

(19)日本国特許庁(JP)

(12)公表特許公報(A)

(11)公表番号
特表2024-513104
(P2024-513104A)

(43)公表日 令和6年3月21日(2024.3.21)

(51)国際特許分類

F I

テーマコード (参考)

C 2 2 C 38/00 (2006.01) C 2 2 C 38/00 3 0 1 S 4 K 0 3 7

C 2 2 C 38/58 (2006.01) C 2 2 C 38/58

C 2 1 D 9/46 (2006.01) C 2 1 D 9/46 G

審査請求 未請求 予備審査請求 未請求 (全16頁)

(21)出願番号	特願2023-561357(P2023-561357)	(71)出願人	518219457
(86)(22)出願日	令和4年4月5日(2022.4.5)		フォエスタルピネ シュタール ゲゼルシ
(85)翻訳文提出日	令和5年12月5日(2023.12.5)		ャフト ミット ベシュレンクテル ハフ
(86)国際出願番号	PCT/EP2022/059016		ツング
(87)国際公開番号	WO2022/214488		オーストリア国, 4 0 2 0 リンツ, フ
(87)国際公開日	令和4年10月13日(2022.10.13)		ォエスタルピネ - シュトラーセ 3
(31)優先権主張番号	2150431-1	(71)出願人	511312997
(32)優先日	令和3年4月7日(2021.4.7)		トヨタ モーター ヨーロッパ
(33)優先権主張国・地域又は機関	スウェーデン(SE)		ベルギー国, ベー - 1 1 4 0 ブリュッ
(81)指定国・地域	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,A T,BE,BG,CH,CY,CZ,DE,DK,EE,ES,FI,FR ,GB,GR,HR,HU,IE,IS,IT,LT,LU,LV,MC, 最終頁に続く	(74)代理人	100099759 弁理士 青木 篤
		(74)代理人	100123582 弁理士 三橋 真二
		(74)代理人	100092624 最終頁に続く

(54)【発明の名称】 優れた包括的成形性及び曲げ特性を有する自動車用途向けの高強度冷延鋼板

(57)【要約】

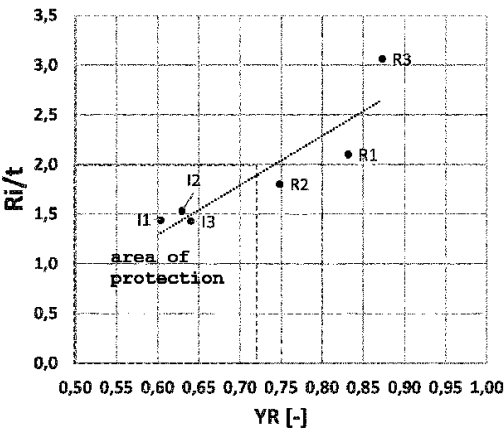
本発明は、C 0.08~0.14、Mn 2.5~3.0、Si 0.7~1.1、Cr 0.05~0.4、任意に、Al 0.2、Nb 0.1、Mo 0.1、V 0.1、Ti 0.1、Ca 0.05、Cu 0.1、Ni 0.2、B 0.005、残部は、不純物を除いて、Fe、である元素(重量%)からなる組成を有する高強度冷延鋼板に関する。

前記鋼は、0.72以下の降伏比を有し、曲げ性(Ri/t)は2.0以下である。

本発明は、また、鋼板を製造する方法及び鋼板を含む自動車構造部品に関する。

【選択図】図1

Fig. 1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

a) 下記の元素をからなる組成（重量％）：

C 0.08 ~ 0.14

Mn 2.5 ~ 3.0

Si 0.7 ~ 1.1

Cr 0.05 ~ 0.4

任意に、

Al 0.2

Nb 0.1

Mo 0.1

V 0.1

Ti 0.1

Ca 0.05

Cu 0.1

Ni 0.2

B 0.005

残部は、不純物を除いて、Fe、

b) 下記を有する多相ミクロ組織（体積％）：

残留オーステナイト 2 ~ 20

マルテンサイト 15

ベイナイトフェライト及び焼戻しマルテンサイト 50 ~ 90

ポリゴナルフェライト 10

c) 引張強度（ R_m ） 980 ~ 1180 MPa

降伏強度（ $R_{p0.2}$ ） 580 ~ 750 MPa

降伏比（ $R_{p0.2} / R_m$ ） 0.72

d) R_i を mm での曲げ半径、 t を mm での鋼板の厚さとしたとき、 35×100 mm の寸法を有する試料についての 90° V 曲げ試験による曲げ性の値が $R_i / t \geq 2.0$ 、を有する高強度冷延鋼板。

【請求項 2】

前記ミクロ組織が、下記要件（体積％）のうちの少なくとも一つ、好ましくは全ての要件を満たしている、請求項 1 に記載の高強度冷延鋼板：

残留オーステナイト 5 ~ 15

マルテンサイト 5 ~ 10

ベイナイトフェライト及び焼戻しマルテンサイト 70 ~ 90

ポリゴナルフェライト 5。

【請求項 3】

前記組成（重量％）が、下記を満たしている、請求項 1 又は 2 に記載の高強度冷延鋼板：

C 0.09 ~ 0.12

Mn 2.5 ~ 2.9

Si 0.7 ~ 1.0

Cr 0.1 ~ 0.3

Al 0.005 ~ 0.1

任意に、

Nb 0.1

Mo 0.1

V 0.1

Ti 0.1

Ca 0.05

C u 0 . 1
 N i 0 . 2
 B 0 . 0 0 5

残部は、不純物を除いて、F e。

【請求項 4】

機械的特性が、下記要件のうちの少なくとも一つを満たしている、請求項 1 ~ 3 のいずれか一項に記載の高強度冷延鋼板：

引張強度 (R_m) 1 0 0 0 ~ 1 1 0 0 M P a
 降伏強度 ($R_{p0.2}$) 5 8 0 ~ 7 0 0 M P a
 全伸び (A_{50}) 1 1 %
 降伏比 ($R_{p0.2} / R_m$) 0 . 5 0 ~ 0 . 7 0
 曲げ性 (R_i / t) 1 . 7 。

10

【請求項 5】

機械的特性が、下記要件を満たしている、請求項 1 ~ 4 のいずれか一項に記載の高強度冷延鋼板：

引張強度 (R_m) 1 0 0 0 ~ 1 1 0 0 M P a
 降伏強度 ($R_{p0.2}$) 5 8 0 ~ 7 0 0 M P a
 全伸び (A_{50}) 1 1 %
 降伏比 ($R_{p0.2} / R_m$) 0 . 5 0 ~ 0 . 7 0
 曲げ性 (R_i / t) 1 . 5 。

20

【請求項 6】

前記冷延鋼板の厚さが 0 . 9 ~ 1 . 6 mm である、請求項 1 ~ 5 のいずれか一項に記載の高強度冷延鋼板。

【請求項 7】

N b、M o、V、T i 及び C a からなる群から選択された元素のうちの少なくとも一つのみが不純物として存在し、好ましくは、N b、M o、V、T i 及び C a からなる群の全ての元素のみが不純物として存在する、請求項 1 ~ 6 のいずれか一項に記載の高強度冷延鋼板。

【請求項 8】

下記を含む、請求項 1 ~ 7 のいずれか一項に記載の冷延鋼片又は鋼板の製造方法：

30

- a) 請求項 1 ~ 7 のいずれか一項に記載の組成を有する鋼スラブを提供すること；
- b) 前記オーステナイト範囲内のスラブを熱延片材へと熱間圧延すること；
- c) 5 0 0 ~ 6 5 0 の範囲内の巻取り温度で前記熱延片材を巻取りすること；
- d) 任意には、前記巻取りされた鋼片に対してスケール除去プロセスを施すこと；
- e) 5 ~ 3 0 時間にわたって、5 0 0 ~ 6 5 0 の範囲内の温度でバッチ焼鈍すること

；

- f) 前記焼鈍された鋼片を 3 5 ~ 9 0 % の圧下率で冷間圧延すること；

- g) 連続焼鈍ライン内で前記片材を 8 0 0 ~ 8 9 0 の温度まで加熱し、8 0 ~ 1 8 0 秒間にわたり均熱すること；

- h) 5 ~ 1 5 / 秒の速度で前記片材を 7 0 0 ~ 7 5 0 の温度までゆっくりと冷却し、次いで 2 0 ~ 6 0 / 秒の速度で 4 0 5 ~ 4 6 0 の過時効温度まで急速に冷却し、1 5 0 ~ 1 0 0 0 秒間にわたって保持すること；

40

- i) 室温まで冷却すること。

【請求項 9】

請求項 1 ~ 7 のいずれか一項に記載の前記高強度冷延鋼材料を含む自動車構造部品。

【請求項 10】

前記構造部品が、自動車の B - ピラーヒンジ、ルーフレール、又はドアパネルである、請求項 9 に記載の自動車構造部品。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

50

【 0 0 0 1 】

本発明は、自動車の利用分野に好適である高強度鋼板に関する。詳細には、本発明は、少なくとも 9 8 0 M P a の引張強度を有しかつ優れた包括的成形性及び優れた曲げ特性を有する冷延鋼板に関する。

【 背景技術 】

【 0 0 0 2 】

車体質量の削減が、燃費の削減を結果としてもたらしことから、多様な利用分野について、強度レベルを増大させることは、軽量構造物、詳細には自動車産業にとっての必須条件である。

【 0 0 0 3 】

自動車の車体部品は多くの場合、薄板の複雑な構造部材を形成する鋼板からスタンピングされる。しかしながら、複雑な構造部品用には成形性が低すぎるため、従来の高強度鋼からはこのような部品を生産することができない。このため、近年、詳細には自動車の車体構造部品での使用のため、多相変態誘起塑性鋼 (T R I P 鋼) が脚光を浴びている。

【 0 0 0 4 】

T R I P 鋼は、T R I P 効果を生成する能力を有する準安定性残留オーステナイト相を含む多相ミクロ組織を有する。鋼が変形させられると、オーステナイトは、マルテンサイトへと変態し、その結果、卓越した加工硬化をもたらす。この硬化効果は、材料内のネckingに耐え、板材形成作業における破損を遅延させるように作用する。T R I P 鋼のミクロ組織は、その機械的特性を大幅に改変することができる。

【 0 0 0 5 】

国際公開第 2 0 1 8 / 0 9 0 9 0 A 1 号は、エッジ亀裂に対する優れた耐性と、高い穴拡大率を伴い、高い降伏比 (局所的成形性) を有する高強度 T B F 鋼を開示している。

【 0 0 0 6 】

これらの鋼は、いくつかの魅力的な特性を開示しているものの、全体的成形性及び曲げ特性に関して改善された特性プロファイルを有する 9 8 0 M P a 鋼板に対する需要が存在する。詳細には、自動車の B - ピラーヒンジ、ルーフレール、ドアパネル又は類似の部品にこのような材料が使用されると考えられる。

【 先行技術文献 】

【 特許文献 】

【 0 0 0 7 】

【 特許文献 1 】 国際公開第 2 0 1 8 / 0 9 0 9 0 A 1 号

【 発明の概要 】

【 発明が解決しようとする課題 】

【 0 0 0 8 】

本発明は、9 8 0 ~ 1 1 8 0 M P a の引張強度並びに優れた全体的成形性及び優れた曲げ特性を有する高強度 (T B F) 鋼板に向けられている。さらに、連続焼鈍ライン (C A L) 内において工業規模で鋼板を生産することが可能でなくてはならない。本発明は、全体的成形性に影響を及ぼす降伏比及び曲げ性の両方が重要である複雑な構造部材へと加工され得る鋼組成を提供することを目的としている。これは、自動車の B - ピラーヒンジ、ルーフレール、ドアパネル又は類似の部品に特に好適である。

【 課題を解決するための手段 】

【 0 0 0 9 】

本発明は特許請求の範囲中で説明されている。

【 0 0 1 0 】

鋼板は、下記合金元素 (重量 %) からなる組成を有する :

C 0 . 0 8 ~ 0 . 1 4

M n 2 . 5 ~ 3 . 0

S i 0 . 7 ~ 1 . 1

C r 0 . 0 5 ~ 0 . 4

10

20

30

40

50

任意に、

A l 0 . 2

N b 0 . 1

M o 0 . 1

V 0 . 1

T i 0 . 1

C a 0 . 0 5

C u 0 . 1

N i 0 . 2

B 0 . 0 0 5

10

残部は、鉄及び不純物からなる。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 1 1 】

【図 1】図 1 は、降伏比に対して曲げ性 R_i / t をプロットしたグラフである。

【発明を実施するための形態】

【 0 0 1 2 】

別個の元素及びそれらの間の相互作用の重要性、並びに請求対象の合金の化学成分の制限について、以下で簡単に説明する。鋼の化学組成についての百分率は全て、本明細書全体を通して重量 % ($w t . \%$) で示されている。硬質相の量は、体積 % ($v o l . \%$) で示されている。個別の要素の上限及び下限は、特許請求の範囲で提示されている限度内で自由に組合せ可能である。数値の計算精度は、本出願中で示されている全ての値について 1 又は 2 桁増大させることができる。したがって例えば 0 . 1 % として示された値を、 0 . 1 0 又は 0 . 1 0 0 % として表わすことも可能である。

20

【 0 0 1 3 】

C : 0 . 0 8 ~ 0 . 1 4 %

C は、オーステナイトを安定化させ、残留オーステナイト相内に十分な炭素を得るために重要である。C は、所望される強度レベルを得るためにも重要である。概して、 0 . 1 % の C あたり 1 0 0 M P a 程度の引張強度の増加が期待される。C が 0 . 0 8 % よりも少ない場合には、 9 8 0 M P a の引張強度に到達するのは困難である。C が 0 . 1 4 % を超える場合には、溶接性が損なわれる。上限は 0 . 1 3 又は 0 . 1 2 % でもよい。下限は 0 . 0 9 又は 0 . 1 0 % でもよい。好ましい範囲は 0 . 0 9 ~ 0 . 1 2 % である。

30

【 0 0 1 4 】

好ましくは、炭素当量 $C E_L (= C + S i / 5 0 + M n / 2 5 + P / 2 + C r / 2 5)$ は 0 . 2 0 ~ 0 . 3 0 の範囲内とすべきである。

【 0 0 1 5 】

M n : 2 . 5 ~ 3 . 0 %

マンガンは、M s 温度を低下させることによってオーステナイトを安定化させかつ冷却中のフェライト及びパーライトの形成を防止する、固溶体強化元素である。さらに、M n は A c ₃ 温度を低下させ、オーステナイトの安定性にとって重要である。2 . 5 % 未満の含有量では、所望される量の残留オーステナイト、 9 8 0 M P a の引張強度を得ることが困難である場合があり、オーステナイト化温度は、従来の工業用焼鈍ラインにとっては高過ぎる場合がある。さらに、より低い含有量では、ポリゴナルフェライトの形成を回避することが困難である場合がある。一方、M n の量が 3 . 0 % 超である場合、M n は液相内で蓄積しバンディングをひき起こし結果として加工性劣化の可能性をもたらすことから、偏析の問題が発生し得る。したがって、上限は 3 . 0 、 2 . 9 、 2 . 8 又は 2 . 7 % でもよい。下限は 2 . 5 又は 2 . 6 % でもよい。

40

【 0 0 1 6 】

S i : 0 . 7 ~ 1 . 1 %

S i は、固溶体強化元素として作用し、薄鋼板の強度を確保するために重要である。S i はセメンタイトの析出を抑制し、オーステナイトの安定化にとって不可欠である。しか

50

しながら、含有量が高すぎる場合には、過度に多くの酸化ケイ素が片材表面上に形成し、これがC A L内のロール上にクラディングを発生させかつ後続して生産される鋼板上の表面欠陥を導く場合がある。したがって、上限は1.1%であり、1.05、1.0又は0.95%に制限されてもよい。下限は0.75又は0.80%であり得る。好ましい範囲は、0.7~1.0%でもよい。

【0017】

Cr: 0.05~0.4%

Crは、鋼板の強度を増大させる上で有効である。Crは、フェライトを形成し、パーライト及びベイナイトの形成を遅らせる。Ac₃温度及びMs温度は、Cr含有量の増加に伴って、わずかに低下しない。Crは、安定した残留オーステナイト量の増加を結果として与え、Crの量は、0.4%に制限される。上限は、0.35、0.30又は0.25%でもよい。下限は0.10又は0.15%でもよい。好ましい範囲は0.1~0.3%である。

10

【0018】

Al: 0.2%

Alは、フェライト形成を促進し、同様に脱酸素剤として一般的に使用されている。Ms温度は、Al含有量の増加に伴って上昇させられる。Alのさらなる欠点は、Ac₃温度の極端な上昇を結果として与え、したがってC A L内で鋼をオーステナイト化するのをさらに困難にするという点にある。これらの理由から、Al含有量は、好ましくは、0.2%未満、より好ましくは0.1%未満、最も好ましくは0.06%未満に制限される。

20

【0019】

Nb: 0.1%

Nbは、一般に、結晶粒サイズに対するその影響のため、低合金鋼内において強度及び靱性を改善する目的で使用される。Nbは、NbCの析出に起因する残留オーステナイト相及びマトリクスミクロ組織の微細化によって強度伸びバランスを増大させる。鋼は0.1%以下の量でNbを含有してもよい。本発明によると、Nbの意図的な添加は不要である。したがって、上限は0.03%以下に制限されてもよい。上限は、さらに、0.01又は0.005%に制限されてもよい。

【0020】

Mo: 0.1%

強度を改善するために、モリブデンを添加することができる。モリブデンについては、炭化物の結晶粒粗大化反応速度を低下させることによってNbC析出物の利益をさらに増進してもよい。本発明によると、Moの意図的な添加は不要である。したがって、上限は0.03%以下に制限されてもよい。上限はさらに、0.02%又は0.01%に制限されてもよい。

30

【0021】

V: 0.1%

Vの機能は、それが析出硬化及び結晶粒細粒化に寄与するという点において、Nbの機能と類似する。鋼は、0.1%以下の量でVを含有してもよい。上限は、0.09、0.07、0.05、0.03又は0.01%に制限されてもよい。本発明によると、Vの意図的な添加は不要である。したがって、上限は0.01%以下に制限されてもよい。

40

【0022】

Ti: 0.1%

Tiは、一般に、炭化物、窒化物又は炭窒化物を形成して結晶粒サイズに対して影響を及ぼすことから、強度及び靱性を改善するために低合金鋼内で使用される。詳細には、Tiは強い窒化物形成物質であり、鋼内の窒素を結合させるために使用可能である。しかしながら、効果は0.1%超で飽和する傾向にある。上限は、0.09、0.07、0.05、0.03又は0.01%に制限されてもよい。本発明によると、Tiの意図的な添加は不要である。したがって、上限は0.005%以下に制限されてもよい。

50

【0023】

Ca 0.05

Caは、非金属介在物の改良のために使用されてもよい。上限は0.05%であり、0.04、0.03、0.01%に設定されてもよい。本発明によると、Caの意図的な添加は不要である。したがって、上限は0.004%以下に制限されてもよい。

【0024】

Cu: 0.1%

Cuは、望まれない不純物元素であり、使用されるスクラップを入念に選択することにより0.1%以下に制限される。上限は、0.06%以下に制限されてもよい。

【0025】

Ni: 0.2%

Niは、望まれない不純物元素であり、使用されるスクラップを入念に選択することにより0.2%以下に制限される。上限は、0.08%以下に制限されてもよい。

【0026】

B: 0.005%

Bは、望まれない不純物元素であり、使用されるスクラップを入念に選択することにより0.005%以下に制限される。Bは、硬度を増大させるが、曲げ性の低下という犠牲を払う場合があり、したがってここで示唆されている鋼中では望ましくない。Bはさらに、スクラップの再利用をさらに困難にし、Bの添加は同様に加工性も低下させる場合がある。したがって、本発明によると、Bの意図的な添加は望まれない。したがって、上限は0.0006%以下に制限されてもよい。

【0027】

他の不純物元素が、通常存在する量で鋼中に含まれてもよい。しかしながら、P、S、As、Zr、Snの量を以下の任意の最大含有量に制限することが好ましい：

P: 0.02%

S: 0.005%

As 0.010%

Zr 0.005%

Sn 0.015%

【0028】

窒素含有量を：

N: 0.015%、好ましくは0.003~0.008%の範囲に制御することも同様に好ましい。この範囲内では、窒素の安定した固定を達成することができる。

【0029】

酸素及び水素をさらに、

O: 0.0003

H: 0.0020

に制限してもよい。

【0030】

本発明の高強度TRIP援用ベイナイトフェライト(TBF)鋼板は、主としてマトリクス内に包埋された残留オーステナイト介在物からなるミクロ組織を有する。

【0031】

ミクロ組織の割合は、以下で体積%(vol.%)により表現されている。

【0032】

鋼は、ベイナイトフェライト(BF)のマトリクスを含む。したがって、ベイナイトフェライトの量は、概して50%以上である。ミクロ組織は同様に焼戻しマルテンサイト(TM)も含有してもよい。構成成分BF及びTMは、互いに区別するのが困難である場合がある。したがって、両方の構成成分の総含有量は、70~90%に制限されてもよい。量は通常75~85%の範囲内にある。

【0033】

10

20

30

40

50

マルテンサイトは、その安定性に依じて、最終的ミクロ組織に存在してもよく、それは、一部のオーステナイトが過時効ステップの終りで冷却中にマルテンサイトに変態する場合があるためである。マルテンサイトは、15%以下の量、好ましくは10%以下の量で存在してもよい。この量は通常5～10%の範囲内にある。これらの未焼戻し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、したがって多くの場合これらはマルテンサイト・オーステナイト(MA)粒子と呼ばれる。

【0034】

残留オーステナイトは、所望されるTRIP効果を得るための必須条件である。したがって、残留オーステナイトの量は、2～20%、好ましくは5～15%の範囲内にあるべきである。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中で詳細に説明されている飽和磁化方法を用いて測定された。

10

【0035】

ポリゴナルフェライト(PF)は、所望されるミクロ組織成分ではなく、したがって10%以下、好ましくは5%以下、3%以下又は1%以下に制限される。最も好ましくは、鋼は、PFを含まない。

【0036】

特許請求の範囲の鋼の機械的特性は、重要であり、以下の要件の少なくとも1つが満たされなければならない：

20

引張強度(R_m) 980～1180 MPa

降伏強度($R_{p0.2}$) 580～750 MPa

全伸び(A_{50}) 11%

降伏比($R_{p0.2}/R_m$) 0.72

曲げ性(R_i/t) 2

【0037】

好ましくは、これらの要件は全て同時に満たされる。

【0038】

引張強度(R_m)の上限はさらに、1160、1140、1120、又は1100 MPaに制限され得る。下限はさらに、990又は1000 MPaに制限されてもよい。

30

【0039】

降伏強度($R_{p0.2}$)の上限はさらに、740、730、720、710、700、690、680、670又は660 MPaに制限され得る。好ましい間隔は580～700 MPaである。

【0040】

降伏比($R_{p0.2}/R_m$)の上限はさらに、0.71、0.70、0.69、0.68、0.67、0.66又は0.65に制限され得る。下限は、0.50、0.51、0.52、0.53、0.54、0.55、0.56、0.57又は0.58であり得る。

【0041】

R_m 、 $R_{p0.2}$ 値並びに全伸び(A_{50})は、日本工業規格JIS Z 2241：2011に準じて導出され、ここで試料は片材の横断方向で採取されている。

40

【0042】

曲げ性 R_i/t の上限はさらに、1.9、1.8、1.7、1.6又は1.5に制限されてもよい。好ましくは R_i/t は1.7以下、より好ましくは1.5以下である。 R_i/t の下限は0.5、0.6、0.7、0.8、0.9又は1.0でもよい。

【0043】

曲げ性は、亀裂の発生の全く無い最小曲げ半径として定義される限界曲げ半径(R_i)と鋼板厚み(t)の比率によって評価される。この目的で、JIS Z 2248に準じて鋼板を曲げるために90°のV字形ブロックが使用される。試料サイズは35×100 mmである。曲げ値 R_i/t は、mm単位の限界曲げ半径をmm単位の厚みで除することに

50

よって得られる。

【 0 0 4 4 】

本発明の鋼板の機械的特性は、合金組成及びミクロ組織によって大幅に調整可能である。ミクロ組織は、C A L 内の熱処理によって、詳細には過時効ステップにおける恒温処理温度によって調整可能である。

【 0 0 4 5 】

提案されている鋼は、上述の組成を有する、転炉溶解の従来冶金と二次冶金の鋼スラブを作製することにより生産され得る。スラブは、オーステナイト範囲内で熱延鋼片へと熱間圧延される。好ましくは、スラブを 1 0 0 0 ～ 1 2 8 0 の温度まで再加熱することにより、スラブはオーステナイト範囲内で完全に圧延され、ここで圧延鋼片を得るための熱間圧延仕上げ温度は 8 5 0 以上である。その後、熱延片は、5 0 0 ～ 6 5 0 の巻取り温度で巻取られる。任意には、巻取片は、酸洗いなどのスケール除去プロセスに付される。巻取片はその後、5 0 0 ～ 6 5 0 、好ましくは 5 5 0 ～ 6 5 0 の範囲内の温度で、5 ～ 3 0 時間にわたりバッチ焼鈍される。その後、焼鈍済み鋼片は、3 5 ～ 9 0 % の圧下率、好ましくは 4 0 ～ 6 0 % 前後の圧下で、冷間圧延される。冷間圧延鋼片は、連続焼鈍ライン (C A L) 内でさらに処理される。

10

【 0 0 4 6 】

C A L 内の焼鈍サイクルには、8 0 0 ～ 8 9 0 、好ましくは 8 4 0 ～ 8 6 0 の温度までの加熱ステップ、8 0 ～ 1 8 0 秒、好ましくは 1 0 0 ～ 1 4 0 秒間の均熱ステップ、7 0 0 ～ 7 5 0 の温度まで 5 ～ 1 5 / 秒の速度での低速ガスジェット冷却ステップ、4 0 5 ～ 4 6 0 の過時効温度まで 2 0 ～ 6 0 / 秒、好ましくは 3 0 ～ 5 0 / 秒の速度での高速ガス冷却ステップ、1 5 0 ～ 1 0 0 0 秒間の保持とその後の室温までの冷却ステップが含まれる。過時効温度は、4 5 0 、4 4 0 、4 3 0 又は 4 2 0 に上方制限されてもよい。下限は、4 0 5 、4 0 6 、4 0 7 、4 0 8 、4 0 9 又は 4 1 0 でもよい。過時効温度の好ましい範囲は、4 0 5 ～ 4 2 0 である。

20

【 実施例 】

【 0 0 4 7 】

鋼 I 1 ～ I 3 及び参照鋼 R 1 ～ R 3 を、転炉融解による従来冶金と二次冶金によって製造した。組成は表 1 に示されており、さらなる元素は不純物としてしか存在せず、以下では、本明細書において最低レベルが規定されている。

30

【 0 0 4 8 】

表 1 は、調査された鋼板の組成を示す。

【 0 0 4 9 】

【 表 1 】

表 1 調査された鋼板の組成

実施例	C	Si	Mn	Cr	Al
I1	0.114	0.95	2.76	0.181	0.047
I2	0.105	0.83	2.65	0.194	0.049
I3	0.105	0.82	2.65	0.198	0.042
R1	0.106	0.84	2.67	0.197	0.048
R2	0.118	0.94	2.77	0.17	0.051
R3	0.112	0.93	2.7	0.169	0.046

40

【 0 0 5 0 】

鋼合金のスラブを連続鋳造機内で製造した。スラブを再加熱し、表 2 に示されている厚さまで熱間圧延に付した。熱間圧延仕上げ温度は、約 9 0 0 であり、巻取り温度は約 5 5 0 であった。熱間圧延片を酸洗いし、約 6 2 0 ～ 6 2 5 で 1 0 時間にわたりバッチ焼鈍して、熱間圧延片の引張強度を低下させ、これにより、冷間圧延力を低下させた。その後、片材を、5 スタンド型冷間圧延ミル内で、約 1 . 4 m m (I 1 、 I 3 、 R 1 、 R 2

50

）又は 1 mm（I 2、R 3）の最終厚みまで冷間圧延し、最後に連続焼鈍に供した。

【0051】

表 2 は、熱間及び冷間圧延パラメータを示す。熱間圧延ステップと冷間圧延ステップの間に約 10 時間にわたり、バッチ焼鈍を行なった。

【0052】

【表 2】

表 2 熱間及び冷間圧延パラメータ

実施例	熱間圧延厚み (mm)	バッチ焼鈍温度 (°C)	冷間圧延厚み (mm)	冷間圧延圧下 (%)
I1	2.80	624	1.4	50
I2	2.8	620	1	65
I3	3.2	626	1.4	56
R1	2.8	625	1.4	49
R2	2.8	624	1.4	49
R3	2.7	624	1	64

10

【0053】

焼鈍サイクルは、約 850 の温度までの加熱ステップ、約 120 秒間の均熱、約 720 の温度まで約 10 / 秒の速度での低速ガスジェット冷却ステップ、発明例については 405 超、そして非発明例については約 390 ~ 395 の過時効温度まで約 40 / 秒の速度での高速ガス冷却ステップ、過時効温度での等温保持ステップ、及び周囲温度までの最終冷却ステップで構成されていた。

20

【0054】

CAL 内での処理の詳細を表 3 に示す。表 4 から分かるように、異なる過時効温度は、鋼の降伏強度及び曲げ特性に影響を及ぼしている。

【0055】

【表 3】

表 3 CAL 内での処理のパラメータ

実施例	焼鈍温度 (°C)	低速ジェット冷却温度 (°C)	高速ジェット冷却温度 (°C)
I1	853	720	407
I2	854	720	411
I3	854	720	408
R1	846	720	394
R2	847	720	391
R3	850	720	390

30

【0056】

本発明にしたがって製造された材料は、表 4 に示すような優れた機械的特性を有することが分かった。

40

【0057】

全ての鋼は、980 ~ 1180 MPa の範囲内の引張強度を有する。全伸びは全ての鋼について 11 % 超であった。

【0058】

発明例 I 1 ~ I 3 は、750 MPa 未満の降伏強度を有する。詳細には、全ての発明例（実施例）が、0.72 未満の降伏比との組合せで 2.0 未満の曲げ性（ R_i / t ）を開示するということを指摘することができる。最高の R_i / t は 1.5 であり、最高の降伏比は 0.64 であった。基準鋼 R 1 ~ R 3 は、降伏強度及び曲げ性と組合わせた降伏比の

50

要件を満たしていない。

【 0 0 5 9 】

図 1 は、降伏比に対して曲げ性 R_i / t をプロットした図表である。実施例 I 1 ~ I 3 は、「保護領域」とマーキングされた、請求項 1 の請求境界線内にあり、一方、参照例 R 1 ~ R 3 はその外側にある。

【 0 0 6 0 】

【 表 4 】

表 4 機械的特性

実施例	降伏強度 $R_{p0.2}$ (MPa)	引張強度 R_m (MPa)	降伏比 ($R_{p0.2} / R_m$)	全伸び A_{50} (%)	R_i	R_i / t
I1	646	1070	0.60	12.6	2.0	1.4
I2	642	1020	0.63	14.0	1.5	1.5
I3	643	1004	0.64	14.1	2	1.4
R1	863	1038	0.83	14.2	2.5	2.1
R2	811	1084	0.75	13.5	3.0	1.8
R3	953	1092	0.87	11.2	3.0	3.1

【 0 0 6 1 】

R_m 及び $R_{p0.2}$ 値は、欧州規格 EN 1 0 0 0 2 第 1 部に準じて導出され、ここで試料は、片材の長手方向で採取されたものである。伸び (A_{50}) は、片材の横断方向で採取された試料について、日本工業規格 J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準じて導出される。

【 0 0 6 2 】

R_i / t を、J I S Z 2 2 4 8 に準じて V 曲げ試験で求めた。製造された片材の試料 (3 5 × 1 0 0 mm) を、V 曲げ試験に供して、限界曲げ半径 (R_i) を求めた。亀裂発生を調査するため、試料を、目視と倍率 2 5 倍の光学顕微鏡の両方によって検査した。限界曲げ半径 (R_i) を冷延片材の厚さ (t) で除することによって、 R_i / t を求めた。 R_i は、材料が 3 回の曲げ試験の後にいかなる亀裂も示さない最大半径である。

【 産業上の利用可能性 】

【 0 0 6 3 】

本発明の材料は、自動車における高強度構造部品に広く適用可能である。高強度鋼板は、全体的成形性及び曲げ性についての要求が高い部品の生産に特に好適である。それは、自動車の B - ピラー、ルーフレール又はドアパネルに特に好適である。

10

20

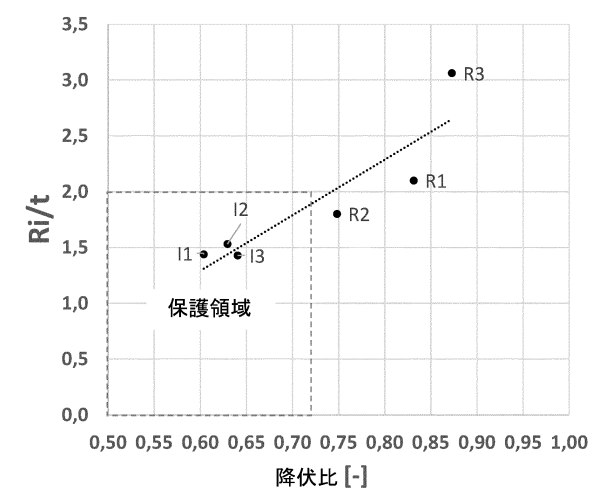
30

40

50

【 図 面 】
【 図 1 】

Fig. 1



10

20

30

40

50

【 国際調査報告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No
PCT/EP2022/059016

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
INV.	C22C38/38 C22C38/02 C22C38/06 C21D9/46 C21D8/02	
	C21D1/18 C21D6/00	
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) C22C C21D		
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	WO 2018/096090 A1 (TOYOTA MOTOR CO LTD [JP]; VOESTALPINE STAHL GMBH [AT]) 31 May 2018 (2018-05-31) cited in the application claims 1-10 tables 1-4 pages 3-15	1-10
A	EP 3 754 035 A1 (TATA STEEL IJMUIDEN BV [NL]) 23 December 2020 (2020-12-23) claims 1-15 tables 1-3 paragraphs [0010] - [0091]	1-10
	----- -/--	
☒ 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		"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date		"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
"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)		"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
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means		"&" document member of the same patent family
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed		
Date of the actual completion of the international search 4 July 2022		Date of mailing of the international search report 13/07/2022
Name and mailing address of the ISA/ European Patent Office, P.B. 5618 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016		Authorized officer Vlassi, Eleni

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No

PCT/EP2022/059016

C(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	EP 2 831 296 A1 (VOESTALPINE STAHL GMBH [AT]; KOBE STEEL LTD [JP]) 4 February 2015 (2015-02-04) claims 1-14 tables I-III paragraphs [0008] - [0067] -----	1-10
A	WO 2020/151855 A1 (VOESTALPINE STAHL GMBH [AT]) 30 July 2020 (2020-07-30) claims 1-10 pages 2-14 -----	1-10
A	US 2020/347473 A1 (KOHSAKA NORIAKI [JP] ET AL) 5 November 2020 (2020-11-05) claims 9-24 tables 1-3 paragraphs [0012] - [0088] -----	1-10
A	KR 2016 0001485 A (HYUNDAI STEEL CO [KR]) 6 January 2016 (2016-01-06) the whole document -----	1-10

1

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/EP2022/059016

Patent document cited in search report		Publication date	Patent family member(s)	Publication date
WO 2018096090	A1	31-05-2018	CN 110268085 A	20-09-2019
			EP 3529392 A1	28-08-2019
			JP 2020509162 A	26-03-2020
			KR 20190089183 A	30-07-2019
			SE 1651545 A1	06-03-2018
			US 2019352750 A1	21-11-2019
			WO 2018096090 A1	31-05-2018

EP 3754035	A1	23-12-2020	BR 112021023339 A2	12-04-2022
			CN 114008225 A	01-02-2022
			EP 3754035 A1	23-12-2020
			ES 2911656 T3	20-05-2022
			KR 20220024414 A	03-03-2022
			PT 3754035 T	21-04-2022
			WO 2020254187 A1	24-12-2020

EP 2831296	A1	04-02-2015	CN 104245971 A	24-12-2014
			EP 2831296 A1	04-02-2015
			ES 2648415 T3	02-01-2018
			JP 6163197 B2	12-07-2017
			JP 2015516511 A	11-06-2015
			KR 20150000892 A	05-01-2015
			US 2015167133 A1	18-06-2015
WO 2013144376 A1	03-10-2013			

WO 2020151855	A1	30-07-2020	CN 113348255 A	03-09-2021
			EP 3884074 A1	29-09-2021
			SE 1950072 A1	21-07-2020
			US 2022112586 A1	14-04-2022
			WO 2020151855 A1	30-07-2020

US 2020347473	A1	05-11-2020	CN 109642280 A	16-04-2019
			EP 3498876 A1	19-06-2019
			JP 6384623 B2	05-09-2018
			JP WO2018030502 A1	09-08-2018
			KR 20190022786 A	06-03-2019
			US 2020347473 A1	05-11-2020
			WO 2018030502 A1	15-02-2018

KR 20160001485	A	06-01-2016	NONE	

フロントページの続き

MK,MT,NL,NO,PL,PT,RO,RS,SE,SI,SK,SM,TR),OA(BF,BJ,CF,CG,CI,CM,GA,GN,GQ,GW,KM,ML,MR,N
E,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,DJ,DK,DM,DO,DZ,EC,EE,EG,ES,FI,GB,GD,GE,GH,GM,GT,HN,HR,HU,ID,IL,IN,IR,IS,IT,JM,JO,J
P,KE,KG,KH,KN,KP,KR,KW,KZ,LA,LC,LK,LR,LS,LU,LY,MA,MD,ME,MG,MK,MN,MW,MX,MY,MZ,N
A,NG,NI,NO,NZ,OM,PA,PE,PG,PH,PL,PT,QA,RO,RS,RU,RW,SA,SC,SD,SE,SG,SK,SL,ST,SV,SY,TH,TJ,
TM,TN,TR,TT,TZ,UA,UG,US,UZ,VC,VN,WS,ZA,ZM,ZW

弁理士 鶴田 準一

(74)代理人 100147555

弁理士 伊藤 公一

(74)代理人 100123593

弁理士 関根 宣夫

(74)代理人 100133835

弁理士 河野 努

(74)代理人 100186912

弁理士 松田 淳浩

(72)発明者 ミヒヤエル シュバルツェンブルナー

オーストリア国, 4 1 1 1 バルディング, オッテンスハイマー シュトラーセ 7

(72)発明者 エディップ オゼル アルマン

ベルギー国, 1 9 3 0 ザベンテム, ホーヘ ビー 3 3

(72)発明者 トーマス ヘベスベルガー

オーストリア国, 4 0 6 1 パッシング, リングシュトラーセ 5 5 / 3

F ターム (参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09 EA11 EA13 EA16 EA17 EA18
EA19 EA20 EA22 EA23 EA25 EA27 EA28 EA31 EA32 EA35 EB05
EB09 EB12 FA02 FA03 FC04 FC05 FE01 FE02 FF01 FF02 FG00
FG01 FH01 FJ05 FJ06 FK02 FK03 FK08 FL02 FL05 JA06