

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7022703号
(P7022703)

(45)発行日 令和4年2月18日(2022.2.18)

(24)登録日 令和4年2月9日(2022.2.9)

(51)国際特許分類		F I	
C 2 2 C	38/00 (2006.01)	C 2 2 C	38/00 3 0 2 A
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 P
C 2 2 C	21/02 (2006.01)	C 2 2 C	21/02
C 2 2 C	18/04 (2006.01)	C 2 2 C	18/04

請求項の数 11 (全12頁)

(21)出願番号	特願2018-561496(P2018-561496)	(73)特許権者	515214729 アルセロールミタル
(86)(22)出願日	平成29年5月23日(2017.5.23)		ルクセンブルク国、1160・ルクセンブルク、プールパール・ダブランシュ、24-26
(65)公表番号	特表2019-520476(P2019-520476 A)	(74)代理人	110001173 特許業務法人川口国際特許事務所
(43)公表日	令和1年7月18日(2019.7.18)	(72)発明者	スアソ・ロドリゲス、イアン・アルベルト
(86)国際出願番号	PCT/IB2017/000615		フランス国、57000・メッス、リュ・ドン・カルメ、2
(87)国際公開番号	WO2017/203345	(72)発明者	デ・ディエゴ・カルデロン、イレヌ
(87)国際公開日	平成29年11月30日(2017.11.30)		フランス国、57000・メッス、サント・ア・ミ・50
審査請求日	平成31年1月21日(2019.1.21)	(72)発明者	ガラ、グザビエ
(31)優先権主張番号	PCT/IB2016/000696		
(32)優先日	平成28年5月24日(2016.5.24)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	国際事務局(IB)		

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 冷間圧延及び焼鈍鋼板、その製造方法、並びにそのような鋼の自動車部品製造のための使用

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

鋼板を製造するための方法であって、以下の工程：

重量で、

0.6 < C < 1.3 %、

15 Mn < 35 %、

6.0 Al < 15 %、

Si 2.40 %

S 0.015 %、

P 0.1 %、

N 0.1 %、

個々の量で最大3%のNi、Cr及びCuの中から選択される1種以上であってもよい任意選択の元素、並びに累積量で最大2.0%のB、Ta、Zr、Nb、V、Ti、Mo、及びWの中から選択される1種以上であってもよい元素を含み、組成の残部は、鉄及び製錬により生じる不可避不純物により構成される組成のスラブを供給するステップ、

1000 を超える温度でそのようなスラブを再加熱し、及びそれを少なくとも800の最終圧延温度で熱間圧延するステップ、

熱間圧延された鋼板を600未満の温度で巻取るステップ、

30~80%の間の圧下率での、そのような熱間圧延された鋼板の第1の冷間圧延ステップ、

そのような冷間圧延された鋼板を 700 ~ 1000 の間の焼鈍温度まで加熱し、そのような温度で 5 分未満の間それを保持し、及び少なくとも 30 / 秒の速度でそれを冷却することによる、冷間圧延された鋼板の第 1 の焼鈍ステップ、

10 ~ 50 % の間の圧下率での、そのような焼鈍された鋼板の第 2 の冷間圧延ステップ、そのような冷間鋼板を 400 ~ 700 の間の焼鈍温度まで加熱し、そのような温度で 1 分 ~ 150 時間の期間中保持し、及び少なくとも 30 / 秒の速度で冷却することによる、冷間鋼板の第 2 の焼鈍ステップ

を含み、製造される鋼板が、7.2 未満の密度、少なくとも 1300 MPa の極限引張強度、少なくとも 1200 MPa の降伏強度及び少なくとも 5 % の引張伸びを有するものである、方法。

10

【請求項 2】

第 1 の焼鈍温度が、800 ~ 950 の間である、請求項 1 に記載の方法。

【請求項 3】

巻取り温度が、350 ~ 500 の間である、請求項 1 又は 2 に記載の方法。

【請求項 4】

第 2 の焼鈍の保持時間が、2 ~ 10 時間の間である、請求項 1 ~ 3 のいずれか一項に記載の方法。

【請求項 5】

最終コーティングステップをさらに含む、請求項 1 ~ 4 のいずれか一項に記載の方法。

【請求項 6】

炭素含量が、0.8 ~ 1.0 % の間である、請求項 1 ~ 5 のいずれか一項に記載の方法。

20

【請求項 7】

マンガン含量が、1.8 ~ 3.0 % の間である、請求項 1 ~ 6 のいずれか一項に記載の方法。

【請求項 8】

アルミニウム含量が、8.5 ~ 10 % の間である、請求項 1 ~ 7 のいずれか一項に記載の方法。

【請求項 9】

車両の構造部品又は安全部品を製造するための、請求項 1 ~ 8 のいずれか一項に記載の方法により得ることができる鋼板の使用。

【請求項 10】

請求項 1 ~ 8 のいずれか一項の方法により得られる鋼板をフレキシブル圧延するステップを含む、部品の製造方法。

30

【請求項 11】

請求項 1 ~ 8 のいずれか一項の方法により得られる鋼板を使用するステップ、又は請求項 10 に記載の方法により得られる部品を構造部品又は安全部品として使用するステップを含む、車両の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、オーステナイトを主成分とする微細構造を示す低密度鋼板に関する。本発明による鋼板は、陸上自動車等の車両用の安全又は構造部品の製造に特によく適している。

40

【背景技術】

【0002】

環境規制により、自動車メーカーは、自動車の CO₂ 排出量を継続的に削減する必要がある。そのために、自動車メーカーにはいくつかの選択肢があり、その主な選択肢は、車両の重量を低減すること、又はエンジンシステムの効率を向上させることである。進歩は、2 つのアプローチの組み合わせによって頻繁に達成される。本発明は、第 1 の選択肢、すなわち自動車の重量の低減に関する。この非常に特定された分野では、2 つの経路の代替手段がある。

【0003】

50

第1の経路は、鋼の厚さを低減しながら機械的強度のレベルを増加させることからなる。残念なことに、この解決法は、ある特定の自動車部品の剛性の著しい低下と、機械的強度の増加に伴う延性の不可避的な低下は言うまでもなく、乗客に不快な状態を引き起こす音響的問題の出現のために限界を有する。

【0004】

第2の経路は、他のより軽い金属と合金化することによって鋼の密度を低下させることからなる。これらの合金の中でも、低密度のものは、魅力的な機械的及び物理的特性を有しながら、重量を大幅に低減することが可能である。

【0005】

特に、US 2003/0145911は、良好な成形性及び高い強度を有するFe-Al-Mn-Si軽量鋼を開示している。しかし、そのような鋼の極限引張強度(ultimate tensile strength)は800MPaを超えるものではなく、全ての種類の幾何学的形状の部品に対して低密度の利点を最大限に引き出すことができない。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【文献】米国特許出願公開第2003/0145911号明細書

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

したがって、本発明の目的は、7.2未満の密度、少なくとも1300MPaの極限引張強度、少なくとも1200MPaの降伏強度及び少なくとも5%の引張伸びを示す鋼板を提供することである。

20

【課題を解決するための手段】

【0008】

好ましい実施形態において、本発明による鋼板は、7.1以下、又はさらに7.0以下の密度、少なくとも1400MPaの極限引張強度、少なくとも1300MPaの降伏強度及び少なくとも6%の引張伸びを示す。

【0009】

この目的は、請求項1に記載の鋼板を提供することにより達成される。また、鋼板は、請求項2~7の特徴も含むことができる。別の目的は、請求項8~12に記載の方法を提供することにより達成される。別の態様は、請求項13~15に記載の部品又は車両を提供することにより達成される。

30

【発明を実施するための形態】

【0010】

本発明の他の特徴及び利点は、以下の発明を実施するための形態から明らかとなる。

【0011】

いかなる理論にも拘束されることなく、本発明による低密度鋼板は、この特定の微細構造によって機械的特性の改善を可能にすると思われる。

【0012】

鋼の化学組成に関して、炭素は、微細構造の形成及び目標とされる機械的特性の到達に重要な役割を果たす。その主な役割は、鋼の微細構造の主相であるオーステナイトを安定化させると共に、強化を提供することである。0.6%未満の炭素含量は、オーステナイトの割合を減少させ、合金の延性及び強度の両方の低下をもたらす。

40

【0013】

粒内炭化物(Fe, Mn)₃AlC_xの主構成成分であるため、炭素は、そのような炭化物の析出を促進する。しかしながら、1.3%を超える炭素含量は、粒界において粗大となる様式でそのような炭化物の析出を促進し得、その結果、合金の延性が低下する。

【0014】

好ましくは、炭素含量は、十分な強度を得るために、0.80~1.3重量%の間、より

50

好ましくは 0.8 ~ 1.0 重量%の間である。

【0015】

非常に多量のマンガン及び炭素との合金化によってオーステナイトが室温まで安定化し、これによって、不安定化してフェライト又はマルテンサイトに変態することなく大量のアルミニウムを許容し得ることを主な理由として、マンガンはこの系の重要な合金化元素である。合金が優れた延性を有することを可能にするためには、マンガン含量は 15%以上でなければならない。しかしながら、マンガン含量が 35%を超えると、 δ -Mn相の析出により合金の延性が低下する。

【0016】

したがって、マンガン含量は、15.0%以上 35%以下に制御されるべきである。好ましい実施形態において、マンガン含量は、15.5%以上、又はさらに 16.0%以上である。その量は、より好ましくは 18 ~ 30%の間、さらには 18 ~ 25%の間である。

10

【0017】

高マンガンオーステナイト鋼へのアルミニウムの添加は、合金の密度を効果的に減少させる。加えて、これは、オーステナイトの積層欠陥エネルギー (SFE) を著しく増加させ、合金の歪み硬化挙動の変化をもたらす。アルミニウムはまた、ナノサイズの炭化物 ($Fe, Mn)_3AlC_x$ の主要元素の 1 つでもあり、したがってその添加は、そのような炭化物の形成を著しく促進する。一方でオーステナイトの安定性及び炭化物の析出を保証するために、また他方でフェライトの形成を制御するために、本合金のアルミニウム濃度が調節されるべきである。したがって、アルミニウム含量は、6.0%以上 15%以下に制御されるべきである。好ましい実施形態において、アルミニウム含量は 7 ~ 12%の間、好ましくは 8 ~ 10%の間である。

20

【0018】

ケイ素は、高マンガン及びアルミニウム鋼の一般的な合金化元素である。これは、規則的なフェライト $D0_3$ の形成に非常に強い影響を及ぼす。さらに、ケイ素は、オーステナイト中の炭素の活性を高め、炭化物への炭素の分配を増加させることが示された。加えて、ケイ素は、脆い δ -Mn相の析出を遅延又は防止するために使用され得る有効な合金化元素として説明されている。しかしながら、2.40%の含量を超えると、それは伸びを低減し、ある特定の組立プロセスの間に望ましくない酸化物を形成する傾向があり、したがってこの限界未満に保たなければならない。好ましくは、ケイ素の含量は 2.0%未満であり、有利には 1.0%未満である。

30

【0019】

硫黄及びリンは、粒界を脆化させる不純物である。十分な熱間延性を維持するために、それぞれの含量は 0.03%及び 0.1%を超えてはならない。

【0020】

AlN の析出及び凝固中の体積欠陥 (プリスター) の形成を防止するためには、窒素含量は 0.1%以下でなければならない。

【0021】

ニッケルは、鋼中への水素の浸透に対して肯定的な効果を有するため、水素に対する拡散障壁として使用することができる。ニッケルはまた、B2成分等のフェライト中の規則化合物の形成を促進し、追加的な強化をもたらすため、有効な合金化元素としても使用することができる。しかしながら、とりわけコストの理由から、ニッケルの添加は 4.0%以下、好ましくは 0.1 ~ 2.0%の間の最大含量に制限することが望ましい。別の実施形態において、ニッケルの量は 0.1%未満である。

40

【0022】

クロムは、溶液硬化によって鋼の強度を増加させるための任意選択の元素として使用され得る。これはまた、本発明による鋼の高温耐食性を向上させる。しかしながら、クロムは積層欠陥エネルギーを低減するため、その含量は 3.0%を超えてはならず、好ましくは 0.1% ~ 2.0%の間又は 0.1 ~ 1.0%の間でなければならない。別の実施形態において、クロムの量は 0.1%未満である。

50

【0023】

同様に、任意選択で、含量が3.0%を超えない銅の添加は、銅に富む析出物の析出による鋼の硬化の手段である。しかしながら、この含量を超えると、銅は熱間圧延鋼板の表面欠陥の出現に参与する。好ましくは、銅の量は0.1~2.0%の間、又は0.1~1.0%の間である。別の実施形態において、クロムの量は0.1%未満である。

【0024】

ホウ素は、固溶度が非常に低く、結晶粒界に偏析し、格子欠陥と強く相互作用する傾向が強い。したがって、ホウ素は粒間炭化物の析出を制限するために使用され得る。好ましくは、ホウ素の量は0.1%未満である。

【0025】

ニオブは、有効な結晶粒微細化剤であるため、鋼の強度及び靱性を同時に高めることができる。加えて、タンタル、ジルコニウム、ニオブ、バナジウム、チタン、モリブデン及びタングステンもまた、窒化物、炭窒化物又は炭化物の析出による硬化及び強化を達成するために任意に使用され得る元素である。しかしながら、その累積量が2.0%を超える、好ましくは1.0%を超えると、過度の析出が靱性の低下を引き起こし得るおそれがあり、これは回避されなければならない。

【0026】

本発明による鋼板の微細構造は、少なくとも0.1%の炭化物、任意選択で10%までの粒状フェライトを含み、残部はオーステナイトで構成される。

【0027】

オーステナイトマトリックスは、6 μ m未満、好ましくは4 μ m未満、より好ましくは3 μ m未満の平均粒径を示し、2~10の間、好ましくは2.0~6.0の間、又はさらに2.0~4.0の間の平均アスペクト比を有する。

【0028】

炭化物(Fe, Mn)₃AlC_xは、面積割合で0.1%、好ましくは0.5%、より好ましくは1.0%、及び有利には3%を超える最小量で本発明による鋼板の微細構造中に存在する。そのような炭化物の少なくとも80%は、30nm未満、好ましくは20nm未満、より好ましくは15nm未満、有利には10nm未満又はさらに5nm未満の平均サイズを有する。それらはオーステナイト結晶粒の内部に析出する(いわゆる粒内炭化物)。ナノサイズの炭化物の均質かつ一貫した析出は、合金の強度を増加させる。粒間炭化物の存在は、粒間粗大炭化物が鋼の延性の低下をもたらすため許容できない。

【0029】

フェライトはまた、面積割合で10.0%まで、好ましくは5.0%まで、又はより好ましくは3.0%までの量で、本発明による鋼板の微細構造中に存在し得る。しかしながら、帯の形態のフェライトは鋼の延性及び成形性を著しく低下させるため、フェライト形態は、帯の形態のフェライトを除いた粒状の形状に限定される。存在する場合、フェライト粒子は、5 μ m未満、好ましくは1 μ m未満の平均粒径を有する。存在する場合、フェライトの平均アスペクト比は、3.0未満、好ましくは2.5未満である。そのようなフェライトは、通常の無規則フェライト(regular disordered ferrite)の形態であってもよく、又は(Fe, Mn)Al組成を有するB2構造として、若しくは(Fe, Mn)₃Al組成を有するD03構造として規則的でもよく、したがって、一般に、本発明による鋼中には、B2及びD03構造が観察され得る。

【0030】

本発明による鋼板を腐食から保護するために、好ましい実施形態において、鋼板は金属コーティングで被覆されている。金属コーティングは、アルミニウムベースのコーティング又は亜鉛ベースのコーティングであってもよい。

【0031】

好ましくは、アルミニウムベースのコーティングは、15%未満のSi、5.0%未満のFe、任意選択で0.1~8.0%のMg、及び任意選択で0.1~30.0%のZnを

10

20

30

40

50

含み、残部は Al である。

【 0 0 3 2 】

有利には、亜鉛ベースのコーティングは、0.01 ~ 8.0%の Al、任意選択で 0.2 ~ 8.0%の Mg を含み、残部は Zn である。

【 0 0 3 3 】

本発明による鋼板は、任意の適切な製造方法によって製造することができ、当業者は、それを規定することができる。しかしながら、本発明による方法を使用することが好ましく、この方法は、以下のステップ：

- 本発明による組成のスラブを供給するステップ、
 - 1000 を超える温度でそのようなスラブを再加熱し、及びそれを少なくとも 800 の最終圧延温度で熱間圧延するステップ、
 - 熱間圧延された鋼板を 600 未満の温度で巻取るステップ、
 - 30 ~ 80%の間の圧下率での、そのような熱間圧延された鋼板の第1の冷間圧延ステップ、
 - そのような冷間圧延された鋼板を 700 ~ 1000 の間の焼鈍温度まで加熱し、そのような温度で5分未満の間それを保持し、及び少なくとも 30 /秒の速度でそれを冷却することによる、冷間圧延された鋼板の第1の焼鈍ステップ、
 - 10 ~ 50%の間の圧下率での、そのような焼鈍された鋼板の第2の冷間圧延ステップ、
 - そのような冷間鋼板を 400 ~ 700 の間の焼鈍温度まで加熱し、そのような温度で1分 ~ 150時間の期間中保持し、及び少なくとも 30 /秒の速度で冷却することによる、冷間鋼板の第2の焼鈍ステップ
- を含む。

【 0 0 3 4 】

本発明による鋼板は、好ましくは、上述の組成を有する本発明による鋼で作製されたスラブ、薄スラブ又はストリップ等の半製品が鑄造され、その鑄物投入量ストックが 1000 超、好ましくは 1050 超、より好ましくは 1100 若しくは 1150 超の温度まで加熱される方法によって製造されるか、又は中間冷却なしに、鑄造後にそのような温度で直接使用される。

【 0 0 3 5 】

熱間圧延ステップは、800 超の温度で行われる。フェライトの帯形成による延性の欠如からのいかなる亀裂の問題も回避するために、最終圧延温度は、好ましくは 850 以上である。

【 0 0 3 6 】

熱間圧延の後、ストリップは 600 未満及び好ましくは 350 超の温度で巻取られなければならない。好ましい実施形態において、過度の炭化物析出を回避するために、350 ~ 450 の間で巻取りが行われる。

【 0 0 3 7 】

上述の方法により得られた熱間圧延された生成物は、通常の方法で可能な事前の酸洗い操作が行われた後に、冷間圧延される。

【 0 0 3 8 】

第1の冷間圧延ステップは、30 ~ 80%の間、好ましくは 50 ~ 70%の間の圧下率で行われる。

【 0 0 3 9 】

この圧延ステップの後、鋼板を 700 ~ 1000 の間の焼鈍温度まで加熱し、そのような温度で5分未満の間保持し、少なくとも 30 /秒、より好ましくは少なくとも 50 /秒、さらにより好ましくは少なくとも 70 /秒の速度で冷却することにより、第1の焼鈍が実行される。好ましくは、この焼鈍は連続的に行われる。

【 0 0 4 0 】

焼鈍温度及び時間を制御することにより、上記の特性を有する完全オーステナイト又は 2

10

20

30

40

50

相構造のいずれかを有することができる。

【0041】

この第1の焼鈍ステップの後、材料の予備歪みが、10～50%の間、好ましくは15～40%の間の圧下率で第2の冷間圧延ステップによって行われた。この第2の冷間圧延ステップを経ることにより、鋼板は、歪み硬化により増強された強度を有し得る。

【0042】

この第2の圧延ステップの後、鋼板を400～700 の間の焼鈍温度まで加熱し、そのような温度で1分～150時間の期間中保持し、少なくとも30 /秒、より好ましくは少なくとも50 /秒、さらにより好ましくは少なくとも70 /秒の速度で冷却することにより、第2の焼鈍が行われる。好ましくは、この焼鈍は連続的に行われる。この第2の焼鈍の間に、材料の粒内炭化物析出及び部分回復を介して超高強度と成形性との間の妥協点が得られる。

10

【0043】

それらの2つの焼鈍ステップの後、鋼板は、腐食からの保護を改善するために、任意選択で金属コーティング操作に供されてもよい。使用されるコーティングプロセスは、本発明の鋼に適合するいずれのプロセスであってもよい。電氣的又は物理的蒸着は、特にジェット気相堆積を強調して挙げることができる。金属コーティングは、例えば亜鉛又はアルミニウムベースであってもよい。

【実施例】

【0044】

組成が表1にまとめられた5つのグレードをスラブに鑄造し、表2にまとめられたプロセスパラメータに従って処理した。

20

【0045】

【表1】

表1—組成

グレード	C	Mn	Al	Si	S	P	N
A	0.887	24.90	8.70	0.217	0.004	0.025	0.0017
B	0.920	28.88	9.37	0.035	0.007	0.011	0.0009
C	0.955	19.90	<u>5.72</u>	0.050	0.005	0.007	0.0068
D	0.900	19.65	8.32	0.045	0.010	0.010	0.005
E	0.750	29.89	9.48	0.035	0.008	0.011	0.003

30

【0046】

40

50

【表 2】

表2-プロセスパラメータ

試験	グレード	再加熱T (°C)	熱間圧延最 終T(°C)	冷却速度 (°C/秒)	巻き取り T(°C)	第1の冷間圧延 圧下率(%)
1	A	1170	890	75	400	58
2	A	1170	890	75	400	58
3	B	1170	985	75	400	64
4	B	1170	985	75	400	64
5	C	1170	1000	75	400	58
6	C	1170	1000	75	400	58
7	A	1170	890	75	400	58
8	D	1170	990	70	400	63
9	D	1170	990	70	400	63
10	E	1170	980	80	400	60
11	E	1170	980	80	400	60

【 0 0 4 7 】

10

20

30

40

50

【表 3】

試験	第1の焼鈍			第2の冷間圧 延圧下率 (%)	第2の焼鈍		
	T(°C)	保持時間 (分)	冷却速度 (°C/秒)		T(°C)	保持時間 (時間)	冷却速度 (°C/秒)
1	850	3	80	30	550	3	80
2	850	3	80	30	550	6	80
3	875	3	80	20	550	3	80
4	875	3	80	20	550	6	80
<u>5</u>	830	3	80	20	500	3	80
<u>6</u>	830	3	80	20	500	6	80
<u>7</u>	850	3	80	30	-	-	-
<u>8</u>	850	<u>10</u>	355	20	450	10	<u>0.3</u>
9	850	3	355	10	450	3	355
10	975	3	55	20	450	3	355
<u>11</u>	850	3	355	20	400	<u>170</u>	355

10

20

【0048】

次いで、得られた試料を分析し、対応する微細構造元素及び機械的特性をそれぞれ表3及び表4にまとめた。

【0049】

30

40

50

【表 4】

表3－微細構造

試験	オーステナイト(%)	フェライト(%)	フェライト形状	κ 炭化物	オーステナイト粒径(μm)	オーステナイトアスペクト比	フェライト粒径(μm)	フェライトアスペクト比
1	95	5	粒状	あり	1.6	3.3	0.47	1.95
2	95	5	粒状	あり	1.6	3.3	0.47	1.95
3	100	0	-	あり	<6	<6	-	-
4	100	0	-	あり	<6	<6	-	-
5	100	0	-	なし	<6	<6	-	-
6	100	0	-	なし	<6	<6	-	-
7	95	5	粒状	なし	1.6	3.3	0.47	1.95
8	88	12	粒状	あり	1.15	2.7	0.35	1.83
9	93	7	粒状	あり	1.70	2.2	0.45	1.95
10	97.4	2.6	粒状	あり	2.05	2.25	0.65	2.40
11	97.4	2.6	粒状	あり	2.00	2.3	0.65	2.25

10

20

30

【0050】

試料 8 及び 11 を除いて、試料は、粒間炭化物又は δ -Mn 相のいかなる存在も示さなかった。試験 1 ~ 4 の炭化物量は 0.1% 超であったが、試験 5、6、7 では 0.1% 未満であった。試験 1 ~ 4 及び 9 及び 10 の炭化物の 80% 超が、20 nm 未満の平均粒径を有していた。

【0051】

40

50

【表 5】

表4-特性

試験	密度	引張強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	引張伸び (MPa)
1	6.81	1598	1489	6.1
2	6.81	1609	1522	9.2
3	6.75	1442	1354	14.1
4	6.75	1485	1377	10.8
<u>5</u>	<u>7.31</u>	<u>1239</u>	<u>1099</u>	20.4
<u>6</u>	<u>7.31</u>	<u>1248</u>	<u>1108</u>	20.9
<u>7</u>	6.81	1508	1392	<u>1.9</u>
<u>8</u>	6.86	1695	1660	<u>1.4</u>
9	6.86	1349	1278	17.8
10	6.72	1329	1262	15.9
<u>11</u>	6.72	1300	<u>1195</u>	15.8

【0052】

これらの例は、本発明による鋼板が、それらの特定の組成及び微細構造により、全ての目標とする特性を示す唯一のものであることを示している。

10

20

30

40

50

フロントページの続き

フランス国、57310、オメクール、リュ・デュ・ボワ・ドゥ・ラ・サール・31

審査官 河野 一夫

- (56)参考文献 特表2017-507242(JP,A)
特開2005-120399(JP,A)
特開2006-176843(JP,A)
特表2015-507090(JP,A)
特開2006-118000(JP,A)
特表2014-501852(JP,A)
特表2008-520830(JP,A)
特表2016-534224(JP,A)
特開2001-079607(JP,A)
特開2006-044651(JP,A)
米国特許出願公開第2016/0319388(US,A1)
米国特許出願公開第2013/0295409(US,A1)
米国特許出願公開第2016/0186285(US,A1)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
C22C 38/00
C22C 38/58
C21D 9/46
C22C 21/02
C22C 18/04