

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

C22C 38/00

H01F 1/14

H01F 41/02

[12] 发 明 专 利 说 明 书

[21] ZL 专利号 97115005.2

[45] 授权公告日 2001 年 7 月 4 日

[11] 授权公告号 CN 1068070C

[22] 申请日 1997.7.15 [24] 颁证日 2001.3.29

[21] 申请号 97115005.2

[30] 优先权

[32] 1996.7.15 [33] JP [31] 185210/1996

[73] 专利权人 阿尔卑斯电气株式会社

地址 日本国东京都

共同专利权人 井上明久 增本健

科学技术振兴事业团

[72] 发明人 尾藤辉夫 早川康男 畑内隆史

牧野彰宏 井上明久 增本健

[56] 参考文献

US4881989 1989.11.21

审查员 王怀东

[74] 专利代理机构 北京三幸商标专利事务所

代理人 刘激扬

权利要求书 1 页 说明书 10 页 附图页数 10 页

[54] 发明名称 铁基软磁性合金的制造方法

[57] 摘要

本发明提供的铁基软磁性合金的制造方法,是将含有以 Fe 为主成份、从 Zr、Nb 中选择出的 1 种或 2 种金属元素构成的元素 M 和 B 的熔融金属喷射到移动的冷却体上,生成非晶质合金薄带,对该非晶质合金薄带进行热处理,使该非晶质薄带在第 1 结晶化温度以上、第 2 结晶化温度以下的保持温度中保持 0~20 分钟,使其析出至少有 50% 以上的组织是具有 bcc 构造的以 Fe 为主成份、平均结晶粒径为 30nm 以下的微细结晶组织。

I S S N 1 0 0 8 - 4 2 7 4

权 利 要 求 书

1. 铁基软磁性合金的制造方法，其特征在于，将含有以Fe为主成份、从Zr、Nb中选择出的1种或2种金属元素构成的元素M和B的熔融金属喷射到移动的冷却体上，生成非晶质合金薄带，对该非晶质合金薄带进行热处理，该热处理将该非晶质薄带在最初的结晶相析出的第1结晶化温度以上、第2结晶相析出的第2结晶化温度以下的保持温度中保持0~20分钟，使其析出至少有50%以上的组织是具有bcc构造的以Fe为主成份、平均结晶粒径为30nm以下的微细结晶组织。

2. 如权利要求1所述的铁基软磁性合金的制造方法，其特征在于，将上述热处理保持0~10分钟。

3. 如权利要求1所述的铁基软磁性合金的制造方法，其特征在于，上述热处理的保持温度是500~800℃。

4. 如权利要求1所述的铁基软磁性合金的制造方法，其特征在于，进行上述热处理时，以20℃/分~200℃/分的升温速度升温到保持温度。

说明书

铁基软磁性合金的制造方法

本发明涉及用于磁头、变压器、扼流线圈等的软磁性合金的制造方法。

通常，用于磁头的芯、脉冲电动机的磁芯或变压器、扼流线圈等的软磁性合金要求具有饱和磁通密度高、导磁率高、低保磁力、容易做成薄形、低磁致伸缩等特性。因此，在软磁性合金开发中，考虑这些特性要求进行各种合金材料的研究。

现有技术中，作为上述用途的材料，有铝硅铁粉、坡莫合金、硅钢等的结晶质合金。尤其近年来，也使用Fe或Co基的非晶质合金。

软磁性合金用于各种电子机器中时，常常使用做成薄带状的软磁性合金。制造这种软磁性合金薄带的公知方法不是轧制，而是把熔融状合金喷射到高速旋转的冷却体上，由急剧冷却而得到的。

这种将熔融金属急剧冷却制成的软磁性合金薄带，例如USP4,881,989号公报所记载，进行将该金属的结晶化以上温度约保持1小时的热处理，急剧冷却时，使得在非结晶质的软磁性合金中产生结晶相，这样，可得到具有高饱和磁通密度和导磁率这一优良软磁性特性的、硬度高、耐热性也好的软磁性合金。

但是，这样得到的软磁性合金虽然具有优良的磁性特性，但为了对应机器的小型化、高性能化、批量生产化，希望开发出以更好的生产性制造具有更高性能的软磁性材料、特别是具有高导磁率软磁性合金的方法。

本发明是为解决这一问题而做出的，其目的在于提供一种生产性好的、制造具有更优良磁性特性的软磁性合金的方法。

为了实现上述目的，本发明的铁基软磁合金的制造方法的特征是，将含有以Fe为主成份、从Zr、Nb中选择出的1种或2种金属元素构成的元素M和B的熔融金属喷射到移动的冷却体上，生成非晶质合金薄带，对该非晶质合金薄带进行热处理，该热处理将该非晶质薄带在最初的结晶相析出的第1结晶化温度以上、第2结晶相析出的第2结晶化温度以下的保持温度中保持0~20分钟(退火时间)，使其析出至少有50%以上的组织是具有bcc构造的以Fe为主成份、平均结晶粒径为30nm以下的微细结晶组织。

上述热处理中的保持时间(退火时间)最好是0~10分钟。

上述热处理中的保持温度最好在500~800℃范围内。

进行上述热处理时,最好以20℃/分~200℃/分的升温速度升温到保持温度。

下面,详细说明本发明。

用本发明的制造方法制造铁基软磁性合金时,先将含有以Fe为主成分、从Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、Mo、W中选择出的1种或2种以上金属元素构成的元素M和B的熔融金属急剧冷却,生成非晶质合金薄带。该合金薄带的制造方法,例如可以采用把熔融金属喷射到高速旋转着的冷却辊等移动冷却体上等公知方法。

然后对生成的非晶质合金薄带进行热处理,该热处理是,将该非晶质薄带在最初的结晶相析出的第1结晶化温度以上、第2结晶相析出的第2结晶化温度以下的保持温度中保持0~20分钟。本发明中,把热处理中的最高温度定义为保持温度,将其保持时间定义为保持时间。

急剧冷却状态的合金薄带,其组织以非晶质为主体,对其加热升温时,在某一温度以上,平均结晶粒径为30nm以下的、以Fe为主成分的bcc(体心立方构造)结晶粒构成的微结晶相析出。本说明书中,把具有该bcc构造的铁基微结晶相析出时的温度称为第1结晶化温度。该第1结晶化温度根据合金的组成而变化,约为480~550℃。

当达到高于该第1结晶化温度的温度时,Fe₃B、或合金中含有Zr的情况下,Fe₃Zr等使软磁性特性恶化的化合物相(第2结晶相)析出。本说明书中,把这种化合物相析出时的温度称为第2结晶化温度。该第2结晶化温度根据合金的组成而变化,约为740~810℃。

因此,本发明中,合金的组成最好这样设定:用保持温度500~800℃的范围对非晶质合金薄带进行热处理时,使具有bcc构造的以铁为主成分的微结晶相析出、且上述化合物相不析出。

本发明中,用上述保持温度保持非晶质合金薄带的时间,可以是20分钟以下的短时间,根据合金的组成,即使是0分钟、即升温后立刻降温无保持时间也能得到高导磁率。另外,当组成中不含有Cu及Si、尤其是不含有Si时,用10分钟以下的短保持时间可得到高导磁率。这是因为添加了Si时,为了使Si充分固溶在Fe内,必须加长保持时间的缘故。添加了Si时,虽然保持时间比上述范围加长也没关系,但即使加长保持时间,磁性特性

也不提高，只能使制造时间变长生产性变差，所以最好不添加Si。另外，加长保持时间后，因组织内的组成的摇动容易产生新的核，虽然平均结晶粒径变化不太大，但结晶粒径容易不均匀，软磁性特性变差。

另外，在热处理时，把非晶质合金薄带的温度从室温上升到上述保持温度的升温速度，是20℃/分钟~200℃/分钟，最好是40℃/分钟~200℃/分钟。由于升温速度越慢制造时间越长，所以升温速度快一些较好，但是，现有的加热装置性能很难超过200℃/分钟。

进行了这样的热处理后，用空冷等使合金薄带降温。

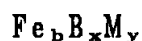
本发明的软磁性合金制造方法，通过对非晶质合金薄体进行这样的热处理，使Fe₃B等的使软磁性特性恶化的化合物相不析出，制造出平均结晶粒径为30nm以下的、由Fe为主成分的bcc结晶粒组成的微细结晶相占组织的50%以上的合金。这样，形成了由微细结晶粒组成的结晶相和存在于其粒界的粒界非晶质相为主体的组织，能发挥优良的软磁性特性。

本发明的合金之所以具有优良软磁性特性，是因为析出的bcc结晶粒的粒径微细，已往的结晶质材料中作为其软磁性特性恶化原因之一的结晶磁性异方性(Crystal magnetic anisotropy)因bcc粒子间的磁性相互作用而被平均均匀化，表现的结晶磁性异方性变得非常小的缘故。

当作为主体的结晶粒的平均结晶粒径大于30nm时，结晶磁性异方性的平均化不充分，导致软磁性特性恶化。另外，当微结晶相不足50%时，粒子间的磁性相互作用减弱，磁性特性也恶化。

这种软磁性合金，最好是以Fe为主成分、并含有从Ti、Zr、Hf、V、Nb、Ta、Mo、W中选择出的1种或2种以上金属元素构成的元素M和B。

另外，下列各式所示组成的软磁性合金尤为合适。



其中，T是从Cu、Ag、Au、Pd、Pt中选择出的1种或2种以上的元素，X是Si、Al、Ge、Ga中的1种或2种以上，表示组成比的b、x、y、z是， $75 < b < 93$ 原子%， $0.5 < x < 18$ 原子%， $4 < y < 9$ 原子%，d为4.5原子以下，z为4原子%以下。

该组成的软磁性合金中，表示Fe添加量的b值为93原子以下。这是因

为当b超过 93原子%时,用液体急剧冷却法难以得到非晶质单相,其结果,热处理后得到的合金的组织不均匀,得不到高导磁率。另外,为了得到10KG以上的饱和磁通密度,b最好在75原子%以上,所以,b的范围是75~93原子%。另外,为了调节磁致伸缩等,Fe的一部分也可以用Co或Ni 置换。这时,以Fe的10%较好,最好是5%以下。在此范围外时则导磁率恶化。

B具有提高软磁性合金的非晶质形成能的效果,防止结晶组织粗大化的效果,以及在热处理工序中,抑制化合物相(该化合物相对磁性特性有不良影响)生成的效果。

本来,Zr、Hf对 α -Fe几乎是不固溶的,但是,对合金整体急剧冷却使其非晶质化后,使Zr和Hf过饱和地固溶,然后进行热处理,调节这些元素的固容量后一部分结晶化,作为微细结晶相析出,可使得到的软磁性合金的软磁性特性提高,减小合金薄带的磁致伸缩。另外,为了使微结晶相析出,并抑制该微结晶相的结晶粒粗大化,必须使作为结晶粒生长障碍的非结晶相残存在粒界中。

另外,由于该粒界非晶质相固溶因热处理温度上升而从 α -Fe排出的Zr、Hf、Nb等的M元素,所以要抑制使软磁性特性恶化的Fe-M基化合物的生成。因此,往Fe-Zr(Hf)基合金中添加B是很重要的。

表示B添加量的x低于0.5原子%时,粒界的非晶质相变得不稳定,所以得不到足够的添加效果。另外,当表示B添加量的x超过18原子%时,在B-M基及Fe-B基中,硼化物的生成倾向增强,其结果,为得到微细结晶组织的热处理条件受到制约,不能得到良好的软磁性特性。因此,通过添加适量的B,可将析出的微细结晶相的平均结晶粒径调节到30nm以下。

另外,为了容易得到非晶质相,最好含有非晶质形成能高的Zr、Hf、Nb中的任一种,Zr、Hf、Nb的一部分,在其它的4A~6A族元素中,可以与Ti、V、Ta、Mo、W中的任一种置换。

这些M元素是比较缓慢的扩散种,M元素的添加具有使微细结晶核的成长速度减小的效果,具有非晶质形成能,对组织的微细化是有利的。

但是,当表示M元素添加量的y在4原子%以下时,使核成长速度减小的效果丧失,其结果,结晶粒径粗大化,得不到良好的软磁性。在Fe-Hf-B基合金的场合,Hf=5原子%时的平均粒径为13nm,而Hf=3原子%时的平均粒径为39nm,粒径变粗大。当表示M元素添加量的y超过9原子%时,M-B基或Fe-M基的化合物生成倾向增大,不但得不到良好的特性,而且经液体急

剧冷却后的薄带状合金脆化，难以加工成预定的芯形状等。因此， y 的范围应在4~9原子%。

Nb和Mo，氧化物的生成自由能的绝对值小，热稳定，制造时不容易氧化。因此，添加这些元素时，可以使制造条件容易，能低价制造，对降低制造成本是有利的。添加这些元素制造上述软磁性合金时，具体地说，可以向急剧冷却熔融金属时使用的坩埚的喷嘴的前端，部分地供给非活性气体地在大气中制造或在大气的环境中制造。

另外，Si、Al、Ge、Ga中的1种或2种以上的元素(X)的含量最好在4原子%以下。这些元素是半金属元素，这些半金属元素固溶于以Fe为主成分的bcc相(体心立方晶的相)中。这些元素的含量如果超过了4原子%，则磁致伸缩变大或者饱和磁通密度变低，使导磁率降低。

这些元素具有使软磁性合金的电阻提高、降低铁损的效果。尤其是Al的该效果更大。另外，Ge、Ga具有使结晶粒径微细化的效果。因此，Si、Al、Ge、Ga中，添加Al、Ge、Ga的效果尤其大，最好单独添加Al、Ge、Ga或复合添加Al和Ge、Al和Ga、Ge和Ga、Al和Ge和Ga。

另外，Cu、Ag、Au、Pd、Pt中的1种或2种以上(T)的含量为4.5原子%以下时，能改善软磁性特性。通过微量添加Cu等与Fe不固溶的元素，可以使组成摇动，在Cu结晶化的初期阶段形成凝块，相对地产生富Fe区域，可以使 α -Fe的核生成频度增加。另外，用差示扫描热量计测定的结晶化温度表示，上述Cu、Ag等元素的添加使结晶化温度稍稍降低。这是因为这些元素的添加使非晶质不均匀，其结果使非晶质的稳定性降低而引起的。不均匀的非晶质相结晶化时，出现多个部分地容易结晶化的区域而产生不均匀核，所以得到的组成成为微细结晶粒组织。从以上观点看，这些元素以外的元素、只要使结晶化温度降低的元素，也能得到同样的效果。

另外，为了改善耐腐蚀性，除了这些元素外，还可以添加Cr、Ru、Rh、Ir等白金族元素。这些元素的添加量超过5原子%时，饱和磁通密度的恶化显著，所以其添加量应抑制在5原子%以下。

另外，根据需要还可以添加其它元素，例如Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb、Lu、Zn、Cd、In、Sn、Pb、As、Sb、Bi、Se、Te、Li、Be、Mg、Ca、Sr、Ba等，通过添加这些元素也可以调节所得到的软磁性合金的磁致伸缩。

另外，在上述组成基的软磁性合金中，即使含有不影响所需特性的量

的H、N、O、S等不可避免的不纯物，可以视为与本发明中的软磁性合金的组成相同。

图1是表示合金薄带的制造装置之一例的构造图。

图2是表示实施例和比较例的DSC曲线的曲线图。

图3是表示实施例和比较例的保持时间与导磁率之间关系的曲线图。

图4是表示实施例和比较例的保持时间与保磁力及饱和磁致伸缩之间关系的曲线图。

图5是表示实施例和比较例的保持时间与结晶粒径之间关系的曲线图。

图6是表示实施例中的保持温度与导磁率之间关系的曲线图。

图7是表示具有 $\text{Fe}_{84}\text{Zr}_{3.5}\text{Nb}_{3.5}\text{B}_8\text{Cu}_1$ 组成的试料的导磁率 μ' 、磁致伸缩 λ_s 和结晶粒径D的、热处理保持时间t与保持温度 T_a 之间关系的图。

图8是表示另一实施例的保持时间与导磁率之间关系的曲线图。

图9是表示具有 $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_7\text{B}_9$ 组成的试料的导磁率 μ' 、磁致伸缩 λ_s 和结晶粒径D的、热处理保持时间t与保持温度 T_a 之间关系的图。

图10是表示具有 $\text{Fe}_{90}\text{Zr}_7\text{B}_8$ 组成的试料的导磁率 μ' 、磁致伸缩 λ_s 和结晶粒径D的、热处理保持时间t与保持温度 T_a 之间关系的图。

下面说明本发明的实施例。

实施例1

作为本发明范围内的合金的例、制造具有 $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_{3.5}\text{Zr}_{3.5}\text{B}_8\text{Cu}_1$ 组成的非晶质合金薄带。非晶质合金薄带的制造是采用图1所示的制造装置。

该装置中，腔室10备有容纳冷却辊3及坩埚12的箱状本体部13以及与该本体部13接合着的箱状收容部14。本体部13和收容部14分别通过法兰部13a、14a用螺栓结合，本体部13与收容部14的结合部分做成气密构造。在腔室10的本体部13上连接着排气管15，该排气管15与真空排气装置连接。

冷却辊3由贯穿腔室10侧壁的旋转轴11支承着，该冷却辊3被设在腔室10外部的图未示电动机驱动旋转。

在坩埚12的下端部设有喷嘴6，在坩埚12的下端部设有加热线圈9，在坩埚12的内部容纳着熔融金属2。

坩埚12的上部通过供给管16与Ar气体等的气体供给源18连接，在供给管16上组装着压力调节阀19和电磁阀20，在供给管16上，于压力调节阀19与电磁阀20之间还组装着压力计21。另外，在供给管16上并排地连接着辅

助管23，在辅助管23上组装着压力调节阀24、流量调节阀25和流量计26。因此，可以从气体供给源18向坩埚12内供给Ar气等气体，从喷嘴6把熔融金属2喷射到冷却辊3上。另外，在腔室10的顶部通过连接管32与Ar气等气体供给源31连接，在连接管32上组装着压力调节阀33，把Ar气等气体送到腔室10内部。

用该制造装置制造合金薄带时，先要对腔室10内部进行真空排气，同时从气体供给源31把Ar气等非氧化性气体送到该腔室10内。从气体供给源18把Ar气体压送到坩埚12内部，从喷嘴6喷出熔融金属2，同时使冷却辊3高速旋转。于是，熔融金属2从冷却辊3的顶部沿冷却辊3的表面挤出而得到薄带4。

从坩埚12把熔融金属2连续地喷到冷却辊3上，连续地制造薄带4，从冷却辊3抽出的薄带4容纳在腔室10的收容部14内。该薄带4还处于预热状态，温度很高，在该阶段一旦与空气接触，则容易氧化，由于腔室10内部充满着Ar气体，所以腔室10内部不会氧化。

薄带4的连续制造结束后，容纳在收容部14内的薄带4的温度如果下降到接近常温，则可以将腔室10的本体部13与收容部14分离，取出薄带4。

用差示扫描热量计分析法对得到的宽度为15mm、厚度为20 μ m的非晶质合金薄带测定升温速度为40 $^{\circ}$ C/分钟时的结晶化温度，其结果得到如图2中实线所示的DSC(Differential Scanning Calorimeter)曲线。从该结果可知，该例的非晶质合金薄带中的第1结晶化温度Tx在升温速度为40 $^{\circ}$ C/分钟的情况下，约为508 $^{\circ}$ C。

比较例1

作为本发明范围外的合金的例、用与实施例1同样的方法制造具有 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 组成的非晶质合金薄带。

用差示热扫描分析法对得到的非晶质合金薄带测定升温速度40 $^{\circ}$ C/分钟时的结晶化温度，其结果得到如图2中虚线所示的DSC曲线。从该结果可知，该例的非晶质合金薄带中的第1结晶化温度Tx约为548 $^{\circ}$ C。

对用上述实施例1和比较例1得到的非晶质合金薄带分别进行在保持温度下使保持时间(保持时间t)变化的热处理，测定得到的软磁性合金的磁性特性、即1KHz中的导磁率 μ' 、保磁力Hc(Oe)、饱和磁致伸缩 λ_s 及平均结晶粒径D(nm)。

加热方法是，以 $40^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 的升温速度把非晶质合金薄带升温到各自的保持温度 T_a ，在该温度保持一定时间后使其降温。保持温度 T_a 分别设定成比各自的第1结晶化温度稍高的温度，对 $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_{8.5}\text{Zr}_{8.5}\text{B}_8\text{Cu}_1$ （实施例1）是 510°C ，对 $\text{Fe}_{78.5}\text{Si}_{18.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ （比较例1）是 550°C 。

其结果如图3至图5所示。在这些图中，●表示实施例1的结果，○表示比较例1的结果。

从图3结果可见，实施例1中，以0~20分的较短保持时间总能得到高导磁率，而比较例1中，保持时间约30分钟时导磁率达到顶点，随着保持时间的缩短，导磁率急剧地减少。

从图4结果可见，实施例1和比较例1中，保磁力 H_c 不随时间变化，实施例1和比较例1没有什么差别。

关于饱和磁致伸缩 λ_s ，在比较例1中，随着保持时间的缩短而变大。而在实施例1中，在0~20分钟的短保持时间，饱和磁致伸缩的值总是低值，可得到比比比较例1小的磁致伸缩特性。

从图5结果可见，实施例1和比较例1中，平均结晶粒径 D 不太随时间变化，实施例1的结晶粒径比比比较例1微细化。

从这些结果可知，在实施例1中，以0~20分钟这样较短的保持时间，保磁力与比较例1几乎相等，而在导磁率和饱和磁致伸缩方面，能得到比比比较例1优良的软磁性合金。另外，在实施例1中，结晶粒径微细化，这也是软磁性特性提高的重要原因。

接着，对上述实施例1得到的非晶质合金薄带进行保持时间为0、使保持温度 T_a 变化的热处理，测定得到的软磁性合金的1KHz的导磁率 μ' 。

加热方法是，以 $40^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 的升温速度把非晶质合金薄带升温到各自的保持温度 T_a 后立即使其降温。使保持温度 T_a 在 480°C ~ 800°C 之间变化。其结果如图6所示。

从该结果可见，用 $500\sim 775^{\circ}\text{C}$ 的温度对具有实施例1组成的非晶质合金薄带进行热处理，即使没有保持时间也能得到高导磁率。

另外，上述实施例1得到的非晶质合金薄带，其1KHz的导磁率 μ' （实线）、磁致伸缩 λ_s （阴影线）及平均结晶粒径 D （虚线）与保持温度 T_a 及保持时间 t 的关系如图7所示。

从图7结果可见，当保持时间在10分钟以下时，保持温度在 $500\sim 580^{\circ}\text{C}$ 和 $600\sim 680^{\circ}\text{C}$ 附近，可得到 10×10^4 以上的导磁率。另外，这时的平均结晶

粒径为8nm或8nm以下。当保持时间为10分以下、保持温度为600~680℃时，磁致伸缩几乎等于零。另外，即使保持温度接近800℃，如果保持时间几乎为零，则可得到 5×10^4 以上的高导磁率。

另外，当平均结晶粒径在8nm附近或8nm以下，即使磁致伸缩为零，如果将保持时间增加到比10分钟多则导磁率减少，这是因为加长了保持时间，因组成的摇动而使核生成容易，即使平均结晶粒径相同，结晶粒径也不均匀的缘故。

实施例2

作为本发明范围内的合金的例子、用与实施例1同样的方法制造具有 $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_{87}\text{B}_9$ 组成的非晶质合金薄带。

实施例3

作为本发明范围内的合金的例子、用与实施例1同样的方法制造具有 $\text{Fe}_{90}\text{Zr}_7\text{B}_3$ 组成的非晶质合金薄带。

对上述实施例2和实施例3得到的非晶质合金薄带分别进行在保持温度时使保持时间(保持时间t)变化的热处理，测定得到的软磁性合金的1KHz的导磁率 μ' 。

加热方法是，以180℃/分的升温速度把非晶质合金薄带升温到各自的保持温度 T_a ，在该温度保持一定时间后使其降温。保持温度 T_a 分别设定成比第1结晶化温度高比第2结晶化温度低的温度，对于 $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_{87}\text{B}_9$ (实施例2)是650℃，对于 $\text{Fe}_{90}\text{Zr}_7\text{B}_3$ (实施例3)是600℃。

其结果如图8所示。该图中，●表示实施例2的结果，○表示实施例3的结果

从该结果可见，在实施例2中，保持时间在1分~120分的范围，最好在2分~30分的范围时，能得到高导磁率。

在实施例3中，保持时间在0分~120分的范围，最好在2分~30分的范围时，能得到高导磁率。

上述实施例2和实施例3得到的非晶质合金薄带，其1KHz的导磁率 μ' (实线)、磁致伸缩 λ_s (阴影线)及平均结晶粒径D(虚线)与保持温度 T_a 及保持时间t的关系如图9和图10所示。

从图9可见，在实施例2中，当保持时间为0~20分、保持温度为630~

760℃时，导磁率比其它热处理条件显著上升，可得到 4×10^4 以上的高导磁率 (1 MHz)。另外，在该范围内，平均结晶粒径在 9nm 以下，磁致伸缩也为零。

另外，平均结晶粒径中 9nm 以下，尽管磁致伸缩为零，如果加长保持时间则导磁率恶化的原因与实施例 1 的图 7 情况相同。

从图 10 可见，在实施例 3 中也同样地，当保持时间为 0~20 分、保持温度为 580~ 670℃ 时，导磁率比其它热处理条件显著上升，可得到 4×10^4 以上的高导磁率 (1MHz)。另外，在该范围内，平均结晶粒径在 14nm 以下，磁致伸缩也为 $-1 \times 10^{-6} \sim -2 \times 10^{-6}$ 的小值。

另外，如果在上述保持温度加长保持时间，则与实施例 1 及实施例 2 同样地，导磁率恶化。

说明书附图

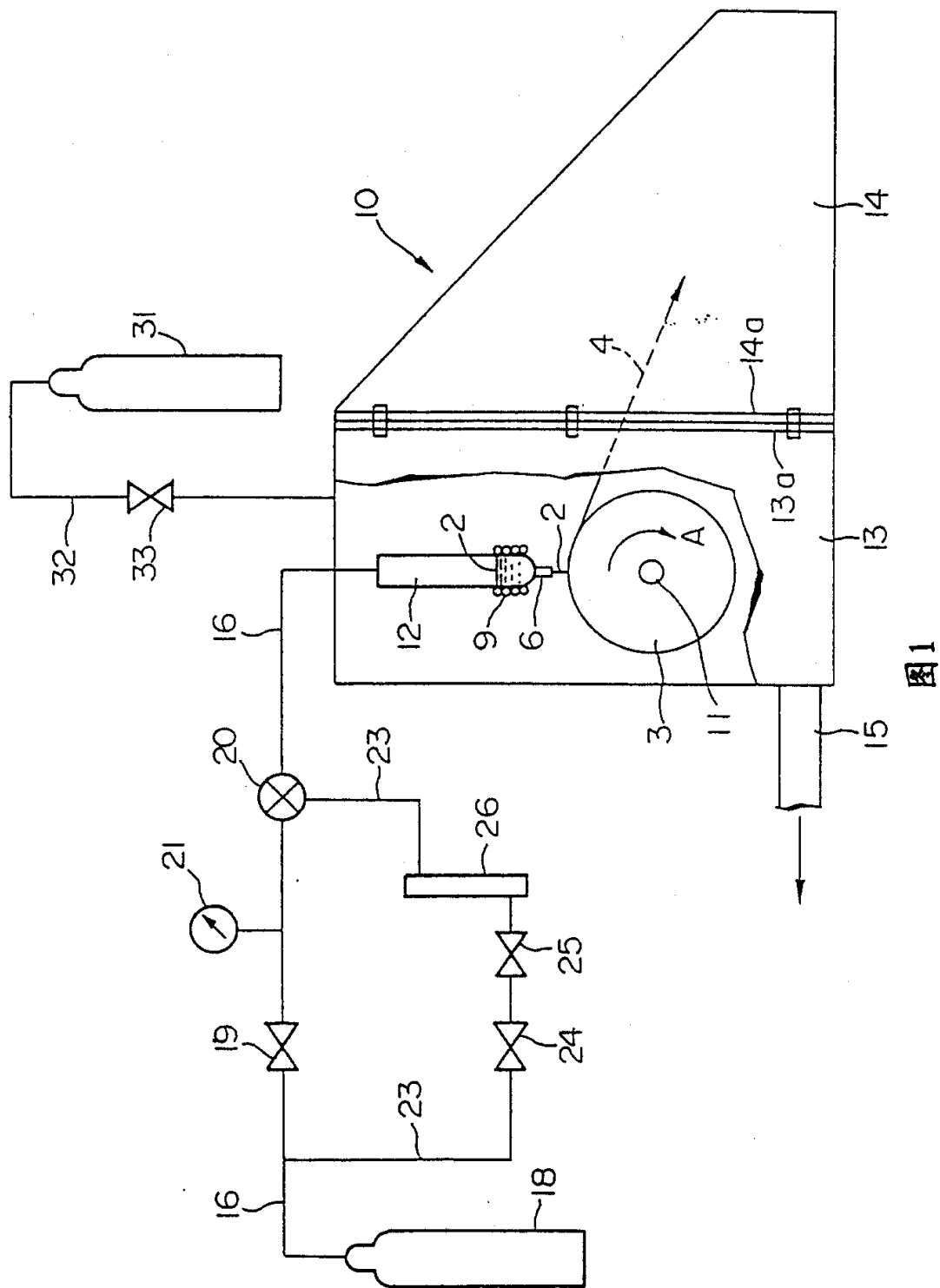


图1

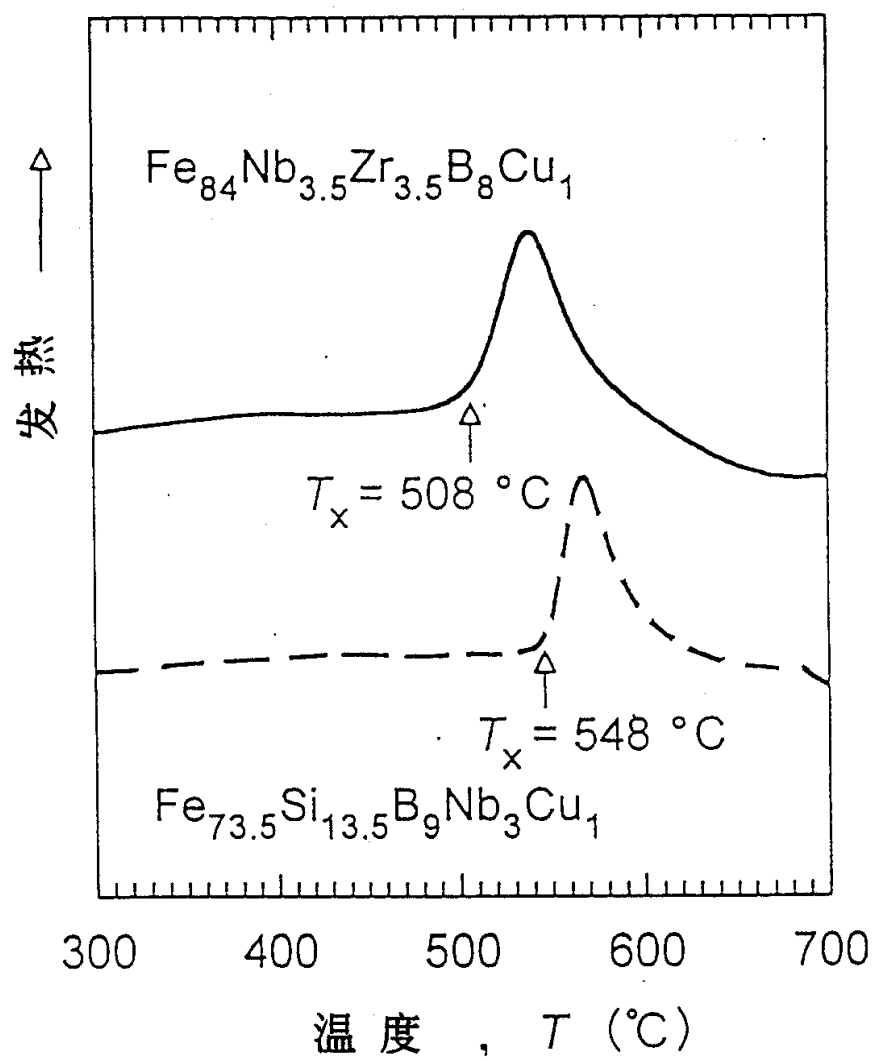


图2

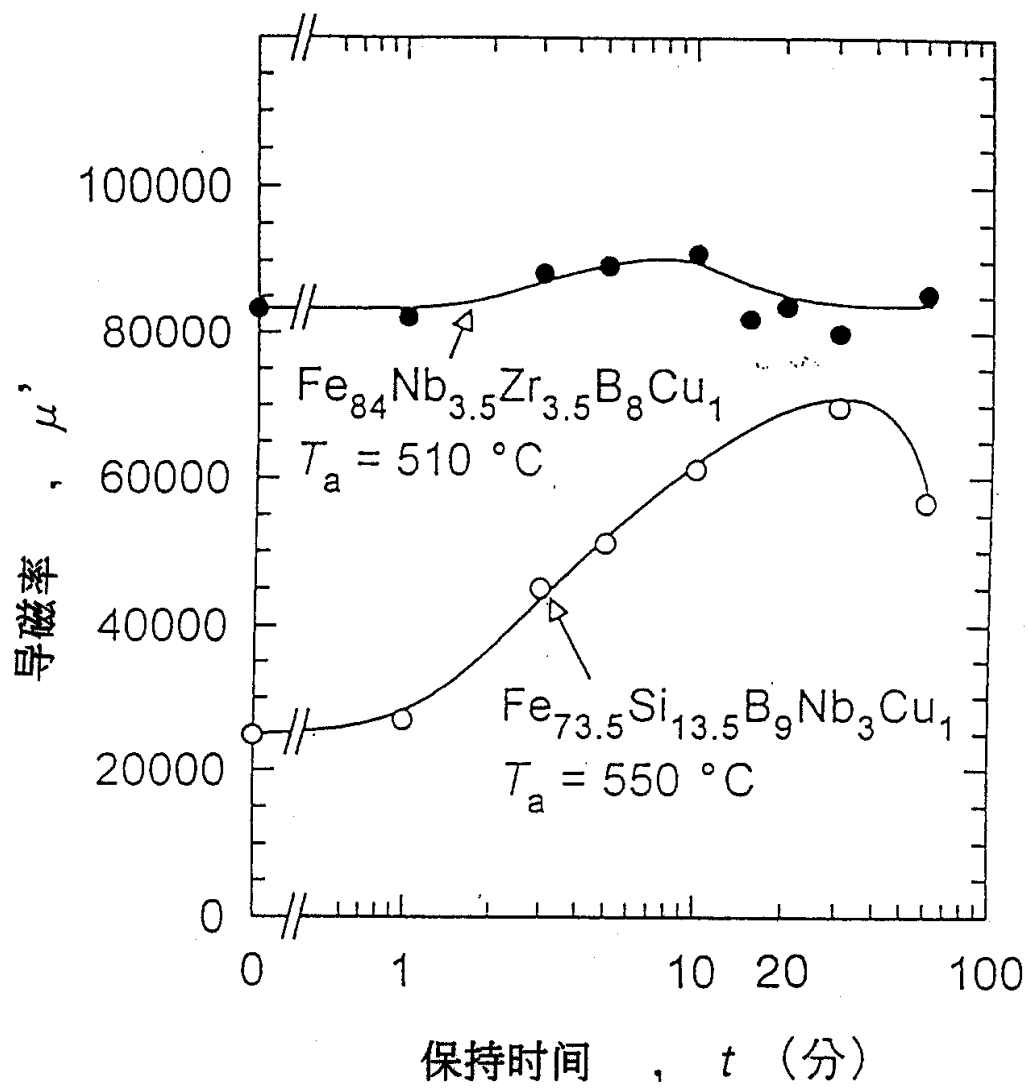


图3

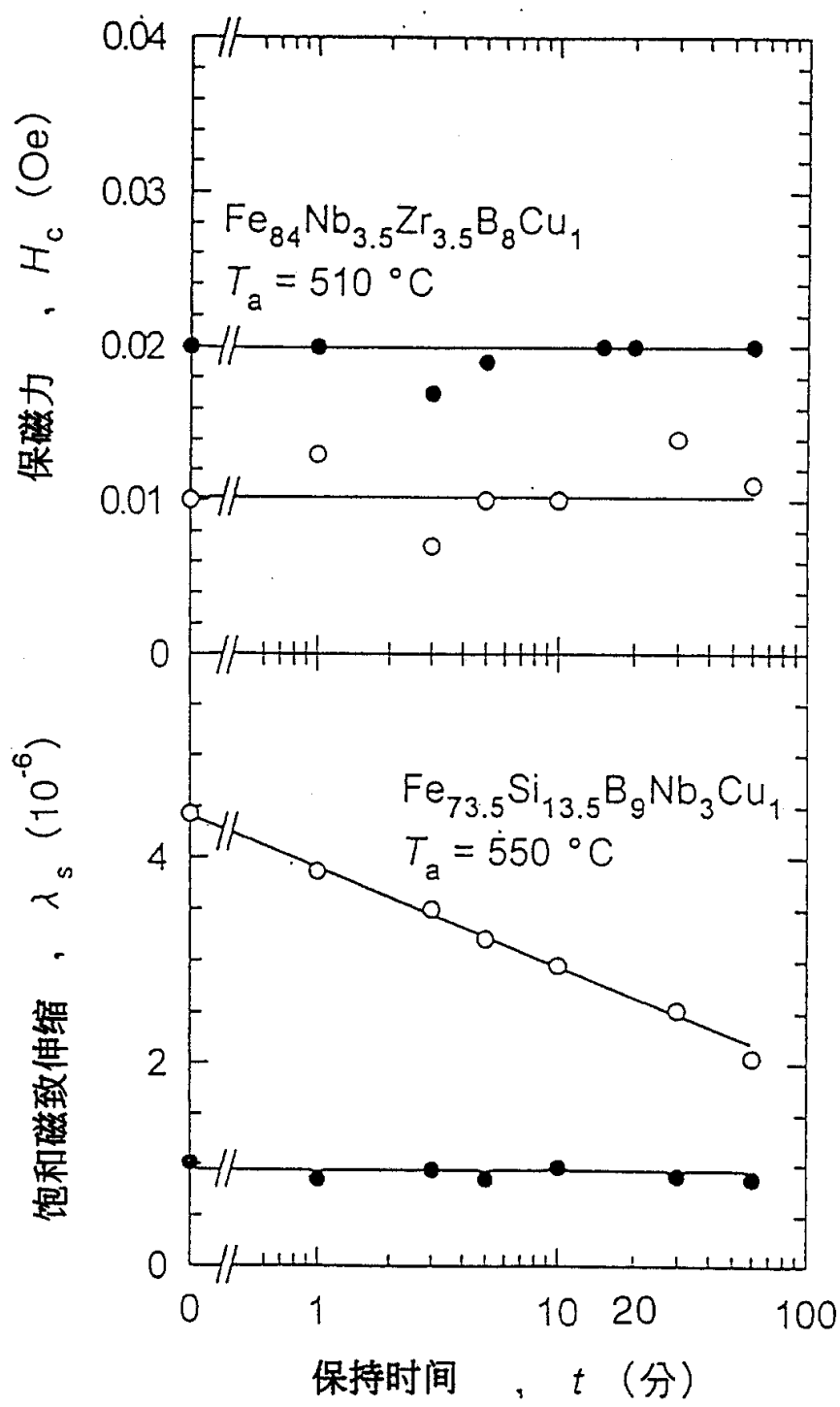


图4

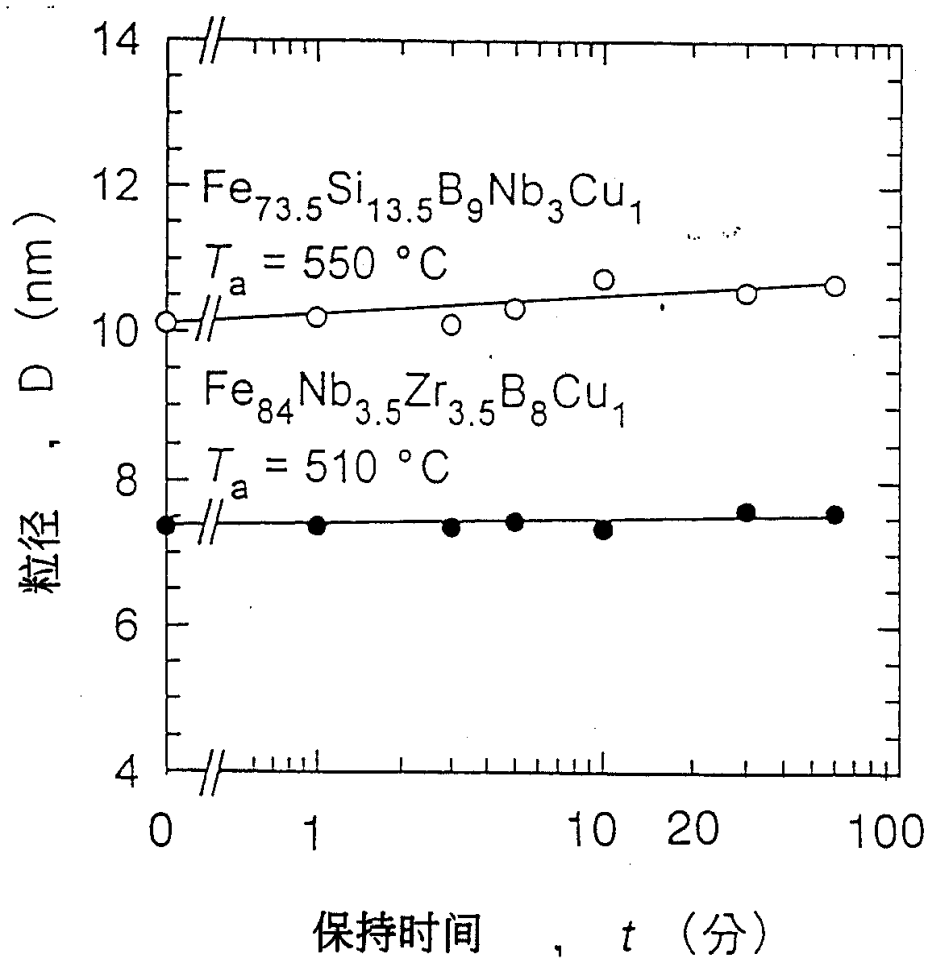


图5

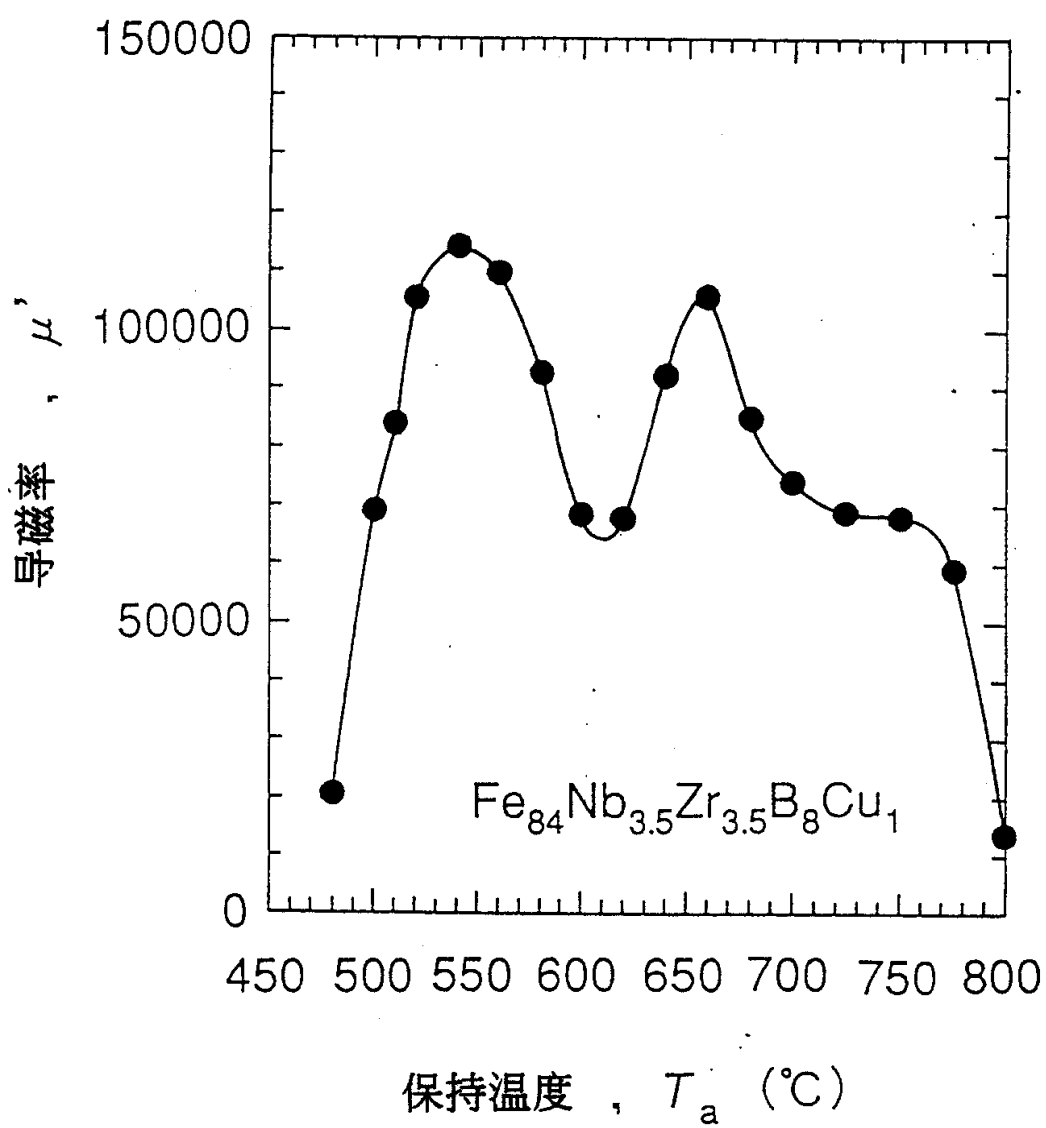


图6

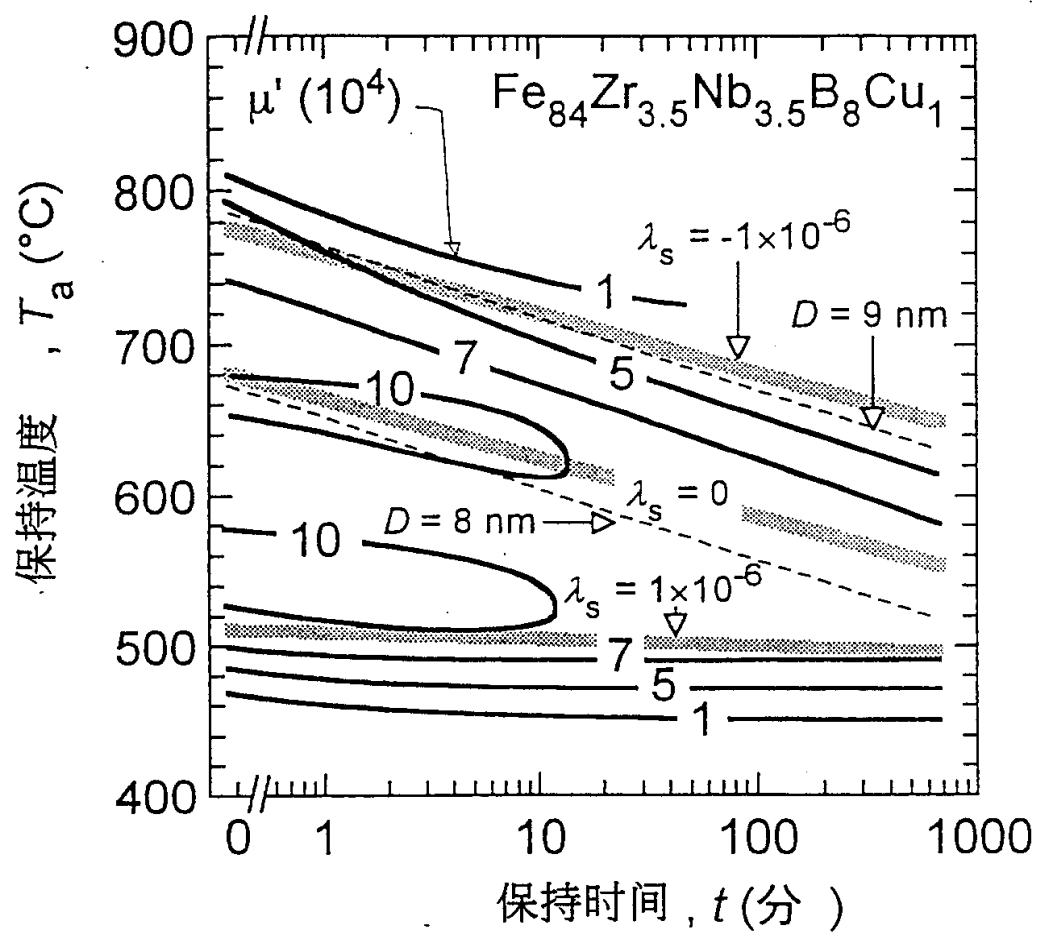


图7

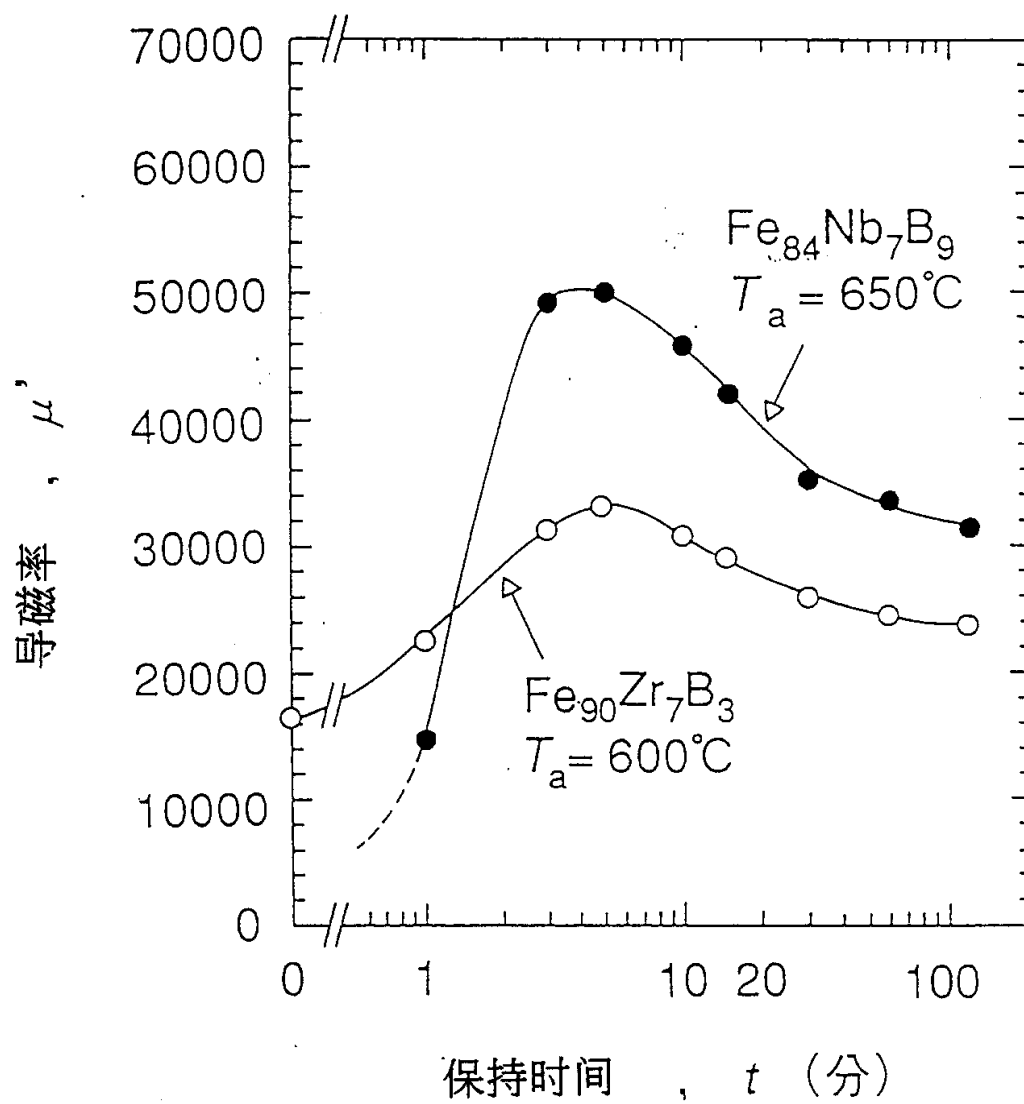


图8

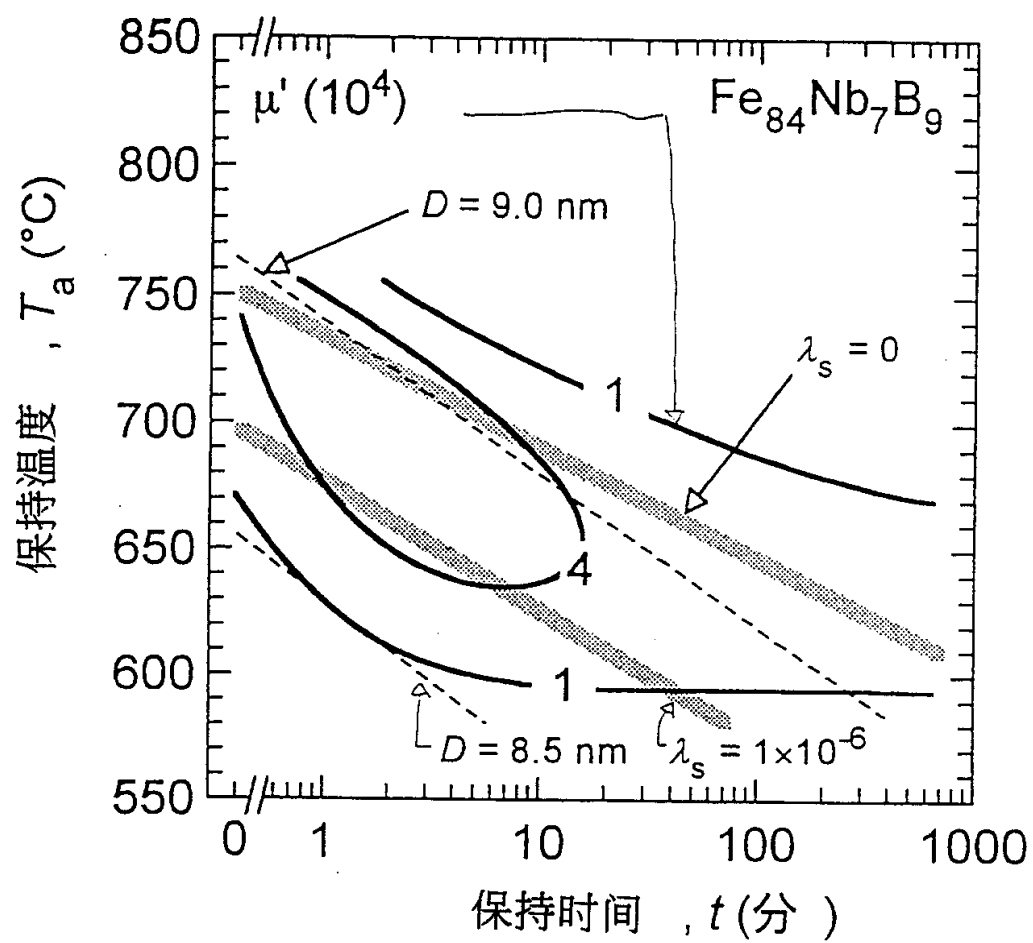


图9

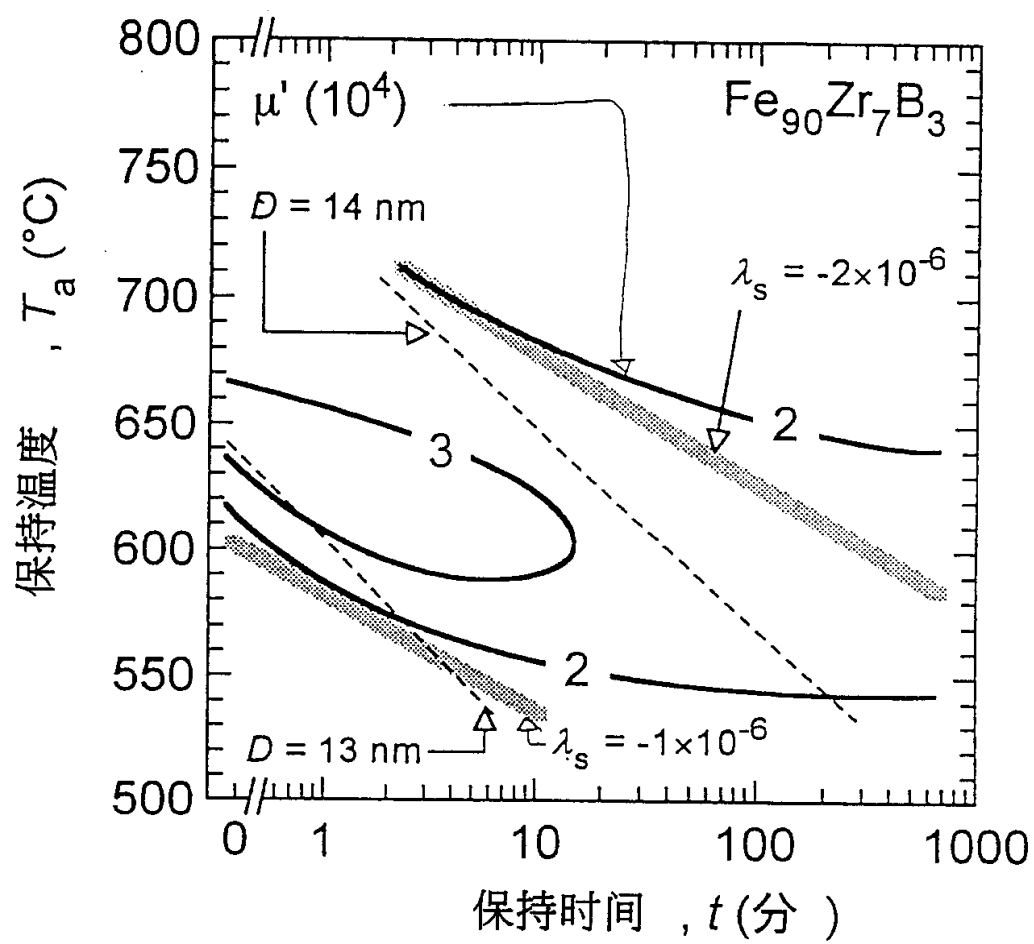


图10