公告本

發明專利說明書

（本說明書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫）

※ 申請案號：94139499

※ 申請日期：94.11.10　　※IPC 分類：C22C 23/02 (2006.01)
C22C 1/00 (2006.01)

一、發明名稱：(中文/英文)

近液相射出成型之方法
NEAR LIQUIDUS INJECTION MOLDING PROCESS

二、申 請 人：(共 1 人)

姓名或名稱：(中文/英文)

加拿大商好斯基射出成型系統公司
HUSKY INJECTION MOLDING SYSTEMS LTD.

代表人：(中文/英文)

麥克 P J 麥克坎德瑞
MCKENDRY, MICHAEL P.J.

住居所或營業所地址：(中文/英文)

加拿大安大略省伯頓市南魁恩街500號
500 QUEEN STREET SOUTH, BOLTON, ONTARIO, CANADA L7E 5S5

國　籍：(中文/英文)

加拿大　CANADA

三、發明人：(共 1 人)

姓　名：(中文/英文)

法蘭克 茲威斯基
CZERWINSKI, FRANK

國　籍：(中文/英文)

加拿大　CANADA

四、聲明事項：

☐ 主張專利法第二十二條第二項☐第一款或☐第二款規定之事實，其事實發生日期為：　年　月　日。

☑ 申請前已向下列國家(地區)申請專利：

【格式請依：受理國家(地區)、申請日、申請案號　順序註記】

☑ 有主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

1. 美國；2004年11月10日；10/985,879

2.

☐ 無主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

1.

2.

☐ 主張專利法第二十九條第一項國內優先權：

【格式請依：申請日、申請案號　順序註記】

☐ 主張專利法第三十條生物材料：

☐ 須寄存生物材料者：

國內生物材料 【格式請依：寄存機構、日期、號碼　順序註記】

國外生物材料 【格式請依：寄存國家、機構、日期、號碼　順序註記】

☐ 不須寄存生物材料者：

所屬技術領域中具有通常知識者易於獲得時，不須寄存。

九、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

本發明係關於一種用於製造近淨形(near net-shape)金屬物品之射出成型方法，且特定言之，係關於由金屬合金、尤其是輕金屬製成之薄壁金屬物品。

【先前技術】

在習知之鑄造法中，將金屬過加熱至高於其液相溫度(即，液相為於超過其溫度下合金完全為液體之溫度)。需要極小之過熱以確保金屬不會過早地固化，尤其是當模製薄壁模製物品時。易於氧化之過熱金屬伴隨有提供且維持惰性氣氛之過程控制挑戰。

因為收縮孔隙與殘存氣體不尋常，所以由過熱金屬鑄造之物品通常不堅固。此外，其諸如抗張強度、屈服應力及伸長率之機械性質會受損，且此歸因於特徵為粗晶粒與樹枝狀組織之微觀結構。

已認識到此等問題，且已進行了廣泛之工作來尋找處理金屬合金之其它方法以改良鑄造物品之機械性質。特別地，藉由使用熟知之半固體金屬處理技術，可製造因產生有利之合金微觀結構與合金孔隙率之減小而具有較高之機械性質之模製物品。此外，半固體處理技術提供了進一步之優點，其在於合金漿料之相對較低之溫度提供了比壓鑄法更長之模具使用壽命(例如，較低之熱衝擊、及由處理充分熔融之金屬所引起之減少之液體-金屬腐蝕量)及改良之模製物品之成型精確度。常見之半固體處理技術包括半

固體射出成型、流變鑄造及觸變成形。

半固體射出成型(SSIM)係一種金屬處理技術，其利用單一機器來將處於半固體狀態之合金注入模具中以形成近淨形之(最終)形狀之物品。SSIM包括以下步驟：藉由將合金材料受控加熱至介於液相與固相線(即，固相線為於低於其溫度下合金完全為固體之溫度)之間之溫度來部分熔融該合金材料，隨後將漿料注入一射出模具之成型空腔中。SSIM避免在模製合金之微觀結構中形成一般認為對模製物品之機械性質有害之樹枝狀組織特徵。參考下文所提供之對本發明之較佳實施例之描述且參考以引用方式併入本文中之美國專利6,494,703之揭示內容，更詳細描述SSIM之結構與步驟。

相比之下，流變鑄造係指藉由鑄造或鍛造具有預定黏度之半固體金屬漿料來製造鋼坯或模製物品之方法。在習知之流變鑄造中，將熔融合金自過熱狀態冷卻，且在低於液相之溫度下攪拌，以使樹枝狀組織結構轉換成適合流變鑄造之球形粒子，例如藉由機械攪拌、電磁攪拌、氣體鼓泡、低頻、高頻或電磁波振盪、電衝擊攪動等。

觸變鑄造係指一包括再加熱經流變鑄造製造之鋼坯以使其重新成為金屬漿料且鑄造或鍛造其以製造最終之模製物品之方法。

舉例而言，美國專利5,901,778描述了一種用於製造固體含量介於1與50%之間之半固體金屬合金漿料之經改良的流變鑄造方法及擠壓機裝置，其特徵為藉以將熔融金屬合

金材料引入一加熱至比該熔融金屬材料之液相溫度高約攝氏100度之攪動腔室中之結構及步驟，其中藉由一經冷卻之螺旋狀攪拌棒冷卻且攪拌該合金，以使其具有低於半固體之溫度的溫度，從而製造半固體漿料。

美國專利申請案2004/0173337描述了一種用於製造固體含量為約10%至約65%之無樹枝狀組織之半固體金屬合金漿料之改良的流變鑄造方法及裝置，其特徵為藉以減少或消除與來自接觸漿料之裝置表面之金屬的聚積及移除相關聯之問題之結構及步驟。

美國專利申請案2004/0055726描述了一種用於壓模模製物品之流變鑄造方法及裝置，其特徵為用於達成以下目的之結構及步驟：施用電磁場以在將熔融金屬裝載入射料套管之漿料成形部分中時攪拌該熔融金屬，藉此攪拌漿料直至冷卻至其液相溫度以下，然後將其轉移至射料管套之鑄造部分。較佳地，維持攪拌直至漿料達成在0.1至40%之範圍內的固體分率，或者攪拌漿料直至固體分率在10至70%之範圍內。相關美國專利申請案2004/0055727、2004/0055734與2004/0055735分別描述製造用於觸變鑄造之鋼坯、製造用於流變鑄造或觸變成形之金屬材料及製造半固體金屬漿料之類似結構及步驟。

美國專利6,311,759描述一種用於製造原料鋼坯材料之方法，其特徵為其係自一金屬大體上在該金屬之液相溫度下進行製造，藉此原料之微觀結構呈現為尤其適合於在60至80%原固體之半固體範圍內之隨後觸變鑄造。此專利之意

義在於，其認識到自位於近液相溫度下鑄造之金屬合金將形成有利之晶粒結構，該結構之特徵為等軸且球狀之初生晶粒而無樹枝狀組織。

然而，因為SSIM法相對於其它半固體處理技術提供了數個重要優點，所以其一般較佳。SSIM之益處包括最終物品之增加之設計靈活性、模製時(即，無隨後加熱處理)之低孔隙率物品、均勻之物品微觀結構、及具有優於藉由習知鑄造製成之物品之機械及表面光潔度性質之物品。並且，因為整個過程在一個機器中且在惰性氣體(例如氬)之周圍環境中進行，所以可幾乎消除合金蒸發及氧化。因為SSIM法不需要將合金加熱至高於其液相溫度，所以SSIM法亦提供能量節省。

雖然一般認為5-60%之固體含量為SSIM之工作範圍，但一般亦認為，實際準則推薦5-10%固體之範圍用於射出成型薄壁物品(即，具有精細特徵之物品)，而25-30%用於厚壁物品。以上內容如美國專利5,040,589中所描述。

雖然有上述內容，但本發明之發明者最近公開之發現已顯示，SSIM處理中之固體之百分比範圍可有利地擴大至介於60與85%之間的超高固體範圍。在共同讓渡之美國專利申請案2003/0230392中全面描述了上述超高固體法。

由於相信再進一步降低固體分率將消除半固體處理所達成之任何優點，所以彼等熟習此項技術者維持5%固體分率之下限。特別地，在低固體含量或不存在固體含量之情況下，預期合金之流動性會增加，使得在填充成型空腔時

導致其流量前面中之擾流增加，且因此增加最終物品中存在孔隙及殘存氣體之可能性。

雖然有上述內容，但已知在某些條件下將用於SSIM處理之結構及步驟組態成具有低至2%之固體百分比。

舉例而言，美國專利5,979,535描述了一種用於射出成型一其中同時具有較低與較高固體分率部分之模製物品之方法，該方法之特徵在於提供用於達成以下目的之結構及步驟：藉由在擠壓機料缸中受控加熱半熔融漿料來形成該半熔融漿料沿射出方向之溫度分佈，藉此漿料同時包括低與高固體分率部分以相繼注入成型空腔中。在一引用之實例中，模製一孔固持器，其中高強度頭部部分由具有約2%固體之熔融部分形成，而更精確模製之帶螺紋部分則由具有約10%固體之熔融部分形成。

然而，因為相對於壓鑄法，合金金屬之降低之流動性會引起過早之合金固化，且因為典型模製合金(例如，鎂合金AZ91D)具有高導熱性，所以使用SSIM在通常低等級之固體分率(即，5%)下模製薄壁模製物品、尤其是彼等厚度低於2 mm之薄壁模製物品可能會有問題。

美國專利6,619,370旨在解決使用SSIM模製薄壁模製物品之問題。特別地，提供用於增加半熔融金屬之流動性並提供成型空腔之增加之除氣的結構及步驟。其中規定，半熔融金屬漿料之固體分率必需設定在超過3%且低於40%之範圍內以避免薄壁模製物品過度翹曲。

然而，在不採取將合金過加熱至顯著高於液相溫度之方

法且不引起機械性質降低的情況下，使用SSIM製造薄壁模製物品仍存在挑戰。

因此，本發明之一優點係提供一種用於製造薄壁金屬物品之射出成型法，該等薄壁金屬物品相對於彼等藉由傳統鑄造方法製造之物品具有改良之結構完整性及優良之機械性質。

【發明內容】

根據本發明之一態樣，提供一種用於將一金屬合金模製成一近淨形物品之射出成型方法，其中合金之處理溫度接近其液相，以較佳具有5%之最大固體含量，藉此可製造一具有均質、精細等軸結構而無定向樹枝狀(directional dendrites)組織、且具有極少殘存孔隙之淨形(net-shape)模製物品。

有利地，所得固體物品具有最佳機械性質而無所預期之由於自過熱熔融物進行鑄造而引起之孔隙率及固化收縮。

根據本發明之另一態樣，提供一種用於將金屬合金模製成近淨形物品之射出成型方法，其中該合金之處理溫度接近其液相，以較佳具有2%之最大固體含量，藉此可製造一具有均質、精細之等軸結構而無定向樹枝狀組織、且具有極少殘存孔隙之淨形模製物品。

根據本發明之一較佳實施例，鎂合金AZ91D將於其液相溫度之(較佳低於)2℃內的溫度範圍內進行處理。目標液相溫度本身可能需要藉由試錯法來確定，以針對原料合金之組成變化、及機筒與熔融物間之熱傳導情形改變而進行調

整。對於AZ91D合金之標稱組成，將在機筒中將合金加熱至接近595℃之處理溫度。

根據本發明之一替代實施例，鎂合金AM60B將於其液相溫度之(較佳低於)1℃內之溫度範圍內進行處理。目標液相溫度本身可能需要藉由試錯法來確定，以針對原料合金之組成變化、及機筒與熔融物間之熱傳導情形改變而進行調整。對於AM60B合金之標稱組成，將在機筒中將合金加熱至接近615℃之處理溫度。

本發明發現製造諸如由輕金屬合金製成之膝上型電腦、錄影機及手機之外殼之薄壁物品之應用。由於鎂基合金具有優良之強度重量比、硬度、導電率、散熱性且吸收振動，所以鎂基合金尤其引人注意。

根據本發明之另一態樣，提供一種金屬-基質複合物，其包括一金屬組份，且亦包括一嵌入該金屬組份內之補強組份，該金屬組份及該補強組份在該金屬組份之近液相溫度下藉由一模製機進行模製。

根據本發明之又一態樣，提供一種包括一金屬組份之模製物品，該金屬組份在該金屬組份之近液相溫度下進行模製。

【實施方式】

圖1示意性地展示用於執行根據本發明之方法之射出成型裝置10。該裝置10包括一機筒總成及一與其相對之機器噴嘴部分16，該機筒總成包含一帶有一佈置於其遠端之機筒頭部部分12a之圓柱形機筒部分12，一鄰接之熔融物通

道經佈置以穿過該機筒總成。機筒部分12經組態以具有70 mm之直徑d及約2 m之長度l。沿機筒總成之溫度分佈藉由電阻加熱器14來維持，該等電阻加熱器14沿機筒部分12分成獨立控制區，包括沿機筒頭部部分12a及噴嘴部分16。根據一較佳實施例，裝置10為Husky™ TXM500-M70系統，藉此可將頭部部分12a中之合金之溫度控制在液相溫度之2℃以內、甚至在其1℃以內。

經由給料器裝置18將合金材料之固體切屑供應入機筒總成之熔融物通道中。該等合金切屑可藉由包括機械切削或快速固化顆粒之任何已知技術製造。切屑之大小為約1-3 mm。旋轉驅動部分20轉動一可伸縮之螺桿部分22，該螺桿部分22佈置於機筒部分12之熔融物通道中以沿其傳送合金材料。

使用標稱組成如表1所示之兩種市售壓鑄合金AZ91D與AM60B進行實驗。另一合適之合金為如美國專利6,808,679中所述之AJ52(Mg-5Al-1.5Sr)，其標稱液相溫度為616℃。然而，應理解，本發明不限於鎂合金之射出成型，而是亦可適用於其它合金之射出成型，包括Al合金及諸如鉛基合金、鋅基合金與鉍基合金之其它合金。圖2為展示若干目前較佳合金之液相處理溫度範圍之圖形表示。

處理技術	合金等級	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Ni	Mg
近液相成型	AZ91D	8.69	0.66	0.29	0.02	<0.01	<0.01	<0.01	基礎(base)
	AM60B	5.82	<0.01	0.31	0.03	na	<0.01	<0.01	基礎
過熱液體壓鑄	AZ91D	8.70	0.58	0.24	0.017	0.0031	0.0021	0.0009	基礎
	AM60B	6.00	0.008	0.27	0.017	0.0021	0.0006	0.0007	基礎

表1. 藉由射出成型法與壓鑄法處理之AZ91D與AM60B合金之化學組成。根據經修正之ASTM E1097-97及E1479-99標準進行分析。所有值均以重量%表示。

根據本發明之一較佳近液相成型法，藉由微處理器(未圖示)控制加熱器14，該等微處理器經程式化以在機筒部分12內形成精確之溫度分佈，以將機筒總成之熔融物通道中之合金加熱至接近其液相之溫度，從而使得固體分率較佳為0%但不超過5%。圖3展示用於達成AZ91D合金之595℃之液相溫度的機筒部分12中之溫度分佈之一實例。

螺桿部分22之運動的作用為當合金熔融時混合該合金且將熔融物傳送過安裝在螺桿之一遠端之止回閥26，該止回閥26用於在熔融物通道之前部(所謂的機筒之"聚積部分")聚積熔融物。止回閥26防止在注入期間將熔融物擠壓回機筒部分12中。

將裝置10之內部部分保持在惰性氣體環境中以防止合金材料氧化。一適宜之惰性氣體之一實例為氬。經由給料器18將惰性氣體引入裝置10中，此防止空氣回流。此外，在注入後，在噴嘴部分16中形成固體合金之栓塞。當注入下一合金射料時排出該栓塞且將其俘獲在模具24之澆道後部分中。

旋轉驅動部分20由一微處理器(未圖示)控制，該微處理器經程式化以經由機筒部分12以一設定之速度可再現地傳送每一合金材料射料，以精確控制每一射料在機筒部分12之不同溫度區中之滯留時間，從而可再現地將每一射料之固體含量最小化以確保其不超過5%之固體分率。

根據本發明進行實驗，以應用射出成型技術在預加熱至近液相範圍後使Mg-9Al-1Zn與Mg-6Al粒子形成淨形，且評估固化合金之微觀結構及張力特性。作為比較基礎，在藉由習知之壓鑄法自過熱液體處理後使用相同之合金等級。

實驗細節

在射出成型期間，在具有500噸之合模力且配備有一張力桿模具之Husky TXM500-M70系統中處理經機械粉碎之切屑形式之原料。四-空腔射料之總重為250.3 g，包括143.7 g帶流道料之澆道料與35 g溢流。在止回閥前部聚積了所需之射料量後，將螺桿向前加速至2.2 m/s，以經由澆道及帶有64.8 mm^2之開口面積之澆口將合金注入預加熱至200℃之模腔中。在用漿料填充模具24後，漿料可經歷最後之緻密化，其中對漿料施加壓力持續一段通常少於10 ms之短時間，然後自模具24取出模製物品。據信，該最後之緻密化可減少模製物品之內部孔隙率。

亦使用Hydro Research Park, Porsgrunn, Norway之Bueler Evolution 420D高壓壓鑄機將標稱上具有相同化學性質之合金處理成張力桿。將模具預加熱至200℃，且AZ91D及

AM60B熔融物之溫度分別為670℃與680℃。

根據ASTM B557使用具有6.3 mm (用於成型)及5.9 mm (用於壓鑄)之減小之截面直徑及50.8 mm之標距之圓柱形樣品進行張力測試。使用安裝在一伸長計中之Instron 4476機器以0.5 mm/min之十字頭速度進行量測。分析張力曲線以評估極限抗張強度、屈服強度及伸長率。根據經修正之ASTM E1097-97及E1479-99規格藉由感應耦合電漿光譜法測定化學組成。藉由研磨至0.05 μm之除聚結之氧化鋁粉末來製備用於光學顯微術觀察之截面。為展現微觀結構，用1%之硝酸乙醇腐蝕液來蝕刻表面。此外，使用蝕刻來展示個別晶粒之結晶取向之差異。使用定量影像分析儀來量測選定之微觀結構之立體量測參數。用掃描電子顯微術(SEM)使結構細節成像，且用X-射線微量分析儀(EDAX)量測微量化學。施用帶有CuKα輻射之X-射線繞射術以分析材料之相及結晶特性。

結果

AZ91與AM60合金之熔融差異

圖4中展示二元Mg-Al之富Mg部分之帶有經檢查之合金的標記位置及處理溫度之圖。由於偏離平衡狀態，所以處於典型固化狀態下之AZ91D合金與AM60B合金二者皆含有Mg17Al12相。該相係藉由在自液體足夠快速地冷卻期間因核心偏析(coring)所引起之共晶反應而形成。1% Zn之存在不會引起產生新相。根據Mg-Al-Zn之三元相圖，在高達4%之Zn之平衡狀態下，三元Mg-Al-Zn合金中所存在之相

與Mg-Al二元體系中之已知相相同。在該金屬間化合物中，鋅取代一些Al，此將其化學式延伸至Mg17Al11.5Zn0.5。若鋅超過4%，則進入包括三元金屬間相ϕ之三相區。此化合物在約360℃之溫度下產生共晶反應。

AZ91D與AM60B合金展現出其標稱上分別為595℃及615℃之液相溫度的約20℃之差異。對於二者之化學性質，可根據Scheil's公式計算特定固體含量fs：

$$fs=1-\{(Tm-T)/(Tm-TL)\}-1/(1-Ko) \qquad (1)$$

其中Tm為純金屬之熔融溫度，TL為合金之液相溫度，而Ko為平衡分佈係數。結果以曲線圖之形式呈現在圖5中。應注意，任一給定之合金之液相溫度根據其化學性質及微觀結構略有不同。例如，諸如鈹之抗氧化劑之含量之變化或純化劑之影響可引起合金之液相溫度偏移。顯然，在亞液相之範圍中，溫度之很小之改變會導致固體分率之實質變化。根據本發明，使固體分率維持低於5%。對於AZ91D合金，在將溫度降低至液相以下2℃後，固體分率自0%增加至5%。Mg-6%Al合金甚至更為敏感，且固體含量自0%至5%之相同變化需要降低至液相點以下1℃。因此，在亞液相範圍進行處理對嚴格溫度控制增加了挑戰，且可能需要一些實驗來確定所需之合適之機筒溫度分佈。應瞭解，在機筒總成之溫度(其在距離延伸穿過機筒總成之熔融物通道某一距離處進行估計)與機筒熔融物通道中之模製材料之實際溫度之間存在"動態平衡"，且此外，成型材料之

溫度亦為其流率之函數。因此，機筒溫度區設定點可高於或低於熔融物通道中之模製材料之溫度。

張力性質

圖6中展示對兩種合金及處理技術繪製之抗張強度對相應伸長率之比較曲線圖。對於自近液相溫度模製之AZ91D合金，達成275 MPa之最高強度。自過熱液體處理之AZ91D合金展現出高達252 MPa之強度。AM60B合金之強度類似，且在自其近液相範圍模製後達成271 MPa之最大值。此外，在藉由壓鑄法而自過熱液體處理後，AM60B合金之強度降低且不超過252 MPa。兩種處理途徑所達成之伸長率相當，AZ91D達到高達8%，而AM60B等級達到高達12.5%。對兩種合金及處理途徑所量測之屈服應力顯示出類似趨勢(圖7)。對於AZ91D與AM60B，近液相成型所獲得之平均值分別達到166 MPa與146 MPa。對於AZ91D與AM60B，壓鑄後之平均屈服應力分別為149 MPa與124 MPa。可見，在此研究中所達成之張力測試數據顯著高於ASTM B94規格所需之數據。

對於每一合金組成及處理方法，存在實驗數據點之散佈，其中總趨勢為較高強度對應於較高伸長率(圖6與圖7)。對於近液相成型之合金，0-5%範圍之固體含量為造成該散佈之主要變數。雖然對於經壓鑄處理之過熱合金，觀察到強度及伸長率變化之相同趨勢，但與顯微結構組份沒有明顯相關性。除α-Mg樹枝狀組織之先共晶沈澱外，收縮孔隙亦使定量變得複雜。與強度相比，較大之屈服應力

值散佈與有限之實驗數據點數並未揭示屈服應力與伸長率間之相關性。

合金之結構完整性

作為影響合金之結構完整性之因素，此處僅討論給定處理方法所固有之彼等缺陷。不考慮與不正確注入及熱設定或特定部分幾何結合相關聯之缺陷。由於選定模具(mold/die)具有非常簡單之幾何結構，所以實際上在張力桿之5.9 mm與6.3 mm之截面中沒有出現大孔隙(圖8a)。然而，同時，在自過熱液體處理後，微觀結構完整性中存在實質差異。兩種合金等級均顯示收縮孔隙率，根據金相學估計其為幾個百分比之等級。該孔隙率具有隨機分佈之個別間隙或叢集之形式(圖8b)。孔隙佔據了晶間空間，且被具有最低之熔融溫度之最後固化相所環繞(圖8c)。因為其一般大小約為10 μm，所以其在低倍放大觀察過程中不易偵測。

微觀結構發展

在近液相範圍內成型過程中所產生之微觀結構之主要或獨佔組份為液體部分之固化產物(圖9a)。在低放大率下，微觀結構顯示為均勻，具有源於冶金精餾之隨機分佈之未溶解之Mn-Al-Fe金屬間化合物及Mg2Si包含物。由於其暗對比度，所以可能會將此等相誤認為孔隙。主要組份體現為經分離之共組織，其中Mg17Al12化合物之不連續沈澱點綴在等軸α-Mg區域之邊界上。在高放大率下，大小約為20 μm之α-Mg島展現出由化學性質差異所引起之不同對

比度(圖9b)。

除基質外，存在可忽略之分率的原固體相(圖10a-e)。對於非常低之固體含量，此處所用之顯微鏡放大率可能過高以致不能描繪代表性(均質)影像，且不能直接用於基於立體量測原理量測固體含量。固體之形態視機筒之熱部分而定；然而，差異不如先前所觀察到之高固體分率之差異那麼明顯。當將合金預加熱至亞液相溫度時，其具有大致為球體之形式(圖10b、c)。此處不存在觸變成型期間所觀察到之未熔融相(即，殘存液體)之特性特徵。當將合金過加熱至高於液相且隨後冷卻回至亞液相範圍時，所沈澱之固體可能具有退化之瓣狀體形式(圖10d)。此處並不清楚剪應力在影響瓣狀體形狀中之作用，且有時觀察到其與球體共存(圖10e)。基質之明顯差異並未伴隨固體之形態與在0至約5%範圍中之含量之改變(圖10a-e)。此外，很難區分Mg-9Al-1Zn與Mg-6Al等級間之基質與固體之形態差異。

圖11中展示由過熱液體經壓鑄所形成之微觀結構。對於兩種合金，其不均質，且含有在模具中固化前所形成之樹枝狀組織型沈澱，見如圖11a中之亮對比度。一些沈澱較大，其具有300-400 μm之大小。未觀察到AM60B與AZ91D合金間顯著之形態差異(圖11b、c)。雖然已知AZ91D含有較多之Mg17Al12相，但從光學顯微術影像中未明顯看見此差異。唯一差異顯示為在AM60B等級中有更多Mg17Al12之不連續沈澱。

結晶取向

使用蝕刻技術作為定性評估微觀結構成份間之結晶取向差異之方法。藉由近液相成型所獲得之微觀結構內之顏色分佈揭示，不存在主要較佳之取向(圖12a)。不存在叢集，且每一小晶粒/晶胞經不同取向。

由過熱液體範圍壓鑄之合金顯示較大的樹枝狀組織，此表明樹枝狀組織內之所有特徵具有相同或非常類似之結晶取向。其中一些具有在注入模腔前所形成之初生樹枝狀組織之形態。蝕刻顯示，作為個別晶粒在習知之顯微照片上所描繪之許多特徵事實上為較大多晶粒集聚體之一部分(例如，圖11b、d)。

相組成

X-射線繞射提供關於相之結晶學、其含量及較佳取向之估計之資訊。自近液相範圍模製之AZ91D合金含有α-Mg及Mg17Al12金屬間相(圖13a)。比較繞射圖與JCPDS標準上之峰值強度表明，兩種相為隨機取向。Mg17Al12之至少六個峰可偵測，且估計指示體積分率為約9%。自其液相範圍模製之AM60B合金展現出不同之X-射線繞射圖，其實質上僅具有α-Mg相(圖13b)。Mg17Al12峰之預期位置由圖13b中之箭頭指示，其中其強度為背景雜訊之等級。自繞射圖之電腦分析所估計之Mg17Al12相之體積貢獻為低至1%。圖13c中展示由過熱至670℃之熔融物壓鑄之AZ91D合金之繞射圖。其展現出低於以上如圖13a中所示之近液相成型後之Mg17Al12峰之視覺上可偵測之強度。Mg17Al12相之估計含量為約7%。

減聚力特徵

近液相成型結構與過熱液體壓鑄結構間之減聚力表面之形態存在顯著差異。圖14a中展示近液相成型後之AZ91D張力桿之典型截面圖。裂紋沿Mg17A112金屬間相穿過，特別地沿α-Mg與金屬間化合物間之界面穿過。在裂紋附近無孔隙之明顯粗化，且未觀察到原固體之跨晶粒裂化。實情為，裂紋沿原固體與周圍基質間之界面穿過。存在大量在合金熔融期間未溶解之Mn-Al-Fe及Mg2Si粒子。因為未在減聚力表面上觀察到此等粒子，所以不清楚其對裂化之影響。

由過熱液體處理之合金內所存在之樹枝狀組織形態對破裂機制施加一深刻影響(圖14b)。分離粗樹枝狀組織且具有不同於剩餘基質之結晶取向之區域為最弱之路徑，其易於裂化(圖14c)。在此等粗樹枝狀組織外部，α-Mg-Mg17A112金屬間界面為典型傳播路徑。在應力下，收縮孔隙顯著擴大，且此對於位於減聚力表面之直接附近之孔隙尤其明顯。

結論

所進行之實驗顯示，預熱至液相值附近之嚴格溫度之鎂合金之射出成型減少了鑄造過熱熔融物時通常具有之一些缺點。如下文所討論，可忽略之孔隙率(圖9、10及12)最可能係由於特定之固化機制及所得之精細均勻結構引起。此外，亦相信，模具填充後之緻密化步驟減少了模製物品之內部孔隙率。

在低於壓鑄合金約70-100℃之操作溫度亦帶來優點，該等優點表現為能量節省、機器/模具組件之減少的損傷及減少的由蒸發及氧化所引起之合金損耗。因為射出成型依賴使用熱栓塞之機筒密封概念，所以其不允許熔融合金之實質過熱。因此，作為一利用過熱熔融物之處理，此處選擇壓鑄。熱腔室及冷腔室壓鑄二者均自過熱液體開始，且具有難以製造充分堅固之組件之缺點。需要過熱以補償在轉移至熱套管過程中及在該熱套管中之延遲時間期間之熱損耗。壓鑄與射出成型在處理之所有階段存在幾個關鍵差異，且合金之溫度僅為其中之一。當比較由兩種技術所獲得之結果時應注意此點。

除組份之完整性外，處理溫度對合金微觀結構亦施加影響(圖9與10)。鎂合金之非平衡固化以原α-Mg相之成核開始。隨後之樹枝狀組織生長出現，且樹枝狀組織間區域中之剩餘液體最終固化為分離或部分分離之共晶。已知降低澆注溫度會促進等軸固化結構之形成。當過熱足夠低時，整個熔融物過度冷卻，且整個熔融物中發生大量異質成核。此導致完全消除鑄造中之柱狀結晶區，且導致在全部體積中形成精細之等軸晶粒。當最初發現流變鑄造時，認為必須在冷凍過程中藉由機械攪拌或經由其它形式之攪動來破壞樹枝狀組織結構。後來，認為熔融物體積內之樹枝狀組織之片段可充當新晶粒之核以變成球體。藉由直接觀察具有類似金屬之結晶特性之透明液體之固化及數值模型化不支持此機制，此等觀察表明，球狀組織經由液體而非

破壞之樹枝狀組織片段直接成核而形成。實質上，藉由在冷凍之早期階段控制成核及生長過程而形成球狀結構。

另一可能影響模製合金之固化過程之因素為藉由運送期間沿機筒之往復螺桿所引起之攪動及在模具填充期間之高注射速度。事實上，難以分開彼等兩個影響。由高強度剪應力所引入之擾流會影響擴散邊界層之不穩定，且亦防止溶質在固-液界面前堆積，且因此抑制由組份之過冷卻而引起之樹枝狀組織生長。如圖10中所見，固化不會導致既有粒子之生長或形成新固體球粒。剪應力亦可影響此態樣。吾人主張，由於在固-液界面之較少之可利用之扭接(kink)，所以主要粒子之緊密之球狀形態及其周圍缺乏顯著擴散邊界層限制了此等粒子之生長。基於此原因，藉由熔融物體積內之新鮮成核之固化在動力學上有利於既有粒子之生長。因此，剪切速率促進半固體漿料中之強擾流，且在整個熔融物中形成均勻溫度分佈，且此情形對於整個熔融物之成核較為理想。

對於半固體處理，室溫微觀結構允許吾人再現合金之受熱歷程。當研究近液相溫度時，提供與處理參數之聯繫之特徵較不明顯。對於亞液相成型，可基於未熔融固體分率之量測來估計合金之溫度。殘存液體之缺乏不允許區別流變與觸變途徑，此意謂其不指示液相溫度是自固體方向還是自液體方向達成(圖10)。當超過液相溫度且原固體之最後顆粒溶解時，估計甚至變得更不明確。為冷卻完全熔融且隨後部分重固化之合金，藉由所強加之剪應力控制固體

形態。過熱之跡象可為存在當注射前熔融物溫度隨後降低至液相以下時沈澱之瓣狀體或樹枝狀組織。常常以與瓣狀體之混合物(圖10e)形式共存之球粒之通常較低之球形度表明在該等可忽略之固體分率下之剪應力之相當低之效用及因此在評估處理條件中之增加的誤差。

當考慮半固體處理後之機械性質之有益變化時，通常會混合以下兩個因素：(i)由孔隙率之減小引起之改良；及(ii)由於微觀結構之修正所引起之改變。顯然，近液相成型後所產生之高完整性結構利用第一因素。此處所進行之實驗允許評估與結構有關之因素之影響。圖6與圖7所示之兩種模製合金之張力性質之改變具有與先前所描述之半固體狀態方式成型相同之性質。個別合金AZ91D與AM60B之強度降低與原固體之粗球粒之體積增加相關聯。對於流變鑄造及觸變鑄造，亦報導了圖6中所見之隨α-Mg球粒之含量增加的強度降低。對於流變鑄造，推導出一聯繫抗張強度σUTS與固體分率fs之經驗公式：

$$\sigma UTS\ (MPa)=124(1-fs)+[72+547d^{-1/2}]\ fs \qquad (2)$$

其中d代表晶粒大小。公式(2)中對於fs等於0之124 MPa之最大強度顯著低於圖6中所報導之值。原固體之存在導致剩餘液體中富集Al，此引起更多之Mg17Al12沈澱，從而影響基質延展性。

當比較AZ91D與AM60B等級時，主要差異為後者之較高之伸長率。根據所公開之定量證據，一般公認用於達成較佳韌性之第一合金化方法為降低Mg17Al12金屬間相之體

積分率：對於AM60等級，Mg17Al12之含量在2-7%之範圍內，而對於AZ91D，則在5至16%範圍內。因此，圖6與圖7中AM60B之較高之伸長率與主要由較低之Al含量引起之金屬間相之顯著較低之分率相關聯。基於此研究之X-射線量測之大致估計提供了介於AM60B之1%與AZ91D之9%之間的Mg17Al12分率。同時顯示，壓鑄合金顯示Mg17Al12相之稍低含量，對於AZ91D等級為約7% (圖13)。因為AM60與AZ91等級之強度非常相似(圖6)，所以此發現表明，對於最佳之性質，由近液相範圍模製之AZ911合金之伸長率之進一步增加將需要降低之Al含量。

一般公認，半固體處理提供優於彼等在習知鑄造後所獲得之性質。雖然對於Al合金可顯示上述情形，但對於Mg-Al及Mg-Al-Zn合金，增加之固體含量已顯示強度與延展性之同時降低。如圖15a及15b中所示此處及先前研究中所收集之冶金特性表明，具有其固化結構之Mg-Al與Mg-Al-Zn合金並非最適合具有實質含量之未熔融部分之半固體處理。因此，對於Mg-Al與Mg-Al-Zn合金，近液相成型為用於達成具有強度與延展性之最大組合的高完整性結構之技術選擇。

彼等熟習此項技術者將瞭解，亦期望用近液相成型其它適合射出成型之合金將獲得類似結果。

射出成型系統允許實施近液相處理之概念，該處理需要嚴格控制合金之溫度，以使得合金維持在近液相溫度，盡可能靠近成型空腔。射出模具24較佳經組態以包括至少一

諸如熱澆道或熱流道之溫度受控熔融物導管，以在注射過程中將熔融物運送至澆口，且在射出循環之間使其維持在處理溫度下。在申請者之同在申請中之美國專利局申請號10/846,516中描述了一合適系統，該案之揭示內容以引用方式併入本文中。藉由使用此系統，具有受控溫度之熔融合金與模具澆口間之流動距離減小，從而使溫度降低最小化。防止熱損耗對鎂合金而言具有特別之意義，鎂合金因其低熱容量及破壞模具之完全填充之快速固化之傾向而著名。

在預熱至液相級附近之窄溫度範圍後，Mg-9Al-1Zn與Mg-6Al合金之成型導致形成高完整性結構。利用過熱熔融物之習知鑄造後不可避免地存在之收縮孔隙率最小化至可忽略程度。

近液相成型之Mg-9Al-1Zn與Mg-6Al合金之基質在宏觀上看為均質，且由具有典型大小為20 mm之a-Mg之精細等軸結構組成，而沒有由先共晶固化引起之粗定向樹枝狀組織。Mg17Al12金屬間相之主要不連續沈澱以比自過熱熔融物鑄造後稍高之含量包圍a-Mg晶粒。原固體不存在或以不超過5%之體積分率之可忽略量存在。固體粒子不含任何殘存液體，且視沿系統內之合金之流動路徑之熱分佈而代表自球體至退化之瓣狀體之形態。

近液相成型之Mg-9Al-1Zn與Mg-6Al合金展現出優於其藉由半固體途徑而自過熱液體製造之對應物的強度與伸長率之組合。張力性質得益於高結構完整性及精細之微觀結

構。

金屬-基質複合物為金屬組份與補強組份之組合。補強組份通常為非金屬，且一般為陶瓷或其它材料，諸如(例如)：連續纖維，諸如硼、碳化矽、石墨或氧化鋁；金屬絲，包括鎢、鈹、鈦及鉬；及/或不連續材料，諸如纖維、須晶或微粒。金屬組份提供對補強組份之柔性支持。將補強組份嵌入金屬組份中。補強組份並非總是用於純結構性任務(用於補強金屬組份)，而是亦用於改變諸如耐磨性、摩擦係數、導熱性、硬度、強度、耐熱性等之物理性質。補強組份可連續或不連續。不連續之金屬-基質複合物為各向同性，且可以標準金屬加工技術進行工作。連續補強組份使用單絲金屬絲或諸如碳纖維或碳化矽之纖維。因為纖維以某一方向嵌入金屬組份內，所以結果為各向異性結構，其中材料之對準會影響其強度。第一金屬-基質複合物之一使用硼絲作為補強組份。該不連續補強組份使用"須晶"、短纖維或粒子。

藉由除習知之金屬合金化外之方法製造金屬-基質複合物。通常藉由組合兩種預先存在之成份(諸如金屬及陶瓷纖維)來製造金屬-基質複合物。通常使用之方法包括粉末冶金、擴散結合、液相燒結、擠壓-滲透及攪拌鑄造。

或者，可利用金屬在處理溫度下之典型高反應性而就地形成補強組份及/或金屬-基質複合物(即，藉由金屬-基質複合物之前驅體內之化學反應)。

在金屬組份之近液相溫度下藉由射出成型機之成型方法

來模製金屬-基質複合物(包括金屬組份與嵌入該金屬組份中之補強組份)。射出成型機為HuskyTM Thixo 5射出式成型機。該方法一般包括將金屬-基質複合物之漿料(其位於射出成型機之至少一部分中，較佳位於射出成型機之頭部部分中)之溫度維持或控制在接近(相對於及/或在其附近)金屬組份之液相溫度之溫度範圍內，以使得金屬基質複合物之漿料具有在約0%至約5%範圍內之固體含量。應瞭解，溫度範圍將視所用之合金而變化。藉由此方法製成之金屬基質複合物包括藉由一模製機所模製之金屬組份，該模製機經組態以將漿料之溫度控制在接近該金屬組份之液相溫度之溫度範圍內，且該漿料具有在約0%至約5%範圍內之固體含量。

例如，對於包括具有鎂合金(特別地：AZ91，其中該AZ91合金之液相溫度為約攝氏695度)之金屬組份之金屬-基質複合物之漿料，將該漿料(在該模製機之至少一部分中)之溫度維持在自約攝氏695度延伸至約攝氏693度之溫度範圍內(意即：約攝氏695度減去約攝氏2度)。具有鎂合金AZ91之模製金屬基質複合物具有在約0%至約5%範圍內之固體含量。應瞭解，其它金屬-基質複合物之溫度範圍將不同，且該溫度範圍將視包含在金屬-基質複合物中之金屬組份內之合金的類型而定。

在一較佳實施例中，金屬組份包括鎂(Mg)合金，且補強組份包括碳化矽(SiC)之精細粒化粒子。在一替代實施例中，金屬組份包括鎂基合金及/或鋁基合金及/或鋅基合金

及其任一組合及置換。鎂合金為具有低固體含量之AZ91D。

由該模製機所模製之試樣為張力桿。該張力桿為具有指定尺寸之射出成型試樣，且該試樣用於測定該試樣中所包括之材料之張力性質。

較佳方法包括下列步驟或操作：將一界定4個成型空腔之模具預加熱至攝氏200度(℃)。將鎂切屑及預定體積之SiC粒子引入耦接至模製機之模製機料斗中。以不同速率及體積添加矽化碳粒子(具有不同尺寸)。不在模製機之機筒中控制金屬-基質複合物之性質(觸變及/或流變)。在模製機之機筒中流動期間，SiC粒子與加熱至半固體狀態之鎂合金混合。該模製機經佈置以聚積一具有預定射料大小之金屬-基質複合物射料。較佳地，金屬組份包括在機筒中處理時具有"受控"量之固體含量的金屬-合金漿料(應瞭解，此條件並非必要條件)。

該較佳方法亦包括下列步驟或操作：計算射料之總重量為250.3公克(g)，其包括143.7 g帶有流道料之澆道料與35 g溢流。將該射料聚積在止回閥之前。將處理螺桿向前加速至約2米/秒(m/s)，且結果，經由澆道及澆口注入該射料，且該射料隨後進入四個模腔中。在填充模腔期間進一步混合SiC粒子。據信，SiC粒子充分均質地分佈在模製張力桿內。澆道及其中界定有通道之澆口具有65平方毫米(mm^2)之截面積。含有螺桿之模製機之機筒具有70 mm之直徑及約2 m(米)之長度。機筒之熱分佈由置於機筒上之

電阻加熱器控制，且該等加熱器分成多個加熱區。機筒之熱分佈經佈置以使得模製金屬基質複合物包括具有約0%至約5%之未熔融相分率之金屬組份。

在一替代方案中，補強組份經選擇以可至少部分地與金屬組份發生化學反應。在又一替代方案中，補強組份經選擇而不可與金屬組份發生化學反應。

在一替代方案中，補強組份包括金屬合金。在另一替代方案中，補強組份包括非金屬組份。在又一替代方案中，補強組份包括粉末。在另一替代方案中，補強組份包括氮化硼(BN)。

以下討論在近液相溫度下模製之金屬-基質複合物之金相評估。該實施例之技術結果為SiC粒子大體上均勻地分佈在金屬-基質複合物內。

圖16為在近液相溫度下模製之1號金屬-基質複合物樣品之微觀結構的表示。圖16以10 mm (毫米)＝200 μm (微米)之比例進行放大。在1號樣品中，SiC包括精細分級之粒子。

圖17為在更高放大率下的圖16之微觀結構之表示。圖17以10 mm=100 μm之比例進行放大。

圖18為在更高放大率下的圖16之微觀結構之表示。圖18以10 mm=50 μm之比例進行放大。

圖19為在更高放大率下展示其細節之圖16之微觀結構的表示。圖19以10 mm=50 μm之比例進行放大。

圖20為在更高放大率下展示其細節之圖16之微觀結構的

表示。圖20以10 mm=25 μm之比例進行放大。2002項為原固體α-Mg。2004項為SiC補強粒子。2006項為基質轉化之液體部分。金屬組份及補強組份組合形成大體上均質之宏觀結構。此實施例之技術效果為金屬組份及補強組份形成大體上均質之宏觀結構。

圖21為在近液相溫度下模製之2號金屬-基質複合物樣品之微觀結構之表示。圖21以10 mm=200 μm之比例進行放大。在2號樣品中，SiC包括粗糙分級之粒子。

圖22為在更高放大率下展示其細節之圖21之微觀結構的表示。圖22以10 mm=25 μm之比例進行放大。2202項為原固體α-Mg。2204項為SiC補強粒子。2206項為基質固化之液體部分。

圖23為在近液相溫度下模製之3號金屬-基質複合物樣品之微觀結構之表示。圖23以10 mm=200 μm之比例進行放大。在3號樣品中，SiC包括粗糙分級之粒子。

圖24為在更高放大率下展示其細節之圖23之微觀結構的表示。圖24以10 mm=50 μm之比例進行放大。

圖25為在更高放大率下展示其細節之圖23之微觀結構的表示。圖25以10 mm=25 μm之比例進行放大。

圖26為在近液相溫度下模製之4號金屬-基質複合物樣品之微觀結構之表示。圖26以10 mm=100 μm之比例進行放大。在4號樣品中，SiC包括粗糙分級之粒子。

圖27為在更高放大率下展示其細節之圖26之微觀結構的表示。圖27以10 mm=50 μm之比例進行放大。

圖28為在近液相溫度下模製之5號金屬基質複合物樣品之微觀結構之表示。圖28以10 mm=200 μm之比例進行放大。5號樣品之金屬-基質複合物包括一金屬組份，且亦包括一補強組分，該補強組份可至少部分地與該金屬組份發生化學反應。在5號樣品中，SiC在較高溫度下與Mg之液體部分反應以形成"漢字(Chinese script)"形式之Mg2Si粒子。

圖29為展示圖28之微觀結構之另一細節之該微觀結構的表示。圖29以10 mm=200 μm之比例進行放大。2902項代表Mg2Si粒子。2904項代表原固體α-Mg。

根據又一實施例，模製物品包括一金屬組份，該金屬組份在該金屬組份之近液相溫度下進行模製。較佳地，當金屬組份以漿料狀態存在時，該金屬組份之固體含量至多達5%。較佳地，藉由一模製機模製所模製之金屬組份。較佳地，藉由一模製機模製所模製之金屬組份，且該模製機包括一射出成型機。

儘管已就目前認為是較佳實施例之實施例描述了本發明，但應瞭解，本發明並不限於所揭示之實施例。相反，本發明意欲涵蓋隨附申請專利範圍之精神與範疇內所包括之多種修正及均等佈置。下列申請專利範圍之範疇將與最廣泛之解釋相一致，以涵蓋所有此等修正及均等結構與功能。

【圖式簡單說明】

圖1係展示在本發明之一實施例中所用之射出成型裝置

之示意圖；

圖2係展示具有低於700℃之液相之合金之近液相處理溫度範圍之圖形表示；

圖3係在近液相處理鎂合金AZ91D期間沿圖1之射出成型裝置之機筒部分之溫度分佈圖；

圖4係具有所研究之合金之經標記的化學性質及預熱溫度之相圖；

圖5係基於Scheil's公式計算之AZ91與AZ60合金之亞液相區域之固體分率對溫度之圖；

圖6係自近液相溫度模製及自過熱狀態壓鑄之AZ91D與AM60B合金之抗張強度對相應伸長率之曲線圖。為進行比較，其中包括一些文字資料。ASTM B94標準要求：AZ91D: UTS=230 Mpa, YS=150 MPa，伸長率=50.8 mm之3%；AM60B: UTS=220 Mpa, YS=130 MPa，伸長率=50.8 mm之6%；

圖7係自近液相溫度模製及自過熱狀態壓鑄之AZ91D與AM60B合金之屈服應力對相應伸長率之曲線圖。為進行比較，其中包括一些文字資料；

圖8a係一張力桿之截面之2 mm範圍內之低倍放大圖，該張力桿係由AZ91D合金在自過熱狀態壓鑄後形成，該圖展示無任何明顯缺陷之結構完整性；

圖8b係圖8a之截面之200 μm範圍內之高倍放大圖，其展示收縮孔隙之總圖；

圖8c係圖8a之截面之25 μm範圍內之詳細高倍放大圖，

其展示在固化收縮期間所形成之孔隙之晶間性質；

圖9a係一張力桿之截面之200 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AZ91D合金在0%固體下射出成型後形成，該圖展示代表Mn-Fe-Al金屬間化合物之黑點；

圖9b係圖9a之截面之25 μm範圍內之詳細高倍放大圖，其展示α-Mg內之偏析及Mg17Al12金屬間化合物之分佈；

圖10a係一張力桿之截面之100 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AZ91D合金在0%固體下射出成型後形成，該圖展示固體之代表性形態；

圖10b係一張力桿之截面之100 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AZ91D合金在射出成型一加熱至亞液相溫度而具有1%固體分率之合金後形成，該圖展示球狀固體之代表性形態；

圖10c係一張力桿之截面之100 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AZ91D合金在射出成型一加熱至亞液相溫度而具有2%固體分率之合金後形成，該圖展示球狀固體之代表性形態；

圖10d係一張力桿之截面之100 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AZ91D合金在射出成型一過加熱至高於液相且隨後冷卻回至亞液相範圍而具有1%固體分率之合金後形成，該圖展示瓣狀體狀固體之代表性形態；

圖10e係一張力桿之截面之100 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AZ91D合金在射出成型一過加熱至高於液相且隨後冷卻回至亞液相範圍而具有2%固體分率之合

金後形成，該圖展示辮狀體狀固體與球狀固體之混合物之代表性形態；

圖10f係一張力桿之截面之100 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AM60B合金在射出成型一過加熱至高於液相且隨後冷卻回至亞液相範圍而具有3%固體分率之合金後形成，該圖展示近球狀固體之代表性形態；

圖11a係一張力桿之截面之200 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AZ91D合金在自過熱狀態壓鑄後形成，該圖展示所得合金之微觀結構之總圖；

圖11b係圖11a之截面之25 μm範圍內之高倍放大圖，其展示在基質內包括粗先共晶樹枝狀組織之所得合金之微觀結構的總圖；

圖11c係一張力桿之截面之200 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AM60B合金在自過熱狀態壓鑄後形成，該圖展示所得合金之微觀結構之總圖；

圖11d係圖11c之截面之25 μm範圍內的高倍放大圖，其展示包括粗先共晶樹枝狀組織之所得合金之微觀結構之總圖；

圖12a係在一張力桿之截面上所進行之蝕刻之100 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AZ91D合金在近液相溫度下射出成型一合金後形成，其揭示結構組份之結晶取向之差異；

圖12b係在一張力桿之截面上所進行之蝕刻之100 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由AZ91D合金在自過熱狀

態壓鑄後形成，該圖揭示結構組份之結晶取向之差異；

圖13a係在0%固體下射出成型之AZ91D合金之X-射線繞射圖；

圖13b係在0%固體下射出成型之AM60B合金之X-射線繞射圖；

圖13c係自過熱液體開始壓鑄之AZ91D合金之X-射線繞射圖；

圖14a係一張力桿之減聚力表面之200 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由一自近液相範圍射出成型之AZ91D合金形成；

圖14b係一張力桿之減聚力表面之200 μm範圍內之高倍放大圖，該張力桿係由一自過熱液體壓鑄之AZ91D合金形成；

圖14c係25 μm範圍內之高倍放大圖，其展示圖14b之張力桿中之粗樹枝狀組織與周圍基質間之裂紋擴展路徑；

圖15a係張力桿之作為固體含量之函數之屈服應力的曲線圖，該等張力桿係由自近液相範圍射出成型之AZ91D與AM60B合金形成；

圖15b係張力桿之作為固體含量之函數之屈服應力張力比的曲線圖，該等張力桿係由自近液相範圍射出成型之AZ91D與AM60B合金形成；

圖16係在近液相溫度下模製之1號金屬-基質複合物樣品之微觀結構的表示；

圖17係在一更高放大率下之圖16之微觀結構的表示；

圖18係在一更高放大率下之圖16之微觀結構的表示；

圖19係在一更高放大率下展示其細節之圖16之微觀結構的表示；

圖20係在一更高放大率下展示其細節之圖16之微觀結構的表示；

圖21係在近液相溫度下模製之2號金屬-基質複合物樣品之微觀結構的表示；

圖22係在一更高放大率下展示其細節之圖21之微觀結構的表示；

圖23係在近液相溫度下模製之3號金屬-基質複合物樣品之微觀結構的表示；

圖24係在一更高放大率下展示其細節之圖23之微觀結構的表示；

圖25係在一更高放大率下展示其細節之圖23之微觀結構的表示；

圖26係在近液相溫度下模製之4號金屬-基質複合物樣品之微觀結構的表示；

圖27係在一更高放大率下展示其細節之圖26之微觀結構的表示；

圖28係在近液相溫度下模製之5號金屬-基質複合物樣品之微觀結構的表示；

圖29係在一更高放大率下展示其細節之圖28之微觀結構的表示。

【主要元件符號說明】

10	射出成型裝置
12	機筒部分
12a	機筒頭部部分
14	電阻加熱器
16	噴嘴部分
18	給料器裝置
20	旋轉驅動部分
22	螺桿部分
24	模具
26	止回閥

五、中文發明摘要：

本發明揭示一種用於將一金屬合金模製成一近淨形物品之射出成型方法，其特徵為該合金在射出時之處理溫度接近液相，以較佳具有5%之最大固體含量，藉此可製造一具有一均質、精細之等軸結構而無定向樹枝狀組織、且具有極少殘存孔隙之淨形模製物品。有利地，所得固體物品具有最佳之機械性質而無原預期來自過熱熔融物進行鑄造而引起之孔隙率及固化收縮。本發明亦揭示一種金屬-基質複合物，其包括一金屬組份，且亦包括一嵌入該金屬組份中之補強組份，該金屬組份與該補強組份在該金屬組份之近液相溫度下藉由一模製機進行模製。

六、英文發明摘要：

十一、圖式：

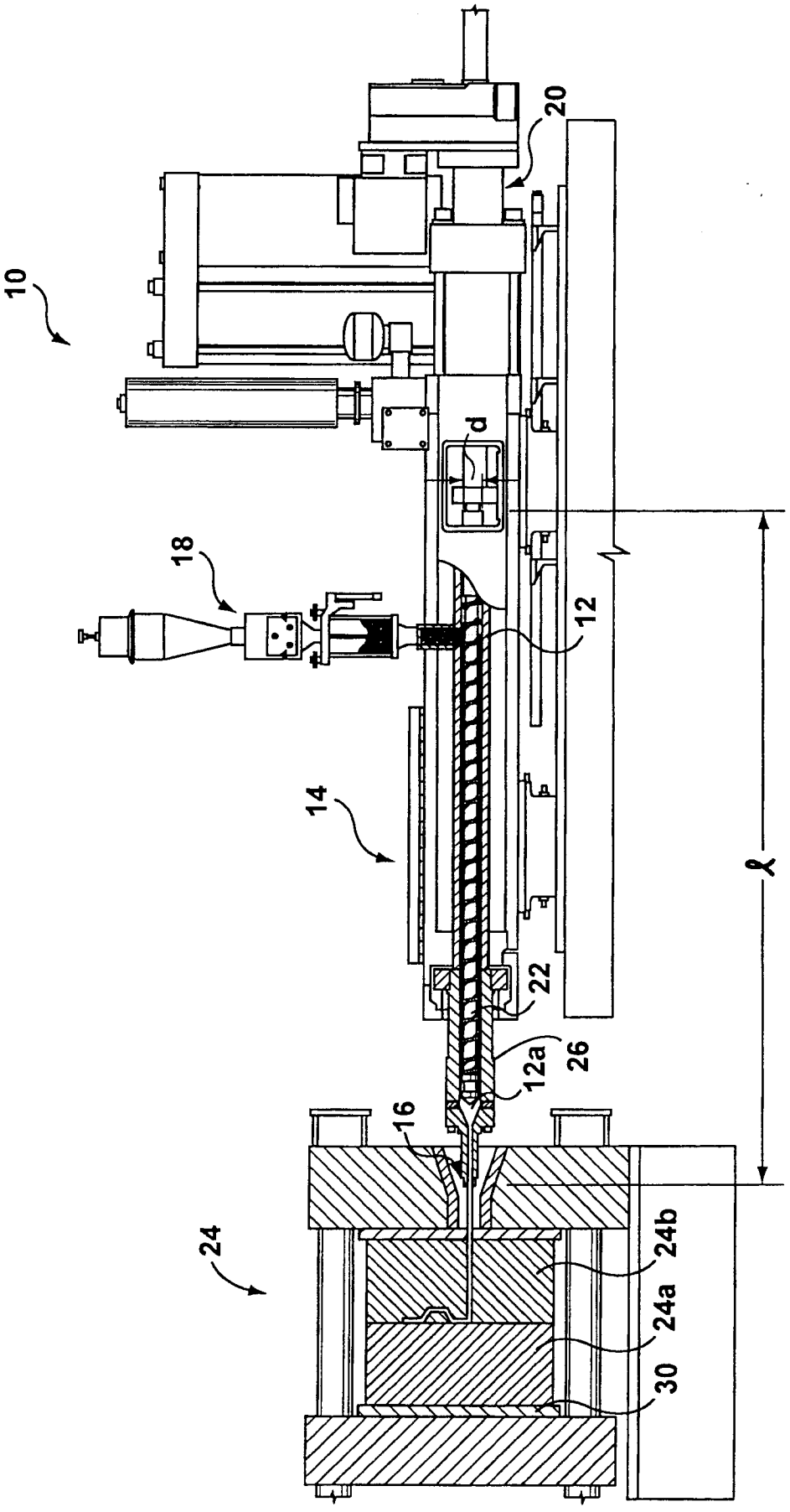
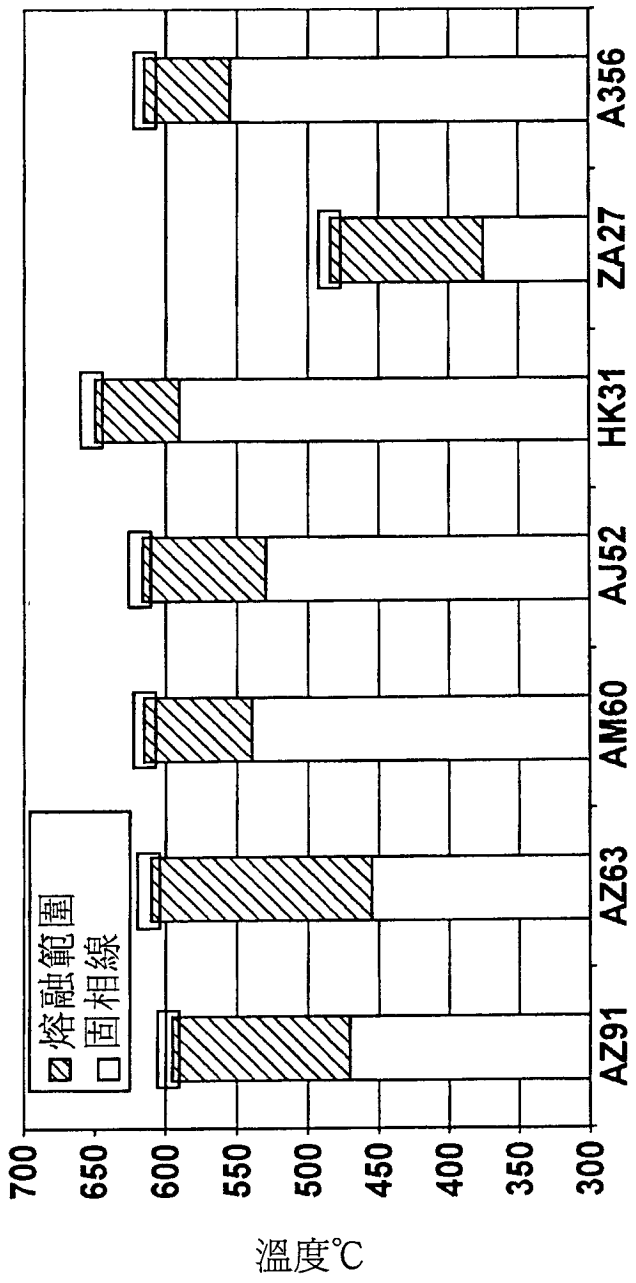


圖 1



近液相處理溫度

AZ91, AZ63, AM60, AJ52, HK31 - 鎂基合金
ZA17 - 鋅基合金
A356 - 鋁基合金

圖 2

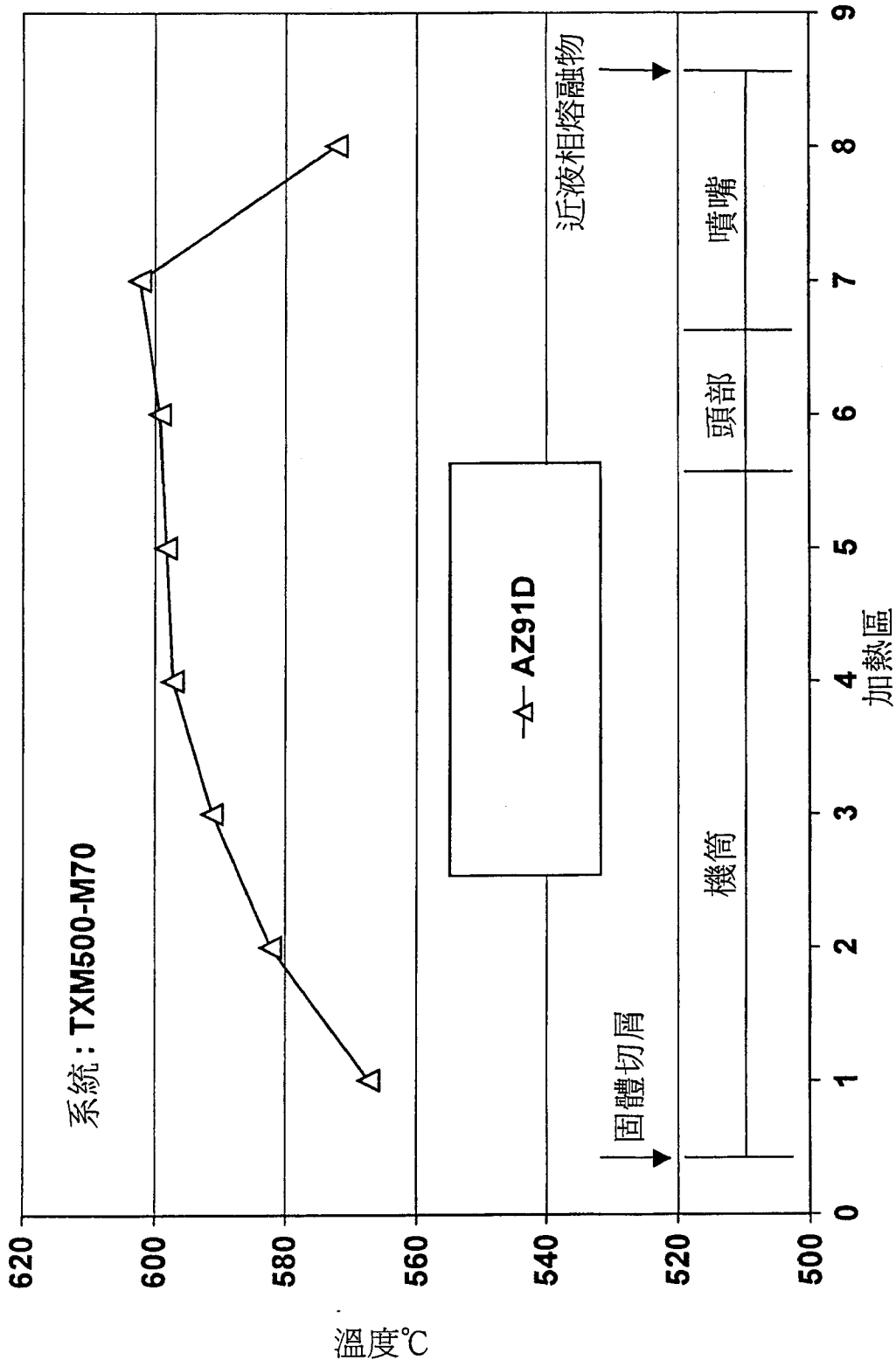

系統：TXM500-M70
AZ91D
近液相熔融物
固體切層
機筒
頭部
噴嘴
溫度℃
加熱區
620
600
580
560
540
520
500
0
1
2
3
4
5
6
7
8
9

圖 3

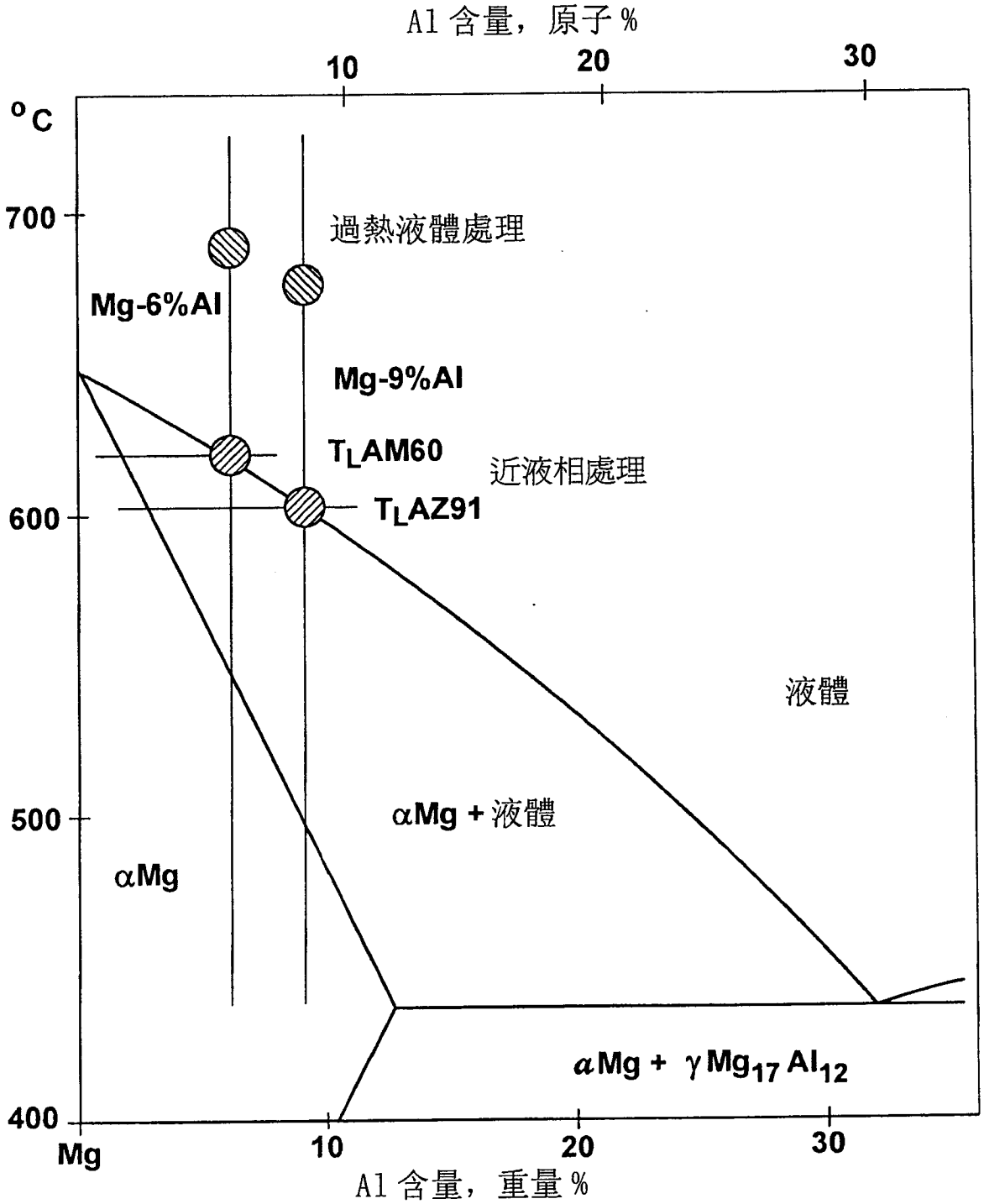

Al 含量，原子 %
10
20
30
°C
700
過熱液體處理
Mg-6%Al
Mg-9%Al
T_LAM60
近液相處理
T_LAZ91
600
液體
500
αMg + 液體
αMg
αMg + γ$Mg_{17}Al_{12}$
400
Mg
10
20
30
Al 含量，重量 %

圖 4

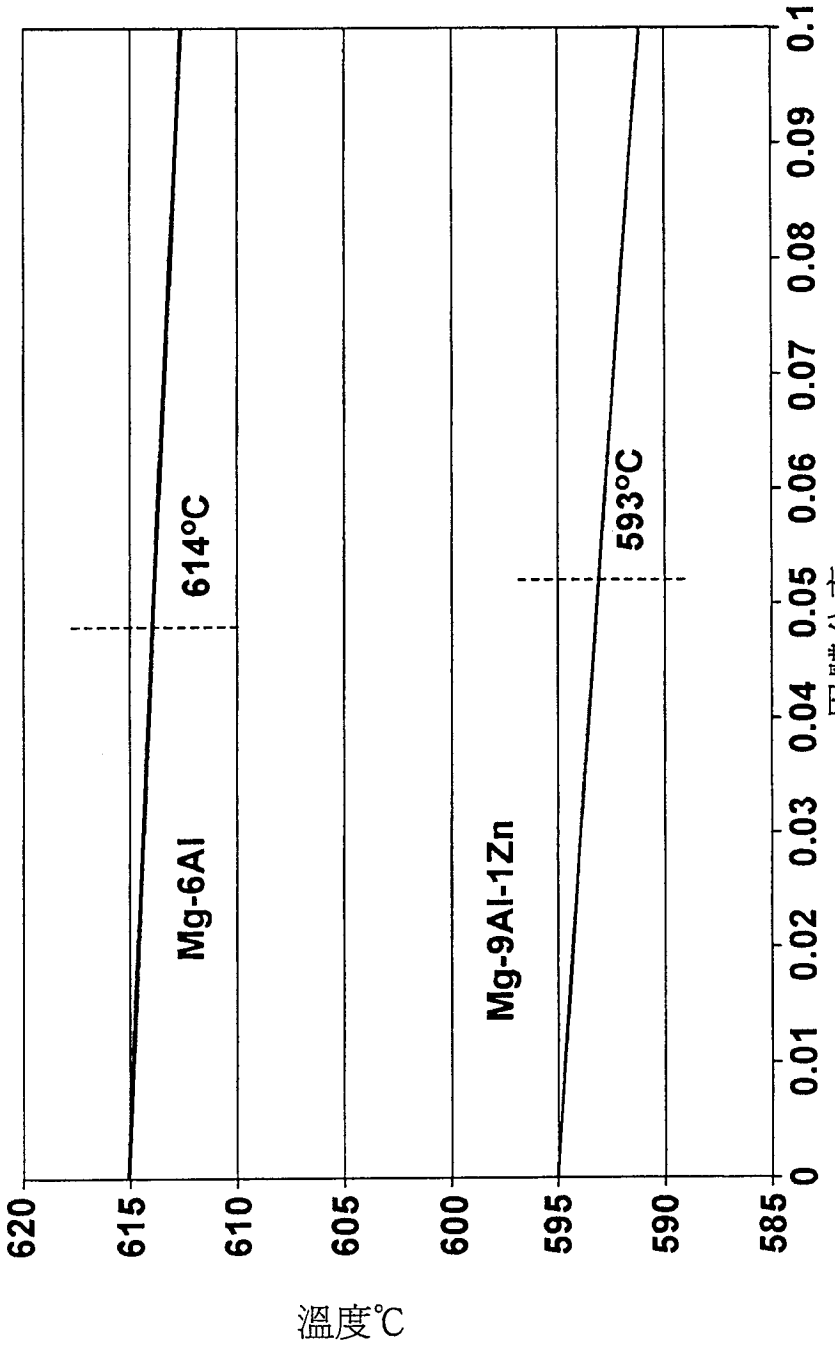

620
615
610
605
600
595
590
585
溫度℃
0
0.01
0.02
0.03
0.04
0.05
0.06
0.07
0.08
0.09
0.1
固體分率
Mg-6Al
614°C
Mg-9Al-1Zn
593°C

圖 5

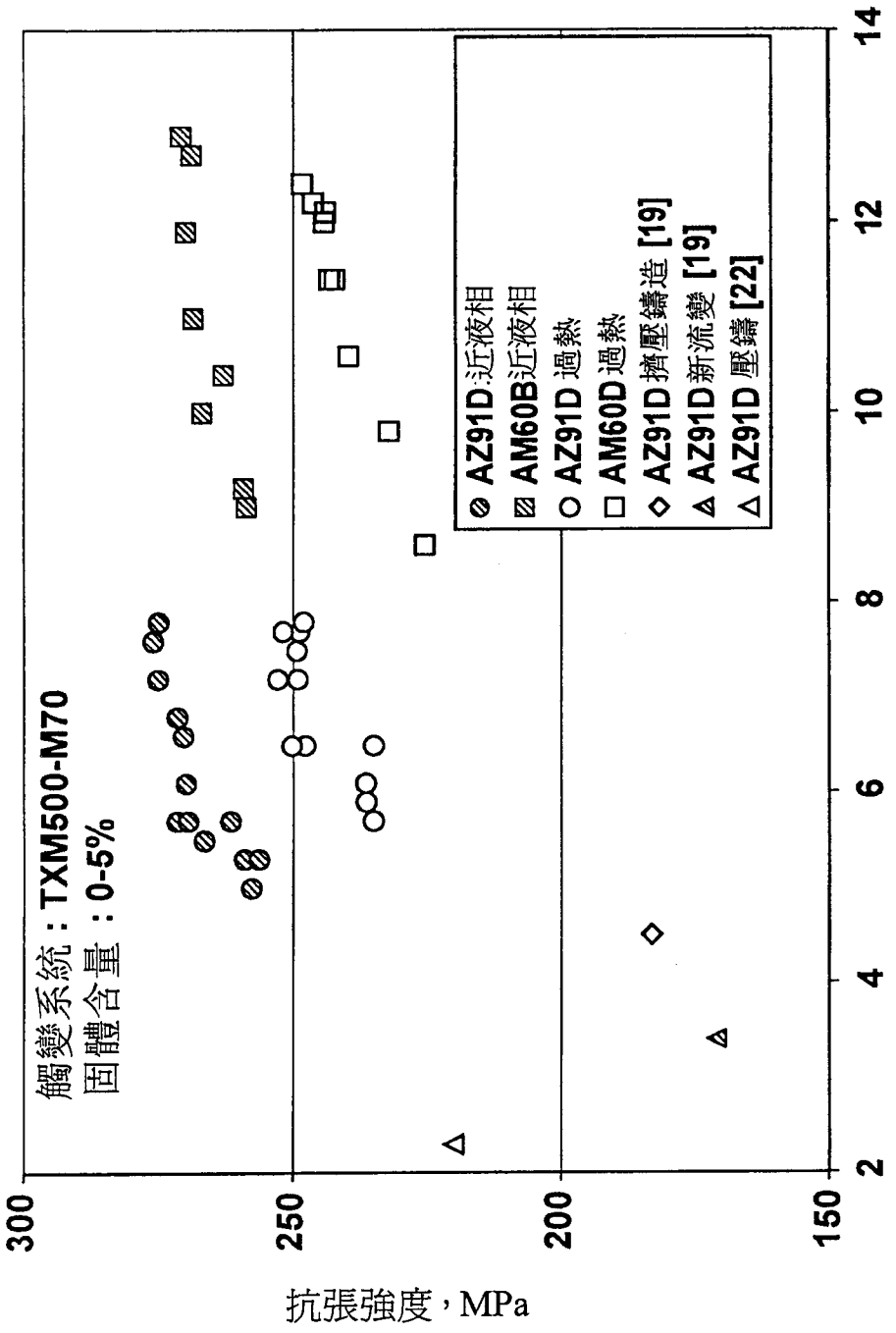

觸變系統：TXM500-M70
固體含量：0-5%
AZ91D:近液相
AM60B近液相
AZ91D 過熱
AM60D過熱
AZ91D擠壓鑄造 [19]
AZ91D新流變 [19]
AZ91D 壓鑄 [22]
300
250
200
150
2
4
6
8
10
12
14
抗張強度，MPa
伸長率，%

圖 6

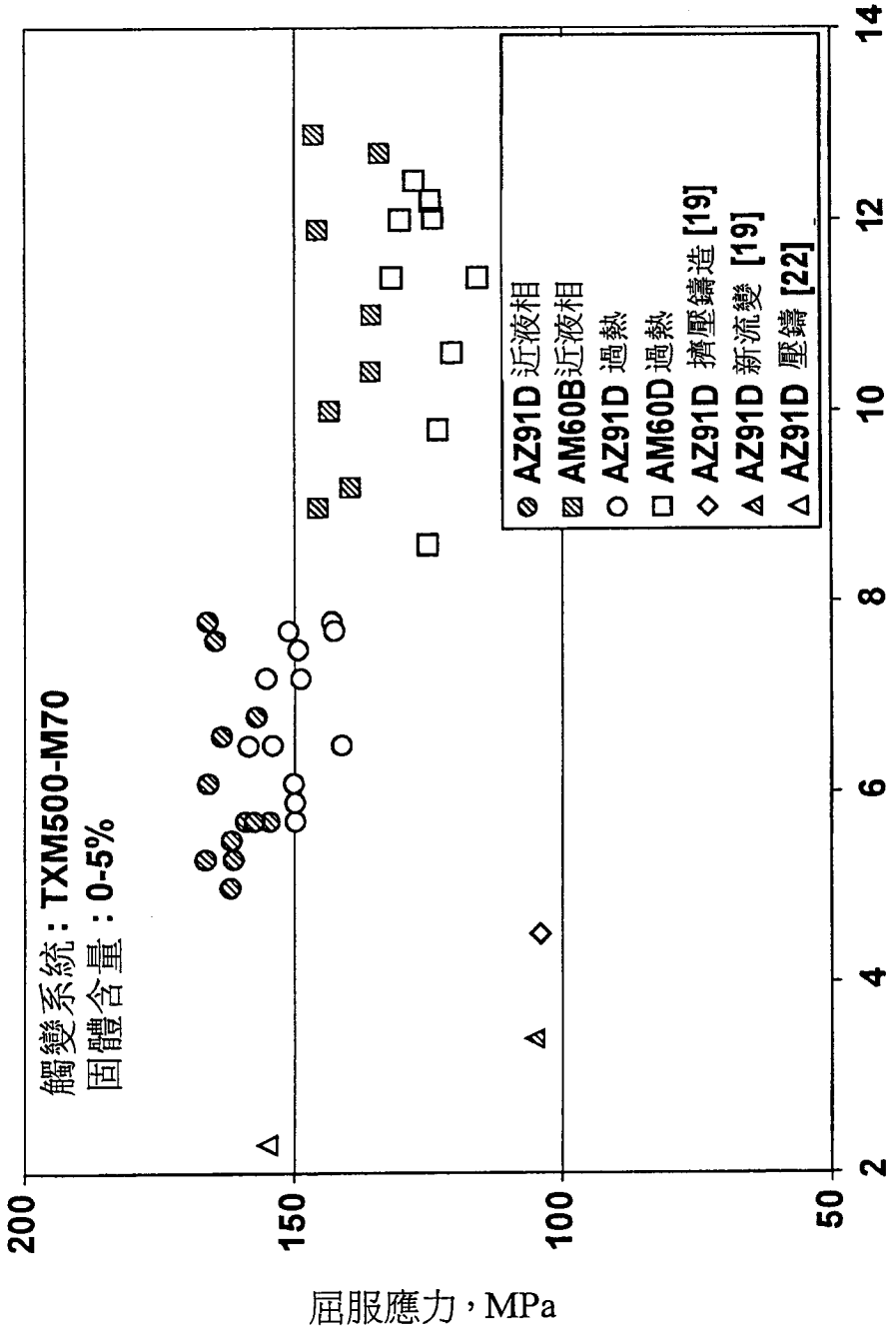

觸變系統：TXM500-M70
固體含量：0-5%
AZ91D 近液相
AM60B近液相
AZ91D 過熱
AM60D 過熱
AZ91D 擠壓鑄造 [19]
AZ91D 新流變 [19]
AZ91D 壓鑄 [22]
200
150
100
50
2
4
6
8
10
12
14
屈服應力，MPa
伸長率，%

圖 7

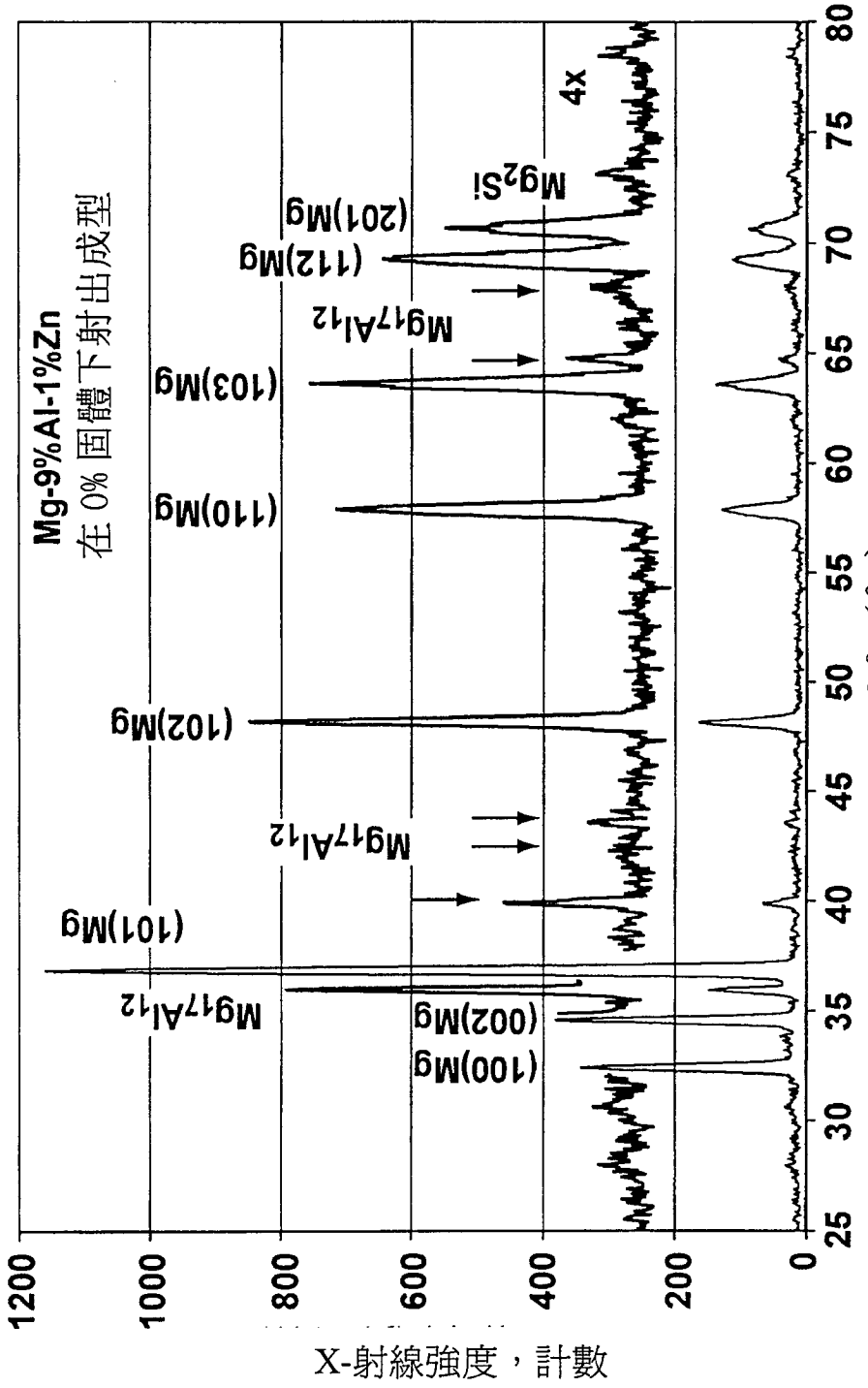

Mg-9%Al-1%Zn
在 0% 固體下射出成型
(101)Mg
Mg17Al12
(102)Mg
Mg17Al12
(110)Mg
(103)Mg
Mg17Al12
(112)Mg
(201)Mg
Mg2Si
4x
(100)Mg
(002)Mg
Mg17Al12
X-射線強度，計數
2θ (°)
0
200
400
600
800
1000
1200
25
30
35
40
45
50
55
60
65
70
75
80

圖 13a

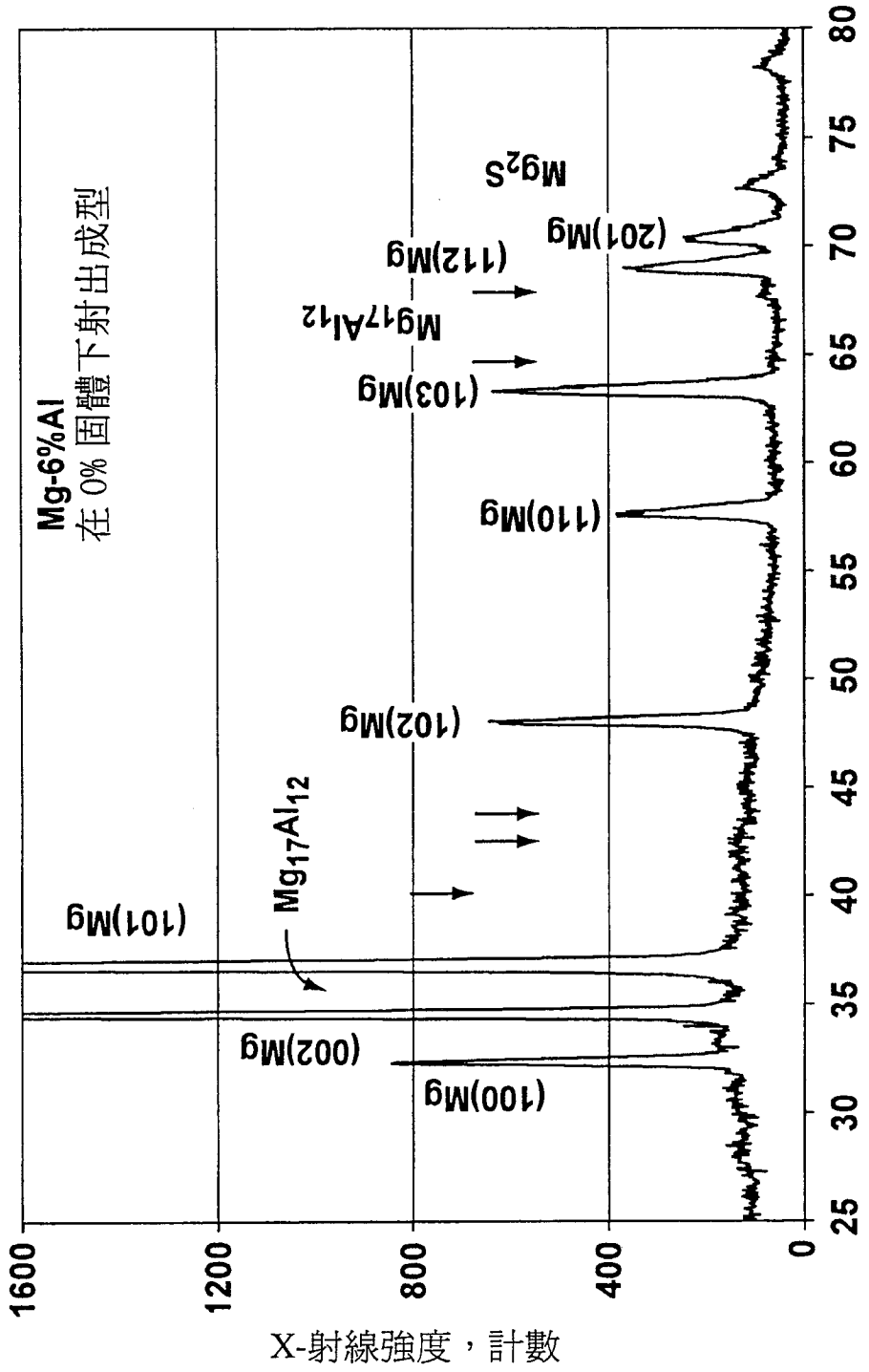

Mg-6%Al
在 0% 固體下射出成型
(101)Mg
$Mg_{17}Al_{12}$
(002)Mg
(100)Mg
(102)Mg
(110)Mg
(103)Mg
$Mg_{17}Al_{12}$
(112)Mg
(201)Mg
Mg_2S
X-射線強度，計數
1600
1200
800
400
0
25
30
35
40
45
50
55
60
65
70
75
80
2θ (°)

圖 13b

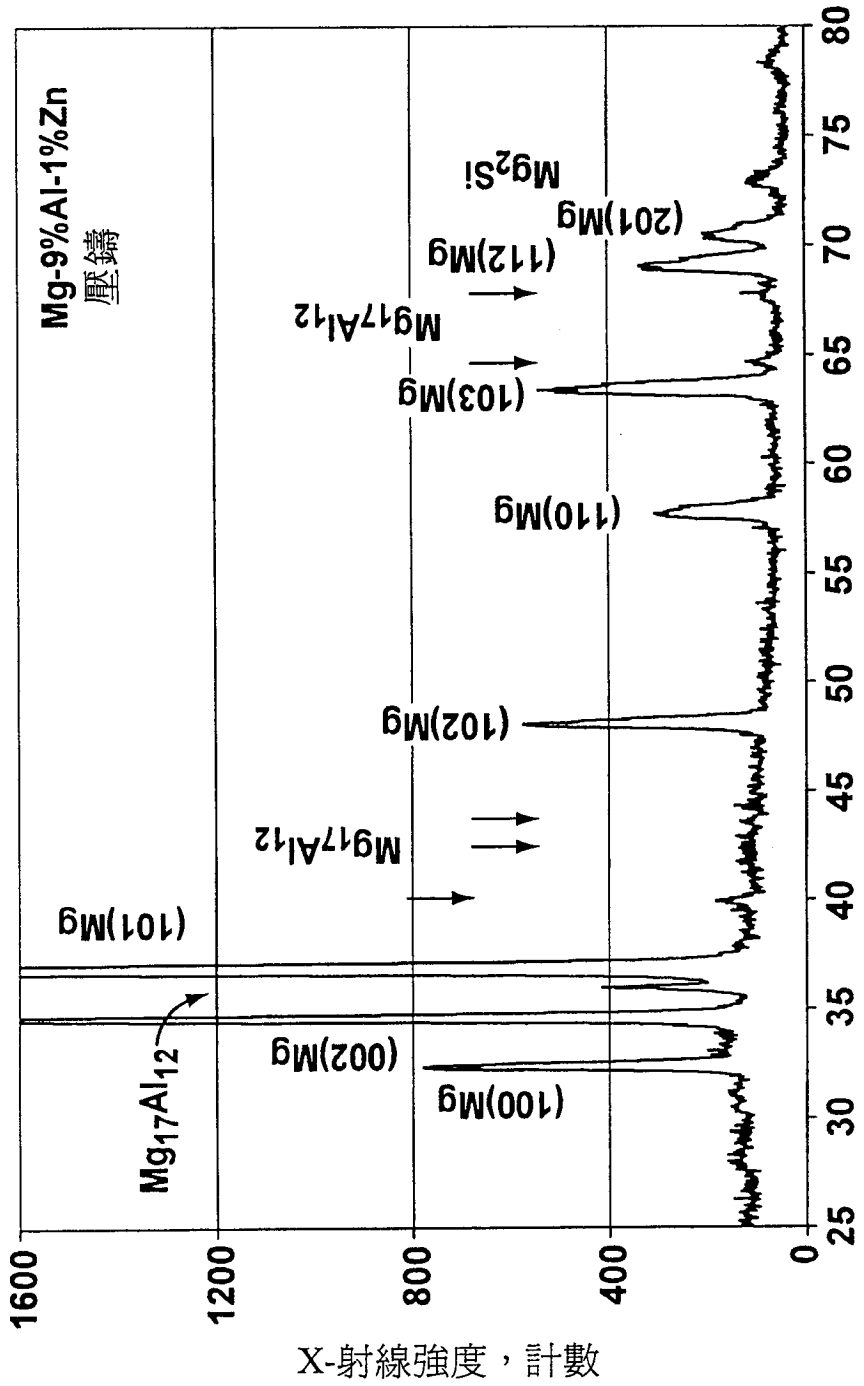

Mg-9%Al-1%Zn
壓鑄
Mg2Si
(201)Mg
(112)Mg
Mg17Al12
(103)Mg
(110)Mg
(102)Mg
Mg17Al12
(101)Mg
Mg17Al12
(002)Mg
(100)Mg
1600
1200
800
400
0
25
30
35
40
45
50
55
60
65
70
75
80
2θ(°)
X-射線強度，計數

圖 13c

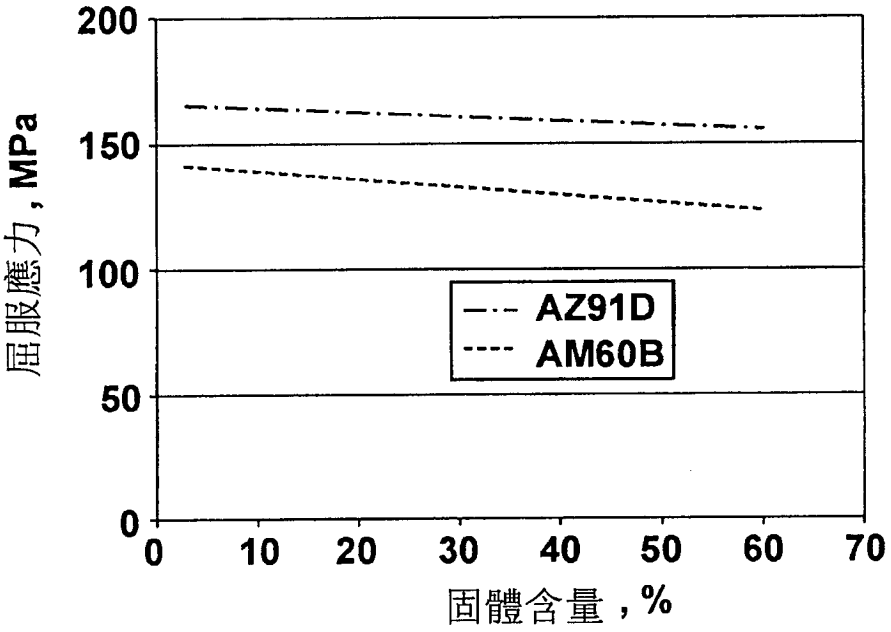

200
150
100
50
0
屈服應力，MPa
AZ91D
AM60B
0
10
20
30
40
50
60
70
固體含量，%

圖 15a

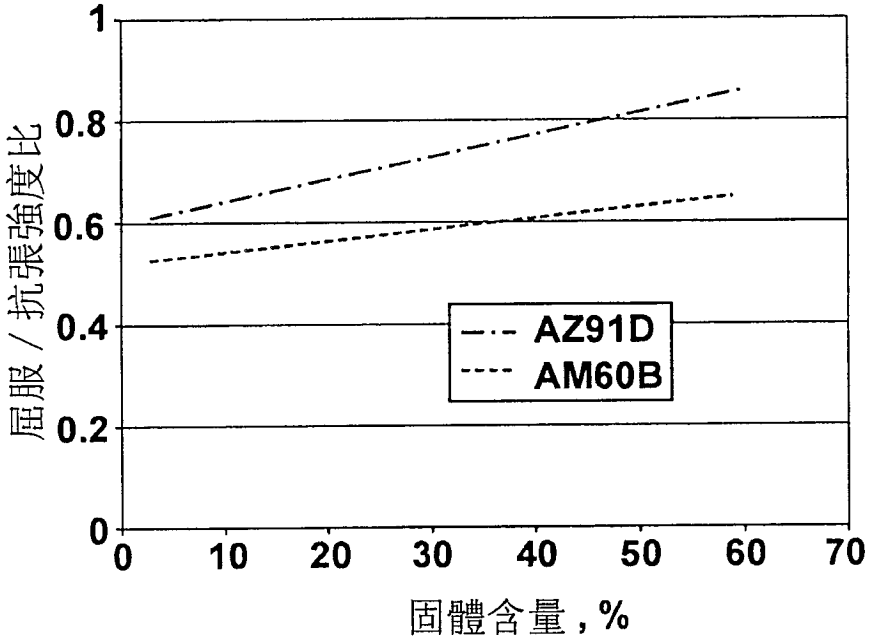

1
0.8
0.6
0.4
0.2
0
屈服／抗張強度比
AZ91D
AM60B
0
10
20
30
40
50
60
70
固體含量，%

圖 15b

七、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第(2)圖。

(二)本代表圖之元件符號簡單說明:

(無元件符號說明)

八、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

(無)

97.12.26 修(更)正替換頁

十、申請專利範圍：

1. 一種射出成型方法，用於將一金屬合金及一補強組份模製為一近淨形金屬-基質複合物品，其包括下列步驟：

將該合金及該補強組份饋入一具有一經加熱之機筒總成之射出成型裝置中；

以一設於該機筒總成內之螺桿給料器將該合金及該補強組份傳送通過該機筒總成中之一熔融物通道，且將該合金及補強組份加熱至該合金之近液相溫度之溫度；

在該機筒總成之一聚積部分中聚積一定體積之該合金及補強組份；

控制該聚積部分中之該近液相合金之溫度以維持該合金處於一具有一3%之最大固體含量之熔融狀態；及

注射該合金及補強組份以填充一模具，並在近液相溫度下鑄造成具有一不含粗定向樹枝狀組織之均質、精細之等軸結構之該近淨形金屬-基質物品。

2. 如請求項1之射出成型方法，其進一步包括在該模具填充與最終固化之步驟之間對該漿料施加一壓力之步驟。

3. 如請求項1之射出成型方法，其中該合金選自下列群：鎂基合金、鋁基合金、鉛基合金、鋅基合金、鉍基合金。

4. 如請求項1之射出成型方法，其中以機械粉碎之切屑形式饋入該合金。

5. 如請求項1之射出成型方法，其中以快速固化成顆粒之金屬形式饋入該合金。

6. 如請求項1之射出成型方法，其中該合金為一具有一稱為AZ91D之標稱組成之鎂基合金，且該合金在該機筒中加熱至一接近595℃之溫度。

7. 如請求項1之射出成型方法，其中該合金為一具有一稱為AM60之標稱組成之鎂基合金，且該合金在該機筒中加熱至一接近615℃之溫度。

8. 如請求項1之射出成型方法，其中該合金為一具有一稱為AJ52之標稱組成之鎂基合金，且該合金在該機筒中加熱至一接近616℃之溫度。

9. 如請求項1之射出成型方法，其中將頭部中之該合金之溫度控制在該液相溫度之2℃範圍內。

10. 如請求項1之射出成型方法，其中將頭部中之該合金之溫度控制在該液相溫度之1℃範圍內。

11. 如請求項1之射出成型方法，其中藉由一惰性氣體來保護任一熔融合金以使其免於氧化。

12. 如請求項11之射出成型方法，其中該惰性氣體為氬。

13. 如請求項1之射出成型方法，其中該模具經調適以形成一具有不超過2 mm之薄壁之近淨形。

14. 如請求項1之射出成型方法，其中控制該聚積部分中之該近液相合金之溫度以維持該合金處於一具有小於2%之固體含量之熔融狀態。