



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 105074031 B

(45)授权公告日 2017.04.26

(21)申请号 201480016365.1

(22)申请日 2014.03.18

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 105074031 A

(43)申请公布日 2015.11.18

(30)优先权数据

2013-059253 2013.03.22 JP

2013-231680 2013.11.08 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2015.09.16

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/IB2014/000380 2014.03.18

(87)PCT国际申请的公布数据

W02014/147463 EN 2014.09.25

(73)专利权人 丰田自动车株式会社

地址 日本爱知县

专利权人 爱信高丘株式会社

(72)发明人 大竹和实 上田贵康 弦间喜和

佐藤高浩 藤井浩

(74)专利代理机构 北京市中咨律师事务所

11247

代理人 李颖 林柏楠

(51)Int.Cl.

G22C 38/00(2006.01)

G22C 38/60(2006.01)

G22C 38/02(2006.01)

G22C 38/04(2006.01)

G22C 38/34(2006.01)

G22C 38/40(2006.01)

G22C 38/42(2006.01)

G21D 6/00(2006.01)

(56)对比文件

JP 特开平7-113143 A,1995.05.02,

JP 特开2005-320606 A,2005.11.17,

CN 101946018 A,2011.01.12,

JP 特开平4-350150 A,1999.12.04,

CN 1942598 A,2007.04.04,

GB 936872 A,1963.09.18,

审查员 朱伟雄

权利要求书1页 说明书12页 附图8页

(54)发明名称

奥氏体耐热铸钢及其制造方法

(57)摘要

奥氏体耐热铸钢包含0.1-0.6质量%C、1.0-3.0质量%Si、0.5-1.5质量%Mn、0.05质量%或更少P、0.05-0.3质量%S、9-16质量%Ni、14-20质量%Cr、0.1-0.2质量%N以及余量的铁和不可避免的杂质,其中奥氏体耐热铸钢的基体结构由奥氏体晶粒构成,且铁素体相分散并介于奥氏体晶粒之间以覆盖奥氏体晶粒。

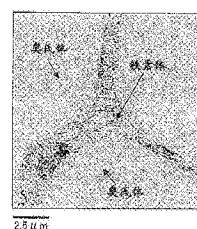


图 1A

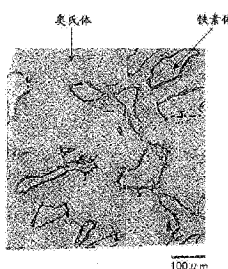


图 1B

1. 由以下组分组成的奥氏体耐热铸钢:

0.1-0.6质量%的C,

1.0-3.0质量%的Si,

0.5-1.5质量%的Mn,

0.05质量%或更少的P,

0.05-0.3质量%的S,

14-20质量%的Cr,

9-16质量%的Ni,

0.1-0.2质量%的N,

1.0-3.0质量%的Cu,和

余量的铁和不可避免的杂质,

其中所述奥氏体耐热铸钢的基体结构由奥氏体晶粒构成,且铁素体相分散并介于奥氏体晶粒之间以覆盖奥氏体晶粒,以及所述铁素体相的面积比相对于所述奥氏体耐热铸钢的整个结构在1-10%的范围内。

2. 制造奥氏体耐热铸钢的方法,其包括步骤:

由熔融金属铸造铸钢,所述熔融金属由0.1-0.6质量%的C、1.0-3.0质量%的Si、0.5-1.5质量%的Mn、0.05质量%或更少的P、0.05-0.3质量%的S、14-20质量%的Cr、9-16质量%的Ni、0.1-0.2质量%的N、任选地1.0-3.0质量%的Cu以及余量的铁和不可避免的杂质组成;和

将所述铸钢在700℃至800℃的加热温度和20-300小时的加热时间的加热条件下热处理。

奥氏体耐热铸钢及其制造方法

[0001] 发明背景

1. 发明领域

[0002] 本发明涉及奥氏体耐热铸钢,特别是热疲劳特征优异的奥氏体耐热铸钢。

[0003] 2. 现有技术描述

[0004] 奥氏体耐热铸钢已被用于车辆的排气系统部件等,例如排气集管、涡轮壳体等。这类组件暴露于高温和严苛使用环境下。为使组件具有优异的热疲劳特征,认为需要高温强度特征和从室温至高温的韧性是优异的。

[0005] 从这一角度,例如日本专利申请公开No.07-228950 (JP 07-228950 A) 建议了包含0.2-0.6质量%的C、2质量%或更少的Si、2质量%或更少的Mn、8-20质量%Ni、15-30质量%Cr、0.2-1质量%Nb、1-6质量%W、0.01-0.3质量%N以及余量Fe和不可避免的杂质的奥氏体耐热铸钢。这类耐热铸钢以这样的方式得到:将通过将包含上述组分材料作为原料熔融而得到的熔融金属在1000℃和2小时的加热条件下热处理以除去铸造以后的残余应力。

[0006] 另外,日本专利申请公开No.06-256908 (JP 06-256908 A) 建议了具有由0.20-0.60质量%的C、2.0质量%或更少的Si、1.0质量%或更少的Mn、4.0-6.0质量%的Ni、20.0-30.0质量%的Cr、1.0-5.0质量%的W、0.2-1.0质量%的Nb、0.05-0.2质量%的N以及余量Fe和不可避免的杂质构成的组成的耐热铸钢。耐热铸钢具有20-95%奥氏体相和剩余铁素体相的两相结构。

[0007] 然而,由于JP 07-228950 A中所述的奥氏体耐热铸钢在结构的大部分中包含奥氏体晶粒,尽管在高温下的拉伸强度高,但因为过度包含奥氏体晶粒,热膨胀系数大且热疲劳特征不足。

[0008] 另一方面,由于JP 06-256908 A中所述的耐热铸钢是奥氏体相和铁素体相的两相耐热铸钢,因此由如上所述奥氏体晶粒导致的热膨胀可被降低。然而,铁素体相本身作为晶粒存在于结构中。因此,由于比奥氏体晶粒更软的铁素体晶粒,高温下的拉伸强度不高。因此,尽管JP 06-256908 A中所述的耐热铸钢抑制热膨胀,高温下的拉伸强度小于常规奥氏体耐热铸钢,因此,热疲劳特征不足。

[0009] 发明概述

[0010] 本发明提供可通过抑制热膨胀同时保持高温下的拉伸强度而改进热疲劳特征的奥氏体耐热铸钢及其制造方法。

[0011] 本发明的发明人进行了许多实验和研究,认为重要的是由于奥氏体晶粒确保奥氏体耐热铸钢在高温下的拉伸强度并通过铁素体相抑制奥氏体耐热铸钢的热膨胀。具体而言,新发现用奥氏体晶粒作为基体结构,通过不使铁素体相围绕奥氏体晶粒结晶(不是均匀地布置),而是通过使细铁素体相插在奥氏体晶粒之间,可在高温下保持奥氏体耐热铸钢的拉伸强度。

[0012] 本发明基于本发明发明人的新发现。本发明第一方面涉及包含0.1-0.6质量%的C、1.0-3.0质量%的Si、0.5-1.5质量%的Mn、0.05质量%或更少的P、0.05-0.3质量%的S、

14-20质量%的Cr、9-16质量%的Ni、0.1-0.2质量%的N以及余量Fe和不可避免的杂质的奥氏体耐热铸钢。奥氏体耐热铸钢的基体结构由奥氏体晶粒构成,且铁素体相分散并介于奥氏体晶粒之间以覆盖奥氏体晶粒。

[0013] 本发明奥氏体耐热铸钢的基本组分为铁(Fe)基奥氏体耐热铸钢,当其总量设置为100质量%(下文简称为“%”)时,包含上述范围内的上述组分碳(C)、硅(Si)、锰(Mn)、磷(P)、硫(S)、铬(Cr)、镍(Ni)和氮(N)。由于基体结构由奥氏体晶粒构成且铁素体相分散并介于奥氏体晶粒之间以覆盖奥氏体晶粒,同时通过抑制热膨胀而抑制奥氏体耐热铸钢在高温期间的拉伸强度,可改进热疲劳特征。

[0014] 即,铁素体相本身不作为晶粒存在于结构中,而是分散使得铁素体相覆盖奥氏体晶粒。因此,由于奥氏体晶粒本身,奥氏体耐热铸钢在高温期间的拉伸强度可改进。另外,由于铁素体相本身具有比奥氏体相小的热膨胀系数,可抑制奥氏体耐热铸钢的热膨胀。作为这样的结果,奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征与以往相比显著地改进。

[0015] 本发明第二方面涉及包含0.1-0.6质量%的C、1.0-3.0质量%的Si、0.5-1.5质量%的Mn、0.05质量%或更少的P、0.05-0.3质量%的S、14-20质量%的Cr、9-16质量%的Ni、0.1-0.2质量%的N、1.0-3.0质量%的Cu以及余量Fe和不可避免的杂质的奥氏体耐热铸钢。奥氏体耐热铸钢的基体结构由奥氏体晶粒构成且铁素体相分散并介于奥氏体晶粒之间以覆盖奥氏体晶粒。当奥氏体耐热铸钢进一步包含上述范围内的铜(Cu)时,Cu溶于奥氏体晶粒中。因此,可进一步改进奥氏体耐热铸钢的拉伸强度。作为这样的结果,可进一步改进奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征。

[0016] 现在,当Cu含量小于1质量%时,不能以所述程度预期由于引入Cu而改进奥氏体耐热铸钢的拉伸强度。另一方面,当Cu含量超过3质量%时,不仅不能预期奥氏体耐热铸钢的拉伸强度改进更多,而且奥氏体耐热铸钢的热膨胀急剧提高。作为这样的结果,与不包含Cu的奥氏体耐热铸钢相比,奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征可能容易劣化。

[0017] 铁素体相的面积比相对于奥氏体耐热铸钢的总结构可以在1-10%范围内。从下文所述本发明发明人的实验中也获悉,当铁素体相以该面积比被包含时,奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征可能更加确定地比以往改进更多。

[0018] 即,当铁素体相的面积比相对于奥氏体耐热铸钢的总结构小于1%时,奥氏体耐热铸钢的热膨胀变得更大。作为这样的结果,奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征可能劣化。

[0019] 另一方面,当铁素体相的面积比相对于奥氏体耐热铸钢的总结构超过10%时,铁素体相倾向于作为晶粒存在于结构中。作为这样的结果,奥氏体耐热铸钢的拉伸强度在高温期间降低,且奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征可能劣化。

[0020] 本发明第三方面涉及制造奥氏体耐热铸钢的方法。该方法包括,铸造步骤:由包含0.1-0.6质量%的C、1.0-3.0质量%的Si、0.5-1.5质量%的Mn、0.05质量%或更少的P、0.05-0.3质量%的S、14-20质量%的Cr、9-16质量%的Ni、0.1-0.2质量%的N以及余量Fe和不可避免的杂质的熔融金属铸造铸钢;和热处理步骤:将铸钢在700℃至800℃的加热温度和20-300小时的加热时间的加热条件下热处理。

[0021] 根据本发明,在铸造步骤中,当以作为奥氏体耐热铸钢的基础组分的铁(Fe)作为基础,总量设置为100质量%(下文简称为“%”),加入上述范围内的上述组分碳(C)、硅(Si)、锰(Mn)、磷(P)、硫(S)、铬(Cr)、镍(Ni)和氮(N)时,将混合物熔融并制备熔融金属。当

将熔融金属浇铸到指定模具等中并冷却时,可由熔融金属铸造铸钢。

[0022] 接着,在热处理步骤中,在上述热处理条件下对铸钢应用热处理。因此,可得到其中基体结构由奥氏体晶粒构成且铁素体相分散并介于奥氏体晶粒之间以覆盖奥氏体晶粒的结构。另外,铁素体相的面积比相对于奥氏体耐热铸钢的总结构为1-10%。

[0023] 作为这样的结果,可得到奥氏体耐热铸钢结构。因此,当通过抑制热膨胀保持奥氏体耐热铸钢在高温期间的拉伸强度时,可改进热疲劳特征。

[0024] 本发明第四方面涉及制造奥氏体耐热铸钢的方法。该方法包括:铸造步骤:由0.1-0.6质量%的C、1.0-3.0质量%的Si、0.5-1.5质量%的Mn、0.05质量%或更少的P、0.05-0.3质量%的S、14-20质量%的Cr、9-16质量%的Ni、0.1-0.2质量%的N、1.0-3.0质量%的Cu以及余量Fe和不可避免的杂质组成的熔融金属铸造铸钢,和热处理步骤:将铸钢在700℃至800℃的加热温度和20-300小时的加热时间的加热条件下热处理。当上述范围内的铜(Cu)进一步加入熔融金属中时,Cu溶于奥氏体晶粒中。因此,可进一步提高奥氏体耐热铸钢的拉伸强度。作为这样的结果,可进一步改进奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征。

[0025] 此处,当Cu的添加量小于1质量%时,不能以所述程度预期由于引入Cu而改进奥氏体耐热铸钢的拉伸强度。另一方面,当Cu的添加量超过3质量%时,不仅不能预期奥氏体耐热铸钢的拉伸强度的进一步改进,而且奥氏体耐热铸钢的热膨胀急剧提高。作为这样的结果,与不包含Cu的奥氏体耐热铸钢相比,奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征可能容易劣化。

[0026] 根据本发明,在通过抑制热膨胀而保持高温期间的拉伸强度时,可改进热疲劳特征。

[0027] 附图简要说明

[0028] 下面参考附图描述本发明示例实施方案的特征、优点以及技术和工业重要性,其中类似的数字表示类似的元件,且其中:

[0029] 图1A为根据实施例4的奥氏体耐热铸钢的结构照片;

[0030] 图1B为根据对比例6的奥氏体耐热铸钢的结构照片;

[0031] 图2为显示根据实施例1-12和对比例1-14的奥氏体耐热铸钢的铁素体面积比与加热时间之间的关系图;

[0032] 图3为显示根据实施例1-12和对比例1-14的奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数的测量结果的图;

[0033] 图4为显示根据实施例1-12和对比例1-14的奥氏体耐热铸钢的拉伸强度的测量结果的图;

[0034] 图5为显示根据实施例1-12和对比例1-14的奥氏体耐热铸钢的热疲劳寿命的测量结果的图;

[0035] 图6为显示根据实施例12-14和对比例15的奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数的测量结果的图;

[0036] 图7为显示根据实施例12-14和对比例15的奥氏体耐热铸钢的拉伸强度的测量结果的图;

[0037] 图8为显示根据实施例12-14和对比例15的奥氏体耐热铸钢的热疲劳寿命的测量结果的图;

[0038] 图9为描述可加工性试验的示意图;

[0039] 图10为显示根据实施例15-18和对比例22-26的奥氏体耐热铸钢的S添加量与其热疲劳寿命之间的关系的图;和

[0040] 图11为显示在根据实施例15-18和对比例22-24的奥氏体耐热铸钢的可加工性试验中,伴随加工行程增加的铣刀侧面磨损量的结果的图。

[0041] 实施方案详述

[0042] 本实施方案的制造奥氏体耐热铸钢的方法包括,铸造步骤:由包含0.1-0.6质量%的C、1.0-3.0质量%的Si、0.5-1.5质量%的Mn、0.05质量%或更少的P、0.05-0.3质量%的S、14-20质量%的Cr、9-16质量%的Ni、0.1-0.2质量%的N以及余量Fe和不可避免的杂质的熔融金属铸造铸钢,和热处理步骤:将铸钢在700℃至800℃的加热温度和20-300小时的加热时间的加热条件下热处理。

[0043] 因此,可得到其中以上述范围内的组分作为基础组分,基体结构由奥氏体晶粒构成且铁素体相分散并介于奥氏体晶粒之间以覆盖奥氏体晶粒(整个奥氏体晶粒)的结构。另外,铁素体相的面积比相对于奥氏体耐热铸钢的整个结构在1-10%范围内。

[0044] 在如此所得的奥氏体耐热铸钢中,铁素体相本身并不是作为晶粒不均匀地分布于结构中,而是分散使得铁素体相覆盖奥氏体晶粒。因此,由于奥氏体晶粒本身,奥氏体耐热铸钢在高温期间的拉伸强度可提高。另外,由于铁素体相本身具有比奥氏体相小的热膨胀,可抑制奥氏体耐热铸钢的热膨胀。作为这样的结果,奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征可比以往改进更多。

[0045] 然而,在铁素体相的面积比相对于奥氏体耐热铸钢的整个结构小于1%的情况下,由于奥氏体晶粒的比例提高,可确保奥氏体耐热铸钢的拉伸强度。然而,奥氏体耐热铸钢的热膨胀变得更大。作为这样的结果,奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征可降低。

[0046] 另一方面,在其中铁素体相的面积比相对于奥氏体耐热铸钢的整个结构超过10%的情况下,由于铁素体相的增加,可抑制奥氏体耐热铸钢的热膨胀。然而,铁素体相可能作为晶粒不均匀地分布于结构中。因此,奥氏体耐热铸钢的拉伸强度在高温期间降低。作为这样的结果,奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征可劣化。

[0047] 在本实施方案的奥氏体耐热铸钢中,各组分的范围如上所述限制的原因如下。参考下文所述实施例,具体地描述其值。

[0048] C:上述范围内的C用作奥氏体稳定元素且有效用于改进高温强度和铸造性。然而,当其含量小于0.1质量%时,较少地改进铸造性。另一方面,当含量超过0.6质量%时,由于CrC的沉积,结构硬度提高且韧性劣化。因此,奥氏体耐热铸钢的可加工性可能劣化。

[0049] Si:上述范围内的Si有效用于改进抗氧化性能和铸造性。然而,当其含量小于1.0质量%时,铸造性可受损。另一方面,当含量超过3.0质量%时,奥氏体耐热铸钢的可加工性劣化。

[0050] Mn:上述范围内的Mn促进脱氧并使奥氏体相稳定化。然而,当含量小于0.5质量%时,由于没有脱氧效应而导致铸造缺陷。另一方面,当含量超过1.5质量%时,奥氏体相被变形诱导且奥氏体耐热铸钢的可加工性劣化。

[0051] P:上述范围内的P可避免铸造裂纹等。当其含量超过0.05质量%时,由于可能由于加热和冷却的重复而发生热降解,韧性也劣化,因此导致铸造裂纹。

[0052] S:上述范围内的S可确保可加工性。然而,当其含量小于0.05质量%时,可加工性

劣化。当含量超过0.3质量%时,S溶于母相中且热疲劳寿命劣化。

[0053] Cr:上述范围内的Cr改进抗氧化性且有效用于改进高温强度。当其含量小于14质量%时,抗氧化性的效果劣化。另一方面,当含量超过20质量%时,结构硬度由于CrC的沉积而提高。因此,奥氏体耐热铸钢的可加工性可劣化。

[0054] Ni:上述范围内的Ni可均匀地分散铁素体相以覆盖奥氏体晶粒。当其含量小于9质量%时,由于铁素体相的面积比超过10%,产生铁素体相的晶粒。因此,奥氏体耐热铸钢的拉伸强度在高温期间降低,并由此损害热疲劳特征。另一方面,当含量超过16质量%时,铁素体相的面积比小于1%,且由于奥氏体晶粒,奥氏体耐热铸钢的热膨胀变得更大。因此,奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征劣化。

[0055] N:上述范围内的N有效用于改进高温强度,稳定奥氏体相并使结构小型化。然而,当其含量小于0.1%时,它是无效的,当含量超过0.2%时,收益急剧降低并导致气体缺陷。

[0056] 根据本实施方案,可以进一步将Cu以1.0-3.0质量%加入熔融金属中以使奥氏体耐热铸钢包含该范围的Cu。通过进一步包含上述范围的铜(Cu),Cu溶于奥氏体晶粒中。因此,可进一步改进奥氏体耐热铸钢的拉伸强度。作为这样的结果,可进一步改进奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征。

[0057] 此处,当Cu的含量小于1质量%时,不能以所述程度预期引入Cu改进奥氏体耐热铸钢的拉伸强度。另一方面,当Cu含量超过3质量%时,由于铁素体相的产生被扰乱,奥氏体耐热铸钢的热膨胀急剧提高。作为这样的结果,奥氏体耐热铸钢的热疲劳特征与不含Cu的奥氏体耐热铸钢相比可能劣化。

[0058] 下文参考实施例和对比例更详细地描述本发明。

[0059] [实施例1]

[0060] 制备50kg试样,其为Fe基奥氏体耐热铸钢的原料且具有表1A所示组成,将其在空气中使用高频感应炉熔融。将所得熔融金属在1600℃下出料,在1550℃下倒入25mm×25mm×300mm的砂模具(未预热)中并固化,因此,得到铸钢产物(粗材料)。将铸钢产物在空气气氛炉中在表2A所示指定温度(尤其是700℃和800℃)下热处理指定时间(尤其是20小时)并制备由根据实施例1的奥氏体耐热铸钢制成的试片。

[0061] [实施例2-14]

[0062] 以与实施例1相同的方式,制备奥氏体耐热铸钢的试片。具体而言,试片用具有表1A所示组成的试样铸造并在表2A所示加热条件下热处理。

[0063] [对比例1-5]

[0064] 以与实施例1相同的方式,制备奥氏体耐热铸钢的试片。具体而言,试片用具有表1B所示组成的试样铸造并在表2B所示加热条件下热处理。对比例1-5在本发明范围外之处,因为加热时间设置为小于20小时。

[0065] [对比例6-11]

[0066] 以与实施例1相同的方式,制备奥氏体耐热铸钢的试片。具体而言,试片用具有表1B所示组成的试样铸造并在表2B所示加热条件下热处理。对比例6-11在本发明范围外之处,因为Ni的添加量设置为小于9质量%,且对比例6和9在本发明范围外,还因为加热时间设置为小于20小时。

[0067] [对比例12-14]

[0068] 以与实施例1相同的方式,制备奥氏体耐热铸钢的试片。具体而言,试片用具有表1B所示组成的试样铸造并在表2B所示加热条件下热处理。对比例12-14在本发明范围外,因为Ni的添加量设置为大于16质量%,且对比例12在本发明范围外,还因为加热时间设置为小于20小时。

[0069] [对比例15]

[0070] 以与实施例1相同的方式,制备奥氏体耐热铸钢的试片。具体而言,试片用具有表1B所示组成的试样铸造并在表2B所示加热条件下热处理。特别地,对比例15在本发明范围外,因为Cu的添加量设置为大于3质量%。

[0071] [对比例16-18]

[0072] 以与实施例1相同的方式,制备奥氏体耐热铸钢的试片。具体而言,试片用具有表1B所示组成的试样铸造并在表2B所示加热条件下热处理。特别地,对比例16-18在本发明范围外,因为加热温度设置为大于800℃(尤其是810℃)。

[0073] [对比例19-21]

[0074] 以与实施例1相同的方式,制备奥氏体耐热铸钢的试片。具体而言,试片用具有表1B所示组成的试样铸造并在表2B所示加热条件下热处理。特别地,对比例19-21在本发明范围外,因为加热温度设置为小于700℃(具体是690℃)。

[0075] [表1A]

[0076]

(质量%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Cu	Fe
实施例1	0.1	1.0	0.5	0.020	0.05	14	9	0.10	0	余量
实施例2	0.1	1.0	0.5	0.020	0.05	14	9	0.10	0	余量
实施例3	0.1	1.0	0.5	0.020	0.05	14	9	0.10	0	余量
实施例4	0.3	2.0	1.0	0.019	0.20	17	12	0.15	0	余量
实施例5	0.3	2.0	1.0	0.019	0.10	17	12	0.15	0	余量
实施例6	0.3	2.0	1.0	0.019	0.10	17	12	0.15	0	余量
实施例7	0.6	2.0	1.5	0.019	0.30	20	14	0.20	0	余量
实施例8	0.6	2.0	1.5	0.019	0.30	20	14	0.20	0	余量
实施例9	0.6	2.0	1.5	0.019	0.30	20	14	0.20	0	余量
实施例10	0.3	3.0	1.0	0.022	0.10	18	16	0.15	0	余量
实施例11	0.3	2.5	1.0	0.022	0.10	18	16	0.15	0	余量
实施例12	0.3	2.5	1.0	0.022	0.10	18	16	0.15	0	余量
实施例13	0.3	2.5	1.0	0.022	0.10	18	16	0.15	1	余量
实施例14	0.3	2.5	1.0	0.022	0.10	18	16	0.15	3	余量

[0077] [表1B]

[0078]

(质量%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Cu	Fe
对比例1	0.2	1.0	0.5	0.020	0.10	17	9	0.10	0	余量
对比例2	0.2	3.0	0.5	0.020	0.10	17	9	0.10	0	余量
对比例3	0.2	3.0	1.0	0.019	0.10	19	12	0.15	0	余量

对比例4	0.2	3.0	1.5	0.019	0.30	20	14	0.20	0	余量
对比例5	0.2	3.0	1.0	0.022	0.30	18	16	0.15	0	余量
对比例6	0.6	2.0	1.0	0.021	0.05	18	5	0.15	0	余量
对比例7	0.6	2.0	1.0	0.021	0.05	18	5	0.15	0	余量
对比例8	0.6	2.0	1.0	0.021	0.05	18	5	0.15	0	余量
对比例9	0.3	2.0	1.0	0.019	0.10	20	8	0.15	0	余量
对比例10	0.3	2.0	1.0	0.019	0.10	20	8	0.15	0	余量
对比例11	0.3	2.0	1.0	0.019	0.10	18	8	0.15	0	余量
对比例12	0.3	2.0	1.0	0.019	0.10	18	17	0.15	0	余量
对比例13	0.3	2.0	1.0	0.019	0.10	18	17	0.15	0	余量
对比例14	0.3	2.0	1.0	0.019	0.10	18	17	0.15	0	余量
对比例15	0.3	2.5	1.0	0.022	0.10	18	16	0.15	4	余量
对比例16	0.1	1.0	0.5	0.020	0.05	14	9	0.10	0	余量
对比例17	0.1	1.0	0.5	0.020	0.05	14	9	0.10	0	余量
对比例18	0.1	1.0	0.5	0.020	0.05	14	9	0.10	0	余量
对比例19	0.3	3.0	1.0	0.022	0.10	18	16	0.15	0	余量
对比例20	0.3	2.5	1.0	0.022	0.10	18	16	0.15	0	余量
对比例21	0.3	2.5	1.0	0.022	0.10	18	16	0.15	0	余量

[0079] [表2A]

[0080]

	加热时间 (小时)	加热温度 (°C)	铁素体面 积比(%)	热膨胀系 数(1/K)	拉伸强度 (MPa)	疲劳寿命 (时间)
实施例1	20	700, 800	10	16.0	110	240
实施例2	50	700, 800	10	16.0	111	242
实施例3	300	700, 800	10	16.0	111	242
实施例4	20	700, 800	7	16.0	115	240
实施例5	50	700, 800	7	16.1	114	241
实施例6	300	700, 800	7	16.1	114	240
实施例7	20	700, 800	4	16.1	111	245
实施例8	50	700, 800	4	16.2	112	248
实施例9	300	700, 800	4	16.2	112	247
实施例10	20	700, 800	1	16.2	113	237
实施例11	50	700, 800	1	16.2	115	238
实施例12	300	700, 800	1	16.2	115	237
实施例13	20	700, 800	1	16.0	140	290
实施例14	20	700, 800	1	16.1	142	295

[0081] [表2B]

[0082]

	加热时间 (小时)	加热温 度(°C)	铁素体面积 比(%)	热膨胀系 数(1/K)	拉伸强度 (MPa)	疲劳寿命 (时间)
对比例 1	10	700, 800	0	19.5	110	190
对比例 2	19	700, 800	0	19.5	111	186
对比例 3	19	700, 800	0	19.8	115	191
对比例 4	19	700, 800	0	20.0	111	192
对比例 5	19	700, 800	0	20.5	113	190
对比例 6	10	700, 800	20	13.0	30	80
对比例 7	20	700, 800	20	13.0	30	80
对比例 8	300	700, 800	20	13.0	30	80
对比例 9	10	700, 800	11	13.1	50	100
对比例 10	20	700, 800	11	13.1	50	100
对比例 11	300	700, 800	11	13.1	50	100
对比例 12	10	700, 800	0	19.5	115	195
对比例 13	20	700, 800	0	19.6	116	196
对比例 14	300	700, 800	0	19.8	115	196
对比例 15	20	700, 800	0	20.0	140	194
对比例 16	20	810	11	13.0	51	101
对比例 17	50	810	11	13.1	50	101
对比例 18	300	810	11	13.1	52	100
对比例 19	20	690	0	19.8	116	195
对比例 20	50	690	0	19.7	116	195
对比例 21	300	690	0	19.8	115	196

[0083] <结构观察和铁素体面积比的测量>

[0084] 通过电子背散射衍射 (EBDS) 方法观察根据实施例1-14和对比例1-21的奥氏体耐热铸钢试片各自的结构并测量其铁素体面积比。铁素体面积比通过图像处理计算。铁素体面积比为 $30\mu\text{m} \times 30\mu\text{m}$ 的矩形观察场中铁素体占据的面积相对于整个结构(全视场)的面积之比。其结果显示于表2A和2B中。对于实施例1-14和对比例1-15,由于几乎没有发现700℃和800℃的加热温度下的值之间的差异,表2A和2B中示出的是平均值。

[0085] 图1A为根据实施例4的奥氏体耐热铸钢的结构照片,且图1B为根据对比例6的奥氏体耐热铸钢的结构照片。图2显示实施例1-12和对比例1-14的奥氏体耐热铸钢的铁素体面积比与其加热时间之间的关系。

[0086] <热膨胀系数的测量>

[0087] 测量根据实施例1-14和对比例1-21的奥氏体耐热铸钢试片各自的热膨胀系数。具体而言,使用推杆式膨胀仪测量900℃下的热膨胀系数。作为试片的形状,使用6mm直径×50mm并通过与石英玻璃的热膨胀相比进行测量。其结果显示于表2A和2B中。对于实施例1-14和对比例1-15,由于几乎没有发现在700℃和800℃的加热温度下的值之间的差异,表2A和2B中示出的是平均值。

[0088] 图3显示根据实施例1-12和对比例1-14的奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数的测量结果,且图6显示实施例12-14和对比例15的奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数的测量结果。

[0089] <拉伸强度的测量>

[0090] 在根据实施例1-14和对比例1-21的奥氏体耐热铸钢试片上进行拉伸强度测量。具体而言,试验根据JIS Z2241和JIS G0567进行,并测量在900℃的温度下的拉伸强度。其结

果显示于表2A和2B中。

[0091] 图4为显示根据实施例1-12和对比例1-14的奥氏体耐热铸钢的拉伸强度的测量结果的图,且图7为显示根据实施例12-14和对比例15的奥氏体耐热铸钢的拉伸强度的测量结果的图。对于实施例1-14和对比例1-15,几乎没有发现在700℃和800℃的加热温度下的值之间的差异,因此,表2A和2B中示出的是平均值。

[0092] <热疲劳寿命的测量>

[0093] 在根据实施例1-14和对比例1-21的奥氏体耐热铸钢试片各自上进行热疲劳试验。在使用试片(测量距离,15mm;测量直径,8mm)用电液伺服式热疲劳试验机进行的该热疲劳试验中,通过在100%约束比(机械完全受约束状态)下由在上限与下限温度之间的中间温度加热而测量试片的热膨胀和伸长率,重复三角波加热-冷却循环(下限温度:200℃,上限温度:900℃),每个循环持续9分钟。基于循环数目评估热疲劳特征直至试片完全破裂。其结果显示于表2A和2B中。对于实施例1-14和对比例1-15,几乎没有发现在700℃和800℃的加热温度下的值之间的差异,因此,其表2A和2B中示出的是平均值。

[0094] 图5为显示根据实施例1-12和对比例1-14的奥氏体耐热铸钢的热疲劳寿命的测量结果的图,且图8为显示根据实施例12-14和对比例15的奥氏体耐热铸钢的热疲劳寿命的测量结果的图。

[0095] [结果1:铁素体相和铁素体面积比]

[0096] 如表2A和2B以及图2所示,根据实施例1-12的奥氏体耐热铸钢具有相对于奥氏体耐热铸钢的整个结构在1-10%范围内的铁素体相面积比。认为这是因为Ni含量设置为9-16质量%并且使用700℃至800℃的加热温度和20-300小时的加热时间的加热条件进行热处理。

[0097] 在这样得到的结构中,如图1A所示,基体结构由奥氏体晶粒构成且铁素体相分散并介于奥氏体晶粒之间以覆盖奥氏体晶粒。

[0098] 另一方面,在根据对比例1-5(加热时间:小于20小时)和对比例12-14(Ni的添加量:大于16质量%)的奥氏体耐热铸钢中,没有产生铁素体相。另外,在根据对比例6-11(Ni的添加量:小于9质量%)的奥氏体耐热铸钢中,铁素体相的面积比超过10%。另外,作为晶粒,产生了奥氏体晶粒和铁素体晶粒两者。

[0099] 另外,如表2A和2B所示,根据对比例16-18(加热温度:高于800℃)的奥氏体耐热铸钢具有超过10%的铁素体相面积比。根据对比例19-21(加热温度:小于700℃)的奥氏体耐热铸钢具有小于1%的铁素体相面积比。

[0100] [结果2:热膨胀系数]:

[0101] 如图3所示,根据实施例1-12的奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数低于对比例1-5和对比例12-14的那些且高于对比例6-11的那些。即,根据实施例1-12的奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数具有对比例1-5和对比例12-14的那些与对比例6-11的那些之间的中间值。

[0102] 另外,根据实施例1-14和对比例1-21的奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数显示于表2A和2B中。从图3以及表2A和2B中发现,根据实施例1-14的奥氏体耐热铸钢的铁素体面积比在1-10%范围内,根据对比例1-5、对比例12-15和对比例19-21的奥氏体耐热铸钢的铁素体面积比小于1%,且根据对比例6-11和对比例16-18的奥氏体耐热铸钢的铁素体面积比超过10%。认为这是因为奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数取决于铁素体面积比。

[0103] 即,认为奥氏体耐热铸钢的铁素体相的占据率越高,奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数越低。当奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数变低时,抑制了热膨胀且倾向于对热疲劳特征有利。

[0104] [结果3:拉伸强度]

[0105] 如图4以及表2A和2B所示,根据实施例1-12的奥氏体耐热铸钢的拉伸强度为与对比例1-5、对比例12-14和对比例19-21的那些相同的水平,且高于对比例6-11和对比例16-18的那些。另外,根据实施例1-14和对比例1-21的奥氏体耐热铸钢的拉伸强度显示于表2A和2B中。认为根据对比例6-11和对比例16-18的奥氏体耐热铸钢的拉伸强度低于其它的那些的原因是因为奥氏体耐热铸钢中产生了铁素体晶粒。

[0106] 另一方面,认为这是因为在根据实施例1-12的奥氏体耐热铸钢中,铁素体相分散并介于奥氏体晶粒之间以覆盖奥氏体晶粒(铁素体相在奥氏体晶粒的晶粒边界附近形成),可确保在与对比例1-5、对比例12-14和对比例19-21的那些相同水平的拉伸强度。

[0107] [结果4:热疲劳特征]

[0108] 如图5所示,根据实施例1-12的奥氏体耐热铸钢疲劳寿命长于其它对比例的那些。另外,在表2A和2B中,显示根据实施例1-14和对比例1-21的奥氏体耐热铸钢的疲劳寿命。从图5以及表2A和2B中,认为因为在根据对比例1-5、对比例12-15和对比例19-21的奥氏体耐热铸钢的情况下,其拉伸强度为与根据实施例1-12的奥氏体耐热铸钢的那些相同的水平,但其热膨胀系数高于实施例1-12的那些,因此其热疲劳寿命变得比实施例1-12的那些更短。

[0109] 另一方面,在根据对比例6-11和对比例16-18的奥氏体耐热铸钢的情况下,认为因为其拉伸强度显著小于根据实施例1-12的奥氏体耐热铸钢的那些,热疲劳寿命变得比实施例1-12的那些更短。

[0110] [结果5:当进一步加入Cu时的效果]

[0111] 如图6所示,根据实施例12-14的奥氏体耐热铸钢的热膨胀系数低于对比例15。认为,这是因为,如对比例15的情况,当Cu含量超过3质量%时,不产生铁素体相并极大地增加了奥氏体基耐热铸钢的热膨胀。

[0112] 如图7所示,根据实施例13和14以及对比例15的奥氏体耐热铸钢的拉伸强度高于实施例12。认为,这是因为Cu溶于奥氏体耐热铸钢的奥氏体晶粒中。

[0113] 如图8所示,根据实施例13和14的奥氏体耐热铸钢的疲劳寿命比实施例12和对比例15的那些长。认为,这是因为通过加入1.0-3.0质量%Cu,改进了奥氏体耐热铸钢的拉伸强度。

[0114] [实施例15-18]

[0115] 以与实施例1相同的方式,制备奥氏体耐热铸钢的试片。具体而言,使用具有表3所示组分的试样铸造试片并在表4所示条件下热处理。此时,作为用于下文所述可加工性试验的铸造模具,采用能够得到20mm×40mm×2200mm的粗制材料的铸造模具。

[0116] 此外,实施例15对应于表1的实施例1,实施例16对应于表1的实施例13,实施例17对应于表1的实施例14,且实施例18对应于表1的实施例7。作为铁素体面积比和热疲劳寿命的测量结果,采用上述相应实施例(参见表1)的结果并显示于表4和图10中。

[0117] <可加工性试验>

[0118] 在根据实施例15-18的试片上进行可加工性试验。具体而言,如图9所示,将铣床设置为20mm/min的转速、0.2mm/rev的进料速率和1.0mm的加工余量,并将加工40mm×220mm面积的次数视为一个行程。此时,作为可加工性(车床可加工性)的评估,测量在所述工件数目(最大行程为150程)下铣床的侧面磨损量。其结果显示于图11中。

[0119] 图11为显示伴随加工行程数目提高的铣床的侧面磨损量结果。在实施例15-18中,在700℃和800℃的加热温度下的值彼此几乎没有不同。因此,图11示出的是这些结果的平均值。另外,在表4中,其中在100个行程的行程数目下的侧面磨损量为0.1mm或更小的情况以OK显示,且其中侧面磨损量超过0.1mm的情况以FAILED显示。

[0120] [对比例22-26]

[0121] 以与实施例1相同的方式,制备由奥氏体耐热铸钢构成的试片。具体而言,用具有表3所示组分的试样铸造试片并在表4所示加热条件下热处理。特别地,对比例22-24在本发明范围外,因为S的添加量设置为小于0.05质量%,且对比例25和26在本发明范围外,因为S的添加量设置为大于0.3质量%。

[0122] 对比例22-26的试片的铁素体面积比和热疲劳特征以与实施例1中进行的相同的方式测量。另外,在对比例22-26的试片上进行与实施例15-18中进行的相同的可加工性试验。

[0123] [表3]

[0124]

(质量%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Cu	Fe
实施例15	0.1	1.0	0.5	0.020	0.05	14	9	0.10	0	余量
实施例16	0.3	2.5	1.0	0.022	0.10	18	16	0.15	1	余量
实施例17	0.3	2.0	1.0	0.019	0.20	17	12	0.15	0	余量
实施例18	0.6	2.0	1.5	0.019	0.30	20	14	0.20	0	余量
对比例22	0.1	1.0	0.5	0.020	0.01	20	14	0.15	0	余量
对比例23	0.1	2.0	0.5	0.020	0.02	20	14	0.15	0	余量
对比例24	0.2	2.0	1.0	0.022	0.04	18	16	0.15	0	余量
对比例25	0.4	2.5	1.0	0.022	0.32	18	16	0.20	0	余量
对比例26	0.6	3.0	1.5	0.022	0.40	14	9	0.10	0	余量

[0125] [表4]

[0126]

	加热时间(小时)	加热温度(°C)	铁素体面积比(%)	疲劳寿命(小时)	可加工性 车床可加工性评估(侧面磨损量)在 工件的100个行程时0.01mm或更小
实施例 15	20	700, 800	10	240	OK
实施例 16	20	700, 800	1	290	OK
实施例 17	20	700, 800	7	240	OK
实施例 18	20	700, 800	4	245	OK
对比例 22	20	700, 800	5	290	FAILED
对比例 23	20	700, 800	5	280	FAILED
对比例 24	20	700, 800	1	270	FAILED
对比例 25	20	700, 800	1	80	OK
对比例 26	20	700, 800	8	40	OK

[0127] [结果6:S的添加效果]

[0128] 如图10所示,当S的添加量超过0.3质量%时,如同对比例25和26,热疲劳寿命快速劣化。认为,这是因为当S的添加量超过0.3质量%时,S溶于主体相中。

[0129] 另一方面,如图11所示,当S的添加量小于0.05质量%,如同对比例22-24,铣床的侧面磨损量大且奥氏体耐热铸钢的可加工性劣化。认为,这是因为当S的添加量小于0.05质量%时,不能充分得到由于奥氏体耐热铸钢中所含MnS导致的良好可加工性的效果。

[0130] 从该结果中,认为,当将奥氏体耐热铸钢中S的添加量设置为0.05-0.3质量%时,如同实施方案中所述,可改进奥氏体耐热铸钢的可加工性并且可抑制热疲劳特征劣化。

[0131] 在上文中,详细描述了本发明的实施方案。然而,本发明不限于上述实施方案并容许各种设计变化。

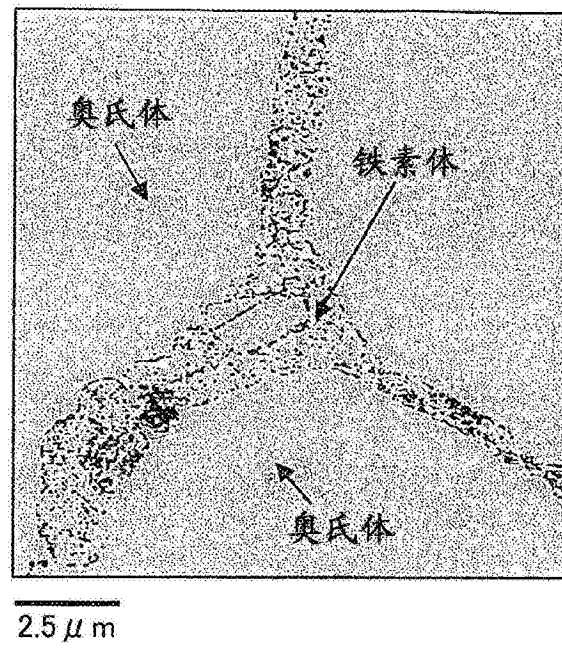


图1A

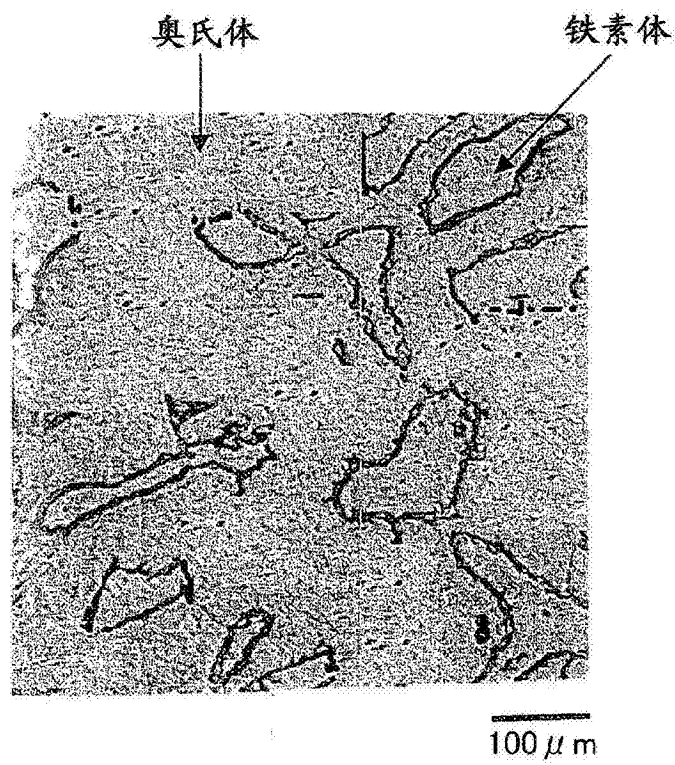


图1B

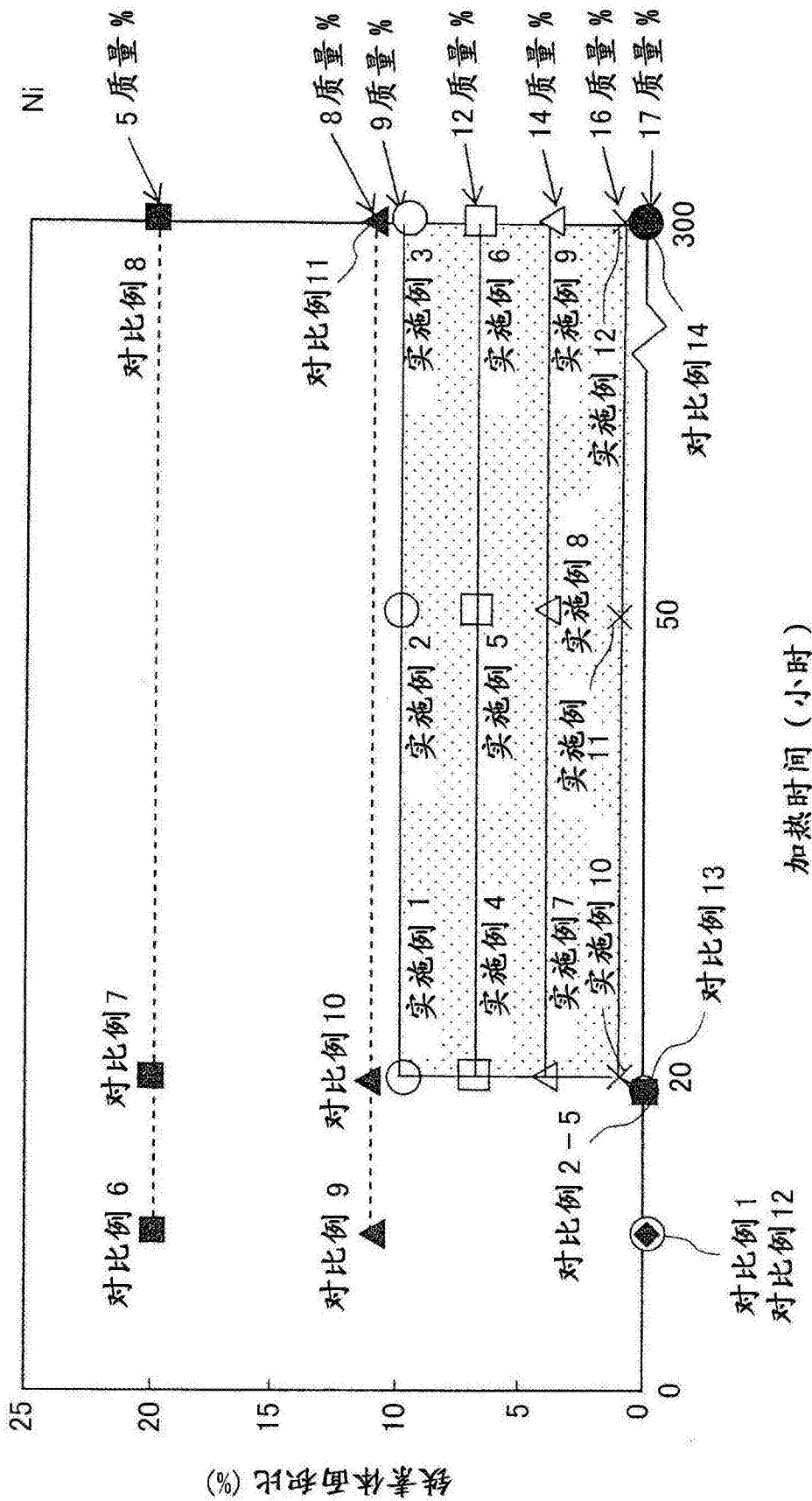


图2

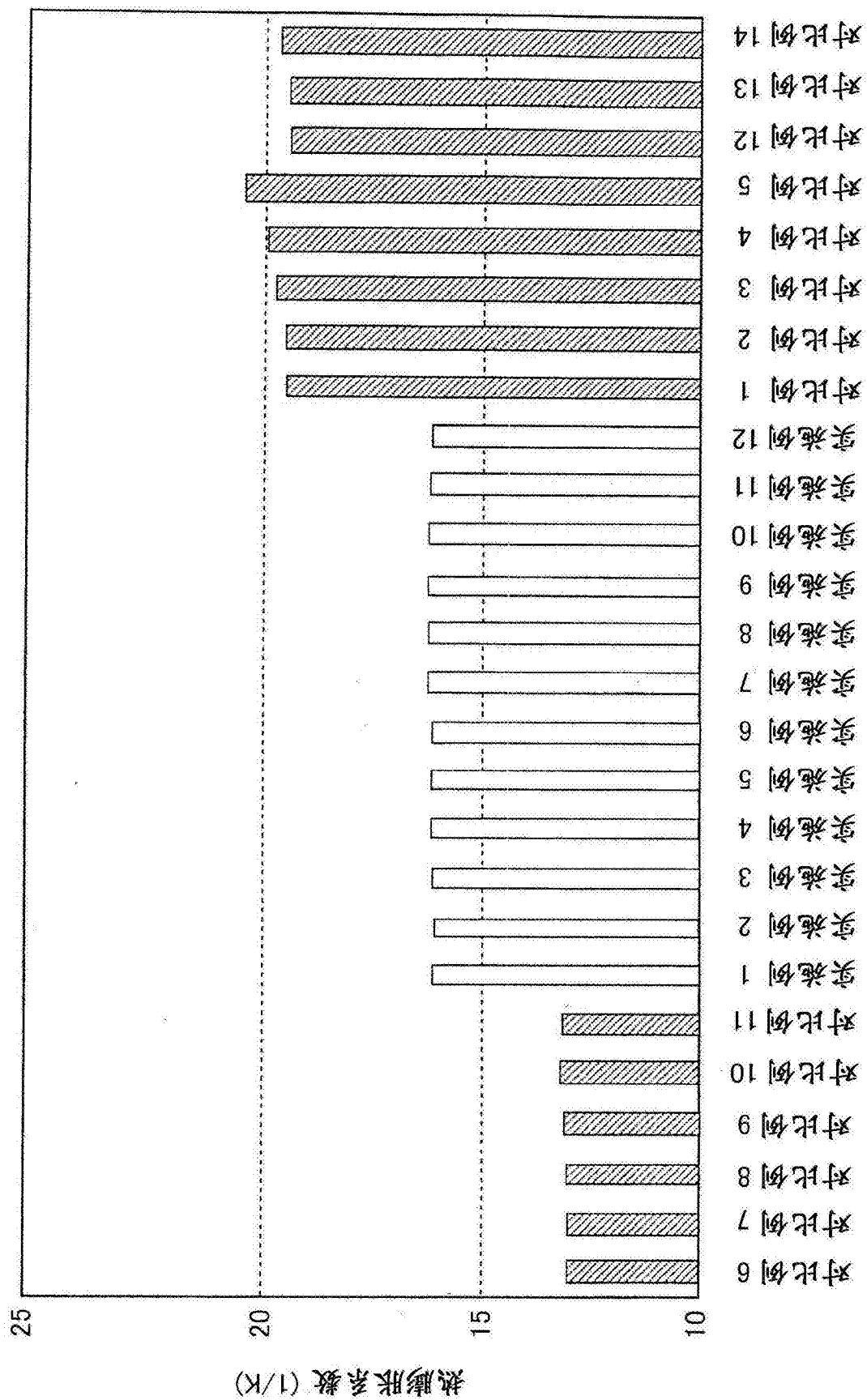


图3

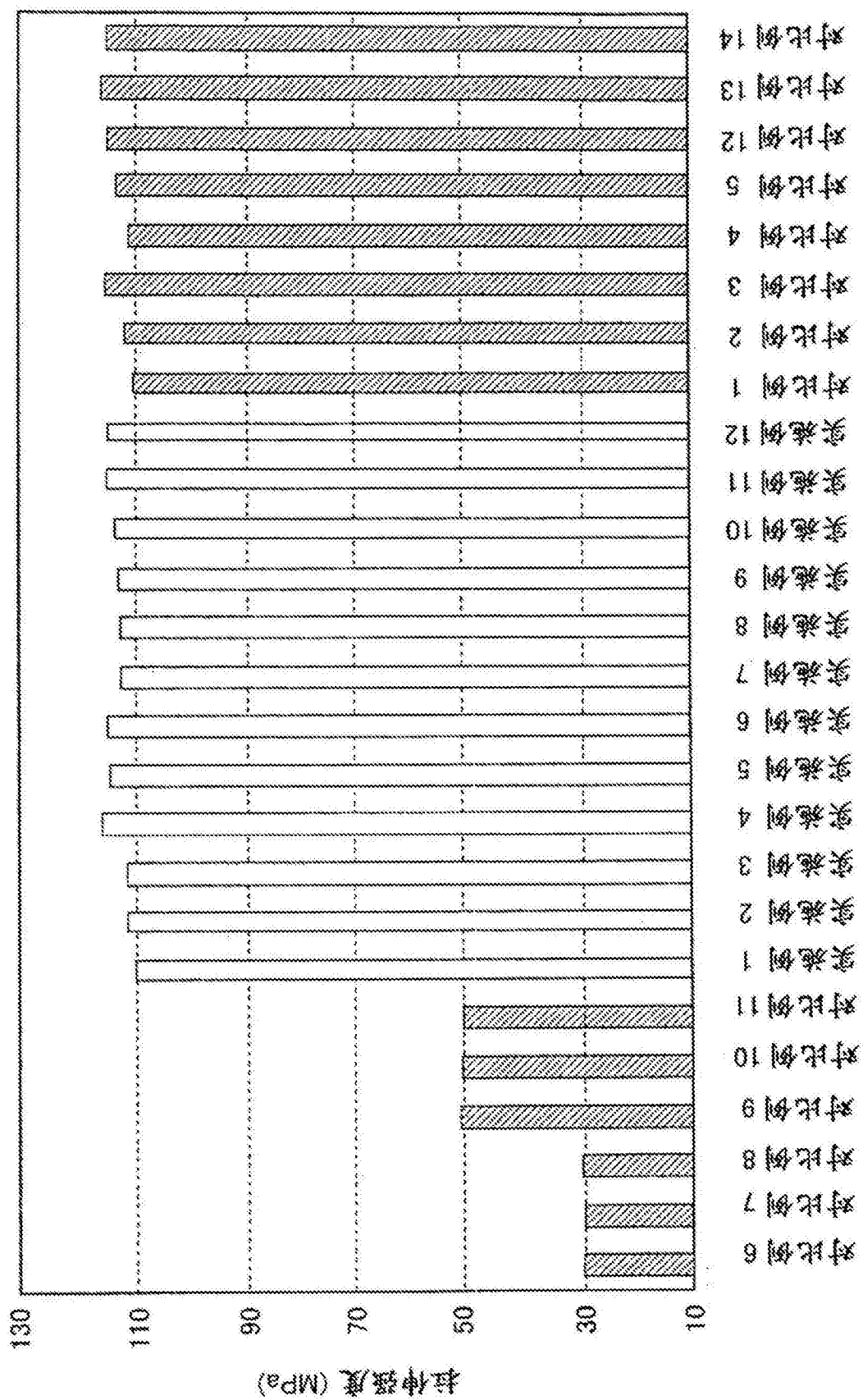


图4

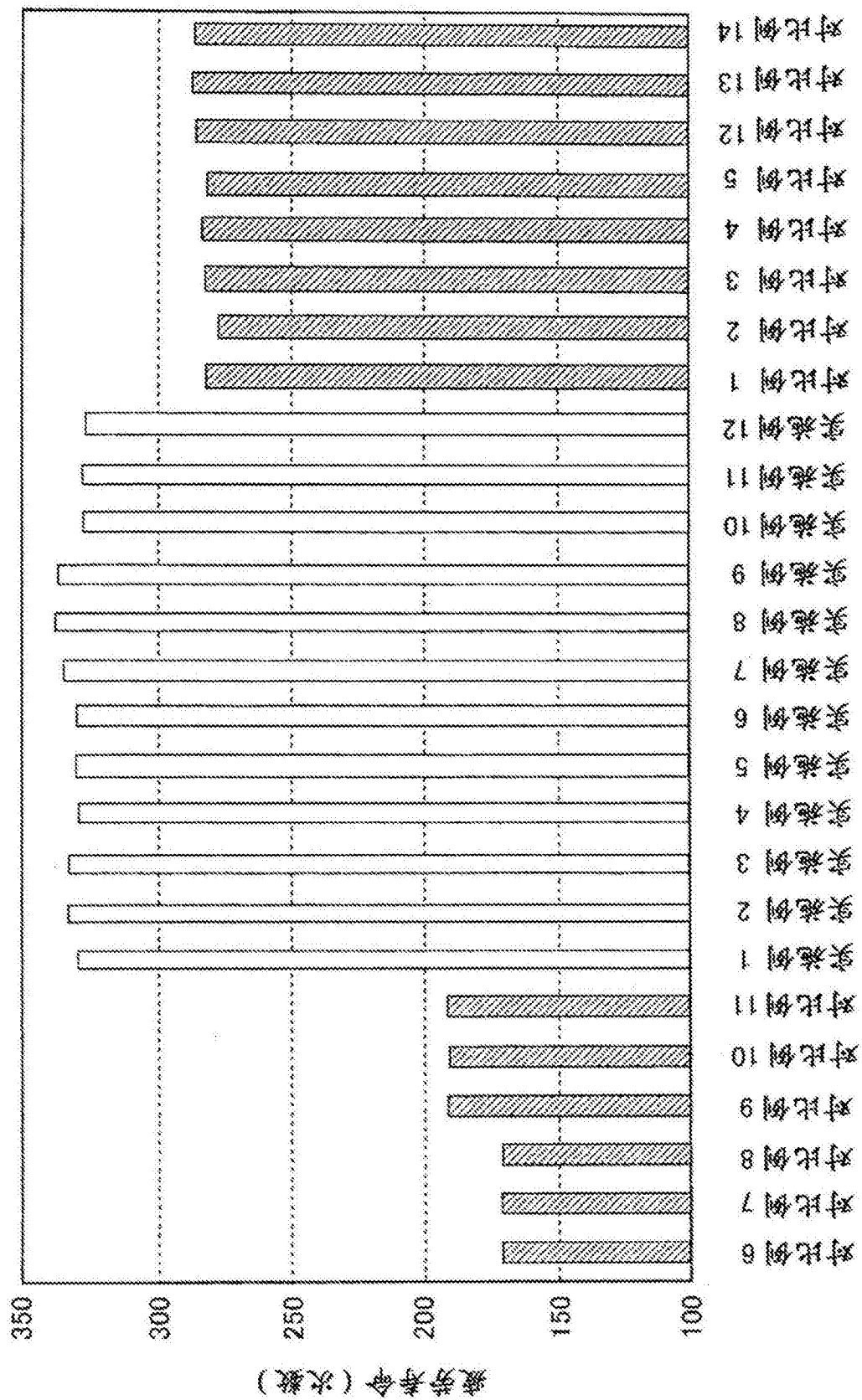


图5

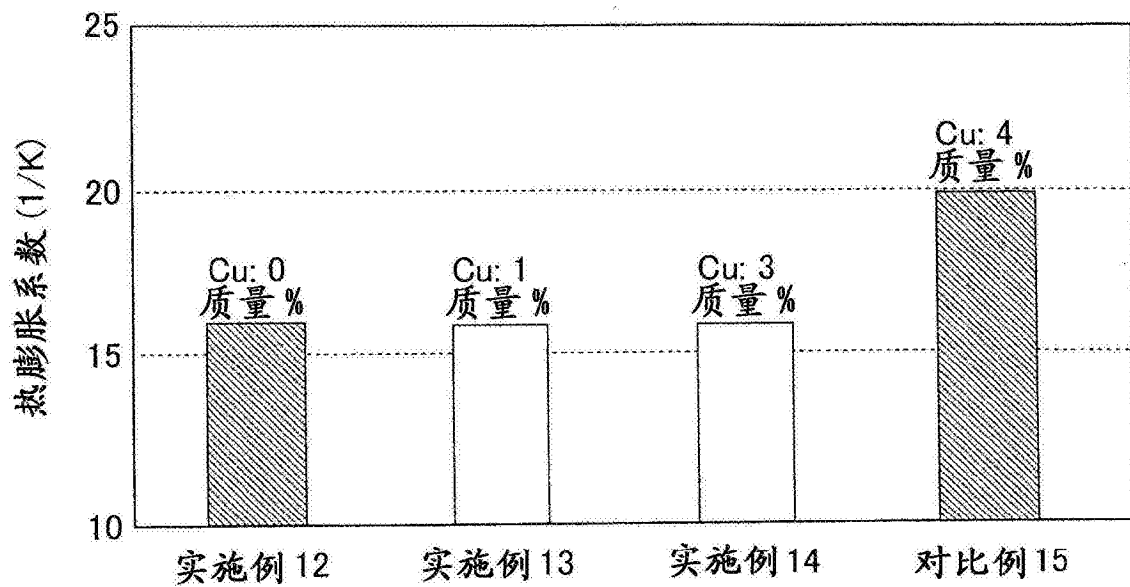


图6

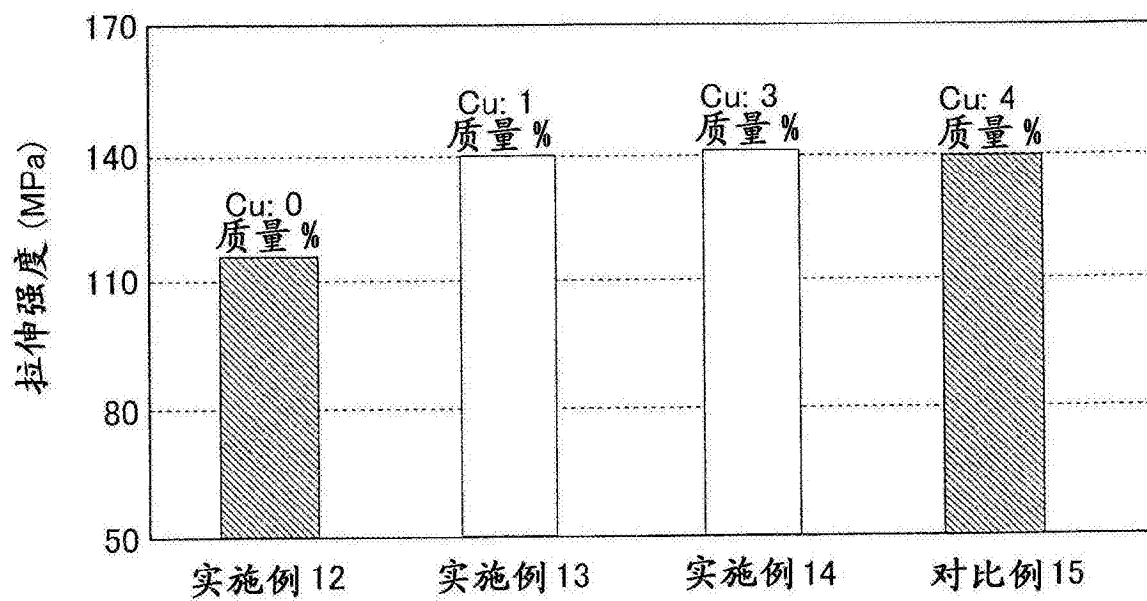


图7

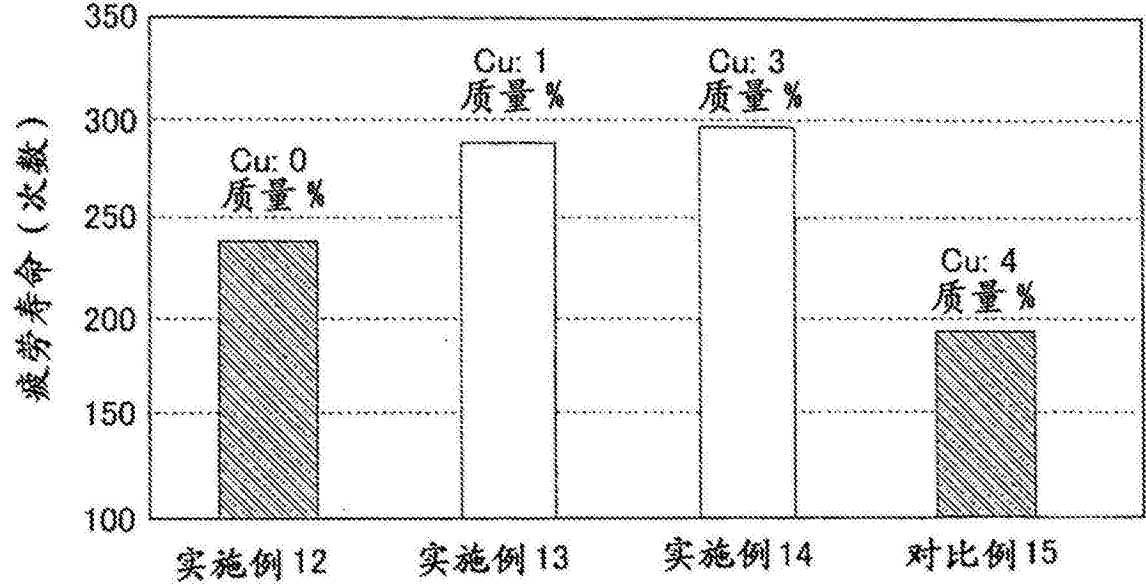


图8

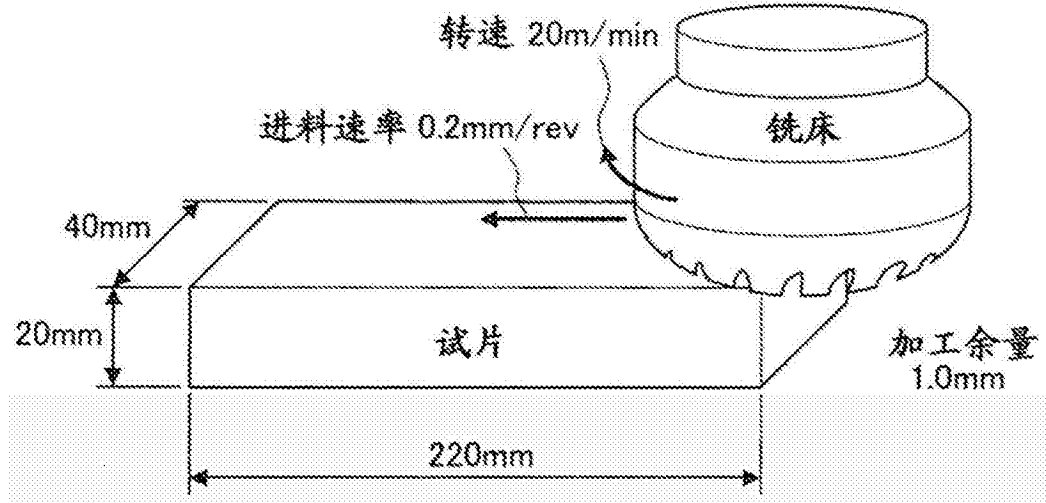


图9

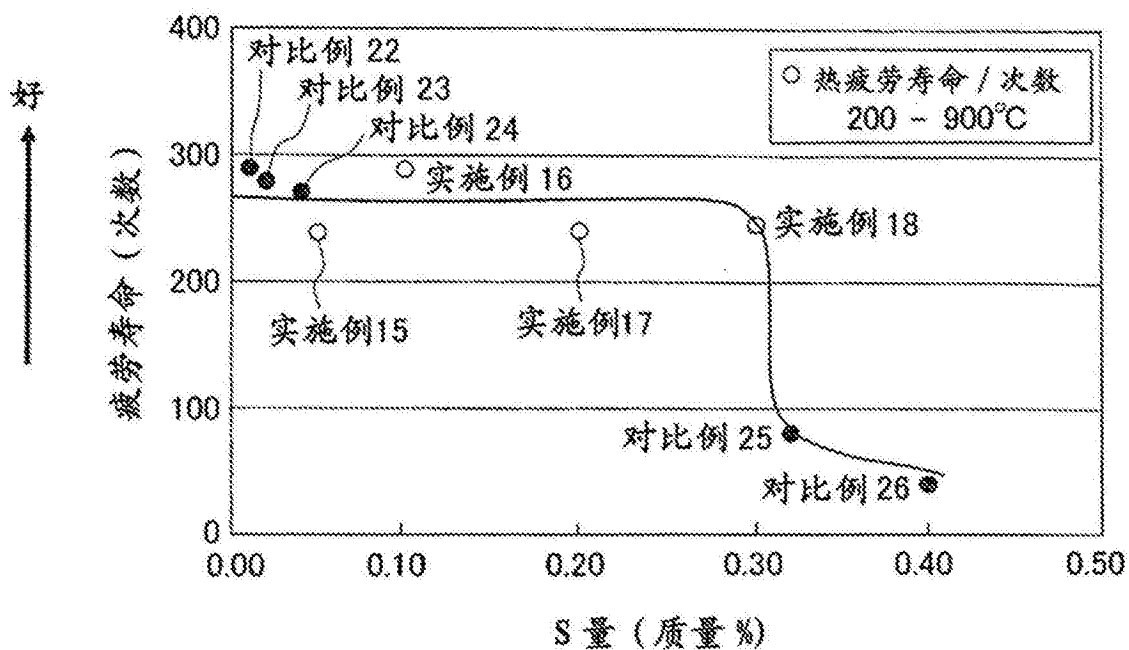


图10

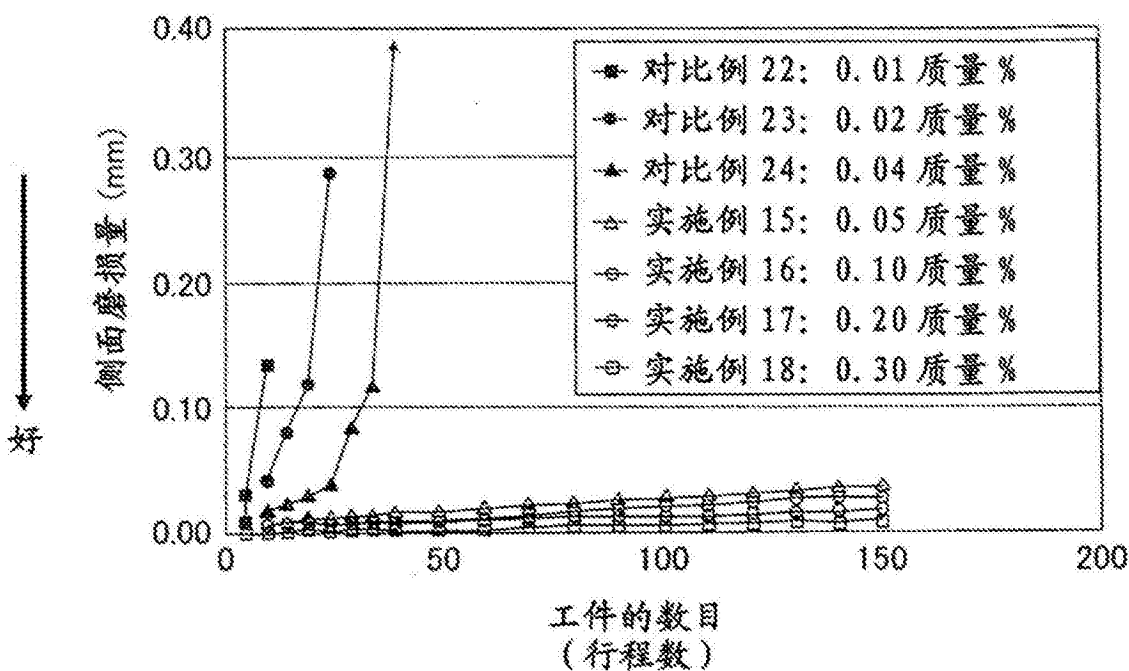


图11