(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2006 年4 月6 日 (06.04.2006)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2006/036033 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 23/06 (2006.01) *B21C 23/00* (2006.01)
C22F 1/06 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2005/018591

(22) 国際出願日: 2005 年9 月30 日 (30.09.2005)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願2004-287912 2004 年9 月30 日 (30.09.2004) JP
特願2005-152902 2005 年5 月25 日 (25.05.2005) JP

(71) 出願人 および
(72) 発明者: 河村 能人 (KAWAMURA, Yoshihito) [JP/JP]; 〒8620928 熊本県熊本市新南部２丁目７番Ａ－３０２ Kumamoto (JP).

(72) 発明者; および
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 山崎 倫昭 (YAMASAKI, Michiaki) [JP/JP]; 〒8608555 熊本県熊本市黒髪２-３９-１ 熊本大学大学院内 Kumamoto (JP).

(74) 代理人: 柳瀬 睦肇 (YANASE, Mutsuyasu); 〒1690075 東京都新宿区高田馬場1-20-10-203 進歩国際特許事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

２文字コード及び他の略語については、定期発行される各*PCT*ガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

WO 2006/036033 A1

(54) **Title:** HIGH-STRENGTH AND HIGH-TOUGHNESS METAL AND PROCESS FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: 高強度高靭性金属及びその製造方法

(57) **Abstract:** This invention provides a high-strength and high-toughness metal which has strength and toughness each high enough to be put to practical use in expanded applications of magnesium alloys, and a process for producing the same. The high-strength and high-toughness metal is a magnesium alloy comprising a crystal structure containing an hcp-structure magnesium phase and a long-period layered structure phase. At least a part of the long-period layered structure phase is in a curved or flexed state. The magnesium alloy comprises a atomic% of Zn and b atomic% of Gd with the balance consisting of Mg.

(57) 要約: マグネシウム合金の拡大した用途に対して強度及び靭性ともに実用に供するレベルにある高強度高靭性金属及びその製造方法を提供する。本発明に係る高強度高靭性金属は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備えたマグネシウム合金からなり、前記長周期積層構造相の少なくとも一部が湾曲又は屈曲している。前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子%含有し、Ｇｄをｂ原子%含有し、残部がＭｇから成る。

明　細　書

高強度高靭性金属及びその製造方法

1．　技術分野

本発明は、高強度高靭性金属及びその製造方法に関し、より詳細には特定の希土類元素を特定割合で含有することにより高強度高靭性を達成した高強度高靭性金属及びその製造方法に関する。

2．　背景技術

マグネシウム合金は、そのリサイクル性とあいまって、携帯電話やノート型パソコンの筐体あるいは自動車用部品として急速に普及し始めている。

これらの用途に使用するためにはマグネシウム合金に高強度と高靭性が要求される。高強度高靭性金属の製造のために従来から材料面及び製法面から種々検討されている。

製法面では、ナノ結晶化の促進のために、急冷凝固粉末冶金（ＲＳ－Ｐ／Ｍ）法が開発され、鋳造材の約２倍の４００ＭＰａ程度の強度のマグネシウム合金が得られるようになった。

マグネシウム合金として、Ｍｇ－Ａｌ系、Ｍｇ－Ａｌ－Ｚｎ系、Ｍｇ－Ｔｈ－Ｚｎ系、Ｍｇ－Ｔｈ－Ｚｎ－Ｚｒ系、Ｍｇ－Ｚｎ－Ｚｒ系、Ｍｇ－Ｚｎ－Ｚｒ－ＲＥ（希土類元素）系等の成分系の合金が知られている。これらの組成を有するマグネシウム合金を鋳造法で製造しても十分な強度が得られない。前記組成を有するマグネシウム合金を前記ＲＳ－Ｐ／Ｍ法で製造すると鋳造法で製造する場合より高強度にはなるが依然として強度が不十分であったり、強度が十分でも靭性（延性）が不十分で、高強度及び高靭性を要求される用途には使用し難いという欠点があった。

これらの高強度及び高靭性を有するマグネシウム合金として、Ｍｇ－Ｚｎ－ＲＥ（希土類元素）系合金が提案されている（例えば特許文献１、２及び

3）。

［特許文献１］特許３２３８５１６号公報（図１）

［特許文献２］特許２８０７３７４号公報

［特許文献３］特開２００２－２５６３７０号公報（特許請求の範囲、実施例）

３．　発明の開示

しかしながら、従来のＭｇ－Ｚｎ－ＲＥ系合金では、例えばアモルファス状の合金材料を熱処理し、微細結晶化して高強度のマグネシウム合金を得ている。そして前記アモルファス状の合金材料を得るためには相当量の亜鉛と希土類元素が必要であるという先入観があり、亜鉛と希土類元素を比較的多量に含有するマグネシウム合金が使用されている。

特許文献１及び２では高強度及び高靭性が得られたと記載されているが、実際に強度及び靭性ともに実用に供するレベルに達している合金は殆ど無い。更に現在ではマグネシウム合金の用途が拡大して、従来の強度及び靭性では不十分で、より以上の強度及び靭性を有するマグネシウム合金が要請されている。

本発明は上記のような事情を考慮してなされたものであり、その目的は、マグネシウム合金の拡大した用途に対して強度及び靭性ともに実用に供するレベルにある高強度高靭性金属及びその製造方法を提供することにある。

上記課題を解決するため、本発明に係る高強度高靭性金属は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備えたマグネシウム合金からなり、

前記長周期積層構造相の少なくとも一部が、２Ｈ構造を有するＭｇとラメラ状に存在することを特徴とする。

本発明に係る高強度高靭性金属は、マグネシウム合金に塑性加工を行った後の塑性加工物は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備え、

前記長周期積層構造相の少なくとも一部が、２Ｈ構造を有するＭｇとラメラ状に存在することを特徴とする。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記ラメラ状に存在するラメラ組織の少なくとも一部が湾曲又は屈曲していることが好ましい。尚、ラメラ組織とは、長周期積層構造相と２Ｈ構造を有するＭｇ相とが交互に積層された組織である。

本発明に係る高強度高靭性金属は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備えたマグネシウム合金からなり、

前記長周期積層構造相の少なくとも一部が湾曲又は屈曲していることを特徴とする。

尚、本明細書においてマグネシウム合金とは、マグネシウムを主成分とする合金を意味する。

本発明に係る高強度高靭性金属は、マグネシウム合金に塑性加工を行った後の塑性加工物は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備え、前記長周期積層構造相の少なくとも一部が湾曲又は屈曲していることを特徴とする。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記塑性加工前のマグネシウム合金は、湾曲又は屈曲のない長周期積層構造の結晶組織を有することも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記長周期積層構造相の湾曲又は屈曲している領域がランダム粒界を含むことが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記ｈｃｐ構造マグネシウム相の転位密度に比べて長周期積層構造相の転位密度が少なくとも１桁小さいことが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｙをｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ及びＹ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（1）０．５≦ａ≦５．０

（2）１．０≦ｂ≦５．０

（3）０．５ａ≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、ＺｎをａＺ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（1）～（3）を満たすことも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（1）０．２≦ａ≦５．０

（2）０．２≦ｂ≦５．０

（3）０．５ａ－０．５≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、ＺｎをａＺ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（1）～（3）を満たすことも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（1）０．２≦ａ≦３．０

（2）０．２≦ｂ≦５．０

（3）２ａ－３≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種を合計でｙ原子％含有し、ｙは下記式（4）及び（5）を満たすことも可能である。

（4）０≦ｙ≦４．８

（5）０．２≦ｂ＋ｙ≦５．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｔｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（4）及び（5）を満たすことも可能

である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．２≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｙをｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ及びＹ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．２５≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｄｙ、

Ｈｏ及びＥｒ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．１≦ａ≦３．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｙ原子％含有し、ｙは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｙ≦４．９

（５）０．１≦ｂ＋ｙ≦５．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦２．０

（5）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．１≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ及びＧｄ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ及びＧｄ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．２≦ａ≦３．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（4）$0 \leqq c \leqq 3.0$

（5）$0.5 \leqq b+c \leqq 6.0$

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（4）$0 \leqq c \leqq 2.0$

（5）$0.5 \leqq b+c \leqq 6.0$

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことも可能である。

（4）$0 \leqq c \leqq 3.0$

（5）$0 \leqq d \leqq 2.0$

（6）$0.5 \leqq b+c+d \leqq 6.0$

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（1）$0.1 \leqq a \leqq 5.0$

（2）$0.25 \leqq b \leqq 5.0$

（3）$0.5a-0.5 \leqq b$

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ

Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．１≦ａ≦３．０

（２）０．２５≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．２５≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．２５≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．２５≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超１．５原子％以下含有することも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＹを合計で０原子％超１．０原子％以下含有することも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で３原子％未満含有することが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金は、希土類元素を含有する鉱石を精錬することによって得られ、複数の希土類元素が含有された希土類合金を鋳造時の原料の一部に用いて形成され、前記マグネシウム合金中の希土類元素の合計含有量が６．０原子％以下であることも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金にＡｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｚｒ、Ｔｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超２．５原子％以下含有することも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金はＭｇと希土類元素の化合物、ＭｇとＺｎの化合物、Ｚｎと希土類元素の化合物及びＭｇとＺｎと希土類元素の化合物からなる析出物群から選択される少なくとも１種類の析出物を有していることも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記マグネシウム合金の結晶粒径が１００ｎｍ以上５００μｍ以下であることが好ましい。

本発明に係る高強度高靭性金属は、一般式で、$Mg_{(100-x-y)}Y_xZn_y$（１＜ｘ＜５、０．３＜ｙ＜６；ｘ、ｙはいずれも原子％）の組成を有し、平均結晶粒径が１μｍ以下の結晶組織を有する高強度高靭性金属であって、

前記$Mg_{(100-x-y)}Y_xZn_y$は、希土類元素を含有する鉱石を精錬することによって得られ、複数の希土類元素が含有された希土類合金を出発原料の一部に用いて形成され、液体から急速に凝固された粉末、薄帯又は細線を、せん断が付加されるように固化することで形成されたことを特徴とする。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記希土類合金は、Ｙ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で５０原子％以上含有するとともにＹ、Ｇｄ、Ｔ

ｂ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ、Ｔｍ及びＬｕ以外の希土類元素を合計で５０原子％未満含有することが好ましい。

本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備え、前記長周期積層構造相の少なくとも一部が、２Ｈ構造を有するＭｇとラメラ状に存在するマグネシウム合金を準備する工程と、

前記マグネシウム合金に塑性加工を行うことにより、前記ラメラ状に存在するラメラ組織を保持した塑性加工物を作る工程と、

を具備することを特徴とする。

本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備えたマグネシウム合金を準備する工程と、

前記マグネシウム合金に塑性加工を行うことにより、前記長周期積層構造相の少なくとも一部を湾曲又は屈曲させた塑性加工物を作る工程と、

を具備することを特徴とする。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｙをｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ及びＹ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．５≦ａ≦５．０

（２）１．０≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｄｙ、Ｈ

ｏ及びＥｒ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．２≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

尚、前記Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒそれぞれは、マグネシウム合金鋳造物に長周期積層構造相の結晶組織を形成する希土類元素である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．２≦ａ≦３．０

（２）０．２≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種を合計でｙ原子％含有し、ｙは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｙ≦４．８

（５）０．２≦ｂ＋ｙ≦５．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシ

ウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．２≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備え、前記長周期積層構造相の少なくとも一部が、２Ｈ構造を有するＭｇとラメラ状に存在するマグネシウム合金を準備する工程と、

前記マグネシウム合金を切削することによってチップ形状の切削物を作る工程と、

前記切削物に塑性加工による固化を行うことにより、前記ラメラ状に存在するラメラ組織を保持した塑性加工物を作る工程と、

を具備することを特徴とする。

本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備えたマグネシウム合金を準備する工程と、

前記マグネシウム合金を切削することによってチップ形状の切削物を作る工程と、

前記切削物に塑性加工による固化を行うことにより、前記長周期積層構造

相の少なくとも一部を湾曲又は屈曲させた塑性加工物を作る工程と、

を具備することを特徴とする。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｙをｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ及びＹ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．２５≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．１≦ａ≦３．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｙ原子％含有し、ｙは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｙ≦４．９

（５）０．１≦ｂ＋ｙ≦５．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．１≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及び

Ｌｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程と前記塑性加工物を作る工程との間に、前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程をさらに具備することも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程と前記塑性加工物を作る工程との間に、前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程をさらに具備することも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．２≦ａ≦３．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．５≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程と前記チップ形状の切削物を作る工程との間又は前記チップ形状の切削物を作る工程と前記塑性加工物を作る工程との間に、前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程をさらに具備することも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．２５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシ

ウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程と前記チップ形状の切削物を作る工程との間又は前記チップ形状の切削物を作る工程と前記塑性加工物を作る工程との間に、前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程をさらに具備することも可能である。尚、前記マグネシウム合金におけるＺｎ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕ以外の残部はＭｇであることが好ましい。

（１）０．１≦ａ≦３．０

（２）０．２５≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．２５≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．２５≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは

下記式（４）～（６）を満たすことも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．２５≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金は、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で３原子％未満含有することが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｙｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシ

ウム合金を準備する工程は、Ｙｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．１≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｙｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．１≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ａｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｚｒ、Ｔｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超２．５原子％以下含有するマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程は、３００℃以上５５０℃以下で１０分以上２４時間未満の熱処理条件で前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程であることが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程は、希土類元素を含有する鉱石を精錬することに

よって得られ、複数の希土類元素が含有された希土類合金を鋳造時の原料の一部に用いて作られ、前記マグネシウム合金鋳造物中の希土類元素の合計含有量が６．０原子％以下であることも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記塑性加工を行う前のマグネシウム合金の結晶粒径が１００ｎｍ以上５００μｍ以下であることが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記塑性加工を行った後のマグネシウム合金におけるｈｃｐ構造マグネシウム相の転移密度は長周期積層構造相の転位密度に比べて１桁以上大きいことが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金に塑性加工を行う際の温度条件は２５０℃以上であることが好ましい。温度条件が２５０℃未満であると塑性加工が困難なためである。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記塑性加工は、圧延、押出し、ＥＣＡＥ、引抜加工及び鍛造、これらの繰り返し加工、ＦＳＷ加工のうちの少なくとも一つを行うものであることも可能である。

尚、Ｍｍ（ミッシュメタル）とは、Ｃｅ及びＬａを主成分とする複数の希土類元素の混合物又は合金であり、鉱石から有用な希土類元素であるＳｍやＮｄなどを精錬除去した後の残渣であり、その組成は精錬前の鉱石の組成に依存する。

また、本発明に係る高強度高靭性金属においては、前記マグネシウム合金にＡｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｚｒ、Ｔｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超２．５原子％以下含有することも可能である。これにより、高強度高靭性を維持したまま、他の性質を改善することができる。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記長周期積層構造を持つ結晶粒の体積分率は５％以上が好ましく、より好ましくは１０％以上である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属においては、前記長周期積層構造の

結晶組織の結晶粒径が１００ｎｍ以上５００μｍ以下であることが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属においては、前記塑性加工物は、Ｍｇと希土類元素の化合物、ＭｇとＺｎの化合物、Ｚｎと希土類元素の化合物及びＭｇとＺｎと希土類元素の化合物からなる析出物群から選択される少なくとも１種類の析出物を有することも可能である。尚、前記析出物の合計体積分率は０％超４０％以下であることが好ましい。また、前記塑性加工物はｈｃｐ－Ｍｇを有する。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記塑性加工は、圧延、押出し、ＥＣＡＥ、引抜加工及び鍛造のうちの少なくとも一つを行うものであることも可能である。

また、前述したＹｂ、Ｓｍ、Ｎｄ及びＧｄそれぞれは、それらとＭｇとＺｎの３元合金では、前記マグネシウム合金鋳造物に長周期積層構造の結晶組織を形成しない希土類元素であってマグネシウムに固溶限があるものである。

また、前述したＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍそれぞれは、それらとＭｇとＺｎの３元合金では、前記マグネシウム合金鋳造物に長周期積層構造の結晶組織を形成しない希土類元素であってマグネシウムに固溶限が殆ど無いものである。

上記の本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法によれば、マグネシウム合金鋳造物に塑性加工を行うことにより、塑性加工後の塑性加工物の硬さ及び降伏強度を塑性加工前の鋳造物に比べて向上させることができる。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法においては、前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程と前記塑性加工物を作る工程の間に、前記マグネシウム合金鋳造物に均質化熱処理を施す工程を追加しても良い。この際の熱処理条件は、温度が４００℃～５５０℃、処理時間が１分～１５００分であることが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法においては、前記塑性加工物を作る工程の後に、前記塑性加工物に熱処理を施す工程を追加しても良い。この際の熱処理条件は、温度が１５０℃～４５０℃、処理時間が１分～

１５００分であることが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記塑性加工は、圧延、押出し、ＥＣＡＥ、引抜加工及び鍛造のうちの少なくとも一つを行うものであることも可能である。つまり、前記塑性加工は、圧延、押出し、ＥＣＡＥ、引抜加工及び鍛造のうち単独でも組み合わせでも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記塑性加工を行って塑性加工物を作る工程は、前記マグネシウム合金鋳造物を押出しにより固化した塑性加工物を作る工程であり、押出し温度が２５０℃以上５００℃以下、押出しによる断面減少率が５％以上であることも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記塑性加工を行って塑性加工物を作る工程は、前記マグネシウム合金鋳造物を圧延により固化した塑性加工物を作る工程であり、圧延温度が２５０℃以上５００℃以下、圧下率が５％以上であることも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記塑性加工を行って塑性加工物を作る工程は、前記マグネシウム合金鋳造物をＥＣＡＥにより固化した塑性加工物を作る工程であり、前記ＥＣＡＥを行う際の温度が２５０℃以上５００℃以下、ＥＣＡＥのパス回数が１パス以上であることも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記塑性加工を行って塑性加工物を作る工程は、前記マグネシウム合金鋳造物を引抜加工により固化した引抜加工物を作る工程であり、前記引抜加工を行う際の温度が２５０℃以上５００℃以下、前記引抜加工の断面減少率が５％以上であることも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記塑性加工を行って塑性加工物を作る工程は、前記マグネシウム合金鋳造物を鍛造により固化した鍛造物を作る工程であり、前記鍛造を行う際の温度が２５０℃以上５００℃以下、前記鍛造の加工率が５％以上であることも可能である。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法においては、前記塑性加

工物を作る工程の後に、前記塑性加工物に熱処理を行う工程をさらに具備することも可能である。これにより、熱処理後の塑性加工物の硬さ及び降伏強度を熱処理前に比べてさらに向上させることができる。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記塑性加工物に熱処理を行う際の熱処理温度は１５０℃以上４５０℃以下であり、熱処理時間は１分以上１５００分以下であることが好ましい。

本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金鋳造物は、Ａｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｚｒ、Ｔｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超２．５原子％以下含有することも可能である。

本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法は、希土類元素を含有する鉱石を精錬することによって得られ、複数の希土類元素が含有された希土類合金を出発原料の一部として用い、一般式で、$Mg_{(100-x-y)}Y_xZn_y$（１＜ｘ＜５、０．３＜ｙ＜６；ｘ、ｙはいずれも原子％）の組成を有する液体を形成し、

前記液体を急冷して凝固させることにより粉末、薄帯又は細線を形成し、

前記粉末、薄帯又は細線にせん断が付加されるように固化することを特徴とする。

また、本発明に係る高強度高靭性金属の製造方法において、前記希土類合金は、Ｙ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で５０原子％以上含有するとともにＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ、Ｔｍ及びＬｕ以外の希土類元素を合計で５０原子％未満含有することが好ましい。

また、本発明に係る高強度高靭性金属において、前記長周期積層構造相が濃度変調を有することも可能である。前記濃度変調とは、溶質元素濃度が原子層毎に周期的に変化する事をいう。

以上説明したように本発明によれば、マグネシウム合金の拡大した用途に対して強度及び靭性ともに実用に供するレベルにある高強度高靭性金属及び

その製造方法を提供することができる。

4． 図面の簡単な説明

図１は、実施例１、比較例１及び比較例２それぞれの鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図２は、実施例２～４それぞれの鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図３は、実施例５～７それぞれの鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図４は、実施例８及び９それぞれの鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図５は、実施例１０～１２それぞれの鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図６は、比較例３～９それぞれの鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図７は、参考例の鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図８は、本発明の実施の形態１によるマグネシウム合金の組成範囲を示す図である。

図９は、本発明の実施の形態７によるマグネシウム合金の組成範囲を示す図である。

図１０は、実施例１３の鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図１１は、実施例２９の鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図１２は、熱処理を行っていない鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図１３は、鋳造材を２００℃の温度で熱処理した後に結晶組織を示す写真である。

図１４は、鋳造材を３００℃の温度で熱処理した後に結晶組織を示す写真である。

図１５は、鋳造材を５００℃の温度で熱処理した後に結晶組織を示す写真である。

図１６（ａ）は、実施例７３の熱処理前のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真であり、図１６（ｂ）は、実施例７３の熱処理後のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真である。

図１７（ａ）は、実施例６６の熱処理前のマグネシウム合金の結晶組織を

示す写真であり、図１７（ｂ）は、実施例６６の熱処理後のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真である。

図１８（ａ）は、実施例６７の熱処理前のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真であり、図１８（ｂ）は、実施例６７の熱処理後のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真である。

図１９（ａ）は、実施例６８の熱処理前のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真であり、図１９（ｂ）は、実施例６８の熱処理後のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真である。

図２０は、実施例６６の結晶組織のＳＥＭ写真である。

図２１は、実施例６７の結晶組織のＳＥＭ写真である。

図２２は、実施例６８の結晶組織のＳＥＭ写真である。

図２３は、実施例７３の結晶組織のＳＥＭ写真である。

図２４は、本発明の実施の形態１３によるマグネシウム合金の組成範囲を示す図である。

図２５は、本発明の実施の形態１４によるマグネシウム合金の組成範囲を示す図である。

図２６は、Ｍｇ－Ｚｎ－Ｇｄ系鋳造押出し材のＸ線回折パターンを示す図である。

図２７は、$Mg_{96.5}-Zn_1-Gd_{2.5}$鋳造材（実施例６８）の熱処理後の押出し材の結晶組織を示す写真である。

図２８は、$Mg_{96}-Zn_2-Y_2$鋳造材（実施例２１）の押出し材の結晶組織を示す写真である。

図２９は、ガス・アトマイジング法による急速凝固粉末作製と押出ビレットの作製を行うシステムを示す図である。

図３０は、ビレットを加熱押圧して、固化成形する過程を示す図である。

図３１（Ａ）は、実施例４３のＭｇ－２原子％Ｚｎ－２原子％Ｙ－０．２原子％Ｚｒの鋳造材の結晶組織を示す写真であり、図３１（Ｂ）は、Ｍｇ－２原子％Ｚｎ－２原子％Ｙの鋳造材の結晶組織を示す写真である。

５．　発明を実施するための最良の形態

以下、本発明の実施の形態について説明する。

本発明者は、基本に立ち返り、２元マグネシウム合金から始めて合金の強度及び靭性を検討し、更にその検討を多元マグネシウム合金まで拡大した。その結果、強度及び靭性とも高いレベルで有するマグネシウム合金はＭｇ－Ｚｎ－ＲＥ（希土類元素）系であり、希土類元素がＹ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素であるマグネシウム合金であり、更に従来技術とは異なり亜鉛の含有量が５．０原子％以下で希土類元素の含有量が５．０原子％以下という低含有量において従来にない高強度及び高靭性が得られることを見出した。

長周期積層構造相を有する金属を塑性加工することによって長周期積層構造相の少なくとも一部を湾曲又は屈曲させることができる。それにより高強度・高延性・高靭性の金属が得られることを見出した。

長周期積層構造相が形成される鋳造合金は、塑性加工後あるいは塑性加工後に熱処理を施すことによって、高強度・高延性・高靭性のマグネシウム合金が得られることが分かった。また、長周期積層構造が形成されて、塑性加工後あるいは塑性加工熱処理後に高強度・高延性・高靭性が得られる合金組成を見出した。

また、鋳造した直後の状態では長周期積層構造相が形成されていない合金であっても、その合金に熱処理を施すことによって長周期積層構造相が形成されることを見出した。この合金を塑性加工又は塑性加工後に熱処理することによって高強度・高延性・高靭性が得られる合金組成を見出した。

また、長周期積層構造が形成される鋳造合金を切削することによってチップ形状の鋳造物を作り、この鋳造物に塑性加工を行い、あるいは塑性加工後に熱処理を施すことによって、チップ形状に切削する工程を行わない場合に比べて、より高強度・高延性・高靭性のマグネシウム合金が得られることが分かった。また、長周期積層構造が形成されて、チップ形状に切削し、塑性

加工後あるいは塑性加工熱処理後に高強度・高延性・高靭性が得られる合金組成を見出した。

（実施の形態１）

本発明の実施の形態１によるマグネシウム合金は、基本的にＭｇ、Ｚｎ及び希土類元素を含む３元以上の合金であり、希土類元素は、Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である。

本実施の形態によるＭｇ－Ｚｎ－Ｙ合金の組成範囲は図８に示すＡ－Ｂ－Ｃ－Ｄ－Ｅの線で囲む範囲である。すなわち、亜鉛の含有量をａ原子％とし、１又は２以上の希土類元素の含有量を合計でｂ原子％とすると、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすものとなる。

（１）０．５≦ａ≦５．０

（２）１．０≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

亜鉛の含有量が５原子％以上であると、特に靭性（又は延性）が低下する傾向があるからである。またＹの含有量が合計で５原子％以上であると、特に靭性（又は延性）が低下する傾向があるからである。

また亜鉛の含有量が０．５原子％未満、又はＹの含有量が１．０原子％未満であると強度及び靭性の少なくともいずれかが不十分になる。従って、亜鉛の含有量の下限を０．５原子％とし、Ｙの含有量の下限を１．０原子％とする。

強度及び靭性の増大は亜鉛が０．５～１．５原子％において顕著になる。亜鉛含有量が０．５原子％付近において希土類元素含有量が少なくなると強度が低下する傾向があるが、その範囲の場合でも従来よりも高強度及び高靭性を示す。従って、本実施の形態のマグネシウム合金における亜鉛の含有量の範囲は最も広くて０．５原子％以上５．０原子％以下である。

また、前記マグネシウム合金におけるＹの含有量とＺｎの含有量の比は、１：１又はそれに近い比であることが特に好ましい。このような含有量の比にすることより高強度高靭性を特に向上させることができる。

また、希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲は、亜鉛の含有量をａ原子％とし、１又は２以上の希土類元素の含有量を合計でｂ原子％とすると、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすものとなる。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．２≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

また、希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金においては、さらに、Ｙ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｙ原子％含有しても良く、ｙは下記式（４）及び（５）を満たすことが好ましい。

（４）０≦ｙ≦４．８

（５）０．２≦ｂ＋ｙ≦５．０

亜鉛の含有量が５原子％以上であると、特に靭性（又は延性）が低下する傾向があるからである。また１又は２以上の希土類元素の含有量が合計で５原子％以上であると、特に靭性（又は延性）が低下する傾向があるからである。

また亜鉛の含有量が０．２原子％未満、又は希土類元素の含有量が合計で０．２原子％未満であると強度及び靭性の少なくともいずれかが不十分になる。従って、亜鉛の含有量の下限を０．２原子％とし、希土類元素の合計含有量の下限を０．２原子％とする。

強度及び靭性の増大は亜鉛が０．２～１．５原子％において顕著になる。亜鉛含有量が０．２原子％付近において希土類元素含有量が少なくなると強度が低下する傾向があるが、その範囲の場合でも従来よりも高強度及び高靭性を示す。従って、本実施の形態のマグネシウム合金における亜鉛の含有量の範囲は最も広くて０．２原子％以上５．０原子％以下である。

本実施の形態のＭｇ－Ｚｎ－ＲＥ系マグネシウム合金では、前述した範囲

の含有量を有する亜鉛と希土類元素以外の成分がマグネシウムとなるが、合金特性に影響を与えない程度の不純物を含有しても良い。

また、前記希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲を前記式（１）～（３）を満たすものとしているが、より好ましい組成範囲としては下記式（１’）～（３’）を満たすものである。

（１’）０．２≦ａ≦３．０

（２’）０．２≦ｂ≦５．０

（３’）２ａ－３≦ｂ

また、前記マグネシウム合金におけるＤｙの含有量とＺｎの含有量の比は、２：１又はそれに近い比であることが特に好ましい。また、前記マグネシウム合金におけるＥｒの含有量とＺｎの含有量の比は、２：１又はそれに近い比であることが特に好ましい。このような含有量の比にすることより高強度高靭性を特に向上させることができる。

（実施の形態２）

本発明の実施の形態２によるマグネシウム合金は、基本的にＭｇ、Ｚｎ及び希土類元素を含む４元以上の合金であり、希土類元素は、Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素であり、第４元素は、Ｙｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される１又は２以上の元素である。

本実施の形態によるマグネシウム合金の組成範囲は、Ｚｎの含有量をａ原子％とし、Ｙの含有量をｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の合計含有量をｃ原子％とすると、ａ、ｂ及びｃは下記式（１）～（５）を満たすものとなる。

（１）０．５≦ａ≦５．０

（２）１．０≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）１．０≦ｂ＋ｃ≦６．０

亜鉛の含有量を５原子％以下とする理由、Ｙの含有量を５原子％以下とする理由、亜鉛の含有量が０．５原子％以上とする理由、Ｙの含有量を１．０原子％以上とする理由は、実施の形態１と同様である。また、第４元素の含有量の上限を３．０原子％とした理由は、第４元素の固溶限が低いからである。また、第４元素を含有させる理由は、結晶粒を微細化させる効果があること、金属間化合物を析出させる効果があることによる。

また、希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲は、亜鉛の含有量をａ原子％とし、１又は２以上の希土類元素の含有量を合計でｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の合計含有量をｃ原子％とすると、ａ、ｂ及びｃは下記式（１）～（５）を満たすものとなる。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．２≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

亜鉛の含有量を５原子％以下とする理由、１又は２以上の希土類元素の含有量が合計で５原子％以下とする理由、亜鉛の含有量が０．２原子％以上とする理由、希土類元素の含有量が合計で０．２原子％以上とする理由は、実施の形態１と同様である。また、第４元素の含有量の上限を３．０原子％とした理由は、第４元素の固溶限が低いからである。また、第４元素を含有させる理由は、結晶粒を微細化させる効果があること、金属間化合物を析出させる効果があることによる。

本実施の形態のＭｇ－Ｚｎ－ＲＥ系マグネシウム合金においても、合金特性に影響を与えない程度の不純物を含有しても良い。

また、前記希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲を前記式（１）～（５）を満たすものとしているが、より好ましい組成範囲としては下記式

（1’）～（5’）を満たすものである。

（1’）０．２≦ａ≦３．０

（2’）０．２≦ｂ≦５．０

（3’）２ａ－３≦ｂ

（4’）０≦ｃ≦３．０

（5’）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

（実施の形態３）

本発明の実施の形態３によるマグネシウム合金は、基本的にＭｇ、Ｚｎ及び希土類元素を含む４元以上の合金であり、希土類元素は、Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素であり、第４元素は、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される１又は２以上の元素である。尚、Ｍｍ（ミッシュメタル）とは、Ｃｅ及びＬａを主成分とする複数の希土類元素の混合物又は合金であり、鉱石から有用な希土類元素であるＳｍやＮｄなどを精錬除去した後の残渣であり、その組成は精錬前の鉱石の組成に依存するものである。

本実施の形態によるマグネシウム合金の組成範囲は、Ｚｎの含有量をａ原子％とし、Ｙの含有量をｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の含有量を合計でｃ原子％とすると、ａ、ｂ及びｃは下記式（１）～（５）を満たすものとなる。

（１）０．５≦ａ≦５．０

（２）１．０≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）１．０≦ｂ＋ｃ≦６．０

亜鉛の含有量を５原子％以下とする理由、１又は２以上の希土類元素の含有量が合計で５原子％以下とする理由、亜鉛の含有量が０．５原子％以上とする理由、希土類元素の含有量が合計で１．０原子％以上とする理由は、実施の形態１と同様である。また、第４元素の含有量の上限を２．０原子％と

した主な理由は、第４元素の固溶限が殆ど無いからである。また、第４元素を含有させる理由は、結晶粒を微細化させる効果があること、金属間化合物を析出させる効果があることによる。

また、希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲は、Ｚｎの含有量をａ原子％とし、１又は２以上の希土類元素の含有量をｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の含有量を合計でｃ原子％とすると、ａ、ｂ及びｃは下記式（１）～（５）を満たすものとなる。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．２≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

亜鉛の含有量を５原子％以下とする理由、１又は２以上の希土類元素の含有量が合計で５原子％以下とする理由、亜鉛の含有量が０．２原子％以上とする理由、希土類元素の含有量が合計で０．２原子％以上とする理由は、実施の形態１と同様である。また、第４元素の含有量の上限を２．０原子％とした主な理由は、第４元素の固溶限が殆ど無いからである。また、第４元素を含有させる理由は、結晶粒を微細化させる効果があること、金属間化合物を析出させる効果があることによる。

本実施の形態のＭｇ－Ｚｎ－ＲＥ系マグネシウム合金においても、合金特性に影響を与えない程度の不純物を含有しても良い。

また、前記希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲を前記式（１）～（５）を満たすものとしているが、より好ましい組成範囲としては下記式（１’）～（５’）を満たすものである。

（１’）０．２≦ａ≦３．０

（２’）０．２≦ｂ≦５．０

（3’）２ａ－３≦ｂ

（4’）０≦ｃ≦２．０

（5’）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

（実施の形態４）

本発明の実施の形態４によるマグネシウム合金は、基本的にＭｇ、Ｚｎ及び希土類元素を含む５元以上の合金であり、希土類元素は、Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素であり、第４元素は、Ｙｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される１又は２以上の元素であり、第５元素は、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される１又は２以上の元素である。

本実施の形態によるマグネシウム合金の組成範囲は、Ｚｎの含有量をａ原子％とし、Ｙの含有量をｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の含有量を合計でｃ原子％とし、１又は２以上の第５元素の含有量を合計でｄ原子％とすると、ａ、ｂ、ｃ及びｄは下記式（１）～（６）を満たすものとなる。

（１）０．５≦ａ≦５．０

（２）１．０≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）１．０≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

Ｚｎ、Ｙ、第４元素及び第５元素の合計含有量を６．０原子％以下とする理由は、６％を超えると重くなり、原料コストが高くなり、さらに靭性が低下するからである。Ｚｎの含有量を０．５原子％以上、Ｙ、第４元素及び第５元素の合計含有量を１．０原子％以上とする理由は、より低濃度とすると強度が不十分となるからである。また、第４元素、第５元素を含有させる理由は、結晶粒を微細化させる効果があること、金属間化合物を析出させる効果があることによる。

また、希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は

２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲は、Ｚｎの含有量をａ原子％とし、１又は２以上の希土類元素の合計含有量をｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の含有量を合計でｃ原子％とし、１又は２以上の第５元素の含有量を合計でｄ原子％とすると、ａ、ｂ、ｃ及びｄは下記式（１）～（６）を満たすものとなる。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．２≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．２≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

希土類元素、第４元素及び第５元素の合計含有量を６．０原子％以下とする理由は、６％を超えると重くなり、原料コストが高くなり、さらに靭性が低下するからである。希土類元素、第４元素及び第５元素の合計含有量を０．２原子％以上とする理由は、０．２原子％未満とすると強度が不十分となるからである。また、第４元素、第５元素を含有させる理由は、結晶粒を微細化させる効果があること、金属間化合物を析出させる効果があることによる。

本実施の形態のＭｇ－Ｚｎ－ＲＥ系マグネシウム合金においても、合金特性に影響を与えない程度の不純物を含有しても良い。

また、前記希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲を前記式（１）～（６）を満たすものとしているが、より好ましい組成範囲としては下記式（１’）～（６’）を満たすものである。

（１’）０．２≦ａ≦３．０

（２’）０．２≦ｂ≦５．０

（３’）２ａ－３≦ｂ

（４’）０≦ｃ≦３．０

（５’）０≦ｄ≦２．０

（6’）０．２≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

（実施の形態５）

本発明の実施の形態５によるマグネシウム合金としては、実施の形態１～４の組成にＭｅを加えたマグネシウム合金が挙げられる。但し、ＭｅはＡｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｚｒ、Ｔｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素である。このＭｅの含有量は０原子％超２．５原子％以下とする。Ｍｅを添加すると、高強度高靭性を維持したまま、他の性質を改善することができる。例えば、耐食性や結晶粒微細化などに効果がある。

（実施の形態６）

本発明の実施の形態６によるマグネシウム合金の製造方法について説明する。

実施の形態１～５のいずれかの組成からなるマグネシウム合金を溶解して鋳造し、マグネシウム合金鋳造物を作る。鋳造時の冷却速度は１０００Ｋ／秒以下であり、より好ましくは１００Ｋ／秒以下である。このマグネシウム合金鋳造物としては、インゴットから所定形状に切り出したものを用いる。

次いで、マグネシウム合金鋳造物に均質化熱処理を施しても良い。この際の熱処理条件は、温度が４００℃～５５０℃、処理時間が１分～１５００分（又は２４時間）とすることが好ましい。

次に、前記マグネシウム合金鋳造物に塑性加工を行う。この塑性加工の方法としては、例えば押出し、ＥＣＡＥ(equal-channel-angular-extrusion)加工法、圧延、引抜及び鍛造、これらの繰り返し加工、ＦＳＷ加工などを用いる。

押出しによる塑性加工を行う場合は、押出し温度を２５０℃以上５００℃以下とし、押出しによる断面減少率を５％以上とすることが好ましい。

ＥＣＡＥ加工法は、試料に均一なひずみを導入するためにパス毎に試料長手方向を９０°ずつ回転させる方法である。具体的には、断面形状がＬ字状の成形孔を形成した成形用ダイの前記成形孔に、成形用材料であるマグネシ

ウム合金鋳造物を強制的に進入させて、特にＬ状成形孔の９０°に曲げられた部分で前記マグネシウム合金鋳造物に応力を加えて強度及び靭性が優れた成形体を得る方法である。ＥＣＡＥのパス回数としては１～８パスが好ましい。より好ましくは３～５パスである。ＥＣＡＥの加工時の温度は２５０℃以上５００℃以下が好ましい。

圧延による塑性加工を行う場合は、圧延温度を２５０℃以上５００℃以下とし、圧下率を５％以上とすることが好ましい。

引抜加工による塑性加工を行う場合は、引抜加工を行う際の温度が２５０℃以上５００℃以下、前記引抜加工の断面減少率が５％以上であることが好ましい。

鍛造による塑性加工を行う場合は、鍛造加工を行う際の温度が２５０℃以上５００℃以下、前記鍛造加工の加工率が５％以上であることが好ましい。

上記のようにマグネシウム合金鋳造物に塑性加工を行った塑性加工物は、常温において長周期積層構造の結晶組織を有し、この長周期積層構造を持つ結晶粒の体積分率は５％以上（より好ましくは１０％以上）となり、マグネシウム合金の結晶粒径は１００ｎｍ以上５００μｍ以下である。前記長周期積層構造相の少なくとも一部は湾曲又は屈曲している。また、前記塑性加工物は、Ｍｇと希土類元素の化合物、ＭｇとＺｎの化合物、Ｚｎと希土類元素の化合物及びＭｇとＺｎと希土類元素の化合物からなる析出物群から選択される少なくとも１種類の析出物を有していても良い。前記析出物の合計体積分率は０％超４０％以下であることが好ましい。また、前記塑性加工物はｈｃｐ－Ｍｇを有する。前記塑性加工を行った後の塑性加工物については、塑性加工を行う前の鋳造物に比べてビッカース硬度及び降伏強度がともに上昇する。

前記マグネシウム合金鋳造物に塑性加工を行った後の塑性加工物に熱処理を施しても良い。この熱処理条件は、温度が４００℃～５５０℃、熱処理時間が１分～１５００分（又は２４時間）とすることが好ましい。この熱処理を行った後の塑性加工物については、熱処理を行う前の塑性加工物に比べて

ビッカース硬度及び降伏強度がともに上昇する。また、熱処理後の塑性加工物にも熱処理前と同様に、常温において長周期積層構造の結晶組織を有し、この長周期積層構造を持つ結晶粒の体積分率は５％以上（より好ましくは１０％以上）となり、マグネシウム合金の結晶粒径は１００ｎｍ以上５００μｍ以下である。前記長周期積層構造相の少なくとも一部は湾曲又は屈曲している。また、前記塑性加工物は、Ｍｇと希土類元素の化合物、ＭｇとＺｎの化合物、Ｚｎと希土類元素の化合物及びＭｇとＺｎと希土類元素の化合物からなる析出物群から選択される少なくとも１種類の析出物を有していても良い。前記析出物の合計体積分率は０％超４０％以下であることが好ましい。また、前記塑性加工物はｈｃｐ－Ｍｇを有する。

上記実施の形態１～６によれば、マグネシウム合金の拡大した用途、例えば強度及び靭性共に高性能が要求されるハイテク用合金としての用途に対して、強度及び靭性ともに実用に供するレベルにある高強度高靭性金属及びその製造方法を提供することができる。

また、実施の形態１～４の組成に０原子％超２．５原子％以下のＺｒを添加したマグネシウム合金を溶解して鋳造した場合、このマグネシウム合金鋳造物には$Mg_3Zn_3RE_2$のような化合物の析出が抑制され、長周期積層構造相の形成が促進され、結晶組織が微細化される。従って、このマグネシウム合金鋳造物は押出しなどの塑性加工が容易になり、塑性加工を行った塑性加工物はＺｒを添加しないマグネシウム合金の塑性加工物に比べて多量の長周期積層構造相を有すると共に微細化された結晶組織を有することになる。このように多量の長周期積層構造相を有することにより、強度及び靭性を向上させることができる。

また、前記長周期積層構造相は濃度変調を有する。前記濃度変調とは、溶質元素濃度が原子層毎に周期的に変化する事をいう。

（実施の形態７）

本発明の実施の形態７によるマグネシウム合金は、鋳造物を切削することによって作られた複数の数ｍｍ角以下のチップ形状鋳造物に適用するもので

あり、基本的にＭｇ、Ｚｎ及び希土類元素を含む３元又は４元以上の合金であり、希土類元素は、Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である。

本実施の形態によるＭｇ－Ｚｎ－Ｙ合金の組成範囲は図９に示すＡ－Ｂ－Ｃ－Ｄ－Ｅの線で囲む範囲である。すなわち、亜鉛の含有量をａ原子％とし、Ｙの含有量をｂ原子％とすると、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすものとなる。

（１）０．２５≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

亜鉛の含有量が５原子％以上であると、特に靭性（又は延性）が低下する傾向があるからである。また、Ｙの含有量が５原子％以上であると、特に靭性（又は延性）が低下する傾向があるからである。

また亜鉛の含有量が０．２５原子％未満、又はＹの含有量が０．５原子％未満であると強度及び靭性の少なくともいずれかが不十分になる。従って、亜鉛の含有量の下限を０．２５原子％とし、希土類元素の合計含有量の下限を０．５原子％とする。このように亜鉛の含有量及びＹの含有量それぞれの下限を実施の形態１に比べて１／２と低くできるのは、チップ形状鋳造物に適用するからである。

強度及び靭性の増大は亜鉛が０．５～１．５原子％において顕著になる。亜鉛含有量が０．５原子％付近において希土類元素含有量が少なくなると強度が低下する傾向があるが、その範囲の場合でも従来よりも高強度及び高靭性を示す。従って、本実施の形態のマグネシウム合金における亜鉛の含有量の範囲は最も広くて０．２５原子％以上５．０原子％以下である。

また、希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲は、亜鉛の含有量をａ原子％とし、１又は２以上の希土類元素の含有量を合計でｂ原子％とすると、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすものとなる。

（1）０．１≦ａ≦５．０

（2）０．１≦ｂ≦５．０

（3）０．５ａ－０．５≦ｂ

また、希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金においては、Ｙ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｙ原子％含有しても良く、ｙは下記式（4）及び（5）を満たすことが好ましい。

（4）０≦ｙ≦４．９

（5）０．１≦ｂ＋ｙ≦５．０

亜鉛の含有量が５原子％以上であると、特に靭性（又は延性）が低下する傾向があるからである。また１又は２以上の希土類元素の含有量が合計で５原子％以上であると、特に靭性（又は延性）が低下する傾向があるからである。

また亜鉛の含有量が０．１原子％未満、又は希土類元素の含有量が合計で０．１原子％未満であると強度及び靭性の少なくともいずれかが不十分になる。従って、亜鉛の含有量の下限を０．１原子％とし、希土類元素の合計含有量の下限を０．１原子％とする。このように亜鉛の含有量及び希土類元素の合計含有量それぞれの下限を実施の形態１に比べて１／２と低くできるのは、チップ形状鋳造物に適用するからである。

強度及び靭性の増大は亜鉛が０．５～１．５原子％において顕著になる。亜鉛含有量が０．５原子％付近において希土類元素含有量が少なくなると強度が低下する傾向があるが、その範囲の場合でも従来よりも高強度及び高靭性を示す。従って、本実施の形態のマグネシウム合金における亜鉛の含有量の範囲は最も広くて０．１原子％以上５．０原子％以下である。

本実施の形態のＭｇ－Ｚｎ－ＲＥ系マグネシウム合金では、前述した範囲の含有量を有する亜鉛と希土類元素以外の成分がマグネシウムとなるが、合金特性に影響を与えない程度の不純物を含有しても良い。

また、前記希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又

は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲を前記式（１）～（３）を満たすものとしているが、より好ましい組成範囲としては下記式（１’）～（３’）を満たすものである。

（１’）０．１≦ａ≦３．０

（２’）０．１≦ｂ≦５．０

（３’）２ａ－３≦ｂ

（実施の形態８）

本発明の実施の形態８によるマグネシウム合金は、鋳造物を切削することによって作られた複数の数ｍｍ角以下のチップ形状鋳造物に適用するものであり、基本的にＭｇ、Ｚｎ及び希土類元素を含む４元以上の合金であり、希土類元素は、Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素であり、第４元素は、Ｙｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される１又は２以上の元素である。

本実施の形態によるマグネシウム合金の組成範囲は、Ｚｎの含有量をａ原子％とし、Ｙの含有量をｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の含有量を合計でｃ原子％とすると、ａ、ｂ及びｃは下記式（１）～（５）を満たすものとなる。

（１）０．２５≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

亜鉛の含有量を５原子％以下とする理由、１又は２以上の希土類元素の含有量が合計で５原子％以下とする理由、亜鉛の含有量が０．２５原子％以上とする理由、Ｙの含有量が０．５原子％以上とする理由は、実施の形態７と同様である。また、第４元素の含有量の上限を３．０原子％とした理由は、第４元素の固溶限が低いからである。また、第４元素を含有させる理由は、結晶粒を微細化させる効果があること、金属間化合物を析出させる効果があ

ることによる。

また、希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲は、亜鉛の含有量をａ原子％とし、１又は２以上の希土類元素の含有量を合計でｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の含有量を合計でｃ原子％とすると、ａ、ｂ及びｃは下記式（１）～（５）を満たすものとなる。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

本実施の形態のＭｇ－Ｚｎ－ＲＥ系マグネシウム合金においても、合金特性に影響を与えない程度の不純物を含有しても良い。

また、前記希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲を前記式（１）～（３）を満たすものとしているが、より好ましい組成範囲としては下記式（１’）～（３’）を満たすものである。

（１’）０．１≦ａ≦３．０

（２’）０．１≦ｂ≦５．０

（３’）２ａ－３≦ｂ

（実施の形態９）

本発明の実施の形態９によるマグネシウム合金は、鋳造物を切削することによって作られた複数の数ｍｍ角以下のチップ形状鋳造物に適用するものであり、基本的にＭｇ、Ｚｎ及び希土類元素を含む４元又は５元以上の合金であり、希土類元素は、Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素であり、第４元素は、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される１又は２以上の元素である。

本実施の形態によるマグネシウム合金の組成範囲は、Ｚｎの含有量をａ原

子％とし、Ｙの含有量をｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の含有量を合計でｃ原子％とすると、ａ、ｂ及びｃは下記式（１）～（５）を満たすものとなる。

（１）０．２５≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

亜鉛の含有量を５原子％以下とする理由、１又は２以上の希土類元素の含有量が合計で５原子％以下とする理由、亜鉛の含有量を０．２５原子％以上とする理由、Ｙの含有量を０．５原子％以上とする理由は、実施の形態７と同様である。また、第４元素の含有量の上限を２．０原子％とした理由は、第４元素の固溶限が殆ど無いからである。また、第４元素を含有させる理由は、結晶粒を微細化させる効果があること、金属間化合物を析出させる効果があることによる。

また、希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲は、Ｚｎの含有量をａ原子％とし、１又は２以上の希土類元素の含有量を合計でｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の含有量を合計でｃ原子％とすると、ａ、ｂ及びｃは下記式（１）～（５）を満たすものとなる。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

本実施の形態のＭｇ－Ｚｎ－ＲＥ系マグネシウム合金においても、合金特性に影響を与えない程度の不純物を含有しても良い。

また、前記希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又

は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲を前記式（１）～（３）を満たすものとしているが、より好ましい組成範囲としては下記式（１’）～（３’）を満たすものである。

（１’）０．１≦ａ≦３．０

（２’）０．１≦ｂ≦５．０

（３’）２ａ－３≦ｂ

（実施の形態１０）

本発明の実施の形態１０によるマグネシウム合金は、鋳造物を切削することによって作られた複数の数ｍｍ角以下のチップ形状鋳造物に適用するものであり、基本的にＭｇ、Ｚｎ及び希土類元素を含む５元以上の合金であり、希土類元素は、Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素であり、第４元素は、Ｙｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される１又は２以上の元素であり、第５元素は、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される１又は２以上の元素である。

本実施の形態によるマグネシウム合金の組成範囲は、Ｚｎの含有量をａ原子％とし、Ｙの含有量をｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の含有量を合計でｃ原子％とし、１又は２以上の第５元素の含有量を合計でｄ原子％とすると、ａ、ｂ、ｃ及びｄは下記式（１）～（６）を満たすものとなる。

（１）０．２５≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．５≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

Ｚｎ、Ｙ、第４元素及び第５元素の合計含有量を６．０原子％未満とする理由、Ｚｎ、Ｙ、第４元素及び第５元素の合計含有量を１．０原子％超とする理由は、実施の形態４と同様である。

また、希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は

２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲は、Ｚｎの含有量をａ原子％とし、１又は２以上の希土類元素の含有量を合計でｂ原子％とし、１又は２以上の第４元素の含有量を合計でｃ原子％とし、１又は２以上の第５元素の含有量を合計でｄ原子％とすると、ａ、ｂ、ｃ及びｄは下記式（１）～（４）を満たすものとなる。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

（４）０．１≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

本実施の形態のＭｇ－Ｚｎ－ＲＥ系マグネシウム合金においても、合金特性に影響を与えない程度の不純物を含有しても良い。

また、前記希土類元素がＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される１又は２以上の元素である場合のマグネシウム合金の組成範囲を前記式（１）～（３）を満たすものとしているが、より好ましい組成範囲としては下記式（１’）～（３’）を満たすものである。

（１’）０．１≦ａ≦３．０

（２’）０．１≦ｂ≦５．０

（３’）２ａ－３≦ｂ

（実施の形態１１）

本発明の実施の形態１１によるマグネシウム合金としては、実施の形態７～１０の組成にＭｅを加えたマグネシウム合金が挙げられる。但し、ＭｅはＡｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｚｒ、Ｔｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素である。このＭｅの含有量は０原子％超２．５原子％以下とする。Ｍｅを添加すると、高強度高靭性を維持したまま、他の性質を改善することができる。例えば、耐食性や結晶粒微細化などに効果がある。

（実施の形態１２）

本発明の実施の形態１２によるマグネシウム合金の製造方法について説明

する。

実施の形態７～１１のいずれかの組成からなるマグネシウム合金を溶解して鋳造し、マグネシウム合金鋳造物を作る。鋳造時の冷却速度は１０００Ｋ／秒以下であり、より好ましくは１００Ｋ／秒以下である。このマグネシウム合金鋳造物としては、インゴットから所定形状に切り出したものを用いる。

次いで、マグネシウム合金鋳造物に均質化熱処理を施しても良い。この際の熱処理条件は、温度が４００℃～５５０℃、処理時間が１分～１５００分（又は２４時間）とすることが好ましい。

次いで、このマグネシウム合金鋳造物を切削することによって複数の数ｍｍ角以下のチップ形状鋳造物を作製する。

次いで、チップ形状鋳造物を圧縮又は塑性加工法的手段を用いて予備成形し、均質化熱処理を施しても良い。この際の熱処理条件は、温度が４００℃～５５０℃、処理時間が１分～１５００分（又は２４時間）とすることが好ましい。また、前記予備成形した成形物に、１５０℃～４５０℃の温度で１分～１５００分（又は２４時間）の熱処理を施しても良い。

チップ形状の鋳造物は例えばチクソーモールドの原料に一般的に用いられている。

尚、チップ形状鋳造物とセラミック粒子とを混合したものを圧縮又は塑性加工法的手段を用いて予備成形し、均質化熱処理を施しても良い。また、チップ形状鋳造物を予備成形する前に、付加的に強歪加工を施しても良い。

次に、前記チップ形状鋳造物に塑性加工を行う。この塑性加工の方法としては、実施の形態６の場合と同様に種々の方法を用いることができる。

このように塑性加工を行った塑性加工物は、常温において長周期積層構造の結晶組織を有する。この長周期積層構造相の少なくとも一部は湾曲又は屈曲している。前記塑性加工を行った後の塑性加工物については、塑性加工を行う前の鋳造物に比べてビッカース硬度及び降伏強度がともに上昇する。

前記チップ形状鋳造物に塑性加工を行った後の塑性加工物に熱処理を施しても良い。この熱処理条件は、温度が４００℃～５５０℃、熱処理時間が１分

～１５００分（又は２４時間）とすることが好ましい。この熱処理を行った後の塑性加工物については、熱処理を行う前の塑性加工物に比べてビッカース硬度及び降伏強度がともに上昇する。また、熱処理後の塑性加工物にも熱処理前と同様に、常温において長周期積層構造の結晶組織を有する。この長周期積層構造相の少なくとも一部が湾曲又は屈曲している。

上記実施の形態１２では、鋳造物を切削することによってチップ形状鋳造物を作製することにより、組織が微細化するので、実施の形態６に比べてよりより高強度・高延性・高靭性の塑性加工物などを作製することが可能となる。また、本実施の形態によるマグネシウム合金は実施の形態１～６によるマグネシウム合金に比べて亜鉛及び希土類元素がより低濃度であっても高強度及び高靭性の特性を得ることができる。

上記実施の形態７～１２によれば、マグネシウム合金の拡大した用途、例えば強度及び靭性共に高性能が要求されるハイテク用合金としての用途に対して、強度及び靭性ともに実用に供するレベルにある高強度高靭性金属及びその製造方法を提供することができる。

また、前記長周期積層構造相は濃度変調を有する。前記濃度変調とは、溶質元素濃度が原子層毎に周期的に変化する事をいう。

（実施の形態１３）

本発明の実施の形態１３によるマグネシウム合金は、Ｍｇ、Ｚｎ及びＧｄ又はＴｂ又はＴｍ又はＬｕを含む３元以上の合金である。このマグネシウム合金はＺｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、残部がＭｇから成り、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすような組成範囲を有する。この組成範囲は図２４に示すＡ－Ｂ－Ｃ－Ｄ－Ｅの線で囲む範囲である。また、ａとｂは下記式（１’）～（３’）を満たすような組成範囲を有することがより好ましい。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

（１’）０．２≦ａ≦３．０

（２’）０．５≦ｂ≦５．０

（３’）２ａ－３≦ｂ

尚、Ｇｄのさらに好ましい上限含有量は、経済性及び比重の増加を考慮すると、３原子％未満である。

また、前記マグネシウム合金におけるＧｄの含有量とＺｎの含有量の比は、２：１又はそれに近い比であることが特に好ましい。このような含有量の比にすることより高強度高靭性を特に向上させることができる。

また、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。これらの元素を含有することにより、結晶粒を微細化させる効果、金属間化合物を析出させる効果が得られる。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。これらの元素を含有することにより、結晶粒を微細化させる効果、金属間化合物を析出させる効果が得られる。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことも可能である。これらの元素を含有することにより、結晶粒を微細化させる効果、金属間化合物を析出させる効果が得られる。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．５≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

また、前記マグネシウム合金にＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超１．５原子％以下含有することも可能である。また、前記マグネシウム合金にＹを合計で０原子％超１．０原子％以下含有することも可能である。これらの希土類元素を含有させることにより、長周期積層構造相の形成を促進させることができる。

また、前記マグネシウム合金にＡｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｚｒ、Ｔｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超２．５原子％以下含有することも可能である。これらの元素を含有することにより、高強度高靭性を維持したまま、他の性質を改善することができる。例えば、耐食性や結晶粒微細化などに効果がある。

上記の組成からなるマグネシウム合金を溶解して鋳造し、マグネシウム合金鋳造物を作る。鋳造時の冷却速度は１０００Ｋ／秒以下であり、より好ましくは１００Ｋ／秒以下である。このマグネシウム合金鋳造物としては、インゴットから所定形状に切り出したものを用いる。このマグネシウム合金鋳造物には長周期積層構造相が形成されていない。

次いで、マグネシウム合金鋳造物に熱処理を施す。この際の熱処理条件は、温度が３００℃以上５５０℃以下、処理時間が１０分以上２４時間未満とすることが好ましい。この熱処理によってマグネシウム合金に長周期積層構造相が形成される。

次に、前記マグネシウム合金鋳造物に３００℃以上４５０℃以下の温度で塑性加工を行う。この塑性加工の方法としては、例えば押出し、ＥＣＡＥ(equal-channel-angular-extrusion)加工法、圧延、引抜及び鍛造、これらの繰り返し加工、ＦＳＷ（摩擦攪拌溶接）などの塑性変形を伴う加工を用いる。

上記のように塑性加工を行った塑性加工物は、常温において少なくとも一

部が湾曲又は屈曲した長周期積層構造相の結晶組織を有し、マグネシウム合金の結晶粒径は１００ｎｍ以上５００μｍ以下である。また、前記塑性加工物は、Ｍｇと希土類元素の化合物、ＭｇとＺｎの化合物、Ｚｎと希土類元素の化合物及びＭｇとＺｎと希土類元素の化合物からなる析出物群から選択される少なくとも１種類の析出物を有していても良い。また、前記塑性加工物はｈｃｐ－Ｍｇを有する。前記塑性加工を行った後の塑性加工物については、塑性加工を行う前の鋳造物に比べてビッカース硬度及び降伏強度がともに上昇する。

また、前記長周期積層構造相は濃度変調を有する。前記濃度変調とは、溶質元素濃度が原子層毎に周期的に変化する事をいう。

（実施の形態１４）

本発明の実施の形態１４によるマグネシウム合金は、鋳造物を切削することによって作られた複数の数ｍｍ角以下のチップ形状鋳造物に適用するものであり、Ｍｇ、Ｚｎ及びＧｄ又はＴｂ又はＴｍ又はＬｕを含む３元以上の合金である。このマグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、残部がＭｇから成り、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすような組成範囲を有する。この組成範囲は図２５に示すＡ－Ｂ－Ｃ－Ｄ－Ｅの線で囲む範囲である。また、ａとｂは下記式（１’）～（３’）を満たすような組成範囲を有することがより好ましい。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．２５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

（１’）０．１≦ａ≦３．０

（２’）０．２５≦ｂ≦５．０

（３’）２ａ－３≦ｂ

尚、Ｇｄのさらに好ましい上限含有量は、経済性及び比重の増加を考慮すると、３原子％未満である。

また、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。これらの元素を含有することにより、結晶粒を微細化させる効果、金属間化合物を析出させる効果が得られる。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．２５≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことも可能である。これらの元素を含有することにより、結晶粒を微細化させる効果、金属間化合物を析出させる効果が得られる。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．２５≦ｂ＋ｃ≦６．０

また、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことも可能である。これらの元素を含有することにより、結晶粒を微細化させる効果、金属間化合物を析出させる効果が得られる。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．１≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

また、前記マグネシウム合金にＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超１．５原子％以下含有することも可能である。また、前記マグネシウム合金にＹを合計で０原子％超１．０原子％以下含有することも可能である。これらの希土類元素を含有させることにより、長周期積層構造相の形成を促進させることができる。

また、前記マグネシウム合金にＡｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Mn、Ｚｒ、Ｔ

ｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超２．５原子％以下含有することも可能である。これらの元素を含有することにより、高強度高靭性を維持したまま、他の性質を改善することができる。例えば、耐食性や結晶粒微細化などに効果がある。

上記のマグネシウム合金を溶解して鋳造し、マグネシウム合金鋳造物を作り、インゴットから所定形状に切り出す。この工程は実施の形態１３と同様である。

次いで、マグネシウム合金鋳造物に熱処理を施す。この際の熱処理条件は実施の形態１３と同様である。尚、この熱処理工程は、チップ形状の切削物を作った後に行っても良い。

上記マグネシウム合金鋳造物を切削することによってチップ形状の切削物を作る。この工程は実施の形態７と同様である。

次に、前記切削物に３００℃以上４５０℃以下の温度で塑性加工による固化成形を行うことにより、長周期積層構造相の少なくとも一部を湾曲又は屈曲させた塑性加工物を作る。尚、この切削物を固化成形する前に、ボールミルや繰り返し加工処理を加えても良い。また、固化成形後に、さらに塑性加工やブラスト加工を加えても良いし、１８０℃以上４５０℃以下の温度で１０分以上２４時間未満の時間で熱処理を施しても良い。また、前記マグネシウム合金鋳造物をセラミック粒子や繊維などと複合化しても良いし、前記切削物をセラミック粒子や繊維などと混合しても良い。

上記のように塑性加工を行った固化成形物は、常温において少なくとも一部が湾曲又は屈曲した長周期積層構造相の結晶組織を有し、マグネシウム合金の結晶粒径は１００ｎｍ以上５００μｍ以下である。また、前記塑性加工物は、Ｍｇと希土類元素の化合物、ＭｇとＺｎの化合物、Ｚｎと希土類元素の化合物及びＭｇとＺｎと希土類元素の化合物からなる析出物群から選択される少なくとも１種類の析出物を有していても良い。また、前記塑性加工物はｈｃｐ－Ｍｇを有する。前記塑性加工を行った後の塑性加工物については、

塑性加工を行う前の鋳造物に比べてビッカース硬度及び降伏強度がともに上昇する。

上記実施の形態１３、１４によれば、マグネシウム合金の拡大した用途、例えば強度及び靭性共に高性能が要求されるハイテク用合金としての用途に対して、強度及び靭性ともに実用に供するレベルにある高強度高靭性金属及びその製造方法を提供することができる。

また、前記長周期積層構造相は濃度変調を有する。前記濃度変調とは、溶質元素濃度が原子層毎に周期的に変化する事をいう。

（実施の形態１５）

本発明の実施の形態１５によるマグネシウム合金の製造方法について説明する。

本実施の形態によるマグネシウム合金の製造方法におけるマグネシウム合金鋳造物を作る工程以外については、実施の形態６と同様であるので、説明を省略する。

以下、本実施の形態によるマグネシウム合金鋳造物を作る工程について説明する。

まず、希土類元素を含有する鉱石を製錬及び精錬することによって得られ、複数種類の希土類元素が含有された希土類合金を準備する。この希土類合金としては、イオン吸着鉱、ゼノタイムなどの長周期積層構造相を形成する希土類元素を多く含むものを用いても良い。

前記イオン吸着鉱は、Y_2O_3が６４．１重量%程度含有されている。また、前記ゼノタイムは、Y_2O_3が５５．０～６０．８重量%程度含有されている。

尚、天然鉱石から目的の金属成分を取り出す過程を製錬といい、これで得られた粗金属の純度を高め、あるいは成分調整をすることを精錬という。また、高純度の希土類元素は公知の手法である製錬及び精錬の過程を経ることにより取り出されるが、前記希土類合金は、最終的に取り出される高純度の個々の希土類元素となる前の段階の希土類金属であり、最終的に取り出される高純度の希土類元素より低コストで得られる希土類合金を意味する。低コ

ストで得られる理由は、分離プロセスを減らせるからであり、また市場性が高く高価な希土を分離した後の残部を用いることで安価に入手できるからである。前記希土類合金は、例えば、Ｎｄ、Ｃｅ、軽希土類元素などの元素を抽出した後の残部であっても良い。

また、前記希土類合金は、長周期積層構造相を形成する希土類元素であるＹ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で５０原子％以上、好ましくは６６原子％以上含有し、残部が他の希土類元素（長周期積層構造相を形成しない希土類元素、即ちＹ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕ以外の希土類元素）及び不可避的不純物からなることが好ましい。

次に、実施の形態１～５のいずれかの組成の希土類元素を含有するマグネシウム合金となるように、前記希土類合金とマグネシウムと亜鉛を出発原料とし、溶解して鋳造し、マグネシウム合金鋳造物を作る。尚、前記希土類合金としては、複数種類の希土類合金を混合したものを用いても良い。

鋳造時の冷却速度は１０００Ｋ／秒以下であり、より好ましくは１００Ｋ／秒以下である。このマグネシウム合金鋳造物としては、インゴットから所定形状に切り出したものを用いる。

尚、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕは熱処理することによって長周期積層構造相を形成する希土類元素であり、Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒは熱処理しなくても長周期積層構造相を形成する希土類元素である。

上記実施の形態１５においても実施の形態６と同様の効果を得ることができる。

また、本実施の形態では、出発原料の一部としての希土類合金を上述したような方法で準備するため、希土類元素の材料費を低く抑えることができる。

（実施の形態１６）

本発明の実施の形態１６によるマグネシウム合金の製造方法について説明する。

本実施の形態によるマグネシウム合金の製造方法におけるマグネシウム合

金鋳造物を作る工程以外については、実施の形態１２と同様であり、またマグネシウム合金鋳造物を作る工程については実施の形態１５と同様である。

上記実施の形態１６においても実施の形態１２と同様の効果を得ることができる。

また、本実施の形態では、実施の形態１５と同様に希土類元素の材料費を低く抑えることができる。

（実施の形態１７）

本発明の実施の形態１７によるマグネシウム合金の製造方法について説明する。

本実施の形態によるマグネシウム合金の製造方法におけるマグネシウム合金鋳造物を作る工程以外については、実施の形態１３と同様であるので、説明を省略する。

以下、本実施の形態によるマグネシウム合金鋳造物を作る工程について説明する。

まず、希土類元素を含有する鉱石を製錬及び精錬することによって得られ、複数種類の希土類元素が含有された希土類合金を準備する。

尚、実施の形態１５の場合と同様に、前記希土類合金は、最終的に取り出される高純度の個々の希土類元素となる前の段階の希土類金属であり、最終的に取り出される高純度の希土類元素より低コストで得られる希土類合金を意味する。低コストで得られる理由は、分離プロセスを減らせるからであり、また市場性が高く高価な希土を分離した後の残部を用いることで安価に入手できるからである。前記希土類合金は、例えば、Ｎｄ、Ｃｅ、軽希土類元素などの元素を抽出した後の残部を用いても良い。

また、前記希土類合金は、長周期積層構造相を形成する希土類元素であるＧｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で５０原子％以上、好ましくは６６原子％以上含有し、残部が他の希土類元素（長周期積層構造相を形成しない希土類元素、即ちＹ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕ以外の希土類元素）及び不可避的不純物か

らなることが好ましい。

次に、実施の形態１３の組成の希土類元素を含有するマグネシウム合金となるように、前記希土類合金とマグネシウムと亜鉛を出発原料とし、溶解して鋳造し、マグネシウム合金鋳造物を作る。尚、前記希土類合金としては、複数の前記中間生成物を混合したものを用いても良い。

上記実施の形態１７においても実施の形態１３と同様の効果を得ることができる。

また、本実施の形態では、出発原料の一部としての希土類合金を上述したような方法で準備するため、希土類元素の材料費を低く抑えることができる。

（実施の形態１８）

本発明の実施の形態１８によるマグネシウム合金の製造方法について説明する。

本実施の形態によるマグネシウム合金の製造方法におけるマグネシウム合金鋳造物を作る工程以外については、実施の形態１４と同様であり、またマグネシウム合金鋳造物を作る工程については実施の形態１７と同様である。

上記実施の形態１８においても実施の形態１４と同様の効果を得ることができる。

また、本実施の形態では、実施の形態１７と同様に希土類元素の材料費を低く抑えることができる。

（実施の形態１９）

本発明の実施の形態１９によるマグネシウム合金の製造方法について説明する。

急速凝固粉末の作製とその固化成形には、クローズドＰ／Ｍプロセッシング・システムを使用する。作製に使用するシステムを図２９及び図３０に示す。図２９は、ガス・アトマイズ法による急速凝固粉末の作製と、作製された粉末から、ビレットを押出成形してビレットを作製する工程を示している。図３０は、作製したビレットを押出成形するまでを示している。図２９及び図３０を用いて、急速凝固粉末の作製と固化成形について、詳しく説明する。

図２９において、高圧ガス・アトマイザ１００を用いて目的とする成分比のマグネシウム合金の粉末を作製する。これは、まず、溶解室１１０中のるつぼ１１６中で、目的の成分比を有する合金を誘導コイル１１４により溶解する。この際に用いる合金の材料を準備する方法は、実施の形態１５における溶解前の材料を準備する方法と同様に、希土類元素を含有する鉱石を製錬及び精錬することによって得られ、複数種類の希土類元素が含有された希土類合金を用いる。但し、本実施の形態でのマグネシウム合金は、一般式で、$Mg_{(100-x-y)}Y_xZn_y$（$1<x<5$、$0.3<y<6$；x、yはいずれも原子%）のような組成を有する。

前記の溶解した合金を、ストッパ１１２を上げて噴出させ、それにノズル１３２から高圧の不活性ガス（例えば、ヘリウムガスやアルゴンガス）を吹きつけて噴霧することで、合金の粉末を作製する。ノズル等はヒータ１３１で加熱されている。また、アトマイズ室１３０は、酸素分析器１６２や真空ゲージ１６４で監視されている。

作製した合金粉末は、サイクロン分級機１４０を介して、真空グローブ・ボックス２００中のホッパ２２０中に収集される。以後の処理は、この真空グローブ・ボックス２００の中で行われる。次に、真空グローブ・ボックス２００中で徐々に細かいふるい２３０にかけることにより、目的とする細かさの粉末を得る。本発明では、粒径３２μm以下の粉末を得ている。尚、粉末に代えて薄帯又は細線を得ることも可能である。

この合金の粉末から、ビレットを作製するために、まず、予備圧縮を真空ホットプレス機２４０を用いて行う。この場合の真空ホットプレス機は、３０トンのプレスを行うことができるものを用いた。

まず、合金粉末をホットプレス機２４０を用いて銅の缶２５４に充填し、上からキャップ２５２をかぶせる。キャップ２５２と缶２５４とを、回転盤２５８で回転しながら、溶接機２５６で溶接してビレット２６０を作製する。このビレット２６０の漏れチェックのため、バルブ２６２を介して真空ポンプに接続することで、ビレット２６０の漏れをチェックする。漏れが無かっ

た場合、バルブ２６２を閉じて、バルブ２６２を付けたまま容器ごと、真空グローブ・ボックス２００のエントランス・ボックス２８０から合金のビレット２６０を取り出す。

取り出したビレット２６０は、図３０に示すように、加熱炉に入れて予備加熱を行いながら、真空ポンプに接続してガス抜きを行う（図３０（ａ）参照）。次にビレット２６０のキャップを圧搾してから、スポット溶接機３４０でスポット溶接して、ビレット２６０と外部との接続を遮断する（図３０（ｂ）参照）。そして、容器ごと、合金のビレットを押出プレス機４００にかけて、最終形状に成形する（図３０（ｃ）参照）。押出プレス機は、メイン・プレス（メイン・ステム４５０側）は１００トン、バック・プレス（バック・ステム４７０側）は２０トンの性能を有し、ヒータ４１０でコンテナ４２０を加熱することで、押出温度を設定することができる。

本実施の形態の急速凝固粉末は、上述のように、高圧Ｈｅガスアトマイズ法により作製する。そして、作製した粒径３２μｍ以下の粉末を銅製の缶に充填し、それを真空封入することでビレットを作製し、押出温度６２３～７２３Ｋ、押出し比１０：１の押出成形により固化成形を行った。この押出成形により、粉末に圧力とせん断が加わり、緻密化と粉末間の結合が達成される。なお、圧延法や鍛造法による成形でもせん断が生じる。

上記実施の形態１９によれば、高強度高靭性のマグネシウム合金を提供することができる。このマグネシウム合金は、平均結晶粒径が１μｍ以下の微細な結晶組織を有する。

また、本実施の形態では、実施の形態１５と同様に希土類元素の材料費を低く抑えることができる。

（実施例）

以下、実施例について説明する。

実施例１では、９７原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－２原子％Ｙの３元系マグネシウム合金を用いる。

実施例２では、９７原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－２原子％Ｄｙの３元系マ

グネシウム合金を用いる。

実施例３では、９７原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－２原子％Ｈｏの３元系マグネシウム合金を用いる。

実施例４では、９７原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－２原子％Ｅｒの３元系マグネシウム合金を用いる。

実施例５では、９６．５原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－１原子％Ｙ－１．５原子％Ｄｙの４元系マグネシウム合金を用いる。

実施例６では、９６．５原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－１原子％Ｙ－１．５原子％Ｇｄの４元系マグネシウム合金を用いる。

実施例７では、９６．５原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－１原子％Ｙ－１．５原子％Ｅｒの４元系マグネシウム合金を用いる。

実施例５及び７それぞれのマグネシウム合金は、長周期積層構造を形成する希土類元素を複合的に添加したものである。また、実施例６マグネシウム合金は、長周期積層構造を形成する希土類元素と長周期積層構造を形成しない希土類元素とを複合的に添加したものである。

実施例８では、９７．５原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－２原子％Ｙ－０．５原子％Ｌａの４元系マグネシウム合金を用いる。

実施例９では、９７．５原子％Ｍｇ－０．５原子％Ｚｎ－１．５原子％Ｙ－０．５原子％Ｙｂの４元系マグネシウム合金を用いる。

実施例８及び９それぞれのマグネシウム合金は、長周期積層構造を形成する希土類元素と長周期積層構造を形成しない希土類元素とを複合的に添加したものである。

実施例１０では、９６．５原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－１．５原子％Ｙ－１原子％Ｄｙの４元系マグネシウム合金を用いる。

実施例１１では、９６．５原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－１．５原子％Ｙ－１原子％Ｇｄの４元系マグネシウム合金を用いる。

実施例１２では、９６．５原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－１．５原子％Ｙ－１原子％Ｅｒの４元系マグネシウム合金を用いる。

実施例１３では、９６原子%Ｍｇ－１原子%Ｚｎ－３原子%Ｙの３元系マグネシウム合金を用いる。

比較例１では、９７原子%Ｍｇ－１原子%Ｚｎ－２原子%Ｌａの３元系マグネシウム合金を用いる。

比較例２では、９７原子%Ｍｇ－１原子%Ｚｎ－２原子%Ｙｂの３元系マグネシウム合金を用いる。

比較例３では、９７原子%Ｍｇ－１原子%Ｚｎ－２原子%Ｃｅの３元系マグネシウム合金を用いる。

比較例４では、９７原子%Ｍｇ－１原子%Ｚｎ－２原子%Ｐｒの３元系マグネシウム合金を用いる。

比較例５では、９７原子%Ｍｇ－１原子%Ｚｎ－２原子%Ｎｄの３元系マグネシウム合金を用いる。

比較例６では、９７原子%Ｍｇ－１原子%Ｚｎ－２原子%Ｓｍの３元系マグネシウム合金を用いる。

比較例７では、９７原子%Ｍｇ－１原子%Ｚｎ－２原子%Ｅｕの３元系マグネシウム合金を用いる。

比較例８では、９７原子%Ｍｇ－１原子%Ｚｎ－２原子%Ｔｍの３元系マグネシウム合金を用いる。

比較例９では、９７原子%Ｍｇ－１原子%Ｚｎ－２原子%Ｌｕの３元系マグネシウム合金を用いる。

参考例としては、９８原子%Ｍｇ－２原子%Ｙの２元系マグネシウム合金を用いる。

（鋳造材の組織観察）

まず、Ａｒガス雰囲気中で高周波溶解によって実施例１～１３、比較例１～９及び参考例それぞれの組成のインゴットを作製し、これらのインゴットからφ１０×６０ｍｍの形状に切り出す。この切り出した鋳造材の組織観察をＳＥＭ、ＸＲＤによって行った。これらの結晶組織の写真を図１～図７に示す。

図１には、実施例１及び比較例１、２それぞれの結晶組織の写真が示されている。図２には、実施例２～４の結晶組織の写真が示されている。図３には、実施例５～７の結晶組織の写真が示されている。図４には、実施例８、９の結晶組織の写真が示されている。図５には、実施例１０～１２の結晶組織の写真が示されている。図６には、比較例３～９の結晶組織の写真が示されている。図７には、参考例の結晶組織の写真が示されている。図１０には、実施例１３の結晶組織の写真が示されている。

図１～図５に示すように、実施例１～１３のマグネシウム合金には長周期積層構造の結晶組織が形成されている。これに対し、図１、図６及び図７に示すように、比較例１～９及び参考例それぞれのマグネシウム合金は長周期積層構造の結晶組織が形成されていない。

実施例１～１３及び比較例１～９それぞれの結晶組織から以下のことが確認された。

Ｍｇ－Ｚｎ－ＲＥ３元系鋳造合金では、ＲＥがＹ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒの場合に長周期積層構造が形成されるのに対し、ＲＥがＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｎｄ、Ｓｍ、Ｅｕ、Ｇｄ、Ｙｂの場合は長周期積層構造が形成されない。Ｇｄは、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｎｄ、Ｓｍ、Ｅｕ、Ｙｂと少し挙動が異なっており、Ｇｄの単独添加（Ｚｎは必須）では長周期積層構造は形成されないが、長周期積層構造を形成する元素であるＹ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒとの複合添加では２．５原子％でも長周期積層構造が形成される（実施例６、１１参照）。

また、Ｙｂ、Ｔｂ、Ｓｍ、Ｎｄ及びＧｄは、Ｍｇ－Ｚｎ－ＲＥ（ＲＥ＝Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ）に添加する場合には、５．０原子％以下なら、長周期積層構造の形成を妨げない。また、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍは、Ｍｇ－Ｚｎ－ＲＥ（ＲＥ＝Ｙ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ）に添加する場合には、５．０原子％以下なら、長周期積層構造の形成を妨げない。

比較例１の鋳造材の結晶粒径は１０～３０μｍ程度であり、比較例２の鋳造材の結晶粒径は３０～１００μｍ程度であり、実施例１の鋳造材の結晶粒径は２０～６０μｍであり、いずれも粒界に多量の晶出物が観察された。ま

た、比較例２の鋳造材の結晶組織では粒内に微細な析出物が存在していた。

（鋳造材のビッカース硬度試験）

実施例１、比較例１及び比較例２それぞれの鋳造材をビッカース硬度試験により評価した。比較例１の鋳造材のビッカース硬度は７５Ｈｖであり、比較例２の鋳造材のビッカース硬度は６９Ｈｖであり、実施例１の鋳造材のビッカース硬度は７９Ｈｖであった。

（ＥＣＡＥ加工）

上記の実施例１及び比較例１、２それぞれの鋳造材に４００℃でＥＣＡＥ加工を施した。ＥＣＡＥ加工法は、試料に均一なひずみを導入するためにパス毎に試料長手方向を９０度ずつ回転させる方法を用いて、パス回数を４回及び８回で行った。この際の加工速度は２ｍｍ／秒の一定である。

（ＥＣＡＥ加工材のビッカース硬度試験）

ＥＣＡＥ加工を施した試料をビッカース硬度試験により評価した。４回のＥＣＡＥ加工後の試料のビッカース硬度は、比較例１の試料が８２Ｈｖ、比較例２の試料が７６Ｈｖ、実施例１の試料が９６Ｈｖであり、ＥＣＡＥ加工前の鋳造材と比較して１０～２０％の硬さの向上が見られた。８回のＥＣＡＥ加工をした試料では、４回のＥＣＡＥ加工をした試料とほとんど硬さに変化はなかった。

（ＥＣＡＥ加工材の結晶組織）

ＥＣＡＥ加工を施した試料の組織観察をＳＥＭ、ＸＲＤによって行った。比較例１、２の加工材では粒界に存在していた晶出物が数μｍオーダーに分断され、微細に均一分散しているのに対し、実施例１の加工材では晶出物は微細に分断されることなく、マトリックスと整合性を保ったまま剪断を受けているのが確認された。８回のＥＣＡＥ加工をした試料では、４回のＥＣＡＥ加工をした試料とほとんど組織に変化はなかった。

（ＥＣＡＥ加工材の引張試験）

ＥＣＡＥ加工を施した試料を引張試験により評価した。引張試験は、押出し方向に対して平行に初期ひずみ速度５×１０$^{-4}$／秒の条件で行った。４回

のＥＣＡＥ加工をした試料の引張特性については、比較例１、２の試料では２００ＭＰａ以下の降伏応力と２～３％の伸びしか示さないのに対し、実施例１の試料では２６０ＭＰａの降伏応力と１５％の伸びを示した。これは、鋳造材の特性が０．２％耐力１００ＭＰａ、伸び４％であるのを遥かに凌駕する特性であった。

（ＥＣＡＥ加工材の熱処理）

４回のＥＣＡＥ加工を施した試料を２２５℃で等温保持し、保持時間と硬度変化の関係を調査した。実施例１の試料では、２２５℃の熱処理を施すことで硬さがさらに向上し、引張試験による降伏応力は３００ＭＰａまで向上できることがわかった。

また、実施例１の鋳造材を３７５℃までＥＣＡＥの加工温度を下げると（即ち実施例１の鋳造材を４００℃ではなく３７５℃で４回のＥＣＡＥ加工を施すと）、実施例１のＥＣＡＥ加工材の降伏応力は３００ＭＰａと１２％の伸びを示した。そして、このＥＣＡＥ加工を施した試料に２２５℃の熱処理を施すことにより、引張試験による降伏応力は３２０ＭＰａまで向上できることが確認された。

（実施例１３の鋳造合金の押出し）

実施例１３の鋳造合金は、長周期積層構造を持つ９６原子％Ｍｇ－１原子％Ｚｎ－３原子％Ｙの３元系マグネシウム合金である。この鋳造合金を、温度が３００℃、断面減少率が９０％、押出し速度２．５ｍｍ／秒の条件で押出し加工した。この押出し後のマグネシウム合金は、室温において４２０ＭＰａの引張降伏強度と２％の伸びを示した。

（実施例１３～３４及び比較例１１～１３の鋳造合金の押出し後の特性）

表１及び表２に示す組成を有するＭｇ－Ｚｎ－Ｙ合金の鋳造材を作製し、その鋳造材に表１及び表２に示す押出し温度及び押出し比で押出し加工を行った。この押出し加工後の押出し材を、表１及び表２に示す試験温度で引張試験により０．２％耐力（降伏強度）、引張強さ、伸びを測定した。また、押出し材の硬さ（ビッカース硬度）についても測定した。これらの測定結果

を表１及び表２に示している。

（表１）

Ｍｇ－Ｚｎ－Ｙ合金

	組成（原子%）			押出し温度（℃）	押出し比	試験温度（℃）	0.2%耐力（ＭＰａ）	引張強さ（ＭＰａ）	伸び（%）	硬さ（Ｈｖ）
	Ｍｇ	Ｚｎ	Ｙ							
実施例13	96	1	3	300	10	常温	418		1	
実施例14	97.5	1	1.5	350	10	常温	367	380	1.3	
実施例15	97	1	2	350	10	常温	375	420	4	97
実施例16	97	1	2	400	10	常温	330	385	7	91
実施例17	96.5	1	2.5	350	10	常温	335	380	07	
実施例18	96	1	3	350	10	常温	335	408	8	
実施例19	96.5	1.5	2	350	10	常温	389	399	0.7	
実施例20	96.5	1.5	2	400	10	常温	360	434	5	
実施例21	96	2	2	350	10	常温	389	423	5	
実施例22	96	2	2	400	10	常温	326	361	4	
実施例23	95.5	2.5	2	350	10	常温	385	415	3.7	
実施例24	95.5	2.5	2	400	10	常温	345	369	6	
実施例25	94	3	3	450	10	常温	430	487	7.5	
実施例26	94	3	3	450	10	200	287	351	21.1	
実施例27	93.5	3.5	3	350	10	常温	425	490	7.5	
実施例28	94	2.5	3.5	450	10	常温	360	442	9	
実施例29	93.5	3	3.5	450	10	常温	440	492	6	

（表２）

Ｍｇ－Ｚｎ－Ｙ合金

	組成（原子％）			押出し温度（℃）	押出し比	試験温度（℃）	0.2%耐力（ＭＰａ）	引張強さ（ＭＰａ）	伸び（%）
	Ｍｇ	Ｚｎ	Ｙ						
実施例30	93.5	2.5	4	450	10	常温	370	450	6
実施例31	93.5	2.5	4	450	10	200	286	385	18.1
実施例32	97	1	2	350	2.5	常温	273	325	0.5
実施例33	97.5	0.5	2	350	10	常温	310	350	6
実施例34	97.5	0.5	2	400	10	常温	270	300	2
比較例11	97	1	2	350	1	常温	77	100	1.5
比較例12	96	2	2	350	1	常温	80	104	1.5
比較例13	95	4	1	400	10	常温	260	325	9.8

＊押出し比１は１ＧＰａでのホットプレス材を示す

表１及び表２は、ＺｎとＹの添加量が異なる種々のＭｇ－Ｚｎ－Ｙ合金鋳造材を、表に示す押出し温度と押出し比で、押出し速度２．５ｍｍ／秒で押出し加工を行った後の室温における引張試験及び硬さ試験の結果を示している。

尚、表２に示す押出し比１は、ホットプレスを意味しており、１ＧＰａの圧力を６０秒間負荷したことを示しており、加工率は０である。

実施例２９の組成を有するマグネシウム合金の鋳造材の結晶組織を図１１に示す。

（実施例３５～４０及び比較例１４～１８の鋳造合金の押出し後の特性）

表３に示す組成を有する３元系のマグネシウム合金の鋳造材を作製し、その鋳造材に表３に示す押出し温度及び押出し比で押出し加工を行った。この押出し加工後の押出し材を、表３に示す試験温度で引張試験により０．２％耐力（降伏強度）、引張強さ、伸びを測定した。また、押出し材の硬さ（ビッカース硬度）についても測定した。これらの測定結果を表３に示している。

【表３】

Ｍｇ－Ｚｎ－Ｘ系合金

	組成（原子%）	押出し温度（℃）	押出し比	試験温度（℃）	0.2%耐力（ＭＰａ）	引張強さ（ＭＰａ）	伸び（%）	硬さ（Ｈｖ）
実施例35	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｄｙ	350	10	常温	350	385	7.5	93
実施例36	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｄｙ	400	10	常温	325	365	6.5	94
実施例37	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｙ(Ｈ.Ｔ)	350	10	常温	355	410	6	94
実施例38	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｄｙ(Ｈ.Ｔ)	350	10	常温	350	385	4	96
実施例39	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｅｒ(Ｈ.Ｔ)	350	10	常温	355	380	3	90
実施例40	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｈｏ(Ｈ.Ｔ)	350	10	常温	350	385	3	93
比較例14	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｌａ	350	10	常温	—	210	0	—
比較例15	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｌａ	400	10	常温	240	245	0.5	83
比較例16	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｙｂ	350	10	常温	—	300	0	84
比較例17	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｙｂ	400	10	常温	250	260	7	81
比較例18	Ｍｇ－１Ｚｎ－２Ｓｍ(Ｈ.Ｔ)	350	10	常温	—	350	0	95

＊(Ｈ.Ｔ)　５００℃、１０時間で鋳造材を熱処理した後で押出し加工したもの

97原子％Ｍｇ－1原子％Ｚｎ－2原子％ＲＥ鋳造材を種々の押出し温度で、押出し比１０、押出し速度２．５ｍｍ／秒で押出し加工を行った後の室温における引張試験及び硬さ試験の結果を示している。表中に（Ｈ．Ｔ）と表わしている合金は、押出し加工前に５００℃で１０時間の均質化熱処理を施したことを示している。

（実施例４１～４６の鋳造合金の押出し後の特性）

表４に示す組成を有する４元系のマグネシウム合金の鋳造材を作製し、その鋳造材に表４に示す押出し温度及び押出し比で押出し加工を行った。この押出し加工後の押出し材を、表４に示す試験温度で引張試験により０．２％耐力（降伏強度）、引張強さ、伸びを測定した。これらの測定結果を表４に示している。

（表４）

Ｍｇ－Ｚｎ－Ｙ－Ｘ系合金

	組成（原子%）	押出し温度（℃）	押出し比	試験温度（℃）	0.2%耐力（ＭＰａ）	引張強さ（ＭＰａ）	伸び（%）
実施例 41	Ｍｇ－2Ｚｎ－2Ｙ－0.2Ｚｒ	350	10	常温	405	465	8.5
実施例 42	Ｍｇ－2Ｚｎ－2Ｙ－0.2Ｚｒ	400	10	常温	425	471	8.5
実施例 43	Ｍｇ－2Ｚｎ－2Ｙ－0.2Ｚｒ	350	10	常温	418	469	6
実施例 44	Ｍｇ－2Ｚｎ－2Ｙ－1.3Ｃａ	350	10	常温	406	417	1.3
実施例 45	Ｍｇ－2Ｚｎ－2Ｙ－1Ｓｉ	350	10	常温	370	409	6
実施例 46	Ｍｇ－2Ｚｎ－2Ｙ－0.5Ａｇ	350	10	常温	401	441	6

表４の実施例４１，４２は、Ｍｇ－Ｚｎ－Ｙ－Ｘ系合金の鋳造材を、種々の押出し温度で、押出し比１０、押出し速度２．５ｍｍ／秒で押出し加工を行った後の室温における引張試験及び硬さ試験の結果を示している。また、表４の実施例４３～４６は、Ｍｇ－Ｚｎ－Ｙ－Ｘ系合金の鋳造材に５００℃の温度で１０時間の熱処理を施した後、３５０℃の押出し温度で、押出し比１０、押出し速度２．５ｍｍ／秒で押出し加工を行った後の室温における引張試験及び硬さ試験の結果を示している。

図３１（Ａ）は、実施例４３のＭｇ－２原子％Ｚｎ－２原子％Ｙ－０．２原子％Ｚｒの鋳造材の結晶組織を示す写真であり、図３１（Ｂ）は、Ｍｇ－２原子％Ｚｎ－２原子％Ｙの鋳造材の結晶組織を示す写真である。

図３１（Ａ）、（Ｂ）に示すように、実施例４３のＺｒを添加した鋳造材は$Mg_3Zn_3RE_2$のような化合物の析出が抑制され、長周期積層構造相の形成が促進され、結晶組織が微細化されることが確認された。また、表４に示すように、Ｚｒを添加したマグネシウム合金はＺｒを添加していないものに比べて延性を損なうことなく高い降伏強度が得られた。この理由は、長周期積層構造相の形成が促進されたためと考えられる。

（実施例４７～６２の鋳造合金の押出し後の特性）

表５に示す組成を有するＭｇ－Ｚｎ－Ｙ合金のインゴットを高周波溶解炉を用いてＡｒガス雰囲気中で溶製し、そのインゴットを切削することによってチップ形状の鋳造材を作る。次いで、チップ材を銅製の缶に充填した後で１５０℃で加熱真空脱ガスを行って封止した。その後、缶に充填されたチップ材を缶ごと、表５に示す押出し温度及び押出し比で押出し加工を行った。この押出し加工後の押出し材を、表５に示す試験温度で引張試験により０．２％耐力（降伏強度）、引張強さ、伸びを測定した。また、押出し材の硬さ（ビッカース硬度）についても測定した。これらの測定結果を表５に示している。

（表５）

Ｍｇ－Ｚｎ－Ｙ合金チップ

	組成（原子%）			押出し温度（℃）	押出し比	試験温度（℃）	0.2%耐力（ＭＰａ）	引張強さ（ＭＰａ）	伸び（%）	硬さ（Ｈｖ）
	Ｍｇ	Ｚｎ	Ｙ							
実施例47	97.5	1	1.5	350	10	常温	450	483	1	113
実施例48	97.5	1	1.5	400	10	常温	390	420	6	108
実施例49	97	1	2	350	10	常温	442	464	5	105
実施例50	97	1	2	400	10	常温	400	406	10	112
実施例51	96.5	1	2.5	350	10	常温	373	401	13	105
実施例52	96.5	1	2.5	400	10	常温	371	394	14	105
実施例53	96	1	3	350	10	常温	400	424	6.5	115
実施例54	96	1	3	400	10	常温	375	417	8	113
実施例55	96	1	3	350	5	常温	440	452	0.5	122
実施例56	96	1	3	350	15	常温	362	408	4.5	113
実施例57	97.5	0.5	2	350	10	常温	332	355	10	
実施例58	97.5	0.5	2	400	10	常温	330	360	11	103
実施例59	96.5	1.5	2	350	10	常温	490	500	3	
実施例60	96.5	1.5	2	400	10	常温	445	455	7	112
実施例61	96	2	2	350	10	常温	497	500	4	114
実施例62	96	2	2	400	10	常温	433	450	9	103

表５は、ＺｎとＹの添加量が異なるＭｇ－Ｚｎ－Ｙ合金の鋳造材を切削することによって作製したチップ材を種々の押出し温度と押出し比で、押出し速度２．５ｍｍ／秒で押出し固化した試料の室温における引張試験及び硬さ試験の結果を示している。

（鋳造材及び鋳造後に熱処理した材料の組織観察）

まず、Ａｒガス雰囲気中で高周波溶解によって実施例６８（$Mg_{96.5}-Zn_1-Gd_{2.5}$）の組成のインゴットを作製し、このインゴットからφ１０×６０ｍｍの形状に切り出す。この切り出した鋳造材の組織観察をＳＥＭによって行った。また、この鋳造材を２００℃、３００℃、５００℃それぞれの温度で熱処理した後に組織観察をＳＥＭ(走査型電子顕微鏡)によって行った。これらの結晶組織の写真を図１２～図１５に示す。図１２は、熱処理を行っていない鋳造材の結晶組織を示す写真である。図１３は、鋳造材を２００℃の温度で熱処理した後に結晶組織を示す写真である。図１４は、鋳造材を３００℃の温度で熱処理した後に結晶組織を示す写真である。図１５は、鋳造材を５００℃の温度で熱処理した後に結晶組織を示す写真である。

図１２に示すように、熱処理前の鋳造材は長周期積層構造相が形成されていない。これに対し、図１３～図１５に示すように、熱処理することによって長周期積層構造相が形成されることが確認された。

次に、Ａｒガス雰囲気中で高周波溶解によって実施例７３（$Mg_{97.5}-Zn_{0.5}-Gd_2$）、実施例６６（$Mg_{97}-Zn_1-Gd_2$）、実施例６７（$Mg_{96.75}-Zn_1-Gd_{2.25}$）、実施例６８（$Mg_{96.5}-Zn_1-Gd_{2.5}$）の組成のインゴットを作製し、このインゴットからφ１０×６０ｍｍの形状に切り出す。これらの切り出した鋳造材を７７３Ｋの温度で熱処理した。これらの組織観察をＳＥＭによって行った。これらの結晶組織の写真を図１６～図１９に示す。

図１６（ａ）は、実施例７３の熱処理前のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真であり、図１６（ｂ）は実施例７３の熱処理後のマグネシウム合金

の結晶組織を示す写真である。図１７（ａ）は、実施例６６の熱処理前のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真であり、図１７（ｂ）は実施例６６の熱処理後のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真である。図１８（ａ）は、実施例６７の熱処理前のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真であり、図１８（ｂ）は実施例６７の熱処理後のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真である。図１９（ａ）は、実施例６８の熱処理前のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真であり、図１９（ｂ）は実施例６８の熱処理後のマグネシウム合金の結晶組織を示す写真である。

これらの図に示すように、長周期積層構造相が形成されていない鋳造材を熱処理することにより、長周期積層構造相を形成することができることが確認された。

（鋳造材を熱処理した後の押出し材の組織観察）

鋳造材を５００℃の温度で熱処理した後の前記実施例６６、６７、６８、７３の合金を３５０℃の温度、押出比１０で押出し加工を施した。この押出し材の組織観察をＳＥＭによって行った。これらの結晶組織の写真を図２０～２３に示す。図２０は、実施例６６の結晶組織のＳＥＭ写真である。図２１は、実施例６７の結晶組織のＳＥＭ写真である。図２２は、実施例６８の結晶組織のＳＥＭ写真である。図２３は、実施例７３の結晶組織のＳＥＭ写真である。

図２０～２３に示すように、押出し加工後のマグネシウム合金における長周期積層構造相は一部が湾曲又は屈曲していることが確認された。また、ｈｃｐ構造マグネシウム相の転位密度に比べて前記長周期積層構造相の転位密度が少なくとも１桁小さいことが確認された。

また、図２６に示すようにマグネシウム合金がMg_3Gd化合物を有していることが確認された。

また、図２７に示すように、マグネシウム合金中のｈｃｐ構造マグネシウム相が、塑性加工を施した従来のマグネシウム合金中のｈｃｐ構造マグネシウム相に比べて双晶が少ないか、又は無いことが確認された。従って、この

ようなマグネシウム合金の場合、変形時に双晶変形を起こし難いことが考えられる。

また、実施例のマグネシウム合金の結晶粒径が１００ｎｍ以上５００μｍ以下であることが確認された。結晶粒径が１００ｎｍ未満と小さい場合は長周期積層構造の湾曲が生じない。

（鋳造材を熱処理した後の押出し材の機械的特性）

Ａｒガス雰囲気中で高周波溶解によって表６に示す実施例６３～７６それぞれの組成のインゴットを作製し、このインゴットからφ１０×６０ｍｍの形状に切り出す。この切り出した鋳造材を７７３Ｋ（５００℃）の温度で１０時間熱処理し、これを６２３Ｋの温度、押出比１０で押出し加工を行った。これらの押出し材を室温で引張試験を行い、降伏強度、最大強度及び伸びを測定した。これらの測定結果は表６に示している。

（表６）

	合金組成 (at.%)	降伏強度 (MPa)	最大強度 (MPa)	伸び (%)
実施例 63	$Mg_{98}Zn_1Gd_1$	329	332	3.9
実施例 64	$Mg_{97.5}Zn_1Gd_{1.5}$	301	334	10.6
実施例 65	$Mg_{98.25}Zn_1Gd_{1.75}$	332	355	7.5
実施例 66	$Mg_{97}Zn_1Gd_2$	369	405	9.4
実施例 67	$Mg_{96.75}Zn_1Gd_{2.25}$	329	379	7.3
実施例 68	$Mg_{96.5}Zn_1Gd_{2.5}$	351	391	7.2
実施例 69	$Mg_{96}Zn_1Gd_3$	368	411	6.5
実施例 70	$Mg_{95.5}Zn_1Gd_{3.5}$	375	406	6.4
実施例 71	$Mg_{95}Zn_1Gd_4$	382	397	3.9
実施例 72	$Mg_{94.5}Zn_1Gd_{4.5}$	356	409	3.5
実施例 73	$Mg_{97.5}Zn_{0.5}Gd_2$	309	353	7.9
実施例 74	$Mg_{96.5}Zn_{1.5}Gd_2$	306	340	9.4
実施例 75	$Mg_{96}Zn_2Gd_2$	283	319	14
実施例 76	$Mg_{95.5}Zn_{2.5}Gd_2$	269	300	13.3

押出温度：623 K

押出比：10.

引張試験温度：室温

また、実施例６３、６６、６９、７１、７３及び７５それぞれの押出し材を４７３Ｋの温度で引張試験を行い、降伏強度、最大強度及び伸びを測定した。これらの測定結果は表７に示している。

（表７）

	合金組成 (at.%)	降伏強度 (MPa)	最大強度 (MPa)	伸び (%)
実施例 63	$Mg_{98}Zn_1Gd_1$	243	258	13
実施例 66	$Mg_{97}Zn_1Gd_2$	297	337	12.7
実施例 69	$Mg_{96}Zn_1Gd_3$	323	370	9.4
実施例 71	$Mg_{95}Zn_1Gd_4$	324	357	17.2
実施例 73	$Mg_{97.5}Zn_{0.5}Gd_2$	278	320	4.4
実施例 75	$Mg_{96}Zn_2Gd_2$	241	286	8.2

押出温度：623 K

押出比：10

引張試験温度：473 K

また、Ａｒガス雰囲気中で高周波溶解によって表８に示す比較例１９の組成のインゴットを作製し、このインゴットからφ１０×６０ｍｍの形状に切り出す。この切り出した鋳造材を室温で引張試験を行い、降伏強度、最大強度及び伸びを測定した。これらの測定結果は表８に示している。

（表８）

	合金組成 (at.%)	降伏強度 (MPa)	最大強度 (MPa)	伸び (%)
比較例 19	$Mg_{97}Zn_1Gd_2$	288	323	7.7

押出温度：623 K

押出比：10

引張試験温度：室温

比較例１９と実施例６６は同じ組成のマグネシウム合金であるが、鋳造後に熱処理を行わずに押出し加工を行った比較例１９では、降伏強度が２８８ＭＰａ、最大強度が３２３ＭＰａ、伸びが７．７％であるのに対し、鋳造後に熱処理を行った後に押出し加工を行った実施例６６では、降伏強度

が３６９ＭＰａ、最大強度が４０５ＭＰａ、伸びが９．４％であった。この結果から、熱処理することによって降伏強度が２８％上昇し、最大強度が２５％上昇し、伸びが２２％上昇することが確認された。従って、熱処理によってマグネシウム合金に長周期積層構造相を形成し、押出し加工によって長周期積層構造相の一部を湾曲又は屈曲させることにより、高強度高靭性のマグネシウム合金を作製することができることを確認した。

また、湾曲又は屈曲した長周期積層構造相にはランダム粒界が含まれている。このランダム粒界によってマグネシウム合金が高強度化され、高温での粒界すべりが抑制されると考えられる。従って、表７に示すように高温で高強度が得られる。

また、ｈｃｐ構造マグネシウム相に高密度の転位を含むことによりマグネシウム合金が高強度化され、長周期積層構造相の転位密度が低いことによりマグネシウム合金の延性の向上と高強度化が実現されると考えられる。

また、上記の結果は、マグネシウム合金に限らず、他の金属においても、長周期積層構造相を形成し、その金属を塑性加工することによって長周期積層構造相の少なくとも一部を湾曲又は屈曲させることにより、その金属を高強度高靭性化させることができることを示唆している。

表６に示すように、実施例６３～７４のＭｇ－Ｚｎ－Ｇｄ合金では、比較例１９を超える降伏強度、例えば２９０ＭＰａ以上を有すると共に、伸びが３％以上であった。また、表７に示す実施例では、４７３Ｋの温度での降伏強度が２００ＭＰａ以上を有していた。従って、実施例６３～７４は十分に実用に供するレベルにある機械的強度を備えているといえる。従って、以下の組成範囲であれば高強度高靭性マグネシウム合金を得ることができると考えられる。

高強度高靭性マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄをｂ原子％含有し、残部がＭｇから成り、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たす。また、より好ましいマグネシウム合金は、下記式（１’）～（３’）を満たす。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（2）０．５≦ｂ≦５．０

（3）０．５ａ－０．５≦ｂ

（1’）０．２≦ａ≦３．０

（2’）０．５≦ｂ≦５．０

（3’）２ａ－３≦ｂ

また、前記高強度高靭性マグネシウム合金にＹｂ、Ｔｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有させても良く、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことが好ましい。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

このような元素を含有させることにより、マグネシウム合金の結晶粒を微細化すること、金属間化合物の析出を促進させることができる。

また、前記高強度高靭性マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有させても良く、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことが好ましい。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

このような元素を含有させることにより、マグネシウム合金の結晶粒を微細化すること、金属間化合物の析出を促進させることができる。

また、前記高強度高靭性マグネシウム合金にＹｂ、Ｔｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有させ、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有させても良く、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことが好ましい。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．５≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

このような元素を含有させることにより、マグネシウム合金の結晶粒を微

細化すること、金属間化合物の析出を促進させることができる。

また、前記高強度高靭性マグネシウム合金にＡｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｚｒ、Ｔｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超２．５原子％以下含有させても良い。これにより、高強度高靭性を維持したまま、他の性質を改善することができる。例えば、耐食性や結晶粒微細化などに効果がある。

（鋳造材を熱処理した後の押出し材の組織観察）

$Mg_{96.5}-Zn_1-Gd_{2.5}$鋳造材（実施例６８）を５００℃の温度で熱処理した後に、前記鋳造材を３５０℃の温度、押出比１０、押出速度２．５ｍｍ／秒で押出し加工を施した。この押出し材の組織観察をＴＥＭ（透過型電子顕微鏡）によって行った。この押出し材の結晶組織の写真を図２７に示す。

図２７に示すように、押出し加工後のマグネシウム合金においては、任意の角度で長周期積層構造相の一部が連続的に湾曲及び屈曲している組織が観察された。

（鋳造材を押出した後の組織観察）

$Mg_{96}-Zn_2-Y_2$鋳造材（実施例２１）を３５０℃の温度、押出比１０、押出速度２．５ｍｍ／秒で押出し加工を施した。この押出し材の組織観察をＳＥＭによって行った。この押出し材の結晶組織の写真を図２８に示す。

図２８に示すように、押出し加工後のマグネシウム合金においては、任意の角度で長周期積層構造相の一部が連続的に湾曲及び屈曲している組織が観察された。また、長周期積層構造相の少なくとも一部が、２Ｈ構造を有するＭｇと層状（ラメラ状）に存在することが観察された。ここでいう２Ｈ構造とは、六方最密構造（ＨＣＰ）のことである。ここでいう長周期積層構造相とは、ＨＣＰ構造における底面原子層並びが底面法線方向に長周期規則をもって繰り返される構造をいう。なお、本来のＨＣＰマグネシウム金属は２周期（２Ｈ）構造をとる。

尚、本発明は上述した実施の形態及び実施例に限定されるものではなく、本発明の主旨を逸脱しない範囲内で種々変更して実施することが可能である。

また、前記長周期積層構造相は濃度変調を有する。前記濃度変調とは、溶質元素濃度が原子層毎に周期的に変化する事をいう。

請 求 の 範 囲

1．ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備えたマグネシウム合金からなり、

前記長周期積層構造相の少なくとも一部が、２Ｈ構造を有するＭｇとラメラ状に存在することを特徴とする高強度高靭性金属。

2．マグネシウム合金に塑性加工を行った後の塑性加工物は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備え、

前記長周期積層構造相の少なくとも一部が、２Ｈ構造を有するＭｇとラメラ状に存在することを特徴とする高強度高靭性金属。

3．請求項１又は２において、前記ラメラ状に存在するラメラ組織の少なくとも一部が湾曲又は屈曲していることを特徴とする高強度高靭性金属。

4．ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備えたマグネシウム合金からなり、

前記長周期積層構造相の少なくとも一部が湾曲又は屈曲していることを特徴とする高強度高靭性金属。

5．マグネシウム合金に塑性加工を行った後の塑性加工物は、ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備え、前記長周期積層構造相の少なくとも一部が湾曲又は屈曲していることを特徴とする高強度高靭性金属。

6．請求項２又は５において、前記塑性加工前のマグネシウム合金は、湾曲又は屈曲のない長周期積層構造の結晶組織を有することを特徴とする高強度高靭性金属。

7．請求項３又は５において、前記長周期積層構造相の湾曲又は屈曲している領域の一部がランダム粒界を含むことを特徴とする高強度高靭性金属。

8．請求項４、５及び７のいずれか一項において、前記ｈｃｐ構造マグネシウム相の転位密度に比べて前記長周期積層構造相の転位密度が少なくとも１桁小さいことを特徴とする高強度高靭性金属。

9．請求項１乃至８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｚ

ｎをａ原子％含有し、Ｙをｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（１）０．５≦ａ≦５．０

（２）１．０≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

１０．請求項１乃至８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．２≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

１１．請求項１乃至８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（１）０．２≦ａ≦３．０

（２）０．２≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

１２．請求項１０又は１１において、前記マグネシウム合金にＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種を合計でｙ原子％含有し、ｙは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｙ≦４．８

（５）０．２≦ｂ＋ｙ≦５．０

１３．請求項９乃至１２のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする

高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

１４．請求項９乃至１２のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

１５．請求項９乃至１２のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．２≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

１６．請求項１乃至８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｙをｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（１）０．２５≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

１７．請求項１乃至８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

１８．請求項１乃至８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（１）０．１≦ａ≦３．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

１９．請求項１７又は１８において、前記マグネシウム合金にＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｙ原子％含有し、ｙは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｙ≦４．９

（５）０．１≦ｂ＋ｙ≦５．０

２０．請求項１６乃至１９のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

２１．請求項１６乃至１９のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

２２．請求項１６乃至１９のいずれか一項において、前記マグネシウム合金

にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．１≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

２３．請求項１乃至８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

２４．請求項１乃至８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（１）０．２≦ａ≦３．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

２５．請求項２３又は２４において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

２６．請求項２３又は２４において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、

Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

２７．請求項２３又は２４において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．５≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

２８．請求項１乃至８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．２５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

２９．請求項１乃至８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（１）０．１≦ａ≦３．０

（２）０．２５≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

３０．請求項２８又は２９において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及

びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．２５≦ｂ＋ｃ≦６．０

３１．請求項２８又は２９において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．２５≦ｂ＋ｃ≦６．０

３２．請求項２８又は２９において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．２５≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

３３．請求項２３乃至３２のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＤｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超１．５原子％以下含有する高強度高靭性金属。

３４．請求項２３乃至３２のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＹを合計で０原子％超１．０原子％以下含有する高強度高靭性金属。

３５．請求項２３乃至３４のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で３原子％未満含有することを特徴とする高強度高靭性金属。

３６．請求項９乃至３５のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、

希土類元素を含有する鉱石を精錬することによって得られ、複数の希土類元素が含有された希土類合金を鋳造時の原料の一部に用いて形成され、前記マグネシウム合金中の希土類元素の合計含有量が６．０原子％以下であることを特徴とする高強度高靭性金属。

３７．請求項９乃至３６のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＡｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｚｒ、Ｔｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超２．５原子％以下含有する高強度高靭性金属。

３８．請求項９乃至３７のいずれか一項において、前記マグネシウム合金はＭｇと希土類元素の化合物、ＭｇとＺｎの化合物、Ｚｎと希土類元素の化合物及びＭｇとＺｎと希土類元素の化合物からなる析出物群から選択される少なくとも１種類の析出物を有していることを特徴とする高強度高靭性金属。

３９．請求項９乃至３８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金の結晶粒径が１００ｎｍ以上５００μｍ以下であることを特徴とする高強度高靭性金属。

４０．一般式で、$Mg_{(100-x-y)}Y_xZn_y$（１＜ｘ＜５、０．３＜ｙ＜６；ｘ、ｙはいずれも原子％）の組成を有し、平均結晶粒径が１μｍ以下の結晶組織を有する高強度高靭性金属であって、

前記$Mg_{(100-x-y)}Y_xZn_y$は、希土類元素を含有する鉱石を精錬することによって得られ、複数の希土類元素が含有された希土類合金を出発原料の一部に用いて形成され、液体から急速に凝固された粉末、薄帯又は細線を、せん断が付加されるように固化することで形成されたことを特徴とする高強度高靭性金属。

４１．請求項３６又は４０において、前記希土類合金は、Ｙ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で５０原子％以上含有するとともにＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ、Ｔｍ及びＬｕ以外の希土類元素を合計で５０原子％未満含有することを特徴とする高強度高靭性金属。

４２．ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備え、前記長周期積層構造相の少なくとも一部が、２Ｈ構造を有するＭｇとラメラ状に存在するマグネシウム合金を準備する工程と、

前記マグネシウム合金に塑性加工を行うことにより、前記ラメラ状に存在するラメラ組織を保持した塑性加工物を作る工程と、

を具備することを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

４３．ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備えたマグネシウム合金を準備する工程と、

前記マグネシウム合金に塑性加工を行うことにより、前記長周期積層構造相の少なくとも一部を湾曲又は屈曲させた塑性加工物を作る工程と、

を具備することを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

４４．請求項４２又は４３において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｙをｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（１）０．５≦ａ≦５．０

（２）１．０≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

４５．請求項４２又は４３において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．２≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

４６．請求項４２又は４３において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される

少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（１）０．２≦ａ≦３．０

（２）０．２≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

４７．請求項４５又は４６において、前記マグネシウム合金にＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種を合計でｙ原子％含有し、ｙは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｙ≦４．８

（５）０．２≦ｂ＋ｙ≦５．０

４８．請求項４４乃至４７のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

４９．請求項４４乃至４７のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．２≦ｂ＋ｃ≦６．０

５０．請求項４４乃至４７のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式

（４）～（６）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．２≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

５１．ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備え、前記長周期積層構造相の少なくとも一部が、２Ｈ構造を有するＭｇとラメラ状に存在するマグネシウム合金を準備する工程と、

前記マグネシウム合金を切削することによってチップ形状の切削物を作る工程と、

前記切削物に塑性加工による固化を行うことにより、前記ラメラ状に存在するラメラ組織を保持した塑性加工物を作る工程と、

を具備することを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

５２．ｈｃｐ構造マグネシウム相及び長周期積層構造相を有する結晶組織を備えたマグネシウム合金を準備する工程と、

前記マグネシウム合金を切削することによってチップ形状の切削物を作る工程と、

前記切削物に塑性加工による固化を行うことにより、前記長周期積層構造相の少なくとも一部を湾曲又は屈曲させた塑性加工物を作る工程と、

を具備することを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

５３．請求項５１又は５２において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｙをｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（１）０．２５≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ≦ｂ

５４．請求項５１又は５２において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される

少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

５５．請求項５１又は５２において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｄｙ、Ｈｏ及びＥｒからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（１）０．１≦ａ≦３．０

（２）０．１≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

５６．請求項５４又は５５において、前記マグネシウム合金にＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｙ原子％含有し、ｙは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｙ≦４．９

（５）０．１≦ｂ＋ｙ≦５．０

５７．請求項５３乃至５６のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

５８．請求項５３乃至５６のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種

の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

５９．請求項５３乃至５６のいずれか一項において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．１≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

６０．請求項４２又は４３において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程と前記塑性加工物を作る工程との間に、前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程をさらに具備することを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（１）０．２≦ａ≦５．０

（２）０．５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

６１．請求項４２又は４３において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程と前記塑性加工物を作る工程との間に、前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程をさらに具備することを特

徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（1）０．２≦ａ≦３．０

（2）０．５≦ｂ≦５．０

（3）２ａ－３≦ｂ

６２．請求項６０又は６１において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（4）０≦ｃ≦３．０

（5）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

６３．請求項６０又は６１において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（4）０≦ｃ≦２．０

（5）０．５≦ｂ＋ｃ≦６．０

６４．請求項６０又は６１において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（4）０≦ｃ≦３．０

（5）０≦ｄ≦２．０

（6）０．５≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

６５．請求項５１又は５２において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程と前記チップ形状の切削物を作る工程との間又は前記チップ形状の切削物を作る工程と前記塑性加工物を作る工程との間に、前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程をさらに具備することを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（１）０．１≦ａ≦５．０

（２）０．２５≦ｂ≦５．０

（３）０．５ａ－０．５≦ｂ

６６．請求項５１又は５２において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｚｎをａ原子％含有し、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｂ原子％含有し、ａとｂは下記式（１）～（３）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程と前記チップ形状の切削物を作る工程との間又は前記チップ形状の切削物を作る工程と前記塑性加工物を作る工程との間に、前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程をさらに具備することを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（１）０．１≦ａ≦３．０

（２）０．２５≦ｂ≦５．０

（３）２ａ－３≦ｂ

６７．請求項６５又は６６において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．２５≦ｂ＋ｃ≦６．０

６８．請求項６５又は６６において、前記マグネシウム合金にＬａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．２５≦ｂ＋ｃ≦６．０

６９．請求項６５又は６６において、前記マグネシウム合金にＹｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．２５≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

７０．請求項６０乃至６９のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で３原子％未満含有することを特徴とする高強度高靭性金属。

７１．請求項４４乃至５０、５３乃至７０のいずれか一項において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｙｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

７２．請求項４４乃至５０、５３乃至７０のいずれか一項において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びＭｍからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

７３．請求項５９乃至７０のいずれか一項において、前記マグネシウム合金

を準備する工程は、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、ｃは下記式（４）及び（５）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦２．０

（５）０．１≦ｂ＋ｃ≦６．０

７４．請求項４４乃至５０、５３乃至７０のいずれか一項において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｙｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．１≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

７５．請求項５９乃至７０のいずれか一項において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ｙｂ、Ｔｂ、Ｓｍ及びＮｄからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｃ原子％含有し、Ｌａ、Ｃｅ、Ｐｒ、Ｅｕ及びMmからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計でｄ原子％含有し、ｃ及びｄは下記式（４）～（６）を満たすマグネシウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

（４）０≦ｃ≦３．０

（５）０≦ｄ≦２．０

（６）０．１≦ｂ＋ｃ＋ｄ≦６．０

７６．請求項４４乃至５０、５３乃至７５のいずれか一項において、前記マグネシウム合金を準備する工程は、Ａｌ、Ｔｈ、Ｃａ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｚｒ、Ｔｉ、Ｈｆ、Ｎｂ、Ａｇ、Ｓｒ、Ｓｃ、Ｂ及びＣからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で０原子％超２．５原子％以下含有するマグネ

シウム合金鋳造物を作る工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

７７．請求項５９乃至７１、７３、７５及び７６のいずれか一項において、前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程は、３００℃以上５５０℃以下で１０分以上２４時間未満の熱処理条件で前記マグネシウム合金に熱処理を施す工程であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

７８．請求項４４乃至５０、５３乃至７７のいずれか一項において、前記マグネシウム合金鋳造物を作る工程は、希土類元素を含有する鉱石を精錬することによって得られ、複数の希土類元素が含有された希土類合金を鋳造時の原料の一部に用いて作られ、前記マグネシウム合金鋳造物中の希土類元素の合計含有量が６．０原子％以下であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

７９．請求項４２乃至７８のいずれか一項において、前記塑性加工を行う前のマグネシウム合金の結晶粒径が１００ｎｍ以上５００μｍ以下であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

８０．請求項４２乃至７９のいずれか一項において、前記塑性加工を行った後のマグネシウム合金におけるｈｃｐ構造マグネシウム相の転移密度は長周期積層構造相の転位密度に比べて１桁以上大きいことを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

８１．請求項４２乃至８０のいずれか一項において、前記マグネシウム合金に塑性加工を行う際の温度条件は２５０℃以上であることを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

８２．請求項４２乃至８１のいずれか一項において、前記塑性加工は、圧延、押出し、ＥＣＡＥ、引抜加工及び鍛造、これらの繰り返し加工、ＦＳＷ加工のうちの少なくとも一つを行うものである高強度高靭性金属の製造方法。

８３．希土類元素を含有する鉱石を精錬することによって得られ、複数の希土類元素が含有された希土類合金を出発原料の一部として用い、一般式で、$Mg_{(100-x-y)}Y_xZn_y$（$1<x<5$、$0.3<y<6$；ｘ、ｙはいずれ

も原子%）の組成を有する液体を形成し、

前記液体を急冷して凝固させることにより粉末、薄帯又は細線を形成し、

前記粉末、薄帯又は細線にせん断が付加されるように固化することを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

８４．請求項７８又は８３において、前記希土類合金は、Ｙ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ、Ｔｍ及びＬｕからなる群から選択される少なくとも１種の元素を合計で５０原子%以上含有するとともにＹ、Ｇｄ、Ｔｂ、Ｄｙ、Ｈｏ、Ｅｒ、Ｔｍ及びＬｕ以外の希土類元素を合計で５０原子%未満含有することを特徴とする高強度高靭性金属の製造方法。

８５．請求項１乃至３９のいずれか一項において、前記長周期積層構造相が濃度変調を有することを特徴とする高強度高靭性金属。

図 1

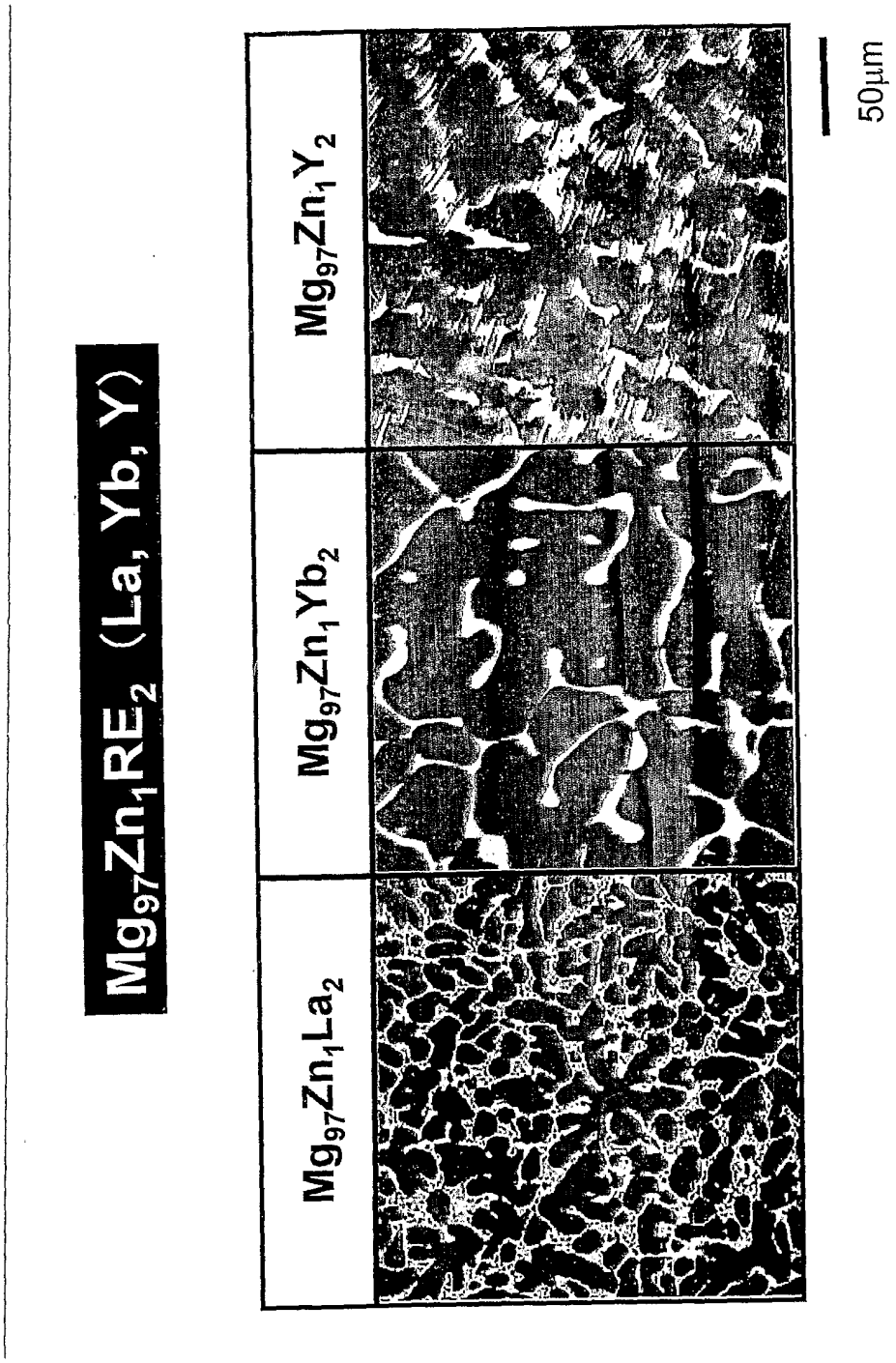


図 2

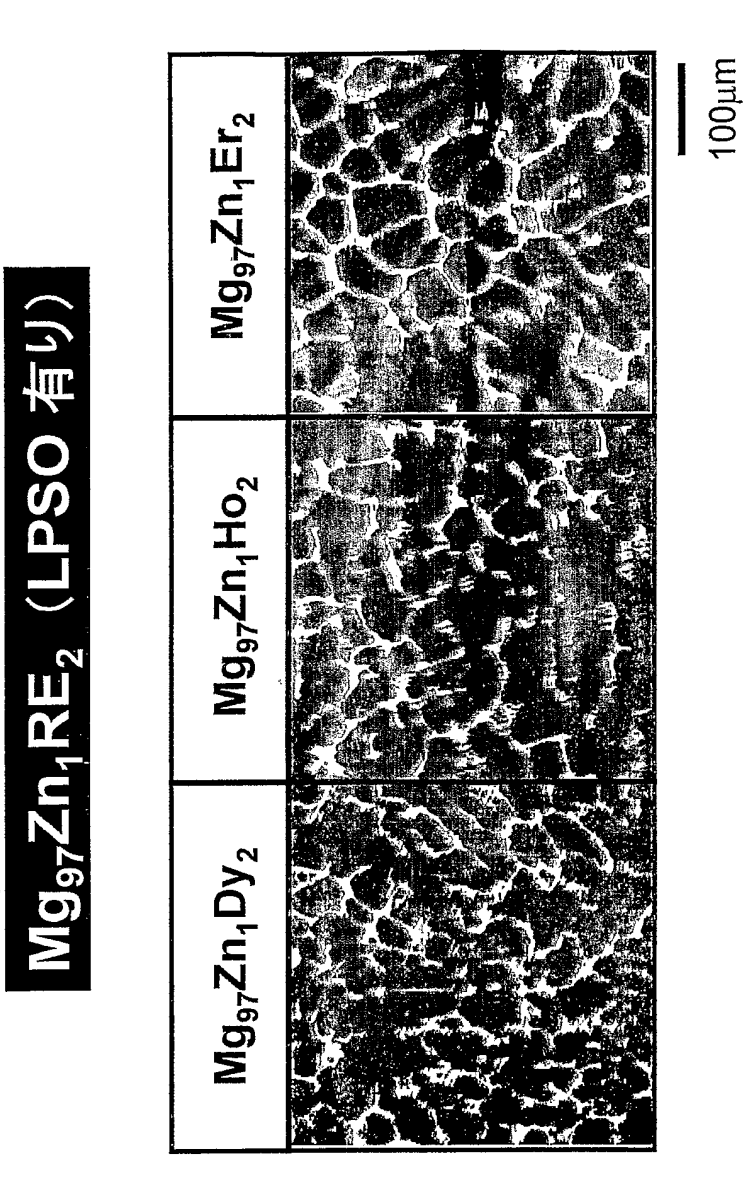

$Mg_{97}Zn_1RE_2$（LPSO 有り）
$Mg_{97}Zn_1Dy_2$
$Mg_{97}Zn_1Ho_2$
$Mg_{97}Zn_1Er_2$
100μm

図 3

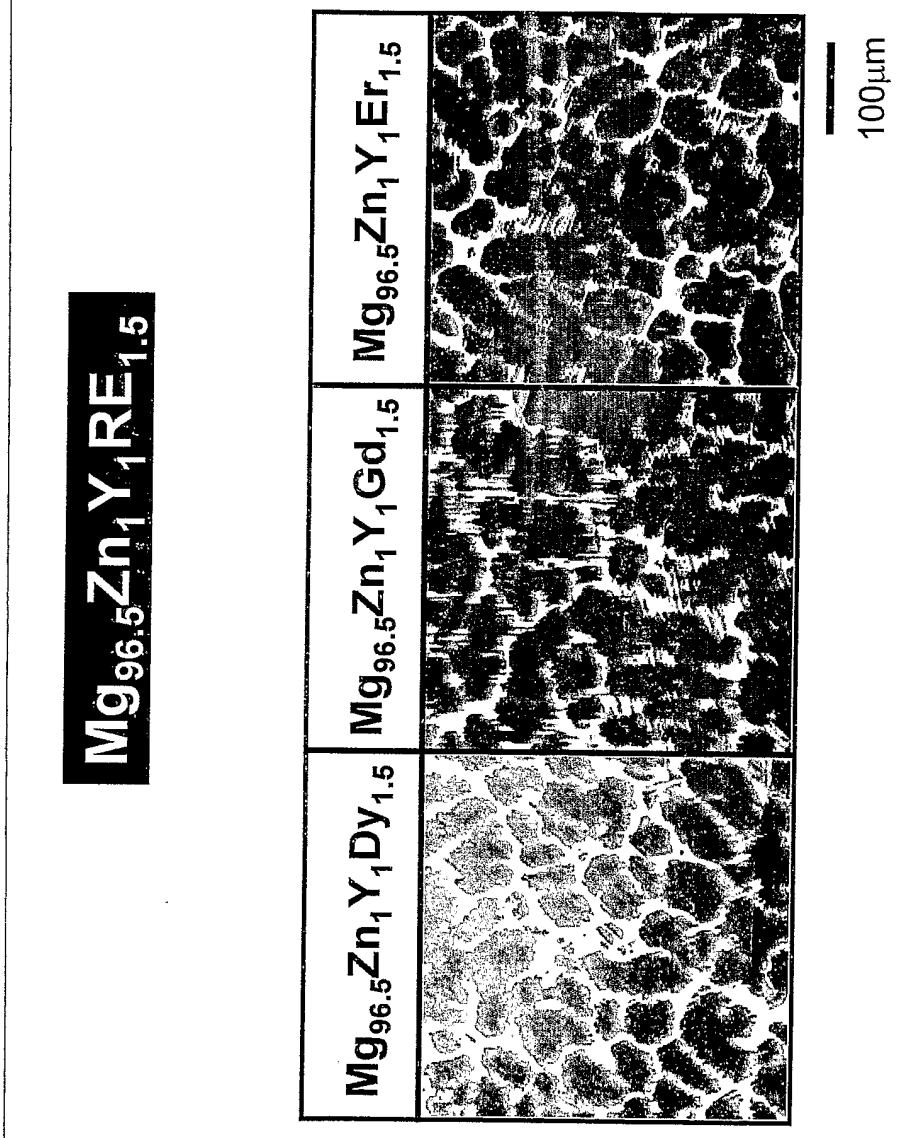

$Mg_{96.5}Zn_1Y_1RE_{1.5}$
$Mg_{96.5}Zn_1Y_1Dy_{1.5}$
$Mg_{96.5}Zn_1Y_1Gd_{1.5}$
$Mg_{96.5}Zn_1Y_1Er_{1.5}$
100μm

図４

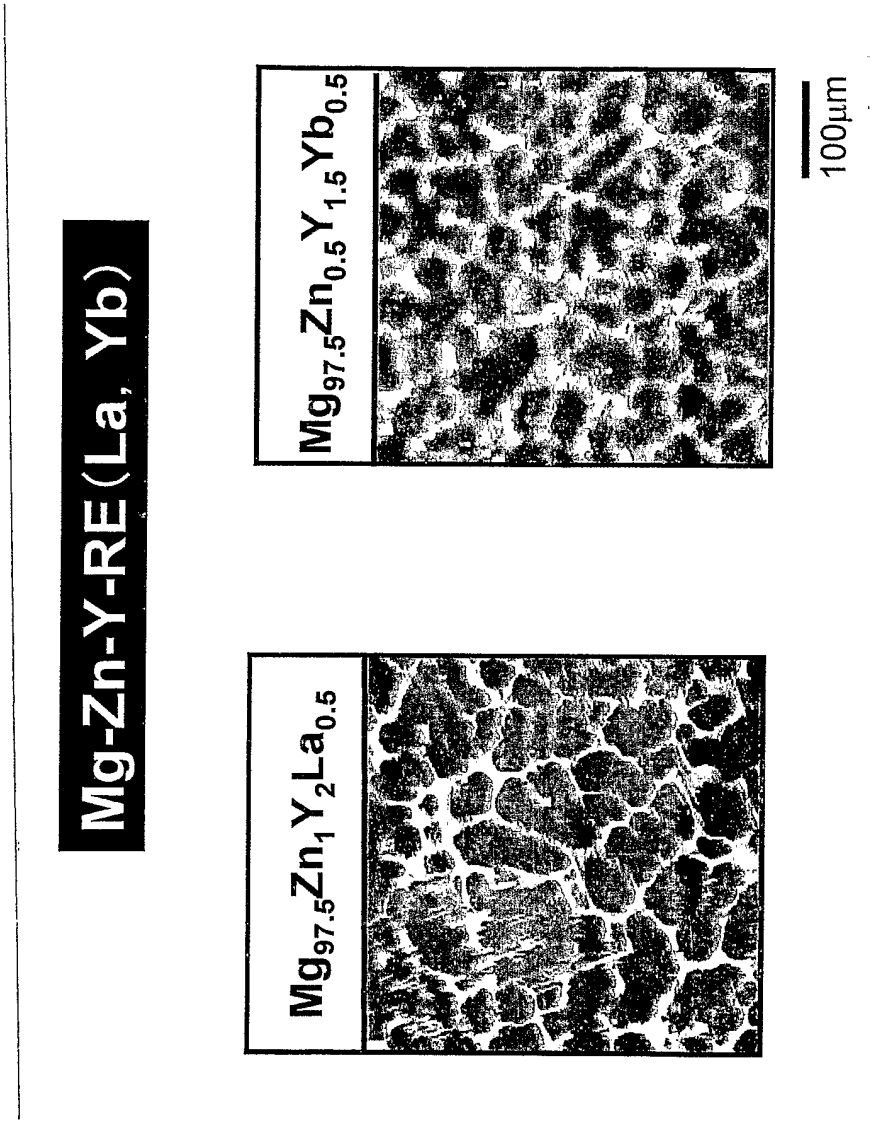


図 5

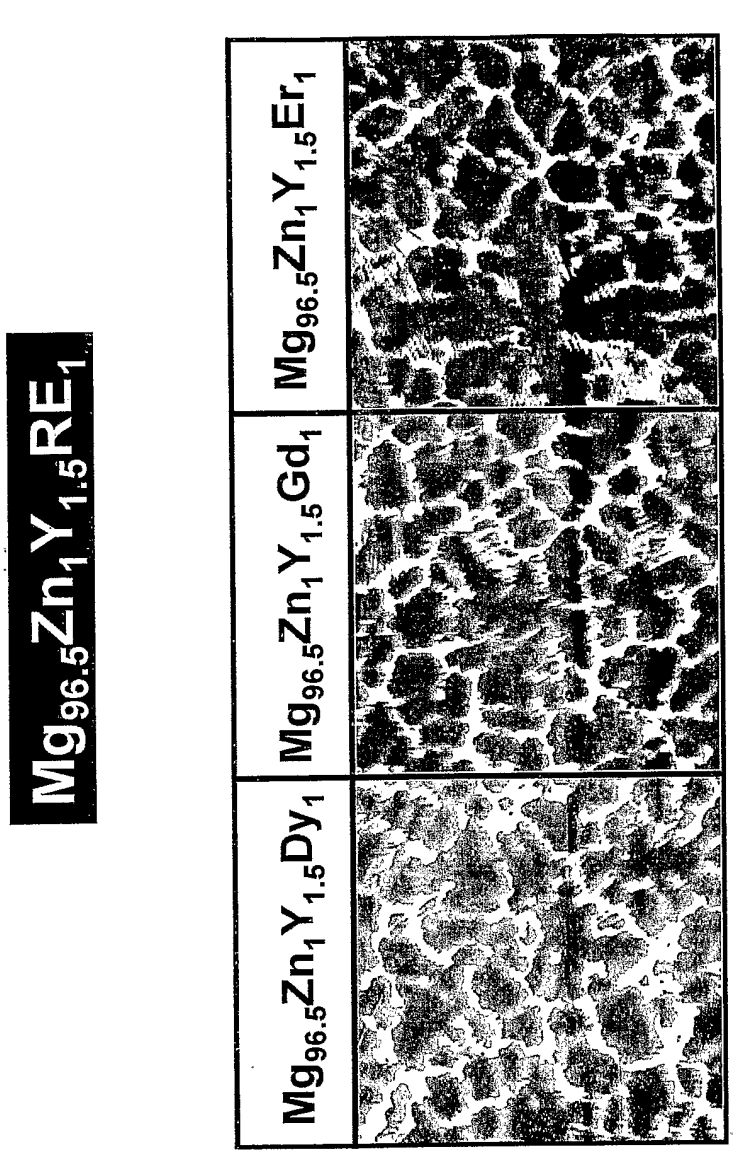

$Mg_{96.5}Zn_1Y_{1.5}RE_1$
$Mg_{96.5}Zn_1Y_{1.5}Dy_1$
$Mg_{96.5}Zn_1Y_{1.5}Gd_1$
$Mg_{96.5}Zn_1Y_{1.5}Er_1$

図 6

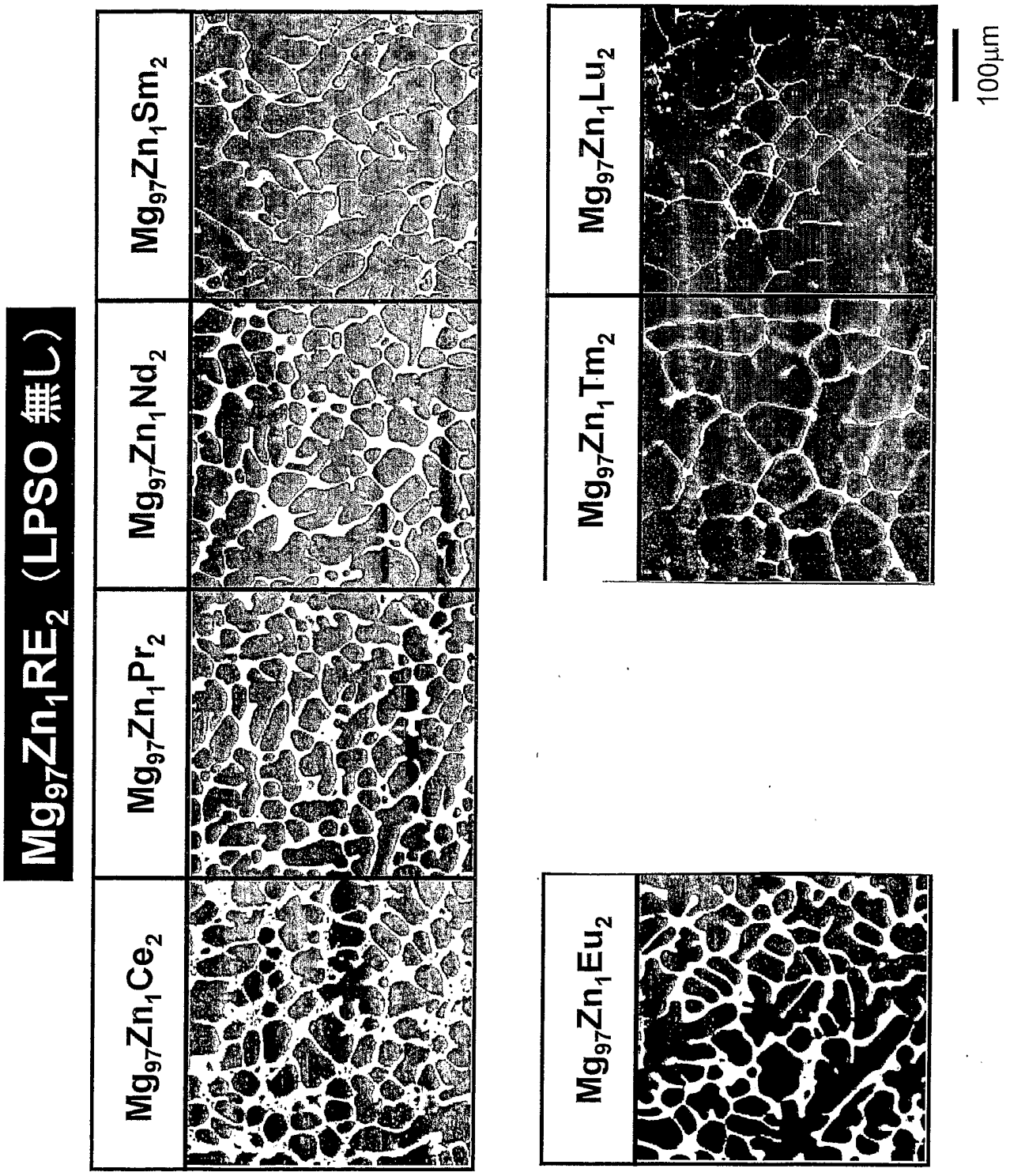

$Mg_{97}Zn_1RE_2$（LPSO 無し）
$Mg_{97}Zn_1Ce_2$
$Mg_{97}Zn_1Pr_2$
$Mg_{97}Zn_1Nd_2$
$Mg_{97}Zn_1Sm_2$
$Mg_{97}Zn_1Eu_2$
$Mg_{97}Zn_1Tm_2$
$Mg_{97}Zn_1Lu_2$
100μm

図 7

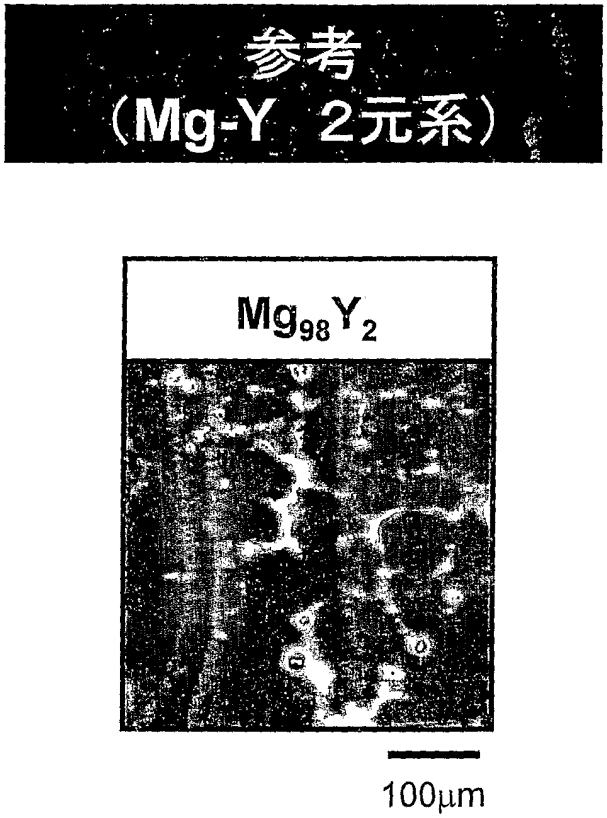


図８

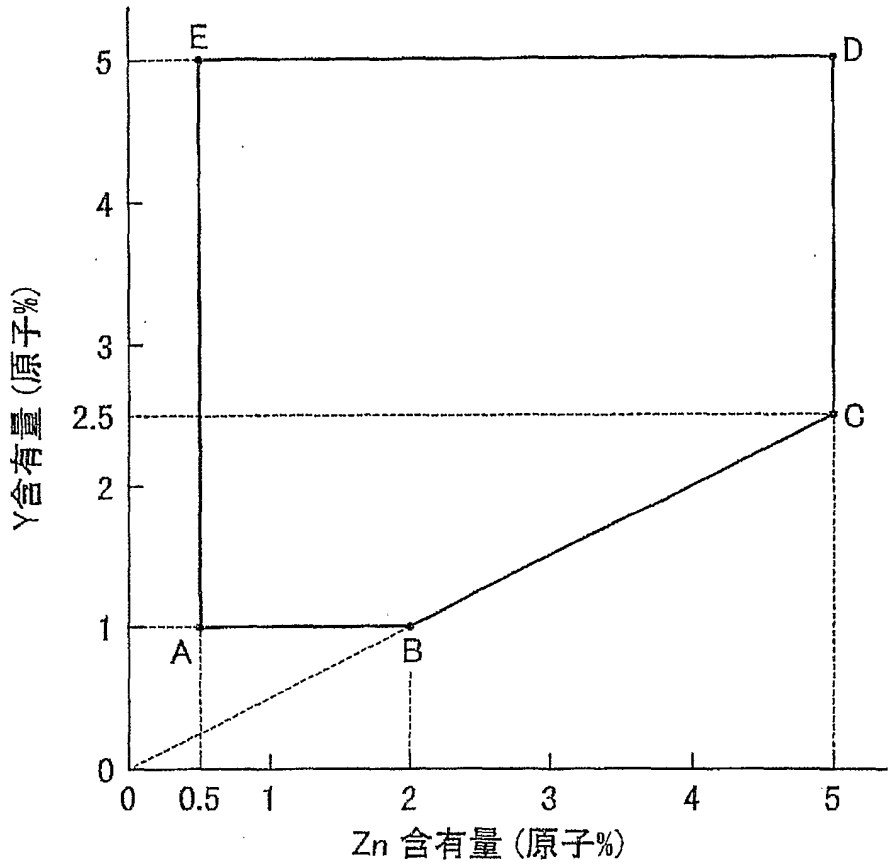


図9

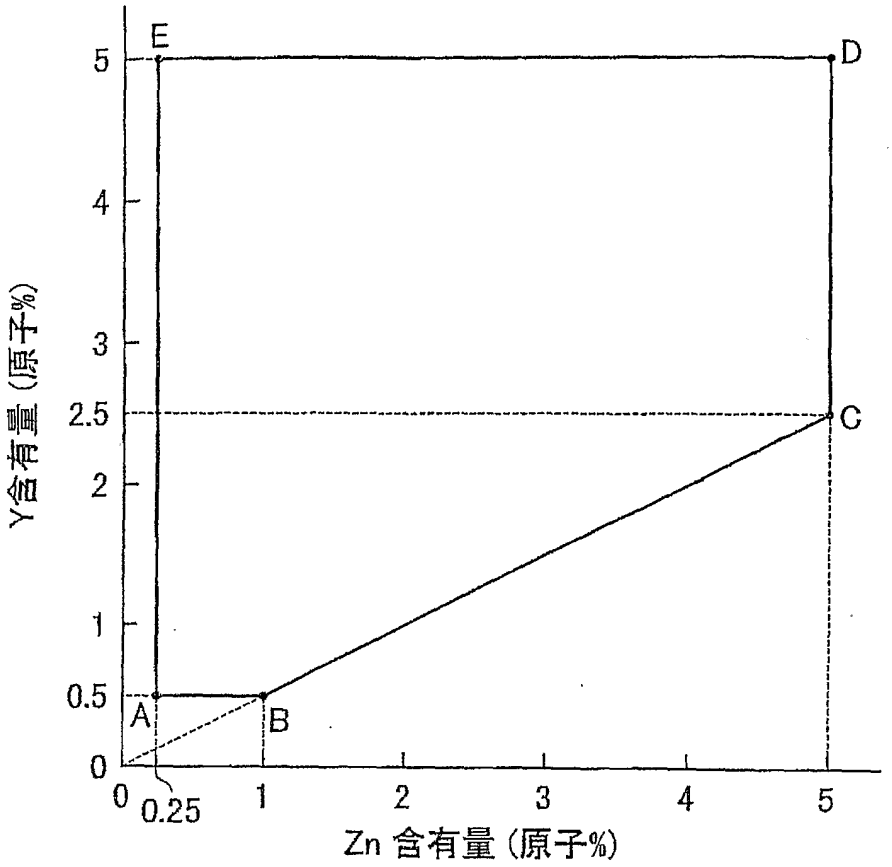


図１０

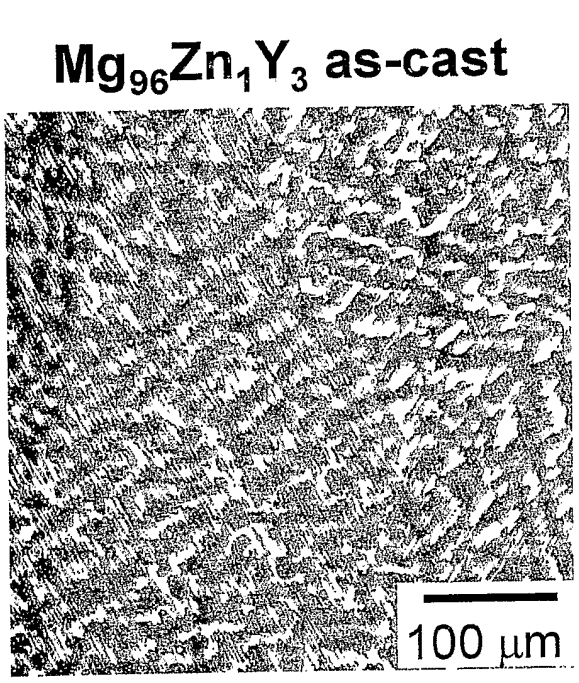


図１１

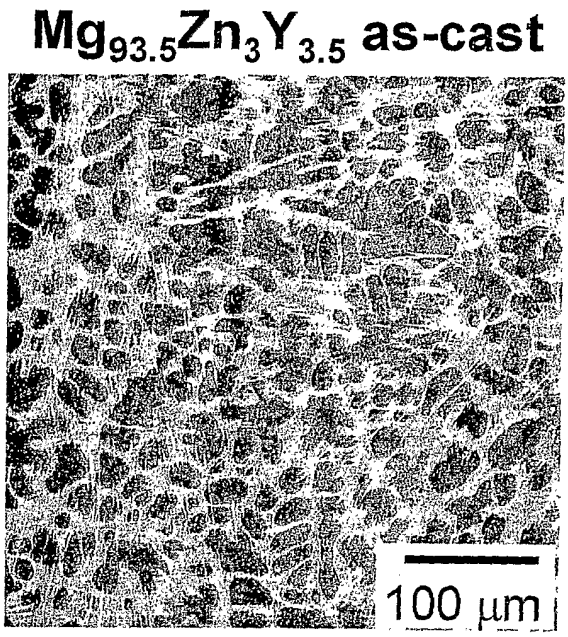


図１２

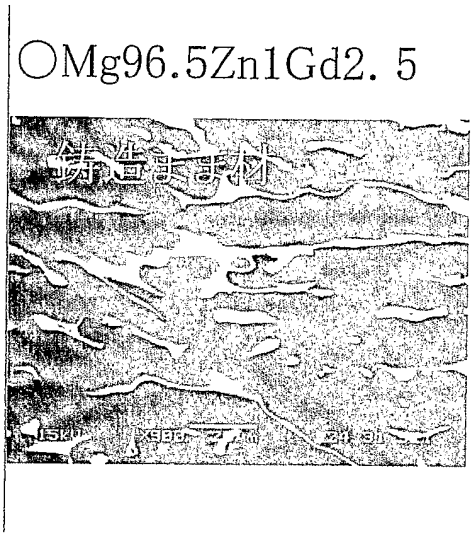


図１３

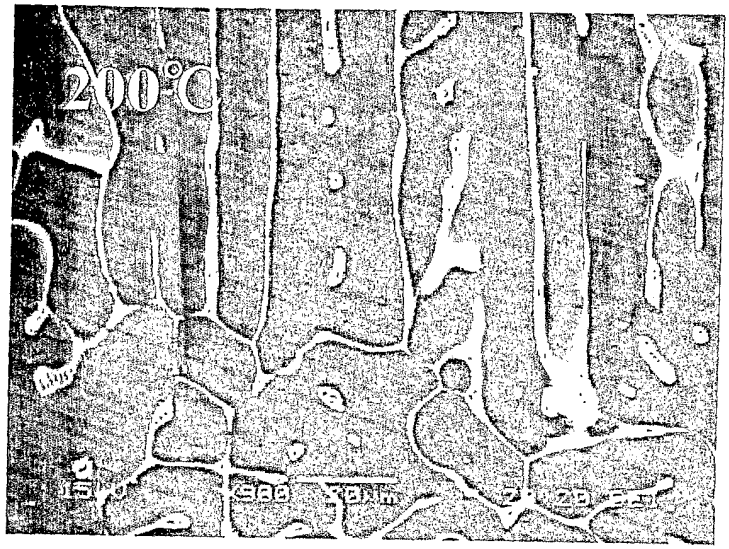


図１４

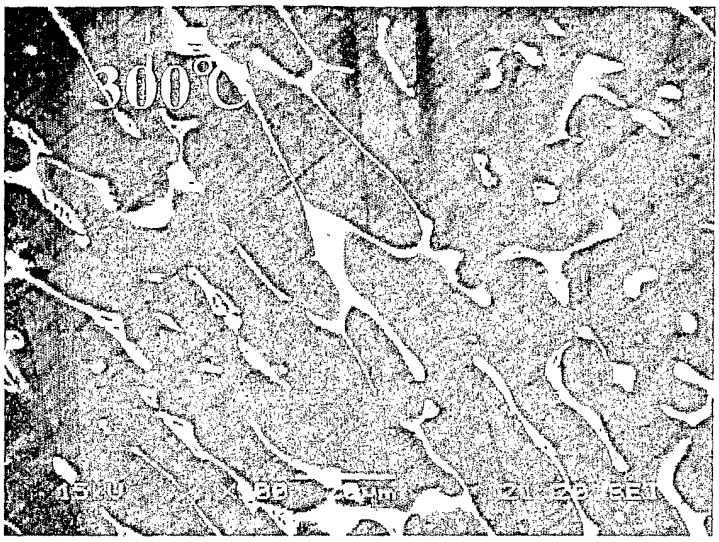
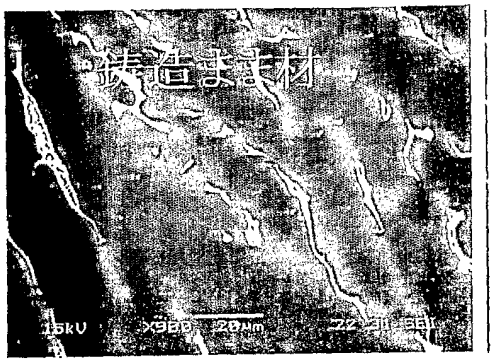


図１５



図１６

○Mg97.5Zn0.5Gd2



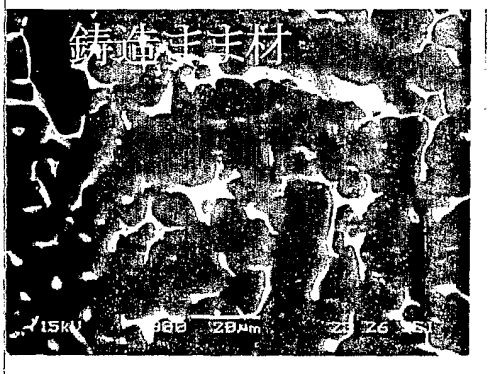
(a)



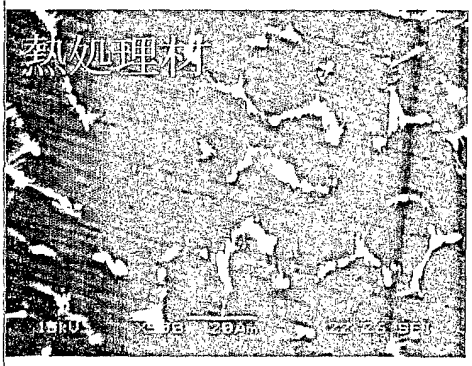
(b)

図１７

○Mg97Zn1Gd2



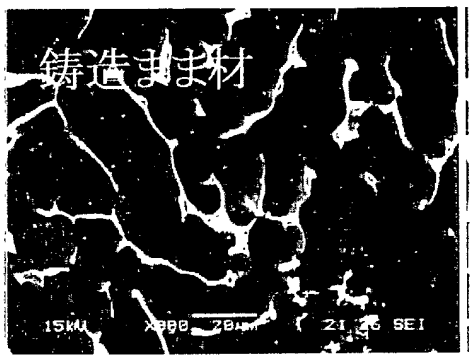
(a)



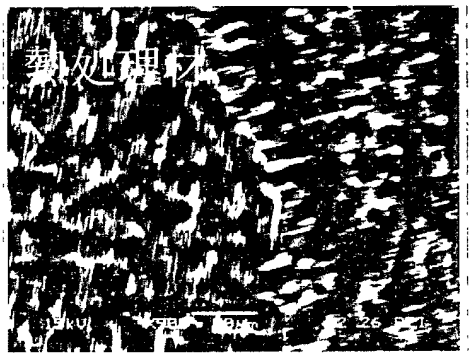
(b)

図１８

○Mg96.75Zn1Gd2.25



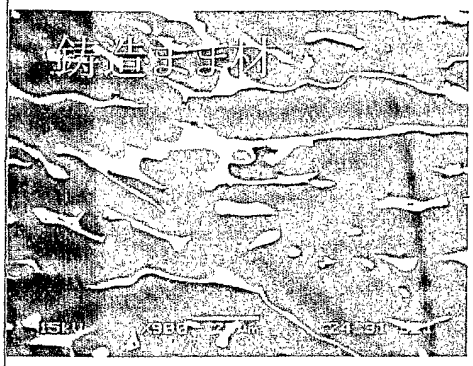
(a)



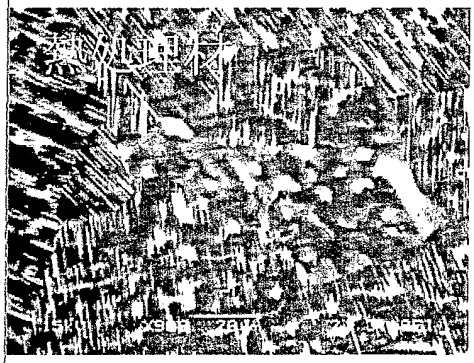
(b)

図１９

○Mg96.5Zn1Gd2.5



(a)



(b)

図２０

○Mg97Zn1Gd2

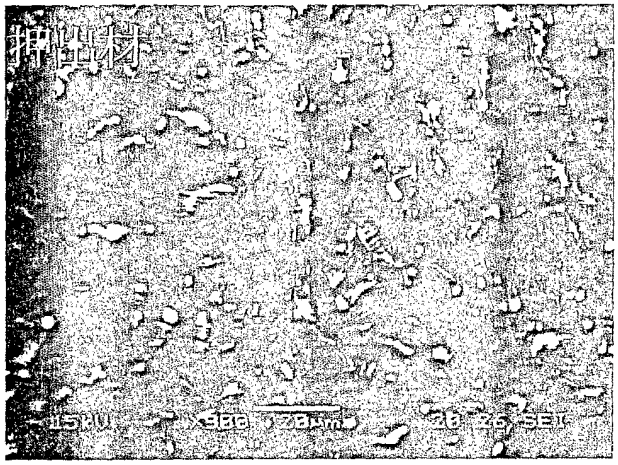


図２１

○Mg96.75Zn1Gd2.25

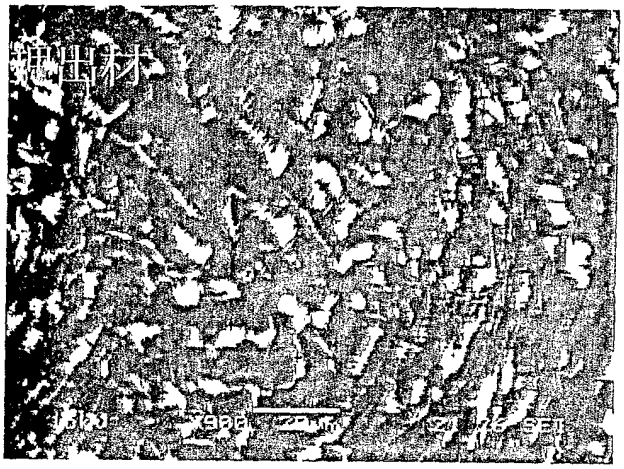


図２２

○Mg96.5Z1Gd2.5

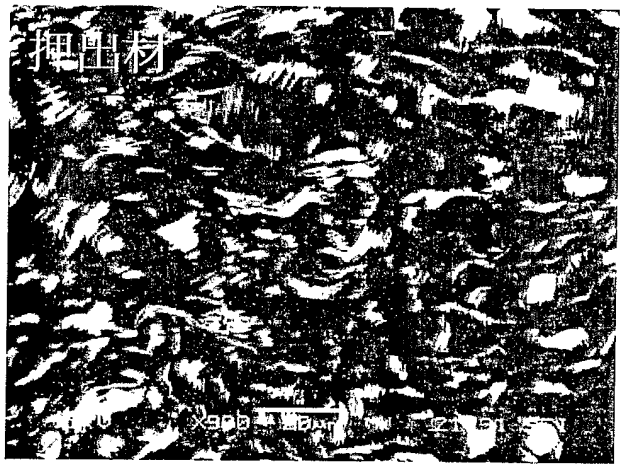


図２３

○Mg97.5Zn0.5Gd2

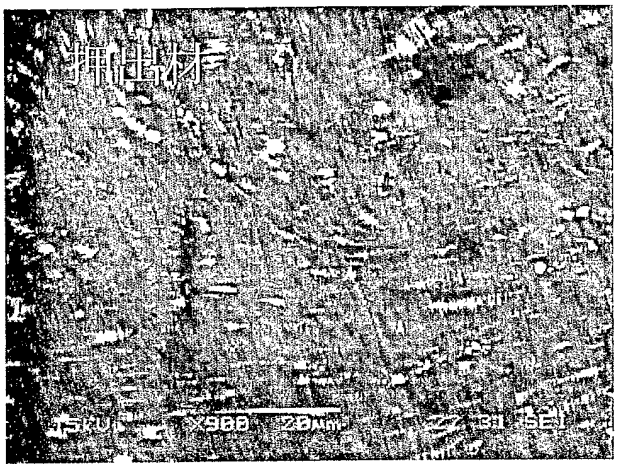


図２４

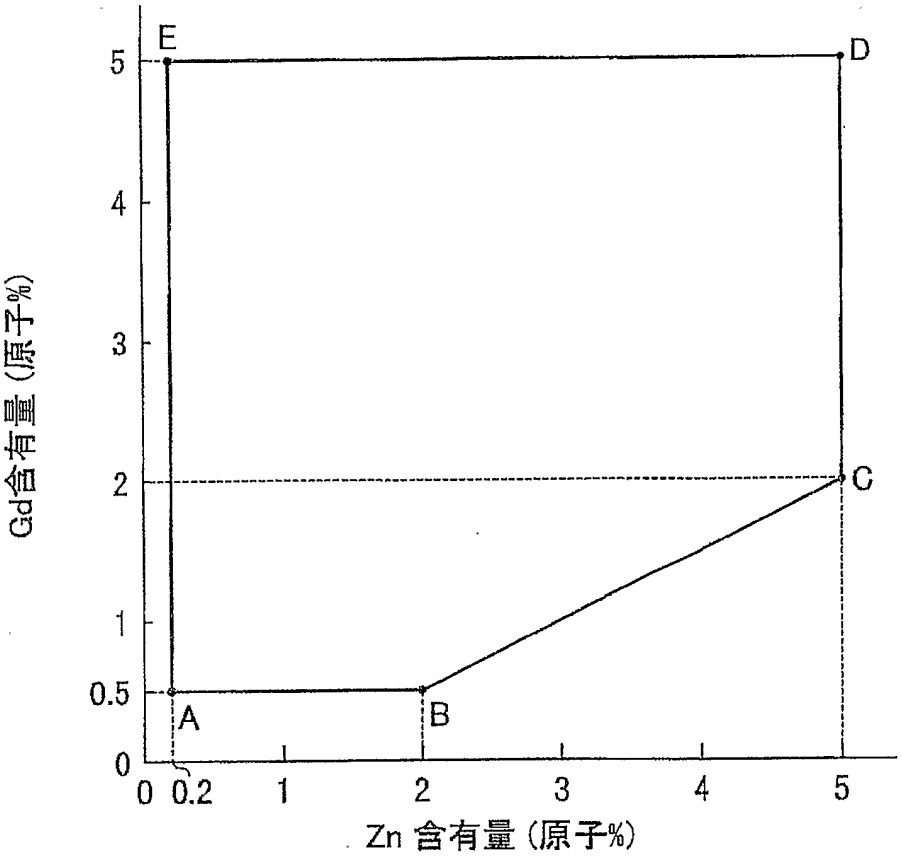


図２５

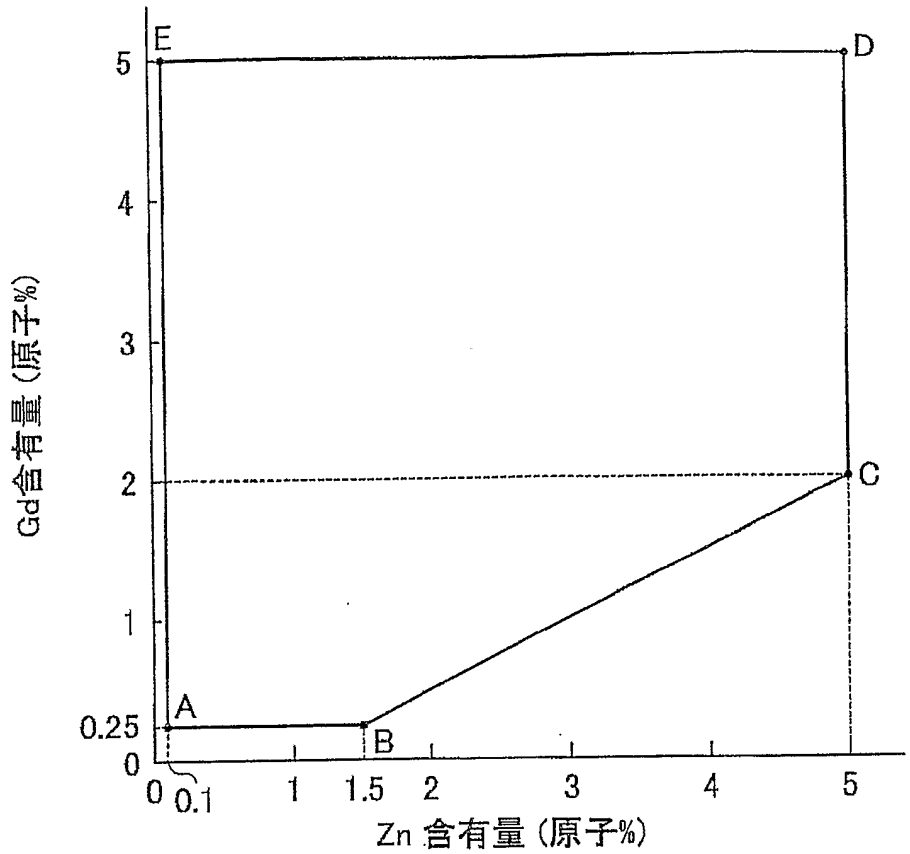


図２６

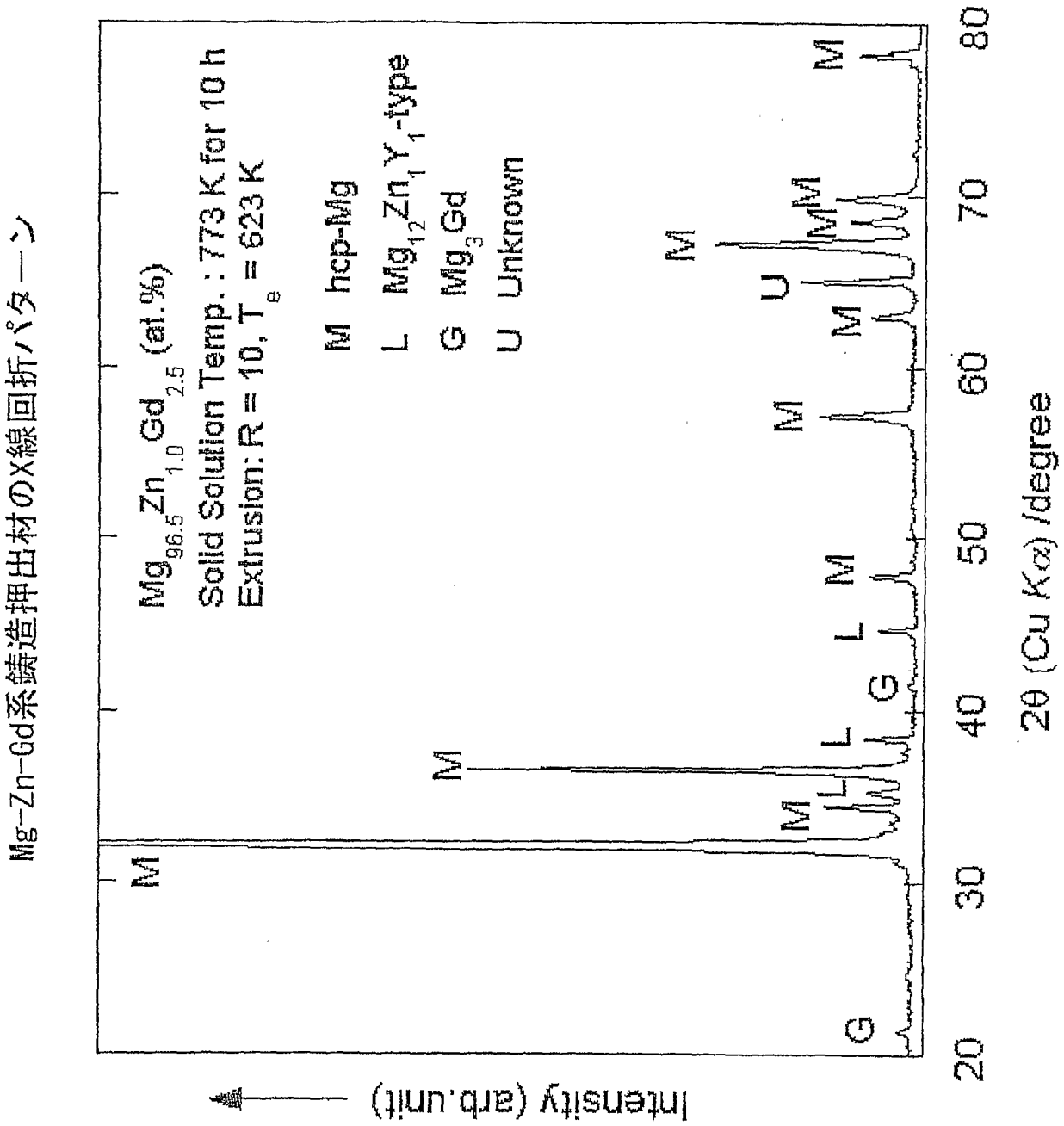

Mg-Zn-Gd系鋳造押出材のX線回折パターン
Mg96.5Zn1.0Gd2.5 (at.%)
Solid Solution Temp. : 773 K for 10 h
Extrusion: R = 10, Te = 623 K
M hcp-Mg
L Mg12Zn1Y1-type
G Mg3Gd
U Unknown
Intensity (arb.unit)
2θ (Cu Kα) /degree
20
30
40
50
60
70
80

図２７

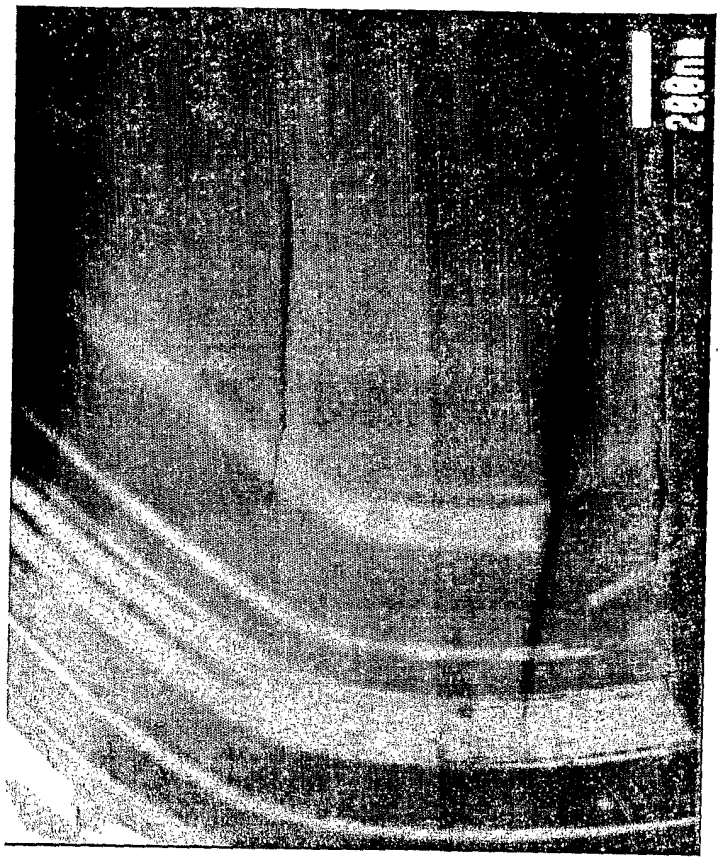


図２８



図２９

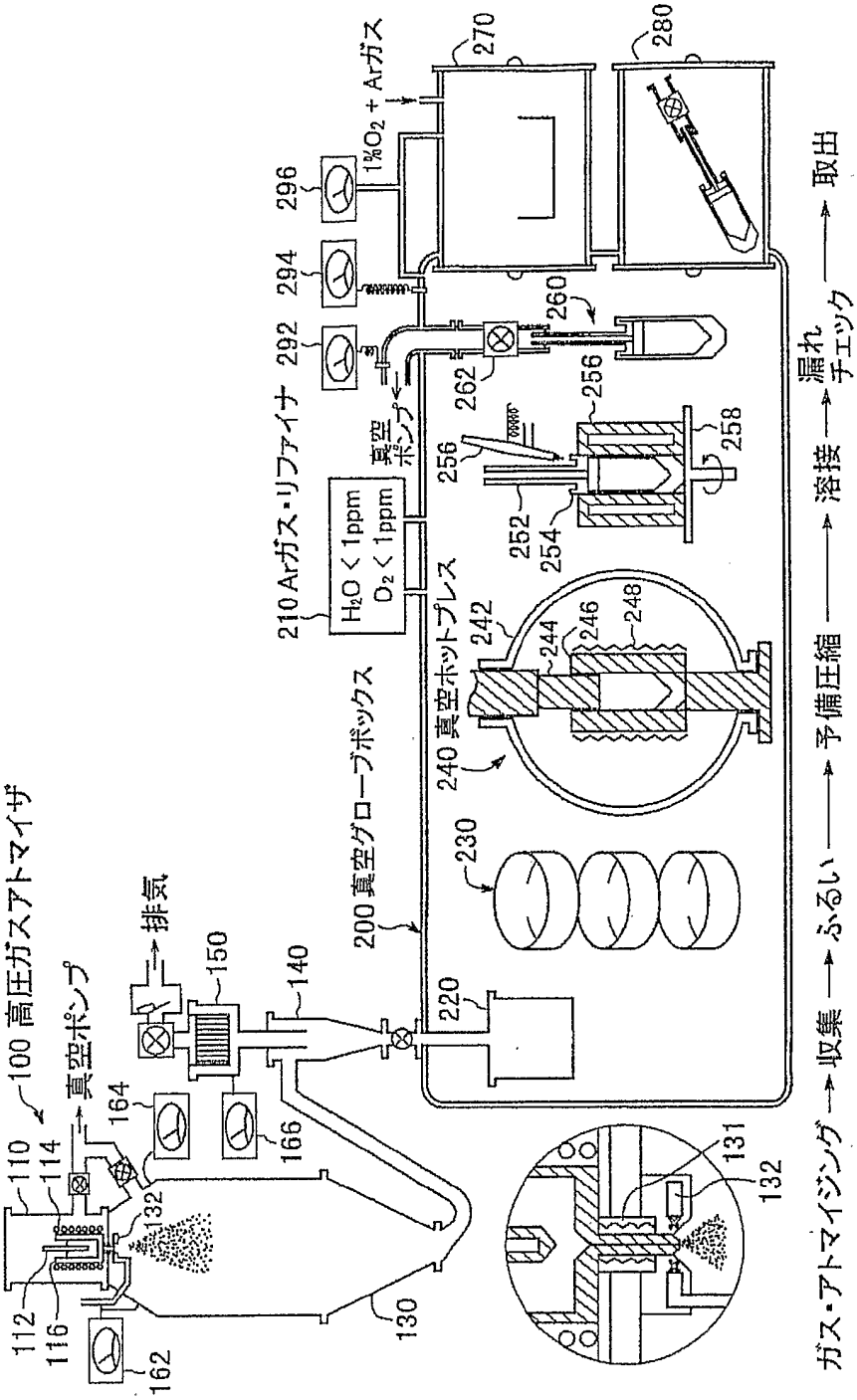

100 高圧ガスアトマイザ
真空ポンプ
排気
150
140
200 真空グローブボックス
210 Arガス・リファイナ
H_2O < 1ppm
O_2 < 1ppm
真空ポンプ
1%O_2 + Arガス
240 真空ホットプレス
220
230
270
280
296
294
292
260
262
256
258
252
254
242
244
246
248
110
114
112
116
162
164
166
132
130
131
ガス・アトマイジング → 収集 → ふるい → 予備圧縮 → 溶接 → 漏れチェック → 取出

図３０

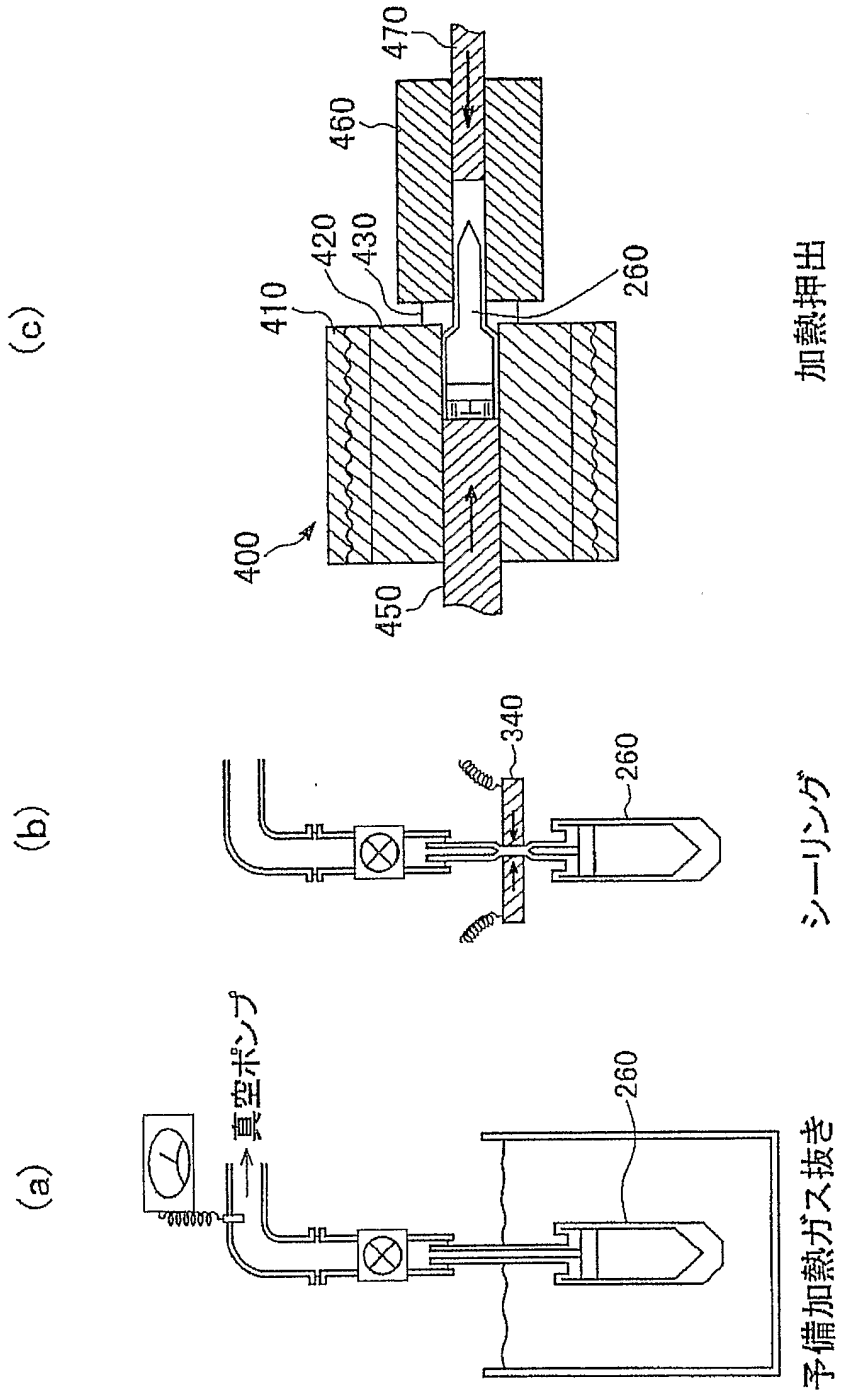
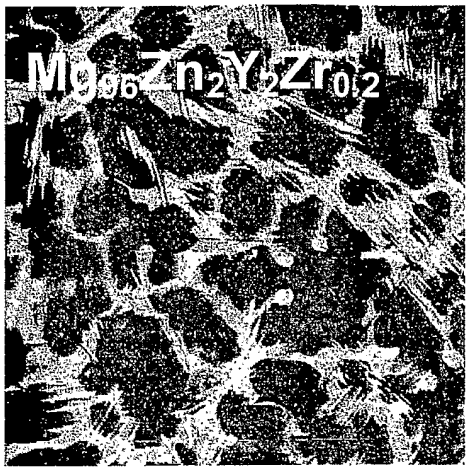
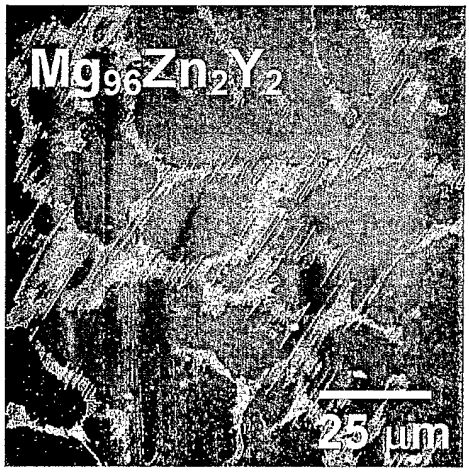

(a)
真空ポンプ
260
予備加熱ガス抜き
(b)
340
260
シーリング
(c)
470
460
420
430
410
260
400
450
加熱押出

図３１

(A)



(B)



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2005/018591

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C23/06(2006.01), ***C22F1/06***(2006.01), ***B21C23/00***(2006.01)

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C23/06(2006.01), ***C22F1/06***(2006.01), ***B21C23/00***(2006.01)

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2005
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2005 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2005

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	Matsuda et al., "Kyurei Gyoko Mg97Zn1Y2 Gokin ni Okeru Choshuki Sekiso Kozo no TEM Kansatsu", The Japan Institute of Metals Shunki Taikai Koen Gaiyo (2004), 30 March, 2004 (30.03.04), full text, page 265	1,9,13-16, 20-36,38, 48-50,60-64, 71-75,77,78, 80-82,85
Y		2-8,10-12, 17-19,37,39, 42-47,51-59, 65-70,76,79
Y	Kosono et al., "Choshuki Sekiso Kozo o Yusuru Mg-Zn-Y Gokin no Oshutsu Kako Joken", The Japan Institute of Metals Shunki Taikai Koen Gaiyo (2004), 30 March, 2004 (30.03.04), full text, page 264	2-8,10-12, 17-19,42-47

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
14 December, 2005 (14.12.05)	27 December, 2005 (27.12.05)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2005/018591

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2002-256370 A (Japan Science and Technology Corp.), 11 September, 2002 (11.09.02), Claims (Family: none)	37,76
X Y	WO 2002/066696 A1 (Tohoku Techno Arch Co., Ltd.), 29 August, 2002 (29.08.02), Claims; page 7, lines 16, 17 & JP 2002-566397 A & AU 2001-297932 A1	40,41,83,84 39,79
Y	Kawamura et al., "Choshuki Sekiso Kozo o Yusuru Mg-Zn-Y-Kei Gokin Sessaku Chip no Oshutsu Koka Seikei", The Japan Institute of Metals Shunki Taikai Koen Gaiyo (2004), 30 March, 2004 (30.03.04), full text, page 265	51-59,65-70
Y	JP 2004-99941 A (Japan Science and Technology Corp.), 02 April, 2004 (02.04.04), Claims; Par. Nos. [0018], [0019] (Family: none)	85
P,X	WO 2005/052203 A1 (Takahito KAWAMURA), 29 June, 2005 (29.06.05), Claims (Family: none)	1-85
P,X	WO 2005/052204 A1 (Takahito KAWAMURA), 29 June, 2005 (29.06.05), Claims (Family: none)	1-85

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2005/018591

Box No. II Observations where certain claims were found unsearchable (Continuation of item 2 of first sheet)

This international search report has not been established in respect of certain claims under Article 17(2)(a) for the following reasons:

1. ☐ Claims Nos.:
because they relate to subject matter not required to be searched by this Authority, namely:

2. ☐ Claims Nos.:
because they relate to parts of the international application that do not comply with the prescribed requirements to such an extent that no meaningful international search can be carried out, specifically:

3. ☐ Claims Nos.:
because they are dependent claims and are not drafted in accordance with the second and third sentences of Rule 6.4(a).

Box No. III Observations where unity of invention is lacking (Continuation of item 3 of first sheet)

This International Searching Authority found multiple inventions in this international application, as follows:

The "special technical feature" in the invention of claim 1 is that "at least a part of the long-period layered structure phase, together with Mg having a 2H structure, is present in a lamellar state. On the other hand, the "special technical feature" in the invention of claim 40 is that "solidification is carried out in such a manner that a shear is added". Thus, there is no technical relationship between the two groups of inventions involving one or more of the same or corresponding special technical features, so that the two groups of inventions are not considered as being so linked as to form a single general inventive concept.

1. ☐ As all required additional search fees were timely paid by the applicant, this international search report covers all searchable claims.
2. ☒ As all searchable claims could be searched without effort justifying an additional fee, this Authority did not invite payment of any additional fee.
3. ☐ As only some of the required additional search fees were timely paid by the applicant, this international search report covers only those claims for which fees were paid, specifically claims Nos.:

4. ☐ No required additional search fees were timely paid by the applicant. Consequently, this international search report is restricted to the invention first mentioned in the claims; it is covered by claims Nos.:

Remark on Protest

the

☐ The additional search fees were accompanied by the applicant's protest and, where applicable, payment of a protest fee..

☐ The additional search fees were accompanied by the applicant's protest but the applicable protest fee was not paid within the time limit specified in the invitation.

☐ No protest accompanied the payment of additional search fees.

国際調査報告

国際出願番号 ＰＣＴ／ＪＰ２００５／０１８５９１

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl. ***C22C23/06*** (2006.01), ***C22F1/06*** (2006.01), ***B21C23/00*** (2006.01)

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl. ***C22C23/06*** (2006.01), ***C22F1/06*** (2006.01), ***B21C23/00*** (2006.01)

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２２－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－２００５年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２００５年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２００５年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求の範囲の番号
X	松田ら，急冷凝固 Mg97Zn1Y2 合金における長周期積層構造の TEM 観察，日本金属学会春期大会講演概要(2004)，2004.03.30，全文, P.265	1, 9, 13-16, 20-36, 38, 48-50, 60-64, 71-75, 77, 78, 80-82, 85
Y		2-8, 10-12, 17-19, 37, 39, 42-47, 51-59, 65-70, 76, 79

☑ Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　　☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊ 引用文献のカテゴリー

「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「Ｅ」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）

「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献

「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日 １４．１２．２００５	国際調査報告の発送日 ２７．１２．２００５
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ） 郵便番号１００－８９１５ 東京都千代田区霞が関三丁目４番３号	特許庁審査官（権限のある職員）　４Ｋ　９２７０ 小川　武 電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

Ｃ（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求の範囲の番号
Y	小園ら，長周期積層構造を有するMg-Zn-Y合金の押出加工条件，日本金属学会春期大会講演概要(2004)，2004.03.30，全文,P.264	2-8,10-12,17-19,42-47
Y	JP 2002-256370 A（科学技術振興事業団）2002.09.11，特許請求の範囲　（ファミリーなし）	37,76
X Y	WO 2002/066696 A1（東北テクノアーチ）2002.08.29，特許請求の範囲、第７頁16,17行 &JP 2002-566397A&AU 2001-297932 A1	40,41,83,84 39,79
Y	河村ら，長周期積層構造を有するMg-Zn-Y系合金切削チップの押出固化成形，日本金属学会春期大会講演概要(2004)，2004.03.30,全文，P.265	51-59,65-70
Y	JP 2004-99941 A（科学技術振興事業団）2004.04.02，特許請求の範囲、【００１８】、【００１９】　（ファミリーなし）	85
P,X	WO 2005/052203 A1（河村能人）2005.06.29，特許請求の範囲（ファミリーなし）	1-85
P,X	WO 2005/052204 A1（河村能人）2005.06.29，特許請求の範囲（ファミリーなし）	1-85

国際調査報告

国際出願番号 ＰＣＴ／ＪＰ２００５／０１８５９１

第Ⅱ欄　請求の範囲の一部の調査ができないときの意見（第１ページの２の続き）

法第8条第3項（ＰＣＴ17条(2)(a)）の規定により、この国際調査報告は次の理由により請求の範囲の一部について作成しなかった。

1．☐ 請求の範囲＿＿＿＿＿＿＿＿＿＿ は、この国際調査機関が調査をすることを要しない対象に係るものである。
つまり、

2．☐ 請求の範囲＿＿＿＿＿＿＿＿＿＿ は、有意義な国際調査をすることができる程度まで所定の要件を満たしていない国際出願の部分に係るものである。つまり、

3．☐ 請求の範囲＿＿＿＿＿＿＿＿＿＿ は、従属請求の範囲であってＰＣＴ規則6.4(a)の第２文及び第3文の規定に従って記載されていない。

第Ⅲ欄　発明の単一性が欠如しているときの意見（第１ページの３の続き）

次に述べるようにこの国際出願に二以上の発明があるとこの国際調査機関は認めた。

請求の範囲1に係る発明の「特別な技術的特徴」は「長周期積層構造相の少なくとも一部が２Ｈ構造を有するＭｇとラメラ状に存在すること」に関し、請求の範囲40に係る発明の「特別な技術的特徴」は「せん断が付加されるように固化すること」に関するものである。これらの発明は、一又は二以上の同一又は対応する特別な技術的特徴を含む技術的な関係にないから、単一の一般的発明概念を形成するように連関しているものとは認められない。

1．☐ 出願人が必要な追加調査手数料をすべて期間内に納付したので、この国際調査報告は、すべての調査可能な請求の範囲について作成した。

2．☑ 追加調査手数料を要求するまでもなく、すべての調査可能な請求の範囲について調査することができたので、追加調査手数料の納付を求めなかった。

3．☐ 出願人が必要な追加調査手数料を一部のみしか期間内に納付しなかったので、この国際調査報告は、手数料の納付のあった次の請求の範囲のみについて作成した。

4．☐ 出願人が必要な追加調査手数料を期間内に納付しなかったので、この国際調査報告は、請求の範囲の最初に記載されている発明に係る次の請求の範囲について作成した。

追加調査手数料の異議の申立てに関する注意

☐ 追加調査手数料及び、該当する場合には、異議申立手数料の納付と共に、出願人から異議申立てがあった。

☐ 追加調査手数料の納付と共に出願人から異議申立てがあったが、異議申立手数料が納付命令書に示した期間内に支払われなかった。

☐ 追加調査手数料の納付を伴う異議申立てがなかった。