

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7402232号
(P7402232)

(45)発行日 令和5年12月20日(2023.12.20)

(24)登録日 令和5年12月12日(2023.12.12)

(51)国際特許分類		F I	
C 2 3 C	2/28 (2006.01)	C 2 3 C	2/28
C 2 3 C	2/12 (2006.01)	C 2 3 C	2/12
C 2 2 C	38/00 (2006.01)	C 2 2 C	38/00 3 0 1 T
C 2 2 C	38/06 (2006.01)	C 2 2 C	38/06
C 2 1 D	9/00 (2006.01)	C 2 1 D	9/00 A
請求項の数 6 (全14頁) 最終頁に続く			
(21)出願番号	特願2021-530074(P2021-530074)	(73)特許権者	522492576
(86)(22)出願日	令和1年11月20日(2019.11.20)		ポスコ カンパニー リミテッド
(65)公表番号	特表2022-513651(P2022-513651 A)		大韓民国 キョンサンブクド ポハナー
			シ ナム－グ ドンヘアン－ロ 6 2 6 1
(43)公表日	令和4年2月9日(2022.2.9)	(74)代理人	100083806
(86)国際出願番号	PCT/KR2019/015951		弁理士 三好 秀和
(87)国際公開番号	WO2020/111648	(74)代理人	100111235
(87)国際公開日	令和2年6月4日(2020.6.4)		弁理士 原 裕子
審査請求日	令和3年7月13日(2021.7.13)	(74)代理人	100195257
(31)優先権主張番号	10-2018-0153165		弁理士 大淵 一志
(32)優先日	平成30年11月30日(2018.11.30)	(74)代理人	100134382
(33)優先権主張国・地域又は機関	韓国(KR)		弁理士 加藤 澄恵
前置審査		(72)発明者	キム、 ソン－ウ
			大韓民国 5 7 8 0 7 チョルラナムード
			クァンヤン－シ ポッポサラン－ギル 2
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 熱間成形部材及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

素地鋼板と、前記素地鋼板上に形成されたアルミニウム合金めっき層と、を含む熱間成形部材であって、

前記アルミニウム合金めっき層は、

前記素地鋼板上に形成され、重量％で、Al：5～30％、Si：0～10％、残部Fe、及びその他の合金化による不可避不純物を含む合金化層（Ⅰ）と、

前記合金化層（Ⅰ）上に形成され、重量％で、Al：30～60％、Si：0～5％、残部Fe、及びその他の合金化による不可避不純物を含む合金化層（Ⅱ）と、

前記合金化層（Ⅱ）上に形成され、重量％で、Al：20～50％、Si：5～20％、残部Fe、及びその他の合金化による不可避不純物を含む合金化層（Ⅲ）と、

前記合金化層（Ⅲ）の表面の少なくとも一部に連続的または不連続的に形成され、Al：30～60％、Si：0～5％、残部Fe、及びその他の合金化による不可避不純物を含む合金化層（Ⅳ）と、を含み、

前記アルミニウム合金めっき層の最表面に露出した合金化層（Ⅲ）の比率が10％以上であり、

前記合金化層（Ⅲ）の硬度が合金化層（Ⅳ）より低い、熱間成形部材。

【請求項2】

前記合金化層（Ⅲ）に複数の空隙（pore）が形成されており、

前記合金化層（Ⅲ）の空隙率が5～50％であることを特徴とする、請求項1に記

載の熱間成形部材。

【請求項 3】

前記素地鋼板は、重量％で、C：0.04～0.5％、Si：0.01～2％、Mn：0.1～5％、P：0.001～0.05％、S：0.0001～0.02％、Al：0.001～1％、N：0.001～0.02％、残部Fe、及びその他の不純物を含むことを特徴とする、請求項1に記載の熱間成形部材。

【請求項 4】

前記素地鋼板は、重量％で、B：0.001～0.01％、Cr：0.01～1％、Ti：0.001～0.2％のうち1種以上をさらに含むことを特徴とする、請求項3に記載の熱間成形部材。

【請求項 5】

素地鋼板の表面をアルミニウムめっきし、巻き取ってアルミニウムめっき鋼板を得る段階と、

アルミニウムめっき鋼板を焼鈍してアルミニウム－鉄合金めっき鋼板を得る段階と、

前記アルミニウム－鉄合金めっき鋼板を熱間プレス成形する段階と、を含む熱間成形部材の製造方法であって、

前記アルミニウムめっき量は、鋼板の片面を基準として30～200 g/m²であり、

アルミニウムめっき後の250℃までの冷却速度を20℃/秒以下とし、

巻き取り時における巻取張力を0.5～5 kg/mm²とし、

前記焼鈍は、箱焼鈍炉で、550～750℃の加熱温度範囲で30分～50時間行い、

前記焼鈍時に常温から前記加熱温度まで加熱する時に、平均昇温速度を10～100℃/hとし、かつ400～500℃の区間の平均昇温速度を1～15℃/hとし、

前記箱焼鈍炉内の雰囲気温度と鋼板温度との差を5～80℃とし、

熱間プレス成形時に、Ac3～950℃の温度範囲で熱処理し、この際、200℃からAc3～950℃の温度範囲まで3～18℃/sの昇温速度で加熱し、総加熱時間を1～15分間として熱処理した後に熱間プレス成形する、請求項1～4のいずれか一項に記載の熱間成形部材の製造方法。

【請求項 6】

前記熱間成形部材の製造方法により熱間成形部材を500回生産した時に、熱間成形金型の10点平均摩耗深さが15 μm以下であることを特徴とする、請求項5に記載の熱間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、熱間成形部材及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、石油エネルギー資源の枯渇と環境に関する高い関心により、自動車の燃費向上に対する規制が益々強化されている。材料の側面から、自動車の燃費を向上させるための方法の1つとして、自動車に用いられる鋼板の厚さを減少させる方法が挙げられるが、厚さを減少させる場合には、自動車の安全性の問題が発生する可能性があるため、鋼板の強度向上が必ず確保される必要がある。

【0003】

このような理由から、高強度鋼板に対する需要が継続的に発生し、種々の鋼板が開発されている。ところで、これらの鋼板は、それ自体が高い強度を有するため、加工性が不良であるという問題がある。すなわち、鋼板のグレード毎に、強度と伸びの積が常に一定の値を有する傾向を示すため、鋼板の強度が高くなる場合には、加工性の指標となる伸びが減少するという問題があった。

【0004】

このような問題を解決するために、熱間プレス成形法が提案されている。熱間プレス成

10

20

30

40

50

形法は、鋼板を加工しやすい高温で加工した後、これを低温に急冷することで、鋼板中にマルテンサイトなどの低温組織を形成させ、最終製品の強度を上げる方法である。この場合、高強度を有する部材を製造する時に加工性の問題を最小化できるという利点がある。

【0005】

しかしながら、上記熱間プレス成形法を用いる場合には、鋼板を高温に加熱することにより鋼板表面が酸化するため、プレス成形後に鋼板表面の酸化物を除去する過程の追加が必要であるという問題があった。このような問題を解決するための方法として、米国特許第6,296,805号公報の技術が提案されている。上記米国特許第6,296,805号公報では、アルミニウムめっきを行った鋼板を熱間プレス成形または常温成形後に加熱し、急冷する過程（簡略には「後熱処理」）を用いており、この場合、アルミニウムめ

10

【0006】

しかし、アルミニウムめっきを行った鋼板を熱間プレス成形する場合、熱間成形時に、素材の強度が高温において非常に低いにもかかわらず、金型摩耗が激しく生じるという問題が発生している。これは、めっきされた鋼板を熱間成形のために加熱する過程でアルミニウムめっき層に素地鉄が拡散し、鋼板の表面には硬質のFe及びAlの合金層が形成されるが、上記合金層の硬度が、通常、工具鋼からなる金型素材の硬度より高いため、プレス成形により金型摩耗が激しく生じるためと判断される。これにより、アルミニウムめっきを行った鋼板を熱間プレス成形する場合、短い周期で金型を研削または交替せざるを得ないため、熱間成形部材の製造コストが大幅に増加するという問題がある。

20

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

本発明は、熱間成形時における熱間成形金型の摩耗が少ない熱間成形部材及びその製造方法を提供することを目的とする。

【0008】

本発明の課題は上述の内容に限定されない。本発明が属する技術分野において通常の知識を有する者であれば、本発明明細書の全体的な事項から本発明の付加的な課題を理解するのに何ら困難がない。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明の一側面は、素地鋼板と、上記素地鋼板上に形成されたアルミニウム合金めっき層と、を含む熱間成形部材であって、上記アルミニウム合金めっき層は、上記素地鋼板上に形成され、重量%でAl:5~30%を含む合金化層(I)と、上記合金化層(I)上に形成され、重量%でAl:30~60%を含む合金化層(II)と、上記合金化層(II)上に形成され、重量%でAl:20~50%及びSi:5~20%を含む合金化層(III)と、上記合金化層(III)の表面の少なくとも一部に連続的または不連続的に形成され、Al:30~60%を含む合金化層(IV)と、を含み、上記アルミニウム合金めっき層の最表面に露出した合金化層(III)の比率が10%以上である、熱間成形部材である。

40

【0010】

上記合金化層(III)に複数の空隙(pore)が形成されており、上記合金化層(III)の空隙率が5~50%であることができる。

【0011】

上記素地鋼板は、重量%で、C:0.04~0.5%、Si:0.01~2%、Mn:0.1~5%、P:0.001~0.05%、S:0.0001~0.02%、Al:0.001~1%、N:0.001~0.02%、残部Fe、及びその他の不純物を含むことができる。

【0012】

上記素地鋼板は、重量%で、B:0.001~0.01%、Cr:0.01~1%、T

50

i : 0.001 ~ 0.2 %のうち1種以上をさらに含むことができる。

【0013】

本発明の他の側面は、素地鋼板の表面をアルミニウムめっきし、巻き取ってアルミニウムめっき鋼板を得る段階と、アルミニウムめっき鋼板を焼鈍してアルミニウム-鉄合金めっき鋼板を得る段階と、上記アルミニウム-鉄合金めっき鋼板を熱間プレス成形する段階と、を含む熱間成形部材の製造方法であって、上記アルミニウムめっき量は、鋼板の片面を基準として30 ~ 200 g/m²であり、アルミニウムめっき後の250℃までの冷却速度を20℃/秒以下とし、巻き取り時における巻取張力を0.5 ~ 5 kg/mm²とし、上記焼鈍は、箱焼鈍炉で、550 ~ 750℃の加熱温度範囲で30分 ~ 50時間行い、上記焼鈍時に常温から上記加熱温度まで加熱する時に、平均昇温速度を10 ~ 100℃/hとし、かつ400 ~ 500℃の区間の平均昇温速度を1 ~ 15℃/hとし、上記箱焼鈍炉内の雰囲気温度と鋼板温度との差を5 ~ 80℃とし、熱間プレス成形時に、Ac3 ~ 950℃の温度範囲で熱処理し、この際、200℃からAc3 ~ 950℃の温度範囲まで3 ~ 18℃/sの昇温速度で加熱し、総加熱時間を1 ~ 15分間として熱処理した後に熱間プレス成形する、熱間成形部材の製造方法である。

10

【0014】

上記熱間成形部材の製造方法により熱間成形部材を500回生産した時に、熱間成形金型の10点平均摩耗深さが15 μm以下であることができる。

【発明の効果】

【0015】

本発明によると、熱間成形部材を製造する場合、めっき層の表面硬度が熱間成形金型より低く、金型の摩耗が減少することで、熱間成形金型の研削または交替周期を増加させることができるため、熱間成形部材の製造コスト及び生産効率が向上するという効果がある。

20

【0016】

本発明の多様で且つ有益な利点と効果は、上述の内容に限定されず、本発明の具体的な実施形態を説明する過程でより容易に理解されることができる。

【図面の簡単な説明】

【0017】

【図1】発明例1により製造された熱間成形部材のめっき層の断面を観察した走査型電子顕微鏡写真である。

30

【図2】比較例1により製造された熱間成形部材のめっき層の断面を観察した走査型電子顕微鏡写真である。

【発明を実施するための形態】

【0018】

以下、本発明の一側面による熱間成形部材について詳細に説明する。本発明において、各元素の含量を表す時に、特に断りのない限り、重量%を意味するということに留意する必要がある。また、結晶や組織の比率は、特に異なって表現しない限り、面積を基準とする。

【0019】

〔熱間成形部材〕

40

まず、本発明の一側面による熱間成形部材は、素地鋼板と、上記素地鋼板上に形成されたアルミニウム合金めっき層と、を含み、上記アルミニウム合金めっき層は、上記素地鋼板上に形成され、重量%でAl : 5 ~ 30%を含む合金化層(I)と、上記合金化層(I)上に形成され、重量%でAl : 30 ~ 60%を含む合金化層(II)と、上記合金化層(II)上に形成され、重量%でAl : 20 ~ 50%及びSi : 5 ~ 20%を含む合金化層(III)と、上記合金化層(III)の表面の少なくとも一部に連続的または不連続的に形成され、Al : 30 ~ 60%を含む合金化層(IV)と、を含む。

【0020】

好ましくは、上記各合金層は、下記のような成分範囲を有することができる。上記合金化層(I)は、重量%で、Al : 5 ~ 30%、Si : 0 ~ 10%、残部Fe、及びその他

50

の合金化による不可避不純物を含むことができ、上記合金化層（ⅠⅠ）は、重量％で、Al：30～60％、Si：0～5％、残部Fe、及びその他の合金化による不可避不純物を含むことができ、上記合金化層（ⅠⅠⅠ）は、重量％で、Al：20～50％、Si：5～20％、残部Fe、及びその他の合金化による不可避不純物を含むことができ、そして、上記合金化層（ⅠⅤ）は、重量％で、Al：30～60％、Si：0～5％、残部Fe、及びその他の合金化による不可避不純物を含むことができる

【0021】

素地鋼板にアルミニウムをめっきした後、熱処理を行うと、素地鋼板のFeが、Al含量の高いアルミニウムめっき層に拡散される。本発明の熱間成形部材では、合金化のための焼鈍処理及び熱間プレス成形時の熱処理により、めっき層でAl及びFeの合金化がなされ、Feの合金化程度によって合金化層（Ⅰ）～（ⅠⅤ）からなる層構造が形成されるようになる。

【0022】

上記合金化層（ⅠⅤ）は、合金化層（ⅠⅠⅠ）の表面の少なくとも一部に連続的または不連続的に形成されることができる。すなわち、上記合金化層（ⅠⅤ）は、合金化層（ⅠⅠⅠ）の全表面に形成されているのではなく、表面の一部に形成されていてもよい。

【0023】

また、上記合金化層（ⅠⅤ）が合金化層（ⅠⅠⅠ）の表面の少なくとも一部に形成されることで、上記合金化層（ⅠⅠⅠ）の表面の一部が、上記アルミニウム合金めっき層の最表面に露出することができる。ここで、最表面とは、素地鋼板の反対側の、上記アルミニウム合金めっき層の最も外側表面を意味する。上記アルミニウム合金めっき層の表面に酸化物層が形成されている場合には、上記酸化物層を除いた残りの層のうち最上端の表面を意味する。

【0024】

この際、上記アルミニウム合金めっき層の最表面に露出した合金化層（ⅠⅠⅠ）の比率は10％以上であることが好ましい。ここで、上記最表面に露出した合金化層（ⅠⅠⅠ）の比率は、合金めっき層の断面を観察した時に、最表面部の全長に対する、合金化層（ⅠⅠⅠ）が露出した領域の長さの比率と定義することができ、場合によっては、上記アルミニウム合金めっき層の最表面の表面積に対する、上記最表面に露出した合金化層（ⅠⅠⅠ）の表面積の面積比率と定義することもできる。上記合金化層のうち、合金化層（ⅠⅠ）及び合金化層（ⅠⅤ）の硬度は約900Hvレベルと非常に高いのに対し、合金化層（Ⅰ）及び合金化層（ⅠⅠⅠ）の硬度は約300～700Hvレベルであり、合金化層（ⅠⅠ）及び合金化層（ⅠⅤ）に比べて比較的低い。したがって、熱間プレス成形時に、金型と当接するアルミニウム合金めっき層の最表面での、硬度が比較的低い合金化層（ⅠⅠⅠ）の露出面積が広がると、全体的に最表面の平均硬度が低くなり、金型の摩耗が減少するようになる。

【0025】

最表面に露出した合金化層（ⅠⅠⅠ）の比率が10％未満である場合には、最表面の平均硬度と金型硬度の差が小さくなり、金型摩耗を効果的に抑制できなくなる。金型摩耗の抑制の点から、アルミニウム合金めっき層の最表面の硬度は低いほど好ましいため、上記の比率の上限は別に限定する必要がない。好ましくは、上記の比率は15％以上であり、場合によっては20％以上であることができる。

【0026】

一方、合金化層（ⅠⅠⅠ）には複数の空隙（pore）が形成されていることができる。アルミニウムめっき鋼板を箱焼鈍炉で所定の条件で合金化熱処理してアルミニウム合金めっき鋼板を製造すると、上記アルミニウム合金めっき鋼板には複数の合金層が形成され、互いに異なる成分の合金層間におけるFe、Al、Siなどの相互拡散係数の差により、上端部の合金層には複数の空隙が形成されるようになる。この際、合金層の上端部に行くにつれてより複数の空隙が形成されていて空隙率が高く、上記アルミニウム合金めっき鋼板を加熱してから熱間プレス成形すると、高い密度の空隙を有する最上端の合金層がブ

10

20

30

40

50

レス成形により碎けて小さい粒が形成され、この小さい粒が転がって発生する転がり摩擦 (rolling friction) が、鋼板と金型の間の滑り摩擦 (sliding friction) より小さいため、金型と鋼板の間の潤滑性が高くなる。ここで、上記空隙率は、合金層 (または合金化層) の断面を観察した時に、各合金層 (または合金化層) の面積に対する空隙面積の比率と定義することができる。

【0027】

但し、図1に示されたように、熱間プレス成形時に、合金化層 (I V) の殆どの領域がプレス成形により碎けるため、熱間成形部材では合金化層 (I V) の空隙率を測定しにくい。したがって、プレス成形による影響を小さく受け、かつプレス成形前に合金化層 (I V) の空隙率と緊密な関連性を示す合金化層 (I I I) の空隙率を用いて本発明の特性を示した。

10

【0028】

これにより、本発明の一側面による熱間成形部材の上記合金化層 (I I I) の空隙率は5～50%であることができる。上記空隙率が5%未満である場合には、熱間プレス成形時における転がり摩擦 (rolling friction) 効果による潤滑効果を期待しにくい。これに対し、空隙率が50%を超える場合には、熱間成形部材の合金化層 (I I I) の構造が弱すぎて、連続的な熱間成形時に金型内のめっき層から脱落した粒による金型の汚染が激しくなるという問題が発生する恐れがある。したがって、本発明において、上記空隙率は5～50%であることが好ましく、場合によっては7～50%であることができる。

20

【0029】

一方、本発明の素地鋼板は熱間プレス成形用鋼板であり、熱間プレス成形に用いられるものであれば、その組成が特に制限されない。但し、本発明の一側面によると、重量%で、C: 0.04～0.5%、Si: 0.01～2%、Mn: 0.1～5%、P: 0.001～0.05%、S: 0.0001～0.02%、Al: 0.001～1%、N: 0.001～0.02%、残部Fe、及びその他の不純物を含む。以下、各成分系について詳細に説明する。

【0030】

C: 0.04～0.5%

上記Cは、熱処理部材の強度を向上させるための必須元素であり、適正量で添加されることができる。すなわち、熱処理部材の強度を十分に確保するために、上記Cは0.04%以上添加されることができる。好ましくは、上記Cの含量の下限は0.1%以上であることができる。しかし、その含量が高すぎる場合には、冷延材の生産時に熱延材の冷間圧延を行う際に、熱延材の強度が過度に高く冷間圧延性が大きく劣るだけでなく、スポット溶接性を大きく低下させるため、十分な冷間圧延性とスポット溶接性を確保するために、0.5%以下添加されることができる。また、上記Cの含量は0.45%以下、より好ましくは0.4%以下にその含量を制限してもよい。

30

【0031】

Si: 0.01～2%

上記Siは、製鋼において脱酸剤として添加される必要があり、熱間プレス成形部材の強度に最も大きい影響を与える炭化物の生成を抑える役割を果たす。本発明では、熱間プレス成形において、マルテンサイトの生成後にマルテンサイトのラス (lath) 粒界に炭素を濃化させることで残留オーステナイトを確保するために、0.01%以上の含量で添加されることができる。また、圧延後の鋼板にアルミニウムめっきを行う時に十分なめっき性を確保するために、上記Siの含量の上限を2%に決定することができる。好ましくは、上記Siの含量を1.5%以下に制限してもよい。

40

【0032】

Mn: 0.1～5%

上記Mnは、固溶強化の効果を確保することができるだけでなく、熱間プレス成形部材においてマルテンサイトを確保するための臨界冷却速度を下げるために、0.1%以上の

50

含量で添加されることができる。また、鋼板の強度を適切に維持することで、熱間プレス成形工程の作業性を確保し、製造原価を低減し、スポット溶接性を向上させるという点から、上記Mnの含量は5%以下に制限することができる。

【0033】

P：0.001～0.05%

上記Pは、鋼中に不純物として存在し、できる限りその含量が少ないほど有利である。したがって、本発明において、Pの含量を0.05%以下に制限することができ、好ましくは、0.03%以下に制限してもよい。Pは、少ないほど有利な不純物元素であるため、その含量の上限を特に決定する必要はない。しかし、Pの含量を過度に減少させると製造コストが上昇する恐れがあるため、これを考慮すると、その下限を0.001%にすることができる。

10

【0034】

S：0.0001～0.02%

上記Sは、鋼中に不純物として存在し、部材の延性、衝撃特性、及び溶接性を阻害する元素であるため、最大含量を0.02%に制限し、好ましくは0.01%以下に制限することができる。また、その最小含量が0.0001%未満である場合には製造コストが上昇する恐れがあるため、その含量の下限を0.0001%にすることができる。

【0035】

Al：0.001～1%

上記Alは、Siとともに製鋼で脱酸作用を行って鋼の清浄度を高めることができ、上記効果を得るために、0.001%以上の含量が添加されることができる。また、Ac3温度が過度に高くないようにし、熱間プレス成形時に必要な加熱を適切な温度範囲で行うことができるように、上記Alの含量は1%以下に制限することができる。

20

【0036】

N：0.001～0.02%

上記Nは、鋼中に不純物として含まれる元素であり、スラブの連铸時にクラックの発生に対する敏感度を減少させ、衝撃特性を確保するためには、その含量が低いほど有利であるため、0.02%以下含まれることができる。下限を特に決定する必要はないが、製造コストの上昇などを考慮すると、Nの含量を0.001%以上に決定してもよい。

【0037】

本発明の一側面によるアルミニウム-鉄合金めっき鋼板は、上述の合金組成の他に、追加で、B：0.001～0.01%、Cr：0.01～1%、Ti：0.001～0.2%のうち1種以上をさらに含むことができる。

30

【0038】

B：0.001～0.01%

上記Bは、少量添加しても硬化能を向上させることができるだけでなく、旧オーステナイト結晶粒界に偏析され、P及び／またはSの粒界偏析による熱間プレス成形部材の脆性を抑えることができる元素である。したがって、Bは0.0001%以上添加されることができる。しかし、0.01%を超える場合には、その効果が飽和するだけでなく、熱間圧延で脆性をもたらすため、その上限を0.01%にし、好ましくは上記Bの含量を0.005%以下にすることができる。

40

【0039】

Cr：0.01～1%

上記Crは、Mnと同様に、固溶強化の効果、及び熱間成形時の硬化能の向上のために添加する元素であり、上記効果を得るために0.01%以上添加されることができる。但し、部材の溶接性を確保するために、その含量を1%以下に制限することができる。また、1%を超える場合には、添加量に比べて硬化能の向上効果も微小であるため、原価の点からも不利である。

【0040】

Ti：0.001～0.2%

50

上記Tiは、微細析出物の形成による熱処理部材の強度上昇、及び結晶粒の微細化による部材の衝突性能向上に効果があるだけでなく、Bが添加される場合には、Nと先に反応してBの添加効果を極大化させる効果がある。上記効果を得るために、Tiは0.001%以上添加されることができる。しかし、Tiの含量の増加に起因する粗大なTiNの形成は部材の衝突性能を劣化させるため、その含量を0.2%以下に制限することができる。

【0041】

上述の成分以外の残部としては、鉄(Fe)及び不可避不純物が挙げられ、また、熱間プレス成形用鋼板に含まれ得る成分であれば、さらなる添加が特に制限されない。

【0042】

上述の合金組成及び層構造を有する熱間成形部材を製造する場合、熱間プレス成形時に、アルミニウム合金めっき鋼板の表面における硬度の低い合金化層(III)の比率が高くなり、表面の平均硬度が低くなるため、硬度差に起因する金型の摩耗を効果的に低減することができる。特に、熱間成形部材を500回以上生産しても、熱間成形金型の10点平均摩耗深さが15μm以下であることができる。

【0043】

また、熱間プレス成形時に、アルミニウム合金めっき層の上端層である合金化層(III)及び(IV)に複数の空隙が形成されており、上記空隙により、プレス成形時に合金化層(IV)が砕けて転がり摩擦(rolling friction)による潤滑効果が得られることで、金型の損傷をより抑えられる効果を得ることができる。

【0044】

以下、本発明の他の側面による熱間成形部材の製造方法について詳細に説明する。但し、下記の熱間成形部材の製造方法は一例示にすぎず、本発明の熱間成形部材が必ずしも本製造方法により製造されるべきであるというわけではなく、本発明の特許請求範囲を満たす方法であれば、如何なる製造方法であっても本発明の各実現例を実現するにおいて何ら問題がないということに留意する必要がある。

【0045】

〔熱間成形部材の製造方法〕

本発明の熱間成形部材は、熱間圧延または冷間圧延された素地鋼板を準備し、上記素地鋼板の表面にアルミニウムめっきを行い、箱焼鈍炉で合金化熱処理してアルミニウム合金めっき鋼板を得た後、所定の条件で熱間プレス成形することで得ることができる。

【0046】

まず、上述の合金組成を有する素地鋼板を準備し、上記素地鋼板の表面に適切な条件でアルミニウムめっきを行い、これを巻き取ることで、アルミニウムめっき鋼板(コイル)を得る過程が行われる。

【0047】

まず、圧延された鋼板の表面に、片面を基準として30~200g/m²のめっき量でアルミニウムめっき処理を行うことができる。アルミニウムめっきは、通常、type Iと命名されるAlSiめっき(80%以上のAlと5~20%のSiを含み、必要に応じて追加元素も含むことができる)や、type IIと命名されるAlを90%以上含み、必要に応じて追加元素を含むめっきを何れも用いることができる。めっき層を形成するために溶融アルミニウムめっきを行うことができ、めっきの前に、鋼板に対する焼鈍処理を施してもよい。めっき時における適切なめっき量は、片面を基準として30~200g/m²である。めっき量が多すぎる場合には、表面までの合金化に過度に時間がかかり、逆にめっき量が少なすぎる場合には、十分な耐食性を得ることが困難である。

【0048】

次に、アルミニウムめっき後、250℃までの冷却速度を20℃/秒以下として冷却することができる。アルミニウムめっき後の冷却速度は、めっき層と素地鉄との間における拡散抑制層の形成に影響を与える。アルミニウムめっき後の冷却速度が速すぎる場合には、拡散抑制層が均一に形成されず、後続の焼鈍処理時におけるコイルの合金化挙動が不均一になる恐れがある。したがって、アルミニウムめっき後、250℃までの冷却速度は2

10

20

30

40

50

0℃／秒以下にすることができる。

【0049】

めっき後に鋼板を巻き取ってコイルを得る時に、コイルの巻取張力を0.5～5kg/mm²に調節することができる。コイルの巻取張力の調節によって、後続の焼鈍処理時ににおけるコイルの合金化挙動と表面品質が変わり得る。

【0050】

その後、アルミニウムめっきされた鋼板に対して、次のような条件で焼鈍処理を行うことにより、アルミニウム－鉄合金めっき鋼板を得ることができる。

【0051】

アルミニウムめっき鋼板（コイル）は、箱焼鈍炉（BAF、Batch annealing furnace）で加熱される。鋼板を加熱する時に、熱処理目標温度及び維持時間は、鋼板温度を基準として550～750℃の範囲内（本発明では、この温度範囲で素材が達する最高温度を加熱温度という）で、30分～50時間維持することが好ましい。ここで、維持時間とは、コイルの温度が目標温度に達してから冷却が開始するまでの時間である。十分に合金化されない場合には、ロールレベリング時にめっき層が剥離されることがあるため、十分な合金化のために、加熱温度を550℃以上にすることができる。また、表層に酸化物が過度に生成されることを防止し、スポット溶接性を確保するために、上記加熱温度は750℃以下にすることができる。また、めっき層を十分に確保するとともに、生産性の低下を防止するために、上記維持時間は30分～50時間に決定することができる。場合によっては、鋼板の温度は、加熱温度に達するまで冷却過程なしに温度が上昇し続ける形態の加熱パターンを有してもよく、目標温度以下の温度で一定時間維持してから昇温する形態の加熱パターンを適用してもよい。

【0052】

上述の加熱温度に鋼板を加熱する時に、十分な生産性を確保し、かつ全鋼板（コイル）でめっき層を均一に合金化させるためには、全温度区間（常温から加熱温度までの区間）における、鋼板（コイル）温度を基準とした平均昇温速度が10～100℃／hとなるようにすることができる。全体的な平均昇温速度は上記のような数値範囲に制御することができるが、本発明の一実現例では、圧延時に混入した圧延油が気化する上記の温度区間で圧延油が残存し、表面ムラなどが引き起こされることを防止し、かつ十分な生産性を確保するために、昇温時に、400～500℃区間の平均昇温速度を1～15℃／hにして加熱することができる。

【0053】

また、箱焼鈍炉内の雰囲気温度と鋼板温度との差を5～80℃にすることができる。一般的な箱焼鈍炉の加熱では、鋼板（コイル）を直接加熱する方式よりは、焼鈍炉内の雰囲気温度を上昇させることで鋼板（コイル）を加熱する方式を取っている。この場合、雰囲気温度とコイル温度との差は避けられないが、鋼板内での位置毎の材質及びめっき品質のばらつきを最小化するためには、熱処理の目標温度到達時点を基準として、雰囲気温度と鋼板温度との差を80℃以下にすることができる。温度差はできる限り小さくすることが理想的であるが、この場合、昇温速度を遅くし、全体平均昇温速度の条件を満たすことが難しくなることもあるため、これを考慮すると、5℃以上にすることができる。ここで、鋼板の温度は、装入された鋼板（コイル）の底部（コイルにおいて最も低い部分を意味する）で測定した温度を意味し、雰囲気温度は、加熱炉の内部空間の中心で測定した温度を意味する。

【0054】

上述の製造方法によりアルミニウム合金めっき鋼板を製造した後、上記アルミニウム合金めっき鋼板に対して熱間プレス成形を行うことで、熱間成形部材を製造することができる。この際、熱間プレス成形は、当該技術分野において一般に用いられる方法を用いることができ、非制限的な一実現例として、Ac3～950℃の温度範囲で熱処理し、200℃からAc3～950℃の温度範囲まで3～18℃／sの昇温速度で加熱し、総加熱時間を1～15分間として熱処理した後、熱間プレス成形することができる。ここで、総加熱

10

20

30

40

50

時間は、昇温温度区間での加熱時間、及び $A c 3 \sim 950^{\circ}\text{C}$ の温度範囲での加熱時間を全て含む加熱時間と定義することができる。

【0055】

以下、実施例を挙げて本発明をより詳細に説明する。但し、下記の実施例は、本発明を例示して具体化するためのものに過ぎず、本発明の権利範囲を限定するためのものではないということに留意する必要がある。本発明の権利範囲は特許請求の範囲に記載の事項と、それから合理的に類推される事項によって決まるものである。

【実施例】

【0056】

まず、素地鋼板として、下記表1の組成を有する熱間プレス成形用冷間圧延鋼板を準備し、鋼板の表面に、 $Al-9\%Si-1.5\%Fe$ の組成を有する `type I` めっき浴で鋼板の表面をめっきした。めっき時のめっき量は、片面当たり 75 g/m^2 に調節し、アルミニウムめっき後に、 250°C までの冷却速度を 10°C/秒 として冷却した後、巻取張力を 3 kg/mm^2 に調節して巻き取ることで、アルミニウムめっき鋼板を得た。

【0057】

【表1】

元素	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Cr	Ti	B	Ac3
含量	0.2	0.2	1.2	0.0	0.0	0.0	0.0	0.2	0.0	0.0	82
(%)	3		5	3	1	0.2	0.5	1	3.4	0.22	2°C

【0058】

その後、めっきされた鋼板に対して、下記表2の条件で、箱焼鈍炉で合金化熱処理を行った後、それぞれ熱間プレス成形を500回ずつ行って熱間成形部材を得た。但し、比較例1では、上述のアルミニウムめっき鋼板に対して合金化熱処理を行わず、下記表2の条件で熱間プレス成形を行って熱間成形部材を得た。

【0059】

10

20

30

40

50

【表 2】

区分	合金化熱処理条件					熱間プレス成形条件		
	温度 (℃)	平均昇温速 度 (℃／h)	400～50 0℃温度区間の 平均昇温速度 (℃／h)	加熱温度で の雰囲気と 鋼板の温度 差 (℃)	時間 (h)	昇温速度 (℃／s)	温度 (℃)	総加熱 時間 (min)
発明例 1	630	21	6	25	14	5.8	930	5
発明例 2	590	25	10	30	30	8.5	900	6
発明例 3	680	27	12	25	8	6.2	930	5
比較例 1	—	—	—	—	—	3.4	930	5
比較例 2	500	35	20	25	8	4.7	900	6

【0060】

その後、各発明例及び比較例で用いられた金型に対して、500回の生産を行った後に摩耗深さをランダムに10点測定し、その平均値を下記表3に示した。一方、各実施例毎に、500個の生産品のうちランダムに10個のサンプルを採取し、その断面を走査型電子顕微鏡で観察して合金化層（I I I）の最表層占有率を確認した後、その占有率の平均値を下記表3にともに示した。また、合金化層（I I I）の空隙率（porosity）を測定し、その結果を下記表3に示した。同一の実施例（発明例または比較例）で、合金化層（I I I）の最表層占有率と空隙率の偏差が大きくないことが確認できた。

【0061】

10

20

30

40

50

【表 3】

区分	最表面に露出した合金化層 (I I I) の比率 (%)	5 0 0 回の生産後の金型 平均摩耗深さ (μ m)	合金化層 (I I I) 空隙率 (%)
発明例 1	3 5	7	7 . 2
発明例 2	1 2	9	5 . 7
発明例 3	4 7	4	1 3 . 1
比較例 1	7	3 9	1 . 7
比較例 2	9	2 3	3 . 2

10

【 0 0 6 2 】

上記表 3 に示されたように、最表面に露出した合金化層 (I I I) の面積比率が 1 0 % 以上であり、空隙率が 5 % 以上である発明例 1 ～ 3 は、発明例 1 ～ 3 による熱間成形部材を 5 0 0 回生産しても、金型の平均摩耗深さが 1 5 μ m 以下であることが確認され、熱間成形金型の摩耗が効果的に抑えられていることが確認できた。これに対し、比較例 1 は、通常

20

【 0 0 6 3 】

また、比較例 2 は、アルミニウムめっき層の合金化熱処理は行ったが、合金化熱処理温度が低くて十分な合金化がなされなかった。そのため、最表面に露出した合金化層 (I I I) の面積比率が 1 0 % 未満であり、空隙率が低いため、比較例 1 と同様に金型の摩耗が大きく増加していることが確認できる。

【 0 0 6 4 】

以上、実施例を参照して説明したが、当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の本発明の思想及び領域を逸脱しない範囲内で本発明を多様に修正及び変更させることができることが理解できる。

30

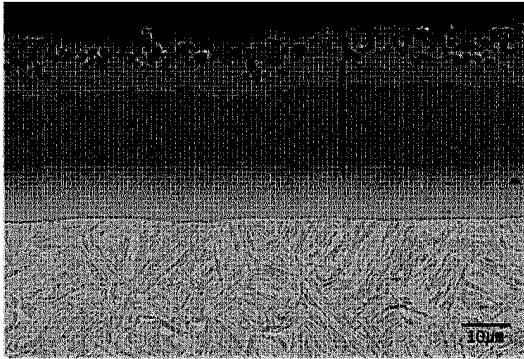
40

50

【図面】

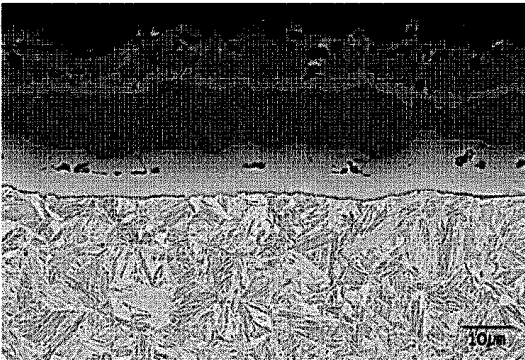
【図 1】

[図1]



【図 2】

[図2]



10

20

30

40

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類

F I

C 2 2 C 38/38 (2006.01)

C 2 2 C 38/38

C 2 2 C 21/02 (2006.01)

C 2 2 C 21/02

0-26 クアンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付

(72)発明者 オー、 ジン-クン

大韓民国 57807 チョルラナムード クアンヤン-シ ポッポサラン-ギル 20-26 クア
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 キム、 サン-ホン

大韓民国 57807 チョルラナムード クアンヤン-シ ポッポサラン-ギル 20-26 クア
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 チュン、 ヒョ-シク

大韓民国 57807 チョルラナムード クアンヤン-シ ポッポサラン-ギル 20-26 クア
ンヤン アイアン アンド スティール ワークス 気付

審査官 ▲辻▼ 弘輔

(56)参考文献

特表2019-506523 (JP, A)

特開2010-018860 (JP, A)

国際公開第2010/005121 (WO, A1)

特開2004-244704 (JP, A)

特表2020-509200 (JP, A)

特表2017-532451 (JP, A)

特表2020-521880 (JP, A)

特表2020-510756 (JP, A)

特表2020-510755 (JP, A)

特開2005-264188 (JP, A)

特開2002-194519 (JP, A)

特公昭51-030017 (JP, B1)

特開2006-274330 (JP, A)

米国特許出願公開第2002/0018909 (US, A1)

国際公開第2018/123831 (WO, A1)

韓国公開特許第10-2018-0074292 (KR, A)

特表2017-535666 (JP, A)

(58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)

C 2 3 C 2/00-2/40

C 2 1 D 9/00