(19)日本国特許庁(JP)　(12)公開特許公報(A)　(11)特許出願公開番号
特開2017-106108
(P2017-106108A)
(43)公開日　平成29年6月15日(2017.6.15)

(51)Int.Cl.		F I			テーマコード（参考）
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	302A	4K037
C22C 38/14	(2006.01)	C22C	38/14		
C21D 9/46	(2006.01)	C21D	9/46	P	
		C21D	9/46	Z	

審査請求 有　請求項の数 1　OL　外国語出願　（全 19 頁）

(21)出願番号　特願2016-228644 (P2016-228644)
(22)出願日　平成28年11月25日 (2016.11.25)
(62)分割の表示　特願2015-514609 (P2015-514609)の分割
原出願日　平成25年5月27日 (2013.5.27)
(31)優先権主張番号　PCT/FR2012/000220
(32)優先日　平成24年5月31日 (2012.5.31)
(33)優先権主張国　フランス(FR)

(71)出願人　510215651
アルセロルミタル・インベステイガシオン・イ・デサロジヨ・エセ・エレ
スペイン国、ビスカヤ、エセ－４８９１０・セスタオ、カジエ／チヤバリ、６
(74)代理人　110001173
特許業務法人川口國際特許事務所
(72)発明者　ラン・アルベルト・スアソ・ロドリゲス
フランス国、５７０００・メッス、リュ・ドン・カルメ、２
(72)発明者　アストリッド・ペルラド
フランス国、５７０５０・ル・パン・サン－マルタン、パルク・ドゥ・ラベイ・１０

最終頁に続く

(54)【発明の名称】熱間または冷間低密度圧延鋼、この実施方法および使用

(57)【要約】　（修正有）
【課題】機械的強度が６００ＭＰａ以上、破断伸びが２０％以上の圧延鋼板、ならびにこの圧延鋼板の製作方法の提供。
【解決手段】鋼板の化学組成は、０．１０≦Ｃ≦０．３０％、６．０≦Ｍｎ≦１５．０％、６．０≦Ａｌ≦１５．０％であり、更に場合により、Ｓｉ≦２．０％、Ｔｉ≦０．２％、Ｖ≦０．６％、Ｎｂ≦０．３％のなかから１つ又は複数の元素が選択され、組成の残りの部分は、鉄及び処理の結果生じる不可避不純物から構成され、マンガンの重量のアルミニウムの重量に対する比はＭｎ／Ａｌ＞１．０になり、鋼板のミクロ組織は、フェライト、オーステナイト及び面積率で最大５％のκ析出物により構成される圧延鋼板の製作方法。
【選択図】図８

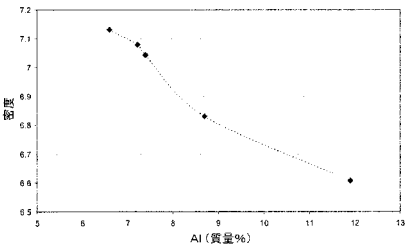


Figure 8

【特許請求の範囲】
【請求項１】
圧延鋼板であって、７．３以下の密度および質量パーセントで表した以下の元素、
０．１０≦Ｃ≦０．３０％
６．０≦Ｍｎ≦１５．０％
６．０≦Ａｌ≦１５．０％
および場合により、
Ｓｉ≦２．０％
Ｔｉ≦０．２％
Ｖ≦０．６％
Ｎｂ≦０．３％
のなかから選択される１つまたは複数の元素を含む組成を有し、
組成の残りの部分は、鉄および処理によって生じる不可避不純物から構成され、ここで
【数１】

$$\frac{Mn}{Al}>1.0$$

であり、鋼板のミクロ組織は、フェライト、オーステナイト、および面積率で最大５％のκ析出物からなる圧延鋼板。
【請求項２】
請求項１に記載の鋼板であって、組成が、質量パーセントで表して
０．１８≦Ｃ≦０．２１％
を含む鋼板。
【請求項３】
請求項１または２に記載の鋼板であって、組成が、質量パーセントで表して
７．０≦Ｍｎ≦１０．０％
を含む鋼板。
【請求項４】
請求項１から３のいずれかに記載の鋼板であって、組成が、質量パーセントで表して
６．０≦Ａｌ＜１２．０％
を含む鋼板。
【請求項５】
請求項１から４のいずれかに記載の鋼板であって、組成が、質量パーセントで表して
６．０≦Ａｌ＜９．０％
を含む鋼板。
【請求項６】
請求項１から５のいずれかに記載の鋼板であって、組成が、質量パーセントで表して
Ｓｉ≦１％
を含む鋼板。
【請求項７】
請求項１から６のいずれかに記載の鋼板であって、κ析出物の面積率が２％以下である鋼板。
【請求項８】
請求項１から７のいずれかに記載の鋼板であって、引張機械的強度が６００ＭＰａ以上および破断伸びが２０％以上である鋼板。
【請求項９】
請求項１から８のいずれかに記載の鋼板であって、Ｍｎ含有量とＡｌ含有量の比が
【数２】

$$\frac{Mn}{Al}\geqq 1.1$$

である鋼板。
【請求項１０】
請求項１から９のいずれかに記載の鋼板であって、Ｍｎ含有量とＡｌ含有量の比が
【数３】

$$\frac{Mn}{Al} \geqq 1.5$$

である鋼板。
【請求項１１】
請求項１から１０のいずれかに記載の鋼板であって、Ｍｎ含有量とＡｌ含有量の比が
【数４】

$$\frac{Mn}{Al} \geqq 2.0$$

である鋼板。
【請求項１２】
７．３以下の密度を有する圧延鋼板を製作するための方法であって、
請求項１から１１のいずれかに記載の組成を有する鋼を入手し、
前記鋼を鋳造して半完成品を形成し、
前記半完成品を場合により１０００℃から１２８０℃の間の温度T_{rech}まで再加熱し、
前記再加熱した半完成品をフェライトの存在下で少なくとも１つの圧延過程を伴って圧延して鋼板を得て、
最終的な圧延温度T_{FL}は８５０℃以上であり、
前記鋼板を冷却速度V_{ref1}で６００℃以下の巻取温度T_{bob}まで冷却し、
前記冷却された鋼板を次いで巻き取る
方法。
【請求項１３】
請求項１２に記載の圧延鋼板を製作するための方法であって、半完成品が薄いスラブまたは薄い細片の形態で直接鋳造される方法。
【請求項１４】
請求項１１または１３のいずれかに記載の製法であって、最終的な圧延温度T_{FL}が９００から９８０℃の間である製法。
【請求項１５】
請求項１１から１４のいずれかに記載の製法であって、冷却速度V_{ref1}が５５℃／秒以下である製法。
【請求項１６】
請求項１１から１５のいずれかに記載の製法であって、巻取温度が４５０から５５０℃の間である製法。
【請求項１７】
冷間圧延し、焼鈍し、７．３以下の密度を有する鋼板を製作するための方法であって、
請求項１１から１６のいずれかに記載の圧延鋼板を入手し、次いで
前記鋼板を３５から９０％の間の圧延率で冷間圧延して冷間圧延鋼板を得、次いで
前記鋼板を速度V_cで８００から９５０℃の間の保持温度T_mまで６００秒未満の時間t_mの長さだけ加熱し、次いで
前記鋼板を速度V_{ref2}で５００℃以下の温度まで冷却する方法。
【請求項１８】
請求項１７に記載の製法であって、温度T_mが８００から９００℃の間である製法。
【請求項１９】
請求項１６または１８のいずれかに記載の製法であって、冷却速度V_{ref2}が３０℃

／秒以上である製法。
【請求項２０】
請求項１６から１９のいずれかに記載の製法であって、冷却V_{ref2}が５００℃から４６０℃の間の温度に保持される製法。
【請求項２１】
請求項１１から２０のいずれかに記載の製法であって、次いで金属薄板が、亜鉛、亜鉛合金または亜鉛ベースの合金で被覆される製法。
【請求項２２】
請求項１から１１のいずれかに記載の鋼板のまたは請求項１２から２１のいずれかに記載の通り得ることができる鋼板の使用であって、陸上用モータビークル用の構造部品または外板部品の製作のための使用。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、６００ＭＰａ以上の機械的強度および２０％以上の破断伸びを有する圧延鋼、ならびにこの製作方法に関する。
【背景技術】
【０００２】
環境規制によって、自動車メーカーは自社の車両のCO_2排出量を継続的に低減させることを余儀なくされている。この低減のために、自動車メーカーには選択肢が幾つかあるが、主要な選択肢は、車両重量の低減または車両のエンジンシステムの効率の向上である。改善はしばしば、２つの手法を組み合わせることによって達成される。本発明は、第１の選択肢、即ちモータビークルの重量低減に関する。まさにこの特定の分野において、２つの方策がある。
【０００３】
第１の方策は、鋼の機械的強度のレベルを高める一方で、鋼の厚さを減少させることからなる。残念ながら、この解決策は、機械的強度の向上に関連する避けられない延性の低下は言うまでもなく、ある種の自動車部品の剛性が著しく低下したり、乗員に不快な状況を生じさせる音響的な問題が現れたりするため限界がある。
【０００４】
第２の方策は、より軽い他の金属との合金にすることによって鋼の密度を低減させることからなる。これらの合金のなかでも、鉄－アルミニウム合金と呼ばれる低密度合金は、大幅に重量を低減することができる一方で、魅力的な機械的・物理的特性を有する。この場合、低密度とは７．３以下の密度を意味する。
【０００５】
アルミニウムの鉄への添加によって、鉄と比べてアルミニウムの密度が低いため、自動車構造部品向けに重量の大幅な低減を期待できるようになった。この点に関して、ｐａｔｅｎｔ ａｐｐｌｉｃａｔｉｏｎ ＥＰ２１２８２９３には、Ｃが０．２－０．８％、Ｍｎが２－１０％、Ａｌが３－１５％の組成ならびに９９％未満のフェライトおよび１％を超える残余分のオーステナイトを含む組織を有する熱間圧延または冷間圧延鋼板が記載されている。鋼板は、６００－１０００ＭＰａの範囲の機械的強度、７．２未満の密度を有し、被覆可能である。熱間圧延鋼板を製作するための方法は、１０００から１２００℃の間への加熱、７００から８５０℃の間の最終的な圧延温度での圧延、および６００℃未満の温度での巻取からなる。冷間圧延鋼板については、熱間圧延鋼板は４０から９０％の間に圧延して冷間圧延され、１から２０℃／秒の間の速度で、再結晶温度から９００℃の間の温度に１０から１８０秒間再加熱される。この特許出願の目的は、Ｍｎ／Ａｌ比を０．４から１．０の間の値に制限することによって、「ローピング（ｒｏｐｉｎｇ）」および圧延割れの発生を防止することである。比が１．０を超えると、冷間圧延時に割れが発生する結果となる。
【０００６】

Ｐａｔｅｎｔ ａｐｐｌｉｃａｔｉｏｎ ＪＰ２００６１１８０００には、高い強度ならびに良好な延性を示す軽量鋼が記載されている。これを実現するために、提案されている鋼の組成には、質量パーセントで０．１から１．０％のＣ、３．０％未満のＳｉ、１０．０から５０．０％のＭｎ、０．０１％未満のＰ、０．０１％未満のＳ、５．０から１５．０％のＡｌ、および０．００１から０．０５％のＮが含まれ、残りの部分は、鉄および不可避不純物である。下式（１）を満たす場合、鋼は７．０以下の密度を有することになる。

【０００７】

Ｃ≦－０．０２０ＸＭｎ＋Ａｌ／１５＋０．５３（１）

この鋼は、フェライトおよびオーステナイトを含むミクロ組織を有することになる。機械的強度と全伸びの積は、次の不等式を満たさなければならない。ＴＳｘＥｌ≧２０，０００（ＭＰａｘ％）。このように高濃度の合金元素ＭｎおよびＡｌを伴う鋼の圧延特性は、割れが発生する大きなリスクを伴うことが知られている。

【０００８】

ｐａｔｅｎｔ ａｐｐｌｉｃａｔｉｏｎ ＷＯ２００７／０２４０９２の目的は、容易に打抜きができる熱間圧延鋼板を利用可能にすることである。この出願は、Ｃを０．２－１％、Ｍｎを８－１５％含み、機械的強度と伸びの積が２４，０００ＭＰａ％である鋼板に関する。この出願は、完全なオーステナイト組織に関することが明らかであるが、このタイプのミクロ組織は特に圧延が困難である。

【先行技術文献】

【特許文献】

【０００９】

【特許文献１】欧州特許第２１２８２９３号明細書

【特許文献２】特開２００６－１１８０００号公報

【特許文献３】国際公開第２００７／０２４０９２号

【発明の概要】

【００１０】

本発明の目的は、以下を同時に有する熱間圧延または冷間圧延鋼板を利用可能にすることによって、これらの問題を解決することである。

【００１１】

７．３以下の密度

６００ＭＰａ以上の機械的強度

２０％以上の破断伸び

成形、特に圧延に対する良好な適合性

良好な溶接性および良好な被覆性（ｃｏａｔａｂｉｌｉｔｙ）

また、本発明の目的の１つは、製作条件に比較的影響されずに従来の産業用途に対応できるこのような鋼板を製作するための方法を利用可能にすることである。

【００１２】

本発明の第１の目的は圧延鋼板であって、圧延鋼板の密度は７．３以下であり、質量パーセントで表した組成は以下の通りであり、

０．１０≦Ｃ≦０．３０％

６．０≦Ｍｎ≦１５．０％

６．０≦Ａｌ≦１５．０％

さらに場合により、１つまたは複数の元素が以下から選択され、

Ｓｉ≦２．０％

Ｔｉ≦０．２％

Ｖ≦０．６％

Ｎｂ≦０．３％

組成の残りの部分は、鉄および処理の結果生じる不可避不純物からなり、これにより、マンガンの重量のアルミニウムの重量に対する比は

【００１３】
【数１】

$$\frac{Mn}{Al} > 1.0$$

であり、鋼板のミクロ組織は、フェライト、オーステナイト、および面積率で最大５％のκ析出物（Ｋａｐｐａ　ｐｒｅｃｉｐｉｔａｔｅ）からなる。
【００１４】
本発明の１つの好ましい実施形態において、組成は、質量パーセントで表して以下を含む。
０．１８≦Ｃ≦０．２１％
【００１５】
本発明の別の好ましい実施形態において、組成は、質量パーセントで表して以下を含む。
７．０≦Ｍｎ≦１０．０％
【００１６】
本発明の別の好ましい実施形態において、組成は、質量パーセントで表して以下を含む。
６．０≦Ａｌ≦１２．０％
【００１７】
本発明の別の好ましい実施形態において、組成は、質量パーセントで表して以下を含む。
６．０≦Ａｌ≦９．０％
【００１８】
本発明の別の好ましい実施形態において、組成は、質量パーセントで表して以下を含む。
Ｓｉ≦１％
【００１９】
好ましくは、マンガン重量含有率のアルミニウム重量含有率に対する比は
【００２０】
【数２】

$$\frac{Mn}{Al} \geqq 1.1$$

であり、より好ましくは、この比は
【００２１】
【数３】

$$\frac{Mn}{Al} \geqq 1.5$$

であり、さらにより好ましくは、この比は
【００２２】
【数４】

$$\frac{Mn}{Al} \geqq 2.0$$

である。
【００２３】
さらに本発明に記載された鋼板は、機械的な引張強度が６００ＭＰａ以上、破断伸びが２０％以上になる鋼板が好ましい。

【００２４】
本発明の第２の目的は、以下からなるステップを含む、７．３以下の密度を有する圧延鋼板を製作するための方法である。
【００２５】
本発明に記載された組成を有する鋼を入手するステップ
この鋼を鋳造して半完成品を形成するステップ
この半完成品を１０００℃から１２８０℃の間の温度T_{rech}まで再加熱するステップ
この半完成品をフェライトの存在下で少なくとも１つの過程を伴って熱間圧延して鋼板を得るステップ
最終的な圧延過程を８５０℃以上の最終的な圧延温度T_{FL}で実施するステップ
この鋼板を冷却速度V_{ref1}で６００℃以下の巻取温度T_{bob}まで冷却するステップ
次いで、T_{bob}まで冷却されたこの鋼を巻き取るステップ
【００２６】
本発明の別の目的は、この半完成品が薄いスラブまたは薄い細片の形態に直接鋳造される圧延鋼板の製作のための方法である。
【００２７】
最終的な圧延温度T_{FL}は、好ましくは９００から９８０℃の間である。
【００２８】
冷却速度V_{ref1}は、好ましくは５５℃／秒以下である。
【００２９】
巻取温度は、好ましくは４５０から５５０℃の間である。
【００３０】
本発明の別の目的は、以下からなるステップを含む、密度が７．３以下の冷間圧延および焼鈍した鋼板を製作するための方法である。
圧延鋼板を入手するステップ、次いで
この圧延鋼板を３５から９０％の間の圧延率で冷間圧延して冷間圧延鋼板を得るステップ、次いで
この鋼板を速度V_cで８００から９５０℃の間の保持温度T_mまで６００秒未満の時間t_mの長さだけ加熱するステップ、次いで
この鋼板を速度V_{ref2}で５００℃以下の温度まで冷却するステップ
【００３１】
温度T_mは、好ましくは８００から９００℃の間である。
【００３２】
冷却速度V_{ref2}は、好ましくは３０℃／秒以上である。
【００３３】
冷却速度V_{ref2}は、好ましくは５００℃から４６０℃の間の温度になるまで維持される。
【００３４】
冷却された鋼板は、好ましくは亜鉛、亜鉛合金または亜鉛ベースの合金で被覆される。
【００３５】
本発明に記載された鋼板は、エンジンを動力源とする陸上車両用の構造部品または外板部品の製作に用いることができる。
【００３６】
本発明の他の特性および利点は、以下でより詳細に説明する。以下の添付図を非限定的な例として提供している。
【図面の簡単な説明】
【００３７】
【図１】本発明に記載された熱間圧延鋼板のミクロ組織を示す図である。

【図２】本発明の条件を満たさない熱間圧延鋼板のミクロ組織を示す図である。
【図３】引張温度（℃）に応じた熱間圧延特性を表した引張・加熱下の機械的挙動を示す図である。
【図４】本発明の条件を満たさない熱間圧延鋼板のミクロ組織を示す図である。
【図５】本発明に記載された冷間圧延鋼板のミクロ組織を示す図である。
【図６】本発明に記載された熱間圧延鋼板上のκ析出物を識別することができる［１１０］帯の軸方向の回折像である。
【図７】本発明の条件を満たさない冷間圧延鋼板のミクロ組織を示す図である。
【図８】アルミニウム含有量に応じた密度の曲線を示す図である。
【発明を実施するための形態】
【００３８】
本発明は、成形性、機械的強度、溶接性および満足のいく被覆性の機械的特性を維持しながら、従来の鋼と比べて低い密度を有し、［密度が］７．３以下である熱間圧延または冷間圧延鋼板に関する。本発明はさらに、本発明に記載された鋼を熱間圧延または冷間圧延して、フェライト、オーステナイト、および面積率で最大５％のκ析出物を含むミクロ組織を有する熱間圧延または冷間圧延鋼板を得ることができる製法に関する。
【００３９】
これを実施するために、鋼板の機械的挙動および鋼板の処理の両方にとって鋼の化学組成は非常に重要である。以下で説明する化学組成は、質量パーセントで表している。
【００４０】
本発明は、炭素含有量が０．１０から０．３０％の間であることを教示している。炭素は、γ生成元素（ｇａｍｍａｇｅｎｏｕｓ　ｅｌｅｍｅｎｔ）である。マンガンを伴うと、オーステナイトの発生を促進し、アルミニウムを伴うと、化学量論組成（Ｆｅ，Ｍｎ）$_3$ＡｌＣ$_x$に基づくκ析出物を形成し、ここで、ｘは厳密に１未満である。０．１０％未満では、６００ＭＰａの機械的強度を達成できない。炭素含有量が０．３０％を超える場合、κ析出物の生成が５％を超えるほど過剰になり、鋼板を圧延すると割れにつながる。好ましくは、炭素含有量は、圧延割れ発生のリスクを最小限に抑えるために０．２１％以下に制限される。好ましくは、最低炭素含有量はまた、６００ＭＰａの機械的強度をより容易に達成するために０．１８％以上とする。
【００４１】
マンガン含有量は６．０％から１５．０％の間でなければならない。この元素もγ生成元素である。マンガンを添加する目的は本質的に、フェライトに加えてオーステナイトを含む組織を得るためである。また、マンガンの添加は、固溶体における硬化効果およびオーステナイトに対する安定化効果を有する。マンガン含有量のアルミニウム含有量に対する比は、圧延後に得られる組織に大きな影響をもつことになる。マンガン含有量が６．０％未満では、２０％の破断伸びは達成できず、また、熱間圧延機からの出口および焼鈍ラインの両方で、急速冷却中のマルテンサイトへの変化が時期尚早となるリスクを伴って、オーステナイトの安定化が不十分になる。マンガン含有量が１５．０％を上回ると、マンガンのγ生成効果のために、マンガンによってオーステナイトの体積率が過度に増加し、これはオーステナイト相の炭素濃度が事実上低下する結果となり、これにより６００ＭＰａの強度を達成することが不可能になるであろう。好ましくは、マンガンの添加量は１０．０％に制限される。下限については、マンガン含有量は、２０％の伸びをより容易に達成するために、好ましくは７．０％とする。
【００４２】
また、アルミニウム含有量も６．０％から１５．０％の間でなければならない。アルミニウムはα生成元素（ａｌｐｈａｇｅｎｏｕｓ　ｅｌｅｍｅｎｔ）であり、従ってオーステナイト系の範囲を縮小し、また、この元素は、炭素との組み合わせによってκ析出物の生成を促進する傾向がある。アルミニウムは２．７の密度を有し、機械的特性に大きな影響をもつ。アルミニウム含有量が増加するにつれて、機械的強度および弾性限界も上昇するが、破断伸びは低下し、このことは、転位易動性が低下することによって説明される。

アルミニウム含有量が６．０％を下回ると、アルミニウムの存在により影響を受ける密度の低下が有益でなくなる。アルミニウム含有量が１５．０％を上回ると、５％を超える面密度を伴う制御されていないκ析出（Ｋａｐｐａ　ｐｒｅｃｉｐｉｔａｔｉｏｎ）が起こり、材料の延性に悪影響を及ぼす。好ましくは、アルミニウム含有量は、脆い金属間析出を防ぐために９．０％未満に厳密に制限される。図７は、κ析出物が制御されずに生成しているミクロ組織を示す。

【００４３】

マンガン重量含有率のアルミニウム重量含有率に対する比は、オーステナイトの安定性および製作サイクル中に形成される組織の特性を支配するため、極めて重要である。比が１．０以下では、冷間圧延鋼板の熱間圧延後および再結晶焼鈍後の両方において、形成される相の特性が冷却速度に大きく依存しすぎる。これは、オーステナイトからマルテンサイトが形成されるリスク、またはフェライトおよび図７に例示したκ析出物に有利なようにオーステナイトが消滅するリスクすら生じさせる。本発明に記載された鋼板のミクロ組織は、マルテンサイトの存在を排除し、安定なオーステナイトの存在を確実にする。さらに、良好な圧延性および製造条件に影響されない鋼板を確保するために、比

【００４４】

【数５】

$$\frac{Mn}{Al} \leqq 1.0$$

を有することは望ましくない。

【００４５】

マンガン重量含有率のアルミニウム重量含有率に対する比が１．０を上回ると、熱間圧延および冷間圧延の両方について容易に圧延可能なままでありながら、生産される鋼板は製作条件に比較的影響されない。この感受性の低下は、比を高めることによって改善することができて、このため、１．１以上の比が好ましく、１．５以上の比が好ましく、２．０以上の比がさらにより好ましい。

【００４６】

アルミニウムと同様に、ケイ素は鋼の密度を小さくし、積層欠陥エネルギーを低くすることができる元素である。この低減により、当業者なら知っているであろうＴＲＩＰ効果を得ることが可能になる。それでもケイ素の含有量は２．０％に制限され、この理由は、このレベルを上回ると、この元素は表面欠陥を発生させる密着性の強い酸化物を生成する傾向があるためである。表面に酸化物が存在すると、仮に例えば、溶融亜鉛めっきの操作中には、濡れ性不良につながる。Ｓｉ含有量は好ましくは１％に制限される。

【００４７】

チタン、バナジウム、ニオブなどのマイクロアロイ元素は、それぞれ０．２％未満、０．６％未満、０．３％未満だけ添加して、さらに析出硬化を実現することができる。チタンおよびニオブは特に、凝固中に結晶粒度を制御することができる。それでも、この含有量を上回ると飽和効果がもたらされるため、ある程度の制限は必要である。

【００４８】

セリウム、ホウ素、マグネシウムまたはジルコニウムなどの他の元素を個別に、または組み合わせて次の割合で添加することができる。Ｃｅ≦０．１％、Ｂ≦０．００１、Ｍｇ≦０．０１０、Ｚｒ≦０．０１０。示した最大含有量レベルまで、これらの元素によって凝固中のフェライト結晶を精製することができる。

【００４９】

組成物の残りの部分は、鉄および処理の結果生じる不可避不純物からなる。

【００５０】

本発明に記載された鋼板のミクロ組織は、フェライト、オーステナイト、および面積率で最大５％のκ析出物からなる。フェライトは、温度と共に上昇する炭素溶解度を有する。しかし、固溶体中の炭素は、アルミニウムの存在により既に低い転位易動性をさらに低下させるため、固溶体中の炭素は低密度鋼では非常に脆化しやすい。従って、フェライト

中の炭素の飽和によって、フェライト内で双晶機構が働くことがある。従って、この理論に拘束されることなく、本発明者らは、オーステナイトおよび析出物が効果的な炭素トラップとして作用し、変態域内での圧延を容易にするという理論を唱えている。この手法は驚くべきものであり、この理由は、オーステナイト中および析出物中の炭素の溶解度はフェライト中よりも高いが、圧延を容易にするためには、これらの硬質相の形成は防がなければならないと考えられることもあるからである。従って、フェライト、オーステナイト、および面積率で最大５％のκ析出物を含む組織のこの組み合わせによって、圧延中および構造部品の製作中の両方における鋼板の圧延性の点で必要な延性が鋼板にもたらされる。焼鈍後または巻取後のフェライトの再結晶率は９０％を超え、理想的には１００％となることを明記する。再結晶したフェライトの率が９０％未満の場合、得られる鋼板は本発明に必要な２０％の伸びを示さない。

【００５１】

多数の鋼質試験および研究を通じて、本発明者らは、フェライト粒界周辺に球状（ｓｐｈｅｒｏｉｄ）のκ型析出物が局部的に存在していることによって、鋼板の圧延性が低下していることを示すことができた。

【００５２】

κ析出物の面積率は、５％の高さまで可能であり、この理由は、５％を上回ると延性が低下して本発明の２０％の破断伸びが達成できないからである。さらに、フェライト粒界周辺の制御されていないκ析出のリスクもあるが、これは、鋼を圧延する従来の工業的規模の器具を用いた本発明に記載された鋼板に対する圧延荷重を上昇させるであろう。従って、好ましい目標の範囲は、κ析出物２％未満となる。ミクロ組織は均一であるため、面積率は体積率と等しいことを明記する。

【００５３】

本発明に記載された熱間圧延鋼板を製作するための方法は以下の通りである。

【００５４】

本発明に記載された組成を有する鋼の入手。

【００５５】

この鋼から半完成品を鋳造。鋳造はインゴットまたは薄いスラブまたは薄い細片の形態で、即ち厚さは、スラブは約２２０ｍｍからの範囲で、薄い細片は最大数十ミリメートルで連続的に行われてもよい。

【００５６】

鋳造された半完成品は次いで、あらゆる箇所が圧延中に受ける主要な変形に好ましい温度となるように、１０００℃から１２８０℃の間の温度まで再加熱される。１２８０℃を超えると、特に粗いフェライト結晶が形成するリスクがあり、また、本発明者らが実施した多数の試験では、初期のフェライト結晶粒度と熱間圧延中にこれらの結晶が再結晶する能力との間の相関が明らかになっている。初期のフェライト結晶粒度が大きいほど、再結晶しにくくなり、このことは、工業的に費用がかかり、フェライトの再結晶の点から好ましくないという理由で、１２８０℃を上回る再加熱温度は避けなければならないことを意味する。また、これらは「ローピング」と呼ばれる現象を助長することもある。ローピングは、サイズの大きな結晶内で、小さく、わずかに配向が乱れた結晶が集まることが原因となる。この現象は、圧延方向のバンド内に変形の優先的位置（ｐｒｅｆｅｒｅｎｔｉａｌ　ｌｏｃａｔｉｏｎ）の形態で見ることができる。これは、回復した非再結晶化結晶が存在することによる。これは、横方向に分布した小さな伸びによって測定される。

【００５７】

１０００℃未満では、８５０℃を上回る最終的な圧延温度を有することがますます困難になる。好ましくは、再加熱温度は１１５０から１２８０℃の間である。

【００５８】

以下のステップによって、ローピングの現象を回避し、良好な延性および良好な打抜き品質を実現することができる。

【００５９】

フェライトの存在下で、即ち部分的または完全にフェライト系の範囲内で、少なくとも１つの圧延過程を伴って圧延を実施する必要がある。目的は、双晶形成につながる可能性のあるフェライト中での炭素の飽和を防ぐためである。オーステナイト結晶もまた、効果的な炭素トラップとして作用し、この理由は、オーステナイト中の炭素の溶解度がフェライト中よりも高いためである。

【００６０】

最終的な圧延過程は８５０℃を超える温度で実施され、この理由は、この温度を下回ると、本発明に記載された鋼板は、さまざまな温度の高温条件下で引っ張られた試験片の局部伸びを示した図３に示すように、圧延性の著しい低下を示すためである。再結晶および圧延に好ましい組織を有するために、９００から９８０℃の間の最終的な圧延温度が好ましい。

【００６１】

このように得られる鋼板は次いで、冷却速度［V_{ref1}］で巻取温度T_{bob}まで冷却される。好ましくは、冷却速度V_{ref1}は、κ析出を最も適切に制御するために５５℃／秒以下とする。

【００６２】

鋼板は次いで６００℃未満の巻取温度で巻き取られるが、この理由は、この温度を上回ると、κ析出を制御できない可能性があるリスク、ならびに図２および図４に示したオーステナイトの著しい分解の結果として５％を超えるκ析出が起こるリスクがあるためである。好ましくは、鋼板は４５０から５５０℃の間の温度で巻き取られる。

【００６３】

この段階において、熱間圧延鋼板が得られ、目的物が、例えば厚さ５ｍｍ未満の冷間圧延鋼板である場合、以下のステップが行われる。

３５から９０％の間の厚さの低減を伴う冷間圧延。

【００６４】

冷間圧延鋼板は次いで、非常に加工硬化した初期の組織の再結晶率が９０％を超えるように、好ましくは３℃を超える加熱速度V_cで８００から９５０℃の間の保持温度T_mまで６００秒未満の時間の長さだけ加熱される。

【００６５】

鋼板は次いで、速度V_{ref2}で５００℃以下の温度まで冷却され、好ましくは冷却速度は、κ析出物の形成をさらに効果的に制御し、面積含有量（ａｒｅａ　ｃｏｎｔｅｎｔ）が５％を超えないように３０℃／秒を超える。５００℃を下回ると、例えば、亜鉛を用いた溶融めっきの堆積を容易にする追加の熱処理を行っても、本発明に記載された鋼板の機械的特性は変わらない。本発明者らは、亜鉛浴内への浸漬の前に保持するために、５００から４６０℃の間で速度V_{ref2}の冷却を停止すると、本発明に記載された鋼板に特定される特性は変わらないままであることを明らかにした。以下の試験は、例示だけの目的のために非制限的な例として提示されているが、本発明に記載された鋼板の生産によって達成することができる有利な特性を示す。

【実施例】

【００６６】

［実施例１］熱間圧延鋼板

半完成品は鋳鋼から処理した。質量パーセントで表した半完成品の組成を下表１に示している。

【００６７】

表１に示した鋼の組成の残りの部分は、鉄および処理の結果生じる不可避不純物からなる。

【００６８】

【表１】

	C	Mn	Al	Si	Ti	V	Nb	Mn/Al
I1	0.193	14.9	6.52	<0.030	0.096	<0.030	<0.030	2.29
I2	0.188	8.28	7.43	<0.030	<0.030	<0.030	<0.030	1.11
R1	0.186	3.4	9.7	<0.030	<0.030	<0.030	<0.030	0.35
R2	0.117	4.78	7.6	<0.030	<0.030	<0.030	<0.030	0.63
R3	0.2	7.01	8.07	0.25	<0.030	<0.030	<0.030	0.87

表1:鋼の組成(質量%)
I=本発明/R=対照用/下線の値は本発明と一致しない。

【００６９】
生成物を熱間圧延して熱間圧延鋼板を得たが、製作条件は、下表２に以下の略記を用いて提示している。

【００７０】
T_{rech}：再加熱温度
T_{FL}：最終的な圧延温度
V_{ref1}：最終的な圧延過程後の冷却温度
T_{bob}：巻取温度

【００７１】
【表２】

	T_{rech}(°C)	T_{FL}(°C)	$V_{ref}1$	T_{bob}(°C)
I1	1180	950	空気	500
I2	1230	964	空気	500
R1	1300	950	空気	500
R2a	1230	975	空気	700
R2b	1150	954	水	常温
R3	1220	927	50°C/s	500

表2:半完成品からの熱間圧延鋼板の製作条件
I=本発明/R=対照用/下線の値は本発明と一致しない。

【００７２】
鋼板Ｉ１およびＩ２は鋼板であり、これらの化学組成および製造工程は本発明に記載されたものである。２つの化学組成は異なり、異なるＭｎ／Ａｌ比を有する。対照用鋼板Ｒ１、Ｒ２およびＲ３は、特にＭｎ含有量の点で本発明の要件を満たさない化学組成を有するが、ＣおよびＭｎの含有量ならびにＭｎ／Ａｌ比の点においても同様である。Ｒ２ａおよびＲ２ｂは、表１の同じグレードＲ２で実施した２つの試験である。少なくとも１つの圧延過程を用いて、フェライトの存在下で熱間圧延を実施した。空気中での冷却は、冷却速度５５℃／秒未満であった。

【００７３】
表３には、以下の特性を示している。

【００７４】
フェライト：巻取後の鋼板のミクロ組織内における９０％を超える再結晶率の再結晶したフェライトの存在の有無を示す。
オーステナイト：巻取後の鋼板のミクロ組織内におけるオーステナイトの存在の有無を示す。
Ｋ：ミクロ組織内における５％未満の面積率のκ析出物の存在を示す。この測定は走査電子顕微鏡を用いて行った。
Ｒｍ（ＭＰａ）：圧延方向に対して長手方向の引張試験における機械的強度。

Ａｔｏｔ（％）：圧延方向に対して長手方向の引張試験における破断伸びを示す。
推定密度：Ａｌ含有量に応じた図８に基づく。
割れ：熱間圧延後の鋼板に肉眼ではっきりと見える割れが現れたかを示す。
Ｘは測定が実施されなかったことを示す。

【００７５】
【表３】

	フェライト	オーステナイト	K	Rm(MPa)	Atot(%)	測定密度	割れ
I1	有	有	有	647	41	<7.3	無
I2	有	有	有	683	34.1	<7.3	無
R1	有	有	有	X	X	<7.3	有
R2a	有	有	有	560	2.9	<7.3	無
R2b	有	有	有	664	13	<7.3	無
R3	有	有	有	810	14.1	<7.3	有

表3:熱間圧延鋼板の特性
I=本発明/R=対照用/下線の値は本発明と一致しない。

【００７６】
鋼板Ｉ１およびＩ２は本発明に記載された鋼板である。鋼板Ｉ１のミクロ組織を図１に示している。これらの鋼板はいずれも圧延後に割れを示さない。機械的強度は６００ＭＰａを超え、これらの鋼板の破断伸びは２０％を大幅に超え、これらの鋼板は溶接および被覆が可能である。フェライトおよびオーステナイトの存在が走査電子顕微鏡を用いて確認され、また、κ析出物の存在が、透過型電子顕微鏡を用いた観察によって得られた回折像の指数付けにより確認された（図６参照）。

【００７７】
鋼板Ｒ１は、Ｍｎ含有量が６％未満、Ｍｎ／Ａｌ比が１未満であり、再加熱温度は１２８０℃を超える。この鋼板には、熱間圧延後に割れがあった。この鋼板の圧延性は不十分である。文字「Ｘ」は、引張試験を実施していないことを意味する。

【００７８】
鋼板Ｒ２ａおよびＲ２ｂは鋼板Ｒ２から得たものであり、Ｍｎ／Ａｌ比は１未満、マンガン含有量は６％未満である。Ｒ２ａは６００℃を超える温度で巻き取られたが、これは、図４に示す通り、オーステナイトのκ析出物およびフェライトへの分解につながった。伸びは必要な２０％に達しなかった。

【００７９】
鋼板Ｒ２Ｂには、本発明に記載された圧延条件を施したが、２０％の伸びは達成されなかった。この理由は、化学組成が指定の条件、即ちマンガン／アルミニウム比が１未満でなければならないという条件を満たしていなかったためである。

【００８０】
鋼板Ｒ３は１．０未満のＭｎ／Ａｌ比を有している。本発明に記載された圧延条件および本発明で指定された範囲内の合金元素であるにも関わらず、割れが熱間圧延中に現れた。

【００８１】
［実施例２］冷間圧延・焼鈍した鋼板
半完成品は鋳鋼品から調製した。質量パーセントで表した半完成品の化学組成を下表４に示している。

【００８２】
表４に示した鋼の組成の残りの部分は、鉄および処理の結果生じる不可避不純物からなる。

【００８３】

【表４】

	C	Mn	Al	Si	Ti	V	Nb	Mn/Al	ピクノメトリにより測定された密度
I3	0.21	8.2	7.4	0.26	<0.030	<0.030	<0.030	1.11	7.04
I4	0.21	8.6	6.1	0	<0.030	<0.030	<0.030	1.41	7.17
I5	0.2	8.6	6.1	0.89	<0.030	<0.030	0.1	1.41	7.12
I6	0.19	8.7	7.2	0	<0.030	<0.030	<0.030	1.21	計測せず

表 4:鋼の組成(質量%)。I=本発明

【００８４】
Ｉ６の密度は、図８の曲線に基づいて７．１と推定した。
【００８５】
生成物をまず、以下に示す条件下で熱間圧延した。
【００８６】
【表５】

	T_{rech}(° C)	T_{FL}(° C)	V_{ref1}	T_{bob} (° C)
I3a	1180	905	50° C/s	500
I3b	1180	964	50° C/s	500
I4	1150	935	55° C/s	450
I5	1150	952	55° C/s	450
I6	1150	944	50° C/s	450

表 5:熱間圧延条件

【００８７】
次いで鋼板を冷間圧延し、焼鈍した。製作条件は、表５および表６に以下の略記を用いて提示している。
【００８８】
T_{rech}：再加熱温度である
T_{FL}：最終的な圧延温度である
V_{ref1}：最終的な圧延過程後の冷却温度である。
T_{bob}：巻取温度である
率：冷間圧延中の圧延率である
V_c：保持温度Ｔｍまでの加熱速度である。
T_m：再結晶保持温度である。
t_m：鋼板を温度T_mで保持する時間の長さである。
V_{ref2}：５００℃未満の温度までの冷却速度である。
【００８９】
【表６】

	Rate(%)	V_c(° C/s)	T_m(° C)	t_m(sec)	V_{ref2}
I3a	74	15	830	136	50
I3b	74	15	850	136	50
I4	75	15	905	136	55
I5	75	15	910	136	55
I6	75	15	909	136	55

表 6:冷間圧延および焼鈍した鋼板の製作条件。I=本発明

【００９０】
鋼板Ｉ３ａ、Ｉ３ｂ、Ｉ４、Ｉ５およびＩ６は、化学組成および製法が本発明に記載された鋼板である。
【００９１】
表７には、以下の特性を示している。
【００９２】
フェライト：焼鈍した鋼板のミクロ組織内における９０％を超える再結晶率の再結晶したフェライトの存在の有無を示す。
オーステナイト：巻取後の鋼板のミクロ組織内におけるオーステナイトの存在の有無を示す。
Ｋ：ミクロ組織内における５％未満の面積率のκ析出物の存在を示す。この測定は走査電子顕微鏡を用いて行った。「無」はκ析出物が存在しないことを示す。
Ｒｍ（ＭＰａ）：圧延方向に対して長手方向の引張試験における機械的強度。
Ａｔｏｔ（％）：圧延方向に対して長手方向の引張試験における破断伸びを示す。
測定密度：ピクノメトリにより測定し、図７に示した密度を示す。
割れ：圧延後の鋼板に肉眼ではっきりと見える割れが現れたかを示す。
【００９３】
【表７】

	フェライト	オーステナイト	K	Rm (MPa)	Atot(%)	測定密度	割れ
I3a	有	有	無	831	23	7.04	無
I3b	有	有	無	800	26	7.04	無
I4	有	有	無	685	34	7.17	無
I5	有	有	無	742	30	7.12	無
I6	有	有	無	704	22	7.1*	無

表 7:冷間圧延および焼鈍した鋼板の特性。I=本発明
*I6 の推定密度

【００９４】
表７の冷間圧延鋼板は、本発明に記載された鋼板である。鋼板Ｉ３ａのミクロ組織を図５に示している。これらの鋼板のいずれも圧延後に割れを示さなかった。これらの鋼板の機械的強度は６００ＭＰａを超え、これらの鋼板の破断伸びは２０％を超え、これらの鋼板は溶接が可能であり、鋼板Ｉ３ａを溶融亜鉛めっきと呼ばれる溶融めっき法を用いて４６０℃のＺｎ浴中、Ｚｎで被覆した。鋼板は、むき出しのものも被覆されたものも良好な溶接性を有する。また、本発明に記載された鋼は、特に連続亜鉛めっきに対して良好な適合性を有する。
【００９５】
本発明に記載された鋼は、自動車産業における構造部品または外板部品に魅力的な特性の良好な組み合わせを有する（低密度、変形に対する良好な適合性、良好な機械的特性、良好な溶接性、被覆による良好な耐食性）。

【図１】

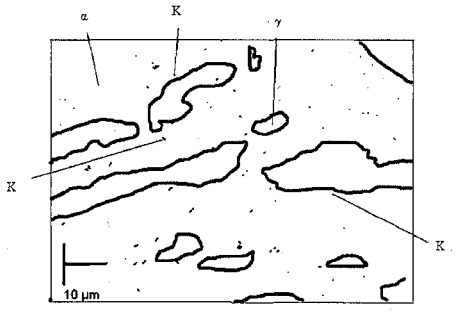


Figure1

【図２】

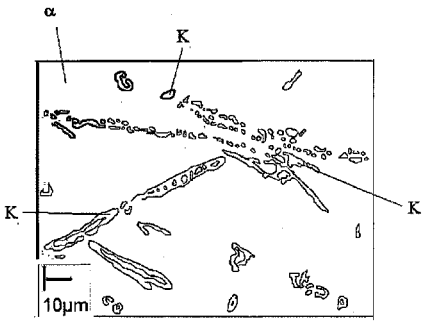


Figure 2

【図３】

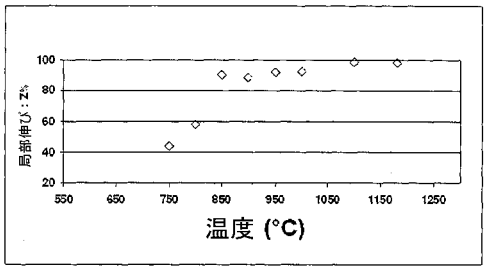


Figure 3

【図４】

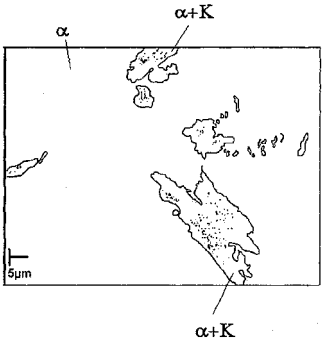


Figure 4

【図５】

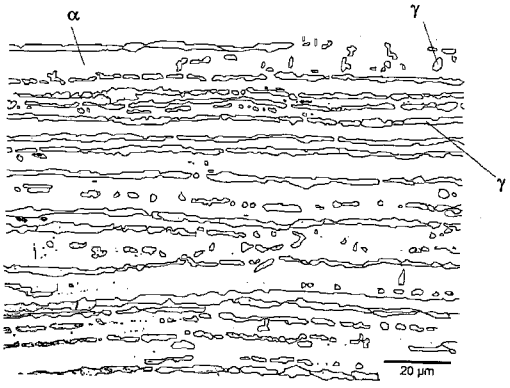


Figure 5

【図６】

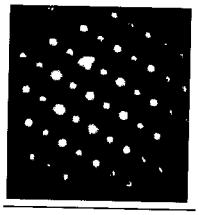


Figure 6

【図７】

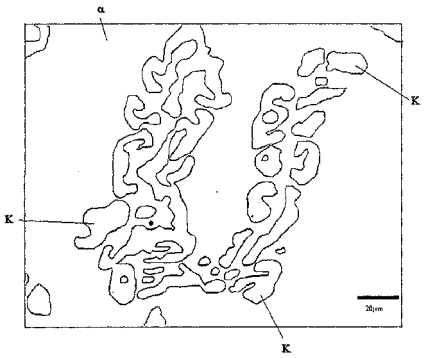


Figure 7

【図８】

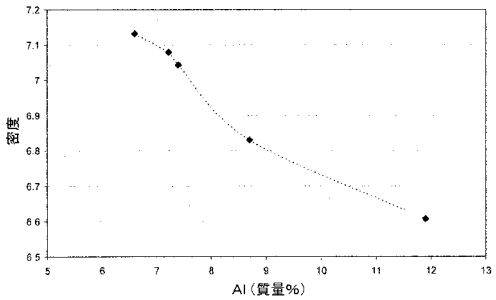


Figure 8

【手続補正書】
【提出日】平成28年12月21日(2016.12.21)
【手続補正１】
【補正対象書類名】特許請求の範囲
【補正対象項目名】全文
【補正方法】変更
【補正の内容】
【特許請求の範囲】
【請求項１】
７．３以下の密度を有する圧延鋼板を製作するための方法であって、
鋼を入手し、当該鋼が質量パーセントで表した以下の元素、
０．１０≦Ｃ≦０．３０％
６．０≦Ｍｎ≦１５．０％
６．０≦Ａｌ≦１５．０％
および場合により、
Ｓｉ≦２．０％
Ｔｉ≦０．２％
Ｖ≦０．６％
Ｎｂ≦０．３％
のなかから選択される１つまたは複数の元素を含む組成を有し、
組成の残りの部分は、鉄および不可避不純物から構成され、ここで
【数１】

$$\frac{Mn}{Al}>1.0$$

である、
前記鋼を鋳造して半完成品を形成し、
前記半完成品を場合により１０００℃から１２８０℃の間の温度T_{rech}まで再加熱し、
前記再加熱した半完成品をフェライトの存在下で少なくとも１つの圧延過程を伴って圧延して鋼板を得て、
最終的な圧延温度T_{FL}は８５０℃以上であり、
前記鋼板を、５５℃／秒以下の冷却速度V_{ref1}で６００℃以下の巻取温度T_{bob}まで冷却し、
前記冷却された鋼板を次いで巻き取る
方法。

フロントページの続き

(72)発明者　グザビエ・ガラ
フランス国、５４３１０・オメクール、リュ・デュ・ボワ・ドゥ・ラ・サール・３１

Ｆターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA06 EA14 EA16 EA19 EA27 EA28 EA31 EA32
EA35 EA36 EB05 EB09 EB12 EC02 FA02 FA03 FC04 FC05
FD01 FD02 FD03 FD04 FE01 FG01 FJ01 FJ05 FJ06 FK03
FK06 GA05 JA06

【外国語明細書】
2017106108000001.pdf