



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 101910438 A

(43) 申请公布日 2010.12.08

(21) 申请号 200880122790.3

(22) 申请日 2008.11.21

(30) 优先权数据

10-2007-0138048 2007.12.26 KR

(85) PCT申请进入国家阶段日

2010.06.25

(86) PCT申请的申请数据

PCT/KR2008/006886 2008.11.21

(87) PCT申请的公布数据

W02009/082091 EN 2009.07.02

(71) 申请人 POSCO 公司

地址 韩国庆尚北道

(72) 发明人 李昌勋 河元 朴哲载 全在春 柳在和

(74) 专利代理机构 北京北翔知识产权代理有限公司 11285

代理人 王媛 钟守期

(51) Int. Cl.

G22C 38/00(2006.01)

权利要求书 1 页 说明书 9 页 附图 1 页

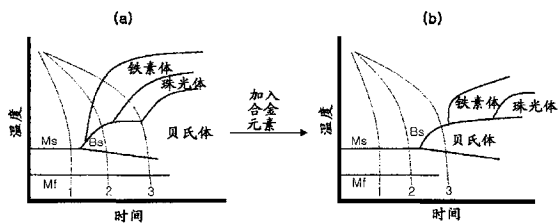
(54) 发明名称

具有优良热压成型性和高抗拉强度的热轧钢板、使用所述钢板的成型制品以及用于制备所述钢板和所述成型制品的方法

(57) 摘要

本发明提供了一种热轧钢板,所述钢板具有优良热压成型性质和高抗拉强度,并且可用于汽车的结构件及其部件等;一种成型制品;以及一种制备所述热轧钢板和所述成型制品的方法。所述具有优良热压成型性质和高抗拉强度的热轧钢板包括,按重量计:C:0.1-0.5%、Mn:1.0-3.0%、Si:0.5%或更低、W:0.1%或更低、N:0.01-0.1%、Al:0.01-0.1%、S:0.03%或更低、P:0.1%或更低、和B:0.001-0.01%,至少一种选自以下的元素:Ti:0.001-0.1%、Nb:0.001-0.1%和V:0.001-0.1%,至少一种选自以下的元素:Mo:0.01-1.5%、Cr:0.01-1.5%、Cu:0.005-1.0%和Ni:0.005-2.0%,其余为铁(Fe)和其他不可避免的杂质,其中所述热轧钢板的结构包括10%或更少的先共析铁素体、10%或更少的珠光体并且其余为贝氏体,或者包括10%或更少的先共析铁素体、10%或更少的珠光体并且其余为贝氏体和马氏体。

CN 101910438 A



1. 一种具有优良热压成型性和高抗拉强度的热轧钢板,包括,按重量计:C:0.1-0.5%、Mn:1.0-3.0%、Si:0.5%或更低、W:0.1%或更低、N:0.01-0.1%、Al:0.01-0.1%、S:0.03%或更低、P:0.1%或更低、和B:0.001-0.01%,至少一种选自以下的元素:Ti:0.001-0.1%、Nb:0.001-0.1%和V:0.001-0.1%,至少一种选自以下的元素:Mo:0.01-1.5%、Cr:0.01-1.5%、Cu:0.005-1.0%和Ni:0.005-2.0%,其余为铁(Fe)和其他不可避免的杂质,其中所述热轧钢板的结构包括10%或更少的先共析铁素体、10%或更少的珠光体并且其余为贝氏体,或者包括10%或更少的先共析铁素体、10%或更少的珠光体并且其余为贝氏体和马氏体。

2. 一种成型制品,包括,按重量计:C:0.1-0.5%、Mn:1.0-3.0%、Si:0.5%或更低、W:0.1%或更低、N:0.01-0.1%、Al:0.01-0.1%、S:0.03%或更低、P:0.1%或更低和B:0.001-0.01%,至少一种选自以下的元素:Ti:0.001-0.1%、Nb:0.001-0.1%和V:0.001-0.1%,至少一种选自以下的元素:Mo:0.01-1.5%、Cr:0.01-1.5%、Cu:0.005-1.0%和Ni:0.005-2.0%,其余为铁(Fe)和其他不可避免的杂质,其中所述成型制品的结构包括,以所述成型制品的面积分数计,80%或更多的马氏体以及20%或更少的贝氏体、珠光体和铁素体中的至少一种,并且具有1470MPa或更高的抗拉强度。

3. 一种制备具有优良热压成型性和高抗拉强度的热轧钢板的方法,所述方法包括:

在高于Ar₃转变点的温度下热轧钢锭,所述钢锭包括,按重量计:C:0.1-0.5%、Mn:1.0-3.0%、Si:0.5%或更低、W:0.1%或更低、N:0.01-0.1%、Al:0.01-0.1%、S:0.03%或更低、P:0.1%或更低、和B:0.001-0.01%,至少一种选自以下的元素:Ti:0.001-0.1%、Nb:0.001-0.1%和V:0.001-0.1%,至少一种选自以下的元素:Mo:0.01-1.5%、Cr:0.01-1.5%、Cu:0.005-1.0%和Ni:0.005-2.0%,其余为铁(Fe)和其他不可避免的杂质;
以10°C/s或更高的冷却速率冷却所述热轧的钢锭;和

在贝氏体转变起始温度(B_s)或更低的温度下卷取所述冷却的热轧钢锭。

4. 一种制备成型制品的方法,包括:

将按照权利要求3所述的方法制备的热轧钢板在等于或高于Ac₃转变点的温度下维持一段预定的时间;

对所述热轧钢板进行热压成型;和

将所述热压成型钢板以1°C/s或更高的冷却速率冷却至马氏体转变起始温度(M_s)。

具有优良热压成型性和高抗拉强度的热轧钢板、使用所述钢板的成型制品以及用于制备所述钢板和所述成型制品的方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种用于汽车的结构件或其部件等的热轧钢板,以及一种制备所述热轧钢板的方法,更具体地,涉及一种具有优良热压成型性和高抗拉强度的热轧钢板,一种使用所述热轧钢板的成型制品,以及一种制备所述热轧钢板和所述成型制品的方法。

背景技术

[0002] 近来,汽车工业中已经生产出较轻型的且具有高抗拉强度的汽车结构件及其部件,以便符合环境法规并且确保乘客的安全。因此,已经尝试开发一种用于制备具有优良可成型性和高抗拉强度的钢板的方法,目的是为具有高抗拉强度的汽车提供所述钢板。

[0003] 为了实现所述优良可成型性和高抗拉强度,已经广泛采用一种热压成型的方法。所述热压成型方法中使用的高强度钢板为一种冷轧钢板,其是通过以下方法制备的:将钢板加热至高温、使钢板保持在该高温、将所述钢板在具有某种形状的模具中压模成型为一种汽车结构件,同时通过在冷水中流动淬火所述模具中的所述汽车结构件,由此生产一种具有高抗拉强度的热压成型部件。

[0004] 然而,该热压成型的方法的问题在于成本负担必然会较高,因为其生产率低并且所述热压成型方法中使用的冷轧钢板价格昂贵。此外,由于所述冷轧钢板的淬透性不足,因而以低冷却速率制备的热压成型部件的不同区域具有不同的硬度。

[0005] 为解决上述问题,常规的代表性技术包括日本专利公开文本 No. 2006-126733、2006-152427、2006-213959 等中提出的方法。

[0006] 首先,日本专利公开文本 No. 2006-126733 提出一种用于制备冷轧钢板的方法,所述冷轧钢板具有高抗拉强度并且可用于热压成型过程。该发明中,所述方法包括:加入下述元素,包括重量计:C:0.05-0.4%、Mn:0.01-4.0%、Cr:0.005-5.0%、Mo 或 / 和 Nb:0.1-3.0%,以及一种合金元素如 Ti、V、W、B 和 Ni;在高温下对含有 0.01% 或更低 N 的钢板施压以形成具有 60% 或更高的马氏体结构的冷轧钢板。

[0007] 日本专利公开文本 No. 2006-152427 也提出了一种用于制备冷轧钢板的方法,包括:加入下述元素,包括重量计:C:0.25-0.45%、Mn+Cr:0.5-3.0%,以及一种合金元素如 Mo、Nb、Ti、V 和 B;将含有 0.002% 或更低的 N 的钢板保持在高温下;并且将所述钢板以 10-500°C/s 的冷却速率冷却至 Ms 温度。

[0008] 此外,日本专利公开文本 No. 2006-213959 提出了一种用于热压成型过程的冷轧钢板,其基本上与上述两种专利类似。

发明内容

[0009] 技术问题

[0010] 本发明被设计用于解决现有技术的问题,因此本发明的一个目标是提供一种具有

优良热压成型性和高抗拉强度的热轧钢板,一种使用所述热轧钢板的成型制品,以及一种用于制备所述热轧钢板和所述成型制品的方法。

[0011] 技术方案

[0012] 下文中将详细描述本发明的示例性实施方案。

[0013] 根据本发明的一个方面,提供了一种具有优良热压成型性和高抗拉强度的热轧钢板,包括,按重量计:C:0.1-0.5%、Mn:1.0-3.0%、Si:0.5%或更低、W:0.1%或更低、N:0.01-0.1%、Al:0.01-0.1%、S:0.03%或更低、P:0.1%或更低和B:0.001-0.01%,至少一种选自以下的元素:Ti:0.001-0.1%、Nb:0.001-0.1%和V:0.001-0.1%,至少一种选自以下的元素:Mo:0.01-1.5%、Cr:0.01-1.5%、Cu:0.005-1.0%和Ni:0.005-2.0%,其余为铁(Fe)和其他不可避免的杂质,其中所述热轧钢板的结构包括10%或更低的先共析铁素体、10%或更低的珠光体并且其余为贝氏体,或者包括10%或更低的先共析铁素体、10%或更低的珠光体并且其余为贝氏体和马氏体。

[0014] 根据本发明的另一个方面,提供了一种成型制品,包括按重量计:C:0.1-0.5%、Mn:1.0-3.0%、Si:0.5%或更低、W:0.1%或更低、N:0.01-0.1%、Al:0.01-0.1%、S:0.03%或更低、P:0.1%或更低和B:0.001-0.01%,至少一种选自以下的元素:Ti:0.001-0.1%、Nb:0.001-0.1%和V:0.001-0.1%,至少一种选自以下的元素:Mo:0.01-1.5%、Cr:0.01-1.5%、Cu:0.005-1.0%和Ni:0.005-2.0%,其余为铁(Fe)和其他不可避免的杂质,其中所述成型制品的结构包括,以所述成型制品的面积分数计,80%或更多的马氏体以及20%或更少的贝氏体、珠光体和铁素体中的至少一种,并且具有1470MPa或更高的抗拉强度。

[0015] 根据本发明的一个方面,提供了一种用于制备具有优良热压成型性和高抗拉强度的热轧钢板的方法。本发明中,所述方法包括:在高于Ar₃转变点的温度下热轧一种钢锭,所述钢锭包括,按重量计:C:0.1-0.5%、Mn:1.0-3.0%、Si:0.5%或更低、W:0.1%或更低、N:0.01-0.1%、Al:0.01-0.1%、S:0.03%或更低、P:0.1%或更低和B:0.001-0.01%,至少一种选自以下的元素:Ti:0.001-0.1%、Nb:0.001-0.1%和V:0.001-0.1%,至少一种选自以下的元素:Mo:0.01-1.5%、Cr:0.01-1.5%、Cu:0.005-1.0%和Ni:0.005-2.0%,其余为铁(Fe)和其他不可避免的杂质;以10°C/s或更高的冷却速率冷却所述经热轧的钢锭;和在贝氏体转变起始温度(B_s)或更低的温度下卷取所述冷却的热轧钢锭。

[0016] 根据本发明的另一个方面,提供了一种用于制备成型制品的方法。本发明中,所述方法包括:将按照本发明的一个示例性实施方案的方法制备的热轧钢板在等于或高于Ac₃转变点的温度下维持一段预定的时间;对所述热轧的钢板进行热压成型;和将所述热压成型钢板以1°C/s或更高的冷却速率冷却至马氏体转变起始温度(M_s)。

[0017] 有益效果

[0018] 根据本发明,可由所述热轧钢板获得所述具有优良抗拉强度的热压成型结构件,甚至是在热轧钢板的冷却速率低于常规热压成型过程的冷轧钢板时。本发明还提供了一种与冷轧钢板相比具有高经济效率和高抗拉强度的热轧钢板,并且提供了使用所述热轧钢板的成型制品。

附图说明

[0019] 图 1 为说明通过加入合金元素控制连续相变的示意图。本文中,图 1A 示出了普通钢的连续相变控制,图 1B 示出了含有添加的合金元素的钢板的连续相变控制。

具体实施方式

[0020] 下文中将详细描述本发明的示例性实施方案。在本说明书通篇中,除非另有说明,示例性实施方案中所使用的术语“百分数(%)”代表“重量%”。

[0021] 根据本发明的一个示例性实施方案的钢板包括,按重量计:C:0.1-0.5%、Mn:1.0-3.0%、Si:0.5%或更低、W:0.1%或更低、N:0.01-0.1%、Al:0.01-0.1%、S:0.03%或更低、P:0.1%或更低和B:0.001-0.01%,至少一种选自以下的元素:Ti:0.001-0.1%、Nb:0.001-0.1%和V:0.001-0.1%,至少一种选自以下的元素:Mo:0.01-1.5%、Cr:0.01-1.5%、Cu:0.005-1.0%和Ni:0.005-2.0%,其余为铁(Fe)和其他不可避免的杂质。下面详细描述所述热轧钢板的组分及其数值限制。

[0022] 碳(C)的含量被限定为0.1-0.5%。碳(C)为一种对于增强钢板强度必不可少的元素。为了从所述热压成型部件获得具有高抗拉强度的马氏体相,C含量的下限被设定为0.1%。当所加入的碳(C)的含量为高于0.5%时,所述钢板的可焊性可能会变差,这会导致在汽车装配过程中的废品增多;并且在电镀过程中钢板强度过分增加,这会使得难以连接所述钢板。因此,C含量的上限被限定为0.5%。

[0023] 锰(Mn)是一种对钢板具有极高固溶强化作用的元素,该元素同时可延迟奥氏体向铁素体微结构的转变,并且降低Ar₃温度。当所添加的锰(Mn)的含量过低时,在热压成型过程中难以在高温下在奥氏体单相区域进行挤压成型,而当所添加的锰(Mn)的含量过高时,与热轧钢卷的制备相关的问题可能会由于钢板的可焊性变差以及热轧过程中轧制力增加而产生。因此,Mn含量被限定为1.0-3.0%。

[0024] 硅(Si)是一种通过固溶强化来起到提高钢板铁素体强度的作用的元素。然而,当大量加入硅(Si)时,可能会增加钢板的氧化铁皮缺陷,这会导致所述钢板的表面质量和涂布性能变差。因此,Si含量的上限被限定为0.5%。

[0025] 钨(W)是一种可在热压成型过程中提高钢板的热处理淬透性和耐热性的独特元素。钨(W)也是本发明中所用的重要元素之一,因为其作用是在再热钢板的过程中抑制晶粒生长,并且具有减小晶粒大小的作用。然而,当所添加的W的含量超过0.1%时,上述作用可能会达到饱和,并且生产成本也会因使用昂贵的W而较高。因此,W含量的上限被限定为0.1%。

[0026] 出于两个目的添加铝(Al)。一个目的是从钢中移除氧以防止在凝结过程中形成非金属夹杂物,而另一个目的是通过以AlN形式固定钢中的氮(N)来细化晶粒大小。因此,所加入的Al也应处于一个适合的含量范围内。在这种情况下,当Al含量过低时,可能无法达到添加Al的效果。相反,当Al含量过高时会导致钢板的强度过度增加以及炼钢因素的增加。因此,Al含量被限定为0.01-0.1%。

[0027] 硫(S)是一种通过以MnS形式析出来增加析出物量的杂质。因此,必须将S含量调整到尽可能低的程度。因此,S含量的上限被限定为0.03%。未具体限定S含量下限的原因是,基于与上文所述相同的原因,钢板的成型性会随着S含量的降低而得到提高。

[0028] 过量加入磷(P)时,磷(P)会对可焊性和热轧过程产生不利影响。过量的磷(P)

还可能会降低钢板的可加工性。因此, P 含量的上限被限定为 0.1%。

[0029] 氮 (N) 是本发明中所用的非常重要的元素之一。氮 (N) 是一种固溶强化元素, 也是一种通过与其他组分如 Ti、Nb、V、Al 等结合而形成氮化物的元素。根据本发明, 加入足量的 N 可提高钢板的热处理性质及强度。当 N 含量低于 0.01% 时, 这些效果是不可预期获得的; 而当 N 含量超过 0.1% 时, 可能会导致与炼钢和铸钢过程有关的问题。因此, N 含量被限定为 0.01-0.1%。

[0030] 硼 (B) 的功能是通过从晶界偏析抑制从奥氏体向铁素体或贝氏体微结构的转变, 以降低晶界能。当所添加的硼 (B) 的含量过低时, 不能确保充分的 B 添加效果; 而当所添加的硼 (B) 的含量过高时, 大量 B 复合体的晶界析出导致钢板的韧性变差以及淬透性降低。因此, B 含量被限定为 0.001-0.01%。

[0031] 本发明一个示例性实施方案的热轧钢板包括至少一种选自钛 (Ti)、铌 (Nb) 和钒 (V) 的元素。

[0032] 钛 (Ti)、铌 (Nb) 和钒 (V) 为这样的元素, 它们可通过促进碳氮化物析出而有效增强钢板强度, 并且可通过细化晶粒来提高所述热压成型结构部件的韧性。当所添加的每种组分的含量为低于 0.001% 时, 可获得这些效果; 而当所添加的每种组分的含量为高于 0.1% 时, 生产成本可能会较高, 而且可能会因为碳氮化物的过量析出而导致与热轧过程有关的问题。

[0033] 本发明一个示例性实施方案的热轧钢板还包括至少一种选自以下的元素: Mo: 0.01-1.5%、Cr: 0.01-1.5%、Cu: 0.005-1.0% 和 Ni: 0.005 至 2.0%。

[0034] 钼 (Mo) 有助于制备出具有高抗拉强度的热压成型部件, 因为其能够大幅度提高钢板的淬透性以促进在所述热压成型过程之后形成马氏体结构。钼 (Mo) 还可通过促进精细碳化物的析出而增强钢板的强度, 以及通过细化晶粒来提高钢板的韧性。为实现上述效果, Mo 含量的下限被限定为 0.01%。本文中, Mo 含量达到 1.5% 时, 上述效果达到饱和, 并且炼钢成本可能会较高。因此, Mo 含量的上限被限定为 1.5%。

[0035] 铬 (Cr) 为一种可提高钢板的淬透性和促进碳化物形成的元素, 也是一种用于制备出具有高抗拉强度的热压成型部件的重要元素。为实现上述效果, Cr 含量的下限被限定为 0.01%。当 Cr 含量超过 1.5% 时, 上述效果达到饱和, 并且炼钢成本可能会较高。因此, Cr 含量的上限被限定为 1.5%。

[0036] 铜 (Cu) 为一种可通过促进精细析出物的形成而增强钢板强度的元素。当 Cu 含量为低于 0.005% 时, 不可实现上述效果; 而当 Cu 含量超过 1.0% 时, 钢板的可加工性可能会变差。因此, Cu 含量被限定为 0.005-1.0%。

[0037] 镍 (Ni) 为一种具有固溶强化效果并且可通过提高钢板的淬透性来提高所述钢板的热处理性质的元素。当镍 (Ni) 的含量为低于 0.005% 时, 不可实现上述效果; 而当镍 (Ni) 的含量超过 2.0% 时, 钢板的可加工性可能会变差, 可能会在热轧过程中导致氧化铁皮缺陷, 同时生产成本也可能会增加。因此, Ni 含量被限定为 0.005-2.0%。

[0038] 图 1 示意性地示出了通过加入合金元素导致的连续冷却相变的变化。图 1A 为示意图, 示出了当以不同冷却速率 (冷却速率: $1 > 2 > 3$) 将普通钢从高温 (例如轧制终止温度) 冷却至室温时, 所获得的热轧钢板的微结构的连续冷却态; 而图 1B 示意图示出了为提高普通钢的固化性 (curability) 而向该普通钢中添加合金元素时, 所述热轧钢板的微

结构的连续冷却态。

[0039] 如图 1A 中所示,当以冷却速率 1 冷却钢板时形成马氏体单相,当以冷却速率 2 冷却钢板时形成铁素体 + 贝氏体 + 马氏体结构,当以冷却速率 3 冷却钢板时形成铁素体 + 珠光体 + 贝氏体 + 马氏体结构。

[0040] 如图 1B 中所示,可以看出相对于图 1A 的转变曲线,铁素体、珠光体、贝氏体的转变曲线沿时间轴向右移动,这表明铁素体、珠光体、贝氏体的转变被延迟。由于所述合金元素的作用,甚至当以相同冷却速率冷却钢时,仍可获得不同于所述普通钢的微结构。即是说,如图 1B 中所示,当以冷却速率 1 冷却钢板时获得马氏体微结构,当以冷却速率 2 冷却钢板时仍然获得马氏体微结构,并且当以冷却速率 3 冷却钢板时获得贝氏体和马氏体微结构。因此,可实现冷却速率的增加而不需要额外的增加冷却速率的过程。

[0041] 根据本发明,通过向普通钢中添加合金元素以提高钢板的淬透性,即可实现冷却速率的增加而不需要额外的增加冷却速率的过程。

[0042] 本发明一个示例性实施方案的热轧钢板的微结构包括 10% 或更少的先共析铁素体、10% 或更少的珠光体并且其余为贝氏体,或者包括 10% 或更少的先共析铁素体、10% 或更少的珠光体并且其余为贝氏体和马氏体。

[0043] 当所述微结构包括马氏体结构时,所述贝氏体结构优选地以 50% 或更高的面积分数存在,而马氏体结构优选地以 30% 或更低的面积分数存在。

[0044] 下文中,详细描述了本发明一个示例性实施方案的制备钢板的方法。

[0045] 在本发明中,将具有上述组成的钢锭用常规方法之一再热,并且热轧。然后,在高于 Ar3 转变点的热轧终止温度下终止所述热轧,将所述经热轧的钢锭以或 10°C /s 更高的冷却速率冷却,并且在低于贝氏体转变起始温度 (Bs) (通常低于 600°C) 的温度下卷取以制备具有优良热压成型性质和高抗拉强度的热轧钢板。

[0046] 将热轧终止温度限定为 Ar3 转变点或更高是为了防止在两相区域轧钢。在这种情况下,当在两相区域轧制本发明的钢时,会形成大量的无碳化物先共析铁素体,这使得无法获得本发明中所需要的遍布整个结构的贝氏体结构。

[0047] 此外,将热轧过程后的冷却速率限定为 10°C /s 或更高是为了使大量铁素体和珠光体以 10°C /s 或更低的冷却速率析出,这使得无法获得本发明中所需要的热轧贝氏体结构或贝氏体和马氏体的二相结构。然而,冷却速率没有上限。这是因为,如图 1 中所示,冷却速率越快越容易获得贝氏体和 / 或马氏体结构。

[0048] 此外,将热卷取过程中的卷取温度限定为贝氏体转变起始温度 (Bs) 或更低的温度。这是因为在高于 Bs 的温度下卷取会诱导珠光体转变,进而无法获得本发明中所需的低温结构。未限定卷取温度的下限,是因为当利用具有优良性能的地下卷取机容易地卷取所述热轧钢板时,可有利于获得本发明中所需的精细贝氏体或马氏体结构。

[0049] 马氏体面积分数为 80% 或更多且抗拉强度为 1470MPa 或更高的成型制品可通过以下方式获得:将所制备的热轧钢板保持在高于 Ac3 转变点的温度下,对所述热轧钢板进行热压成型处理,并且将所述热压成型的钢板以 1°C /s 或更高的冷却速率淬火至马氏体转变起始温度 (Ms)。

[0050] 所述成型制品的结构包括,80% 或更多的马氏体以及 20% 或更少面积分数的贝氏体、珠光体和铁素体结构中的至少一种,基准。

[0051] 本发明一个示例性实施方案的热轧钢板甚至可以相对较低的冷却速率 (1-30°C / s) 卷取而制备出具有以下性质的成型制品, 所述性质即马氏体面积分数为 80% 或更多且抗拉强度为 1470MPa 或更高。

[0052] 当热压成型过程后的冷却速率低于 1°C /s 时, 难以确保具有足够的马氏体面积分数, 因为奥氏体会转变为高温相如铁素体和珠光体, 这使得难以获得抗拉强度为 1470MPa 或更高的成型制品。因此, 需要将冷却速率的下限限定为 1°C /s。然而, 冷却速率越快, 越可能确保马氏体结构的获得。因此, 不必限定冷却速率的上限。

[0053] 发明实施方式

[0054] 下文中将更加详细描述本发明的示例性实施方案。

[0055] 实施例

[0056] 通过真空感应熔炼法制备具有下表 1 中列出的组成的钢锭。本文中, 所制备的钢锭的厚度为 60mm, 宽度为 175mm。将所述钢锭在 1200°C 下再热 1 小时, 并且热轧, 使得其热轧厚度为 1.6mm。热轧终止温度高于 Ar3 转变点。然后, 通过以下方式模拟热卷取过程: 以 5°C /s 和 50°C /s 的 ROT 冷却速率将所述经再热的钢锭冷却至所需的热卷取温度, 将所述冷却的钢锭保持在预热至 400-650°C 的炉中 1 小时, 并且在所述炉中冷却所述钢锭。所述热压成型模拟是使用膨胀计通过以下方式进行的, 即以 20°C /s 的冷却速率冷却钢锭, 并且测量所述钢锭的硬度以计算所述钢锭的抗拉强度。结果在下表 2 中列出。

[0057] 在下表 1 中所列出的钢中, 钢 1、2 和 3 属于本发明的范围之内, 而钢 4 和 5 不满足本发明的钢的组成条件。表 1 中所列出的钢的制备条件在下表 2 中列出, 所述制备条件例如终轧过程后的冷却速率 (ROT 冷却速率)、根据所述卷取温度的先共析铁素体的存在情况、和最终热压成型模拟后所计算的抗拉强度。

[0058] 下表 2 中所列出的先共析铁素体 / 珠光体的存在 / 不存在是通过以下方式表示的: 当先共析铁素体 / 珠光体的分数超过 10% 时用“是”表示, 当先共析铁素体 / 珠光体的分数为 10% 或更少时用“否”表示。然而, 只有不具有先共析铁素体 / 珠光体的钢才对应于本发明的钢。

[0059] 表 1

[0060]

[表]

[0061]

钢	化学组成 (wt%)										
	C	Mn	Si	Al	S	P	N	W	B	Ti	其他
1	0.22	2.2	0.25	0.032	0.002	0.012	0.012	0.03	0.0055	0.025	Ni 0.2,Mo 0.1
2	0.21	2.16	0.29	0.024	0.003	0.01	0.016	0.03	0.0028	0.023	Cr 0.2,Nb 0.01
3	0.21	2.31	0.23	0.042	0.002	0.01	0.011	0.028	0.0037	0.022	Cu 0.03,V 0.01
4	0.07	0.76	0.20	0.030	0.0026	0.011	0.0014	-	0.0018	0.021	Cr 0.21,Mo 0.1
5	0.23	0.41	0.20	0.037	0.0031	0.012	0.0050	0.25	0.0021	0.017	Nb0.011, V 0.098

[0062] 表 2

[0063]

[表 2]

[0064]

钢	钢制备条件	ROT 冷却速率 (°C/s)	卷取温度 (°C)	先共析铁素体/珠光体的存在情况	热压成型模拟后的抗拉强度 (MPa)	备注
1	1-1	5	450	是	1270	比较用的钢 1
	1-2	50	450	否	1610	本发明的钢 1
2	2-1	50	550	否	1580	本发明的钢 2
	2-2	50	450	否	1670	本发明的钢 3
	2-3	50	650	否	1320	比较用的钢 2
3	3-1	50	550	否	1540	本发明的钢 4
	3-2	5	450	是	1280	比较用的钢 3
	3-3	5	650	是	1140	比较用的钢 4
4	4-1	5	550	是	1210	比较用的钢 5
	4-2	50	550	是	1270	比较用的钢 6
5	5-1	50	500	是	1260	比较用的钢 7
	5-2	50	650	是	1220	比较用的钢 8

[0065] 如表 2 中所列,可以看出,在通过以 ROT 冷却速率 (冷却速率:50°C/s) 淬火所述钢 1、2 和 3 并且在低于 Bs 点的温度下卷取所述钢 1、2、3 来制备本发明的钢时,形成了含有精细碳化物的贝氏体结构。因此,证明了本发明的钢具有 1470MPa 或更高的抗拉强度,是因为在所述热压成型模拟之后以相对较低的冷却速率 (20°C/s) 时可容易地形成马氏体结构。

[0066] 相比而言,甚至在以 ROT 冷却速率淬火所述钢 4 和 5 并且控制其卷取温度时,仍只获得了具有先共析铁素体/珠光体混合结构的贝氏体结构。基于上述结果,当在所述热压成型模拟后以 20°C/s 的低冷却速率冷却钢 4 和 5 时,无法获得抗拉强度为 1470MPa 的钢。

[0067] 当将钢 1、2 和 3 在 ROT 冷却速率下淬火但在高于 Bs 点的温度下卷取时,形成铁素体+珠光体结构作为最终的热轧结构,并且所述钢在所述热压成型模拟之后具有约 1320MPa 的低抗拉强度。

[0068] 此外,当将钢 1、2 和 3 维持在低于 Bs 点的卷取温度下但冷却速率低于本发明中所需的冷却速率时,铁素体/珠光体+贝氏体两相结构出现在整个钢中,并且所述钢在热压成型过程之后具有低于 1470MPa 的抗拉强度。

[0069] 先共析铁素体的存在/不存在取决于:在低于 Ar3 转变点的温度下进行所述热轧终止过程、所述终轧过程之后的冷却速率 (ROT 冷却速率)、以及卷取温度。

[0070] 即是说,Ar3 转变温度主要取决于从奥氏体温度范围冷却所述钢之后的冷却速率,但是在 Ar3 转变点或更低的温度下轧钢会产生先共析铁素体,这会导致钢中出现非均匀微结构。

[0071] 也可以看出, ROT 冷却速率越慢,越有助于转变为铁素体和珠光体;而冷却速率越快,则会发生向贝氏体和马氏体的转变,如图 1 所示。

[0072] 此外,可以看出,热轧转变终止时的卷取温度越低,形成先共析铁素体的可能性越低。这与下述事实相符,即,如表 2 中所示,甚至在相同条件下(如组成和冷却速率),在较高卷取温度下也会形成更高比例的先共析铁素体。

[0073] 此外,本发明意在确保甚至当在所述热压成型过程后以低冷却速率冷却所述热轧钢板时,也会获得具有 1470MPa 或更高的高抗拉强度的热轧钢板。因此,由于在所述热轧钢板中抑制了先共析铁素体和珠光体结构的形成,同时诱导了贝氏体或马氏体结构的形成,因此当将所述热轧钢板被加热至高于 Ac3 转变点的温度并保持在该温度下时碳化物可被更快地均匀溶解,并且还可通过防止从所述热轧板的内部的精细偏析来实现上述目标。

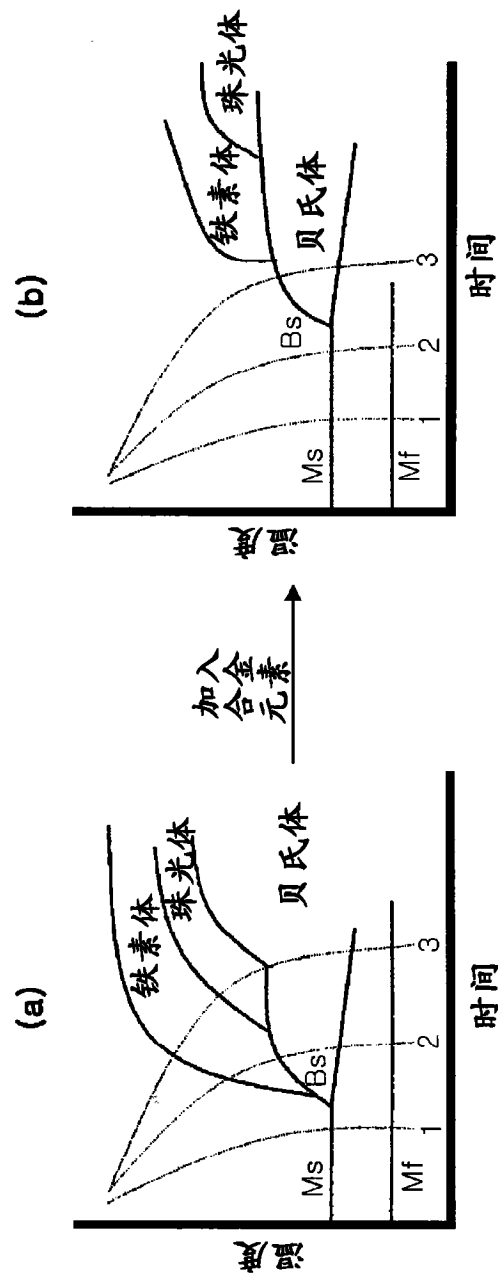


图 1