MS}＋９０℃の範囲内のオーステンパー温度T_{OA}で、冷間圧延鋼帯をオーステンパーする工程と、
ｅ）冷間圧延鋼帯を、周囲温度まで冷却する工程とを含む。
【００５４】
そのプロセスは、好ましくは以下の工程を含むであろう。
工程ｂ）において、焼なましは、８４０～８６０℃で、１００秒まで、好ましくは２０～８０秒の焼なまし保持時間t_{an}の間行われ、
工程ｃ）において、冷却は、焼なまし温度T_{an}から、６８０℃から７５０℃の間にある

徐冷の停止温度T_{SC}までの、約３～２０℃／秒の第１の冷却速度ＣＲ１で、および急冷の停止温度T_{RC}までの、２０℃／秒から１００℃／秒の間の第２の冷却速度ＣＲ２で行われ、
工程ｄ）において、オーステンパーは、３５０℃と４７５℃の間にある温度T_{OA}、および１５０～４５０秒、好ましくは２８０～３２０秒の期間（time interval）t_{OA}で行われる。
【００５５】
好ましくは、工程ｃ）とｄ）の間に、冷間圧延鋼帯に外部加熱が行われない。
【００５６】
熱処理条件を調整する理由を、以下に記載する。
【００５７】
焼なまし温度T_{an}＞A_{c3}温度：
鋼を完全にオーステナイト化することにより、ポリゴナルフェライトの量が制御され得る。焼なまし温度T_{an}がA_{c3}温度未満である場合、ポリゴナルフェライトの量が１０％を超える危険性がある。過剰のポリゴナルフェライトは、より大きなサイズのＭＡ成分をもたらす。
【００５８】
３２０～４７５℃の範囲内の急冷の冷却停止温度T_{RC}：
急冷の冷却停止温度T_{RC}を、３２０℃と４７５℃の間の温度に制御することにより、ＭＡ成分のサイズおよび残留オーステナイトＲＡの量が制御され得る。急冷の冷却停止温度T_{RC}がこの温度範囲を超過する場合、ＭＡ成分のサイズはより大きくなり、ＲＡの量はより低くなる。さらに、T_{RC}が上述の温度範囲より低い場合、ＲＡの量はより低くなる。これらの状況は両方とも、鋼板の均一な伸びおよび全伸びの低下をもたらす。
【００５９】
T_{MS}－６０℃からT_{MS}＋９０℃の範囲内のオーステンパー温度T_{OA}：
オーステンパー温度T_{OA}を、T_{MS}－６０℃からT_{MS}＋９０℃、好ましくはT_{MS}－６０℃からT_{MS}＋８０℃の間の温度に制御することにより、残留オーステナイトＲＡの量が制御され得る。より低いオーステンパー温度T_{OA}は、ＲＡの量を低下させる。より高いオーステンパー温度T_{OA}は、ＲＡの量を低下させ、ＭＡ成分のサイズを増加させる。T_{RC}と同様に、これらの状況は両方とも、鋼板の均一な伸びＡｇおよび全伸びA_{80}を低下させる。
【００６０】
第１および第２の冷却速度、ＣＲ１、ＣＲ２：
焼なまし温度T_{an}から、６８０℃と７５０℃の間の温度範囲内の徐冷の停止温度T_{SC}までの第１の冷却速度ＣＲ１を、約３～２０℃／秒に、また急冷の停止温度T_{RC}までの－２０～１００℃／秒の第２の冷却速度ＣＲ２を制御することにより、ポリゴナルフェライトの量が制御され得る。冷却速度ＣＲ２の低下は、ポリゴナルフェライトの量を１０％超まで増加させることになる。第１の冷却速度ＣＲ１は、多くの焼なましラインのレイアウトに由来し、またそれ自体は、鋼板のミクロ組織および機械的特性に直接影響を与えない。しかしながら、焼なましラインの一部として、この冷却速度は、全体の焼なましサイクルが達成され得るように正確に調節されなければならない。
【００６１】
本発明の一実施形態において、鋼板は、１３０００ＭＰａ％以上、好ましくは１３５００ＭＰａ％以上、最も好ましくは１４０００ＭＰａ％以上の強度－伸びバランス$R_m \times A_{80}$を有する高伸び型鋼板である。その場合、工程ｄ）は、T_{Ms}－３０℃からT_{Ms}＋９０℃、例えばT_{Ms}－３０℃から４７５℃、好ましくはT_{Ms}－１０℃から４４０℃のオーステンパー温度で行われる。
【００６２】
本発明の別の実施形態において、鋼板は、４００００ＭＰａ％以上、好ましくは５００００ＭＰａ％以上、最も好ましくは５５０００ＭＰａ％以上の伸びフランジ性$R_m \times \lambda$を

有する高穴広げ性型鋼板であり、工程ｄ）は、T_{Ms}－６０℃からT_{Ms}＋３０℃、好ましくはT_{Ms}－６０℃から４００℃、より好ましくはT_{Ms}－６０℃から３８０℃のオーステンパー温度で行われる。

【００６３】

例

表Ｉに従う化学組成を有するいくつかの試験合金１～１４を製造した。鋼板を製造し、表ＩＩに特定されるパラメータに従い、従来のＣＡラインにおいて熱処理に供した。いくつかの機械的特性と共に、鋼板のミクロ組織を検査したが、その結果を表ＩＩＩに示す。

【００６４】

ＭＡサイズd_{MA}の列において、画像分析を用いて測定されたマルテンサイト－オーステナイト粒子の粒径が示されており、ＭＡサイズは、以下の３つの主要なクラスに分けられる。

－　小（ＭＡ粒子のサイズ$d_{MA} \leqq 3\ \mu m$）、
－　中（$3\ \mu m < d_{MA} < 6\ \mu m$）、
－　大（$d_{MA} \geqq 6\ \mu m$）。

【００６５】

セメンタイトの列において、Ｎは、ミクロ組織中に見出すことができるセメンタイトの量がほとんど無視できることを示し、一方Ｙは、最終的なミクロ組織中に有意な量の有害なセメンタイトが存在することを示す。

【００６６】

本発明の鋼板の結果を、特許請求される範囲内のクロムを含有しない鋼板１０および１１の結果と比較すると、ミクロ組織および機械的特性に対するクロムの好ましい影響が明らかである。表ＩＩＩ中の実験番号２８～３３は、いくつかの場合において残留オーステナイトの量が低過ぎたこと（番号２８、２９および３１）、ならびにミクロ組織がある程度のセメンタイトを含有していたことを示している。

【００６７】

Ｃｒが添加されていないが０．６％Ｓｉを有する鋼板番号１０および０．８２％Ｓｉを有する鋼板番号１１の結果から、Ｓｉ含量が、ベイナイト変態中、セメンタイトの形成を防止するには低過ぎることが明らかである。本発明の鋼板では、全く異なる挙動が見られる。したがって、Ｃｒは、セメンタイト析出の阻害または防止においてＳｉと同様に作用すると考えられる。これらの結果にある程度基づいて、連続焼なましラインにおける作製のための改善された加工性を有する、Ｃｒが添加されたＳｉベースの合金設計を有する特許請求されるＴＢＦ鋼が開発された。

【００６８】

鋼板番号１２において、妥当な機械的特性が得られた。しかしながら、表面調査によって、低Ｓｉ材料と比較して、Ｓｉ酸化物による表面の著しく高い被覆率が示されており、これは焼なまし中のロール上の酸洗液形成（pickle formation）の危険性を増加させ、したがってこの材料は本発明の範囲外である。

【００６９】

Ｓｉ＋Ｃｒ≧０．９を満たさない０．６２％Ｓｉおよび０．１４Ｃｒを有する鋼板番号１３の結果からは、ＳｉおよびＣｒの相乗効果が、それぞれ$R_m \times A_{80}$および$R_m \times \lambda$に関して、前述の請求を満足するために適切な伸びおよび穴の広がりを確実とするには低過ぎる（表ＩＩＩ中の例番号３７）。

【００７０】

表ＩＩからの焼なましサイクル３を適用することによる、Ｃｒ＞Ｓｉ含量、また同時にＭｎ＋１．３＊Ｃｒ＞３．５である鋼板タイプ番号１４の結果から、低い穴広げ値が得られた（表ＩＩＩ中の番号４２）。すでに述べたように、そのような高いＭｎおよびＣｒ含量は、オーステンパー段階中のベイナイト形成の大幅な遅延をもたらす。したがって、大きな割合のＭＡ粒子を含有するミクロ組織が得られ、これはやや低い穴広げ挙動をもたらす。

【００７１】
鋼板番号６を、特許請求される範囲外のオーステンパー温度、すなわち、３２５℃の低いオーステンパー温度（熱サイクル番号６）および４８５℃の高いオーステンパー温度T_{OA}（熱サイクル番号７）による焼なましに供した。この焼なましの結果を、それぞれ表ＩＩＩの例番号３８および３９に示す。低いオーステンパー温度は、オーステナイトへのＣの遅い再分布、およびマルテンサイト内における炭化鉄析出のより強い原動力の結果、不十分な量の残留オーステナイトＲＡに起因して、非常に低い伸びＲｐ０．２をもたらした。高いオーステンパー温度の場合、オーステナイトからフェライトおよびセメンタイトへの部分的分解が抑制され得ず、その結果安定化残留オーステナイトが少量となった。
【００７２】
さらなる比較例は、７８０℃の焼なまし温度T_{an}での熱サイクル番号８に対応するこの低い変態域内焼なまし（intercritical annealing）は、極めて大量のフェライトを、したがって控えめな穴広げ性能をもたらした（表ＩＩＩ中の例４０）。
【００７３】
１０℃／秒の冷却速度での例を、表ＩＩのサイクル番号９に示す。確認できるように、そのような低い冷却速度は、焼なまし温度からオーステンパー段階までの冷却中にフェライト形成をもたらし、したがって控えめな穴広げ性能をもたらした（表ＩＩＩの例番号４１）。
【００７４】

【表１】

表I

化学組成(wt.%)

鋼タイプ番号	C	Si	Mn	Cr	Nb	P	S	Al	Ni	Mo	Cu	V	B	Ti	N	発明	Ms, ℃	Ac3, ℃	Mn+1.3*Cr
1	0.182	0.85	2.29	0.28	0.001	0.0074	0.0006	0.038	0.005	0.029	0.016	0.002	0.0004	0.002	0.0044	Y	379	794	2.65
2	0.173	0.80	2.34	0.200	<0.002	0.0049	0.0037	0.018	0.012	0.003	0.014	0.002	<0.0002	0.002	0.0051	Y	383	791	2.60
3	0.172	0.78	2.29	0.370	<0.002	0.0045	0.0026	0.018	0.009	0.003	0.015	0.002	<0.0002	0.003	0.0041	Y	383	792	2.77
4	0.177	0.79	2.29	0.310	0.025	0.005	0.0040	0.016	0.010	0.003	0.014	0.002	<0.0002	0.002	0.0042	Y	382	791	2.69
5	0.176	0.79	2.19	0.320	<0.002	0.0050	0.0018	0.030	0.012	0.003	0.014	0.002	<0.0002	0.002	0.0040	Y	385	795	2.61
6	0.200	0.83	2.52	0.310	<0.002	0.0033	0.0020	0.054	0.014	0.075	0.015	0.001	0.0003	0.002	0.0036	Y	364	783	2.92
7	0.220	0.83	2.45	0.610	<0.002	0.0036	0.0013	0.049	0.014	0.073	0.013	0.001	0.0002	0.002	0.0041	Y	354	781	3.24
8	0.220	0.98	2.46	0.610	<0.002	0.0042	0.0009	0.048	0.009	0.073	0.014	0.001	0.0002	0.002	0.0049	Y	352	787	3.25
9	0.154	0.81	2.48	0.620	<0.002	0.0040	0.0010	0.045	0.014	0.076	0.014	0.002	0.0003	0.003	0.0036	Y	381	795	3.29
10	0.210	0.61	2.50	0.018	<0.001	0.0048	0.0013	0.030	0.011	0.071	0.013	0.001	0.0004	0.003	0.0043	N	367	771	2.52
11	0.199	0.82	2.50	0.017	<0.001	0.0064	0.0016	0.058	0.013	0.070	0.014	0.001	0.0004	0.003	0.0053	N	369	783	2.52
12	0.200	1.44	2.50	0.044	0.002	0.0050	0.0003	0.054	0.012	0.076	0.012	0.003	0.0002	0.003	0.0031	N	361	811	2.56
13	0.21	0.62	2.48	0.14	0.002	0.0062	0.0021	0.049	0.013	0.003	0.017	0.002	<0.0002	0.002	0.0042	N	366	770	2.66
14	0.196	0.56	2.9	0.7	<0.002	0.0054	0.0031	0.046	0.012	0.004	0.016	0.002	0.0002	0.003	0.0045	N	353	758	3.81

参考:K.W.Andrews、JISI、vol.203、1965 p.721:

Ms=539-423C-30.4Mn-17.7Ni-12.1Cr-7.5Mo-11Si

Ac3=910-203$C^{1/2}$-15.2Ni-30Mn+44.7Si+104V+31.5Mo+13.1W

【００７５】

【表２】

表II

熱サイクル番号	加熱速度 HR、℃／秒	焼なまし温度 Tan、℃	焼なまし時間 tan、秒	冷却速度 CR1、℃／秒	徐冷の停止温度 T_{SC}、℃	冷却速度 CR2、℃／秒	急冷の停止温度 T_{RC}、℃	過時効温度 T_{OA}、℃	過時効時間 t_{OA}、秒	冷却速度 CR3、℃／秒
1	20	850	60	8	700	50	350	350	300	30
2	20	850	60	8	700	50	375	375	300	30
3	20	850	60	8	700	50	400	400	300	30
4	20	850	60	8	700	50	450	450	300	30
5	20	850	60	8	700	50	350	400	300	30
6	20	850	60	8	700	50	325	325	300	30
7	20	850	60	8	700	50	485	485	300	30
8	20	780	60	8	700	50	400	400	300	30
9	20	850	60	8	700	10	400	400	400	30

【００７６】

表III

			金属組織					機械的特性						穿孔穴広げ性		
番号	熱サイクル番号	鋼番号	ベイナイト＋ベイニティックフェライト＋焼き戻しマルテンサイト、vol.%	ポリゴナルフェライト、vol.%	残留オーステナイト、vol.%	MAサイズ d_{MA}	セメンタイトY/N	Rp0.2, MPa	Rm, MPa	Ag, %	A80, %	Rp0.2/Rm, -	Rm*A80, MPa*%	λ, %	Rm*λ, MPa*%	発明Y/N
1	1	1	94.9	0	5.1	小	N	922	1198	5.2	7.2	0.77	8626	61	73078	Y
2	2	1	94.8	0	5.2	小	N	915	1145	5.9	7.5	0.80	8588	46	52670	Y
3	3	1	91.0	0	9.0	中	N	765	1050	7.7	13	0.73	13650	29	30450	Y
4	4	1	85.5	0	14.5	中	N	520	985	11.1	15	0.53	14625	20	19500	Y
5	5	1	89.7	0	10.3	小	N	826	1060	8.6	13.5	0.78	14310	56	59360	Y
6	1	2	94.8	0	5.2	小	N	907	1191	5.5	7.1	0.76	8456	58	69078	Y
7	2	2	94.0	0	6.0	小	N	908	1116	4.9	6.8	0.81	7589	50	55800	Y
8	1	3	94.5	0	5.5	小	N	968	1218	4.9	6.7	0.79	8161	63	76734	Y
9	2	3	94.0	0	6.0	小	N	916	1156	5.0	7.2	0.79	8323	62	71672	Y
10	3	3	92.5	0	7.5	小	N	820	1051	7.1	11.5	0.78	12087	43	45193	Y
11	1	4	84.0	10	6.0	小	N	901	1130	5.8	7.5	0.80	8475	59	66670	Y
12	2	4	83.5	10	6.5	小	N	898	1092	5.9	7.5	0.82	8190	55	60060	Y
13	3	4	80.5	10	9.5	中	N	804	985	8.8	14.8	0.82	14578	35	34475	Y
14	1	5	87.0	8	5.0	小	N	921	1150	4.9	6.9	0.80	7935	48	55200	Y
15	2	5	86.5	8	5.5	小	N	840	1098	4.3	6.2	0.77	6808	40	43920	Y

【００７７】

16	1	6	94.0	0	6.0	小	N	1020	1362	5.0	6.2	0.75	8444	44	59928	Y
17	2	6	90.6	0	9.4	小	N	904	1260	7.0	8.4	0.72	10584	38	47880	Y
18	3	6	88.6	0	11.4	中	N	748	1185	9.5	11.4	0.63	13509	25	29625	Y
19	4	6	89.9	0	10.1	中	N	742	1350	8.2	10.1	0.55	13635	22	29700	Y
20	1	7	91.6	0	8.4	小	N	944	1398	5.5	6.6	0.68	9227	40	55920	Y
21	2	7	88.5	0	11.5	小	N	846	1342	7.4	8.4	0.63	11273	32	42944	Y
22	3	7	85.7	0	14.3	中	N	745	1347	9.2	11.1	0.55	14952	23	30981	Y

表III（続き）

			金属組織					機械的特性						穿孔穴広げ性		
番号	熱サイクル番号	鋼番号	ベイナイト＋ベイニティックフェライト＋焼き戻しマルテンサイト、vol.%	ポリゴナルフェライト、vol.%	残留オーステナイト、vol.%	MAサイズ d_{MA}	セメンタイトY/N	Rp0.2, MPa	Rm, MPa	Ag, %	A80, %	Rp0.2/Rm, -	Rm*A80, MPa*%	λ, %	Rm*λ, MPa*%	発明Y/N
23	1	8	91.2	0	8.8	小	N	926	1410	6.1	7.2	0.66	10152	38	53580	Y
24	2	8	88.0	0	12.0	小	N	848	1348	8.0	9.9	0.63	13345	31	41788	Y
25	3	8	86.4	0	13.6	中	N	748	1360	9.4	11.4	0.55	15504	23	31280	Y
26	1	9	93.5	0	6.5	小	N	880	1182	5.5	6.5	0.74	7683	39	46098	Y
27	2	9	91.6	0	8.4	小	N	841	1204	6.5	7.6	0.70	9150	34	40936	Y
28	1	10	97.0	0	3.0	小	Y	976	1275	4.5	5.4	0.77	6885	27	34425	N
29	2	10	96.6	0	3.4	小	Y	875	1204	4.8	5.7	0.73	6863	24	28896	N
30	3	10	93.5	0	6.5	中	Y	825	1043	6.2	8.0	0.79	8344	16	16688	N

【００７８】

【表３－３】

31	1	11	96.0	0	4.0	小	Y	978	1368	4.7	5.6	0.71	7661	29	39672	N
32	2	11	92.5	0	7.5	小	Y	876	1246	5.0	6.0	0.70	7476	26	32396	N
33	3	11	88.5	0	11.5	中	Y	757	1175	8.1	9.9	0.64	11633	19	22325	N
34	1	12	92.9	0	7.1	小	N	978	1347	5.2	6.1	0.73	8217	45	60615	N
35	2	12	89.5	0	10.5	小	N	908	1256	7.1	9.6	0.72	12058	38	47728	N
36	3	12	87.0	0	13.0	中	N	781	1208	9.2	11.1	0.65	13409	21	25368	N
37	3	13	92.7	0	7.3	小	Y	812	1051	6.5	8.4	0.77	8828.4	18	18918	N
38	6	6	94.5	0	4.5	小	N	1056	1394	4.3	5.2	0.76	7248.8	41	57154	N
39	7	6	96.9	0	3.1	大	Y	792	1382	5.2	7.1	0.57	9812.2	20	27640	N
40	8	6	59.6	27	13.4	中	N	578	1057	14.8	17.4	0.55	18391.8	12	12684	N
41	9	6	55.2	31	13.8	中	N	567	1034	14.2	17.3	0.55	17888.2	11	11374	N
42	3	14	83.1	0	16.9	大	N	708	1432	6.7	7.8	0.49	11169.6	9	12888	N

【００７９】

産業上の利用可能性

本発明は、自動車等の車両のための優れた成形性を有する高強度鋼板に広く適用することができる。

【国際調査報告】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No
PCT/EP2013/056956

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
INV. C21D9/46 C22C38/02 C22C38/04 C22C38/06
ADD.

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)
C21D C22C

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)
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	JP 2004 332099 A (NIPPON STEEL CORP) 25 November 2004 (2004-11-25) examples 4,7; tables 1-3 paragraphs [0010], [0049] - paragraph [0051]	1,13,14
A	WO 2011/148490 A1 (SUMITOMO METAL IND [JP]; TANAKA YASUAKI [JP]; TOMIDA TOSHIRO [JP]; KAW) 1 December 2011 (2011-12-01) the whole document	1-14
A	WO 2011/118126 A1 (JFE STEEL CORP [JP]; TOJI YUKI [JP]; HASEGAWA KOHEI [JP]) 29 September 2011 (2011-09-29) the whole document	1-14

☐ 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	Date of mailing of the international search report
26 July 2013	02/08/2013

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016	Huber, Gerrit

1

Form PCT/ISA/210 (second sheet) (April 2005)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No
PCT/EP2013/056956

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
JP 2004332099 A	25-11-2004	JP 4091894 B2	28-05-2008
		JP 2004332099 A	25-11-2004
WO 2011148490 A1	01-12-2011	CN 103038381 A	10-04-2013
		EP 2578711 A1	10-04-2013
		KR 20130034027 A	04-04-2013
		WO 2011148490 A1	01-12-2011
WO 2011118126 A1	29-09-2011	CN 102985571 A	20-03-2013
		EP 2551359 A1	30-01-2013
		KR 20120127658 A	22-11-2012
		TW 201134945 A	16-10-2011
		WO 2011118126 A1	29-09-2011

Form PCT/ISA/210 (patent family annex) (April 2005)

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,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,RO,RS,SE,SI,SK,SM,TR),OA(BF,BJ,CF,CG,CI,CM,GA,GN,GQ,GW,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,DO,DZ,EC,EE,EG,ES,FI,GB,GD,GE,GH,GM,GT,HN,HR,HU,ID,IL,IN,IS,JP,KE,KG,KM,KN,KP,KR,KZ,LA,LC,LK,LR,LS,LT,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,SC,SD,SE,SG,SK,SL,SM,ST,SV,SY,TH,TJ,TM,TN,TR,TT,TZ,UA,UG,US,UZ,VC

(74)代理人 100127454
弁理士 緒方 雅昭
(72)発明者 パウル、 ステファン
オーストリア国 アー－８７８４ トリーベン ソーンベルク １５７
(72)発明者 クリツァン、 ダニエル
オーストリア国 アー－４０２０ リンツ ムルデンシュトラーセ １８
(72)発明者 ピヒラー、 アンドレアス
オーストリア国 アー－４８４０ ベックラブルック バーンホフシードルンク １６／１０
(72)発明者 中屋 道治
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

Ｆターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA06 EA09 EA11 EA13 EA16 EA17 EA18 EA19
EA20 EA23 EA25 EA27 EA31 EA32 EA36 EB05 EB09 EB12
FH01 FJ01 FJ05 FJ06 FK02 FK03 FK08 FL01 FL02 JA06
JA07