



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 109789505 B

(45) 授权公告日 2021.05.04

(21) 申请号 201780059888.8

(22) 申请日 2017.09.29

(65) 同一申请的已公布的文献号  
申请公布号 CN 109789505 A

(43) 申请公布日 2019.05.21

(30) 优先权数据  
2016-195114 2016.09.30 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日  
2019.03.27

(86) PCT国际申请的申请数据  
PCT/JP2017/035684 2017.09.29

(87) PCT国际申请的公布数据  
W02018/062545 JA 2018.04.05

(73) 专利权人 日本制铁株式会社  
地址 日本东京都

(72) 发明人 长谷川泰士 冈田浩一

(74) 专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事  
务所(普通合伙) 11277

代理人 刘新宇 李茂家

(51) Int.Cl.  
B23K 9/23 (2006.01)  
C21D 9/50 (2006.01)  
C22C 38/00 (2006.01)  
C22C 38/32 (2006.01)  
C21D 8/02 (2006.01)  
C21D 8/10 (2006.01)  
C21D 9/08 (2006.01)

(56) 对比文件  
JP 2008291363 A, 2008.12.04  
JP 2016014178 A, 2016.01.28  
JP 2008266786 A, 2008.11.06  
JP H06277879 A, 1994.10.04  
JP H08134585 A, 1996.05.28  
JP 2005139470 A, 2005.06.02  
JP 2016130339 A, 2016.07.21

审查员 高晓丽

权利要求书3页 说明书35页 附图11页

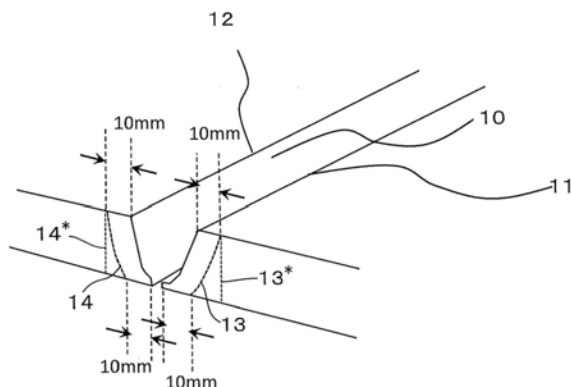
(54) 发明名称

铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法及铁素体系耐热钢焊接结构体

(57) 摘要

提供不添加高浓度的B就可以防止Type IV损伤、并且现场施工性优异的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法。具备下述工序：准备母材的工序，前述母材含有Cr：1.0~7.0%、B：不足0.005%等；在母材上形成坡口的工序；焊接前热处理工序，其将坡口的表面与自坡口的表面离开10~50mm的焊接前热处理深度的位置之间的区域加热到950~1050℃的温度，在该温度下保持10~30分钟；焊接工序，其将坡口焊接而形成焊接金属；焊接后热处理工序，其将坡口的表面与自坡口的表面离开焊接前热处理深度以上且100mm以下的距离的位置之间的区域加热到680

~750℃的温度，在该温度下保持30分钟以上且满足式(1)的时间。 $(\text{Log}(t)+10) \cdot (T+273) < 10539(1)$ 。



CN 109789505 B

1. 一种铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法,其为包含母材、焊接热影响区、和焊接金属的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法,其具备下述工序:

准备所述母材的工序,该母材的化学组成按质量%计含有

C:0.08~0.15%、  
Si:0.02~0.45%、  
Mn:0.40~0.80%、  
Cr:1.0~7.0%、  
N:0.003~0.020%、  
Mo:0.20~1.10%、  
Nb:0.005~0.08%、  
V:0.005~0.40%、  
W:0%以上且不足1.5%、  
Ti:0~0.12%、  
Ca:0~0.0050%、  
Mg:0~0.0050%、  
Y:0~0.0500%、  
Ce:0~0.0500%、和  
La:0~0.0500%、

限制为

B:不足0.005%、  
Al:不足0.025%、  
P:不足0.020%、  
S:不足0.010%、和  
O:不足0.010%、

且余量为Fe和杂质;

在所述母材上形成坡口的工序;

焊接前热处理工序,其将所述坡口的表面与自所述坡口的表面离开10~50mm的焊接前热处理深度的位置之间的区域加热到950~1050℃的温度,在该温度下保持10~30分钟;

焊接工序,在所述焊接前热处理工序后,将所述坡口焊接而形成所述焊接金属;

焊接后热处理工序,在所述焊接工序后,将所述坡口的表面与自所述坡口的表面离开所述焊接前热处理深度以上且100mm以下的距离的位置之间的区域加热到680~750℃的温度,在该温度下保持30分钟以上且满足式(1)的时间,

$$(\text{Log}(t)+10) \cdot (T+273) < 10539 \quad (1)$$

在此,t为保持时间、T为温度,t的单位为小时、T的单位为℃,Log为常用对数。

2. 根据权利要求1所述的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法,其中,将所述焊接前热处理工序分为2次以上实施。

3. 根据权利要求1所述的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法,其中,在所述焊接热影响区的大角度晶界上析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径为200nm以下,

所述大角度晶界上的所述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均颗粒表面之间距离为150nm以下,

所述大角度晶界的基于所述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的覆盖率为50%以上，

其中，对于所述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的M而言，Cr、Fe、Mo和W中的1种或2种以上总计为70原子%以上。

4. 根据权利要求2所述的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法，其中，在所述焊接热影响区的大角度晶界上析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径为200nm以下，

所述大角度晶界上的所述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均颗粒表面之间距离为150nm以下，

所述大角度晶界的基于所述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的覆盖率为50%以上，

其中，对于所述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的M而言，Cr、Fe、Mo和W中的1种或2种以上总计为70原子%以上。

5. 根据权利要求1~4中任一项所述的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法，其中，所述母材的化学组成按质量%计含有选自由

W:0.5%以上且不足1.5%、和

Ti:0.05~0.12%

组成的组中的1种或2种。

6. 根据权利要求1~4中任一项所述的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法，其中，所述母材的化学组成按质量%计含有选自由

Ca:0.0003~0.0050%、

Mg:0.0003~0.0050%、

Y:0.0100~0.0500%、

Ce:0.0100~0.0500%、和

La:0.0100~0.0500%

组成的组中的1种或2种以上。

7. 根据权利要求5所述的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法，其中，所述母材的化学组成按质量%计含有选自由

Ca:0.0003~0.0050%、

Mg:0.0003~0.0050%、

Y:0.0100~0.0500%、

Ce:0.0100~0.0500%、和

La:0.0100~0.0500%

组成的组中的1种或2种以上。

8. 一种铁素体系耐热钢焊接结构体，其为包含母材、焊接热影响区、和焊接金属的铁素体系耐热钢焊接结构体，

母材的化学组成按质量%计含有

C:0.08~0.15%、

Si:0.02~0.45%、

Mn:0.40~0.80%、

Cr:1.0~7.0%、

N:0.003~0.020%、

Mo:0.20~1.10%、

Nb:0.005~0.08%、  
V:0.005~0.40%、  
W:0%以上且不足1.5%、  
Ti:0~0.12%、  
Ca:0~0.0050%、  
Mg:0~0.0050%、  
Y:0~0.0500%、  
Ce:0~0.0500%、和  
La:0~0.0500%、  
限制为  
B:不足0.005%、  
Al:不足0.025%、  
P:不足0.020%、  
S:不足0.010%、和  
O:不足0.010%、  
且余量为Fe和杂质，

在所述焊接热影响区的大角度晶界上析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径为200nm以下，  
所述大角度晶界上的所述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均颗粒表面之间距离为150nm以下，  
所述大角度晶界的基于所述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的覆盖率为50%以上，

其中，对于所述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的M而言，Cr、Fe、Mo和W中的1种或2种以上总计为70原子%以上。

## 铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法及铁素体系耐热钢焊接结构体

### 技术领域

[0001] 本发明涉及铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法和铁素体系耐热钢焊接结构体。特别是涉及作为具有通过焊接而结合的部位的结构体的、高温下被长期附加应力的结构体,例如发电设备、化学设备等中使用的铁素体系耐热钢焊接结构体及其制造方法。

### 背景技术

[0002] 能源的需要走向增大这个方向,需要开发创新或精制作作为在所有产业中不可欠缺的能源的电力或燃料的各种技术。特别是对于作为资源贫乏的国家的日本而言,强烈期待该技术的早期完成。但是,以商用基础大量且稳定地供给能够再生的能源是困难的,其一般性的普及必须伴随成本降低的技术或能源储藏技术。因此,不得不大部分依赖于现状的能量转换技术、特别是将化石燃料、核燃料转换为电能的电力设备、具体而言燃煤发电设备、天然气直接燃烧式火力发电设备、原子能发电设备。另一方面,这种以往的发电技术的课题在于,不用说资源寿命、环境负荷也大,特别是需要同时解决CO<sub>2</sub>排出抑制的问题,这是重要的课题。进而,成为车辆的动力源的化石燃料中含有的有害物质、特别是以SO<sub>x</sub>为代表的硫的氧化物的降低发现今后限制的强化日益进展,对于作为其解决手段的石油精制用反应器处于期待以往没有的高温高压作业的状况。

[0003] 现状例如火力发电的效率以约40~50%停滞,今后为了抑制二氧化碳的排出增加,要求进一步高效率化。不限于发电设备,能量转换时的热效率通过温度和压力大致确定,发电设备中,驱动发电机的汽轮机的蒸气的温度越高则能量的转换效率越高。

[0004] 现在,燃煤发电厂的蒸气温度最高为620℃,若温度升高100℃则可以期待约5%的效率提高、若温度升高200℃则可以期待约10%的效率提高。即,有可能成为作为高温高压下的能量转换技术的发电设备的效率改善立即发挥效果、可以同时解决前述的环境表资源问题的有用技术。但是,为了升高驱动发电机的汽轮机的蒸气的温度,不仅必须提高汽轮机的构件的性能、而且必须提高热交换器、配管中使用的耐热钢的性能。

[0005] 另外,石油精制用反应器中,要求变得严格的高温耐蚀性的提高、和因为作为压力容器而要求的高温强度的获得作为对于材料而言的将来课题提出。这种背景中,对于特别是高温下使用的耐热钢的高性能化的极大关心升高。

[0006] 对于耐热钢要求的性能中,蠕变特性特别重要,为了可以数十年运转设备,需要长期不会发生蠕变断裂。期间,将600℃作为使用温度的上限、进行9%Cr铁素体系耐热钢的研究开发,原子力保安院规定的火力发电设备的技术解释中,火STBA28、火STBA29等高温用铁素体系耐热钢被开发、实用化。这些铁素体系耐热钢,热膨胀系数低、具有对于起因于热应力的蠕变疲劳破坏、配管构件的变形的耐久性。并且焊接性施工性中的特征在于,不会变化为一般的钢铁材料。另外,昂贵的Ni等合金含量与更高温下使用的奥氏体系耐热钢相比少、因此经济性也优异从工业上的观点考虑是有魅力的。但是,铁原子结构为BCC(体心立方晶格),因此晶格常数大、因此高温下的物质的扩散快。因此从长时间耐久性的观点考虑,与

奥氏体系耐热钢相比处于劣势作为物理化学上的现象难以避免。因此,对于蠕变断裂强度高的铁素体系耐热钢的高强度化的期待总是很高,替代奥氏体系耐热钢的铁素体系耐热钢的开发得到进展。

[0007] 另外,实现这种极限的高温高压环境的蒸汽发生器、或反应器中的任意一者中,结构物整体并非全部暴露于高温。蒸汽发生器的情况下,由水到水蒸气、此后超临界水、超超临界水缓慢加热,在达到高温之前的比较低温的部位使用高强度的低合金铁素体系耐热钢。它们含有1~7%的Cr,大致在450~580℃的温度范围使用。对于反应器而言,除了温度高的部位和低的部位存在于一个反应容器之外,反应器入口的脱硫之前的精制油的温度不那么高温,因此也同样地该部位使用低合金铁素体系耐热钢。

[0008] 高Cr铁素体系耐热钢和低合金铁素体系耐热钢的不同为起因于Cr含量的高温耐蚀性的差异、和同样地Cr参与的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变现象。前者主要以马氏体组织作为主体,混合一部分贝氏体,但是过半将马氏体组织作为起始组织。即,最小构成位错组织为板条结构,以内包其的方式存在片结构。对于低合金铁素体系耐热钢而言,组织存在铁素体为主体的组织和贝氏体组织为主体的组织,为伴随有剪切型的相变的贝氏体组织,相变点没有马氏体那么低,内部位错的易动度高,几乎不会产生板条结构其本身。即,对于低合金铁素体系耐热钢而言,大致没有板条组织,最小构成单元为片结构或铁素体粒其本身。这对于两者的高温强度、进而蠕变强度造成大的影响。

[0009] 长时间高温下使用铁素体系耐热钢时的课题在于,前述蠕变强度与奥氏体系耐热钢相比低,而且还在于极其难以避免焊接接头的焊接热影响区中发现的局部的蠕变强度降低部位的生成。

[0010] 铁素体系耐热钢在起始组织使用BCC结构(铁素体、贝氏体、或马氏体)的情况下,具有在室温下稳定的 $\alpha$ 相与高温下稳定的 $\gamma$ 相之间进行相变的温度、所谓相变点。自高温将铁素体钢冷却时,该相变点有助于内包高密度的位错的高强度的低温相变组织生成。但是另一方面,相变点其本身伴随有钢材组织的大的变化(形成晶格的原子的重新排列),因此接受了跨越相变点的热历程的耐热钢的组织与本来为了提供高的蠕变强度而导入的初期的调质组织大幅不同。

[0011] 受到这种现象的影响最强的是焊接接头的热影响区(以后称为“HAZ”)的组织。HAZ与焊接金属的融合部为1500℃以上的高温,由此向着母材造成热影响时,形成在对应于自焊接金属的距离的各部位的最高达到温度(最高加热温度)下变化的组织的连续体。即,HAZ具有最高加热温度由室温变化至1500℃时产生的金属组织根据自焊接金属的距离连续这样的组织结构。但是这种组织由于基于最高加热温度的保持时间为数秒这样的短时间,特征性地自接近焊接金属侧大致分类为“粗粒HAZ”、“细粒HAZ”、“双相区HAZ”。

[0012] 图1根据这种分类示出包括焊接接头的HAZ的各部位和组织结构。如图1所示,在焊接金属1与母材5之间形成HAZ6,该HAZ6自焊接金属1侧依次由粗粒HAZ2、细粒HAZ3、双相区HAZ4的顺序构成。

[0013] HAZ的各部位之内,“细粒HAZ”中产生蠕变损伤、由焊接接头破坏的现象称为“Type IV损伤(IV型损伤)”。该Type IV损伤在由铁素体系耐热钢形成的焊接结构体中仍然没有得到解决,解决其成为近年的课题。即,Type IV损伤为尽管母材处于蠕变环境、为可以健全地使用的时间、温度条件,但是仅焊接接头选择性地蠕变变形以至于破坏的焊接接头特有的

破坏现象。

[0014] 以往,在低合金铁素体系耐热钢中发现的该现象直至50年左右前为止通过杂质元素的影响、或由于晶粒细化所导致的晶界滑动现象等逐渐被说明。但是通过近年的研究开发而认为,在被短时间加热到相变点以上的部位、特别是被加热到相变点之上的部位,由于产生碳化物的不完全固溶-再析出所导致的热历程而碳化物粗化为主要原因,组织是否为细粒对于铁素体系耐热钢的蠕变强度几乎没有影响,因此通过组织种类将部位分类,但是组织结构其本身并非强度降低的原因,而是由于长时间将组织强化的析出物自初期粗化而其效力消失。

[0015] 通常对于焊接后的接头实施焊接后热处理(去除应力退火、也称为SR处理)。该热处理温度为与回火温度仅数十度不同的高温的情况下,前述的仍然未固溶而残留的碳化物与固溶了的碳一起形成碳化物形成元素的新析出核。仍然未固溶而残留的碳化物作为结果由于热循环而粗化的同时,微细碳化物的析出机会减少。也就是说,本发明人等研究的结果发现,若焊接前析出的粗大碳化物仍然未固溶而残留则丧失所谓的利用碳化物实现的“析出强化能力”。

[0016] 该现象其本身不会由于Cr量的多寡而变化,但是产生该现象的温度区域、进行粗化的析出物的形态、其强化机理存在差异。这种差异对于Type IV损伤的抑制技术也造成影响,本发明着眼于此,实现对于低合金铁素体系耐热钢有效的Type IV损伤防止。

[0017] 因此,对于前述那样的具有相变点、通过含有碳、使碳化物析出来提高蠕变断裂强度的耐热钢而言,可以理解Type IV损伤是不可避免的。也就是说,若为利用碳化物来实现蠕变强化的耐热钢则任意一种钢种类都有可能产生Type IV损伤,特别是以高温下长时间使用作为前提设计的高Cr钢是显著的。另外,在以低温下使用作为主要目的的含有1~7%的Cr的低合金耐热钢也有可能产生。对于具备其适用温度为500℃以上的高温的条件的火力发电设备或石油脱硫反应器而言,Type IV损伤当然作为不可避免的课题残留。由于没有将利用碳化物实现的析出强化能力适用于蠕变强化的铁素体系耐热钢可以说完全没有、即使将碳置换为氮的情况下也有可能产生完全同样的现象,因此也可以说对于铁素体系耐热钢而言防止Type IV损伤是极其困难的。

[0018] 日本特开2008-214753号公报、日本特开2008-248385号公报、日本特开2008-266785号公报、日本特开2008-266786号公报、和日本特开2008-291363号公报中公开了,为了在以往的铁素体系耐热钢防止这种细粒HAZ的生成,对于含有B 50ppm以下的钢管整体在焊接前实施热处理(短时间的正火处理),能够防止Type IV损伤的技术。这些文献中记载了,通过这种热处理,使低温相变前的奥氏体晶粒的平均粒径为100μm以上、可以抑制低温相变组织的晶粒细化。

[0019] 该技术为有效利用“组织记忆效果”的技术,该“组织记忆效果”如下:通过焊接前的短时间正火处理、使作为通常消失的组织的残留 $\gamma$ 勉强残留于马氏体板条或贝氏体晶界,在焊接时的再加热中,促进它们的生长和合体,再现在焊接前的母材中高温下生成的旧 $\gamma$ 晶粒。

[0020] 利用该技术时,需要用于对于焊接前的包括坡口的构件(大部分情况下为长度超过10m的钢管)整体实施高温的热处理的炉子,因此难以在现场施工。进而,由于加热钢管整体而产生作为产品的钢管的变形的危险、进而用于再加热的的时间、工序负荷大成为课题,从

现场施工的观点考虑不是现实的解决对策。

[0021] 另一方面,作为相同的有效利用“组织记忆效果(以下仅称为“记忆效果”)”的技术,使用无需残留 $\gamma$ 的生长和合体的钢材成分的钢管的提案公开于日本特开2009-293063号公报和日本特开2010-007094号公报。

[0022] 它们目的在于,通过发挥利用添加100ppm以上的高浓度的B产生的剪切型 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变式的记忆效果实现的效果。在高温下再现母材的旧 $\gamma$ 晶粒这一点与前述日本特开2008-214753号公报等中记载的技术相同,为不会产生细粒区域的技术,因此认为不会产生Type IV损伤。

[0023] 但是,日本特开2009-293063号公报和日本特开2010-007094号公报中记载的B含量高的钢的情况下,虽然实现“细粒区域的生成防止”,但是在相当于细粒区域的部位,不能充分避免碳化物短时间的再固溶伴随的部分固溶和再析出的整个期间中的“碳化物的粗化”。日本特开2009-293063号公报和日本特开2010-007094号公报中记载的技术中,晶体组织与母材同等,并且通过记忆效果,碳化物的析出位置仍然为大角度晶界。因此,与完全再结晶而生成细粒区域、进而进行粗化的碳化物的析出位置为与新生成的晶界没有关系的位置的以往的铁素体系耐热钢相比,发现Type IV损伤的产生被减轻(延迟)的效果,即,虽然不能完全防止析出物的粗化,但是实现基于晶界上的析出物的一定的组织稳定化。因此B含量高的钢的情况下,Type IV损伤产生延迟,这种强度降低例如在10万小时这样的被限定的长时间使用中具有效果,可以减轻Type IV损伤其本身。但是进而长时间的蠕变环境下,碳化物的粗化先行,不能避免HAZ的蠕变强度的降低。这由长时间的蠕变试验结果、特别是3万小时以上的蠕变试验结果可知。

[0024] 需要说明的是,前述基于晶界上的析出物的组织的稳定化为近年提倡的新的强化假说,以往认为对于强化并非有效。即使是大角度晶界上的粗大析出物,在经过长时间后大角度晶界能够移动的蠕变变形中,晶界移动后留下的列状的粗大碳化物也有可能形成位错的移动壁垒,因此认为在特别是超过10万小时的极长时间蠕变变形中,承担强化。Type IV损伤为使通过以这种列状排列而使颗粒之间距离变窄的粗大析出物列的强化效果完全消失。因此为可以说明时间越长则由于Type IV损伤所导致的强度降低越显著的理由的一种想法。

[0025] 这些方法以外,通过焊接结构体整体的再热处理(正火-回火)使经过焊接的钢管形成与母材同等的组织的技术记载于日本特开2001-003120号公报。该方法的目的在于,通过包括焊接金属在内进行热处理,解除接头的强度的不均匀。但是,需要与日本特开2008-214753号公报等中记载的热处理炉相比大型的炉子,现场的施工性低。进而通常焊接金属本来以在对于经过焊接的铸造组织直接实施与回火温度相比低温的焊接后热处理的情况下可以发挥最高的蠕变强度的方式确定合成组成,不会以在母材同等的正火-回火这样的调质工序中发挥强度的方式设计。即,包括焊接金属在内再次对于母材实施的热处理再次附加对于焊接接头的蠕变特性而言不优选。因此,结果接头与Type IV损伤不同、由于“焊接金属的蠕变强度降低”而由焊接金属断裂,结果不能发挥焊接接头的蠕变强度。即,日本特开2001-003120号公报中记载的技术作为Type IV损伤对策的技术不得不说是完全的。

[0026] 日本特开2016-14178号公报和日本特开2016-130339号公报中公开了,对于分别含有B 100ppm和80ppm以上的钢,通过局部热处理来防止Type IV损伤的技术。这些技术,使



用利用了添加B的钢中存在于显著的板条边界的残留 $\gamma$ 的组织记忆效果,但是相反地在母材或实施了焊接前热处理的部位,残留 $\gamma$ 少,但是存在残留的可能性,存在韧性容易降低的倾向。

[0027] 如以上所述,没有开发现场施工性优异、完全不会产生Type IV损伤、具有低温相变组织的铁素体系耐热钢结构体。另外,迄今在仅含有B 50ppm以下的铁素体系耐热钢、特别是含有1~7%的Cr的低合金铁素体系耐热钢中没有提出连经济性、现场施工性都考虑到了的Type IV损伤的防止技术。

## 发明内容

[0028] 发明要解决的问题

[0029] 本发明的目的在于,提供不添加高浓度的B就可以防止Type IV损伤、并且现场施工性优异的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法,以及提供没有Type IV损伤的铁素体系耐热钢焊接结构体。

[0030] 本发明的一实施方式的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法,其为包含母材、焊接热影响区、和焊接金属的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法,其具备:准备前述母材的工序,该母材的化学组成按质量%计含有C:0.08~0.15%、Si:0.02~0.45%、Mn:0.40~0.80%、Cr:1.0~7.0%、N:0.003~0.020%、Mo:0.20~1.10%、Nb:0.005~0.08%、V:0.005~0.40%、W:0%以上且不足1.5%、Ti:0~0.12%、Ca:0~0.0050%、Mg:0~0.0050%、Y:0~0.0500%、Ce:0~0.0500%、和La:0~0.0500%,限制为B:不足0.005%、Al:不足0.025%、P:不足0.020%、S:不足0.010%、和O:不足0.010%,且余量为Fe和杂质;在前述母材上形成坡口的工序;焊接前热处理工序,其将前述坡口的表面与自前述坡口的表面离开10~50mm的焊接前热处理深度的位置之间的区域加热到950~1050℃的温度,在该温度下保持10~30分钟;焊接工序,在前述焊接前热处理工序后,将前述坡口焊接而形成前述焊接金属;焊接后热处理工序,在前述焊接工序后,将前述坡口的表面与自前述坡口的表面离开前述焊接前热处理深度以上且100mm以下的距离的位置之间的区域加热到680~750℃的温度,在该温度下保持30分钟以上且满足式(1)的时间。

[0031]  $(\text{Log}(t)+10) \cdot (T+273) < 10539$  (1)

[0032] 在此,t为保持时间、T为温度。t的单位为小时、T的单位为℃。Log为常用对数。

[0033] 本发明的一实施方式的铁素体系耐热钢焊接结构体,其为包含母材、焊接热影响区、和焊接金属的铁素体系耐热钢焊接结构体,前述母材的化学组成按质量%计含有C:0.08~0.15%、Si:0.02~0.45%、Mn:0.40~0.80%、Cr:1.0~7.0%、N:0.003~0.020%、Mo:0.20~1.10%、Nb:0.005~0.08%、V:0.005~0.40%、W:0%以上且不足1.5%、Ti:0~0.12%、Ca:0~0.0050%、Mg:0~0.0050%、Y:0~0.0500%、Ce:0~0.0500%、和La:0~0.0500%,限制为B:不足0.005%、Al:不足0.025%、P:不足0.020%、S:不足0.010%、和O:不足0.010%,且余量为Fe和杂质,在前述焊接热影响区的大角度晶界上析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径为200nm以下,前述大角度晶界上的前述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均颗粒表面之间距离为150nm以下,前述大角度晶界的基于前述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的覆盖率为50%以上。其中,对于前述 $M_{23}C_6$ 型碳化物的M而言,Cr、Fe、Mo和W中的1种或2种以上总计为70原子%以上。

[0034] 根据本发明,得到不添加高浓度的B就可以防止Type IV损伤、并且现场施工性优

异的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法、以及没有Type IV损伤的铁素体系耐热钢焊接结构体。

### 附图说明

[0035] 图1为用于说明包含焊接接头的热影响区的各部位和各组织的接头的截面示意简图。

[0036] 图2为用于说明焊接热影响区的组织模型和基于晶界的析出物的覆盖率的概念及测定方法的大角度晶界覆盖状态的示意图。

[0037] 图3为表示焊接前热处理的条件与碳化物的存在形态的关系的图。

[0038] 图4为表示焊接接头的焊接前对接状况和各部名称、以及焊接前热处理赋予范围的图。

[0039] 图5为表示本发明的对象钢的旧 $\gamma$ 晶粒粗化倾向与保持温度、时间的关系的图。

[0040] 图6为表示本发明的对象钢的旧 $\gamma$ 粒径与夏比(Charpy)冲击吸收能量的关系的图。

[0041] 图7为表示HAZ中的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径与 $0^\circ\text{C}$ 时夏比(Charpy)冲击吸收能量的关系的图。

[0042] 图8为表示HAZ的 $M_{23}C_6$ 的颗粒之间距离与焊接接头的 $550^\circ\text{C}$ 、10万小时推定蠕变断裂强度的关系的图。

[0043] 图9为表示焊接后热处理条件的图。

[0044] 图10为表示焊接后热处理时间与 $550^\circ\text{C}$ 、10万小时推定蠕变断裂强度的关系的图。

[0045] 图11为表示焊接接头韧性与焊接后热处理的保持时间的关系的图。

[0046] 图12为表示焊接热处理温度与 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径的关系的图。

[0047] 图13为表示 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径与 $550^\circ\text{C}$ 、10万小时推定蠕变断裂强度的关系的图。

[0048] 图14为表示焊接后热处理温度与大角度晶界上的 $M_{23}C_6$ 型碳化物覆盖率的关系的图。

[0049] 图15为表示大角度晶界上的基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的覆盖率与 $550^\circ\text{C}$ 、10万小时推定蠕变断裂强度的关系的图。

[0050] 图16为30mm厚度温度传播状况测定用钢板试验片的示意图(3视图)。

[0051] 图17为表示将焊接坡口面加热到 $950^\circ\text{C}$ 时的深度方向30mm位置的温度与经过时间的关系的图。

[0052] 图18为表示将焊接坡口面加热到 $950^\circ\text{C}$ 时的深度方向的温度分布的时间变化的图。

[0053] 图19为具有板条结构的组织的电子显微镜图像。

[0054] 图20为板条结构消失的组织的电子显微镜图像。

### 具体实施方式

[0055] 如已经记载那样,本发明的目的在于,提供在满足规定的主要化学成分和规定值的钢材的焊接接头的HAZ中、不会产生Type IV损伤、焊接接头与母材的蠕变强度没有实质

上差异的焊接结构体。成为对象的钢材的Cr含量为1.0~7.0%。从耐蚀性的观点考虑目标在于,适用温度范围为450℃以上、10万小时的蠕变断裂强度作为温度的函数考虑,作为其代表值,550℃的断裂强度为100MPa以上。同时考虑到坡口的加工性、焊接的施工性,作为不易产生焊接裂纹的韧性的基准,目标在于0℃时的夏比(Charpy)冲击韧性值为27J以上。

[0056] 本发明的目的在于,完全防止在作为Type IV损伤的根本原因的碳化物的部分固溶的整个期间由于HAZ热循环所导致的粗化。为此,本发明中,尽可能采取形成结构体自身不易产生Type IV损伤的化学成分这样的成分设计上的措施,并且对于焊接接头的坡口的附近部分在焊接前实施热处理的同时限定该处理的条件来适用。

[0057] 本发明的铁素体系耐热钢焊接结构体由母材、HAZ、焊接金属构成,对于其形状没有特别限定,可以为管状、板状。另外,结构体的形状为管状的情况下,适于长度为100mm以上的情况,为板状的情况下,适于长度或宽度为100mm以上的情况。另外,本发明由于将高温的压力容器等作为合适的对象,其板厚(钢管的情况下壁厚)优选为4mm以上。

[0058] 以下对于成为本发明的根本的技术和实验结果同时进行说明。

[0059] 下述所示的实验结果使用如以下所述制作的试验片和各种实验得到。

[0060] 在实验室中,利用具有300kg的钢材容量的高频感应加热式真空熔化炉将表1所示的化学成分(mass%(质量%))的钢材溶解、铸造,形成300kg重量的钢锭。然后,利用大气气氛的电炉将该钢锭再加热到1150℃后在炉中保持30分钟,然后,利用热轧实验装置热轧为30mm厚度的钢板试验片。热轧在900℃以上的温度下结束,然后自然冷却。经过热轧的试验片,在980℃的电阻发热炉中加热保持90分钟以上,然后自然冷却至室温,并且此后在740℃下回火2小时。利用光学显微镜、透射式电子显微镜(TEM)、扫描电子显微镜(SEM)、电解提取残渣定量分析法确认了在该阶段贝氏体组织结构存在于组织中,主要析出 $M_{23}C_6$ 型碳化物和Mo作为主体的碳化物。析出物的种类通过基于TEM附属的能量分散型X射线分析(EDX)、和电解提取残渣的X射线衍射的反射峰的能量值核对(定性分析)。

[0061] [表1]

[0062] 表1

[0063]

化学成分(单位为mass%、余量为Fe和杂质)										
C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	V	N	Al	B	O
0.12	0.3	0.48	2.5	1.02	0.06	0.3	0.013	0.012	0.002	0.003

[0064] 在此,对于“ $M_{23}C_6$ 型碳化物”中的M而言,Cr、Fe、Mo或W总计为70原子%以上。另外确认了,以Mo作为主体的析出物为 $Mo_2C$ 型碳化物。前者在大角度晶界上以块状(极小的以立方体状)、后者在晶粒内以针状析出。

[0065] 需要说明的是,利用倍率1万倍的SEM观察图像和薄膜的TEM观察图像,基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界覆盖率通过大角度晶界上的析出物的长度占有率确定。另外,晶界的特性(邻接晶体取向法线取向的角度差)通过电子束背向散射解析装置(EBSD)测定,与邻接晶粒所形成的角为15°以上的情况下,判断为“大角度晶界”。在此,大角度晶界指的是作为马氏体或贝氏体的结晶学的名称的“旧 $\gamma$ 晶界”、“桶晶界(packet grain boundary)”、或“片晶界的大部分”,为作为析出物的析出核有效的晶界。对于该大角度晶界上的析出物的占有率而言,假定二维观察结果与三维的晶界(边界)面上的面积占有率大致相等,直接使用测定值。该值可以通过利用计算解析求出的简易的式子转换为三维的值,但是判断无需求出学术上

正确的值,通过直接使用观察结果实现的方便性优先。

[0066] 图2为用于说明HAZ的组织模型和基于晶界的析出物的覆盖率的测定方法的包含大角度晶界9(图中存在3根、最粗的实线)的组织基于碳化物的晶界覆盖的概念图。需要说明的是,图2中的 $L_1 \sim L_{11}$ 分别表示在处于视野中的各大角度晶界、 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界上的占有长度7, $L_a$ 、 $L_b$ 、 $L_c$ 分别表示大角度晶界长度8。

[0067] “晶界覆盖率”如图2中所示,为大角度晶界9上的析出物长度的总和(图2中、 $L_1 \sim L_{11}$ 的总和)除以大角度晶界长度的总和( $L_a+L_b+L_c$ )而得到的值,为完全被覆盖的情况判断为100%、完全没有被覆盖的情况判断为0%的参数。此时,在晶界上碳化物覆盖的长度为占有长度,未必为析出物的尺寸、晶界上的椭圆形析出物的长径其本身。

[0068] 对于“晶界覆盖率”而言,首先利用1万倍的电子显微镜观察,将大角度晶界上析出的颗粒通过EDX或同样1万倍的TEM解析中的透射电子束衍射图案解析而鉴定为 $M_{23}C_6$ 型碳化物。使用EDX的反射电子图像测定对于提高迅速性而言是有效的。接着在电子显微镜视野内测定该颗粒覆盖大角度晶界的长度。该测定至少对于1个试样以5个视野、1块钢材采集5个以上试验片进行,可以通过总计25个视野以上的就地观察、或电子显微镜照片的解析来求出。实际的算出通过(基于颗粒的大角度晶界占有长度的总和)/(大角度晶界长度之和)实施。

[0069] 另外,对于前述大角度晶界上的析出物的平均颗粒表面之间距离,作为由1减去通过前述显微镜观察得到的析出物的覆盖率,再乘以大角度晶界长度,将其进而除以析出物数而得到的值,可以利用图2的要领同样地求出。

[0070] 但是,该间隔并非正确的值,假定析出物在晶界面上为正方形分布的情况下,为通过下述式(2)近似得到的值。这是通过对于将正椭圆体的哪个位置切断得到的面用电子显微镜进行观察,补正颗粒尺寸的实际的平均值与实际测量数据不同(析出物密度低的情况下特别是显著),为基于计算解析的近似式,根据分布的假定存在若干种类。本发明中使用最可以明确地掌握与蠕变强度的相关的假定“晶界面上的正方形分布”的模型。这是附加实验上校准的补正的本发明独自的实验式。

[0071]  $\lambda_{ave}=1.5[ls]_{ave}-1.1[ds]_{ave}$  (2)

[0072] 在此, $[ls]_{ave}$ 为平均颗粒中心之间距离(nm)、 $[ds]_{ave}$ 为颗粒的平均直径(nm)(其中为看作占有晶界的部分的尺寸的颗粒的假想的平均直径)。 $\lambda_{ave}$ 为平均颗粒表面之间距离(nm)。需要说明的是,平均颗粒中心之间距离能够计测晶界上的析出物个数、将其除以晶界长度来求出。另外,(2)式根据钢材种类、其热处理条件变化而变化,因此例如不能适用于高Cr铁素体系耐热钢、奥氏体系耐热钢。

[0073] 关于焊接接头的制作,所准备的前述30mm厚度的钢板试验片的宽度设为200mm,在该钢板试验片的宽度方向的一方,对于形成坡口角度单侧 $22.5^\circ$ 、作为坡口对 $45^\circ$ 的V坡口的焊接坡口进行机械加工而制作试验片。将该试验片2个对接焊接。对接的根部为1mm,线能量为约1kJ/mm,以焊接速度约10cm/分钟的速度,堆起30~35条焊道来形成焊接接头。准备全长400mm的焊接接头多个,评价该接头特性,另外观察·解析HAZ的组织。蠕变试验利用平行部直径6mm、平行部长度30mm、全长70~86mm的蠕变试验片评价。试验片以HAZ位于评点之间距离内的大致中央的方式由焊接接头试验体自与焊接线垂直并且与板厚方向垂直的方向加工来采集。需要说明的是,焊接金属适用作为市售的Ni基合金的表2中记载的Alloy 625

系Ni基合金,以不会产生自焊接金属的断裂的方式形成高匹配接头,想办法可以切实地实施HAZ的特性评价。

[0074] [表2]

[0075] 表2

化学成分(单位为mass%、余量为Fe和杂质)											
C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	V	N	Al	B	O	Ni
0.11	0.05	0.009	21.52	8.14	2.95	—	0.005	0.25	0.001	0.003	61.7

[0077] -表示没有添加。

[0078] (焊接前热处理)

[0079] 如上所述,Type IV损伤是如下产生的:由于焊接的热传递而短时间被加热到 $Ac_3$ 点之上的碳化物部分地固溶于仅碳化物的周围的同时,由于微细(粒径尺寸实质上为100nm以下)的碳化物的完全固溶而向母材中供给碳,由于此后的焊接后热处理,在所残留的未固溶碳化物上再析出这些碳和碳化物钢制过渡性元素,而碳化物粗化,由此产生Type IV损伤。本发明为了防止Type IV损伤,在焊接之前实施用于防止Type IV损伤的热处理。具体而言,将在形成焊接接头的焊接热影响区的部位(相当于HAZ部的部位)析出的碳化物,在即将焊接之前加热到 $Ac_3$ 点以上的温度,在该温度下保持10分钟以上完全再固溶,抑制在未固溶碳化物的整个范围内碳化物的由于焊接热影响所导致的粗化自身。

[0080] 该焊接前的热处理的特征在于,将坡口加热到950~1050℃的温度,在焊接施工后形成HAZ的部位,无论板厚位置如何都保持10分钟以上以形成目的的温度。保持时间在从外面实施加热的情况下本来形成与板厚的函数,但是焊接部未必限于形成平坦的板之间的接合,因此难以将其公式化。由此,在事前在相同形状的钢板(化学组成处于本发明的范围内),在相当于HAZ外缘的部位埋入热电偶来加热构件整体,确定相同部位10分钟以上形成目的的温度加热装置的温度模式为宜。

[0081] 以后将在即将焊接之前实施的用于防止Type IV损伤的热处理称为“焊接前热处理”。

[0082] 图3为表示焊接前热处理中的最高加热温度保持时间和温度对碳化物形态造成的影响的图。该试验准备30mm见方、10mm厚度的钢板试验片的一部切割品多块,以各种温度、时间进行热处理,然后将截面进行切断加工,通过透射电子显微镜组织观察确认碳化物的析出有无。图中的“●”为热处理后、自然冷却后试验片中发现分解中途仍然未固溶而残留的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的例子,“○”为碳化物全部固溶、完全没有观察到的例子。若即使少但是未固溶碳化物残留,则就因为这样而焊接热影响区的蠕变强度降低,因此优选处于仅包括图中的○的结果的范围。

[0083] 由图3暗示了,保持时间不足10分钟的情况下,无论加热温度如何未固溶碳化物都部分地或全部残留于组织中,由于此后的焊接后热处理而有可能粗化。另一方面,再加热到950℃以上的温度的情况下,若保持时间为10分钟以上则无论加热温度如何,未固溶碳化物总是没有任何残留、完全固溶。

[0084] 另一方面,加热温度低于950℃的情况下,表1中的钢实质上形成二相区域加热状态,在不会超过相变点的部位,碳化物形态与室温相比虽然发生若干粗化但是没有分解固溶。另一方面认为,部分地相变为 $\gamma$ 相的区域中,该温度形成稍微超过 $Ac_3$ 点的程度的温度,碳化物未固溶而残留。即,二相区域加热中,即使有确实不存在碳化物的不完全固溶的区

域,也会形成任意一种组织残留不完全固溶(未固溶)碳化物的结果,这些不完全固溶碳化物在此后的焊接后热处理中容易粗化。

[0085] 因此可知,本发明中,为了完全防止Type IV损伤所需的焊接前热处理的温度为950℃以上、其保持时间为10分钟以上。需要说明的是,若在1050℃以上的温度下实施焊接前热处理则即使时间短、也会存在 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变后的 $\gamma$ 粒径变得粗大而钢材的韧性降低的情况,因此最高加热温度为1050℃。高Cr铁素体系耐热钢(Cr量为8%以上)的情况下, $M_{23}C_6$ 型碳化物甚至在比较高的温度下也稳定,该上限温度可以容许进一步高。但是,对于低合金Cr铁素体系耐热钢而言,该碳化物比较不稳定,因此处理上限温度不得不设定得低。

[0086] 本发明中,上述的焊接前热处理仅在坡口的附近实施。具体而言,坡口的表面(以下称为“坡口面”)与自坡口面离开规定深度(以下称为“焊接前热处理深度”)的位置之间的区域形成950~1050℃。

[0087] 确定焊接前热处理深度时,需要考虑到通过焊接造成的母材的熔入和依存于焊接线能量而扩展的HAZ的宽度。图4为表示将钢板之间以V坡口形式对接的状态的焊接坡口的示意图,同时以焊接部截面的示意图示出自实施焊接前热处理的坡口面10起钢板的深度方向的长度。Type IV损伤生成于HAZ的外缘部分。因此,需要直至与假定位于HAZ外缘的部位相比深的位置为止,在作为焊接前热处理合适的950℃以上保持10分钟以上。

[0088] 在此应该注意的是,焊接中必定存在熔入母材的部分。本来的坡口面向母材侧后退,形成为焊接金属(自熔化状态凝固了的焊接金属或焊接金属和母材的混合物)和HAZ的熔合线(Fusion Line)。该边界线也称为熔合线(bond),自该熔合线向着母材的内部生成HAZ。本发明对象的高温用压力容器、发电用配管设备的强度高,因此残留于接头部位的残余应力也高,因此有可能产生焊接裂纹、焊接后热处理时的再热裂纹等,因此大部分采用线能量比较小的焊接。这种情况下,母材的相变点与本来的碳钢相比有可能高,HAZ的宽度不怎么宽。板厚30mm左右的情况下,HAZ的宽度为3mm以下,即使为超过100mm的极厚材料,也通常不会有HAZ的宽度超过10mm这样的HAZ宽度。实质上的焊接线能量为5kJ/mm,不适用更大的大线能量焊接。通过10具的焊接接头的试作试验确认了此时的最大的HAZ宽度在本发明的对象钢种类中为5mm。即,若直至至少5mm的深度为止在1050℃以上、焊接前热处理中仅保持必要时间则可以防止Type IV损伤。

[0089] 另一方面,前述的母材的由于焊接金属所造成的熔入量通过前述焊接接头试作试验测定的结果可知,同样地最大直至3mm为止。该熔入量根据钢材种类变化,本结果值为本发明的对象钢种类所特有。

[0090] 由此,在自坡口面总计8mm为止的深度处、在950~1050℃下实施10分钟以上的焊接前热处理为宜。

[0091] 但是,进一步需要注意的是,焊接最终焊道、即焊接焊道到达钢材表面后,为了解除焊接金属缝边部的形状不良,而存在在该部位配置浅的焊接金属、进行所谓“盖面(cosmetic heaping)”的情况。盖面由截面形状也称为“伞(umbrella)”。伞例如为了避免由于焊接金属的母材熔入而生成的熔合线位置的融合不良或由于焊接金属供给不足所导致的微小的沟、或在所堆起的焊接金属与母材表面的边界、应力集中而形成破坏的起点而配置。对于表层部的焊接金属宽度而言,若连这种用于防止缺陷或防止应力集中的焊接最终焊道都考虑到,则HAZ有可能自焊接前的坡口面与钢材表层面的切线达到10mm为止。

[0092] 若考虑到所有这些,则焊接前热处理深度需要为10mm以上。为了实施这种深的热处理,特别是实施自外表面的加热的情况下,需要以下的办法。例如通过高频感应加热来实施其的情况下,为了使感应电流的浸渗深度深,使频率尽可能小、为3kHz以下是有效的。直接通电加热的情况下,实验上将用于通电加热的电极接触位置最合适化是有效的。炉子加热的情况下,增大炉子的容积而自坡口的所有方向加热、提高用于10mm深度位置的温度升高的能量密度是有效的。任意一种方法中,都适当确定焊接前热处理深度设为10mm的手法来适用为宜。

[0093] 即,将自坡口面为10mm以上的位置的边界线13及14的位置为止始终在1050~1200℃下保持10分钟以上是必要条件。

[0094] 但是,焊接面垂直的坡口稀少,实质上使用V坡口、X坡口、K坡口等。因此,为了HAZ必定被经过焊接前热处理的区域覆盖,优选对于自最存在坡口位置自坡口中心离开的可能性的母材表层(表面背面都包括)直至10mm的深度位置13\*和14\*的线的部位为止进行焊接前热处理。如此即使在板厚中心部由于焊接焊道、刨削(gouging)等而产生深熔入的部位,也能够万全地进行防止Type IV损伤的处理。优选至少将由13\*和14\*夹着的所有区域在950~1050℃保持10分以上。

[0095] 即,优选将坡口的表面、与由坡口的表面中自坡口的前端最远的位置进而离开焊接前热处理深度的位置之间的区域在950~1050℃的温度下保持10分钟以上。

[0096] 需要说明的是,若焊接前热处理深度超过50mm则在宽范围加热母材,有可能不能充分确保目的的温度带中的保持时间(其理由在“部分的焊接前热处理的特征”中详细说明)。因此焊接前热处理深度的最大值设为50mm。该范围若对象的钢种类变化则传热系数等物理常数变化,因此为本发明钢特有的值。

[0097] 另一方面,该温度下钢材形成 $\gamma$ 相,因此若保持一定时间以上则产生 $\gamma$ 粒径的粗化。粒径的粗化由于提高淬硬性、提高蠕变强度,对于高温特性没有问题。但是,实际施工其的结果,30分钟以上的加热时,晶粒直径超过约200 $\mu\text{m}$ 而粗化,由实验的结果可知接头的韧性降低。

[0098] 图5为表示在950~1050℃加热、保持本发明钢时的保持时间与旧 $\gamma$ 粒径的关系的图。直至30分钟为止的晶粒生长速度没有发现大的差异。但是,保持时间超过30分钟的情况下,明显可知旧 $\gamma$ 粒径为200 $\mu\text{m}$ 以上。这是通过如下想法而能够说明的现象,所述想法为:在该温度区域具有阻碍晶粒生长的作用的高温稳定颗粒、例如NbC、TiN、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 等析出物颗粒以固定的密度存在,在其钉扎效果有效地作用的时间范围内,通过颗粒间隔大致确定粒径,热活化过程变得活跃而该钉扎效果开始不发挥作用的时间为30分钟。即使 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型碳化物连高温下也稳定的情况下,也可以期待同样的效果,但是适用Cr含量比较少的对象钢种类的本发明中,不能期待相同效果。

[0099] 图6为同样地表示本发明钢的旧 $\gamma$ 粒径与2mmV缺口夏比(Charpy)冲击试验结果的关系的图。可知旧 $\gamma$ 粒径为200 $\mu\text{m}$ 以上时,低于通常压力容器的加工或焊接所需的0℃的夏比(Charpy)冲击吸收能量值27J。即,由图5和图6可知,为了在接头也得到本发明目标的韧性,焊接前热处理的保持时间必须为30分钟以下。

[0100] 如以上所述,本发明的焊接前热处理是将坡口的表面与自坡口的表面离开10~50mm的焊接前热处理深度的位置之间的区域加热到950~1050℃的温度,在该温度下保持

10~30分钟。焊接前热处理可以分为2次以上进行、利用第1次的余热,总计为10~30分钟。需要说明的是,热处理后的冷却例如为自然冷却。

[0101] (焊接后热处理条件和析出物的存在状态)

[0102] 接着对于成为本发明的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法的一环的焊接后热处理和其结果产生的组织中的析出物形态进行说明。

[0103] 本发明的焊接后热处理指的是将坡口焊接之后,将自坡口面向着母材而焊接前热处理深度以上且100mm以内的部位加热到680~750℃的温度(以下称为“焊接后热处理温度”),在该温度下保持30分以上且满足式(1)的时间的处理。

[0104] 焊接后热处理通常在(母材的相变点-20)℃以下的温度下赋予对应于板厚的时间。但是,为了发挥与母材相同的蠕变断裂强度,需要将 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出状态控制于与母材同等。另外同时,焊接后热处理具有实质上对于将焊接金属淬火而产生的硬度比较高的贝氏体组织进行回火的效果,对于防止焊接金属的脆性断裂、或熔合线的脆性断裂而言是有效的。

[0105] 本发明中,作为焊接前热处理,一次将母材加热至 $\gamma$ 区域,因此若为加热区域则母材也同样地为经过淬火原样的贝氏体组织,与铁素体相比硬度高。因此需要防止淬裂、脆性断裂、韧性降低。焊接后热处理是为了达成其所需要的热处理。即,通常为了使焊接接头的焊接金属和熔合线、有时使HAZ的高硬度组织软化而实施的焊接后热处理,在本发明中是为了也包括通过焊接前热处理而被加热至 $\gamma$ 区域的母材在内进行回火而实施。因此,基于焊接后热处理的该温度加热的深度方向的加热范围(以下称为“焊接后热处理深度”)需要为焊接前热处理深度以上。

[0106] 通常本发明对象的同质合金系的焊接金属为以焊接后热处理的温度为(母材的回火温度-20℃)以下的温度作为前提的合金设计。也就是说,焊接金属的合金以在与母材相比低温下回火时可以发挥与母材同等以上的高温强度和蠕变强度的方式设计。若相反地在高温下回火则组织回复进展、软化,因此存在高温强度降低、蠕变强度也降低的倾向。因此,焊接后热处理,需要以确保高温强度的同时蠕变强度为母材同等以上的方式严格地控制成为蠕变强化因子的析出物的存在状态。即,焊接后热处理温度过高而析出物粗化或者相反地过低而得不到充分的析出,接头的蠕变强度都不会为母材同等以上。

[0107] 因此,本发明中,通过控制析出物、尤其是长时间直至最后维持铁素体系耐热钢的蠕变强度的晶界析出物的存在状态,解决该问题。Type IV损伤如上所述由于晶界析出物的析出密度、即晶界占有率的降低而产生。即暗示,对于母材或焊接金属而言,都同样地由于另外的原因而晶界占有率降低,由此蠕变强度降低。本发明人等为了提高焊接接头的蠕变断裂强度,研究HAZ中的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出形态。其结果发现, $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径为200nm以下、基于该 $M_{23}C_6$ 型碳化物的大角度晶界的覆盖率(以下称为“晶界覆盖率”)为50%以上、并且在大角度晶界上析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均颗粒表面之间距离(以下称为“颗粒之间距离”)在焊接后热处理后的HAZ中为150nm以下是必要的。

[0108] 图7为表示HAZ中的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径与该部位的0℃的韧性值的关系的图。可知 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径超过200nm时,0℃的韧性值低于目标的27J,即使可以抑制Type IV损伤,也不能实现实用的焊接接头。

[0109] 图8为大角度晶界上的颗粒(本发明中主要为 $M_{23}C_6$ 型碳化物)的颗粒之间距离与



550℃、10万小时推定蠕变断裂强度的关系。可知颗粒之间距离超过150nm的情况下,推定蠕变断裂强度不会超过目标的100MPa。

[0110] 即,必须注意到这些析出物的形态变化来准确地确定焊接后热处理条件。

[0111] 本发明中,附加在680~750℃的温度范围保持30分钟以上的焊接后热处理是必须条件。由此,可以使包含HAZ和接头的部位的析出物形成前述所希望的形态。

[0112] 析出物的生长为温度 and 时间的函数,析出物尺寸只要处于析出温度区域内则越高温另外越长时间则析出和生长越迅速产生。因此对于温度和时间通过从扩散的观点考虑视为等价的参数导入,进一步限定本发明钢的焊接后热处理条件。若基于实验的结果则在本发明的焊接后热处理范围内以下的(1)式对于防止析出物的必要以上的粗化而言是有效的。(1)式中,T为温度(℃)、t为保持时间(小时)、Log为常用对数。

[0113]  $(\text{Log}(t)+10) \cdot (T+273) < 10539$  (1)

[0114] 图9中,对于焊接后热处理条件范围,在焊接后热处理的温度和时间关系图上記载(1)式,示出本发明中有效的温度、时间的范围。需要30分钟以上的焊接后热处理,但是极长时间的焊接后热处理导致析出物的粗化,因此实质上需要在有限的时间内实施。需要说明的是,(1)式为将假定析出物的体扩散限速生长标准、物质的扩散中的时间和温度的透过性看作固定的Larson-Miller的式子变形而成的本发明特有的析出物生长预测式子。对于(1)式中的各种常数如下确定:对于析出物的形态,在各种温度、时间条件下保持的钢材中利用透射式电子显微镜进行观察、将结果统计解析来确定上述常数。

[0115] 若处于图9的实施了划影线的范围之外,则由550℃、600℃和650℃的直至1万小时为止的蠕变试验通过Larson-Miller法推定10万小时的蠕变断裂强度而确认了:析出物的平均粒径超过200nm、或析出物的颗粒之间距离超过150nm、或这两者同时产生而焊接接头的蠕变强度降低。

[0116] 图10表示焊接后热处理温度和550℃、10万小时推定蠕变断裂强度的关系。

[0117] 可知焊接后热处理温度低于680℃或超过750℃时,蠕变断裂强度降低,没有达到作为本发明的目标值的550℃、100MPa。需要说明的是,此时的处理时间以2小时固定来比较,时间依存性如图9所示。另外,图11表示在680~750℃的范围的各种温度下进行焊接后热处理时的焊接后热处理时间与0℃时的夏比(Charpy)冲击吸收能量的关系。可知焊接后热处理,无论温度如何,若没有实施30分钟以上则不能得到必要的韧性。需要说明的是,焊接接头中韧性最容易降低的部位为晶粒直径容易变大的熔合线,因此以后焊接接头的韧性通过作为代表使用在熔合线位置切出2mm缺口而加工的冲击试验片测定得到的Charpy吸收能量代表。对于另外各部位的韧性进行说明的情况不在此例。

[0118] 图12为表示HAZ中的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径(当量圆粒径的平均值)与焊接后热处理温度的关系的图。需要说明的是,焊接后热处理温度下的保持时间设为最大10小时来实验。期间无论温度如何,几乎没有由于保持时间的变化所导致的对 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径的影响,粒径大致为温度的函数。

[0119] 如图12可知,若焊接后热处理温度超过750℃则 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径超过200nm而粗化。

[0120] 图13表示 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径与550℃、10万小时推定蠕变断裂强度的关系。可知若平均粒径超过200nm则产生Type IV损伤而推定蠕变断裂强度达不到目标值的

100MPa。需要说明的是,图中的●为具有延展性的形成通常的蠕变断裂的结果,○为呈现出Type IV损伤、低延展性断裂的例子,由其组织的电子显微镜观察结果,清楚地区别可以特定相同损伤形态的情况。

[0121] 图14表示焊接后热处理温度与HAZ的大角度晶界上 $M_{23}C_6$ 型碳化物的占有率(晶界覆盖率)的关系。这种情况下也使保持时间为30分钟~12小时来实施试验,没有显著发现析出物尺寸的时间依存性,结果晶界覆盖率也没有发现大的不同,因此图上没有示出由于时间所造成的数据的区别。温度对晶界覆盖率的影响大。

[0122] 若焊接后热处理温度超过780℃则析出物粗化如图12所示。另一方面,30分钟的焊接后热处理时,该温度下 $M_{23}C_6$ 型碳化物已经析出完成大致接近热力学的平衡值的量(特别是由C浓度决定的量),因此焊接后热处理温度的高温化使平均粒径增大的同时产生Ostward熟化而减少颗粒数(通过小的颗粒固溶、产生大型颗粒生长而界面能减少,由此组织稳定化)。即,颗粒的大型化由于小的颗粒消失而使大角度晶界上的基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的占有率减少。另一方面,低于680℃的温度时, $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出不能析出到达到热力学上的平衡量的程度,尽管颗粒尺寸小,但是颗粒之间距离反而增大,这种情况下也得不到作为充分的晶界覆盖率的50%。即,仅适当实施焊接前热处理时,即使可以实现碳化物的完全固溶,但是也仅得到不能稳定地达成材料的蠕变强度的析出物状态。

[0123] 需要说明的是,若晶界覆盖率不为50%以上则不能达成目标的蠕变强度的理由在于,作为本发明的对象钢种类的低合金铁素体系耐热钢所特有的理由。即,Cr量比较低、为7%以下的情况下,在通过“完全退火处理”生成的铁素体组织或铁素体-珠光体组织、乃至贝氏体组织或贝氏体-铁素体组织生成的大角度晶界的总长度比高Cr铁素体系耐热钢等高强度钢短。这是由于,相变时产生的内部应力低,因此形成最小组织构成单元的片粒(block grains)、或铁素体的晶粒尺寸与马氏体等内包高密度位错的该边界或晶界相比小,即,通过截面组织看压倒地小。为了应力松弛而生成的边界、晶界当然由晶格相变时产生的内部应力的大小确定,其越小则越没有必要形成边界、晶界。其典型为完全铁素体组织,新生铁素体晶界将旧 $\gamma$ 晶界作为核而生成·生长,在其内部完全没有生成边界。

[0124] 因此也暗示了,晶界析出物长时间在蠕变环境保持材料的高温强度、特别是蠕变强度后,由于晶界移动而以列状留下,为了恰似晶粒内析出物列那样维持降低位错的易动度所需的窄的颗粒之间距离,需要稳定地具有实质上与马氏体系耐热钢(即,高Cr铁素体系耐热钢)相比高的析出密度。

[0125] 如此实验上判明,通过适当的焊接前热处理和适当的焊接后热处理,可以使基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界覆盖率为50%以上。另外,如图15所示,基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界覆盖率为50%以上的HAZ中,得到母材同等的推定10万小时蠕变断裂强度,没有强度降低。产生Type IV损伤的组织因子消失,因此能够完全防止相同现象。

[0126] 另外,焊接后热处理深度限定于焊接前热处理深度以上且100mm以下。焊接后热处理的目的是HAZ的组织去除应力退火,需要对于跟生成与HAZ类似的组织的局部性的焊接前热处理的施工范围相同深度进行后热处理。最大深度限定于100mm的理由在于,HAZ自不必说,对于没有焊接前热处理的影响的部位进行焊接后热处理提供与将母材长时间连续回火相同的效果,对于完全没有关于本发明的焊接施工的热影响的部位宽范围进行加热的结果,避免高温强度降低(即,过度软化)。不会助长所谓的通常已知的SR软化。若将焊接后热

处理范围限定于100mm以下,则本发明的对象钢种类的接头的高温强度低于容许应力。这种现象与通常的焊接接头相比没有变化,但是范围限定是本发明所特有的。

[0127] 需要说明的是,以上的实验结果中,大角度晶界上的析出物的平均粒径(当量圆粒径)如下所述求出。首先对于实施了焊接后热处理之后的试验片的截面组织利用SEM进行观察,接着对于构成铁素体组织的晶界结构利用EBSD进行更详细观察。其中,将所邻接的晶体取向差为 $15^\circ$ 以上、并且邻接晶体取向之间的共通旋转轴系的角度为马氏体相变时选择的、片晶界特有的衍射角、即 $54^\circ$ 和 $60^\circ$ 、以及 $16^\circ$ 的情况描绘于附带EBSD的SEM上,将其作为“片晶界(大角度晶界)”。基于该大角度晶界上析出的碳化物(本发明钢中,在热处理完成状态下仅析出 $M_{23}C_6$ 型碳化物)的析出物的1万倍的电子显微镜照片,在照片上确定截面上的颗粒的直径。

[0128] 1万倍的图像照片在一个接头的热影响区观察5个视野以上,对于其所有颗粒测定析出物的截面积,假定其全部为圆,由面积倒算而作为当量圆直径。

[0129] (部分的焊接前热处理的特征)

[0130] 本发明的特征之一在于,通过焊接前热处理,防止HAZ中的碳化物的不完全固溶。

[0131] 对于材料整体进行焊接前热处理,也可以得到与本发明同等的效果,但是对于大型的压力容器整体进行焊接前热处理从炉子的容量、加热能力的观点考虑不实用,需要非常高的成本,不能成为现实上的解决对策。

[0132] 另一方面,若如本发明那样为部分地能够实现碳化物的完全固溶的部分热处理则虽然取决于热处理装置的加热方法,但是例如若使用高频加热装置或通电加热装置等则简便且短时间结束处理,可以显著抑制成本,能够成为现实上的对策技术。

[0133] 但是,利用“局部加热”进行的热处理在任意情况下都具有共通的“中间温度加热”的问题。即,若仅将对象的部位加热到目标的温度则在与该范围邻接的部位,生成被加热到比目标温度低的温度带的中间温度区域。因此,需要总是考虑到产生不出现目的的组织、效果的部位的可能性、和在低温部位产生特殊的组织变化的可能性。但是,本发明的情况下,实验上证实不会产生这种问题。

[0134] 焊接前热处理在 $950\sim 1050^\circ\text{C}$ 下实施的情况下,其邻接部位被再加热到 $950^\circ\text{C}$ 以下的温度带,也存在生成Type IV损伤的被加热到 $Ac_3$ 点之上的温度的部位。该部位被假定产生由于碳化物的不完全固溶所导致的粗化的可能性。

[0135] 但是,本来Type IV损伤的原因在于,短时间暴露于这种 $\alpha\rightarrow\gamma$ 相变点之上的温度、相变为 $\gamma$ 相、因此碳化物短时间部分地固溶于母相中,在没有完全固溶中被冷却,而生成未固溶碳化物。未固溶碳化物由于此后的焊接后热处理而粗化。另外,此时产生的再结晶 $\gamma$ 晶粒的晶界位置生成于与旧 $\gamma$ 晶界位置不同的部位,因此不完全固溶碳化物的粗化在新生成的与旧 $\gamma$ 晶界完全不同的部位产生。因此,晶界上的析出密度降低,不能实现长时间的列状碳化物析出,形成比较无规的粗大碳化物,位错的易动度相对升高。

[0136] 此时的被加热到相变点之上的部位的保持时间在多次加热的情况或一次加热的情况都单独或总计至多10秒左右的时间。因此,产生前述那样的碳化物的未固溶(不完全固溶),达到再析出时的粗化的同时,在最初的旧 $\gamma$ 的晶界上析出的碳化物在焊接热影响区不能析出于通过再次相变而产生的新生旧 $\gamma$ 晶界,在晶粒内留下。

[0137] 考察以上现象可知,若相反地赋予充分的保持时间则即使为相变点之上的温度,

也不会产生成为TYPE IV损伤的原因的未固溶碳化物的生成、即碳化物的不完全固溶。这通过本发明人等在实验上确认。对于这种相变点之上的温度下的碳化物固溶所需要的时间,假定改变各种保持时间而加热到相变点之上的试验片的利用TEM得到的组织照片中在视野中 $M_{23}C_6$ 型碳化物大致消失的时间的情况下,在本发明钢那样的低合金铁素体系耐热钢中,依存于最高加热温度而存在稍微变动,但是如图3所示可知大致为10分钟。即,如果作为用于防止焊接热影响区中的碳化物的不完全固溶的焊接前热处理,被加热到 $Ac_3$ 点之上10分钟以上,则在该部位,碳化物完全固溶,因此不会产生Type IV损伤。

[0138] 另一方面,既然自坡口面加热钢材,那么热影响宽度随着时间推移而自坡口面扩大到钢材内部,暴露于相变点之上的部位依次向钢材内部移动,残留总是产生短时间加热的部位的可能性。

[0139] 因此单纯地对于坡口面实施部分加热的情况下,必须注意这种热影响区移动的现象。如果热影响区不断地向着钢材内面移动则由于焊接前热处理而在加热前端部位形成新的Type IV损伤的产生组织。

[0140] 因此对于形成 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变的相变点温度的部位的位置的移动行为,使用150mm厚度的钢板进行调查。图16表示温度传播状态测定用试验体的示意图。首先自钢板的加热端面17以1mm间距开自钢板表面达到钢板的板厚中心位置的0.5mm的孔,在该孔底接合热电偶。接着,填充 $Al_2O_3$ 粉末堵塞所开口的温度测定用孔,防止热自测定用孔散逸。并且自端部利用高频感应加热装置加热,连续加热以使表层面总是为 $950^\circ C$ (本发明的焊接前热处理的下限温度),利用各热电偶调查温度的传播行为。

[0141] 图16所示的试验片16的自加热端面17到达用于设置温度测定用热电偶19的板厚中心21的孔18沿着板的长度方向20正好在位置宽度中心部分22排列。其中,自加热端面17为30mm的位置(作为焊接前热处理范围的代表性的深度位置选定)的温度的经时变化如图17所示。图17的横轴为“加热时间”、即自升温开始时点的经过时间,与“保持时间”(对象部位达到设定温度后经过时间)不同。加热到 $950^\circ C$ 的情况下,通过利用自加热端面的热传递进行的加热而30mm位置的温度大致恒定为约10秒后,此后超过表1的钢的 $Ac_3$ 相变点 $880^\circ C$ 而温度缓慢升高,但是可知仅发现几乎没有发现变化的程度的小的升高。

[0142] 由此认为,仅自钢板的一端面通过热传递供给热的情况下,10分钟后确定大致由材料的热传递系数确定的温度梯度,接近于与相对于线能量而钢材充分长的情况下无限远方假定为 $0^\circ C$ 的温度曲线符合的温度分布。即意味着,离开30mm以上的部位中,虽然最高加热温度自 $900^\circ C$ 左右缓慢降低,但是温度不会升高到更高。

[0143] 在 $Ac_1$ 点以下的温度下,在固定的温度梯度下暴露10分钟以上的部位中,由于不会被加热到 $Ac_1$ 点以上的温度,因此不会产生碳化物的短时间的分解固溶现象,因此完全不会产生未固溶碳化物的残留、即作为碳化物的部分固溶的不完全固溶,因此即使产生由于母相的位错密度减少所导致的软化,也没有产生Type IV损伤的余地。被保持于 $Ac_1$ 点与 $Ac_3$ 点的中间温度的部位中,仅组织形成二相,其为作为最高加热温度的函数而改变比率的状态,其中,形成 $\gamma$ 相的部位中,产生碳化物的分解固溶,但是若温度分布没有变化则完全产生 $\gamma$ 相中的碳化物的分解固溶,没有发现不完全固溶。即,即使在二相共存温度区域、也不会产生作为Type IV损伤的原因组织的碳化物的不完全固溶组织。

[0144] 对于以上的现象,将图16所示的钢板试验片的坡口端面加热到 $950^\circ C$ ,记录仅保持

1分钟、5分钟、10分钟、20分钟、30分钟这6个条件的时间时的各位置的热电偶指示温度,将其看作自坡口面起深度方向位置的温度分布,由此确认了温度变动的样子。结果如图18所示。图中同时示出自坡口面30mm的位置和 $A_{c_3}$ 相变点温度。

[0145] 10分钟以上的加热时,温度分布几乎没有变化。深度方向的排热和自坡口面的线能量在经过10分钟后大致进行单位面积的换算来平均,在该时间带没有变动。

[0146] 因此,实质上对于TYPE IV损伤而言,在本发明所示的钢成分中,将坡口端面加热到 $950\sim 1050^{\circ}\text{C}$ 、并且直至30mm深度的范围为止在该温度下保持10分钟以上的情况下,即使考虑到焊接时的母材熔入和HAZ的宽度变化、也可以确认不会产生。需要说明的是,即使加热坡口面的温度为 $1050^{\circ}\text{C}$ (本发明的焊接前热处理的上限温度)的情况下,虽然加热范围扩展,但是得到相同效果,是更有效的。

[0147] 需要说明的是,得到以上那样的温度分布的稳定状态是限于看作钢材的容积充分大、自加热端面起热的扩散方向充分长的情况。不仅是坡口面、还加热包含其它面在内更宽范围或整体的情况下,钢材的温度分布不会形成稳定状态,形成 $\alpha\rightarrow\gamma$ 相变点附近温度的部位不断地移动,因此未必保证前述的固定的场所被连续加热到相同温度10分钟以上。因此,为了必定实现这种稳定状态,以对于作为散热器的母材赋予稳定状态的温度分布作为目的,优选可以加热的表面积为全部对象构件的30%以下。此时,可以抑制对于自坡口离开的位置进行加热而不能保持稳定的温度分布。

[0148] 存在控制这种温度分布的稳定状态而自加热面离开的位置的温度被保持恒定的期间的试验结果是通过本发明首次可知。另外,预计这种效果,对于前述焊接前热处理深度的最大值附加限制。

[0149] 另外,进而即使仅对于坡口面进行焊接前热处理的情况下,也会由于实质上钢材由有限的尺寸形成,因此不能维持无限远方为 $0^{\circ}\text{C}$ 的理想模型的环境,由于因热传递而自钢材的侧面、或坡口的相反侧的端面的反射热,温度分布不是稳定状态。即,不能再现图17。为了实现温度分布的稳定状态,优选母材的长度(与进行加热的端面垂直方向的尺寸)为焊接前热处理深度的3倍以上。

[0150] 即使充分确保形成散热器的区域,既然为有限的尺寸,那么若连续长时间加热则存在不能维持稳定状态的可能性。为了可以使温度分布切实地形成稳定状态,使保持时间的上限为30分钟。保持时间的上限更优选为25分钟、进一步优选20分钟。

[0151] 需要说明的是,这种热传递的稳定状态若假定散热器的容积则可以通过一维差分法、FEM解析在三维上计算。对于切实地发挥本发明而言是有效的,另外也能够提高本发明的效果,因此优选。

[0152] 有效利用以上那样的温度分布稳定状态来防止Type IV损伤的技术没有先例。需要说明的是,在高B钢中,有效利用不会生成细粒区域的化学成分来防止由于局部热处理所导致的Type IV损伤,因此无需对于温度分布的稳定状态进行确认,另外无需有效利用相同状态。进而,此时需要添加B 80ppm以上,使用利用了添加B的钢中存在于显著的板条边界的残留 $\gamma$ 的组织记忆效果,但是相反地在母材或实施了焊接前热处理的部位,残留 $\gamma$ 少,但是存在残留的可能性,存在韧性容易降低的倾向(日本特开2016-14178号公报和日本特开2016-130339号公报)。本发明中,添加B时的上限为50ppm,由此对象钢种类不同,并且没有有效活用利用残留 $\gamma$ 实现的记忆效果。为此本发明人等另外实验上确认了,作为组织,细粒

区域生成于HAZ外缘,但是晶粒直径对于铁素体系耐热钢的蠕变特性完全没有影响。因此,HAZ的组织也不同、进行控制的因子仅为析出碳化物的状态,因此为不同的技术。

[0153] 由于可以消除残留 $\gamma$ 存在的担心,本发明与添加B 80ppm以上的情况相比,具有韧性优异的优点。

[0154] 需要说明的是,本发明的铁素体系耐热钢焊接结构体优选焊接前热处理的实施宽度或长度为结构体的宽度或长度的50%以下(如上所述,若连温度分布的稳定状态也考虑到则更优选为1/3以下)。实施了焊接前热处理的部位可以如以下所述区分。

[0155] 与“焊接前热处理的实施宽度或长度”相比,“焊接后热处理实施宽度或长度”小的情况下,所得到的结构体存在没有析出 $M_{23}C_6$ 型碳化物的区域。因此,存在没有析出 $M_{23}C_6$ 型碳化物的区域的情况下,该区域可以判断为是否实施了焊接前热处理的边界。

[0156] 另一方面,即使对于没有实施焊接前热处理的部位实施焊接后热处理,也不能将基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界覆盖率提高至50%以上。因此,与“焊接前热处理的实施宽度或长度”相比,“焊接后热处理实施宽度或长度”大的情况下,是否实施了焊接前热处理的边界可以通过基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界覆盖率是否为50%以上判断。

[0157] 需要说明的是, $M_{23}C_6$ 型碳化物的有无、基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界覆盖率如上所述可以通过电子显微镜观察或TEM解析中的透射电子束衍射图案解析来确认。

[0158] 另外,实施了焊接后热处理的部位的边界可以通过贝氏体组织的板条结构的有无来识别。即,在实施了焊接前热处理的部位及其附近,自与母材相比低温进行淬火,因此淬硬性降低。因此实施了焊接前热处理的部位及其附近,板条的发达弱,若在该部位实施焊接后热处理则板条结构消失。板条结构的有无可以通过TEM或EBSD容易地判定。

[0159] 图19为具有板条结构的组织的电子显微镜图像。图20为板条结构消失的组织的电子显微镜图像。图19中,组织受到与HAZ相同的热历程、而发现自纸面的左上在右下平行延伸的板条边界。图20中,对于图19的组织进行焊接后热处理结果,板条边界消失,变化为形成大致各向同性的颗粒的被称为亚晶粒的组织。

[0160] 本实施方式的铁素体系耐热钢焊接结构体中,仅对于结构体的一部分实施焊接后热处理。因此,本实施方式的铁素体系耐热钢焊接结构体具备具有板条结构的部分、和不具有板条结构的部分。根据本实施方式,与对于结构体整体实施焊接后热处理的情况相比,可以降低成本的同时现场施工性提高。另外,与对于结构体的整体实施焊接后热处理的情况相比,可以抑制组织的软化,因此可以提高高温强度和所希望的蠕变强度。

[0161] 接着对于本发明的耐热钢的化学成分进行说明。需要说明的是,各元素的含量的“%”指的是“质量%”。

[0162] C:0.08~0.15%

[0163] C为通过固溶强化而提高材料的强度、形成作为本发明中重要的析出物的碳化物 $M_{23}C_6$ 的元素。本发明中,为了通过前述碳化物提高蠕变断裂强度而添加C 0.08%以上。为了提高析出强化能力,优选添加0.09%以上的C。另一方面,若C量过多则析出物变得粗大,HAZ中的基于析出物的晶界覆盖率反而降低,因此C量为0.15%以下。另外,若C量多则在晶界生成的碳化物的粗化变快、蠕变断裂强度有可能降低,因此进一步优选C量为0.14%以下。

[0164] Si:0.02~0.45%

[0165] Si为脱氧元素,添加0.02%以上。为了提高脱氧的效果,优选添加0.10%以上的

Si。另外, Si对于耐氧化性提高而言是有效的, 更优选添加0.20%以上。另一方面, 若添加超过0.45%的Si则存在含有Si的氧化物形成脆性断裂的起点而损害韧性的情况。另外, 过量的Si的添加, 占有所固溶的Mo或W的晶格占有位置而促进 $\text{Fe}_2\text{Mo}$ 或 $\text{Fe}_2\text{W}$ 的析出、蠕变断裂强度有可能降低。因此Si量为0.45%以下。为了提高韧性, Si量优选为0.40%以下、更优选0.35%以下。

[0166] Mn:0.40~0.80%

[0167] Mn为脱氧剂, 本发明中添加0.40%以上。若脱氧不充分则韧性降低, 因此优选添加0.45%以上的Mn。另一方面, Mn为奥氏体生成元素, 提高位错的易动度而局部地使组织回复加速, 因此若过量添加则蠕变特性劣化。本发明中, 为了确保蠕变强度, Mn为0.80%以下。为了进一步提高蠕变断裂强度, 优选Mn量为0.70%以下、更优选不足0.60%。

[0168] Cr:1.0~7.0%

[0169] Cr为提高钢材的淬硬性、作为碳化物使钢材析出强化的重要元素。为了在500℃以上的温度下提高蠕变断裂强度, 确保以Cr为主体的 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型碳化物的量、早期提高晶界覆盖率是必要的, 本发明中, 添加1.0%以上。若考虑到耐水蒸气氧化特性则优选添加2.0%以上的Cr。另一方面若过量添加Cr则550℃以上的高温下 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型碳化物的粗化加速, 蠕变特性劣化, 因此Cr量为7.0%以下。另外, 由于自然冷却而形成马氏体组织, 加工性能降低, 因此Cr量优选为6.0%以下、更优选的添加量为6.50%以下。

[0170] Mo:0.20~1.10%

[0171] Mo在短时间的蠕变环境中作为 $\text{Mo}_2\text{C}$ 形态的碳化物以针状在晶粒内析出, 具有通过晶粒内的强化(位错的易动度的表观降低)来提高蠕变强度的效果。 $\text{Mo}_2\text{C}$ 自身几乎不会对大角度晶界析出, 与 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 型碳化物的强化中的相互作用小。为了提高蠕变断裂强度而添加0.20%, 为了进一步提高晶粒内强化能力(本强化机理存在500℃以下的环境中非常显著地表现出, 与晶界强化相比增大的情况)而优选添加0.40%以上。另一方面, 若过量添加Mo则由于作为 $\text{Mo}_6\text{C}$ 型碳化物在晶界以薄膜状析出而显著的晶界脆化、和吸收存在于晶界的所有的其它碳化物而使晶界覆盖率降低、同时晶界上的颗粒之间距离扩大、蠕变强度降低, 因此Mo量为1.10%以下。想要进一步提高长时间蠕变强度的情况下, 更优选严格控制于1.05%以下的添加。

[0172] N:0.003~0.020%

[0173] N为形成氮化物的元素, 为具有主要析出VN而提高晶粒内的蠕变变形阻力(赞成降低晶粒内的位错的表观的易动度)作用的元素。为了享受这种效果, 作为最低限的量, 含有N0.003%以上。另外, 自耐火物等混入的Al与N结合, 有可能不能充分确保用于VN生成的N量。若考虑到这种情况则N量优选添加0.050%以上。但是若N量超过0.020%则VN反而粗化、或者产生AlN的粗大析出而失去N的添加效果, 因此上限为0.020%。另外, N为由于中子的照射而放射化、使钢脆化的元素, 因此将耐热钢用于原子能发电的设备等时, 优选N量为0.010%以下。

[0174] Nb:0.005~0.08%

[0175] Nb在晶粒内作为NbC型碳化物析出而有助于晶粒内的析出强化。若与VN复合析出则可以进一步有效地抑制位错的活动。通过0.005%添加而显现效果。为了有效利用更稳定的NbC碳化物、例如获得高温强度, 优选添加0.010%以上。进一步优选的添加下限为



0.020%。其添加上限值从防止由于早期粗化所导致的蠕变强度降低的观点和由于该碳化物所导致的韧性降低的观点考虑,为0.08%。

[0176] 在重视韧性的石油化学设备等中,从抑制由于NbC所导致的脆性裂纹传播促进的观点考虑,优选添加量限制为0.07%以下。另外,使NbC微细且均匀地分散而期待与前述VN的复合析出效果大的情况下,更优选Nb量为0.06%以下。

[0177] V:0.005~0.40%

[0178] V为低Cr铁素体系耐热钢的情况下,与N结合而生成氮化物的同时作为VC析出,主要在晶界析出通过晶界的移动抑制、组织回复延迟而有助于蠕变强度提高。添加0.005%时,VN的析出自500℃、5000小时发现,VC自初期存在于晶界上而有助于蠕变强度提高。为了也有效地得到与NbC的复合析出强化,优选添加0.010%以上、进一步优选0.015%以上。本发明的对象的铁素体系耐热钢为大角度晶界的析出强化是主体,晶粒内强化的效果在长时间侧倒是不会。因此对于V的添加效果而言,作为VC的晶界析出强化的效果大。但是,若超过0.40%来添加则长时间蠕变环境下,在晶粒内相变为 $(V,Nb)_2N$ 这样的生长快的Z相,蠕变强度倒是有可能降低,因此进行添加时的上限值为0.40%。另外,若VC粗化则导致韧性降低。因此从防止韧性劣化的观点考虑进行添加的情况下,优选为0.38%以下。更优选的V量为0.35%以下。

[0179] 本发明中,自废料等冷铁源、耐火物作为杂质混入的Al、B的含量限制为以下的范围。

[0180] Al:不足0.025%

[0181] Al在本发明中有时作为脱氧材料发挥功能,但是主要大多与N结合、作为AlN析出。AlN粗大且针状地在晶粒内析出而对强化没有贡献。因此由于粗大,从韧性的观点考虑限制为不足0.025%。如前文所述作为脱氧剂,具有降低钢中氧浓度的作用,但是以添加V的钢作为对象的本发明中,抑制VN的析出、蠕变强度提高效果大,因此越低越优选,0.020%以下为进一步合适的范围。另外对于韧性要求严格的环境的压力容器而言进一步优选为0.015%以下。

[0182] B:不足0.005%

[0183] B通常在制造含有B的钢后经过相同的制钢工序而制造本发明的对象钢种类时有可能主要自耐火物混入。B自身虽然提高钢的淬硬性,但是在如本发明那样添加氮的钢种类中,存在生成BN而使韧性劣化的情况,因此将含量限制为不足0.005%。添加B的钢存在过度升高Cr钢的淬硬性的情况,由于促进即使室温下也稳定的残留 $\gamma$ 生成于板条边界的现象、并且在残留 $\gamma$ 中富集而将其稳定化,即使高温下进行回火、残留 $\gamma$ 也有可能不容易分解。残留 $\gamma$ 在钢材的冲击试验时在裂纹前端的应力集中处进行应变诱发相变,虽然为微细但是相变为马氏体组织,有可能导致该部分的脆化,因此优选为0.004%以下。进而在韧性要求严格的环境下更优选为0.003%以下。

[0184] 另外,本发明中,P、S、O由于为杂质,因此含量如下所述限制。

[0185] P:不足0.020%

[0186] P由于在晶界偏析、助长晶界断裂而使韧性降低,因此含量限制为不足0.020%。

[0187] S:不足0.010%

[0188] S与Mn结合、为了防止由于粗大的MnS的形成所导致的韧性降低,含量限制为不足



0.010%。

[0189] O:不足0.010%

[0190] O由于形成成为脆性断裂的起点的氧化物的簇(cluster)、使韧性降低,因此含量限制为不足0.010%。

[0191] W:0%以上且不足1.5%

[0192] Ti:0~0.12%

[0193] 本发明中,根据需要也能够添加形成碳化物的W、Ti,这在本发明中是合适的。W和Ti都在钢中构成MC型碳化物的M而在晶粒内析出。因此,没有示出晶界析出那么强的蠕变强度提高效果,但是具有使位错的表观的易动度降低的效果。W在WC形单一成分中与C的亲合力不高,因此随着析出而一部分置换NbC、或VC的过渡性元素部分来析出。Ti单独作为TiC析出,由此都同样地有助于晶粒内析出强化。W由于原子量大而添加0.5%以上时显现效果。若添加1.5%以上则此次以降低热加工性的 $\alpha$ 相的形式析出,特别是在热加工中的偏析部位析出的情况下,有可能产生热裂,因此添加量限制为不足1.5%。对于韧性要求严格的压力容器而言,需要严格控制为1.40%以下,这是更优选的。

[0194] Ti作为TiC析出的情况下,在本发明的对象钢种类中,与碳的亲合力没有Nb或V那么高,添加0.05%以上时显现效果。另一方面,若超过0.12%来添加则形成粗大的TiC而形成脆性断裂的起点,韧性有可能降低,因此上限值为0.12%。对于韧性要求严格的压力容器而言,应该为0.10%以下的添加量,对于韧性提高而言优选。更优选的上限值为0.08%。

[0195] 进而,本发明中,为了控制氧化物、硫化物等夹杂物的形态,优选添加Ca、Mg、Y、Ce、La中的1种或2种以上。

[0196] Ca、Mg:0~0.0050%

[0197] Y、Ce、La:0~0.0500%

[0198] Ca、Mg、Y、Ce、La为用于硫化物的形态控制的元素,为了抑制由于MnS所导致的热加工性、韧性的降低,优选添加1种或2种以上。特别是为了在板厚中心部中防止在轧制方向延伸的MnS的生成,优选Ca和Mg添加0.0003%以上,Y、Ce、La添加0.010%以上。另一方面,Ca、Mg、Y、Ce、La为强力的脱氧元素,若过量添加则生成氧化物的簇,有可能使韧性降低。因此,对于Ca、Mg而言,为0.0050%以下,对于Y、Ce、La而言为0.0500%以下。为了提高韧性,优选Ca、Mg为0.0040%以下,Y、Ce、La为0.0300%以下,Y、Ce、La进一步优选为0.0200%以下。

[0199] 上述的本实施方式和其它实施方式中,上述元素以外的余量实质上由Fe组成,可以微量添加以不可避杂质为代表、不会损害本发明作用效果的元素。

[0200] 接着对于本发明的铁素体系耐热钢焊接结构体的制造方法中的热加工方法进行说明。

[0201] 具体而言,将具有上述化学组成的钢坯加热到 $A_{c3}$ 点~1200℃,进行热轧例如形成板厚5mm以上的钢板。然后在上述那样条件下实施坡口加工、焊接前热处理、焊接、以及焊接后热处理,由此可以制造本发明的铁素体系耐热钢焊接结构体。钢管的情况下,也加热到 $A_{c3}$ 点~1200℃,进行热锻或热挤出,或者实施热成形轧制(无缝轧制)而形成管状的成形品。这些钢管若将端部对接、附加本发明的焊接前热处理则得到不会产生Type IV损伤的焊接接头,可以形成铁素体系耐热钢焊接结构体。对于钢板也可以同样地形成压力容器。

[0202] 以上对于本实施方式的铁素体系耐热钢焊接结构体及其制造方法进行了说明,但

是本发明中,坡口形状即使没有特别限定,也可以充分发挥本发明的效果。即,除了本实施方式中说明的“V坡口”之外,可以根据用途、尺寸等适当选择“X坡口”、“I坡口”、“K坡口”等。

[0203] 另外,对于焊接方法而言,适当选择或组合使用来适用电弧焊、非活性气体气氛电弧焊、电子束焊、激光焊接、电阻焊、搅拌摩擦焊、点焊、液相扩散接合等凡是产生焊接热影响区、有可能产生Type IV损伤的焊接、接合方法的所有情况下,本发明的“焊接前热处理”是有效的,可以切实地防止Type IV损伤。

[0204] 实施例

[0205] 以下通过实施例对于本发明进行更详细说明。需要说明的是,以下所示的实施例中的条件是为了确认本发明的实施可能性和效果而采用的条件例,本发明不被该条件例所限定。另外,本发明只要不会脱离本发明的主旨、达成本发明的目的则能够采用各种条件。

[0206] 通过具有利用电炉进行的熔解、或钢铁一贯作业工序的制造工艺,将具有表3及表4所示的化学成分的钢,以50kg~150t的规模熔解-铸造而形成钢锭或铸造板坯。接着,通过热轧或热锻将该钢锭或板坯热加工为作为必要形状的钢管或钢板的形状。然后在950~1050℃的温度范围进行加热,一部分直接在炉子中冷却而形成“完全退火”状态,得到铁素体组织或铁素体-珠光体组织。另外一部分通过在该温度下保持10分钟以上进行自然冷却的“正火”,在钢中形成贝氏体组织,接着在680~770℃的温度范围进行30分钟以上回火,由此组织形成“回火贝氏体”组织或贝氏体+铁素体(在Cr<2.0的情况下多)的二相钢。进而,根据需要实施将钢管或钢板再加热到回火温度以下的温度而实施的热加工或冷加工,得到所希望的最终形状。表6示出所得到的结构体的最终形状(“钢管”或“压力容器用钢板”)。

[0207] [表3]

[0208] 表3(接着表4)

钢 编号	化学成分(单位为mass%、余量为Fe和杂质)									
	C	Si	Mn	Cr	P	S	Mo	Nb	V	N
1	0.125	0.03	0.51	4.31	0.0138	0.0041	0.26	0.052	0.249	0.0091
2	0.116	0.03	0.49	6.80	0.0137	0.0045	0.48	0.064	0.347	0.0170
3	0.088	0.03	0.46	5.50	0.0139	0.0032	0.34	0.065	0.127	0.0146
4	0.095	0.03	0.59	3.91	0.0151	0.0013	0.86	0.072	0.199	0.0106
5	0.140	0.04	0.50	6.41	0.0076	0.0045	0.85	0.063	0.179	0.0121
6	0.129	0.03	0.53	3.69	0.0083	0.0029	0.29	0.008	0.150	0.0155
7	0.114	0.03	0.61	5.02	0.0012	0.0078	0.84	0.069	0.251	0.0170
8	0.091	0.03	0.58	5.84	0.0152	0.0082	0.64	0.010	0.315	0.0076
9	0.106	0.03	0.58	6.45	0.0111	0.0034	0.40	0.059	0.304	0.0186
10	0.082	0.02	0.58	5.63	0.0017	0.0032	0.62	0.046	0.321	0.0099
11	0.117	0.03	0.58	4.63	0.0014	0.0068	0.84	0.007	0.036	0.0166
12	0.121	0.03	0.71	2.32	0.0071	0.0051	0.82	0.072	0.231	0.0175
13	0.117	0.03	0.46	4.05	0.0064	0.0047	0.93	0.059	0.377	0.0035
14	0.105	0.03	0.41	6.48	0.0159	0.0063	0.33	0.050	0.106	0.0200
15	0.080	0.04	0.54	6.45	0.0038	0.0049	0.76	0.014	0.285	0.0189
16	0.083	0.03	0.50	6.16	0.0079	0.0021	0.61	0.065	0.326	0.0058
17	0.127	0.04	0.67	4.88	0.0143	0.0023	0.89	0.070	0.195	0.0062
18	0.096	0.02	0.73	5.04	0.0082	0.0041	0.76	0.063	0.349	0.0106
19	0.096	0.02	0.57	6.78	0.0086	0.0035	0.92	0.043	0.292	0.0067
20	0.143	0.04	0.45	5.53	0.0041	0.0040	0.50	0.072	0.106	0.0183
21	0.089	0.03	0.75	3.71	0.0042	0.0085	0.98	0.042	0.077	0.0036
22	0.121	0.03	0.58	5.94	0.0046	0.0027	0.43	0.043	0.189	0.0072
23	0.126	0.02	0.69	1.45	0.0099	0.0039	0.26	0.066	0.058	0.0134
24	0.131	0.04	0.49	5.34	0.0063	0.0012	0.82	0.044	0.294	0.0147
25	0.095	0.03	0.55	5.65	0.0023	0.0059	0.65	0.022	0.342	0.0150
26	0.140	0.02	0.52	4.08	0.0081	0.0044	0.33	0.029	0.209	0.0096
27	0.096	0.02	0.52	2.70	0.0106	0.0057	0.95	0.037	0.088	0.0152
28	0.139	0.03	0.62	1.75	0.0059	0.0011	0.93	0.006	0.302	0.0174
29	0.141	0.04	0.53	1.14	0.0136	0.0088	0.43	0.074	0.136	0.0171
30	0.102	0.03	0.66	4.58	0.0097	0.0061	0.83	0.015	0.085	0.0152
31	0.105	0.03	0.67	2.23	0.0103	0.0081	0.55	0.028	0.291	0.0033
32	0.116	0.02	0.44	5.80	0.0026	0.0037	0.70	0.034	0.088	0.0064
33	0.129	0.04	0.75	5.61	0.0084	0.0074	0.76	0.030	0.044	0.0114
34	0.116	0.03	0.63	6.16	0.0020	0.0025	0.50	0.029	0.061	0.0155
35	0.103	0.02	0.46	2.46	0.0109	0.0031	0.49	0.006	0.306	0.0051
36	0.135	0.03	0.71	2.41	0.0090	0.0086	0.21	0.007	0.323	0.0034
37	0.095	0.03	0.73	6.24	0.0131	0.0073	0.86	0.056	0.189	0.0118
38	0.119	0.04	0.51	4.81	0.0037	0.0021	0.42	0.072	0.243	0.0160
39	0.131	0.04	0.53	1.82	0.0108	0.0051	0.64	0.053	0.121	0.0041
40	0.101	0.02	0.53	3.33	0.0037	0.0040	1.04	0.034	0.244	0.0153
41	0.119	0.03	0.66	1.27	0.0075	0.0014	0.23	0.054	0.187	0.0155
42	0.137	0.02	0.56	3.05	0.0084	0.0019	1.02	0.007	0.106	0.0052
43	0.101	0.02	0.51	5.18	0.0077	0.0062	0.98	0.009	0.140	0.0091
44	0.142	0.04	0.59	3.47	0.0156	0.0071	0.47	0.007	0.294	0.0183
45	0.108	0.03	0.64	5.47	0.0109	0.0080	0.85	0.048	0.167	0.0129
46	0.084	0.03	0.59	1.11	0.0089	0.0077	0.36	0.019	0.169	0.0118
47	0.100	0.03	0.50	3.53	0.0138	0.0085	0.43	0.026	0.072	0.0143
48	0.100	0.03	0.73	3.95	0.0075	0.0062	0.85	0.023	0.125	0.0199
49	0.098	0.03	0.43	6.11	0.0050	0.0037	0.53	0.071	0.029	0.0183
50	0.145	0.03	0.51	4.43	0.0117	0.0066	0.81	0.012	0.185	0.0163

[0209]

[0210] [表4]

[0211] 表4(表3的后续)

[0212]

钢 编号	化学成分(单位为mass%、余量为Fe和杂质)									
	W	Ti	Ca	Mg	Y	Ce	La	Al	B	O
1								0.019	0.0032	0.0055
2								0.010	0.0035	0.0068
3								0.019	0.0037	0.0075
4								0.006	0.0001	0.0030
5								0.014	0.0018	0.0060
6								0.001	0.0024	0.0059
7								0.004	0.0016	0.0064
8								0.020	0.0016	0.0082
9								0.018	0.0047	0.0046
10								0.001	0.0030	0.0033
11								0.014	0.0007	0.0022
12								0.015	0.0021	0.0036
13								0.006	0.0019	0.0069
14								0.019	0.0023	0.0027
15								0.007	0.0011	0.0030
16								0.014	0.0041	0.0086
17								0.005	0.0003	0.0034
18	1.41							0.010	0.0002	0.0097
19	1.33	0.060	0.0014					0.015	0.0018	0.0063
20		0.053		0.0020				0.010	0.0045	0.0086
21	1.22	0.068			0.0196			0.006	0.0010	0.0078
22						0.0229		0.022	0.0040	0.0065
23							0.0264	0.003	0.0021	0.0032
24		0.065	0.0043	0.0004				0.004	0.0009	0.0040
25	1.18	0.083		0.0008	0.0213			0.011	0.0024	0.0076
26						0.0389	0.0109	0.016	0.0015	0.0067
27	1.14		0.0035				0.0427	0.015	0.0047	0.0098
28	1.11	0.046	0.0013			0.0223		0.014	0.0047	0.0041
29			0.0008		0.0399			0.010	0.0012	0.0030
30	1.03	0.107	0.0028	0.0022			0.0192	0.014	0.0036	0.0081
31		0.021		0.0031		0.0433		0.002	0.0029	0.0004
32	1.06		0.0021		0.0119			0.015	0.0016	0.0094
33	1.16	0.021			0.0121		0.0354	0.003	0.0044	0.0034
34		0.083		0.0036			0.0350	0.005	0.0003	0.0012
35	1.11		0.0047			0.0232		0.006	0.0047	0.0062
36		0.079		0.0017	0.0334	0.0166		0.009	0.0019	0.0063
37	1.29	0.047	0.0027	0.0009	0.0421			0.005	0.0031	0.0031
38	1.21		0.0024	0.0037			0.0276	0.008	0.0040	0.0008
39		0.056	0.0042			0.0203	0.0390	0.021	0.0001	0.0062
40	1.44	0.048			0.0373	0.0411	0.0320	0.007	0.0015	0.0024
41			0.0026	0.0021	0.0334	0.0429	0.0373	0.018	0.0004	0.0039
42	1.32	0.112						0.006	0.0029	0.0042
43		0.047	0.0012	0.0035	0.0307		0.0442	0.009	0.0013	0.0028
44	1.14					0.0247	0.0261	0.019	0.0001	0.0060
45		0.057	0.0020		0.0167		0.0378	0.013	0.0016	0.0005
46	1.28					0.0170		0.006	0.0005	0.0056
47	1.22	0.021	0.0024				0.0386	0.010	0.0007	0.0066
48		0.096	0.0023	0.0042	0.0114		0.0309	0.018	0.0031	0.0097
49			0.0042		0.0140			0.018	0.0018	0.0054
50	1.16	0.031	0.0015	0.0038		0.0434	0.0352	0.004	0.0043	0.0014

[0213] [表5]

[0214] 表5(接着表6)

钢 编 号	焊 接 方 法	焊接前热处理				焊接后热处理		
		保 持 时 间 (分 钟)	温 度 (°C)	深 度 (宽 度) (mm)	施 工 面 积 率 (%)	温 度 (°C)	保 持 时 间 (分 钟)	TTP
1	GTAW	15	950	33	18	690	30	9340
2	GTAW	15	955	33	18	690	60	9630
3	GTAW	15	955	35	13	690	60	9630
4	GTAW	15	955	35	13	690	60	9630
5	GTAW	15	980	35	12	690	60	9630
6	GTAW	15	980	35	18	700	60	9730
7	GTAW	20	980	35	19	700	60	9730
8	GTAW	20	980	35	15	700	120	10023
9	GTAW	20	980	35	15	700	120	10023
10	GTAW	20	980	35	15	740	120	10435
11	GTAW	12	1020	32	15	740	120	10435
12	GTAW	12	1020	32	15	740	120	10435
13	GTAW	12	1020	32	15	710	90	10003
14	SAW	12	1020	32	15	720	90	10105
15	SAW	12	1020	35	15	720	90	10105
16	SAW	11	1020	35	15	720	90	10105
17	GTAW	13	1020	35	15	723	120	10260
18	GTAW	15	1020	35	15	725	60	9980
19	GTAW	16	1020	32	20	720	60	9930
20	GTAW	18	1020	32	20	720	110	10191
21	GTAW	25	980	32	20	715	150	10273
22	GTAW	25	980	32	20	715	130	10212
23	SMAW	25	980	30	20	715	115	10159
24	SMAW	25	980	30	20	700	120	10023
25	GTAW	30	980	31	20	700	115	10005
26	GTAW	30	980	31	20	700	118	10016
27	GTAW	30	980	31	20	700	190	10217
28	GTAW	30	980	35	25	700	120	10023
29	GTAW	25	950	35	25	685	90	9749
30	GTAW	25	953	35	25	685	90	9749
31	GTAW	25	997	35	25	685	90	9749
32	GTAW	12	1113	31	25	685	90	9749
33	GTAW	12	1119	31	25	685	90	9749
34	GTAW	10	1138	30	25	685	90	9749
35	GTAW	12	1139	30	25	685	120	9868
36	GTAW	10	1142	30	25	685	120	9868
37	GTAW	12	980	30	25	685	120	9868
38	GTAW	15	980	32	25	685	120	9868
39	GTAW	15	1020	32	20	685	120	9868
40	GTAW	20	1050	35	20	700	150	10117
41	GTAW	20	1020	35	25	720	60	9930
42	GTAW	20	1020	35	25	740	60	10130
43	GTAW	20	950	40	25	745	60	10180
44	GTAW	20	960	50	30	745	60	10180
45	GTAW	20	980	40	25	750	60	10230
46	EB	20	990	40	25	750	60	10230
47	EB	20	1000	30	25	700	60	9730
48	LASER	20	1000	32	12	700	60	9730
49	GTAW	20	1000	32	12	720	60	9930
50	GTAW	20	1000	32	10	720	60	9930

[0215]

[0216] GTAW:气体覆盖电弧焊

[0217] SAW:覆盖电弧焊

[0218] SMAW:焊条式覆盖电弧焊

[0219] EB:电子束焊

[0220] LASER:激光焊

[0221] 焊接后前处理施工面积率:除了坡口面之外的钢表层面总面积与实施了焊接前热处理的部位的表层位置的总面积之比。

[0222] TTP:基于(1)式计算的温度·时间等价参数

[0223] [表6]

[0224] 表6(表5的后续)

[0225]

钢 编 号	BCR (MPa)	WCR (MPa)	$\Delta$ CR (MPa)	BCH (J)	WCH (J)	P (%)	R (nm)	DP (nm)	焊接体的形状
1	115	106	9	108	95	52	185	91	钢管
2	115	105	10	66	43	54	186	121	钢管
3	121	103	18	51	50	55	166	135	钢管
4	118	107	11	126	99	53	135	144	钢管
5	119	105	14	107	98	56	154	132	钢管
6	113	111	2	56	50	52	155	111	钢管
7	124	102	22	80	70	51	159	131	钢管
8	125	107	18	129	100	55	173	121	钢管
9	126	109	17	88	83	54	141	120	钢管
10	121	111	10	92	90	52	135	115	钢管
11	122	113	9	148	135	53	122	113	钢管
12	123	115	8	168	121	58	156	126	钢管
13	122	114	8	38	36	51	160	117	压力容器用钢板
14	124	112	12	54	41	52	185	95	压力容器用钢板
15	122	111	11	86	85	55	199	85	压力容器用钢板
16	119	109	10	131	121	56	123	85	压力容器用钢板
17	115	110	5	174	155	61	118	86	压力容器用钢板
18	112	110	2	111	122	66	93	95	压力容器用钢板
19	111	109	2	139	136	60	98	114	压力容器用钢板
20	113	108	5	161	150	58	94	86	压力容器用钢板
21	115	107	8	118	111	55	112	115	压力容器用钢板
22	116	108	8	91	99	54	119	91	压力容器用钢板
23	106	106	0	101	115	52	125	110	压力容器用钢板
24	119	115	4	68	100	51	126	98	压力容器用钢板
25	115	111	4	167	98	60	121	99	压力容器用钢板
26	113	112	1	57	89	61	120	102	压力容器用钢板
27	119	109	10	65	88	63	115	105	压力容器用钢板
28	115	105	10	142	78	62	114	103	压力容器用钢板
29	114	108	6	164	93	52	110	102	钢管
30	117	107	10	52	41	58	90	106	钢管
31	121	103	18	41	40	55	85	98	钢管
32	121	102	19	149	135	54	84	125	钢管
33	126	118	8	137	132	52	83	128	钢管
34	128	115	13	63	60	50	88	135	压力容器用钢板
35	131	112	19	77	70	55	89	141	压力容器用钢板
36	125	114	11	129	120	58	54	130	压力容器用钢板
37	126	112	14	137	135	59	32	120	压力容器用钢板
38	124	111	13	147	145	61	69	115	压力容器用钢板
39	125	109	16	157	151	60	79	112	压力容器用钢板
40	124	115	9	132	132	58	161	98	压力容器用钢板
41	122	113	9	150	145	59	190	96	压力容器用钢板
42	126	112	14	116	115	60	185	85	压力容器用钢板
43	123	114	9	173	170	61	135	93	压力容器用钢板
44	121	115	6	91	90	66	125	115	压力容器用钢板
45	119	113	6	169	130	60	121	116	钢管
46	118	111	7	49	51	58	106	144	钢管
47	115	109	6	53	50	55	104	58	钢管
48	112	105	7	124	120	52	106	132	钢管
49	115	106	9	140	135	55	105	60	钢管
50	122	116	6	135	130	53	103	135	压力容器用钢板

[0226] WCH:焊接接头熔合线的冲击吸收能量

[0227] BCH:母钢的0℃冲击吸收能量

[0228] R:HAZ大角度晶界上的析出物平均粒径

[0229] DP:HAZ大角度晶界上的颗粒表面之间距离

[0230] P:HAZ大角度晶界的基于析出物的晶界覆盖率

[0231] 在这些加工结束了的钢管或钢板加工焊接坡口,利用表5中记载的方法实施“焊接前热处理”。所使用的坡口为V坡口、坡口面的角度单侧15°、根部的对接部为厚度1mm。

[0232] 然后,将焊接线能量设为约0.5~5.0kJ/mm,使用GTAW(使用了钨电极的气体保护方式覆盖电弧焊)、SMAW(焊条式覆盖电弧焊)、SAW(覆盖电弧焊)、EB(电子束焊)、或LASER(激光焊)进行焊接。接着在680~750℃的温度范围根据零件或成形品的厚度和形状对于接头实施焊接后热处理30分钟以上。需要说明的是,焊接金属使用表2所示的Alloy 625Ni基合金,注意不会自焊接金属产生蠕变断裂。

[0233] 本实施例中,HAZ的冷却速度比母材快,由此其全部形成完全贝氏体单相组织。该贝氏体组织容易识别旧 $\gamma$ 晶界并且在 $\gamma$ 晶粒内为了相变时的应力松弛而生成的贝氏体的片结构发达。由于该组织上的特征,可以容易地特定HAZ的组织种类和其存在位置。

[0234] 为了测定焊接接头的蠕变特性,将平行部直径6mm、平行部长度30mm的带凸缘的圆棒试验片,以焊接接头的热影响区存在于平行部内的方式由与焊接方向垂直的方向且与钢管或钢板的板厚方向垂直的方向采集,实施550℃、600℃、650℃的蠕变试验约1万小时,通过基于Larson-Miller法的3次回归曲线计算550℃的10万小时推定蠕变断裂强度。此时,为了提高精度、可以最正确地代表曲线形状,数据点数采集至标准偏差为0.10以下,求出进行了最合适化的常数C,利用以下的近似式得到代表曲线。

[0235]  $(\text{试验温度}+273.15) \times (\log(t_r)+C) = a \log(\sigma) + b[\log(\sigma)]^2 + c[\log(\sigma)]^3$

[0236] 这是所谓的Larson-Miller-Parameter法。不限于该方法,若为Time-Temperature-Parameter法,则即使使用Orr-Shrby-Dorn法、或Manson-hafeld法等近似式、推定值也几乎没有发现变化。因此,适用标准中大多采用的Larson-Miller-Parameter法。

[0237] 另外,同样地对于母材,对于在10mm见方、55mm长度的试验片中央部实施了45°的V缺口的样品,在0℃下实施JIS Z2242中记载的2mmV缺口夏比(Charpy)冲击试验。母材中,作为用于作为结构体进行加工的基准,0℃需要27J以上的吸收能量,因此其阈值设为27J。结果作为BCH(J)示于表6。该值是为了与以下说明的焊接接头的韧性的比较而采集的,并非本发明的必要条件,但是作为确认是否由于母材韧性低而本发明的接头的韧性值降低的手段。

[0238] 需要说明的是,为了评价焊接接头的HAZ界面的韧性,与母材同样地根据JIS Z2242中记载的方法和试验片形状,自板厚中心位置采集试验片,0℃下测定吸收能量。缺口是将焊接接头金属和HAZ的界面与板厚中心的线交叉的点(以边界面作为基准的板厚中心位置)作为基准,以与板厚方向平行的方式加工。缺口的加工方向与焊接线方向平行。阈值为不会产生火力发电用构件的加工时的裂纹的最低吸收能量、0℃下为27J。结果作为WCH(J)示于表6。

[0239] 另外,对于母材的特性,将与焊接接头的情况相同的形状的蠕变试验片,自没有焊接的钢以平行部全部形成母材的组织的方式自没有形成焊接坡口的部位采集,在与焊接接头相同的试验条件下实施蠕变试验来进行评价。母材在550℃10万小时的条件下具有100MPa以上的蠕变强度可以由长时间蠕变试验结果、与焊接接头同样地使用TTP法确认,因此其阈值为100MPa。与该结果相比,焊接接头的蠕变断裂强度不会偏离30MPa以上。本发明的最大目的在于,防止焊接接头的局部性的蠕变强度降低,为此防止作为最有害的现象的



Type IV损伤。母材的蠕变断裂强度在表6作为BCR (MPa) 示出、焊接接头的蠕变断裂强度作为WCR (MPa) 示出、两者之差作为 $\Delta CR$  (MPa) 示出。 $\Delta CR$ 指的是通过以下的(3)式定义的值,本发明中,设为最大容许至30MPa的值。

[0240]  $\Delta CR = (\text{母材的蠕变断裂强度}) - (\text{焊接接头的蠕变断裂强度})$  (3)

[0241] 其中,蠕变断裂强度指的是利用550℃、10万小时的TTP法求出的推定值。

[0242] 进行焊接后热处理后,在相对于焊接线垂直的截面切断,进行用于现出晶界的腐蚀(本发明中为以苦味酸醇作为主体的腐蚀液),现出HAZ。自HAZ加工采集电子显微镜用试样后,使用SEM测定基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界覆盖率。此时的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的特定通过基于EDX和电解提取残渣的X射线衍射的反射峰的图案解析判定。本发明钢的成分范围内,在焊接后热处理的阶段 $M_{23}C_6$ 型碳化物占析出物的大部分,因此该方法是有用的。但是在SEM观察之前预先利用EBSD测定晶界的邻接聚集颗粒之间的角度,确认测定基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界覆盖率的晶界为大角度晶界、即共通旋转轴系的角度为60°、54°。作为另一大角度晶界的16°的晶界在实验上几乎不能确认。

[0243] 另外,对于前述大角度晶界上的颗粒之间距离,由通过前述显微镜观察而得到的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的观察结果,在图像上利用图2所示的要领测定颗粒间隔,该间隔假定颗粒在边界面上为正方形分布而使用(2)式来近似。

[0244] 表6中示出成为本申请发明的要点的焊接热影响区的在前述大角度晶界上析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径R (nm)、基于该析出物的晶界覆盖率P (%)、该析出物在前述大角度晶界上的平均颗粒表面之间距离DP (nm)。

[0245] 需要说明的是,实际上也同时实施蠕变断裂试验片的断面观察,也同时确认有无产生Type IV损伤,利用前述判定基准为合格的焊接接头的蠕变断裂强度与母材的蠕变断裂强度的10万小时推定蠕变断裂强度之差为30MPa以内的情况下,确认了没有产生Type IV损伤。即,确认了沿着HAZ外缘没有生成蠕变空隙连接而成的低延展性断面。

[0246] 另外,表5中记载了对于焊接接头实施的焊接前热处理的条件(自经过施工的焊接坡口面的被加热到 $Ac_3$ 点以上的深度或宽度(两者都为相同意思,将自坡口面起经过加热的方向的加热区域的范围表现为板宽度方向的深度或宽度/事先利用预备实验对于加热范围利用通过热电偶埋入进行的测定法实际测量,由与此时的加热条件对应而估计的值)、温度、保持时间)和焊接后热处理条件(温度、保持时间)。需要说明的是,焊接前热处理的施工面积率指的是除了坡口面之外的钢表层面总面积与实施了焊接前热处理的部位的表层位置的总面积之比。需要说明的是,对于是否满足(1)式所示的焊接后热处理条件规定式,在表5的TTP的栏示出实际的计算结果。本发明可以确认处于(1)式之中。

[0247] 表7和表8示出比较钢的化学成分,表9和表10与表5和表6同样地示出该焊接接头制造条件和焊接前热处理条件、焊接后热处理条件、韧性值、蠕变试验结果、析出物的状态解析结果等。

[0248] [表7]

[0249] 表7(接着表8)



[0250]

钢 编号	化学成分(单位为mass%、余量为Fe和杂质)									
	C	Si	Mn	Cr	P	S	Mo	Nb	V	N
61	0.045	0.12	0.63	6.75	0.0031	0.0049	1.01	0.040	0.292	0.0120
62	0.188	0.14	0.64	5.47	0.0080	0.0011	0.55	0.070	0.160	0.0040
63	0.109	0.01	0.67	4.65	0.0059	0.0048	0.68	0.034	0.132	0.0067
64	0.132	0.87	0.66	5.72	0.0099	0.0051	0.36	0.030	0.119	0.0105
65	0.126	0.08	0.12	3.69	0.0051	0.0024	0.51	0.067	0.010	0.0162
66	0.128	0.13	1.56	5.56	0.0106	0.0045	0.53	0.048	0.316	0.0181
67	0.106	0.04	0.62	0.24	0.0038	0.0045	0.39	0.065	0.265	0.0200
68	0.144	0.20	0.58	7.53	0.0064	0.0030	0.57	0.020	0.062	0.0056
69	0.090	0.03	0.52	4.22	0.0414	0.0060	0.24	0.034	0.054	0.0120
70	0.125	0.12	0.66	4.75	0.0058	0.0178	0.64	0.024	0.185	0.0171
71	0.101	0.06	0.55	3.72	0.0125	0.0016	0.11	0.044	0.104	0.0175
72	0.112	0.05	0.45	5.61	0.0031	0.0064	1.56	0.068	0.026	0.0051
73	0.141	0.07	0.64	1.99	0.0097	0.0055	0.54	0.002	0.258	0.0163
74	0.118	0.16	0.64	3.55	0.0073	0.0050	0.52	0.113	0.061	0.0175
75	0.117	0.02	0.56	3.08	0.0127	0.0026	0.40	0.049	0.003	0.0041
76	0.120	0.04	0.60	2.73	0.0090	0.0021	0.26	0.055	0.676	0.0170
77	0.087	0.17	0.50	1.21	0.0051	0.0063	0.51	0.066	0.191	0.0014
78	0.126	0.06	0.56	5.06	0.0108	0.0035	0.95	0.043	0.362	0.0563
79	0.126	0.13	0.55	5.29	0.0020	0.0078	1.07	0.016	0.367	0.0189
80	0.139	0.04	0.58	6.57	0.0065	0.0024	0.94	0.051	0.136	0.0145
81	0.108	0.03	0.43	6.80	0.0042	0.0070	1.01	0.061	0.146	0.0127
82	0.143	0.15	0.57	3.84	0.0088	0.0038	0.60	0.072	0.076	0.0159
83	0.086	0.16	0.56	4.70	0.0057	0.0045	0.33	0.038	0.361	0.0192
84	0.084	0.18	0.64	2.11	0.0111	0.0019	0.85	0.038	0.338	0.0177
85	0.131	0.13	0.73	2.26	0.0154	0.0041	1.01	0.074	0.256	0.0109
86	0.102	0.21	0.72	3.46	0.0160	0.0010	0.63	0.015	0.059	0.0116
87	0.107	0.13	0.76	4.23	0.0130	0.0054	0.24	0.072	0.311	0.0191
88	0.132	0.21	0.50	1.40	0.0142	0.0048	0.27	0.055	0.072	0.0063
89	0.097	0.15	0.62	1.10	0.0144	0.0046	0.52	0.061	0.071	0.0158
90	0.133	0.20	0.48	5.17	0.0139	0.0045	0.29	0.072	0.126	0.0180
91	0.119	0.10	0.66	5.85	0.0046	0.0025	0.42	0.030	0.312	0.0178
92	0.122	0.16	0.60	6.45	0.0023	0.0083	0.26	0.036	0.299	0.0084
93	0.126	0.11	0.61	2.33	0.0105	0.0044	0.76	0.039	0.135	0.0043
94	0.138	0.14	0.73	4.67	0.0072	0.0010	0.45	0.057	0.220	0.0081
95	0.084	0.08	0.74	6.02	0.0143	0.0027	0.51	0.025	0.086	0.0137
96	0.119	0.08	0.51	2.85	0.0115	0.0016	0.48	0.050	0.331	0.0158
97	0.091	0.17	0.49	3.91	0.0134	0.0024	0.30	0.074	0.117	0.0066
98	0.141	0.09	0.50	6.01	0.0115	0.0052	0.52	0.027	0.234	0.0064

[0251] [表8]

[0252] 表8(表7的后续)

[0253]

钢 编号	化学成分(单位为mass%、余量为Fe和杂质)									
	W	Ti	Ca	Mg	Y	Ce	La	Al	B	O
61								0.019	0.0023	0.0027
62								0.015	0.0013	0.0076
63								0.007	0.0026	0.0046
64								0.014	0.0041	0.0156
65								0.005	0.0029	0.1220
66								0.001	0.0010	0.0050
67								0.020	0.0017	0.0033
68								0.021	0.0040	0.0067
69								0.012	0.0046	0.0033
70								0.020	0.0039	0.0095
71								0.007	0.0014	0.0021
72								0.004	0.0029	0.0022
73								0.018	0.0023	0.0029
74								0.003	0.0014	0.0058
75	1.33	0.067	0.0043	0.0045	0.0436	0.0179	0.0337	0.014	0.0046	0.0005
76			0.0045		0.0297			0.009	0.0025	0.0009
77	1.29	0.037	0.0036		0.0246	0.0211	0.0356	0.019	0.0046	0.0007
78			0.0015	0.0030		0.0106		0.011	0.0026	0.0006
79	2.11			0.0027	0.0426		0.0188	0.003	0.0036	0.0025
80	1.18	0.192	0.0029					0.019	0.0028	0.0028
81	1.34	0.078	0.0084	0.0040	0.0427		0.0353	0.015	0.0017	0.0016
82	1.19	0.101	0.0035	0.0096	0.0279	0.0183		0.015	0.0006	0.0028
83	1.13	0.046		0.0025	0.0987	0.0150		0.010	0.0040	0.0089
84			0.0010		0.0235	0.1120	0.0285	0.011	0.0014	0.0010
85	1.15	0.083		0.0047	0.0286	0.0399	0.0864	0.006	0.0018	0.0047
86		0.046	0.0008			0.0186	0.0386	0.038	0.0006	0.0090
87	1.10	0.022		0.0014	0.0413	0.0158	0.0412	0.018	0.0007	0.0033
88			0.0021	0.0013	0.0371	0.0164	0.0238	0.007	0.0041	0.0145
89	1.21	0.063	0.0043	0.0017	0.0342	0.0382	0.0423	0.017	0.0031	0.0035
90	1.35	0.023	0.0033	0.0037	0.0117	0.0331	0.0363	0.008	0.0022	0.0060
91		0.080		0.0012	0.0204			0.012	0.0029	0.0046
92	1.09	0.108	0.0031	0.0008	0.0236	0.0280	0.0205	0.020	0.0034	0.0062
93	1.43		0.0007		0.0339		0.0372	0.019	0.0004	0.0006
94	1.09	0.027		0.0014	0.0389	0.0413	0.0309	0.015	0.0045	0.0023
95	1.32		0.0011			0.0301		0.009	0.0008	0.0078
96	1.06		0.0024		0.0197	0.0267	0.0396	0.008	0.0008	0.0045
97		0.088				0.0371	0.0344	0.002	0.0037	0.0031
98	1.03	0.047	0.0027	0.0040	0.0316	0.0325	0.0354	0.001	0.0026	0.0073

[0254] [表9]

[0255] 表9(接着表10)

钢 编 号	焊接方法	焊接前热处理				焊接后热处理		
		保持 时间 (分钟)	温度 (°C)	深度 (宽度) (mm)	施工 面积率 (%)	温度 (°C)	保持 时间 (分钟)	TTP
61	GTAW	15	980	35	25	690	60	9630
62	GTAW	15	980	35	25	690	60	9630
63	GTAW	15	980	35	25	710	60	9830
64	GTAW	15	980	35	25	710	60	9830
65	GTAW	15	980	35	25	710	60	9830
66	GTAW	15	980	35	25	710	60	9830
67	GTAW	15	980	32	25	710	60	9830
68	GTAW	15	980	32	25	710	60	9830
69	GTAW	15	980	32	28	710	60	9830
70	GTAW	15	980	32	28	710	60	9830
71	GTAW	15	980	32	27	710	60	9830
72	GTAW	15	980	32	24	710	60	9830
73	GTAW	15	1020	35	23	710	60	9830
74	GTAW	15	1020	35	22	710	60	9830
75	GTAW	15	1020	35	25	720	60	9930
76	GTAW	15	1020	35	25	720	60	9930
[0256] 77	GTAW	15	1020	35	27	720	60	9930
78	GTAW	15	1020	33	26	720	60	9930
79	不能焊接	—	—	—	—	—	—	—
80	GTAW	12	1020	33	25	720	120	10229
81	GTAW	12	1020	33	23	720	120	10229
82	GTAW	12	1020	33	22	720	120	10229
83	GTAW	12	1020	33	25	720	120	10229
84	GTAW	12	1020	30	23	720	120	10229
85	GTAW	12	1020	31	28	720	120	10229
86	GTAW	12	1020	32	22	740	120	10435
87	GTAW	20	990	33	18	740	120	10435
88	GTAW	20	990	35	15	750	120	10538
89	GTAW	5	990	36	23	750	120	10538
90	GTAW	150	990	38	26	745	120	10486
91	GTAW	20	875	39	22	745	120	10486
92	GTAW	20	1210	40	24	745	55	10142
93	GTAW	20	990	8	25	715	45	9757
94	GTAW	20	990	40	45	715	35	9649
95	GTAW	20	990	40	25	600	80	8839
96	GTAW	25	990	30	24	812	90	11041
97	GTAW	25	990	35	23	710	10	9065
98	GTAW	25	1040	35	22	710	1800	11282

[0257] GTAW: 气体覆盖电弧焊

[0258] SAW: 覆盖电弧焊

[0259] SMAW: 焊条式覆盖电弧焊

[0260] EB: 电子束焊

[0261] LASER: 激光焊

[0262] 焊接后前处理施工面积率: 除了坡口面之外的钢表层面总面积与实施了焊接前热处理的部位的表层位置的总面积之比。

[0263] TTP: 基于(1)式计算的温度·时间等价参数

[0264] [表10]

[0265] 表10(表9的后续)

钢 编号	BCR (MPa)	WCR (MPa)	$\Delta$ CR (MPa)	BCH (J)	WCH (J)	P (%)	R (nm)	DP (nm)	焊接体的形状
61	74	72	2	81	30	31	198	185	压力容器用钢板
62	68	66	2	15	28	42	456	282	压力容器用钢板
63	113	113	0	18	21	55	182	45	压力容器用钢板
64	108	106	2	25	21	56	153	121	压力容器用钢板
65	100	98	2	13	11	54	135	86	压力容器用钢板
66	59	55	4	114	47	42	235	199	压力容器用钢板
67	70	68	2	85	46	36	121	303	压力容器用钢板
68	64	60	4	18	21	39	266	125	压力容器用钢板
69	114	110	4	12	9	60	179	84	压力容器用钢板
70	106	101	5	15	8	61	127	33	压力容器用钢板
71	81	80	1	110	35	40	38	206	压力容器用钢板
72	93	90	3	12	12	50	255	128	压力容器用钢板
73	81	80	1	87	36	65	146	133	压力容器用钢板
74	85	80	5	18	15	66	152	106	压力容器用钢板
75	71	70	1	115	52	55	166	160	压力容器用钢板
76	73	72	1	19	6	52	160	163	压力容器用钢板
[0266] 77	93	93	0	78	102	52	124	177	压力容器用钢板
78	89	87	2	31	38	52	183	62	钢管
79	—	—	—	—	—	—	—	—	—
80	89	86	3	29	30	44	366	202	钢管
81	112	106	6	12	6	58	155	78	钢管
82	111	110	1	9	6	55	136	89	钢管
83	121	117	4	5	3	57	146	103	钢管
84	113	110	3	12	4	55	152	99	钢管
85	110	110	0	15	9	56	155	87	钢管
86	85	81	4	13	7	52	158	71	钢管
87	101	100	1	18	8	51	166	90	钢管
88	115	112	3	5	2	55	190	32	钢管
89	105	61	44	45	31	36	411	314	压力容器用钢板
90	106	53	53	52	45	41	311	285	压力容器用钢板
91	101	70	31	28	29	43	255	181	钢管
92	105	101	4	9	28	53	181	146	压力容器用钢板
93	105	67	38	38	35	40	235	191	钢管
94	103	66	37	45	52	43	266	197	压力容器用钢板
95	107	76	31	91	63	48	125	303	钢管
96	105	74	31	38	62	42	285	221	压力容器用钢板
97	113	112	1	40	7	55	160	138	钢管
98	113	80	33	105	44	50	195	144	压力容器用钢板

[0267] WCH:焊接接头熔合线的冲击吸收能量

[0268] BCH:母钢的0℃冲击吸收能量

[0269] R:HAZ大角度晶界上的析出物平均粒径

[0270] DP:HAZ大角度晶界上的颗粒表面之间距离

[0271] P:HAZ大角度晶界的基于析出物的晶界覆盖率

[0272] 需要说明的是,表3及表4所示的化学成分的本发明钢的细粒HAZ中,在所述大角度晶界上观察的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的化学组成之内,对于M的构成,在另外焊接接头的评价用蠕变试验片制成时也采集透射电子显微镜观察用试验片、以1万倍的倍率与EDX分析对比而确认

了实质上70原子%以上由Cr、Fe、Mo或W组成,该组成在不满足本发明的焊接后热处理条件的情况下有可能逸出,特别是若生成以Mn为主体的 $M_{23}C_6$ 型碳化物则产生由于该M的构成元素的扩散限速所导致的变质,晶界覆盖率有可能在长时间蠕变试验环境中变化。因此根据情况而焊接接头的蠕变断裂强度降低,因此这是应该注意的。

[0273] 比较例之内,61为由于C添加量少而 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出不充分,尽管本发明的焊接前热处理条件、焊接后热处理条件合适,但是该碳化物的晶界覆盖率达不到50%,另外颗粒之间距离也超过150nm而增大,母材或焊接接头的蠕变强度都降低的例子。到处形成与Type IV损伤产生组织相同的组织结构,62为由于C添加量过多,因此碳化物的粗化得到促进,母材的蠕变强度降低的同时,在焊接接头也同样地产生碳化物的粗化而蠕变强度和韧性同时降低的例子。此时,颗粒之间距离随着粗化反而增大,超过150nm。如上所述可知,若 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界析出物状态变化则对蠕变强度造成大的影响。

[0274] 63为Si添加量不足而脱氧不充分,O浓度升高,生成氧化物,母材、焊接接头的韧性都降低的例子。64为Si添加量过多,生成Si的氧化物簇而母材、HAZ的韧性都降低的例子。

[0275] 65为Mn添加量不足,O浓度升高而生成很多氧化物,母材、焊接接头的韧性都降低的例子。66为Mn添加量过多,结果位错的易动度升高,母材、焊接接头的蠕变强度都降低的例子。由于位错芯扩散的加速而碳化物的粗化也进展, $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径超过200nm。其结果颗粒之间距离超过150nm,基于 $M_{23}C_6$ 型碳化物颗粒的晶界覆盖率也达不到50%。

[0276] 67为由于Cr添加量少,因此本发明中需要的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的生成量少,大角度晶界上的颗粒之间距离超过150nm,基于析出物的晶界覆盖率也降低而母材和焊接热影响区的蠕变强度都降低的例子。68为Cr添加量过量, $M_{23}C_6$ 型碳化物粗化而超过200nm,作为其结果,析出物的数密度减少而颗粒之间距离增大,基于析出物的晶界覆盖率降低而母材和HAZ的蠕变强度都降低的例子。需要说明的是,析出物的粗化同时也导致韧性降低。

[0277] 69为作为杂质的P的含量超过本发明的上限值,因此助长晶界偏析,母材和焊接接头的韧性都降低的例子。70为同样地作为杂质的S超过上限值,因此生成许多MnS而在热加工时在长度方向延伸,其形成冲击试验时的裂纹产生起点,母材中韧性降低的同时,在焊接接头也产生相同现象,韧性降低的例子。

[0278] 71为Mo添加量不足,作为短时间侧的强化相的 $Mo_2C$ 没有充分析出,晶粒内的位错的易动度表观上升高而蠕变强度降低,焊接后热处理的阶段中的 $M_{23}C_6$ 型碳化物,在该析出物的M中所占的Mo量不足的结果,颗粒尺寸减小,平均颗粒间隔变宽而脱离本发明的范围,颗粒的晶界覆盖率也结果降低的例子。72为Mo添加量过多,自初期起 $Mo_2C$ 的粗化和对 $Mo_6C$ 的变质进展,在晶界上粗化,超过本发明的范围,颗粒之间距离变窄而晶界覆盖率也超过50%,但是长时间的蠕变试验中加速粗化,母材、焊接热影响区的蠕变强度都降低的例子。需要说明的是, $Mo_6C$ 的粗大析出使母材和HAZ这两者的韧性劣化。

[0279] 73为Nb的添加量少,晶粒内析出强化能力激减,表观的位错的易动度升高而母材、焊接热影响区的蠕变强度都降低的例子。74为由于过量添加Nb,因NbC的早期析出和早期粗化而蠕变强度反而降低的例子。75为V的添加量少,不能充分表现出通过VC析出强化实现的晶界强化,长时间侧的母材、焊接热影响区的蠕变强度都降低的例子。76为V过多,由于VC的早期粗化而蠕变强度反而降低的例子。需要说明的是,粗大的VC的析出、NbC的析出对于韧

性也造成影响,74和76中,母材、焊接热影响区的韧性都降低。

[0280] 77为氮含量不足,没有表现出本发明中仅在长时间的蠕变试验环境中发现的通过VN析出实现的晶粒内析出强化,因此表现的位错的易动度升高而母材、焊接热影响区的蠕变强度都降低的例子。78为N添加量过量而由于VN、NbN或(Nb、V)<sub>2</sub>N型Z相的析出、早期粗化而蠕变强度反而降低的例子。

[0281] 79为作为选择元素的W的添加量过量,W与作为目的的金属间化合物Fe<sub>2</sub>W型Laves相相比,作为x相稳定,在高温加热时析出而热加工性降低,在钢截面产生许多微细裂纹,韧性显著降低,得不到目的的形状,焊接或蠕变试验都不能实施的例子。

[0282] 80为同样地作为选择元素的Ti的添加量过量,得不到Fe<sub>2</sub>Ti型Laves相,x相结构的(Fe-Cr-Ti)系金属间化合物在大角度晶界上粗大析出的结果,析出物颗粒数反而减少,基于析出物的晶界覆盖率降低,颗粒之间距离增大而结果蠕变断裂强度降低的例子

[0283] 81为作为选择元素的Ca的添加量过量,以CaO为主体的氧化物形成簇,其分解温度超过本发明钢的熔点,因此母材、焊接接头的各部位中韧性降低的例子。

[0284] 82为同样地作为选择元素的Mg的添加量过量,以MgO为主体的氧化物形成粗大的簇,其分解温度超过本发明钢的熔点,因此母材、焊接接头的各部位中韧性降低的例子。

[0285] 83为同样地作为选择元素的Y的添加量过量,以Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>为主体的氧化物形成粗大的簇,其分解温度超过本发明钢的熔点,因此母材、焊接接头的各部位中韧性降低的例子。

[0286] 84为同样地作为选择元素的Ce的添加量过量,以Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>为主体的氧化物形成粗大的簇,其分解温度超过本发明钢的熔点,因此母材、焊接接头的各部位中韧性降低的例子。

[0287] 85为同样地作为选择元素的La的添加量过量,以La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>为主体的氧化物形成粗大的簇,其分解温度超过本发明钢的熔点,因此母材、焊接接头的各部位中韧性降低的例子。

[0288] 86为本发明钢中,分类为杂质的Al的添加量过量,生成粗大的AlN而韧性降低,减少晶粒内氮化物的生成而晶粒内的位错的表现的易动度升高,母材和焊接热影响区的蠕变强度都降低的例子。

[0289] 87为在本发明中限制添加量的B超过添加上限值来添加,因此粗大的BN在母材的回火阶段和焊接接头的后热处理阶段析出,母材和焊接接头这两者的韧性都降低的例子。

[0290] 88为作为杂质的O的含量高、超过100ppm,生成许多氧化物簇、特别是Cr系和Mn系的簇,母材和焊接热影响区这两者的韧性都降低的例子。

[0291] 89及90为关于成为本发明的要点的焊接前热处理条件的比较例。

[0292] 89为虽然在本发明的温度范围实施了焊接前热处理,但是保持时间短,一部分本来粗大析出的碳化物以不完全固溶的状态残留,该部位中的晶界覆盖率降低,颗粒其本身的平均粒径也增大而晶界上的颗粒之间距离增大,焊接热影响区的蠕变强度降低,表现出Type IV损伤的例子。90为热处理时间超过30分钟,不存在不完全固溶状态的碳化物,但是对于焊接前热处理时的热影响区,不限于热的钢内部中的仅自加热的焊接坡口的加热,由于因其它面的热反射所导致的蓄热效果而温度分布非稳定,在焊接前热处理的热影响区外缘M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>型碳化物粗化而发现覆盖率降低、平均粒径增大、颗粒之间距离扩大,产生了Type IV损伤的例子。此时,前述碳化物颗粒的状态变化虽然实质上并非焊接热影响区,但是为母材中受到与热影响区相同热历程的部位,因此相同组织的变化在焊接热影响区的栏记载测定结果。

[0293] 91为同样地关于焊接前热处理的限制事项的加热温度低、低于950℃,没有形成 $\gamma$ 单相,因此如图3所示那样,一部分相变而产生的 $\gamma$ 相中,没有进行通过温度低进行的碳化物颗粒的充分固溶,结果残留许多不完全固溶碳化物,发现晶界覆盖率降低、平均粒径增大、颗粒之间距离扩大,产生了Type IV损伤的例子。92为由于焊接前热处理温度过高而旧 $\gamma$ 粒径粗化,母材的韧性降低的例子

[0294] 93为焊接前热处理的施工宽度、即与焊接线垂直方向的热进入深度没有达到10mm,焊接热影响区的一部分位于实施了焊接前热处理的深度(或宽度)之外,得不到焊接前热处理的效果,在该部位可以确认碳化物的不完全固溶和粒径的粗化、晶界覆盖率降低和颗粒之间距离增大,自该部位产生Type IV损伤而焊接接头的蠕变断裂强度降低的例子。

[0295] 94为将焊接前热处理的施工区域定义为板厚中心被加热到 $Ac_3$ 点以上的部分的情况下,该区域超过30%,因此与90同样地构件整体被加热,因此,由于源自热的相对的钢材端面热反射和蓄热效果,因自加热坡口面的热传递以外的主要原因,而焊接前热处理的温度分布为非稳定状态,在焊接前热处理的热影响区外缘 $M_{23}C_6$ 型碳化物粗化而发现晶界覆盖率降低、平均粒径增大、颗粒之间距离扩大,产生了Type IV损伤的例子。对于该实施例,前述碳化物颗粒的状态变化虽然实质上并非焊接热影响区,但是为受到与热影响区相同热历程的母材部位,从热历程大致相同的观点考虑,相同组织的变化在焊接热影响区的栏记载测定结果。

[0296] 95为焊接后热处理的温度低, $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径小,但是得不到充分的析出量,基于该颗粒的晶界占有面积率降低,因此颗粒间隔扩大,结果虽然并非Type IV损伤这样的低延展性断裂,但是焊接接头的蠕变强度降低的例子。

[0297] 96为焊接后热处理温度过高,晶界上的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒径增大,其结果颗粒表面之间距离增大,基于颗粒实现的晶界占有率降低,虽然并非Type IV损伤这样的低延展性断裂,但是焊接接头的蠕变强度降低的例子。

[0298] 97为虽然焊接后热处理温度合适,但是热处理时间短,不能充分去除焊接接头的焊接时产生的残余应力,焊接接头、即熔合线的韧性降低的例子。98为焊接后热处理时间过长,形成脱离(1)式所示的合适热处理范围的焊接后热处理,产生由于焊接部的软化所导致的初期强度降低而对焊接接头的蠕变断裂强度造成影响,该强度降低的例子。但是并非起因于Type IV损伤的强度降低。



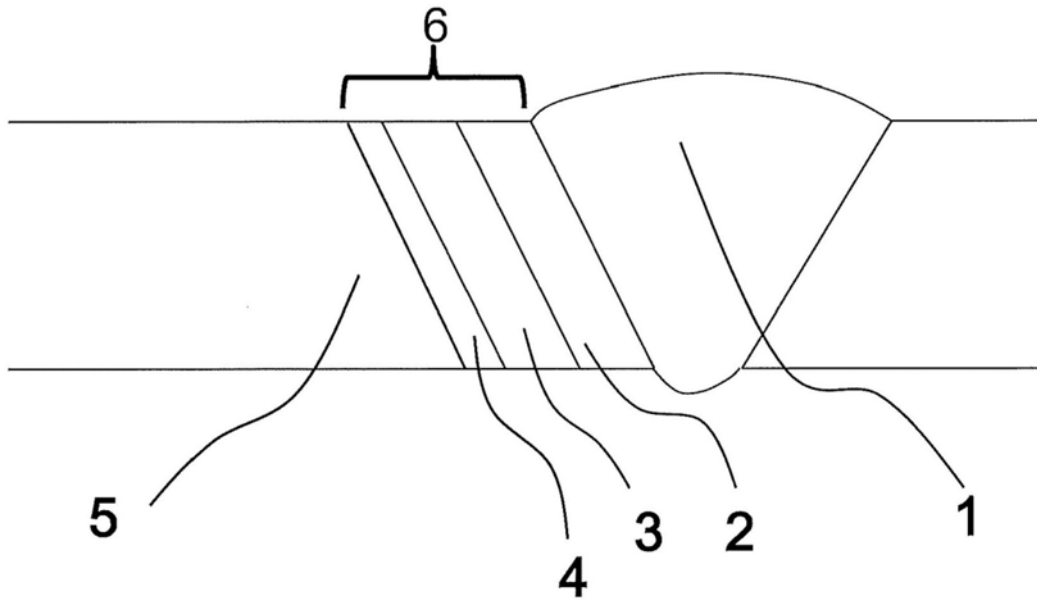


图1

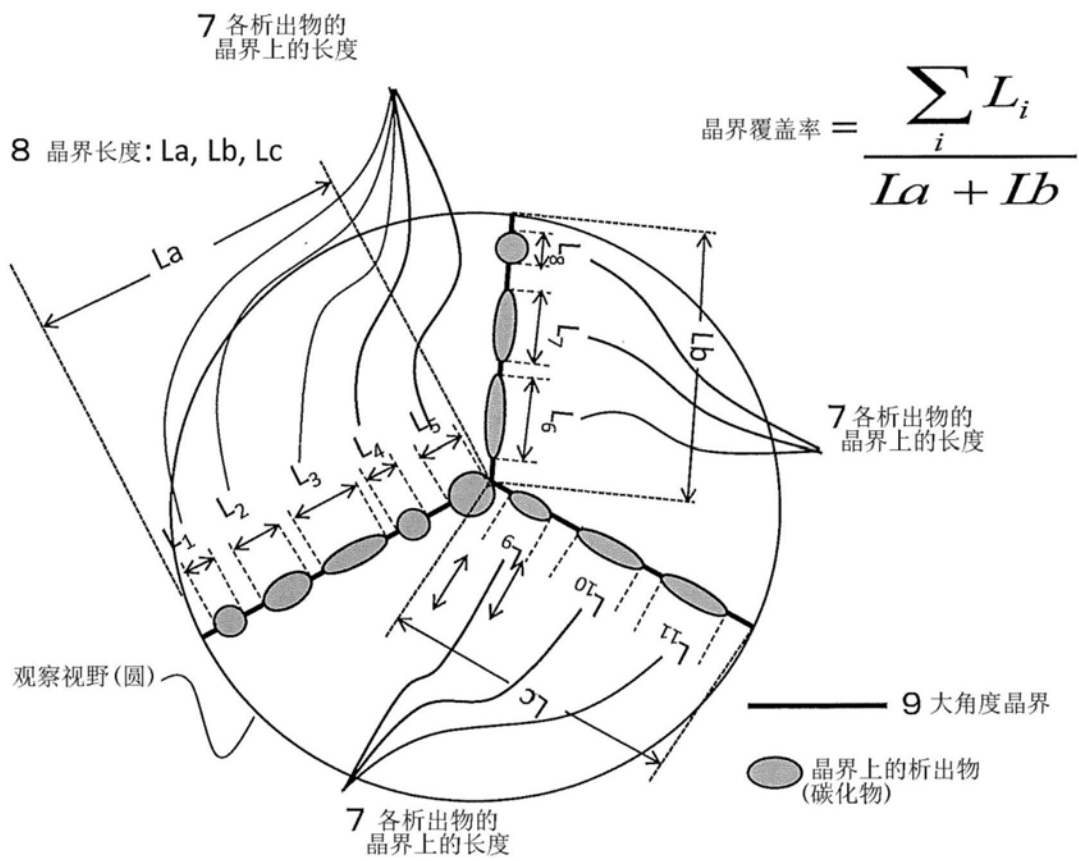


图2



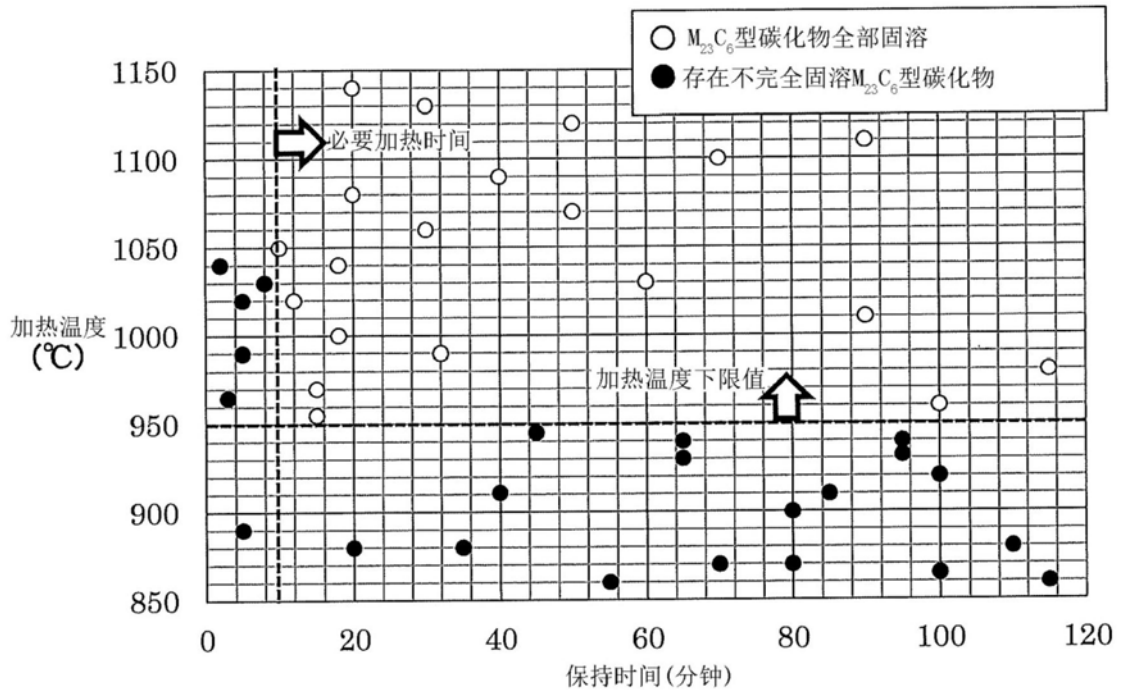


图3

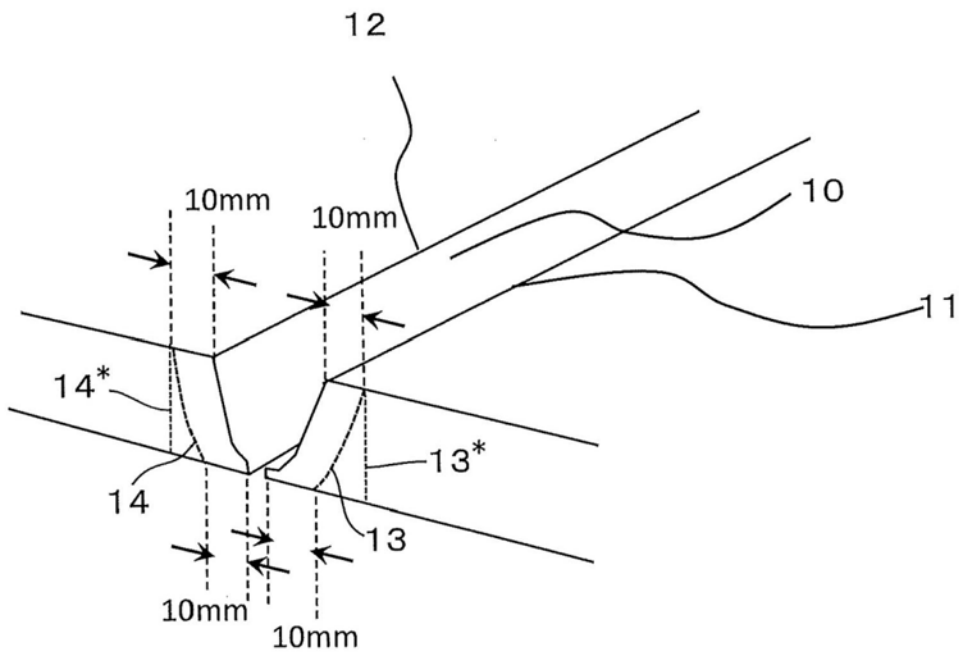


图4

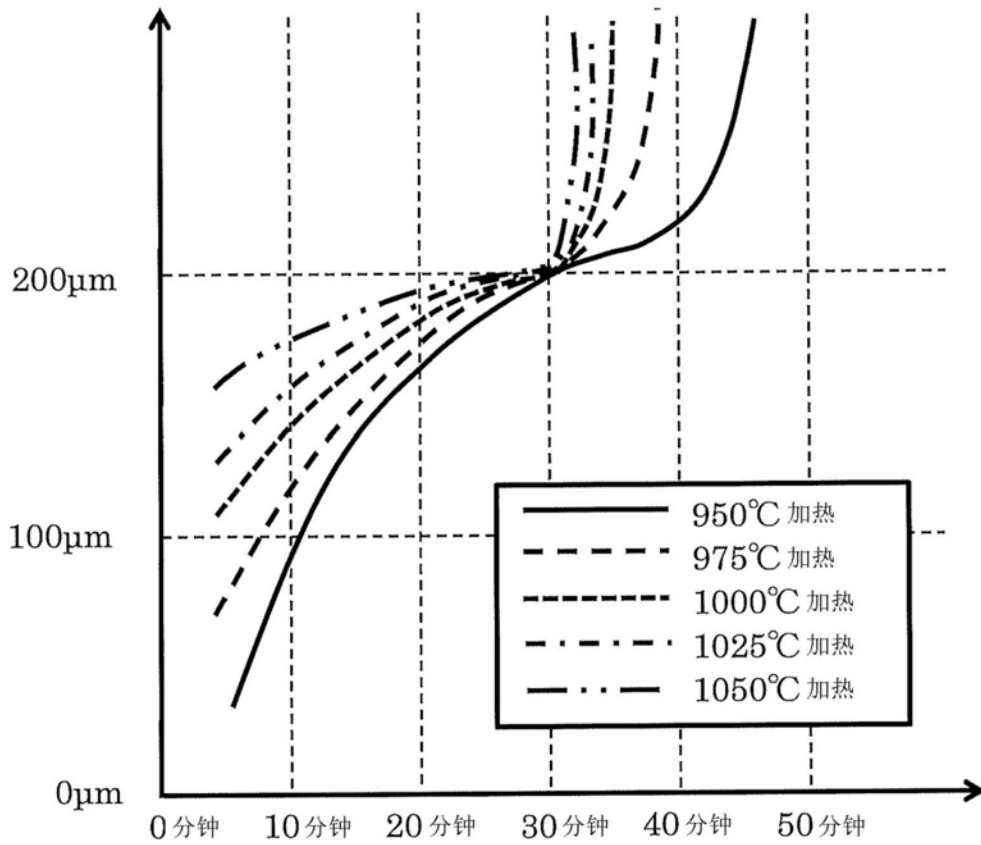


图5

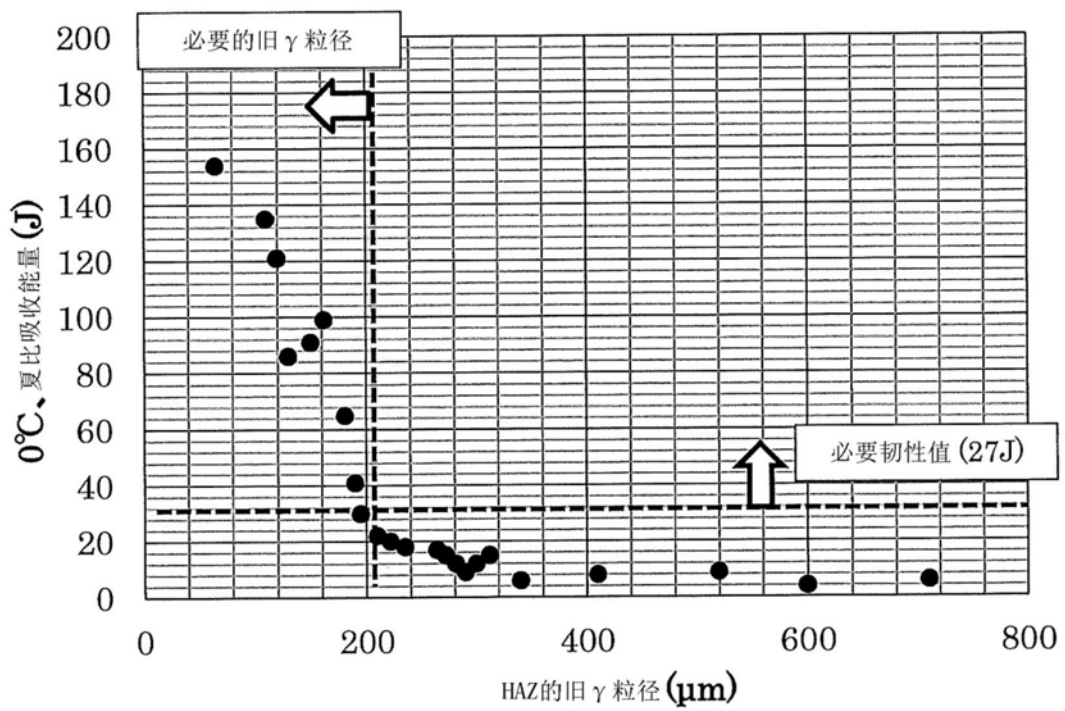


图6

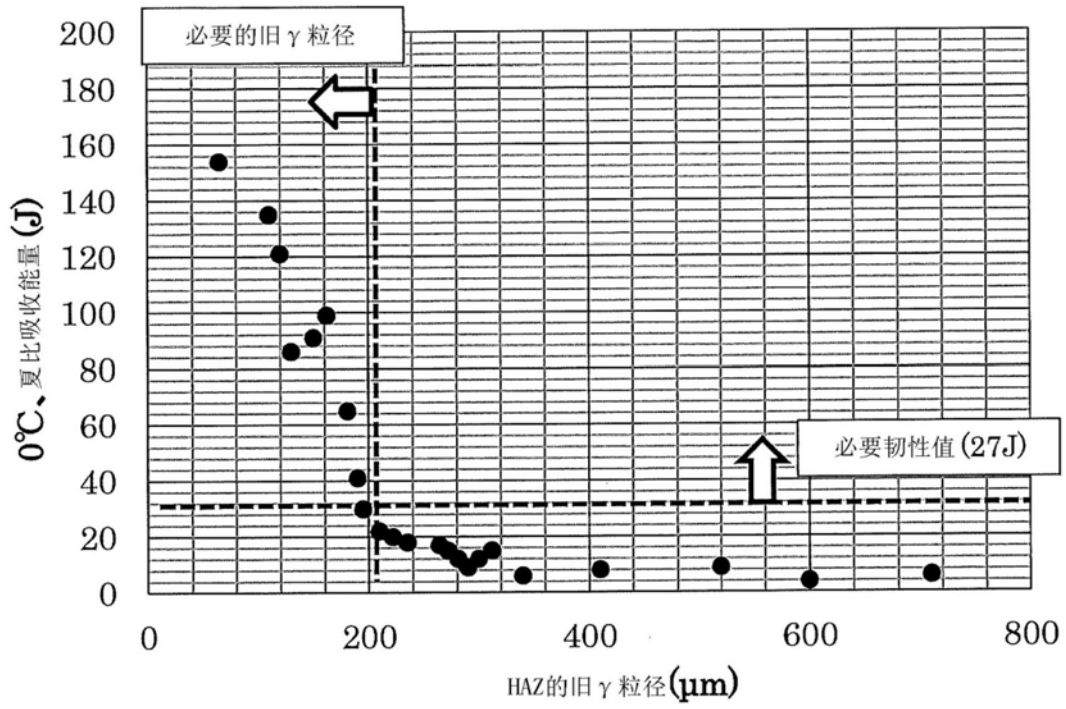


图7

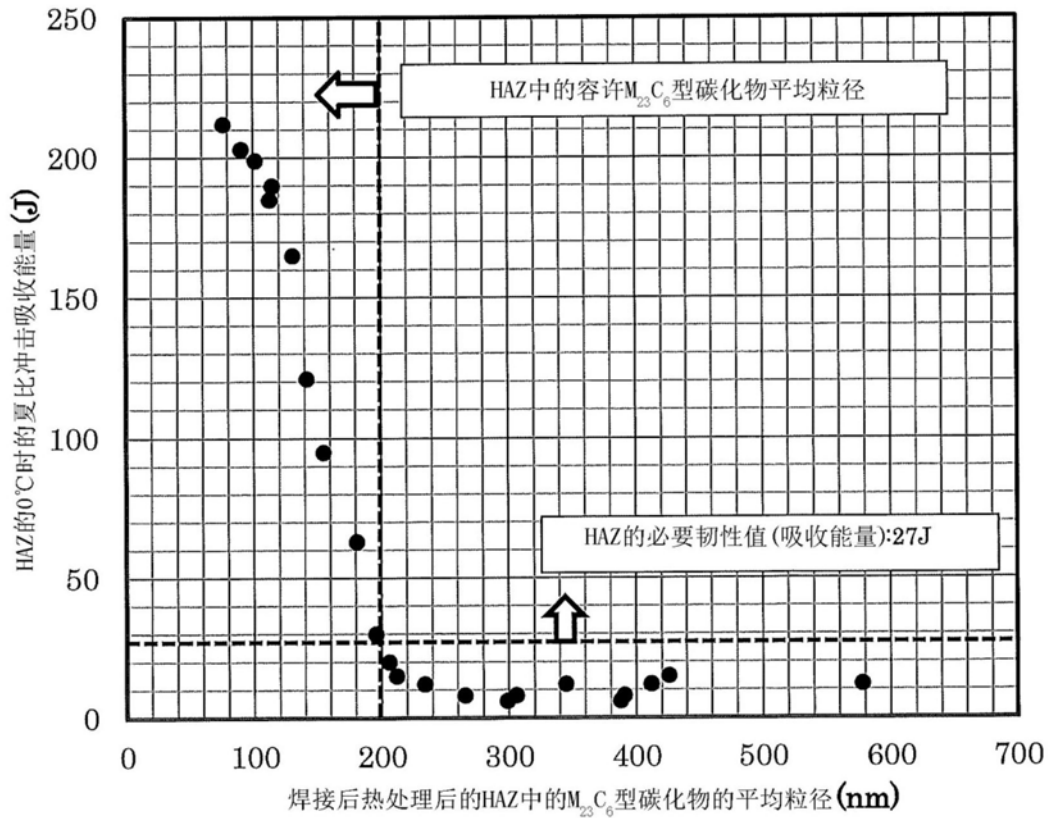


图8

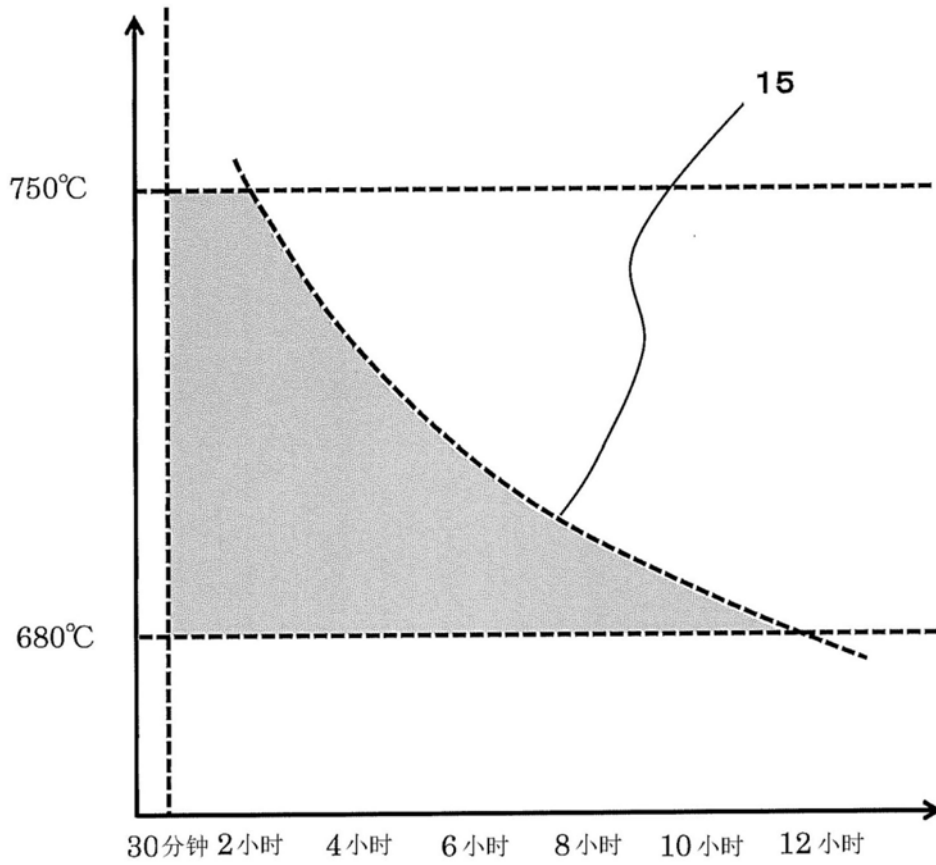


图9

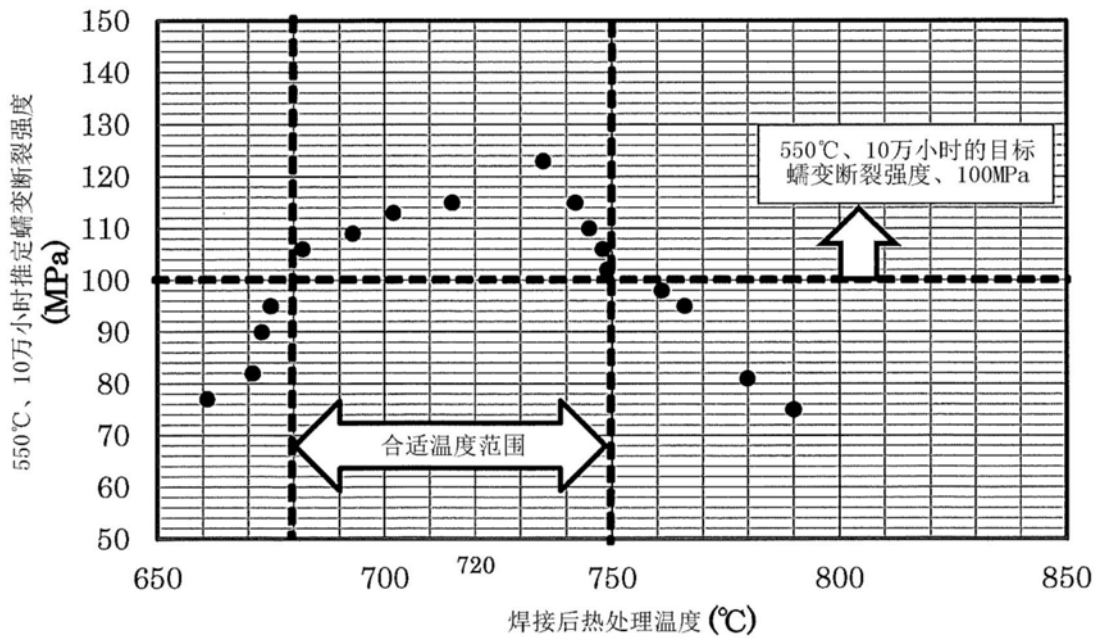


图10

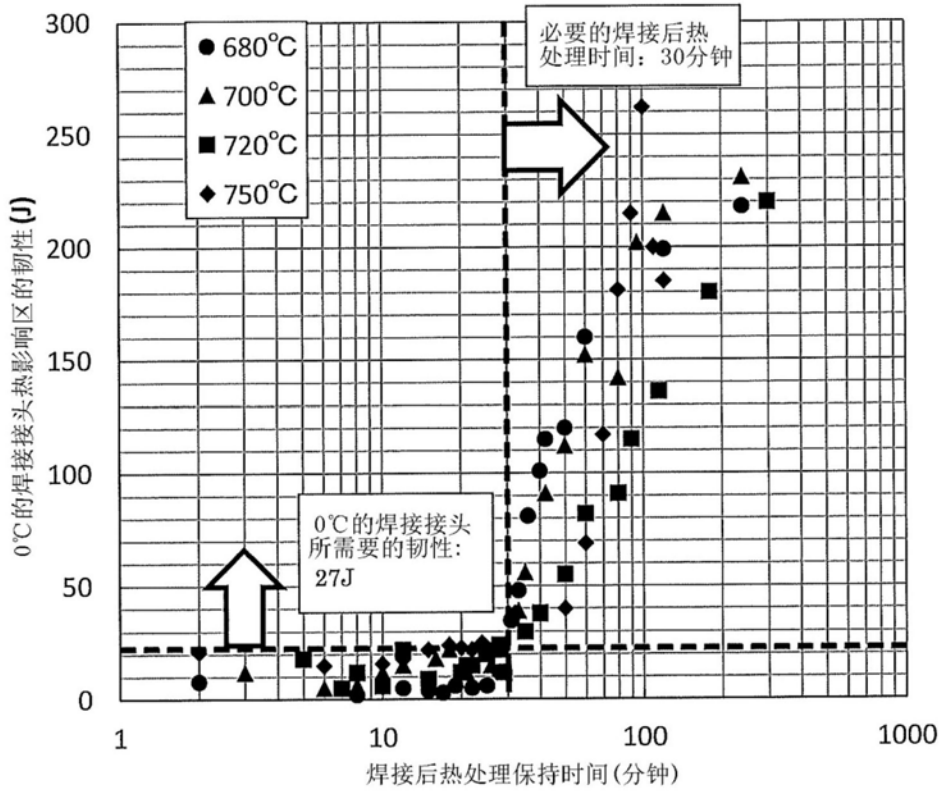


图11

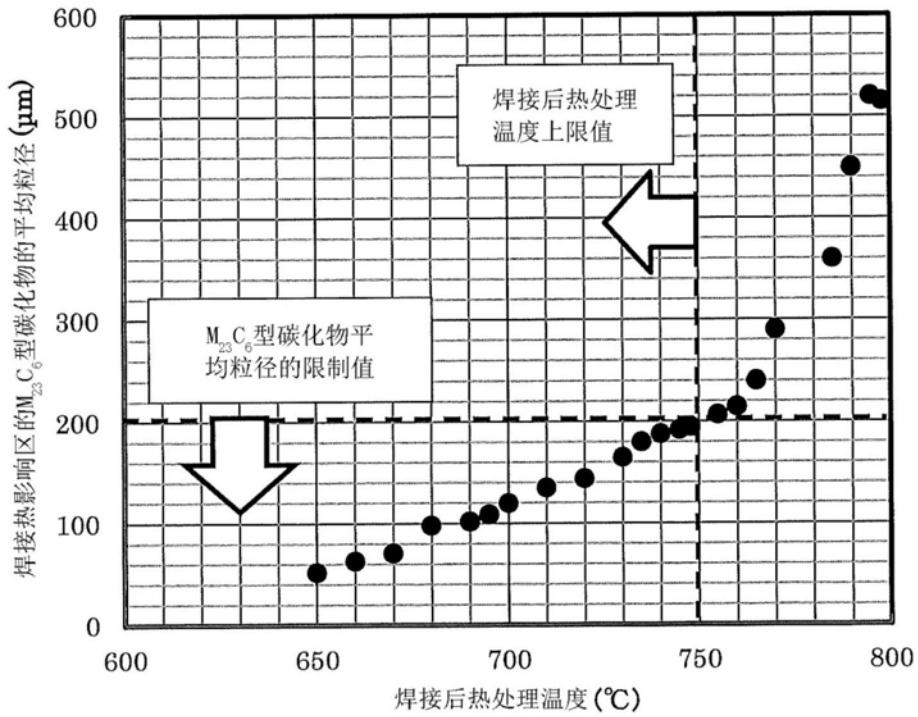


图12

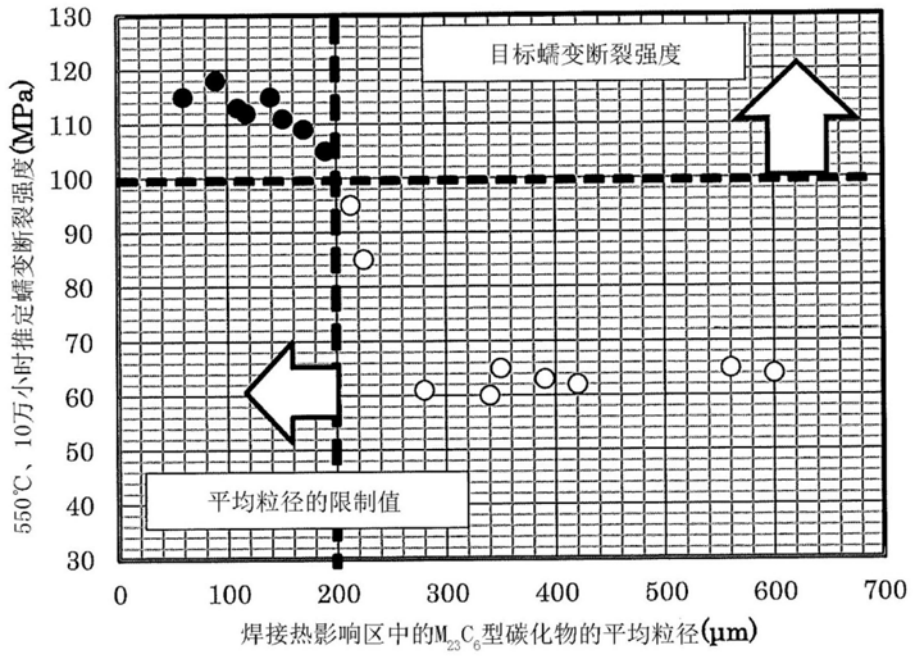


图13

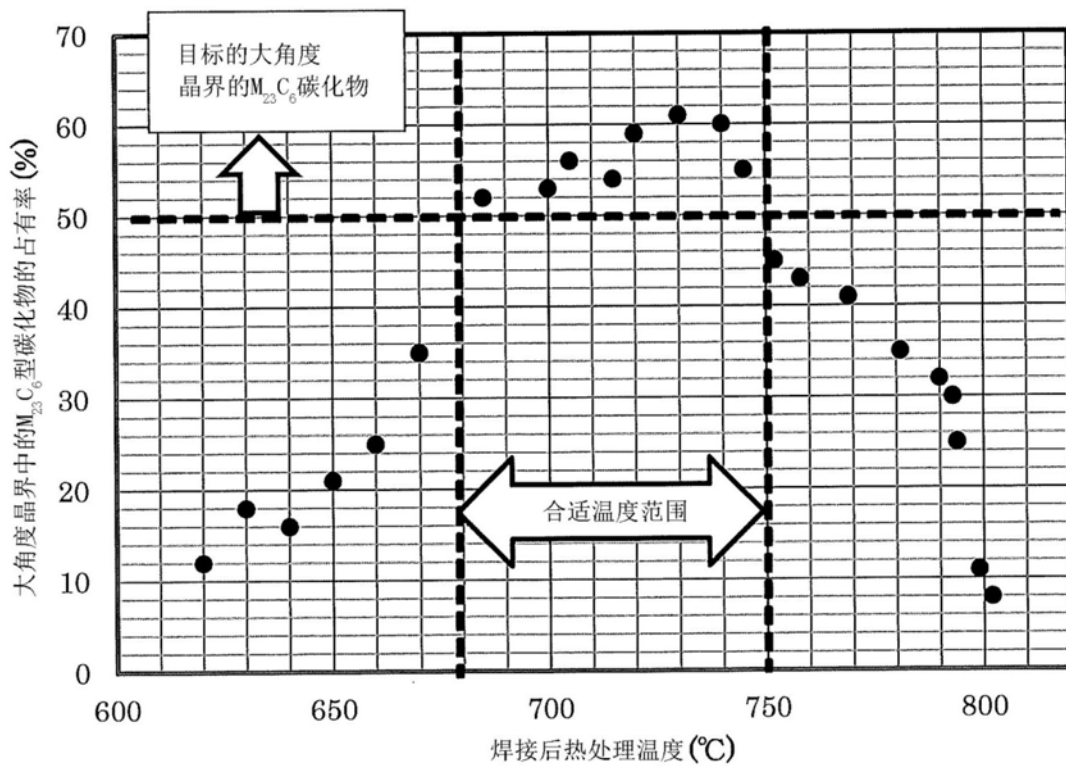


图14

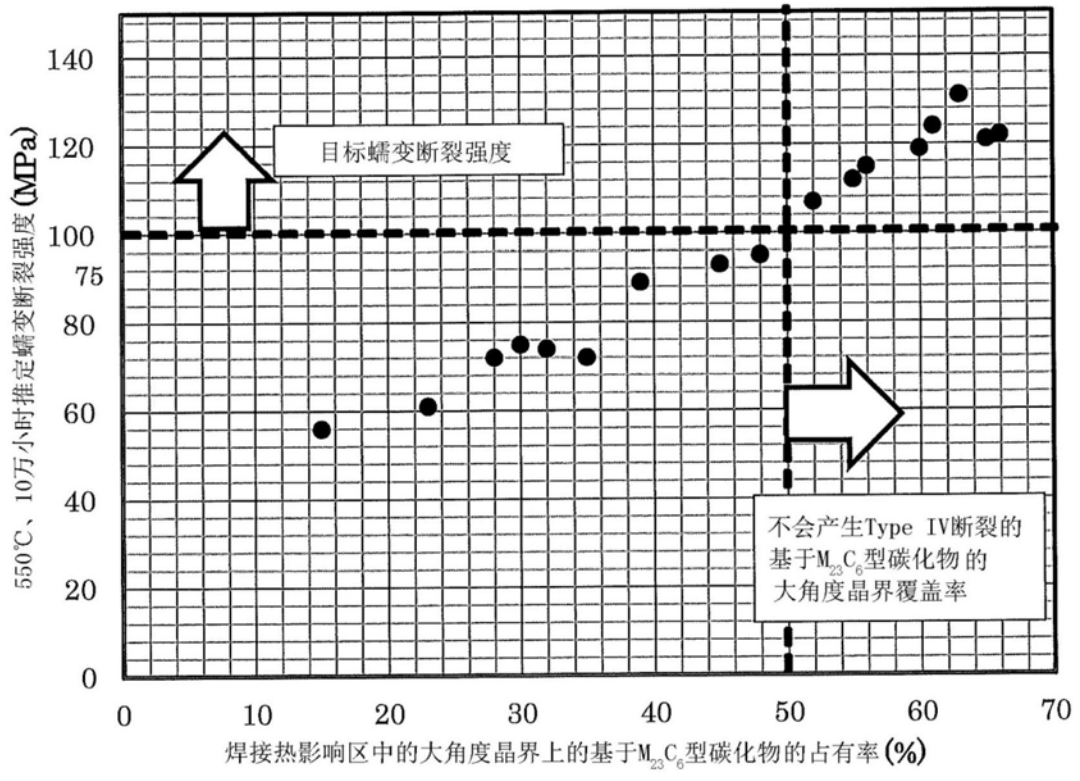


图15

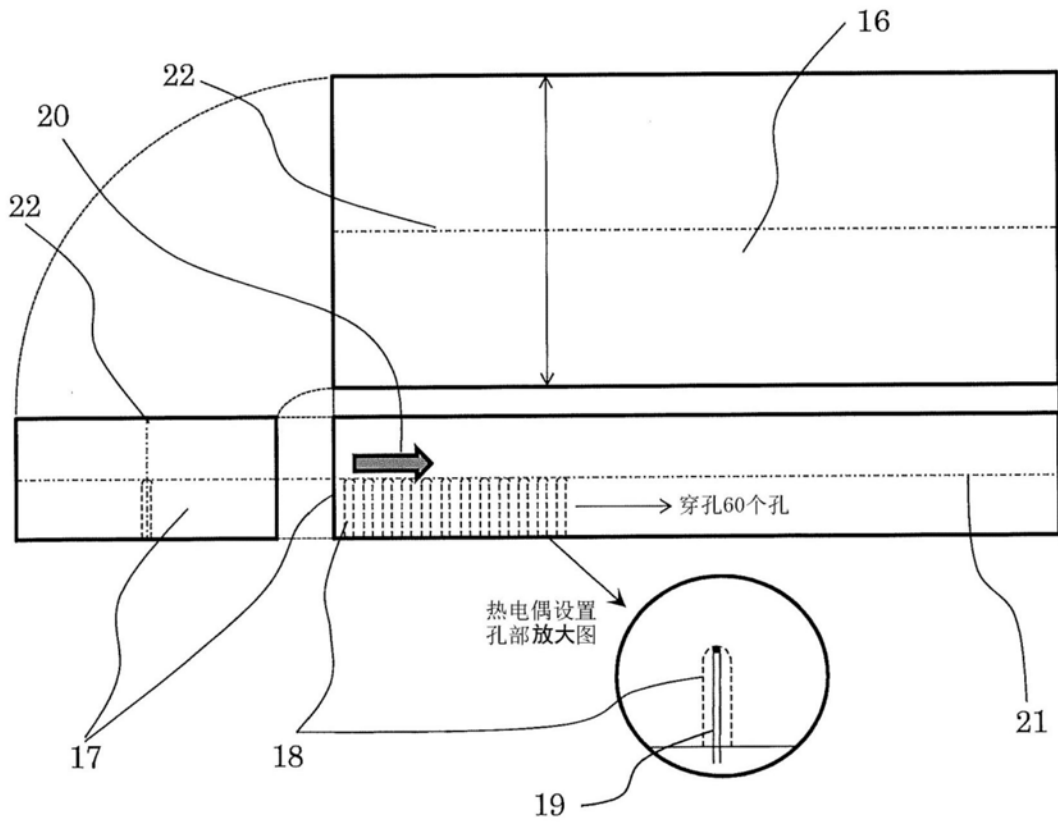


图16



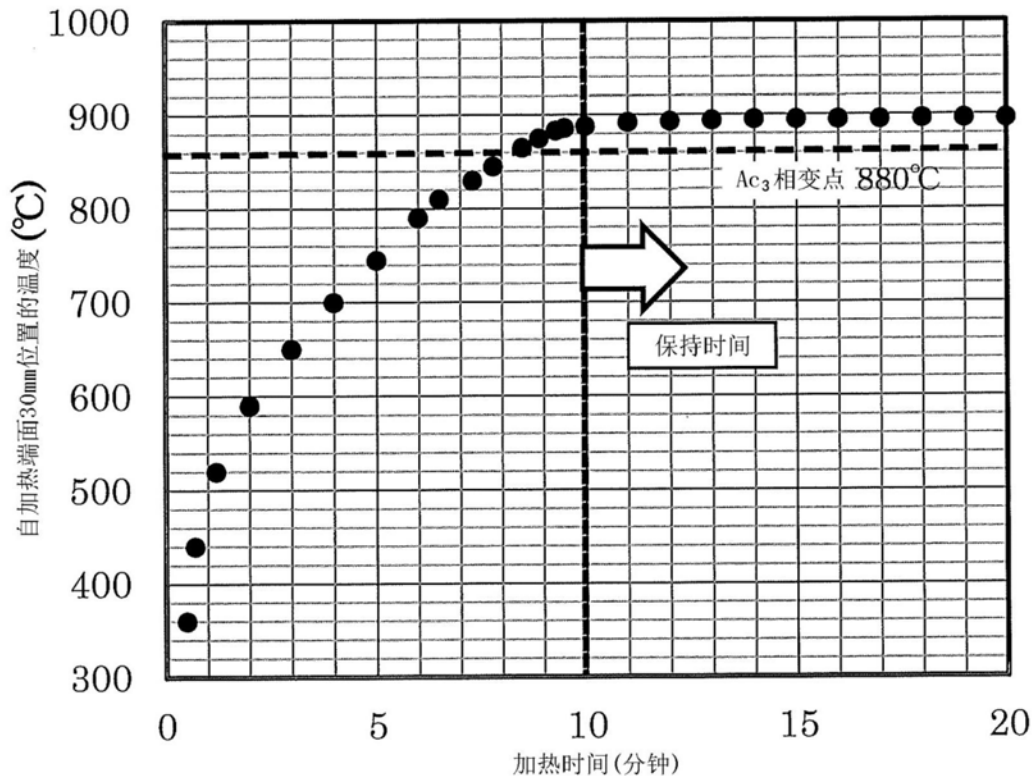


图17

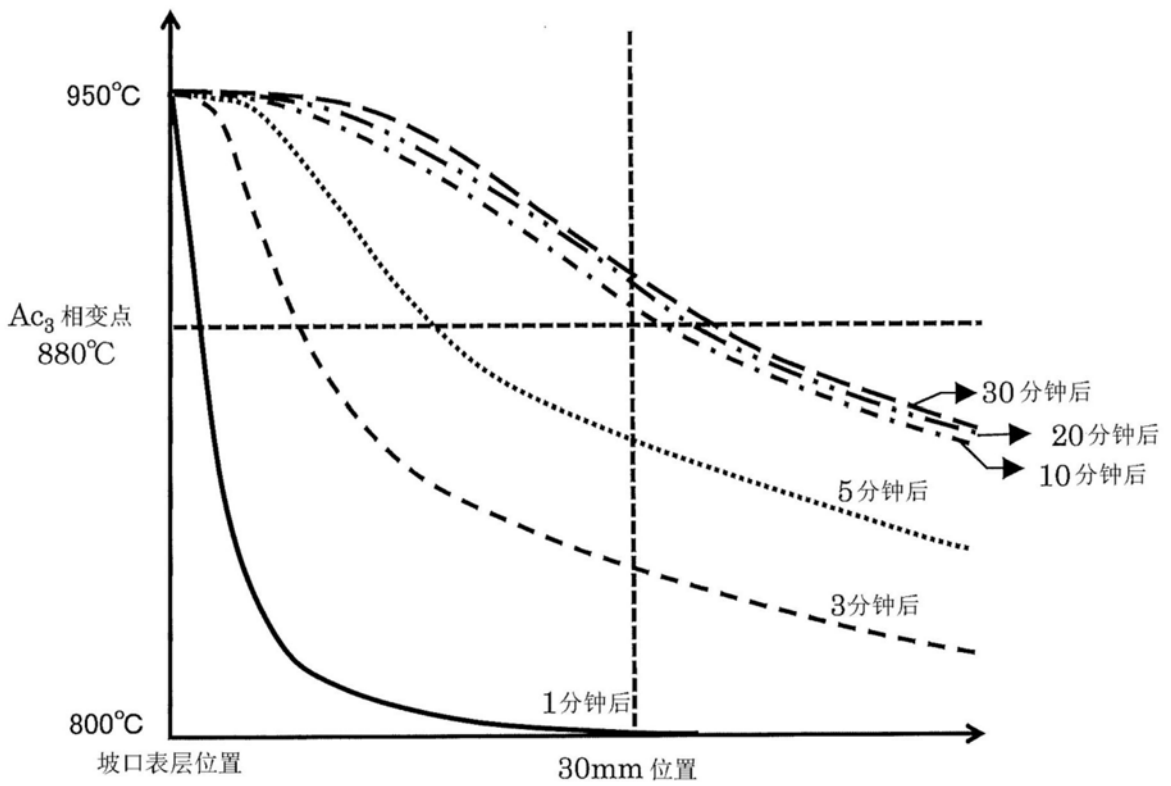
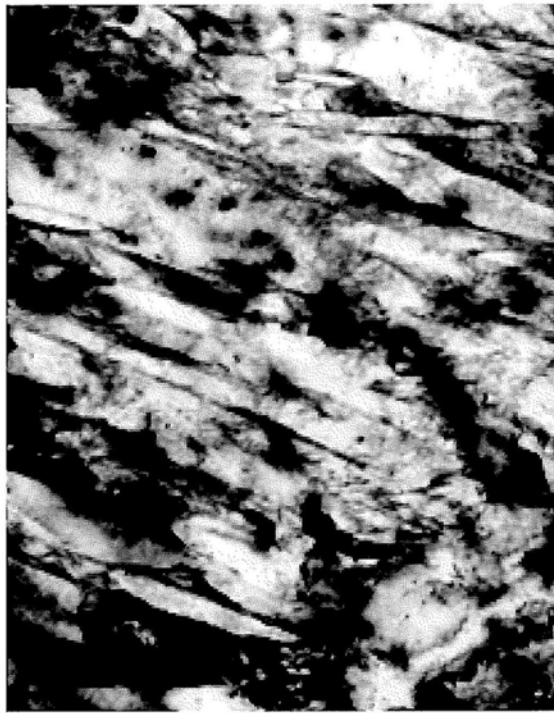
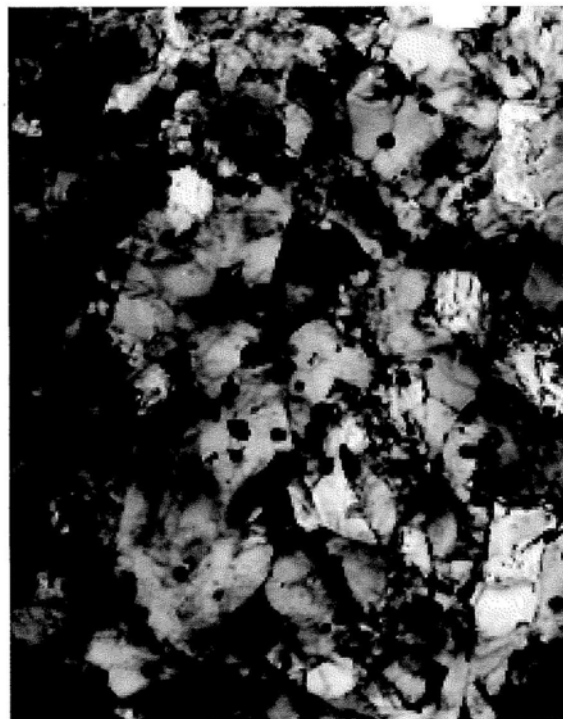


图18



1  $\mu\text{m}$

图19



1  $\mu\text{m}$

图20