



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 108431276 B

(45)授权公告日 2020.04.14

(21)申请号 201680075866.6
 (22)申请日 2016.12.21
 (65)同一申请的已公布的文献号
 申请公布号 CN 108431276 A
 (43)申请公布日 2018.08.21
 (30)优先权数据
 10-2015-0184775 2015.12.23 KR
 (85)PCT国际申请进入国家阶段日
 2018.06.22
 (86)PCT国际申请的申请数据
 PCT/KR2016/014964 2016.12.21
 (87)PCT国际申请的公布数据
 W02017/111443 KO 2017.06.29
 (73)专利权人 株式会社POSCO
 地址 韩国庆尚北道
 (72)发明人 金佑谦 金汉圭 金相镐
 (74)专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227
 代理人 蔡胜有 苏虹

(51)Int.Cl.
G22C 38/16(2006.01)
G22C 38/06(2006.01)
G22C 38/04(2006.01)
G22C 38/02(2006.01)
G22C 38/00(2006.01)
G21D 8/02(2006.01)
G22C 38/14(2006.01)
G22C 38/12(2006.01)
G22C 38/08(2006.01)

(56)对比文件
 CN 103403204 A, 2013.11.20,
 CN 104884656 A, 2015.09.02,
 CN 101688272 A, 2010.03.31,
 CN 102753719 A, 2012.10.24,
 CN 103361554 A, 2013.10.23,
 JP S63183123 A, 1988.07.28,
 审查员 蔡灿

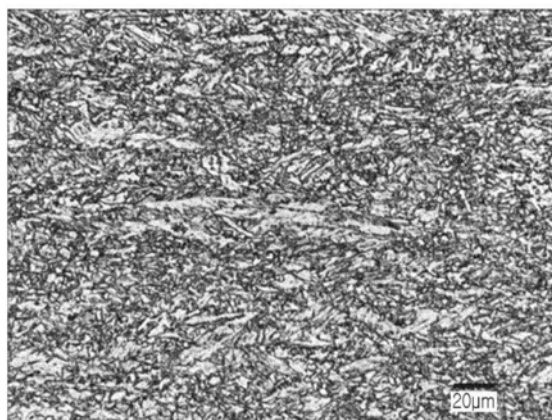
权利要求书1页 说明书9页 附图1页

(54)发明名称

抗热性优异的高强度结构用钢板及其制造方法

(57)摘要

本发明涉及抗热性优异的高强度结构用钢板,其以重量%计包含以下成分:C:0.03%~0.07%、Si:0.05%~0.2%、Mn:1.6%~2.3%、P:小于等于0.008%、S:小于等于0.002%、Al:小于等于0.025%、Cu:0.1%~0.4%、Ni:1.4%~2.3%、Mo:0.08%~0.2%、Nb:0.01%~0.025%、Ti:0.008%~0.02%、N:0.001%~0.008%、余量的Fe及不可避免的杂质,并且所述钢板自表面10mm以内的微观组织以体积分数计包含大于等于80%的针状铁素体及小于等于20%的多边形铁素体。



CN 108431276 B

1. 一种抗热性优异的高强度结构用钢板,其以重量%计包含以下成分:

C:0.03%~0.07%、Si:0.05%~0.2%、Mn:1.6%~2.3%、P:小于等于0.008%、S:小于等于0.002%、Al:小于等于0.025%、Cu:0.1%~0.4%、Ni:1.4%~2.3%、Mo:0.08%~0.2%、Nb:0.01%~0.025%、Ti:0.008%~0.02%、N:0.001%~0.008%、余量的Fe及不可避免的杂质,

所述钢板自表面10mm以内的微观组织以体积分数计包含大于等于80%的针状铁素体及小于等于20%的多边形铁素体,

其中,将所述钢板线状加热至600℃~900℃进行弯曲加工后的屈服强度大于等于500MPa,拉伸强度大于等于600MPa,-40℃下冲击韧性大于等于100J。

2. 根据权利要求1所述的抗热性优异的高强度结构用钢板,其特征在于:

所述钢板的厚度小于等于40mm。

3. 根据权利要求1所述的抗热性优异的高强度结构用钢板,其特征在于:

所述钢板的屈服强度大于等于500MPa,拉伸强度大于等于600MPa,-40℃下冲击韧性大于等于100J。

4. 一种制造权利要求1至3中任一项所述的抗热性优异的高强度结构用钢板的方法,其包含以下步骤:

对钢坯进行再加热,所述钢坯以重量%计包含以下成分:C:0.03%~0.07%、Si:0.05%~0.2%、Mn:1.6%~2.3%、P:小于等于0.008%、S:小于等于0.002%、Al:小于等于0.025%、Cu:0.1%~0.4%、Ni:1.4%~2.3%、Mo:0.08%~0.2%、Nb:0.01%~0.025%、Ti:0.008%~0.02%、N:0.001%~0.008%、余量的Fe及不可避免的杂质;

对所述再加热的钢坯在750℃~850℃下进行未再结晶区轧制;以及

在未再结晶区轧制后,以大于等于10℃/秒的冷却速度冷却至380℃~440℃的冷却结束温度,

其中,所述方法进一步包含对所述冷却的钢板在600℃~900℃下实施线状加热后进行弯曲加工的步骤。

抗热性优异的高强度结构用钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种抗热性优异的高强度结构用钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 船舶、海洋和建筑结构的外观同时具有平面和曲面。

[0003] 对平面的加工在板材成型时已确定,因此在建造船舶、海洋结构时,无需经过额外的工艺即完成外观成型,但是在曲面成型时,需要经过对板材进行加工的过程,为此对热钢板表面进行加热即线状加热。

[0004] 基于线状加热的弯曲加工利用了加热部分热膨胀后冷却引起收缩时来自周围非加热区域的约束导致变形的性质。

[0005] 为了适用这种线状加热,将钢板的表面加热至 $600^{\circ}\text{C}\sim 900^{\circ}\text{C}$ 左右或者加热后实施水冷,因此线状加热后钢板的性能会变差。加热到钢材的奥氏体转变开始温度的过程中,由于位错松弛等,如果加热到转变温度以上或再结晶温度以上,则因为晶粒的生长主要会造成材质劣化。

[0006] 此外,钢板表面的加热、冷却等热循环导致脆化,可能会造成韧性下降。

[0007] 因此,需要研发出一种线状加热后也具有优异的屈服强度、拉伸强度及冲击韧性的抗热性优异的高强度结构用钢板及其制造方法。

发明内容

[0008] 技术问题

[0009] 本发明旨在提供一种线状加热后也具有优异的屈服强度、拉伸强度及冲击韧性的抗热性优异的高强度结构用钢板及其制造方法。

[0010] 另外,本发明所要解决的技术问题不限于上述的内容。通过本说明书的整体内容可以了解本发明所要解决的技术问题,对于本发明所属领域的普通技术人员了解本发明的附加技术问题不会有任何困难。

[0011] 技术方案

[0012] 本发明的一个方面提供一种抗热性优异的高强度结构用钢板,其以重量%计包含以下成分:C:0.03%~0.07%、Si:0.05%~0.2%、Mn:1.6%~2.3%、P:小于等于0.008%、S:小于等于0.002%、Al:小于等于0.025%、Cu:0.1%~0.4%、Ni:1.4%~2.3%、Mo:0.08%~0.2%、Nb:0.01%~0.025%、Ti:0.008%~0.02%、N:0.001%~0.008%、余量的Fe及不可避免的杂质,

[0013] 所述钢板自表面10mm以内的微观组织以体积分数计包含大于等于80%的针状铁素体及小于等于20%的多边形铁素体。

[0014] 本发明的另一个方面提供一种抗热性优异的高强度结构用钢板的制造方法,其包含以下步骤:

[0015] 对钢坯进行再加热,所述钢坯以重量%计包含以下成分:C:0.03%~0.07%、Si:

0.05%~0.2%、Mn:1.6%~2.3%、P:小于等于0.008%、S:小于等于0.002%、Al:小于等于0.025%、Cu:0.1%~0.4%、Ni:1.4%~2.3%、Mo:0.08%~0.2%、Nb:0.01%~0.025%、Ti:0.008%~0.02%、N:0.001%~0.008%、余量的Fe及不可避免的杂质;

[0016] 对所述再加热的钢坯在750℃~850℃下进行未再结晶区轧制;以及

[0017] 在未再结晶区轧制后,以大于等于10℃/秒的冷却速度冷却至380℃~440℃的冷却结束温度。

[0018] 附带说明,上述的技术问题解决方案没有列举本发明的所有特征。对本发明的诸多特征及基于这些特征的优点和效果参照下述具体实施方式进一步详细描述。

[0019] 发明效果

[0020] 根据本发明,可以提供一种抗热性优异的高强度结构用钢板及其制造方法,由于具有优异的抗热性,不仅在线状加热之前,而且在线状加热之后,也具有优异的屈服强度、拉伸强度及低温冲击韧性。

附图说明

[0021] 图1是基于线状加热的曲面成型实例的模式图。

[0022] 图2是发明例1的自钢板表面深10mm的截面组织照片。

具体实施方式

[0023] 下面阐述本发明的优选实施方式。然而,本发明的实施方式能够变形为其他多种实施方式,本发明的范围不限于下述实施方式。另外,下面提供本发明的实施方式的目的在于,向所属技术领域的普通技术人员更完整地描述本发明。

[0024] 本发明人们发现,对高强度结构用钢板实施线状加热进行弯曲加工使船舶、海洋和建筑结构的外观具有曲面时,在线状加热之后,钢板的性能可能会变差。

[0025] 这种线状加热将钢板的表面加热至600℃~900℃,因此基体组织及晶界的软化、晶粒生长、碳化物(Fe₃C)的粗大化等会引起强度及韧性同时下降的现象。

[0026] 此外,在加热至奥氏体转变开始温度的情况下,由于位错松弛等会发生材质劣化,如果加热到转变温度以上或再结晶温度以上,则主要因为晶粒的生长造成材质劣化。

[0027] 本发明人们发现,为了解决上述问题,通过加入高含量的Mn、Ni降低Ar₃温度并依靠低温轧制及强冷使自表面10mm以内的微观组织以体积分数计包含大于等于80%的针状铁素体及小于等于20%的多边形铁素体,可以防止线状加热后的晶粒生长,而且利用NbC、Mo₂C析出物的晶界钉扎(pinning)效果,可以防止晶粒的生长以及形成粗大的碳化物,从而可以提供高强度结构用钢板及其制造方法,不仅在线状加热之前,而且在线状加热之后,也具有优异的屈服强度、拉伸强度及低温冲击韧性,由此完成了本发明。

[0028] 下面对根据本发明的一个方面的抗热性优异的高强度结构用钢板进行说明。

[0029] 根据本发明的一个方面的抗热性优异的高强度结构用钢板,其以重量%计包含以下成分:C:0.03%~0.07%、Si:0.05%~0.2%、Mn:1.6%~2.3%、P:小于等于0.008%、S:小于等于0.002%、Al:小于等于0.025%、Cu:0.1%~0.4%、Ni:1.4%~2.3%、Mo:0.08%~0.2%、Nb:0.01%~0.025%、Ti:0.008%~0.02%、N:0.001%~0.008%、余量的Fe及不可避免的杂质,并且所述钢板自表面10mm以内的微观组织包含大于等于90%的针状铁素

体。

[0030] C:0.03重量%~0.07重量%(以下各元素含量的单位是重量%)

[0031] C是用于确保强度的非常重要的元素。

[0032] 为了确保充分的强度,优选加入大于等于0.03%。但是,如果过量加入,则线状加热后的冷却过程中形成粗大的碳化物,可能会导致冲击韧性下降,因此C含量的上限优选为0.07%。

[0033] Si:0.05%~0.2%

[0034] Si是作为脱氧剂有用的元素,但是如果Si含量过多,就有可能成为韧性下降的原因。为了脱氧,Si含量优选大于等于0.05%,而如果Si含量大于0.2%,则韧性可能会下降。因此,Si含量优选为0.05%~0.2%。

[0035] Mn:1.6%~2.3%

[0036] Mn作为固溶强化元素具有提高强度且改善晶粒微细化及母材韧性的效果。此外,可以降低Ar₃温度,从而通过低温轧制及强冷最大限度地减少多边形铁素体的形成。

[0037] 为了充分显示上述效果,优选加入大于等于1.6%。但是,如果过量加入,就会在中心部形成MnS的非金属夹杂物,所述MnS夹杂物在轧制后延伸,可能会造成低温韧性大幅下降。因此,Mn含量的上限优选为2.3%。

[0038] P:小于等于0.008%

[0039] P是有利于强度提升及耐腐蚀性的元素,但是会大大损害冲击韧性,最好保持尽可能低,因此P含量的上限优选为0.008%。

[0040] S:小于等于0.002%

[0041] S会形成MnS等大大损害冲击韧性,最好保持尽可能低,因此S含量的上限优选为0.002%。

[0042] Al:小于等于0.025%

[0043] Al是可有效脱氧的元素,优选控制在0.005%~0.025%,对Al含量的下限不需要特别限制,但为了脱氧可包含大于等于0.005%。

[0044] Cu:0.1%~0.4%

[0045] Cu作为固溶强化及析出强化元素,可使母材的韧性下降最小化且提高强度。为了充分达到强度提升效果,优选包含大于等于0.1%。但是,如果过量加入,就有可能导致热脆性引起的钢材表面缺陷,因此Cu含量的上限优选小于等于0.4%。

[0046] Ni:1.4%~2.3%

[0047] Ni是可以同时提高母材的强度和韧性的元素。此外,可以降低Ar₃温度,从而通过低温轧制及强冷可最大限度地减少多边形铁素体的形成。

[0048] 如果Ni含量小于1.4%,则上述的效果不充分,而如果Ni含量大于2.3%,则淬透性上升,由于形成贝氏体,可能会造成冲击韧性下降。因此,Ni含量优选为1.4%~2.3%。

[0049] Mo:0.08%~0.2%

[0050] Mo是少量加入就会有效提高强度的元素,线状加热后会形成微细的Mo-C系列析出物,从而防止强度变差,因此优选加入大于等于0.08%。但是,过量加入Mo会导致析出物粗大化,因此Mo含量的上限优选小于等于0.2%。

[0051] Nb:0.01%~0.025%

[0052] 线状加热前固溶于钢板中的Nb会在线状加热时以NbC、NbCN等形式析出,从而提高母材的强度。这对线状加热后保持强度很重要,为了有效地发挥Nb的加入效果,需要加入大于等于0.01%。但是,过量加入Nb会导致析出物粗大化,因此Nb含量的上限优选小于等于0.025%。

[0053] Ti:0.008%~0.02%

[0054] Ti与N形成氮化物,从而防止晶粒在高温下生长。为了充分确保此效果,优选包含大于等于0.008%。但是,过量加入Ti会导致Ti析出物的粗大化,存在冲击韧性下降的问题,因此Ti含量的上限优选为0.02%。

[0055] N:0.001~0.008%

[0056] N与Ti、Nb、Al等一起形成析出物,在再加热时使奥氏体组织变得微细,从而提高强度和韧性。

[0057] 当N含量小于0.001%时,无法充分得到上述的效果。相反地,当N含量大于0.008%时,可能会导致高温下产生表面裂纹,并且残留的N会以原子状态存在,可能会降低韧性。因此,N含量优选为0.001%~0.008%。

[0058] 本发明的钢板的余量成分是铁(Fe)。但是,常规制造过程中会不可避免地混入来自原料或周围环境的意想不到的杂质,因此无法排除混入杂质。这些杂质是常规制造过程的技术人员任何人都知道的杂质,因此相关的所有内容本说明书中不再赘述。

[0059] 下面对根据本发明的一个方面的抗热性优异的高强度结构用钢板的微观组织进行说明。

[0060] 根据本发明的一个方面的抗热性优异的高强度结构用钢板的自表面10mm以内的微观组织以体积分数计包含大于等于80%的针状铁素体及小于等于20%的多边形铁素体。

[0061] 多边形铁素体容易发生基于加热的晶粒生长,因此如果多边形铁素体在10mm以内的微观组织中存在大于20体积%,则线状加热时会成为晶粒生长、形成粗大的碳化物及基体组织劣化的原因。

[0062] 此外,所述钢板的厚度优选小于等于40mm。这是因为,如果钢板的厚度大于40mm,则难以适用基于线状加热的弯曲加工。此时,钢板的最小厚度可为12mm。

[0063] 如此控制合金组分及微观组织,使得所述钢板的屈服强度大于等于500MPa,拉伸强度大于等于600MPa,-40℃下冲击韧性大于等于100J。因此,可优选用于船舶、海洋和建筑结构等。

[0064] 对具有如上所述的合金组分及微观组织的抗热性优异的高强度结构用钢板进行线状加热时,将会析出Mo₂C析出物及NbC析出物中的至少一种。

[0065] 参照基于线状加热的弯曲加工的实例即图1,基于线状加热的弯曲加工利用了加热部分热膨胀后冷却引起收缩时来自周围非加热区域的约束导致变形的性质。

[0066] 此外,线状加热一般将钢板的表面加热至600℃~900℃,在600℃~800℃的较低温度下,固溶于钢板中的Mo在线状加热后冷却时析出为Mo₂C,而在大于等于800℃的较高温度下,固溶于钢板中的Nb在线状加热后冷却时析出为NbC。

[0067] 所述Mo₂C析出物或NbC析出物在晶界析出,从而抑制晶粒的生长(钉扎效果),并具有防止形成粗大的碳化物的效果。此外,C被析出物消耗很多,因此可以防止碳化物的生成及粗大化。此时,所述Mo₂C析出物及NbC析出物的大小优选为2nm~20nm。

[0068] 因此,根据本发明的钢板,即使以600℃~900℃进行线状加热并弯曲加工,也可以确保屈服强度大于等于500MPa,拉伸强度大于等于600MPa,-40℃下冲击韧性大于等于100J。

[0069] 下面对本发明的另一个方面的抗热性优异的高强度结构用钢板的制造方法进行说明。

[0070] 本发明的另一个方面的抗热性优异的高强度结构用钢板的制造方法,其包含以下步骤:

[0071] 对具有所述合金组分的钢坯进行再加热;

[0072] 对所述再加热的钢坯在750℃~850℃下进行未再结晶区轧制;以及

[0073] 在未再结晶区轧制后,以大于等于10℃/秒的冷却速度冷却至380℃~440℃的冷却结束温度。

[0074] 再加热步骤

[0075] 对具有所述合金组分的钢坯进行再加热。对所述钢坯的再加热温度没有特别限制,但是优选为1100℃~1200℃。

[0076] 未再结晶区轧制步骤

[0077] 对所述再加热的钢坯在750℃~850℃下进行未再结晶区轧制,这是为了使晶粒细化。

[0078] 为了使晶粒细化,未再结晶轧制需要在Ar3温度之上尽可能低的温度下实施,本发明中为了具有充分低的Ar3温度,提高了Mn、Ni的含量,从而具有充分低的Ar3温度,因此优选在大于等于750℃下进行未再结晶区轧制。此外,如果未再结晶轧制温度大于850℃,则难以发生晶粒细化,从而导致韧性变差。因此,未再结晶轧制温度的上限优选为850℃,更优选的上限是800℃。

[0079] 冷却步骤

[0080] 未再结晶区轧制后以大于等于10℃/秒的冷却速度冷却至380℃~440℃的冷却结束温度。

[0081] 通过如此控制冷却步骤,可以使自钢板表面10mm以内的微观组织以体积分数计包含大于等于80%的针状铁素体及小于等于20%的多边形铁素体。

[0082] 如果冷却速度小于10℃/秒或冷却结束温度大于440℃,则由于冷却不充分,将会大量形成多边形铁素体,线状加热时会发生晶粒生长及基体劣化。

[0083] 另外,可以进一步实施对所述冷却的钢板在600℃~900℃下实施线状加热进行弯曲加工的步骤。

[0084] 通过如上所述的线状加热,可以完成钢板的弯曲加工,由于线状加热后冷却时析出Mo₂C析出物及NbC析出物,可以抑制晶粒的生长(钉扎效果)且防止形成粗大的碳化物。

[0085] 下面通过实施例更具体地描述本发明。

[0086] 制备具有如下表1所示合金组分的钢水后,利用连铸制造了钢坯。发明钢A、B、C是满足本发明中规定的成分范围的钢板,对比钢D、F、G、H是包含超出或未达到本发明的成分范围的合金成分的钢板,对比钢D是碳成分超出本发明的成分范围的情形,对比钢E是Mo成分超出本发明的成分范围的情形,对比钢F是Nb成分超出本发明的成分范围的情形,对比钢G是Ni、Mn成分超出本发明的成分范围的情形。

[0087] 对所述发明钢及对比钢在下表2的制造条件下进行轧制、冷却而制成厚钢板。具体地,轧制结束温度为780℃、880℃,冷却结束温度为400℃、600℃。然后,将制成的钢板裁切成可线状加热的尺寸,以四个温度条件(600℃、700℃、800℃、900℃)实施线状加热,以进行弯曲加工。

[0088] 此外,下表3中示出了以所述条件制成的母材的机械性能及线状加热后的机械性能。

[0089] 对于母材的拉伸强度,从钢板的整个厚度沿着垂直于轧制方向的方向采集JIS1B号试样,在常温下实施拉伸试验测定了拉伸强度。对于母材的低温韧性,从钢板的表面2mm下的部位沿着垂直于轧制方向的方向采集试样制成V型缺口试样,然后在-40℃下实施三次夏比冲击试验,将平均值示于表3中。

[0090] 此外,观察了自钢板表面10mm以内的微观组织,将多边形铁素体的体积分数示于表3中。多边形铁素体之外的组织是针状铁素体。

[0091] 【表1】

[0092]

分类	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cu	Mo	Nb	Ti	N
发明钢A	0.042	0.086	1.95	0.0055	0.0015	0.011	1.71	0.274	0.13	0.015	0.010	0.0038
发明钢B	0.054	0.116	1.83	0.0057	0.0012	0.010	1.75	0.249	0.125	0.021	0.012	0.0042
发明钢C	0.045	0.123	1.92	0.0062	0.0011	0.011	1.82	0.254	0.119	0.013	0.013	0.0039
对比钢D	0.126	0.123	1.88	0.0061	0.0012	0.010	1.80	0.249	0.121	0.017	0.011	0.0049
对比钢E	0.052	0.118	1.91	0.0052	0.0014	0.015	1.68	0.261	0.052	0.02	0.012	0.0051
对比钢F	0.046	0.121	1.89	0.0075	0.0013	0.012	1.76	0.248	0.125	0.008	0.010	0.0045
对比钢G	0.048	0.119	1.25	0.0065	0.0013	0.013	0.65	0.253	0.132	0.018	0.012	0.0042

[0093] 在上表1中,各元素含量的单位是重量%。

[0094] 【表2】

分类	钢种	FM 开始温度	FM 结束温度	冷却开始温度	冷却结束温度	冷却速度	线状加热温度	
[0095] 发明例 1	发明钢 A	795	770	732	432	11.3	600	
							700	
							800	
							900	
对比例 1	对比钢 A	885	864	832	412	13.2	600	
							700	
							800	
							900	
发明例 2	发明钢 B	789	761	726	408	12.5	600	
							700	
							800	
							900	
对比例 2	对比钢 B	796	769	733	603	9.8	600	
							700	
							800	
							900	
发明例 3	发明钢 C	792	775	740	410	11.8	600	
							700	
							800	
							900	
对比例 3	对比钢 D	801	779	746	408	13.5	600	
							700	
							800	
							900	
对比例 4	对比钢 E	795	776	742	411	12.5	600	
[0096]							700	
							800	
							900	
	对比例 5	对比钢 F	803	776	738	403	12.8	600
								700
								800
								900
	对比例 6	对比钢 G	795	768	734	411	11.6	600
								700
								800
900								

[0097] 在上表2中,温度的单位是℃,冷却速度的单位是℃/秒,FM开始温度表示未再结晶区轧制开始温度,FM结束温度表示未再结晶区轧制结束温度。

[0098] 【表3】

分类	钢种	母材				线状加热后				
		屈服强度	拉伸强度	多边形铁素体(体积%)	冲击韧性平均值	屈服强度	拉伸强度	各冲击韧性	冲击韧性平均值	
[0099]	发明例 1	发明钢 A	527	665	7.5	278	514	661	267/262/253	260
							513	649	265/288/302	285
							532	642	277/322/326	308
							507	627	194/130/184	170
	对比例 1	发明钢 A	525	654	24.5	79	509	646	45/56/128	76
							502	635	79/65/84	76
							500	624	56/102/28	62
							498	612	57/58/38	51
	发明例 2	发明钢 B	538	672	6.7	247	534	668	245/167/158	190
							529	659	264/286/302	284
							518	642	268/231/188	229
							510	621	154/186/109	150
	对比例 2	发明钢 B	510	623	31.8	183	507	612	203/264/197	221
							498	601	174/123/184	160
							488	596	156/89/205	150
							482	584	142/76/87	102
发明例 3	发明钢 C	542	671	7.9	281	538	664	221/265/287	258	
						531	659	234/212/264	237	
						528	640	198/187/234	206	
						513	627	265/188/203	219	
对比例 3	对比钢 D	587	689	22.1	134	567	678	75/68/32	58	
[0100]						552	670	15/78/54	49	
						542	652	103/28/36	56	
						523	641	28/64/28	40	
						514	615	52/105/39	65	
	对比例 4	对比钢 E	524	625	35.5	226	508	611	64/103/154	107
							501	602	51/136/121	103
							492	598	25/38/65	43
							523	613	156/123/158	146
	对比例 5	对比钢 F	536	628	38.4	193	512	607	126/154/130	137
							503	598	78/123/162	121
							494	588	58/28/42	43
							503	611	120/175/56	117
	对比例 6	对比钢 G	506	624	42	133	493	608	89/45/37	57
							483	594	36/48/56	47
							479	578	59/21/34	38

[0101] 在上表3中,屈服强度及拉伸强度的单位是MPa,冲击韧性的单位是J。

[0102] 从上表3的母材的机械性能及线状加热后的机械性能的对比来看,对于根据本发明的合金组分及制作条件都被满足的发明例1至3,屈服强度、拉伸强度及-40℃下的冲击韧性都满足要达到的性能。

[0103] 具体地,线状加热前后都显示出屈服强度大于等于500MPa,拉伸强度大于等于600MPa、-40度冲击韧性大于等于100J的特性。

[0104] 对比例3是使用C成分超出的对比钢D的情形,虽然强度大大高出要达到的水平,但是冲击韧性显著下降。这是因为,由于形成粗大的碳化物,冲击试验时成为破坏的原因。

[0105] 对比例4是使用Mo成分不足的对比钢E的情形,对比例5是使用Nb成分不足的对比钢F的情形,可以确认强度明显下降,冲击韧性也下降。这是因为,固溶的Mo、Nb量少,线状加热后形成析出物的Mo、Nb的量不充分。如果过量加入Mo、Nb,则由于粗大的析出物,反而会降低韧性,因此应该按照本发明中控制的范围进行加入。

[0106] 此外,对比例6是使用Mn、Ni成分不足的对比钢G的情形,无法确保足够低的Ar3温度,因此在低的温度下轧制时会大量形成多边形铁素体,从而造成强度和韧性下降。

[0107] 对比例1虽然满足了本发明的合金组分,但是轧制温度大于850℃,从而导致冲击韧性变差。对比例3虽然满足了本发明的合金组分,但是冷却条件超出了本发明的范围,多边形铁素体分数的增加导致线状加热后晶粒生长引起的强度和韧性下降。

[0108] 上面详细描述了本发明的实施例,但本发明的权利范围不限上述内容,在不超出权利要求书中记载的本发明的技术构思的范围内,所属领域的普通技术人员显然可以作出各种修改及变更。

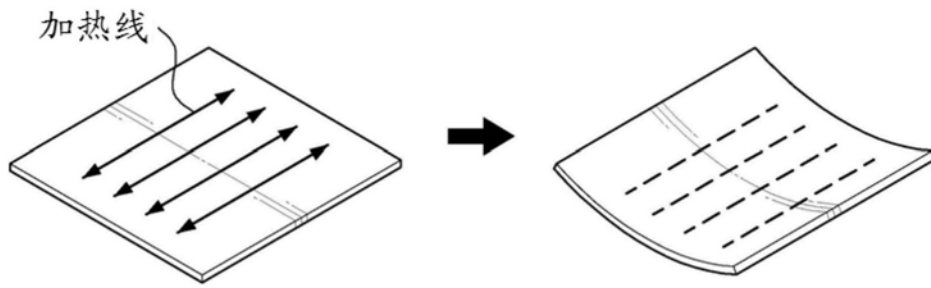


图1

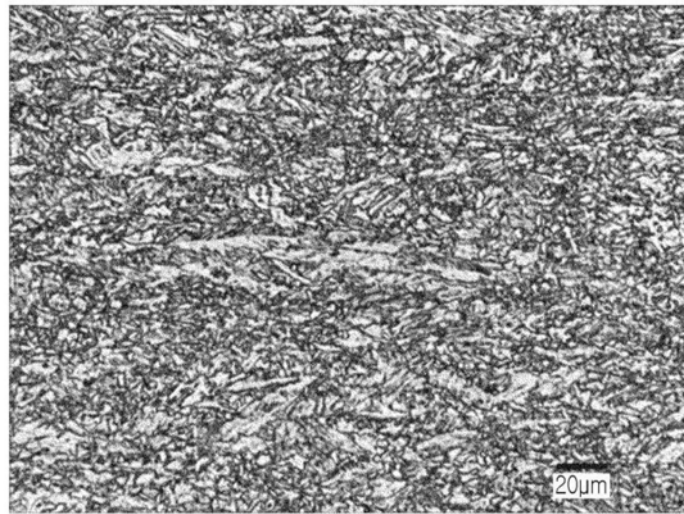


图2