

銲接參數對銲道固化模態的影響
The Influence of Welding Parameters in Weld Metal
Solidification Mode

計畫編號：NSC 88-2216-E-009-016

執行日期：87年8月1日至88年7月31日

計畫主持人：周長彬 國立交通大學機械工程學系 教授

一、中文摘要 (關鍵字：沃斯田不銹鋼、凝固模態、肥粒相形態、微偏析)

銲道內之凝固組織對銲件在進行銲接時或是銲後使用時之機械性質影響頗大。銲接參數的改變則會影響銲道凝固組織的形態。本論文主要目的是研究改變銲接參數對沃斯田不銹鋼及鋁合金銲道凝固結構的影響。本研究所使用之銲接方法為氬銲(TIG)，主要的銲接參數為熱輸入量和銲接走速實驗方法包含金相及 SEM 觀察、熱處理及微硬度量測。六種不同的巨觀結構已被確認。在銲道上不同的溫度梯度以及冷卻速率會影響微觀結構。在熔融線上發現平板式的生長。等軸晶則是被發現在銲接走速大於 6.67mm/sec 或是熱輸入量大於 850 joule/mm。

在不銹鋼銲道上的不同位置可以發現不同的肥粒相形態。銲接時的冷卻速率是肥粒相形態的重要影響因素。凝固模型和固態肥粒相-沃斯田相變化模型可以預測微偏析的曲線。肥粒相指數和熱輸入量成正比。由沃斯田不銹鋼和鋁合金的熱裂破斷面可以見到清楚的樹枝狀結構。

英文摘要 (Key Words : austenitic stainless steel、solidification mode、ferrite morphology、microsegregation)

The purpose of the research was to study the influence of TIG welding parameters on the solidification structure in austenitic stainless steel and aluminum alloys. This research determined the relationship of the heat input and the welding speed to the weld macrostructure. Six different macrostructures have been identified. Different thermal gradient and cooling rate on weld metals could effect the microstructure. Planar growth was found in the fusion boundary. Equiaxed grains were found in some stainless steels at welding speeds greater than 6.67mm/sec or heat input greater than 850 joule/mm.

Different ferrite morphology can be found at different position. The weld cooling rate was an important factor influencing the ferrite morphology. Plane front solidification model

and solid state ferrite-to-austenite transformation model could be used to predict microsegregation profiles. The ferrite number was dependent on heat input. Clear dendrite structure was observed on the fracture surface of hot cracking of austenitic stainless steel and aluminum alloys.

二、計畫緣由與目的

銲接金屬的凝固是一個非常複雜的現象，影響它的因素很多：凝固速率、溫度梯度、元素成份、冷卻速率、對流效應....等等。還有銲接參數也影響甚大：電流大小、銲接走速、保護氣體流量、熱輸入的波動....等等。有很多因素都直接影響銲接結構，特別是凝固條件(solidification condition)與銲接參數(welding parameters)。銲接金屬的微觀組織主要有：平板狀(planar)、細胞狀(cellular)、柱狀樹枝(columnar dendrite)、等軸樹枝狀(equiaxed dendrite)。巨觀結構有：軸性的(axial)、散亂的(stray)、競爭性的(competitive)、非競爭性的、中心線型(centreline)、部份等軸型(partially equiaxed)。

銲道的金屬都會發生微偏析(microsegregation)現象，微偏析造成區域性合金元素的成份，甚至缺陷的成份大幅的波動。使得銲道上的結構和母材截然不同。銲接的晶粒成核也是非常的特別的，不像鑄造會有所謂的冷硬區(chill zone)。由於銲接時熔池與熔壁(也就是母材)的成份是相同的，所以它的成核是在原有未熔化的晶粒上成長，成核所需的自由能(free energy)很小。這種特別的成核稱為磊晶成核(epitaxial nucleation)。

由於銲道上的溫度梯度有非常大的差異，其冷卻速率(cooling rate)也各有不同。所以可以在熔融邊界上看到平板式的成長，在靠近中心線的地方可以看到細胞狀、柱狀樹枝的結構。這是銲接才有的特別現象。由於銲接時的熱源是不停的輸入，而且還是不停的移動。當熱源移動時，或是移動速率發生變化時，都會造成銲道上產生波紋(ripple)，其結構也會隨之變化。

三、研究方法

3.1 實驗材料

3mm 厚的 316 和 304 不銹鋼板。試片規格為 3×60×120mm。

3.2 銲接設備

本實驗係採用 TIG 不填料銲接法，所使用的機型為 LINDE 之 Heliarc 300 型氬銲機。

3.3 銲接試驗

3.3.1 銲接參數與凝固結構

首先將試片清潔，除去氧化膜。改變銲接參數(銲接走速、電流大小、電弧長度、電極頂角大小)及板厚，進行銲接。完成後將試片製成金相試片。使用低倍和高倍光學顯微鏡及電子顯微鏡觀察其銲道的巨觀及微觀凝固組織。將不同的凝固組織區分出來，加以記錄。並量測其樹枝狀臂間距(dendrite arm spacing)。對各種不同的凝固組織進行微硬度試驗，以求得各種不同凝固組織的硬度值。使用電子顯微鏡，並且找出合適的樹枝臂，用 EPMA 作定量分析，求出各元素成分的分佈情形，以瞭解微偏析的效應。

3.3.2 改變溫度梯度和冷卻速率對銲道巨觀結構的影響

藉由三個方法改變銲接時銲道的溫度梯度與冷卻速率：

- (1) 改變保護氣體的流量，A. 使用 5 liter/min 的流量。B. 使用 24 liter/min 的流量。
- (2) 在 TIG 的銲槍前面加上火炬。施銲時，火炬在前方加熱。再將火炬移至銲槍後方。施銲時，火炬在後方續熱。
- (3) 將施銲的試片預熱，分別預熱至 450°C、350°C、200°C 和不預熱的試片做比較。

3.3.3 電流脈衝振動與銲道波紋

將試片處理乾淨，對不銹鋼進行氬銲時。在穩定直流中，加入脈衝電流。使其電流值上下波動，可以造成輸入熱能值的波動。使凝固時成長速率週期性的波動。完成後，觀察銲道上波紋出現的頻率。另外在取一試片作對照組，施銲時採用穩定直流。將試片製成金相試片，觀察其凝固組織及氣孔分佈情形。

四、結果與討論

4.1 銲道的微觀結構

銲接的凝固結構可以說是非常複雜，這是由於銲接時在銲道各處的溫度梯度，成長速率(growth rate)及冷卻速率(cooling rate)均不相同。因此，即使在同一個銲道上，也可以發現不同的凝固組織。316 不銹鋼 TIG 不填料銲接中，在銲道的邊界可以見到一小區域的平板狀(planar)的生長結構以及明顯的磊晶成長(epitaxial growth)，見圖 4-4 和 4-3。銲道主要是 columnar dendrite 和 cellular dendrite 兩種

形式，見圖 4-7。在很高的走速下，可以在銲道的中心發現等軸樹枝狀結構(equiaxed dendrite structure)，見圖 4-8。至於細胞狀的生長(cellular growth)並不是很容易發現，若有大多是在銲道的邊界，比平板狀生長更接近銲道中心的地方，見圖 4-5。平板狀和細胞狀生長的區域大多很小，只有幾十個 μm 大小左右。

Savage 等人發表過關於銲接走速的增加，熔池會從圓形變成橢圓形再到淚滴形。熔池形狀的改變直接影響銲道各處的成長速率 R。

假設是二維的熱傳，成長速率與銲接走速的關係為：

$$R = Vw \cos \theta$$

這裡的 Vw 是指銲接走速(welding speed)，θ 是熔池上一點的成長方向與銲槍前進方向的夾角。圖 4-1 是上式的簡圖。計算結果發現在熔池邊界的成長速率特別慢，在銲道的中央有一區的成長速率極大。

在很高的走速下在銲道中心可以見到等軸樹枝狀結構。這是由於 $R = Vw \cos \theta$ ，θ 等於 0° 時，成長速率 R 值變的很大。當成長速率變的很大時，凝固結構就會偏向等軸樹枝狀結構生長。在銲接最後收弧的地方，也會發現很多的等軸樹枝狀結構。這是由於收弧時，等於一下子移去熱源，冷卻速率變的很快。相對的成長速率也會變的很快。所以也會偏向等軸樹枝狀結構成長。

6061 鋁合金施以 TIG 銲接，銲道熔融線邊界上同樣也有磊晶成長(epitaxial growth)的情形，見圖 4-9。鋁合金的銲道比不銹鋼更容易產生等軸樹枝狀結構(equiaxed dendrite)，圖 4-8 是不銹鋼銲道上的等軸樹枝狀結構，圖 4-10 則是鋁合金 6061 銲道上的等軸樹枝狀結構，兩者非常相似，而且都是常出現在極大走速和熔池的中心。這說明了成長速率決定凝固結構不單是指適用於一種材料。鋁合金的凝固結構有很多類似不銹鋼的地方，例如：兩者都有磊晶成長，銲道上都有很多種結構，如細胞狀、樹枝狀、等軸樹枝狀結構。出現的地方也大致相同。

各種不同的凝固結構的微硬度值也不相同，為圖 4-2 所示，316 不銹鋼的平板式成長的微硬度值比較低大約為 162.1，而等軸樹枝狀結構的值最高可達 184.3。而在熔融線邊界成長速率緩慢所造成的大的樹枝狀結構的微硬度值最低，只有 149.9。其他如細胞狀和樹枝狀結構的微硬度值都差不多。

4.2 肥粒相形態(Ferrite Morphology)

316 不銹鋼銲件如果是軸性(axial)的巨觀結構，在銲道中心軸性的區域大多是板片狀(lathy)的肥粒相形態(ferrite morphology)，見圖 4-14。在銲道的其他地方則多是骨骼狀(skeletal)和蠕蟲狀(vermicular)所構成的，見圖

4-13 和圖 4-15。散亂的(stray)巨觀結構，則是以沒有方向性的蠕蟲狀為主。競爭型的(competitive)的巨觀結構，其柱狀晶是由板片狀和骨骼狀兩種形式所組成，中心線型的巨觀結構也是由板片狀和骨骼狀所構成的。

有時會在鐳道的中心地帶，成長速率最快的區域和由鐳道邊界成長到中心晶粒相交的地方，發現一小區域的費德曼沃斯田相(widmanstatten austenite)沿著肥粒相的晶癖面(habit plane)上析出，見圖 4-12。有時會在鐳道熔融線邊界，看到一小區域的樹枝狀結構的樹枝臂長的特別長且大。根據 Fleming 提到，在凝固期間，大的樹枝臂成長時會消耗掉小的樹枝臂。因為小的樹枝臂有較大的 surface area/volume。如果大的樹枝臂在成長期間消耗掉小的樹枝臂，可以使凝固系統的總表面能降低。在較慢的冷卻速率，可以有較長的時間得到這種粗化機構(coarsening mechanism)的作用，而得到較大的樹枝臂間距(dendrite arm spacing)。由於鐳道熔融線邊界的成長速率特別的慢，使的樹枝臂有足夠的時間成長。這解釋了為什麼在鐳道熔融線附近的樹枝臂比鐳道中心的樹枝臂要大的多。

根據 Savage 提出，不銹鋼鐳道的肥粒相形態，除了與 Creq/Nieq 的比值有關。冷卻速率(cooling rate)也是一個非常重要的影響因素。各種不同的肥粒相形態的硬度值不相同，見圖 4-11。在鐳道中心成長速率最快地方，產生的板片狀(lathy)肥粒相形態的硬度值最高可達 Hv=178。

4.3 鐳接參數對巨觀結構的影響

316 不銹鋼經 TIG 不填料鐳接，可以在鐳道上見到多種不同的結構。在鐳道的中心可以見到軸性的(axial)、任意的(stray)和等軸晶(equiaxed)三類。鐳道中心的巨觀結構與熱輸入量和走速的關係，見圖 4-16。鐳道上可以見到任意的(stray)、競爭性(competitive)、非競爭性和中心線型(centreline)四類。鐳道的巨觀結構與熱輸入量和走速的關係，見圖 4-17。因為鐳道的中心的成長速率很快，所以鐳道中心的結構和其它的地方會有明顯的不同。有時只能在鐳道見到一種結構；有時卻可以見到三到四種結構。在鐳道的邊界看到非競爭型，接近鐳道中心變成競爭型，再接近又變成任意型(stray)。最後在鐳道的正中心發現一小部份的軸性的(axial)結構。鐳道上會又如此多變的結構，這是由於鐳道上不同位置的冷卻速率和溫度梯度都有很大的不同。

鐳道中心的軸性結構發生在低熱輸入量(joules/mm)及低走速，見圖 4-18。散亂無明顯方向的任意結構(stray structure)，大多發生在比軸性大的熱輸入量(heat input)和鐳接走速(welding speed)。在極大的走速其巨觀結構也

是任意型的，見圖 4-21(a)、(b)。然而，它的微觀結構組織會變的很細小。等軸樹枝狀結構發生在大走速或是大的熱輸入量，見圖 4-19。

競爭型的結構大多發生在低走速，見圖 4-22(a)、(b)。非競爭型(epitaxial)則是在較高的走速，見圖 4-19。至於中心線型則是發生在高走速及低熱輸入量，見圖 4-20。而整個鐳道都是任意型的結構發生在很低走速或是在極大走速兩個區間。

五、結論

- 1.316 不銹鋼在很高的走速(400mm/min)或是很大的熱輸入量(850J/mm)的鐳道中心可以見到等軸樹枝狀結構。在熔融線旁發現一區的樹枝狀結構的樹枝臂特別長又大，其微硬度值是鐳道上的最低。
2. 在鐳道上的不同位置可以發現不同的肥粒相形態，軸性的巨觀結構，在鐳道中心軸性的區域大多是板片狀的肥粒相形態。在鐳道的其他地方則多是骨骼狀和蠕蟲狀所構成的。散亂的巨觀結構，則是以沒有方向性的蠕蟲狀為主。競爭型的巨觀結構，其柱狀晶是由板片狀和骨骼狀兩種形式所組成，中心線型的巨觀結構也是由板片狀和骨骼狀所構成的。
3. 在鐳道中心的巨觀結構，在走速和熱輸入量兩者都比較小時，會得到軸性的結構。兩者的值增大會變成任意型的結構，再增大會得到等軸樹枝狀的結構。走速和熱輸入量都很大的時候又會得到任意型的結構。
4. 鐳道的巨觀結構，低走速時是競爭形式的成長。中等走速是非競爭形式的成長，在很高走速時是任意形式的成長。在低熱輸入量，高走速時會得到中心線型的結構。

六、參考文獻

1. Sindo Kou, "Welding Metallurgy", 1987.
2. T. Ganaha and H.W. Kerr, Metals Technology, 1978, 5, 62-69.
3. Flemings, "Solidification Processing", 1974.
4. V. Kujanpaa, N. Suutala, T. Takalo and T. Moision, Weld. Res. Suppl., 1979, (9), 55-77.
5. T. Takalo, N. Suutala and T. Moision, Metall. Trans., Oct. 1976, 1591-1592.

圖表

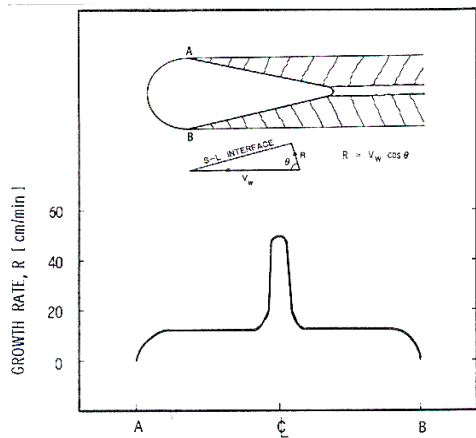


圖 4-1 鐳道上各點之成長速率

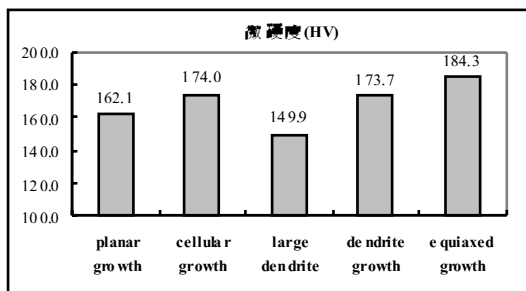


圖 4-2 各種不同凝固結構之硬度值



圖 4-5 316 不銹鋼鐳道的細胞狀結構(X 500)



圖 4-6 316 不銹鋼鐳道的又長又大的樹枝臂 (X 400)

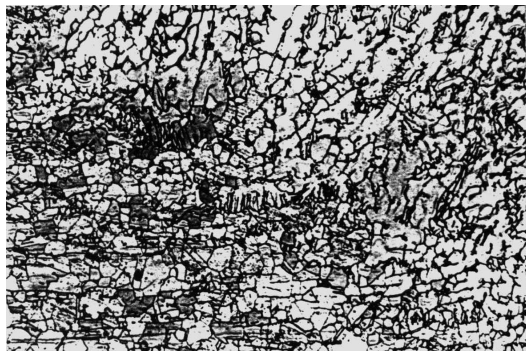


圖 4-3 316 不銹鋼鐳道的晶粒成長(X 200)



圖 4-7 316 不銹鋼鐳道的樹枝狀結構(X 200)



圖 4-4 316 不銹鋼鐳道的平板式成長(X 500)



圖 4-8 316 不銹鋼鐳道的等軸樹枝狀結構 (X 400)

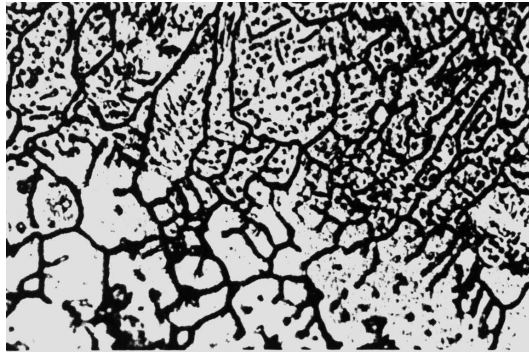


圖 4-9 6061 鋁合金鐸道的磊晶成長(X 400)

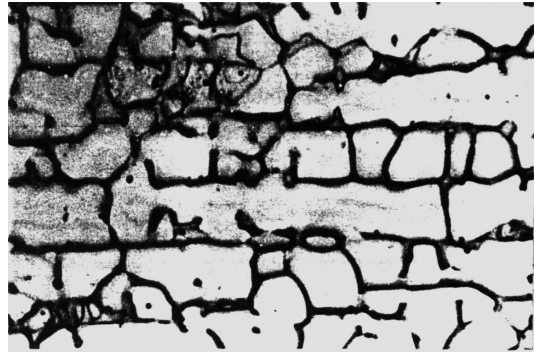


圖 4-13 骨骼狀的肥粒相結構(X 400)

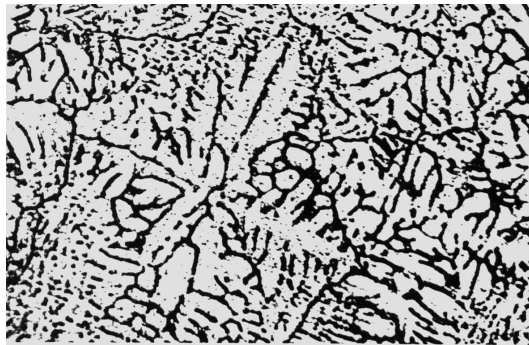


圖 4-10 6061 鋁合金鐸道的等軸樹枝狀結構(X 400)

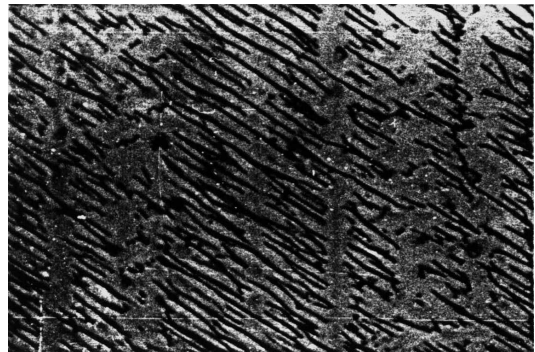


圖 4-14 板片狀的肥粒相結構(X 400)

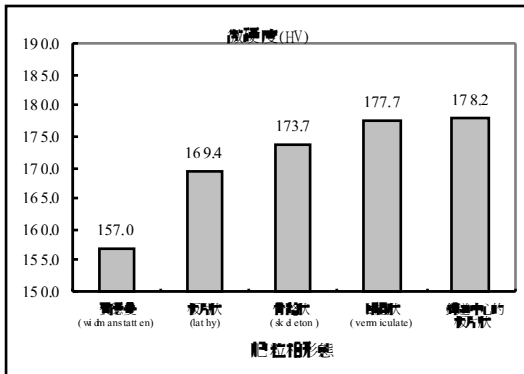


圖 4-11 各種肥粒相形態與微硬度之關係圖

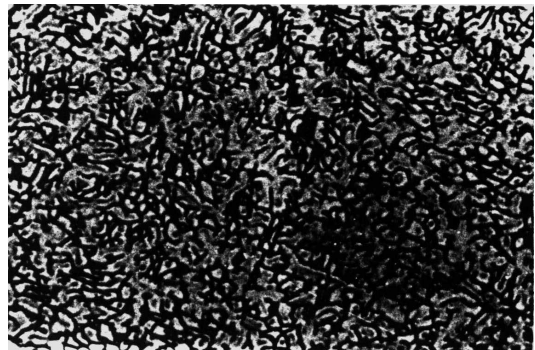
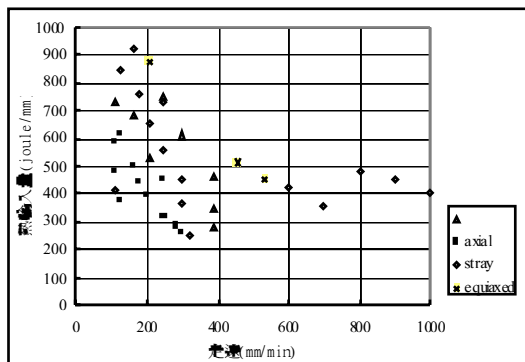


圖 4-15 蠕蟲狀的肥粒相結構(X 400)



圖 4-12 費德曼沃斯田相與肥粒相(X 400)



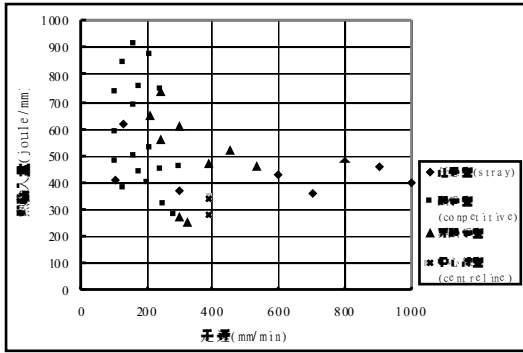


圖 4-17 銲接參數與銲道巨觀結構之關係圖

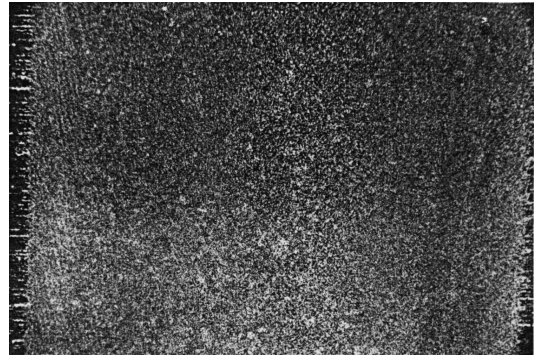


圖 4-21(a) 銲道中心之任意型結構(X9)

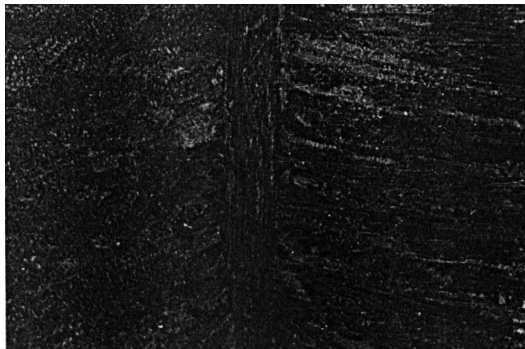


圖 4-18 銲道中心之軸性結構(X50)

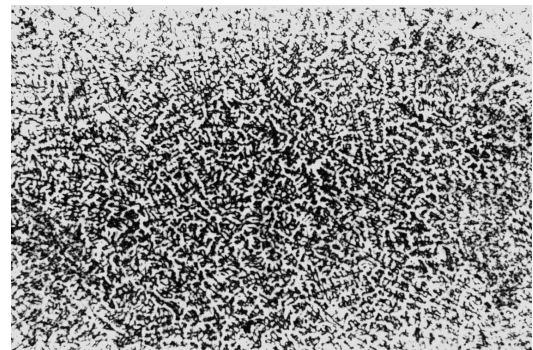


圖 4-21(b) 銲道中心之任意型結構(X100)

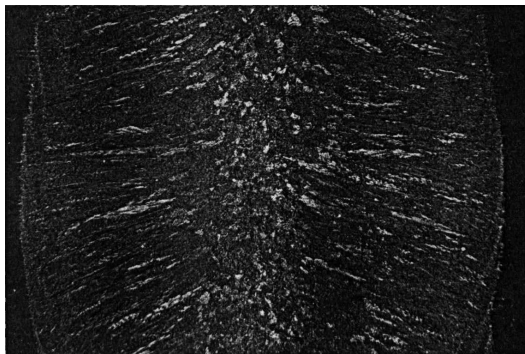


圖 4-19 銲道中心有等軸晶，銲道是非競爭型式成長(X9)

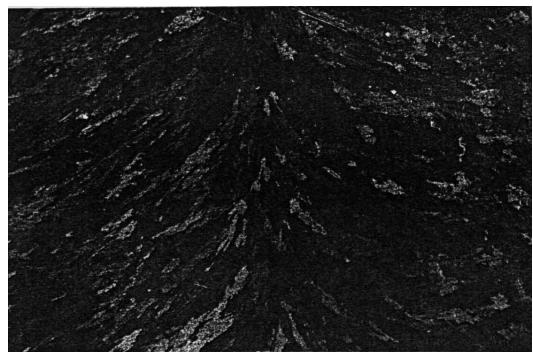


圖 4-22(a) 銲道中心之競爭型結構(X18)



圖 4-20 銲道中心之中心線型結構(X50)



圖 4-22(b) 銲道中心之競爭型結構(X100)