

## 第二章 文獻回顧

### 2.1 電弧銲接原理

隨著科技的進步，各式各樣高品質及高效率的銲接方法及設備不斷被開發出來，如雷射銲接、電子束銲接...等，但電弧銲接(arc welding)始終能在銲接領域中佔有一席之地，主要歸功於銲接電弧能夠有效地將銲接電源所供給之電能轉化成銲接過程中溶化母材或填料金屬所需之熱能。

#### 2.1.1 電弧銲接法之理論

電弧銲接是利用電弧產生的高熱將欲結合之金屬熔化後而相互結合的一種技術。電弧銲接(arc welding)的最初方法是使用碳棒作為電極，當二支碳棒通上電後(一正一負)它們一接觸後立即分離，在二支碳棒間之空氣被電離而產生光束即稱之為電弧(arc)；電弧的產生是一種低電壓高電流的放電作用，而電弧的持續則是由於陰極受熱而釋放的熱電子活動的結果。電弧之溫度可達 3000°C 以上，利用此高溫可將兩銲件之接合部及填充料熔化而接合。

圖 2-1 及 2-2 所示為電弧銲接之示意圖；將母材連接到接地端(或稱為電弧端)，藉由電極的瞬時碰觸母材而造成短路，引起極大的電流，此時熱量增高使電極與母材觸碰處達到足夠的高溫度，而釋放出離子化熱電子。電極與母材之間產生電位差導致電流中斷而產生電弧。電弧可視為在具有一定電壓的兩電極間或電極與工件間在氣體介質中產生強烈且持久之放電

現象。換言之，電弧是一種可以控制的「局部氣體長時間穩定之導電現象」。此外，由於電弧在放電或導電的過程中，除了會產生大量的熱能外，同時亦會形成強烈的弧光，因此在進行銲接工作時必須要注意銲接電弧的高溫與強光危害。

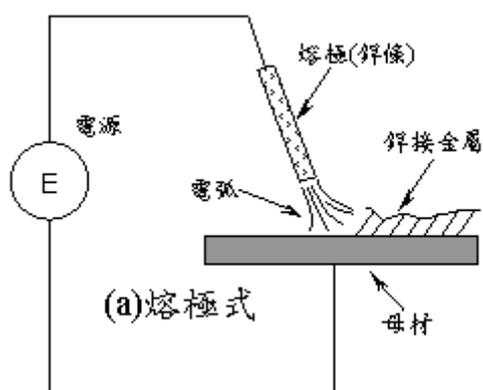


圖 2-1 熔極式電弧銲接

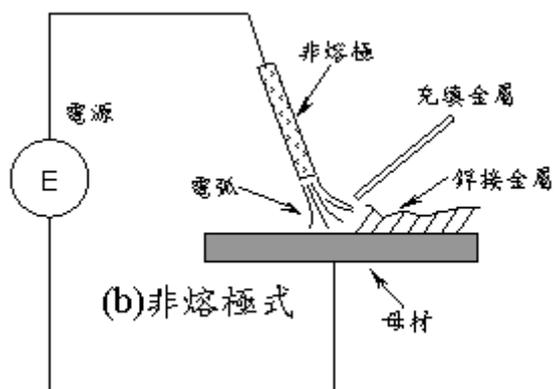


圖 2-2 非熔極式電弧銲接

## 2.1.2 銲滴之傳遞

在電弧銲接中，其填料金屬經由電弧轉移至工作物的銲池中有四種不同的模式，分別為短路(short circuiting)、球狀(globular)、噴射(spray)及脈動(pulsed)。每種模式均有其優點及適合之用途。而各種轉移模式的發生係取決於銲接電流、保護氣體與銲接電壓而定[4][5]。

### (1) 短路轉移(short circuiting transfer)

當短路電弧開始作用，銲線底部因受熱而溶化並形成水滴狀的銲滴，隨著熔融金屬的增加，銲滴不斷成長並向銲池接近，最後終於於銲池接觸而形成短路，當此時因短路電流產生導致電弧中斷，電流瞬間增大而將銲滴自銲線上擠斷掉落於銲池中，如圖 2-3 所示。由於短路的情形已經消除因而再次發生電弧、產生銲滴。這種傳遞循環受電流及電源情況的影響，每秒中發生 20 ~ 200 次不等。此種銲滴傳遞方式只在銲線端部與工作物接觸時才有作用；除此之外，沒有任何金屬能穿越電弧而到達銲道。以短路轉移模式施工的主要優點為：

- 輸入熱量低，適合薄板銲接
- 適合於各種銲接位置
- 可使用各種保護氣體，如 CO<sub>2</sub>、Ar、氬氣..等

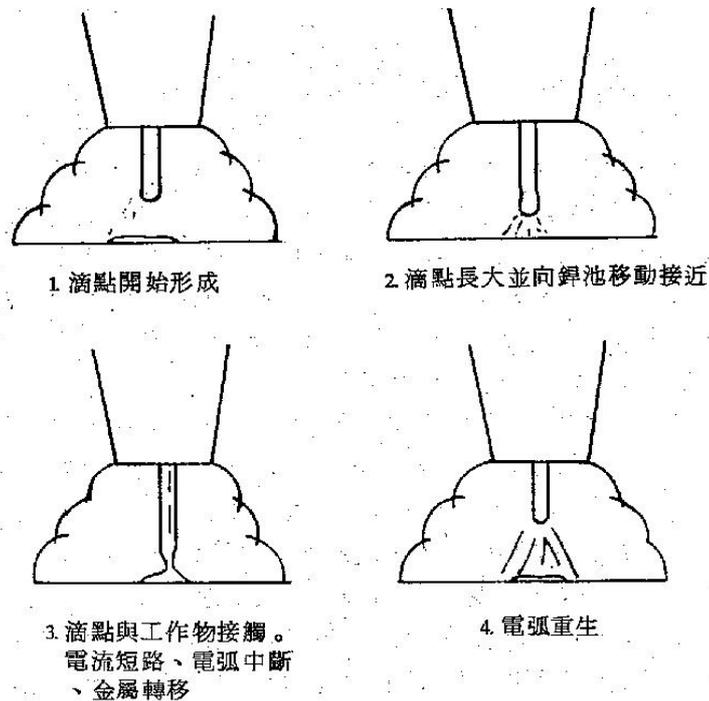


圖 2-3 短路轉移[4]

## (2)球狀轉移(globular transfer)

當電弧熔化填料金屬時在銲線前端形成球狀銲滴並逐漸增大，當銲滴直徑大於銲線直徑時，銲滴會與銲線分離並受地心引力之影響，經過電弧而落入工作物之銲道中，如圖 2-4 所示。球狀轉移產生在相當低的電壓與電流的環境中(但較短路轉移高)，且由於銲滴的傳遞受地心引力之影響，故有其銲接位置之限制；以球狀轉移方式施工之特色為：

- 輸入熱量低
- 僅適合於水平銲接位置
- 除 CO<sub>2</sub> 外可使用各種保護氣體，如 Ar、氬氣..等
- 產生較多噴渣

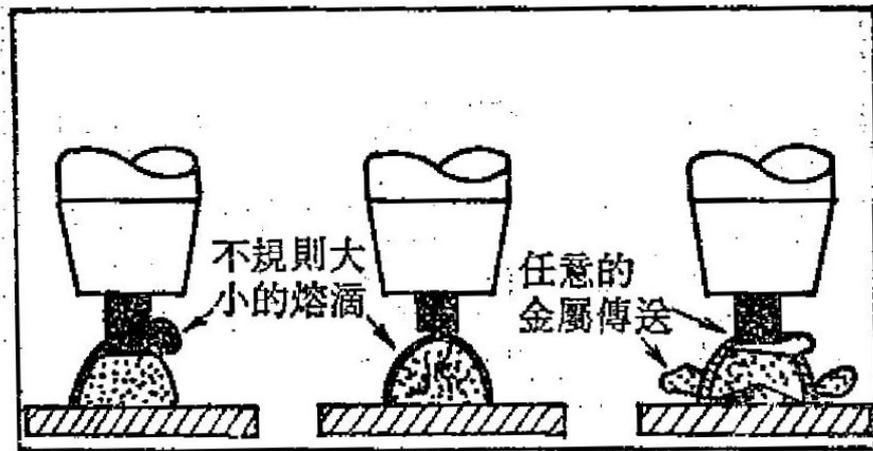


圖 2-4 球狀轉移[5]

### (3)噴射轉移(spray transfer)

噴射轉移則易發生在較高的銲接電流及以氬氣或氬氣豐富的操作條件下。當銲接電弧溶化填料金屬成為微小之銲滴時，由於電磁力的擠壓作用而與銲線分離並引導銲滴向工作物的銲道傳遞，此種傳遞方式的銲滴大小遠低於球狀傳遞，且由於電弧的引導作用使得噴渣量最少。噴射傳遞的特色為：

- 發生在高電流及以氬氣或高濃度氬氣的操作條件下
- 輸入熱量大，滲透深且熔填效率高
- 適合平銲、立銲及厚板銲接工作
- 噴渣量最少

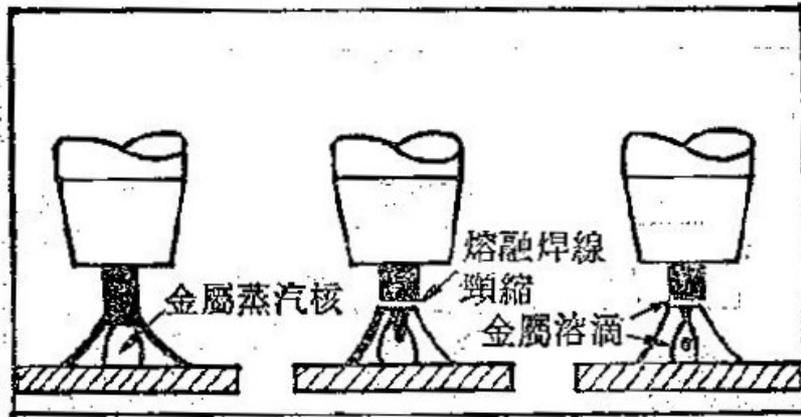


圖 2-5 噴射轉移[5]

(4)脈動電流轉移(pulsed current transfer)

脈動電流銲接的電流有二種模式，高銲接電流可以產生銲接滲透，低銲接電流的狀況下不產生金屬轉移，藉由此二種模式的切換，可輸入較低的熱量防止工作物變形，並能有效地控制銲池流動。脈動電流傳遞的操作特色為：

- 電流大小有高、低二階段切換
- 適合全銲接位置及薄板銲接
- 輸入熱量少，工作物發生的變形量亦少

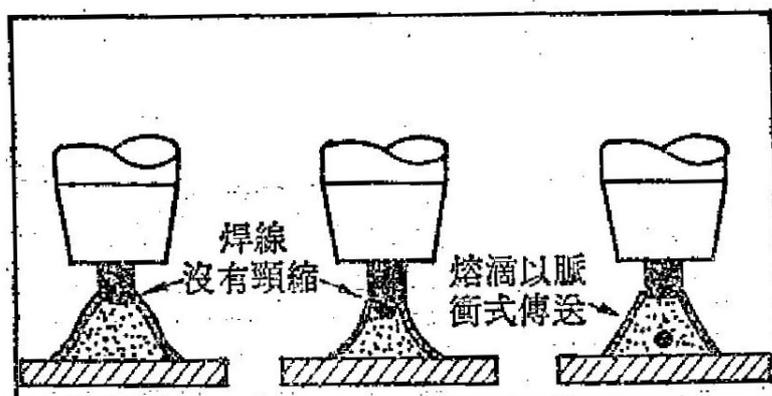


圖 2-6 脈動電流轉移[5]

表 2-1 四種鐳滴傳遞方式堆積速率比較表[5]

傳遞方式	堆積速率 kg/hr
短路轉移	0.9 ~ 2.7
球狀轉移	1.8 ~ 3.2
噴射轉移	2.7 ~ 5.4
脈動電流轉移	0.9 ~ 2.7

### 2.1.3 鐳接金屬之凝固[6]

鐳道金屬的凝固現象探討源自傳統的凝固理論，差別只在範圍的大小及冷卻的速率而已。

在合金系統中，枝狀凝固現象最為普遍[7]。造成枝狀組織成長的驅動力為過冷(thermal undercooling)，一般具有好幾種模式，如在純金屬中常單純為熱過冷效應(thermal undercooling)；而在合金系統中受到凝固時液態與固態合金成分濃度不一所影響，其凝固的行為遠較純金屬複雜。因此，為有效預測鐳道凝固後的微觀組織，Rutter 及 Calmors 兩位學者考慮了凝固中的熱力學項提出了”組成過冷理論(constitutional undercooling)”[8]，另外 Millins 和 Sekerka 兩位學者將介面動力與熱傳項納入考量而後提出了”介面穩定理論(interface stability theory)”[9,10]。在合金系統的冷卻凝固過程中，隨著凝固條件與材料系統的不同，有四種不同的液-固介面的凝固模式：平面晶(planar dendrite)、胞狀晶(cellular dendrite)、枝狀晶(columnar dendrite)

與等軸枝晶(equiaxed dendrite)。以下將以”組成過冷理論”來說明合金鑄道的凝固過程。

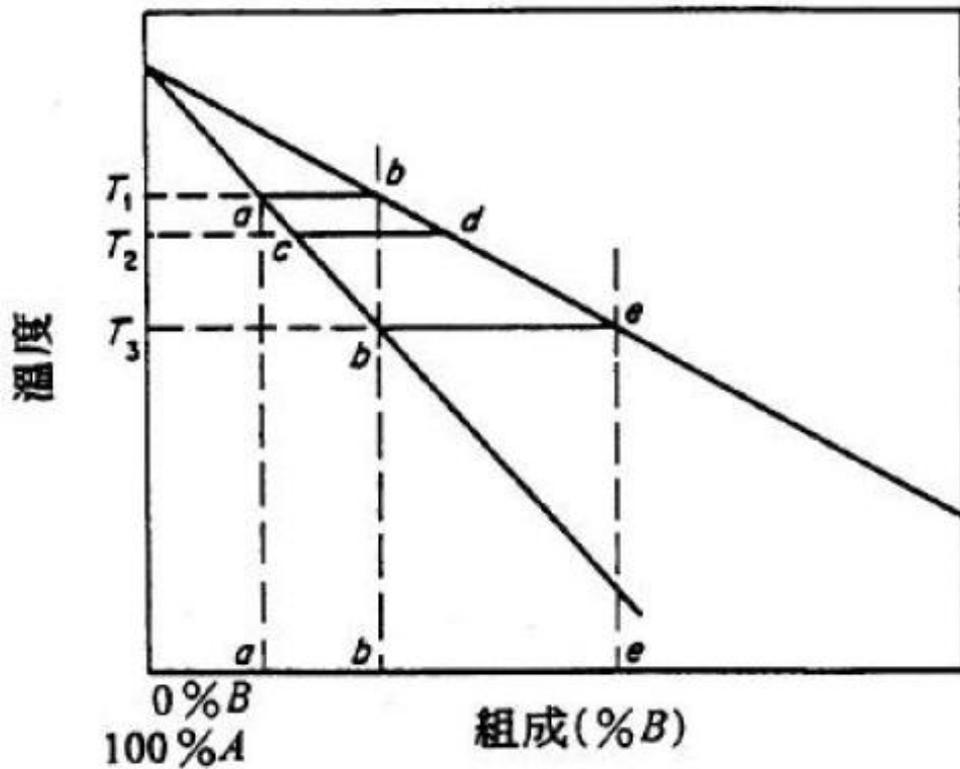


圖 2-7 二元合金平衡圖

圖 2-7 為二元合金平衡圖；當系統在  $T_1$  溫度時，此合金的固態相組成 a 與液態相組成 b 是在平衡狀態，且固態相中的 A/B 原子成份比較液態相中為高。當溫度下降時，固態相與液態相的組成亦隨之改變，在持續的冷卻過程中，固態相組成會由 a 往 c 移動，在這個組成變動中，固態相中的 A 原子會持續排入液態相中，而使得液態相中的 A 原子濃度增加，這種發生在固-液介面前方的液態相組成的變化，會隨著固態相的持續增加而更明顯。液態相組成的變化會沿著液相線而變，而相應的固態相變化會隨固相線改變，直到穩態時，組成的改變才會停止。亦即當液態相組成達到 d 時，

相應的固態相成為  $c$ ；當溫度繼續下降至  $T_3$  時，液態項的組成為  $e$ ，而此時  
的固態相為  $b$ 。

在假設可忽略液體的對流與其他複雜因素，如圖 2-7 所示之穩態的組成  
變化即可成立。以鑄模的凝固現象為例，液態金屬被倒入模穴中，熱經由  
模壁散失而使得液態金屬凝固。故在模壁的溫度最低而中央溫度最高，因  
此固化現象必定由模壁開始逐漸向中央進行，這種現象可應用來說明固-液  
介面的前方溫度的凝固經過，如圖 2-8 所示，液態合金的溫度從介面開始隨  
著距離成線性增加，如圖中的直線所示。然而就合金的液相線而言，因液  
態相之組織會隨著離開起始凝固介面之距離而變更，使得液相線與凝固介  
面之距離成一曲線關係。在界面處凝固溫度是  $T_3$ ，離開介面處則迅速上升  
而後漸升至  $T_1$ ，在此溫度下整個液體開始凝固，從圖中可以看出液態合金  
溫度線與合金液相線相交於二點，一在介面處，另一則在距離介面  $X$  距離  
處。在此範圍內的液態合金溫度低於液態合金的凝固點溫度，雖然溫度梯  
度為正，但卻有過冷現象，此種因固-液介面前因液態合金的濃度變化所造  
成的過冷現象，稱之為“組成過冷(constitutional undercooling)”。

當介面前方的液態合金存有組成過冷時，具有初生或更高次分枝的支  
狀凝固組織發生與否，決定其過冷的程度。過冷層(圖 2-7 的  $X$  範圍)較厚時，  
枝狀凝固乃為重要因素；反之若過冷層很薄時，則不可能完全發展出枝狀  
的成長，這是因為過冷層的深度限制了枝狀組織的成長。在此情況下，介

面的不穩定性會形成如圖 2-9 所示之橢圓形凸起的表面，這種介面的移動會隨著狹窄的過冷區向前移動。此外，在突出面中央的固體，其溫度  $T_1$  會高於尖點處的溫度  $T_2$ 。這二個位置除了溫度不同外，其附近的液態金屬的組成也不相同，在尖點處凝固的固體其溶質之濃度高於突出面中央的固體。這種凝固過程會產生胞狀的結構，其胞壁(圖 2-9 之水平線)為高濃度溶質之區域。綜合來說，當液態合金溫度低於其液相線溫度時，系統處於組成過冷狀態，表面是不穩定的而形成胞狀或枝狀組織；但若液態合金的溫度高於液相線溫度時，則會形成平面組織。

值得注意的是由於合金在凝固過程中，溶質元素在液態的成分會大於固態，使得凝固過程中因濃度的差異而產生偏析現象。常見液態合金凝固過程中，首先以樹枝狀或胞狀晶固化，使附近未凝固的液態合金的溶質濃度增加，當凝固持續進行，高濃度的液態合金會在枝臂間固化，形成富含溶質的胞壁或微觀偏析組織。但如果在快速凝固的過程中，由於冷卻速度極快，使得固-液相之間的濃度無充足時間反應，因此會抑制微觀偏析的產生。且由於快速凝固所產生的枝晶尺寸小，次晶壁或胞壁較多，溶質元素能均勻分佈於胞壁中，使得胞壁與次晶的濃度差異並不如大尺寸枝晶時明顯。

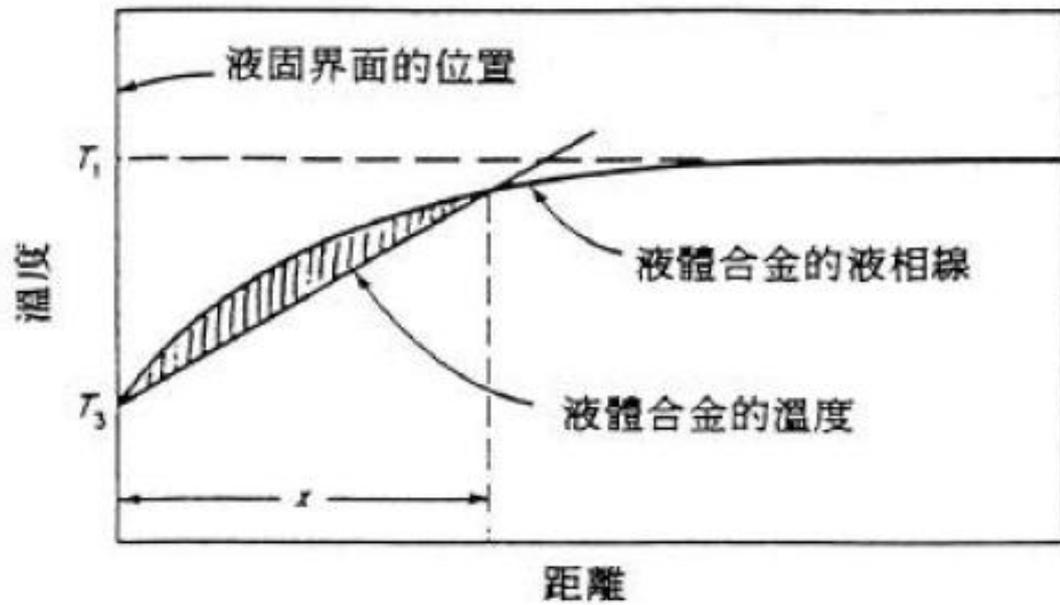


圖 2-8 距離 X 內，合金之溫度小於其凝固點，稱為過冷[11]

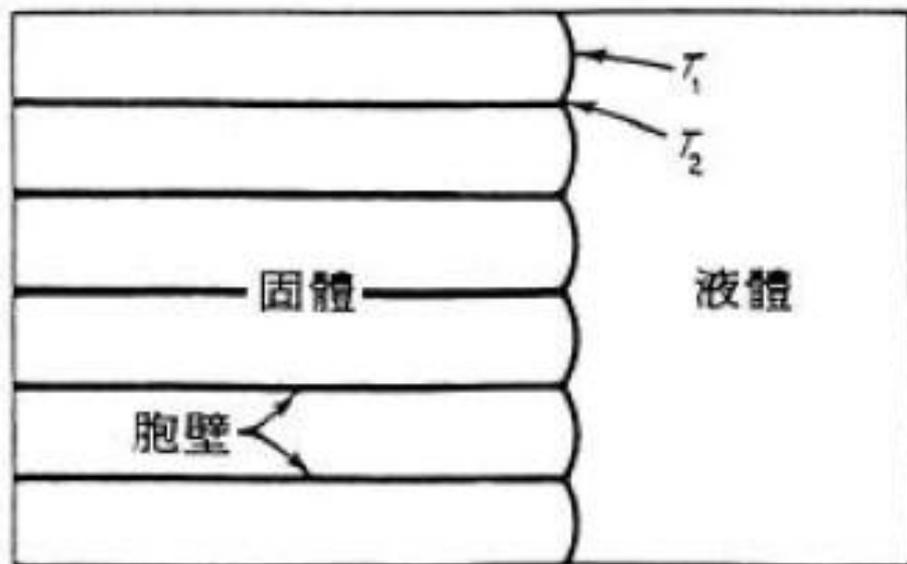


圖 2-9 組成過冷區域狹窄時，穩定介面之移動形成胞狀結構

## 2.2 氣護金屬電弧銲接(GMAW)

### 2.2.1 惰性氣體金屬線電弧銲原理

惰性金屬極電弧銲(gas metal arc welding，簡稱 GMAW)，係使用裸金屬絲銲線作為電極，與工作物間產生電弧，引為銲接能源。電弧係由電流經過離子化之氣體層所發生。氣體之分子或原子被電力擊散，發生游離；即失去電子，留下正電荷。帶正電荷氣體之離子，由正極流向負極，而電子則由自負極流向正極。總熱量 95%係由電子傳送，其餘部份由正離子傳送，如圖 2-10 所示。

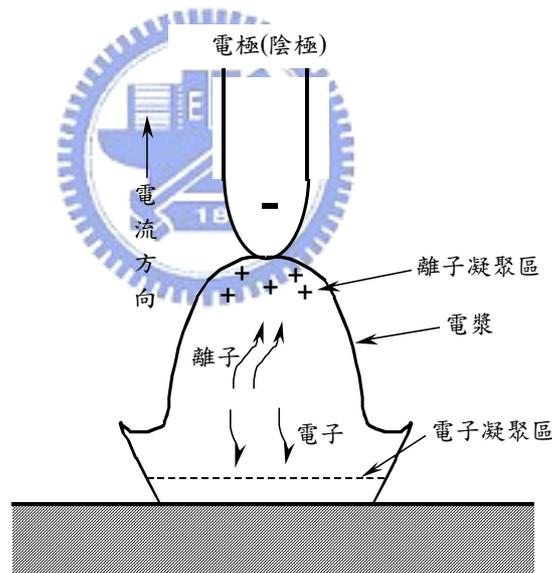


圖 2-10 直流正極性電弧示意圖[12]

電弧之熱量將母材之銲槽表面及銲線頂端熔化。熔融之銲接金屬能將銲接區加熱。銲線由銲槍送出，並有氣體蔽護；故端部熔化後之金屬滴點，穿越電弧落入銲池中，此銲接法所產生之熱能更集中。如圖 2-11 所示。

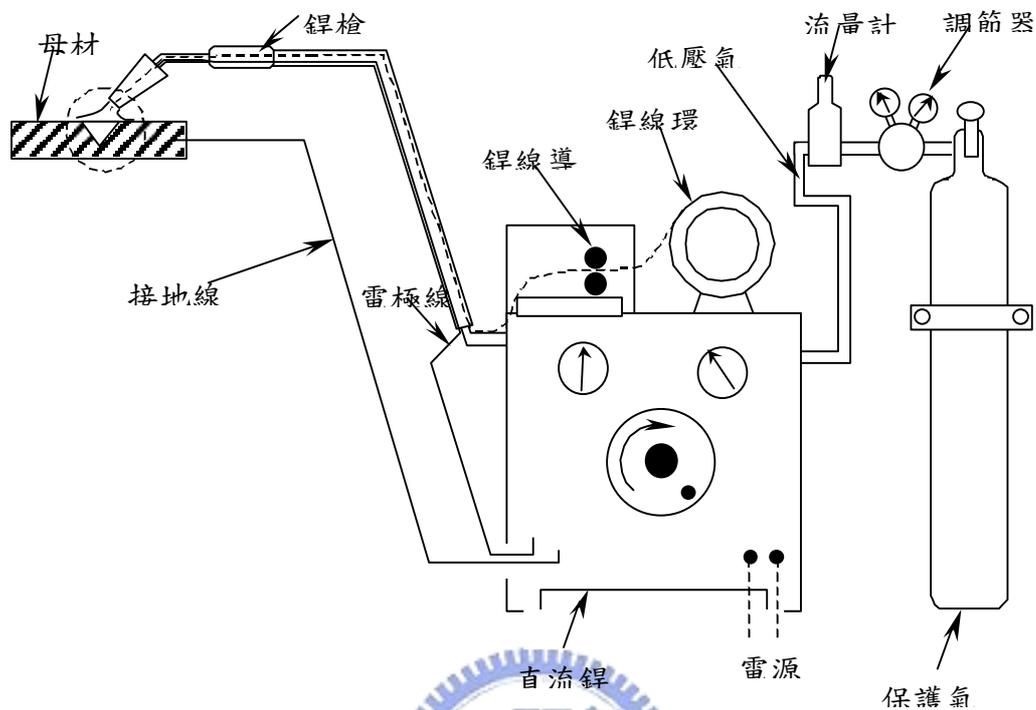


圖 2-11 MIG(GMAW)銲接設備示意圖[12]

銲線與工作物接觸，並迅速提起即可起弧；電弧發生時，送線同時開始。通常電弧使工作物上產生銲池之後，將銲槍不論手動或機械自動，沿銲縫緩緩前進，可將銲縫相鄰兩邊連結，亦即熔化之銲接金屬，在電極之後跟隨凝固，於是漸次完成銲接。

MIG 銲接極性使用直流反極性 DCRP(direct-current reverse polarity)，而 AC 及 DCSR(直流正極性)則較不適用。使用 DCRP 可以穩定電弧，穿透力較強，且具有清潔銲道及周圍作用。

## 2.2.2 銲接參數

### 1. 銲接電流(welding current)

銲接電流是將銲線變成熔滴傳送到母材完成銲接之原動力，銲接電流又是形成電弧滲透深淺之最大決定因素。其中 CO<sub>2</sub> 遮護氣體金屬電弧銲，大部分採用定電壓特性之電源機，銲線經由銲槍的銲線嘴送出熔融；因此，電弧的維持必須依賴控制銲線之送給速度的變化來微量控制銲接電流。

短路傳送式與熔球傳送式電弧的電流範圍隨銲線直徑而不同，若銲線直徑在  $\phi 1.2\text{mm}$ ，電流約 200A 以下為短路傳送式電弧，噴渣少，可獲得外觀美麗平滑銲道。電流約在 200A 以上，則形成熔球傳送式電弧，熔深增加，適宜銲接厚板。



如圖 2-12 所示[13]，為電弧種類和銲接條件之選擇標準，由圖 2-13 得知[13]，定電壓電源下，銲線直徑一定，銲接電流增大，銲線熔融速度則亦變快。換言之，定電壓、定電流下，銲線的熔融速度仍為常數，不因銲線粗細而有不同。

由圖 2-14[13]得知，如使用 1.6mm 銲線，維持一定銲線嘴至母材距離，在一定電流之條件下，銲接速度與熔入深度成反比。

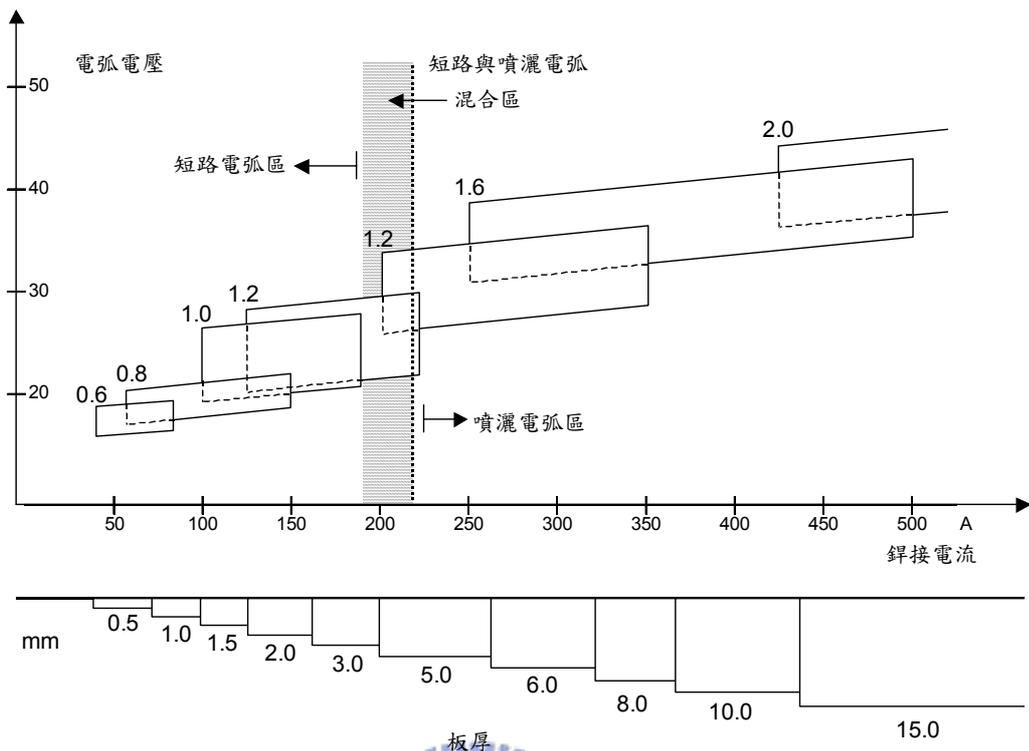


圖 2-12 CO<sub>2</sub> 電弧銲銲法銲接條件之選擇及電弧種類[13]

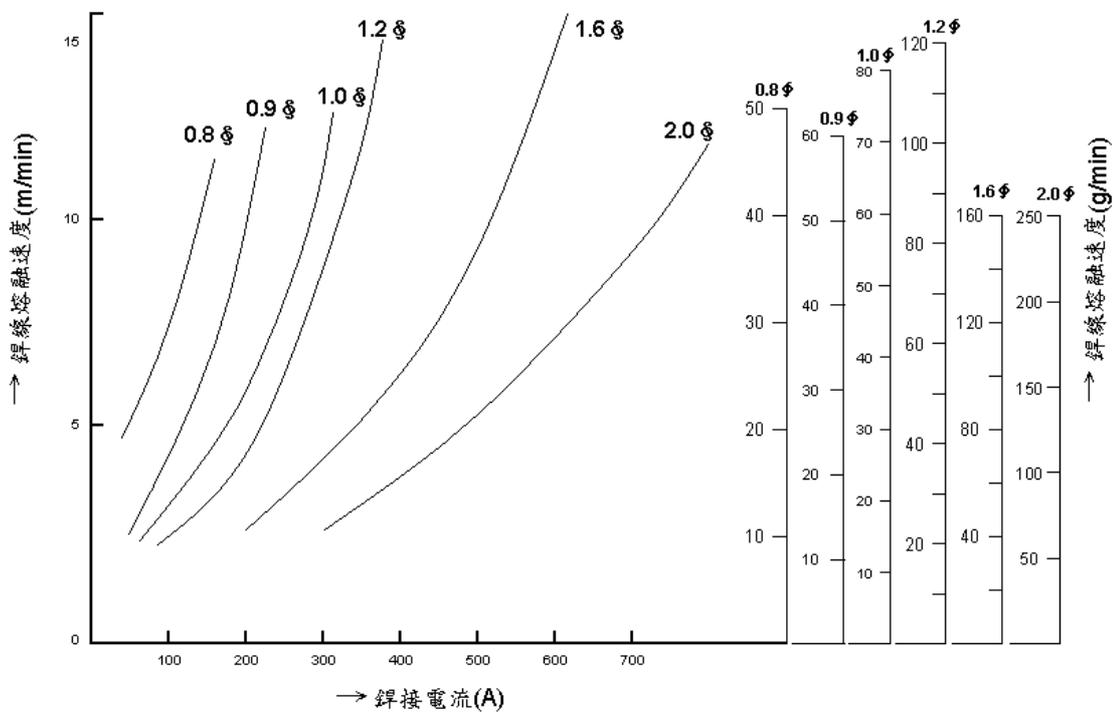


圖 2-13 各種不同直徑銲線及熔蝕量[13]

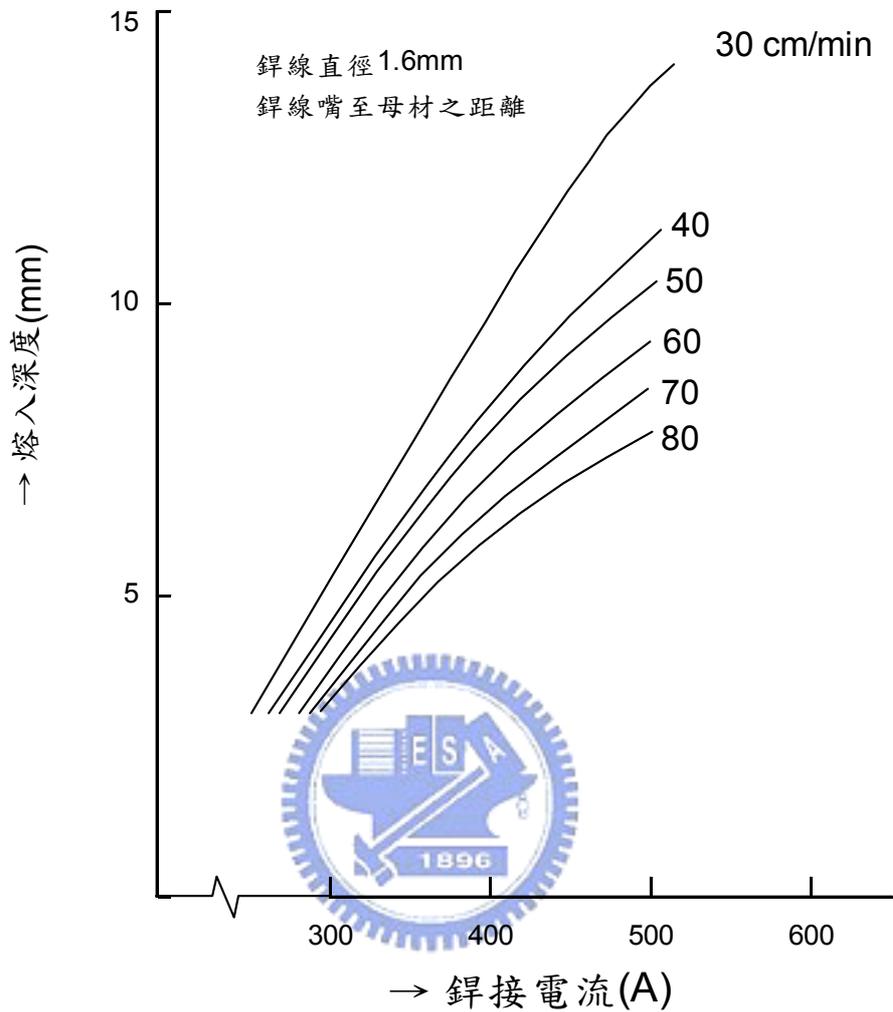


圖 2-14 鉚接電流與熔入深度的關係[13]

## 2. 鉚接電壓(電弧長度)(Welding voltage or Arc length)

電弧電壓是以電弧長度顯示之，也是決定鉚道外觀形狀的最大因素，如圖 2-15 所示[13]，電弧電壓與鉚道表面形狀及熔入深度之關係。

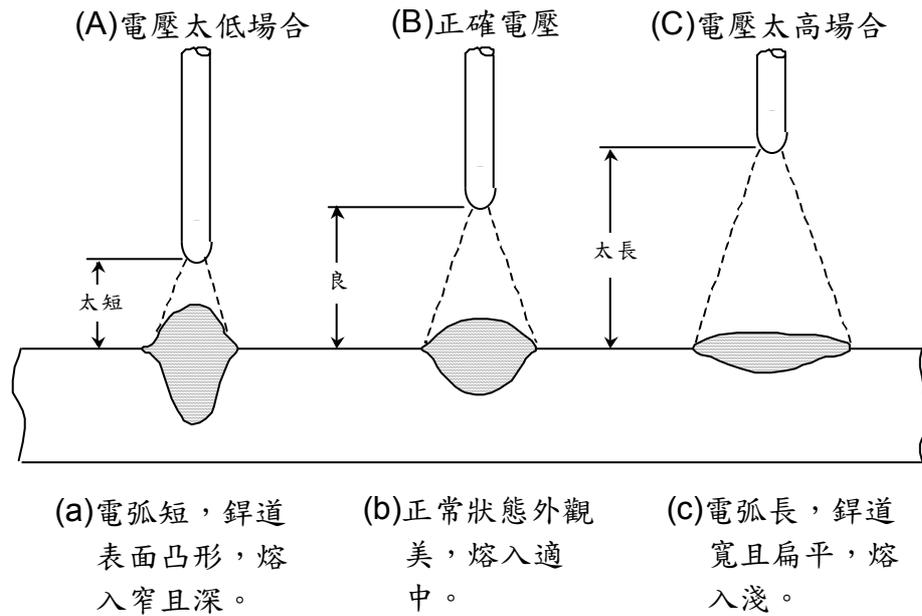


圖 2-15 同一電流值下電弧電壓與鐳道表面形狀鐳熔深的關係[13]

### 3. 移動速度(travel speed)

(1) 移動速度增加，滲透亦增加；但達到某一程度後，移動速度之增加或減少，都將減少滲透量。

(2) 移動速度減少之影響：

- 每單位長度內鐳線之熔填率增加。
- 因單位長度熔填金屬增加，故產生大而淺之鐳池。滲透度因此而減少。
- 鐳接電弧前進時，熔化金屬有微向弧前流動之趨勢，如此使電弧僅能在大而淺之鐳池中作用，卻不能與母材發生直接接觸，故產生寬大鐳珠。
- 增加鐳珠高度。

(3) 移動速度過慢：

熔池金屬在鐳池中堆集愈高，鐳道角隅過度堆疊。產生大型熱影響區(HAZ)。

(4) 移動速度增高：

- 熱量傳導至母材者減少，即熔填率減少，或滲透力減少。
- 鐳珠之寬度與高度亦減少。

- 可使鉸珠邊緣產生鉸蝕。因熔化金屬不夠充分，以填補被電弧熔化之槽縫所導致。

#### 4. 鉸線伸出長度(electrode extension)

鉸線伸出長度或穿出長度，指鉸線從鉸槍內導電火嘴起至鉸線之最前端為止，其間之距離。如圖 2-16 所示[14]。但為了更符合實用起見，常自導火嘴起至工作物表面止，量測得到的長度，作為鉸線伸出長度之衡量標準。但需保持鉸接電壓為常數，或電弧長一定者。

- (1) 增加鉸線伸出長度，及增加鉸線受到電阻作用之預熱量；故只需少量之鉸接電流，即可在所設定之送線速度下將鉸線熔化，因此熔填率增加。
- (2) 增加鉸線伸出長度，減少鉸道之滲透量。
- (3) 增加鉸線伸出長度過大，產生熔填金屬量多但熱度不高，充填槽縫之中。結果形成不良外形之鉸珠與滲透極淺之鉸道。

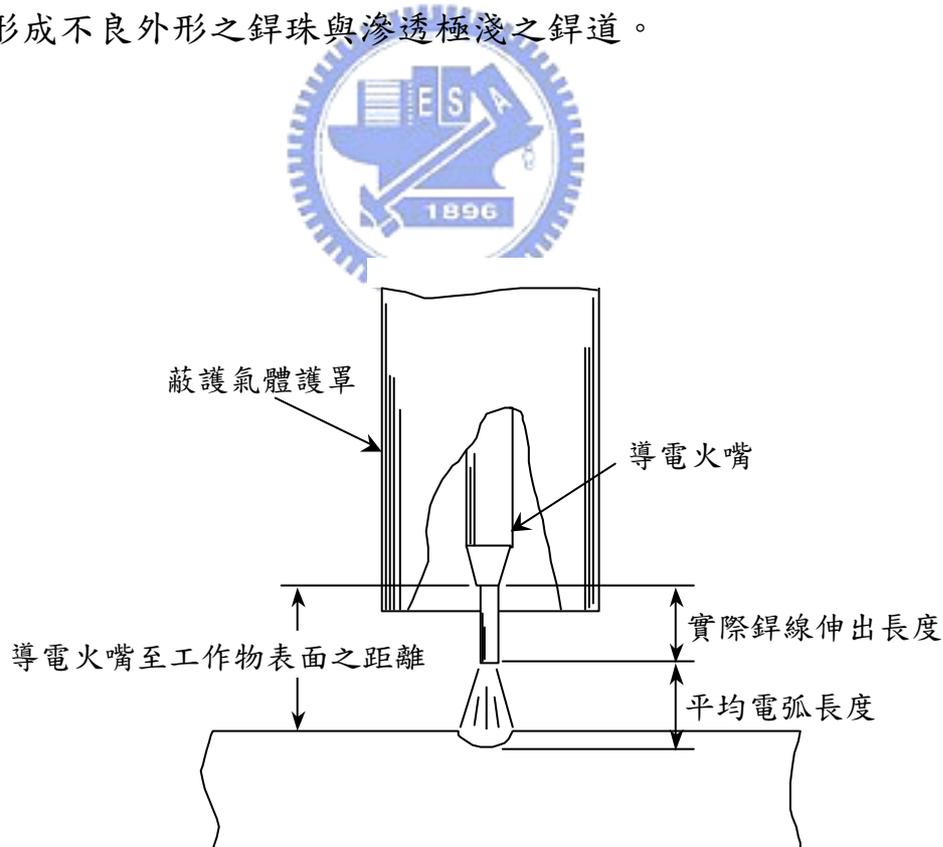


圖 2-16 鉸線伸出長度或穿出長度[14]

- (4)增加鉚線伸出長度，電弧不穩定，鉚渣增加。
- (5)增加鉚線伸出長度，減低氣體保護作用。正確長度應為 1/4~1/2 吋，視金屬轉移模式之不同而定。
- (6)調整鉚線伸出長度，以因應根隙過大或過小。遇根隙太大時，可增加鉚線伸出長度，以減少滲透，增加金屬熔填量。反之，根隙太小時，則需減少鉚線伸出長度，以使增加滲透力。

#### 5. 鉚線尺寸 (electrode size)

(1)每種鉚線如果其化學變化成分一定，直徑大小一定，則鉚接電流可允許使用範圍亦屬一定，但若鉚線直徑較大者：

- 可供電流較大時使用。此種情況下可以產生較高的熔填率與較深之滲透量。
- 如電流保持不變，則電流密集度因直徑較大而減低，但鉚線熔化速度，與電流密集度成比例，故比較低。
- 如電流保持不變，因滲透量之大小與電流密集度成比例，因而較小。
- 如電流保持不變，鉚珠之外形較為寬大。

(2)直徑較小者：

- 如電流保持不變，有較高之鉚線熔化速度，亦即有較大之熔填率。
- 如電流保持不變，有較深之滲透度。

(3)不同直徑之鉚線產生之各種熔填率，故鉚線之選擇除了考慮材質之外，其決定使用直徑大小應依據：

- 母材金屬厚度。
- 需要之滲透度。
- 希望之熔填率。
- 鉚珠外形。
- 鉚接位置。
- 考慮價格。

### 2.2.3 保護氣體

電弧銲接時使用保護氣體的主要目的有二：一為保護電極、電弧、熔融金屬及填料金屬等，以避免直接與大氣接觸；另一目的則為擔負起銲接時熱能的傳遞，這是由於銲接機主要的作用乃是將電能轉換成熱能，而這些熱能就是經由銲接氣體來加以傳遞到銲件上。

由使用目的可知保護氣體對銲接工作的影響至鉅，故如何選用適當的保護氣體乃成為重要課題，以下將就保護氣體的特性及如何選用適當的保護氣體作一簡單之描述。

#### ● 銲接氣體的特性

銲接氣體主要的特性，包括有比重、熱傳導性及解離電壓值等，茲將其重要特性簡述如下：

##### 1. 比重

一般而言，比重大的銲接氣體較適用於平銲。相對地，比重小的銲接氣體則較適用於立銲或仰銲。如表 2-2 所示即為銲接氣體的比重 ( $\text{CO}_2 > \text{Ar} > \text{O}_2 > \text{N}_2 > \text{He} > \text{H}_2$ )。

表 2-2 銲接氣體的比重

Welding gas	Ar	He	$\text{CO}_2$	$\text{O}_2$	$\text{H}_2$	$\text{N}_2$
Specific gravity	1.380	0.137	1.530	1.105	0.069	0.967

##### 2. 熱傳導性

銲接氣體的熱傳導性可視為氣體將電弧熱量傳遞到銲件的能力，亦即熱傳導性較高的銲接氣體，將可傳遞較多的電弧熱量到銲件上。如圖 2-17 所示即為銲接氣體的熱傳導性。

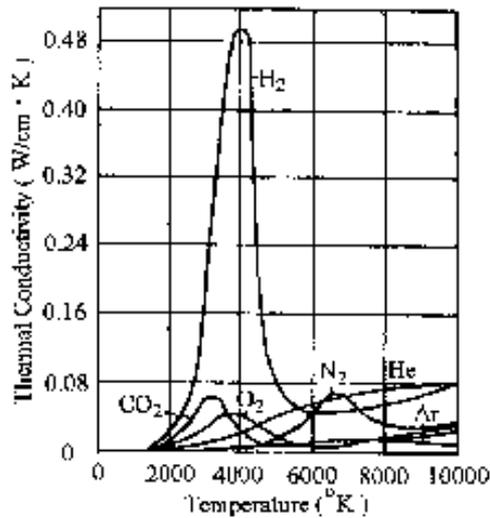


圖 2-17 銲接氣體的熱傳導性[15]

### 3. 解離電壓值(ionization potential)

銲接氣體的解離電壓值可視為氣體形成穩定電弧的難易度，亦即解離電壓值較低的氣體，將可容易形成穩定的電弧。如表 2-3 所示即為銲接氣體的解離電壓值(He>Ar≅H<sub>2</sub>≅N<sub>2</sub>>CO<sub>2</sub>>O<sub>2</sub>)。

表 2-3 銲接氣體的解離電壓值

Welding gas	Ar	He	CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>
Ionization potential <sup>b</sup>	15.7	24.5	14.4	12.5	15.6	15.5

<sup>b</sup> Unit is electron volts

#### ● 銲接氣體之選擇

一般常用的銲接氣體有氬氣、氦氣、二氧化碳、氧氣、氫氣及氮氣等六種氣體，其中氬氣、氦氣、二氧化碳及氮氣可單獨使用或與其他氣體相混合使用，至於氧氣與氫氣則需與氬氣相混合使用。在此僅將氬氣、氦氣、二氧化碳及氮氣等來做一簡單的介紹：

### 1. 氬氣(argon)

- a、屬於惰性氣體。
- b、起弧較氦氣容易(因為氬氣的解離電壓值較氦氣低)。
- c、適用於平鐸(因為氬氣比空氣重)。
- d、適合薄板材料的鐸接(因為氬氣的熱傳導性較氦氣低)。
- e、鐸池的流動性較差(與氦氣相比較)。
- f、會形成較窄而深的鐸道截面形狀(與氦氣相比較)。

### 2. 氦氣(helium)

- a、屬於惰性氣體。
- b、起弧較氬氣困難(因為氦氣的解離電壓值較氬氣高)。
- c、適用於立鐸或仰鐸(因為氦氣比空氣輕)。
- d、適合厚板材料的鐸接(因為氦氣的熱傳導性較氬氣高)。
- e、鐸池的流動性較佳(與氬氣相比較)。
- f、會形成較寬而淺的鐸道截面形狀(與氬氣相比較)。
- g、氣體價格較昂貴。

### 3. 二氧化碳(carbon dioxide)

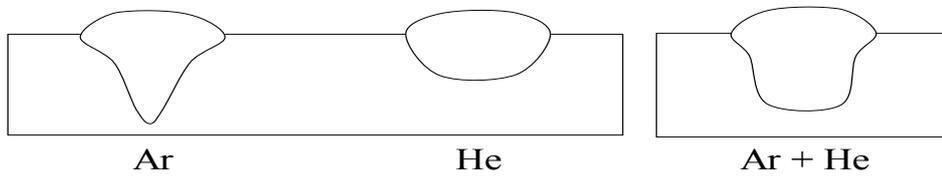
- a、屬於活性(氧化性)氣體。
- b、電漿電弧的能量分佈。
- c、一般用於低碳鋼材料的鐸接。
- d、容易產生煙霧與飛濺物。
- e、氣體價格較低廉。

### 4. 氮氣(nitrogen)

- a、屬於活性(高溫反應性)氣體。
- b、電漿電弧的能量分佈亦較集中。
- c、一般用於銅及銅合金材料的鐸接。
- d、容易形成氣孔。
- e、容易造成鎢電極的損耗與污染。

值得一提的是，由於氬氣電漿電弧呈現中心區域較高而外圍區域較低的能量分佈，因此會形成窄而深的漏斗狀鐸道截面(如圖 2-18(a)所示)。至於

氬氣電漿電弧的能量分佈由於較為均勻，因此會形成寬而淺的碗碟狀鐸道截面(如圖 2-17(a)所示) 由此可得知若欲得到一寬且深的鐸道截面形狀 則可採用氬-氦混合氣體(如圖 2-17(b)所示)。



(a) 氬氣與氦氣對鐸道截面之影響(b)氬-氦混合氣對鐸道截面之影響

圖 2-18 鐸接氣體對鐸道截面形狀之影響

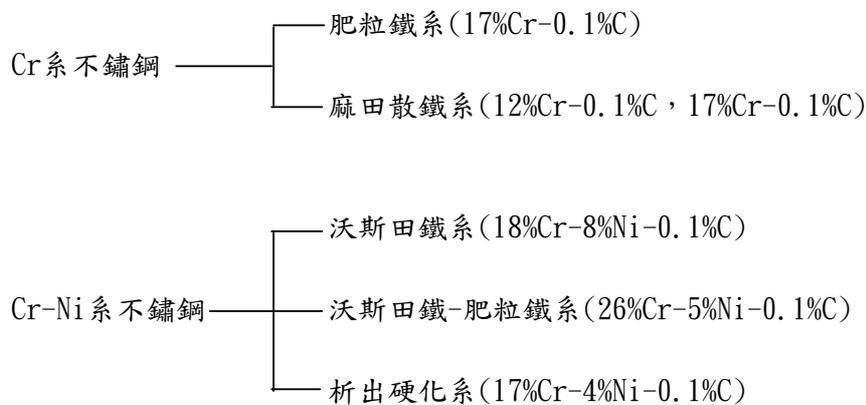


## 2.3 不銹鋼

### 2.3.1 不銹鋼簡介及分類

不銹鋼是含鉻(Cr)量 12%以上具有耐蝕性的鋼，抗腐蝕的能力隨著主要合金元素-鉻(Cr)含量的增加而提高，其主要的作用機制為 Cr 與空氣中的氧(O)作用後，在金屬表面形成一層氧化物薄膜( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ )，此氧化薄膜非常緻密且安定可使薄膜內的金屬與空氣隔離，不再發生氧化作用。一般以 Cr 含量的多寡來區分不銹鋼的等級，通常被稱為不銹鋼者其含 Cr 量在 13%~30%之間，可耐高溫氧化、硝酸、亞硫酸氣體的腐蝕，在一般的使用環境中幾乎不會被腐蝕，故被稱為”不銹鋼”；含 Cr 量在 12%以下者稱為耐蝕鋼(corrosion resisting steel)，而超過 30%以上則稱為耐熱鋼，主要應用於高溫的環境中。若在鋼中再添加鎳(Ni)元素則其可進一步抵擋硫酸、鹽酸...等非氧化性酸的腐蝕。

依據化學成分可以分成 Cr 系不銹鋼及 Cr-Ni 系不銹鋼兩大類。這兩大類再依照其微觀組織可以細分如下[16]：



#### 1. 肥粒鐵系不銹鋼：

JIS-SUS430 是代表性的肥粒鐵系不銹鋼，因為含碳量低，熱處理時不會硬化，通常以退火狀態提供使用。由於組織為肥粒鐵，它的耐蝕性比沃斯田鐵系差，因此大多用於弱腐蝕環境下的低強度零件。

#### 2. 麻田散鐵系不銹鋼：

麻田散鐵系不銹鋼也是 Cr 系不銹鋼，但因含碳量高，經由熱處理可

以提高硬度。因此適用於同時需要耐蝕性和高強度(或耐磨耗性)的零件。這一系列的鋼因化學成分之不同，其強度水準隨之而異，因此必須配合零件所需強度來選用。

3. 沃斯田鐵系不銹鋼：

18Cr-8Ni 不銹鋼(AISI304)是代表性的沃斯田鐵系不銹鋼，是不銹鋼的主要產品。熔解處理狀態時呈沃斯田鐵組織，質軟富於韌性，加工性良好而無磁性。雖然無法如麻田散鐵系不銹鋼以熱處理方式來改善機械性質，但可藉由加工硬化來提升硬度和強度。沃斯田鐵系不銹鋼的耐蝕性良好，但是有粒間腐蝕和應力腐蝕等問題，目前針對各種缺點已有數種改良鋼種被發展，如 304L...等。

4. 沃斯田鐵-肥粒鐵系不銹鋼：

這種鋼在化學成分上屬於 Cr-Ni 系，但因為它的成分和沃斯田鐵系比起來含 Cr 量高(26%Cr-5%Ni)，所以呈現沃斯田鐵與肥粒鐵的混合組織。此系列不銹鋼的常溫強度比沃斯田鐵系高，而且耐孔蝕性、耐應力腐蝕破裂性也有改善。

5. 析出硬化系不銹鋼：

以化學成分來區分，這系列的鋼種也屬於 Cr-Ni 系，但是實施熱處理可以使它發生析出硬化。它的基地組織和析出物可藉由化學成分及添加物的比例來進行調整。

### 2.3.2 不銹鋼的合金成分及其影響

不銹鋼的合金成分除 Fe-Cr-Ni 三種主要成分外，還包含有 Cu、Si、Al... 等少量合金成分，對於鋼的機械、物理與化學性質均有程度不一的影響，故將其作用效果及各類不銹鋼的成分分別表列於下：

2-4 鋼中合金元素的效果比較[17]

元素	作用效果
Al	<ol style="list-style-type: none"> <li>1.強的脫氧劑</li> <li>2.抑制晶粒成長(形成分散氧化物或氮化物)</li> <li>3.氮化鋼的合金元素</li> </ol>
Cr	<ol style="list-style-type: none"> <li>1.腐蝕及氧化抵抗性增加</li> <li>2.硬化能增加</li> <li>3.高溫強度增加</li> <li>4.(高碳鋼)耐磨性增加</li> </ol>
Co	<ol style="list-style-type: none"> <li>1.硬化肥粒鐵使鋼具有高溫硬度</li> <li>2.降低硬化能</li> </ol>
Mn	<ol style="list-style-type: none"> <li>1.防止硫造成的脆性</li> <li>2.增加硬化能</li> </ol>
Mo	<ol style="list-style-type: none"> <li>1.使沃斯田鐵的粗大化溫度上昇</li> <li>2.使硬化層深入</li> <li>3.防止回火脆性</li> <li>4.高溫強度、潛變強度、高溫硬度增加</li> <li>5.使不銹鋼的腐蝕抵抗性增加</li> <li>6.形成耐磨耗粒子</li> </ol>
Ni	<ol style="list-style-type: none"> <li>1.使鋼之淬火回火韌性增加</li> <li>2.使波來鐵及肥粒鐵的韌性增高</li> <li>3.使高 Cr-Fe 合金變成沃斯田鐵組織</li> </ol>
P	<ol style="list-style-type: none"> <li>1.增加低碳鋼的強度</li> <li>2.腐蝕抵抗性增加</li> <li>3.改良易削鋼的機械性質</li> </ol>

Si	1. 為常用之脫氧劑 2. 電磁鐵板用合金 3. 使鋼氧化抵抗性優良 4. 略使鋼的硬化能增加 5. 使低合金鋼的強度增加
Ti	易形成 TiC 之碳化物，防止長時間加熱下不銹鋼內鉻的局部減少
W	1. 使工具鋼內生成硬而耐磨耗性粒子 2. 增進高溫硬度及強度
V	1. 使沃斯田鐵晶粒粗大化溫度升高 2. 增加硬化能 3. 抵抗回火軟化及使回火時生二次硬化
Cu	1. 耐蝕性、強度增加 2. 使高合金耐酸鋼的性能增強

表 2-5 各類不銹鋼之化學成分表[17]

AISI 規格	新 JIS 規格	化 學 成 分 (%)						
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
201	SUS201	0.15	1.0	5.5~7.5	0.06	0.03	3.5~5.5	16~18
202	SUS202	0.15	1.0	7.5~10.0	0.06	0.03	4.0~6.0	17~19
302	SUS302	0.15	1.0	2.0	0.04	0.03	8.0~10.0	17~19
<b>304</b>		<b>0.08</b>	<b>1.0</b>	<b>2.0</b>	<b>0.04</b>	<b>0.03</b>	<b>8.0~11.0</b>	<b>18~20</b>
304L	SUS304L	0.03	1.0	2.0	0.04	0.03	9.0~13.0	18.0~20.0
310	--	0.25	1.5	2.0	0.045	0.03	19.0~22.0	24.0~26.0
310S	SUS310	0.08	1.5	2.0	0.04	0.03	19.0~22.0	24.0~26.0
316	SUS316	0.08	1.0	2.0	0.04	0.03	10.0~14.0	16.0~18.0
316L	SUS316L	0.03	1.0	2.0	0.04	0.03	12.0~16.0	16.0~18.0
321	SUS321	0.08	1.0	2.0	0.04	0.03	9.0~13.0	17.0~20.0

L 代表極低含碳量

S 代表安定化 (stabilization)

### 2.3.3 304 不銹鋼的機械性質與銲接特性

304 不銹鋼是屬於沃斯田鐵系不銹鋼(Fe-Cr-Ni)發展出來的，其所含有的鉻(Cr)元素含量通常高於 16%，且其鎳(Ni)元素含量有一定之比例(如表 2-5 所示)，用以維持在室溫下沃斯田鐵結構之穩定性。其微觀結構屬面心立方體結構，無磁性，也沒有延脆性轉換溫度。所以在極低的操作溫度下，仍保持相當的韌性，其使用的範圍由 240°C~1093°C [17]。此類型的不銹鋼在各種溫度下均保持沃斯田鐵組織(austenitic structure)，亦即不會因溫度的變化而產生相變化(phase transformation)，因此不能用熱處理的方法將其硬化。但卻可經冷加工來增加其硬度與強度；其冷作硬化速率隨 Ni 含量的增加而遞減。但是，經冷作加工後，抗腐蝕性降低，尤其是在氯化物環境中會有應力腐蝕問題產生，此為 304 不銹鋼在應用上所遭遇的問題之一，應特別注意[15]。

在了解 304 不銹鋼的銲接特性前，必須先了解凝固過程產生的變化，圖 2-19 為 Fe-Cr-Ni 之平衡圖[18]，由於銲道的冷卻速度極快，無法達到平衡的相變化，而會有偏析(segregation)之現象，當冷卻速度產生變化時其結果便有所差異。有關銲道的凝固現象探討源自傳統的凝固理論，其差異僅在於凝固的範圍大小與速度。由於不銹鋼的合金成份複雜，一般均以鐵-鎳-鉻合金含鐵 70%的擬二相圖(pseudo-binary diagram)來探討”液-固”相間的變化。

如圖2-19所示，當鎳鉻成分在三相  $\gamma + \delta + L$  共存區右邊時，固溶中任何肥粒鐵會出現在樹枝狀之間，對此區域的組成是肥粒鐵一開始固溶成樹枝狀，然後因包晶反應使肥粒鐵轉變成沃斯田鐵，最後固溶成沃斯田鐵( $\gamma$ )與肥粒鐵( $\delta$ )；而低Ni含量時(鉻含量增加)，樹枝狀結構一開始也是肥粒鐵固溶，然後轉變成沃斯田鐵+肥粒鐵固溶體，與前面不同的是，前者固溶後以  $\gamma$  為主，而後者則以  $\delta$  佔大多數。

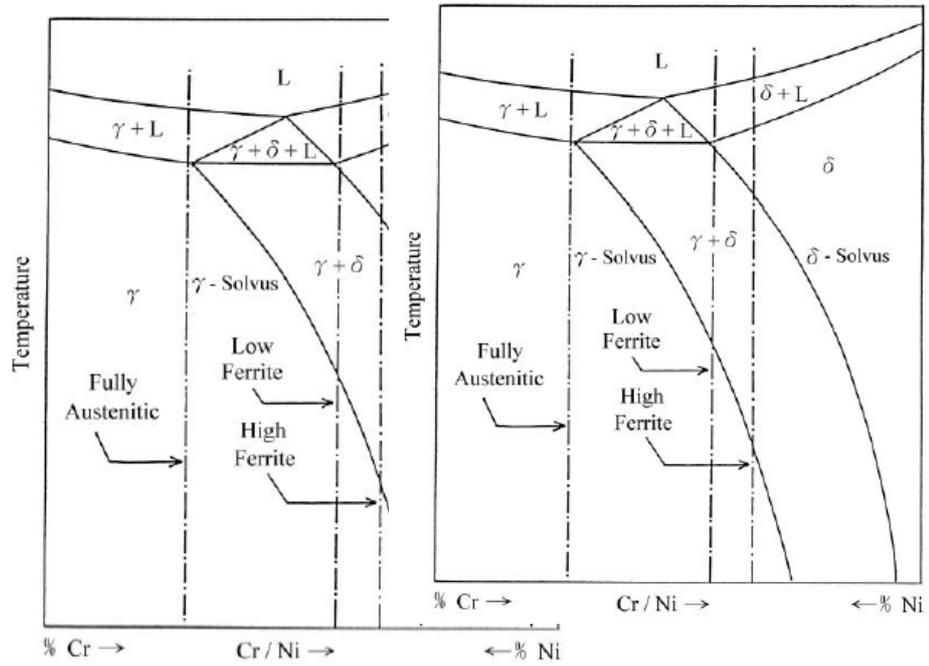


圖 2-19 Fe-Cr-Ni 之三相平衡圖[18]

根據 Lippold 與 Savage 之研究[5][12]，將沃斯田鐵型不銹鋼之凝固分成主肥粒相(primary ferrite)固化及主沃斯田鐵相(primary austenite)固化(如圖 2-20)。

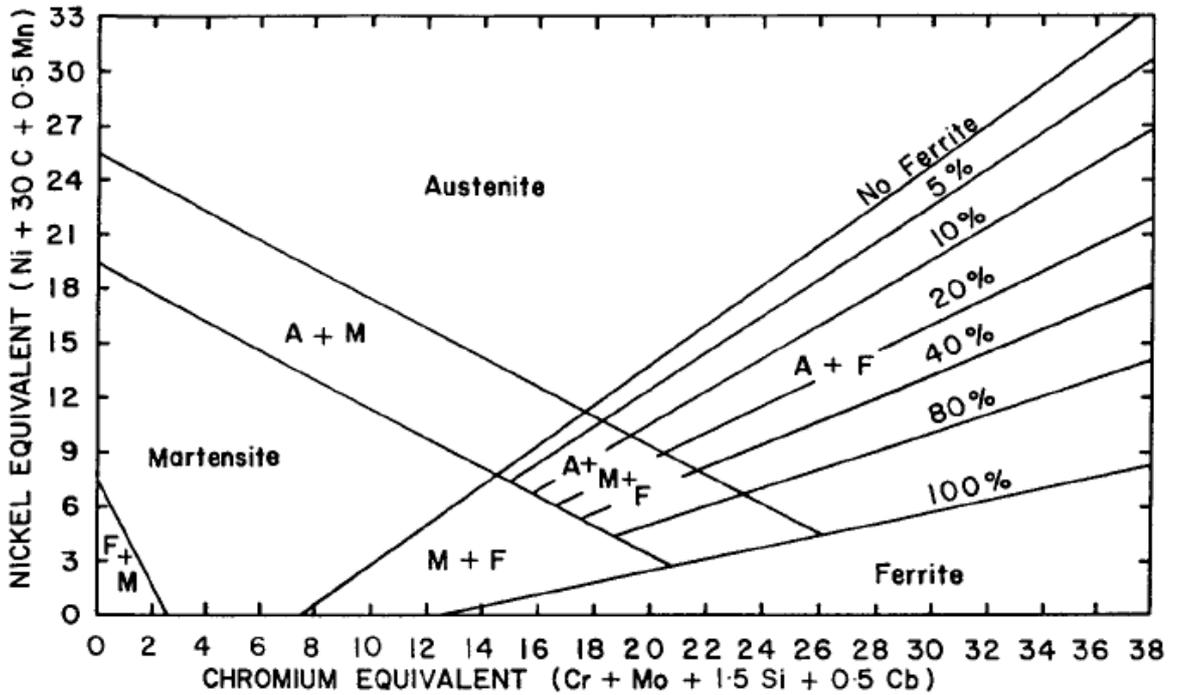


圖 2-20 Fe-Cr-Ni 平衡圖與鐳道凝固組織之關係

Suutala 等更將其觀察到之凝固時的微觀結構，依據其特徵及肥粒項的含量，區分為五個程度(圖 2-21)，並綜合歸納成 A、B、C 三種型式，並找出其對應的  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  值。 $Cr_{eq}$  和  $Ni_{eq}$  是依銲接金屬的成分而變，但冷卻速率會影響凝固態，因此實際對應的  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  值會隨著銲接條件的不同而變更。[13]

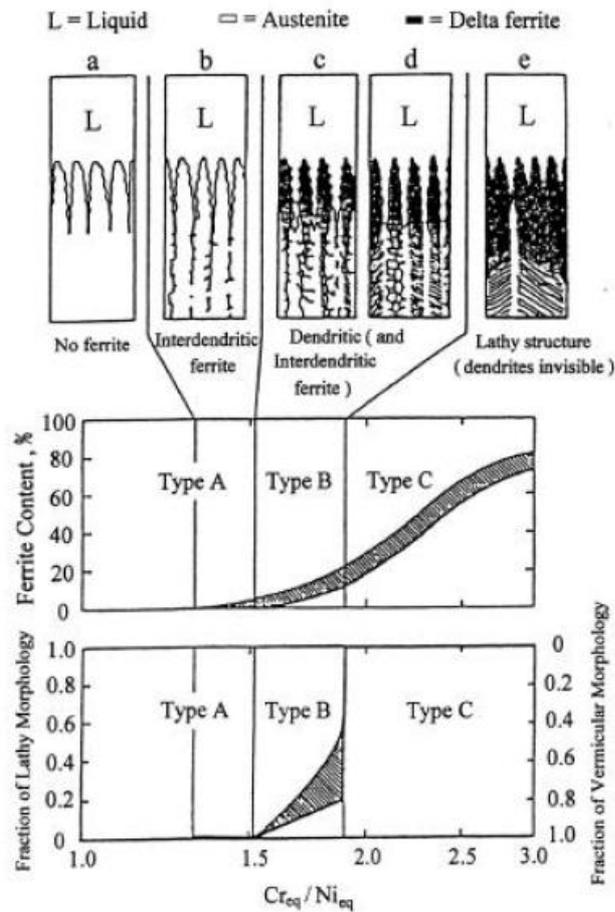


圖 2-21 凝固型式 A、B、C 的顯微組織和  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  值的關係圖[13]

1. 型式 A(圖 2-3, a、b) :  $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.48$   
凝固時主要為沃斯田相，若有肥粒相出現也只是少量並存在於枝狀結構(Dendritic)，含量約在 3~6%。
2. 型式 B(圖 2-3, c、d) :  $1.48 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.95$   
固化時肥粒相為主要相，沃斯田相則存在於枝狀結構中。
3. 型式 B(圖 2-3, e) :  $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1.48$   
凝固時幾乎全部為肥粒相，很少有沃斯田相出現，而在稍後的固態冷

卻中以魏德曼(Widmanstatten)組織析出。

沃斯田鐵系不銹鋼與一般碳鋼在材料與銲接特性上相比較，有四項主要差異，分別為：熱膨脹率、熔點、電阻與熱傳導率[19]，其差異特性及對銲接之影響性如表 2-6 之說明：

表 2-6 沃斯田鐵系不銹鋼與一般碳鋼銲接特性比較[20]

項目	碳鋼	沃斯田鐵 不銹鋼	差異說明 (以碳鋼為 BASE)	對銲接之影響性
熱膨脹率	11.7	17.1~19.2	較高(約增加 50%)	◆ 銲接變形嚴重 ◆ 容易發生銲道龜裂
熔點	1538	1400~1450	較低	◆ 不適合高電流銲接
電阻		69~102	較高	◆ 必須使用低銲接電流，以避免過熱
熱傳導率	60	18.7~22.8	約為碳鋼之 40~50%	◆ 電弧熱停留時間長，散熱不易

此外，沃斯田鐵系不銹鋼在銲接時所遭遇到的二項主要問題：一是熱裂縫所引起的銲道龜裂現象，另一則是散熱不易所引發之銲接衰退(weld decay)或敏化(sensitization)，茲分述如下：

### 1. 凝固熱裂[21]

沃斯田鐵不銹鋼因具有較一般碳鋼高的熱膨脹係數與低的熱傳導性，因而容易產生熱裂縫。熱裂縫主要區分為銲接金屬之凝固熱裂與熱影響區裂縫，其中以凝固裂縫較受重視。以下將以 Borland 提出之綜合理論來說明銲接金屬的凝固過程[22]，如圖 2-22 所示

#### 階段 1

樹枝狀結構形成，並自由地分佈在熔融金屬中，所以無凝固裂縫產生。

## 階段 2

樹枝狀結構連結，晶界開始形成，但金屬熔液依然能自由流動。故即使有裂縫產生，金屬熔液可隨時加以補充而使裂縫癒合。

## 階段 3

晶界已然成形，金屬熔液不能自由流動；所以此時若發生裂縫將無法適時補充金屬熔液來癒合。

## 階段 4

金屬熔液完全凝固，所以不會有裂縫產生。

Borland 特別稱第三階段為臨界凝固範圍(critical solidification range)。如果階段 3 的範圍越寬則越容易發生凝固熱裂。

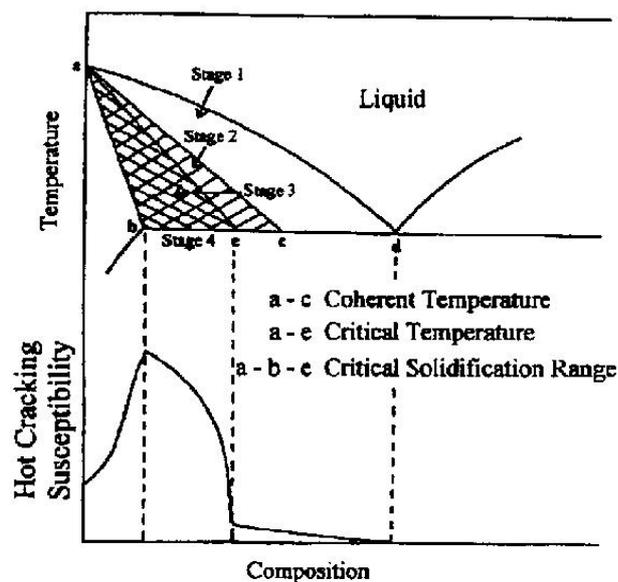


圖 2-22 銲接金屬熱裂縫之綜合理論示意圖

熱影響區裂縫的理論主要來自液化理論(liquid theory)。當熱影響區受到

高溫時，會在晶界形成液化薄膜，且因熱應力的作用而造成晶界破裂，此現象就是熱裂縫的主要成因。造成液化薄膜的來源有以下三項：

- (1). 晶界的液化。
- (2). 夾渣物和第二相組成物的液化。
- (3). 低熔點偏析物的析出。

通常鋁道中若存在 5~10% 的肥粒鐵，可有效抑制熱裂縫的發生；但一旦肥粒鐵的含量超過 30% 時，熱裂的敏感性再度升高[23]。有關肥粒鐵可降低熱裂縫的原因有以下數點[21]：

- a. 肥粒鐵對 P、S、Si 等雜質的溶解度較高。故先析出肥粒鐵時可有效防止雜質產生偏析，降低熱裂縫發生的機會。
- b. 肥粒鐵具有較佳的高溫延性。所以先析出肥粒鐵可釋放部分熱應力，以避免熱裂縫的產生。
- c. 肥粒鐵的熱膨脹係數較低，當鋁件冷卻時，不致受到太大的收縮應力而產生熱裂縫。
- d. 若先析出肥粒鐵，可使鋁件固化溫度範圍縮小而避免凝固裂縫發生；且可避免 P、S、Si 等雜質在晶界析出造成晶界液化。
- e. 由於肥粒鐵-沃斯田鐵的晶界面不易被液化薄膜潤濕(wetting)，而肥粒鐵-肥粒鐵及沃斯田鐵-沃斯田鐵的晶界面容易被潤濕，因而容易在單相的晶界面上產生熱裂縫。

- f. 肥粒鐵有細化晶粒之效果，會使沃斯田鐵之晶粒變小而晶界面積增加，進而減少雜質在晶界偏析的程度。
- g. 由於肥粒鐵-沃斯田鐵的晶界面較崎嶇且不規則，而肥粒鐵-肥粒鐵及沃斯田鐵-沃斯田鐵的晶界面較平整且規律，因而容易在單相的晶界面上產生熱裂縫。

## 2. 敏化現象

沃斯田鐵系不銹鋼於銲接時，緊鄰銲道的熱影響區於冷卻過程中，長期停留於  $550^{\circ}\text{C}\sim 850^{\circ}\text{C}$  之敏化溫度內，使得碳化鉻在晶界大量析出，造成其週遭地區的鉻含量低於 13%，形成一鉻缺乏區而降低了抗腐蝕的能力，如圖 2-22 所示，此一現象又稱之為銲接衰退。而敏化現象也是造成沃斯田鐵系不銹鋼沿晶應力腐蝕之主因。敏化之發生除了與鋼材化學成分有關外，與銲接時熱影響區所承受的最高溫度與銲接後的冷卻速度有密切之關係，此臨界之最高溫度約為  $950^{\circ}\text{C}$ ，高於或低於此銲接溫度均會降低敏化的程度 [24]。在冷卻速度方面，若銲件於敏化溫度區間 ( $550^{\circ}\text{C}\sim 850^{\circ}\text{C}$ ) 的冷卻時間不超過 1 分鐘，也可避免敏化的發生 [25]。至於合金元素中以碳對敏化現象有最不利之影響，Ni、Si、P 元素次之；而 N、Mo、Mn 元素則可以降低銲件之敏化之敏感度。故要消除敏化之不良影響，可從以下數點著手：

- a. 選用含碳量低之母材，如 304L、304EXL 等，可防止碳化物的析出。
- b. 使用含 Nb、Ti 元素之母材，因其活性較鉻高故會先與碳化合，可避

- 免鉻缺乏區的出現。
- 先使用固溶處理使碳化物固溶於基地中，再施以急速冷卻以避開敏化區間。
  - 對焊件施以長時間的敏化處理，使鉻原子能藉由擴散作用消除鉻缺乏區；但此法需耗費許多的時間與能源(維持在  $550^{\circ}\text{C}\sim 850^{\circ}\text{C}$ )，一般多不採用。
  - 預先冷作加工，但是經冷作加工後，抗腐蝕性降低，尤其是在氮化物環境中會有應力腐蝕問題產生。

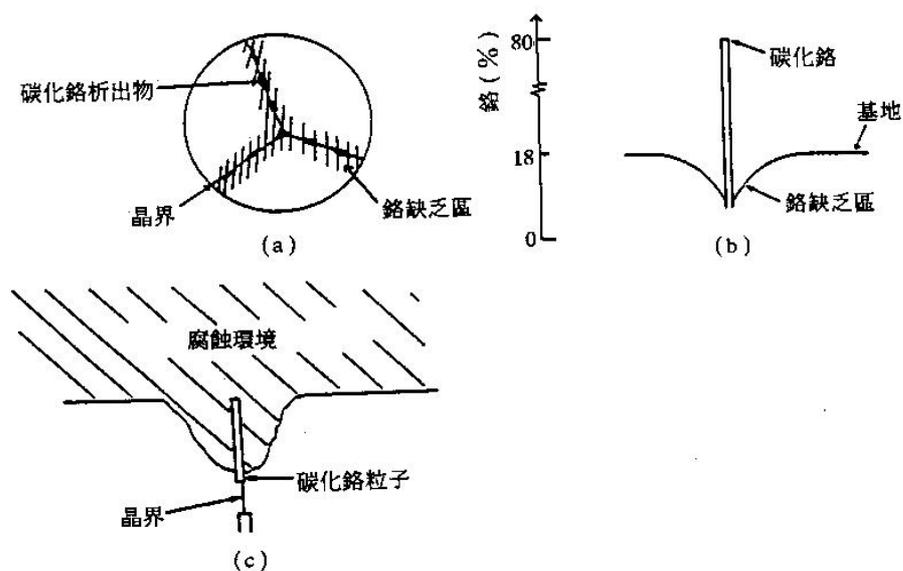


圖 2-23 敏化發生示意圖 (a)碳化鉻在晶界析出 (b)碳化鉻附近形成各缺乏區 (c)腐蝕環境下，鉻缺乏區優先被腐蝕[23]

## 2.4 助鐸劑

助鐸劑(塗料)是構成鐸條的要素，它在鐸接過程中因為電弧熱源之作用，會產生複雜的化學變化形成氣體及熔渣，及其它冶金之效果，以提高鐸接件之品質。茲將助鐸劑之主用功用分述如下[26]：

### (1)保護熔池防止外圍氣體侵入。

鐸條於鐸接過程中受電弧熱源之作用使助鐸劑燃燒，會產生  $\text{CO}$ 、 $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2$ 、 $\text{H}_2\text{O}$  等氣體，這些氣體將鐸接區周圍的空氣排擠掉，避免熔池之高溫金屬與氧接觸而氧化，達到保護熔化金屬的目的。

助鐸劑在燃燒時除了產生氣體外，亦會形成大量熔渣，熔渣在通過電弧空間向熔池傳播時包覆著熔滴，防止氣體之侵入，鐸接完成後熔渣覆蓋在熔池之上，使熔融金屬與大氣隔絕，避免被氧化及氮化，並使鐸接的冷卻速率減緩以改善鐸道的性質。

### (2)脫氧作用。

保護氣體與溶渣若含有氧化性物質，或鐸條受潮、鐸件處理不淨、沾油、銹及其它氧化物等，都會使鐸接金屬產生氧化的現象；可在塗料中添加  $\text{Al}$ 、 $\text{Ti}$ 、 $\text{Si}$ 、 $\text{Mn}$ 、 $\text{C}$  等脫氧劑以克服鐸接金屬被氧化。

### (3)助鐸劑內加入合金元素以調整鐸接金屬的成份。

為調整鐸接金屬之合金成份，可在助鐸劑中加入所要之合金粉末，鐸接過程中合金燃燒損失小，可達到添加合金成份於鐸道金屬之目的。

### (4)穩定電弧作用。

常用之穩弧劑為鹼金屬和鹼土金屬的化合物，如  $\text{CaCO}_3$ 、 $\text{K}_2\text{CO}_3$ 、 $\text{Na}_2\text{CO}_3$ 、 $\text{KNO}_3$ 、長石、花崗石、水玻璃等，穩弧劑中所含之  $\text{K}$ 、 $\text{Na}$ 、 $\text{Ca}$  等元素，其電離電位很低，助鐸劑內含有這些低電離電位的物質，可以改善電弧空間氣體的電離條件，使鐸接電流易於通過電弧空間，因此可以增加電弧的穩定性。

### 2.4.1 助鐸劑的功用及種類

不同系統之助鐸劑其成份、特性、功用亦不同，以下僅就不同系統助鐸劑之鐸條作簡要之介紹[26]：

#### 1. 高纖維素系(E6011、TC-11)

此類鐸條於助鐸劑中含約 30%的有機物，這些有機物藉鐸接燃燒的作用產生大量的氣體以保護熔填金屬，同時電弧周圍氣體屬於還原性，故可得優異之機械性能，且被覆薄，產生之鐸渣量極少，且鐸接時大量氣體之爆裂使之深具穿透性，故適於全位置及底道鐸接。

#### 2. 高氧化鈦系(E6013、TR-13、R-13)

此系鐸條助鐸劑含約 35%之氧化鈦，鐸接時電弧安定，火花量較低，熔渣易清除，鐸道光滑波紋細緻，作業性極優秀，且穿透深度較淺，故多適用於薄板鐸接。

#### 3. 鹽基鈦礦系(D4303、F-03、TAC-03)

此型鐸條之助鐸劑約含 30%以上之氧化鈦及約 20%之鹽基性氧化物，電弧安定，穿透度適中，鐸渣呈網狀質脆易除，且熔填金屬機械性優異，是優秀之軟鋼鐸條之一。

#### 4. 鈦鐵礦系(D4301、E-10、EL-10)

此種鐸條之助鐸劑含有 30%以上之鈦礦石，並和鐵砂混合屬於中厚度被覆，因其成分介於高氧化鈦與酸性鈦鐵礦系兩者之間，熔鋼流動性良好，鐸接保護固密，且電弧極為安定，穿透雖屬中等，但絕少氣孔及夾渣，最適於厚板之深溝對接。

#### 5. 低氫系(E7016、D4316)

此類鐸條之助鐸劑以碳酸石灰及氟化鈣為主要成分，因盡量隔絕氧氣之生成，故熔渣之鹽基度極高。這種鐸條於鐸接時，碳酸石灰分解生成  $\text{CO}_2$ ，氣體以保護電弧，同時由於水性氣體之反應而將氫氣氧化，另外，因稀釋作用(dilution)使得保護氣體中之氫氣分壓降低，故溶解於熔填金屬內部之氫氣量極少。

這類鐸條之特長乃熔化時氫含量較其他種類低，且富強力脫氧作用，使熔填金屬富韌性，機械性能異常優越。但此類鐸條電弧較不安定，且於

鐸道開端及接頭處極易生氣孔，故今日此類鐸條皆於先端塗抹一層氣孔防止劑以防氣孔之生成，另外，鐸道稍凸且鐸條易受水份之影響，故於施工技術及使用前之烘乾乃必要注意之事項。

#### 6.鐵粉低氫系(E7018、E7028)

此系鐸條與低氫系之助鐸劑成分相同，唯加入 25~40%鐵粉，使之熔填速率得以提高，其他性質與低氫系並無太大的差異。

#### 7.鐵粉氧化鈦系(E7024、T-24)

此型鐸條係將高氧化鈦系之被覆劑中加入大量的鐵粉，屬厚被覆鐸條，被覆重約為鐸條重量之 50%，鐸接時電弧穩定且形成深的保護筒使得操作容易，鐸道非常美觀且熔填效率可達 170~200%，最適於薄板之緣角鐸或不太需要強度的 T 形鐸口。

#### 8.鐵粉氧化鐵系(E-6027、T-27、T-27L)

此類鐸條係將高氧化鐵系加入酌量之鐵粉所作成。與鐵粉氧化鈦系具有同樣之目的，唯鐸接時熔滴成噴濺狀傳送，穿透性中等，鐸濺損耗極微，且鐸渣可以自動剝落，作業性、機械性俱佳，適於平鐸及水平角鐸。



### 2.4.2 助鐸劑對鐸道的影響

助鐸劑中的化學性質決定了助鐸劑的冶金性能，助鐸劑鹼度及活性是常用來表示助鐸劑化學性質的指標。根據國際鐸接學會 (International Institute of Welding, IIW)將助鐸劑鹼度以鹼性指數(Basicity Index B.I.)作為說明，B.I.計算公式為：[27,28]

$$B.I = \frac{{}_2O + CaF_2 + \frac{1}{2}(MnO + FeO)}{SiO_2 + -(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)}$$

式中所列為鐸劑中的重量百分比。根據計算結果作如下的分類：

#### 1. 酸性鐸劑 (B.I.<1.0)：

通常酸性鐸劑具有良好的鐸接性、鐸道成形美觀，但是鐸道金屬含氧量高，耐衝擊韌性較低。

#### 2. 中性鐸劑 (B.I.=1.0~1.5)：

熔融金屬的化學成份與鐸絲的化學性質相近，鐸道金屬含氧量有所降低。

#### 3. 鹼性鐸劑 (B.I.>1.5)：

通常鹼性鐸劑之熔接金屬的含氧量較低，可以獲得較高的衝擊強度，但是鐸接性較差。

鐸劑中的 B.I.值愈大，則熔接金屬之 Mn 分佈較均勻，同時 P 及 S 的含量較少。氧含量隨著 B.I.值的增加而減少。B.I.值愈小，鐸渣愈偏酸性渣系。此時鐸劑的耐火性愈高。熔融速度可提高，鐸道比較寬及平整。

此外，相對化學活性係數(Af)可以把各種成份的助鐸劑分為高活性助鐸劑 (Af≥0.6)，活性助鐸劑 (Af=0.3~0.6)，低活性助鐸劑 (Af=0.1~0.3)和惰性助鐸劑 (Af≤0.1)。

助鐸劑在鐸接過程中，是以液態熔渣形式覆蓋在鐸接金屬表面以保護鐸接熔池(weld pool)不受大氣的污染，並可改善鐸接金屬的化學成份、機械性質及微觀組織等，因此茲將助鐸劑中成份之功用分述如下：[29-34]

1. 鐳劑中屬於鹼性鐳劑的成份有： $\text{CaO}$ 、 $\text{MgO}$ 、 $\text{FeO}$  及  $\text{MnO}$ 。而屬於酸性的則有  $\text{SiO}_2$ ， $\text{P}_2\text{O}_5$ ， $\text{TiO}_2$ ，及  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 。鹼性鐳劑具有去硫及磷的能力，因此衝擊韌性及延性較佳。酸性鐳渣則是在鐳接過程中容易控制及去除鐳渣容易。但鐳接金屬中含有較多的介在物(inclusion)，因此韌性較低。
2.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  及  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  會降低電弧穩定性。
3.  $\text{CaO}$  可改善電弧穩定性，並使鐳渣(slag)之粘度下降。
4. 鐳劑中的  $\text{SiO}_2$  增加，可調整粘度並增加電流能量(耐高電流)。 $\text{SiO}_2$ ，並可使鐳渣中的  $\text{MnO}_2$  及  $\text{FeO}$  含量增加，鐳接金屬中的 Si 及 O 含量也會增加。
5. 增加  $\text{MnO}$  可增加電弧滲透性能(Penetration)以及減少對銹的敏感性。 $\text{MnO}$  增加同時可增加鐳接金屬中的 Mn 及 O 含量。
6. 鐳藥中加入  $\text{CaF}_2$  的作用，是希望形成 HF 的氣體以降低熔填金屬中的擴散氫含量。此外，鐳接時  $\text{CaF}_2$  大量的蒸發，產生的氣體有利於降低氫的分壓，促使氫在液態金屬中的溶解度降低而達到脫氧的作用。 $\text{CaF}_2$  另外還有二個重要的作用，其一，為提高熔渣的透氣性，有利於熔池中氫的逸出；其二，為鐳劑中的  $\text{CaF}_2$  可促進  $\text{CaO}$  的熔化，降低鹼性渣的粘度。
7.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  在鹼性渣中可降低粘度，在酸性渣中則可增加粘度，但是無法提升鐳道的熔透深度。
8. 鐳劑中的  $\text{CaCO}_3$ 、 $\text{MgCO}_3$  與  $\text{BaCO}_3$  經鐳接後起分解作用形成  $\text{CO}_2$ ，分解的  $\text{CO}_2$  氣體可與氫原子直接作用生成 OH，達到脫氧的作用。
9.  $\text{TiO}_2$ 、 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、 $\text{AlF}_3$  與  $\text{SiO}_2$  可增加鐳道的熔透深度。

## 2.5 MIG 使用之鐸線

### 2.5.1 實心鐸線[26]

實心鐸線為 MIG 鐸接中，除作為電極引發電弧外，尚擔負著提供鐸接所需之熔融金屬之用。可用之線徑可在 0.5 ~ 3.2 mm 間變化，但線徑 0.8 ~ 1.6 mm 之間者較為常用。

選用合適之鐸線，對於 MIG 鐸接之品質有著決定性的影響，因此不能不慎重。選用鐸線可從二方面著手：其一是鐸線的材質盡量使母材的合金成份相同，二者之間的差異愈小，愈能得到良好的鐸接品質；除考慮母材的合金成分外，下列數點亦應列入參考：

- (1) 母材金屬強度性質：選擇鐸線之張力或降服強度與母材接近者。
- (2) 母材金屬之化學與物理性質：除考量母材之化學成分外，對於母材之導電、導熱...等特性亦應納入考量。
- (3) 母材金屬之厚度與外形：鐸件若為厚斷面或有複雜之外形，工作時必須防止其斷裂，故應選用可產生最大延性及張力之鐸線。
- (4) 使用條件：考量鐸線之使用環境，高溫、高壓或腐蝕性等環境，而後選用合適之鐸線。

選用鐸線的另一要項為鐸線之尺寸，而判斷之依據有以下數點：

- (1) 欲鐸母材之厚度
- (2) 需要之滲透度
- (3) 需要之熔填率
- (4) 鐸珠外形
- (5) 鐸接位置
- (6) 鐸線價格

## 2.5.2 包藥銲線[26]

包藥銲線電弧銲接一般分為兩大類：

1. 無氣體蔽護(non-gas shielded)或自體蔽護銲接(inner shield welding)，如圖 2-23(a)
2. 使用保護氣體，因而形成雙重氣體蔽護(dual shield welding)，如圖 2-23(b)

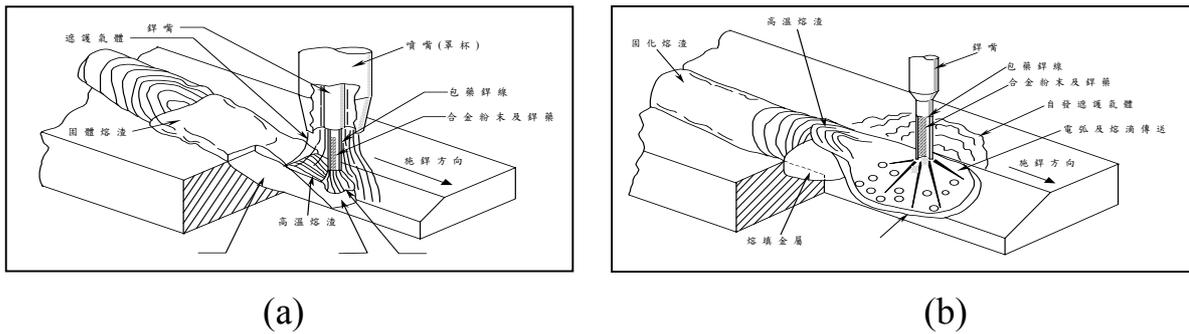


圖 2-24 包藥銲線之銲接方式

如圖 2-24 所示，為常見之六種橫斷面形式。上排三種包藥銲線，鋼皮部份約佔總重量之 75%~85%，斷面積而論，鋼皮部份約佔 75%。表 2-6 為包藥銲線與手工用外部塗銲藥之銲條二者間銲藥/鋼材比率之比較。至於包藥銲線中銲藥的成分並無相關之規定，故在使用上需依各廠牌提供之成份資料進行判斷。包藥銲線中之銲藥在銲接時主要的功能為：

1. 銲藥燃燒後產生氣體，用以蔽護電弧與熔融之銲池。
2. 使電弧穩定柔和，減少噴渣。
3. 能使熔填金屬脫氧、去氮、除硫，最後使金屬清淨純潔，獲得良好品質。
4. 銲藥燃燒後變成銲渣，可覆蓋於銲池表面隔絕空氣。
5. 促進金屬之熔化

6.可添加各種合金元素以改善銲道強度或其他特性

表 2-7 包藥銲線與手銲外面塗銲條比較[26]

銲條或銲線 所含鋼質	在塗藥銲條 E7016 中 所含比例(%)	在包藥銲線 E70T-1 中所含 比例(%)
以斷面積計	45	75
以重量計	76	85

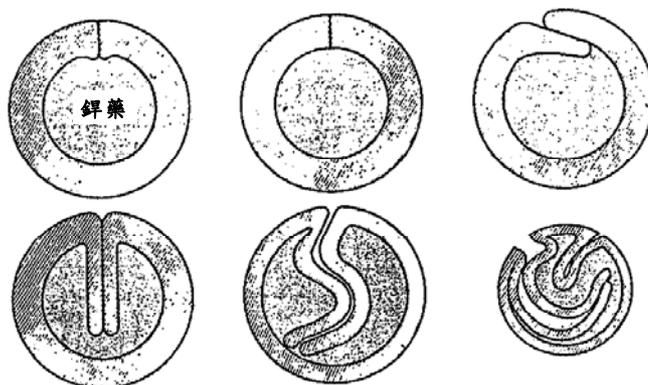


圖 2-25 數種包藥銲線之橫斷面圖[26]

### 2.5.3 包藥銲線與實心銲線之比較

過去包藥銲線主要使用在低碳鋼與低合金鋼之銲接，且以 CO<sub>2</sub> 氣體為主要之保護氣體；但隨著包藥銲線製造技術之進步，目前已能使用在大部分金屬材料的銲接上了。使用包藥銲線之主要優點為：

- 填積率高，銲接效率大
- 並不需使用保護氣體
- 大多數情況可適用於全位置工作
- 添加適當合金成分，可改善銲道之品質與特性

表 2-8 包藥銲線、實心銲線特性比較[26]

項 目		包 藥 銲 線	實 心 銲 線
銲機作業性	銲道形狀、外觀	平滑漂亮	凸起情形，表面稍粗糙
	熔滴的移行	細微粒狀移行	粒狀移行
	電弧的安定性	非常良好	良好
	電弧聲音	柔軟	生硬
	濺渣產生量	粒小而少	粒大而稍多
	銲渣之包覆性	均一包覆	不均一，包覆極少
	銲渣剝離性	良好	不良
	熔滲深度	相當深	深
	送線性	稍不良	良好
	煙塵產生量	稍多	普通
	全姿勢性	良好	稍困難
銲接性	抗拉強度(kg / mm <sup>2</sup> )	55-58	55-58
	衝擊值，vEo(kgf-m)	普通(8-10)	良好(10-13)
	擴散性氫量(CC / 100g)	低氫型(2-4)	極低氫型(0.5-1)
	抗裂性	普通	良好
	RT性能	優秀	良好
效率經濟性	熔填效率	普通(83-87)	良好(94-96)
	同一電流熔填速度	非常快	快
	銲渣，濺渣移除	容易	困難
	適用電流範圍	高	普通

## 2.6 銲接缺陷與防治

### 2.6.1 銲道缺陷之種類[35,36]

根據國際銲接研究所(Internation Welding Institute, I.W.I)之分類，銲接缺陷(weld defect)可分為以下幾種系列：

#### 1. 裂縫(crack)---100 系列

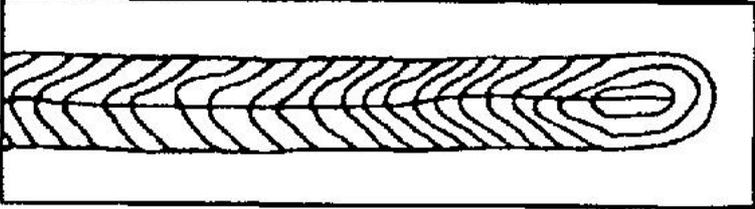
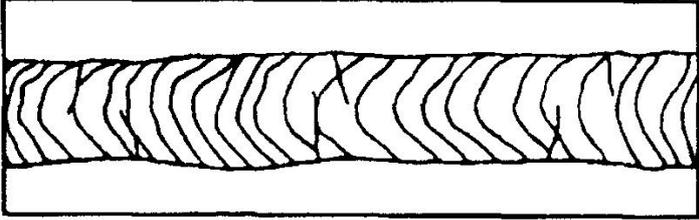
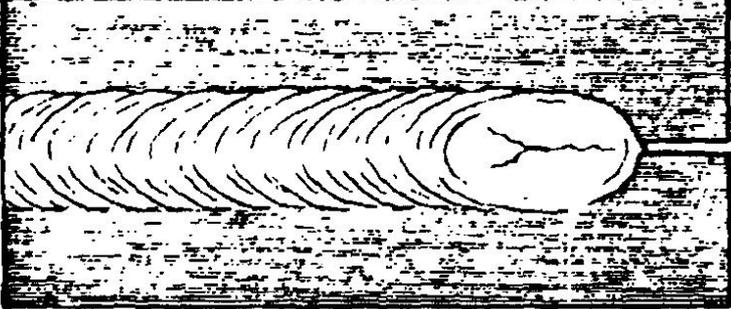
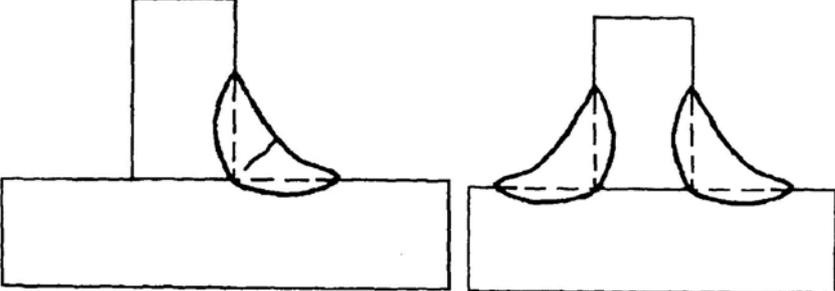
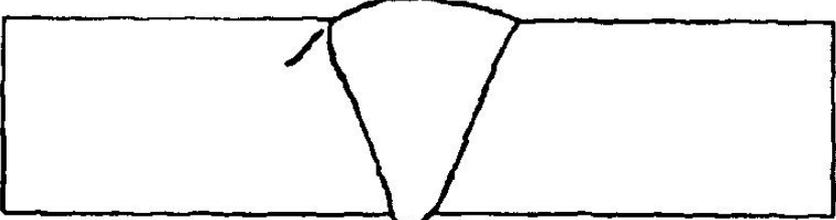
當存在於銲道(weld bead)或熱影響區(Heat-Affected Zone, H.A.Z)中的缺陷其所承受的局部應力大於母材之極限應力時，裂縫將由此缺陷處形成。故裂縫通常發生在銲道熔融區或熱影響區內有較高殘留應力或應力集中的部位。此外麻田散鐵組織的形成、氫脆或外加束縛度過高...等亦是造成裂縫發生的原因。表 2-8 是常見的銲道裂縫類型。

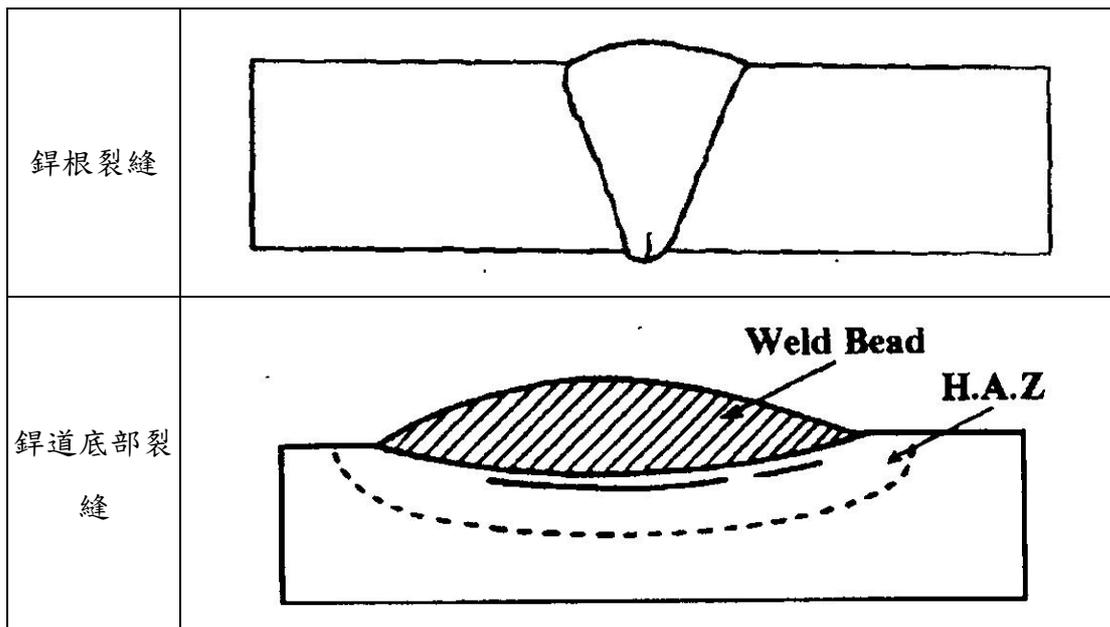
表 2-9(a) 常見之銲道裂縫類型

類型	形成區域	形成原因	缺陷特色
縱向裂縫	銲道或 H.A.Z (平行於銲道縱軸)	1. 橫向收縮應力作用於銲道或熱影響區 2. 橫向束縛度過高 3. 銲道或 H.A.Z 冷卻速率太快	通常發生在厚板銲件
橫向裂縫	銲道或 H.A.Z (垂直於銲道縱軸)	縱向收縮應力作用於銲道或熱影響區	1. 橫向裂縫通常會由銲道延伸至 H.A.再傳遞至母材 2. 常發生在低延展性或硬脆的銲件

鉚疤 裂縫	鉚道收尾處 (熄弧端)	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鉚接電弧的熄弧處理不當</li> <li>2. 鉚道收尾處之鉚條熔填量不足</li> <li>3. 鉚道收尾處冷卻速率太快</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 若形成鉚疤裂縫則容易產生腐蝕現象</li> <li>2. 屬熱裂</li> </ol>
鉚喉 裂縫	沿鉚道喉深處	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鉚道喉深處之斷面積較小之凹面填角鉚</li> <li>2. 鉚道喉深處之橫向拘束應力太高</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 通常發生於填角鉚</li> <li>2. 屬縱向熱裂</li> </ol>
鉚趾 裂縫	熱影響區(H.A.Z)	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鉚冠過高或鉚道凸起過大</li> <li>2. 母材熱影響區硬脆或延展性差</li> <li>3. 鉚趾的拘束應力過高</li> <li>4. 鉚趾的應力集中</li> <li>5. 鉚趾之冷硬化</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 一般不會發生在鋁或鋁合金之鉚件</li> <li>2. 屬冷裂</li> </ol>
鉚根 裂縫	鉚道或 H.A.Z	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鉚根的收縮應力過高</li> <li>2. 鉚根的應力集中</li> <li>3. 鉚根的冷硬化</li> </ol>	屬縱向熱裂
鉚道 底部 裂縫	緊鄰鉚道熔融線的 熱影響區	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 麻田散鐵組織的形成</li> <li>2. 輕的脆化作用</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 通常發生在硬化能高的鉚件，如高碳鋼</li> <li>2. 具潛伏區</li> <li>3. 屬冷裂</li> </ol>

表 2-9(b) 常見之銲道裂縫示意圖

類型	缺陷示意圖
縱向裂縫	 <p>A cross-sectional diagram of a weld joint showing a crack that runs parallel to the weld's length. The crack is depicted as a jagged line extending through the weld metal and into the heat-affected zone.</p>
橫向裂縫	 <p>A cross-sectional diagram of a weld joint showing a crack that runs perpendicular to the weld's length. The crack is depicted as a jagged line extending through the weld metal and into the heat-affected zone.</p>
銲疤裂縫	 <p>A cross-sectional diagram of a weld joint showing a crack that originates at the end of the weld, specifically at the crater. The crack is depicted as a jagged line extending from the surface of the weld metal into the heat-affected zone.</p>
銲喉裂縫	 <p>Two cross-sectional diagrams of a weld joint. The left diagram shows a single crack in the throat area. The right diagram shows two cracks in the throat area. The cracks are depicted as jagged lines extending from the surface of the weld metal into the heat-affected zone.</p>
銲趾裂縫	 <p>A cross-sectional diagram of a weld joint showing a crack that originates at the toe of the weld. The crack is depicted as a jagged line extending from the surface of the weld metal into the heat-affected zone.</p>



若以發生溫度來區分，則鐸道裂縫可區分為二大類型，分別為：熱裂(315°C ↑)與冷裂(315°C ↓)。

熱裂產生於鐸接金屬從高溫冷卻凝固之高溫狀態下，其破裂的特徵為延晶界破裂。形成之主要因素為在冶金過程中，熔填金屬凝固時，有低熔點介在物於晶界中析出(如硫化鐵)，因此晶界上形成了脆弱的組織。另一方面，熔填金屬冷卻時體積收縮，但周圍母材金屬企圖阻止其收縮，因此熔填金屬便產生了拉應力，如圖 2-26[28]所示，即為熱裂之原因。

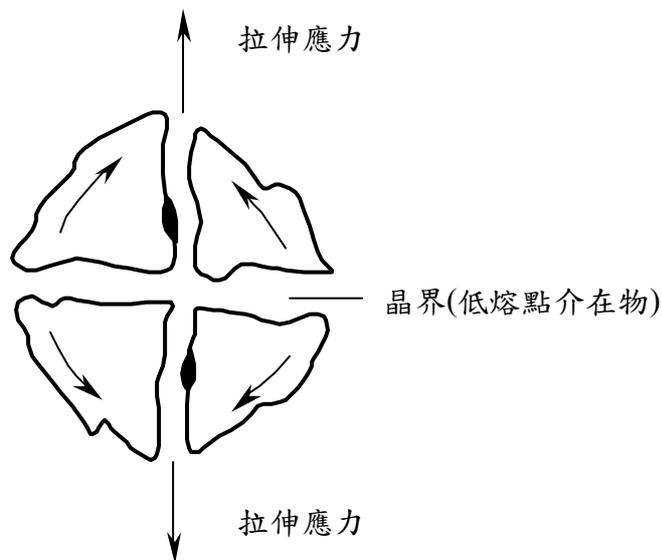


圖 2-26 低熔點介在物於晶界產生拉伸應力龜裂之情形[28]

冷裂主要發生在熱影響區內，發生之原因是在銲接冷卻過程中，金相組織改變而引起。含高碳當量值的鋼，在熱影響區其溫度已超過  $A_{c3}$  溫度，因此在冷卻時會產生相變態，由沃斯田鐵變為麻田散鐵或其它硬脆組織。相變態產生，體積發生變化而產生應變及相對應力，此應力加上熱脹冷縮所產生的內應力促成產生裂痕的驅動力，最後促使硬脆組織之裂痕快速傳播，因而造成冷裂。

## 2. 氣孔(porosity)---200 系列

銲接金屬於熔融期間，由於氣體的入侵或有機物的分解，使得銲件凝固時再表面或內部形成一空洞(cavities)，此空洞即稱為氣孔。若是由於氫氣存在而造成的氣孔，將會使銲道或 H.A.Z 產生裂縫。一般而言，氣孔的形狀大多呈圓形，且除非氣孔的形狀很大，否則並不會像裂縫一樣造成應力集中。依氣孔散佈的位置，可將 200 系列的銲接缺陷整理如表 2-10。

表 2-10 常見的氣孔缺陷類型

類型	形成區域	形成原因	缺陷特色
均勻散佈形氣孔	鐸道	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 母材或鐸材表面不潔</li> <li>2. 鐸接參數控制不當</li> <li>3. 保護氣體使用不當</li> <li>4. 鐸道的冷卻速率太快</li> </ol>	一般呈圓球狀
凝聚形氣孔	鐸道	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 母材或鐸材表面不潔</li> <li>2. 鐸接參數控制不當</li> <li>3. 保護氣體使用不當</li> <li>4. 鐸道的冷卻速率太快</li> <li>5. 鐸接電弧的起弧或熄弧處理不當</li> </ol>	一般呈圓球狀
線狀氣孔	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鐸道根部</li> <li>2. 鐸層與鐸層交接處</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 母材或鐸材表面不潔</li> <li>2. 鐸接參數控制不當</li> <li>3. 保護氣體使用不當</li> <li>4. 鐸道的冷卻速率太快</li> </ol>	一般呈圓球狀
管狀氣孔	鐸道	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 母材或鐸材表面不潔</li> <li>2. 鐸接參數控制不當</li> <li>3. 保護氣體使用不當</li> <li>4. 鐸道的冷卻速率太快</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 一般呈圓球狀</li> <li>2. 又稱蟲狀氣孔</li> <li>3. 氣孔分佈與枝狀晶同方向，並散佈其中</li> </ol>

### 3. 夾渣(inclusion)---300 系列

在鐸接過程中，非金屬或金屬夾雜物存積於鐸道中所形成的缺陷，即稱為夾渣，如圖所示。夾渣物可概分為非金屬與金屬二大類，其發生原因及缺陷特性整理如表 2-11。

表 2-11 常見的夾渣缺陷

類型	形成區域	形成原因	缺陷特色
非金屬 夾渣物	銲道或 H.A.Z	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 在多層銲接時,底層銲道表面的銲渣未清除或殘留</li> <li>2. 銲條外層的披覆層掉落</li> <li>3. 母材表面的氧化物或雜質未清除</li> <li>4. 銲接技術不良</li> <li>5. 銲接方法不當</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 非金屬夾渣物的形狀較不規則,方便與氣孔區分</li> <li>2. 非金屬夾渣物的形成與不完全熔融有密切之關聯</li> </ol>
金屬 夾渣物 (夾鎢)	銲道或 H.A.Z	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鎢棒產生過熱現象</li> <li>2. 鎢棒研磨方式不當</li> <li>3. 鎢棒與銲池或銲條接觸</li> <li>4. 惰性氣體保護不當</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 僅發生於 GTAW</li> <li>2. 可利用放射線檢查[5]</li> </ol>

#### 4. 熔合不良 (incomplete fusion) 與 熔透不足 (inadequate joint penetration)---400 系列

不完全熔融與不良接點滲透通常發生在銲道內部,可利用超音波或 X-ray 檢測方式來檢驗,如表 2-12 所示。

表 2-12 不完全熔融與不良接點滲透

類型	形成區域	形成原因	缺陷特色
熔合不良	銲道	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 銲接熱輸入量太低</li> <li>2. 銲接技術不良</li> <li>3. 銲條選擇不當</li> </ol> 母材表面的氧化物或雜質未除淨	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. lack of fusion</li> <li>2. 熔合不良會造成應力集中,導致銲件強度降低或破斷</li> </ol>

滲透不足	鐸道根部	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鐸接熱輸入量太低</li> <li>2. 鐸接技術不良</li> <li>3. 鐸條選擇不當</li> <li>4. 母材表面的氧化物或雜質未除淨</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. lack of penetration</li> <li>2. 滲透不足也會造成應力集中，導致鐸件強度降低或破</li> </ol>
------	------	--	--

### 5.不完全外形(imperfect shape)---500 系列

不完全外形係指鐸道外觀形狀有鐸蝕、凹下或凸起...等現象，此類缺陷通常以肉眼即可觀察，如表 2-13 所示。

表 2-13 不完全外形缺陷

類型	形成區域	形成原因	缺陷特色
鐸蝕	母材	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鐸接電流太高</li> <li>2. 鐸接速度太快</li> <li>3. 鐸接技術不良</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. undercut</li> <li>2. 鐸蝕會造成應力集中的現象，導致鐸件之疲勞強度降低</li> </ol>
鐸道凹下	鐸道	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鐸接速度太快</li> <li>2. 鐸接技術不良</li> </ol>	熔填金屬不足，導致鐸道強度低
搭疊	鐸道 (鐸道與母材交接處)	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鐸接電流太低</li> <li>2. 鐸接速度太慢</li> <li>3. 鐸接技術不良</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 有應力集中的現象，致鐸件之疲勞強度降低</li> <li>2. 搭疊本身為線性的不連續，而其形成有可能會覆蓋住母材的裂縫缺陷，故屬於重要的不連續</li> </ol>
鐸道凸起	鐸道	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 鐸接速度太慢</li> <li>2. 鐸接技術不良</li> <li>3. 母材表面的氧化物或雜質未除淨</li> </ol>	鐸道若凸起過高，易因疲勞現象而導致裂縫的生成

## 6.其他缺陷(miscellaneous defect)—600 系列

凡不屬於前五項之銲接缺陷，均歸納於此項，最常見的不良現象有弧擊及銲物二種；其發生原因及特性整理如表 2-14。

表 2-14 常見之其他銲接缺陷

類型	形成區域	形成原因	缺陷特色
弧擊	母材	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 電極接觸到母材表面</li> <li>2. 在母材表面起弧</li> </ol>	若母材容易產生麻田散鐵變態(如高碳鋼)，弧擊處附近將形成硬脆之麻田散鐵組織，進而產生裂縫
銲物	銲道或母材	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 銲接電流太高</li> <li>2. 銲接電弧太長</li> <li>3. 銲條太潮濕</li> <li>4. 偏弧(arc blow)現象的產生</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 銲件上之銲物附著處容易造成應力集中</li> <li>2. 銲條若偏心過大，銲濺物將隨之增加</li> <li>3. 銲物的存在會影響非破壞性檢驗的判斷</li> </ol>

除上述裂縫、氣孔...等缺陷外，銲接變形與殘留應力的產生，銲接衰退(weld decay)或敏化(sensitization)現象的產生

## 2.6.2 銲接防範對策[37]

### 1. 裂縫缺陷

裂縫缺陷是所有銲接缺陷最常見也是最嚴重的問題。裂縫的存在會導致應力集中的現象發生，進而使銲件的強度降低或脆裂、破斷的問題發生，由表 2-9 可以發現，導致裂縫發生原因有熱內應力、外加應力(束縛度)、材質(強度)、銲接工作設計...等幾項；因此若欲防範裂縫缺陷的產生可以從以下數點著手：

#### (1) 構造與形狀

- a. 盡量避免對銲件施加過多之外應力
- b. 設計適當之接頭，以降低熔填金屬的輸入。
- c. 銲道設計使應力在銲件中心兩旁均等分佈。
- d. 多道次銲接時根部容易產生裂縫，故第一道可先用強度較大、韌性高之低氫系銲條，如不銹鋼或高張力鋼銲底層。
- e. 厚板裏側剷除穿透之銲道，再補銲一道。

#### (2) 母材之選擇

- a. 依據銲件之用途，選擇易於施工之母材。
- b. 對不易銲接之工件施予預熱或後熱處理。

#### (3) 銲接工作設計

- a. 銲後施行槌擊，減少應力集中。
- b. 採用跳銲法施銲，以控制入熱量。
- c. 銲疤可用首尾輔導板法施銲。
- d. 避免銲蝕。
- e. 選用適當的銲條。
- f. 選擇適當的操作條件。

### 2. 氣孔缺陷

由表 2-10 氣孔缺陷的形成原因中可以發現，絕大多數的問題點來自以下的數項原因：分別是母材或銲線的不潔、使用保護氣體不當、銲接參數的設定不良及銲接操作不當等原因。故欲消除氣孔缺陷可從下列數點著手：

- a. 將母材及鐸線充分清潔
- b. 選用適當的保護氣體
- c. 適當地降低鐸道的冷卻速率
- d. 調整鐸接參數如氣體流量、鐸速...等以減少氣孔的發生
- e. 正確的進行鐸接操作(起弧、熄弧)

### 3. 夾渣

此類缺陷主要發生在鐸道及熱影響區內鐸渣的殘留，鐸渣可區分為金屬與非金屬二大類；其發生的原因隨夾渣物的種類不同而異，故鐸接缺陷的防範對策亦不儘相同，茲簡述下：

#### ◆ 非金屬夾渣物：

- a. 多道次鐸接時要將底層鐸道表面的鐸渣除淨
- b. 選用鐸劑黏固性較佳之鐸條
- c. 徹底清潔母材表面的氧化物或雜質
- d. 改良鐸接技術
- e. 正確地進行鐸接



#### ◆ 金屬夾渣物

- a. 降低鐸接電流或增大鎢棒直徑，以避免鎢棒產生過熱現象
- b. 正確地研磨鎢棒
- c. 避免鎢棒與鐸池或鐸條接觸
- d. 適當地增加保護氣體流量

### 4. 熔合不良與溶透不足

熔合不良與溶透不足的發生與鐸接過程中的熱輸入量及鐸接工作設計中的鐸條選擇、參數設定及工件清潔有關；其防範對策如下：

- a. 提高鐸接電流或降低鐸接速度，以增加和接熱輸入量
- b. 正確地選用鐸條
- c. 母材的清潔工作須徹底
- d. 改善鐸接技術

## 5.不完全外形

不完全外形的發生原因主要為銲接參數設定不當、人員操作不當及清潔工作不徹底所致，其防範對策隨缺陷種類與形成因素不同而分為二大類；一為銲蝕與銲道凹下缺陷，防範對策為：

- a. 降低銲接電流
- b. 降低銲接速度
- c. 徹底進行母材的清潔工作
- d. 改善銲接技術

另一類為搭疊與銲道凸起缺陷，其防範對策除改善銲接技術、將母材徹底清潔外，在銲接條件的參數設定則恰恰與前者相反。

## 6.其他

弧擊的發生一般多屬人員操作不當所引起，其防範措施亦非常簡單，只需作業人員注意勿使電極與母材接觸或在母材上起弧即可完全避免此類缺陷的產生。若要防止銲濺物的產生，可從以下幾點著手：

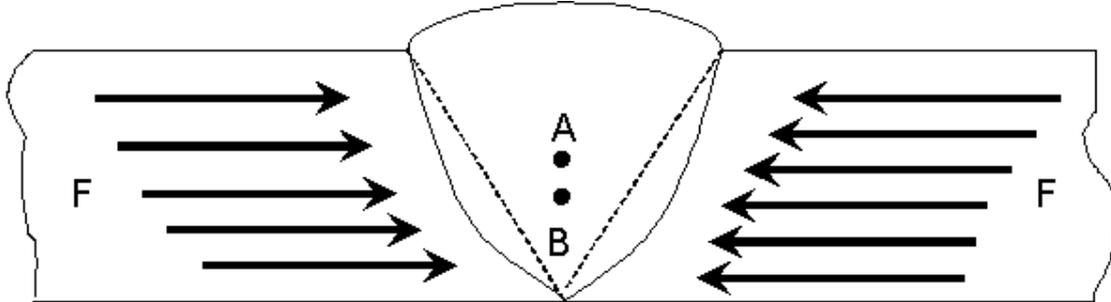
- a. 降低銲接電流
- b. 縮短銲接電弧
- c. 保持銲條的乾燥度或於使用前烘乾
- d. 避免偏弧現象的產生。

### 2.6.3 銲接變形

#### (1)銲接變形之形成

在銲接過程中，由於銲接熱源於母材上進行局部且不均勻的急速加熱與冷卻，使得銲道附近的填料金屬與母材產生熱應變，由熱應變所引發的不均勻熱應力即是造成銲接變形的主因。如圖 2-26 所示為對接銲(butt-welded)角變形的形成，在銲接過程中，由於沿厚度方向之溫度不均勻分佈，使得熔填金屬產生不均勻的橫向收縮力(transverse shrinkage force)，

此不均勻之橫向收縮力可視為一個作用在熔填金屬形心(如圖中 A 點所示)的合力，當此合力作用點與母材形心(如圖中 B 點所示)不在同一位置時，便會產生彎曲力矩進而使鉚件形成兩端向上彎曲的角度變化。



A : Centroid of the filler metal

B : Centroid of the base metal

F : Transverse shrinkage force

圖 2-27 對接鉚角變形之形成示意圖

## (2) 鉚接變形之形式

鉚接變形的形式，如圖 2-28 所示：

### 1. 橫向收縮(transverse shrinkage)

垂直於鉚道方向的收縮變化。

### 2. 縱向收縮(longitudinal shrinkage)

平行於鉚道方向的收縮變化。

### 3. 角變形(angular distortion)

由於沿厚度方向之溫度不均勻分佈所引起的角度變化。

### 4. 迴轉變形(rotational distortion)

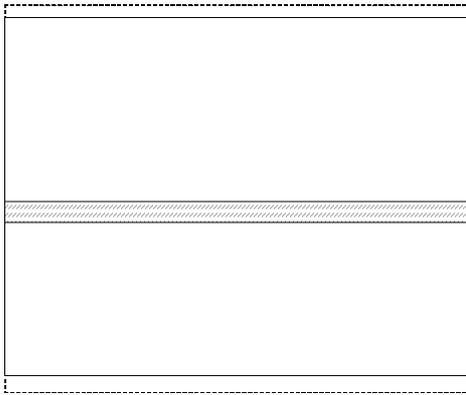
由於熱膨脹之作用所引起的迴轉變化。

### 5. 撓曲變形(bending distortion)

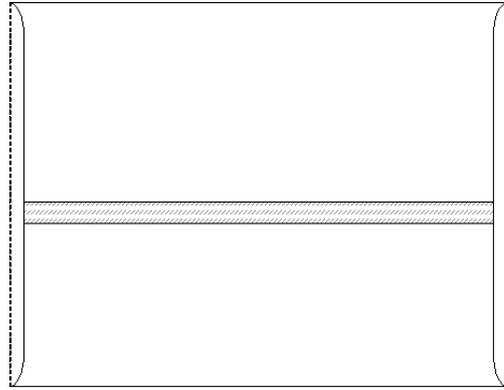
當鉚道位置不在母材中立軸時，因熱收縮不均勻而形成沿鉚道方向的撓曲變化。

## 6. 挫曲變形(buckling distortion)

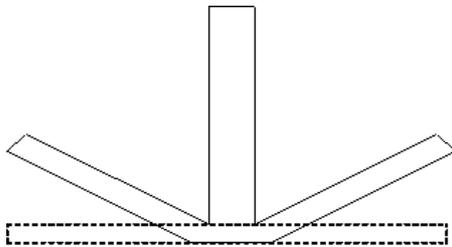
當銲接薄板時，由於熱壓應力之作用所引起的波浪狀變形。



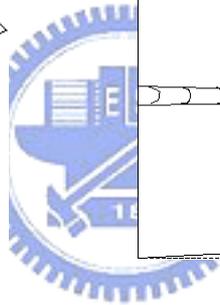
(A) Transverse Shrinkage



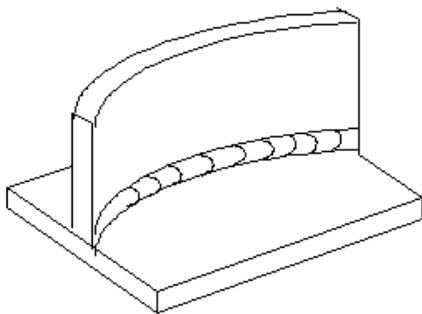
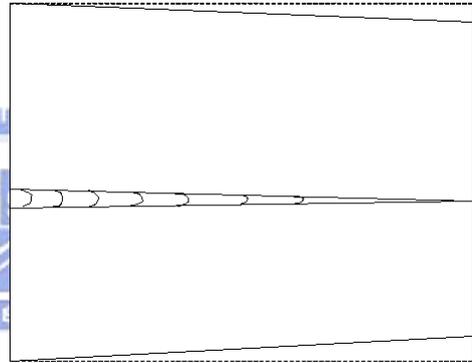
(B) Longitudinal Shrinkage



(C) Angular Distortion



(D) Rotational Distortion



(E) Bending Distortion

(F) Buckling Distortion

圖 2-28 銲接變形之基本形式[38]

值得注意的是，上述變形之形式在銲接結構中往往是同時產生且相互影響的。因此，實際銲接結構所產生的變形形式是非常複雜的。



## 2.7 鐳道熔深變異之原因

對電弧鐳接而言，驅動鐳池(Weld pool)中熔融金屬流動之力量有四個：(一)熱毛細作用所引起的表面張力，(二)鐳池表面的電漿電弧，(三)流過鐳池表面的電流形成之電磁力，(四)因鐳池內流體密度差異所形成之浮力[23]。

### 2.7.1 表面張力

根據 Heiple 等人[41-42]的研究結果顯示，鐳道熔透深度與熔融液態金屬之流動狀態有著極密切的關係。其中熔融液態金屬的流動方向主要是受到鐳池表面張力梯度之影響。至於鐳池表面張力梯度效應主要則取決於鐳池表面張力之溫度係數( $d\gamma/dT$ )，其中鐳池表面張力之溫度係數的正負值係取決於有無添加活化元素。在純金屬或鐳池中不存在活化元素時，鐳池表面張力一般隨溫度的升高而減小(亦即鐳池表面張力之溫度係數為負值)，因此熔融液態金屬將會形成由鐳池中央向鐳池外緣流動的表面張力流(outward flow)，進而形成寬而淺的鐳道截面形狀(如圖 4-2 所示)。然而，當鐳池中存在有活化元素時，鐳池表面張力則會隨溫度的升高而增加(亦即鐳池表面張力之溫度係數為正值)，因此熔融液態金屬將會形成由鐳池外緣向鐳池中央流動的表面張力流(inward flow)，進而形成窄而深的鐳道截面形狀(如圖 2-29 b 所示)。

### 2.7.2 電弧效應

在電弧鐳接的過程中，因為微量元素的影響，常常可以發現電漿電弧柱會產生收縮現象，伴隨此一現象的發生可以發現鐳道的熔透深度增加。如圖 2-29a[34]所示，由於電漿電弧中心區域的溫度要遠高於分子解離溫度，因此微量元素在電漿電弧的高溫作用下，微量元素中的原子將會被電離成電子與正離子。而在相對溫度較低的電漿電弧柱外圍區域，微量元素中被蒸發的物質仍會以分子或解離原子的形態存在，且解離原子將會大量地吸附電漿電弧柱周邊區域中的電子而形成負離子，使得電漿電弧柱周邊區域中作為主要導電物質的電子數急劇減少，亦即會降低電漿電弧柱之導電能力或縮小電漿電弧柱之導電面積，進而迫使電漿電弧柱產生收縮現象。至於此現象將可有效集中電弧熱量，進而使鐳道熔透深度增加。

### 2.7.3 電磁力

如圖 2-29c 所示，由於流過鐳池表面的電流形成之電磁力，引導中央之高溫熔融金屬向鐳池底部流動，可增加電弧鐳接之熔深，進而形成窄且深之鐳道。

### 2.7.4 浮力

鐳接時在電弧下方的熔融金屬溫度最高，而鐳池二側的溫度最低，由於物體熱漲冷縮之特性，使得二側的熔融金屬密度高於鐳池中央而下降至鐳池底部，迫使中央的金屬液體向二側移動而形成寬而淺之鐳道。如圖 2-29d 所示。

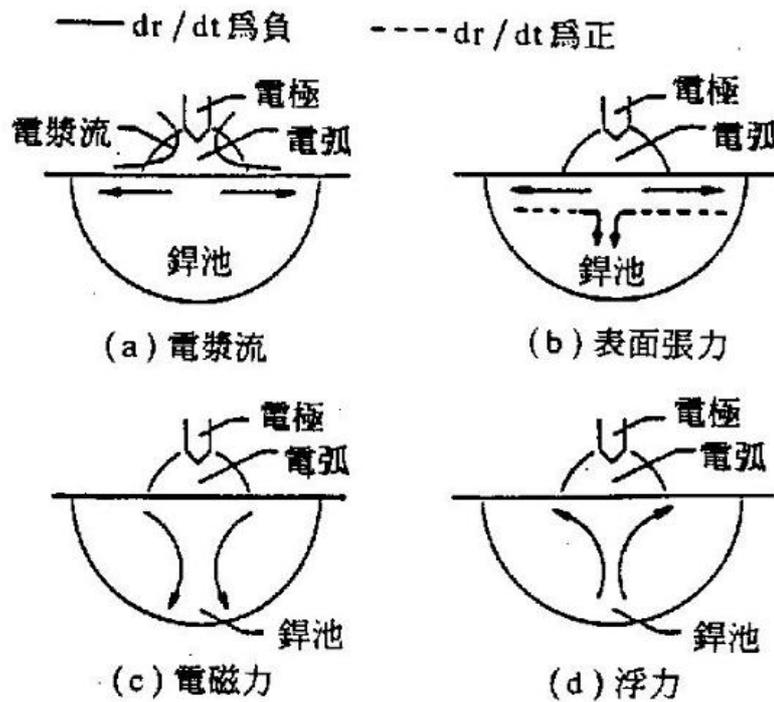


圖 2-29 熔深變異示意圖

### 2.7.5 微量元素的影响

除上述四种作用力会影响钎道熔深变异性外，母材、钎条及保护气体中的微量合金元素对于钎池内熔融金属的流动，亦有重大的影响，以下将摘要介绍微量元素对钎接性之影响[35,36]。

#### 1. 硫(S)之效应

近年来随着炼钢技术之进步，高纯度之不锈钢已成功的被开发。但随着钢材 S 含量的降低，对钎接性却产生了一些的影响。其钎道穿深/宽度(D/W) 比值会随着 S 含量的降低而减低，也就是钎接性变差。这是由于 S 是表面活性元素，当其含在 50ppm 以下时，表面张力温度系数是负的，因此会形成浅而宽的钎道，也就是低的 D/W 比值。当 S 含量高于 50ppm 时，表面张力温度系数由负变正，形成深而窄之钎道，也就是高的 D/W 比值。虽然增加 S 含量可增加穿深，但钎道表面之波纹(Ripple)及钎蚀(Undercut)现象会比低 S 钢明显。

#### 2. 氧(O)之效应

O 对 D/W 比值有非常显著的效应。当 O 含量在 60ppm 时，D/W 比值约 0.3 左右；当 O 含量提高到 100ppm 时，D/W 比值大幅提高至 0.7。由于 O 也是表面活性元素，当其含量高于 60ppm 时，表面张力温度系数由负变为正，因此增加了穿深。

#### 3. 铝(Al)之效应

当 Al 含量在 40ppm 时，D/W 比值高达 0.7 左右；当 Al 含量增加到 90ppm 时 D/W 比值大幅降低到 0.3 左右。Al 虽不是表面活性元素，但 Al 会与 O 结合形成氧化夹杂物，而减低固溶 O 含量，所以 Al 含量越高时，D/W 比值也越低小。此外，Al 含量越高时，飘浮在钎池表面的含 Al 夹杂物增多，造成电弧不稳定，使空气被卷入钎池中，容易导致钎道二侧形成气孔缺陷。

#### 4. 硅(Si)之效应

Si 含量在 0.5%以下时 D/W 比值随 Si 的增加而提高；然而，当 Si 含量高於 0.5%后，D/W 比值随 Si 的增加而降低。前者是由于随着 Si 的增加会

降低流體之黏度，增加流體流動之速度；後者則是 Si 的進一步增加會降低鐳池中固溶 O 含量，使 D/W 比值降低。

#### 5. 錳(Mn)之效應

當 Mn 含量在 1.0%以下時，D/W 比值隨 Mn 含量的提高而增加，這是由於 Mn 之添加會改變鐳池表面之浮渣特性所致。然而，進一步提高 Mn 含量則會減低固溶 O 含量，使 D/W 比值降低。

#### 6. 鐳接保護氣體之效應

為了改善上述因爐次不同造成穿深變異的問題，許多的改善措施被提出，例如：於鐳接前在母材之表面散佈含氧化物及氟化物之鐳藥，試片表面經噴砂處理來提高粗糙度及採用含輕微氧化性氣體之遮護氣等。雖然在 Ar 氣中加入微量的 O<sub>2</sub> 或 SO<sub>2</sub> 氣體可提高穿深，但保護氣中的 O<sub>2</sub> 會污染電極而加速電極之消耗。另外，在 Ar 氣中加入約 5%H<sub>2</sub> 以提高鐳接熱量也可以增加穿深。

