

(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2018-12884

(P2018-12884A)

(43) 公開日 平成30年1月25日(2018.1.25)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C23C 2/02 (2006.01)	C23C 2/02	4K027
C21D 1/18 (2006.01)	C21D 1/18 C	4K037
C21D 9/00 (2006.01)	C21D 9/00 A	4K042
C22C 38/00 (2006.01)	C22C 38/00 301T	
C22C 38/38 (2006.01)	C22C 38/38	

審査請求 有 請求項の数 18 O L (全 29 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2017-121954 (P2017-121954)
 (22) 出願日 平成29年6月22日 (2017. 6. 22)
 (62) 分割の表示 特願2015-540223 (P2015-540223) の分割
 原出願日 平成25年9月6日 (2013. 9. 6)
 (31) 優先権主張番号 PCT/FR2012/000350
 (32) 優先日 平成24年9月6日 (2012. 9. 6)
 (33) 優先権主張国 フランス (FR)

(71) 出願人 510215651
 アルセロールミタル・インベストイガシオン・イ・デサロジヨ・エセ・エレ
 スペイン国、ビスカヤ、エセー48910・セスタオ、カジエ/チャバリ、6
 (74) 代理人 110001173
 特許業務法人川口国際特許事務所
 (72) 発明者 ファン・ダビッド・プエルタ・ベラスケス
 フランス国、57000・メッス、リュ・デ・ユイリエ・21
 (72) 発明者 ジョナ・シュタウテ
 フランス国、57950・モンティニー・レーメス、リュ・ドゥ・ラ・ビクトワール・19

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 プレス硬化した被覆鋼製部品を製造するための方法および該部品の製造を可能にするプレコート鋼板

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 めっき性に優れた高強度鋼板の製造方法の提供

【解決手段】 プレス硬化部品の作製用に焼鈍及びプレコーティングされた冷間圧延鋼板であって、重量により表して0.07~0.5%の間の炭素含有量C₀を有する熱処理用鋼基材3、および鋼基材3の少なくとも2つの主要面上の金属プレコーティング1で構成されている鋼板であって、基材3が2つの主要面の各表面に脱炭領域2を含み、ここで脱炭領域2の深さp_{50%}は6から30μmの間であり、ここでp_{50%}は炭素含有量が含有量C₀の50%に等しい深さであり、また鋼板が前記基材と金属プレコーティングの間に酸化鉄の層を含有しないプレコート鋼板。コーティングがアルミニウム又はアルミニウム合金或いはノ及び亜鉛又は亜鉛合金であり、好ましくは、金属プレコーティング1が亜鉛又は亜鉛合金の層で覆われたアルミニウム又はアルミニウム合金の層で構成されているプレコート鋼板。

【選択図】 図1

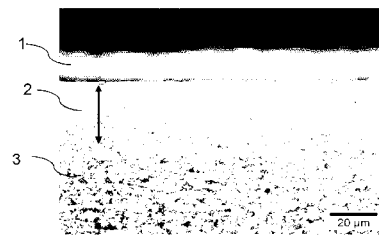


Fig. 1

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

プレス硬化部品の作製用に焼鈍およびプレコーティングされた冷間圧延鋼板であって、重量により表して 0.07% から 0.5% の間の炭素含有量 C_0 を有する熱処理用鋼基材、および鋼基材の 2 つの主要面のうちの少なくとも一方上の金属プレコーティングで構成されている鋼板であり、基材が 2 つの主要面の各表面に脱炭領域を含み、ここで脱炭領域の深さ $p_{50}\%$ は 6 から 30 マイクロメートルの間であり、好ましくは 9 から 30 マイクロメートルの間であり、非常に好ましくは 12 から 30 マイクロメートルの間であり、ここで $p_{50}\%$ は炭素含有量が含有量 C_0 の 50% に等しい深さであり、また鋼板が基材と金属プレコーティングの間に酸化鉄の層を含有しないことを特徴とする、鋼板。

10

【請求項 2】

コーティングがアルミニウムまたはアルミニウム合金であることを特徴とする、請求項 1 に記載のプレコート鋼板。

【請求項 3】

コーティングが亜鉛または亜鉛合金であることを特徴とする、請求項 1 に記載のプレコート鋼板。

【請求項 4】

金属プレコーティングが、亜鉛または亜鉛合金の層で覆われたアルミニウムまたはアルミニウム基合金の層で構成されていることを特徴とする、請求項 1 に記載のプレコート鋼板。

20

【請求項 5】

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

0.07% C 0.5%
 0.5% Mn 3%
 0.02% Si 0.5%
 0.01% Cr 1%
 Ti 0.2%
 Al 0.25%
 S 0.05%
 P 0.1%

30

0.0005% B 0.010%、

場合によって 0.0005% Ca 0.005%

を含有し、組成の残部が鉄および処理から生じる不可避免的不純物からなることを特徴とする、請求項 1 から 4 のいずれかに記載のプレコート鋼板。

【請求項 6】

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

0.09% C 0.38%
 0.8% Mn 1.5%
 0.1% Si 0.35%
 0.01% Cr 0.3%
 0.02% Ti 0.1%
 0.001% Al 0.25%
 S 0.05%
 P 0.1%

40

0.002% B 0.005%、

場合によって 0.0005% Ca 0.005%

を含有し、組成の残部が鉄および処理から生じる不可避免的不純物からなることを特徴とする、請求項 1 から 4 のいずれかに記載のプレコート鋼板。

【請求項 7】

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

50

0.15% C 0.25%

を含有することを特徴とする、請求項1から6のいずれかに記載のプレコート鋼板。

【請求項8】

鋼基材が、有利には、酸素含有量 O_0 および、プレコーティングと基材の間の界面の下で、界面から測定して0から5マイクロメートルの間の深さにおいて、平均酸素含有量 O_m を有し、ここで O_m/O_0 が1.5より大きいことを特徴とする、請求項1から7のいずれかに記載のプレコート鋼板。

【請求項9】

基材が、プレコーティングと基材の間の界面の下0から5マイクロメートルの間に位置する領域において、チタン、ケイ素、マンガン、アルミニウム、クロムからなる群から選択される少なくとも1種の元素を含む酸化物を含有し、ここでこの領域における1マイクロメートル超の直径を有する酸化物の密度が $50/mm^2$ より大きいことを特徴とする、請求項1から8のいずれかに記載のプレコート鋼板。

【請求項10】

下に列挙するステップ、

- 0.07から0.5%の間の炭素含有量 C_0 を有する、熱処理用の冷間圧延鋼板を調達するステップ、次いで

- 圧延鋼を焼鈍して、焼鈍の完了時に、6から30マイクロメートルの間の深さ $p_{50\%}$ にわたる鋼板の表面の脱炭を得て、ここで $p_{50\%}$ は炭素含有量が含有量 C_0 の50%に等しい深さであり、その表面に酸化鉄層を有しない鋼板を得るステップ、次いで

- 鋼板を基材としての役割を果たす焼鈍された鋼上で金属または金属合金を用いてプレコーティングするステップ、次いで

- この鋼板を切断してブランクを得るステップ、次いで

- このブランクを場合によってコールドスタンピングするステップ、次いで

- このブランクを炉中において温度 T_R に加熱して、鋼に少なくとも部分的にオーステナイト組織を与えるステップ、次いで

- この加熱したブランクを炉から取り出し、プレス機または成形装置内に移すステップ、次いで

- このブランクを熱間成形またはホットサイジングして、部品を得るステップ、次いでこの部品をプレス機または成形装置内で冷却して、硬化により部品にマルテンサイトまたはベイナイト-マルテンサイトマイクロ組織を与えるステップ、を含む、被覆され硬化した鋼製部品の作製のための方法。

【請求項11】

浴を通過させることによる溶融めっき法を用いて、プレコーティングを連続的に行うことを特徴とする、請求項10に記載の作製方法。

【請求項12】

コーティングがアルミニウムまたはアルミニウム合金であることを特徴とする、請求項10または11に記載の作製方法。

【請求項13】

コーティングが亜鉛または亜鉛合金であることを特徴とする、請求項10または11に記載の作製方法。

【請求項14】

金属プレコーティングが、亜鉛または亜鉛合金の層で覆われたアルミニウムまたはアルミニウム基合金の層で構成されていることを特徴とする、請求項10または11に記載の作製方法。

【請求項15】

深さ $p_{50\%}$ が、9から30マイクロメートルの間、好ましくは12から30マイクロメートルの間であることを特徴とする、請求項10から14のいずれかに記載の作製方法。

【請求項16】

10

20

30

40

50

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

0.07% C 0.5%
 0.5% Mn 3%
 0.02% Si 0.5%
 0.01% Cr 1%
 Ti 0.2%
 Al 0.25%
 S 0.05%
 P 0.1%
 0.0005% B 0.010%、

10

場合によって0.0005% Ca 0.005%

を含有し、組成の残部が鉄および処理から生じる不可避免的不純物からなることを特徴とする、請求項10から15のいずれかに記載の作製方法。

【請求項17】

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

0.09% C 0.38%
 0.8% Mn 1.5%
 0.1% Si 0.35%
 0.01% Cr 0.3%
 0.02% Ti 0.1%
 0.001% Al 0.25%
 S 0.05%
 P 0.1%
 0.002% B 0.005%、

20

場合によって0.0005% Ca 0.005%

を含有し、組成の残部が鉄および処理から生じる不可避免的不純物からなることを特徴とする、請求項10から16のいずれかに記載の作製方法。

【請求項18】

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

0.15% C 0.25%

30

を含有することを特徴とする、請求項10から17のいずれかに記載の方法。

【請求項19】

この温度 T_R が、鋼の A_{c3} 温度以上であることを特徴とする、請求項10から18のいずれかに記載の作製方法。

【請求項20】

冷間圧延鋼板が好ましくは酸素含有量 O_0 を有し、またこの鋼板が焼鈍されて、焼鈍の完了時に、基材中に、プレコーティングと基材の間の界面の下で、界面から測定して0から5マイクロメートルの間の深さにおいて、平均酸素含有量 O_m を得て、ここで O_m/O_0 が1.5より大きいことを特徴とする、請求項10から19のいずれかに記載の作製方法。

40

【請求項21】

冷間圧延鋼板が焼鈍されて、焼鈍の完了時に、基材中に、プレコーティングと基材の間の界面の下で、界面から0から5マイクロメートルの間に位置する深さにおいて、チタン、ケイ素、マンガン、アルミニウム、クロムからなる群から選択される少なくとも1種の元素を含む酸化物を得て、ここでこの領域における1マイクロメートルより大きい直径を有する酸化物の密度が $50/mm^2$ より大きいことを特徴とする、請求項10から20のいずれかに記載の作製方法。

【請求項22】

これらの焼鈍条件が、以下のステップ：

- この冷間圧延鋼板を調達した後、ラジアントチューブ炉もしくは抵抗炉もしくは誘導炉

50

またはこれらの手段の少なくとも任意の2つを併せ持つ炉中を鋼板が移動する際に、雰囲気A1が2から15体積%の水素、好ましくは3-5体積%の水素を含有し、残部が窒素および不可避免的不純物であり、雰囲気A1が-60から-15の間の露点を有する、この炉の帯域において、鋼板が600からAc1+40の間の温度T1aに予熱され、ここでAc1は、鋼の加熱中のオーステナイト変態の開始温度を指示するステップ、次いで

- この鋼板を温度T1aから、720から860の間の温度T2aに加熱し、液体の水、水蒸気または酸素から選択される少なくとも1種の要素を温度T1aにおいて開始してこの炉に注入して、この温度T1aから温度T2aの間の炉の区域において、-15から鉄/酸化鉄平衡の露点である温度Teの間の露点PRを有する雰囲気A2aを得て、ここで鋼板が温度T1aである瞬間と鋼板が温度T2aに達した瞬間の間の時間間隔が30秒以上であるステップ、次いで

- この鋼板を、鉄にとって還元性である雰囲気A3下で、T2aからT2a+40の間の温度Tmにおいて保持するステップ、次いで

- この鋼板を、鉄の表面再酸化が起らないように、雰囲気A4において温度T3に冷却するステップ、次いで

- 鋼板を次いで温度Tbmである金属浴中の浸漬コーティングによりプレコーティングし、ここで温度T3はTbm-10からTbm+50の間であることが理解されるステップ、

を連続して含むことを特徴とする、請求項10から21のいずれかに記載の作製方法。

【請求項23】

露点PRが-15から+17の間であることを特徴とする、請求項22に記載の方法。

【請求項24】

露点PRが-15から-10の間であることを特徴とする、請求項22に記載の方法。

【請求項25】

これらの焼鈍条件が、以下のステップ、

- この冷間圧延鋼板を調達した後、ラジアントチューブ炉もしくは抵抗炉もしくは誘導炉またはこれらの手段の少なくとも任意の2つを併せ持つ炉中を鋼板が移動する際に、雰囲気A1が2から15体積%の水素、好ましくは3-5体積%の水素を含有し、残部が窒素および不可避免的不純物であり、雰囲気A1が-60から-15の間の露点を有する、この炉の帯域において、鋼板が600からAc1+40の間の温度T1aに予熱され、ここでAc1は、鋼の加熱中のオーステナイト変態の開始温度を指示するステップ、次いで

- この鋼板を温度T1aから、720から860の間の温度T2aに加熱し、液体の水、水蒸気または酸素から選択される少なくとも1種の要素を温度T1aにおいて開始してこの炉に注入して、この温度T1aから温度T2aの間の炉の区域において、鉄にとって酸化性である雰囲気A2bを得て、ここで鋼板が温度T1aである瞬間と鋼板が温度T2aに達した瞬間の間の時間間隔が30秒以上であるステップ、次いで

- 鋼板を次いで、鉄にとって還元性である雰囲気A3下で、T2aからT2a+40の間の温度Tmにおいて保持し、ここでこの雰囲気A2bにおいて形成された鉄の層の完全な還元が温度Tmにおける保持の終了までに起こるステップ、次いで

- この鋼板を、鉄の表面再酸化が起らないように、雰囲気A4において温度T3に冷却するステップ、次いで

- 鋼板を次いで温度Tbmである金属浴中の浸漬コーティングによりプレコーティングし、ここで温度T3はTbm-10からTbm+50の間であることが理解されるステップ、

を連続して含むことを特徴とする、請求項10から21のいずれかに記載の作製方法。

【請求項26】

10

20

30

40

50

温度 T_{1a} が、鋼基材の加熱中のオーステナイト変態温度である A_{c1} より高いことを特徴とする、請求項 22 から 25 のいずれかに記載の作製方法。

【請求項 27】

これらの焼鈍条件が、以下のステップ：

- 冷間圧延鋼板を調達した後、鋼板が炉中を移動する際に鋼板が予熱され、予熱は直火により加熱された炉の帯域において行われ、ここで、空気/ガス比が 1 から 1.2 の間である空気と天然ガスの混合物の燃焼から生じる雰囲気において、鋼板は 550 から 750 の間の温度 T_{1b} に予熱されるステップ、次いで

- 雰囲気が 3 から 40 体積%の水素を含有し、残部は窒素および不可避的不純物であり、ここで露点は -30 未満である、ラジアントチューブもしくは抵抗もしくは誘導またはこれらの手段の少なくとも 2 つの任意の組合せにより加熱された炉の第 2 の帯域において、鋼板を温度 T_{1b} から、760 から 830 の間の温度 T_{2b} に加熱し、ここで鋼板が温度 T_{1b} である瞬間と鋼板が温度 T_{2b} に達した瞬間の間の時間間隔が少なくとも 30 秒であるステップ、次いで

鉄にとって還元性である雰囲気 A_3 下で、この鋼板を T_{2b} から $T_{2b} + 40$ の間の温度 T_m において保持するステップ、次いで

- この鋼板を、鉄の表面再酸化が起こらないように、雰囲気 A_4 において温度 T_3 に冷却するステップ、次いで

- 鋼板を次いで温度 T_{bm} である金属浴中の浸漬コーティングによりプレコーティングし、ここで温度 T_3 は $T_{bm} - 10$ から $T_{bm} + 50$ の間であることが理解されるステップ、

を連続して含むことを特徴とする、請求項 10 から 21 のいずれかに記載の作製方法。

【請求項 28】

温度 T_{2b} が A_{c1} より高いことを特徴とする、請求項 27 に記載の作製方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、冷間圧延され、焼鈍され、プレコーティングされ、加熱され、スタンピングした後、プレス工具内で保持することにより冷却中に硬化された鋼板からの部品の作製のための方法に関し、これらの部品は特に、侵入抑制 (anti-intrusion) 機能またはエネルギー吸収機能を果たすための自動車車両における構造要素として使用されることが意図される。この種の部品はまた、例えば、農業機械の工具または部品の作製のためにも使用することができる。

【背景技術】

【0002】

この種の用途においては、目標は高度の機械強度、高い衝撃強さ、良好な耐食性および良好な寸法精度を併せ持つ鋼製部品を製造することである。この組合せは、車両の重量を大幅に削減しようとする試みがなされている自動車産業において特に望ましい。侵入抑制部品および構造部品、ならびに自動車車両の安全性に寄与するその他の部品、例えばバンパー、ドア補強材またはセンターピラー補強材などは、例えば上述した特性を必要とする。この軽量化は特に、マルテンサイトまたはベイナイト - マルテンサイトマイクロ組織を有する鋼製部品の使用によって達成することができる。

【0003】

この種の部品の作製は、先行技術文献 FR 2780984 および FR 2807447 に記載されており、これらによれば、金属または金属合金でプレコーティングされた熱処理用鋼板において切断されたブランクが炉中で加熱された後、熱間成形される。プレコーティングは、アルミニウムまたはアルミニウム基合金、亜鉛または亜鉛合金であってよい。炉中における加熱中、プレコーティングは鋼の表面を脱炭およびカラミンの形成に対して保護する。炉中における加熱中、このプレコーティングは鋼基材と合金化して、熱間成形に適し、工具のいかなる劣化も引き起こさない化合物を形成する。成形を行った後、工具

内で部品を保持することにより、急冷が可能となり、これが非常に高い機械特性を有する硬化したミクロ組織の形成につながる。この種の方法はプレス硬化 (press hardening) として知られている。

【0004】

原則として、このようにして得られた部品の機械特性は、引張強さ試験および硬度試験によって評価される。上記の参考文献はまた、加熱および急冷前に500MPaの初期強度Rmを有する鋼ブランクから開始して、1500MPaの機械強度(または最大引張強さ)Rmを得ることを可能にする作製方法を記載している。

【0005】

しかしながら、特定の硬化した被覆部品の使用条件は、高レベルの強度Rmだけではなく良好な曲げ性も必要とする。このパラメータは、実際に、特に部品の形状による局所応力集中に対応するまたは部品の表面上のミクロ欠陥の有りうる存在に対応する領域において、部品が破損のリスクなしに変形または衝撃を吸収するのに十分な延性を有することを保証するのに、測定された牽引時破損点伸びよりも適切であるようである。

10

【0006】

文献W02009080292は、硬化部品の曲げ角度を大きくすることを可能にする方法を開示している。この方法によれば、鋼板が焼鈍炉中において650から800の間の温度に加熱され、0.3マイクロメートルより大幅に厚い酸化物の層を得る。鋼の特定の合金元素がこの酸化物層の下で酸化される。この酸化物層が次いで、0.3マイクロメートル超の厚さを有するように部分的に還元される。還元された酸化物層の最表面は純鉄からなる。鋼板が次いで溶融めっき法を用いてコーティングされる。このステップの後に、鋼板は以下の異なる層を連続して有する：表面近傍に酸化された元素を含む(内部酸化)鋼基材、この基材は部分的に還元された酸化物層で覆われており、該層自体は溶融めっき法を用いて塗布されたコーティングで覆われている。以後のブランクのオーステナイト化ステップ中ならびに/または成形および冷却中に、薄い延性の層がコーティングの下に形成されることで、コーティング中に形成された亀裂が成形過程中にこの下にある層に伝播しにくくなる。

20

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

30

【特許文献1】仏国特許第2780984号明細書

【特許文献2】仏国特許第2807447号明細書

【特許文献3】国際公開第2009/080292号

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

しかしながら、鋼板を金属コーティング浴中に浸漬させるときに存在する酸化物の層は、この層への溶融めっきコーティングの付着に関して望ましくない影響を有しうる。

【0009】

したがって、この欠点を有さず、プレス硬化後に、高レベルの引張強さおよび曲げ性を同時に得ることを可能にする作製方法を有することが望ましい。

40

【0010】

工業的作製条件は、例えば、所与の作製シーケンス中にわずかに変動しうるか、作製ランごとに変動しうる、コーティング前の鋼板の焼鈍中の温度サイクル、ならびに連続式焼鈍炉の雰囲気組成および/または露点などの特定の変動性を不可避免的に含むこともまた公知である。これらの変動を最小化するために最大の予防措置が講じられたとしても、プレス硬化後に得られる機械特性、特に曲げ性が、作製条件のこの起こりうる変動に可能な限り影響を受けないような作製方法を有することが望ましい。さらなる目的は、ホットスタンピング後の部品の良好な等方性をもたらす、すなわち、曲げ性が、鋼板が圧延される方向に対する応力の方向にそれ程依存しない、作製方法である。

50

【0011】

ホットスタンピング中のオーステナイト化ステップ中の炉中におけるブランクの保持時間が、部品の機械特性に影響を与えうることもまた公知である。したがって、部品の機械特性の高レベルの再現性を達成するためには、炉中における保持時間の影響を受けにくい作製方法を有することが望ましい。

【0012】

亜鉛または亜鉛合金でプレコーティングされた鋼板から作製された部品の場合には、目的は、液体亜鉛の侵入により引き起こされる粒界の脆化のリスクなしに、これらの部品を溶接することを可能にする方法を有することである。

【0013】

本発明の目的は、経済的な作製方法によって上記課題を解決することである。

【課題を解決するための手段】

【0014】

驚くべきことに、本発明者らは、部品のプレス硬化前に、特定の厚さの脱炭領域が金属プレコーティングの下に存在しているとき、部品の高い曲げ性が達成されることを示した。驚くべきことに、硬化前のこの特定の脱炭が、コーティング前の連続式焼鈍条件にそれ程依存せず、また圧延方向に対して良好な等方性を反映する曲げ結果をもたらし、この領域における酸素富化にあたる、この脱炭領域における酸化物の存在にもかかわらず、高い曲げ値が達成される。

【0015】

このために、本発明の目的は、プレス硬化部品の作製用に焼鈍およびプレコーティングされた冷間圧延鋼板であって、重量により表して0.07%から0.5%の間の炭素含有量 C_0 を有する熱処理用鋼基材、および鋼基材の2つの主要面のうちの少なくとも一方上の金属プレコーティングで構成されている鋼板であって、前記基材が2つの主要面の各表面に脱炭領域を含み、ここで脱炭領域の深さ $p_{50\%}$ は6から30マイクロメートルの間であり、ここで $p_{50\%}$ は炭素含有量が含有量 C_0 の50%に等しい深さであり、また鋼板が前記基材と金属プレコーティングの間に酸化鉄の層を含有しないことを特徴とする、鋼板である。脱炭領域の深さ $p_{50\%}$ は、有利には9から30マイクロメートルの間であり、非常に有利には12から30マイクロメートルの間である。

【0016】

優先的な実施形態では、鋼板の金属プレコーティングはアルミニウムまたはアルミニウム合金である。

【0017】

別の優先的な実施形態では、金属プレコーティングは亜鉛または亜鉛合金である。

【0018】

金属プレコーティングは、好ましくは、亜鉛または亜鉛合金の層で覆われたアルミニウムまたはアルミニウム基合金の層からなってもよい。

【0019】

鋼基材の組成は、有利には、含有量を重量により表して、0.07% C 0.5%、0.5% Mn 3%、0.02% Si 0.5%、0.01% Cr 1%、Ti 0.2%、Al 0.25%、S 0.05%、P 0.1%、0.0005% B 0.010%、場合によって0.0005% Ca 0.005%を含み、ここで組成の残部は鉄および処理から生じる不可避免的不純物からなる。

【0020】

非常に有利には、鋼基材の組成は、含有量を重量により表して、0.09% C 0.38%、0.8% Mn 1.5%、0.1% Si 0.35%、0.01% Cr 0.3%、0.02% Ti 0.1%、0.001% Al 0.25%、S 0.05%、P 0.1%、0.002% B 0.005%、場合によって0.0005% Ca 0.005%を含み、ここで組成の残部は鉄および処理から生じる不可避免的不純物からなる。

10

20

30

40

50

【0021】

好ましい一実施形態では、鋼基材の組成は、含有量を重量により表して、 0.15% C 0.25% を含む。

【0022】

鋼基材は、有利には、酸素含有量 O_0 および、プレコーティングと基材の間の界面の下で、界面から測定して0から5マイクロメートルの間の深さにおいて、平均酸素含有量 O_m を有し、ここで O_m / O_0 が1.5より大きい。

【0023】

有利には、プレコーティングされた鋼の基材が、プレコーティングと基材の間の界面の下0から5マイクロメートルの間に位置する領域において、チタン、ケイ素、マンガ、
アルミニウムおよびクロムからなる群から選択される少なくとも1種の元素を含む酸化物
を含有し、ここでこの領域における1マイクロメートル超の直径を有する酸化物の密度が
 $50 / \text{mm}^2$ より大きい。

10

【0024】

本発明のさらなる目的は、連続するステップを含む、被覆され硬化した鋼製部品の作製
のための方法であり、それによると、 0.07 から 0.5% の間の炭素含有量 C_0 を有す
る、熱処理用の冷間圧延鋼板を調達する。前記圧延鋼を焼鈍して、焼鈍の完了時に、6か
ら30マイクロメートルの間の深さ $p_{50\%}$ にわたる鋼板の表面の脱炭を得て、ここで $p_{50\%}$
は炭素含有量が前記含有量 C_0 の50%に等しい深さであり、その表面に酸化鉄層
を有しない鋼板を得る、続いて鋼板を基材としての役割を果たす焼鈍された鋼上で金属ま
たは金属合金を用いてプレコーティングする。プレコーティングされた鋼を次いで切断し
てブランクを得て、ブランクを次いで場合によってコールドスタンピングして、次いでブ
ランクを炉中において温度 T_R に加熱して、鋼に少なくとも部分的にオーステナイト組織
を与える。加熱したブランクを炉から取り出し、プレス機または成形装置内に移し、ブラ
ンクを次いで熱間成形またはホットサイジングして、部品を得て、部品を次いでプレス機
または成形装置内で冷却して、硬化により部品にマルテンサイトまたはベイナイト-マル
テンサイトミクロ組織を与える。

20

【0025】

本発明のさらなる目的は、浴を通過させることによる溶融めっき法を用いて、プレコー
ティングを連続的に行うことを特徴とする作製方法である。

30

【0026】

好ましい一実施形態では、金属プレコーティングはアルミニウムまたはアルミニウム合
金である。

【0027】

プレコーティングは好ましくは亜鉛または亜鉛合金である。

【0028】

特定の一実施形態では、金属プレコーティングは、亜鉛または亜鉛合金の層で覆われた
アルミニウムまたはアルミニウム基合金の層で構成されている。

【0029】

深さ $p_{50\%}$ は、有利には9から30マイクロメートルの間であり、非常に有利には、
1.2から30マイクロメートルの間である。

40

【0030】

本発明のさらなる目的は、鋼基材の組成が、含有量を重量により表して、 0.07%
C 0.5% 、 0.5% Mn 3% 、 0.02% Si 0.5% 、 0.01% Cr
 1% 、Ti 0.2% 、Al 0.25% 、S 0.05% 、P 0.1% 、 0.00
 05% B 0.010% 、場合によって 0.0005% Ca 0.005% を含み、
ここで組成の残部は鉄および処理から生じる不可避免的不純物からなることを特徴とする方
法である。

【0031】

特定の一実施形態では、鋼基材の組成は、含有量を重量により表して、 0.09% C

50

0.38%、0.8% Mn 1.5%、0.1% Si 0.35%、0.01% Cr 0.3%、0.02% Ti 0.1%、0.001% Al 0.25%、S 0.05%、P 0.1%、0.002% B 0.005%、場合によって0.0005% Ca 0.005%を含み、ここで組成の残部は鉄および処理から生じる不可避的不純物からなる。

【0032】

方法の特定の一実施形態では、鋼基材の組成は、0.15% C 0.25%を含む。

【0033】

温度 T_R は、好ましくは、鋼の A_{c3} 温度以上である。

【0034】

冷間圧延鋼板は好ましくは酸素含有量 O_0 を有し；鋼板が焼鈍されて、焼鈍の完了時に、基材中に、プレコーティングと基材の間の界面の下で、界面から測定して0から5マイクロメートルの間の深さにおいて、平均酸素含有量 O_m を得て、ここで O_m / O_0 が15より大きい。

【0035】

好ましくは、冷間圧延鋼板が焼鈍されて、焼鈍の完了時に、基材中に、プレコーティングと基材の間の界面の下で、界面から0から5マイクロメートルの間に位置する深さにおいて、チタン、ケイ素、マンガン、アルミニウム、クロムからなる群から選択される少なくとも1種の元素を含む酸化物を得て、ここでこの領域における1マイクロメートルより大きい直径を有する酸化物の密度が $50 / \text{mm}^2$ より大きい。

【0036】

本発明のさらなる目的は、焼鈍条件が以下のステップを連続して含む、上記実施形態のいずれか1つに記載の作製方法である。冷間圧延鋼板を調達した後、ラジアントチューブ炉もしくは抵抗炉もしくは誘導炉またはこれらの手段の少なくとも任意の2つを併せ持つ炉中を鋼板が移動する際に、雰囲気 A_1 が2から15体積%の水素、好ましくは3-5体積%の水素を含有し、残部が窒素および不可避的不純物であり、雰囲気 A_1 が-60から-15の間の露点を有する、炉の帯域において、鋼板が600から $A_{c1} + 40$ の間の温度 T_{1a} に加熱され、ここで A_{c1} は、鋼が加熱されたときのオーステナイト変態の開始温度を指示する。鋼板を次いで温度 T_{1a} から、720から860の間の温度 T_{2a} に加熱し、ここで液体の水、水蒸気または酸素の中から選択される少なくとも1種の要素を温度 T_{1a} において開始して炉に注入して、温度 T_{1a} から温度 T_{2a} の間の炉の区域において、-15から鉄/酸化鉄平衡露点である温度 T_e の間の露点 P_R を有する雰囲気 A_{2a} を得て、ここで鋼板が温度 T_{1a} である瞬間と鋼板が温度 T_{2a} に達した瞬間の間の時間間隔が30秒以上である。鋼板を次いで、鉄にとって還元性である雰囲気 A_3 下で、 T_{2a} から $T_{2a} + 40$ の間の温度 T_m において保持し、次いで鋼板を、鉄の表面再酸化が起こらないように、雰囲気 A_4 において温度 T_3 に冷却する。鋼板を次いで温度 T_{bm} である金属浴中の溶融めっきコーティングによりプレコーティングし、温度 T_3 は $T_{bm} - 10$ から $T_{bm} + 50$ の間であることが理解される。

【0037】

好ましくは、雰囲気 A_{2a} の露点 P_R は、-15から+17の間であり、非常に好ましくは-15から-10の間である。

【0038】

本発明のさらなる目的は、焼鈍条件が以下のステップを連続して含む作製方法である。冷間圧延鋼板を調達した後、ラジアントチューブ炉もしくは抵抗炉もしくは誘導炉またはこれらの手段の少なくとも任意の2つを併せ持つ炉中を鋼板が移動する際に、雰囲気 A_1 が2から15体積%の水素、好ましくは3-5体積%の水素を含有し、残部が窒素および不可避的不純物であり、雰囲気 A_1 が-60から-15の間の露点を有する、炉の帯域において、鋼板が600から $A_{c1} + 40$ の間の温度 T_{1a} に加熱され、ここで A_{c1} は、鋼が加熱されたときのオーステナイト変態の開始温度を指示する。鋼板を次いで温度 T_{1a} から、720から860の間の温度 T_{2a} に加熱し、ここで液体の水、水蒸気

10

20

30

40

50

または酸素の中から選択される少なくとも1種の要素を温度T1aにおいて開始して炉に注入して、温度T1aから温度T2aの間の炉の区域において、鉄にとって酸化性である雰囲気A2bを得て、ここで鋼板が温度T1aである瞬間と鋼板が温度T2aに達した瞬間の間の時間間隔が30秒以上である。鋼板を次いで、鉄にとって還元性である雰囲気A3下で、T2aからT2a+40の間の温度Tmにおいて保持し、ここでこの雰囲気A2bにおいて形成された鉄の層の完全な還元が温度Tmにおける保持の終了までに起こる。鋼板を次いで、鉄の表面再酸化が起こらないように、雰囲気A4において温度T3まで冷却する、次いで鋼板を温度Tbmである金属浴中の溶融めっきコーティングによりプレコーティングし、温度T3はTbm-10からTbm+50の間であることが理解される。

10

【0039】

有利な一実施形態では、温度T1aは、Ac1、すなわち、鋼基材の加熱中のオーステナイト変態温度より高い。

【0040】

本発明のさらなる目的は、その焼鈍条件が以下のステップを連続して含む、作製方法である。冷間圧延鋼板を調達した後、鋼板が炉中を移動する際に鋼板が予熱され、予熱は直火により加熱された炉の帯域において行われ、ここで、空気/ガス比が1から1.2の間である空気と天然ガスの混合物の燃焼から生じる雰囲気において、鋼板は550から750の間の温度T1bに予熱される。雰囲気が3から40体積%の水素を含有し、残部は窒素および不可避的不純物であり、ここで露点は-30未満である、ラジアントチューブもしくは抵抗もしくは誘導またはこれらの手段の少なくとも2つの任意の組合せにより加熱された炉の第2の帯域において、鋼板を温度T1bから、760から830の間の温度T2bに加熱し、ここで鋼板が温度T1bである瞬間と鋼板が温度T2bに達した瞬間の間の時間間隔が少なくとも30秒である。鉄にとって還元性である雰囲気A3下で、鋼板はT2bからT2b+40の間の温度Tmにおいて保持され、次いで鋼板を、鉄の表面再酸化が起こらないように、雰囲気において温度T3に冷却する。鋼板を次いで温度Tbmである金属浴中の溶融めっきコーティングによりプレコーティングし、温度T3はTbm-10からTbm+50の間であることが理解される。

20

【0041】

好ましい一実施形態では、温度T2bはAc1より高い。

30

【0042】

本発明のさらなる特徴および利点が、例として提供され、添付の図面を参照する以下の説明において明確となる。

【図面の簡単な説明】

【0043】

【図1】本発明により特許請求され、プレス硬化部品の作製を意図したプレコーティングされた鋼板のミクロ組織を示している写真である。

【図2】プレス硬化部品のコーティングの下のミクロ硬度により測定される軟質領域dの深さの定義を概略的に示している図である。

【図3】プレコート鋼板またはブランクについて、プレス硬化前の鋼板またはブランクのプレコーティングの下の、グロー放電発光分析法により測定される、表面の脱炭の深さp₅₀%の定義を概略的に示している図である。

40

【図4】プレス硬化部品の限界曲げ角度 θ_c の変動を、軟質表面領域の深さの関数として例示しており、後者はコーティング下のミクロ硬度により測定されたグラフである。

【図5】プレス硬化部品の限界曲げ角度 θ_c の変動を、脱炭の深さp₅₀%の関数として例示しており、後者はホットスタンピングおよび硬化前のプレコーティングされたブランクで測定された、グラフである。

【図6】ホットスタンピング後の部品の限界曲げ角度に対する、プレコーティング前の焼鈍中の炉の特定の帯域における露点の影響を示しているグラフである。

【図7】脱炭の深さp₅₀%に対する、プレコーティング前の焼鈍中の炉の特定の帯域に

50

おける露点の影響を示しており、この後者のパラメータは、ホットスタンピングおよび硬化前のプレコーティングされたブランクにおいて測定された、グラフである。

【図8】 - 27 の露点について、プレス硬化後の、亜鉛コーティングの下の鋼のミクロ組織を示している写真である。

【図9】 - 7 の露点について、プレス硬化後の、亜鉛コーティングの下の鋼のミクロ組織を示している写真である。

【図10】ホットスタンピング前の、2つのプレコーティングされた鋼板の鋼基材の、プレコーティングとのそれらの界面近傍における炭素含有量の変動を例示しており、ここで鋼板の焼鈍は - 27 または - 7 の露点を有する雰囲気 A 2 a 中で行われたグラフである。

【図11】2つのホットスタンピングされた鋼製部品の、これらの部品のコーティングとの界面近傍における炭素含有量の変動を例示しており、ここでこれらの部品の作製に使用された鋼板の焼鈍は - 27 または - 7 の露点を有する雰囲気 A 2 a 中で行われた、グラフである。

【図12】焼鈍中に鋼基材の表面近傍に形成した内部酸化物を例示している写真である。

【図13】焼鈍中に鋼基材の表面近傍に形成した内部酸化物を例示している写真である。

【図14】これらの酸化物のエネルギー分散型 X 線分光分析法の2つのスペクトルを示しているグラフである。

【図15】これらの酸化物のエネルギー分散型 X 線分光分析法の2つのスペクトルを示しているグラフである。

【図16】本発明により特許請求される通り作製された鋼板中のプレコーティング下の相対的酸素含有量 (O/O_0) の変動を示しているグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0044】

本発明により特許請求される方法において使用される冷間圧延鋼板の厚さは、好ましくはおよそ 0.5 から 2.6 mm の間であり、他の用途の中でも、自動車産業用の構造または補強部品の作製において用いられている厚さ範囲である。

【0045】

鋼は熱処理用鋼である、すなわち、鋼は、焼入れによるオーステナイト化および急冷後に硬化することが可能な鋼である。

【0046】

鋼は有利には以下の元素を含有し、ここで組成は重量により表される。

【0047】

- 0.07 から 0.5 % 重量の間、好ましくは 0.09 から 0.38 重量 % の間、非常に好ましくは 0.15 から 0.25 重量 % の間の炭素含有量。この元素は、オーステナイト化処理に続く冷却の後に得られる焼入性および機械強度において主要な役割を果たす。0.07 重量 % の含有量未満では、硬化に対する適性が低減され、機械強度がプレス硬化後に不十分である。0.15 % C の含有量が、最も高温において熱間成形される領域において十分な焼入性を保証することを可能にする。0.5 重量 % の含有量を超えると、特に最厚の部品について、硬化中の欠陥の形成リスクが増加する。プレス硬化後の部品の曲げ中に延性を保証することも困難となる。0.09 から 0.38 % の間の炭素含有量が、部品のミクロ組織が完全にマルテンサイト状であるときに、およそ 1000 から 2050 MPa の間の強度 R_m を得ることを可能にする。

【0048】

- マンガンは、脱酸剤としてのその役割に加えて、特に重量によるその含有量が 0.5 % 超、好ましくは 0.8 % 超であるときに、焼入性に対する主要な効果もまた有する。それにもかかわらず、過度の偏析を避けるために、その添加を 3 重量 % に制限することが好ましく、その添加を 1.5 % に制限することが非常に好ましい。

【0049】

- 鋼のケイ素含有量は、0.02 から 0.5 重量 % の間でなければならず、好ましくは

10

20

30

40

50

0.1%から0.35%の間である。液体鋼の脱酸におけるその役割に加えて、この元素は鋼の硬化に寄与するが、それにもかかわらず、酸化物の過剰な形成を防止するため、また浸漬コーティング性に対する望ましくない影響を回避するために、その含有量を制限しなければならない。

【0050】

- 0.01%より大きいレベルを超えると、クロムは焼入性を増強させ、熱間成形操作後の高強度の達成に寄与する。1%（好ましくは0.3%）に等しい濃度を超えると、部品における機械的特性の均一性に対するクロムの効果が飽和状態となる。

【0051】

- アルミニウムは、脱酸および窒素の析出を促進する元素である。過剰量では、延性を低減させる傾向がある粗いアルミネートが処理中に形成されるため、アルミニウム含有量を0.25重量%に制限する。0.001%の最小含有量が、処理中に液体状態にある鋼を脱酸することを可能にする。

10

【0052】

- 過剰量では、硫黄およびリンは、脆性の増加につながる。これが、これらの元素のそれぞれの濃度を0.05および0.1重量%に制限することが好ましい理由である。

【0053】

- その濃度が0.0005から0.010重量%の間、好ましくは0.002から0.005重量%の間でなければならないホウ素は、焼入性において主要な役割を果たす元素である。0.0005%の濃度未満では、焼入性に対する十分な効果が達成されない。0.002%の濃度で十分な効果が得られる。最大ホウ素含有量は、靱性の低減を回避するために、0.010%未満、好ましくは0.005%未満でなければならない。

20

【0054】

- チタンは窒素に対して高い親和性を有する。チタンは、ホウ素が遊離形態にあって、焼入性に対するその十分な効果を及ぼすことができるように、この元素を保護する。しかしながら、0.2%を超えると、液体鋼中にその靱性に望ましくない影響を与える粗い窒化チタンを形成するリスクがある。チタンは、好ましくは0.02から0.1%の間である。

【0055】

- 場合によって、鋼は、0.0005から0.005%の間の量でカルシウムも含むことができる。カルシウムは、酸素および硫黄と化合することで、鋼板または鋼板から作製された部品の延性に望ましくない影響を与える大型の介在物の形成を防止することを可能にする。

30

【0056】

鋼の組成の残部は、鉄および処理から生じる不可避の不純物、特に、酸化物の形態で存在する酸素からなる。

【0057】

好ましい鋼は、0.20 - 0.25% C、1.1 - 1.35% Mn、0.15 - 0.35% Si、0.02 - 0.06% Al、0.02 - 0.05% Ti、0.02 - 0.25% Cr、0.002 - 0.004% Bを含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる、22MnB5である。

40

【0058】

本発明者らは、プレス硬化後の良好な曲げ性を達成することを可能にする条件を主として探求してきた。この特性は、部品を3点曲げに供することにより測定される。3点屈曲では部品はロール上で徐々に曲げられ、加えられた荷重を同時に測定する。部品に亀裂が現れるときの限界曲げ角度 θ_c を測定し、ここでこの現象は加えられる荷重における即座の減少を伴う。この種の試験条件は、DIN VDA 238 - 100に記載されている。1300 - 1600 MPa程度の破壊荷重 R_m については、規格を満足するためには、55°より大きい限界曲げ角度が要求される。好ましくは、最も過酷な使用条件を満足させるためには、さらには60°を超える限界曲げ角度が要求される。

50

【0059】

下で詳細に記載する作製方法によって、本発明者らは、1.2 mm厚の22 Mn B 5鋼のブランクから開始して、ガルバニーリングされ、880 に加熱およびこの温度で5分間保持した後にホットスタンピングされた、コーティングの下に位置する多少大きな軟質層の存在によってのみ異なる、部品を作製した。この軟質領域の深さを測定するための方法は、図2に概略的に例示されている。プレス硬化後に、部品は熱処理用鋼基材6および、界面5によって基材から分離されているコーティング4からなる。この図は異なる領域のそれぞれの寸法を再現しようとしていないことに注意されたい。硬度測定は非常に低い荷重（例えば、50グラム荷重下のピッカース硬度、HV0.05）で、界面5から開始して基材中で行い、マイクロ硬度プロファイルを示す曲線7を得る。これから、軟質領域の深さを特徴付ける値dが得られる。図4は、およそ30から40マイクロメートルの間で変化するdの値について測定された限界曲げ角度 θ_c を示す。軟質領域の深さが小さいところでは、ホットスタンピングされた部品は要件 $\theta_c > 55^\circ$ を満足しない。しかしながら、軟質領域がより深いところでは、比は広い分散に影響されていることが観察されている。所与のdの値、例えば、35マイクロメートルについては、ホットスタンピングされた部品が要求基準を満たすかどうかを確実に決定することはできない。これらの可変幅の軟質領域に相当するマイクロ組織がプレス硬化後に酷似していることも観察された。さらに、これらの軟質領域のマイクロ組織は完全にマルテンサイト状でありうる、すなわち、従来の光学顕微鏡法を用いてそれらを容易に区別することはできない。換言すれば、本発明者らは、プレス硬化された部品で測定された軟質領域の深さも、これらの部品の軟質領域の光学マイクロ組織観察結果も、曲げ角度の最小値を確実に保証することを可能にするパラメータではないことを示した。

10

20

【0060】

驚くべきことに、本発明者らは、所望の結果を得るには、プレス硬化された部品ではなく硬化前のプレコート鋼板またはブランクについて脱炭の深さを測定することが必要であることを示した。測定方法が図3に例示されているが、この図は異なる領域のそれぞれの寸法を縮尺通りに再現しようとはしていない。鋼板またはブランクは、鋼基材10および、界面9によって基材から分離されているプレコーティング8からなる。この界面から開始して、グロー放電発光分析法(GDOES)、それ自体が公知である技術を用いて、炭素含有量が、基材10の公称炭素含有量 C_0 の50%に等しい深さ $p_{50\%}$ を測定する。濃度プロファイルは、基材から界面に向かって規則的な炭素の減少(プロファイル11)を示すこともあり、さらには界面から遠くないところに位置する最小値(プロファイル12)を示すこともある。この後者の場合は、ホットスタンピング後の機械的特性に実際上影響しない最表面付近の局所的炭素富化を反映している。プロファイル12の場合には、考慮すべき深さ $p_{50\%}$ は、図3に例示しているように、この極めて表面的な富化を越えて位置している。下で詳細に記載される作製方法によって、本発明者らは、1.2 mm厚の22 Mn B 5鋼のガルバニーリングされたブランクから開始して、コーティングの下に位置する多少大きな脱炭層の存在によってのみ異なる部品を作製した。これらの鋼板を切断して、ブランクを得て、ブランクを炉中で880 に5分間加熱した後、ホットスタンピングして部品を得た。これらの部品を曲げ試験に供し、その結果が図5に示されているが、ここで曲げ中の屈曲は、圧延方向に平行な方向において(曲線13)または垂直方向(曲線14)において及ぼされる。図4に提示した結果とは対照的に、プレス硬化前の脱炭領域の深さが、プレス硬化後の部品の特性を満足に予測することを可能にすることに注意されたい。限界曲げ角度 $\theta_c > 55^\circ$ (圧延と平行な方向における曲げ)を得るには、脱炭領域の深さ $p_{50\%}$ は6マイクロメートル未満であってはならない。圧延方向に対する向きに関係なく、この条件が満たされるためには、脱炭の深さ $p_{50\%}$ は9マイクロメートル未満であってはならない。圧延方向に対する向きに関係なく、値 $\theta_c > 55^\circ$ を得るには、脱炭の深さ $p_{50\%}$ は12マイクロメートル未満であってはならない。それにもかかわらず、驚くべきことに、30マイクロメートルの深さ $p_{50\%}$ を超えると、曲げ性は向上されず、圧延に垂直な方向において屈曲が与えられたときに、わずかに悪化しさえ

30

40

50

することが観察された。さらに、圧延に平行な方向と垂直な方向の間の曲げ性における差が増加する傾向にある。したがって、機械的要件を満たすために、 $p_{50\%}$ の値は、6から30マイクロメートルの間、好ましくは9から30の間、非常に好ましくは12から30マイクロメートルの間でなければならない。

【0061】

本発明により特許請求される方法を下でより詳細に記載する。まず、熱処理用鋼を上述のように調達する。この鋼は、平坦な冷間圧延鋼板の形態にある。下で説明する焼鈍熱処理は、冷間圧延により加工硬化されたミクロ組織の再結晶を行うという特定の目的を有している。汚染のない表面を得るための場合による脱脂および電解洗浄の後に、以下の方法によって、6から30マイクロメートルの間の脱炭の深さ $p_{50\%}$ を得ることができる。

10

【0062】

- 第1の実施形態では、ラジアントチューブ炉、もしくは抵抗もしくは誘導により加熱された炉、またはこれらの異なる手段の任意の組合せ中を鋼板が移動する際に、鋼板が熱処理に供される。これらの手段は、加熱手段に依存せず、炉の異なる部分において優勢である雰囲気調整する特性をもたらす。炉は、異なる温度および/または雰囲気条件が支配する複数の帯域(予熱、加熱、保持、冷却)を含む。鋼板は、雰囲気(A1と称する)が2から15体積%の水素、好ましくは3-5体積%の水素を含有し、残部が窒素およびガス中の不可避的不純物であり、雰囲気が-60から-15の間の露点を有する帯域において温度 T_{1a} に予熱される。露点が当該の雰囲気の酸化ポテンシャルを特徴付けていることが知られている。移動中の鋼板が次いで炉の別の帯域に入り、ここでは、雰囲気の露点を上昇させるために、温度 T_{1a} で開始して、液体または蒸気形態における水、もしくは酸素、またはこれらの異なる要素の組合せが注入される。注入は、鉄の低温酸化をもたらすので、600未満の温度 T_{1a} において行ってはならない。注入は、鋼が加熱されるとき、鋼のオーステナイト変態の開始温度である A_{c1} より高い温度 T_{1a} において行うのが好ましい。これは、この温度を超えると、炭素がオーステナイト中に固溶している、すなわち、起き得る脱炭現象により適した形態にあるためである。注入は、好ましくは、 $A_{c1} + 40$ 以下の温度 T_{1a} において行われる。 A_{c1} を超えるこの温度範囲は、より大きい脱炭の深さ $p_{50\%}$ 、例えば、9または12マイクロメートル超を得るのに好ましい。 $A_{c1} + 40$ を超えると、オーステナイト粒径が増加するリスクがあり、また焼鈍に続く冷却中に鋼基材中でベイナイトおよび/またはマルテンサイト化合物の形成を引き起こすリスクがある。

20

30

【0063】

注入は、炉のこの区域の雰囲気 A_{2a} の露点 P_R が、-15から、鉄/酸化鉄熱力学的平衡の露点である温度 T_e の間となるように行われる。当該温度範囲では、形成される酸化鉄は FeO または Fe_3O_4 でありうる。一方のまたは他方の酸化物の形成に対応する最低の平衡温度 T_e が選択される。この温度 T_e は、例えば、出版物: JANAFT hermom mechanical Tables、第3版、第I部、Journal of Physical and Chemical Reference Data、14巻、1985、補遺第1号、the American Chemical Society and the American Institute of Physics for the National Bureau of Standards出版を参照することにより測定することができる。これらの注入条件下では、鋼中に存在する特定の添加元素(Mn、Si、Al、Cr、Ti)の選択的内部酸化が、鉄の表面酸化を伴わずに行われる。内部酸化は、Mn、Si、AlおよびCrについては、表面下およそ5マイクロメートルに届く深さを有しうる。この表面領域においては酸素富化が存在し、この表面領域の平均酸素含有量を O_m で示す。鋼基材の公称酸素含有量を O_0 で示すと、表面酸素富化を特徴付けている比 O_m/O_0 は15より大きい。

40

【0064】

酸化物は、プレコーティングと基材の間の界面の下0から5マイクロメートルの間に位置する。-15より高い露点 P_R については、この領域における1マイクロメートル超

50

の直径を有する酸化物の密度が $50 / \text{mm}^2$ より大きい。直径は次のように定義される。金属組織切片から開始して、同じ表面積を有する円の直径を測定する。酸化物は一般に、初期破壊部位としてのそれらの役割のために、延性に好ましくない影響を及ぼすことが知られている。下で説明するように、本発明の条件下で形成される内部酸化物の特定の性質は、プレス硬化後の曲げに対する適性に望ましくないいかなる影響も与えない。

【0065】

これらの条件下では、表面脱炭が起こる。露点が、鉄/酸化鉄平衡に対応する露点である温度 T_e よりも高い場合、雰囲気は鉄にとって酸化性となる。以後の焼鈍ステップ中に、酸化鉄を完全に還元しきれず、還元されなかった表面酸化物の局所的な存在に対応するコーティング欠陥の局所的出現を引き起こす潜在的风险がある。温度 T_e は、温度と雰囲気中の水素濃度の関数である。例示として、97.5%窒素および2.5%水素を含有する雰囲気については、800において $T_e = +9$ である。95%窒素および5%水素を含有する雰囲気については、800において $T_e = +18$ である。鋼板は次いで、720から860の間である温度 T_{2a} において注入が行われた区域を出て、 T_{2a} から $T_{2a} + 40$ の間の温度 T_m における保持帯域に入る。6から30マイクロメートルの間の脱炭の深さ $p_{50\%}$ を得るために、鋼板が温度 T_{1a} である瞬間と鋼板が温度 T_{2a} に達した瞬間の間の時間間隔は、少なくとも30秒でなければならない。

10

【0066】

場合によって、保持帯域の始まりにおける雰囲気は、前の帯域の雰囲気と同一であってもよい、すなわち、雰囲気は -15 から T_e の間の露点を有してもよい。鋼板は次いで、冷却してもよく、鋼板は温度 T_m において、2から15体積%の水素、好ましくは3-5体積%の水素を含有し、残部が窒素およびガス中の不可避的不純物からなり、-60から-15の間の露点を有し、これらの条件は鉄にとって還元性である雰囲気 A_3 下で保持してもよい。これに続く冷却ステップは後述する。

20

【0067】

第2の実施形態では、作製方法は、600 から $A_{c1} + 40$ の間であり、好ましくは A_{c1} より高い温度 T_{1a} における注入のステップまで、上述の方法と同一の様式で始まる。この温度において、ある量の水、水蒸気または酸素が注入され、炉のこの帯域において、鉄にとって酸化性である A_{2b} と称する雰囲気を得る。これらの条件が、表面の、すなわち、鉄および特定の添加元素 (Mn、Si、Al、Cr、Ti) の完全な酸化を引き起こす。この酸化物層の下では、Mn、Si、Al、CrまたはTiの内部酸化物が形成され、酸素富化が起こる。表面脱炭が、鉄の酸化と同時に起こる。鋼板は次いで、720から860の間である温度 T_{2a} における注入区域を出て、 T_{2a} から $T_{2a} + 40$ の間の保持温度 T_m における保持帯域に入る。6から30マイクロメートルの間の脱炭の深さ $p_{50\%}$ を得るためには、鋼板が温度 T_{1a} である瞬間と鋼板が温度 T_{2a} に達した瞬間の間の時間間隔は、少なくとも30秒でなければならない。この上に、保持帯域において、鋼板は温度 T_m で、鉄にとって還元性である雰囲気 A_3 中で保持され、ここで条件は、酸化鉄層の完全な還元が温度 T_m における保持の終了までに起こるように選択される。このために、この帯域において表面酸化鉄層の完全な還元が起こるのに十分な期間において、例えば、2から15体積%の水素、好ましくは3-5体積%の水素を含有し、残部が窒素およびガス中の不可避的不純物からなり、-60から-15の間の露点を有する雰囲気を選択することができる。この酸化鉄層の還元後に、鋼板は、表面下0から5マイクロメートルの間に位置するMn、Si、AlまたはCrの酸化物を含有し、ここでこの領域における1マイクロメートル超の直径を有する酸化物の密度は $50 / \text{mm}^2$ より大きい。局所的酸素富化は、 O_m / O_0 が15より大きい程度である。

30

40

【0068】

これに続く冷却ステップは後述する。

【0069】

第3の実施形態では、鋼板の焼鈍のための熱サイクルは、異なる加熱手段を組み合わせる。予熱ステップは、直火炉 (「 $DFF : direct - flame furnace$ 」

50

)の帯域において行われる。鋼板が炉中を移動する際に、鋼板は、雰囲気が空気と天然ガスの混合物の燃焼から生じる帯域において、550から750の間の温度 T_{1b} に予熱される。本発明によれば、空気/ガス比は1から1.2の間であり、化学量論比における空気-ガス燃焼は1であることが理解される。これらの予熱条件が、酸化鉄の表面層の形成をもたらし、この厚さは0.10から0.25マイクロメートルの間である。この酸化物層の下では、Mn、Si、Al、CrまたはTiの内部酸化物が形成され、酸素富化が起こる。DFF炉中のこの予熱帯域から出て、鋼板は、ラジアントチューブ(RTF)もしくは抵抗、もしくは誘導、またはこれらの異なる手段の任意の組合せにより加熱された第2の炉帯に入る。雰囲気は3から40体積%の水素を含有し、残部は窒素および不可避的不純物からなり、露点は-30未満である。この第2の帯域において、鋼板は760から830の間の温度 T_{2b} に加熱される。好ましくは、 T_{2b} はAc1より高く、このことが、オーステナイト中に固溶している炭素の存在によって、より急速な脱炭を可能にする。6から30マイクロメートルの間の脱炭の深さ p_{50} %を得るためには、鋼板が温度 T_{1b} である瞬間と鋼板が温度 T_{2b} に達した瞬間の間の時間間隔は、少なくとも30秒でなければならない。これらの条件が、前のステップにおいて形成された酸化鉄の表面層の完全な還元および意図した表面脱炭につながる。この酸化鉄層の還元後に、鋼板は、表面下0から5マイクロメートルの間に位置するMn、Si、AlまたはCrの酸化物を含有し、ここでこの領域における1マイクロメートル超の直径を有する酸化物の密度は $50/\text{mm}^2$ より大きい。局所的酸素富化は、 $\text{比}O_m/O_0$ が1.5より大きくなるようなものである。

10

20

【0070】

- 鋼板は次いで、 T_{2b} から $T_{2b} + 40$ の間の保持温度 T_m における保持帯域に入る。

【0071】

方法の残りは、上述の3つの実施形態において同一である。鋼板は、鉄の表面再酸化が起こらないように、雰囲気A4中で温度 T_3 に冷却される。例えば、2から70体積%の水素を含有し、残部が窒素およびガス中の不可避的不純物からなり、-60から-30の間の露点を有する雰囲気を用いることができる。したがって、その後プレコーティング浴中に入る鋼板は、表面酸化鉄を全く含まない。温度 T_3 は、浴の熱的擾乱を防ぐために、プレコーティング浴の温度である温度 T_{bm} に近い。この理由で、温度 T_3 は、 $T_{bm} - 10$ から $T_{bm} + 50$ の間となる。したがって、亜鉛を用いたプレコーティングについては、温度 T_3 は450から510の間となる。アルミニウム-ケイ素浴中でのプレコーティングについては、温度 T_3 は660から720の間となる。

30

【0072】

プレコーティングは、アルミニウムまたはアルミニウム基合金とすることができる。後者の場合には、鋼板は、有利には、重量パーセントで、7-15%のケイ素、3から20%の鉄、場合によって15から30ppmの間のカルシウムを含有し、残部がアルミニウムおよび処理から生じる不可避的不純物からなるアルミニウム-ケイ素合金浴中に連続的に浸漬することによって得ることができる。

【0073】

プレコーティングは、亜鉛または亜鉛合金とすることもできる。特に、プレコーティングは、連続式溶融めっきガルバニジング(「GI」)されてもよく、0.25-0.70%のAl、0.01-0.1%のFeを含有し、残部が亜鉛および処理から生じる不可避的不純物である。プレコーティングはガルバニリング(「GA」)されてもよく、0.15-0.4%のAl、6-15%のFeを含有し、残部が亜鉛および処理から生じる不可避的不純物である。プレコーティングは、1-15%のAl、0.5-5%のMg、0.01-0.1%のFeを含有し、残部が亜鉛および処理から生じる不可避的不純物である亜鉛-アルミニウム-マグネシウム合金とすることもできる。プレコーティングは、4-6%のAl、0.01-0.1%のFeを含有し、残部が亜鉛および処理から生じる不可避的不純物である合金とすることもできる。

40

50

【 0 0 7 4 】

プレコーティングは、40 - 45 %のZn、3 - 10 %のFeおよび1 - 3 %のSiを含有し、残部が亜鉛および処理から生じる不可避的不純物であるアルミニウム - 亜鉛合金とすることもできる。

【 0 0 7 5 】

プレコーティングは、層の重ね合わせで構成することもでき、例えば、アルミニウムまたはアルミニウム合金の層の浸漬コーティングによる付着の後に、例えば、電着または真空蒸着：PVD（物理蒸着法）および/またはCVD（化学蒸着法）により、亜鉛または亜鉛合金の1つ以上のその後の付着物を重ね合わせることができ、これらの付着方法はそれら自体が公知である。

10

【 0 0 7 6 】

この段階において、上述の方法によって、その脱炭の深さ $p_{50\%}$ が6から30マイクロメートルの間である鋼基材と、それを覆うプレコーティングで構成された、基材とプレコーティングの間に酸化鉄の層が存在しない鋼板が得られる。図1は、この種の鋼板の例を提示し、ここで鋼基材1は、ガルバニージングされたプレコーティング1で覆われた特定の表面脱炭領域2を含む。

【 0 0 7 7 】

この鋼板を次いで切断して、ブランクが得られ、この形状は意図した部品の最終形状と規定関係にある。場合によって、部品をコールドスタンピングして、部品の形状を意図する部品の最終形状に多少近くすることが可能である。冷間変形が小さい場合には、下で説明するように、熱間変形により方法を補ってもよい。

20

【 0 0 7 8 】

この平坦なまたはプレススタンピングされたブランクを次いで、部分的にまたは完全にオーステナイト状の組織を鋼基材に与えることが可能な温度 T_R に加熱する。特に目的がプレス機内における冷却後にベイナイト - マルテンサイト状マイクロ組織を達成することである場合に、 T_R は、 A_{c1} （加熱時の鋼のオーステナイト変態の開始温度）と A_{c3} （オーステナイト変態の終了の温度）の間でありうる。一方、目的が最終部品における主としてマルテンサイト状のマイクロ組織である場合には、温度 T_R は A_{c3} より高くなる。ブランクは、好ましくは、炉中で通常の雰囲気下で加熱される。このステップ中に、基材の鋼とプレコーティングの間で合金化が起こる。「プレコーティング」という用語は、加熱前の合金を示すために用いられ、「コーティング」はホットスタンピングの直前に行われる加熱中に形成された合金層を示すために用いられる。したがって、最終コーティングの厚さはプレコーティングの厚さよりも大きいので、炉中における熱処理がプレコーティングの性質およびその形状を変化させる。合金化により形成されたコーティングが、下にある鋼を酸化およびさらなる脱炭から保護し、特にスタンピングプレス機における以後の熱間成形に適切である。合金化はコーティングの厚さ全体にわたって起こる。プレコーティングの組成に応じて、この合金層中に1つ以上の金属間層および/または固溶体の形態における合金が形成される。コーティングの鉄富化はその融点の急速な上昇をもたらす。形成されたコーティングは、付着性であり、続く可能性のある熱間成形操作および急冷に適しているという利点も有する。

30

40

【 0 0 7 9 】

ブランクは、その内部温度の均一性を確実にするために、温度 T_R において保持される。0.5から2.6 mmの間の範囲内でありうるブランクの厚さに応じて、例えば、温度 T_1 [原文のまま； T_R]における保持時間は30秒から15分まで変動しうる。

【 0 0 8 0 】

加熱されたブランクは次いで、炉から取り出され、工具に移され、ここでこの移動は、冷却中にオーステナイトの変態を引き起こさないように迅速に行われる。1つの変形形態では、ブランクは工具の近傍で加熱された後、移動なしで熱間成形される。ブランクは次いでホットスタンピングされて、部品の最終形状を得る。熱間変形のその他の様式、例えばローラ間での成形、「ロール成形」として一般に知られる方法もまた可能である。ブ

50

ンクがすでに前にコールドスタンピングされている場合、炉からのブランクの取り出しに続くステップは、単にプレス工具内での整合 (c o n f o r m a t i o n) でありうる。この場合には、整合は、工具が部品に加える力がより小さいことにより特徴付けられ、その目的は部品の最終形状を仕上げ、冷却中の起こりうる変形を避けることである。

【 0 0 8 1 】

場合によって、ブランクの一部のみを加熱することも可能であり、スタンピングされた部品をその異なる領域において別様に冷却することも可能であり、この場合、これらの変形形態は不均一に硬化した部品をもたらし、ここである領域は著しくより硬くなる一方、他の領域は機械強度がより低くなるが延性がより大きくなる。

【 0 0 8 2 】

スタンピングまたは整合ステップの後に、部品は工具内で保持され、熱伝導によるその効果的な冷却を確実にするために、工具を場合によって冷却してもよい。

【 0 0 8 3 】

基材の鋼の冷却速度および焼入性に応じて、最終マイクロ組織はマルテンサイトまたはベイナイト - マルテンサイト状である。

【 0 0 8 4 】

非制限例として提示される以下の結果は、本発明により達成される有利な特性を実証する。

【 0 0 8 5 】

[実施例 1]

1 . 2 m m 厚の冷間圧延鋼板を調達し、その組成は、重量パーセント (%) において表して、以下であり、残部は鉄および処理から生じる不可避的不純物からなる。

【 0 0 8 6 】

【 表 1 】

C	Mn	Si	Cr	Ti	Al	S	P	B	O
0.22	1.17	0.24	0.19	0.040	0.032	0.003	0.013	0.003	0.0014

【 0 0 8 7 】

この鋼組成の温度 A c 1 は 7 2 4 である。鋼板がラジアントチューブ炉中を移動する際、4 . 7 体積 % の水素を含有し、 - 3 1 の露点を有する窒素雰囲気 A 1 下で、鋼板が 6 0 0 の温度 T 1 a に予熱され、この後に、露点 P R を有する雰囲気 A 2 a を得るために、水が注入される。炉中に注入される水の流量を調節して、露点 P R を - 2 7 (比較的大量の水を注入することによって得られる。) から + 2 の間で変動させることにより、異なる試験を行った。すべての試験において、鋼板を次いで温度 T 1 a から、雰囲気 A 2 a 中で 1 1 0 秒間、7 8 0 に等しい温度 T 2 a に加熱し、これにより脱炭ならびに M n 、 S i 、 A l 、 C r および T i の選択的内部酸化を達成し、これらの酸化物が鋼板の表面最近傍において形成される。温度 T 2 a において、鉄 / 酸化鉄平衡の露点は + 1 7 である。鋼板は次いで、7 8 0 の温度 T m において、窒素および 7 % の水素を含有し、鉄にとって還元性である雰囲気 A 3 下で鋼板が保持される炉の帯域に入る。次いで、1 0 % の水素を含有する雰囲気 A 4 下における炉の別の帯域に鋼板が入ったときに、鋼板は 4 7 0 の温度 T 3 に冷却され、4 6 2 の温度 T m における、亜鉛および 0 . 1 2 5 % のアルミニウムならびに不可避的不純物を含有する浴中の浸漬によりプレコーティングされる。雰囲気 A 4 中における保持および冷却ステップにおいて、鉄の表面再酸化は起こらない。プレコーティングの直後に、鋼板は 5 4 0 の温度に再加熱され、ガルバニーリングされたプレコーティング (「 G A 」) 、すなわち、9 % の鉄を含有するものが得られる。結果は、鋼基材とガルバニーリングされたプレコーティングの間に酸化鉄の層を含有しない鋼板である。図 1 2 は、本発明の条件下でなされた観察結果、プレコーティングの直下の鋼基材中に視認できる選択的内部酸化中に形成された酸化物を示す。これらの酸化物は、粒界に沿って分離または整列することができる。これらの酸化物のエネルギー分散型 X 線

10

20

30

40

50

分光法（「EDS」）の分析に基づいて、これらの元素に対応した特性ピークを呈示している図14および15に示されるように、これらの酸化物はマンガン、ケイ素およびアルミニウムの酸化物であることが示された。鉄に対するピークは、酸化物の周囲の母材に起因する。

【0088】

図13は、1マイクロメートル超の直径を有する酸化物の存在を例示し、この密度は、鋼板の表面下0から5マイクロメートルの間に位置する領域において $50/\text{mm}^2$ より大きい。

【0089】

図16は、グロー放電発光分析法により測定された、プレコーティング下の基材中の相対的酸素含有量（ O/O_0 ）の変動を例示し、ここで O_0 は基材の公称酸素含有量を示す。この変動は、 -3 および $+2$ の露点PRの値について測定した。深さ $p=0$ は、基材とプレコーティングの間の界面に対応している。基材の表面下0から5マイクロメートルの間に位置する領域において、上述した酸化物の存在に対応する酸素含有量が増加している。この領域における局所的酸素富化は、比 O_m/O_0 が15より大きいようなものである。この比は、 $PR=-3$ については15.1に等しく、 $PR=+2$ については17.4に等しい。

10

【0090】

プレコート鋼板を次いで切断して、スタンピングに適したブランクを得た。これらのブランクを炉中において通常の雰囲気下で 880 の温度に加熱した。炉中における5分の保持時間（加熱段階の4分の期間を含む。）の後、ブランクを取り出し、すぐにスタンピングした。ホットスタンピング後、部品をプレス機内で、 30 毎秒を超える速度で冷却して、完全にマルテンサイト状の組織を鋼基材中に得た。硬化部品について得られる極限引張強さ R_m は、通常 1500MPa 程度である。

20

【0091】

これらの部品の限界曲げ角度 α_c を、 30mm の直径を有する2つの外側ローラとごく小さな半径を有する中央ブレードを用いて行った3点曲げ試験により測定した。

【0092】

図6は、温度 T_{1a} から開始する水の注入後の露点PRの関数として限界角度 α_c の変動を例示している。PRが -15 未満の場合、得られる曲げ角度は 55° 未満という不満足な値を有している。PRが $+17$ の温度 T_e を超える場合、その後の保持中に酸化鉄を完全に還元しきれず、還元されなかった表面酸化物の局所的な存在に対応するコーティング欠陥の局所的出現を引き起こす潜在的风险がある。本発明の範囲においては、曲げ角度は露点の関数としてほとんど変動しない。 -15 から -7 の間では、増加平均は1あたり 0.79° である一方、変動は -15 未満ではより大きい（1あたり 1.05° ）。PRが -15 から -10 の間である場合、曲げ角度が実質的に露点に依存しないので、特に興味深い範囲が見出された。換言すれば、この特定の範囲においては、焼鈍中に炉に注入される水の量の起こりうる望ましくない変動が、ホットスタンピング後の曲げに対する適性に影響しないので、スタンピングおよびプレス硬化された部品の特性の高度の安定性を保証することが可能となる。プレコーティングの下に形成された酸化物の存在にもかかわらず、この良好な曲げ性が得られていることも観察することができる。理論に拘束されるものではないが、これらの酸化物から開始する初期損傷は、酸化物が位置する炭素含有量が減少した領域の固有の靱性により遅延される傾向にあると考えられる。

30

40

【0093】

PRと温度 T_{1a} を同時に変動させることによっても試験を行い、ここで後者は 720 （すなわち、 $A_{c1}-4$ ）または 760 （ $A_{c1}+36$ ）である。図7は、グロー放電発光分析法により測定された、ホットスタンピング前の脱炭の深さ $p_{50\%}$ に対する、温度 T_{1a} および露点PRの影響を例示している。露点が低すぎる場合、脱炭深さは本発明により要求される値に達しない（図7において「A」と印された結果）。十分に高い露点と共に、 A_{c1} よりわずかに下の温度 T_{1a} が、必要な深さを達成することを可能

50

にする（結果「B」）。より高い温度 T_{1a} ($A_{c1} + 36$) に加熱することにより、脱炭の深さ $p_{50\%}$ を著しく増加させることが可能となる（結果「C」）。

【0094】

得られたホットスタンピングされた部品を研磨し、試薬ナイトルを用いてエッチングした後、最初のプレコーティングの垂鉛と基材の鋼の間の拡散による合金化から生じるコーティングの下のミクロ組織を、光学顕微鏡法を用いて観察した。図8はまた、露点 $PR = -27$ での焼鈍についての、コーティング15およびその下にある鋼16を例示している。図9は、露点 $PR = -7$ での焼鈍についての、コーティング17およびその下の鋼18を例示している。2つの試料間の曲げ性における相当な差異 (20°) にもかかわらず、ホットスタンピング前にそれらの間に存在する脱炭の差異にもかかわらず、ホットスタンピング後の2つの試料間に顕著なミクロ組織的差異は見出されなかった。

10

【0095】

図10は、ホットスタンピング前の、 -27 または -7 の露点 PR を有する雰囲気 A_{2a} 中で焼鈍された2つの鋼板の炭素含有量の変動を例示している。鋼基材においてグロー放電発光分析法により測定されたこの変動は、鋼とプレコーティングの間の界面下の深さの関数として図10に表されている。測定された局所的含有量 (C) は、公称炭素含有量 C_0 に関して決定され、相対的炭素含有量 C/C_0 の変動が得られる。2つの焼鈍条件下で脱炭領域が非常に異なっており、ここで脱炭の深さ $p_{50\%}$ は、 $PR = -7$ については15マイクロメートルであり、 $PR = -27$ については3マイクロメートルであることに注意されたい。脱炭領域の全体を考慮するなら、 $PR = -7$ による焼鈍後に測定された脱炭の深さは、 $PR = -27$ における焼鈍後に測定された脱炭の深さよりも、およそ35マイクロメートルだけ大きい。

20

【0096】

鋼板のホットスタンピング後に、同じ方法を使用して、こうして得られた部品のコーティングの下の炭素含有量の変動を測定した。図11は、これらの部品の相対的炭素含有量 C/C_0 の変動を例示している。これにより、2つの焼鈍条件下で脱炭領域が本質的に同一であることが示されうる。

【0097】

これは、プレス硬化処理前に炉中において加熱することが、鋼の脱炭表面への炭素の拡散につながることを示している。ホットスタンピング後の脱炭の判定は、 $PR = -7$ による焼鈍が満足な曲げ結果につながり、一方 $PR = -27$ における焼鈍は要求レベルを達成しないことを判定することを可能にしない。しかしながら、不完全ながらも、炭素のこの均質化が、図8および9に例示しているように、コーティングの直下に位置する鋼中に、ホットスタンピングに関連する冷却条件下でマルテンサイト硬化を引き起こすのに十分な炭素含有量を得ることを可能にする。しかしながら、これらの条件下で形成されたマルテンサイトの固有の靱性特性は、特に温度 PR の選択から生じた脱炭条件に依存する。したがって、当業者により予期されるのに反して、ホットスタンピングされた部品の曲げに対する適性の効果的な試験を、ホットスタンピング操作後ではなく操作前の鋼板またはブランクにおいて行わなければならない。

30

【0098】

さらに、垂鉛または垂鉛合金でプレコーティングされた、本発明により脱炭された鋼板から作製されたホットスタンピングされた部品は、スポット溶接による溶接に対する特定の適性を示す。加熱およびホットスタンピング後に、コーティングの下に脱炭層があるようである。抵抗溶接は、溶接された要素間の接合点を構成する溶融コアにおいて融合が達成されるので、ごく大きな局所的な温度上昇につながるということが知られている。従来のホットスタンピング部品において行われた溶接接合点では、溶接中の温度上昇のために液体である、コーティングの垂鉛が侵入することによる、オーステナイト粒界の脆化が存在する。本発明によれば、コーティングの下に炭素が極めて枯渇している領域が存在することで、加熱中のオーステナイト変態温度 A_{c3} における局所的な上昇につながる。したがって、炭素含有量に応じて、高温における組織は、フェライトミクロ組織またはフェライトとオ

40

50

ーステナイトの混合物により構成される。液体亜鉛の存在下で、オーステナイト組織と比較してこのミクロ組織は亀裂に対する低い感度を示す。

【0099】

[実施例2]

鋼板が1.8mmの厚さを有し、溶融めっきコーティング後に540℃に再加熱しなかった、この結果としてそれらのコーティングはガルバナイジングされており、ガルバニリングされてはいないことを除いて、上述の方法を用いて亜鉛でプレコーティングされた鋼板を作製した。

【0100】

6マイクロメートルの脱炭深さ $p_{50\%}$ を有する鋼板を得るように、作製条件を選択した。鋼板を切断してブランクを得て、炉中において通常の雰囲気下で、ブランクを880℃の温度でオーステナイト化した。炉中における10分までの総保持時間の後に、ブランクを取り出し、すぐにホットスタンピングし、プレス硬化した。以下の表は、炉中における部品の総保持時間の関数として、限界曲げ角度 α_c の変動を示している。

10

【0101】

【表2】

保持時間 (分)	曲げ角度 α_c (°)
5.5	57.5
7	55
10	54

20

【0102】

したがって、ブランクは依然として要件を満たしながら、ホットスタンピングされる前に7分まで炉中に留まることができるようである。このことが、ホットスタンピングラインにおいて遭遇する課題、ライン上の出来事がブランクを予定より長く炉中に置いておくことを必要とする場合を解決することを可能にする。本発明は、この柔軟性を可能にすることにより、ブランクの不要な廃棄を排除する。7分を超えると、保持時間における増加は、曲げ角度におけるごく小さな減少にしかつながらないことも観察することができ、これは、本発明により特許請求される方法が、ホットスタンピング中の公称熱処理パラメータに関してドリフトが生じた場合、高レベルの安全性を保証し、部品の機械特性の高度の再現性を達成することを可能にすることを示す。

30

【0103】

したがって、本発明は、非常に良好な経済的条件下で、非常に高い強度特性および曲げ性を有し、良好な等方性を有するプレコート鋼板および被覆部品の作製を可能にする。これらの部品は、有利には、自動車構築の分野で構造または補強部品として使用することができる。

40

【 図 1 】

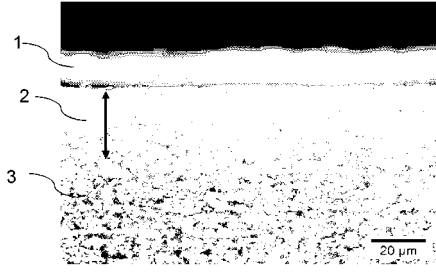


Fig. 1

【 図 3 】

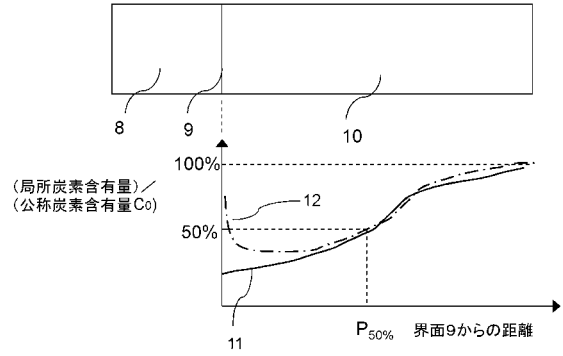


Fig. 3

【 図 2 】

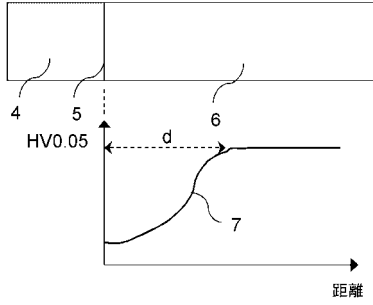


Fig. 2

【 図 4 】

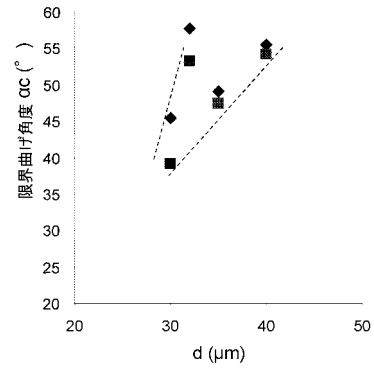


Fig. 4

【 図 5 】

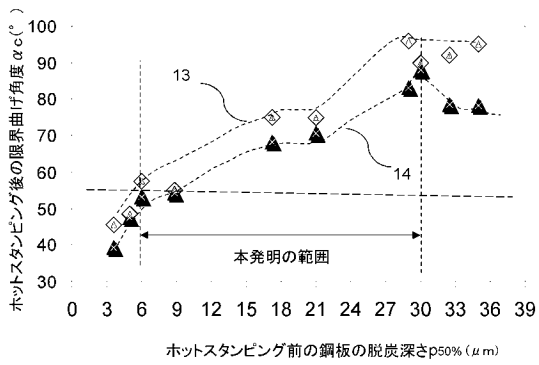


Fig. 5

【 図 7 】

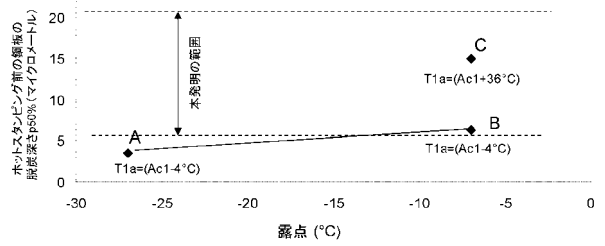


Fig. 7

【 図 6 】

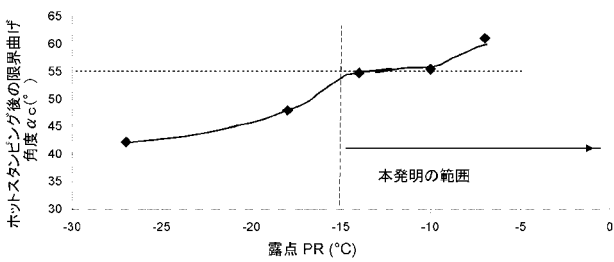


Fig. 6

【 図 8 】



Fig. 8

【 図 9 】

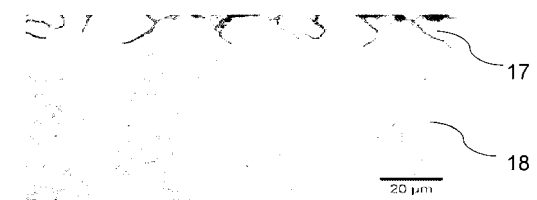


Fig. 9

【 図 1 0 】

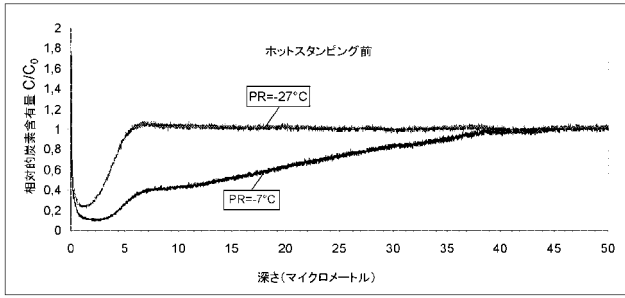


Fig. 10

【 図 1 2 】

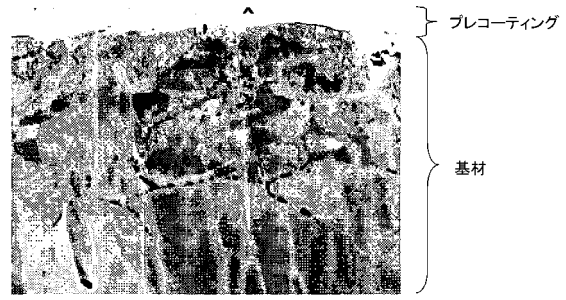


Figure 12

【 図 1 1 】

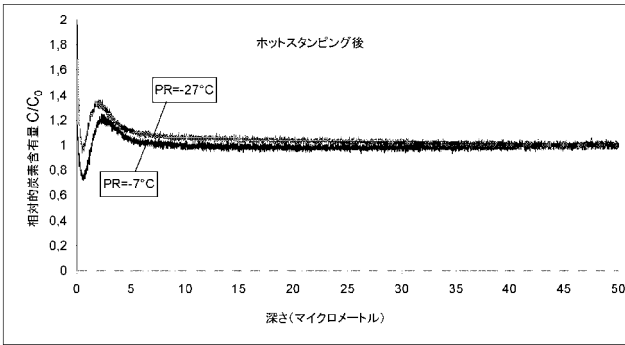


Fig. 11

【 図 1 3 】

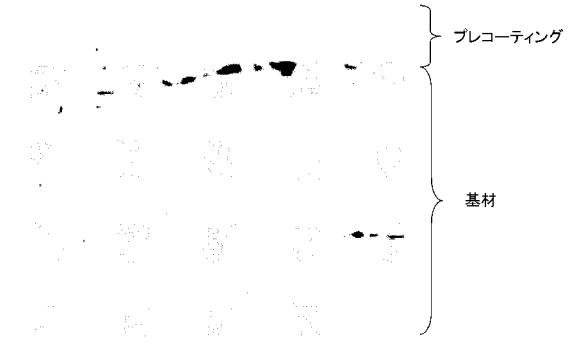


Fig. 13

【 図 1 4 】

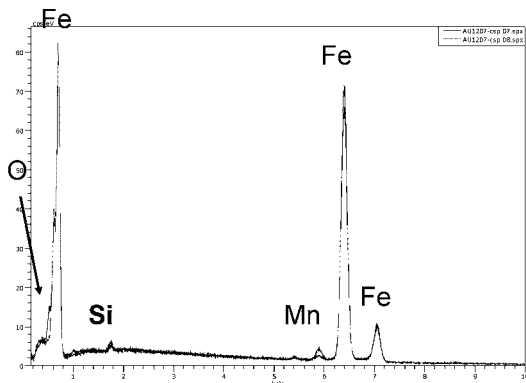


Fig. 14

【 図 1 6 】

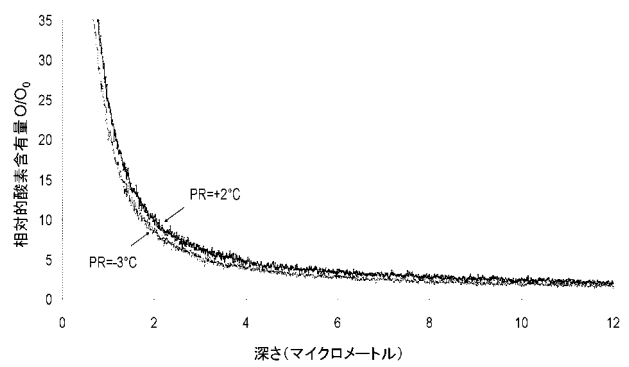


Fig. 16

【 図 1 5 】

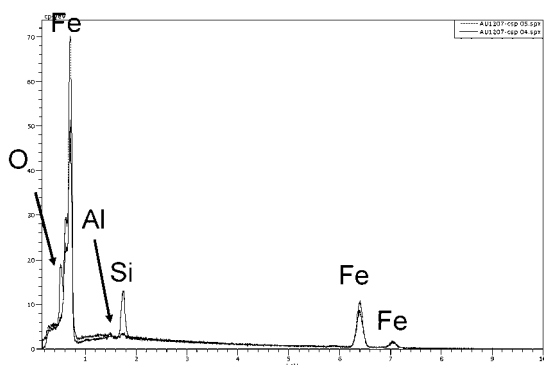


Fig. 15

【手続補正書】

【提出日】平成29年7月19日(2017.7.19)

【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】

0.5から2.6mmの間の厚さを有する、冷間圧延および焼鈍された鋼板であって、プレス硬化部品の作製のためにプレコーティングされており、重量により表して0.07%から0.5%の間の炭素含有量 C_0 を有する熱処理用鋼基材、および鋼基材の少なくとも2つの主要面の上の金属プレコーティングであって、アルミニウムまたはアルミニウム合金または亜鉛または亜鉛合金である、または亜鉛もしくは亜鉛合金の層で覆われたアルミニウムもしくはアルミニウム基合金の層で構成されている金属プレコーティングで構成されている鋼板であって、

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

0.07%	C	0.5%
0.5%	Mn	3%
0.02%	Si	0.5%
0.01%	Cr	1%
	Ti	0.2%
	Al	0.25%
	S	0.05%
	P	0.1%
0.0005%	B	0.010%
0.0005%	Ca	0.005%

を含有し、組成の残部が鉄および処理から生じる不可避的不純物からなり、

この基材が2つの主要面の各表面に脱炭領域を含み、この脱炭領域の深さ $p_{50\%}$ は6から30マイクロメートルの間であり、 $p_{50\%}$ は炭素含有量が含有量 C_0 の50%に等しい深さであり、また鋼板が基材と金属プレコーティングの間に酸化鉄の層を含有せず、また鋼基材が、酸素含有量 O_0 を有し、またプレコーティングと基材の間の界面の下で、界面から開始して0から5マイクロメートルの間に位置する深さにおいて、平均酸素含有量 O_m を有し、ここで O_m/O_0 が1.5より大きいことを特徴とする、鋼板。

【請求項2】

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

0.09%	C	0.38%
0.8%	Mn	1.5%
0.1%	Si	0.35%
0.01%	Cr	0.3%
0.02%	Ti	0.1%
0.001%	Al	0.25%
	S	0.05%
	P	0.1%
0.002%	B	0.005%
0.0005%	Ca	0.005%

を含有し、組成の残部が鉄および処理から生じる不可避的不純物からなることを特徴とする、請求項1に記載のプレコート鋼板。

【請求項3】

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

0.15% C 0.25%

を含有することを特徴とする、請求項1または2に記載のプレコート鋼板。

【請求項4】

基材が、プレコーティングと基材の間の界面の下0から5マイクロメートルの間に位置する領域において、チタン、ケイ素、マンガン、アルミニウム、クロムからなる群から選択される少なくとも1種の元素を含む酸化物を含有し、ここでこの領域における1マイクロメートル超の直径を有する酸化物の密度が $50/\text{mm}^2$ より大きいことを特徴とする、請求項1から3のいずれかに記載のプレコート鋼板。

【請求項5】

下に列挙するステップ、

- 0.07から0.5%の間の炭素含有量 C_0 および酸素含有量 O_0 を有する、0.5から2.6mmの間の厚さを有する熱処理用の冷間圧延鋼板を調達するステップであって

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

0.07% C 0.5%
 0.5% Mn 3%
 0.02% Si 0.5%
 0.01% Cr 1%
 Ti 0.2%
 Al 0.25%
 S 0.05%
 P 0.1%
 0.0005% B 0.010%、
0.0005% Ca 0.005%

を含有し、組成の残部が鉄および処理から生じる不可避免的不純物からなるステップ、次いで

- 圧延鋼を焼鈍して、焼鈍の完了時に、6から30マイクロメートルの間の深さ p_{50} %にわたる鋼板の表面の脱炭を得て、ここで p_{50} %は炭素含有量が含有量 C_0 の50%に等しい深さであり、その表面に酸化鉄層を有しない鋼板を得て、焼鈍の完了時に、基材中に、プレコーティングと基材の間の界面の下で、界面から測定して0から5マイクロメートルの間の深さにおいて、平均酸素含有量 O_m を得て、ここで O_m/O_0 が1.5より大きいステップ、次いで

- 鋼板を基材としての役割を果たす焼鈍された鋼上で金属または金属合金を用いてプレコーティングするステップ、次いで

- この鋼板を切断してブランクを得るステップ、次いで

- このブランクを炉中において温度 T_R に加熱して、鋼に少なくとも部分的にオーステナイト組織を与えるステップ、次いで

- この加熱したブランクを炉から取り出し、プレス機または成形装置内に移すステップ、次いで

- このブランクを熱間成形またはホットサイジングして、部品を得るステップ、次いで

- この部品をプレス機または成形装置内で冷却して、硬化により部品にマルテンサイトまたはベイナイト-マルテンサイトミクロ組織を与えるステップ

を含む、被覆され硬化した鋼製部品の作製のための方法であって、

焼鈍の条件が、以下のi)およびii)のいずれか：

i)以下のステップ：

- この冷間圧延鋼板を調達した後、ラジアントチューブ炉もしくは抵抗炉もしくは誘導炉またはこれらの手段の少なくとも任意の2つを併せ持つ炉中を鋼板が移動する際に、雰囲気 A_1 が2から15体積%の水素を含有し、残部が窒素および不可避免的不純物であり、雰囲気 A_1 が-60から-15の間の露点を有する、この炉の帯域において、鋼板が600から $A_{c1}+40$ の間の温度 T_{1a} に予熱され、ここで A_{c1} は、鋼の加熱中の

オーステナイト変態の開始温度を指示するステップ、次いで

- この鋼板を温度 T_{1a} から、720 から 860 の間の温度 T_{2a} に加熱し、液体の水、水蒸気または酸素から選択される少なくとも1種の要素を温度 T_{1a} において開始してこの炉に注入して、この温度 T_{1a} から温度 T_{2a} の間の炉の区域において、鉄にとって酸化性である雰囲気 A_{2b} を得て、ここで鋼板が温度 T_{1a} である瞬間と鋼板が温度 T_{2a} に達した瞬間の間の時間間隔が30秒以上であるステップ、次いで

- 鋼板を次いで、鉄にとって還元性である雰囲気 $A_{3下}$ で、 T_{2a} から $T_{2a} + 40$ の間の温度 T_m において保持し、ここでこの雰囲気 A_{2b} において形成された酸化鉄の層の完全な還元が温度 T_m における保持の終了までに起こるステップ、次いで

- この鋼板を、鉄の表面再酸化が起こらないように、雰囲気 A_4 において温度 T_3 に冷却するステップ、次いで

- 鋼板を次いで温度 T_{bm} である金属浴中の浸漬コーティングによりプレコーティングし、ここで温度 T_3 は $T_{bm} - 10$ から $T_{bm} + 50$ の間であることが理解されるステップ、

を連続して含むか、または

i i) 以下のステップ：

- 冷間圧延鋼板を調達した後、鋼板が炉中を移動する際に鋼板が予熱され、予熱は直火により加熱された炉の帯域において行われ、ここで、空気/ガス比が1から1.2の間である空気と天然ガスの混合物の燃焼から生じる雰囲気において、鋼板は550から750の間の温度 T_{1b} に予熱されるステップ、次いで

- 雰囲気が3から40体積%の水素を含有し、残部は窒素および不可避的不純物であり、ここで露点は-30未満である、ラジアントチューブもしくは抵抗もしくは誘導またはこれらの手段の少なくとも2つの任意の組合せにより加熱された炉の第2の帯域において、鋼板を温度 T_{1b} から、760から830の間の温度 T_{2b} に加熱し、ここで鋼板が温度 T_{1b} である瞬間と鋼板が温度 T_{2b} に達した瞬間の間の時間間隔が少なくとも30秒であるステップ、次いで

- 鉄にとって還元性である雰囲気 $A_{3下}$ で、この鋼板を T_{2b} から $T_{2b} + 40$ の間の温度 T_m において保持するステップ、次いで

- この鋼板を、鉄の表面再酸化が起こらないように、雰囲気 A_4 において温度 T_3 に冷却するステップ、次いで

- 鋼板を次いで温度 T_{bm} である金属浴中の浸漬コーティングによりプレコーティングし、ここで温度 T_3 は $T_{bm} - 10$ から $T_{bm} + 50$ の間であることが理解されるステップ、

を連続して含む

ことを特徴とする方法。

【請求項6】

雰囲気 A_1 が3 - 5体積%の水素を含有する、請求項5に記載の方法。

【請求項7】

浴を通過させることによる溶融めっき法を用いて、プレコーティングを連続的に行うことを特徴とする、請求項5または6に記載の作製方法。

【請求項8】

コーティングがアルミニウムまたはアルミニウム合金であることを特徴とする、請求項5から7のいずれかに記載の作製方法。

【請求項9】

コーティングが亜鉛または亜鉛合金であることを特徴とする、請求項5から7のいずれかに記載の作製方法。

【請求項10】

金属プレコーティングが、亜鉛または亜鉛合金の層で覆われたアルミニウムまたはアルミニウム基合金の層で構成されていることを特徴とする、請求項5から7のいずれかに記載の作製方法。

【請求項 1 1】

深さ $p_{50\%}$ が、9 から 30 マイクロメートルの間であることを特徴とする、請求項 5 から 1 0 のいずれかに記載の作製方法。

【請求項 1 2】

深さ $p_{50\%}$ が、1 2 から 30 マイクロメートルの間であることを特徴とする、請求項 1 1 に記載の作製方法。

【請求項 1 3】

プレコーティングされた鋼板を切断してブランクを得るステップの後で、ブランクを炉中において温度 T_R に加熱するステップの前に、ブランクをコールドスタンピングすることを特徴とする、請求項 5 から 1 2 のいずれかに記載の方法。

【請求項 1 4】

鋼基材の組成が、重量パーセントで表して、

$$0.15\% \quad C \quad 0.25\%$$

を含有することを特徴とする、請求項 5 から 1 3 のいずれかに記載の方法。

【請求項 1 5】

この温度 T_R が、鋼の A_{c3} 温度以上であることを特徴とする、請求項 5 から 1 4 のいずれかに記載の作製方法。

【請求項 1 6】

冷間圧延鋼板が焼鈍されて、焼鈍の完了時に、基材中に、プレコーティングと基材の間の界面の下で、界面から測定して 0 から 5 マイクロメートルの間の深さにおいて、チタン、ケイ素、マンガン、アルミニウム、クロムからなる群から選択される少なくとも 1 種の元素を含む酸化物を得て、ここでこの領域における 1 マイクロメートルより大きい直径を有する酸化物の密度が $50 / \text{mm}^2$ より大きいことを特徴とする、請求項 5 から 1 5 のいずれかに記載の作製方法。

【請求項 1 7】

温度 T_{1a} が、鋼基材の加熱中のオーステナイト変態温度である A_{c1} より高いことを特徴とする、請求項 5 から 1 6 のいずれかに記載の作製方法。

【請求項 1 8】

温度 T_{2b} が A_{c1} より高いことを特徴とする、請求項 1 7 に記載の作製方法。

フロントページの続き

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード(参考)
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	
C 2 2 C 18/00 (2006.01)	C 2 2 C 18/00	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	J
C 2 1 D 1/76 (2006.01)	C 2 1 D 1/76	E
C 2 1 D 1/26 (2006.01)	C 2 1 D 1/26	N
C 2 3 C 2/12 (2006.01)	C 2 3 C 2/12	
C 2 3 C 2/06 (2006.01)	C 2 3 C 2/06	
C 2 3 C 2/28 (2006.01)	C 2 3 C 2/28	

(72)発明者 パスカル・ドリエ

フランス国、5 7 1 6 0・ロゼリユ、シュマン・ドウ・バノービニュー・9

Fターム(参考) 4K027 AA23 AC12 AC72 AC73 AE12

4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09 EA11 EA15 EA16 EA22 EA23
EA25 EA27 EA31 EB05 EB08 EB11 FG00 FH03 FJ02 FJ05
FJ06 GA05

4K042 AA25 BA01 BA02 BA03 BA05 CA02 CA03 CA06 CA12 DA01
DB01 DB07 DC02 DC03 DC04 DD01 DE02 DE05 DF01