

(19) 日本国特許庁(JP)

## (12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5189580号  
(P5189580)

(45) 発行日 平成25年4月24日(2013.4.24)

(24) 登録日 平成25年2月1日(2013.2.1)

(51) Int.Cl.	F 1
C 22 C 30/02	(2006.01) C 22 C 30/02
C 22 C 38/00	(2006.01) C 22 C 38/00 302 R
C 21 D 9/46	(2006.01) C 21 D 9/46 P
C 21 D 8/06	(2006.01) C 21 D 8/06 B
G 04 B 17/06	(2006.01) G 04 B 17/06 Z

請求項の数 6 (全 20 頁)

(21) 出願番号	特願2009-261376 (P2009-261376)
(22) 出願日	平成21年11月16日 (2009.11.16)
(65) 公開番号	特開2010-138491 (P2010-138491A)
(43) 公開日	平成22年6月24日 (2010.6.24)
審査請求日	平成22年5月12日 (2010.5.12)
(31) 優先権主張番号	特願2008-293713 (P2008-293713)
(32) 優先日	平成20年11月17日 (2008.11.17)
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)

(73) 特許権者	000173795 公益財団法人電磁材料研究所 宮城県仙台市太白区八木山南2丁目1-1
(73) 特許権者	000002325 セイコーインスツル株式会社 千葉県千葉市美浜区中瀬1丁目8番地
(74) 代理人	100077528 弁理士 村井 卓雄
(72) 発明者	村上 雄悦 宮城県仙台市太白区茂庭台3丁目12番1 3号
(72) 発明者	重城 幸一郎 千葉県千葉市美浜区中瀬1丁目8番地 セ イコーインスツル株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】磁性不感高硬度恒弾性合金及びその製造法、並びにひげぜんまい、機械式駆動装置及び時計

## (57) 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

原子量比にて、Co20～40%及びNi7～22%の合計42.0～49.5%、Cr5～13%及びMo1～6%の合計13.5～16.0%、及び残部がFe(但し、Fe37%以上)と不可避的不純物からなる恒弾性合金において、集合組織が{110} <111>であるとともに、飽和磁束密度2500～3500G、0～40におけるヤング率の温度係数(-5～+5)×10<sup>-5</sup>及びビックル・ス硬度350～550を有することを特徴とする磁性不感高硬度恒弾性合金。

## 【請求項 2】

副成分としてW、V、Cu、Mn、Al、Si、Ti、Be、B、Cをそれぞれ5%以下、Nb、Ta、Au、Ag、白金族元素、Zr、Hfをそれぞれ3%以下の1種又は2種以上の合計0.001～10.0%をさらに含有し、前記Cr、Moの合計と当該副成分の合計が13.5～16.0%であることを特徴とする請求項1記載の磁性不感高硬度恒弾性合金。 10

## 【請求項 3】

請求項1又は2項記載の磁性不感高硬度恒弾性合金からなるひげぜんまい。

## 【請求項 4】

請求項3記載のひげぜんまいを含んでなる機械式駆動装置。

## 【請求項 5】

請求項4記載の機械式駆動装置を内蔵してなる時計。

## 【請求項 6】

請求項1又は請求項2記載の組成を有する合金を、鍛造及び熱間加工にて適当な形状に加

工し、1100 以上融点未満の温度において加熱して均質化処理した後冷却し、ついで線引き加工と800~950 における中間熱処理とを繰り返し施しながら、加工率90%以上の線引き加工を施して線材となした後、当該線材を圧下率20%以上の圧延加工を施して薄板になした後、当該薄板を580~700 の温度において加熱することを特徴とする磁性不感高硬度恒弾性合金の製造法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

10

本発明は、恒弾性合金に関するものであり、さらに詳しく述べるならば、Fe-Co-Ni-Cr-Mo系恒弾性合金、ならびに当該合金からなるひげぜんまい、該ひげぜんまいを含んでなる機械式駆動装置、及び該機械式駆動装置を内蔵してなる時計に関するものである。特に、本発明は磁性不感性及び高硬度を有するFe-Co-Ni-Cr-Mo系恒弾性合金に関するものである。

【背景技術】

【0002】

従来、恒弾性合金として、Fe-Co-Ni-Cr-Mo-W系合金は、高いヤング率とその温度係数が小さい恒弾性特性を有していることから、ひげぜんまいに使用され、ついで当該ひげぜんまいは機械式駆動装置に使用され、さらに当該機械式駆動装置を時計に使用している。

20

特許文献1：特公昭31-10507号公報は、Fe-Co-Ni-Cr-Mo-W系恒弾性合金に関するものであり、その組成は重量比で8~68%Fe、1~75%Co、0.1~50%Ni及び0.01~20%Crを主成分とし、さらに2~20%W及び2~20%Moを含有するものである。しかし、特性としては線膨張係数及び弾性率の温度係数が測定されているが、磁気特性は測定されていない。製造方法は、溶融合金の鋳造、鋳塊の鍛練を行う；さらに用途に応じて鋳塊を常温又は高温で線引き又は圧延などの加工を施して所要形状にした後、500~1100 で焼鈍後徐冷し；あるいは、焼鈍後常温加工し、次に750 以下に加熱して徐冷する；また鋳塊を高温より焼入れすることができるというものである。したがって、線引き加工後の中間熱処理は記載されていない。

【0003】

30

非特許文献1「高弾性合金“Dia-flex”単結晶の弾性係数の異方性ならびにその温度変化」日本金属学会誌第31巻第3号(1967)、p.263~268は、特許文献1の組成範囲内に包含される22.4%Fe、38.0%Co、16.5%Ni、12.0%Cr、4.0%Mo、4.0%W、1.2%Mn、1.0%Ti及び0.8%Siの組成(wt%)を有する単結晶のヤング率の異方性を測定している。なお、Dia-flexは「高い」弾性率をもち、動力ぜんまいに用いられているが、恒弾性合金ではない。

【0004】

一般に、面心立方格子合金の単結晶においては、<100>方位のヤング率E<sub><100></sub>、<110>方位のヤング率E<sub><110></sub>及び<111>方位のヤング率E<sub><111></sub>との間には、

$$E_{<100>} < E_{<110>} < E_{<111>}$$

の関係がある。非特許文献1に掲載されているように、Fe-Co-Ni-Cr-Mo-W系合金のE<sub><111></sub>はE<sub><100></sub>の約3倍にも達する。

40

このように、面心立方格子合金の結晶方位の中で、<111>方位のヤング率E<sub><111></sub>は最も大きいが、単結晶の多元系面心立方格子合金においては、恒弾性特性は得られない。また、非特許文献1では、現在市販の動力ぜんまいとして用いられる高弾性合金の方位が主としてヤング率の小さい{110}<112>であると記載されている。

一方、多結晶の多元系面心立方格子合金においては、集合組織と恒弾性特性の関係は明らかになっていない。

【0005】

図1は、合金番号I(比較例)、合金番号II(比較例)及び合金番号12について、線引き加工率85.3%で加工した線材に圧下率50%の圧延加工を施した薄板を、650 で2時間

50

加熱した場合のヤング率と測定温度との関係を示したものである。但し、この場合は、線引き加工の工程において中間熱処理は施していない。合金番号Iは、Fe - 27.7%Co - 15.0%Ni - 5.3%Cr - 4.0%Moの組成を有し、市販されている恒弾性合金（本出願人の一名の登録商標：エルコロイ）である。図1は、当該合金の薄板状試料について、ヤング率と測定温度との関係を示したものであるが、恒弾性特性は0~40°の常温付近のヤング率 - 温度曲線の平坦な範囲で得られ、これをひげぜんまいになした後、機械式駆動装置に組み込み、これを時計に使用している。この合金の磁気変態点T<sub>c</sub>は200°で、ヤング率曲線の山の頂上付近にあり、その飽和磁束密度も8100Gと大きい強磁性合金である。したがって、以下詳述するように外部磁界により、容易に帯磁する問題がある。

【先行技術文献】

10

【特許文献】

【0006】

【特許文献1】特公昭31-10507号公報

【特許文献2】再公表特許公報WO01/053896号公報

【非特許文献】

【0007】

【非特許文献1】「高弾性合金“Dia-flex”単結晶の弾性係数の異方性ならびにその温度変化」日本金属学会誌第31巻第3号（1967）、p.263~268

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

20

【0008】

近年、電子機器には高性能の永久磁石が多用されており、その結果時計が外部の磁界に曝露される機会が増加している。この外部磁界の強度は、さらに増大する傾向にあり、時計に組み込まれた種々な部材が帯磁による影響を受け、時計の精度に甚大な支障を来している。特に、ひげぜんまい、機械式駆動装置及び時計に使用されている恒弾性合金は、飽和磁束密度が大きい強磁性合金であるので、その精度は外部磁界の大きさにより、著しく左右される。このような外部磁界の影響を防止するために、防磁構造を時計に内蔵させると時計の構造が複雑化する。

以上のような状況に鑑み、時計の精度のために必要な恒弾性合金の特性は次のとおりである。（イ）飽和磁束密度が低く、弱磁性であり、外部磁界に対し不感であること。（ロ）ヤング率が高いこと、（ハ）ヤング率の温度係数が小さいこと、（ニ）外部からの衝撃に対しても充分耐えられる耐衝撃性を発現できる硬度を有していること。

30

よって、本発明は、飽和磁束密度を小さくして弱磁性にするとともに、集合組織制御により上記した各種特性（イ）～（ニ）を満足するFe-Co-Ni-Cr-Mo系恒弾性合金を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明者は、このような現状に鑑み、外部磁界に不感な恒弾性合金を開発するため、鋭意研究するに至ったのである。しかし、恒弾性特性の発現は磁性に由来するため、弱磁性化と恒弾性特性という両物性を同時に満足することは極めて困難である。ちなみに、本発明者はこの課題を解決するために、先ず特許文献1の恒弾性合金の強磁性元素、即ちFe, Co, Niと非磁性元素即ちCr, Moとの微細な配合調整を行い、詳細に研究を行ったが、成分調整だけでは、弱磁性化と同時に恒弾性特性を実現することはできなかった。

40

すなわち、図1の合金番号II及び合金番号12は、飽和磁束密度を小さくするため、非磁性元素（Cr, Mo）の量を合金番号Iに対して順次増加した合金であり、そのヤング率と測定温度との関係を図1に示す。図に示すように、非磁性元素のCr, Moを增量すると、ヤング率 - 温度曲線の山も低温側に移動して弱磁性になる。即ち、非磁性元素を增量すると、図示はされていないが、飽和磁束密度は小さくなり、磁気変態点T<sub>c</sub>は低温側に移動する。しかしながら、常温におけるヤング率の温度変化はエルコロイ（曲線I）と比較して大きく、0~40°の常温付近におけるヤング率の温度係数が小さい恒弾性特性は得られないの

50

である。なお、図1に示す合金番号12は、後述する表1の比較例（加工率85.3%の線引き加工を施し、圧下率50%の圧延加工後 650 °Cで2時間加熱、但し中間熱処理は無し）に相当し、図2に示すように本発明の組成範囲内に属するが、意図的に{110}<111>集合組織を形成しなかったものである。

( 0 0 1 0 )

そのため、さらに研究を進め、Fe-Co-Ni-Cr-Mo系恒弾性合金において組成の範囲を特定した上で、多元系面心立方多結晶構造をもつ線材の纖維組織及び同じく薄板材の集合組織と恒弾性特性及び磁性との関係を系統的に研究した結果、新規な集合組織に形成することにより、弱磁性であり、外部磁界に不感な恒弾性合金が得られることが明らかとなった。

( 0 0 1 1 )

本発明の特徴とするところは次のとおりである。

(1) 第1発明は、原子量比にて、Co20~40%及びNi7~22%の合計42.0~49.5%、Cr5~13%及びMo1~6%の合計13.5~16.0%、及び残部がFe(但し、Fe37%以上)と不可避の不純物からなる恒弾性合金において、集合組織が{110}<111>であるとともに、飽和磁束密度2500~3500G、0~40°におけるヤング率の温度係数(-5~+5)×10<sup>-5</sup>°<sup>-1</sup>及びビッカース硬度350~550を有することを特徴とする磁性不感高硬度恒弾性合金に関する。

【 0 0 1 2 】

(2) 第2発明は、副成分としてW, V, Cu, Mn, Al, Si, Ti, Be, B, Cをそれぞれ5%以下、Nb, Ta, Au, Ag 白金族元素、Zr, Hf をそれぞれ3%以下の1種又は2種以上の合計0.001~10.0%をさらに含有し、前記Cr 及びMoの合計と当該副成分の合計が13.5~16.0%である上記(1)項記載の磁性不感高硬度恒弾性合金に関する。

〔 0 0 1 3 〕

(3) 第3発明は、上記(1)又は(2)項記載の磁性不感高硬度恒弾性合金からなるひげぜんまいに関する。

〔 0 0 1 4 〕

(4) 第4発明は、上記(3)項記載のひげぜんまいを含んでなる機械式駆動装置に関する。

〔 0 0 1 5 〕

(5) 第5発明は、上記(4)項記載の機械式駆動装置を内蔵してなる時計に関する。

[ 0 0 1 6 ]

(6) 第6発明は、上記(1)又は(2)項記載の組成を有する合金を、鍛造及び熱間加工にて適当な形状に加工し、1100以上融点未満の温度において加熱して均質化処理した後冷却し、ついで線引き加工と800～950における中間熱処理とを繰り返し施しながら、加工率90%以上の線引き加工を施して線材となした後、当該線材を圧下率20%以上の圧延加工を施して薄板になした後、当該薄板を580～700の温度において加熱することを特徴とする磁性不感高硬度恒弾性合金の製造法に関する。

以下、本発明を、恒弾性合金の組成、集合組織及び特性並びに、ひげぜんまい、機械式駆動装置、時計及び製造方法の順に説明する。

( 0 0 1 7 )

## 組成

本発明において、合金の組成をCo20～40%及びNi7～22%の合計42.0～49.5%、Cr5～13%及びMo1～6%の合計13.5～16.0%、及び残部がFe(但し、Fe37%以上)及び不可避的不純物と限定した理由は、各実施例、各表及び各図面で明らかのように、この組成範囲における合金は、集合組織を{110}<111>に制御した場合は、飽和磁束密度は2500～3500Gで、0～40°におけるヤング率の温度係数は(-5～+5)×10<sup>-5</sup>°<sup>-1</sup>で、ビッカース硬度は350～550が得られるので、弱磁性であるため外部磁界に対し不感で、外部からの衝撃にも耐えられる高硬度の恒弾性合金が得られるためであり、この組成範囲をはずれると、飽和磁束密度は2500G未満又は3500Gを超える、また0～40°におけるヤング率の温度係数が-5×10<sup>-5</sup>°<sup>-1</sup>未満又は5×10<sup>-5</sup>°<sup>-1</sup>を超える、ビッカース硬度も350未満又は550を超える、磁性不感高硬度恒弾性合金が得られなくなるからである。特に、CrとMoの合計量が13.5%未

満又は16.0%を超えると、集合組織制御を行っても所望の特性が得られない。特に好ましい組成は、Co24.0 ~ 38.5%、Ni 7.5 ~ 21.0%、Cr6.0 ~ 11.6%、Mo1.5 ~ 5.5%を含有する。

#### 【0018】

そして、さらに、副成分としてW, V, Cu, Mn, Al, Si, Ti, Be, B, Cをそれぞれ5%以下、Nb, Ta, Au, Ag白金族元素、Zr, Hfをそれぞれ3%以下の合計で0.001~10%添加すると、何れも非磁性元素であるため、これら元素の添加は、特に弱磁性化に効果があり、外部磁界に対しさらに不感となるが、さらに、これらの内、Mn, Al, Si, Tiの何れかを脱酸・脱硫が必要な場合に添加すると鍛造、加工を良好にする効果があり、W, V, Nb, Ta, 白金族元素の何れかを添加すると、<111>の纖維軸を有する纖維組織及び{110}<111>の集合組織を発達させる効果があり、W, V, Nb, Ta, Al, Si, Ti, Zr, Hf, Be, B, Cの何れかを添加すると、ヤング率を高めると共に、ビックカース硬度を高くする効果が顕著であり、恒弾性特性及び強度を特に向上する効果がある。なお、白金族元素はPt, Ir, Ru, Rh, Pd, Osからなるが、その効果は均等であり、同効成分と見做し得る。なお、本発明の飽和磁束密度、ヤング率の温度係数及びビックカース硬度を得るために、副成分とCr, Moの合計が13.5~16.0%の範囲内である必要がある。

上記組成の残部は、Fe, Co, Ni, Cr, Moなどに起因して不可避的に含有される不純物である。

#### 【0019】

図2は、{110}<111>集合組織を有するFe-(Co+Ni)-(Cr+Mo+ )擬3元系合金( : 副成分)について、飽和磁束密度Bsの2500G及び3500Gと、0~40におけるヤング率の温度係数eの-5×10<sup>-5</sup>~<sup>-1</sup>及び+5×10<sup>-5</sup>~<sup>-1</sup>の等高線(但し、図中では<sup>-1</sup>の単位は省略)を、同時に示したものである。Bs2500~3500Gの範囲(実線で表わす)とe(-5~+5×10<sup>-5</sup>~<sup>-1</sup>)の範囲(前記実線に沿っているが僅かに内側の点線)は、図の左端から右端まで伸びる上下の曲線で挟まれた範囲内で得られるが、本発明はこの範囲内で(Co+Ni)の42.0~49.5%、(Cr+Mo+ )の13.5~16.0%及び残部Fe(但しFe37%以上)の組成範囲を特定して、弱磁性であり、外部磁界に不感な高硬度恒弾性合金につき、特許を請求しているのである。また、図1に示した合金もそれぞれの符号で図2内に組成位置を示した。

#### 【0020】

##### 集合組織

従来、Fe-Co-Ni-Cr-Mo-W系面心立方晶多元系高弾性合金の集合組織は、ヤング率が小さい{110}<112>集合組織であったが、本発明に係る恒弾性合金の集合組織は、ヤング率が大きい{110}<111>である。この結果次の物性が現れる。

(イ) 非特許文献1が、単結晶について予見していた最大のヤング率を現す<111>方向が、圧延方向に配向したヤング率が最大の{110}<111>集合組織を、Fe-Co-Ni-Cr-Mo系面心立方晶多元系恒弾性合金の薄板において実現することができた。

(ロ) ヤング率の大きな{110}<111>集合組織が形成されることにより、広い温度範囲に亘ってヤング率が増大するが、特に常温付近におけるヤング率が増大し、結果的に0~40における、その温度係数が小さくなり、(-5~+5)×10<sup>-5</sup>~<sup>-1</sup>の恒弾性特性が得られた。これに対して、線引き加工率が小さく、且つ中間熱処理を施していないために、{110}<111>集合組織を形成していないFe-Co-Ni-Cr-Mo系合金では、例えば図1の合金番号11(比較例)及び合金番号12に見られるように、ヤング率が全般的に大きくなってしまって、40以下のヤング率が相対的に小さい。この結果、その温度係数も5×10<sup>-5</sup>~<sup>-1</sup>を超えて大きくなり、恒弾性特性が得られない。

(ハ) これら合金番号11及び合金番号12は非磁性元素を多く含有した組成であるが、弱磁性の恒弾性合金が実現されていない。これに対して本発明によると、飽和磁束密度が後述の通り、非磁性元素の含有量を多くすることによって著しく低下し、ヤング率の大きい{110}<111>集合組織を形成することにより、40以下の常温付近のヤング率が増大するとともに、その温度係数が小さくなり、結果的に弱磁性の恒弾性合金が実現するのである

10

20

30

40

50

。

(二)  $\{110\} <111>$  集合組織では、圧延板表面の結晶が優先的に  $\{110\}$  面に平行に向いており、圧延板を圧延方向と直角方向で切断した圧延板の断面に現れる結晶が優先的に  $<111>$  方向に向いている。公知のFe-Co-Ni-Cr-Mo-W系面心立方晶多元系高弹性合金の集合組織である  $\{110\} <112>$  と比較すると、本発明の集合組織は圧延方向の優先方位が公知のものと比較して19.47度ずれている。

かかる  $\{110\} <111>$  集合組織は、無配向組織を有する素材を線引き加工と、800~950における中間熱処理とを繰り返し施すことにより、 $<111>$  繊維組織を発達させた線材となし、その後当該線材を所定の圧下率の圧延加工を施すことにより形成することができるものである。

10

### 【0021】

#### 特性

##### (イ) 飽和磁束密度

図1の合金番号I(比較例)は、飽和磁束密度が8100Gであり、非常に高いのに対しで、本発明合金は飽和磁束密度が2500~3500Gであり、これに対応して透磁率も低いという弱磁性を有している。このために、本発明合金は外部磁界に対し不感であり、ひげぜんまい等を含んでなる機器がさらされる程度の環境における外部磁界によっては、帯磁され難い。飽和磁束密度が3500Gを超えると弱磁性が損なわれる。一方飽和磁束密度が2500Gを下回ると、非磁性金属含有量が多くなるために、磁気変態点Tcも40以下と低くなり、Tc以下の温度ではヤング率が急速に小さくなり、そのため、その温度係数が $5 \times 10^{-5} \text{ }^{-1}$ を超えて大きくなる。即ち、Tcが40以下の場合は、0~40におけるヤング率の温度係数 $(-5 \sim +5) \times 10^{-5} \text{ }^{-1}$ の値を有する恒弾性特性が得られない。

20

### 【0022】

##### (ロ) ヤング率の温度係数

本発明のヤング率の温度係数は、0~40の範囲で $(-5 \sim +5) \times 10^{-5} \text{ }^{-1}$ であり、小さく、優れた恒弾性特性を有している。ヤング率は、線材の場合は自由共振法で、薄板の場合は動的粘弾性法で測定した。

30

### 【0023】

##### (ハ) 硬度

本発明の恒弾性合金のビッカース硬度は350~550で大きいために、ひげぜんまいとして時計部品などに使用するために十分な機械的強度を有している。しかし、ビッカース硬度が550を超えると、硬すぎて、ひげぜんまいを図3に示すようにクセ付けすることが困難になり、時計のひげぜんまいとしては不適当になる。

### 【0024】

#### 部品

図3には代表的公知のひげぜんまいが示されており、その寸法は、一般に、断面の幅が約0.1mm、厚さが約0.03mmである。本発明の恒弾性合金を、かかるひげぜんまいに好ましく使用することができる。

40

### 【0025】

#### 装置

図4には、機械式時計の公知の部品を示している。図中、340のてんぷ及び342のひげぜんまいが機械式駆動装置の構成要素である。図5は、てんぷ及びひげぜんまいの拡大図である。図6には時計を示し、その文字盤の裏側に図4の各部品が配置されている。かかる部品については、本出願人の1名が出願した特許文献2:再公表特許公報WO01/053896号公報、特に図1、2、10とその説明(第9頁下から11行目から始まり、第13頁第2行で終わる(1)項、第4頁第9行から第5頁下から7行まで)に詳述されている。

50

## 【0026】

製造方法

本発明者らは、ひげぜんまいの材料の製造工程について、均質化処理において無配向の組織を形成し、中間熱処理を伴う線引き工程において<111>纖維組織の配向を高め、その後圧延加工によりひげぜんまい薄板を作成する際、特定の圧下率での圧延加工を行い、さらに圧延加工後所定の温度で加熱を行うことにより{110}<111>集合組織を形成することができた。以下、本発明方法の工程順に説明する。

## 【0027】

## (イ) 溶解

本発明の合金を造るには、原子量比にてCo20~40%及びNi7~22%の合計42.0~49.5%、Cr5~13%及びMo1~6%の合計13.5~16.0%，及び残部Feからなる配合原料の適当量を、空气中、好ましくは非酸化性雰囲気（水素、アルゴン、窒素などのガス）又は真空中において、適当な溶解炉、例えば高周波溶解炉等を用いて溶解した後、そのままか、さらにこれに副成分元素としてW, V, Cu, Mn, Al, Si, Ti, Be, B, C をそれぞれ5%以下、Nb, Ta, Au, Ag, 白金族元素、Zr, Hf をそれぞれ3%以下の1種又は2種以上の合計0.001~10%の所定量を添加して、充分に攪拌して組成的に均一な溶融合金を造る。

10

## 【0028】

## (ロ) 鍛造又は熱間加工

つぎに、溶融合金を適当な形状及び大きさの鋳型に注入して健全な鋳塊を得、さらに当該鋳塊を鍛造もしくは熱間加工などを施して線引き加工に適した適当な形状、好ましくは丸棒に加工する。

20

## 【0029】

## (ハ) 均質化処理

1100 以上融点未満の温度、好ましくは1150~1300 の温度において適当時間、好ましくは0.5~5時間加熱して均質化処理をした後冷却する。均質化処理温度が1100 未満であると、凝固組織が残存するために、高度に配向した纖維組織を得ることが困難であり、一方部分的に溶融が起こると、その後に凝固の影響が現れる。

## 【0030】

## (二) 線引き加工

続いて、均質化された素材を線引き加工によって冷間加工を施し、加工中に加工硬化が進んだときは、800~950 の温度、好ましくは850 ~ 950 の温度で適当時間、好ましくは0.5~10時間の中間熱処理を施した後、さらに線引き加工を行う、と言う工程を、繰り返し行い、最終的に線引き加工率90%以上の強冷間の線引き加工を施す。なお、加工率は、加工前後の線材の断面積比で表わす。

30

## 【0031】

図7は、合金番号12(図1)と同一組成の合金を種々の加工率で線引き加工を施した後、650 で2時間加熱した線材の纖維組織の配向性、飽和磁束密度Bs、ヤング率E及びビッカース硬度Hvと線引き加工率との関係を示したものである。図に示すように、加工率を高めると<100>纖維軸の配向性は減少するが、<111>纖維軸の配向性は、加工率90%以上において特に著しく増大し、これと共に飽和磁束密度Bs、ヤング率E及びビッカース硬度Hvも増大する。

40

## 【0032】

## (ホ) 線引き加工後の加熱

図8は、同じく合金番号12と同一組成の合金について、加工率99.9%の線引き加工を施した線材を、種々な温度で加熱した場合の、纖維組織の配向と加熱温度との関係を示したものである。800 未満の中間熱処理においても、<111>纖維軸の高い配向性が得られるが、線引き加工の加工歪みによる加工硬化が残留するために、中間熱処理により未だ組織を充分軟化するに至らず、ついで行われる線引き加工が困難となる。そして、800~950 の温度範囲では、<111>纖維軸は高い配向性に達すると共に、加工硬化を除去して組織は軟化し、ついで行われる線引き加工を容易にする。しかし、950 を超え高温になる

50

にしたがい、<111> 繊維軸は急激に減少する。なお、前掲(ハ)項の均質化処理において 1100 以上の温度で加熱すると、組織が均質で、且つ優先方位のない無秩序な組織、即ち無配向の組織になる。したがって、1100 以上融点以下の温度で加熱し、一旦、すべての凝固組織を抹消した、均質で無配向な組織にした後、線引き加工を施して線材となし、ついで当該線材を 800~950 の温度範囲で中間熱処理を施すことにより、配向性が、さらに高い<111> 繊維軸を有する線材が得られる。即ち、この高い<111> 繊維軸を有する線材を、またさらに線引き加工することにより、より高い配向性の<111> 繊維軸を有する繊維組織が得られるのであり、線引き加工と、800~950 の温度範囲における中間熱処理を繰り返すことは、<111> 繊維軸の配向性を高めるのに極めて有効である。したがって、本発明の線引き加工率は、これらを総計した合計加工率に相当するものである。

【 0 0 3 3 】

### ( へ ) 压延加工

図9には、合金番号12(図1においては、加工率85.3%で中間熱処理は無い)を、線引き加工と約900°Cにおいて2時間加熱する中間熱処理工程を数回繰返し、加工率を99.9%に高めて線引き加工を施した後、さらに中間熱処理として900°Cの真空中で2時間加熱した線材の纖維組織の逆極点図を示したが、<111>軸方向に高度に配向した<111>纖維軸を有する纖維組織であることが理解できる。また、加工率を99.9%に高めて線引き加工を施した後、当該線材を線軸方向に圧下率50%の圧延加工を施して薄板になし、ついで650°Cで2時間加熱した場合の、薄板圧延面の{111}極点図を図10に示す。逆極点図及び極点図の配向性は、EBSP(Electron Back Scattering Pattern Analysis)解析法により測定されたものである。

この図から、高い配向性の  $\{110\} <111>$  集合組織が形成されていることが明らかである。当該線材の高い配向性の  $<111>$  繊維組織を、線軸方向に圧延加工を施すと、圧下率が20%未満の圧延加工では、未だ  $<111>$  繊維軸を有する繊維組織のみが保持されているが、圧下率が20%以上の圧延加工を施すと、ヤング率の大きい  $\{110\} <111>$  集合組織が現れるようになり、恒弾性特性を有する薄板が得られるのである。すなわち、強度な線引き加工と中間熱処理とを、繰り返し施すことによって得られる高い配向性の  $<111>$  繊維軸を有する繊維組織の形成は、ついで行われる圧延加工によって誘起されるヤング率の大きな  $\{110\} <111>$  集合組織の形成を促進する原動力となっているのである。したがって、圧延加工を施して  $\{110\} <111>$  集合組織を形成した薄板のヤング率は、一般に  $<111>$  繊維軸の線材のヤング率より大きくなる。

【 0 0 3 4 】

(卜) 壓延加工後加熱

図11は、合金番号12について、種々な加工率で線引き加工を施した後、ついで線軸方向に圧下率一定の50%の圧延加工を施し、さらに650 一定の温度において2時間加熱した場合の、薄板のヤング率Eと測定温度との関係を示したものである。線引き加工の加工率が高くなると共に、ヤング率の高い{110}<111>集合組織が効果的に形成され、ヤング率-温度曲線の山(Tcの温度)も40 以上の高温側に移動するとともに、特に40 以下のヤング率Eも大きくなり、結果的に加工率90%以上で0~40 におけるヤング率の温度係数が小さくなっている、 $(-5 \sim +5) \times 10^{-5} \text{ } ^{-1}$ の恒弾性特性が得られるのである。すなわち、図7の同じく合金番号12に見られるように、線引き加工率が増大するとともに、飽和磁束密度Bsが大きくなり、そのTcも上昇するものと推察されるが、本図においても同様に、ヤング率-温度曲線の山の高温側への移動は飽和磁束密度の上昇を伴っているものと考えられる。

図12は、図11と同様の処理を行った場合を示しており、加工率の増加とともに、 $\{110\} <111>$ 集合組織が効果的に形成され、ヤング率Eも高くなり、加工率90%以上で、0~40におけるヤング率の温度係数eが、 $5 \times 10^{-5} \text{ }^{-1}$ 以下に小さくなり、その結果 $(-5 \sim +5) \times 10^{-5} \text{ }^{-1}$ の恒弾性特性が得られるのである。

[ 0 0 3 5 ]

図13は、同じく倉金番号12について、加工率99.9%の線引き加工を施し、ついで線軸

方向に圧下率50%の圧延加工を施した後、種々な温度において加熱した場合の、飽和磁束密度Bs、0~40におけるヤング率の温度係数e及びビッカ - ス硬度Hvと加熱温度との関係を示したものである。加熱温度580~700で熱処理を施すと、{110}<111>集合組織の形成によって、ヤング率が大きくなり、その結果、0~40におけるその温度係数が小さくなり、(-5~+5)×10<sup>-5</sup>の恒弾性特性が得られると共に、飽和磁束密度も2500~3500Gで、ビッカ - ス硬度も350~550の値が得られるのである。しかし、加熱温度が580未満の場合は、Bsは3500Gを超えるので、磁性の不感性が失われると共に、eも-5×10<sup>-5</sup>未満となり、恒弾性特性も失われ、さらに硬度Hvも550を超えて高くなり過ぎるのである。一方、加熱温度が700を超えた温度のように高すぎると、飽和磁束密度は2500G未満で磁性不感性であるが、加工歪みが過度に除去され再結晶組織が軟化して、硬度Hvは350未満となり耐衝撃性が失われ、ひげぜんまいとしては不適当になる。したがって、加熱温度は、580~700が好適である。10

#### 【発明の効果】

#### 【0036】

本発明合金は、飽和磁束密度が2500~3500Gの弱磁性であるので、外部の磁界に対し不感で、また{110}<111>の集合組織にすることによって、ヤング率が大きく、その温度係数が(-5~+5)×10<sup>-5</sup>で小さく、優れた恒弾性特性を有し、さらにビッカ - ス硬度が350~550で大きく、耐衝撃性にも優れているので、ひげぜんまい、機械式駆動装置及び時計に用いる磁性不感高硬度恒弾性合金として好適であるばかりでなく、弱磁性で高弾性及び恒弾性特性並びに強度を必要とする一般の精密機器に使用する弾性材料としても好適である。20

#### 【発明を実施するための最良の形態】

#### 【0037】

次に本発明の実施例につき説明する。

#### 実施例1

合金番号12(組成Co=32.0%、Ni=15.0%、Cr=11.6%、Mo=3.0%、Fe=残部)の合金の製造。

原料として99.9%純度の電解鉄、電解ニッケル、電解コバルト及び電解クロム及びモリブデンを用いた。試料を造るには、原料の全重量1.5kgをアルミナ坩堝に入れ、真空中で高周波誘導電気炉によって溶かした後、よく攪拌して均質な溶融合金とした。これを直径30mm、高さ200mmのキャビティをもつ鋳型に注入し、得られた鋳塊を約1200で鍛造して直径20mmの丸棒とした。ついで、当該丸棒を1200で1.5時間加熱し、均質化処理した後急冷した。当該丸棒を常温で冷間線引き加工を施して10mmの線材となした後、当該線材を930の真空中で2時間加熱して中間熱処理を施した。ついで、常温で冷間線引き加工を施して5mmの線材となした後、当該線材を900の真空中で3時間加熱して中間熱処理を施した。さらに常温で冷間線引き加工を施して2mmの線材となし後、当該線材を880の真空中で3時間加熱して中間熱処理を施した。また、さらに常温で冷間線引き加工を施して0.9mmの線材となした後、当該線材を920の真空中で3時間加熱して中間熱処理を施した。その後、当該線材に表1に示す通り、85.3~99.9%の範囲内の加工率の冷間線引き加工を施して0.5~0.01mmの範囲の適当な径の線材となした後、さらに表1に示す通り、50~80%の範囲内の圧下率で適当な厚さの薄板に冷間圧延加工を施し、当該薄板を表1に示す適当な温度及び時間で熱処理を施して、種々な特性の測定を行い、表1のような特性値を得た。30

#### 【0038】

【表1】

加工及び熱処理	飽和磁束密度 (G)	ヤング率 (GPa)	ヤング率の温度係数 ( $\times 10^{-6}^{\circ}\text{C}^{-1}$ )	引張強さ (MPa)	ビックカース硬度 (Hv)
加工率92.8%の線引加工を施し、圧下率80%の圧延加工後630°Cで3時間加熱	3180	230.1	0.15	2110	480
加工率99.9%の線引加工を施し、圧下率50%の圧延加工後580°Cで2時間加熱	3500	245.0	-5.00	2200	550
加工率99.9%の線引加工を施し、圧下率50%の圧延加工後650°Cで2時間加熱	2950	227.5	0.26	2050	450
加工率99.9%の線引加工を施し、圧下率50%の圧延加工後700°Cで2時間加熱	2500	220.3	-0.05	1980	350
加工率99.9%の線引加工を施し、圧下率70%の圧延加工後680°Cで1時間加熱	2750	218.5	-0.10	2010	390
加工率95.2%の線引加工を施し、圧下率65%の圧延加工後700°Cで1時間加熱	2680	211.1	-0.55	1960	360
(比較例) 加工率95.2%の線引加工を施し、圧下率50%の圧延加工後550°Cで5時間加熱	3650	229.0	-12.10	2130	595
(比較例) 加工率85.3%の線引加工を施し、圧下率50%の圧延加工後650°Cで2時間加熱	2430	223.5	11.10	2010	310
(比較例) 加工率95.2%の線引加工を施し、圧下率50%の圧延加工後750°Cで2時間加熱	2350	195.5	-6.30	1850	248

10

20

30

## 【0039】

## 実施例2

合金番号24(組成Co=30.0%、Ni=15.0%、Cr=9.8%、Mo=3.0%、W=1.5%、Fe=残部)の合金の製造。

原料として実施例1と同じ純度の電解鉄、電解ニッケル、電解コバルト、電解クロム、モリブデン及び99.9%純度のタンクスチタンを用いた。

試料を造るには、原料の全重量1.5kgをアルミナ坩堝に入れ、全圧 $10^{-1}$ MPaのアルゴンガス雰囲気中で高周波誘導電気炉によって溶かした後、よく攪拌して均質な溶融合金とした。ついで、これを一辺28mmの正方形、高さ200mmのキャビティをもつ鋳型に注入し、得られた鋳塊を約1250°Cで鍛造して一辺18mmの正方形の角棒とした。さらに、当該角棒を1100°C～1200°Cの間で直径10mmの丸棒まで熱間圧延した後、1250°Cの温度で1.5時間均質化処理した後空気中冷却した。当該丸棒を常温で冷間線引き加工を施して5mmの線材とした後、当該線材を930°Cの真空中で2時間加熱して中間熱処理を施した。ついで当該線材を常温で冷間線引き加工を施して2.0mmの線材とした後、当該線材を920°Cの真空中で3時間加熱して中間熱処理を施した。さらに、常温で冷間線引き加工を施して0.8mmの線材とした後、当該線材を900°Cの真空中で4時間加熱して中間熱処理を施した後、表2に示すとおり80%～99.3%の加工率で適当な径の線材にした後、表2に示すとおり40%～70%の圧下率で適当な厚さの薄板に冷間圧延加工し、当該薄板を表2に示す適当な温度及び時間で熱処理を施して、種々な特性の測定を行い、表2のような特性値を得た。

40

50

## 【0040】

【表2】

加工及び熱処理	飽和磁束密度 (G)	ヤング率 (GPa)	ヤング率の温度係数 ( $\times 10^{-5}^{\circ}\text{C}^{-1}$ )	引張強さ (MPa)	ビッカース硬度 (Hv)
加工率99.3%の線引加工を施し、圧下率60%の圧延加工後620°Cで2時間加熱	3250	232.7	1.08	2290	510
加工率99.3%の線引加工を施し、圧下率60%の圧延加工後660°Cで1時間加熱	3030	220.5	0.01	2220	460
加工率99.3%の線引加工を施し、圧下率60%の圧延加工後700°Cで1時間加熱	2680	205.5	-2.06	2150	410
加工率98.5%の線引加工を施し、圧下率65%の圧延加工後660°Cで2時間加熱	3050	230.3	0.82	2270	480
加工率95.2%の線引加工を施し、圧下率40%の圧延加工後660°Cで1時間加熱	2750	215.3	1.75	2230	450
加工率92.8%の線引加工を施し、圧下率70%の圧延加工後650°Cで1時間加熱	2580	200.5	-1.06	2180	430
(比較例) 加工率99.3%の線引加工を施し、圧下率50%の圧延加工後550°Cで3時間加熱	3630	239.1	-9.20	2310	605
(比較例) 加工率80.0%の線引加工を施し、圧下率65%の圧延加工後660°Cで2時間加熱	2410	218.7	10.13	2130	380
(比較例) 加工率92.8%の線引加工を施し、圧下率40%の圧延加工後750°Cで2時間加熱	2370	198.1	-6.80	1880	255

10

20

30

## 【0041】

さらに、実施例1(合金番号12)及び実施例2(合金番号24)並びに表7の合金番号1(比較例)からなる薄板で、図3に示すようなひげぜんまいを製作し、これに650°Cで2時間の熱処理を施した後、当該ひげぜんまいを図4、5に示す機械式駆動装置に組み立て、さらにこれを図6に示すように時計に組み込んだ。当該時計について種々な特性の測定を行った。

## 【0042】

外部磁界に対する評価方法については、測定する時計に均一な磁界を与えられる装置を用い、外部から様々な大きさの直流磁界を加えた。時計は、直流磁界中に文字板を上にする姿勢で置かれ、時計の文字板と水平な方向から直流磁界を加えた。また、時計は、針が取り付けられている軸を中心に30°ずつ回転し、合計12方向の測定を行った。そして、加えた磁界中において、時計の運針状態の確認を行い、12方向中の止まりの発生率をまとめたものを表3に示す。

40

## 【0043】

【表3】

直流磁界中の止まり発生率

外部磁界強さ		合金番号 12	合金番号 24	I (比較例)
A/m	Oe			
4,800	60	0%	0%	0%
9,600	120	0%	0%	8%
12,000	150	0%	0%	15%
16,000	200	0%	0%	100%

10

## 【0044】

また、上記実験を同様に一旦時計に磁界を加えた後、時計を磁界の影響が無い場所で歩度（遅れ進み）について、磁界を加える前に対する変化を測定したものを表4に示す。これらの外部磁界に対する評価結果によると、外部磁界中における止まり及びその磁界から取り出した後の外部磁界の影響についても、合金番号I（比較例）に対比して、合金番号12及び合金番号24は大幅に特性及び精度が改善されていることが明らかである。したがって、本発明のひげぜんまいを使用することにより、従来のような磁性軟鉄によるム-ブメント全体を覆うことなく、JISで規定されている耐磁時計2種の規格を充分満足した、時計の耐磁性能を著しく向上することができた。

20

## 【0045】

【表4】

残留磁界での歩度変化量 (単位 秒/日)

外部磁界強さ		合金番号 12	合金番号 24	I (比較例)
A/m	Oe			
4,800	60	0	0	8
9,600	120	2	1	34
12,000	150	3	3	47
16,000	200	5	4	72

30

## 【0046】

時計としての温度の影響を調査する方法としては、周囲の温度を変化させ、その歩度変化から温度係数を算出した。具体的な試験方法としては、動力ぜんまいをフル巻き上げにした状態で、ある温度環境に文字板を上に放置する。24時間経過後、1日当たり時計の遅れ進みを計測し、再度フル巻き上げにした後、前記と同様に温度環境で放置するという作業を繰り返す。試験の温度環境として、8、38の2種類の温度環境で調査を実施した。次いで、比較基準として、1日1当たりの歩度変化量を温度係数Cとし、下記の式から算出した。

40

$$C = (R1 - R2) / (1 - 2)$$

R1、R2は、各温度環境即ち下記 1、2における1日当たりの遅れ進み（日差）

1、2は、日差が測定された温度であり、1は8又は38の一方、2は他方である。

その結果を表5に示す。

## 【0047】

## 【表5】

	時計の温度係数 (単位 秒/日/°C)		
	合金番号 12	合金番号 24	I (比較例)
サンプル 1	0.07	0.07	0.13
サンプル 2	0.04	0.07	0.17
サンプル 3	-0.01	0.00	0.15

## 【0048】

10

耐衝撃性に対しての評価方法については、一定の高さから時計を様々な姿勢で繰り返し落と下させた前後での歩度変化、振り角変化について、D U ( 文字板上姿勢 ) 、 6 U ( 6 時上姿勢 ) 、 9 U ( 9 時上姿勢 ) の3つの姿勢において測定を行った。その結果を表6に示す。

## 【0049】

【表6】

10

20

30

40

50

## 落下衝撃での振り角及び歩度変化量の比較

合金番号12			合金番号24			I (比較例)	
歩度変化量	振り角変化量	歩度変化量	振り角変化量	歩度変化量	振り角変化量	歩度変化量	振り角変化量
姿勢	秒/日	度	秒/日	度	秒/日	度	度
サンプル1	DU	7	5	6	4	-26	14
	9U	6	4	7	3	-20	16
サンプル2	6U	7	6	6	5	-17	-15
	DU	6	5	4	4	-30	27
	3U	6	5	3	5	-25	25
6U	5	6	5	5	-30	22	

姿勢とは、時計の精度を測定する際、どの向きに時計を置いているかを表すものである  
(ISO3158準拠)

DU: 文字板が上の状態  
9U: 9時側が上の状態  
6U: 6時側が上の状態

## 【0050】

上記の諸試験結果に示されたように、本発明合金からなるひげぜんまいを機械式駆動装置に含ませ、さらに当該機械式駆動装置を内蔵させた時計の諸性能が、飛躍的に向上することが明らかになった。

## 【0051】

なお、代表的な合金の薄板の特性値は、表7及び表8に示す通りである。表中、比較例I及びIIは、非磁性元素であるCr及びMoの合計量が少ない組成であり、飽和磁束密度が高く、かつヤング率が低い。

【0052】

【表7】

合 金 番 号	組成 (a t %) (残部Fe)					均質化温 度(℃)・ 時間(時)	加工率 (%)	圧下率 (%)
	C o	N i	C r	M o	副成分			
8	32.6	15.2	11.4	2.5	—	1100・3.0	92.8	75.3
12	32.0	15.0	11.6	3.0	—	1200・1.5	99.9	50.0
15	30.0	15.1	11.5	3.5	—	1250・1.0	98.5	55.3
18	28.4	14.8	9.5	5.5	—	1200・2.0	95.2	60.5
24	30.0	15.0	9.8	3.0	W1.5	1250・1.5	98.5	65.0
28	32.0	16.0	10.2	1.5	W2.5	1200・1.5	97.0	60.5
32	27.0	19.0	9.5	3.5	V2.0	1250・1.0	95.2	60.5
36	30.6	16.4	9.7	1.5	V4.2	1100・5.0	98.5	55.3
40	33.0	14.0	10.5	2.0	Cu2.0	1300・0.5	97.0	65.0
43	33.0	12.0	6.0	4.0	Cu3.7	1200・1.0	92.8	60.5
46	31.5	16.5	9.6	2.8	Mn1.8	1250・1.0	98.5	60.5
48	27.0	16.0	9.3	2.0	Mn4.2	1200・1.5	98.5	45.8
50	29.0	16.2	10.8	2.5	Al1.8	1150・2.0	95.2	75.3
53	34.7	10.3	8.2	2.5	Al4.3	1100・3.0	92.8	75.3
56	36.0	8.5	10.2	3.5	Si2.0	1200・1.0	98.5	50.0
58	28.0	18.0	8.0	2.5	Si4.5	1150・1.0	95.2	65.0
61	31.0	13.0	10.2	2.0	Ti1.8	1300・1.0	95.2	70.0
64	37.0	8.2	8.5	2.8	Ti4.0	1150・2.0	95.2	72.5
67	38.5	7.5	10.5	2.0	Be2.7	1200・1.5	98.5	55.3
69	31.5	12.5	7.0	2.5	Be4.3	1150・1.5	97.0	65.0
72	28.8	16.0	10.5	2.5	B2.0	1100・6.0	98.5	60.5
75	27.0	20.0	9.0	2.8	B3.7	1250・1.0	95.2	65.0
78	26.0	17.0	9.5	2.7	C1.7	1100・2.0	99.3	55.3
80	31.5	15.0	9.3	2.0	C3.5	1250・1.0	95.2	75.3
82	24.0	20.0	10.7	3.0	Nb1.5	1150・1.5	95.2	75.3
88	32.5	13.2	8.0	3.2	Nb2.5	1200・2.0	99.3	40.0
96	27.0	18.0	10.0	2.0	Ta2.0	1300・1.0	95.2	65.0
103	34.5	8.0	10.5	2.3	Hf1.0, Pd1.5	1150・2.0	92.8	75.3
110	38.0	8.3	10.0	2.5	Au1.0, Cu2.0	1100・2.5	97.0	55.3
115	35.1	10.0	8.5	2.5	Ta1.5, V2.4	1250・1.0	99.3	60.5
125	25.0	21.0	9.0	3.0	Zr1.5, Ti1.3	1150・1.5	92.8	75.3
132	35.0	9.0	10.2	2.0	Ag1.5, Rh1.5	1200・1.0	95.2	75.3
143	32.0	15.0	9.3	3.1	Ir1.2, Mn1.7	1150・1.0	97.0	60.5
148	30.5	14.8	8.5	1.5	Al1.5Nb1.2, Be2.0	1200・1.5	99.3	45.8
154	32.0	15.8	9.0	2.0	C1.0, Si1.5, W1.0	1150・2.5	95.2	65.0
165	28.5	16.5	8.5	2.0	B1.5, Pt2.0, Os1.0	1100・5.0	98.5	50.0
167	30.5	12.5	9.3	2.8	Nb1.0, Ru1.0, Mn1.3	1250・1.0	98.5	60.5
I (比較例)	27.7	15.0	5.3	4.0	—	1150・2.0	85.3	50.0
II (比較例)	29.0	16.0	7.5	4.5	—	1200・1.0	85.3	50.0

【0053】

10

20

30

40

【表 8】

合 金 番 号	加 熱 温 度 ( $^{\circ}$ C) ・ 時 間 (時)	飽 和 磁 束 密 度 (G)	ヤ ン グ 率 (GPa)	ヤ ン グ 率 の 温 度 係 数 ( $\times 10^{-5} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ )	引 張 強 さ (MPa)	ビ ッ カ ー ス 硬 度 (Hv)
8	630・5.0	3150	208.8	1.15	1980	430
12	650・2.0	2950	227.5	0.26	2050	450
15	660・1.5	2840	228.3	-0.25	2100	470
18	670・1.0	3170	229.5	1.89	2180	480
24	660・2.0	3050	230.3	0.82	2270	480
28	640・3.0	3340	227.0	1.37	2290	500
46	650・2.5	3260	229.0	1.50	2250	470
48	600・5.0	2980	229.5	-1.35	2300	490
50	640・3.0	3050	228.6	0.73	2240	480
53	620・6.0	3120	233.1	-0.85	2350	520
56	650・2.0	2880	228.9	-2.15	2310	480
58	660・2.0	2790	231.7	-1.03	2330	500
61	630・3.0	3130	229.8	0.45	2290	480
64	660・2.0	2980	230.5	0.30	2250	485
67	650・2.5	2910	230.0	-0.58	2280	485
69	630・1.5	3320	233.7	2.05	2300	510
72	650・3.0	3130	229.1	0.72	2270	480
75	600・5.0	2850	233.2	-1.32	2300	500
78	620・2.5	3170	228.6	2.08	2290	510
80	660・2.0	3220	232.6	-0.80	2280	475
82	630・5.0	2870	231.2	-0.15	2300	480
88	650・3.0	3110	236.1	1.77	2360	500
96	620・3.0	3280	231.3	-1.53	2280	490
103	600・5.0	3310	228.6	-3.50	2320	510
110	640・2.0	2860	229.4	-1.55	2280	480
115	650・2.0	3050	238.7	0.88	2320	500
125	660・1.0	3130	230.6	1.88	2300	490
132	670・2.0	2880	221.5	-1.42	2280	460
143	660・2.0	3150	228.7	1.37	2220	450
148	630・2.5	2820	241.0	1.25	2370	510
154	650・3.0	3200	238.2	1.35	2350	510
165	640・2.0	2980	240.5	0.56	2390	515
167	650・1.5	2870	228.8	-1.15	2300	500
I (比較例)	650・2.0	8100	182.4	0.32	1880	310
II (比較例)	650・2.0	5450	197.2	6.57	1920	340

## 【産業上の利用可能性】

## 【0054】

本発明合金は、飽和磁束密度が2500～3500Gの弱磁性であって、外部磁界に対し不感で、0～40 $^{\circ}$ におけるヤング率の温度係数は(-5～+5)  $\times 10^{-5} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ で小さく、優れた恒弾性特性で、且つビッカース硬度は350～550で高く、優れた耐衝撃性を有しているので、ひげぜんまい用、機械式駆動装置用及び時計用恒弾性合金として好適であるばかりでなく、弱磁性、高弾性、高硬度及び恒弾性特性を必要とする、一般的精密機器の恒弾性及び弾性材料としても好適であるので、産業上多大な貢献をなすものである。

## 【図面の簡単な説明】

## 【0055】

【図1】合金番号I(比較例)、合金番号II(比較例)及び合金番号12について、ヤング率と温度との関係を示す特性図である。

【図2】Fe-(Co+Ni)-(Cr+Mo+)擬3元系合金の飽和磁束密度及びヤング率の温度係数と組成との関係を示す特性図である。

【図3】ひげぜんまいの図である。

【図4】機械式駆動装置の図である。

【図5】図4の拡大図である。

10

20

30

40

50

【図6】時計を示した図である。

【図7】合金番号12について、線材の纖維組織の配向性、飽和磁束密度、ヤング率及びビッカ - ス硬度と加工率との関係を示す特性図である。

【図8】合金番号12について線材の纖維組織の配向性と加熱温度との関係を示す特性図である。

【図9】合金番号12について、線材の纖維組織の逆極点図である。

【図10】合金番号12について、薄板圧延面の{111}極点図である。

【図11】合金番号12について、薄板のヤング率と温度との関係を示す特性図である。

【図12】合金番号12について、薄板のヤング率、その温度係数及びビッカ - ス硬度と加工率との関係を示す特性図である。 10

【図13】合金番号12について、薄板の飽和磁束密度、ヤング率の温度係数及びビッカ - ス硬度と加熱温度との関係を示す特性図である。

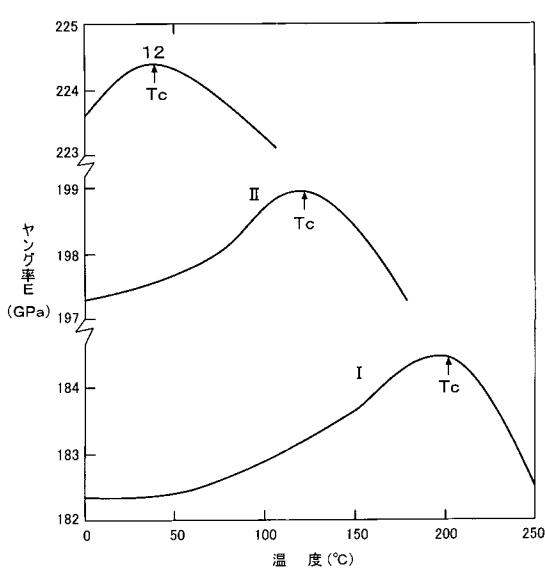
【符号の説明】

【0056】

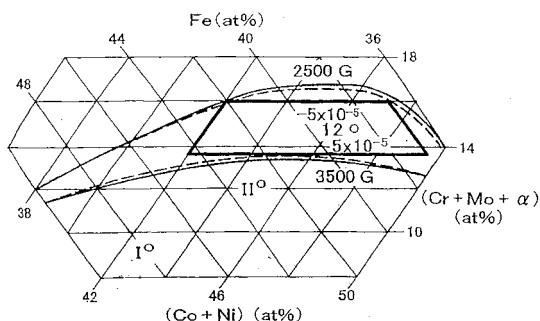
340 てんぶ

342 ひげぜんまい

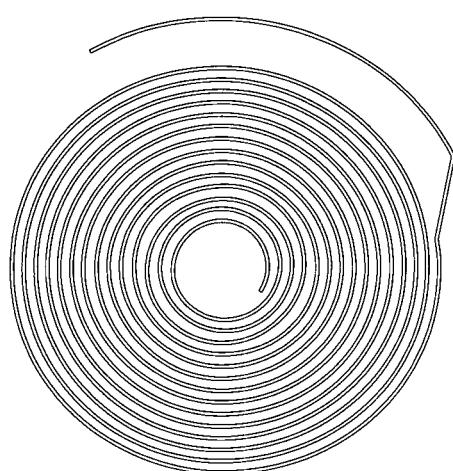
【図1】



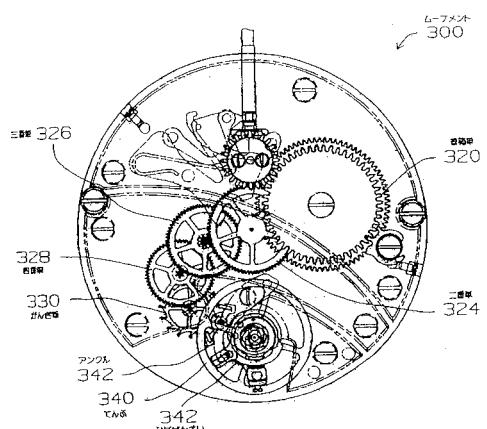
【図2】



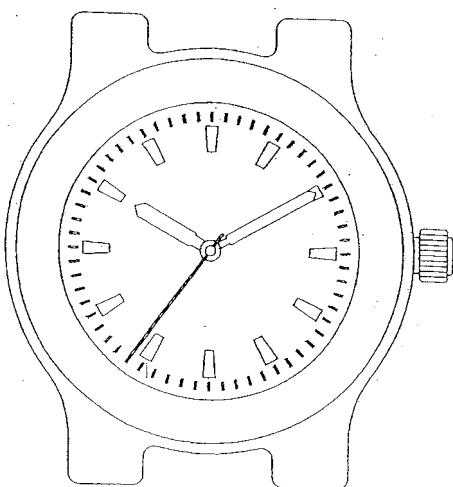
【図3】



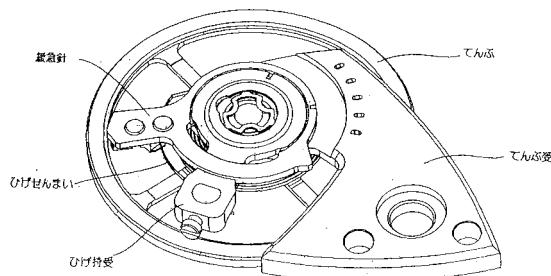
【図4】



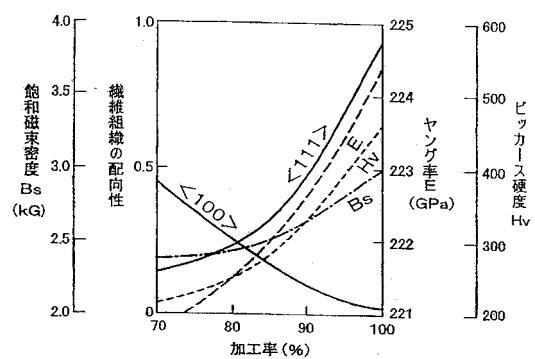
【図6】



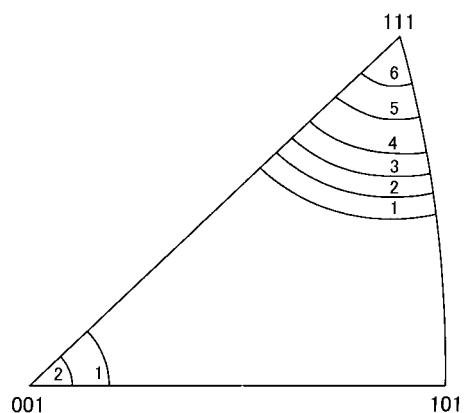
【図5】



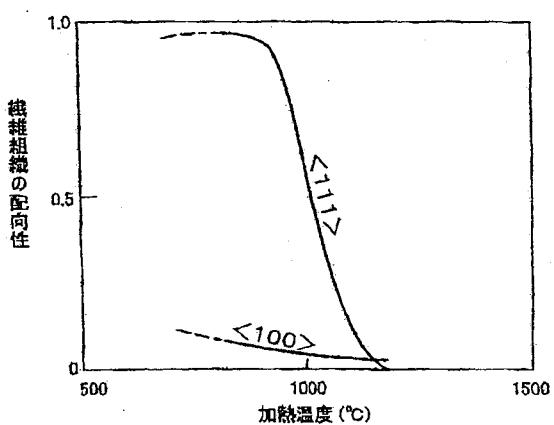
【図7】



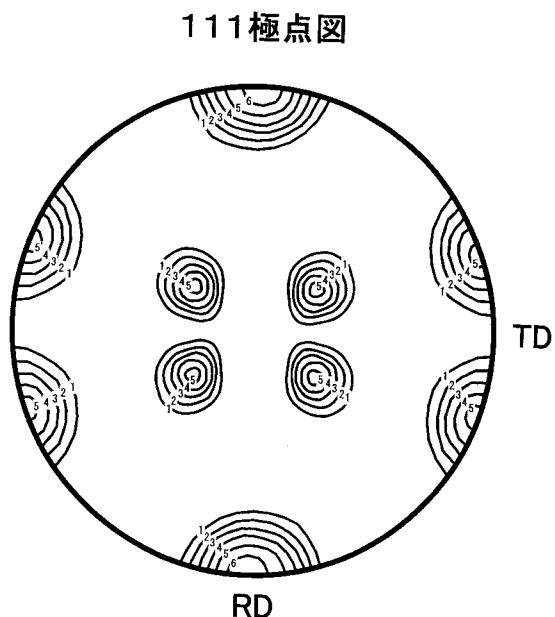
【図9】



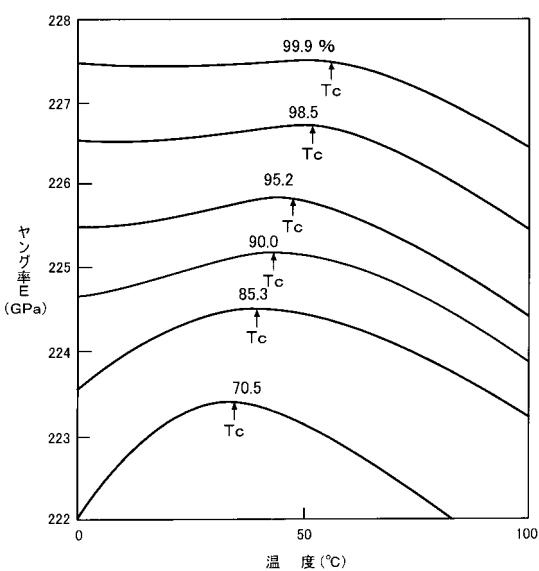
【図8】



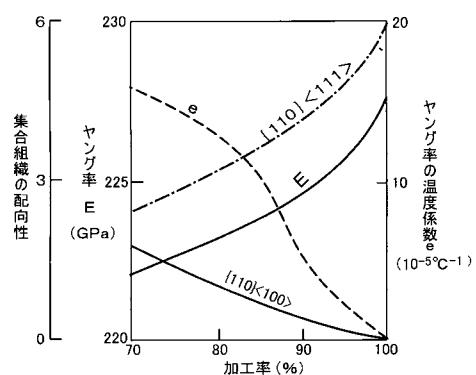
【図10】



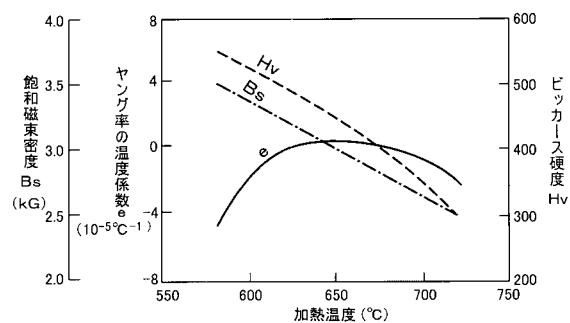
【図11】



【図12】



【図13】



---

フロントページの続き

(72)発明者 高橋 修  
千葉県千葉市美浜区中瀬1丁目8番地 セイコーインスツル株式会社内  
(72)発明者 恒吉 潤  
千葉県千葉市美浜区中瀬1丁目8番地 セイコーインスツル株式会社内  
(72)発明者 菅原 量  
千葉県千葉市美浜区中瀬1丁目8番地 セイコーインスツル株式会社内  
(72)発明者 高野 健志  
岩手県岩手郡雫石町板橋61-1 盛岡セイコー工業株式会社内

審査官 河口 展明

(56)参考文献 特公昭31-010507(JP, B1)  
特開2004-308827(JP, A)  
特開2002-365377(JP, A)  
特開2004-307993(JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 30/00-30/06  
C21D 8/06  
C21D 9/46  
C22C 38/00  
G04B 17/06