

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6437635号
(P6437635)

(45) 発行日 平成30年12月12日(2018.12.12)

(24) 登録日 平成30年11月22日(2018.11.22)

(51) Int.Cl.

F I

C 2 3 C 2/12 (2006.01)
 C 2 2 C 38/00 (2006.01)
 C 2 2 C 38/32 (2006.01)
 C 2 2 C 38/60 (2006.01)
 C 2 2 C 21/02 (2006.01)

C 2 3 C 2/12
 C 2 2 C 38/00 3 O 1 T
 C 2 2 C 38/00 3 O 1 W
 C 2 2 C 38/32
 C 2 2 C 38/60

請求項の数 23 (全 15 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2017-511300 (P2017-511300)
 (86) (22) 出願日 平成27年4月29日(2015.4.29)
 (65) 公表番号 特表2017-535666 (P2017-535666A)
 (43) 公表日 平成29年11月30日(2017.11.30)
 (86) 国際出願番号 PCT/KR2015/004321
 (87) 国際公開番号 W02016/104879
 (87) 国際公開日 平成28年6月30日(2016.6.30)
 審査請求日 平成29年2月24日(2017.2.24)
 (31) 優先権主張番号 10-2014-0189096
 (32) 優先日 平成26年12月24日(2014.12.24)
 (33) 優先権主張国 韓国 (KR)

(73) 特許権者 592000691
 ポスコ
 POSCO
 大韓民国 キョンサンブクード ポハン
 シ ナムグ ドンヘアンロー 6261
 (コエドンドン)
 (74) 代理人 100083806
 弁理士 三好 秀和
 (74) 代理人 100095500
 弁理士 伊藤 正和
 (74) 代理人 100111235
 弁理士 原 裕子

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 プレス成形時の耐パウダリング性に優れたHPF成形部材及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

素地鋼板の表面にAlを含む溶融めっき層が形成されるHPF成形部材において、前記素地鋼板は、重量%で、C:0.18~0.25%、Si:0.1~1.0%、Mn:0.9~1.5%、P:0.03%以下、S:0.01%以下、Al:0.01~0.05%、Cr:0.05~0.5%、Ti:0.01~0.05%、B:0.001~0.005%、N:0.009%以下、残部Fe及びその他の不純物を含み、

前記溶融めっき層は、軟質の拡散層及び硬質の合金層からなり、

前記合金層には、タウ相が、面積%で、10~30%の範囲で存在し、

前記合金層は、その厚さが35μm以下になるように、前記タウ相が、自体重量%で、Siを10%以上、Crを0.2%以上、残部Fe及びAlを含んで組成されることを特徴とする、

プレス成形時の耐パウダリング性に優れたHPF成形部材。

【請求項2】

前記素地鋼板は冷延鋼板または熱延鋼板であることを特徴とする、請求項1に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れたHPF成形部材。

【請求項3】

前記タウ相は、自体重量%で、Si:10~12%、Mn+Cr:1.3~2.0%、残部Fe及びAlを含んで組成されることを特徴とする、請求項1に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れたHPF成形部材。

10

20

【請求項 4】

前記溶融めっき層において合金層と拡散層との厚さ比が1.5～3.0を満たすことを特徴とする、請求項1に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れたH P F成形部材。

【請求項 5】

前記タウ相は、前記合金層と拡散層との境界及び前記合金層の内部に形成され、前記合金層の内部に形成されるタウ相は、めっき層の厚さに対して垂直方向に50%以上の区間で互いに連結された帯状を成すことを特徴とする、請求項1に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れたH P F成形部材。

【請求項 6】

前記素地鋼板は、Mo+W：0.001～0.5%をさらに含むことを特徴とする、請求項1に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れたH P F成形部材。

【請求項 7】

前記素地鋼板は、Nb、Zr及びVのうち1種以上を合計0.001～0.4%の範囲でさらに含むことを特徴とする、請求項1に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れたH P F成形部材。

【請求項 8】

前記素地鋼板は、Cu+Ni：0.005～2.0%をさらに含むことを特徴とする、請求項1に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れたH P F成形部材。

【請求項 9】

前記素地鋼板は、Sb、Sn及びBiのうち1種以上を0.03%以下でさらに含むことを特徴とする、請求項1に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れたH P F成形部材。

【請求項 10】

重量%で、C：0.18～0.25%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.9～1.5%、P：0.03%以下、S：0.01%以下、Al：0.01～0.05%、Cr：0.05～0.5%、Ti：0.01～0.05%、B：0.001～0.005%、N：0.009%以下、残部Fe及びその他の不純物を含む鋼板を設ける工程と、

前記鋼板を550～850℃の温度で加熱した後、640～680℃で維持し、その組成成分が、重量%で、Si：9～11%、Fe：3%未満、残部Al及びその他の不可避不純物を含んで組成される溶融アルミニウムめっき浴に浸漬して溶融アルミニウムめっきを行う工程と、

前記溶融アルミニウムめっき鋼板を880～930℃の温度で加熱した後、一定時間維持することにより、その表面の溶融アルミニウムめっき層を合金化する工程と、

前記合金化した溶融アルミニウムめっき鋼板を熱間成形するとともに、300℃以下の温度範囲まで冷却することによりH P F成形品を製造する工程と、
を含み、

前記合金化した溶融アルミニウムめっき層は、軟質の拡散層及び硬質の合金層からなり、前記合金層には、タウ相が、面積%で、10～30%の範囲で存在し、前記タウ相が、自体重量%で、Siを10%以上、Crを0.2%以上、残部Fe及びAlを含んで組成されることを特徴とする、

プレス成形時の耐パウダリング性に優れたH P F成形部材の製造方法。

【請求項 11】

前記タウ相は、自体重量%で、Si：10～12%、Mn+Cr：1.3～2.0%、残部Fe及びAlを含んで組成されることを特徴とする、請求項10に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れたH P F成形部材の製造方法。

【請求項 12】

前記合金化溶融アルミニウムめっき層において合金層と拡散層との厚さ比が1.5～3.0を満たすことを特徴とする、請求項10に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れたH P F成形部材の製造方法。

10

20

30

40

50

【請求項 13】

前記鋼板は冷延鋼板または熱延鋼板であることを特徴とする、請求項 10 に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

【請求項 14】

前記溶融アルミニウムめっき後、めっき層が凝固するまで $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の平均冷却速度で冷却することを特徴とする、請求項 10 に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

【請求項 15】

前記合金化した溶融アルミニウムめっき鋼板を熱間成形するに先立って、 $700\sim 780^{\circ}\text{C}$ の温度範囲まで $20\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で冷却する工程をさらに含む、請求項 10 に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

10

【請求項 16】

前記鋼板は、 $\text{Mo} + \text{W} : 0.001\sim 0.5\%$ をさらに含むことを特徴とする、請求項 10 に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

【請求項 17】

前記鋼板は、 Nb 、 Zr 及び V のうち 1 種以上を合計 $0.001\sim 0.4\%$ の範囲でさらに含むことを特徴とする、請求項 10 に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

【請求項 18】

前記鋼板は、 $\text{Cu} + \text{Ni} : 0.005\sim 2.0\%$ をさらに含むことを特徴とする、請求項 10 に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

20

【請求項 19】

前記鋼板は、 Sb 、 Sn 及び Bi のうち 1 種以上を 0.03% 以下でさらに含むことを特徴とする、請求項 10 に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

【請求項 20】

重量％で、 $\text{C} : 0.18\sim 0.25\%$ 、 $\text{Si} : 0.1\sim 1.0\%$ 、 $\text{Mn} : 0.9\sim 1.5\%$ 、 $\text{P} : 0.03\%$ 以下、 $\text{S} : 0.01\%$ 以下、 $\text{Al} : 0.01\sim 0.05\%$ 、 $\text{Cr} : 0.05\sim 0.5\%$ 、 $\text{Ti} : 0.01\sim 0.05\%$ 、 $\text{B} : 0.001\sim 0.005\%$ 、 $\text{N} : 0.009\%$ 以下、残部 Fe 及びその他の不純物を含む素地鋼板の表面に溶融アルミニウムめっき層が形成された溶融アルミニウムめっき鋼板を設ける工程と、

30

前記溶融アルミニウムめっき鋼板を $880\sim 930^{\circ}\text{C}$ の温度で加熱した後、一定時間維持することにより、その表面の溶融アルミニウムめっき層を合金化する工程と、

前記合金化した溶融アルミニウムめっき鋼板を熱間成形するとともに、 300°C 以下の温度範囲まで冷却することにより H P F 成形品を製造する工程と、
を含み、

前記合金化した溶融アルミニウムめっき層は、軟質の拡散層及び硬質の合金層からなり、前記合金層には、タウ相が、面積％で、 $10\sim 30\%$ の範囲で存在し、前記合金層は、その厚さが $35\mu\text{m}$ 以下になるように、前記タウ相が、自体重量％で、 Si を 10% 以上、 Cr を 0.2% 以上、残部 Fe 及び Al を含んで組成されることを特徴とする、
プレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

40

【請求項 21】

前記素地鋼板は冷延鋼板または熱延鋼板であることを特徴とする、請求項 20 に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

【請求項 22】

前記タウ相は、自体重量％で、 $\text{Si} : 10\sim 12\%$ 、 $\text{Mn} + \text{Cr} : 1.3\sim 2.0\%$ 、残部 Fe 及び Al を含んで組成されることを特徴とする、請求項 20 に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

【請求項 23】

前記溶融アルミニウムめっき層において合金層と拡散層との厚さ比が $1.5\sim 3.0$ を

50

満たすことを特徴とする、請求項 20 に記載のプレス成形時の耐パウダリング性に優れた H P F 成形部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、その表面にアルミニウムめっき層を有する H P F 成形部材の製造に関するもので、より詳細には、プレス成形時にめっき層の破壊及びパウダリング化を最小化して、プレス成形時の優れた耐パウダリング性を有する H P F 成形部材及びその製造方法に関するものである。

【背景技術】

10

【0002】

アルミニウムめっき H P F (H O T P R E S S F O R M I N G) 用鋼板は、通常 A l をベースとするめっき浴に焼入性の大きい鋼板を浸漬してめっき処理することにより製造され、その表面に A l めっき層を有するめっき鋼板は、後続して熱間プレス処理され、形状が複雑であり、強度が 1 3 0 0 M P a 以上である自動車用部材の製造に広く用いられている。

【0003】

H P F 熱処理の過程において、上記めっき層は、F e A l、または F e₂ A l₅ などからなる金属間化合物を含む合金化層を上層とし、80～95重量%の F e (以下、鋼成分はすべて重量%である) で構成された拡散層を下層とする構成を有するようになる。ところが、上記めっき層のうち上部の合金化層は、拡散層に比べて脆性を有するため、プレス成形時にめっき層から脱落してプレス面に付着し、連続的なプレス成形を困難にするという短所がある。

20

【0004】

即ち、A l めっき材を通常 9 0 0 ～ 9 3 0 ℃ の加熱炉で加熱してプレス成形を行うと表面摩擦の激しい部位でめっき層の脱落が発生するようになる。その際、上記部位では合金化層の全体または局所部位が脱落するようになり、脱落しためっき層がプレス金型の表面に付着するという問題が発生するようになる。

【0005】

したがって、上述したような問題を克服し、優れたプレス成形性を有する H P F 成形部材の開発ニーズが存在する。

30

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

したがって、本発明は、上述した限界を克服するためのもので、特に合金化層の厚さ及びめっき層内のタウ相の分率並びに S i、C r の含有量を最適化することにより、プレス成形時にめっき層が脱落して金型の表面に付着することを最小化できる H P F 成形部材を提供することにその目的がある。

【0007】

また、本発明は、上記 H P F 成形部材を製造する方法を提供することにその目的がある。

40

【0008】

しかし、本発明が解決しようとする課題は以上で言及した課題に制限されず、言及されていない他の課題は以下の記載から当業者によって明確に理解され得る。

【課題を解決するための手段】

【0009】

上記目的を達成するために、本発明は、素地鋼板の表面に A l を含む溶融めっき層が形成される H P F 成形部材において、上記素地鋼板は、重量%で、C : 0 . 1 8 ～ 0 . 2 5 %、S i : 0 . 1 ～ 1 . 0 %、M n : 0 . 9 ～ 1 . 5 %、P : 0 . 0 3 % 以下、S : 0 . 0 1 % 以下、A l : 0 . 0 1 ～ 0 . 0 5 %、C r : 0 . 0 5 ～ 0 . 5 %、T i : 0 . 0 1

50

～0.05%、B：0.001～0.005%、N：0.009%以下、残部Fe及びその他の不純物を含み、上記溶融めっき層は、軟質の拡散層及び硬質の合金層からなり、上記合金層には、タウ相が、面積%で、10～30%の範囲で存在し、上記合金層は、その厚さが35μm以下になるように、上記タウ相が、自体重量%で、Siを10%以上、Crを0.2%以上含んで組成されることを特徴とするプレス成形時の耐パウダリング性に優れたHPF成形部材に関するものである。

【0010】

上記素地鋼板は冷延鋼板または熱延鋼板であることができる。

【0011】

上記タウ相は、自体重量%で、Si：10～12%、Mn+Cr：1.3～2.0%、10

残部Fe及びAlを含んで組成されることが好ましい。

【0012】

上記溶融めっき層において合金層と拡散層との厚さ比が1.5～3.0を満たすことが好ましい。

【0013】

上記タウ相は、上記合金層と拡散層の境界及び上記合金層の内部に形成され、上記合金層の内部に形成されるタウ相は、めっき層の厚さに対して垂直方向に50%以上の区間で互いに連結された帯状を成すことが好ましい。

【0014】

上記素地鋼板は、Mo+W：0.001～0.5%をさらに含むことが好ましい。20

【0015】

また、上記素地鋼板は、Nb、Zr及びVのうち1種以上を合計0.001～0.4%の範囲でさらに含むことが好ましい。

【0016】

また、上記素地鋼板は、Cu+Niを0.005～2.0%の範囲でさらに含むことが好ましい。

【0017】

さらに、上記素地鋼板は、Sb、Sn及びBiのうち1種以上を0.03%以下でさらに含むことが好ましい。

【0018】

また、本発明は、上記のような鋼組織成分を有する鋼板を設ける工程と、上記鋼板を550～850℃の温度で加熱した後、640～680℃で維持され、その組成成分が、重量%で、Si：9～11%、Fe：3%未満、残部Al及びその他の不可避不純物を含んで組成される溶融アルミニウムめっき浴に浸漬して溶融アルミニウムめっきを行う工程と、上記溶融アルミニウムめっき鋼板を880～930℃の温度で加熱した後、一定時間維持することにより、その表面の溶融アルミニウムめっき層を合金化する工程と、上記合金化した溶融アルミニウムめっき鋼板を熱間成形するとともに、300℃以下の温度範囲まで急冷することによりHPF成形品を製造する工程と、を含むことを特徴とするプレス成形時の耐パウダリング性に優れたHPF成形部材の製造方法に関するものである。30

【0019】

本発明では、上記溶融めっき後、めっき層が凝固するまで15℃/s以上の平均冷却速度で冷却することが好ましい。40

【0020】

また、本発明では、上記合金化した溶融アルミニウムめっき層は、軟質の拡散層及び硬質の合金層からなり、上記合金層には、タウ相が、面積%で、10～30%の範囲で存在し、上記合金層は、その厚さが35μm以下になるように、上記タウ相が、自体重量%で、Siを10%以上、Crを0.2%以上含んで組成されることが好ましい。

【0021】

上記鋼板は冷延鋼板または熱延鋼板であることができる。

【0022】

上記タウ相は、自体重量%で、Si：10～12%、Mn+Cr：1.3～2.0%、残部Fe及びAlを含んで組成されることが好ましい。

【0023】

上記溶融アルミニウムめっき層において合金層と拡散層との厚さ比が1.5～3.0を満たすことが好ましい。

【0024】

上記タウ相は、上記合金層と拡散層の境界及び上記合金層の内部に形成され、上記合金層の内部に形成されるタウ相は、めっき層の厚さに対して垂直方向に50%以上の区間で互いに連結された帯状を成すことが好ましい。

【0025】

また、上記合金化した溶融アルミニウムめっき鋼板を熱間成形するに先立って、700～780℃の温度範囲まで冷却する工程をさらに含むことができる。

【0026】

その際、その冷却速度を20～100℃/sの範囲に制御することが好ましい。

【0027】

また、本発明は、上記のような鋼組成成分を有する素地鋼板の表面に溶融アルミニウムめっき層が形成された溶融アルミニウムめっき鋼板を設ける工程と、上記溶融アルミニウムめっき鋼板を880～930℃の温度で加熱した後、一定時間維持することにより、その表面の溶融アルミニウムめっき層を合金化する工程と、上記合金化した溶融アルミニウムめっき鋼板を熱間成形するとともに、300℃以下の温度範囲まで急冷することによりHPF成形品を製造する工程と、を含むことを特徴とするプレス成形時の耐パウダリング性に優れたHPF成形部材の製造方法に関するものである。

【0028】

また、本発明では、上記合金化した溶融アルミニウムめっき層は、軟質の拡散層及び硬質の合金層からなり、上記合金層には、タウ相が、面積%で、10～30%の範囲で存在し、上記合金層は、その厚さが35μm以下になるように、上記タウ相が、自体重量%で、Siを10%以上、Crを0.2%以上含んで組成されることが好ましい。

【0029】

上記鋼板は冷延鋼板または熱延鋼板であることができる。

【0030】

上記タウ相は、自体重量%で、Si：10～12%、Mn+Cr：1.3～2.0%、残部Fe及びAlを含んで組成されることが好ましい。

【0031】

上記溶融アルミニウムめっき層において合金層と拡散層との厚さ比が1.5～3.0を満たすことが好ましい。

【発明の効果】

【0032】

上述したような構成の本発明は、溶融アルミニウムめっき層を成す合金化層の厚さ、めっき層内のタウ相の分率及びタウ相の組成などを最適化することにより、プレス成形時にめっき層が脱落して金型の表面に付着することを最小化できるHPF成形部材を効果的に提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【0033】

【図1】図1は、本発明の一実施例において熱間プレス後のめっき層の断面を示す組織写真である。

【図2】図2は、比較例において熱間プレス後のめっき層の断面を示す組織写真である。

【発明を実施するための形態】

【0034】

以下、本発明を説明する。

【0035】

一般に、溶融アルミニウムめっき鋼板をH P F熱処理すると、熱間プレス後にめっき層が脱落してプレス金型の表面に付着するためプレス成形性を低下させるという問題がある。本発明者らは、このような問題点を解決するために研究と実験を繰り返し行なった。その結果、上記溶融アルミニウムめっき層において脆性を有する合金化層の厚さを可能な限り減らす方案を模索した。さらに、上記合金化層の厚さが合金化層内のタウ相の面積分率及び組成に密接に関連していることを確認した。

【0036】

詳細に説明すると、上記合金化層には、F e₂ A l₅相からなる脆性を有する基地に延性を有するF e A l相というタウ相が分布している。また、上記合金化層の下部には、素地鋼板との界面に軟質層が形成されている。

10

【0037】

本発明者らは、上記合金化層を成すタウ相の組成成分（S i、C rの含有量）が重要であり、特にタウ相が、その自体重量%で、S iを10%以上、C rを0.2%以上含むとき、上記全体の合金化層内のタウ相の分率が10%以上を有するように分布するだけでなく、合金化層の厚さが35 μm以内になるため、プレス成形時のめっき層の脱落現象を最小化できることを確認し本発明を提示した。換言すると、H P F熱処理後に、上記合金化層内のタウ相の分率及びタウ相内のS i、C rの含有量がめっき層のプレス成形性に影響を及ぼすことを発見し本発明を提示した。

【0038】

以下、プレス成形時の耐パウダリング性に優れた本発明のH P F成形部材を説明する。

20

【0039】

本発明において、H P F成形部材とは、素地鋼板の表面に溶融アルミニウムめっき層が形成される溶融アルミニウムめっき鋼板を熱間成形して製造する成形部材のことである。本発明における上記素地鋼板は、通常の冷間圧延された冷延鋼板を用いてもよいが、熱間圧延された熱延鋼板を用いてもよい。

【0040】

本発明のH P F成形部材を成す素地鋼板は、重量%で、C：0.18～0.25%、S i：0.1～1.0%、M n：0.9～1.5%、P：0.03%以下、S：0.01%以下、A l：0.01～0.05%、C r：0.05～0.5%、T i：0.01～0.05%、B：0.001～0.005%、N：0.009%以下、残部F e及びその他の不純物を含んで組成される。上記素地鋼板の鋼組成成分及びその制限理由を具体的に説明すると、以下の通りである。

30

【0041】

C：0.18～0.25%

上記Cは、マルテンサイトの強度を増加させる必須の元素である。Cの含有量が0.18%未満では、耐衝突特性を確保するための十分な強度を得ることが難しい。また、0.25%を超えて含有すると、スラブの衝撃靱性を低下させるだけでなく、H P F成形部材の溶接性が低下し得る。これを考慮して、本発明では、上記Cの含有量を0.18～0.25重量%（以下、単に%という）に制限することが好ましい。

【0042】

S i：0.1～1.0%

上記S iは、H P F後に、鋼材の材質均一化に効果的であるだけでなく、H P F熱処理の過程において、めっき層への拡散によってめっき層のタウ相の生成に寄与することができる。S iの含有量が0.1%未満では、材質均一化及びめっき層への拡散に十分な効果を達成できず、1.0%を超えると、焼鈍中の鋼板の表面に生成されるS i酸化物が原因で良好な溶融アルミニウムめっきの表面品質を確保することが困難な場合があるため1.0%以下を添加する。

40

【0043】

M n：0.9～1.5%

上記M nは、C r、Bなどと同様に、鋼の硬化能を確保するために添加される。M nの

50

含有量が0.9%未満では、十分な硬化能を確保し難くベイナイトが生成される場合があるため、十分な強度を確保することが困難である。また、Mnの含有量が1.5%を超えると、鋼板の製造コストが上昇するだけでなく、鋼材の内部にMnが偏析されることによって、HPF成形部材の曲げ性を著しく低下させる可能性がある。これを考慮して、本発明では、Mnの含有量を0.9～1.5%の範囲に制限することが好ましい。

【0044】

P：0.03%以下（0%は含まない）

上記Pは、粒界偏析元素で、HPF成形部材の多くの特性を阻害させる元素であるため、可能であれば少なく添加されることが好ましい。Pの含有量が0.03%を超えると、成形部材の曲げ性、衝撃特性及び溶接性などが劣化するため、その上限を0.03%に制限することが好ましい。

10

【0045】

S：0.01%以下（0%は含まない）

上記Sは、鋼中に不純物として存在し、成形部材の曲げ性及び溶接性を阻害する元素であるため、可能であれば少なく添加されることが好ましい。Sの含有量が0.01%を超えると、成形部材の曲げ性及び溶接性などが悪くなるため、その上限を0.01%に制限することが好ましい。

【0046】

Al：0.01～0.05%

上記Alは、Siと同様に、製鋼における脱酸作用を目的に添加される。その目的を達成するためにAlは0.01%以上添加される必要がある。Alの含有量が0.05%を超えると、その効果は飽和するだけでなく、めっき材の表面品質を悪くするため、その上限を0.05%に制限することが好ましい。

20

【0047】

Cr：0.05～0.5%

上記Crは、Mn、Bなどと同様に、鋼の硬化能を確保するために添加される。Crの含有量が0.05%未満では、十分な硬化能を確保することは困難であり、Crの含有量が0.5%を超えると、硬化能は十分に確保可能であるが、その特性が飽和するだけでなく、鋼材の製造コストが上昇しかねない。これを考慮して、本発明では、上記Crの含有量を0.05～0.5%の範囲に制限することが好ましい。

30

【0048】

Ti：0.01～0.05%

上記Tiは、鋼中の不純物として残存する窒素と結合しTiNを生成させることにより、硬化能の確保に必須の固溶Bを残留させるために添加される。Tiの含有量が0.01%未満では、その効果を十分に期待することが困難であり、Tiの含有量が0.05%を超えると、その特性が飽和する可能性があるだけでなく、鋼材の製造コストが上昇しかねない。これを考慮して、本発明では、上記Tiの含有量を0.01～0.05%の範囲に制限することが好ましい。

【0049】

B：0.001～0.005%

上記Bは、Mn及びCrと同様に、HPF成形部材において硬化能を確保するために添加される。上記目的を達成するために、Bは0.001%以上添加される必要がある。Bの含有量が0.005%を超えると、その効果は飽和するだけでなく、熱間圧延性を著しく低下させる。したがって、本発明では、上記Bの含有量を0.001～0.005%の範囲に制限することが好ましい。

40

【0050】

N：0.009%以下

上記Nは、鋼中に不純物として存在し、可能であれば少なく添加されることが好ましい。Nの含有量が0.009%を超えると、鋼材の表面不良を引き起こしかねないため、その上限を0.009%に制限することが好ましい。

50

【0051】

次に、本発明のH P F成形部材を成す素地鋼板は、以下の成分をさらに含有することがより好ましい。

【0052】

M o + W : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 %

上記M oとWは、硬化能及び析出強化元素で、高強度をさらに確保するという効果が大きい。M oとWの添加量の合計が0 . 0 0 1 %未満では、十分な硬化能及び析出強化の効果を得ることができず、0 . 5 %を超えると、その効果が飽和するだけでなく、製造コストが上昇しかねない。したがって、本発明では、上記M o + Wの含有量を0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 %の範囲に制限することが好ましい。

10

【0053】

N b、Z r及びVのうち1種以上：合計0 . 0 0 1 ~ 0 . 4 %

上記N b、Z r及びVは、鋼板の強度上昇、結晶粒微細化及び熱処理特性を向上させる元素である。上記N b、Z r及びVのうち1種以上の含有量が0 . 0 0 1 %未満であると上記のような効果を期待することは困難であり、その含有量が0 . 4 %を超えると製造コストが上昇しすぎるようになる。したがって、本発明では、このような元素の含有量を0 . 0 0 1 ~ 0 . 4 %に制限することが好ましい。

【0054】

C u + N i : 0 . 0 0 5 ~ 2 . 0 %

上記C uは、微細なC u析出物を生成して強度を向上させる元素であり、上記N iは、強度上昇及び熱処理性を向上させるのに有効な元素である。もし、上記成分の合計が0 . 0 0 5 %未満であると、目的の強度を十分に得ることができず、2 . 0 %を超えると、操業性を低下させ、製造コストを上昇させかねない。これを考慮して、本発明では、C u + N i : 0 . 0 0 5 ~ 2 . 0 %に制御することが好ましい。

20

【0055】

S b、S n及びB iのうち1種以上：0 . 0 3 %以下

上記S b、S n、及びB iは、粒界偏析元素で、H P F加熱時にめっき層と素地鉄の界面に濃化し、めっき層の密着性を向上させることができる。めっき層の密着力を向上させることにより、熱成形時のめっき層の脱落防止の一助とすることができる。S b、S n、及びB iは、類似した特性を有するため、3つの元素を混合して用いることも可能である。その際、1種以上の合計を0 . 0 3 %以下にすることが好ましい。これは、もし、上記成分の合計が0 . 0 3 %を超えると、熱間成形時に素地鉄の脆性が悪化するおそれがあるためである。

30

【0056】

本発明のH P F成形部材は、上述した鋼組成成分を有する素地鋼板の表面に形成された溶融アルミニウムめっき層を有しており、このようなめっき層は、知られているように、軟質の拡散層及び硬質の合金層からなる。また、上記合金化層は、脆性を有するF e₂ A l₅の基地相、及び延性を有するタウ相（F e A l）を含んで構成される。その際、本発明において、上記タウ相は、上記合金層と拡散層の境界及び上記合金層の内部に形成されており、上記合金層の内部に形成されるタウ相は、めっき層の厚さに対して垂直方向に5 0 %以上の区間で互いに連結された帯状を成してもよい。

40

【0057】

本発明では、上記合金層にタウ相（F e A l）が、面積%で、1 0 ~ 3 0 %の範囲で存在することが好ましい。これは、もし、タウ相の面積率が1 0 %未満であると、めっき層が機械的に脆弱であるため、プレス加工時にめっき層の脱落が多くなり、3 0 %を超えると溶接性が悪くなる可能性があるためである。

【0058】

また、本発明では、上記タウ相が、自体重量%で、S iを1 0 %以上、C rを0 . 2 %以上含んで（残余成分は、A l及びF eである）組成されることが好ましい。上記タウ相の組成成分を上記のように制御することにより、脆性を有する上記合金層の厚さを3 5 μ

50

m以下になるように制御できるだけでなく、タウ相の面積分率も制御することができる。これにより、本発明が求めるプレス成形時の耐パウダリング性に優れたH P F成形部材を提供することができる。

【0059】

より好ましくは、上記タウ相は、自体重量%で、S i : 10 ~ 12 %、M n + C r : 1 . 3 ~ 2 . 0 %、残部A l 及びF eを含んで組成されるようにすることである。

【0060】

また、本発明では、上記溶融アルミニウムめっき層において上記硬質の合金層と軟質の拡散層との厚さ比が1 . 5 ~ 3 . 0を満たすことがより好ましい。

【0061】

上述したような素地鋼板の鋼組成成分とめっき層の構成により、本発明のH P F成形部材は、熱間成形時のめっき層の脱落などの欠陥を防止することができ、耐パウダリング性を改善することができる。

【0062】

次に、プレス成形時の耐パウダリング性に優れた本発明のH P F成形部材の製造方法について説明する。

【0063】

まず、本発明では、上述したような鋼組成成分を有する鋼板を設ける。本発明では、上記鋼板として冷延鋼板を用いることができるだけでなく、熱延鋼板を用いることもできる。

【0064】

具体的には、上記鋼板としてスケールが除去された熱延鋼板、または上記熱延板を冷延した後に得られる冷延鋼板を用いることができる。その際、上記冷延鋼板としては、熱延鋼板を冷延した後、750 ~ 850℃の還元性ガス雰囲気中で焼鈍熱処理を行ったものも含まれる。

【0065】

続いて、本発明では、上記鋼板を550 ~ 850℃の温度で加熱した後、640 ~ 680℃で維持され、その組成成分が、重量%で、S i : 9 ~ 11 %、F e : 3 %未満、残部A l 及びその他の不可避不純物を含んで組成される溶融アルミニウムめっき浴に浸漬して溶融アルミニウムめっきを行う。

【0066】

即ち、溶融アルミニウムめっきのために、本発明では、上記鋼板を加熱炉に装入して加熱する。その際、その加熱温度の範囲を550 ~ 850℃に制限することが好ましい。これは、上記鋼板の加熱温度が550℃未満であると、めっき浴との温度差が過度に大きくなるため、溶融めっき時のめっき浴の温度を冷却させ、めっきの品質が低下するおそれがあり、850℃を超えると、高温による設備劣化が懸念されるためである。

【0067】

続いて、640 ~ 680℃で維持され、その組成成分が、重量%で、S i : 9 ~ 11 %、F e : 3 %未満、残部A l 及びその他の不可避不純物を含んで組成される溶融アルミニウムめっき浴に、上記加熱された鋼板を浸漬して溶融アルミニウムめっき処理を行う。これは、もし、上記めっき浴の温度が640℃未満であると、めっき層の厚さ形成の均質化が低下し、680℃を超えると、高温による浸食現象が原因でめっき浴のポート (p o r t) が劣化するおそれがあるためである。

【0068】

一方、本発明では、上記溶融アルミニウムめっき浴の組成成分を、重量%で、S i : 9 ~ 11 %、F e : 3 %未満、残部A l 及びその他の不可避不純物を含んで組成されることが求められる。

【0069】

もし、S i の含有量が9%未満であると、めっき層の形成が不均一化するだけでなく、H P F加熱時にめっき層のタウ相の形成が不十分で、プレス時のめっき層の破損が懸念さ

10

20

30

40

50

れ得る。これに対し、S iの含有量が11%を超えると、めっき浴の溶解温度が上がり、めっき浴の管理温度を上昇させなければならないという問題点がある。

【0070】

また、めっき浴中のF eは、めっきの過程で鋼板からめっき浴に溶解される。しかし、めっき浴中のF eの含有量が3%以上であると、めっき浴にドロスというF e A l化合物の塊が形成されやすく、めっきの品質を阻害するため、3%未満に管理する必要がある。

【0071】

一方、溶融めっき後、凝固過程で凝固組織が決定されるが、その際の凝固組織は、H P F加熱過程で合金化とタウ相の生成に重要な影響を及ぼすため、凝固速度を制御する必要がある。凝固後のA lめっき層は、H v 70~100の範囲の硬度を有するA l相とH v 800~1000の硬度を有するF e A l S iの3元合金相が混在した組織を有するようになるが、この組織が不均一な場合、H P F加熱過程でタウ相の生成が十分でなかったり、連続性を有しなかったりするため、めっき層の脆化を抑制するのによくない。

【0072】

本発明者らの確認結果によると、溶融めっき後、めっき層が凝固するまでの冷却速度が平均15℃/s以内である場合はめっき層の組織が不均一であるが、平均速度が平均15℃以上の場合はめっき層の中心部にA l相以外にF e A l S i合金相が存在しない領域が平均50μm以内で均一に制御される。局部的であっても、めっき層の中心部にF e A l S iの合金相が析出しないA l相の領域が大きくなると、めっき層の強度不均一が発生する。この場合、熱間プレス前にめっき素材コイルを巻き戻したり切断作業をする際に、接触ロールにめっき層が付着するなどの問題が発生し、作業に困難をもたらすこともある。したがって、めっき層の中心部にF e A l S i相が析出する領域の長さを平均50μm以内にするとともに、最大100μmを超えないようにすることが必要である。さらに好ましくは、平均30μm以内が好ましく、最大50μmを超えないのが良い。

【0073】

このような冷却速度を確保するために、溶融めっき直後から凝固に至るまで水蒸気を用いて急冷することが好ましい。これは、水蒸気他に、金属片や液滴(l i q u i d d r o p l e t)で直接めっき表面を冷却する場合、めっき組織の不均一性をもたらす可能性があるためである。

【0074】

その際、本発明では、上記溶融アルミニウムめっきに形成されるめっき層の厚さを25~35μm以内になるように制御することが好ましい。これは、溶融めっきの結果、めっき層の厚さが25μm未満であると、めっき層による部材の保護が十分に行われず、35μm以上では、加熱後にめっき層の機械的物性が脆化し、めっき層にパウダリングが発生する可能性があるためである。

【0075】

また、本発明では、上記溶融アルミニウムめっき鋼板を880~930℃の温度で加熱した後、一定時間維持することにより、その表面に形成された溶融アルミニウムめっき層を合金化する。本発明では、上記溶融めっき鋼板を少なくとも880℃以上で加熱することが必要である。これは、めっき鋼板の温度が880℃未満では、鋼組織のオーステナイト均質化が低下する可能性があるためである。これに対し、鋼板の温度が930℃を超えると、めっき層が熱的劣化するおそれがある。

【0076】

このような加熱処理により、上記溶融アルミニウムめっき層は合金化する。即ち、軟質の拡散層及び硬質の合金層からなる溶融アルミニウムめっき層を得ることができる。上記合金層は、脆性を有するF e₂ A l₅の基底相、及び延性を有するタウ相(F e A l)を含んで構成される。

【0077】

本発明では、上記合金層には、タウ相(F e A l)が、面積%で、10~30%の範囲で存在することが好ましい。また、上記タウ相が、自体重量%で、S iを10%以上、C

10

20

30

40

50

rを0.2%以上含んで(残余成分は、Al及びFeである)組成されることが好ましく、上記タウ相が、自体重量%で、Si:10~12%、Mn+Cr:1.3~2.0%、残部Al及びFeを含んで組成されることがより好ましい。

【0078】

さらに、本発明では、上記合金化した溶融アルミニウムめっき層で上記硬質の合金層と軟質の拡散層との厚さ比が1.5~3.0を満たすことがより好ましい。

【0079】

一方、本発明において、上記維持時間は10分間を超えないように管理することが好ましい。

【0080】

続いて、本発明では、上記合金化した溶融めっき鋼板を熱間成形するとともに、300℃以下の温度範囲まで急冷させることでHPF成形品を製造する。即ち、合金化処理された鋼板は、内部が水冷されるプレス成形金型で成形処理され、鋼板の温度が300℃以下になった後、金型から加工部材を取り出すことでHPF加工を終了する。熱間プレス後、鋼板の温度300℃以上で成形部材を金型から取り出すと熱応力によって変形するおそれがある。

【0081】

また、本発明の一実施例によると、上記加熱された鋼板を、金型による熱間成形するに先立って、上記加熱された鋼板を冷却する段階をさらに含むことができる。このような冷却過程により、めっき層に応力が蓄積されないようにして、金型による成形時にめっき層の亀裂を抑制するという効果があることを確認した。但し、本段階は、本発明の効果を最大限にするためのものに過ぎず、必須的に行われる必要があるものではない。

【0082】

上記冷却時に、冷却速度は20~100℃/sであることが好ましい。もし、冷却速度が20℃/s未満の場合は冷却効果を期待することができない。これに対し、100℃/sを超える場合は、過冷により熱間プレスによるマルテンサイト変態の効果が減少するおそれがある。

【0083】

上記冷却時に、冷却終了温度は700~780℃であることが好ましい。もし、冷却終了温度が700℃未満の場合は、熱間プレスによるマルテンサイト変態の効果が減少するおそれがある。これに対し、780℃を超える場合は、冷却によるめっき層の亀裂抑制効果が減少するおそれがある。

【実施例】

【0084】

以下、実施例を通じて本発明をより具体的に説明する。

【0085】

まず、重量%で、C:0.227、Si:0.26、Mn:1.18、P:0.014、S:0.0024、Al:0.035、Cr:0.183、Ti:0.034、B:0.0023、N:0.0040の組成を有する厚さ1.4mmの冷延鋼板を設けた後、上記冷延鋼板の表面のオイル及び汚染物質を洗浄して除去した。

【0086】

上記冷延鋼板を760℃で加熱した後、660℃で維持されるめっき浴に浸漬して、鋼板上に溶融アルミニウムめっき層を形成させた。その際、めっき浴中のAl以外の成分では、Siの含有量が8~11%に変わり、Feの含有量は1.7~2.5%の範囲内で評価した。その後、溶融アルミニウムめっき層が形成されためっき鋼板を冷却した。その際の冷却速度は、下記表1に記載の発明例1、発明例2、発明例3、比較例1及び比較例2をそれぞれ15℃/s、35℃/s、45℃/s、14℃/s及び12℃/sに制御した。

【0087】

続いて、上記冷却されためっき鋼板を、下記表1のように、900~930℃の加熱炉

10

20

30

40

50

に入れて5～6分間加熱した後、H P Fを連続して行った。その際、成形部材の表面にめっき層から脱落した破片がもたらす欠陥が幅0.5 mm以上でありその数が5つ以上になるまで連続作業を行った。

【0088】

下記表1は、プレス成形性の評価に用いられためっき鋼板の製造に用いられためっき浴の組成及びめっき層の厚さや、熱処理後のタウ相の分率、組成の厚さなどを示しており、さらに、連続操作が可能な回数を要約して示している。但し、金型の形状及び材質によって連続操作回数の絶対値は変わり得る。本実施例では、合金層の構造と組成によって連続操作回数の増減が確実に変わることが分かる。

【0089】

10

【表1】

区分	めっき浴の組成 (wt%)			加熱温度 (°C)	加熱時間 (分)	タウ相分率 (%)	タウ相の組成 (wt%)				合金層の厚さ (μm)	合金層/拡散層の比	連続操作回数
	Al	Si	Fe				Al	Si	Cr	Mn			
発明例1	88.5	9.7	1.8	900	5	21	22.6	10.29	0.28	1.3	30.5	2.8	255
発明例2	88.5	9.7	1.8	930	6	27	23.5	10.50	0.23	1.4	30.2	1.75	290
発明例3	87.0	11	2.0	900	6	19	21.1	11.5	0.25	1.2	29.4	2.2	260
比較例1	89.1	8.8	2.0	900	6	7.2	28.5	8.34	0.15	1.1	36	9.5	80
比較例2	89.5	8.0	2.5	900	6	5.9	29.5	8.11	0.18	1.0	37	8.2	85

20

*表1において、タウ相の分率とは合金層内のタウ相の分率を意味し、タウ相の組成とは自体重量%を意味する（残部F e）。

【0090】

上記表1に示されたように、合金層を成すタウ相の組成成分において、S iを10%以上、C rを0.2%以上含む発明例1～3の場合は、合金層の厚さがすべて35 μm以下であり、さらに、連続操作回数も255以上と優れていることが分かる。

【0091】

30

一方、図1は本発明例1のめっき層の断面を示す写真である。図1に示されたように、H P F加工後のめっき層は合金層及び拡散層で構成され、タウ相は合金層内の色が濃い部分として示されることが分かる。

【0092】

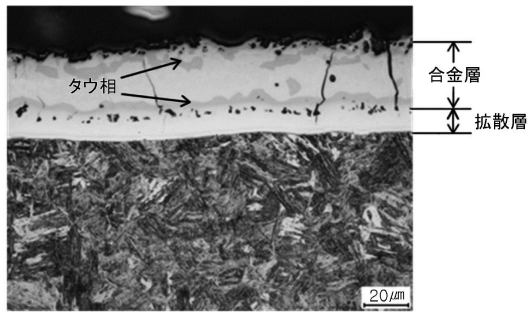
これに対して、合金層を成すタウ相の組成成分において、S iを10%未満含有している比較例1及び2は、合金層の厚さがすべて35 μmを超え、さらに、連続操作回数も85以下と悪いことが分かる。図2は本比較例1のめっき層の断面を示す組織写真である。

【0093】

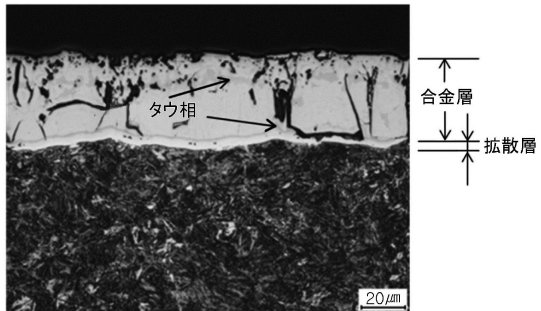
以上、実施例を参照して説明したが、当該技術分野の熟練した当業者は、添付の特許請求の範囲に記載された本発明の思想及び領域から外れない範囲内で、本発明を多様に修正及び変更できることを理解することができる。

40

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I	
C 2 3 C	2/28	(2006.01)	C 2 2 C 21/02
B 2 1 D	22/20	(2006.01)	C 2 3 C 2/28
			B 2 1 D 22/20 G
			B 2 1 D 22/20 H
			B 2 1 D 22/20 Z

(72)発明者 ソン、 イルーリョン
 大韓民国 545-711 チョルラナムード クァンヤンシー ポッポサランーギル 20-2
 6 クァンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付

(72)発明者 ペ、 デーチョル
 大韓民国 790-360 キョンサンブクード ポハンシー ナムーグ ドンヘアンーロ 62
 62 ポハン アイアン アンド スティール ワークス 気付

(72)発明者 キム、 フンユン
 大韓民国 545-711 チョルラナムード クァンヤンシー ポッポサランーギル 20-2
 6 クァンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付

審査官 祢屋 健太郎

(56)参考文献 特開2010-018860 (JP, A)
 米国特許第08986849 (US, B2)
 特開2000-256816 (JP, A)
 特開2014-201765 (JP, A)
 特開昭62-199759 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
 C 2 3 C 2/00-2/40