[19]中华人民共和国国家知识产权局

[51]Int. Cl[7]
C22C 19/03
C22F 1/10
H01F 1/04 G11B 5/127

[12]发明专利说明书

[21] ZL 专利号 95119255.8

[45]授权公告日 2001 年 7 月 4 日

[11]授权公告号 CN 1068066C

[22]申请日 1995.11.15 [24]颁证日 2001.5.9
[21]申请号 95119255.8
[30]优先权
[32]1994.11.16 [33]JP [31]319002/1994
[73]专利权人 财团法人电气磁气材料研究所
地址 日本宫城县
[72]发明人 村上雄悦 增本刚
[56]参考文献
US5104464 1992. 4.14 H01F1/04
审查员 王怀东

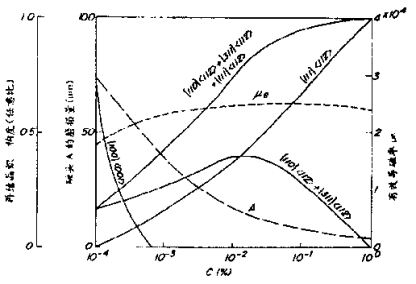
[74]专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商标事务所
代理人 徐汝巽

权利要求书 3 页 说明书 24 页 附图页数 10 页

[54]发明名称 耐磨的高导磁率合金、其制备方法以及记录和再生磁头

[57]摘要

本发明涉及一种由 Ni、Nb、C 和 Fe 组成的耐磨的高导磁率合金，一种由以下组 分组成的耐磨的高导磁率合金：以 Ni、Nb、C 和 Fe 为主要组分，和选自由 Cr、Mo 、Ge、Au、Co、V、W、Cu、Ta、Mn、Al、Si、Ti、Zr、Hf、Sn、Sb、Ga、In、Tl 、Zn、Cd、稀土元素、铂元素、Be、Ag、Sr、Ba、B、P、N、O、S 组成一组的 元素中的至少一种作为补充组分，以及这类合金的制造方法和由其制备的记录和 再生磁头。这类合金容易锻造加工，耐磨性好，具有大的有效导磁率和超过 4 000G 的饱和磁通量密度，还具有{110}<112> + {311}<1 12> + {111}<112>的再结晶织构。



ISSN1008-4274

权 利 要 求 书

1. 一种耐磨的高导磁率合金，它基本上由以下组分组成（以重量计）：60－90％Ni、0.5－14％Nb、0.0003－0.7％C、以及余量的 Fe 和少量杂质，并具有{110}<112>＋{311}<112>＋{111}<112>再结晶织构，在 1KHz 时的有效导磁率超过 3000，其饱和磁通量密度大于 4000G.

2. 一种权利要求 1 所述的耐磨的高导磁率合金，它还包括总量 0.001－30％的补充组分，所述补充组分为选自由分别小于 7％的 Cr，Mo，Ge，Au，分别小于 10％的 Co、V，小于 15％的 W，分别小于 25％的 Cu，Ta，Mn，分别小于 5％的 Al，Si，Ti，Zr，Hf，Sn，Sb，Ga，In，Tl，Zn，Cd，稀土元素，以及铂元素，分别小于 3％的 Be，Ag，Sr，Ba，小于 1％的 B，小于 0.7％的 P，小于 0.3％的 N，小于 0.3％的 O，小于 0.1％的 S 组成一组的元素中的至少一种。

3. 一种制造耐磨的高导磁率合金的方法，包括：在高于 900℃而低于熔点温度下对基本上由以下组分组成的合金进行热加工（组分以重量含量计）：60－90％的 Ni、0.5－14％的 Nb，0.003－0.7％的 C 和余量的 Fe 以及少量杂质；冷却后，再以大于 50％的加工比进行冷加工，在高于 900℃但低于熔点的温度下加热，根据组成以 100℃/秒－1℃/小时的一个预定冷速将其从高于有序－无序晶格转变点的温度冷至室温，由此形成具有{110}<112>＋{311}<112>＋{111}<112>的再结晶织构的合金，它在 1KHz 下的有效导磁率超过 3000，饱和磁通量密度大于 4000G.

4. 一种权利要求 3 所述的制造耐磨的高导磁率合金的方法，还包括以下步骤：在冷至室温以后，再在低于有序－无序晶格转变点的一个温度下加热预定时间，该时间根据组成在超过 1 分钟但低于 100 小时范围内，然后冷却，由此形成具有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构的合金，它在 1KHz 下的有效导磁率超过 3000，其饱和磁通量密度大于 4000G。

5. 一种权利要求 3 所述的耐磨的高导磁率合金的方法，其中进行热加工的合金还包括总量 0.001－30％的补充组分，该补充组分为选自由分别小于 7％的 Cr，Mo，Ge，Au，分别小于 10％的 Co、V，小于 15％的 W，分别小于 25％的 Cu，Ta，Mn，分别小于 5％的 Al，Si，Ti，Zr，Hf，Sn，Sb，Ga，In，Tl，Zn，Cd，稀土元素，以及铂元素，分别小于 3％的 Be，Ag，Sr，Ba，小于 1％的 B，小于 0.7％的 P，小于 0.3％的 N，小于 0.3％的 O，小于 0.1％的 S 组成一组的元素中的至少一种。

6. 一种权利要求 4 所述的制造耐磨的高导磁率合金的方法，其中进行热加工的合金还包括总量 0.001－30％的补充组分，该补充组分为选自由分别小于 7％的 Cr、Mo、Ge、Au，分别小于 10％的 Co、V，小于 15％的 W，分别小于 25％的 Cu、Ta、Mn，分别小于 5％的 Al、Si、Ti、Zr、Hf、Sn、Sb、Ga、In、Tl、Zn、Cd、稀土元素和铂元素，分别小于 3％的 Be、Ag、Sr、Ba，分别小于 1％的 B，小于 0.7％的 P，小于 0.3％的 N，小于 0.3％的 O，小于 0.1％的 S 组成一组的元素中的至少一种。

7. 一种记录和再生磁头，它由耐磨的高导磁率合金制成，该合金基本由以下组分（以重量组成计）组成：60－90％的 Ni、0.5

－14％的 Nb、0.0003－0.7％的 C 和余量的 Fe 以及少量杂质，该合金具有{110}<112>＋{311}<112>＋{111}<112>再结晶织构，它在 1KHz 下的有效导磁率大于 3000，饱和磁通量密度大于 4000G.

8. 一种权利要求 7 所述的记录和再生磁头，其中，所述的合金还包括总量 0.001－30％的补充组分，该补充组分为选自由分别小于 7％的 Cr、Mo、Ge、Au，分别小于 10％的 Co、V，小于 15％的 W，分别小于 25％的 Cu、Ta、Mn，分别小于 5％的 Al、Si、Ti、Zr、Hf、Sn、Sb、Ga、In、Tl、Zn、Cd、稀土元素和铂元素，分别小于 3％的 Be、Ag、Sr、Ba，分别小于 1％的 S 组成一组的元素中的至少一种.

说　明　书

耐磨的高导磁率合金、其制备方法以及记录和再生磁头

本发明涉及一种由 *Ni*、*Nb*、*C* 和 *Fe* 组成的耐磨的高导磁率合金，一种由 *Ni*、*Nb*、*C* 和 *Fe* 作为主要组分，和选自由 *Cr*、*Mo*、*Ge*、*Au*、*Co*、*V*、*W*、*Cu*、*Ta*、*Mn*、*Al*、*Si*、*Ti*、*Zr*、*Hf*、*Sn*、*Sb*、*Ga*、*In*、*Tl*、*Zn*、*Cd*、稀土元素、铂元素、*Be*、*Ag*、*Sr*、*Ba*、*B*、*P*、*N*、*O*、*S* 组成一组的元素中的至少一种作为补充组分组成的耐磨的高导磁率的合金，其制备方法以及记录和再生磁头。

本发明的一个目的是提供一种具有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构的耐磨高导磁率合金，这种合金易于锻造加工，有大的有效导磁率和超过 4000*G* 的饱和磁通量密度。

用于录音机和录像机的记录和再生磁头是在交变电磁场中工作，因此要求用于它的磁合金在高频磁场中具有大的有效导透磁率，并希望有好的耐磨性，因为磁头通过与磁带接触而滑动。现在，用于记录和再生磁头的具有高耐磨性的磁合金有铝硅铁磁合金（*Sendust*）（*Fe*—*Si*—*Al* 合金）和铁氧体（$MnO-ZnO-Fe_2O_3$），但是它们很硬并且脆，不能进行锻和轧，因此用碾磨和抛光工艺来制造磁头芯，所以其制造成本很贵。另外，*Sendust* 具有大的饱和磁通量密度，但不能制成薄板，因此它在高频磁场中的有效导磁率相对较小。

另一方面，铁氧体尽管有大的有效导磁率，但其缺点是只有小的饱和磁通量密度（如4000G）。另外，坡莫合金（*Ni—Fe* 合金）具有大的饱和磁通量密度，但只有小的有效导磁率，并易于锻、轧和冲压，因此易于批量生产，但它容易磨损，因此人们迫切希望能改进耐磨性。

本发明人以前发现，*Ni—Fe—Nb* 合金易锻并且有高的硬度和高的导磁率，因此适合作为记录和再生磁头的磁合金，并已公开（日本专利申请公开号 *No.* 47—29690）。此后，本发明人系统地对 *Ni—Fe—Nb* 合金的耐磨性进行了研究，发现耐磨性不是无条件地由硬度决定，而是与合金的再结晶织构密切相关。

通常，已经知道磨损现象是因合金晶体的取向不同而不同，并且还存在结晶各向异性。也就是说本发明人已经公开了在 *Ni—Fe—Nb* 合金中{100}<001>再结晶织构很容易磨损，而围绕该<112>取向旋转的{110}<112>和{311}<112>再结晶织构的耐磨性极佳（日本专利申请公开号 *No.* 5—45658）。但是，近来种种迹象表明，磁记录和再生设备和装置应该是高效的，结果，迫切要求进一步改进易锻性，磁性能和耐磨性。

本发明人对形成 *Ni—Fe—Nb* 合金的{110}<112>+{311}<112>再结晶织构进行了研究，发现通过向合金中加入 0.0003—0.7% 的 *C*，优选 0.0007—0.5% 的 *C*，更优选 0.001—0.5% 的 *C*，可以控制{100}<001>的形成，通过抑制{100}<001>再结晶织构的形成可以形成除{110}<112>+{311}<112>再结晶织构以外的新的具有极好耐磨性的{111}<112>再结晶织构，并且可以明显改进耐磨性能。即，已经知道通过冷轧 *Ni—Fe* 二元合金可以产生{110}<112>+{112}<111>的晶体织构，但是如果在高温下加热，会形成

{100}<001>再结晶织构。然而，当加入 *Nb* 后，堆垛层错能降低，在再结晶时强烈抑制了{110}<001>再结晶织构的形成，而促进了{110}<112>+{311}<112>再结晶织构的生长，并形成{110}<112>+{311}<112>再结晶织构。当再向 *Ni—Fe—Nb* 合金中加入 *C* 时，碳在晶粒间偏析，降低了晶界能，在再结晶时，除了{110}<112>+{311}<112>再结晶织构以外，新形成了绕<112>方向旋转的{111}<112>再结晶织构，而耐磨性得到明显改进。还发现，当向 *Ni—Fe—Nb* 合金中加入 *C* 时，在基体中会偏析出硬质合金相，从而有助于提高耐磨性，通过这些铁磁 性、软磁性和非磁性的细小碳化物的分散和偏析，磁畴被分割，在交变电场中的涡流损耗降低，因而提高了有效导磁率。简而言之，通过 *Nb* 和 *C* 的共同作用，形成了{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构，提高了有效导磁率，并获得具有极将耐磨性的高导磁率合金。此外，当向该 *Ni*(镍) —*Fe*(铁)—*Nb*(铌)—*C*(碳)合金中加入适量的至少一种选自由 *Cr*(铬) 、*Mo*(钼)、*Ge*(锗)、*Au*(金)、*Ta*(钽)、*Mn*(锰)、*Al*(铝)、*Si*(硅) 、*Ti*(钛)、*Zr*(锆)、*Hf*(铪)、*Sn*(锡)、*Sb*(锑)、*Ga*(镓)、*In*(铟)、*Tl*(铊)、*Zn*(锌)、*Cd*(镉)、稀土元素、铂元素、*Be*(铍)、*Ag*(银) 、*Sr*(锶)、*Ba*(钡)、*B*(硼)、*P*(磷)、*N*(氮)、*O*(氧)和 *S*(硫)组成一组的元素，可以增加有效导磁率和改善耐磨性。

为了制备本发明的合金，将合适量的 60—90%(重量)的 *Ni*，0.5—14%(重量) 的 *Nb*，0.0003—0.7%(重量)、优选 0.0007—0.5%(重量)、更优选 0.001—0.5%(重量)的 *C*，和余量的 *Fe* 在空气中、优选在一种非氧化性气氛(氢气、氩气、氮气等)或真空中，使用合适的熔炼炉，如高频熔炼炉等熔化，然后保持原状，或加入总量为 0.

001—30%的预定量的补充元素，包括低于7%的*Cr*、*Mo*、*Ge*、*Au*，低于10%的*Co*和*V*，低于15%的*W*，低于25%的*Cu*、*Ta*、*Mn*，低于5%的*Al*、*Si*、*Ti*、*Zr*、*Hf*、*Sn*、*Sb*、*Ga*、*In*、*Tl*、*Zn*、*Cd*，稀土元素和铂元素，低于3%的*Be*、*Ag*、*Sr*、*Ba*，低于1%的*B*，低于0.7%的*P*，低于0.3%的*N*，低于0.3%的*O*和低于0.1%的硫，彻底搅拌制得一种组成均匀的熔融合金。在这种情况下，优选使用上述各种元素的碳化物，氮化物，氧化物，硫化物等作为原料。

然后，将得到的合金注入一个合适形状和尺寸的模子，得到优质锭，将该锭在高于900℃而低于熔点，优选高于1000℃并低于熔点的一个温度下进行热加工(锻，热轧等)，得到合适厚度的板，如果需要，再退火。然后用一种例如冷轧等方法以高于50%的加工比对板进行冷加工，由此制得一种具有预定形状，例如0.1*mm*厚的薄板。

然后，由该薄板冲压得到外直径45*mm*，内直径33*mm*的环状片，环状片在空气中，优选地在氢气和其它合适的气氛下(氩气，氮气等)或在真空中，在高于900℃而低于熔点，优选在高于1000℃而低于熔点的一个温度下加热一段对应于加热温度的适当时间，然后以对应于组成的100℃/秒至1℃/小时的合适冷却速率从高于有序—无序晶格转变点(约600℃)的温度下冷却，或者再加热至低于有序—无序晶格转变点(约600℃)的一个温度，并根据再加热的温度来决定保温时间，然后冷却。因此，可以得到一种耐磨的高导磁率合金，其有效导磁率超过3000，饱和磁通量密度大于4000*G*，并有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构。

本发明的目的如下。

本发明的一个目的是提供一种耐磨的高导磁率合金，它基本上由60—9%（重量）的*Ni*，0.5—14%（重量）的*Nb*，0.0003—0.7%的*C*，和余量的*Fe*及少量杂质组成，它具有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构，在1*KHz*时的有效导磁率超过3000，其饱和磁通量密度超过4000*G*。

本发明的另一个目标是提供一种耐磨的高导磁率合金，它基本上由以下组分构成（以重量计）：60—90%的*Ni*，0.5—14%的*Nb*，0.0003—0.7%的*C*，和总量0.001—30%的补充组分，补充组分为至少一种选自由分别小于7%的*Cr*、*Mo*、*Ge*、*Au*，分别小于10%的*Co*、*V*，小于15%的*W*，分别小于25%的*Cu*、*Ta*、*Mn*，分别小于5%的*Al*、*Si*、*Ti*、*Zr*、*Hf*、*Sn*、*Sb*、*Ga*、*In*、*Tl*、*Zn*、*Cd*、稀土元素和铂元素，分别小于3%的*Be*、*Ag*、*Sr*、*Ba*，小于1%的*B*，小于0.7%的*P*，小于0.3%的*N*，小于0.3%的*O*，小于0.1%的*S*组成一组的元素，以及余量的*Fe*和少量杂质，并且具有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构，在1*KHz*下的有效导磁率高于3000，饱和磁通量密度高于4000*G*。

本发明的又一个目的是提供一种制造耐磨的高导磁率合金的方法，包括在高于900℃而低于熔点温度下对由以下组分组成的合金进行热加工（组分以重量含量计）：60—90%的*Ni*、0.5—14%的*Nb*，0.0003—0.7%的*C*和余量的*Fe*以及少量杂质；冷却后，再以大于50%的加工比进行冷加工，在高于900℃但低于熔点的温度下加热，根据组成以100℃/秒—1℃/小时的一个预定冷速将其从高于有序—无序晶格转变点的温度冷至室温，由此形成具有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构的合金，它在

1KHz下的有效导磁率超过3000，饱和磁通量密度大于4000G。

本发明的又一个目的是提供一种制造耐磨的高导磁率合金的方法，包括在高于900℃而低于熔点温度下对由以下组分组成的合金进行热加工（组分以重量含量计）：60—90%的Ni、0.5—14%的Nb，0.0003—0.7%的C和余量的Fe以及少量杂质；冷却，再以大于50%的加工比进行冷加工，在高于900℃但低于熔点的温度下加热，根据组成以100℃/秒—1℃/小时的一个预定冷速将其从高于有序—无序晶格转变点的温度冷至室温，再在低于有序—无序晶格转变点的一个温度下加热预定时间，该时间根据组成在超过1分钟但低于100小时范围内，然后冷却，由此形成具有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构的合金，它在1KHz下的有效导磁率超过3000，其饱和磁通量密度大于4000G。

本发明的又一个目的是提供一种制造耐磨的高导磁率合金的方法，包括在高于900℃而低于熔点温度下对由以下组分组成的合金进行热加工（组分以重量含量计）：60—90%的Ni、0.5—14%的Nb，0.0003—0.7%的C，以及总量0.001—30%的补充组分，该补充组分为选自由分别小于7%的Cr、Mo、Ge、Au，分别小于10%的Co、V，小于15%的W，分别小于25%的Cu、Ta、Mn，分别小于5%的Al、Si、Ti、Zr、Hf、Sn、Sb、Ga、In、Tl、Zn、Cd、稀土元素和铂元素，分别小于3%的Be、Ag、Sr、Ba，分别小于1%的B，小于0.7%的P，小于0.3%的N，小于0.3%的O，小于0.1%的S组成一组的元素中的至少一种，余量的Fe以及少量的杂质，冷却后再以大于50%的加工比进行冷加工，在高于900℃但低于熔点的温度下加热，根据组成以100℃/秒—1℃/小时的一个预定冷速将其从高于有序—无

序晶格转变点的温度冷至室温，由此形成具有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构的合金，它在1KHz下的有导磁率超过3000，饱和磁通量密度大于4000G。

本发明的又一个目的是提供一种制造耐磨的高导磁率合金的方法，包括在高于900℃而低于熔点温度下对由以下组分组成的合金进行热加工（组分以重量含量计）：60—90%的Ni、0.5—14%的Nb，0.0003—0.7%的C，以及总量0.001—30%的补充组分，该补充组分为选自由分别小于7%的Cr、Mo、Ge、Au，分别小于10%的Co、V，小于15%的W，分别小于25%的Cu、Ta、Mn，分别小于5%的Al、Si、Ti、Zr、Hf、Sn、Sb、Ga、In、Tl、Zn、Cd、稀土元素和铂元素，分别小于3%的Be、Ag、Sr、Ba，分别小于1%的B，小于0.7%的P，小于0.3%的N，小于0.3%的O，小于0.1%的S组成一组的元素中的至少一种，余量的Fe以及少量的杂质，冷却后再以大于50%的加工比进行冷加工，在高于900℃但低于熔点的温度下加热，根据组成以100℃/秒—1℃/小时的一个预定冷速将其从高于有序—无序晶格转变点的温度冷至室温，然后在低于有序—无序晶格转变点的一个温度加热预定时间，该时间根据组成在大于1分钟至小于100小时之间，然后冷却，由此形成具有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构的合金，它在1KHz下的有效导磁率超过3000，饱和磁通量密度大于4000G。

本发明的再一个目的是提供一种记录和再生磁头，它由耐磨的高导磁率合金制成，该合金由以下组分（以重量组成计）组成：60—90%的Ni、0.5—14%的Nb、0.0003—0.7%的C和余量的Fe以及少量杂质，该合金具有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112

>再结晶织构，它在1KHz下的有效导磁率大于3000，饱和磁通量密度大于4000G。

本发明的再一个目的是提供一种记录和再生磁头，它由耐磨的高导磁率合金制成，该合金由以下组分(以重量组成计)组成：60—90%的Ni、0.5—14%的Nb，0.0003—0.7%的C，以及总量0.001—30%的补充组分，该补充组分为选自由分别小于7%的Cr、Mo、Ge、Au，分别小于10%的Co、V，小于15%的W，分别小于25%的Cu、Ta、Mn，分别小于5%的Al、Si、Ti、Zr、Hf、Sn、Sb、Ga、In、Tl、Zn、Cd、稀土元素和铂元素，分别小于3%的Be、Ag、Sr、Ba，分别小于1%的B，小于0.7%的P，小于0.3%的N，小于0.3%的O，小于0.1%的S组成一组的元素中的至少一种，余量的Fe以及少量的杂质，该合金具有{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构的合金，它在1KHz下的有导磁率超过3000，饱和磁通量密度大于4000G。

为了更好地理解本发明，参考下面的附图。

图1为曲线图，示意了80.3%Ni—Fe—5.5%Nb—C合金中C含量与各种性能之间的关系。

图2为曲线图，示意了79.8%Ni—Fe—6.0%Nb—C合金中C含量与各种性能之间的关系。

图3是曲线图，示意了79.8%Ni—Fe—6.0%Nb—0.083%C合金的热加工温度与各种性能的关系。

图4是曲线图，示意了79.8%Ni—Fe—6.0%Nb—0.083%C合金的冷加工比与各种性能之间的关系。

图5是曲线图，示了79.8%Ni—Fe—6.0%Nb—0.083%C合

金的加热温度与各种性能之间的关系。

图 6 是曲线图，示意了 78.8%*Ni*—*Fe*—2.0%*Nb*—0.364%*C* 合金(合金 *No.* 5)，79.8%*Ni*—*Fe*—6.0%*Nb*—0.083%*C* 合金(合金 *No.* 8)和 81.0%*Ni*—*Fe*—4.5%*Nb*—0.074%*C*—3.0%*Cr* 合金(合金 *No.* 21)的有效导磁率和冷却速率以及与再加热温度和再加热时间之间的关系。

图 7 是曲线图，示意了在 79.8%*Ni*—*Fe*—6.0%*Nb*—0.083%*C* 合金中分别添加 *Cr*、*Mo*、*Ge*、*Au* 或 *Co* 元素时的添加量和各种性能之间的关系。

图 8 是曲线图，示意了在 79.8%*Ni*—*Fe*—6.0%*Nb*—0.083%*C* 合金中分别添加 *V*、*W*、*Cu*、*Ta* 或 *Mn* 元素时的添加量和各种性能之间的关系。

图 9 是曲线图，示意了在 79.8%*Ni*—*Fe*—6.0%*Nb*—0.083%*C* 合金中分别添加 *Al*、*Si*、*Ti*、*Zr*、*Hf*、*Sn*、*Sb*、*Ga*、*In*、*Tl* 或 *Zn* 时的添加量和各种性能的关系。

图 10 是曲线图，示意了在 79.8%*Ni*—*Fe*—6.0%*Nb*—0.083%*C* 合金中分别添加 *Cd*、*La*、*Pt*、*Be*、*Ag*、*Sr*、*Ba*、*B*、*P*、*N*、*O* 或 *S* 元素时的添加量和各种性能的关系。

通过参考附图，对本发明进行进一步详细的解释。

图 1 示意了在以 90%的加工比冷轧 80.3%*Ni*—*Fe*—5.5%*Nb*—*C* 合金，再在 1150℃于氢气中加热并以 600℃/小时的速率冷却后，*C* 含量与再结晶织构和各种性能之间的关系。当冷轧 *Ni*—*Fe*—*Nb* 合金时，会产生一种加工的{110}<112>+{112}<111>再结晶织构，但这种织构在高温下加热时，会形成{100}<001>和{110}

<112>+{311}<112>再结晶织构。然而，当向其加入C后，{110}<001>再结晶织构的形成得到抑制，除{110}<112>+{311}<112>以外，还新形成了{111}<112>再结晶织构，然而，当C进一步增加时，{110}<112>+{311}<112>再结晶织构减少，而具有极好耐磨性的{111}<112>再结晶织构明显增加，结果，{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>再结晶织构增加，并且因为{111}<112>再结晶织构的增加，磨损量明显降低。此外，通过添加C可以增加有效导磁率，但当C含量超过0.7%时，锻变得很困难。

图2示意了以85%的加工比冷轧79.8%Ni—Fe—6.0%Nb—C合金，在1100℃下于氢气中加热，然后以400℃/小时的冷速冷却时，C含量与再结晶织构和各种性能之间的关系。C含量与再结晶织构和各种性能之间关系的趋势与图1中的基本相同，可以看出随着C的增加，{111}<112>再结晶织构也增加，而耐磨性得到明显改进。

图3示意了79.8%Ni—Fe—6.0%Nb—0.083%C合金的热加工温度与再结晶织构和各种性能之间的关系。当热加工温度增加到超过900℃时，{112}<111>再结晶织构减少，而具有极好耐磨性的{110}<112>+{311}<112>和{111}<112>再结晶织构增加，但当温度超过1200℃时，{110}<112>+{311}<112>再结晶织构减少。另一方面，具有极佳耐磨性的{111}<112>再结晶织构增加，结果，{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>再结晶织构增加，磨损量明显降低。此外，有效导磁率随着热加工温度的增加而增加。

图4示意了在1100℃下加热时，79.8%Ni—Fe—6.0%Nb—0.

083%C合金的冷加工比与再结晶织构和各种性能之间的关系。增加冷加工比导致具有优良耐磨性的{110}<112>+{311}<112>再结晶织构的形成，但当冷加工比超过80%时，{110}<112>+{311}<112>再结晶织构减少。然而，具有极佳耐磨性的{111}<112>明显增加，结果{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构增加，磨损量明显降低。

此外，有效导磁率随着冷加工比的增加而增大。

图5示出了在以85%的冷加工比轧制79.8%Ni—Fe—6.0%Nb—0.083%C合金后，加热温度与再结晶织构和各种性能之间的关系。随着加热温度的升高，{112}<111>再结晶织构的比例减小，而{110}<112>+{311}<112>和{111}<112>的再结晶织构增加，但是，在高于约1200℃以上时，{110}<112>+{311}<112>降低。然而，具有极佳耐磨性的{110}<112>再结晶织构明显增加，结果，{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>再结晶织构增加，并且耐磨性明显增加。并且，有效导磁率随着加热温度的增加而增加。

图6示意了合金No.5(78.8%Ni—Fe—2.0%Nb—0.364%C合金)，合金No.8(79.8%Ni—Fe—6.0%Nb—0.083%C合金)和合金No.21(81.0%Ni—Fe—4.5%Nb—0.074%C—3.0%Cr合金)的冷速与有效导磁率之间的关系，以及对这些合金在再加热处理后的有效导磁率(用×表示)。从图6可以明显看出，当对合金No.21试样进行420℃下2小时的再加热处理后，有效导磁率明显增加，至例如3.7×10^4。当对合金No.8试样进行380℃下3小时的再加热处理后，有效导磁率增加到例如2.5×10^4。此外，当对合金No.5

试样进行350℃下2小时的再加热处理后，有效导磁率增加到例如1.6×10^4。即，应该理解，对应于合金的组成，存在一个最佳冷速，最佳再加热温度和再加热时间。

图7为曲线图，示意了在79.8%*Ni*—*Fe*—6.0%*Nb*—0.083%*C*合金中添加*Cr*、*Mo*、*Ge*、*Au*或*Co*时，磁头的磨损量和有效导磁率。当添加*Cr*、*Mo*、*Ge*、*Au*或*Co*时，有效导磁率增大而且磨损量减小，但是添加超过7%的*Cr*、*Mo*、*Ge*或*Au*会不利地导致饱和磁通量密度低于4000G。此外，添加超过10%的*Co*会导致剩磁增大并且磁噪声不利地增加。

图8为曲线图，示意了在同样的79.8%*Ni*—*Fe*—6.0%*Nb*—0.083%*C*合金中添加*V*，*W*，*Cu*，*Ta*或*Mn*时，磁头的有效导磁率与磨损量，当添加*V*，*W*，*Cu*，*Ta*或*Mn*时，有效导磁率增大而磨损量降低，但当添加超过10%的*V*，超过15%的*W*和超过25%的*Cu*，*Ta*或*Mn*时，饱和磁通量密度不利地变得低于4000G。

图9为曲线图，示意了在同样的79.8%*Ni*—*Fe*—6.0%*Nb*—0.083%*C*合金中添加*Al*，*Si*，*Ti*，*Zr*，*Hf*，*Sn*，*Sb*，*Ga*，*In*，*Tl*或*Zn*时，磁头的磨损量和有效导磁率，当添加*Al*、*Si*，*Ti*，*Zr*，*Hf*，*Sn*，*Sb*，*Ga*，*In*，*Tl*或*Zn*时，有效导磁率增加而磨损量降低，但当添加超过5%的*Si*，*Ti*，*Zr*，*Hf*，*Ga*，*In*或*Tl*时，饱和磁通量密度变得超过4000G，而当添加超过5%的*Zn*，*Al*，*Sn*或*Sb*时，锻变得很困难。

图10是曲线图，示意了在同样的79.8%*Ni*—*Fe*—6.0%*Nb*—0.083%*C*的合金中添加*Cd*，*La*，*Pt*，*Be*，*Ag*，*Sr*，*Ba*，*B*，*P*，*N*，*O*或*S*时的情况。当添加*Cd*，*La*，*Pt*，*Be*，*Ag*，*Sr*，*Ba*，*B*，*P*，*N*，*O*或*S*时，有效导磁率增大而磨损量减少，但当添中超过5%的*Cd*，*La*和*Pt*，超

过3%的*Be*,*Sr*和*Ba*时,饱和磁通量密度变得低于4000G,当添加超过3%的*Ag*,超过1%的*B*,超过0.7%的*P*,超过0.3%的*N*,超过0.3%的*O*或超过0.1%的*S*,锻变得很困难。

在本发明中,为了促进{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>再结晶织构的形成,需要在高于900℃的温度下进行热加工,而冷加工是形成{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>所需的,并且如图1,2,3和4所示,除了添加0.0003—0.7%的*C*,优选0.0007—0.5%的*C*,更优选0.001—0.5%的*C*,还在高于900℃的温度下进行热加工,尤其是当施加超过50%加工比的冷加工的情况下,{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>的再结晶织构很显著,耐磨性明显增加,并且其有效导磁率也很高。此外,为了形成{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>再结晶织构并使其一致,以及除去加工应力,在上述冷加工之后还需一个再加热过程,以便获得高的有效导磁率和优良的耐磨性,但如图5所示,尤其在超过900℃时加热会使有效导磁率和耐磨性明显提高。

此外,重复上述的冷加工和接着在高于900℃并低于熔点温度下的热处理 对提高{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>再结晶织构度(*integration of a recrystallization texture*)和提高耐磨性是有效的。在这种情况下,即使最终冷加工的加工比低于50%,也可获得{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>再结晶织构,但它是包括在本发明中的一个技术思想。因此,本发明中的冷加工比是指在整个制造步骤中冷加工的加工比之和,而不是仅指最终的冷加工比。

从高于900℃但低于熔点的温度冷至高于有序—无序晶格转变

温度(约600℃)的温度,不管是通过急冷还是慢冷,对磁性没有重要的影响,但如图6所示,从高于这一转变点的温度冷却的冷速对磁性有重要的影响。也就是说,根据合金的组成,以100℃/秒—1℃/小时之间的一个合适冷速由高于上述转变点的温度冷至室温,可以合适调整有序的程度,同时获得优异的磁性。在上述的冷速中,如果淬火是以接近100℃/秒的冷速进行,有序程度变小,若以更大的冷速进行,不会形成有序度,并且变得更小从而使磁性恶化。然而,如图5所示,当这种小有序度的合金在转变点以下200℃—600℃温度重新加热1分钟以上但小于100小时(根据合金组成来定),并冷却时,会产生适量的有序度,磁性也有提高。另一方面,从上述转变点以上的温度以低于例如1℃/小时的冷速冷却,有序度变差,磁性降低。

此外,当上述热处理是在含氢气氛中进行时,对提高有效导磁率特别有效。

将合金组成限制于60—90%*Ni*,0.5—14%*Nb*,0.003—0.7%*C*和余量的铁,而将添加的补充元素限制在总量0.001—30%的至少一种选自由小于7%的*Cr*、*Mo*、*Ge*、*Au*,小于10%的*Co*、*V*,小于15%的*W*,小于25%的*Cu*、*Ta*、*Mn*,小于5%的*Al*、*Si*、*Ti*、*Zr*、*Hf*、*Sn*、*Sb*、*Ga*、*In*、*Tl*、*Zn*、*Cd*、稀土元素和铂元素,小于3%的*Be*、*Ag*、*Sr*、*Ba*,小于1%的*B*,小于0.7%的*P*,小于0.3%的*N*,小于0.3%的*O*和小于0.1%的*S*组成一组的元素的原因,从每个实施例,表4和表5及附图中可以明显看出,这是因为在该组成范围内合金具有超过3000的有效导磁率,大于4000*G*的饱和磁通量密度,以及{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>再结晶织构,并且耐磨性优良,而偏离该组成范围,磁性能和耐磨性会恶化。

也就是说，当 *Nb* 少于 0.5%，而 *C* 少于 0.0003%时，不能充分形成{110}<112>+{311}<112>{111}<112>再结晶织构，从而使耐磨性变差，当 *Nb* 超过 15%而 *C* 超过 0.7%时，锻造变得很困难，有效导磁率低于 3000，而饱和磁通量密度低于 4000*G*。

组成范围在 60—90%*Ni*，0.5—14%*Nb*，0.003—0.7%*C* 以及余量为 *Fe* 的合金具有超过 3000 的有效导磁率，超过 4000*G* 的饱和磁通量密度，优良的耐磨性和好的可加工性，但是通常情况下，向其中加入 *Cr*，*Mo*，*Ge*，*Au*，*W*，*V*，*Cu*，*Ta*，*Mn*，*Al*，*Zr*，*Si*，*Ti*，*Hf*，*Ga*，*In*，*Tl*，*Zn*，*Cd*，稀土元素，铂元素，*Be*，*Ag*，*Sr*，*Ba*，*B*，*P*，*N*，*O* 或 *S* 中的任意一种时，具有明显增加有效导磁率的效果，当添加 *Co* 时，具有明显增加饱和磁通量密度的效果，当添加 *Au*，*Mn*，*Ti*，*Co*，稀土元素，*Be*，*Sr*，*Ba* 或 *B* 中任意一种时，具有增加可锻性和可加工性的效果，而添加 *Al*，*Sn*，*Au*，*Ag*，*Ti*，*Zn*，*Cd*，*Be*，*Ta*，*V*，*P* 或 *S* 和碳等补充组分中的任意一种元素时，可有效促进{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>再结晶织构的形成并增加耐磨性。

下面将说明本发明的实施例。

实施例 1

合金 *No.* 7 的制造（组成：*Ni*＝80.3%，*Nb*＝5.5%，*C*＝0.1120%，*Fe*＝余量）。

至于原料，使用由纯度 99.9%的电解镍和电解铁、纯度 99.8%的铌以及 3.9%的碳组成的铁—碳母合金。为了制备试样，将总重量 800g 的原料装入氧化铝坩埚中，在真空中用高频感应电炉熔化，并彻底搅拌形成均匀的熔融合金。然后，将合金注射到具有直径 25*mm*，高度 170*mm* 的孔的模具中，这样得到的锭坯在约 1150℃进

行锻造，形成约7mm厚的片。然后，该片在高于1000℃—1300℃之间的温度下热轧至合适的厚度，再在室温下以各种加工比冷加工，形成厚度0.1mm的薄片，该薄片再冲成外直径45mm，内直径33mm的环片。然后，向其施加不同的热处理，将其用作磁性部件和磁头的芯，用*Tarrysurf*表面糙度计测量磁带在90%湿度和50℃条件下运行400小时后的磨损量，获得的性能列于表1。

表 1

加工和热处理	有效导磁率 μe	饱和磁通量密度 Bs(G)	矫顽力 Hc(Oe)	磨损量 (μm)
以 30%的冷加工比轧制，在氢气中于 1150℃加热 2 小时，以 600/小时 冷速冷却	14600	7160	0.025	130
以 70%的冷加工比轧制，在氢气中于 1150℃加热 2 小时，以 600℃/小时冷速冷却	23200	7160	0.017	28
以 90%的冷加工比轧制，在氢气中于 700℃加热 3 小时，以 600℃/小时冷速冷却	5300	7140	0.090	137
以 90%的冷加工比轧制，在氢气中于 1150℃加热 2 小时，以 600℃/小时冷速冷却	24800	7170	0.016	8
以 90%的冷加工比轧制，在氢气中于 1250℃加热 2 小时，以 600℃/小时的冷速冷却	25000	7180	0.017	12
以 90%的冷加工比轧制，在氢气中于 1400℃下加热 1 小时，以600℃/小时的冷速冷却	24900	7190	0.015	8
以 95%的冷加工比轧制，在氢气中于 1150℃下加热 1 小时，以 600℃/小时的冷速冷却	24600	7170	0.016	10

实施例 2

合金 *No.* 8 的制造(组成：*Ni*＝79. 8%，*Nb*＝6. 0%，*C*＝0. 083%，*Fe*＝余量)。

作为原料，使用由纯度与实施例 1 相同的电解镍、电解铁和铌，以及 3. 9%的 *C* 组成的铁－碳母合金。为了制备试样，将总重量 800g 的原料装入氧化铝坩埚中，在真空中用高频感应电炉熔化，并彻底搅拌形成均匀的熔融合金。然后，将合金注射到具有直径 25*mm*，高度 170*mm* 的孔的模具中，这样得到的锭坯在约 1100℃进行锻造，形成约 7*mm* 厚的片。然后，该片在高于 1000℃－1250℃之间的温度下热轧至合适的厚度，再在室温下以各种加工比冷加工，形成厚度 0. 1*mm* 的薄片，该薄片再冲成外直径 45*mm*，内直径 33*mm* 的环片。然后，向其施加不同的热处理，将其用作磁性部件和磁头的芯，用 *Tarrysurf* 表面糙度计测量磁带在 90%湿度和 50℃条件下运行 400 小时后的磨损量，获得的性能列于表 2。

表 2

加工与热处理	有效导磁率 μe	饱和磁通量密度 Bs(G)	矫顽力 Hc(Oe)	磨损量 (μm)
以 20%的冷加工比轧制，在氢气中于 1100℃下加热 2 小时，并以 400℃/小时的冷速冷却	15300	7100	0.023	122
以 70%的冷加工比轧制，在氢气中于 1100℃下加热 2 小时，并以 400℃/小时的冷速冷却	24500	7100	0.015	26
以 85%的冷加工比轧制，在氢气中于 700℃下加热 3 小时，并以 400℃/小时的冷速冷却	5800	7080	0.075	130
以 85%的冷加工比轧制，在氢气中于 1100℃下加热 2 小时，并以 400℃/小时的冷速冷却	26100	7100	0.014	14
以 85%的冷加工比轧制，在氢气中于 1200℃下加热 2 小时，并以 400℃/小时的冷速冷却	26300	7120	0.012	10
以 85%的冷加工比轧制，在氢气中于 1400℃下加热 1 小时，并以 400℃/小时的冷速冷却	26200	7130	0.011	6
以 95%的冷加工比轧制，在氢气中于 1100℃下加热 1 小时，并以 400℃/小时的冷速冷却	26200	7100	0.013	8

实施例 3

合金 *No.* 28 的制造（组成；*Ni*＝76.5%，*Nb*＝4.0%，*C*＝0.035%，*Ta*＝8.0%，*Fe*＝余量）。

作为原料，使用由纯度与实施例 1 相同的电解镍、电解铁和铌，以及纯度为 99.9%的 *C* 组成的铁－碳母合金。为了制备试样，将总重量 800g 的原料装入氧化铝坩埚中，在真空中用高频感应电炉熔化，并彻底搅拌形成均匀的熔融合金。然后，将合金注射到具有直径 25*mm*，高度 170*mm* 的孔的模具中，这样得到的锭坯在约 1250℃进行锻造，形成约 7*mm* 厚的片。然后，该片在高于 1000℃－1400℃之间的温度下热轧至合适的厚度，再在室温下以各种加工比冷加工，形成厚度 0.1*mm* 的薄片，该薄片再冲成外直径 45*mm*，内直径 33*mm* 的环片。然后，向其施加不同的热处理，将其用作磁性部件和磁头的芯，用 *Tarrysurf* 表面糙度计测量磁带在 90%湿度和 50℃条件下运行 400 小时后的磨损量，获得的性能列于表 3。

此外典型合金的性质列于表 4 和表 5。

表 3

加工及热处理	有效导磁率 μe	饱和磁通量密度 Bs(G)	矫顽力 Hc(Oe)	磨损量 (μm)
以 20%的冷加工比轧制，在氢气中于 1200℃下加热 2 小时，并以 200℃/小时的冷速冷却	38200	6650	0.005	105
以 75%的冷加工比轧制，在氢气中于 1200℃下加热 2 小时，并以 200℃/小时的冷速冷却	39200	6660	0.005	10
以 90%的冷加工比轧制，在氢气中于 800℃下加热 3 小时，并以 200℃/小时的冷速冷却	13500	6340	0.030	83
以 90%的冷加工比轧制，在氢气中于 1100℃下加热 2 小时，并以 200℃/小时的冷速冷却	36800	6670	0.005	7
以 90%的冷加工比轧制，在氢气中于 1150℃下加热 2 小时，并以 200℃/小时的冷速冷却	35000	6670	0.006	7
以 90%的冷加工比轧制，在氢气中于 1250℃下加热 1 小时，并以 200℃/小时的冷速冷却	39500	6670	0.004	5
以 90%的冷加工比轧制，在氢气中于 1350℃下加热 1 小时，并以 200℃/小时的冷速冷却	39200	6650	0.004	4

表 4

合金 No.	组成(%)(余量为 Fe)				冷加工比(%)	热处理温度(°C)	冷速(°C/小时)
	Ni	Nb	C	补充组分			
5	78.8	2.0	0.3640	-	95	1200	10000
7	80.3	5.5	0.1120	-	90	1150	600
8	79.8	6.0	0.0830	-	85	1100	400
12	80.0	9.5	0.0326	-	90	1250	200
16	80.3	11.5	0.0083	-	75	1350	100
21	81.0	4.5	0.0740	Cr 3.0	90	1150	300
25	79.5	5.7	0.1052	Mo 5.5	95	1200	400
28	76.5	4.0	0.0350	Ta 8.0	75	1200	200
32	79.0	6.5	0.0724	Sn 1.0, Mn 10.5	85	1100	400
35	68.5	3.5	0.1351	Cu 15.0, Ga 1.0	90	1050	800
37	80.5	8.0	0.0246	Au 3.0, Tl 1.0	75	1200	400
41	83.5	10.0	0.0507	W 5.0, Sr 1.0	60	1250	100
45	82.0	5.0	0.0732	Al 3.0, In 1.0	80	1000	200
47	81.5	2.5	0.1625	V 4.5, Ba 0.7	90	1100	100
50	65.0	8.0	0.0705	Co 10.0, B 0.1	70	1050	100
53	81.5	4.0	0.1253	Si 2.0, Ag 1.5	95	1200	200
57	80.5	5.5	0.0463	Ti 2.0, Be 0.5	85	1250	100
60	80.0	6.0	0.0684	Zr 2.5, Zn 0.3	90	1050	400
63	80.3	5.0	0.0957	Hf 3.0, Sb 0.7	70	1100	200
67	79.5	7.5	0.0482	Ce 1.5, Mo 3.0	80	1150	400
72	79.0	4.0	0.1073	Pt 2.0, Ta 5.0	95	1350	800
75	79.8	9.0	0.0271	P 0.1, Cu 7.0	65	950	100
79	79.5	8.5	0.0540	S 0.03, Cr 3.0	85	1200	100
83	80.5	3.0	0.0883	Cd 0.5, V 3.0	90	1050	1000
86	79.7	5.5	0.0615	N 0.05, Hf 2.0	90	1100	400
90	75.5	7.5	0.1307	O 0.05, Ge 3.0	80	1200	200
坡莫合金	78.5	-	-	-	98	1100	100000

表 5

合金 No.	再加热温度(℃)·时间(小时)	有效导磁率 μe (1 KHz)	饱和磁通量密度 (G)	矫顽力 (Oe)	磨损量 (μm)
5	-	17200	9500	0.026	8
7	-	24800	7170	0.016	8
8	-	26100	7100	0.014	14
12	-	28600	6030	0.013	8
16	-	21400	5250	0.017	6
21	420, 2	37300	6510	0.007	8
25	380, 10	34800	6730	0.009	7
28	-	39200	6660	0.005	10
32	-	36600	6240	0.009	8
35	-	32000	6360	0.010	7
37	400, 5	34800	6140	0.008	9
41	-	34600	5880	0.009	6
45	-	34900	6270	0.009	8
47	-	32700	6530	0.011	6
50	420, 5	33400	7620	0.012	7
53	-	33700	6810	0.008	6
57	-	37600	6630	0.007	8
60	-	38200	6380	0.006	7
63	-	34700	6260	0.009	6
67	380, 15	36200	6080	0.008	6
72	-	34600	6920	0.009	7
75	-	35100	6330	0.007	5
79	-	34200	5960	0.010	5
83	350, 50	33800	6850	0.012	8
86	-	34000	7260	0.011	6
90	-	33300	6050	0.012	6
坡莫合金	-	2800	10800	0.055	180

如上所述，本发明合金很容易加工，耐磨性极佳，饱和磁通量密度高于4000G，具有高于3000的高导磁率和低的矫顽磁力，因此，该合金不仅适合作为记录和再生磁头的芯和罩的磁性合金，而且适合用作要求抗磨损和高导磁率的普通电磁装置中的磁性材料。

此外，稀土元素包括*Sc*，*Y*和镧元素，其作用是一致的，而铂元素包括*Pt*，*Ir*，*Ru*，*Rh*，*Pd*和*Os*，它们的作用也是一致的，因此，这些元素被认为是相同的有效组分。

简而言之，本发明的合金易于锻造，通过形成{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>再结晶织构具有极佳的耐磨性，并且具有高于4000G的饱和磁通量密度和高的有效导磁率，因此，它不仅适合作为记录和再生磁头的磁性合金，而且适合作为要求抗磨损和高导磁率的普通电磁装置的磁性材料。

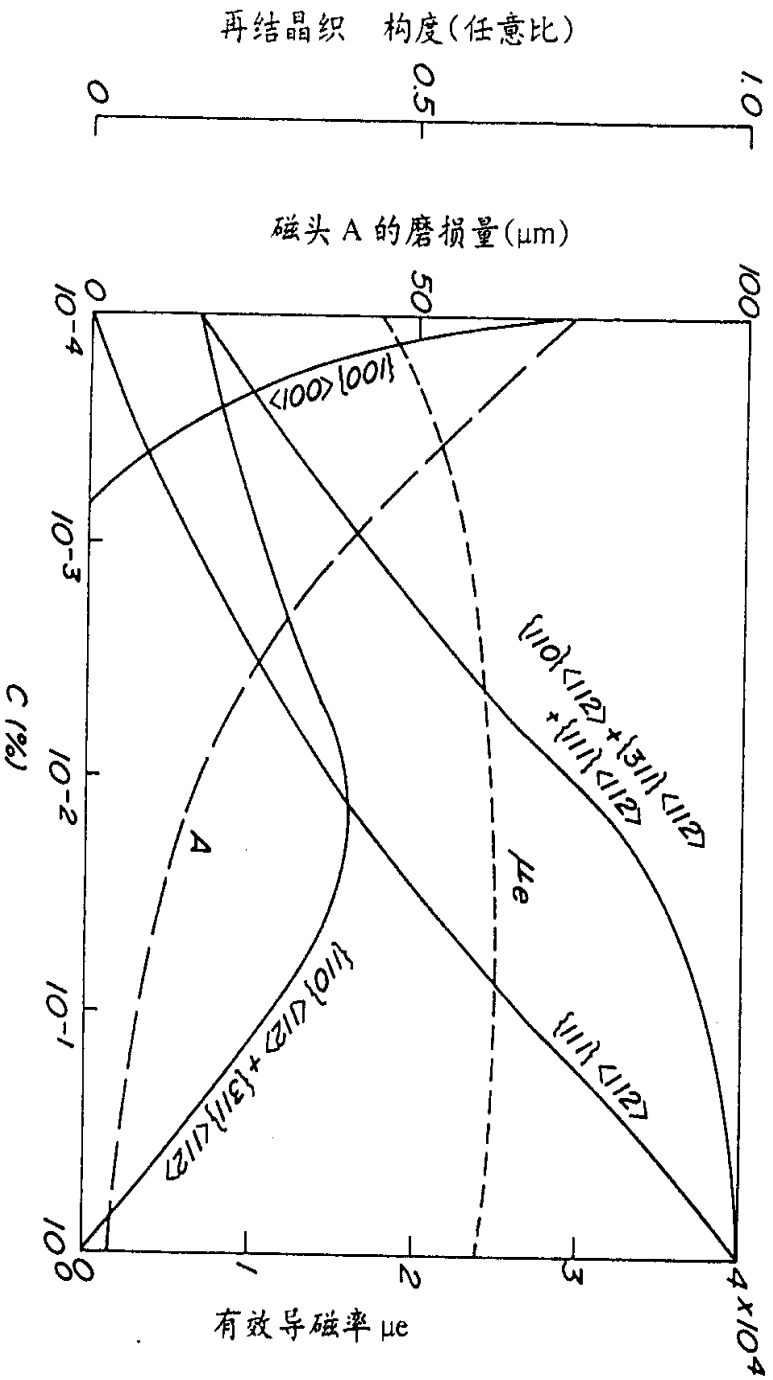
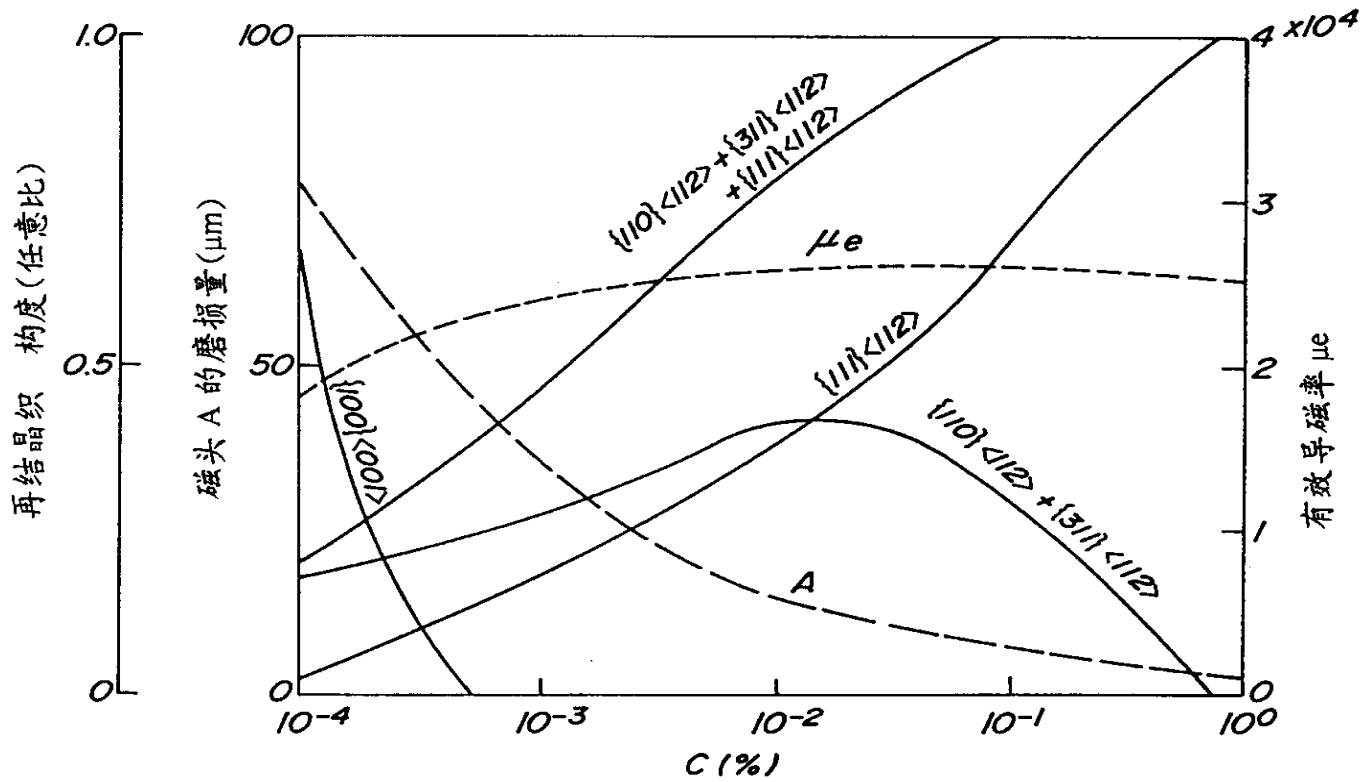

再结晶织　构度(任意比)
0
0.5
1.0
磁头 A 的磨损量(μm)
0
50
100
10-4
10-3
10-2
10-1
100
C (%)
{100}<001>
{110}<112>+{311}<112>
{111}<112>
{110}<112>+{311}<112>
{111}<112>
A
μe
0
1
2
3
4×10⁴
有效导磁率 μe

图 1

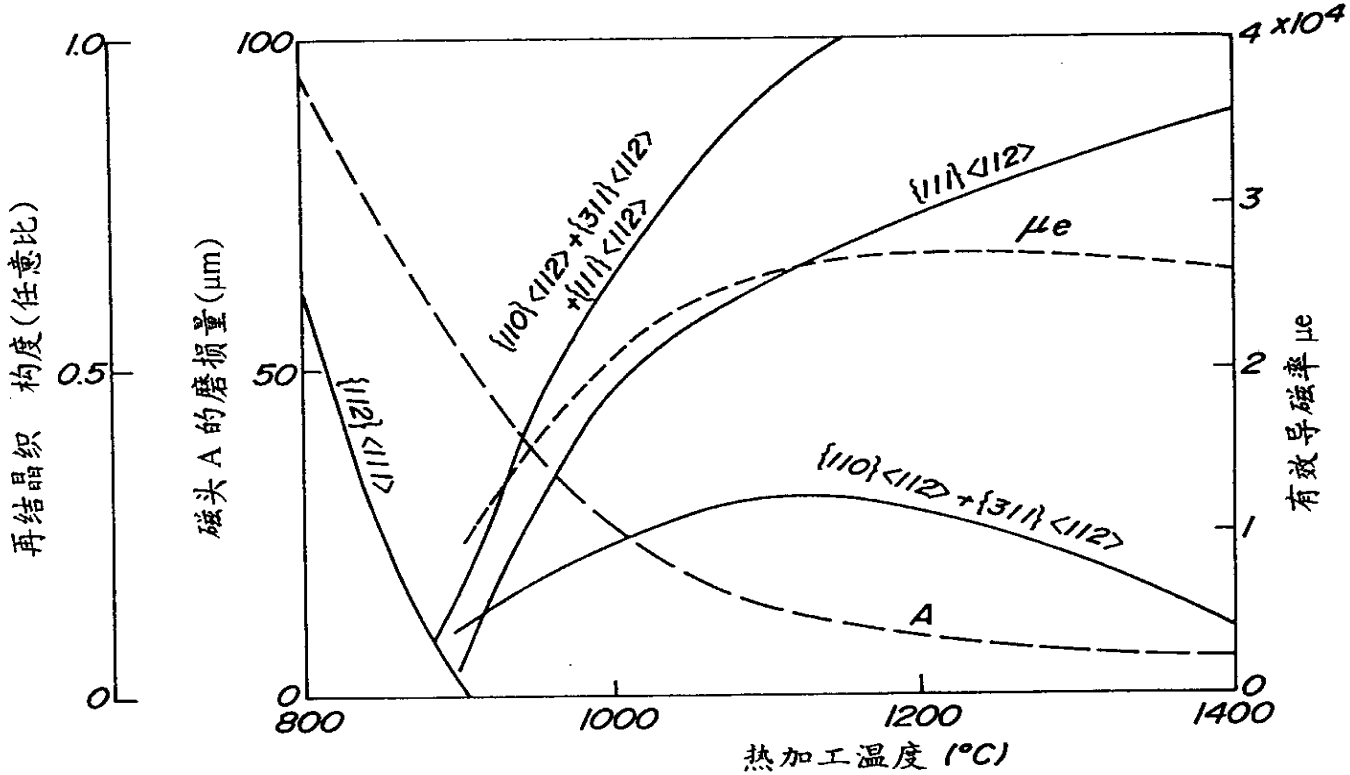
说　明　书　附　图

图 2



再结晶织 构度(任意比)
1.0
0.5
0
磁头 A 的磨损量(μm)
100
50
0
有效导磁率 μe
4 x10^4
3
2
1
0
{110}<112>+{311}<112>
+{111}<112>
μe
{111}<112>
{110}<112>+{311}<112>
{100}<001>
A
10^-4
10^-3
10^-2
10^-1
10^0
C (%)

图 3



再结晶织 构度(任意比)
1.0
0.5
0
磁头 A 的磨损量(μm)
100
50
0
800
1000
1200
1400
热加工温度 (°C)
有效导磁率 μe
4 x10⁴
3
2
1
0
{112}<111>
{110}<112>+{311}<112>
+{111}<112>
{111}<112>
μe
{110}<112>+{311}<112>
A

图 4

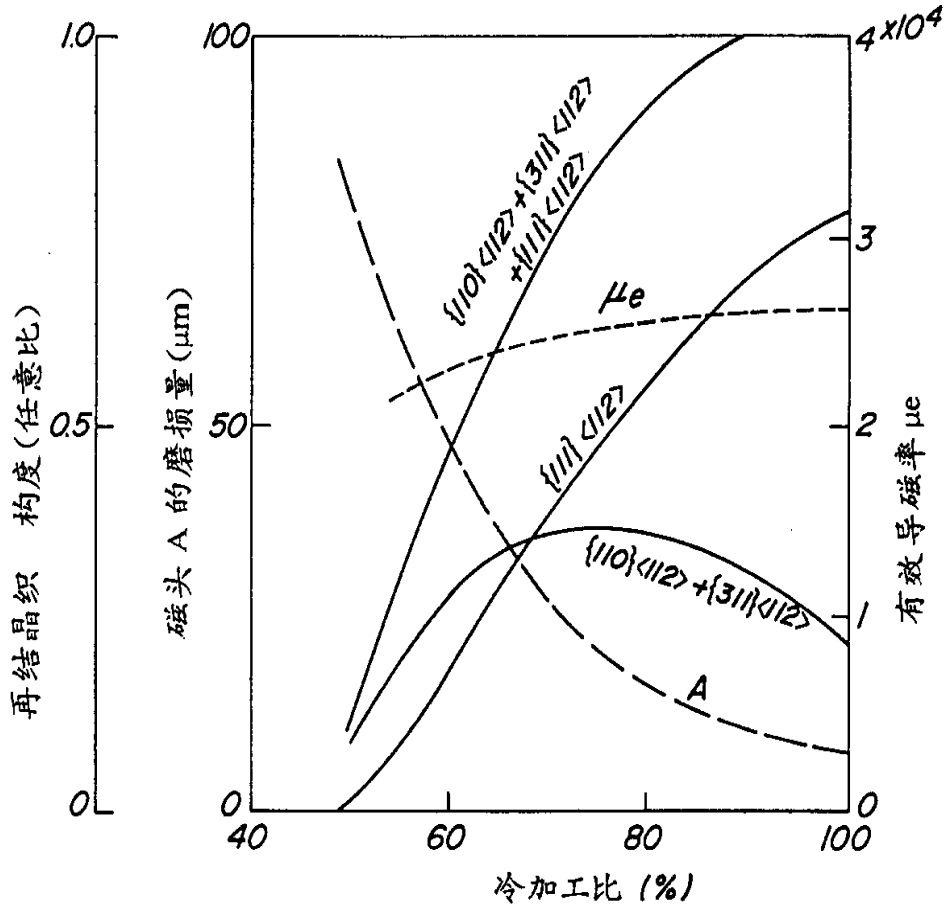

1.0
0.5
0
再结晶织　构度(任意比)
100
50
0
磁头 A 的磨损量(μm)
4 x10⁴
3
2
1
0
有效导磁率 μe
40
60
80
100
冷加工比 (%)
{110}<112> +{311}<112>
+{111}<112>
μe
{111}<112>
{110}<112> +{311}<112>
A

图 5

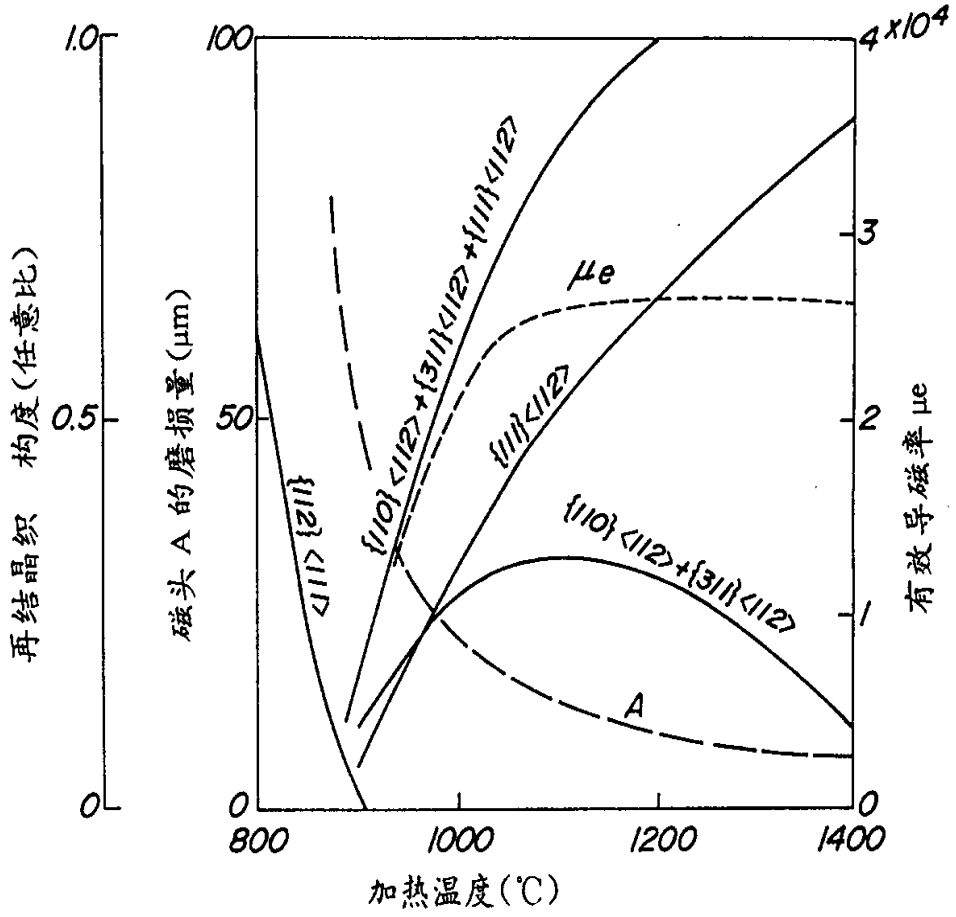

1.0
0.5
0
再结晶织　构度(任意比)
100
50
0
磁头 A 的磨损量(μm)
4×10⁴
3
2
1
0
有效导磁率 μe
800
1000
1200
1400
加热温度(℃)
μe
A
{111}<112>
{110}<112>+{311}<112>
{110}<112>+{311}<112>+{111}<112>
<111>{211}

图 6

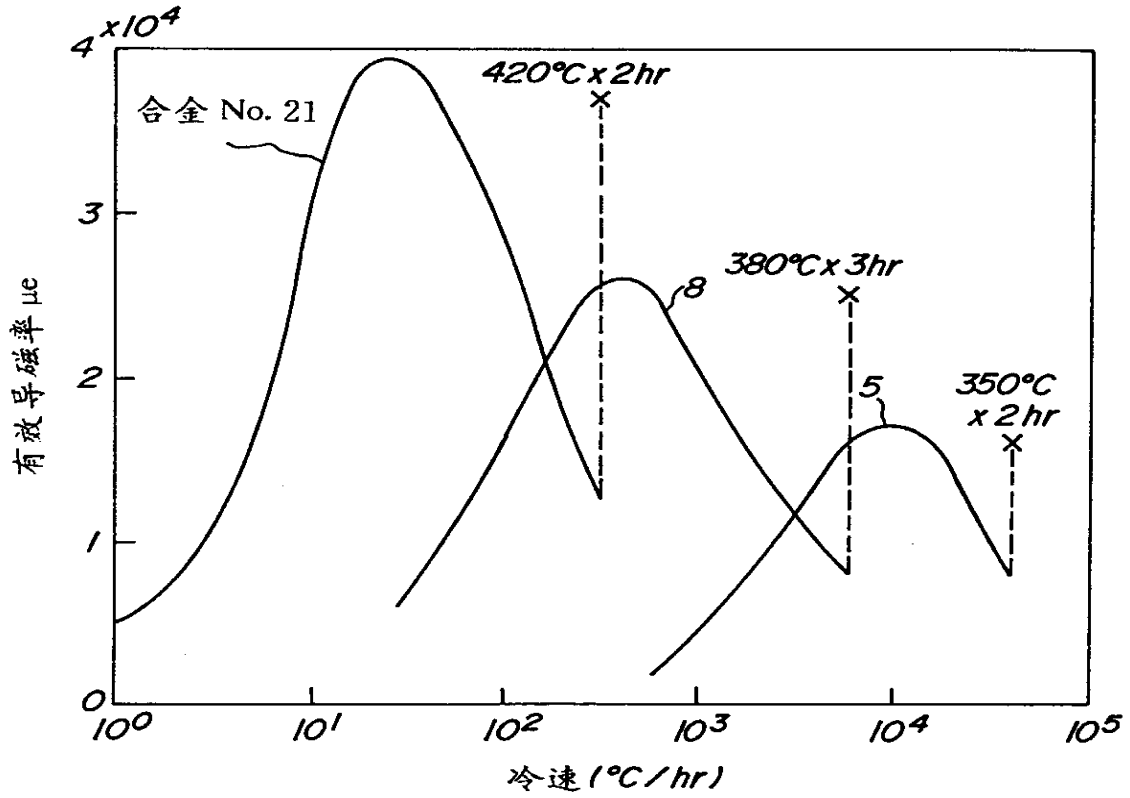

4 x10⁴
3
2
1
0
有效导磁率 μe
合金 No. 21
420°C x 2hr
380°C x 3hr
350°C
x 2hr
8
5
10⁰
10¹
10²
10³
10⁴
10⁵
冷速 (°C/hr)

图 7

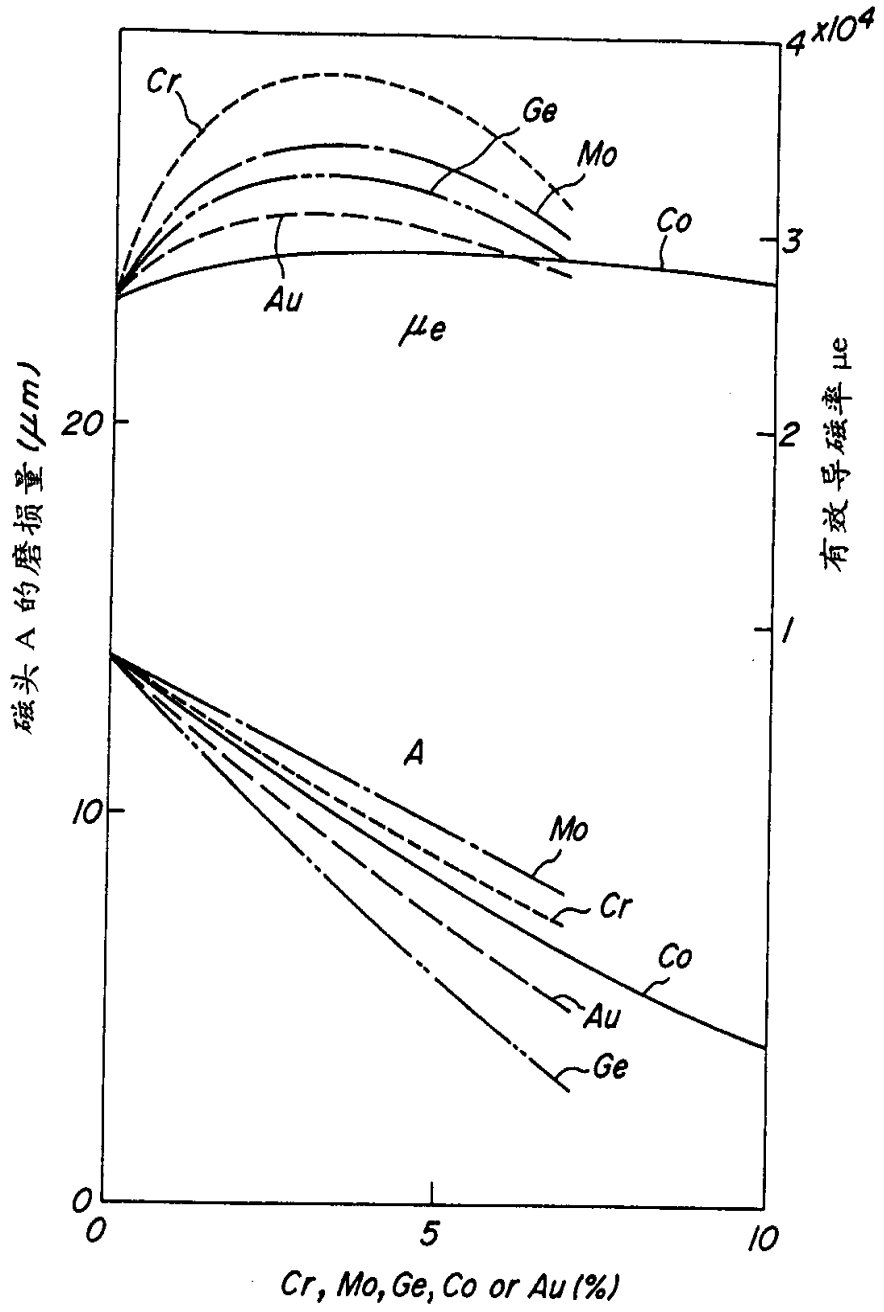

4x10⁴
3
2
1
Cr
Ge
Mo
Co
Au
μe
20
10
0
A
Mo
Cr
Co
Au
Ge
0
5
10
磁头 A 的磨损量 (μm)
有效导磁率 μe
Cr, Mo, Ge, Co or Au (%)

图 8

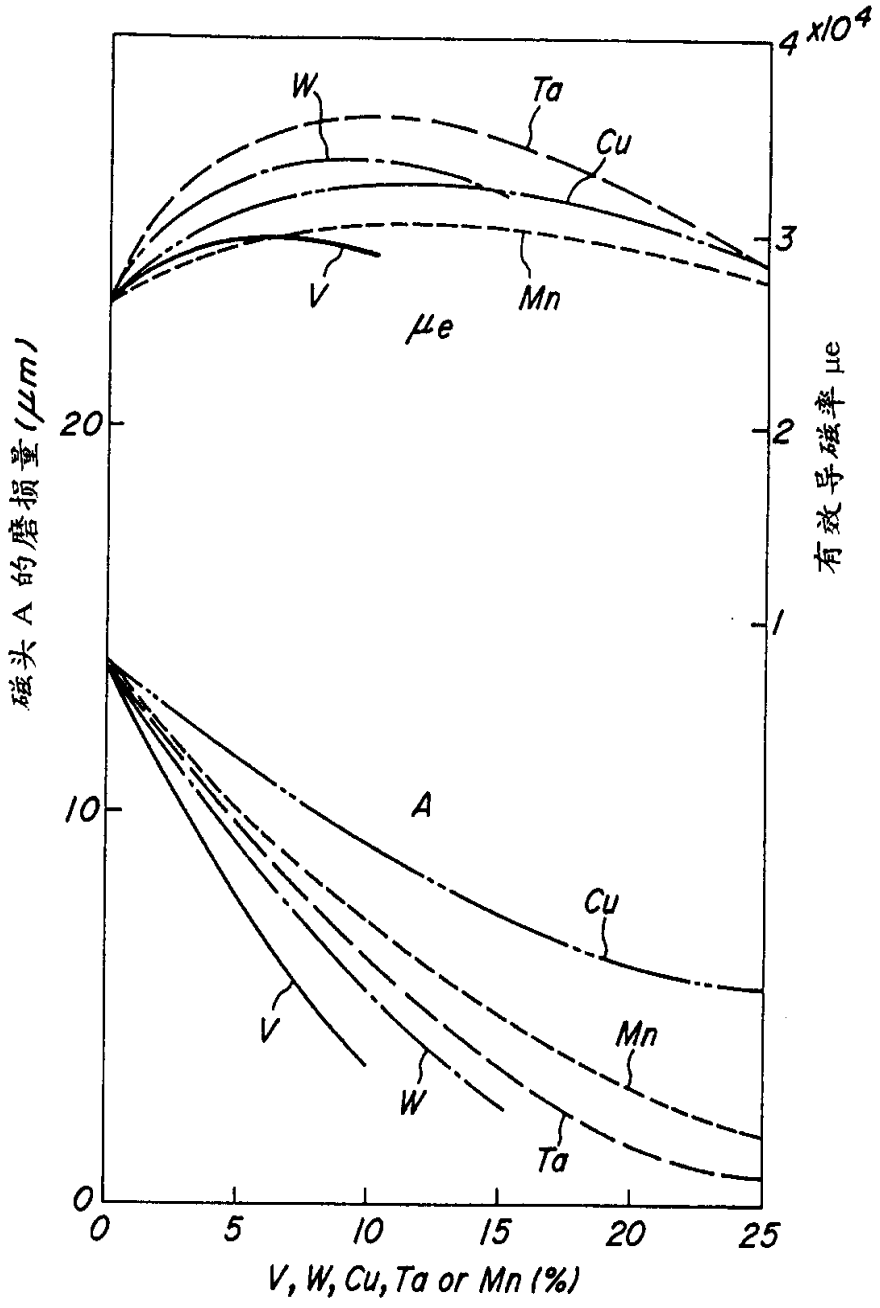
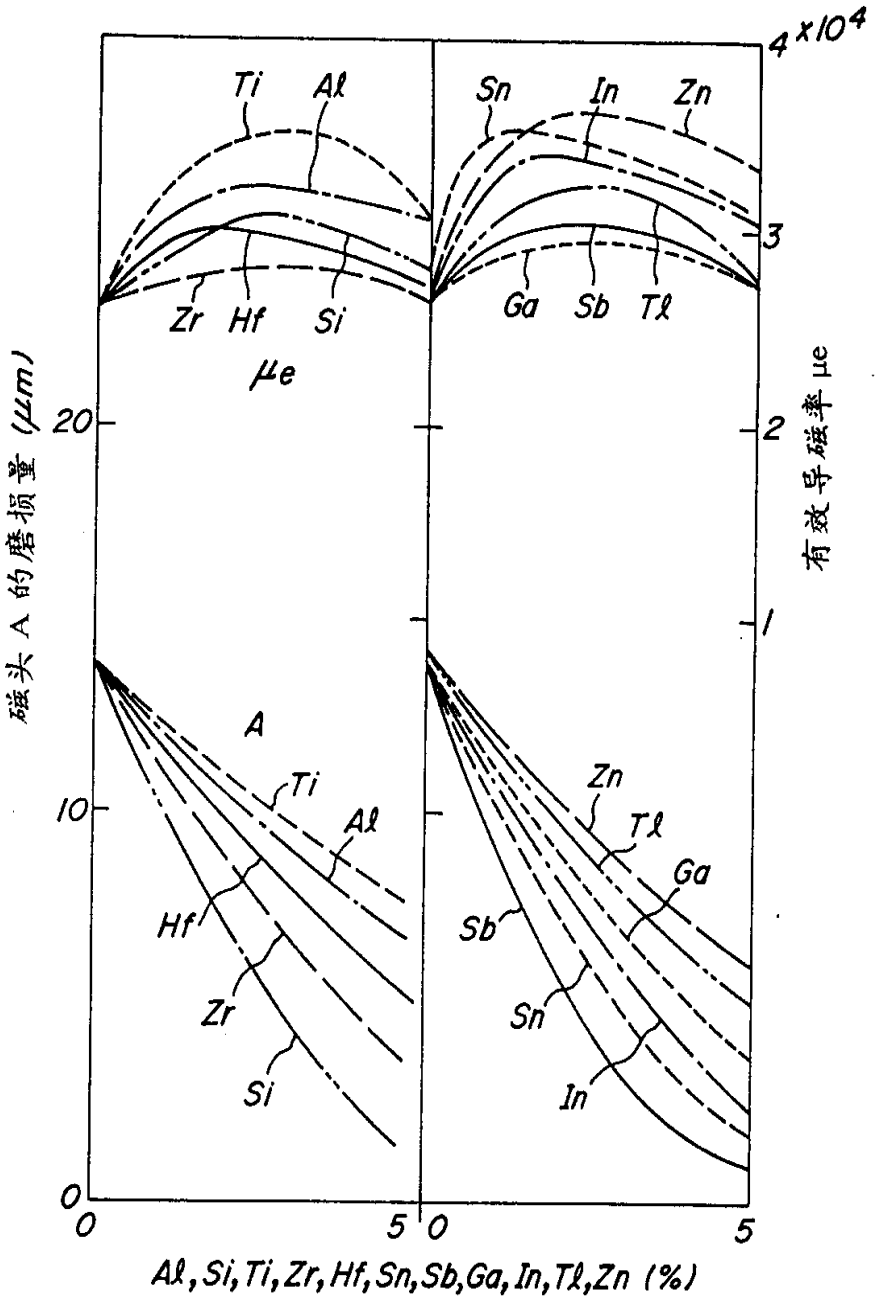
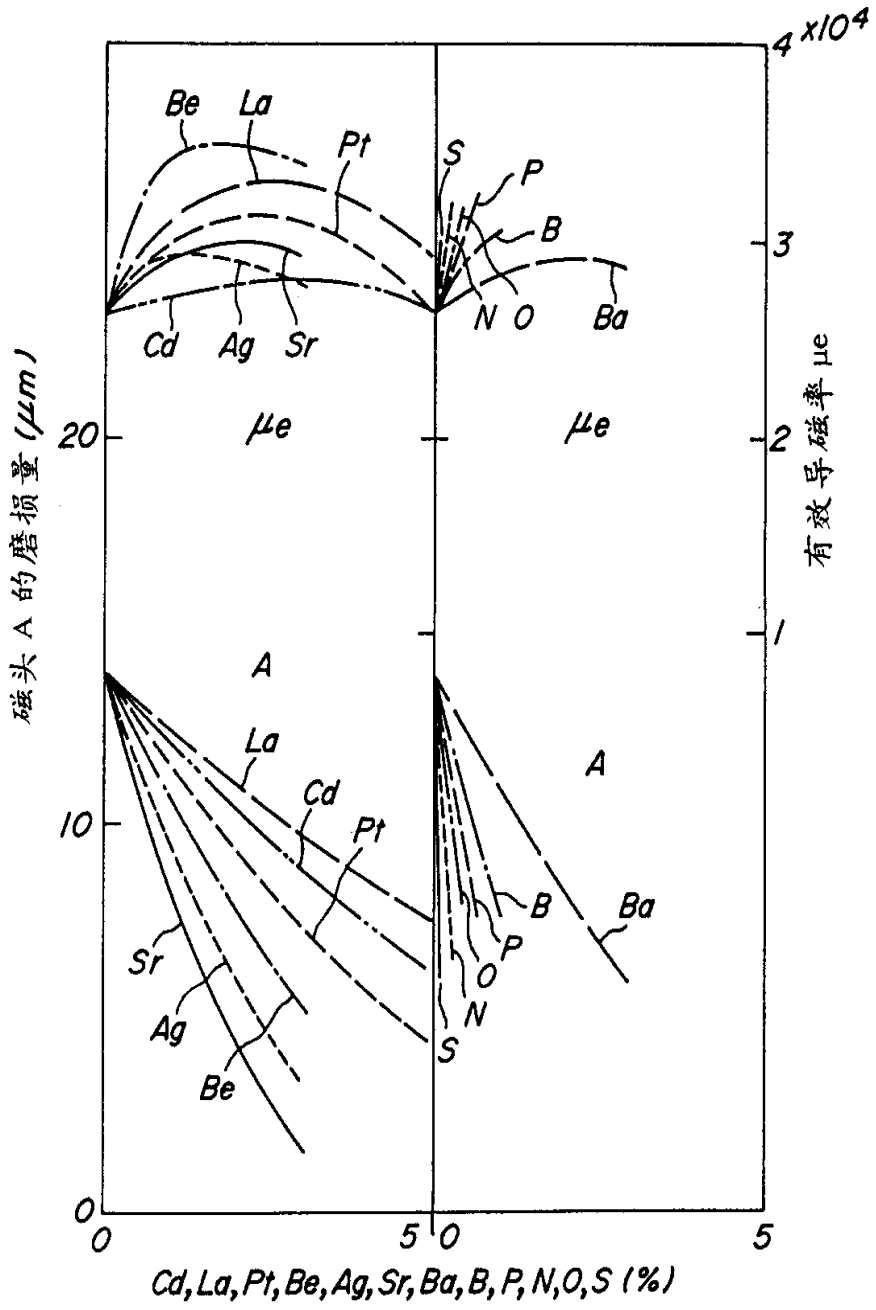

4 x10⁴
3
2
1
W
Ta
Cu
V
Mn
μe
20
10
0
A
Cu
Mn
V
W
Ta
0
5
10
15
20
25
V, W, Cu, Ta or Mn (%)
磁头 A 的磨损量 (μm)
有效导磁率 μe

图 9



4 ×10⁴
3
2
1
Ti
Aℓ
Zr
Hf
Si
Sn
In
Zn
Ga
Sb
Tℓ
μe
A
Ti
Aℓ
Hf
Zr
Si
Zn
Tℓ
Ga
Sb
Sn
In
20
10
0
0
5
0
5
磁头 A 的磨损量 (μm)
有效导磁率 μe
Aℓ, Si, Ti, Zr, Hf, Sn, Sb, Ga, In, Tℓ, Zn (%)

图 10


磁头 A 的磨损量 (μm)
有效导磁率 με
4 x10⁴
3
2
1
20
10
0
0
5
0
5
με
με
A
A
Be
La
Pt
Cd
Ag
Sr
S
P
B
N
O
Ba
La
Cd
Pt
Sr
Ag
Be
B
Ba
P
O
N
S
Cd, La, Pt, Be, Ag, Sr, Ba, B, P, N, O, S (%)