

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7648620号
(P7648620)

(45)発行日 令和7年3月18日(2025.3.18)

(24)登録日 令和7年3月10日(2025.3.10)

(51)国際特許分類	F I			
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 S	
C 2 1 D 1/18 (2006.01)	C 2 1 D	1/18	C	
C 2 1 D 9/00 (2006.01)	C 2 1 D	9/00	A	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D	9/46	G	
C 2 2 C 21/02 (2006.01)	C 2 2 C	21/02		
請求項の数 17 (全19頁) 最終頁に続く				

(21)出願番号	特願2022-530941(P2022-530941)	(73)特許権者	592000691
(86)(22)出願日	令和2年12月18日(2020.12.18)		ポスコホールディングス インコーポレ
(65)公表番号	特表2023-504791(P2023-504791		ーティッド
	A)		大韓民国 キョンサンブク - ド ポハン -
(43)公表日	令和5年2月7日(2023.2.7)		シ ナム - グ ドンヘアン - ロ 6 2 6 1
(86)国際出願番号	PCT/KR2020/018658	(74)代理人	100083806
(87)国際公開番号	WO2021/125878		弁理士 三好 秀和
(87)国際公開日	令和3年6月24日(2021.6.24)	(74)代理人	100111235
審査請求日	令和4年5月26日(2022.5.26)		弁理士 原 裕子
審判番号	不服2024-3597(P2024-3597/J1)	(74)代理人	100195257
審判請求日	令和6年2月29日(2024.2.29)		弁理士 大淵 一志
(31)優先権主張番号	10-2019-0171983	(74)代理人	100134382
(32)優先日	令和1年12月20日(2019.12.20)		弁理士 加藤 澄恵
(33)優先権主張国・地域又は機関	韓国(KR)	(72)発明者	キム、 ソン - ウ
	最終頁に続く		大韓民国 5 7 8 0 7 チョルラナム - ド
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 熱間成形用鋼材、熱間成形部材及びこれらの製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量%で、C : 0 . 0 6 ~ 0 . 1 %、Si : 0 . 0 5 ~ 0 . 6 %、Mn : 0 . 6 ~ 2 %、P : 0 . 0 5 % 以下、S : 0 . 0 2 % 以下、Al : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、Cr : 0 . 0 1 ~ 0 . 8 %、Mo : 0 . 5 % 以下 (0 % は除く)、N : 0 . 0 2 % 以下を含み、残部 Fe 及び不可避不純物からなり、

下記関係式 1 で表される合金指数 (alloy factor) が 7 以上であり、
円相当直径が 0 . 5 μ m 以上の炭化物が 1 0 ⁵ 個 / m m ² 以下である、熱間成形用鋼板。

[関係式 1]

$$\text{合金指数} = I (Mn) \times I (Si) \times I (Cr) \times I (Mo)$$

(但し、上記関係式 1 において各成分に対する I 値は、 $I (Mn) = 3 . 3 4 \times Mn + 1$ 、 $I (Si) = 0 . 7 \times Si + 1$ 、 $I (Cr) = 2 . 1 6 \times Cr + 1$ 、 $I (Mo) = 3 \times Mo + 1$ であり、各成分に対する含量は重量%である。)

【請求項 2】

前記鋼板は、Ni : 0 . 5 % 以下、Nb : 0 . 1 % 以下、Ti : 0 . 1 % 以下、B : 0 . 0 1 % 以下のうち 1 種以上をさらに含む、請求項 1 に記載の熱間成形用鋼板。

【請求項 3】

前記鋼板は、少なくとも一面にアルミニウム系めっき層が形成されている、請求項 1 又は 2 に記載の熱間成形用鋼板。

【請求項 4】

前記アルミニウム系めっき層は、重量%で、Si：6～12%、Fe：1～4%、残部Al及び不可避不純物を含む、請求項3に記載の熱間成形用鋼板。

【請求項5】

重量%で、C：0.06～0.1%、Si：0.05～0.6%、Mn：0.6～2%、P：0.05%以下、S：0.02%以下、Al：0.01～0.1%、Cr：0.01～0.8%、Mo：0.5%以下(0%は除く)、N：0.02%以下を含み、残部Fe及び不可避不純物からなり、

下記関係式1で表される合金指数(ally factor)が7以上であり、

円相当直径が0.5µm以上の炭化物が10⁴個/mm²以下であり、

微細組織がマルテンサイト単相組織又は40面積%以下のベイナイト(0面積%を含む)及び残部マルテンサイトを含み、かつ、10面積%以下(0面積%を含む)のフェライト及び5面積%以下(0面積%を含む)の残留オーステナイトのうち1つ以上を更に含む混合組織である、熱間成形部材。

10

[関係式1]

合金指数 = $I(Mn) \times I(Si) \times I(Cr) \times I(Mo)$

(但し、上記関係式1において各成分に対するI値は、 $I(Mn) = 3.34 \times Mn + 1$ 、 $I(Si) = 0.7 \times Si + 1$ 、 $I(Cr) = 2.16 \times Cr + 1$ 、 $I(Mo) = 3 \times Mo + 1$ であり、各成分に対する含量は重量%である。)

【請求項6】

前記微細組織は、10面積%以下のフェライト及び5面積%以下の残留オーステナイトのうち1つ以上をさらに含む、請求項5に記載の熱間成形部材。

20

【請求項7】

前記部材は、VDA規格(VDA 238 - 100)に従って3点曲げ試験を行ったとき、上記3点曲げ試験で得られた荷重-変位曲線から最大荷重に達するまでの面積(CIE: Crack initiation Energy)が25000Nm以上である、請求項5または6に記載の熱間成形部材。

【請求項8】

前記部材は、硬度偏差レベルが0.3以下である、請求項5から7のいずれか一項に記載の熱間成形部材。

(但し、硬度偏差レベルは、硬度偏差を熱間成形部材の平均硬度値で除した値であり、硬度偏差は任意の地点について硬度を測定して得られた最大値と最小値との差を意味する。)

30

【請求項9】

前記部材は、降伏強度(YS)：800MPa以上、引張強度(TS)：1000MPa以上、伸び率(El)：5%以上である、請求項5から8のいずれか一項に記載の熱間成形部材。

【請求項10】

重量%で、C：0.06～0.1%、Si：0.05～0.6%、Mn：0.6～2%、P：0.05%以下、S：0.02%以下、Al：0.01～0.1%、Cr：0.01～0.8%、Mo：0.5%以下(0%は除く)、N：0.02%以下を含み、残部Fe及び不可避不純物からなり、下記関係式1で表される合金指数(ally factor)が7以上の鋼スラブを1050～1300で加熱する段階と、

40

前記加熱された鋼スラブを800～950で仕上げ熱間圧延して熱延鋼板を得る段階と、

前記熱延鋼板を500～700で巻き取る段階と、

前記巻き取られた熱延鋼板を巻取温度から400まで10/Hr以上の冷却速度で冷却する段階と、

前記冷却された熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板を得る段階と、

前記冷延鋼板を400から焼鈍温度までの温度範囲を20/s以下の速度で加熱する段階と、

50

前記加熱された冷延鋼板を740～860 で焼鈍する段階と、
前記焼鈍された冷延鋼板を焼鈍温度から660 まで1 / s以上の冷却速度で冷却する段階と、を含む、請求項1から4のいずれか一項に記載の熱間成形用鋼板の製造方法。

【関係式1】

合金指数 = $I(Mn) \times I(Si) \times I(Cr) \times I(Mo)$

(但し、上記関係式1において各成分に対するI値は、 $I(Mn) = 3.34 \times Mn + 1$ 、 $I(Si) = 0.7 \times Si + 1$ 、 $I(Cr) = 2.16 \times Cr + 1$ 、 $I(Mo) = 3 \times Mo + 1$ であり、各成分に対する含量は重量%である。)

【請求項11】

前記冷間圧延の前に、上記冷却された熱延鋼板を酸洗する段階をさらに含む、請求項10に記載の熱間成形用鋼板の製造方法。

10

【請求項12】

前記冷間圧延時に、圧下率は30～80%である、請求項10または11に記載の熱間成形用鋼板の製造方法。

【請求項13】

前記焼鈍時の雰囲気ガスの露点温度(Dew point)は-70～-30 である、請求項10から12のいずれか一項に記載の熱間成形用鋼板の製造方法。

【請求項14】

前記焼鈍された冷延鋼板を冷却する段階の後、上記冷却された冷延鋼板をAl系めっき浴に浸漬してアルミニウム系めっき層を形成する段階をさらに含む、請求項10から13のいずれか一項に記載の熱間成形用鋼板の製造方法。

20

【請求項15】

前記Al系めっき浴は、重量%で、Si:6～12%、Fe:1～4%、残部Al及び不可避不純物を含む、請求項14に記載の熱間成形用鋼板の製造方法。

【請求項16】

前記めっき層の形成時に、めっき付着量は片面基準30～130 g/m²である、請求項14または15に記載の熱間成形用鋼板の製造方法。

【請求項17】

請求項1から4のいずれか一項に記載の熱間成形用鋼板を用いてブランクを得る段階と、前記ブランクをAc3～980 で加熱した後、1～1000秒間保持する段階と、前記加熱及び保持されたブランクを熱間成形した後、常温まで冷却する段階と、を含む、熱間成形部材の製造方法。

30

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、熱間成形用鋼材、熱間成形部材及びこれらの製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

熱間成形超高強度部材は、近年、自動車の軽量化による燃費向上及び乗客保護などの目的で自動車の構造部材に多く適用されている。このような熱間成形に関する代表的な技術として特許文献1が提案されている。特許文献1は、Al-Siめっき鋼板を850 以上に加熱した後、プレスによる熱間成形及び急冷によって部材の組織をマルテンサイトに形成させることにより、引張強度が1600MPaを超える超高強度を確保する技術を提案している。特許文献1で提案された技術の場合、高温で成形するため複雑な形状も容易に成形可能であり、金型内の急冷による強度上昇によって高強度化による軽量化効果が期待できる。

40

【0003】

しかし、熱間成形により製造された熱間成形部材の場合、微細組織がマルテンサイトからなって衝突時の強度は高いものの、曲げ性に劣るため、エネルギー吸収能の観点からは限界がある。よって、相対的に劣ったエネルギー吸収能を補うために異種素材あるいは異

50

種厚さの組み合わせを有するブランク (TWB、Tailor welded blank) を熱間成形に取り入れた技術が提案され、様々な研究が行われている。

【0004】

ところが、このようにTWB熱間成形のための素材としてエネルギー吸収能の観点から優れた低強度の熱間成形用鋼材が開発され適用されているものの、通常のTWB用の熱間成形用鋼材の場合、低い硬化能が原因となって実際の部品内における位置別冷却条件などの差により、均一な物性を確保することが容易ではなく、且つ、引張強度が500~600MPaレベルに過ぎないため、強度向上による更なる軽量化効果への達成が求められている実情である。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【文献】米国特許第6296805号明細書

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

本発明の一側面は、部材に高い強度を有しながらも、優れた衝突エネルギー吸収能を付与することができる熱間成形用鋼材、熱間成形部材及びこれらの製造方法を提供することである。

【0007】

本発明の課題は、上述した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、本発明の明細書における全体的な事項から本発明の更なる課題を理解する上で何らの困難もない。

【課題を解決するための手段】

【0008】

本発明の一実施形態は、重量%で、C:0.06~0.1%、Si:0.05~0.6%、Mn:0.6~2%、P:0.05%以下、S:0.02%以下、Al:0.01~0.1%、Cr:0.01~0.8%、Mo:0.5%以下(0%は除く)、N:0.02%以下、残部Fe及び不可避不純物を含み、下記関係式1で表される合金指数(alloy factor)が7以上であり、円相当直径が0.5µm以上の炭化物が 10^5 個/mm²以下である熱間成形用鋼材を提供する。

【0009】

[関係式1]

$$\text{合金指数} = I(\text{Mn}) \times I(\text{Si}) \times I(\text{Cr}) \times I(\text{Mo})$$

(但し、上記関係式1において各成分に対するI値は、 $I(\text{Mn}) = 3.34 \times \text{Mn} + 1$ 、 $I(\text{Si}) = 0.7 \times \text{Si} + 1$ 、 $I(\text{Cr}) = 2.16 \times \text{Cr} + 1$ 、 $I(\text{Mo}) = 3 \times \text{Mo} + 1$ であり、各成分に対する含量は重量%である。)

【0010】

本発明の他の実施形態は、重量%で、C:0.06~0.1%、Si:0.05~0.6%、Mn:0.6~2%、P:0.05%以下、S:0.02%以下、Al:0.01~0.1%、Cr:0.01~0.8%、Mo:0.5%以下(0%は除く)、N:0.02%以下、残部Fe及び不可避不純物を含み、下記関係式1で表される合金指数(alloy factor)が7以上であり、円相当直径が0.5µm以上の炭化物が 10^4 個/mm²以下である熱間成形部材を提供する。

【0011】

[関係式1]

$$\text{合金指数} = I(\text{Mn}) \times I(\text{Si}) \times I(\text{Cr}) \times I(\text{Mo})$$

(但し、上記関係式1において各成分に対するI値は、 $I(\text{Mn}) = 3.34 \times \text{Mn} + 1$ 、 $I(\text{Si}) = 0.7 \times \text{Si} + 1$ 、 $I(\text{Cr}) = 2.16 \times \text{Cr} + 1$ 、 $I(\text{Mo}) = 3 \times \text{Mo} + 1$ であり、各成分に対する含量は重量%である。)

10

20

30

40

50

【0012】

本発明のさらに他の実施形態は、重量%で、C：0.06～0.1%、Si：0.05～0.6%、Mn：0.6～2%、P：0.05%以下、S：0.02%以下、Al：0.01～0.1%、Cr：0.01～0.8%、Mo：0.5%以下（0%は除く）、N：0.02%以下、残部Fe及び不可避不純物を含み、下記関係式1で表される合金指数（alloy factor）が7以上の鋼スラブを1050～1300 で加熱する段階と、上記加熱された鋼スラブを800～950 で仕上げ熱間圧延して熱延鋼板を得る段階と、上記熱延鋼板を500～700 で巻き取る段階と、上記巻き取られた熱延鋼板を巻取温度から400 まで10 / Hr以上の冷却速度で冷却する段階と、上記冷却された熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板を得る段階と、上記冷延鋼板を400 から焼鈍温度までの温度範囲を20 / s以下の速度で加熱する段階と、上記加熱された冷延鋼板を740～860 で焼鈍する段階と、上記焼鈍された冷延鋼板を焼鈍温度から660 まで1 / s以上の冷却速度で冷却する段階と、を含む熱間成形用鋼材の製造方法を提供する。

10

【0013】

[関係式1]

$$\text{合金指数} = I(\text{Mn}) \times I(\text{Si}) \times I(\text{Cr}) \times I(\text{Mo})$$

（但し、上記関係式1において各成分に対するI値は、 $I(\text{Mn}) = 3.34 \times \text{Mn} + 1$ 、 $I(\text{Si}) = 0.7 \times \text{Si} + 1$ 、 $I(\text{Cr}) = 2.16 \times \text{Cr} + 1$ 、 $I(\text{Mo}) = 3 \times \text{Mo} + 1$ であり、各成分に対する含量は重量%である。）

20

【0014】

本発明のさらに他の実施形態は、上述の熱間成形用鋼材を用いてブランクを得る段階と、上記ブランクをAc3～980 で加熱した後、1～1000秒間保持する段階と、上記加熱及び保持されたブランクを熱間成形した後、常温まで冷却する段階と、を含む熱間成形部材の製造方法を提供する。

【発明の効果】

【0015】

本発明の一側面によると、引張強度を基準に1000MPa以上の高強度を有しながらも、高い衝突エネルギー吸収能を有し、材質均一性に優れた部材を製造することができる熱間成形用鋼材、これを用いた熱間成形部材及びこれらの製造方法を提供することができる。

30

【0016】

本発明の多様かつ有益な利点及び効果は上述した内容に限定されず、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することができる。

【図面の簡単な説明】

【0017】

【図1】本発明において衝突エネルギー吸収能を評価する基準であるCIE（Crack Initiation Energy）の概念を簡略に示したものである。

【図2】本発明の一実施例によって製造された熱間成形部材を示す模式図である。

【図3】本発明の一実施例に係る発明例1～7及び比較例3～9の炭素含量及び合金指数による衝突エネルギー吸収能を示すグラフである。

40

【発明を実施するための形態】

【0018】

ここで使用される専門用語は、単に特定の実施例を言及するためのものであり、本発明を限定することを意図するものではない。ここで使用される単数形は、語句がこれと明らかに反対の意味を示さない限り、複数の形態も含む。

【0019】

明細書で使用される「含む」の意味は、特定の特性、領域、整数、段階、動作、要素及び/又は成分を具体化し、他の特定の特性、領域、整数、段階、動作、要素、成分及び/又は群の存在や付加を除外するものではない。

50

【 0 0 2 0 】

他に定義されていないが、ここで使用される技術用語及び科学用語を含むすべての用語は、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が一般的に理解する意味と同じ意味を有する。通常使用される辞書に定義されている用語は、関連技術文献と現在開示されている内容に一致する意味を有するものとして追加解釈され、定義されない限り、理想的又は非常に公式的な意味として解釈されない。

【 0 0 2 1 】

本発明者らは、熱間成形部材の衝突エネルギー吸収能を向上させることができる方法について鋭意研究した。そこで、本発明者らは、熱間成形部材の衝突エネルギー吸収能をよく表現できる指標として、3点曲げ試験 (V D A 2 3 8 - 1 0 0) 時の最大荷重までのエネルギー (荷重 - 変位曲線の面積) 値を用いて多様な成分、製造条件、組織などの影響を評価した。

10

【 0 0 2 2 】

その結果、熱間成形用鋼材において、炭素含量の範囲、合金元素の硬化能、熱間圧延後の冷却条件、焼鈍時の加熱及び冷却条件と組織内に存在する粗大炭化物の数密度を一定レベルに制御すると、熱間成形部材の衝突エネルギー吸収能を最大化することができるという結論を得ており、本発明はこのような結論に基づいて完成したものである。

【 0 0 2 3 】

以下では、発明の一側面による熱間成形用鋼材について詳細に説明する。本発明において、各元素の含量を示す際に特に断らない限り、重量%を意味することに留意する必要がある。なお、結晶や組織の割合は、特に別途表現しない限り、面積を基準とする。

20

【 0 0 2 4 】

まず、本発明の一側面による熱間成形用鋼材の成分系について説明する。本発明による熱間成形用鋼材は、重量%で、C : 0 . 0 6 ~ 0 . 1 %、Si : 0 . 0 5 ~ 0 . 6 %、Mn : 0 . 6 ~ 2 %、P : 0 . 0 5 % 以下、S : 0 . 0 2 % 以下、Al : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、Cr : 0 . 0 1 ~ 0 . 8 %、Mo : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、N : 0 . 0 2 % 以下、残部 Fe 及び不可避不純物を含むことができる。

【 0 0 2 5 】

炭素 (C) : 0 . 0 6 ~ 0 . 1 %

炭素 (C) は、熱処理部材の強度を向上させるために添加される必須の元素である。通常、超高強度の熱間成形用鋼材では、C 含量を 0 . 2 % 以上に高く使用することが一般的であるが、衝突エネルギー吸収能の観点から最大の効果を奏するためには適切な C 含量が必要である。C 含量が 0 . 0 6 % 未満であると、十分な強度を確保することが困難であり、最終的には、曲げ性が高くても衝突エネルギー吸収能はむしろ低下するため、0 . 0 6 % 以上添加される必要がある。一方、C 含量が 0 . 1 % を超えると、強度は高くなるが、曲げ性が低下して衝突エネルギー吸収能は低下するため、0 . 1 % 以下に制限することができる。したがって、上記 C の含量は 0 . 0 6 ~ 0 . 1 % の範囲を有することが好ましい。上記 C 含量の下限は 0 . 0 6 5 % であることがより好ましく、0 . 0 7 % であることがさらに好ましい。上記 C 含量の上限は 0 . 0 9 5 % であることがより好ましく、0 . 0 9 % であることがさらに好ましい。

30

40

【 0 0 2 6 】

シリコン (Si) : 0 . 0 5 ~ 0 . 6 %

シリコン (Si) は、製鋼において脱酸剤として添加されるべき元素であるとともに、固溶強化元素であって、炭化物生成を抑制する元素として熱間成形部材の強度上昇に寄与し、材質均一化に効果的な元素として添加される。その含量が 0 . 0 5 % 未満の場合、上記のような効果が期待できない。一方、Si 含量が 0 . 6 % を超えると、焼鈍中に鋼板の表面に生成される Si 酸化物によりめっき性が大きく低下するため、0 . 6 % 以下に添加を制限することができる。したがって、上記 Si の含量は 0 . 0 5 ~ 0 . 6 % の範囲を有することが好ましい。上記 Si 含量の下限は 0 . 1 % であることがより好ましく、0 . 1 5 % であることがさらに好ましい。上記 Si 含量の上限は 0 . 5 5 % であることがより好

50

ましく、0.5%であることがさらに好ましい。

【0027】

マンガン(Mn)：0.6～2%

マンガン(Mn)は、固溶強化の効果が確保できるだけでなく、硬化能の向上によって、熱間成形時にフェライト形成を抑制するために添加される必要がある。Mn含量が0.6%未満であると、上記効果を得るのに限界があるだけでなく、Mn含量が低すぎる場合、不十分な硬化能のために他の高価な合金元素が過剰に必要となり、製造コストが大きく増加するという問題が発生する可能性がある。一方、上記Mn含量が2%を超えると、熱間成形工程前に鋼板の強度上昇により冷間圧延性が低下するだけでなく、微細組織相の圧延方向に配列されたバンド(band)性組織が深化して衝突エネルギー吸収能が劣る可能性がある。したがって、上記Mnの含量は0.6～2%の範囲を有することが好ましい。上記Mn含量の下限は0.7%であることがより好ましく、0.8%であることがさらに好ましく、0.9%であることが最も好ましい。上記Mn含量の上限は1.8%であることがより好ましく、1.6%であることがさらに好ましく、1.4%であることが最も好ましい。

10

【0028】

リン(P)：0.05%以下

リン(P)は鋼中に不純物として存在し、その含量が0.05%を超える場合、熱間成形部材の溶接性を大きく脆化させる可能性がある。一方、上記Pは不純物であって、その下限について特に限定しなくてもよいが、P含量を0.001%未満に制御するためには、高い製造コストを要する可能性があるため0.001%以上に限定することができる。

20

【0029】

硫黄(S)：0.02%以下

硫黄(S)は鋼中に不純物として存在し、熱間成形部材の延性、衝撃特性及び溶接性を阻害させる元素であるため、最大含量を0.02%に制限することができる。一方、上記Sは不純物であって、その下限について特に限定しなくてもよいが、S含量を0.0001%未満に制御するためには、高い製造コストを要する可能性があるため、0.0001%以上に限定することができる。

【0030】

アルミニウム(Al)：0.01～0.1%

アルミニウム(Al)はSiと共に、製鋼において脱酸作用をして鋼の清浄度を高める元素である。Al含量が0.01%未満では、上記効果が得られにくく、その含量が0.1%を超えると、連鑄工程中に形成される過剰なAlNによる高温延性が低下し、スラブクラックが発生しやすいという問題点がある。したがって、上記Alの含量は0.01～0.1%の範囲を有することが好ましい。上記Al含量の下限は0.015%であることがより好ましい。上記Al含量の上限は0.08%であることがより好ましく、0.07%であることがさらに好ましく、0.06%であることが最も好ましい。

30

【0031】

クロム(Cr)：0.01～0.8%

クロム(Cr)は、Mnのように鋼の硬化能を確保するために添加される。上記Cr含量が0.01%未満であると、十分な硬化能を確保し難い可能性がある。一方、その含量が0.8%を超えると、添加量に比べて硬化能向上効果は僅かであり、粗大な鉄炭化物の形成を助長して衝突エネルギー吸収能を劣らせるため、その上限を0.8%に制限することができる。したがって、上記Crの含量は0.01～0.8%の範囲を有することが好ましい。上記Cr含量の下限は0.015%であることがより好ましく、0.02%であることがさらに好ましい。上記Cr含量の上限は0.75%であることがより好ましく、0.7%であることがさらに好ましい。

40

【0032】

モリブデン(Mo)：0.5%以下(0%は除く)

モリブデン(Mo)は、Cr、Mnのように鋼の硬化能を向上させる効果があるだけで

50

なく、微細析出物の形成による結晶粒微細化によって曲げ性の増加などの効果が得られる。但し、上記Mo含量が0.5%を超えると、効果に比べて過度な合金鉄コストの上昇を招くため、その上限を0.5%に制限することができる。したがって、上記Moの含量は0.5%以下(0%は除く)の範囲を有することが好ましい。上記Mo含量は0.45%以下であることがより好ましく、0.4%以下であることがさらに好ましく、0.35%以下であることが最も好ましい。

【0033】

窒素(N)：0.02%以下

上記Nは鋼中に不純物として含まれる。N含量が0.02%を超えると、前述のAlの場合と同様に、AlNの形成によるスラブクラックが発生しやすくなるという問題がある。一方、上記Nは不純物であって、その下限について特に限定しなくてもよいが、N含量を0.001%未満に制御するためには、高い製造コストを要する可能性があるため、0.001%以上に限定することができる。

10

【0034】

一方、本発明の一側面による熱間成形用鋼材は、上述した合金成分以外に選択的にNi：0.5%以下、Nb：0.1%以下、Ti：0.1%以下、B：0.01%以下のうち1種以上をさらに含むことができる。

【0035】

ニッケル(Ni)：0.5%以下

ニッケル(Ni)は、オーステナイト安定化元素であって、Ni添加によって鋼の硬化能を向上させることができる。但し、Niは高価な合金元素であるため、硬化能向上効果に対する製造コストの上昇を考慮すると、その上限を0.5%とすることが好ましい。したがって、上記Niの含量は0.5%以下の範囲を有することが好ましい。一方、Ni添加による硬化能の効果を十分に得るためには、上記Ni含量の下限が0.01%であることがより好ましく、0.03%であることがさらに好ましく、0.05%であることが最も好ましい。上記Ni含量の上限は0.45%であることがより好ましく、0.4%であることがさらに好ましく、0.35%であることが最も好ましい。

20

【0036】

ニオブ(Nb)：0.1%以下

ニオブ(Nb)は、微細析出物の形成による析出強化効果が得られる元素であって、これにより強度上昇及び結晶粒微細化による曲げ性を改善する効果を得ることができる。それだけでなく、熱間成形のための加熱中、過度な結晶粒成長を抑制して熱処理条件の変動に対する頑健化を図ることができる。但し、Nb含量が0.1%を超えると、その効果が飽和するだけでなく、析出温度の増加により相対的に粗大な析出物が増加してコストに比べて効率性が低下する可能性がある。したがって、上記Nbの含量は0.1%以下の範囲を有することが好ましい。上記Nb含量の下限は0.005%であることがより好ましく、0.01%であることがさらに好ましく、0.015%であることが最も好ましい。上記Nb含量の上限は0.09%であることがより好ましく、0.08%であることがさらに好ましく、0.07%であることが最も好ましい。

30

【0037】

チタン(Ti)：0.1%以下

チタン(Ti)は、鋼に不純物として残存する窒素と結合してTiNを生成させることで、硬化能の確保のためにBを添加する場合に併せて添加されることもある元素である。また、TiC析出物の形成によって析出強化及び結晶粒微細化効果が期待できる。但し、Ti含量が0.1%を超えると、むしろ粗大なTiNが多量に形成され、衝突エネルギー吸収能を劣らせるため、その上限は0.1%に制限することができる。したがって、上記Tiの含量は0.1%以下の範囲を有することが好ましい。上記Ti含量の下限は0.005%であることがより好ましく、0.01%であることがさらに好ましく、0.015%であることが最も好ましい。上記Ti含量の上限は0.08%であることがより好ましく、0.06%であることがさらに好ましく、0.05%であることが最も好ましい。

40

50

【 0 0 3 8 】

ボロン (B) : 0 . 0 1 % 以下

ボロン (B) は、少量の添加で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して P 又は / 及び S の粒界偏析による熱間成形部材の脆性を効果的に抑制することができる元素である。しかし、その含量が 0 . 0 1 % を超えると、 $Fe_{23}C_{16}$ 複合化合物の形成により熱間圧延において脆性を引き起こすため、その上限を 0 . 0 1 % に制限することができる。したがって、上記 B の含量は 0 . 0 1 % 以下の範囲を有することが好ましい。上記 B 含量の下限は 0 . 0 0 0 1 % であることがより好ましく、0 . 0 0 0 3 % であることがさらに好ましく、0 . 0 0 0 5 % であることが最も好ましい。上記 B 含量の上限は 0 . 0 0 9 % であることがより好ましく、0 . 0 0 7 % であることがさらに好ましく、0 . 0 0 5 % であることが最も好ましい。

10

【 0 0 3 9 】

上述の鋼組成以外に、残りは Fe 及び不可避不純物を含むことができる。不可避不純物は、通常の鉄鋼製造工程において意図せずに混入し得るものであって、これを全面的に排除することはできず、通常の鉄鋼製造分野における技術者であれば、その意味を容易に理解することができる。また、本発明は、上述の鋼組成以外の他の組成の添加を全面的に排除するものではない。

【 0 0 4 0 】

本発明の一側面による熱間成形用鋼材は、上述した成分系を満たすとともに、熱間成形部材における衝突エネルギー吸収能を最大にし、硬度偏差を最小化するために、下記関係式 1 で表される合金指数 (alloy factor) が 7 以上に制御されることが好ましい。上記合金指数が 7 未満の場合には、十分な硬化能の確保が困難であり、熱間成形部材において硬度偏差が大きく発生する可能性がある。また、熱間成形部材の表層部に粒界フェライトが形成され、衝突エネルギー吸収能が大きく劣る可能性がある。上記合金指数は 7 . 5 以上であることがより好ましく、8 以上であることがさらに好ましい。本発明では、上記合金指数が 7 以上であるだけでも、本発明が得ようとする効果が確保できるため、その上限については特に限定しない。但し、例えば、製造コスト削減の観点から、上記合金指数は 4 0 以下であってもよく、より好ましくは 3 0 以下であってもよい。一方、下記関係式 1 は、本発明者らが同一の炭素含量を基準に主要合金元素の含量を変化させた多数の合金鉄を用いて、オーステナイト領域に加熱した後、冷却速度別の最終硬度変化試験によって各元素別に硬化能に及ぼす影響を線形回帰分析を通じて導出した式である。

20

30

【 0 0 4 1 】

[関係式 1]

合金指数 = $I (Mn) \times I (Si) \times I (Cr) \times I (Mo)$

(但し、上記関係式 1 において各成分に対する I 値は、 $I (Mn) = 3 . 3 4 \times Mn + 1$ 、 $I (Si) = 0 . 7 \times Si + 1$ 、 $I (Cr) = 2 . 1 6 \times Cr + 1$ 、 $I (Mo) = 3 \times Mo + 1$ であり、各成分に対する含量は重量 % である。)

【 0 0 4 2 】

TWB 用に使用される熱間成形用鋼材の場合、エネルギー吸収能は重要な特性の一つであり、このようなエネルギー吸収能は強度と曲げ特性に影響を受ける。すなわち、強度が高く曲げ特性に優れるほど、エネルギー吸収能は優れている。一般的に、熱間成形用鋼材を熱間成形した後、強度に最も大きく影響を及ぼす因子はマルテンサイト分率であり、特に、マルテンサイトを主要組織とする場合、炭素含量に応じて大きく影響を受ける。また、曲げ特性は組織の構成によって多少異なるが、通常、単一相で構成された場合は優れた特性を示し、2 相以上の組織で構成された場合は相間の強度差が小さいほど、優れた特性を示す。このような特性を考慮すると、0 . 0 6 % 未満の炭素含量の領域では強度も低いだけでなく、冷却中に軟質のフェライト形成を避けにくく、むしろ最終組織の相間強度が増加するにつれて強度に対する曲げ特性が劣り、衝突エネルギー吸収能が低下する。一方、C 含量が 0 . 1 % を超える領域では、高い強度のマルテンサイト単相組織は容易に確保できるが、強度増加による曲げ特性が低下し、最終的には衝突エネルギー吸収能が低下す

40

50

るようになる。また、C含量が本発明の範囲を満たしていても、合金指数値が7未満の場合には、不十分な硬化能により冷却中にフェライトのような軟質相の形成を避けにくく曲げ特性が低下するようになり、そのため衝突エネルギー吸収能が低下する。したがって、衝突エネルギー吸収能を良好なレベルに確保するためには、強度と曲げ特性の両方を考慮しなければならない。

【0043】

本発明の一側面による熱間成形用鋼材は、円相当直径が $0.5\mu\text{m}$ 以上の炭化物が 10^5 個/ mm^2 以下であることが好ましい。本発明者らは、熱間成形部材において優れた衝突エネルギー吸収能を最大にするためには、素材の強度と曲げ性を適切に確保することが重要であるという結論を得て、様々な実験を通じて鋼板から粗大な炭化物の数密度を適切に制御することにより、曲げ性の確保が可能であることを確認した。上記円相当直径が $0.5\mu\text{m}$ 以上である粗大な炭化物が 10^5 個/ mm^2 を超えると、熱間成形のための加熱中に一部の鉄炭化物が再固溶されても、他の一部は熱間成形後に部材に残留する。このように完全に固溶されずに残留した粗大炭化物は、曲げ変形中にクラック発生の開始点として作用するため、曲げ性を低下させる要因となり、最終的には衝突エネルギー吸収能を劣らせる。このような粗大炭化物の数密度は低いほど有利であるため、本発明では、その下限値について特に限定しない。

【0044】

本発明の一側面による熱間成形用鋼材は、フェライト：50～90面積%と、パーライト：30面積%以下、ベイナイト：20面積%以下、及びマルテンサイト：20面積%以下のうち1つ以上を含むことができる。上記フェライトは軟質相であって、ブランク作製時に鋼板のブランク工程の負荷低減に効果的な組織であり、上記効果を得るためには、50面積%以上確保することが好ましい。但し、90面積%を超える場合には、ブランク作製時にフェライト以外の組織に炭素が過度に分配され、熱間成形後にも炭素が不均一に分布する可能性がある。したがって、上記フェライトは50～90面積%の範囲を有することが好ましい。上記パーライトが30面積%を超える場合には、熱間成形後にセメントタイトが不完全溶解して強度を低下させたり、材質の不均一性をもたらす可能性がある。上記ベイナイトとマルテンサイトがそれぞれ20面積%を超える場合には鋼板の強度が過度に上昇し、ブランク作製時に金型摩耗などの問題が生じる可能性がある。

【0045】

本発明の一側面による熱間成形用鋼材は、少なくとも一面にアルミニウム系めっき層が形成されていてもよい。本発明では、上記アルミニウム系めっき層について特に限定しないが、非制限的な態様例として、重量%で、Si：6～12%、Fe：1～4%、残部Al及び不可避不純物を含むことができる。

【0046】

以下では、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。本発明の一側面による熱間成形部材は、上述した熱間成形用鋼材を熱間プレス成形して製造することができる。本発明の一側面による熱間成形部材は、上述した合金組成及び合金指数を有することが好ましい。また、円相当直径が $0.5\mu\text{m}$ 以上の炭化物が 10^4 個/ mm^2 以下であることが好ましい。熱間成形前に鋼板内に存在する炭化物は、熱間成形のための加熱段階で鋼中に溶解するため、炭化物の数密度及びサイズは熱間成形前の鋼板状態と比べて減少するようになる。しかし、一定サイズ以上の粗大な炭化物は、通常の加熱段階で完全に溶解せず、熱間成形部材にも残留するようになる。したがって、熱間成形部材において円相当直径が $0.5\mu\text{m}$ 以上の炭化物が 10^4 個/ mm^2 を超えると、上述したように粗大炭化物が曲げ変形時にクラック発生の開始点として作用し、衝突エネルギー吸収能を劣らせる可能性がある。

【0047】

本発明の一側面による熱間成形部材は、微細組織がマルテンサイト単相組織又はマルテンサイトと40面積%以下のベイナイトを含む混合組織を有することができる。上記マルテンサイトは、本発明が目標とする強度確保に効果的な組織であるため、本発明の微細組

10

20

30

40

50

織はマルテンサイト単相組織であってもよい。一方、ベイナイトはマルテンサイトよりやや強度の低い組織ではあるが、マルテンサイト基地内に形成する際、曲げ性を大きく低下させず、強度を確保するのに有利な組織であるため、本発明では、上記マルテンサイトとともに40面積%以下のベイナイトを含む混合組織を有してもよい。但し、上記ベイナイトの分率が40面積%未満である場合には、本発明で目標とする強度確保が難しい可能性がある。

【0048】

一方、上記微細組織は、10面積%以下のフェライト及び5面積%以下の残留オーステナイトのうち1つ以上をさらに含むことができる。上記フェライト及び残留オーステナイトは製造工程上、不可避に含有され得る組織である。上記フェライト組織が10面積%を超える場合には、強度が低下するだけでなく、曲げ特性が大きく劣る可能性があり、上記残留オーステナイト組織が5面積%を超える場合には、強度が低下したり、熱間成形中に雰囲気ガスから水素流入が増加し、水素脆性が発生する可能性が高くなり得る。

【0049】

本発明の一側面による熱間成形部材は、VDA規格(VDA 238 - 100)に従って3点曲げ試験を行ったとき、上記3点曲げ試験で得られた荷重 - 変位曲線から最大荷重に達するまでの面積(CIE: Crack initiation Energy)が25000 Nm以上であってもよい。図1は、本発明において衝突エネルギー吸収能を評価する基準であるCIE(Crack initiation Energy)の概念を簡略に示したものである。

【0050】

本発明の一側面による熱間成形部材は、上記熱間成形部材の任意の地点について硬度を測定し、最大値と最小値との差を硬度偏差とし、上記硬度偏差を熱間成形部材の平均硬度で除した値を偏差レベルとすると、上記偏差レベルが0.3以下であってもよい。一方、本発明では、上記任意の地点の数について特に限定せず、例えば、任意の9点について硬度を測定することができる。

【0051】

本発明の一側面による熱間成形部材は、降伏強度(YS): 800 MPa以上、引張強度(TS): 1000 MPa以上、伸び率(El): 5%以上であってもよい。

【0052】

以下では、本発明の一側面による熱間成形用鋼材の製造方法について詳細に説明する。但し、以下で説明する製造方法は、全ての可能な実施形態のうち1つの実施形態に過ぎず、本発明の熱間成形用鋼材が必ずしも以下の製造方法によってのみ製造されるべきであることを意味するものではない。

【0053】

まず、上述の合金組成と合金指数を満たす鋼スラブを1050~1300 で加熱する。上記鋼スラブの加熱温度が1050 未満の場合、スラブの組織が均質化しにくいだけでなく、析出元素を活用する場合、再固溶させにくい可能性がある。一方、加熱温度が1300 を超えると、過剰な酸化層が形成され、熱間圧延後に表面欠陥を誘発する可能性が高くなり得る。したがって、上記鋼スラブの加熱温度は1050~1300 であることが好ましい。上記鋼スラブ加熱温度の下限は1070 であることがより好ましく、1100 であることがさらに好ましい。上記鋼スラブ加熱温度の上限は1280 であることがより好ましく、1250 であることがさらに好ましい。

【0054】

その後、上記加熱された鋼スラブを800~950 で仕上げ熱間圧延して熱延鋼板を得る。上記仕上げ熱間圧延温度が800 未満であると、二相域圧延による鋼板表層部の混粒組織が発生し、板状制御が難しい可能性がある。一方、上記仕上げ熱間圧延温度が950 を超えると、熱間圧延による結晶粒の粗大化が発生しやすいという問題がある。したがって、上記仕上げ熱間圧延温度は800~950 であることが好ましい。上記仕上げ熱間圧延温度の下限は810 であることがより好ましく、820 であることがさら

10

20

30

40

50

に好ましい。上記仕上げ熱間圧延温度の上限は940 であることがより好ましく、930 であることがさらに好ましい。

【0055】

その後、上記熱延鋼板を500~700 で巻き取る。上記巻取温度が500 未満であると、鋼板の全体又は部分的にマルテンサイトが形成されて板状制御が難しいだけでなく、熱延鋼板の強度上昇により、以後の冷間圧延工程における圧延性が低下するという問題が発生する可能性がある。一方、巻取温度が700 を超えると、粗大な炭化物が形成され、熱間成形部材の衝突エネルギー吸収能が低下する可能性がある。したがって、上記巻取温度は500~700 であることが好ましい。上記巻取温度の下限は520 であることがより好ましく、550 であることがさらに好ましい。上記巻取温度の上限は680 であることがより好ましく、650 であることがさらに好ましい。

10

【0056】

その後、上記巻き取られた熱延鋼板を巻取温度から400 まで10 /Hr以上の冷却速度で冷却する。上記冷却速度が10 /Hr未満の場合には、炭化物が成長するのに十分な時間であるために、熱延コイルの冷却中に粗大な炭化物が多数形成されるという欠点が生じる可能性がある。したがって、上記冷却速度は10 /Hr以上であることが好ましい。上記冷却速度は12 /Hr以上であることがより好ましく、15 /Hr以上であることがさらに好ましい。一方、本発明では、上記冷却速度が10 /Hr以上であるだけでも、本発明が得ようとする効果が得られるため、上記冷却速度の上限については特に限定しない。但し、例えば、設備投資によるコスト削減の観点から、上記冷却速度は500 /Hr以下であってもよく、より好ましくは45 /Hr以下、さらに好ましくは400 /Hr以下であってもよい。

20

【0057】

上記巻取及び冷却の後、冷間圧延の前には、上記冷却された熱延鋼板を酸洗する工程をさらに含むことができる。上記酸洗工程によって、鋼板の表面に形成されたスケールを除去して製品表面の品質を向上させることができる。

【0058】

その後、上記熱延鋼板を冷間圧延して冷延鋼板を得る。本発明では、上記冷間圧延時の圧下率について特に限定しないが、例えば、目標とする鋼材の厚さを得るために30~80%の圧下率を適用することができる。

30

【0059】

一方、本発明の一側面によると、上記冷延鋼板に対して連続焼鈍及びアルミニウム系めっきを施してもよく、冷却された熱延鋼板に対して酸洗した直後にアルミニウム系めっきを施してもよい。

【0060】

その後、上記冷延鋼板の焼鈍のために、上記冷延鋼板を400 から焼鈍温度までの温度範囲を20 /s以下の速度で加熱することが好ましい。上記400 ~焼鈍温度まで加熱速度が20 /sを超えると、熱延段階で析出した炭化物が再固溶される時間が十分でなく、粗大な炭化物が残留することがあり、最終的に得られる熱間成形部材の衝突エネルギー吸収能が低下する可能性がある。したがって、上記400 ~焼鈍温度までの加熱速度は20 /s以下であることが好ましい。上記加熱速度は18 /s以下であることがより好ましく、15 /s以下であることがさらに好ましい。一方、本発明では、上記加熱速度が20 /s以下であるだけでも、本発明が得ようとする効果が得られるため、上記加熱速度の下限については特に限定しない。但し、例えば、焼鈍生産性を考慮すると、上記加熱速度は0.5 /s以上であってもよく、より好ましくは1 /s以上、さらに好ましくは1.5 /s以上であってもよい。他方、本発明では、冷間圧延温度から400 未満までの温度範囲では、加熱速度について特に限定せず、これは加熱速度を制御しても炭化物の再固溶に対する効果が僅かであるためである。

40

【0061】

上記加熱された冷延鋼板は、740~860 で焼鈍することが好ましい。上記焼鈍温

50

度が740未満であると、冷間圧延された組織の再結晶が十分に行われず、板状が不良となったり、めっき後の強度が過度に高くなってブランピング工程中に金型摩耗を誘発する可能性がある。一方、焼鈍温度が860を超える場合、焼鈍工程中にSi、Mn等が表面酸化物を形成してめっき表面が不良になるという問題が発生する可能性がある。したがって、上記焼鈍温度は740～860であることが好ましい。上記焼鈍温度の下限は750であることがより好ましく、760であることがさらに好ましい。上記焼鈍温度の上限は850であることがより好ましく、840であることがさらに好ましい。

【0062】

一方、上記連続焼鈍時の雰囲気は、非酸化性雰囲気とすることが好ましく、例えば、水素-窒素混合ガスを使用することができ、このとき、雰囲気ガスの露点温度(Dew point)は-70～-30であってもよい。露点温度が-70未満となるためには、制御のための付加的な設備が必要であるため、製造コストが上昇するという問題があり、露点温度が-30を超えると、焼鈍中に鋼板の表面に焼鈍酸化物が過剰に形成され、未めっきなどの不良を引き起こす可能性がある。したがって、上記連続焼鈍時の雰囲気ガスの露点温度(Dew point)は-70～-30であることが好ましい。上記雰囲気ガスの露点温度の下限は-65であることがより好ましく、-60であることがさらに好ましい。上記雰囲気ガスの露点温度の上限は-35であることがより好ましく、-40であることがさらに好ましい。

【0063】

その後、上記焼鈍された冷延鋼板を焼鈍温度から660まで1/s以上の冷却速度で冷却する。本発明で目標とする円相当直径が0.5μm以上である炭化物の数密度を10⁵個/mm²以下とするためには、焼鈍温度から660まで冷却速度を1/s以上とすることが好ましく、冷却速度が1/s未満の場合には、粗大な炭化物が多量に形成され、最終的に得られる熱間成形部材の衝突エネルギー吸収能が低下する可能性がある。したがって、上記冷却速度は1/s以上であることが好ましい。上記冷却速度は1.5/s以上であることがより好ましく、2/s以上であることがさらに好ましい。一方、本発明では、上記冷却速度が1/s以上であるだけでも、本発明が得ようとする効果が得られるため、上記冷却速度の上限については特に限定しない。但し、例えば、鋼板形状の不良抑制の観点から、上記冷却速度は50/s以下であってもよく、より好ましくは45/s以下、さらに好ましくは40/s以下であってもよい。

【0064】

上記焼鈍された冷延鋼板を冷却する段階後には、上記冷却された冷延鋼板をAl系めっき浴に浸漬してアルミニウム系めっき層を形成する段階をさらに含むことができる。本発明では、上記Al系めっき浴の組成及びめっき条件については特に限定しない。但し、非制限的な一態様例として、めっき浴の組成は、Si:6～12%、Fe:1～4%、残部Al及びその他の不可避不純物を含むことができ、めっき量は当該技術分野において通常に適用される片面基準30～130g/m²であってもよい。上記めっき浴の組成中、Si含量が6%未満の場合には、めっき浴温度が過度に上昇して設備を劣化させるという欠点があり、12%を超える場合には、合金化を過度に遅らせて熱間成形のための加熱時間を長くしなければならないという欠点がある。Fe含量が1%未満の場合には、めっき密着性やスポット溶接性が低下する可能性があり、4%を超える場合には、めっき浴内にドロス発生が過剰となり、表面品質の不良を誘発する可能性がある。めっき付着量が片面基準30g/m²未満の場合には、所望の熱間成形部材の耐食性を確保しにくい可能性があり、130g/m²を超える場合には、過度なめっき付着量により製造コストが上昇するだけでなく、鋼板においてめっき量をコイル全幅及び長さ方向に均一にめっきすることが容易ではない可能性がある。

【0065】

以下では、本発明の一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、以下で説明する製造方法は、全ての可能な実施形態のうち1つの実施形態に過ぎず、本発明の熱間成形部材が必ずしも以下の製造方法によってのみ製造されるべきであること

を意味するものではない。

【0066】

まず、上述した製造方法により製造される熱間成形用鋼材を準備し、上記熱間成形用鋼材を用いて熱間成形のためのブランクを製造する。そして、上記ブランクをオーステナイト単相域温度以上、より具体的にはAc3温度以上980以下の温度範囲で加熱する。上記ブランク加熱温度がAc3温度未満であると、未変態のフェライトが存在するため、所定の強度を確保しにくい可能性がある。一方、加熱温度が980を超える場合には、部材の表面に過剰な酸化物が生成されるため、スポット溶接性を確保しにくい可能性がある。したがって、上記ブランク加熱温度はAc3~980であることが好ましい。上記ブランク加熱温度の下限はAc3+5であることがより好ましく、Ac3+10であることがさらに好ましい。上記ブランク加熱温度の上限は970であることがより好ましく、960であることがさらに好ましい。

10

【0067】

上記加熱されたブランクは、上記温度範囲で1~1000秒間保持することが好ましい。上記保持時間が1秒未満であると、ブランク全体において温度が均一化されず、部位別に材質差を誘発する可能性があり、保持時間が1000秒を超えると、加熱温度を過度に高くした時と同様に部材の表面に過剰な酸化物を生成するため、スポット溶接性を確保しにくい可能性がある。したがって、上記保持時間は1~1000秒であることが好ましい。上記保持時間の下限は30秒であることがより好ましく、60秒であることがさらに好ましい。上記保持時間の上限は900秒であることがより好ましく、800秒であることがさらに好ましい。

20

【0068】

その後、上記加熱及び保持されたブランクを熱間成形した後、常温まで冷却して最終的に熱間成形部材を製造する。本発明では、上記熱間成形時の具体的な条件については特に限定せず、本発明が属する技術分野において通常に知られている熱間成形工法をそのまま適用することができる。

【実施例】

【0069】

以下では、実施例を通じて本発明をより具体的に説明する。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であり、本発明の権利範囲を限定するためのものではないことに留意する必要がある。これは、本発明の権利範囲が、特許請求の範囲に記載された事項及びこれにより合理的に類推される事項によって決定されるためである。

30

【0070】

(実施例)

下記表1に記載の合金組成を有する厚さ40mmの鋼スラブを真空溶解によって製造した。上記鋼スラブを1250に加熱した後、900の仕上げ熱間圧延温度に熱間圧延して熱延鋼板を得た。その後、各鋼種別に巻取温度及び巻取温度から400までの冷却速度は、模写用熱処理炉を使用して下記表2に記載の条件を適用し、最終熱延厚さは全て3mmとなるように熱間圧延を行った。その後、上記熱延鋼板を酸洗処理した後、冷間圧下率を50%にして冷間圧延を実施して冷延鋼板を得た。その後、下記表2に記載の条件で上記冷延鋼板を、400~焼鈍温度までの加熱速度を制御して加熱し、5%水素-95%窒素雰囲気下で焼鈍した後、上記焼鈍温度から660までの冷却速度を制御して冷延鋼板を製造した。その後、上記冷延鋼板を冷却した後、Al系めっきを行った。このとき、Al系めっき浴の組成はAl-9%Si-2%Fe及び残りは不可避不純物で構成され、めっき付着量は片面基準80g/m²とした。このように製造された鋼板をブランクとして作製した後、熱間成形用金型を用いて熱間成形することにより、図2に示すような形態の熱間成形部材を製造した。このとき、上記ブランクの加熱温度は900であり、保持時間は6分であり、加熱炉から成形するまでの搬送時間は全て10秒で同様に適用した。上記のように製造された冷延鋼板について、円相当直径が0.5μm以上の炭化物の数を測定した後、その結果を下記表2に示した。上記のようにして製造された熱間成形部

40

50

材について、円相当直径が0.5 μm以上の炭化物の数、微細組織及び機械的物性を測定した後、その結果を下記表3及び4に示した。

【0071】

円相当直径が0.5 μm以上の炭化物の数は、Thin foil試片を準備した後、透過電子顕微鏡(TEM)を用いて10000倍の倍率で10個の視野を観察して測定した。

【0072】

微細組織は鋼板の表面をナイトル(Nital)を用いてエッチングした後、走査電子顕微鏡を用いて測定した。

【0073】

降伏強度(YS)、引張強度(TS)及び伸び率(EL)は、ASTM規格の試片を鋼板の圧延方向と平行な方向に採取した後、引張試験を行って測定した。

【0074】

衝突エネルギー吸収能は、VDA規格(VDA238-100)に従って3点曲げ試験を行った後、これにより得られた荷重-変位曲線から最大荷重に達するまでの面積(CIE: Crack initiation Energy)を測定して評価し、通常の1500MPa級熱間成形用鋼材のCIE値である25000Nmより高い場合を「良好」、未満の場合を「不良」と評価した。

【0075】

また、熱間成形部材の物性均一性を確認するために、成形部材の上面、左側面、右側面から各3箇所ずつ試片を採取した後、ビッカース硬度を用いて硬度測定を行った後、これにより平均硬度、硬度偏差(9箇所の測定硬度のうち最大値と最小値との差)及び偏差レベル(硬度偏差/平均硬度)を測定し、物性均一性は、偏差レベルが0.3以下である場合を「良好」、超過の場合を「不良」と示した。

【0076】

【表1】

鋼種	合金組成(重量%)													合金指数
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	N	Ni	Nb	Ti	B	
A	0.08	0.3	1.2	0.009	0.001	0.03	0.27	0.17	0.0048	0	0.03	0.03	0.0025	14.5
B	0.064	0.25	1.3	0.01	0.001	0.03	0.5	0.15	0.0056	0	0.05	0.03	0.0022	18.9
C	0.097	0.27	1.1	0.011	0.001	0.04	0.5	0.15	0.0052	0	0.05	0.03	0.0027	16.8
D	0.08	0.3	1.8	0.01	0.0012	0.03	0.1	0.05	0.0048	0	0	0.03	0.0025	11.9
E	0.074	0.1	1.6	0.01	0.0009	0.03	0.7	0.2	0.0053	0	0	0	0	27.3
F	0.082	0.5	0.7	0.009	0.0012	0.03	0.5	0.35	0.0038	0.5	0.05	0.025	0.0022	19.2
G	0.093	0.2	1.0	0.01	0.0012	0.04	0.1	0.45	0.0044	0	0.05	0	0	14.1
H	0.08	0.2	1.2	0.011	0.002	0.02	0.05	0.02	0.0055	0	0.05	0.04	0.0023	6.7
I	0.065	0.1	1.1	0.011	0.001	0.03	0.05	0.05	0.0043	0	0	0	0	6.4
J	0.09	0.1	0.9	0.010	0.002	0.04	0.1	0.05	0.0056	0	0.03	0.02	0.0005	6.0
K	0.3	0.2	1.1	0.013	0.002	0.035	0.3	0.1	0.0034	0	0	0.025	0.002	11.4
L	0.21	0.4	1.4	0.011	0.0009	0.03	0.5	0	0.0048	0	0	0.02	0.0025	15.1
M	0.13	0.3	1.5	0.009	0.0012	0.04	0.5	0.15	0.0057	0	0.05	0.03	0.002	21.9
N	0.045	0.7	1.2	0.009	0.002	0.03	0.3	0.2	0.0048	0	0.03	0.03	0.0025	19.7

合金指数 = I(Mn)×I(Si)×I(Cr)×I(Mo)
(ただし、上記式において各成分に対するI値は、I(Mn) = 3.34×Mn+1, I(Si) = 0.7×Si+1, I(Cr) = 2.16×Cr+1, I(Mo) = 3×Mo+1である。)

【0077】

10

20

30

40

50

【表 2】

区分	鋼種	巻取温度(℃)	巻取温度~400℃までの冷却速度(℃/Hr)	400℃~焼鈍温度までの冷却速度(℃/s)	焼鈍温度(℃)	焼鈍温度~660℃までの冷却速度(℃/s)	円相当直径が0.5μm以上の炭化物の数(X 10 ³ /mm ²)
発明例1	A	550	14	3.8	800	2.6	31.0
比較例1	A	720	9	21.4	800	2.6	135.0
比較例2	A	550	14	1.8	800	0.8	115.0
発明例2	B	550	14	2.5	800	2.6	20.0
発明例3	C	550	14	4.1	800	2.6	42.0
発明例4	D	520	12	11.3	780	1.8	52.0
発明例5	E	650	23	14.7	820	2.9	73.0
発明例6	F	580	20	9.7	820	2.9	31.0
発明例7	G	620	45	1.8	800	2.6	20.0
比較例3	H	550	14	5.6	800	2.6	34.0
比較例4	I	600	16	9.7	820	2.9	31.0
比較例5	J	600	16	5.6	800	2.6	32.0
比較例6	K	680	12	3.8	780	1.8	125.0
比較例7	L	680	12	3.8	780	1.8	52.0
比較例8	M	550	14	3.8	780	1.8	42.0
比較例9	N	550	14	2.5	800	2.6	31.0

10

20

【 0 0 7 8 】

【表 3】

区分	鋼種	円相当直径が0.5μm以上の炭化物の数(X 10 ³ /mm ²)	微細組織(面積%)			
			マルテンサイト	ベイナイト	フェライト	残留オーステナイト
発明例1	A	2.0	98	2	0	0
比較例1	A	26.0	98	2	0	0
比較例2	A	13.0	98	2	0	0
発明例2	B	2.0	91	9	0	0
発明例3	C	2.6	100	0	0	0
発明例4	D	3.3	93	5	2	0
発明例5	E	3.9	100	0	0	0
発明例6	F	2.6	80	16	2	2
発明例7	G	1.3	91	5	4	0
比較例3	H	3.2	79	13	8	0
比較例4	I	2.9	45	34	21	0
比較例5	J	3.4	81	5	14	0
比較例6	K	26.0	100	0	0	0
比較例7	L	3.3	100	0	0	0
比較例8	M	2.6	100	0	0	0
比較例9	N	3.3	38	32	30	0

30

40

【 0 0 7 9 】

50

【表 4】

区分	鋼種	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	CIE (Nm)	衝突エ ネルギー 吸収能	平均 硬度 (Hv)	硬度 偏差 (Hv)	偏差 レベル	物性 均一性
発明例1	A	893	1102	6	30465	良好	331	45	0.14	良好
比較例1	A	869	1069	7	23011	不良	325	39	0.12	良好
比較例2	A	882	1099	7	22032	不良	328	41	0.13	良好
発明例2	B	893	1080	8	29408	良好	310	34	0.11	良好
発明例3	C	950	1160	7	29935	良好	372	58	0.16	良好
発明例4	D	915	1145	6	28556	良好	363	24	0.07	良好
発明例5	E	876	1093	7	27678	良好	337	67	0.20	良好
発明例6	F	921	1125	8	30903	良好	342	22	0.06	良好
発明例7	G	945	1144	8	32187	良好	339	13	0.04	良好
比較例3	H	810	1023	7.4	23812	不良	312	109	0.35	不良
比較例4	I	647	825	12.1	21337	不良	264	93	0.35	不良
比較例5	J	821	1058	6.8	22915	不良	320	114	0.36	不良
比較例6	K	1300	1853	6	18242	不良	540	77	0.14	良好
比較例7	L	1043	1479	7	24518	不良	440	54	0.12	良好
比較例8	M	962	1218	6	23885	不良	358	39	0.11	良好
比較例9	N	481	612	15	20012	不良	212	43	0.20	良好

10

20

【0080】

上記表1～4から分かるように、本発明が提案する合金組成、合金指数及び製造条件を全て満たす発明例1～7の場合には、衝突エネルギー吸収能が良好であり、部材内の物性が均一であることが確認できる。

【0081】

比較例1及び2の場合、合金組成及び合金指数は本発明の範囲を満たしているが、巻取温度、巻取後の冷却速度及び焼鈍時の加熱速度の製造条件が本発明の範囲から外れることによって、粗大炭化物の数密度が増加し、最終的に得られる熱間成形部材において衝突エネルギー吸収能が不良であることが分かる。

30

【0082】

比較例3～5は、鋼板の合金組成は満たしているが、合金指数が本発明の条件を満たしていない場合であって、硬化能の不足による硬度偏差が過度に発生し、部材内の物性均一性が不良であることが分かる。

【0083】

比較例6～8は、C含量が本発明の条件を超える場合であって、C含量の増加による強度上昇効果はあるが、強度の増加に比べて曲げ性が大きく低下し、衝突エネルギー吸収能はむしろ劣っていることが分かる。

【0084】

比較例9は、C含量が本発明の条件を満たしていない場合であって、目標とする強度が確保できなかっただけでなく、これにより衝突エネルギー吸収能が低下したことが分かる。

40

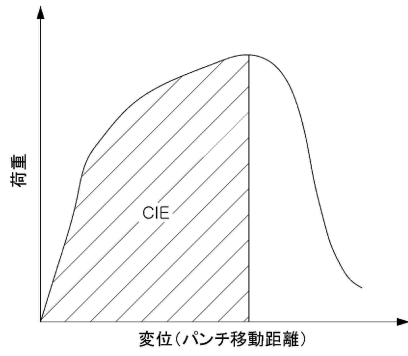
【0085】

図3は、発明例1～7及び比較例3～9の炭素含量及び合金指数による衝突エネルギー吸収能を示すグラフである。図3に示すように、C含量と合金指数は、熱間成形部材における衝突エネルギー吸収能と直接的な関連があり、本発明が提案するC含量及び合金指数を満たした場合にのみ良好な衝突エネルギー吸収能が確保できることが分かる。

50

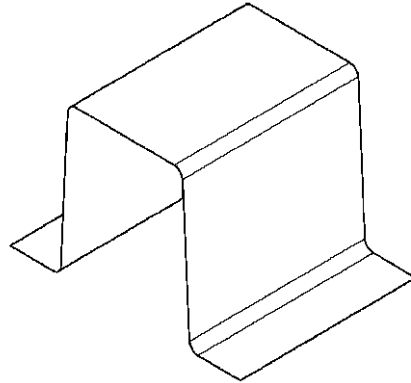
【図面】

【図 1】



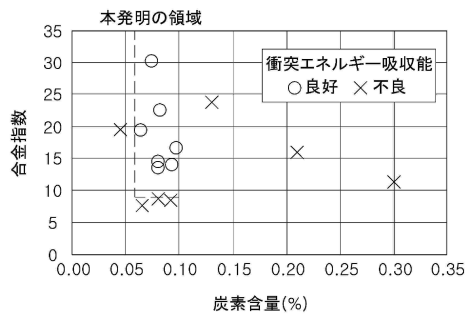
【図 2】

[図2]



10

【図 3】



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	38/00	3 0 1 T
C 2 2 C	38/58 (2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 Z
C 2 3 C	2/12 (2006.01)	C 2 2 C	38/38	
C 2 3 C	2/40 (2006.01)	C 2 2 C	38/58	
C 2 3 C	2/28 (2006.01)	C 2 3 C	2/12	
		C 2 3 C	2/40	
		C 2 3 C	2/28	

(31)優先権主張番号 10-2020-0086574

(32)優先日 令和2年7月14日(2020.7.14)

(33)優先権主張国・地域又は機関
韓国(KR)

(31)優先権主張番号 10-2020-0177655

(32)優先日 令和2年12月17日(2020.12.17)

(33)優先権主張国・地域又は機関
韓国(KR)

クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 2 0 - 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 オー、ジン - クン

大韓民国 5 7 8 0 7 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 2 0 - 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 キム、サン - ホン

大韓民国 5 7 8 0 7 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 2 0 - 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 チュン、ヒョ - シク

大韓民国 5 7 8 0 7 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 2 0 - 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 べ、ソン - ボム

大韓民国 5 7 8 0 7 チョルラナム - ド クァンヤン - シ ポッポサラン - ギル 2 0 - 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

合議体

審判長 井上 猛

審判官 佐藤 陽一

審判官 池淵 立

(56)参考文献 国際公開第 2 0 1 3 / 1 0 5 6 3 8 (W O , A 1)
 国際公開第 2 0 1 2 / 1 5 7 5 8 1 (W O , A 1)
 国際公開第 2 0 1 6 / 1 6 3 4 6 8 (W O , A 1)
 米国特許出願公開第 2 0 1 6 / 0 1 3 0 6 7 5 (U S , A 1)
 特開 2 0 0 6 - 5 1 5 4 3 (J P , A)

(58)調査した分野 (Int.Cl., D B名)

C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0
 C 2 1 D 8 / 0 0 - 8 / 0 4
 C 2 1 D 9 / 4 6 - 9 / 4 8
 C 2 1 D 1 / 1 8
 C 2 1 D 9 / 0 0
 C 2 3 C 2 / 0 0 - 2 / 4 0