

雙面影印

公 告 本

申請日期	89. 7. 05
案 號	89113323
類 別	C22C 1/60

A4
C4

500806

(以上各欄由本局填註)

發 明 專 利 說 明 書		
一、發明名稱	中 文	經活化的原料
	英 文	ACTIVATED FEEDSTOCK
二、發明人	姓 名	(1)史帝芬 E. 里比憂 (2)D. 瑪修·瓦魯卡斯 (3)雷蒙德 F. 狄克
	國 籍	美 國
	住、居所	(1)美國密西根州北維里市·雷帝伍德巷41512號 (2)美國密西根州亞希蘭提市·喬治巷2234號 (3)美國密西根州安亞伯市·波羅文休3065號
三、申請人	姓 名 (名稱)	美商·錫克斯歐瑪特股份有限公司
	國 籍	美 國
	住、居所 (事務所)	美國密西根州安亞伯市·科技道620號
	代 表 人 姓 名	尼爾 D. 派瑞維特

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

裝

訂

線

A6
B6

美 國(地區) 申請專利, 申請日期: 1999,07,06 案號: 09/347,871, ☒有 ☐無主張優先權

有關微生物已寄存於： _____，寄存日期： _____，寄存號碼： _____

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁各欄)

裝

訂

線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 1 ）

發明背景

1. 發明領域

本發明係關於一種特別適合用於半固體金屬射出成型之進給原料。特別本發明係關於一種較為容易形成液相之進給原料。如此進給原料於較低溫形成液相，具有較低熱梯度，較少阻塞，以及於半固體金屬射出成型機器的初始區段較少熱震。如此又允許更快速進給速率，溢流進給原料，較長的機筒壽命，較少的停機時間，減少能源使用，優異成型部件以及減低作業成本。

2. 先前技術之簡單說明

概略而言半固體金屬射出成型係一種合金進給原料被加熱，接受剪力以及於高壓下射入模具的模穴之方法。加熱可使進給原料進入存在有固相及液相二相狀態，同時外加剪力防止半固體合金形成樹狀結構。此種情況下合金具有觸變性質。本發明可應用於此種合金。

進給原料可以三種形式之一接收於半固體金屬射出成型機器的機筒：液體、半固體或粒狀固體。前二形式需要額外設備以及特別小心處理以防污染合金材料因而造成成本增高。後述形式雖然較容易處理，但造成較長的週期時間以及於機筒的第一遭遇部分出現顯著熱梯度以及對機筒該部分產生更明顯的熱震。因此希望尋找不會造成前述情況的固體進給原料。

特別，半固體金屬射出成型(SSMI)涉及將合金進給原料進給入半固體金屬射出成型機器的機筒內部。於機筒

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明(2)

，合金進給原料被加熱且接受剪切，常係利用其中的螺桿剪切。由於加熱及剪切結果，合金進給原料溫度升高至高於其固線溫度至低於其液線溫度之溫度。於此溫度範圍以內，進給原料過渡轉變成具有固相與液相並存的半熔材料。此外為了輔助加熱，剪切可進一步防止合金形成樹狀結構。於此種觸變狀態下，經由螺桿的往復或運送至射出套筒，半固體合金材料被注入模具模穴內部且固化而形成預定部件。

陶氏化學公司之美國專利4,694,881，4,964,882及5,040,589說明半固體金屬射出成型方法及進行前述方法之裝置。此等專利案併述於此以供參考。

習知準備粒狀進給原料時，初步由合金形成鑄錠或鑄塊，冷卻然後以機械方式切屑而獲得具有適當大小的顆粒。值得注意者為初步形成鑄錠或鑄塊之後冷卻進行緩慢。鎂合金例如AE42及鋁合金例如A356可以前述形式獲得。

如前述，進行半固體射出成型過程時，使用習知合金進給原料進入機筒的最初部分，於該部分首先接納進給原料，接受高度週期性熱負載俾引發進給原料的調理(同時此部分機筒的外部保持高度加熱，每次更換新進給原料流入時，機筒內部顯著被冷卻)。由於其中存在有高度熱梯度，故機筒此部分遭遇高熱應力。

前述類型合金進給原料之常見特徵為當綜覽差異掃描熱量計量術(DSC)曲線時，發現合金進給原料於最初熔

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

五、發明說明(3)

點期間具有鮮明急劇的能量吸收。此種在狹窄溫度區有鮮明能量需求於短區對機筒造成異常加熱需求，因而出現高溫度梯度(機筒內表面與外表面間)以及高熱應力。由於約有50%熔化係出現在低熔點成分的固線溫度的30℃範圍以內，若未準確控制機筒內部材料的進行，則對小量溫度變化的顯著敏感可能導致材料在機筒內部凍結而變成插塞形成於螺桿周圍。當發生此種凍結及插塞形成時，無法再形成良好部件。需要抽出螺桿且進行耗時費事的螺桿及機筒清潔且顯著浪費成本及損耗生產力。若不發生凍結及插塞形成，則加熱材料至適當成型溫度所需時間為機器進給速率及週期時間的限制步驟。

鑑於前述及其它限制，本發明之目的係提供一種顆粒進給原料，其較為容易形成液相，允許更快速進給速率以及縮短半固體射出成機器的週期時間。此外，本發明之目的係提供允許較低機筒溫度，降低跨越機筒壁的溫度梯度以及減少機筒熱震之進給原料。本發明之進一步目的係提供一種進給原料其允許於機器的第一加熱區段存在有少量百分比(5至20%)的合金初液相，因而改良於機筒隨後加熱區段傳熱給合金的其餘成分。本發明之另一目的為一種合金進給原料，其DSC曲線通常遵循沿機筒長度方向之機筒溫度側面圖，因而減少溫度梯度以及機筒熱震。因此本發明之特色係成型合金其具有比習知用於半固體成型合金更高的固線溫度。

發明概述

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明(4)

為了克服前述及其它先前技術進給原料之限制，本發明提供一種活性粒狀進給原料，其較為容易形成半固體金屬射出成型機器之機筒初區段的液相部分。根據本發明之合金進給原料係以粒狀形式提供且包括非均質結構，具有溫度範圍為主熔化反應之峰高度(H_L)大於 40°C 占20%($\Delta T_{20\%}$)，以及具有共熔反應峰高(H_E)對主熔化反應峰高(H_L)之比($R_{E/L}$)小於0.5。根據本發明之合金進給原料也具有由固線溫度至液線溫度之熔化範圍(ΔT_{S-L})對鋅而言大於 140°C ， 80°C 。經由提供根據前述之合金進給原料，當進入機筒初區段時，部分低熔點成分快速熔化，結果「活化」進給原料的進一步熔化。如此構成本發明之標題「活化進給原料」。當活化進一步熔化時早期存在有較低熔點成分之液相可促進熱傳導至進給原料之未熔化部分，提高熔化速率。

經由更快速引發於機筒初始部分之熔化，由於機筒壁的熱梯度結果較少熱震及較低熱應力加諸機筒。由於傳熱改良，故包括溢流進給的更快速進給速率可用於機器。也允許較低機筒溫度，且免除環繞螺桿的插塞形成。又典型對半固體金屬射出成型具有高固線溫度合金現在可於半固體金屬射出成型機器成型。

此等及其它本發明之目的及特點經由業界人士由後文說明及申請專利範圍連同附圖研讀將顯然自明。

圖式之簡單說明

第1圖為可用於本發明之半固體金屬射出成型機器之

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

五、發明說明(5)

一版本之示意說明圖；

第2圖為AZ91D合金之DSC曲線，亦即熱流相對於溫度之曲線，AZ91D合金具有中等非均質結構以及具有均質結構的相同合金。本例之加熱速率為20度K/分鐘，DSC曲線遵循樣本重量12-15毫克；

第3圖為由循環利用之壓模壓鑄碎屑形成的非均質形式及均質形式之AZ91D合金之DSC曲線；

第4圖為由半固體射出成型碎屑形成的非均質形式及均質形式之AZ91D合金之DSC曲線；

第5圖為AM50合金呈非均質及均質形式之DSC曲線；

第6圖為AE42合金呈非均質及均質形式之DSC曲線；

第7圖為ZK60合金呈非均質及均質形式之DSC曲線；

第8圖為ZAC鎂合金呈非均質及均質形式之DSC曲線；

第9圖為以鋁為主的A356合金呈非均質及均質形式之DSC曲線；

第10圖為以鋁為主的520合金呈非均質及均質形式之DSC曲線；

第11圖跨機筒的各加熱區段之機筒溫度變化作圖，包括第4及6圖之非均質合金之DSC曲線相對於材料於機筒內部位置；以及

第12圖為一般相位圖，說明根據本發明之合金用於半固體金屬射出成型方法之較佳範圍。

較佳具體實施例之詳細說明

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明(6)

現在參照附圖，第1圖為用於半固體金屬射出(SSMI)成型之裝置/機器10。機器10之構造就某些方面而言係類似塑膠射出成型機器構造。

舉例說明之機器10中，進給原料藉料斗12進給往復式螺桿射出系統14之加熱機筒17內部。系統14將進給原料維持於保護氣氛16例如氫氣或其它非反應性氣體。當進給原料藉螺桿18的旋轉運動向前移動時，進給原料被加熱器20加熱以及藉由螺桿18的動作被攪拌及剪切。此種加熱及剪切可將進給原料調整至固相與液相共存的狀態，如此形成觸變性料漿。然後材料通過射出系統14前端的止回閥22且射入堆積腔室24內部。當需要量的材料堆積於腔室24時，使用液壓引動器(圖中未顯示)前進螺桿使機器開始經由噴嘴28填補模具26而引發射出週期。

與其它半固體成型方法相反，前述方法之優點為將料漿的產生以及模具的填補組合成為單一步驟的優點。當分開熔化及壓鑄反應性半固體金屬合金時可降低安全方面的風險。顯然如將進一步瞭解，本發明之合金進給原料可用於舉例說明之機器以外的變化例。舉例說明但非限制性，此等其它變化機器及裝置包括類似壓模壓鑄機器的平台機器及塑膠射出成型機，此處料漿的產生及射出成型係在裝置的分開部分進行，以及非水平取向機器。

機器10之機筒17沿其長度方向被分為一系列不同的加熱區段。雖然可使用更多或更少區段(包括機器10噴嘴28區的額外區段)，但此處使用9區段做舉例說明。由機

五、發明說明(7)

筒17接收進給原料的末端前進，各加熱區段溫度逐漸升高直到於機筒17的後半溫度均平為止。雖然加熱區段的實際數目及其個別溫度隨被成型的特定合金、預定部件特徵以及機器10本身的規格而異，但第11圖舉例說明沿著底軸有8個加熱區段及其個別溫度。此等區段及溫度如下：第一區段427℃；第二區段538℃；第三區段566℃；第四區段594℃；第5區段605℃及第6至第9區段605℃。前述溫度為藉設置於機筒(朝向機筒內部方向)約略3/4位置之熱偶測量的筒溫，機筒為合金718製成具有壁厚度約3.7吋。溫度為由粒狀進給原料成型AZ91及AE42合金之代表例。

如此，本發明尋求設計一種進給原料具有漸進熔化反應來匹配沿機筒17的溫度側面圖。藉此方式進行進給材料的加工處理，同時對半固體進行激烈剪切，避免形成插塞，防止熱震以及機筒破裂，同時可準確固定隨後成型部件中的固體分量。

如前述本發明之一目的係發展一種合金進給原料其可獲得更快速的週期時間，同時減少對機器10造成的熱震及熱應力。如此發明人假設所得合金當初步引進機筒內部時需要具有溫和熔化起點或共熔反應於較寬廣溫度範圍展開。經由使熔化起點以及共熔反應的展開變容易，可減少機筒最初部分的熱震。當進給原料的熔化開始且引進液相時，傳熱可提升且進一步活化熔化作用。SSMI目前使用的粒狀進給原料為鎂合金稱作AZ91。常用AZ91進給原料之開發方式係首先將合金形成為鑄錠，然後以機械方式將

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明（ 8 ）

鑄錠切屑而產生粒狀形式的合金。

如前述，AZ91合金之DSC曲線參見第2圖。發現第2圖之DSC曲線以及隨後各圖之DSC曲線為求清晰起見彼此作相對移位。

用以產生第2圖之第一軌跡31之粒狀進給原料係以機械方式切屑AZ91合金鑄錠形成。由鑄錠原料形成，進給原料的顯微結構中等非均質，且係由鑄錠以約每秒 3°C 緩慢冷卻形成。由AZ91合金鑄錠形成的粒狀進給原料之DSC曲線於其共熔反應出現能量鮮明且激烈的吸收始於恰在 T_s (433°C)之後， T_s 為第一熔化起點。由該圖以及由 T_s 的初峰，可見於短的溫度範圍至約 450°C 由顯著熱量流入進給原料而開始熔化。結果機筒17於初步引進進給原料時接受顯著熱震。

於此軌跡， H_L 表示主熔峰， T_L 概略表示合金於約 602°C 達預先溫度。由固線溫度 T_s 轉變成液線溫度 T_L 之溫度變化(ΔT_{s-L})為 169°C 。

由第一軌跡31可見共熔反應峰(H_E)對主熔峰(H_L)之比(R_{EL})為約0.3。經由測量主熔峰於20%高度之寬度，介於主熔峰的正及副斜率側之間可建立溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)。由第2圖之第一軌跡31得知 $\Delta T_{20\%}$ 為約 55°C 。

為了測定不同的加熱史對進給原料造成的影響，第一軌跡31之粒狀合金被加熱至完全熔化，然後以每秒約 0.6°C 之速度緩慢冷卻，結果獲得接近平衡均質顯微結構。如由第2圖第二軌跡33之DSC曲線可知，於共熔反應開始時 T_s

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

五、發明說明（ 9 ）

出現比第一軌跡31更鮮明且更激烈的反應。因此第二軌跡33之粒狀進給原料於更狹窄的溫度進行更激烈的能量吸收，共熔反應高度 H_E 對主熔化反應高度(H_L)之比 R_{EL} 為0.8。液線溫度達約 610°C 。由此熔化範圍 ΔT_{S-L} 為約 181°C 。

使用第一軌跡31之較非強力初反應，機筒17由較大距離由第一進給原料用來對第一軌跡31之中等非均質AZ91合金進給原料提供熔化能超過形成第二軌跡33之接近平衡的均質AZ91合金。結果比較第二軌跡33之材料，機筒17之初始及隨後各區段的熱震較為減弱，而可維持較長的「進給區段」來於進給原料仍然處在相對固態時執行進給原料的機械方式前進。若熔化區段過短，則緊鄰螺桿18的進給原料對額外較冷的進給原料引進機筒17內部造成的再度凍結敏感。值得注意者為螺桿18已經比機筒17更冷，螺桿更進一步促進再度凍結。再度凍結的進給原料造成插塞於機筒17內部環繞螺桿18形成，插塞阻止螺桿18運送任何額外進給原料前進。一旦已經阻塞則須阻止機器10，冷卻機器，取出機筒17及螺桿18進行清潔隨後組合在一起、重新加熱且再度工作。在最惡劣情況下必須更換機筒或螺桿。

現在參照第3圖，第二AZ91合金樣本具有不同的加熱史及結構(由相對快速冷卻的壓模壓鑄碎屑形成，冷卻速率估計為每秒約 20°C)，具有顯微結構比獲得第2圖第一軌跡31之AZ91進給原料更為非均質，其DSC曲線繪圖為第一軌跡35。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

五、發明說明 (10)

第一軌跡35說明於 T_S 表示的共熔溫度(低於 431°C)之前開始寬廣反應，此種反應極為溫和且溫度寬廣，由其關聯的小峰可證。液線溫度 T_L 於約 609°C 達成。因此合金 ΔT_{S-L} 之熔點求出大於 178°C 。此第一軌跡35之共熔反應峰(H_E)對主熔化反應峰(H_L)之比($R_{E/L}$)為0.2。溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)為約 71°C 。

如同第一例欲測定不同的加熱史對第3圖之第一軌跡35之後粒狀進給原料的影響，AZ91合金(壓模壓鑄碎屑)加熱至完全熔化緩慢冷卻而形成接近平衡的均質顯微結構，且將DSC曲線繪圖。如第3圖之第二軌跡37可知，發生較為激烈的共熔反應，由始於 T_S 的鮮明畸峰可證。 T_S 出現於約 430°C 及 T_L 到達 612°C 。故 ΔT_{S-L} 為 182°C 。第二軌跡37之 $\Delta T_{20\%}$ 出現於約 66°C 及 $R_{E/L}$ 出現於約0.5。

AZ91合金之第三樣本帶有另一加熱史，其DSC曲線繪圖於第4圖。粒狀進給原料係由SSMI成型部件的細切屑形成。如此第三例之粒狀進給原料顯微結構係由AZ91合金形成的大半非均質樣本，原因在於此種碎屑的冷卻速率高約 $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 。因此求出固線溫度 T_S (低於 439°C)至液線溫度 T_L (610°C)之熔點範圍(ΔT_{S-L})大於約 162°C 。

由第4圖之第一軌跡38可知，此種粒狀進給原料之寬廣共熔反應相信始於 T_S 的小峰之前。共熔反應峰(H_E)對主熔化反應峰(H_L)之比($R_{E/L}$)為約0.01，以及溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)為 66°C 。

如同先前二例，用於產生第4圖第一軌跡38之粒狀進

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 11 ）

給原料被加熱至完全熔化且緩慢冷卻而形成接近平衡均質顯微結構。此種合金的再度熔化具有DSC曲線繪圖為第4圖之第二軌跡40。比較第一軌跡38，恰於固線溫度 T_S 之後當材料開始進行共熔反應時開始出現極為明顯而激烈的能量吸收。此種反應的加熱時間相當窄(僅約 13°C)，由始於 T_S 約 425°C 的鮮明畸峰可證。液線溫度 T_L 達 607°C 。如此計算熔點溫度範圍(ΔT_{S-L})於 182°C 。由此軌跡40，得自共熔反應峰(H_E)對主熔化反應峰(H_L)之比($R_{E/L}$)為約0.8，而溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)為約 66°C 。

軌跡35及38呈現共熔反應寬廣以及反應始於比 T_S 更低溫。原因在於此種進給原料之冷卻速率高以及造成非均質。此種快速冷卻速率造成熔化開始溫度降低可由如下表1之AZ91D資料可證。

表 1

冷卻速率， $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$	0.03	0.06	0.04	21	41
固線溫度， $^{\circ}\text{C}$	435	435	430	<328	<328

快速冷卻例如於射出時快速冷卻無法讓顯微結構變均質，結果造成合金化元素高度分離。分離的容積於固化之前受到比共熔溫度更低的超冷。當接受加熱時此等容積傾向於熔化至低於平衡共熔溫度。

於射出之前經由將熔體維持於第12圖之二向區 $\alpha + \beta$ 區可形成前置分離。液體的合金化元素進一步升高，而超

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

五、發明說明 (12)

冷效應進一步惡化。如此降低此種特定射出形式的終冰點及初熔點。

主熔峰 H_L 之溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)也相當令人感興趣。係由於其高度 H_L 20%之峰寬度測量。範圍過窄則前述熱震及插塞問題惡化。範圍狹窄要求機筒17第一區段的外側筒溫較高，結果造成該等區段的熱震較大。使用較寬廣範圍，DSC曲線將更緊密遵循機筒17本身通過各個區段的溫度曲線。

可藉另一種鎂樣本舉例說明，該樣本係利用由AM50合金鑄錠以機械方式切屑所得的粒狀進給原料。由鑄錠切屑，AM50合金具有僅中度非均質的顯微結構。由第5圖之第一軌跡42可見，本粒狀進給原料之DSC曲線顯示固線溫度約 520°C ，伴有展開的初共熔反應而無特定峰。AM50合金粒狀進給原料之液線溫度(T_L)出現於約 631°C ，熔點範圍(ΔT_{S-L})僅約 111°C 。

於第一軌跡42並無特定初峰，共熔反應峰(H_E)對主熔化反應峰(H_L)之比可忽略或為0。 $\Delta T_{20\%}$ 出現於約 34°C 。由於 $\Delta T_{20\%}$ 低，故此種合金比第4圖之AZ91D更難成型。

於第一軌跡合金已經被加熱至完全熔化且隨後緩慢冷卻而獲得近平衡的均質顯微結構後，AM50合金的第二軌跡44也出現於第5圖。此種非均質進給原料具有固線溫度(T_S)約 507°C ，液線溫度(T_L)約 632°C 及固線至液線範圍(ΔT_{S-L})約 125°C 。 $\Delta T_{20\%}$ 出現於約 32°C 及 $R_{E/L}$ 比為約0.05。

由中度冷卻鑄錠切屑因而具有中等非均質顯微結構

五、發明說明 (13)

之AE 42合金粒狀進給原料具有其DSC曲線說明於第6圖之第一軌跡46。此種第五樣本的第一軌跡46具有某些類似AM50合金的第一軌跡42之特徵，在於初反應寬廣的展開而無特定峰，始於 T_S 約 500°C 。雖然初反應溫和無峰，但此軌跡具有狹窄的主熔峰 H_L ，以及隨後不久於 633°C 到達液線溫度 T_L 。所得由固線加熱至液線之範圍(ΔT_{S-L})為約 133°C 。於初反應並無顯著峰， $R_{E/L}$ 可忽略或為0。 $\Delta T_{20\%}$ 之溫度範圍狹窄，僅 20°C ，原因在於主熔峰尖銳鮮明故。

AE42合金加熱而完成熔化，然後緩慢冷卻而形成近平衡的均質顯微結構，隨後展開此種材料之DSC曲線，結果獲得第6圖的第二軌跡48。比較第一軌跡46， T_S 遷移至較高溫約 508°C ，證實初反應或初共熔反應的畸峰較尖。液線溫度(T_L)中等遷移至約 638°C 。結果由固線至液線之溫度範圍(ΔT_{S-L})比較第一軌跡46確實降至 130°C 。

第7圖舉例說明由鑄錠以機械方式切屑之第六樣本ZK60合金之DSC曲線。由鑄錠切屑，ZK60合金具有僅中等均質或溫和非均質的顯微結構。如第7圖之第一軌跡50可見，至主熔峰 H_L 之前未見初峰。液線溫度(T_L)為約 648°C ，故預期由固線至液線之溫度範圍(ΔT_{S-L})為約 163°C 或大於 163°C (以ZK60合金再度熔化的第二軌跡52為基準，容後詳述)。若無任何初反應峰證據，共熔反應峰對主熔化反應峰之比為可忽略或為0。由主熔峰發現溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)為 49°C 。

第7圖之第二軌跡52為於完全加熱隨後緩慢冷卻後所

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明 (14)

達成的近平衡均質顯微結構的軌跡。第7圖之第二軌跡52中 T_S 約為 475°C 。接著為相對鮮明的共熔反應，峰出現於約 485°C 。由此第二軌跡52，可見於約 638°C 達液線溫度，由固線至液線之溫度範圍 (ΔT_{S-L}) 為約 163°C 。比較主熔峰對共熔反應峰，峰比為約 0.21。溫度範圍 ($\Delta T_{20\%}$) 為約 40°C 。

現在參照第8圖，第一軌跡54為由鑄錠備料形成的ZAC合金之DSC曲線。初熔化起點的固線溫度為約 337°C ，液線溫度 T_L 為約 601°C 。由此求出由固線至液線之溫度範圍 (ΔT_{S-L}) 為約 264°C 。共熔反應峰對主熔化反應峰之比 ($R_{E/L}$) 為約 0.14，而溫度範圍 ($\Delta T_{20\%}$) 為約 59°C 。

第8圖之第二軌跡56係加熱初合金而完全熔化且緩慢冷卻合金後形成的近平衡均質結構ZAC合金的軌跡。第二軌跡56中， T_S 出現於約 340°C ， T_L 為約 603°C 及 ΔT_{S-L} 為約 263°C 。 $R_{E/L}$ 出現於約 0.13， $\Delta T_{20\%}$ 出現於約 63°C 。

雖然前文討論的合金為鎂合金，但也研究兩種鋁合金。鋁合金包括A356合金及520合金。

第9圖說明第一軌跡58為A356合金之DSC曲線，其中粒狀進給原料表示由緩慢冷卻鑄錠所得的切屑。如此顯微結構為中等非均質。由軌跡58，固線溫度 T_S 出現於約 570°C 恰於極為鮮明且激烈的共熔反應之前，其峰標示為 H_E 。第二熔化峰恰於共熔反應之後出現，液線溫度出現於約 630°C 。由此得自由固線至液線之溫度範圍 (ΔT_{S-L}) 為約 60°C ，以及共熔反應比較隨後的反應顯然需要更大能量。以

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝 · 訂 · 線

五、發明說明 (15)

共熔反應峰為主熔峰，共熔反應峰(H_E)對二次熔化反應峰(H_L)之比($R_{E/L}$)為4.2。溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)僅約19°C。

第9圖之第二軌跡60為合金完全熔化後以及緩慢冷卻形成近平衡均質結構之A356合金的代表例。軌跡60之基本結構同軌跡58，但固線溫度(T_S)遷移至更低，遷移至約560°C。液線溫度(T_L)維持於約630°C，因此由固線至液線之溫度變化(ΔT_{S-L})為約70°C。

如同先前軌跡58，共熔反應大於隨後反應，共熔反應峰(H_E)對二次熔化反應峰(H_L)之比($R_{E/L}$)為3.4。溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)僅17°C。

其次鋁樣本涉及520合金，其中粒狀進給原料為已經進行二次研磨反應的快速冷卻射出原料，其顯微結構為非均質。此種特定進給原料之DSC曲線於第10圖標示為軌跡62。第一軌跡62未見明顯峰而由軌跡62建立固線溫度(T_S)。但基於第二軌跡64以及始於固線溫度後共熔反應峰(H_E)約為447°C，推定初軌跡62合金之固線溫度係低於該範圍。由第一軌跡62可證，液線溫度為約625°C，由固線至液線之溫度範圍(ΔT_{S-L})求出大於約178°C。共熔反應不含明確峰，故共熔反應峰對主熔化反應峰之比為可忽略或約為0。溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)為約68°C。

加熱初520合金而完全熔化，然後緩慢冷卻形成近平衡均質顯微結構，以及隨後展開此種材料的DSC曲線，獲得第10圖的第二軌跡64。如前述，於約450°C出現鮮明的共熔峰，固線溫度約為447°C。液線溫度為約625°C。如此

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (16)

由固線至液線之溫度範圍(ΔT_{S-L})為178℃。由此軌跡64，共熔反應峰對主熔化反應峰之比為約0.23。溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)為67℃。

前述實例所得資料示於下表2。此外發明人將各種合金的控制性質分類也示於表中。

表 2

合金	形式	T _S (°C)	T _L (°C)	ΔT_{S-L} (°C)	$\Delta T_{20\%}$ (°C)	R _{E/L}	SSMI 控制
AZ91D	切屑鑄錠	433	602	169	55	0.3	良好
	再度熔化	429	610	181	66	0.8	
AZ91D	切屑壓鑄碎屑	<431	609	>178	71	0.2	良好
	再度熔化	430	612	182	66	0.5	
AZ91D	切屑SSMI碎屑	<439	601	>162	66	0.01	極佳
	再度熔化	425	607	182	66	0.8	
AM50	切屑鑄錠	520	631	111	34	0	中等
	再度熔化	507	632	125	32	0.05	
AE42	切屑鑄錠	500	633	133	20	0	不良
	再度熔化	508	638	130	25	0.07	
ZK60	切屑鑄錠	<475	640	>163	49	0	中等/良好
	再度熔化	475	640	163	40	0.2	
ZAC	切屑鑄錠	337	601	264	59	0.14	中等/良好
	再度熔化	340	603	263	63	0.13	
A356	切屑鑄錠	570	630	60	19	4.2	極為不良
	再度熔化	560	630	70	17	3.4	
520	經研磨的射出	<447	625	>178	68	0	極佳
	再度熔化	447	625	178	67	0.23	

基於上表及SSMI控制結果，可見為了減少引進進給原料對機筒17造成的熱震，以及為了進一步減少於機筒17隨後各區段的熱震及疲勞，需要提供一種進給原料具有由

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

五、發明說明 (17)

固線至液線(ΔT_{S-L})之較大溫度範圍，與較窄的溫度範圍相對照。此外由於相同理由以及防止插塞的理由，需要相對較大的溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)。說明例中，AM50合金、AE42合金及A356合金皆具有固線至液線溫度範圍(ΔT_{S-L})小於 140°C ， $\Delta T_{20\%}$ 溫度範圍小於 40°C 及顯示SSMI控制性小於其它樣本的控制性。由此可見期望的鎂及鋁進給原料具有下列特徵： ΔT_{S-L} 大於 140°C 及更佳大於 160°C ； $R_{E/L}$ 小於0.5及更佳小於0.3；以及溫度範圍 $\Delta T_{20\%}$ 大於 40°C 及更佳大於 55°C 。所得進給原料可減少對機筒17造成熱震，同時於機筒的多個區段展開熔化，也減少插塞形成的可能。進一步，結構較為非均質的進給原料(經由快速冷卻達成)通常導致較高 ΔT_{S-L} ，較低 $R_{E/L}$ 及較高 $\Delta T_{20\%}$ ，全部合併提供SSMI成型的良好控制能力。

第11圖說明合金遵循機筒本身加熱曲線之DSC曲線的發明構想。如此機筒17遭遇的熱震減少(機筒外側溫度相對於機筒內側溫度)以及插塞減少。機筒外側溫度與進給原料溫度間的差異愈大，則對機器造成熱震愈高。第11圖中對機筒(於機筒外側測量)要求的溫度以及機筒內側溫度係對兩種不同進給原料呈現，二區皆相對於機筒17的各個區段。舉例說明之合金為AE42(標示為74)及AZ91 (SSMI碎屑)(標示為76)。AE42合金及AZ91 (SSMI碎屑)相對於加熱區段的DSC曲線也示於該圖。由該圖可知AZ91 (SSMI碎屑)的DSC曲線更緊密遵照要求的機筒溫度，因而要求較低機筒溫度且引起較少熱震。由此圖可見當共熔反應藉

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明 (18)

展開而調理時需要較少能量，進一步可知為由於非均質程度的結果。AZ91合金曲線標示為66(筒外溫度)及68(筒內控制溫度)，而對AE42標示為70(筒外溫度)及72(筒內控制溫度)。可見AE42比AZ91D需要更高的控制/筒外溫度。

於第11圖未顯示之樣本，非均質形式合金對 $\Delta T_{20\%}$ 及 $R_{E/L}$ 的貢獻比較為均質形式合金更佳。溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)愈高，則機筒17各加熱區段的熱震愈少，於最終成型部件對固體分量的控制愈大。此種溫度範圍 $\Delta T_{20\%}$ 愈短，則半固體料漿溫度的任何改變對最終成型件的固體分量的百分比影響愈明顯。說明例中，僅非均質AZ91D合金、ZAC合金及A520具有20%熔化能之溫度範圍($\Delta T_{20\%}$)係大於55℃及 $R_{E/L}$ 小於0.3。經由展開此種反應，當進給額外進給原料時，原來已經熔化的合金成分在機筒內部環繞螺桿周圍再度凍結的能力以及因而阻塞且插塞機器10的能力減弱。全部說明例中，材料之近平衡均質顯微結構形式具有較為鮮明且更為激烈的共熔反應。粒狀原料合金較佳特性為具有較寬廣的共熔反應，再度於機筒最初部分允許獲得較低熱梯度。

此等特徵通常適用於鎂及鋁，因而也適用於基於鋅、銅及其它合金。用於鋅合金， ΔT_{S-L} 大於100℃可接受。

說明例合金之名目組成示於下表3。

五、發明說明 (19)

表 3
合金名目組成(不含微量元素)

以鎂為主(鎂差額)			其它			
合金	Al	Zn	稀土元素	Ca	Zr	Si
AZ91D	9	0.7	-	-	-	-
AM50	5	-	-	-	-	-
AE42	4	-	2-3	-	-	-
ZAC	5	8	-	0.6	-	-
ZK60	-	6	-	-	0.6	-
AS41	4	-	-	-	-	1

除前述外，具有比A356改良的成型性之鋁合金標示為具有改良的 $\Delta T_{20\%}$ ， $H_{E/L}$ 及 ΔT_{S-L} 係於下述範圍：以鋁為主，2.6至5.0矽，1.5至3.0銅，2至4鎂，0.5至3鋅。

具有比Zamac 3改良的成型性以及前述改良特徵之鋅合金係於下述範圍：以鋅為主，25至50鋁，0.5至6.0銅。具有改良特徵的可成型銅合金係於下述範圍：以銅為主，25至30鋅，0至6鎳，3至7磷。

具有改良特性之以鎂為主的合金係於下述範圍：以鎂為主，4-6鋁，1-2.5矽。

又AZ91D形成為射出件，特別觸變射出件，再度切屑的AZ91D SSMIM碎屑優於經過切屑的鑄錠AZ91D。此種處理也有利於合金520、ZAC、ZK60而有利於AM50及AE42但程度較低。

如前文討論，經由具有非平衡或非均質結構的粒狀進給原料可得多種效果。此種結構可為顯微結構(如前述)或為進給原料的巨觀結構而結果獲得共熔反應的展開。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

五、發明說明(20)

為了於進給原料的顯微結構形成非均質結構，快速冷卻合金隨後形成進給原料，獲得粒子之合金元素分離，因而使共熔反應之熔點範圍變寬且使起始點溫度下降。初熔體的快速冷卻可以若干方法達成。相對緩慢冷卻的鑄錠隨後以機械方式切屑且呈粒狀進給原料具有中等非均質結構。結果於共熔反應期間呈現相當高的畸峰。比較由壓鑄碎屑之細切片製備的其它AZ91合金以及由鑄錠製成的半固體射出成型碎屑AZ91合金明白可見。前二例中，冷卻速度極快結果導致顯微結構之非均質特性。冷卻速率通常為20至40°C/秒，比較鑄錠備料冷卻速率為3°C/秒。同理可由模具壓鑄片形成切屑。

另一種可形成具有非均質顯微結構之冷卻粒狀進給原料之方法係藉下述已知射出製法之一。該等方法包括灑水，噴霧於空氣或防護性氣氛且使熔體流滴落於旋轉盤、轉鼓或輪上。全部三種方法中熔體滴皆快速冷卻，結果導致粒狀進給原料具有預定非均質顯微結構。顯微非均質之增強出現於第12圖之 $\alpha + \beta$ 區，然後射出或擠型丸粒快速冷卻。

粒狀進給原料的非均質性質也出現於巨觀結構層面。此種進給原料中，低熔點成分粒子混合高熔點成分的合金化粒子。含高熔點成分的合金粒子初步形成，故缺乏低熔點成分。結果低熔點成分的顆粒首先熔化，增加傳熱給合金化顆粒且促進顆粒的熔化。當較高熔點顆粒開始熔化時將混合已經熔化的低熔點成分，合併且調整整體合金組

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

五、發明說明 (21)

成至預定名目組成。例如具有共熔溫度 381°C 之ZAMAC 8 (Zn-8Al)合金可添加至鋁合金384(名目Al, 11.2 Si, 3 Zn, 3.8 Cu), 具有共熔溫度 515°C 缺乏鋅, 因而比較名目合金, $\Delta T_{20\%}$ 及 ΔT_{S-L} 皆升高而 $R_{E/L}$ 下降。另一種可達成前述目的之額外組成混合物包括: 以鋁為主含有2.6-5.0 Si, 1.5-3.0 Cu, 2-4 Mg及0.5-3 Zn及含520合金混合於其中; AE42及ZAMAC 3 (Zn-3Al)獲得2-5 Zn; AS41及Zamac 3獲得1-5 Zn; AM50及ZAMAC 3獲得2-5 Zn及Cu 25-30 Zn含有Cu8.3P。前述混合物可展開初熔化反應。

由前文可知, 本發明之發明人設計新穎粒狀進給原料特別適合用於半固體射出成型方法。符合此項標準的粒狀進給原料具有下列概略特徵: 非均質結構, 由固線至液線之溫度範圍 ΔT_{S-L} 至少 140°C (以鋅為主則為 80°C), $R_{E/L}$ 小於0.3及 $\Delta T_{20\%}$ 大於 55°C 。另一項進給原料的預定特徵為共熔反應可利用不超過熔化所需能量之10%。前述特徵可減少熱梯度及熱震, 允許於最終形成的部件更準確控制固體分量, 以及於各次射出衝程結束時減少於噴嘴形成插塞, 同時可降低操作溫度, 降低能量的耗損以及減少螺桿形成插塞的可能。

需瞭解本發明非僅限於前文所述確切構造, 反而可未悖離如隨附之申請專利範圍界定之本發明之精髓及範圍做出多種變化及修改。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

五、發明說明 (22)

元 件 標 號 對 照

10...塑膠射出成型機	12...料斗
14...螺桿射出系統	16...防護氣氛
17...機筒	18...螺桿
20...加熱器	22...止回閥
24...積聚腔室	26...模具
28...噴嘴	31...第一軌跡
33...第二軌跡	38...第一軌跡
40...第二軌跡	42...第一軌跡
44...第二軌跡	46...第一軌跡
48...第二軌跡	50...第一軌跡
52...第二軌跡	54...第一軌跡
56...第二軌跡	58...第一軌跡
60...第二軌跡	62...第一軌跡
64...第二軌跡	66...第一軌跡
68...第二軌跡	70...機筒外側溫度
72...機筒內側溫度	74...AE42合金
76...AZ91合金	H _L ...主熔化反應峰高
H _E ...共熔反應峰高	T _L ...液線溫度
T _S ...固線溫度	

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

四、中文發明摘要 (發明之名稱： 經活化的原料)

一種半固體金屬射出成型用之合金進給原料。合金進給原料為一種顆粒形式合金材料，具有非均質結構，於主熔化反應峰高20%之溫度範圍係大於40℃，以及具有共熔反應峰高對主熔化反應峰高之比小於0.5。

英文發明摘要 (發明之名稱： ACTIVATED FEEDSTOCK)

An alloy feedstock for semi-solid metal injection molding. The alloy feedstock is an alloy material in particulate form and has a heterogeneous structure, a temperature range at 20% of the height of the peak of the main melting reaction greater than 40°C, and having a ratio of the height of the peak of the eutectic reaction to the height of the main melting reaction of less than 0.5.

(請先閱讀背面之注意事項，再填寫本頁各欄)

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍

1. 一種半固體金屬射出成型用之合金進給原料，該進給原料包含：

一種合金材料呈粒狀形式，該合金材料具有非均質結構，具有主熔化反應峰高度20%之溫度範圍大於40℃，以及具有共熔反應峰高對主熔化反應峰高之比小於0.5。

2. 如申請專利範圍第1項之合金進給原料，進一步包含由固線至液線之熔點範圍大於140℃。
3. 如申請專利範圍第1項之合金進給原料，其中該非均質結構為進給原料之巨觀結構。
4. 如申請專利範圍第1項之合金進給原料，其中該非均質結構為進給原料之顯微結構。
5. 如申請專利範圍第1項之合金進給原料，其中該進給原料為射出原料。
6. 如申請專利範圍第5項之合金進給原料，其中該射出原料為快速冷卻之射出原料。
7. 如申請專利範圍第6項之合金進給原料，其中該快速冷卻之射出原料係由二相區冷卻。
8. 如申請專利範圍第1項之合金進給原料，其中該材料為鋁合金。
9. 如申請專利範圍第1項之合金進給原料，其中該材料為鎂合金。
10. 如申請專利範圍第1項之合金進給原料，其中該材料為鋅合金。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

線

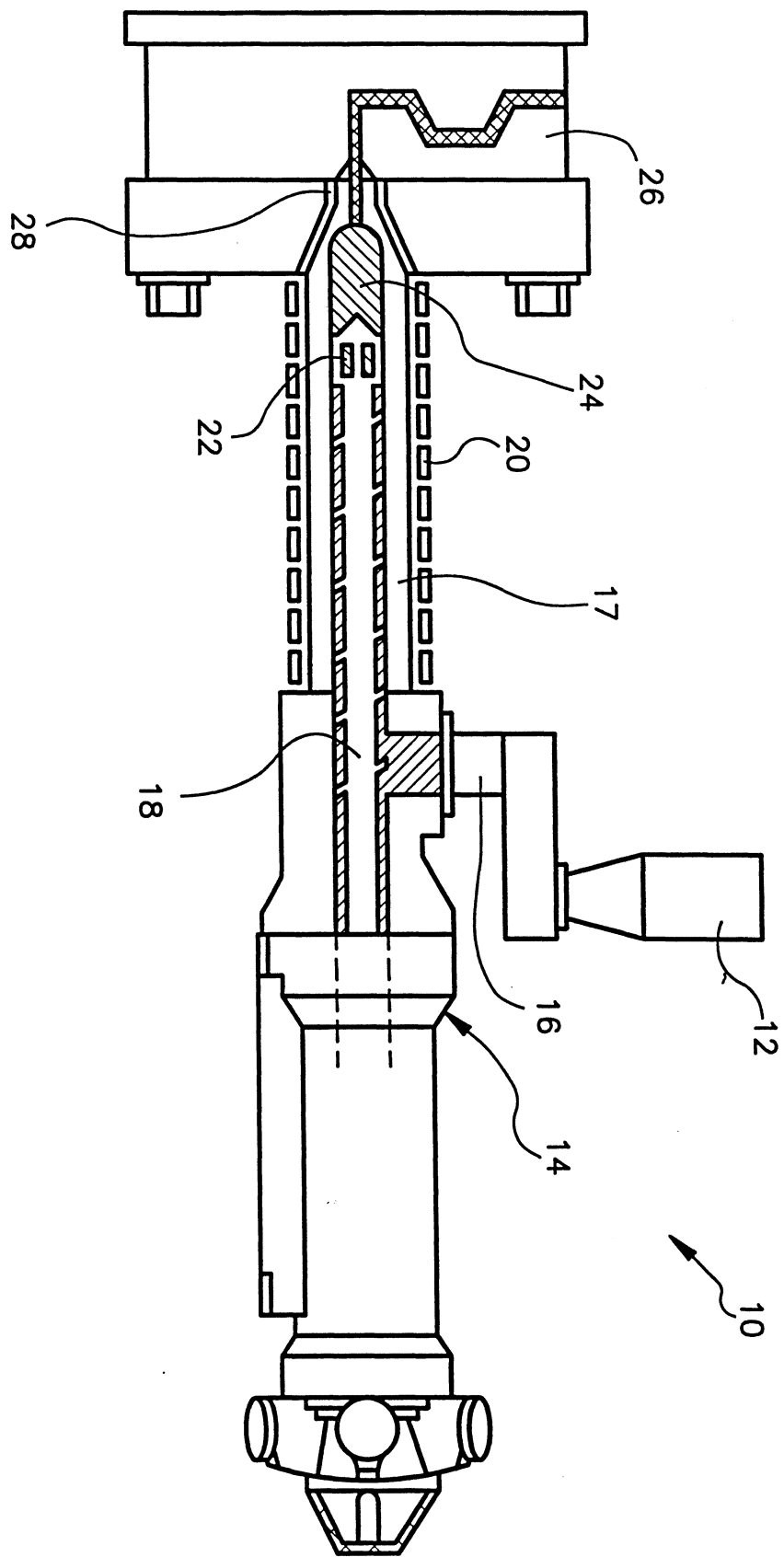
六、申請專利範圍

- 11. 如申請專利範圍第1項之合金進給原料，其中該材料為銅合金。
- 12. 如申請專利範圍第1項之合金進給原料，其中該材料包括混合顆粒，該混合顆粒具有至少兩個不同的固線溫度。
- 13. 如申請專利範圍第12項之合金進給原料，其中該混合顆粒係以某種比例提供，該比例於半固體金屬射出成型後可組合而形成具有預定成分之合金材料。

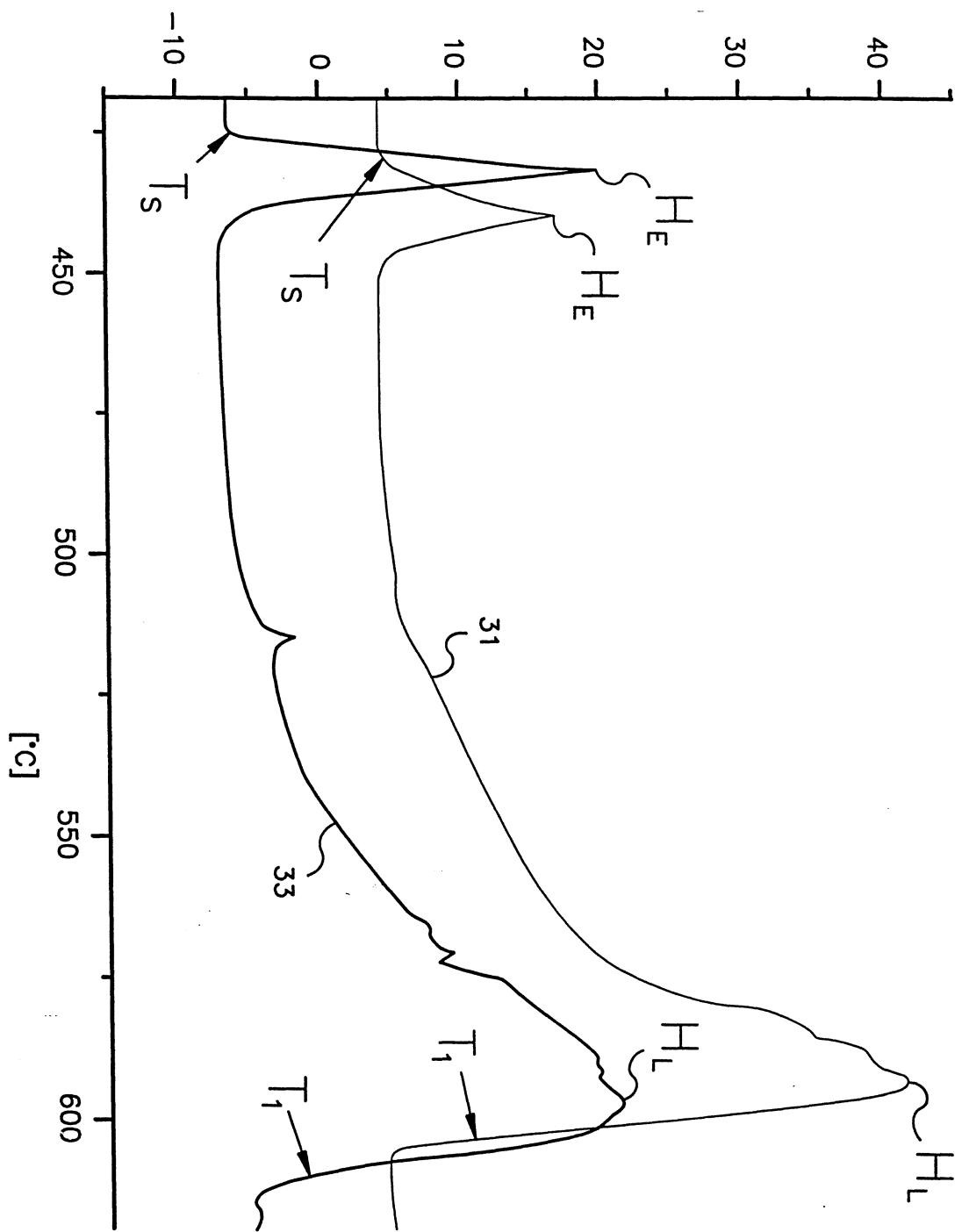
(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

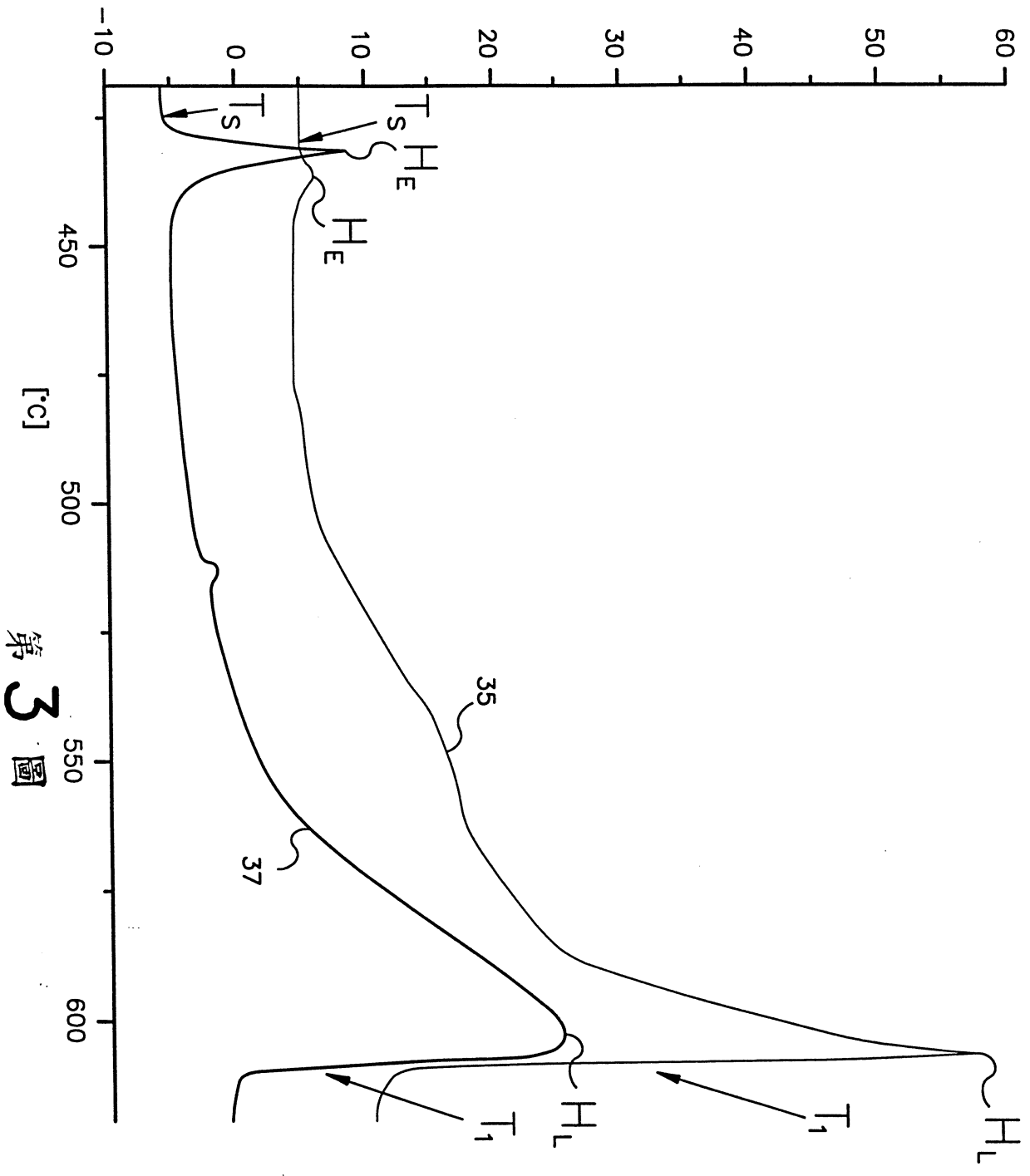
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製



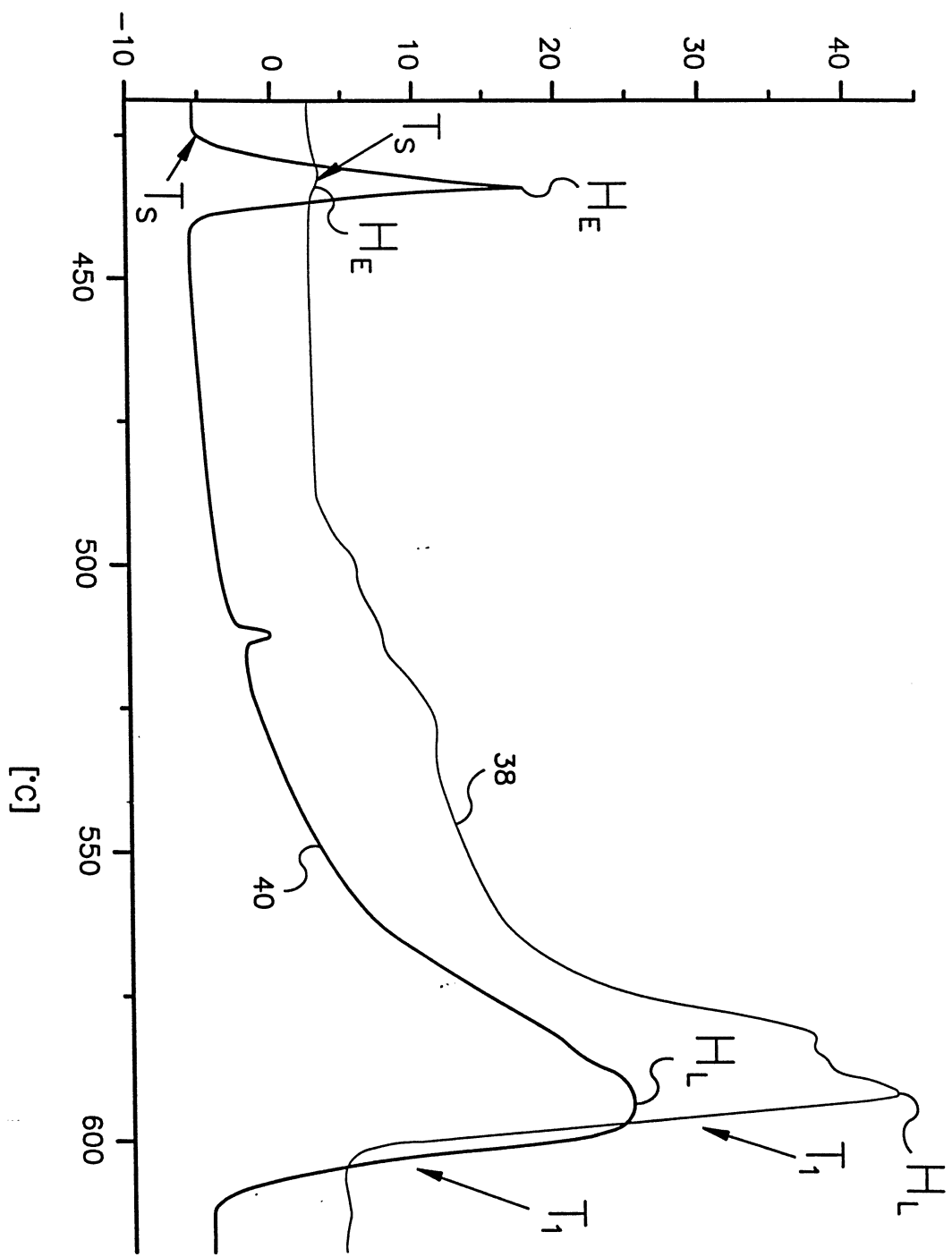
第 1 圖



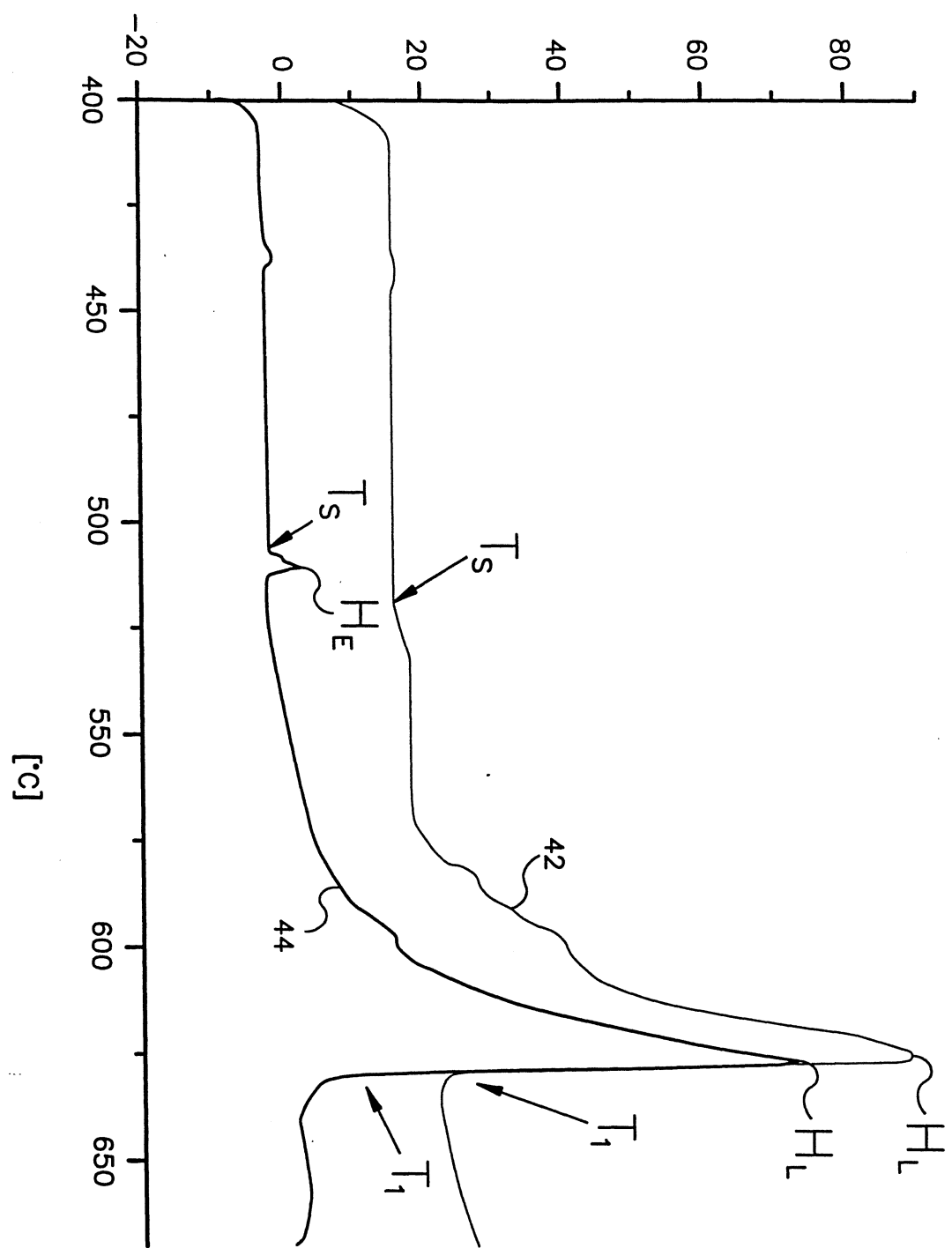
第 2 圖



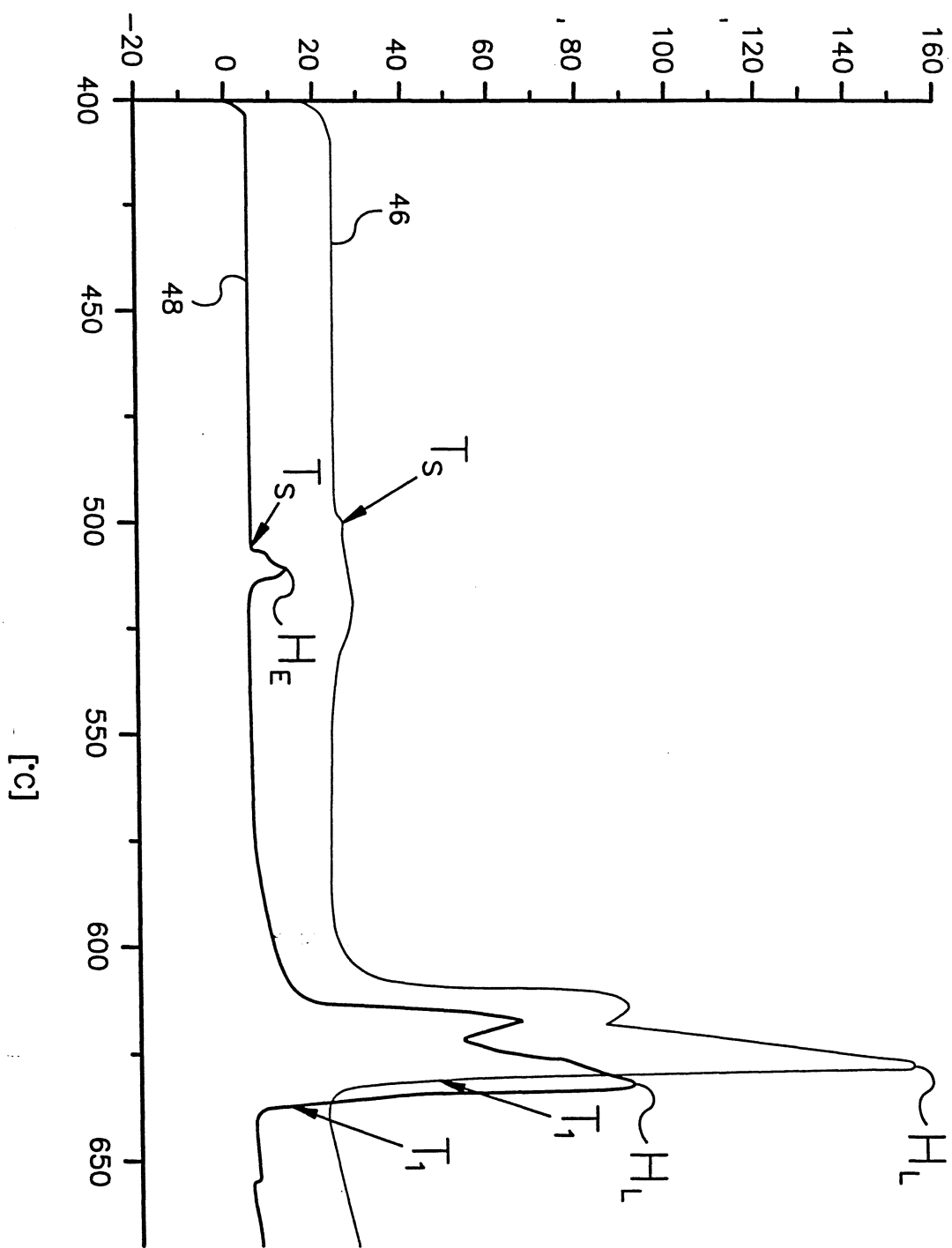
第 3 圖



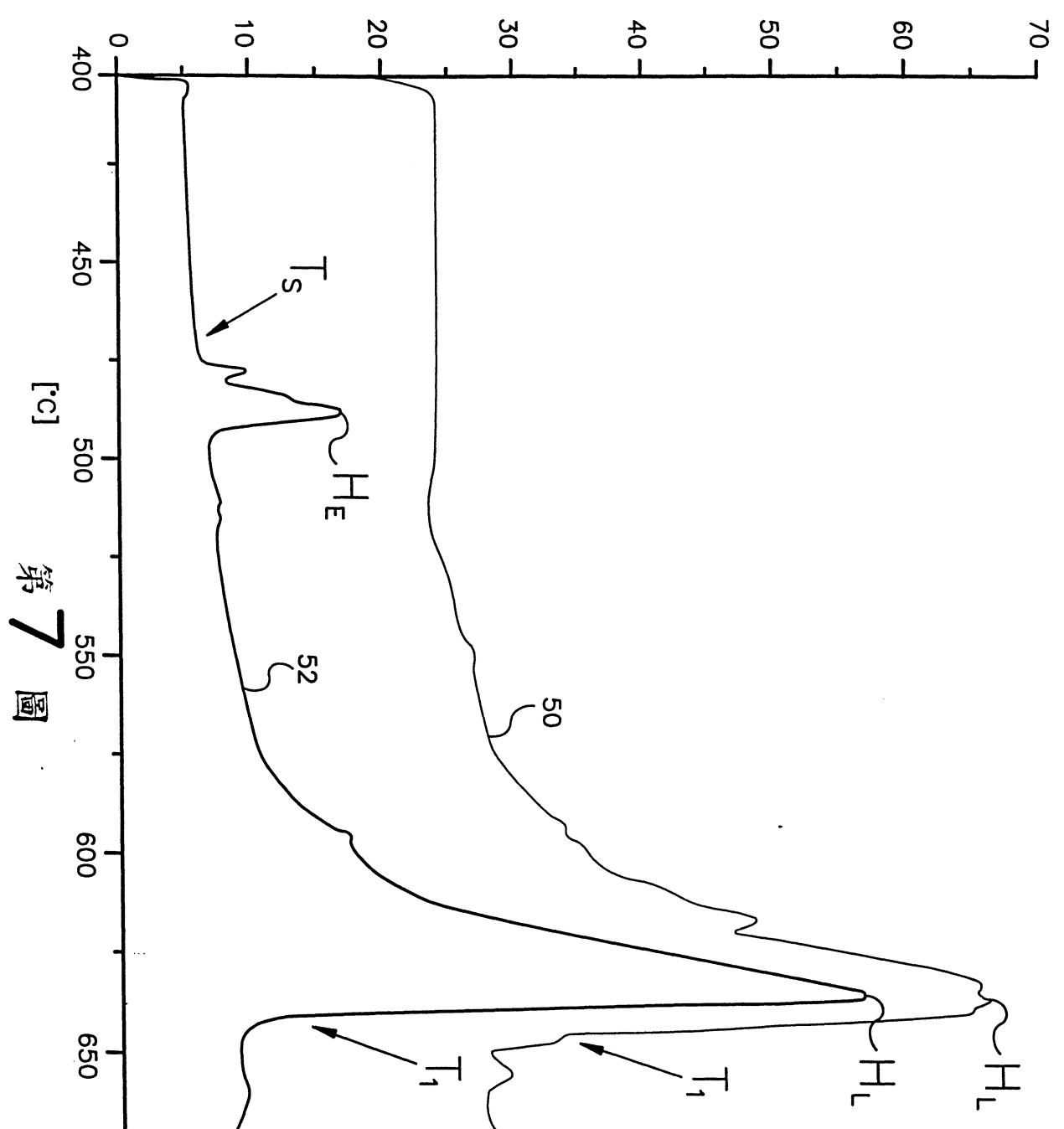
第 4 圖



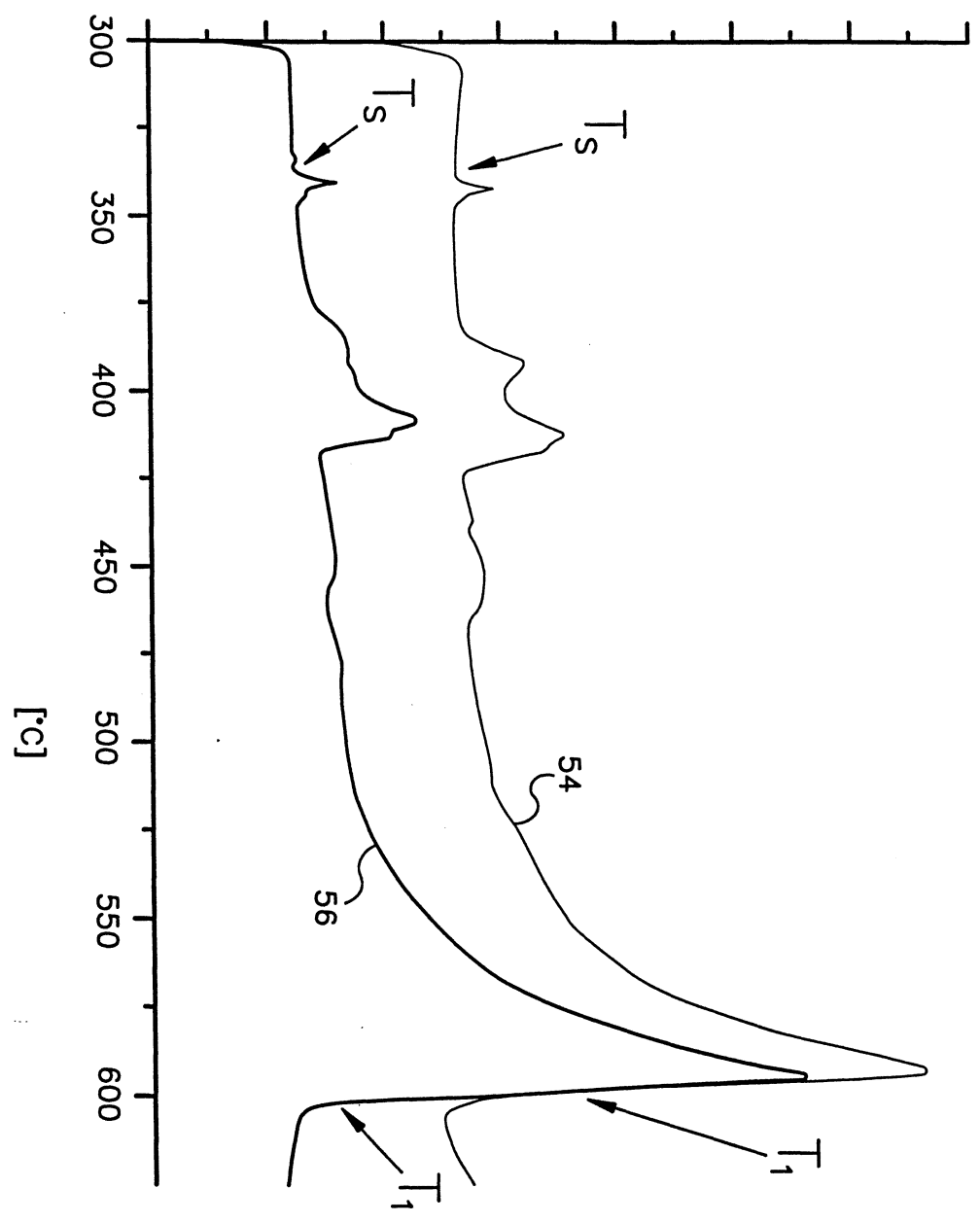
第 5 圖



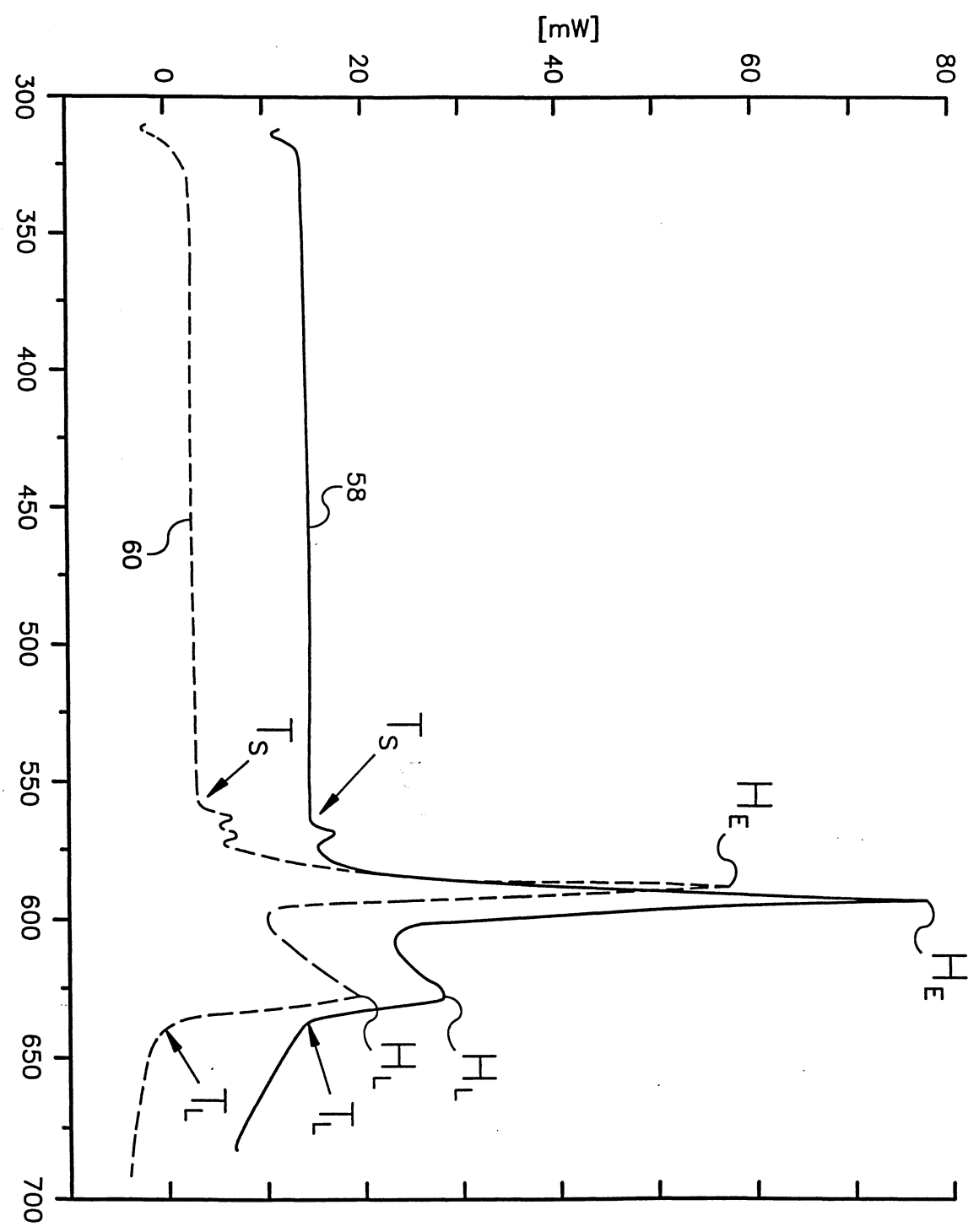
第 6 圖



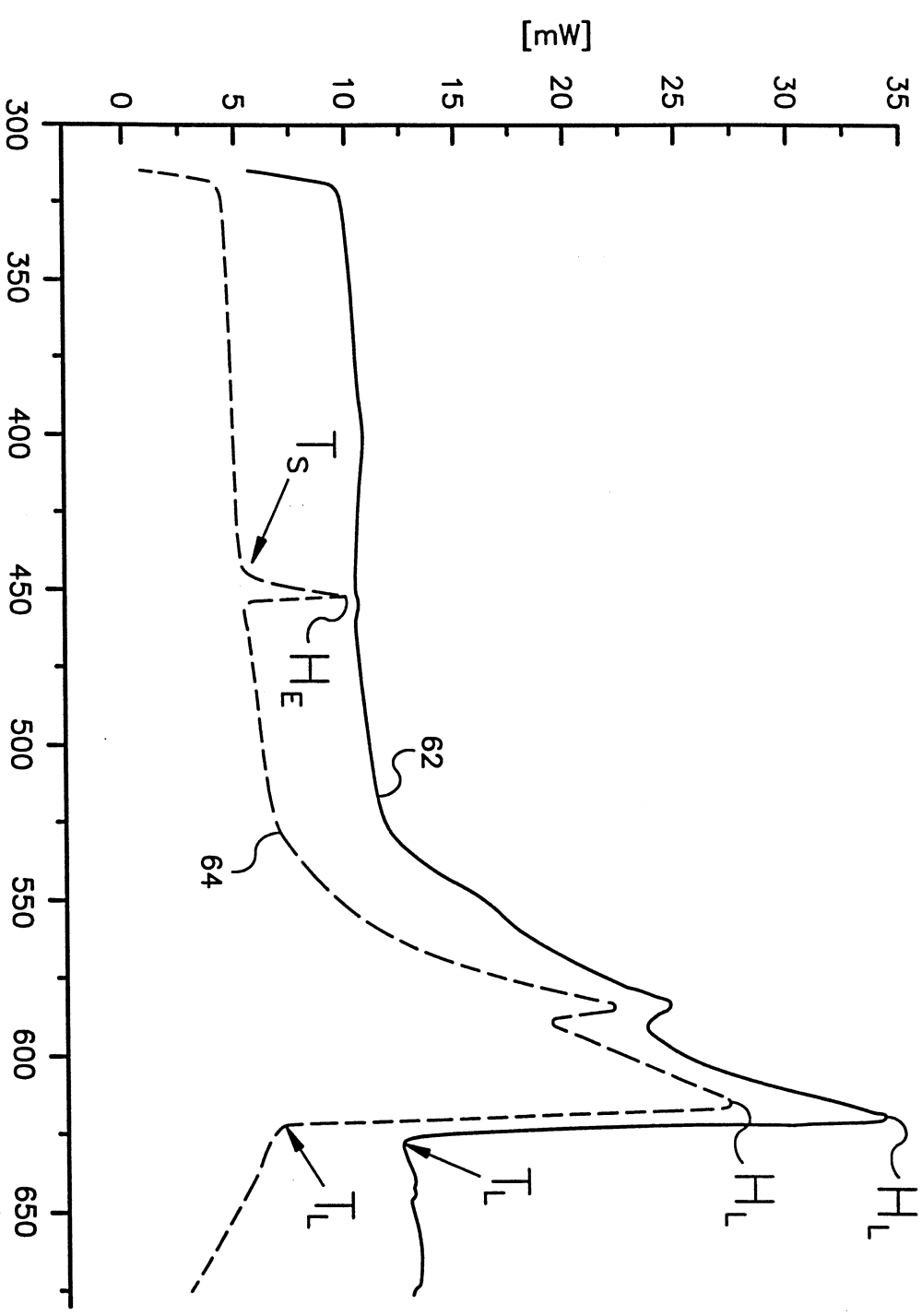
第 7 圖



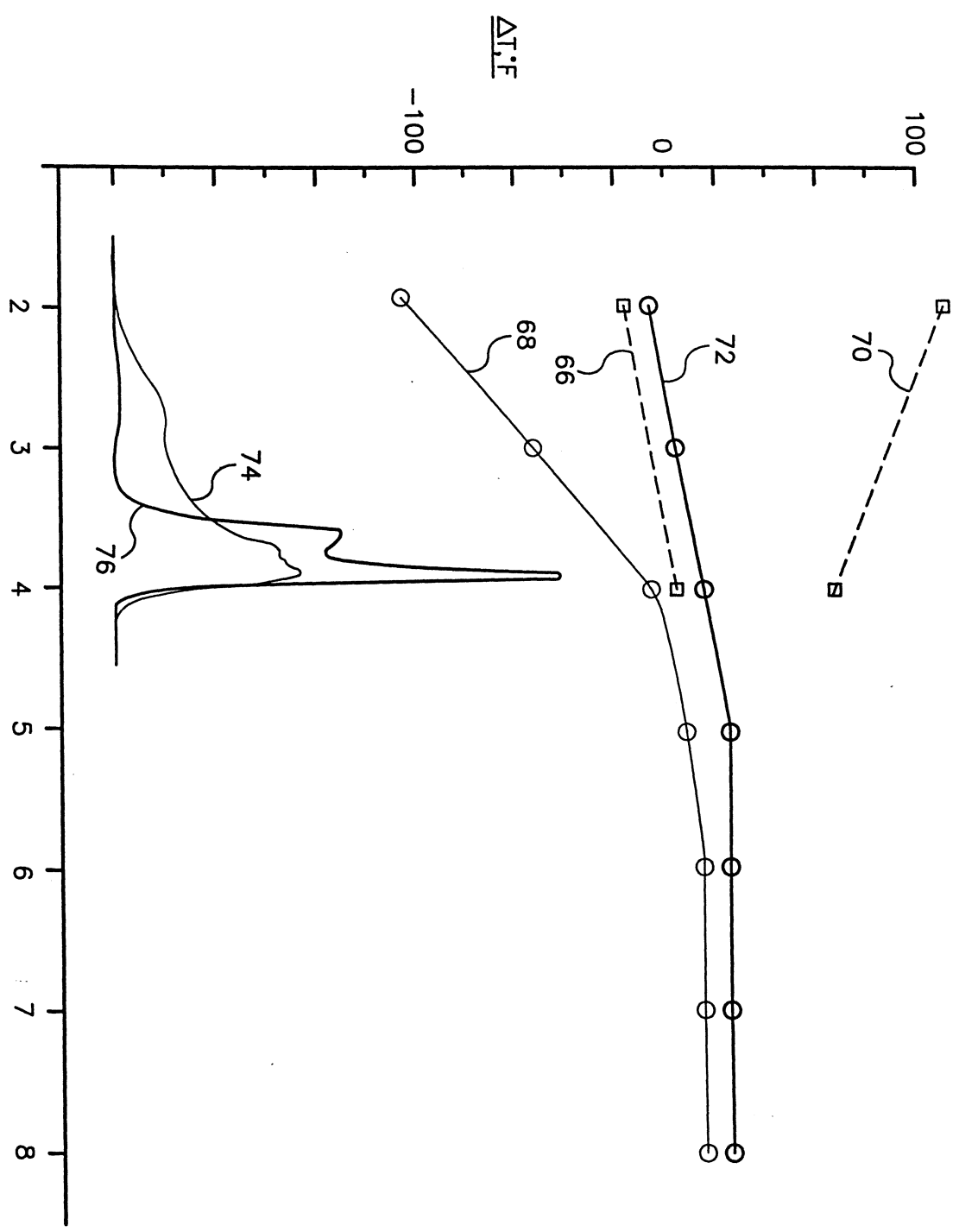
第 8 圖



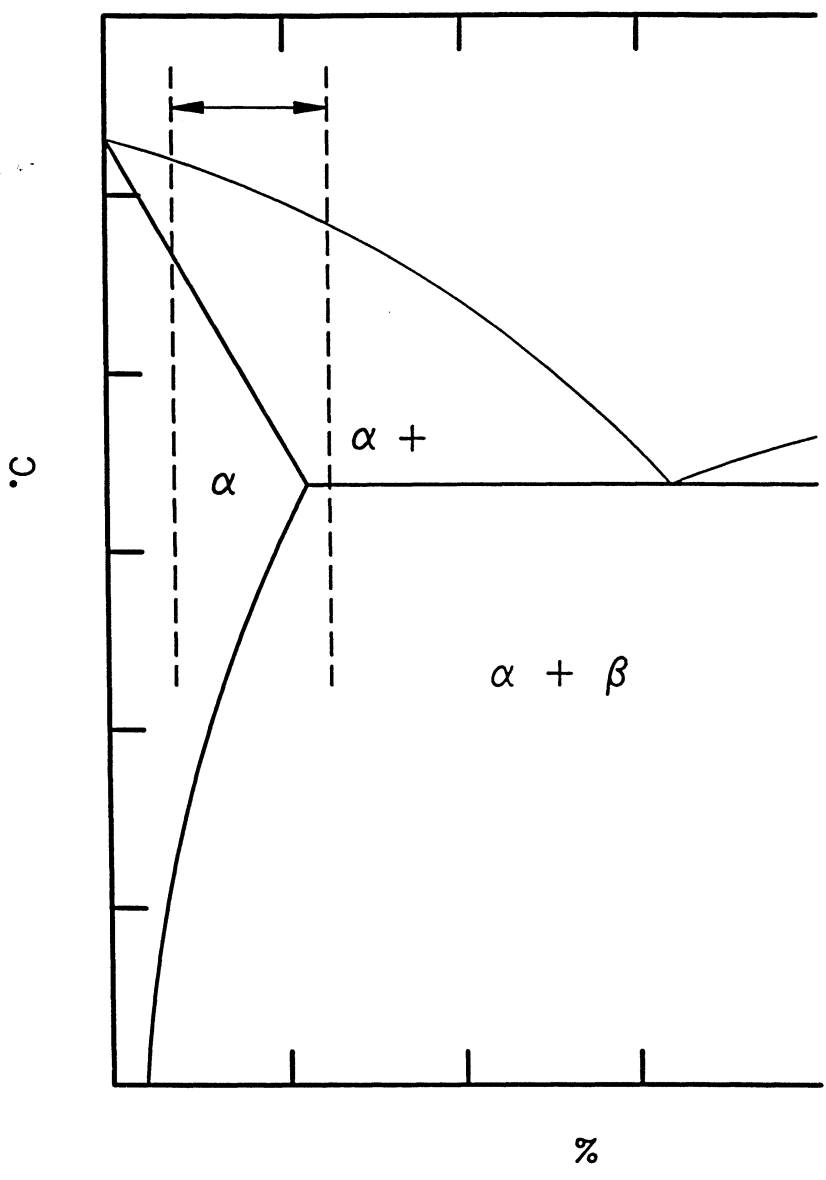
第 9 圖



第10圖



第11圖



第12圖