



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103764310 B

(45) 授权公告日 2015. 09. 30

(21) 申请号 201280041922. 6

G23C 2/06(2006. 01)

(22) 申请日 2012. 08. 31

G22C 38/00(2006. 01)

G22C 38/32(2006. 01)

(30) 优先权数据

2011-191063 2011. 09. 01 JP

2011-223439 2011. 10. 07 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2014. 02. 27

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2012/072246 2012. 08. 31

(87) PCT国际申请的公布数据

W02013/031984 JA 2013. 03. 07

(73) 专利权人 株式会社神户制钢所

地址 日本兵库县

(72) 发明人 冲田圭介 池田周之 内藤纯也

(74) 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任
公司 11021

代理人 王玉玲

(56) 对比文件

JP 2011-117086 A, 2011. 06. 16,

W0 2004/087983 A1, 2004. 10. 14,

W0 2011/081043 A1, 2011. 07. 07,

JP 2003-126921 A, 2003. 05. 08,

CN 1809650 A, 2006. 07. 26,

审查员 周颖

(51) Int. Cl.

B21D 22/20(2006. 01)

G22C 18/00(2006. 01)

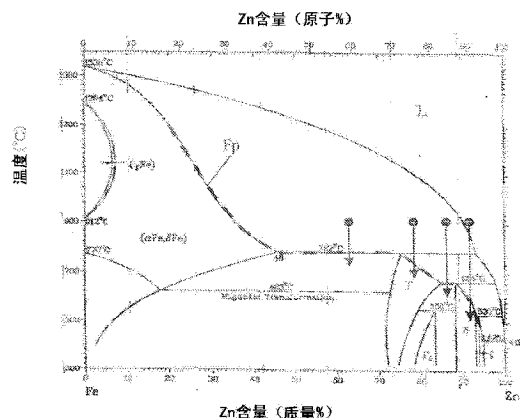
权利要求书1页 说明书9页 附图3页

(54) 发明名称

热压成形品及其制造方法

(57) 摘要

对于将 Zn—Fe 系镀层形成于基体钢板表面的表面处理钢板,通过热压成形法进行成形而制造热压成形品时,将所述表面处理钢板加热到基体钢板的 A_{c1} 相变点以上且 950°C 以下的温度,对于表面处理钢板进行冷却至与镀层中的 Fe 含量对应的镀层的凝固点以下的温度后,开始成形,由此在冲压成形中,避免镀层的剥离和母材的晶界裂纹而制造良好特性的热压成形品。



1. 一种热压成形品的制造方法, 其特征在于, 在利用热压成形法对基体钢板表面形成有 Zn — Fe 系镀层的表面处理钢板进行成形而制造热压成形品时, 将所述表面处理钢板加热至基体钢板的 A_{c1} 相变点以上且 950°C 以下的温度, 且冷却表面处理钢板至与加热前的镀层中的 Fe 含量对应的镀层的凝固点以下的温度后, 开始成形, 并且, 镀层中的 Fe 含量为 $5 \sim 80$ 质量%。

2. 根据权利要求 1 所述的制造方法, 其中, 加热所述表面处理钢板后, 冷却至镀层的凝固点以下的温度时的平均冷却速度为 $20^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 以上。

3. 根据权利要求 1 所述的制造方法, 其中, 在比马氏体相变开始温度高的温度下开始成形, 在比马氏体相变开始温度低的温度下结束冷却。

4. 一种热压成形品, 其利用权利要求 1 ~ 3 中任一项所述的方法而得到。

热压成形品及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及汽车零件的结构构件所使用的这种要求强度和耐腐蚀性的热压成形品及其制造方法,特别是涉及将预先加热的表面处理钢板成形加工成规定的形状时,在赋予形状的同时实施淬火而得到规定强度的热压成形品,和这样的热压成形品的制造方法。

背景技术

[0002] 作为源于地球环境问题的汽车燃油效率提高的对策之一,需要推进车体的轻量化,尽可能地使汽车所使用的钢板高强度化。然而,若为了汽车的轻量化而使钢板高强度化,则延伸率 EL 和 r 值 (Lankford value :兰克福特值 ;塑性应变比 r 值) 降低,冲压成形性和形状冻结性会劣化。

[0003] 为了解决这样的课题,在零件制造中采用热压成形法,其是通过将钢板 (被加工材) 加热至规定的温度 (例如,成为奥氏体相的温度) 而降低强度 (即,容易成形) 后,以相比薄钢板为较低温 (例如室温) 的模具成形,由此在赋予形状的同时,进行利用了两者的温度差的急冷热处理 (淬火),以确保成形后的强度。

[0004] 根据这样的热压成形法,因为在低强度状态下成形,所以回弹也小 (形状冻结性良好),并且通过急冷能够得到以抗拉强度计为 1500MPa 级的强度。还有,这样的热压成形法,除了热压法以外,还以热成形法、热压印法、热冲压法、模压淬火法等各种各样的名称称呼。

[0005] 图 1 是表示用于实施上述这样的热压成形 (以下,以“热冲压”代表) 的金属模具构成的概略说明图,图中 1 表示冲头,2 表示冲模,3 表示压边圈,4 表示钢板 (坯料),BHF 表示压边力,rp 表示冲头肩半径,rd 表示冲模肩半径,CL 表示冲头 / 冲模间间隙。另外,在这些零件之中,冲头 1 和冲模 2 其构成方式为,在各自的内部形成有能够使冷却介质 (例如水) 通过的通路 1a、2a,使该通路中通过冷却介质而使这些构件得到冷却。

[0006] 使用这样的金属模具进行热冲压 (例如,热深拉加工) 时,将钢板 (坯料) 4 加热至 (Ac_1 相变点 $\sim$ Ac_3 相变点) 的二相域温度或 Ac_3 相变点以上的单相域温度,在使之软化的状态下开始成形。即,在将处于高温状态的钢板 4 夹在冲模 2 与压边圈 3 间的状态下,由冲头 1 将钢板 4 压入冲模 2 的孔内 (图 1 的 2、2 之间),一边缩小钢板 4 的外径一边成形为冲头 1 的外形所对应的形状。另外,通过在成形同时对冲头和冲模进行冷却,进行从钢板 4 向模具 (冲头 1 和冲模 2) 的排热,并且在成形下死点 (冲头前端位于最深部的时刻:图 1 所示的状态) 进一步保持冷却而实施原材的淬火。通过实施这样的成形法,能够得到尺寸精度良好的 1500MPa 级的成形品,而且与冷态下成形同等强度级别的零件的情况比较,能够减小成形载荷,因此压力机的容量很小就行。

[0007] 在上述的程序中,显示的是将所述图 1 所示这样的单纯的形状的热压成形品,从钢板的阶段在模具内同时进行成形和淬火的方法 (直接工艺法),但本发明所适用的热压方法,不限于适用于这种工艺法的情况,而是也能够适用于制造比较复杂的形状的成型品的情況。

[0008] 即,在制造比较复杂的形状的成型品时,以一次热压成形难以达到制品的最终形状。在这样的情况下,能够采用在热压成形的前工序中进行冷压成形的方法(该方法称为“间接工艺法”)。间接工艺法是将成形困难的部分通过冷加工预先成形为近似形状,再对其余的部分进行热压成形的方法。如果采用这一方法,例如在成形成型品的凹凸部(山峰部)有三种这样的零件时,则先通过冷压成形,预先成形达到两处,之后再对于第三处进行热压成形。

[0009] 无论采用上述哪一种工艺方法,在热压成形时,若将钢板加热至高温,特别是若加热至奥氏体区域、即 900℃ 左右,则将钢板从加热炉向冲压成形机移动时在大气中的数秒间,钢板的表面会发生氧化而形成氧化皮。因此,在热压成形时氧化皮剥离,成为压痕发生的原因。另外,这样的氧化皮的存在,因为使耐腐蚀性涂膜的涂装性恶化,所以需要在冲压冷却后通过喷丸处理等除去氧化皮。

[0010] 作为避免氧化皮形成造成不便的对策,也进行使用表面处理钢板的对策,即对于冲压成形原材(基体钢板)实施镀铝。镀锌。合金化熔融镀锌等。这些表面处理之中,从牺牲防腐性和成本的观点出发,认为优选应用镀锌和合金化熔融镀锌钢板,但锌其熔点和沸点在进行热压的温度域,因为成为液相或气相,所以在热压时发生镀层的蒸腾和氧化,而且所得到的表面处理钢板过度发生与基体钢板的合金化,容易产生锌对冲压模具的熔敷和耐腐蚀性、焊接性的显著劣化。

[0011] 作为避免这一问题的方法,提出有专利文献 1、2 等的技术。在这些技术中,基本思想是,通过将含有规定量的 Fe 的 Zn—Fe 系镀层形成于基体表面,从而提高镀层的熔点。采用 Zn—Fe 系镀层作为镀层时,虽然能够期待提高镀层的熔点的效果,但是为了达到例如 900℃ 以上的熔点,不得不含有 70 质量%左右的 Fe,这样的组成下,耐腐蚀性、涂膜密接性、焊接性的劣化变大。另外,若合金化进展,则氧化反应也被促进,发生氧化层的脱落、涂装后的密接性不良等的弊端。

[0012] 反之,将镀层中的 Fe 含量抑制在 20 质量%左右时,熔点变低达 670℃ 左右,液相与模具接触,将发生熔敷和粘合等。另外,由于热压时熔融的锌浸入钢板的结晶晶界,从而发生液体金属脆化(以下,简记为“LME”),成为晶界裂纹发生的原因。特别是急速加热立即成形时,因为没有合金化的时间,所以晶界裂纹的危险性进一步增加。

[0013] 另一方面,在专利文献 3 中,公开有一种将具备镀锌层的镀锌钢板加热到规定温度,在 60 秒以内冷却到 730℃ 以下、500℃ 以上之后,再进行热成形的方法。然而在此技术中,也包含镀层在熔融状态下进行成形的条件,因此不能完全避免镀层的剥离和晶界裂纹。例如,锌系镀层中所含有的 Fe 量为 15 质量%时,如果不在 685℃ 以下,则未进入完全的固相域,例如在 700℃ 时冷却不充分。

[0014] 【现有技术文献】

[0015] 【专利文献】

[0016] 专利文献 1:日本特开 2003—73774 号公报

[0017] 专利文献 2:日本特开 2003—147499 号公报

[0018] 专利文献 3:日本特开 2007—182608 号公报

发明内容

[0019] 本发明鉴于上述情况而形成,其目的在于,提供一种使用形成有 Zn—Fe 系镀层的表面处理钢板,在进行热压成形时,避免在冲压成形中镀层的剥离和母材的晶界裂纹而用于制造良好特性的热压成形品的有用的方法,和据此方法得到的热压成形品。

[0020] 所谓能够达成上述目的的本发明方法,在具有如下这点要旨:将基体钢板表面形成有 Zn—Fe 系镀层的表面处理钢板,通过热压成形法进行成形而制造热压成形品时,将所述表面处理钢板加热到基体钢板的 A_{c1} 相变点以上且 950°C 以下的温度,将表面处理钢板冷却至与镀层中的 Fe 含量对应的镀层的凝固点以下的温度后,开始成形。

[0021] 在本发明方法中,优选加热所述表面处理钢板后,冷却至镀层的凝固点以下的温度时的平均冷却速度为 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上(更优选为 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上)。另外,优选在比马氏体相变开始温度高的温度下开始成形,在比马氏体相变开始温度低的温度下结束。

[0022] 根据本发明,使用形成有 Zn—Fe 系镀层的表面处理钢板,进行热压成形时,通过适当地控制其条件,在冲压成形中可避免镀层的剥离和晶界裂纹,能够实现具有良好特性的热压成形品。

附图说明

[0023] 图 1 是表示用于实施热压成形的金模具构成的概略说明图。

[0024] 图 2 是 Zn—Fe 二元系状态图解。

[0025] 图 3 是表示加热曲线的图像的模式图。

[0026] 图 4 是表示实施例中的模具构成的概略说明图。

具体实施方式

[0027] 本发明者们,为了在将形成有 Zn—Fe 系镀层的表面处理钢板加热到规定的温度后,进行热压成形而制造成形品时,在冲压成形中避免镀层的剥离和晶界裂纹而实现良好特性的热压成形品,从各种角度进行研究。

[0028] 其结果发现,使用冲压成形模具,对于形成有 Zn—Fe 系镀层的表面处理钢板进行冲压成形而制造热压成形品时,如果将所述表面处理钢板加热到基体钢板的 A_{c1} 相变点以上且 950°C 以下的温度,将表面处理钢板冷却到镀层中的 Fe 含量所对应的镀层的凝固点以下的温度后,开始成形,则不会招致上述这样的问题,能够实现特性良好的优异的热压成形品,从而完成了本发明。

[0029] 在通常的热压成形中,将钢板加热到规定温度后,从提高生产率和减小冲压反作用力的观点出发,成形时从加热炉出来以尽可能高的温度开始成形,这被认为在确保良好的成形性是必要的要件。在这种状况之下,对于形成有 Zn—Fe 系镀层的表面处理钢板进行冲压成形而制造热压成形品时,也需要考虑从加热炉出来立即以尽可能高的温度开始成形。但是,在这样的思想下进行热压成形时,冲压成形中容易发生镀层的剥离和晶界裂纹,不能实现良好的表面性状的热压成形品。另外根据情况,液相与模具接触,成为熔敷和粘合发生的原因。

[0030] 因此,本发明者们,对于成形温度、成形性和成形中的镀层的状态等进一步研究。其结果判明,如果加热至规定的温度后,将表面处理钢板冷却至镀层的凝固点以下的温度之后再开始成形,则不会发生镀层剥离和晶界裂纹等问题,而且成形性也反而良好。

[0031] 在本发明方法中,使用模具对于形成有 Zn—Fe 系镀层的表面处理钢板进行冲压成形而制造热压成形品时,需要将所述表面处理钢板加热到基体钢板的 Ac_1 相变点以上且 950°C 以下的温度。为了发挥热压方法带来的效果,加热温度至少需要在基体钢板的 Ac_1 相变点以上。若加热温度低于 Ac_1 相变点,则加热时得不到恰当量的奥氏体,不能确保良好的成形性。另外,若加热温度超过 950°C ,则镀锌层中的锌沸腾和蒸发,耐腐蚀性劣化,因此不为优选。另外,加热温度的优选下限为基体钢板的 Ac_3 相变点以上(全部成为奥氏体的温度),优选的上限为 930°C 以下。

[0032] 将表面处理钢板加热到上述的温度范围后,需要冷却表面处理钢板至与镀层中的 Fe 含量对应的镀层的凝固点以下的温度。据此,因为在 Zn—Fe 系镀层凝固之后开始成形,所以可防止成形中的镀层剥离。另外,能够消除如以往那样对处于熔融状态的镀层进行冲压成形而产生的这种镀层剥离和晶界裂纹。这表示,即使是以热冲压制造的热压成形品,也能够发挥 Zn—Fe 系镀覆钢板具有的牺牲防腐性,可以适用于底盘。另外,因为镀层在加热和成形之间的冷却工序凝固,所以即使进行急速加热时也不需要加热保持,可以大幅缩短作业时间。

[0033] 图 2 是 Zn—Fe 二元系状态图解。图中的虚线部分表示含有液相的区域和固相的区域的边界(即,相当于凝固点:图中以“ F_p ”表示),该边界以下是固相区域。Zn—Fe 系镀层, F_p 的温度根据镀层中的 Fe 含量而有所不同,因此根据 Fe 含量,使成形前的镀层的温度以达到 F_p (相当于凝固点)以下的方式进行冷却。还有,在将表面处理钢板冷却至凝固点以下的温度的阶段,当然不会是 Zn—Fe 系镀层立即全部凝固,但至少冷却至凝固点以下的温度,在固相也有一部分析出的阶段开始成形,由此可发挥上述这样的效果。

[0034] 将加热曲线的图像示意性地示于图 3 中。其中图 3(a) 表示现有的加热曲线的图像,显示的是加热后在原本的状态(未冷却)下,以比 F_p 高的温度开始成形(和结束)。相对于此,图 3(b) 表示本发明的加热曲线的图像,显示的是冷却至比 F_p 低的温度之后开始成形。

[0035] 在本发明中,作为冷却的基准的所谓“镀层的凝固点”,意思是成形前(即,加热前)的凝固点。关于 Zn—Fe 系镀覆,在加热过程中合金化进行,镀层中的 Fe 含量增大,镀层的凝固点也上升。如果对此加以考虑,则认为即使没有冷却到加热前的凝固点,也能够抑制 LME。但是实际上,如果冷却到比加热前的凝固点低的温度,则无法抑制 LME。关于其理由尚不完全清楚,但是大概推定为,虽然由于加热导致镀层中的平均的 Fe 含量增大,但局部来说有合金化未进行的地方(即,加热前的凝固点的地方),这决定着使 LME 发生的温度。就是说,冷却至由镀层中的 Fe 和 Zn 的比率决定的加热前的凝固温度以下的温度,成为 LME 对策的重点。

[0036] 另外,加热表面处理钢板,暂时冷却后,开始成形,在进一步提高成形性上也有效。说到原因,是由于在加热后冷却至规定温度,由此导致过冷奥氏体的 n 值(加工硬化系数)增大。一般来说,若 n 值增大,则有助于均匀变形,因此对于收缩凸缘成形、拉伸凸缘成形、凸出成形、弯曲成形的全部的成形模式来说,都能够使成形性提高。

[0037] 上述冷却时的平均冷却速度,为了使镀层尽可能容易凝固,而优选确保 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上的平均冷却速度。更优选为 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上。

[0038] 成形开始时期,至少是冷却至镀层的凝固点以下之后,但优选为镀层全部凝固的

阶段。另外,从冲压反作用力和成形性的观点出发,优选为比马氏体相变开始温度 M_s 点高的温度。此外,为了确保成形后的零件强度,优选冷却到至少比马氏体相变温度 M_s 点低的温度。

[0039] 本发明是对于形成有 Zn—Fe 系镀层的表面处理钢板进行热压成形,但关于构成该表面处理钢板的原材的钢板(基体钢板)的钢种,只要是作为高强度钢板的通常的化学成分组成即可(参照后述实施例的表 1)。另外,关于形成于基体钢板表面的 Zn—Fe 系镀层中的 Fe 含量,没有特别限定,如果为 5 质量%以上(更优选为 10 质量%以上),则发挥着作为镀层的功能,但若 Fe 含量变过剩,则耐腐蚀性、涂膜密接性、焊接性等容易劣化,因此优选为 80 质量%以下(更优选为 60 质量%以下,进一步优选为 30 质量%以下)。

[0040] 还有,在上述 Zn—Fe 系镀层中,含有 Fe 以外的合金元素(例如,Al、Mn、Ni、Cr、Co、Mg、Sn、Pb 等)截止在 3.3 质量%左右也是能够允许的,这些元素在所述含量程度下,对于凝固点造成的影响很少。另外,在 Zn—Fe 系镀层中,除这些成分以外,还能够含有 Be、B、Si、P、Ti、V、W、Mo、Sb、Cd、Nb、Cu、Sr 等几种不可避免的杂质。另外,优选的镀覆附着量每一面为 $90\text{g}/\text{m}^2$ 以下(更优选为 $80\text{g}/\text{m}^2$ 以下),并且,为 $10\text{g}/\text{m}^2$ 以上(更优选为 $20\text{g}/\text{m}^2$ 以上)。

[0041] 以下,通过实施例更具体地展示了本发明的效果,但下述实施例不限定本发明,根据前、后述的宗旨而进行设计变更的均包含在本发明的技术的范围内。

[0042] 本申请基于 2011 年 9 月 1 日申请的日本专利申请第 2011—191063 号和 2011 年 10 月 7 日申请的日本专利申请第 2011—223439 号主张优先权的利益。2011 年 9 月 1 日申请的日本专利申请第 2011—191063 号和 2011 年 10 月 7 日申请的日本专利申请第 2011—223439 号的说明书的全部内容,在本申请中用于参考而援引。

[0043] 实施例

[0044] 真空熔炼具有下述表 1 所示的化学成分组成的钢材,成为实验用板坯后,进行热轧,其后冷却并卷取。再进行冷轧而成为薄钢板(基体钢板)。还有,表 1 中的 A_{c1} 相变点和 M_s 点运用下述(1)式和(2)式求得(例如,参照“莱斯利钢铁材料学”丸善,(1985))。

[0045] A_{c1} 相变点($^{\circ}\text{C}$) = $723 + 29.1 \times [\text{Si}] - 10.7 \times [\text{Mn}] + 16.9 \times [\text{Cr}] - 16.9 \times [\text{Ni}] \cdots (1)$

[0046] M_s 点($^{\circ}\text{C}$) = $550 - 361 \times [\text{C}] - 39 \times [\text{Mn}] - 10 \times [\text{Cu}] - 17 \times [\text{Ni}] - 20 \times [\text{Cr}] - 5 \times [\text{Mo}] + 30 \times [\text{Al}] \cdots (2)$

[0047] 其中, $[\text{C}]$ 、 $[\text{Si}]$ 、 $[\text{Mn}]$ 、 $[\text{Al}]$ 、 $[\text{Cr}]$ 、 $[\text{Mo}]$ 、 $[\text{Cu}]$ 和 $[\text{Ni}]$ 分别表示 C、Si、Mn、Al、Cr、Mo、Cu 和 Ni 的含量(质量%)。另外,上述(1)式、(2)式的各项所示的元素不被含有时,删除该项进行计算。

[0048] 【表 1】

[0049] [表 1]

[0050]

化学成分组成 (质量%)										Ac1相变点 (°C)	Ms点 (°C)
C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	B	N		
0.23	0.19	1.3	0.012	0.00114	0.21	0.04	0.025	0.0029	0.0039	730	413

* 余量：铁和P、S、N以外的不可避免的杂质

[0051] 在所得到的基体钢板的表面,形成 Zn—Fe 系镀层 (Fe 含量 :12 质量%,凝固点 : 665℃) (一面附着量 :50g / m²), 以下述表 2 所示的各条件进行加热后,通过喷吹冷却了的

空气的吹气冷却或空冷实施冷却处理,其后进行成形。这时的加热方法使用电炉,在大气中以规定的温度和时间加热。冷却时的钢板尺寸为 $50\text{mm} \times 250\text{mm}$ (板厚:1.4mm)。

[0052] 对于进行了上述的处理(加热、冷却、成形)的各表面处理钢板,调查成形性,并且对于成形品的表面性状做目视观察,对于镀层的状态进行调查。

[0053] 有无裂纹(母材晶界裂纹),以表2所示的条件进行热压,进行图4(模具构成)所示这样的弯曲拉深成形,通过弯曲部的截面观察进行调查。另外,对于成形品的硬度(维氏硬度 Hv)也进行测量。

[0054] 将这些结果与制造条件(加热温度、加热时间、成形前平均冷却速度、成形开始温度、冷却结束温度)和成形后的镀层中的 Fe 含量一起显示在下述表2中。

[0055] 【表2】

[0056] [表2]

[0057]

试验 No.	加热方法		冷却方法	成形条件			成形后的镀层中的 Fe含量(质量%)	评价				
	加热温度 (°C)	加热时间 (分钟)		成形前平均冷却 速度(°C/秒)	成形开始 温度(°C)	冷却结束 温度(°C)		成形性	成形品的 表面性状	母材晶界 裂纹	维氏硬度 (Hv)	
1	850	4	吹气冷却	32	763	178	57	×	×	(剥离)	×	502
2	850	4	吹气冷却	30	704	151	57	○	×	(剥离)	×	494
3	850	4	吹气冷却	29	660	148	57	○	○	○	○	488
4	850	4	吹气冷却	28	624	143	57	○	○	○	○	502
5	850	4	吹气冷却	26	543	138	57	○	○	○	○	494
6	850	4	吹气冷却	23	494	134	57	○	○	○	○	487
7	850	4	吹气冷却	20	401	125	57	×	○	○	○	454
8	850	4	空冷	16	719	164	57	○	○	○	×	502
9	850	4	空冷	10	560	133	57	○	○	○	○	377
10	850	1	吹气冷却	32	720	174	26	○	×	(剥离)	×	494
11	850	1	吹气冷却	29	672	148	26	○	○	○	×	488
12	850	1	吹气冷却	28	636	139	26	○	○	○	○	490
13	850	1	吹气冷却	26	543	137	26	○	○	○	○	473
14	900	4	吹气冷却	30	702	162	61	○	○	○	×	481
15	900	4	吹气冷却	29	662	155	61	○	○	○	○	488
16	900	4	吹气冷却	27	600	140	61	○	○	○	○	492
17	900	1	吹气冷却	30	705	149	29	○	○	○	×	494
18	900	1	吹气冷却	29	675	143	29	○	○	○	×	490
19	900	1	吹气冷却	28	641	139	29	○	○	○	○	476

[0058] 据此结果能够进行如下考察。试验No. 1、2、8、10、11、14、17、18,以脱离本发明所规定的要件的条件,即以比镀层的加热前的凝固点高的温度进行成形,因此镀层的剥离(成形品的表面性状:“×”)和母材的晶界裂纹发生(母材晶界裂纹:“×”)。其中,试验No. 1

因为成形开始温度非常高,所以容易附带在成形中产生的材料内的温度分布,特别是在与模具难以接触难以冷却的纵壁,变形集中并断裂(成形性:“×”)。此外,试验 No. 9 虽然没有发生镀层的剥离和母材晶界裂纹(评价均为“○”),但冷却速度不充分,冷却过程中发生贝氏体相变,得不到充分的强度(硬度)。

[0059] 另外,试验 No. 7,虽然没有发生镀层的剥离和母材晶界裂纹(评价均为“○”),但因为在 Ms 点以下的温度开始成形,所以发生马氏体相变,成形性显著降低,加工中发生断裂。

[0060] 另一方面,处于本发明的范围的试验 No. 3、4、5、6、12、13、15、16、19,没有发生镀层的剥离和母材的晶界裂纹(成形品的表面性状,母材晶界裂纹:均为“○”),另外也能够充分地得到强度(硬度)(Hv:450 以上),能够得到良好的热压成形品。

[0061] 本发明,通过将在基体钢板表面形成有 Zn—Fe 系镀层的表面处理钢板,加热至基体钢板的 A_{c1} 相变点以上、950℃ 以下的温度,冷却表面处理钢板至与镀层中的 Fe 含量对应的镀层的凝固点以下的温度后,开始成形,由此在冲压成形中避免了镀层的剥离和母材的晶界裂纹,能够制造特性良好的热压成形品。

[0062] 符号说明

[0063] 1 冲头

[0064] 2 冲模

[0065] 3 压边圈

[0066] 4 钢板(坯料)

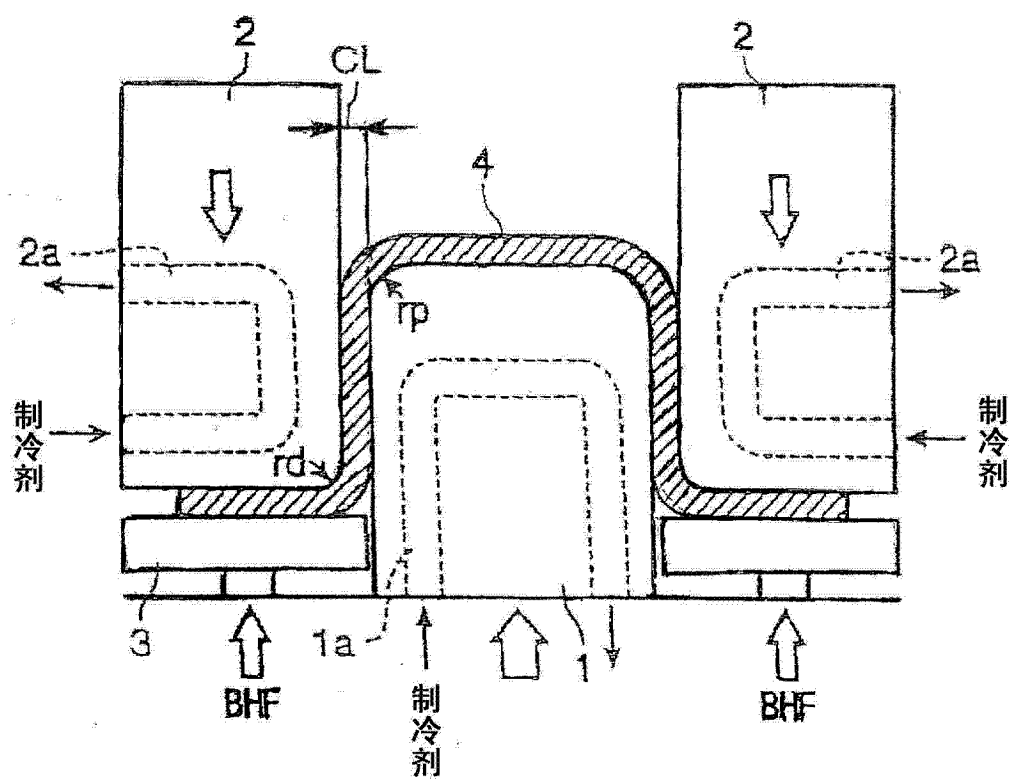


图 1

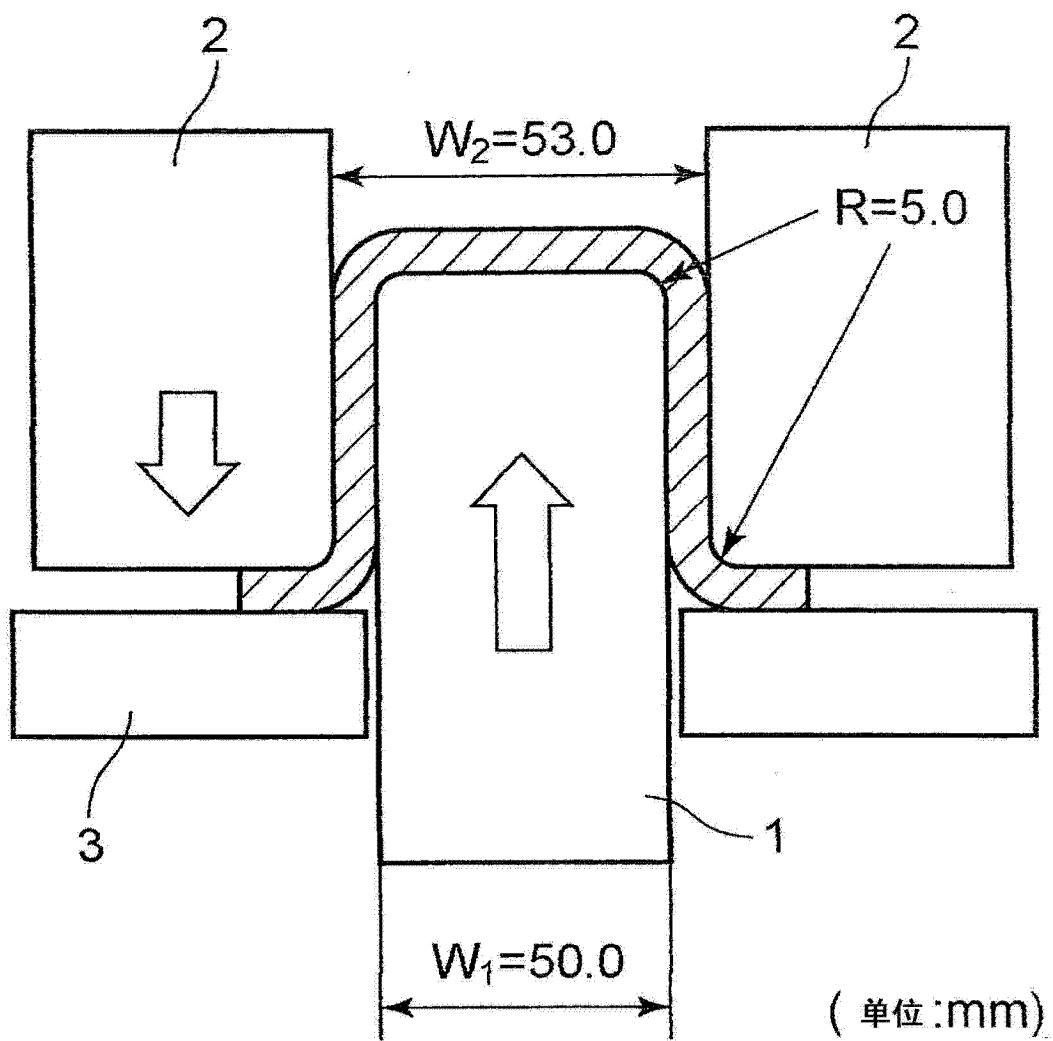


图 4