



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 105593382 B

(45)授权公告日 2017.08.18

(21)申请号 201480053096.6

(22)申请日 2014.09.22

(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 105593382 A

(43)申请公布日 2016.05.18

(30)优先权数据
2013-201030 2013.09.27 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2016.03.25

(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2014/075070 2014.09.22

(87)PCT国际申请的公布数据
W02015/046140 JA 2015.04.02

(73)专利权人 日立金属株式会社
地址 日本东京都

(72)发明人 山本启喜 森次仲男

(74)专利代理机构 北京尚诚知识产权代理有限公司 11322

代理人 龙淳 谢弘

(51)Int.Cl.
G21D 6/00(2006.01)
H01F 1/153(2006.01)
H01F 41/02(2006.01)
G22C 38/00(2006.01)
G22C 45/02(2006.01)

(56)对比文件
JP 特开10-306314 A,1998.11.17,
JP 特开2001-220656 A,2001.08.14,
JP 特开2008-78614 A,2008.04.03,
CN 101182594 A,2008.05.21,
US 5160379 A,1992.11.03,

审查员 徐方明

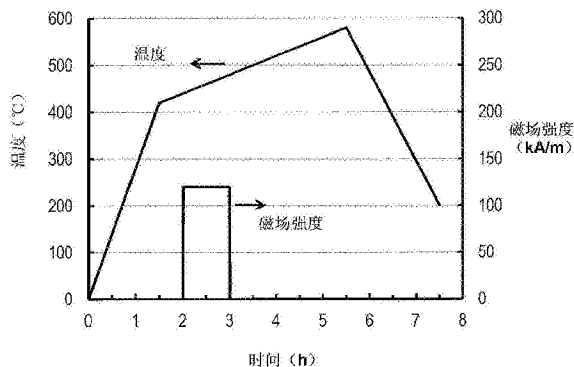
权利要求书1页 说明书8页 附图4页

(54)发明名称

Fe基纳米晶合金的制造方法和Fe基纳米晶合金磁心的制造方法

(57)摘要

一种Fe基纳米晶合金带的制造方法,包括将可纳米晶化的Fe基非晶质合金带加热至晶化温度区域并进行冷却的热处理工序,在热处理工序中,在包括从比用差示扫描量热计测得的晶化开始温度低50℃的温度到比晶化开始温度高20℃的温度为止的温度范围的至少一部分、并且不超过比晶化开始温度高50℃的温度的升温期间中的温度范围中,在合金带的宽度方向施加磁场。



1. 一种Fe基纳米晶合金的制造方法,其特征在于:

包括将可纳米晶化的Fe基非晶质合金带加热至晶化温度区域并进行冷却的热处理工序,

所述Fe基非晶质合金带由 $(\text{Fe}_{1-a}\text{M}_a)_{100-x-y-z-\alpha-\beta-\gamma} \text{Cu}_x\text{Si}_y\text{B}_z\text{M}'_\alpha\text{M}''_\beta\text{X}_\gamma$ 所示的组成的合金构成,其中,M为Co和/或Ni,M'为选自Nb、Mo、Ta、Ti、Zr、Hf、V、Cr、Mn和W中的至少一种元素,M''为选自Al、铂族元素、Sc、稀土元素、Zn、Sn和Re中的至少一种元素,X为选自C、Ge、P、Ga、Sb、In、Be和As中的至少一种元素,a、x、y、z、 α 、 β 和 γ 以原子%计,分别满足 $0 \leq a \leq 0.5$ 、 $0.1 \leq x \leq 3$ 、 $0 \leq y \leq 30$ 、 $0 \leq z \leq 25$ 、 $5 \leq y+z \leq 30$ 、 $0 \leq \alpha \leq 20$ 、 $0 \leq \beta \leq 20$ 和 $0 \leq \gamma \leq 20$,

在所述热处理工序中,

在包括从比用差示扫描量热计测得的晶化开始温度低50℃的温度到比晶化开始温度高20℃的温度为止的温度范围中的至少一部分、并且不超过比所述晶化开始温度高50℃的温度的升温期间中的温度范围中,在所述合金带的宽度方向施加磁场,

在超过所述晶化开始温度50℃的温度、直至所述热处理工序中的最高温度时,不施加所述磁场地对所述合金带进行加热。

2. 如权利要求1所述的制造方法,其特征在于:

在所述合金带的宽度方向施加磁场强度为50kA/m以上、300kA/m以下的磁场。

3. 一种Fe基纳米晶合金磁心的制造方法,其特征在于:

包括卷绕或叠层可纳米晶化的Fe基非晶质合金带之后,加热至晶化温度区域并进行冷却的热处理工序,制造卷绕或叠层有Fe基纳米晶合金带的磁心,

所述Fe基非晶质合金带由 $(\text{Fe}_{1-a}\text{M}_a)_{100-x-y-z-\alpha-\beta-\gamma} \text{Cu}_x\text{Si}_y\text{B}_z\text{M}'_\alpha\text{M}''_\beta\text{X}_\gamma$ 所示的组成的合金构成,其中,M为Co和/或Ni,M'为选自Nb、Mo、Ta、Ti、Zr、Hf、V、Cr、Mn和W中的至少一种元素,M''为选自Al、铂族元素、Sc、稀土元素、Zn、Sn和Re中的至少一种元素,X为选自C、Ge、P、Ga、Sb、In、Be和As中的至少一种元素,a、x、y、z、 α 、 β 和 γ 以原子%计,分别满足 $0 \leq a \leq 0.5$ 、 $0.1 \leq x \leq 3$ 、 $0 \leq y \leq 30$ 、 $0 \leq z \leq 25$ 、 $5 \leq y+z \leq 30$ 、 $0 \leq \alpha \leq 20$ 、 $0 \leq \beta \leq 20$ 和 $0 \leq \gamma \leq 20$,

在所述热处理工序中,

在包括从比用差示扫描量热计测得的晶化开始温度低50℃的温度到比晶化开始温度高20℃的温度为止的温度范围的至少一部分、并且不超过比所述晶化开始温度高50℃的温度的升温期间中的温度范围中,在所述磁心的高度方向施加磁场,

在超过所述晶化开始温度50℃的温度、直至所述热处理工序中的最高温度时,不施加所述磁场地对所述合金带进行加热。

4. 权利要求3所述的制造方法,其特征在于:

在所述磁心的高度方向施加磁场强度为50kA/m以上、300kA/m以下的施加磁场。

5. 如权利要求3或4所述的制造方法,其特征在于:

所述Fe基纳米晶合金带的厚度为15 μm 以下,宽度为250mm以下。

Fe基纳米晶合金的制造方法和Fe基纳米晶合金磁心的制造方法

[0001] 技术区域

[0002] 本发明涉及Fe基纳米晶合金和卷绕或叠层有Fe基纳米晶合金的磁心的制造方法。

背景技术

[0003] Fe基纳米晶合金具备能够兼具高饱和磁通量密度和高的相对磁导率 μ 的优异的软磁特性,因此用于共模扼流线圈、高频变压器等的磁心。

[0004] 作为Fe基纳米晶合金的组成系,代表性的有专利文献1中记载的Fe-Cu-Nb-Si-B系。

[0005] 对通过将加热至熔点以上的温度得到的液相的合金进行急冷凝固,对所得到的非晶质合金进行热处理,使其微晶化(纳米晶化),由此制作Fe基纳米晶合金。作为从液相急冷凝固的方法,例如,可以采用生产性优异的单辊法。

[0006] 根据热处理时的温度图形、热处理时在特定的方向施加磁场,Fe基纳米晶合金的相对磁导率 μ 和矩形比等的磁性不同。

[0007] 例如,专利文献2中提出有:为了得到初始相对磁导率70,000以上、矩形比为30%以下的Fe基纳米晶合金,边在带的宽度方向(磁心的高度方向)施加磁场、边进行热处理的方法。作为专利文献2中的热处理的具体例,有各式各样的模式,大体上有:在热处理的最高到达温度区域,边施加磁场、边保持的模式;从升温过程经最高到达温度区域跨到冷却过程,边施加磁场、边保持的模式;从最高到达温度区域跨到冷却过程,边施加磁场、边保持的模式。

[0008] 现有技术文献

[0009] 专利文献

[0010] 专利文献1:日本特公平4-4393号公报

[0011] 专利文献2:日本特开平7-278764号公报

发明内容

[0012] 发明所要解决的课题

[0013] 可以认为上述的专利文献2所公开的热处理方法作为降低矩形比的方法是有效的。

[0014] 然而,近年来,作为共模扼流圈等使用的频带成为100kHz附近的高频带,对于这样的高频带,磁性部品的小型化的要求变高。即,要求在高频区具有高的相对磁导率 μ 的纳米晶合金。

[0015] 本发明的发明人为了在频率100kHz附近的高频中获得高的相对磁导率 μ ,进行了各种研究。其结果,认知到:以专利文献1和专利文献2所记载的热处理模式,有时难以得到高频区域中的高的相对磁导率 μ 。

[0016] 本发明是借鉴于上述内容而作出的,其目的在于提供一种能够在频率100kHz附近

容易地获得高的相对磁导率 μ 的Fe基纳米晶合金的制造方法和Fe基纳米晶合金磁心的制造方法。

[0017] 用于解决课题的方法

[0018] 本发明的发明人发现,通过热处理对Fe基非晶质合金进行微晶化(纳米晶化)时,通过在其升温期间的特定温度区域中施加磁场,能够得到例如频率100kHz的高频带中的高的相对磁导率 μ 。

[0019] <1>Fe基纳米晶合金的制造方法

[0020] 根据本发明的实施方式的Fe基纳米晶合金的制造方法,包括将可纳米晶化的Fe基非晶质合金带加热至晶化温度区域并进行冷却的热处理工序,在上述热处理工序中,在包括从比用差示扫描量热计测得的晶化开始温度低50℃的温度到比晶化开始温度高20℃的温度为止的温度范围中的至少一部分、并且不超过比上述晶化开始温度高50℃的温度的升温期间中的温度范围中,即,在上述的升温期间中的温度范围中,选择性地上述合金带的宽度方向施加磁场。

[0021] 在某一实施方式中,在上述合金带的宽度方向施加磁场强度为50kA/m以上、300kA/m以下的磁场。

[0022] 在某一实施方式中,在上述热处理工序中的最高到达温度时,不施加上述磁场。

[0023] 另外,在某一实施方式中,Fe基纳米晶合金带的制造方法包括:准备可纳米晶化的Fe基非晶质合金带的工序;将上述Fe基非晶质合金带加热至晶化温度区域并进行冷却的热处理工序;和在上述热处理工序中,对上述Fe基非晶质合金带施加磁场的工序,上述施加磁场的工序中,可以在上述热处理工序的升温期间,在从比差示扫描量热计所显示的晶化开始温度低50℃的温度到比晶化开始温度高20℃的温度为止的温度范围内的至少一部分的期间,沿着上述合金带的宽度方向施加规定的强度(例如,50kA/m)以上的磁场,并且在上述升温期间中的一部分的期间,不施加上述规定的强度以上的磁场。典型而言,在超过比上述晶化开始温度高50℃的温度的升温期间,不施加上述规定的强度以上的磁场。另外,在低于上述比晶化开始温度低50℃的温度的升温期间,也可以不施加上述规定的强度以上的磁场。

[0024] <2>Fe基纳米晶合金磁心的制造方法

[0025] 根据本发明的实施方式的磁心的制造方法,包括卷绕或叠层可纳米晶化的Fe基非晶质合金带之后,加热至晶化温度区域并进行冷却的热处理工序,由此制造具备卷绕或叠层有Fe基纳米晶合金带的磁心,在上述热处理工序中,在包括从比用差示扫描量热计测得的晶化开始温度低50℃的温度到比晶化开始温度高20℃的温度为止的温度范围中的至少一部分、并且不超过比上述晶化开始温度高50℃的温度的升温期间中的温度范围中,即,在上述的升温期间中的温度范围中,选择性地上述磁心的高度方向施加磁场。

[0026] 在某一实施方式中,在上述磁心的高度方向施加磁场强度为50kA/m以上、300kA/m以下的磁场。

[0027] 在某一实施方式中,上述Fe基纳米晶合金带的厚度为15 μ m以下,宽度为250mm以下。

[0028] 发明的效果

[0029] 根据本发明的实施方式的Fe基纳米晶合金的制造方法或Fe基纳米晶合金磁心的

制造方法,能够在例如频率100kHz附近的高频,容易地实现高的相对磁导率 μ 。因此,能够提供适合用于高频特性为关键的共模扼流圈等的Fe基纳米晶合金或Fe基纳米晶合金磁心。

附图说明

- [0030] 图1是说明本发明实施例1的热处理和磁场的施加图形的图。
- [0031] 图2是说明本发明实施例2的热处理和磁场的施加图形的图。
- [0032] 图3是说明本发明实施例3的热处理和磁场的施加图形的图。
- [0033] 图4是说明本发明实施例4的热处理和磁场的施加图形的图。
- [0034] 图5是说明比较例1的热处理和磁场的施加(无磁场)图形的图。
- [0035] 图6是说明比较例2的热处理和磁场的施加图形的图。
- [0036] 图7是说明比较例3的热处理和磁场的施加图形的图。

具体实施方式

[0037] 以下,对本发明的实施方式进行详细说明。

[0038] 作为根据本发明的实施方式的Fe基纳米晶合金和磁心的制造方法的特征之一,可以列举在通过边对非晶质合金施加磁场、边进行热处理来得到Fe基纳米晶合金时,与以往不同,在升温期间中的特定温度范围中,选择性地施加磁场。沿着带的宽度方向、作为磁心为高度方向施加磁场。

[0039] 具体而言,在热处理工序的升温期间,在包括从比利用差示扫描量热计测得的特定的晶化开始温度低50°C的温度到比晶化开始温度高20°C的温度为止的温度范围内的至少一部分的期间、且不超过比晶化开始温度高50°C的温度的升温期间中,选择性地沿着热处理中的合金带的宽度方向施加磁场。

[0040] 这样,本发明的实施方式中,在例如热处理的最高到达温度附近、经过最高到达温度的冷却过程中,不施加磁场,而在升温期间中的上述期间中施加磁场。但是,本发明的发明人确认到如果是比较弱的磁场(例如小于50kA/m),即使在热处理的最高到达温度附近施加了磁场,频率100kHz时的相对磁导率 μ 实质上也不下降。因此,在本发明的实施方式中,如果是比较弱的磁场,则可以在热处理工序的任意期间中暂时性或连续性地施加。此外,在本发明的实施方式中,小于50kA/m的弱磁场的施加可以看作是没有施加磁场。下面,在没有特别说明的情况下,对具有能够对纳米晶合金的磁性产生影响的大小(典型而言,为50kA/m以上、300kA/m以下)的磁场的施加进行说明。

[0041] 根据本发明的发明人的研究,典型而言,实验结果为如果在超过差示扫描量热计所显示的晶化开始温度50°C的最高到达温度,施加磁场,则赋予大的磁感应各向异性。因此,从低频区域跨到高频区域的相对磁导率 μ 整体下降,目的频率100kHz时的相对磁导率 μ 降低。

[0042] 另一方面,确认到在差示扫描量热计所确认到的晶化开始温度附近的磁场的施加,赋予弱的磁感应各向异性,所要求的频率100kHz的导磁率没有下降,而有改善的倾向。另外,关于该晶化开始温度附近的磁场的施加,得知:对于所施加的磁场强度、施加磁场的温度区域的变动,相对磁导率 μ 的变动程度小,易于调整所要求的频率100kHz时的相对磁导率 μ 。

[0043] 对于通过这样在升温期间施加磁场,特别是在高频带中的相对磁导率 μ 变得易于调整的理由并不明确,可以如下推测。

[0044] 热处理前的非晶组织的合金,其居里温度低于晶化开始温度。另一方面,如果进行纳米晶化,则居里温度远远超过晶化开始温度。即,可以推测为如下:如果在结晶化的期间施加磁场,则随着结晶化,磁畴固定,能够得到与犹如从居里温度以上进行冷却相同的效果。

[0045] 然而,在组织持续变化的升温期间中,无法赋予从居里温度附近进行冷却时那么强的磁感应各向异性。推测因此磁感应各向异性的程度变得容易控制。

[0046] 如上所述,在本发明的实施方式的热处理工序中,在包括从比用差示扫描量热计测得的晶化开始温度低 50°C 的温度到比晶化开始温度高 20°C 的温度为止的温度范围内的至少一部分的升温期间中,施加磁场。另外,在本实施方式中,在不超过比晶化开始温度高 50°C 的温度的升温期间中,施加磁场。

[0047] 仅在比晶化开始温度低 50°C 的温度更低的温度区域施加磁场,实质上不发生结晶化,是保持居里温度低的非晶质状态下的磁场的施加,因此无法得到如上所述的效果。另一方面,仅在比晶化开始温度高 20°C 的温度更高的温度区域施加磁场,这种情况下,与纳米晶合金的居里温度接近,因此过度赋予磁感应各向异性,相对磁导率 μ 的调整变得困难。

[0048] 施加磁场的温度范围更优选设为包括从比用差示扫描量热计测得的晶化开始温度低 20°C 的温度到比晶化开始温度高 10°C 的温度为止的温度范围中的至少一部分。

[0049] 另外,如果在升温期间从低的温度区域直到明显高的温度区域持续施加磁场,则过度赋予磁感应各向异性,此时也变得难以调整相对磁导率 μ 。因此,在本发明的实施方式中,将施加磁场温度的上限设为从晶化开始温度高 50°C 的温度。更优选为将施加磁场温度的上限设为从晶化开始温度高 40°C 的温度。

[0050] 从以上说明可知,在本发明的实施方式中,规定强度以上(例如, 50kA/m 以上)的实效磁场的施加,在升温期间中的一部分的期间进行,而并非遍及整个升温期间进行。即,在升温期间中设有不施加实效磁场的期间。这样操作,在晶化开始温度的附近的温度范围中选择性地施加实效磁场,例如,在低于晶化开始温度超过 50°C 的温度侧的温度区域和高于晶化开始温度超过 50°C 的温度侧的温度区域(最高到达温度附近)中不进行实效磁场的施加,通过采用这样的方法,能够高效地得到被赋予适度的磁感应各向异性的纳米晶合金。

[0051] 此外,在本说明书中,所谓“升温期间”,是指达到最高到达温度之前的期间,只要是达到最高到达温度之前即可,升温、降温、保持恒定的温度的状态均可。

[0052] 另外,在本发明的实施方式中,根据差示扫描量热计确定晶化开始温度。难以正确地测定真正的晶化开始温度,利用差示扫描量热计(DSC:Differential Scanning Calorimetry)的测定是有效的。升温时,将检测出由纳米晶化开始引起的发热反应的温度设为晶化开始温度。本发明中的差示扫描量热计的测定条件为以升温速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 进行。

[0053] 在本发明的实施方式中,热处理温度的控制优选为以边考虑热处理炉的容量、由被热处理的非晶质合金带进行结晶化导致的发热量,边以实际的热处理炉内的温度分布为正负 5°C 以下的方式进行控制。通过如此控制,能够稳定热处理后的合金的磁性。

[0054] 在本发明的实施方式中,所施加的磁场的强度优选设为 50kA/m 以上、 300kA/m 以下。如果所施加的磁场过弱,则实际操作条件下的磁感应各向异性的赋予变得困难,另外,如

果过高,则形成过度赋予磁感应各向异性的倾向。

[0055] 更优选的范围为60kA/m以上、240kA/m。

[0056] 另外,施加磁场时间只要在上述的温度范围内即可,没有特别限制,实用的施加时间为1~180分钟左右。

[0057] 在本发明的实施方式中,作为可纳米晶化的Fe基非晶质合金,例如能够使用通式: $(\text{Fe}_{1-a}\text{Ma})_{100-x-y-z-\alpha-\beta-\gamma} \text{Cu}_x\text{Si}_y\text{B}_z\text{M}'_a\text{M}''_b\text{X}_c\gamma$ (原子%) (其中,M为Co和/或Ni,M'为选自Nb、Mo、Ta、Ti、Zr、Hf、V、Cr、Mn和W中的至少一种元素,M''为选自Al、铂族元素、Sc、稀土元素、Zn、Sn和Re中的至少一种元素,X为选自C、Ge、P、Ga、Sb、In、Be和As中的至少一种元素,a、x、y、z、 α 、 β 和 γ 分别满足 $0 \leq a \leq 0.5$ 、 $0.1 \leq x \leq 3$ 、 $0 \leq y \leq 30$ 、 $0 \leq z \leq 25$ 、 $5 \leq y+z \leq 30$ 、 $0 \leq \alpha \leq 20$ 、 $0 \leq \beta \leq 20$ 和 $0 \leq \gamma \leq 20$ 。)所示的组成的合金。

[0058] 将上述组成的合金在熔点以上熔融,通过单辊法急冷凝固,由此能够得到长条状的非晶质合金带(薄带)。

[0059] 非晶质合金带的厚度优选为10~30 μm 。小于10 μm 时,带的机械强度不充分,处理时容易断裂。如果超过30 μm ,则难以稳定地得到非晶质状态。另外,将非晶质合金带进行纳米晶化后,作为磁心用于高频用途时,带中产生涡流,由涡流导致的损耗随着带变厚而增大。因此,更优选的厚度为10~20 μm 。

[0060] 另外,厚度越薄,在100kHz附近的高频的相对磁导率 μ 能够得到越大的值,因此,更优选15 μm 以下的厚度。

[0061] 如果考虑到实用的磁心的形状,非晶质合金带的宽度优选为10mm以上。通过将宽幅的合金带进行剪切,能够实现低成本化,因此优选在急冷后的阶段为宽幅,为了稳定地制造合金带,优选为250mm宽度以下。为了更稳定地制造合金带,更优选为70mm宽度以下。

[0062] 用于纳米晶化的热处理,优选在氮等的不活泼气体中进行,最高到达温度优选设定为550~600 $^{\circ}\text{C}$ 。小于550 $^{\circ}\text{C}$ 或超过600 $^{\circ}\text{C}$ 的情况,磁致伸缩变大,故而不优选。在最高到达温度的保持时间不特别设定,即使为0分(无保持时间)也能够使其纳米晶化。考虑到进行热处理的合金总量的热容量和特性的稳定性,可以以超过0分钟、3小时以下的时间,保持最高到达温度。

[0063] 热处理中的温度图形例如可以为在从室温到开始进行纳米晶化的温度附近以2~4 $^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 的升温速度相对急速地升温,在从比开始进行纳米晶化的温度低50 $^{\circ}\text{C}$ 的温度到最高到达温度以平均0.2~1 $^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 的缓慢的升温速度升温。通过这样操作,能够高效并且稳定地进行纳米晶化。另外,在纳米晶化后的冷却过程中,在从最高到达温度到200 $^{\circ}\text{C}$ 的温度区域中,优选以2~5 $^{\circ}\text{C}/\text{分钟}$ 的冷却速度进行冷却。通常冷却至100 $^{\circ}\text{C}$ 以下之后,能够将合金取出至大气中。

[0064] 在本发明的实施方式中制造磁心时,将可纳米晶化的Fe基非晶质合金带进行卷绕或叠层之后,进行加热至晶化温度区域并进行冷却的热处理工序即可。在加热至晶化温度区域的过程(升温期间)中,如上所述施加磁场。通过将该施加的磁场的方向设为磁心的高度方向,能够赋予所希望的磁感应各向异性。

[0065] (实施例1)

[0066] 对含有以原子%计为Cu:1%、Nb:3%、Si:15.5%、B:6.5%、剩余部分Fe和不可避免的杂质的合金熔液通过单辊法进行急冷,得到宽度50mm、厚度13 μm 的Fe基非晶质合金带。

将该Fe基非晶质合金带剪切为宽度3mm之后,卷绕为外径20mm、内径10mm,制作10个环形磁心。用差示扫描量热计(DSC)进行测定,结果该合金的晶化开始温度为500℃。

[0067] 对所制作的磁心以图1所示的温度和磁场施加图形进行热处理和磁场施加。遍及升温期间中的440~480℃的温度范围(从比晶化开始温度低60℃的温度到比晶化开始温度低20℃的温度为止的温度范围),持续进行磁场的施加。磁场施加方向设为合金带的宽度方向,即磁心的高度方向。磁场强度设为120kA/m。另外,热处理中的最高到达温度为580℃。

[0068] 热处理后的10个磁心(合金)的100kHz时的相对磁导率 μ 在27,000~30,000的范围内。

[0069] 测定利用Agilent Technologies公司生产的HP4194A,以振荡电平0.5V、16次平均(アベレージ16)的条件进行。将绝缘包覆导线贯穿环形磁心的中央部,与输出输入端子连接,进行测定。

[0070] (比较例1)

[0071] 使用具有与实施例1相同的组成和大小的Fe基非晶质合金带,同样地制作10个环形磁心。对于所制作的磁心,如图5所示,不施加磁场(无磁场),按照与图1所示的实施例1的温度图形相同的图形进行热处理。

[0072] 热处理后的10个磁心(合金)的100kHz时的相对磁导率 μ 在20,000~24,000的范围内。

[0073] 将不施加磁场的比较例1和实施例1进行比较,能够确认:即使是比DSC测得的晶化开始温度低的温度范围,在本发明所规定的温度范围施加磁场时,100kHz时的相对磁导率 μ 明显提高。

[0074] (实施例2)

[0075] 使用与实施例1相同的Fe基非晶质合金带,同样地制作10个环形磁心。对于所制作的磁心,以图2所示的温度和磁场施加图形进行热处理和磁场施加。只有施加磁场的温度范围与实施例1(图1)不同,其他条件与实施例1相同。磁场的施加在480~520℃的温度范围(从比晶化开始温度低20℃的温度至比晶化开始温度高20℃的温度的温度范围)内。

[0076] 热处理后的10个磁心(合金)的100kHz时的相对磁导率 μ 在31,000~32,000的范围内。

[0077] 与实施例1相比,实施例2能够在100kHz获得更高的相对磁导率 μ 。这一结果表示,如果在包括DSC测得的晶化开始温度的温度范围施加磁场,即使以相同的磁场强度施加磁场,也能够进一步提高100kHz时的相对磁导率 μ 。

[0078] (实施例3)

[0079] 使用与实施例1相同的Fe基非晶质合金带,同样地制作10个环形磁心。对于所制作的磁心,以图3所示的温度和磁场施加图形进行热处理和磁场施加。只有施加磁场的磁场强度与实施例2(图2)不同,其他条件与实施例2相同。升温时,施加磁场强度为60kA/m的磁场。

[0080] 热处理后的10个磁心(合金)的100kHz时的相对磁导率 μ 在28,000~30,000的范围内。

[0081] (实施例4)

[0082] 使用与实施例1相同的Fe基非晶质合金,同样地制作10个环形磁心。对于所制作的磁心,以图4所示的温度和磁场施加图形进行热处理和磁场施加。只有施加磁场的磁场强度

与实施例2(图2)不同,其他条件与实施例2相同。升温时,施加磁场强度为240kA/m的磁场。

[0083] 热处理后的10个磁心(合金)的100kHz时的相对磁导率 μ 在27,000~29,000的范围内。

[0084] 上述实施例2~4中,只有施加磁场的磁场强度有大的差异,与不施加磁场的比较例1对比,能够确认:与比较例1相比,实施例2~4的任一情况下100kHz时的相对磁导率 μ 均大幅度提高。

[0085] (比较例2)

[0086] 使用与实施例1相同的Fe基非晶质合金带,同样地制作10个环形磁心。对于所制作的磁心,以图6所示的温度和磁场施加图形进行热处理和磁场施加。比较例2中,施加磁场的磁场强度和施加时间与实施例1和2(图1和图2)相同,但是施加磁场的温度范围为从560℃经最高到达温度580℃直到冷却。该温度范围中,磁场施加开始温度比晶化开始温度高60℃。

[0087] 热处理后的10个磁心(合金)的100kHz时的相对磁导率 μ 在24,000~25,000的范围内。

[0088] 与不施加磁场的比较例1相比,上述比较例2中,100kHz时的相对磁导率 μ 只高出4000。此外,对于频率10kHz时的相对磁导率 μ ,对比较例1和比较例2进行评价发现,比较例1中约为80,000,比较例2中约为35,000,比较例1的相对磁导率 μ 更高。推测在高于晶化开始温度超过50℃的高温区域施加磁场,赋予磁心的磁各向异性过大,引起100kHz时的相对磁导率 μ 下降,因此发生了该结果。

[0089] (比较例3)

[0090] 使用与实施例1相同的Fe基非晶质合金带,同样地制作10个环形磁心。对于所制作的磁心,以图7所示的温度和磁场施加图形对于热处理工序的整个期间施加磁场。所施加的磁场强度设为290kA/m。

[0091] 热处理后的10个磁心(合金)的100kHz时的相对磁导率 μ 在14,000~15,000的范围内。

[0092] (实施例5)

[0093] 对含有以原子%计为Cu:1%、Nb:2.5%、Si:13.5%、B:7.2%、剩余部分Fe和不可避免的杂质的合金熔液通过单辊法进行急冷,得到宽度60mm、厚度18 μ m的Fe基非晶质合金带。将该Fe基非晶质合金带剪切为宽度3mm之后,卷绕为外径20mm、内径10mm,制作10个环形磁心。测定该合金的晶化开始温度,结果为480℃。

[0094] 对所制作的磁心以图2所示的热处理图形进行热处理。保持温度设为580℃。升温时,在480~520℃的温度范围(从晶化开始温度至比晶化开始温度高40℃的温度的温度范围)施加磁场。磁场施加方向设为合金带的宽度方向,即磁心的高度方向。磁场强度设为120kA/m。

[0095] 评价热处理后的10个磁心(合金),结果为100kHz时的相对磁导率 μ 在19,000~22,000的范围内。

[0096] (比较例4)

[0097] 使用与实施例5相同的Fe基非晶质合金带,同样地制作10个环形磁心。对于所制作的磁心,以图6所示的温度和磁场施加图形,不施加磁场(无磁场),进行热处理。

[0098] 热处理后的10个磁心(合金)的100kHz时的相对磁导率 μ 在17,000~18,000的范围内。

[0099] 对比实施例5和不施加磁场的比较例4,能够确认:通过在晶化开始温度附近的温度范围中施加磁场,100kHz时的相对磁导率 μ 明显提高。

[0100] (实施例6)

[0101] 对含有以原子%计为Ni:5%、Cu:0.8%、Nb:2.8%、Si:11%、B:9.8%、剩余部分Fe和不可避免的杂质的合金熔液通过单辊法进行急冷,得到宽度50mm、厚度13 μ m的Fe基非晶质合金带。将该Fe基非晶质合金带剪切为宽度3mm之后,卷绕为外径20mm、内径10mm,制作10个环形磁心。测定该合金的晶化开始温度,结果为480 $^{\circ}$ C。

[0102] 对所制作的磁心以图2所示的热处理图形进行热处理。保持温度设为580 $^{\circ}$ C。升温时,在480~520 $^{\circ}$ C的温度范围(从晶化开始温度至比晶化开始温度高40 $^{\circ}$ C的温度的温度范围)施加磁场。磁场施加方向设为合金带的宽度方向,即磁心的高度方向。磁场强度设为120kA/m。

[0103] 评价热处理后的10个磁心(合金),结果为100kHz时的相对磁导率 μ 在15,000~17,000的范围内。

[0104] (比较例5)

[0105] 使用与实施例6相同的Fe基非晶质合金,同样地制作10个环形磁心。对于所制作的磁心,以图6所示的温度和磁场施加图形,不施加磁场(无磁场),进行热处理。

[0106] 热处理后的10个磁心(合金)的100kHz时的相对磁导率 μ 在9,000~12,000的范围内。

[0107] 对比实施例6和不施加磁场的比较例5,能够确认:通过在晶化开始温度附近的温度范围中施加磁场,能够使100kHz时的相对磁导率 μ 明显提高。

[0108] (实施例7)

[0109] 对与实施例1相同的合金组成(晶化开始温度:500 $^{\circ}$ C)的合金熔液通过单辊法进行急冷,得到宽度50mm、厚度18 μ m的Fe基非晶质合金带。将该Fe基非晶质合金带剪切为宽度15mm之后,卷绕为外径31mm、内径21mm,制作4个环形磁心。

[0110] 对于所制作的磁心,与实施例2同样,以图2所示的热处理图形进行热处理。升温时,在480~520 $^{\circ}$ C的温度范围施加磁场。磁场施加方向设为合金带的宽度方向,即磁心的高度方向。磁场强度设为120kA/m。

[0111] 评价4个热处理后的磁心(合金),结果为100kHz时的相对磁导率 μ 在28,000~29,000的范围内。

[0112] 比较实施例2和实施例7,能够确认:与厚度超过15 μ m的实施例7的情况相比,Fe基非晶质合金带的厚度为15 μ m以下的实施例2的100kHz时的相对磁导率 μ 稍高。

[0113] 工业上的可利用性

[0114] 本发明的实施方式的Fe基纳米晶合金的制造方法能够适用于共模扼流线圈、高频变压器等的磁心的制作中。

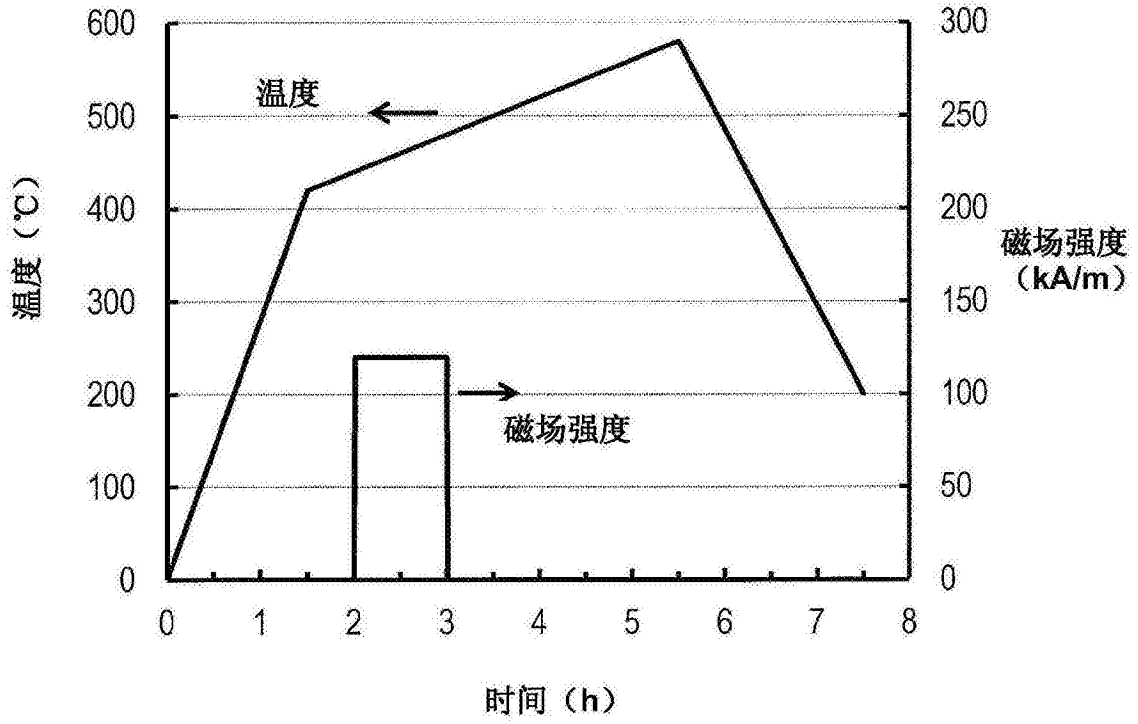


图1

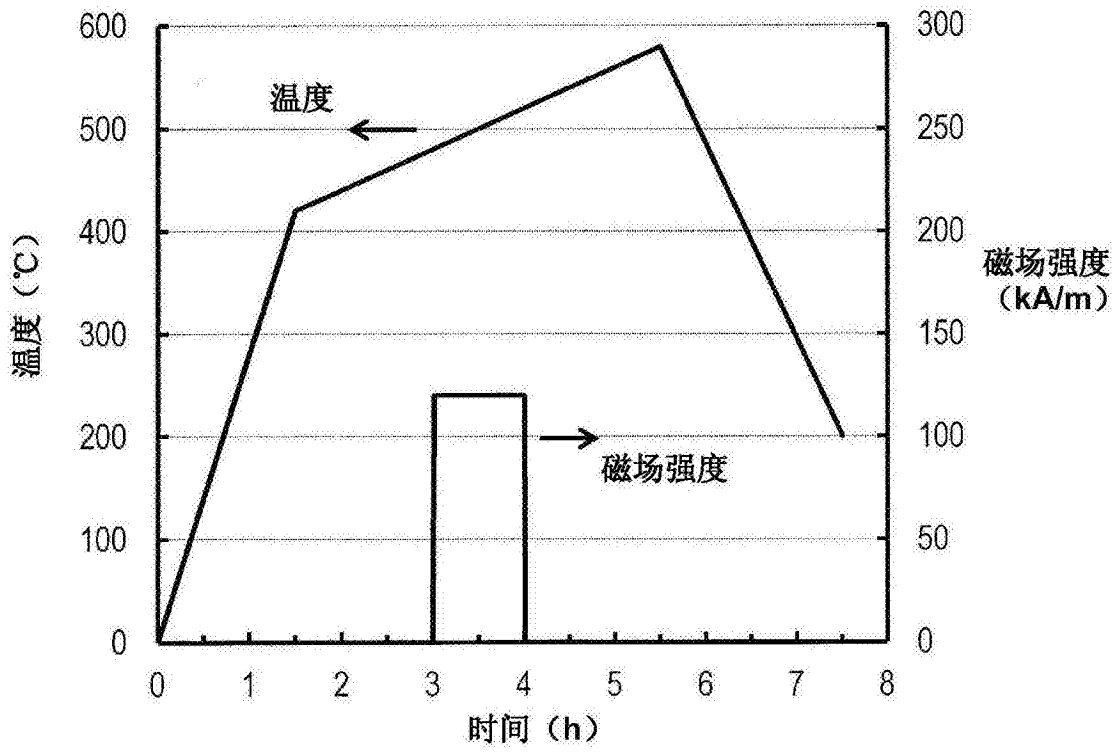


图2

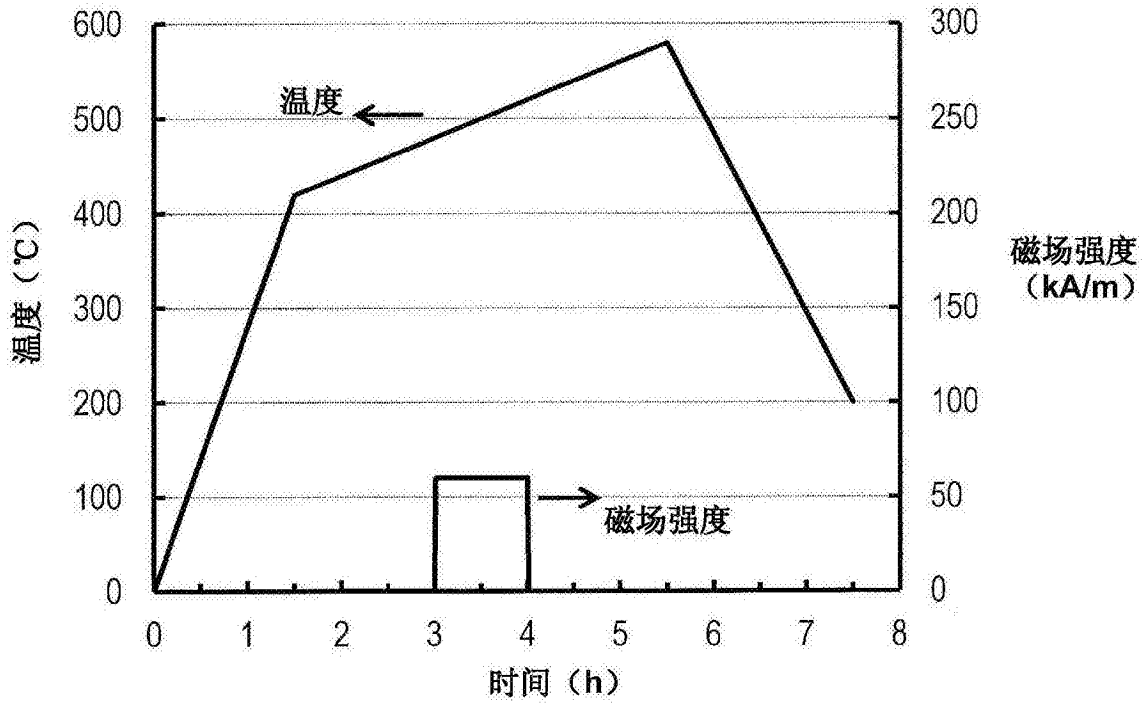


图3

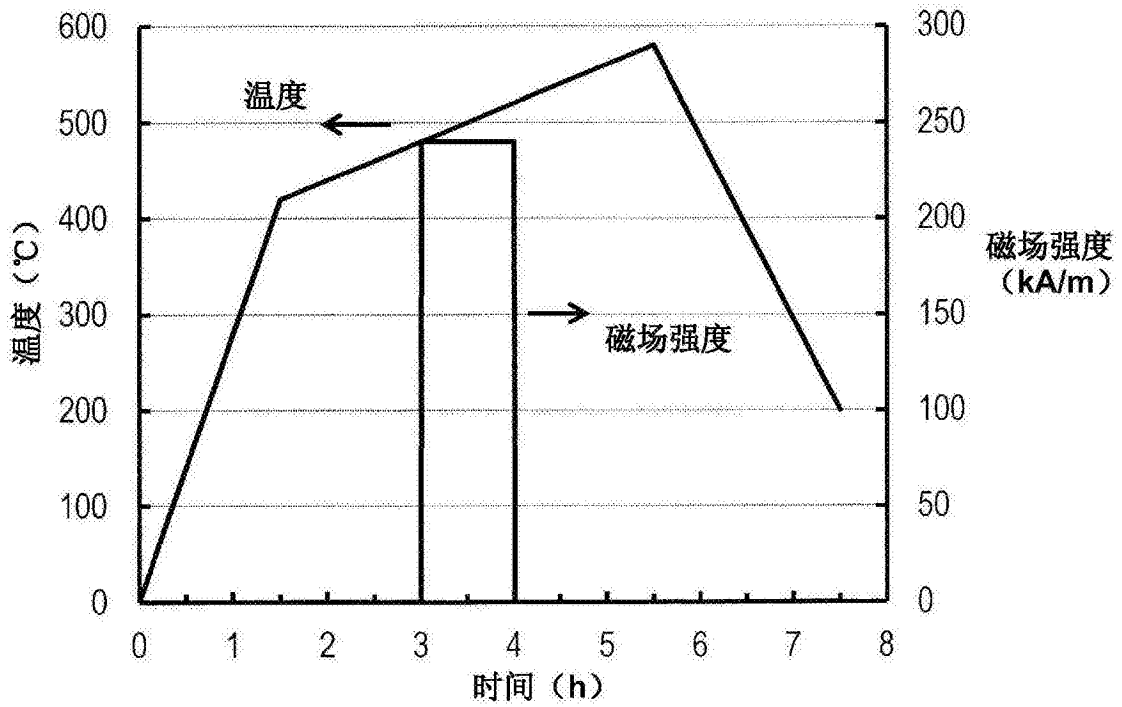


图4

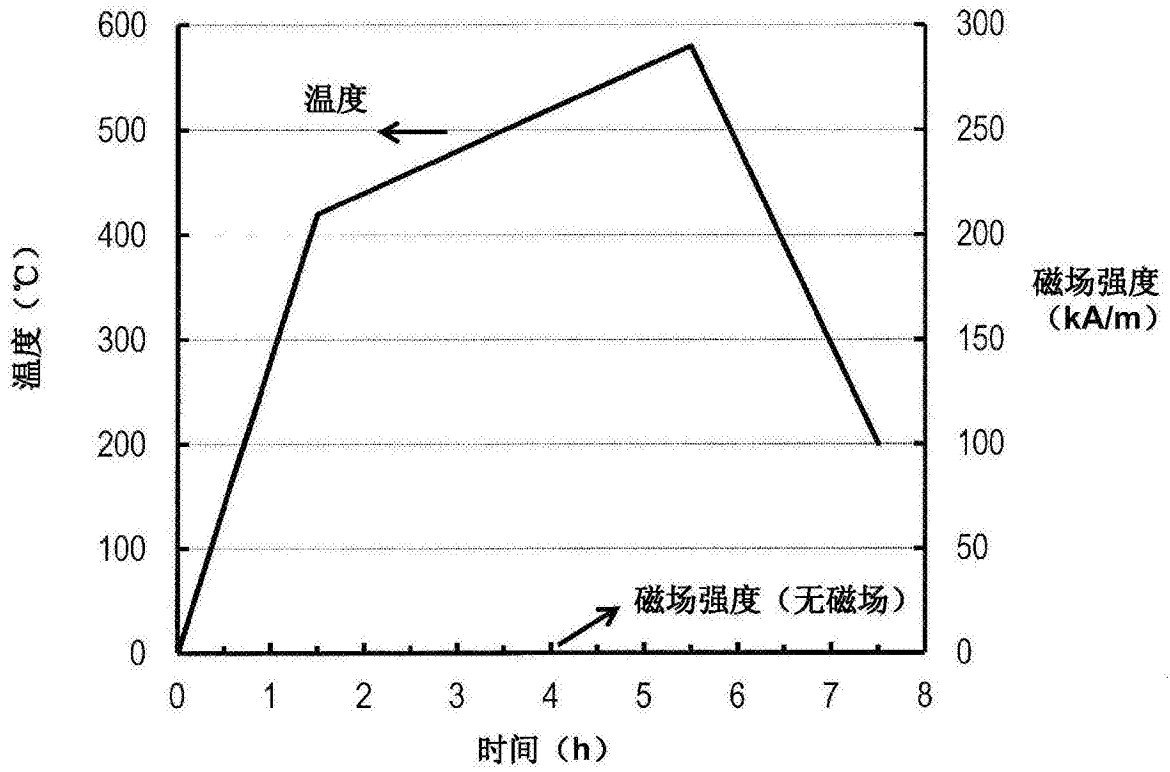


图5

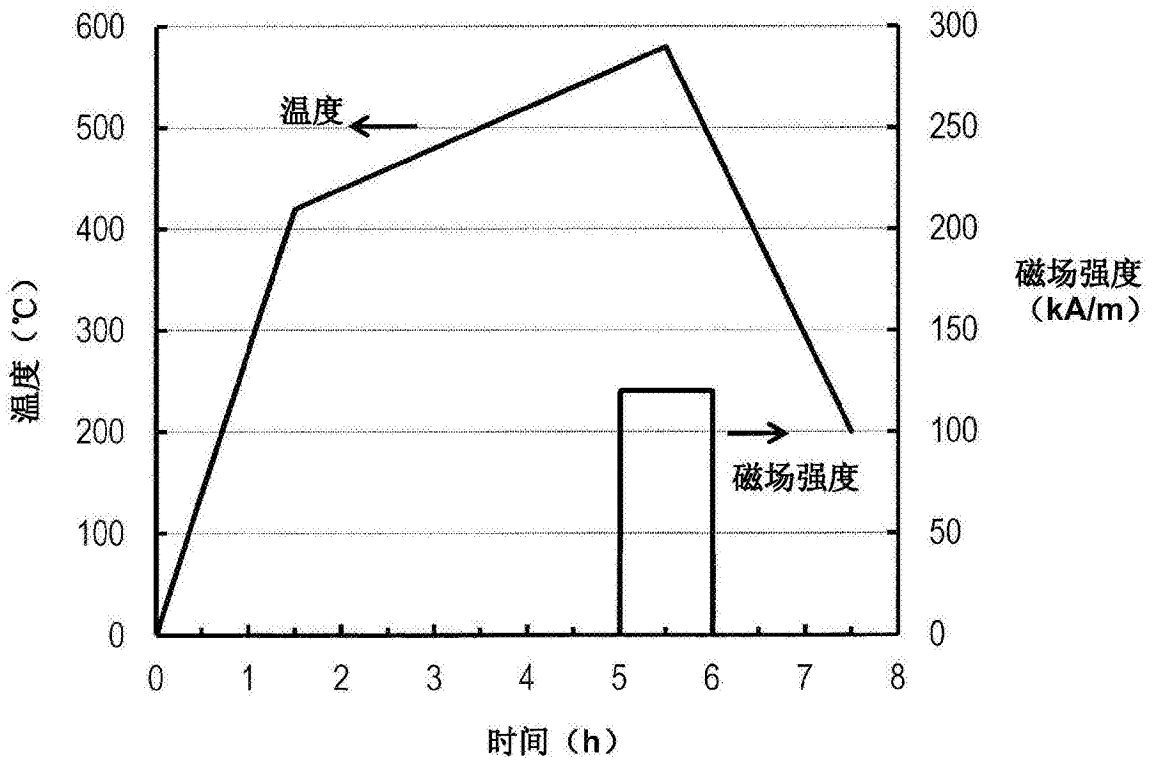


图6

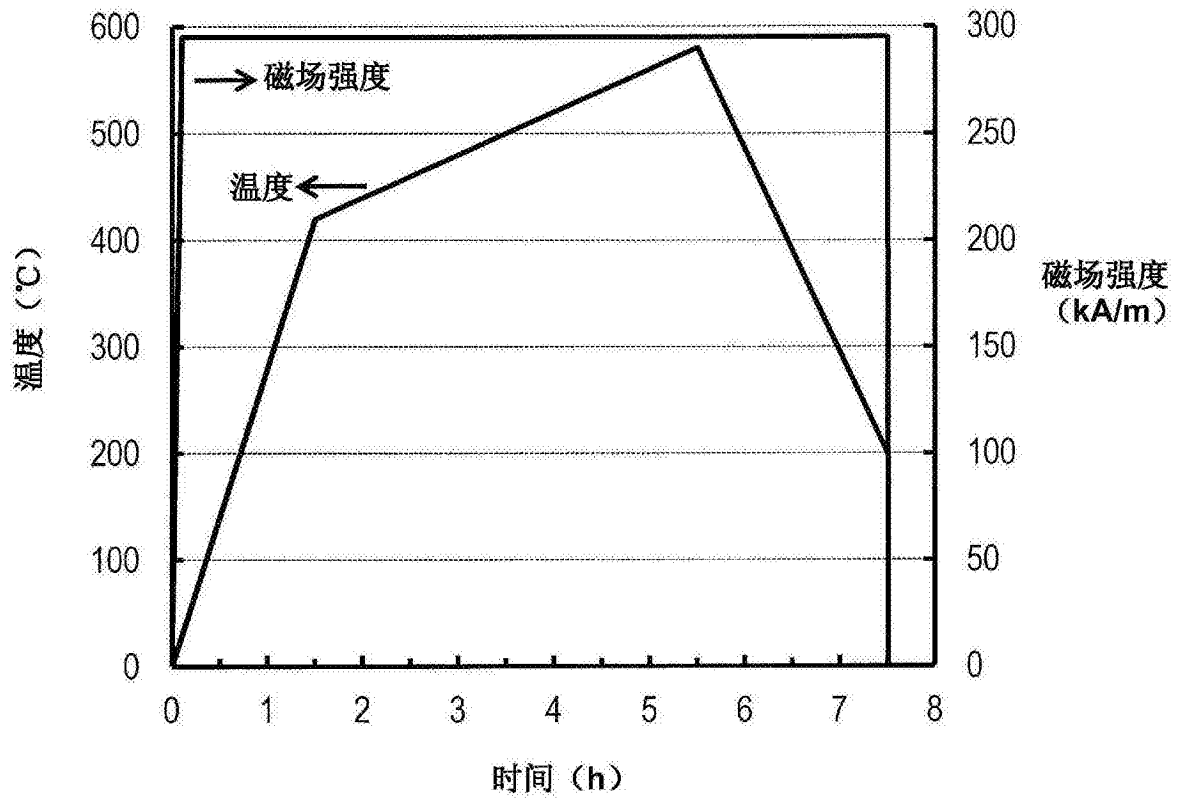


图7