

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第4139841号
(P4139841)

(45) 発行日 平成20年8月27日 (2008. 8. 27)

(24) 登録日 平成20年6月13日 (2008. 6. 13)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 23/04 (2006. 01)	C 2 2 C 23/04
C 2 2 C 23/06 (2006. 01)	C 2 2 C 23/06
C 2 2 F 1/06 (2006. 01)	C 2 2 F 1/06
C 2 2 F 1/00 (2006. 01)	C 2 2 F 1/00 6 3 0 A
	C 2 2 F 1/00 6 3 0 B
請求項の数 43 (全 58 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2006-537865 (P2006-537865)	(73) 特許権者	502396281
(86) (22) 出願日	平成17年9月30日 (2005. 9. 30)		河村 能人
(86) 国際出願番号	PCT/JP2005/018591		熊本県熊本市新南部2丁目7番A-302
(87) 国際公開番号	W02006/036033	(74) 代理人	100110858
(87) 国際公開日	平成18年4月6日 (2006. 4. 6)		弁理士 柳瀬 睦肇
審査請求日	平成19年6月11日 (2007. 6. 11)	(74) 代理人	100100413
(31) 優先権主張番号	特願2004-287912 (P2004-287912)		弁理士 渡部 温
(32) 優先日	平成16年9月30日 (2004. 9. 30)	(72) 発明者	河村 能人
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		熊本県熊本市新南部2丁目7番A-302
(31) 優先権主張番号	特願2005-152902 (P2005-152902)	(72) 発明者	山崎 倫昭
(32) 優先日	平成17年5月25日 (2005. 5. 25)		熊本県熊本市黒髪2-39-1 熊本大学
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		大学院内
		審査官	佐藤 陽一
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 鋳造物及びマグネシウム合金の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

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からなり、aとbは下記式(1)～(3)を満たすマグネシウム合金からなる鋳造物であって、

前記鋳造物は、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、hcp構造マグネシウム相とラメラ状に存在することを特徴とする鋳造物。

(1) $0.2 \leq a \leq 5.0$ (2) $0.5 \leq b \leq 5.0$ (3) $0.5a - 0.5 \leq b$

【請求項2】

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からなり、aとbは下記式(1)～(3)を満たすマグネシウム合金からなる鋳造物であって、

前記鋳造物は、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、hcp構造マグネシウム相とラメラ状に存在することを特徴とする鋳造物。

(1) $0.2 \leq a \leq 3.0$ (2) $0.5 \leq b \leq 5.0$

$$(3) \ 2a - 3 \leq b$$

【請求項3】

請求項1又は2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鋳造物。

$$(4) \ 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \ 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

【請求項4】

請求項1又は2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鋳造物。

$$(4) \ 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \ 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

【請求項5】

請求項1又は2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鋳造物。

$$(4) \ 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \ 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \ 0.5 \leq b + c + d \leq 6.0$$

【請求項6】

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からなり、aとbは下記式(1)～(3)を満たすマグネシウム合金からなる鋳造物であって、

前記鋳造物は、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、hcp構造マグネシウム相とラメラ状に存在することを特徴とする鋳造物。

$$(1) \ 0.1 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \ 0.25 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \ 0.5a - 0.5 \leq b$$

【請求項7】

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からなり、aとbは下記式(1)～(3)を満たすマグネシウム合金からなる鋳造物であって、

前記鋳造物は、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、hcp構造マグネシウム相とラメラ状に存在することを特徴とする鋳造物。

$$(1) \ 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2) \ 0.25 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \ 2a - 3 \leq b$$

【請求項8】

請求項6又は7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鋳造物。

$$(4) \ 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \ 0.25 \leq b + c \leq 6.0$$

【請求項9】

請求項6又は7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)

10

20

30

40

50

）及び（５）を満たすことを特徴とする鋳造物。

$$(4) \ 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \ 0.25 \leq b + c \leq 6.0$$

【請求項１０】

請求項６又は７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鋳造物。

$$(4) \ 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \ 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \ 0.25 \leq b + c + d \leq 6.0$$

10

【請求項１１】

請求項１乃至１０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％以下含有することを特徴とする鋳造物。

【請求項１２】

請求項１乃至１０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％以下含有することを特徴とする鋳造物。

【請求項１３】

請求項１乃至１２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鋳造物。

20

【請求項１４】

請求項１乃至１３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鋳造物。

【請求項１５】

請求項１４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鋳造物。

30

【請求項１６】

請求項１乃至１５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％以下含有する鋳造物。

【請求項１７】

請求項１乃至１６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鋳造物。

40

【請求項１８】

請求項１乃至１７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鋳造物。

【請求項１９】

請求項１乃至１８のいずれか一項において、前記マグネシウム合金は、前記鋳造物に塑性加工を行った塑性加工物であることを特徴とする鋳造物。

【請求項２０】

請求項１９において、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鋳造物。

50

【請求項 2 1】

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からなり、aとbは下記式(1)～(3)を満たすマグネシウム合金製造物を作る工程と、

前記マグネシウム合金製造物に熱処理を施すことにより、前記マグネシウム合金製造物に長周期積層構造相を形成する工程と、

前記マグネシウム合金製造物に塑性加工を行うことにより塑性加工物を作る工程と、を具備し、

前記塑性加工物は、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、hcp構造マグネシウム相とラメラ状に存在することを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

10

$$(1) \quad 0.2 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

【請求項 2 2】

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からなり、aとbは下記式(1)～(3)を満たすマグネシウム合金製造物を作る工程と、

前記マグネシウム合金製造物に熱処理を施すことにより、前記マグネシウム合金製造物に長周期積層構造相を形成する工程と、

前記マグネシウム合金製造物に塑性加工を行うことにより塑性加工物を作る工程と、を具備し、

前記塑性加工物は、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、hcp構造マグネシウム相とラメラ状に存在することを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

20

$$(1) \quad 0.2 \leq a \leq 3.0$$

$$(2) \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 2a - 3 \leq b$$

【請求項 2 3】

請求項2 1又は2 2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マグネシウム合金の製造方法。

30

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

【請求項 2 4】

請求項2 1又は2 2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マグネシウム合金の製造方法。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

40

【請求項 2 5】

請求項2 1又は2 2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マグネシウム合金の製造方法。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 0.5 \leq b + c + d \leq 6.0$$

【請求項 2 6】

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

50

も1種の元素を合計でb原子%含有し、残部がMgからなり、aとbは下記式(1)～(3)を満たすマグネシウム合金鑄造物を作る工程と、

前記マグネシウム合金鑄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工程と、
前記切削物に塑性加工による硬化を行うことにより塑性加工物を作る工程と、
を具備し、

前記マグネシウム合金鑄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ことにより、前記マグネシウム合金に長周期積層構造相を形成する工程を有し、

前記塑性加工物は、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、hcp構造マグネシウム相とラメラ状に存在することを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.25 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

【請求項27】

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からなり、aとbは下記式(1)～(3)を満たすマグネシウム合金鑄造物を作る工程と、

前記マグネシウム合金鑄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工程と、
前記切削物に塑性加工による硬化を行うことにより塑性加工物を作る工程と、
を具備し、

前記マグネシウム合金鑄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ことにより、前記マグネシウム合金に長周期積層構造相を形成する工程を有し、

前記塑性加工物は、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、hcp構造マグネシウム相とラメラ状に存在することを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2) \quad 0.25 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 2a - 3 \leq b$$

【請求項28】

請求項26又は27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マグネシウム合金の製造方法。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.25 \leq b + c \leq 6.0$$

【請求項29】

請求項26又は27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マグネシウム合金の製造方法。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.25 \leq b + c \leq 6.0$$

【請求項30】

請求項26又は27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

10

20

30

40

50

びdは下記式(4)～(6)を満たすことを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) 0.25 \leq b + c + d \leq 6.0$$

【請求項31】

請求項21乃至30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マグネシウム合金の製造方法。

【請求項32】

請求項21、22、24、26、27及び29のいずれか一項において、前記マグネシウム合金鑄造物を作る工程は、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鑄造物を作る工程であることを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

【請求項33】

請求項21乃至23、26乃至28のいずれか一項において、前記マグネシウム合金鑄造物を作る工程は、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鑄造物を作る工程であることを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

$$(4) 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

【請求項34】

請求項21、22、26及び27のいずれか一項において、前記マグネシウム合金鑄造物を作る工程は、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鑄造物を作る工程であることを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) 0.1 \leq b + c + d \leq 6.0$$

【請求項35】

請求項21、22、26及び27のいずれか一項において、前記マグネシウム合金鑄造物を作る工程は、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鑄造物を作る工程であることを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) 0.1 \leq b + c + d \leq 6.0$$

【請求項36】

請求項21乃至35のいずれか一項において、前記マグネシウム合金鑄造物を作る工程は、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鑄造物を作る工程であることを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

【請求項37】

請求項21乃至31、35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

10

20

30

40

50

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マグネシウム合金の製造方法。

【請求項 38】

請求項 21 乃至 37 のいずれか一項において、前記マグネシウム合金 casting 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 casting 時の原料の一部に用いて作られ、前記マグネシウム合金 casting 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マグネシウム合金の製造方法。

【請求項 39】

請求項 38 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マグネシウム合金の製造方法。

【請求項 40】

請求項 21 乃至 39 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 100 nm 以上 500 μm 以下であることを特徴とするマグネシウム合金の製造方法。

【請求項 41】

請求項 21 乃至 40 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マグネシウム合金の製造方法。

【請求項 42】

請求項 21 乃至 41 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マグネシウム合金の製造方法。

【請求項 43】

請求項 21 乃至 42 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マグネシウム合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

本発明は、高強度高靱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靱性を達成した高強度高靱性金属及びその製造方法に関する。

【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靱性が要求される。高強度高靱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、急凝固粉末冶金 (RS-P/M) 法が開発され、 casting 材の約 2 倍の 400 MPa 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 casting 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 casting 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、強度が十分でも靱性 (延性) が不十分で、高強度及び高靱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靱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）

【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では高強度及び高靱性が得られたと記載されているが、実際に強度及び靱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、従来の強度及び靱性では不十分で、より以上の強度及び靱性を有するマグネシウム合金が要請されている。

10

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靱性ともに実用に供するレベルにある高強度高靱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靱性金属は、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靱性金属は、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、

20

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靱性金属において、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靱性金属は、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。

30

本発明に係る高強度高靱性金属は、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靱性金属において、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靱性金属において、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靱性金属において、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。

40

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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。

$$(1) \quad 0.5 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 1.0 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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

50

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) $0.2 \leq a \leq 5.0$
- (2) $0.2 \leq b \leq 5.0$
- (3) $0.5a - 0.5 \leq b$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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) $0.2 \leq a \leq 3.0$
- (2) $0.2 \leq b \leq 5.0$
- (3) $2a - 3 \leq b$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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) $0 \leq y \leq 4.8$
- (5) $0.2 \leq b + y \leq 5.0$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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) $0 \leq c \leq 3.0$
- (5) $0.2 \leq b + c \leq 6.0$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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) $0 \leq c \leq 2.0$
- (5) $0.2 \leq b + c \leq 6.0$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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) $0 \leq c \leq 3.0$
- (5) $0 \leq d \leq 2.0$
- (6) $0.2 \leq b + c + d \leq 6.0$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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) $0.25 \leq a \leq 5.0$
- (2) $0.5 \leq b \leq 5.0$
- (3) $0.5a \leq b$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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) $0.1 \leq a \leq 5.0$
- (2) $0.1 \leq b \leq 5.0$
- (3) $0.5a - 0.5 \leq b$

10

20

30

40

50

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2) \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 2a - 3 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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。

$$(4) \quad 0 \leq y \leq 4.9$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + y \leq 5.0$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 0.1 \leq b + c + d \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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。

$$(1) \quad 0.2 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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。

$$(1) \quad 0.2 \leq a \leq 3.0$$

$$(2) \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 2a - 3 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、前記マグネシウム合金にLa、Ce、

10

20

30

40

50

P r、E u及びM m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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、前記マグネシウム合金にY b、S m及びN d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、L a、C e、P r、E u及びM m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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 0.5 \leq b + c + d \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、前記マグネシウム合金は、Z nをa原子%含有し、G d、T b、T m及びL u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Z n、G d、T b、T m及びL u以外の残部はM gであることが好ましい。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.25 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、前記マグネシウム合金は、Z nをa原子%含有し、G d、T b、T m及びL u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Z n、G d、T b、T m及びL u以外の残部はM gであることが好ましい。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2) \quad 0.25 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 2a - 3 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、前記マグネシウム合金にY b、S m及びN d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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.25 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、前記マグネシウム合金にL a、C e、P r、E u及びM m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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.25 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、前記マグネシウム合金にY b、S m及びN d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、L a、C e、P r、E u及びM m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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 0.25 \leq b + c + d \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、前記マグネシウム合金にD y、H o及びE r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靱性金属において、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靱性金属において、前記マグネシウム合金は、G d、T b

10

20

30

40

50

、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靱性金属において、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鑄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靱性金属において、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。

10

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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靱性金属において、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靱性金属は、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靱性金属であって、

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事で形成されたことを特徴とする。

20

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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、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。

本発明に係る高強度高靱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、

30

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靱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靱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鑄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。

40

$$(1) \quad 0.5 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 1.0 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱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鑄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。

50

$$(1) 0.2 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) 0.2 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) 0.5a - 0.5 \leq b$$

尚、前記 Y、Dy、Ho 及び Er それぞれは、マグネシウム合金鑄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靱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鑄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。

10

$$(1) 0.2 \leq a \leq 3.0$$

$$(2) 0.2 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) 2a - 3 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) 0 \leq y \leq 4.8$$

$$(5) 0.2 \leq b + y \leq 5.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

20

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0.2 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) 0.2 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

30

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) 0.2 \leq b + c + d \leq 6.0$$

本発明に係る高強度高靱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硬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、

40

を具備することを特徴とする。

本発明に係る高強度高靱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硬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靱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) ~ (

50

3) を満たすマグネシウム合金鑄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。

$$(1) \quad 0.25 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱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鑄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。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱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鑄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。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2) \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 2a - 3 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) \quad 0 \leq y \leq 4.9$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + y \leq 5.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 0.1 \leq b + c + d \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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鑄造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鑄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

10

20

30

40

50

しい。

$$(1) 0.2 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) 0.5a - 0.5 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱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鑄造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鑄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。

10

$$(1) 0.2 \leq a \leq 3.0$$

$$(2) 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) 2a - 3 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

20

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) 0.5 \leq b + c + d \leq 6.0$$

30

また、本発明に係る高強度高靱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鑄造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鑄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。

40

$$(1) 0.1 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) 0.25 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) 0.5a - 0.5 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱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鑄造物を作る工程であり、

前記マグネシウム合金鑄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

50

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。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2) \quad 0.25 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 2a - 3 \leq b$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.25 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.25 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 0.25 \leq b + c + d \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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靱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鑄造物を作る工程であることも可能である。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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鑄造物を作る工程であることも可能である。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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鑄造物を作る工程であることも可能である。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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鑄造物を作る工程であることも可能である。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) 0.1 \leq b + c + d \leq 6.0$$

また、本発明に係る高強度高靱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鑄造物を作る工程であることも可能である。

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) 0.1 \leq b + c + d \leq 6.0$$

10

また、本発明に係る高強度高靱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鑄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靱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靱性金属の製造方法において、前記マグネシウム合金鑄造物を作る工程は、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鑄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鑄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。

20

また、本発明に係る高強度高靱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靱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靱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靱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。

30

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靱性金属においては、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、高強度高靱性を維持したまま、他の性質を改善することができる。

40

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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靱性金属においては、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靱性金属においては、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靱性金属において、前記塑性加工は、圧延、押出し、EC

50

A E、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Y b、S m、N d及びG dそれぞれは、それらとM gとZ n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L a、C e、P r、E u及びM mそれぞれは、それらとM gとZ n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靱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。

10

また、本発明に係る高強度高靱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靱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靱性金属の製造方法において、前記塑性加工は、圧延、押出し、E C A E、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、E C A E、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。

20

また、本発明に係る高強度高靱性金属において、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靱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靱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E C A Eにより固化した塑性加工物を作る工程であり、前記E C A Eを行う際の温度が250℃以上500℃以下、E C A Eのパス回数が1パス以上であることも可能である。

30

また、本発明に係る高強度高靱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靱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。

40

また、本発明に係る高強度高靱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靱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靱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、A l、T h、C a、S i、M n、Z r、T i、H f、N b、A g、S r、S c、B及びC

50

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靱性金属の製造方法は、希土類元素を含有する鉍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靱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靱性金属において、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靱性ともに実用に供するレベルにある高強度高靱性金属及びその製造方法を提供することができる。

【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それぞれの鑄造材の結晶組織を示す写真である。

図２は、実施例２～４それぞれの鑄造材の結晶組織を示す写真である。

図３は、実施例５～７それぞれの鑄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それぞれの鑄造材の結晶組織を示す写真である。

図５は、実施例１０～１２それぞれの鑄造材の結晶組織を示す写真である。

図６は、比較例３～９それぞれの鑄造材の結晶組織を示す写真である。

図７は、参考例の鑄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の鑄造材の結晶組織を示す写真である。

図１１は、実施例２９の鑄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鑄造材の結晶組織を示す写真である。

図１３は、鑄造材を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、鑄造材を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、鑄造材を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。

10

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。

【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靱性を検討し、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、強度及び靱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靱性が得られることを見出した。

20

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・高靱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・高靱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・高靱性が得られる合金組成を見出した。

30

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・高靱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・高靱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・高靱性が得られる合金組成を見出した。

40

（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。

50

$$(1) 0.5 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) 1.0 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) 0.5 a \leq b$$

亜鉛の含有量が5原子%以上であると、特に韌性（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、特に韌性（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韌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。

強度及び韌性の増大は亜鉛が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韌性を示す。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韌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。

$$(1) 0.2 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) 0.2 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) 0.5 a - 0.5 \leq b$$

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。

$$(4) 0 \leq y \leq 4.8$$

$$(5) 0.2 \leq b + y \leq 5.0$$

亜鉛の含有量が5原子%以上であると、特に韌性（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、特に韌性（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韌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。

強度及び韌性の増大は亜鉛が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韌性を示す。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。

$$(1') 0.2 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') 0.2 \leq b \leq 5.0$$

10

20

30

40

50

$$(3') \quad 2a - 3 \leq b$$

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靱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。

$$(1) \quad 0.5 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 1.0 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 1.0 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

$$(1) \quad 0.2 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.2 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.2 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

$$(1') \quad 0.2 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') \quad 0.2 \leq b \leq 5.0$$

$$(3') \quad 2a - 3 \leq b$$

$$(4') \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5') \quad 0.2 \leq b + c \leq 6.0$$

(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。

$$(1) \quad 0.5 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 1.0 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 1.0 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

$$(1) \quad 0.2 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.2 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.2 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

$$(1') \quad 0.2 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') \quad 0.2 \leq b \leq 5.0$$

$$(3') \quad 2a - 3 \leq b$$

$$(4') \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5') \quad 0.2 \leq b + c \leq 6.0$$

（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

10

20

30

40

50

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。

$$(1) \quad 0.5 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 1.0 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 1.0 \leq b + c + d \leq 6.0$$

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、さらに靱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。

$$(1) \quad 0.2 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.2 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 0.2 \leq b + c + d \leq 6.0$$

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、さらに靱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。

$$(1') \quad 0.2 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') \quad 0.2 \leq b \leq 5.0$$

$$(3') \quad 2a - 3 \leq b$$

$$(4') \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5') \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6') \quad 0.2 \leq b + c + d \leq 6.0$$

(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M

10

20

30

40

50

e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、高強度高靱性を維持したまま、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鑄造し、マグネシウム合金鑄造物を作る。鑄造時の冷却速度は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鑄造物としては、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、マグネシウム合金鑄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鑄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、引拔及び鍛造、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鑄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鑄造物に応力を加えて強度及び靱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。

引拔加工による塑性加工を行う場合は、引拔加工を行う際の温度が250℃以上500℃以下、前記引拔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鑄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鑄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鑄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、例えば強度及び靱性共に高性能が要求されるハイク用合金としての用途に対して、強度及び靱性ともに実用に供するレベルにある高強度高靱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、強度及び靱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。

$$(1) \quad 0.25 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a \leq b$$

亜鉛の含有量が5原子%以上であると、特に靱性(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、特に靱性(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靱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。

強度及び靱性の増大は亜鉛が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靱性を示す。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。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

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。

$$(4) \quad 0 \leq y \leq 4.9$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + y \leq 5.0$$

亜鉛の含有量が5原子%以上であると、特に韌性(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、特に韌性(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韌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。

強度及び韌性の増大は亜鉛が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韌性を示す。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。

$$(1') \quad 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3') \quad 2a - 3 \leq b$$

(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。

$$(1) \quad 0.25 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

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

10

20

30

40

50

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。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

$$(1') \quad 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3') \quad 2a - 3 \leq b$$

(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。

$$(1) \quad 0.25 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.1 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

。

$$(1') \quad 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3') \quad 2a - 3 \leq b$$

(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、鑄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鑄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。

10

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。

$$(1) \quad 0.25 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a \leq b$$

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 0.5 \leq b + c + d \leq 6.0$$

20

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。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

$$(4) \quad 0.1 \leq b + c + d \leq 6.0$$

30

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。

。

$$(1') \quad 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') \quad 0.1 \leq b \leq 5.0$$

$$(3') \quad 2a - 3 \leq b$$

(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、高強度高靱性を維持したまま、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。

40

(実施の形態12)

50

本発明の実施の形態 1 2 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 ～ 1 1 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鑄造し、マグネシウム合金鑄造物を作る。鑄造時の冷却速度は 1 0 0 0 K / 秒以下であり、より好ましくは 1 0 0 K / 秒以下である。このマグネシウム合金鑄造物としては、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、マグネシウム合金鑄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 4 0 0 °C ～ 5 5 0 °C、処理時間が 1 分 ～ 1 5 0 0 分（又は 2 4 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鑄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鑄造物を作製する。

次いで、チップ形状鑄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 4 0 0 °C ～ 5 5 0 °C、処理時間が 1 分 ～ 1 5 0 0 分（又は 2 4 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、1 5 0 °C ～ 4 5 0 °C の温度で 1 分 ～ 1 5 0 0 分（又は 2 4 時間）の熱処理を施しても良い。

チップ形状の鑄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、チップ形状鑄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、チップ形状鑄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、前記チップ形状鑄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鑄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。

前記チップ形状鑄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 4 0 0 °C ～ 5 5 0 °C、熱処理時間が 1 分 ～ 1 5 0 0 分（又は 2 4 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 1 2 では、鑄造物を切削することによってチップ形状鑄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・高靱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靱性の特性を得ることができる。

上記実施の形態 7 ～ 1 2 によれば、マグネシウム合金の拡大した用途、例えば強度及び靱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、強度及び靱性ともに実用に供するレベルにある高強度高靱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 1 3）

本発明の実施の形態 1 3 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 2 4 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） $0.2 \leq a \leq 5.0$

10

20

30

40

50

$$(2) 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) 0.5a - 0.5 \leq b$$

$$(1') 0.2 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3') 2a - 3 \leq b$$

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靱性を特に向上させることができる。

10

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。

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

20

$$(4) 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

$$(4) 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) 0.5 \leq b + c + d \leq 6.0$$

30

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、高強度高靱性を維持したまま、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。

40

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、引拔及び鍛造、これらの繰り

50

返し加工、F S W（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。

10

（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。

$$(1) \quad 0.1 \leq a \leq 5.0$$

20

$$(2) \quad 0.25 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

$$(1') \quad 0.1 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') \quad 0.25 \leq b \leq 5.0$$

$$(3') \quad 2a - 3 \leq b$$

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。

30

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.25 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.25 \leq b + c \leq 6.0$$

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。

40

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 0.1 \leq b + c + d \leq 6.0$$

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

50

。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、高強度高靱性を維持したまま、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鑄造し、マグネシウム合金鑄造物を作り、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、マグネシウム合金鑄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鑄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鑄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鑄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、例えば強度及び靱性共に高性能が要求されるハイクテク用合金としての用途に対して、強度及び靱性ともに実用に供するレベルにある高強度高靱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鑄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鑄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）及び不可避の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、溶解して鑄造し、マグネシウム合金鑄造物を作る。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を用いても良い。

鑄造時の冷却速度は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鑄造物としては、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鑄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鑄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鑄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鑄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）及び不可避の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、溶解して鑄造し、マグネシウム合

10

20

30

40

50

金鑄造物を作る。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鑄造物を作る
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鑄造物を作る
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、ピレットを押出成形してピ
レットを作製する工程を示している。図 30 は、作製したピ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、ストップ 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 $32\ \mu m$ 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、ピ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 で溶接してピレット 260 を作製する。このピレット 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、ピレット 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 から合金のピレ
ット 260 を取り出す。

取り出したピレット 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）。次にピレット 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 $32\text{ }\mu\text{m}$ 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 $623\sim 723\text{ K}$ 、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。

10

上記実施の形態 19 によれば、高強度高靱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 $1\text{ }\mu\text{m}$ 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。

20

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。

30

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。

40

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

50

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。

10

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。

(鑄造材の組織観察)

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 $\phi 10 \times 60$ mm の形状に切り出す。この切り出した鑄造材の組織観察を 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。

20

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像が示されている。図 2 には、実施例 2 ~ 4 の結晶組織の写像が示されている。図 3 には、実施例 5 ~ 7 の結晶組織の写像が示されている。図 4 には、実施例 8、9 の結晶組織の写像が示されている。図 5 には、実施例 10 ~ 12 の結晶組織の写像が示されている。図 6 には、比較例 3 ~ 9 の結晶組織の写像が示されている。図 7 には、参考例の結晶組織の写像が示されている。図 10 には、実施例 13 の結晶組織の写像が示されている。

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。

30

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 - RE 3 元系鑄造合金では、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)。

40

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 の鑄造材の結晶粒径は 10 ~ 30 μ m 程度であり、比較例 2 の鑄造材の結晶粒径は 30 ~ 100 μ m 程度であり、実施例 1 の鑄造材の結晶粒径は 20 ~ 60 μ m 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 の鑄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。

(鑄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 それぞれの鑄造材をビッカース硬度試験により評価し

50

た。比較例 1 の鑄造材のビッカース硬度は 75 Hv であり、比較例 2 の鑄造材のビッカース硬度は 69 Hv であり、実施例 1 の鑄造材のビッカース硬度は 79 Hv であった。

(ECAE 加工)

上記の実施例 1 及び比較例 1、2 それぞれの鑄造材に 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 2 mm/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 82 Hv、比較例 2 の試料が 76 Hv、実施例 1 の試料が 96 Hv であり、ECAE 加工前の鑄造材と比較して 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。

10

(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。

20

(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 200 MPa 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 260 MPa の降伏応力と 15% の伸びを示した。これは、鑄造材の特性が 0.2% 耐力 100 MPa、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 300 MPa まで向上できることがわかった。

30

また、実施例 1 の鑄造材を 375℃まで ECAE の加工温度を下げると（即ち実施例 1 の鑄造材を 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 300 MPa 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 320 MPa まで向上できることが確認された。

(実施例 13 の鑄造合金の押出し)

実施例 13 の鑄造合金は、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。この鑄造合金を、温度が 300℃、断面減少率が 90%、押出し速度 2.5 mm/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 420 MPa の引張降伏強度と 2% の伸びを示した。

40

(実施例 13～34 及び比較例 11～13 の鑄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 合金の鑄造材を作製し、その鑄造材に表 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】

(表 1)

Mg-Zn-Y合金

	組成 (原子%)			押出し温度 (°C)	押出し比	試験温度 (°C)	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	

10

20

30

40

【表 2】

(表 2)

Mg-Zn-Y合金									
	組成 (原子%)			押出し温度 (°C)	押出し比	試験温度 (°C)	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合金鑄造材を、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鑄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の鑄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鑄造材を作製し、その鑄造材に表

10

20

30

40

50

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 (°C)	押出し比	試験温度 (°C)	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°C、10時間で鑄造材を熱処理した後で押出し加工したもの

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】

(表 4)

Mg-Zn-Y-X系合金							
	組成 (原子%)	押出し温度 (°C)	押出し比	試験温度 (°C)	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 2.5 mm/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 °C の温度で 10 時間の熱処理を施した後、350 °C の押出し温度で、押出し比 10、押出し速度 2.5 mm/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Mg₃Zn₃RE₂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】

(表 5)

Mg-Zn-Y合金チップ

	組成 (原子%)		押出し温度 (°C)	押出し比	試験温度 (°C)	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	450	483	1	113
実施例 48	97.5	1	1.5	400	10	390	420	6	108
実施例 49	97	1	2	350	10	442	464	5	105
実施例 50	97	1	2	400	10	400	406	10	112
実施例 51	96.5	1	2.5	350	10	373	401	13	105
実施例 52	96.5	1	2.5	400	10	371	394	14	105
実施例 53	96	1	3	350	10	400	424	6.5	115
実施例 54	96	1	3	400	10	375	417	8	113
実施例 55	96	1	3	350	5	440	452	0.5	122
実施例 56	96	1	3	350	15	362	408	4.5	113
実施例 57	97.5	0.5	2	350	10	332	355	10	
実施例 58	97.5	0.5	2	400	10	330	360	11	103
実施例 59	96.5	1.5	2	350	10	490	500	3	
実施例 60	96.5	1.5	2	400	10	445	455	7	112
実施例 61	96	2	2	350	10	497	500	4	114
実施例 62	96	2	2	400	10	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 2.5 mm/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}-Zn₁-G

10

20

30

40

50

d_{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。この切り出した鑄造材の組織観察をSEMによって行った。また、この鑄造材を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鑄造材の結晶組織を示す写真である。図13は、鑄造材を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、鑄造材を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、鑄造材を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、熱処理前の鑄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。

10

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}-Gd₂)、実施例66(Mg₉₇-Zn₁-Gd₂)、実施例67(Mg_{96.75}-Zn₁-Gd_{2.25})、実施例68(Mg_{96.5}-Zn₁-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鑄造材を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。

20

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鑄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。

(鑄造材を熱処理した後の押出し材の組織観察)

鑄造材を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。

30

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Mg₃Gd化合物を有していることが確認された。

40

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。

(鑄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

50

インゴットを作製し、このインゴットから $\phi 10 \times 60$ mmの形状に切り出す。この切り出した鑄造材を773 K (500 °C)の温度で10時間熱処理し、これを623 K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】

(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 ₁ Gd ₁	329	332	3.9
実施例 64	Mg _{97.5} Zn ₁ Gd _{1.5}	301	334	10.6
実施例 65	Mg _{98.25} Zn ₁ Gd _{1.75}	332	355	7.5
実施例 66	Mg ₉₇ Zn ₁ Gd ₂	369	405	9.4
実施例 67	Mg _{96.75} Zn ₁ Gd _{2.25}	329	379	7.3
実施例 68	Mg _{96.5} Zn ₁ Gd _{2.5}	351	391	7.2
実施例 69	Mg ₉₆ Zn ₁ Gd ₃	368	411	6.5
実施例 70	Mg _{95.5} Zn ₁ Gd _{3.5}	375	406	6.4
実施例 71	Mg ₉₅ Zn ₁ Gd ₄	382	397	3.9
実施例 72	Mg _{94.5} Zn ₁ Gd _{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 ₂ Gd 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473 K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】

(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 ₁ Gd ₁	243	258	13
実施例 66	Mg ₉₇ Zn ₁ Gd ₂	297	337	12.7
実施例 69	Mg ₉₆ Zn ₁ Gd ₃	323	370	9.4
実施例 71	Mg ₉₅ Zn ₁ Gd 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 ₂ Gd 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φ10×60 mm 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】

(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 ₁ Gd 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 288 MPa、最大強度が 323 MPa、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 369 MPa、最大強度が 405 MPa、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、高強度高靱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ことが考えられる。

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靱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靱性マグネシウム合金を得ることができると考えられる。

10

高強度高靱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。

$$(1) \quad 0.2 \leq a \leq 5.0$$

$$(2) \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3) \quad 0.5a - 0.5 \leq b$$

$$(1') \quad 0.2 \leq a \leq 3.0$$

$$(2') \quad 0.5 \leq b \leq 5.0$$

$$(3') \quad 2a - 3 \leq b$$

20

また、前記高強度高靱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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

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、前記高強度高靱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。

30

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 2.0$$

$$(5) \quad 0.5 \leq b + c \leq 6.0$$

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、前記高強度高靱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。

$$(4) \quad 0 \leq c \leq 3.0$$

$$(5) \quad 0 \leq d \leq 2.0$$

$$(6) \quad 0.5 \leq b + c + d \leq 6.0$$

40

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、前記高強度高靱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、高強度高靱性を維持したまま、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。

(鑄造材を熱処理した後の押出し材の組織観察)

50

$Mg_{96.5} - Zn_1 - Gd_{2.5}$ 鑄造材（実施例 68）を $500^{\circ}C$ の温度で熱処理した後に、前記鑄造材を $350^{\circ}C$ の温度、押出比 10、押出速度 2.5 mm/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。

（鑄造材を押出した後の組織観察）

$Mg_{96} - Zn_2 - Y_2$ 鑄造材（実施例 21）を $350^{\circ}C$ の温度、押出比 10、押出速度 2.5 mm/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。

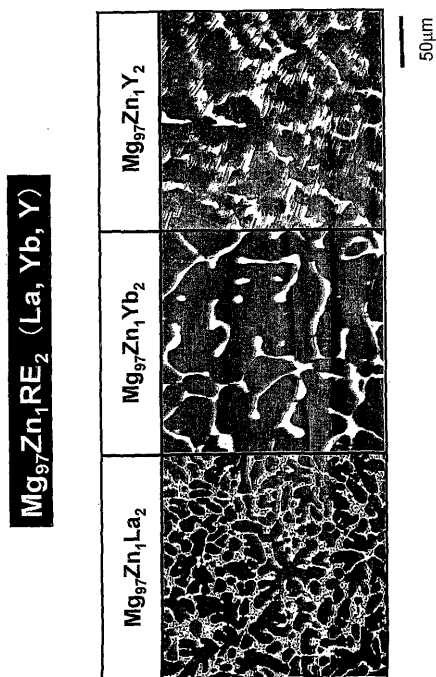
図 28 に示すように、押出し加工後のマグネシウム合金においては、任意の角度で長周期積層構造相の一部が連続的に湾曲及び屈曲している組織が観察された。また、長周期積層構造相の少なくとも一部が、2H 構造を有する Mg と層状（ラメラ状）に存在することが観察された。ここでいう 2H 構造とは、六方最密構造（HCP）のことである。ここでいう長周期積層構造相とは、HCP 構造における底面原子層並びが底面法線方向に長周期規則をもって繰り返される構造をいう。なお、本来の HCP マグネシウム金属は 2 周期（2H）構造をとる。

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。

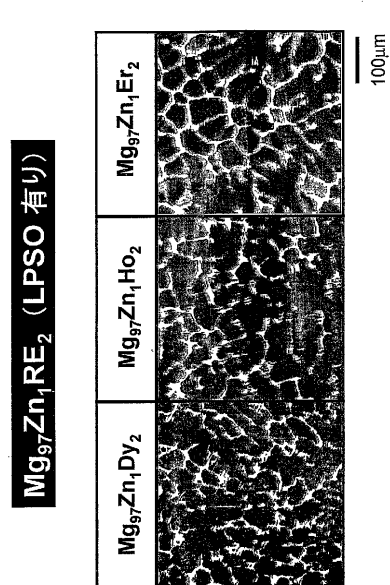
【図 1】

図 1



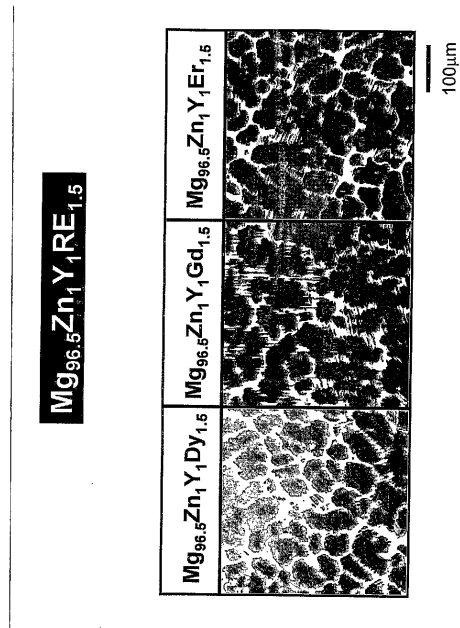
【図 2】

図 2



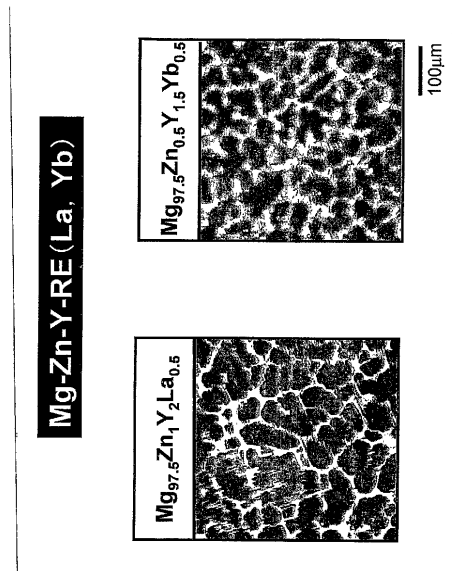
【図 3】

図 3



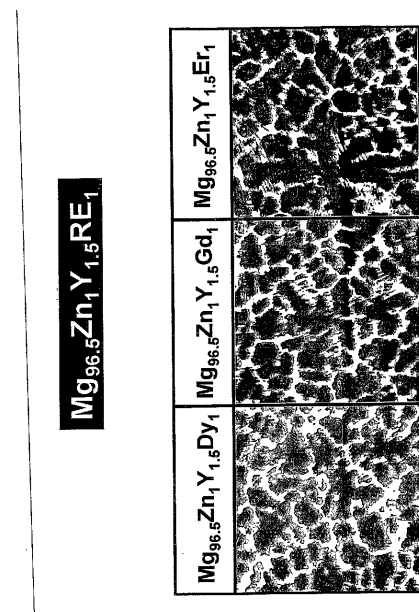
【図 4】

図 4



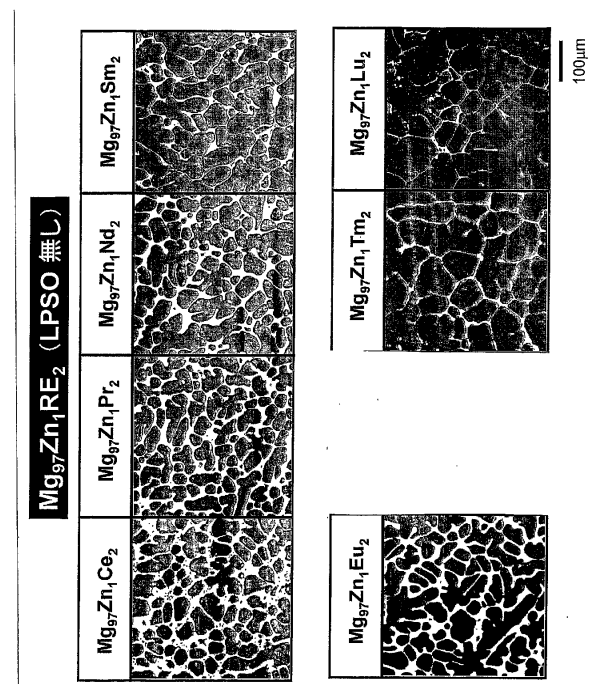
【図 5】

図 5



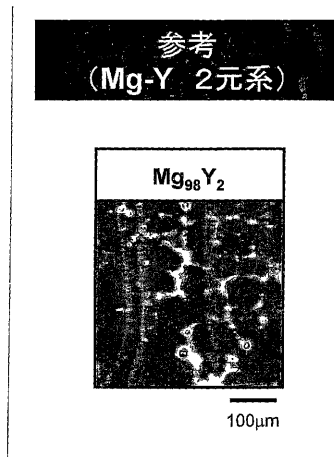
【図 6】

図 6



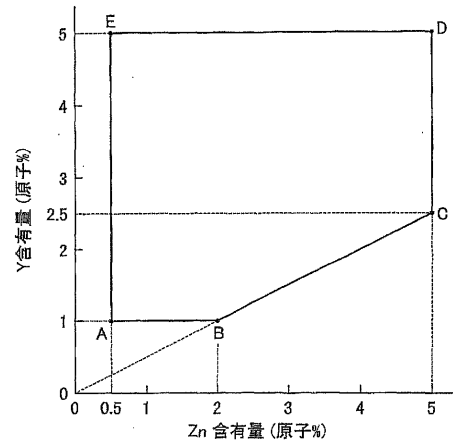
【図 7】

図 7



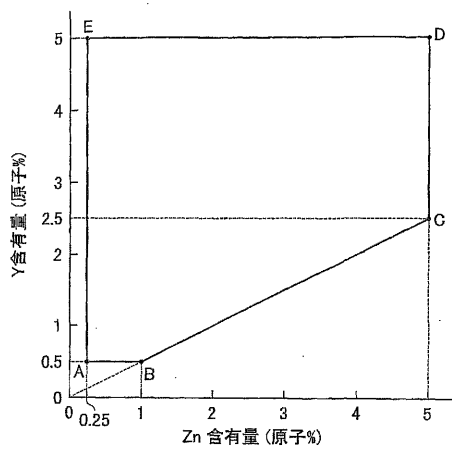
【図 8】

図 8



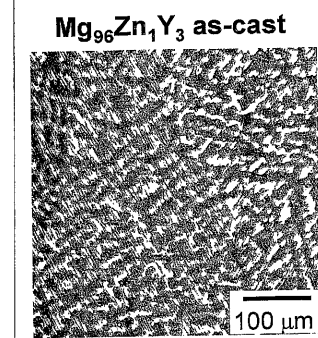
【図 9】

図 9



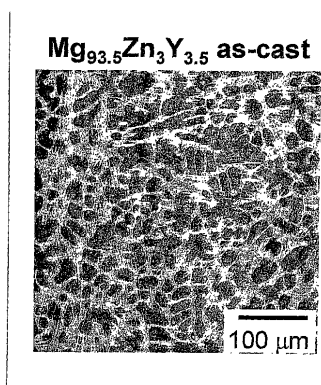
【図 10】

図 10



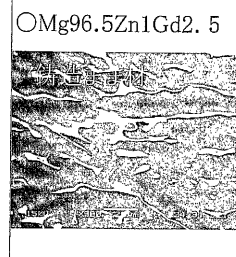
【図 1 1】

図 1 1



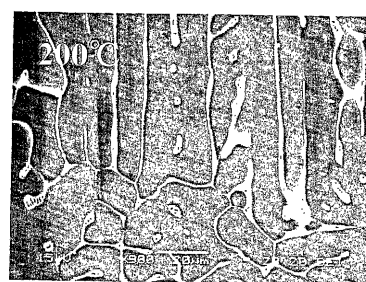
【図 1 2】

図 1 2



【図 1 3】

図 1 3



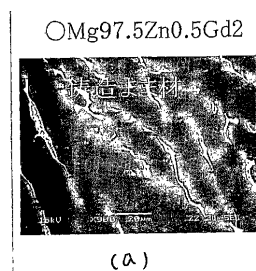
【図 1 4】

図 1 4



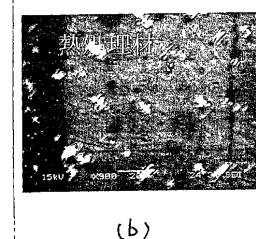
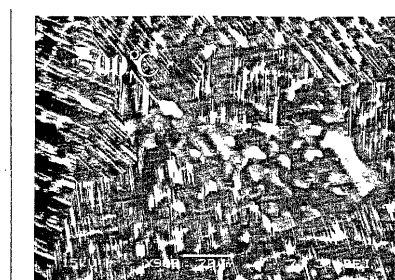
【図 1 6】

図 1 6



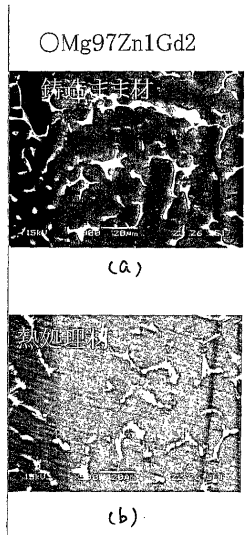
【図 1 5】

図 1 5



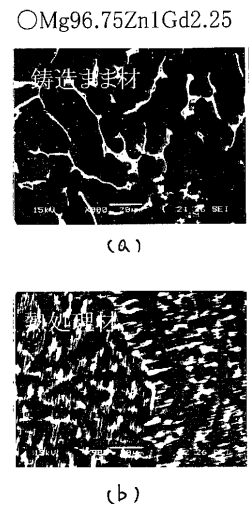
【図 17】

図 17



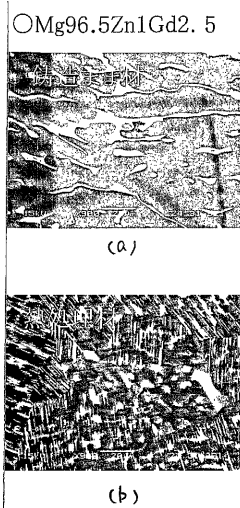
【図 18】

図 18



【図 19】

図 19



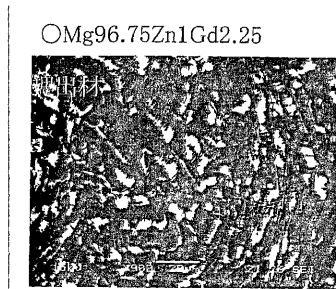
【図 20】

図 20



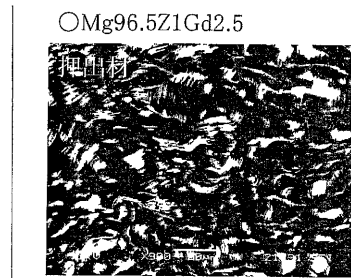
【図 2 1】

図 2 1



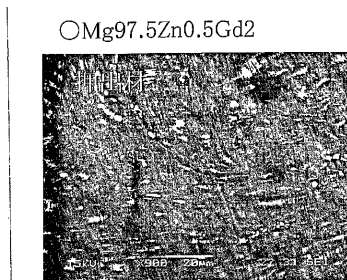
【図 2 2】

図 2 2



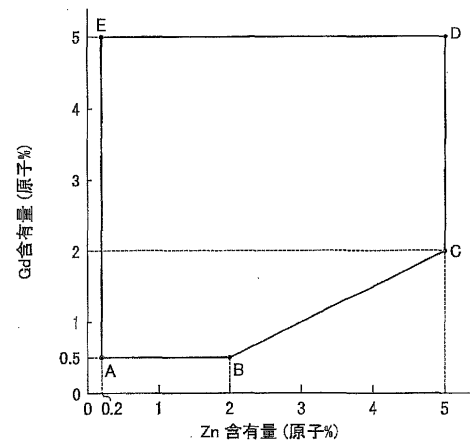
【図 2 3】

図 2 3



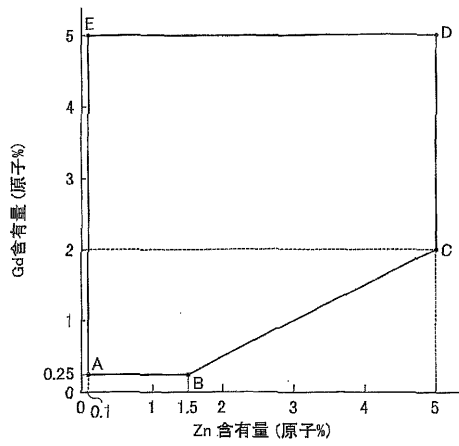
【図 2 4】

図 2 4



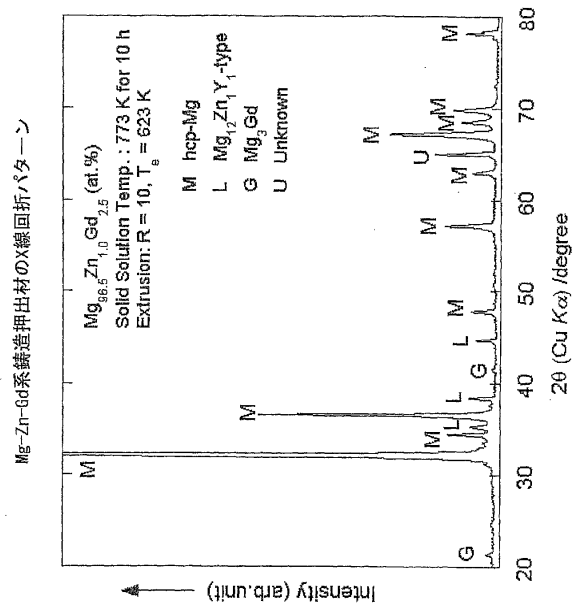
【図 25】

図 25



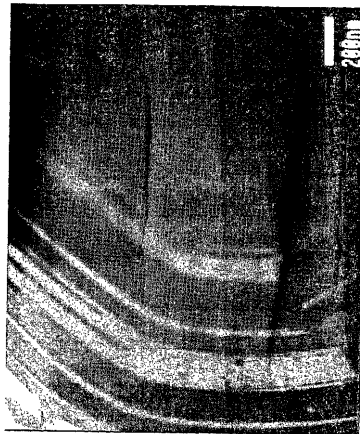
【図 26】

図 26



【図 27】

図 27



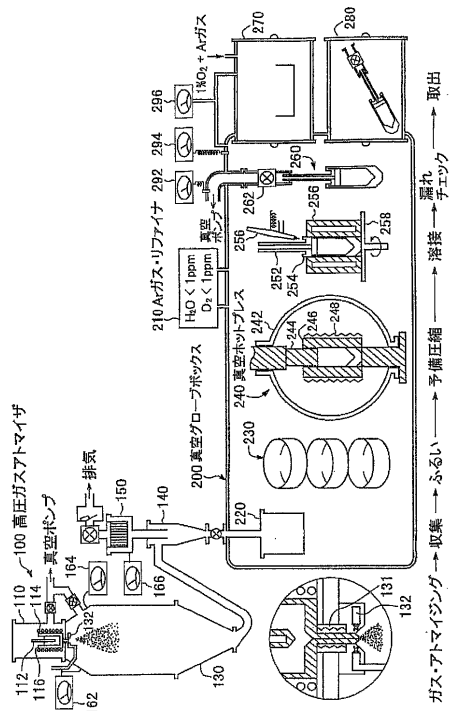
【図 28】

図 28



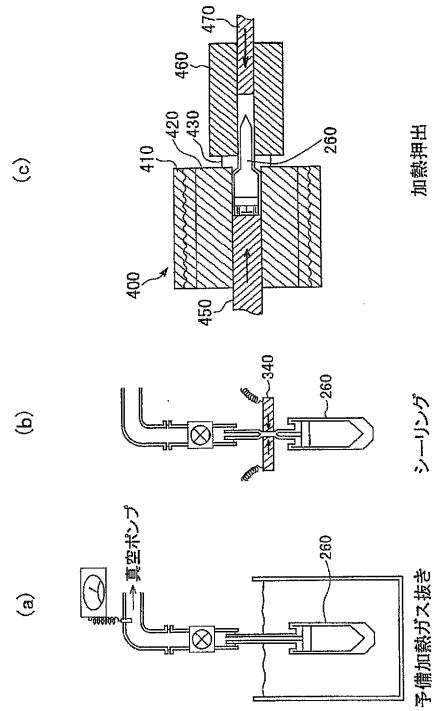
【図 29】

图 2 9



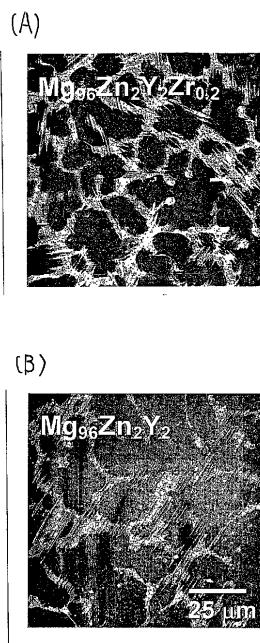
【図 30】

图 30



【図 3 1】

图 3 1



フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

C 2 2 F	1/00	6 3 0 K
C 2 2 F	1/00	6 3 0 J
C 2 2 F	1/00	6 9 1 B
C 2 2 F	1/00	6 9 1 C
C 2 2 F	1/00	6 8 3
C 2 2 F	1/00	6 9 4 B
C 2 2 F	1/00	6 1 2
C 2 2 F	1/00	6 2 1
C 2 2 F	1/00	6 2 3
C 2 2 F	1/00	6 2 5

特許法第30条第1項適用 日本金属学会講演概要集(2004年春期大会)(2004年3月30日発行)、第263頁、「Mg-Zn-RE系鑄造合金の組織と機械的性質」に発表

特許法第30条第1項適用 文部科学省ナノテクノロジー総合支援プロジェクト平成15年度実績報告書(原稿提出日2004年5月27日)、第82頁~第85頁、「新規長周期積層構造を有する高強度マグネシウム合金の開発とその組織形成メカニズムの解明」に発表

特許法第30条第1項適用 社団法人軽金属学会第108回春期大会講演概要(平成17年4月28日発行)、第43頁~第44頁、「高温熱処理法により長周期積層構造が形成する新規Mg-Zn-Gd合金」に発表

特許法第30条第1項適用 社団法人軽金属学会第108回春期大会講演概要(平成17年4月28日発行)、第45頁~第46頁、「長周期積層構造型Mg-Zn-RE系合金の組織と機械的性質に及ぼすRE/Zn比の影響」に発表

特許法第30条第1項適用 社団法人軽金属学会第108回春期大会講演概要(平成17年4月28日発行)、第49頁~第50頁、「長周期積層構造型Mg-Zn-Y合金の機械的性質に及ぼす第4元素添加の影響」に発表

早期審査対象出願

(56)参考文献 国際公開第02/066696(WO, A1)

特開平09-041065(JP, A)

特開2004-099941(JP, A)

特開2002-256370(JP, A)

急速凝固Mg97Zn1Y2合金における長周期積層構造のTEM観察, 日本金属学会講演概要 2004年春期(第134回)大会, 日本, 社団法人 日本金属学会, 2004年 3月30日, 第265頁

長周期積層構造を有するMg-Zn-Y系合金の押出加工条件, 日本金属学会講演概要 2004年春期(第134回)大会, 日本, 社団法人 日本金属学会, 2004年 3月30日, 第264頁

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, 日本金属学会講演概要 2004年春期(第134回)大会, 日本, 社団法人 日本金属学会, 2004年 3月30日, 第265頁