

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6232045号
(P6232045)

(45) 発行日 平成29年11月15日(2017.11.15)

(24) 登録日 平成29年10月27日(2017.10.27)

(51) Int.Cl.	F 1
C 22 C 38/00 (2006.01)	C 22 C 38/00 3 O 1 U
C 22 C 38/58 (2006.01)	C 22 C 38/58
C 21 D 9/46 (2006.01)	C 21 D 9/46 F

請求項の数 17 (全 18 頁)

(21) 出願番号	特願2015-502381 (P2015-502381)
(86) (22) 出願日	平成25年4月2日(2013.4.2)
(65) 公表番号	特表2015-516510 (P2015-516510A)
(43) 公表日	平成27年6月11日(2015.6.11)
(86) 國際出願番号	PCT/EP2013/056940
(87) 國際公開番号	W02013/144373
(87) 國際公開日	平成25年10月3日(2013.10.3)
審査請求日	平成28年1月26日(2016.1.26)
(31) 優先権主張番号	PCT/EP2012/055913
(32) 優先日	平成24年3月30日(2012.3.30)
(33) 優先権主張国	欧洲特許庁(EP)

(73) 特許権者	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 G MBH 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
(74) 代理人	100123788 弁理士 宮崎 昭夫
(74) 代理人	100127454 弁理士 緒方 雅昭
(72) 発明者	ヘスペルガー、トーマス オーストリア国 アー-4061 パスチ ンク リンクシュトラーセ 55/3 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) 【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	1 . 4 ~ 2 . 7
Si	0 . 4 ~ <u>0 . 9</u>
Cr	0 . 1 ~ 0 . 9
Si + Cr	<u>0 . 9 ~ 1 . 4</u>
Si / Cr	<u>1 ~ 5</u>
Si	> 10 A 1
Al	<u>0 . 0 6</u>
Nb	< 0 . 1
Mo	< 0 . 3
Ti	< 0 . 2
V	< 0 . 2
Cu	< 0 . 5
Ni	< 0 . 5
S	0 . 0 1
P	0 . 0 2
N	0 . 0 2

10

20

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 5~22

ベイナイト + ベ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 > 50

10

からなる多相ミクロ組織と、

c) 以下の機械的特性

引張強度 (R_m) 780 MPa伸び (A₈₀) 12%と

を含む、

高強度冷間圧延鋼板。

【請求項 2】

C 0.13~0.25

Mn 1.5~2.5

Cr 0.2~0.6

20

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

Mo 0.05

Ti 0.02~0.08

V 0.02~0.1

Cu 0.05~0.4

Ni 0.05~0.4

B 0.0002~0.003

Ca 0.0005

30

Mg 0.0005

REM 0.0005

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 0.003

P 0.01

N 0.005

Ti > 3.4 N

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

。

40

【請求項 5】

残留オーステナイト (RA) の最大サイズが、6 μ m 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 6~16

ベイナイト + ベ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 > 50

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】

50

鋼が、

C 0 . 1 7 ~ 0 . 2 3

Mn 1 . 5 ~ 1 . 8

Si 0 . 4 ~ 0 . 8

Cr 0 . 3 ~ 0 . 7

を含み、

鋼板が、以下の要件：

(R_m) 780 ~ 1200 MPa

(A₈₀) 15 %

および

R_m × A₈₀ 16000 MPa %

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 . 1 3 ~ 0 . 1 7

Mn 1 . 7 ~ 2 . 3

Si 0 . 5 ~ 0 . 9

Cr 0 . 3 ~ 0 . 7

を含み、

鋼板が、以下の要件：

(R_m) 780 ~ 1200 MPa

(A₈₀) 15 %

および

R_m × A₈₀ 14000 MPa %

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9】

鋼が、

C 0 . 1 8 ~ 0 . 2 2

Mn 1 . 7 ~ 2 . 3

Si 0 . 5 ~ 0 . 9

Cr 0 . 3 ~ 0 . 8

を含み、

鋼板が、以下の要件

(R_m) 980 ~ 1200 MPa

(A₈₀) 13 %

および

R_m × A₈₀ 13000 MPa %

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10】

鋼が、

C 0 . 1 4 ~ 0 . 2 0

Mn 1 . 9 ~ 2 . 5

Si 0 . 5 ~ 0 . 9

Cr 0 . 3 ~ 0 . 8

を含み、

鋼板が、以下の要件

(R_m) 980 ~ 1200 MPa

10

20

30

40

50

(A₈₀) 13%

および

R_m × A₈₀ 13000 MPa%

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11】

鋼が、

C 0.18~0.22

Mn 1.7~2.5

Si 0.5~0.9

Cr 0.4~0.8

を含み、

鋼板が、以下の要件：

(R_m) 1000~1400 MPa

(A₈₀) 14%

および

R_m × A₈₀ 12000 MPa%

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12】

比率Mn + 3 × Crが3.8である、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】

比率Si / Crが1.5~3である、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。

【請求項14】

溶融亜鉛めっき層を備えていない、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。

【請求項15】

請求項1から14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4及び7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) 冷間圧延鋼帯を、760とA_{c3} + 20の間にある焼なまし温度T_{an}で焼なましする工程と、続いて、

c) パーライト形成を回避するのに十分な冷却速度で、冷間圧延鋼帯を、焼なまし温度T_{an}から、300と475の間にある急冷の冷却停止温度T_{re}まで冷却する工程と、続いて、

d) 320と480の間にある過時効温度T_{OA}で、冷間圧延鋼帯をオーステンパーする工程と、続いて

e) 冷間圧延鋼帯板を、周囲温度まで冷却する工程とを含む、方法。

【請求項16】

工程d)におけるオーステンパーが、375と475の間の過時効温度T_{OA}で、200秒以内の時間行われる、請求項15に記載の高強度冷間圧延鋼板を作製する方法。

【請求項17】

工程d)におけるオーステンパーが、350と450の間の過時効温度T_{OA}で、200秒以上の時間行われる、請求項15に記載の高強度冷間圧延鋼板を作製する方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

20

30

40

50

【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 780 MPa 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。

10

【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。

20

【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、A1 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、鋳造中の偏析挙動であり、これは、スラブの中心位置における A1 の枯渇をもたらし、最終的なミクロ組織中のマルテンサイトバンド (martensite bands) 形成のリスクの増加をもたらす。

30

【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

40

50

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。

10

【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

20

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】

発明の開示

本発明は、少なくとも780MPa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TPF鋼板に関する。したがって、鋼は、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。

30

【0012】

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。

【0013】

以下明細書において、略語は以下の通りである。

PF = ポリゴナルフェライト

40

B = ベイナイト

BF = ベイニティックフェライト

TM = 焼戻しマルテンサイト

RA = 残留オーステナイト

R_m = 引張強度(MPa)

A_g = 均一伸び、UE1(%)

A_{80} = 全伸び(%)

$R_{p0.2}$ = 降伏強度(MPa)

HR = 热間圧下率(hot rolling reduction)(%)

T_{an} = 焼なまし温度()

50

t_{an} = 焼なまし時間 (秒)
 C R 1 = 冷却速度 (/ 秒)
 T_Q = クエンチ (quenching) 温度 ()
 C R 2 = 冷却速度 (/ 秒)
 T_{RJ} = 急冷の停止温度 ()
 T_{OA} = 過時効 / オーステンパー温度 ()
 t_{OA} = 過時効 / オーステンパー時間 (秒)
 C R 3 = 冷却速度 (/ 秒)。

【0014】

冷間圧延高強度 TPF 鋼板は、(重量 % で) 以下の元素：

C 0.1 ~ 0.3
 Mn 1.4 ~ 2.7
 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】

元素を限定する理由を、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 100 MPa 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、780 MPa 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、0.1 ~ 0.25 %、0.13 ~ 0.17 %、0.15 ~ 0.19 %、または 0.19 ~ 0.23 % である。

【0018】

Mn : 1.4 ~ 2.7 %

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、冷却中にパラサ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。1.4 % 未満の含量では、少なくとも 780 MPa の引張強度を得ることは困難となるかもしれない。1.7 % 未満の含量ですでに少なくとも 780 MPa の引張強度を得ることが難しくなることもある。しかしながら、Mn の量が 2.7 % 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。また、高 Mn 含量は、冷間圧延には好ましくないマルテンサイト部分の形成をもたらし得るため、上限は

10

20

30

40

50

、ランアウトテーブル上およびコイル内での冷却中のミクロ組織に対するMnの影響により決定される。したがって、好ましい範囲は、1.5~2.5、1.5~1.7%、1.5~2.3、1.7~2.3%、1.8~2.2%、1.9~2.3%および2.3~2.5%である。

【0019】

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、析出するセメンタイトから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。Siは、鋼板の機械的特性を改善する。しかしながら、高Siは、表面上にSi酸化物を形成し、これがロール上の酸洗液(pickles)をもたらし、それが表面欠陥をもたらし得る。さらに、高Si含量では亜鉛めっきが非常に困難であり、すなわち表面欠陥のリスクが増加する。したがって、Siは、1.0%に制限される。したがって、好ましい範囲は、0.4~0.9%、0.4~0.8%、0.5~0.9%、0.5~0.7%および0.75~0.90%である。

【0020】

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。Ac₃温度およびMs温度は、Cr含量の増加により若干低下するのみである。この種の鋼において、残留オーステナイトの量は、クロム含量と共に増加する。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0.8%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%、0.3~0.7%、0.5~0.7%、0.4~0.8%、および0.25~0.35%である。

【0021】

Si + Cr : 0.9

SiおよびCrは、鋳造中のマンガン偏析の効果を打ち消すという点で、マルテンサイトバンド形成のリスクの低減においても効率的である。さらに、全く予想外にも、SiおよびCrを組み合わせて供給することは、残留オーステナイトの量の増加をもたらし、ひいてはこれが展伸性(ductility)の改善をもたらすことが判明した。これらの理由から、Si + Crの量は、0.9以上でなければならない。しかしながら、過剰量のSi + Crは、ベイナイト形成の大きな遅延をもたらす可能性があり、したがって、Si + Cr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。

【0022】

Si / Cr = 1~5

SiおよびCrは、セメンタイト形成を阻害し、Crは、ベイナイト形成速度に対し強力な遅延効果を有するため、Siは、セメンタイト析出の強力な阻害と、ベイナイト形成速度の僅かな遅延との間のバランスをとるために、鋼中に少なくともCrと同量で存在するであろう。好ましくは、Siは、Crよりも多量に存在する。したがって、Si / Crの好ましい範囲は、1~5、1.5~3、1.7~3、1.7~2.8、2~3および2.1~2.8である。

【0023】

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。

【0024】

Al : 0.8

10

20

30

40

50

A 1 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。A 1 は、Si と同様に、セメンタイト中に固溶せず、したがって、ベイナイト形成中にセメンタイト形成を大幅に遅延させる。A 1 の添加は、残留オーステナイト中の炭素含量の著しい増加をもたらす。しかしながら、Ms 温度は、A 1 含量の増加と共に増加する。A 1 のさらなる欠点は、Ac₃ 温度の劇的な増加をもたらすことである。しかしながら、本発明のTPF 合金は、二相領域において焼なましされ得るので、相当量のA 1 が使用され得る。A 1 は、TRIP 鋼グレードにおいて、Si の置換に首尾良く使用される。しかしながら、A 1 の主な欠点は、その鋳造中の偏析挙動である。鋳造中、Mn は、スラブの中央部に濃縮され、A 1 含量は減少する。したがって、中央部では、大きなオーステナイト安定化領域またはバンドが形成される。これは、処理の最後に、マルテンサイトバンド形成をもたらし、低歪みにおいてマルテンサイトバンド内に内部亀裂が形成される。一方、鋳造中、Si およびCr もまた濃縮される。したがって、Mn 濃縮に起因するオーステナイト安定化は、Si およびCr により打ち消されるため、マルテンサイトバンド形成の傾向は、これらの元素との合金化により低減され得る。これらの理由から、A 1 含量は、好ましくは、0.6%、好ましくは0.1%、最も好ましくは0.06%未満に制限される。
10

【0025】

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韌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。したがって、Nb の添加を使用して、良好な深絞り性を有する高強度鋼板を得ることができる。0.1%を超える含量では、その効果は飽和する。
20

【0026】

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%である。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。

【0027】

Mo : < 0.3

Mo は、強度を改善するために添加され得る。Nb と共にMo を添加することは、微細NbMoC 炭化物の析出をもたらし、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。
30

【0028】

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。

【0029】

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。
40

【0030】

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。

【0031】

好ましい範囲は、< 0.004%、0.0005~0.003%および0.0008~0.0017%である。

【0032】

Ca : < 0.005 ; Mg : < 0.005 ; REM : < 0.005

50

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

【0033】

好ましい範囲は、0.0005~0.005%および0.001~0.003%である。

【0034】

Si > Al

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である。

10

【0035】

Mn + 3Cr

本発明の鋼板中のベイナイト形成の過度の阻害を回避するために、Mn + 3Crの比率を3.8、好ましくは3.6、より好ましくは3.4に制御することが好ましい。

【0036】

(Rp_{0.2}) / (R_m)

本発明の鋼板において、所望の成形性を得るために、(Rp_{0.2}) / (R_m) 0.7、好ましくは(Rp_{0.2}) / (R_m) 0.75の降伏比を制御することが好ましい。

【0037】

高強度冷間圧延TPF鋼板は、(体積%で)

残留オーステナイト 5~22

ベイナイト + ベ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

を含む多相ミクロ組織を有する。

20

【0038】

残留オーステナイト(RA)の量は、5~22%、好ましくは6~22%、より好ましくは6~16%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、マトリックスは、主として、一般的に50%を超える量の軟質のポリゴナルフェライト(PF)からなる。最終的なミクロ組織中、通常はベニティックフェライト(BF)が少量だけ存在する。不十分な局所的なオーステナイト安定性の結果、その組織はまた、室温への冷却中に新たに形成するマルテンサイトをいくらか少量含有し得る。

30

【0039】

高強度冷間圧延TPF鋼板は、以下の機械的特性を有する。

引張強度(R_m) 780 MPa

全伸び(A₈₀) 12%、好ましくは13%、より好ましくは14%。

【0040】

R_mおよびA₈₀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。

40

【0041】

鋼板の成形性は、強度-伸びバランス(R_m × A₈₀)により評価された。

【0042】

本発明の鋼板は、以下の条件を満たす。

R_m × A₈₀ 13000 MPa%。

【0043】

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。

【0044】

1つの好ましい実施形態において、高強度冷間圧延鋼板は、少なくとも780 MPaの

50

引張強度を有し、鋼は、

C 0.17 ~ 0.23

Mn 1.5 ~ 1.8、好ましくは1.5 ~ 1.7

Si 0.4 ~ 0.8、好ましくは0.4 ~ 1.7

Cr 0.3 ~ 0.7、好ましくは0.4 ~ 0.7

任意選択で

Nb 0.01 ~ 0.03、好ましくは0.02 ~ 0.03、

または

C 0.13 ~ 0.17

Mn 1.7 ~ 2.3

Si 0.5 ~ 0.9

Cr 0.3 ~ 0.7

任意選択で

Nb 0.01 ~ 0.03、好ましくは0.02 ~ 0.03

を含み、鋼板は、以下の要件：

(R_m) 780 ~ 1200 MPa

(A₈₀) 15%

および

R_m × A₈₀ 14000 MPa%、好ましくは 16000 MPa%

の少なくとも 1 つを満たす。

【0045】

少なくとも 780 MPa の引張強度を有する高強度冷間圧延鋼板のための典型的な組成は、

C 約 0.2%、Mn 約 1.6%、Si 約 0.6%、Cr 約 0.6%、Nb 約 0 もしくは 0.025%、または

C 約 0.15%、Mn 約 1.8%、Si 約 0.7%、Cr 約 0.4%、Nb 約 0 もしくは 0.025%、残部 不純物のほかに鉄 であります。

【0046】

別の好ましい実施形態において、高強度冷間圧延鋼板は、少なくとも 980 MPa の引張強度を有し、鋼は、

C 0.18 ~ 0.22

Mn 1.7 ~ 2.3

Si 0.5 ~ 0.9

Cr 0.3 ~ 0.8

任意選択で

Si + Cr 1.0

Nb 0.01 ~ 0.03

または

C 0.14 ~ 0.20

Mn 1.9 ~ 2.5

Si 0.5 ~ 0.9

Cr 0.3 ~ 0.8

任意選択で

Si + Cr 1.0

Nb 0.01 ~ 0.03

を含み、鋼板は、以下の要件

(R_m) 980 ~ 1200 MPa

(A₈₀) 13%

および

10

20

30

40

50

$R_m \times A_{80} = 13000 \text{ MPa} \%$
の少なくとも 1 つを満たす。

【0047】

少なくとも 980 MPa の引張強度を有する高強度冷間圧延鋼板のための典型的な組成は、C 約 0.18%、Mn 約 2.2%、Si 約 0.8%、Cr 約 0.5%、Nb 約 0 または 0.025%、残部 不純物のほかに鉄、でありうる。

【0048】

さらに別の好ましい実施形態において、高強度冷間圧延鋼板は、少なくとも 1180 MPa の引張強度 (R_m) を有する。この実施形態において、鋼は、

C 0.18 ~ 0.22

10

Mn 1.7 ~ 2.5、好ましくは 1.7 ~ 2.3

Si 0.5 ~ 0.9

Cr 0.4 ~ 0.8

任意選択で

Si + Cr 1.1

Nb 0.01 ~ 0.03、好ましくは 0.02 ~ 0.03

を含み、以下の要件

(R_m) 1000 ~ 1400 MPa、好ましくは 1180 ~ 1400 MPa

(A_{80}) 10%、好ましくは 14%

および

20

$R_m \times A_{80} = 12000 \text{ MPa} \%$ 、好ましくは 15000 MPa %

の少なくとも 1 つを満たす。

【0049】

少なくとも 1180 MPa の引張強度を有する高強度冷間圧延鋼板のための典型的な組成は、

C 約 0.2%、Mn 約 2.2%、Si 約 0.8%、Cr 約 0.6%、Nb 約 0 もしくは 0.025%、残部 不純物のほかに鉄、または

C 約 0.2%、Mn 約 2%、Si 約 0.6%、Cr 約 0.6%、Nb 約 0 もしくは 0.025%、残部 不純物のほかに鉄

でありうる。

30

【0050】

本発明の高強度冷間圧延鋼板は、従来の工業焼なましラインを使用して作製され得る。その処理は、

a) 上に記載のような組成を有する冷間圧延ストリップを用意する工程と、

b) 冷間圧延ストリップを、760 と $A_{c3} + 20$ の間にある焼なまし温度 T_{an} で焼なましする工程と、続いて、

c) パーライト形成を回避するのに十分な冷却速度で、冷間圧延ストリップを、焼なまし温度 T_{an} から、300 と 475 の間、好ましくは 350 と 475 の間にある冷却停止温度 T_{RJ} まで冷却する工程と、続いて、

d) 320 と 480 の間にある過時効 / オーステンパー温度 T_{OA} で、冷間圧延ストリップをオーステンパーする工程と、

e) 冷間圧延ストリップを、周囲温度まで冷却する工程とを含む。

40

【0051】

そのプロセスは、好ましくは以下の工程をさらに含むであろう。

工程 b) において、焼なましは、760 と 820 の間にある焼なまし温度 T_{an} で、最大 100 秒、好ましくは 60 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、2 つの別個の冷却速度；焼なまし温度 T_{an} から、600 と 750 の間にあるクエンチ温度 T_Q までの、約 3 ~ 20 / 秒の第 1 の冷却速度 CR 1、およびクエンチ温度 T_Q から、急冷の停止温度 T_{RJ} までの、約 20 ~ 100 / 秒

50

の第2の冷却速度CR2を有する冷却パターンに従って行うことができ、工程d)において、鋼板のオーステンパーは、350と475の間にある過時効/オーステンパー温度 T_{o_A} 、および50秒と600秒の間の過時効/オーステンパー時間 t_{o_A} で行われる。

【0052】

好ましくは、工程c)とd)の間に、鋼板に外部加熱が行われない。

【0053】

本発明の高強度冷間圧延鋼板を作製する1つの考えられる方法において、工程d)におけるオーステンパーは、375と475の間にある過時効/オーステンパー温度 T_{o_A} で、200秒以内の過時効/オーステンパー時間 t_{o_A} の間行われる。

10

【0054】

本発明の高強度冷間圧延鋼板を作製する別の考えられる方法において、工程d)におけるオーステンパーは、350と450の間にある過時効/オーステンパー温度 T_{o_A} で、200秒以上の過時効/オーステンパー時間 t_{o_A} の間行われる。

【0055】

熱処理条件を調整する理由を、以下に記載する。

【0056】

焼なまし温度 $T_{an} = 760$ から A_{c3} 温度+20：

焼なまし温度は、再結晶、セメンタイトの分解ならびに焼なまし中のフェライトおよびオーステナイトの量を制御する。低い焼なまし温度 T_{an} は、再結晶化していないミクロ組織およびセメンタイトの不十分な分解をもたらす。高い焼なまし温度は、完全なオーステナイト化および結晶粒成長をもたらす。これは、冷却中の不十分なフェライト形成をもたらし得る。

20

【0057】

320と480の間のオーステンパー温度 T_{o_A} ：

オーステンパー温度 T_{o_A} を上述の範囲に制御することにより、ベイナイトの量、セメンタイトの望ましくない析出、ひいては残留オーステナイトRAの量および安定性が制御され得る。より低いオーステンパー温度 T_{o_A} は、ベイナイト形成速度を低下させ、あまりにも少量のベイナイトは、不十分な安定化残留オーステナイトをもたらし得る。より高いオーステンパー温度 T_{o_A} は、ベイナイト形成速度を増加させるが、一般的に、ベイナイトの量が低減され、これは、不十分に安定化された残留オーステナイトをもたらし得る。オーステンパー温度のさらなる増加は、セメンタイトの望ましくない析出をもたらし得る。

30

【0058】

300と475の間の急冷の冷却停止温度 T_{RJ}

急冷の冷却停止温度 T_{RJ} を制御することにより、オーステンパー前の変態のさらなる制御が可能であり、これは、様々な構成物質の得られる量を微調整するために適用することができる。

【0059】

第1および第2の冷却速度、CR1、CR2：

40

焼なまし温度 T_{an} から急冷の停止温度 T_{RJ} までの、焼なましされたストリップを冷却するための冷却パターンは、2つの別個の冷却工程を有してもよい。焼なまし温度 T_{an} から、600と750の間にあるクエンチ温度 T_Q までの第1の冷却速度CR1を約3~20/秒に、またクエンチ温度 T_Q から急冷の停止温度 T_{RJ} までの約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、ひいてはオーステナイトの量が制御され得る。さらに、パーライトは鋼板の成形特性を低下させるが、この冷却パターンにより、パーライトの形成が回避される。しかしながら、クエンチされたストリップ中に少量のパーライトが存在し得る。1%までのパーライトが存在し得るが、クエンチされたストリップは、パーライトを含まないのが好ましい。

【0060】

50

第 3 の冷却速度 C R 3 :

焼なましラインに典型的に適用されるオーステンパー温度 $T_{\alpha A}$ から室温までの冷却スケジュールは、鋼板のミクロ組織および機械的特性に無視できる程度の影響を有する。

【 0 0 6 1 】

例

表 I に従う化学組成を有するいくつかの試験合金 A ~ Q 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、従来の工業的焼なましラインを使用して熱処理に供した。いくつかの他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。表 I および表 III において、本発明に従う例か本発明外の例かは、それぞれ Y または N で標示される。

【 0 0 6 2 】

【表1】

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	B	N	A _{C3}	M _s	差明
A	0.200	0.65	1.55	0.0048	0.0041	0.069	0.015	0.009	<0.001	0.014	<0.001	<0.001	<0.001	0.0004	0.0035	802	400	N
B	0.198	0.64	1.56	0.0047	0.0034	0.063	0.300	0.009	0.001	0.013	<0.001	<0.001	<0.001	0.0003	0.0038	801	397	Y
C	0.197	0.65	1.51	0.0039	0.0021	0.060	0.550	0.014	<0.001	0.014	<0.001	<0.001	0.001	0.0003	0.0037	803	396	Y
D	0.197	0.62	1.98	0.0056	0.0065	0.055	0.014	0.010	0.003	0.015	0.002	<0.002	0.003	0.0003	0.0046	788	388	N
E	0.199	0.85	2.25	0.0076	0.0068	0.046	0.120	0.011	0.003	0.017	0.002	0.027	0.003	0.0003	0.0040	790	375	Y
F	0.220	0.87	2.30	0.0070	0.0054	0.045	0.320	0.009	0.002	0.017	0.002	0.027	0.003	0.0004	0.0037	785	362	Y
G	0.200	0.84	2.26	0.0081	0.0049	0.046	0.580	0.011	0.003	0.016	0.002	0.027	0.003	0.0003	0.0047	789	369	Y
H	0.210	0.84	2.00	0.0077	0.0050	0.050	0.310	0.010	0.003	0.017	0.002	0.026	0.003	0.0003	0.0046	794	376	Y
I	0.210	0.84	2.24	0.0079	0.0051	0.048	0.320	0.011	0.003	0.017	0.002	<0.002	0.002	0.0004	0.0051	787	369	Y
J	0.220	0.84	2.23	0.0082	0.0040	0.054	0.320	0.011	0.003	0.017	0.002	0.049	0.003	0.0003	0.0051	785	365	Y
K	0.198	0.55	1.51	0.0066	0.0042	0.044	0.017	0.010	0.004	0.015	0.002	<0.002	0.003	0.0003	0.0046	799	403	N
L	0.196	0.72	1.49	0.0065	0.0043	0.045	0.017	0.010	0.004	0.015	0.002	<0.002	0.003	0.0003	0.0047	807	402	N
M	0.200	1.09	1.52	0.0062	0.0039	0.043	0.018	0.010	0.004	0.015	0.002	<0.002	0.002	0.0003	0.0045	822	396	N
N	0.200	1.52	1.50	0.0068	0.0041	0.042	0.017	0.010	0.004	0.015	0.002	<0.002	0.003	0.0002	0.0048	842	392	N
O	0.131	0.84	2.31	0.0076	0.0037	0.038	0.290	0.012	0.003	0.018	0.002	<0.001	0.002	0.0003	0.0038	805	400	Y
P	0.250	0.82	2.34	0.0078	0.0039	0.041	0.300	0.012	0.003	0.018	0.002	<0.001	0.002	0.0003	0.0042	775	349	Y
Q	0.145	0.65	1.9	0.009	0.0022	0.045	0.35	0.015	0.004	0.016	0.002	0.025	0.003	0.0002	0.0046	808	415	Y

【0063】

【表2】

表II

熱サイクルNo.	HR	T _{an}	t _{an}	CR1	T _Q	CR2	T _{RJ}	T _{OA}	t _{OA}	CR3
1	20	800	60	5	720	50	325	325	600	30
2	20	800	60	5	720	50	350	350	600	30
3	20	800	60	5	720	50	375	375	600	30
4	20	800	60	5	720	50	400	400	600	30
5	20	800	60	5	720	50	425	425	600	30
6	20	800	60	5	720	50	450	450	600	30
7	20	800	60	5	720	50	400	400	120	30
8	20	800	60	5	720	50	425	425	120	30
9	20	800	60	5	720	50	450	450	120	30
10	20	800	60	5	720	50	475	475	120	30
11	20	800	60	5	720	50	425	425	60	30
12	20	780	60	5	720	50	400	400	600	30
13	20	820	60	5	720	50	400	400	600	30
14	20	880	60	5	720	50	400	400	600	30

10

20

【0064】

【表3】

表III

例	化学組成	熱サイクルNo.	PF	B + BF + TM	RA	Rp0.2	Rm	Ag	A80	Rm x A80	発明	Rp0.2/Rm
1	A	4	72	24.0	4.0	562	713	13.5	17.5	12478	N	0.79
2	B	4	63	29.0	8.0	598	821	16.5	21.0	17241	Y	0.73
3	C	4	57	30.0	13.0	604	825	17.5	23.5	19388	Y	0.73
4	D	4	38	54.5	7.5	634	911	9.3	13.3	12116	N	0.70
5	E	4	34	53	13.0	613	941	14.8	18.5	17409	Y	0.65
6	F	4	29	59.5	11.5	603	1049	14.6	17.8	18672	Y	0.57
7	G	4	25	65.1	9.9	594	1116	11.3	14.3	15959	Y	0.53
8	H	4	36	53.0	11.0	561	919	17.3	21.1	19391	Y	0.61
9	I	4	27	60.9	12.1	580	1021	12.9	16.4	16744	Y	0.57
10	J	4	30	59.1	10.9	606	990	13.8	17.2	17028	Y	0.61
11	K	4	73	20.8	6.2	523	650	11.3	15.4	10010	N	0.80
12	L	4	67	25.2	7.8	483	702	14.1	17.8	12496	N	0.69
13	M	4	63	25.1	11.9	472	735	17.4	21.5	15803	N	0.64
14	N	4	65	20.5	14.5	504	754	18.9	26.5	19981	N	0.67
15	O	4	43	48.1	8.9	603	945	10.4	14.9	14081	Y	0.64
16	P	4	26	59.7	14.3	667	1129	10.1	12.5	14113	Y	0.59
17	C	1	61	31.6	7.4	663	964	8.6	11.4	10990	N	0.69
18	C	2	59	33.0	8.0	648	903	11.9	16.1	14538	Y	0.72
19	C	3	58	32.5	9.5	624	843	15.1	18.9	15933	Y	0.74
20	C	4	60	29.2	10.8	598	829	15.9	20.5	16995	Y	0.72
21	C	5	62	25.5	12.5	482	823	17.5	21.8	17941	Y	0.59
22	C	6	65	28.5	6.5	513	894	12.8	17.3	15466	Y	0.57
23	C	7	58	28.5	13.5	476	877	15.9	20.2	17715	Y	0.54
24	C	8	62	23.4	14.6	478	842	18.3	24.3	20461	Y	0.57
25	C	9	61	23.8	15.2	422	861	16.2	21.2	18253	Y	0.49
26	C	10	65	25.9	9.1	427	891	15.2	18.8	16751	Y	0.48
27	Q	8	38	50.1	11.9	512	821	17.8	22.6	18555	Y	0.62
28	Q	11	36	52.5	11.5	498	835	16.4	20.6	17201	Y	0.60
29	H	12	39	50.6	10.4	516.6	889.2	17.1	20.7	18406	Y	0.58
30	H	13	31	58.8	10.2	681.2	968.1	12.5	16.8	16264	Y	0.70
31	H	14	<5	> 86	9.0	784.2	973.6	8.7	12	11683	N	0.81

【0065】

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。

フロントページの続き

(72)発明者 クリツアン、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 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 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

審査官 相澤 啓祐

(56)参考文献 特開2012-012656 (JP, A)
特開2010-138458 (JP, A)
特開2008-308717 (JP, A)
特開2005-281787 (JP, A)
特開2008-214752 (JP, A)
特開2007-262553 (JP, A)
特開2010-236066 (JP, A)
特開2011-195956 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00-38/60
C21D 9/46-9/48