

第二章 文獻探討

2.1 鋁合金之特性和分類

2.1.1 鋁及鋁合金之特性

鋁之比重 2.7g/cm^3 、熔點 660°C ，晶格為面心立方結構(Face-Centered Cubic, FCC)。在常溫常壓下極易與氧反應形成緻密的氧化膜(Al_2O_3)，厚度約 $20\sim 25\text{\AA}$ ，即使被刮除很快又形成一層薄膜。此氧化膜在銲接時雖然有害，但具有防蝕作用，可阻止內部材料進一步被氧化。鋁重量輕，質軟加工容易，延展性及抗蝕性佳且無毒性，同時具有高的重量強度比，故在工業上應用極為廣泛。

2.1.2 鋁合金的分類

鋁及鋁合金主要分為兩大類[1-2]：一為鍛造用鋁合金(Wrought Aluminum Alloys)，另一為鑄造用鋁合金(Casting Aluminum Alloys)。根據美國鋁業協會(American Aluminum Association, A.A.)所訂鍛造用鋁合金的編號，主要以四位數字表示，在最末數字之後再加入加工或熱處理條件的代號如表 2-2 所示。其中第一位數字表示合金系列，如表 2-1 所示，最後兩位數字表示不同鋁合金成分或純鋁的純度，第二位數字表示改良合金(modification of the original alloy)或不純度的限制。

2.1.2-1 2024 鋁合金簡介

2024 鋁合金為熱處理型 Al-Cu 合金。含 $3.8\sim 4.9\text{ wt}\%\text{Cu}$ 及 $1\text{ wt}\%$ 左右之 Mg，使其合金強度更為提高，常用於卡車車輪、飛機結構及螺絲零件，經披覆得 2024 鋁夾板可作蒙皮，披覆的材料為 1230 純鋁。故 2024 亦為國防工業上應用廣泛的重要材料。2024 主要添加元素的 Cu，其析出之第二相為 $(\text{Mn,Fe})_3\text{SiAl}_2\text{Mg}_2\text{Si}$ 、 CuMgAl_2 、 CuAl_2 、 Cu_2FeAl_7 、 $\text{Cu}_2\text{Mn}_2\text{Al}_2\text{O}$ 。

時效處理中由於 Al_2CuMg 之過渡相，造成較高之析出強度，其析出序列為 G. P. Zone (或 G.P.B Zone) \rightarrow S'(Al₂CuMg) \rightarrow S(Al₂CuMg)這一序列析出物之形狀結構等特性如表 2-3。而時效處理對 2024 鋁合金有促進強度、提高抗應力腐蝕之效果，故可做 T3 或 T8 處理。

表 2-1 鍛造用鋁合金之種類[2-3]

編號	主要合金元素	熱處理狀況
1XXX	鋁含量最低為 99%	非熱處理型
2XXX	銅(Cu)	熱處理型
3XXX	錳(Mn)	非熱處理型
4XXX	矽(Si)	非熱處理型
5XXX	鎂(Mg)	非熱處理型
6XXX	鎂(Mg)及矽(Si)	熱處理型
7XXX	鋅(Zn)及鎂(Mg)	熱處理型
8XXX	鋰(Li)	
9XXX	尚未應用數字	

2.1.2-2 6061 鋁合金簡介

6061 屬於熱處理型之 Al-Mg-Si 鋁合金，藉析出硬化(Precipitation Hardening)以達到強化目的。其主要係由 Mg_2Si 之過渡相達到析出強化之效果。6061 在鋁合金中，屬於中強度等級，但由於耐蝕性與銲接性甚佳，且具有極優良的抗應力腐蝕裂縫(Stress Corrosion Cracking, SCC)，故廣泛應用於結構材料。又由於可設計成良好的擠製形，陽極處理光澤度好，故也廣泛使用於建築材料及裝飾材料如鋁門窗、傢俱等。由於 6061 主要添加之元素為 Mg 及 Si，故其析出第二相包括 $(Fe, Cr)_3SiAl_7$ 及 Mg_2Si ，其序列

析出物之形狀結構特性如表 2-3 所示。

表 2-2 鋁合金加工或熱處理條件的代號[1-3]

符號	狀態說明
-F	表示製造狀態，未行熱處理或加工
-O	表示完全退火狀態（限於鍛造用）
-H	表示加工硬化狀態
-H1n	表示僅受應變硬化(strain-hardened)
-H2n	表示加工應變硬化後部份退火
-H3n	表示加工應變硬化再行安定化
	其中 n=2 為 20%(1/4 硬質)
	n=4 為 40%常溫加工(1/2 硬質)
	n=6 為 60%(3/4 硬質)
	n=8 為 80%常溫加工(硬質)
	n=9 為 90%常溫加工(特別硬質)
-T	表示行熱處理使安定化
-1	表示鑄造後自然時效至安定狀態
-2	表示鑄造後完全退火
-3	表示固溶熱處理後常溫加工增加強度
-4	表示固溶熱處理後，常溫時效至安定狀態
-5	表示僅人工時效（其前不固溶熱處理）
-6	表示固溶熱處理後人工時效
-7	表示固溶熱處理後安定化
-8	表示固溶熱處理後常溫加工，再人工時效
-9	表示固溶熱處理後人工時效，再常溫加工
-10	表示人工時效後常溫加工
-W	表示不穩定回火，固溶熱處理後常溫自然時效

表2-3 2024與6061鋁合金主要析出物之析出序列及各階段析出物之形狀結構特性

合金系統	析出序列	形狀	結構	析出面	方位關係	整合性
Al-Cu-Mg	GP Zone	針	FCC	$\langle 100 \rangle^M$		C
	(或GPB Zone)					
	↓					P
	S' (Al ₂ CuMg)	板條	orthorhombic			↓
	↓		a=4.0Å	$\{210\}^M$	$[100]s' / [100]^M$	S
Al-Mg-Si	S (Al ₂ CuMg)		b=9.2Å	$\langle 100 \rangle^M$	$[010]s' / [021]^M$	
	(Al ₂ Cu)		c=7.1Å		$[001]s' / [012]^M$	
	—					I
	Al-Mg-Si	GP Zone	針	FCC	$\langle 100 \rangle^M$	C
Al-Mg-Si	↓					
	β' (Mg ₂ Si)	棒	hexagonal	$\langle 100 \rangle^M$		P
	↓					
	Cubicphase	立方體	Cubic	每面 $/(100)^M$		
	↓				$[100]s' / [100]^M$	
Al-Mg-Si	β (Mg ₂ Si)	板	Antifluorite	$(100)^M$	$[010]s' / [021]^M$	I
			(a=6.35Å)		$[001]s' / [012]^M$	

2.1.2-3 7075 鋁合金簡介

7075 鋁合金主要是添加 Zn 及 Mg 元素，其中也有添加 Cu 元素，為鋁合金中強度最高的合金。但含 Cu 之 7075(Al-Zn-Mg-Cu)合金，其耐蝕性較差，所以在腐蝕環境下使用時，必須注意防蝕管理。

7075 鋁合金之強化機制來自於析出強化，主要析出物為 MgZn₂ 及 Mg₃Zn₃Al₂，在其時效過程中，由過飽和的固溶體→G.P.Zone→η'(介穩相)→η。Thomas 等人的研究指出：G. P. Zone 為圓盤狀 FCC 之結構，而介穩相 η'沿 {111} 基地平面形成薄板狀析出物，η 平衡相有兩種形式，分別為板條狀(Lath-Like)與針狀(Needle)，係沿著基地 $\langle 110 \rangle$ 方向成長之六方晶系

結構，晶格參數 $a=0.521\text{nm}$ 、 $c=0.860\text{nm}$ [4]。此外，除了 MgZn_2 、 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ 外，在 7075 鋁合金中還有 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 、 Mg_2Si 和 E-Phase($\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$)及 S-Phase(Al_2CuMg)，並且當冷卻速度過慢或時效溫度太高時($T>190^\circ\text{C}$)，會產生 S-Phase($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$)之立方結構。

由於延性較低，為改善其延性，利用阻止再結晶及使再結晶細微化，並使阻礙延性的晶出化合物減少，可在合金中添加 Cr 或 Zr 元素改善之。含 Cu 之本系合金，其銲接性差，接合多選擇鉚接、螺栓固定之機械式或粘著法接合。

2.2 鋁合金的銲接性

鋁合金雖然具有許多優異的性質，但在銲接上與鋼鐵比較有以下列的困難[5]：

- (1) 鋁合金在常溫常壓下容易與氧反應，在其表面生成一層緻密的氧化膜(Al_2O_3)。融點高達 2050°C 左右，遠比純鋁融點 660°C 高出甚多，會阻礙填料的融入與母材的融合，同時使銲接時電弧的穩定性變差。
- (2) 鋁合金之比重小，氧化物容易熔入銲道中。
- (3) 鋁合金由固態熔化至液態無色澤變化，不易判斷。
- (4) 鋁合金之熱傳導係數約為鋼的 3~4 倍，銲接時熱量不易集中。
- (5) 鋁合金之熱膨脹係數為 $23.5 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ ，約為鋼的 2 倍，凝固時體積收縮率為 6.5-6.6%，約為鋼的 1.5 倍，故銲道易產生應變致使銲道龜裂。
- (6) 鋁從固態至液態對氫的溶解度遽增，一旦氫溶入後，凝固時不易排出，容易生成氣孔。
- (7) 鋁合金之高溫強度差，銲道熱影響區會有明顯軟化之現象。

因此，鋁合金在銲接時一般均採用遮護效果較佳之情氣鎢極電弧銲(TIG)或情氣金屬電弧銲(MIG)。

2.3 鋁合金銲接缺陷

2.3.1 氣孔(Porosity)

鋁合金銲道產生氣孔最主要的原因是由氫氣所造成的。銲接時熔池從熔融液態金屬在瞬間轉變成固態金屬，會有大量的氫氣被釋出，若熔池凝固的速度大於氫氣逸出熔池的速率則氫氣便會在銲道內形成氣孔。氫氣的主要來源有母材和銲線填料表面的污染，如氫氧化物、碳氧化物或氧化物所吸收之水氣，另外亦可能為不純的保護氣體中滲入的空氣或濕氣[3,8-10]。

L.W. Eastwood 發現液態鋁於 660°C 對氫氣的溶解度為 0.69ml, H₂/100g，固態鋁在 600°C 對氫氣的溶解度為 0.036ml, H₂/100g，如圖 2-1 所示，前者為後者的 19.2 倍[8,11]。

減少鋁合金銲接時產生氣孔的方法有下列數種[6-8,12]：

- (1)降低銲接速率，使溶池內之氣泡能完全逸出。
- (2)Sitvert 指出保護氣體的露點(dew point)溫度上升將會造成氣孔成比例的增加，如圖 2-2 示。因此降低保護氣體的溫度能有效減少氣孔之存在。
- (3)銲線、銲鎗要常保持清潔乾燥，母材銲前要先去除油污、濕氣。
- (4)高 Mg、Zn 之鋁合金銲線，可以減少銲道之氫含量。
- (5)採用較低之銲接電流、縮短電弧長度、增大保護氣體的流速（但不能太大否則會造成紊流），均能減少氣孔之產生。
- (6)將保護氣體氬氣(Ar)純度提高，或換用氦氣(He)，或使用 65%He+35%Ar 的混合氣體，亦可在保護氣體中添加少量 Cl₂ 或 Freon，但氯和氫作用

會產生鹽酸(HCl)，對人體健康有害。

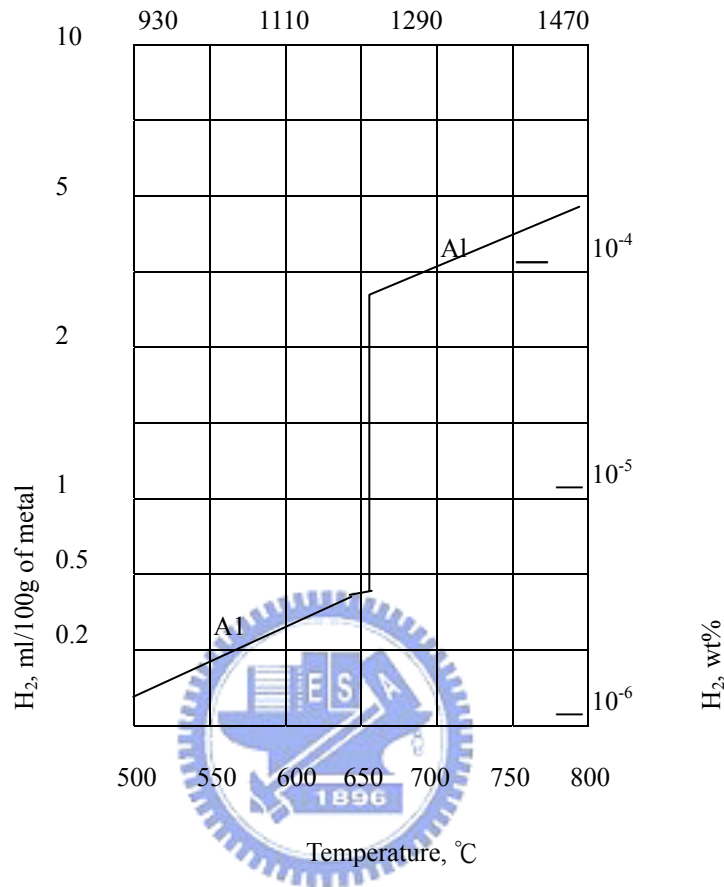


圖 2-1 不同溫度下鋁對氫溶解度的變化[1]

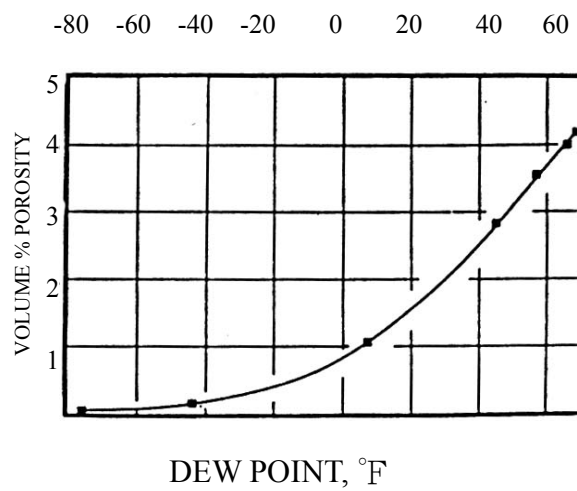


圖 2-2 氫氣的露點溫度對氣孔生成的影響[12]

氣孔對鋁件機械性質的影響有：抗拉強度，伸長率及疲勞強度，受氣孔的影響會大幅降低，而降伏強度所受到的影響較少[6,8,10,12]，如圖 2-3、2-4 所示。

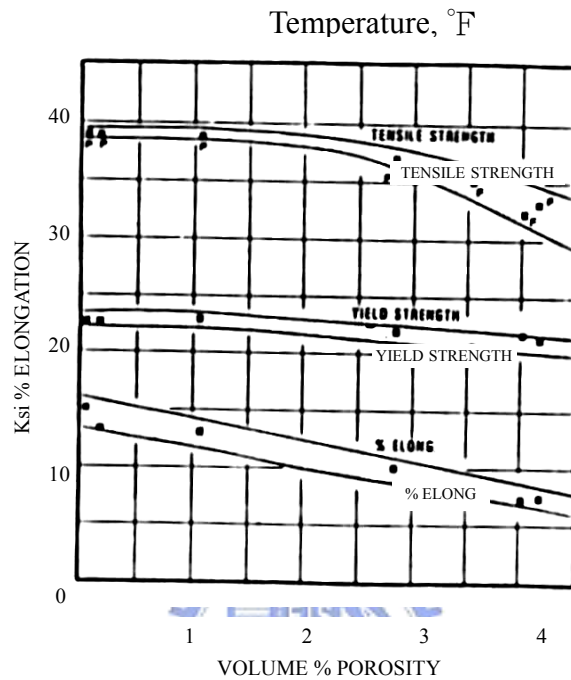


圖 2-3 鋁道氣孔對機械性質的影響[12]

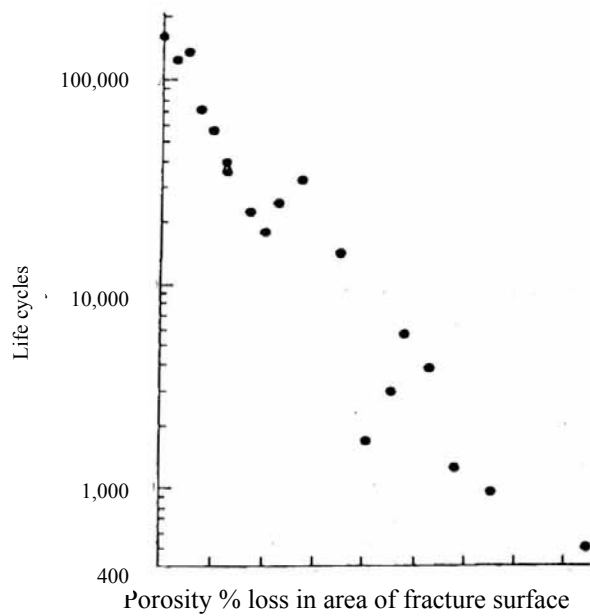


圖 2-4 鋁道氣孔對疲勞強度的影響[14]

2.3.2 熱裂

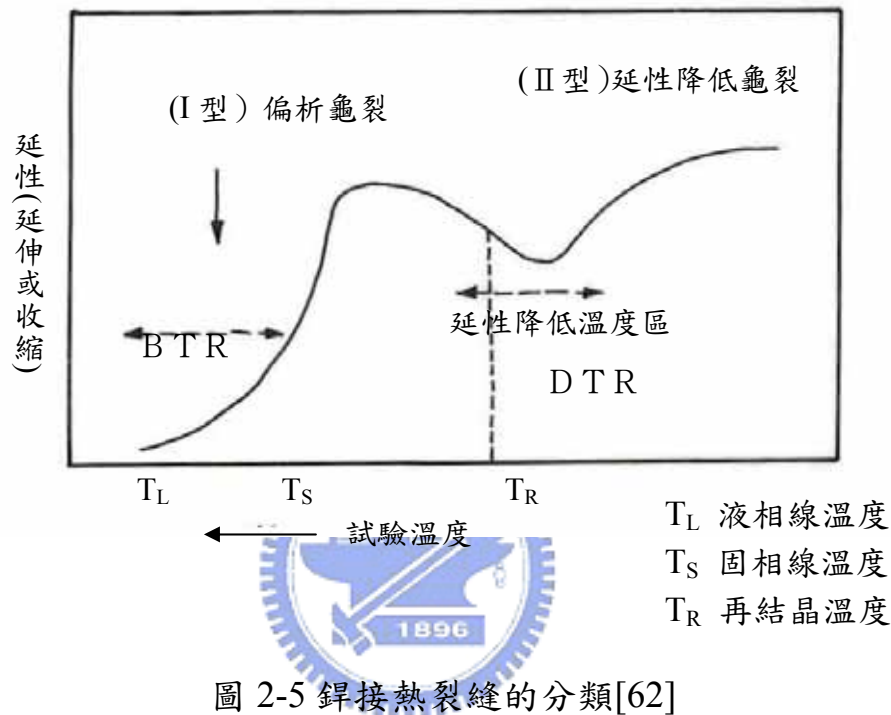
裂縫(Cracking)是銲接中常遇到的問題，也是銲接中相當嚴重的缺陷。1960年 Kammerer 將銲件裂縫區分為熱裂縫(Hot Cracking)與冷裂縫(Cold Cracking)。在接近固相線溫度(Solidus Temperature)形成的稱為熱裂縫。Hemsworth et. al 將熱裂縫分成兩類：一類是偏析熱裂(Segregation Cracking)，一類為延性降低熱裂(Ductility-dip Cracking)。偏析熱裂依其發生之機制可再細分為凝固熱裂(Solidification Cracking)和液化熱裂(Liquation Cracking)[15]。

凝固熱裂縫在銲道金屬內產生，其生成與傳播都發生於材料之固相線溫度以上。當銲道金屬從熔融狀態凝固下來時，在凝固之最後階段，由於溶質的再分佈造成合金元素和雜質的偏析，在晶界上形成一些低熔點之析出物，在凝固時所產生收縮壓力應力作用下就產生了裂縫。因此此種型式之裂縫與材料之成份及凝固組織有相當大之關聯[15]。

液化熱裂縫發生於單道銲的母材金屬熱影響區，或是多重熱循環的銲道金屬熱影響區(多重銲道或修補銲)。這種裂縫在接近固相線溫度時發生以及延伸，因此其在尺寸上較凝固熱裂縫小很多，大都是微裂縫，且以沿晶方式延伸或接近熔融線。

延性降低熱裂縫與偏析熱裂縫之區別可由圖 2-5 加以說明，以 TS(固相線溫度)為界，在 TS 之上屬於凝固脆性溫度區(Solidification Brittleness Temperature, BTR)，在此溫度區所產生的熱裂縫屬於偏析熱裂；在 TS 及 $T_m/2$ (T_m ：材料之融點)之間屬延性降低溫度區(Ductility-Dip Temperature Range, DTR)，在此溫度區所產生之熱裂縫屬於延性降低熱裂縫。延性降低熱裂縫，通常發生於單道銲的銲道金屬，或是單道銲、多重銲及修補銲的熱影響區。此種裂縫雖然發生於固相線溫度之下，但仍是以沿晶方式破裂。

綜上所述，不論是偏析熱裂或延性降低熱裂，都具有下列之特徵[16]：
 裂縫發生於銲接之凝固過程中；(2)裂縫一定是沿著晶界發生，皆屬於沿晶裂縫(Intergranular Cracking)；(3)裂縫發生時，於固體晶粒邊界有液體薄膜存在。



2.3.2-1 凝固熱裂機構

凝固熱裂發生於銲道凝固過程中，其發生的原因可歸納為：(a)在高溫下的凝固過程中，材料的延性大幅降低；(b)在凝固過程中承受應力或應變的作用。有關銲接凝固熱裂機構，已有很多理論提出，如收縮脆化理論(Shrinkage Brittleness Theory)，應變理論(Strain Theory)，液化膜理論(Liquid Film Theory)，綜合理論(Generalized Theory)，液體填充裂縫理論(Liquid Filled Crack Theory)，晶界滑移理論(Grain Boundary Sliding Theory)及臨界速率理論(Critical Speed Theory)等。而目前較為多數人接受的是由 Borland 在 1960 年所提出的綜合理論(Generalized Theory)，它是歸納、修正及擴充

收縮脆化理論與應變理論而成的[17]。

Borland 在 1960 年提出綜合理論(Generalized Theory)來解釋凝固過程中液相之金屬溶液與固相的固化晶粒之量與分佈對熱裂敏感性的影響，Boland 將凝固熱裂之過程分為四個階段[18-20]，如圖 2-6、2-7 所示。

第一階段：凝固初始期，樹狀晶開始成核生長，但大部份仍為熔融之液態金屬，不會造成收縮應力。

第二階段：樹狀晶凝聚生成，凝固時開始出現收縮應力，但因殘留之液體仍可在樹狀晶間自由流動，因此即使在收縮應力作用下產生裂痕，自由流動之液態金屬可迅速回補(Backfilled)使其癒合(Healed)。

第三階段：臨界凝固範圍，樹狀晶緊密交錯(Interlocked)，晶界已接近完全長成，剩餘之液態金屬無法自由流動，此時若有裂縫出現，將無法回補，於凝固後形成熱裂。

第四階段：剩餘之液態金屬完全凝固。

在第三階段臨界凝固範圍(Critical Solidification Range, CSR)是自連結溫度開始到完全凝固之溫度範圍。若此臨界凝固範圍愈大，則代表熱裂敏感性(Hot Cracking Susceptibility)愈高，亦即銲接金屬愈容易產生熱裂。

Borland 認為在此階段會有一些不完全連續的金屬液態薄膜存在於已固化的銲接金屬之間，在這些液態薄膜間有一些已固化的金屬形成狹窄的固體連橋(Solid Bridges)。因金屬液態薄膜無法承受應力，所以這些固體連橋在凝固收縮時必須承受絕大部份的應力。當固體連橋不夠多或夠大時，將形成一連續之金屬液態薄膜，在受到凝固收縮應力時即很容易被破壞而形成裂縫，但當固體連橋愈多或愈大時，即表示金屬液態薄膜愈不連續，其所能承受的應力也就愈大，所以熱裂縫就不易形成。

由此可知，固體連橋之多寡與金屬液態薄膜的形式為熱裂發生的主要因素。金屬液態薄膜的分佈，主要是受到相界能(Interphase Energy, γ_{SL}) 與晶界能(Grain Boundary Energy, γ_{SS})之比值 τ 所支配。其中 τ 與兩面角(Dihedral Angle, θ) 的關係式如下所示：

$$\tau = \frac{\gamma_{SL}}{\gamma_{SS}} = \frac{1}{2 \cos \frac{\theta}{2}} \dots\dots(1), \text{ 式中 } \gamma_{SL} : \text{Interphase Energy}$$

γ_{SS} : Grain Boundary Energy

θ : Angle between Faces of Grain of Second Phase

由式(1)可知，當 $\tau=0.5$ 時， $\theta=0^\circ$ ，表示金屬液態薄膜完全覆蓋整個晶界面，在此情況下銲接金屬最易產生熱裂縫。而隨著 τ 值的增加， θ 值也會隨之增加，使得金屬液態薄膜覆蓋的晶界面區域會越來越少，甚至可能只侷限於晶粒的某一角落($\theta > 90^\circ$)，故 τ 值越大的銲接金屬，越不會發生熱裂，圖 2-8 為上述公式之示意說明。

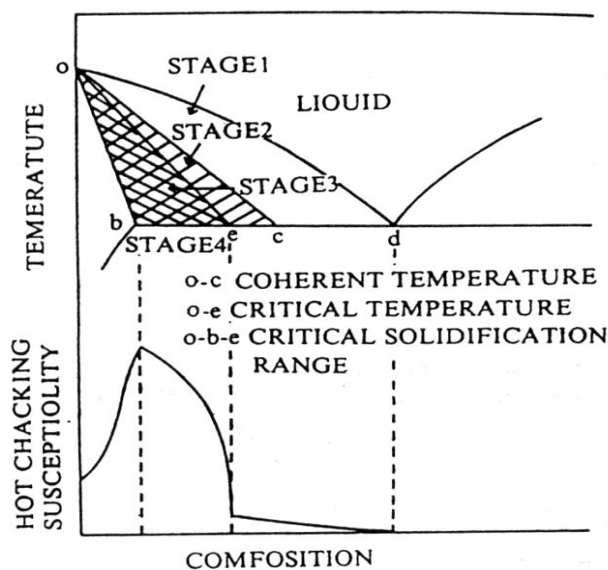


圖 2-6 熱裂綜合理論示意圖[19]

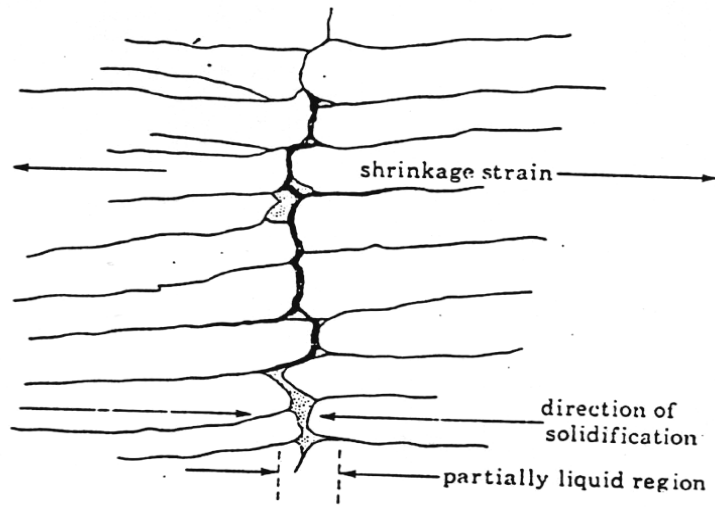


圖 2-7 凝固裂縫示意圖[20]

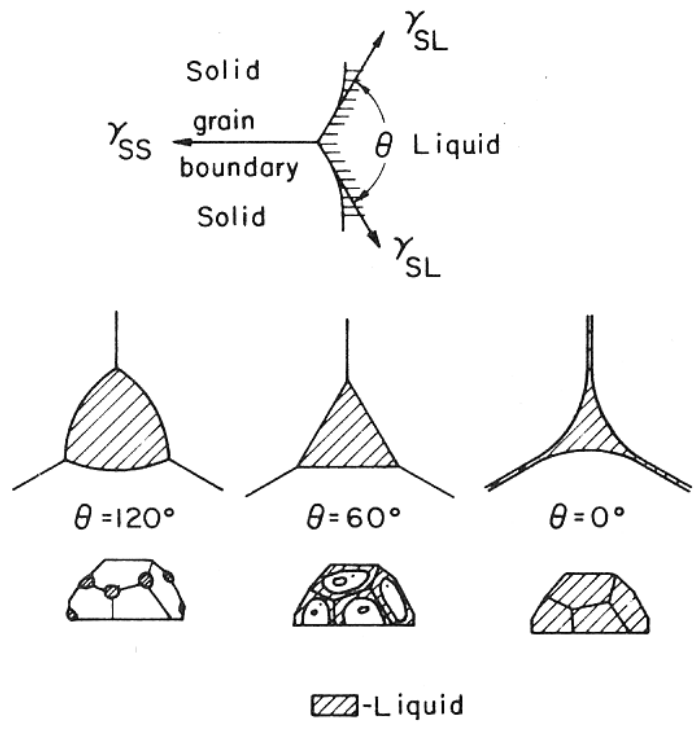


圖 2-8 兩面角與晶界液態薄膜分佈之關係[21]

2.3.2-1-1 影響凝固熱裂的因素

造成凝固熱裂的主要因素可分為機械及冶金二方面：

1. 機械因素

主要是來自凝固過程中所產生之收縮應力(包括凝固收縮及熱收縮)及外部的拘束(Constraint)程度所造成之之應力[66]。假如沒有應力作用，縱使其他因素存在，亦不會產生熱裂。鋁合金因具有高的熱膨脹係數及高的凝固體積收縮率，故有較高之熱裂敏感性。

2. 冶金因素[15,17,21-24]

(1)凝固溫度範圍和低熔點偏析物或共晶相：由 Al-Si 合金之熱裂研究發現，凝固溫度的範圍寬度大小，並非影響鋁合金凝固熱裂的主要原因，而是由最高的凝聚溫度(Highest Temperature of Coherence)和固相線之間的溫差範圍寬度決定之。在液相線和最高凝聚溫度之間結晶的數量很少，熱裂不致產生。但當溫度低於最高凝聚溫度時，結晶成樹枝狀且交錯成長，因此其後之凝固過程將出現較大之收縮應力而產生熱裂[2、18]。材料中添加較多之合金元素會使凝固溫度範圍變寬。純鋁並不會產生凝固熱裂，因為它在晶界並沒有低熔點之共晶相產生。高合金含量或高共晶成份之鋁合金，因具有較多之共晶液態相液體能夠回填初始裂縫，因此具有較低之熱裂敏感性[21]。若合金組成介於純鋁與高合金含量兩者之間，共晶液態相可能形成沿晶之連續液態薄膜，則容易產生凝固熱裂。

(2)晶界液體之表面張力：當晶界液體與固體晶粒之表面張力較低時，如圖 2-9 中 $\theta = 0^\circ$ 的情形，金屬液的濕潤性較高，則容易在晶界形成連續之液化膜，而固體連橋相對將較少或較小，使凝固熱裂之敏感性增加。相反的，假如表面張力較高，如 $\theta > 90^\circ$ 的情形，則液化金屬

液將形成球狀，金屬液的濕潤性變差，使得固體連橋將較多或較大，而降低熱裂敏感性。

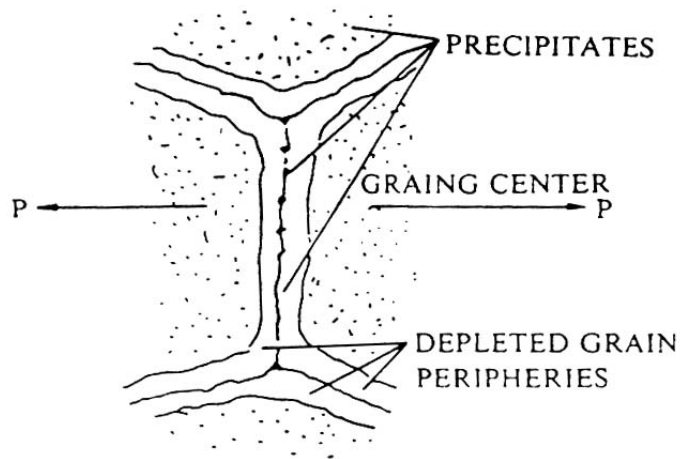
(3) 熔融區之晶粒結構：細小之等軸晶粒較粗大的柱狀晶粒具有較低的凝固熱裂敏感性。其原因是由於細小之等軸晶粒具有(a)較能承受收縮應變之能力，使應力更加容易由晶粒邊界傳遞而釋放；(b)殘留金屬液較容易且有效的回填，將有助於裂縫的癒合；(c)晶界較多，使得有害的低熔點偏析相或雜質在晶界上的分佈濃度相對地降低，因而降低熱裂縫的發生[15,17]。

2.3.2-2 液化熱裂機構

液化熱裂的產生[18-19]主要是受到晶界析出物集中及易熔共晶成份液化的影響，其發生在緊鄰銲道之熱影響區。在銲接時熱量的輸入造成熱影響區的過熱區(Overheated Zone)部份熔化和再凝固，此區域亦稱為部份熔融區(Partially Melted Zone, PMZ)，在此區域內所經歷的熱循環峰值溫度較高，造成晶界處之低熔點共晶相或偏析組成物過熱而重新融解液化，形成沿晶液態薄膜(Liquid Film)，再承受超過臨界的應力或應變時，便產生了沿晶之熱裂縫[21,63]。另一液化熱裂之理論為析出理論，如圖 2-9 所示。在銲接過程中在某一溫度下晶粒周圍的析出物會往晶界聚集，而在晶粒周圍形成一道狹窄且強度低的析出物缺乏區(Precipitate Depleted Zone)，當材料冷卻收縮時因無法承受產生的收縮應力，而產生裂縫。

2.3.2-3 鋁合金銲接熱裂縫

造成鋁合金熱裂的主要原因是鋁合金熱膨脹係數約為鋼的 2 倍，凝固時體積收縮率約為 6.5%，所以在凝固過程中容易因收縮應力而造成熱裂，另外有些鋁合金含有一些熱脆傾向的合金元素，若受應力作用極易生成熱



2-9 析出物缺乏區熱裂示意圖[21]

裂。鋁合金的成份很複雜，又容易形成共晶相，合金成份越多會導致凝固溫度範圍變大，而對銲接性有不利的影響。圖 2-10 為鋁合金中 Cu 及 Mg 對裂縫敏感性的影響，由圖中很明顯可看出僅是高 Cu 含量或僅是高 Mg 含量的鋁合金，其熱裂敏感性極低，如 2219 及 5083。而含 Cu 量及含 Mg 量兩者均高的 7075、2091、8090、2024 則具有相當高之熱裂敏感性。

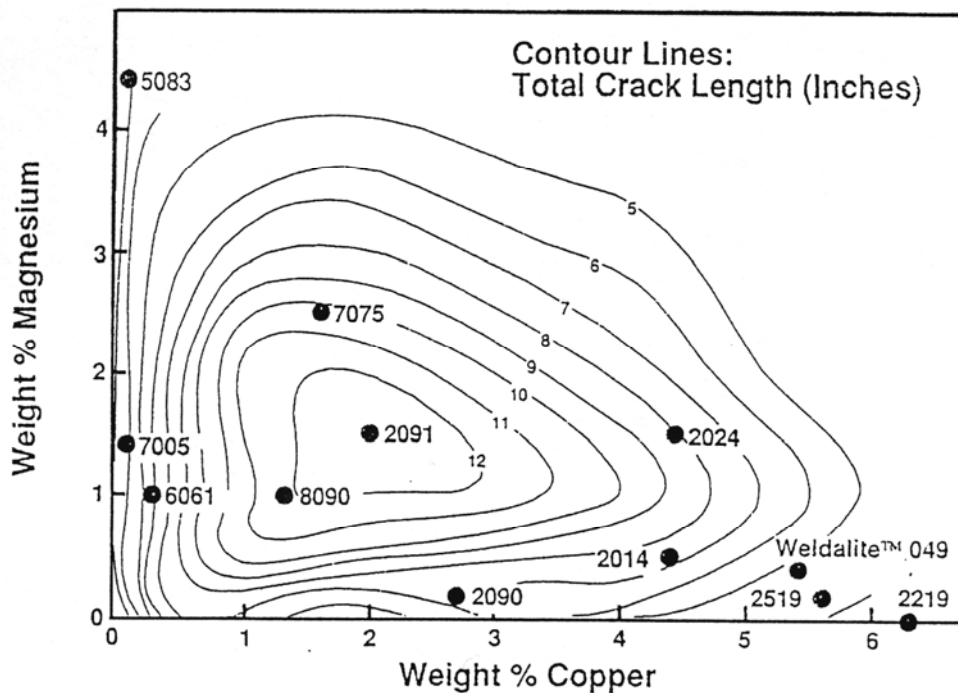


圖 2-10 鋁合金中 Cu 及 Mg 合金成份對裂縫敏感性之影響[17]

除了 Cu 及 Mg 之外，Si 也是影響鋁合金熱裂敏感性之主要成份，圖 2-11 為不同合金元素及其含量對鋁合金熱裂敏感性的影響比較，當 Si 含量為 0.5-1.2 wt%、Cu 含量為 2.0-4.0 wt%、Mg 含量為 2.0-5.0 wt%、Mn 含量為 1.5-2.5 wt%、Zn 含量為 4.0-5.0 wt%時，其熱裂敏感性最高[2,20]。主要是由於共晶液態金屬只可以在凝固末期形成連續之液體薄膜，而無法提供多餘之共晶液體在熱裂出現初期發生回補作用。而若在材料中添加 scandium 或 titanium-boron 將能阻止熱裂縫之產生[64]。

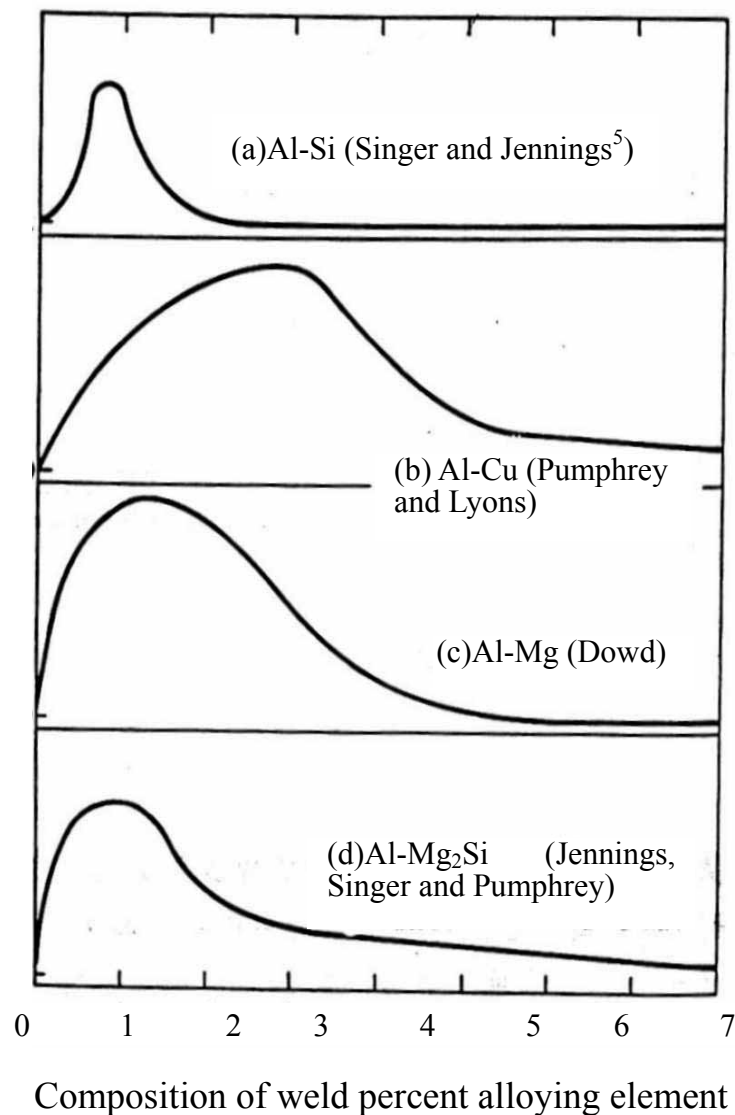


圖 2-11 鋁合金熱裂敏感性與合金成份的關係[2,10]

2.3.2-5 銲接熱裂縫之可調式應變試驗

評估材料熱裂性的方法繁多。諸如：Varestraint test [25]、Fissurebend [26]、Circular-patch test [27]、Houldcroft test [28]、Hot Ductility test [29]及 Strain-Induced Crack Opening test [30]等。本研究利用可調式應變試驗 (Varestraint test)作為評估熱裂性之方法。

可調式應變試驗係於 1965 年由 Savage 和 Ludin 所發展，此試驗的特點在於銲接參數和應變量(Augmented Strain)可獨立設定，可分別研究冶金因素與機械因素對熱裂之影響。此測試最初發展之設計，如圖 2-12 所示 [29]。試片被裝置成一懸臂樑，銲鎗由左至右移動，當銲鎗通過 A 點時，一氣動之加壓軛將試片向下彎曲成模塊 B 上表面之曲率半徑，同時銲鎗繼續穩定向前行進，最後在 C 停弧。從幾何觀點上來看，在試片上表面受一加大之縱向應變之試片尺寸可以從 12"×2"×1/4"到 1/2"，銲接完成後，觀察計算熔融區及熱影響區之裂縫總長度(TCL)、裂縫數量(Number of Crack, NC)及最大裂縫長度(Maximum Crack Length, MCL)與應變的關係，可評估銲件之熱裂敏感性。在 Varestraint test 發表後，陸續有一些修改的模式提出 [24]，歸納而言，可調式應變試驗方法可分成下列三種基本型式：縱向可調應變試驗(Longitudinal Varestraint Test)、橫向可調應變試驗(Transverse Varestraint Test)及點可調應變試驗(Spot Varestraint Test)，如圖 2-14、2-15 所示。

$$\epsilon = (t/2) / R$$

t : 試片厚度

R : 模塊曲率半徑

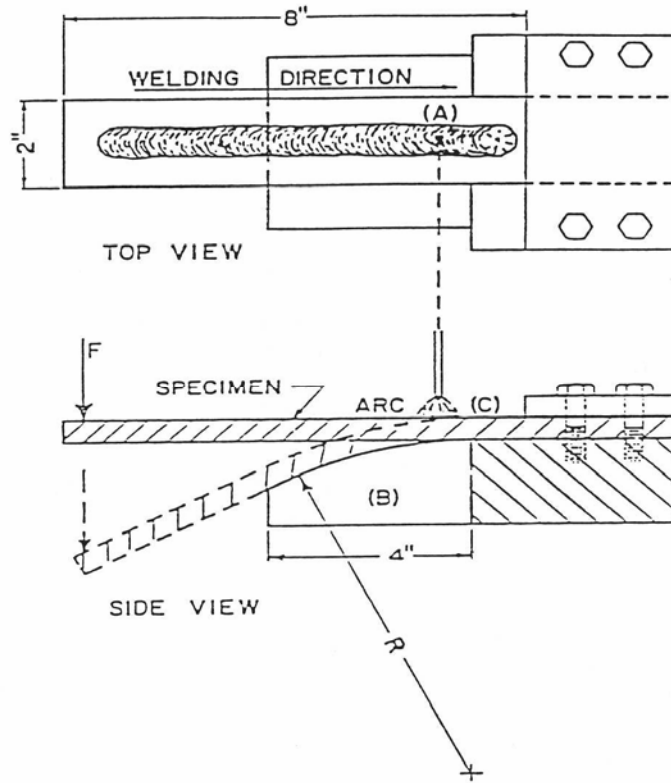


圖 2-12 可調應變試驗示意圖[29]

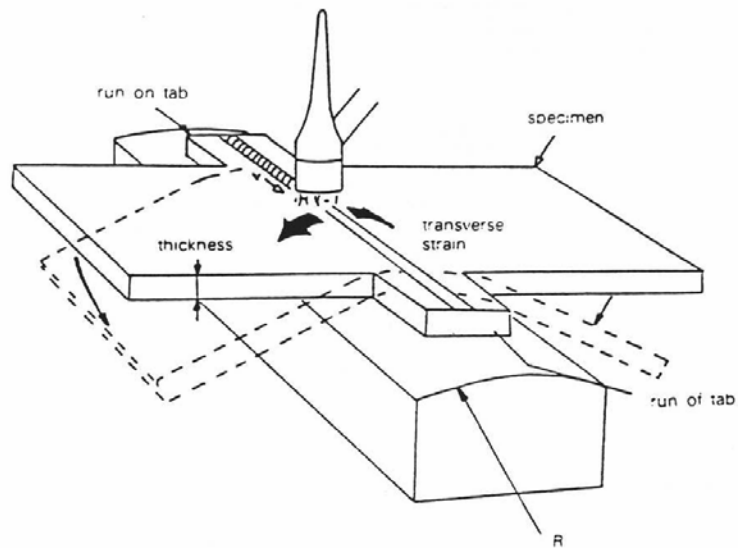


圖 2-13 橫向可調應變試驗示意圖[29]

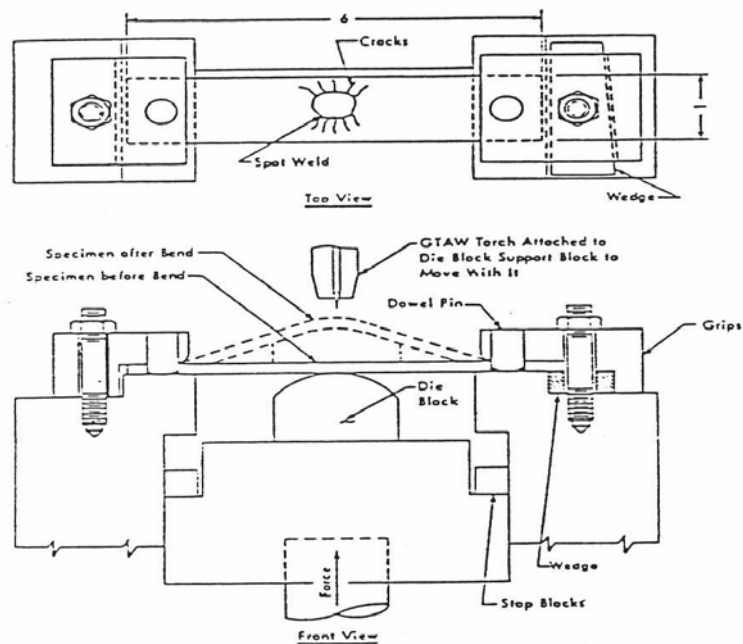


圖 2-14 點可調應變試驗示意圖[29]

本研究係採用點可調應變試驗，所使用的機型為自行發展之多功能 Vareststraint 試驗機，如圖 2-15 所示。本試驗機可做上述三種型式的熱裂測試。本試驗機由可程式控制銲接裝置、油壓控制裝置及電子控制系統三部分所組成。在可程式控制銲接裝置中，係由一個三軸的機械手臂及其控制裝置，配合所需的銲接裝置所組成，其中手臂可設定作 x、y 軸之運行，亦即可配合銲槍進行橫向、縱向的走銲與點銲試驗。油壓控制裝置是由一對油壓缸、蓄壓瓶及冷卻裝置所組成，此油壓缸可分別啟動或同時啟動，單獨啟動時可配合模塊做縱向的可調應變試驗。電子控制系統是機械手臂與油壓裝置之操作介面，藉由此介面，操作者可依照本身所要的可調應變試驗之型式與實驗參數做操作及設定，經由這些改良，此多功能可調應變試驗機可做不同形式的可調應變試驗，圖 2-16 為本試驗機試驗之情形。

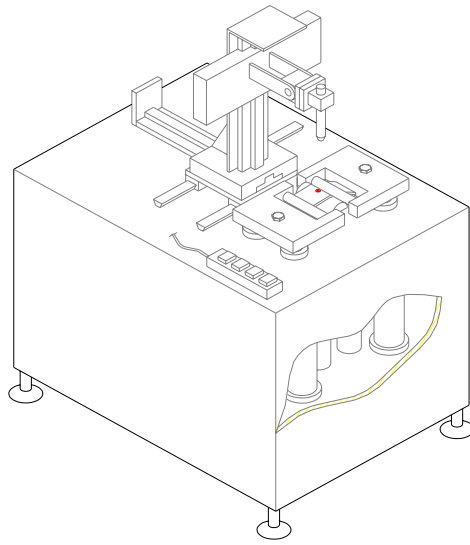


圖2-15 自行研發之多功能可調應變試驗機



圖 2-16 多功能可調應變試驗機試驗情形

2.3.3 熱影響區強度降低

在銲接時，將大量之熱量輸入是為了熔化填料金屬與母材成熔池(Weld Pool)，俟熔池凝固後使母材得以接合。而在銲道附近的母材亦受到輸入熱量的波及，隨著距離銲道的遠近，會造成不同的溫度分佈，受到此一溫度的作用，對鋁合金而言，無論是熱處理型或非熱處理型鋁合金在熱影響區(HAZ)上均會產生組織上的變化[3]。

熱處理型鋁合金之 HAZ 隨著距離鐳道遠近，因尖峰溫度(Peak Temperature)和冷卻速率之不同會影響析出物型態，產生溶解(Dissolution)、再析出(Reprecipitation)和晶粒粗化(Coarsening)等現象[3]。在 HAZ 中隨著距離鐳道的遠近，依序可分為下列幾個區域[30]，如圖 2-17 所示：

(1) 部份熔融區(Partially Melted Zone, PMZ)

此區緊鄰鐳道，合金內所含之共晶組成(Eutectic Constituents)因高溫作用而部份熔化和再凝固，這種現象大多發生在晶界，而合金內的析出物因過熱和擴散作用將往晶界和晶粒中心聚集，晶粒亦會成長而粗大，故強度甚低。

(2) 固溶區(Solution Zone)

在此區母材原本所含之析出物將被重溶回去，若經適當的自然時效或人工時效可恢復其強度。

(3) 部份固溶區(Partially Solution Zone)

此區因溫度較低，故仍有部份析出物未被固溶回去，而未被固溶回去的析出物將聚集而使晶粒粗化，因此機械強度變差。

(4) 過時效區(Overaged Zone)

析出物往晶粒中心聚集合併(Coalescence)成粗大晶粒，而成為過時效，機械性質最差，必須施予鐳後熱處理(Post Weld Heat Treatment)方能改善。

(5) 未受熱影響區(Unaffected Zone)

此區與鐳道有一段距離，所受到的溫度不會引起任何組織上的變化，性質和鐳前相同。

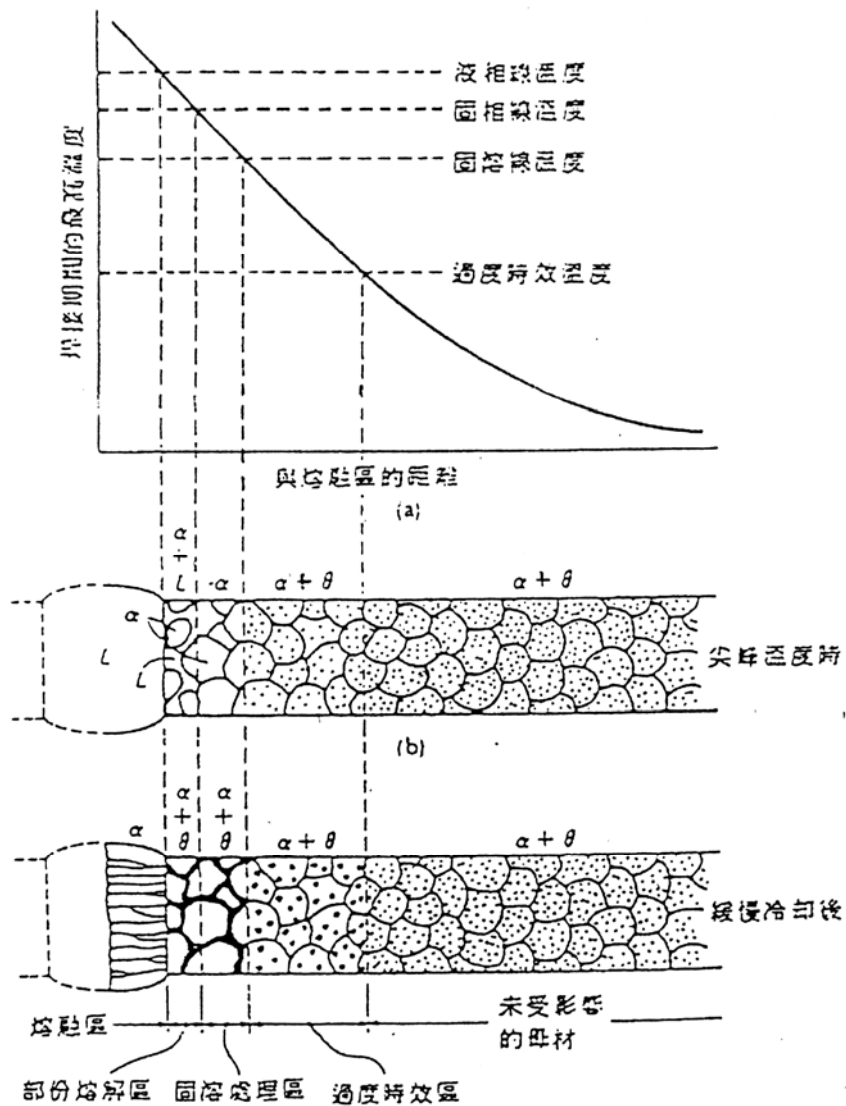


圖 2-17 熱處理型鋁合金銲後熱影響區組織圖[31]

2.3.4 變形

變形為銲接缺陷中相當嚴重的問題。銲接變形不但損及銲件精度，更會降低其強度，使材料失去原有的性能。但對銲接結構而言，變形是不可避免的現象，唯一能夠控制是變形量的多寡。

銲接時因加熱與冷卻作用，在填充金屬(Filler Metal)與母材附近產生

熱應變(Thermal Strain)，由於此應變生成作用的結果，產生一種內力，即所謂收縮應力，使銲件產生彎曲(Bending)、迴轉(Rotary)等現象，這種現象稱之為變形(Distortion) [32-33]。

圖 2-18 解釋金屬在加熱及冷卻過程中的變形現象。(a) 圖表示金屬棒在不受任何拘束下，受熱後可以在任何方向自由的膨脹，但當冷卻到室溫時會恢復至原來的尺寸大小。(b)圖表示將材料加以拘束後，加熱時水平兩端因受到拘束而無法自由膨脹，但在垂直方向因無拘束仍會產生熱膨脹，當材料冷卻回復到室溫時，在水平及垂直方向會作均勻之收縮，就會產生如(c)圖之永久變形。

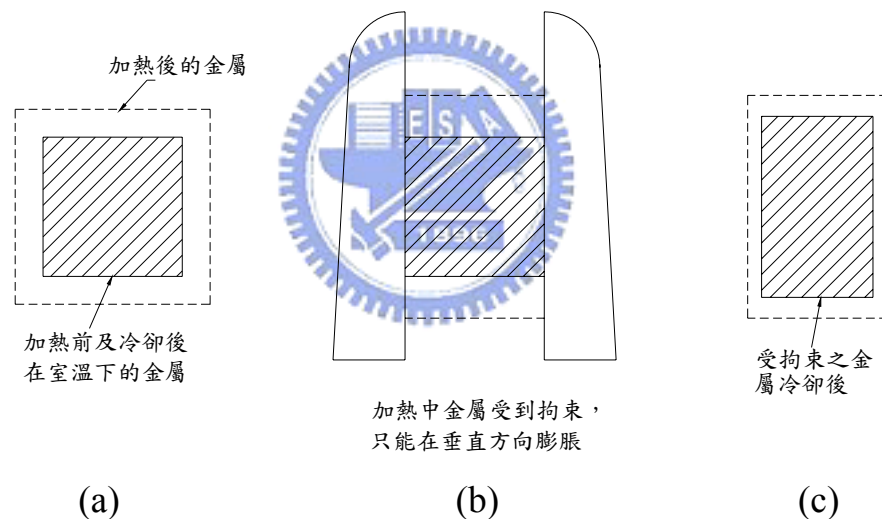


圖 2-18 金屬在有拘束及無拘束下受熱及冷卻後之體積變化情形[20]

在銲接上，銲件之變形可就填充金屬(Filler Metal)及銲件母材兩部份加以討論：

(1) 填充金屬之收縮

銲道接頭與填充金屬及母材均有同樣之膨脹與收縮作用，當填充金屬與母材即將熔化或剛凝固時，此時材料處於最大的膨脹狀態，有最大的體

積，冷卻時體積即產生收縮。

(2)母材之收縮

銲接時母材隨距離銲道之遠近會受到不同之熱循環(Thermal Cycle)及不同之尖峰溫度(Peak Temperature)，但因其低於銲道填充金屬之溫度，因此對銲道之膨脹及收縮都會產生拘束之作用，且其本身在受熱及冷卻過程中亦會產生不同程度之膨脹與收縮，因其膨脹與收縮之量與銲道接頭中之填充金屬並不一致，就會產生拉伸或壓縮之應力而使材料產生變形。

2.3.4-1 金屬特性對變形之影響

變形之產生是金屬受熱膨脹、冷卻凝固收縮所造成的，因此與金屬之機械及物理性質有相當密切之關係。如金屬之熱膨脹係數、熱傳導係數、彈性模數、降伏強度等都會影響到銲接後材料變形之行為，茲分述如下 [20]：



(1)熱膨脹係數

熱膨脹係數是表示金屬受熱膨脹及冷卻收縮之變化量的參數，在相同溫度下熱膨脹係數大之材料會比熱膨脹係數小之材料有較大之膨脹及收縮作用，因此當銲接熱膨脹係數較大之材料時，在銲道之接頭及母材本身都會產生較大之膨脹及收縮作用而產生較大之應力，因此其變形量也會較大。

(2)熱傳導係數

熱傳導係數是表示材料受熱後將熱量傳導出去之能力，熱傳導係數較低的材料如不銹鋼、鎳基合金等，受熱後無法很快的將熱量傳導出去；熱傳導係數較高的材料如鋁、銅等，受熱後可以很快地將熱量傳導出去。因此，銲接熱傳導係數較低之材料時，在銲道接頭及母材間會有較大之溫度差，而造成較大之變形。

(3) 彈性模數

彈性模數是材料在彈性範圍內抵抗變形的能力，彈性模數越高的材料對變形之抵抗能力越大，因此較不易產生變形。

(4) 降伏強度

金屬的降伏強度是影響銲件變形的一大因素，當銲道接頭冷卻時，為順應接頭之收縮，應力必須達到填充金屬之降伏強度，而在接頭附近之母材則會產生接近母材降伏強度之應力，因此母材降伏強度越大之材料在接頭附近會有較高之殘留應力而產生較大之變形。

表 2-4 為碳鋼、不銹鋼、鋁合金及銅合金與變形有關之金屬特性，可做為分析變形之參考。

表 2-4 與金屬變形有關之特性

金屬	熱膨脹係數 (micro in/in/°F)	熱傳導係數 (cal/cm ² /cm/°C/sec)	彈性係數 10 ⁶ psi	降伏強度 10 ³ psi
碳鋼	7	0.12	30	38
不銹鋼	10	0.04	29	45
鋁合金	12	0.50	10	20
銅合金	9	0.90	15	10

除了上述之金屬特性外，尚有許多影響變形之因素，這些因素包括結構參數(Structural Parameter)、材料參數(Material Parameters)和製造參數(Fabrication Parameters)。結構參數包括結構之幾何形狀、板厚、接點型式，材料參數包括母材之種類和製造狀況、銲線之種類。而製造參數則包括銲接方式，(例如使用不同銲接方式，如遮蔽金屬電弧銲(Shielded Metal Arc Welding)、潛弧銲(Submerged Arc Welding)、GMAW 及 GTAW 等)，另外

亦包括電流、電壓、銲接走速、層間溫度、拘束度等。

2.3.4-2 銲接變形之種類[34-36]

銲接變形之基本型態可分為下列六種：

(1)橫向收縮(Transverse Shrinkage)

如圖 2-19(A)所示，橫向收縮是銲道垂直方向的收縮，大多數發生於對接銲(Butt joint)，尤其是銲道較長的對接銲。橫向收縮量之大小，受銲道所受拘束度影響很大。有不少學者利用不同設計之銲件得到一致的結論，就是銲道拘束增加，收縮量將隨之減少。

影響橫向收縮之因素，除了拘束之外，尚包括銲道設計、根部間隙量、開槽大小等。其中以根部間隙及銲道設計影響最大。

(2)縱向收縮(Longitudinal Shrinkage)

縱向收縮是在銲道方向的收縮，如圖 2-19(B)。是熔填金屬斷面及附近母材的斷面，抵抗銲接熱影響區的一種擴張與收縮作用，因為此種應力並不相等，且並非所有區域均能有效的抵抗收縮，因此，抵抗收縮的作用力很難算出，一般而言，對接銲的縱向收縮量，約為銲道長度的 1/1000。

(3)角變形(Angular Distortion)

角變形為厚度方向有不均勻的熱量分佈，使靠近銲接線位置產生變形，此種變形主要是熔填金屬在根部的收縮量小於表面的收縮量，如圖 2-19(C)。單邊開槽的對接銲或 T 型填角銲的角變形量，均決定於銲道層次的多少，較大的銲道或較多的銲道層次，都會使角變形量增加。

(4)迴轉變形(Rotational Distortion)

當對接銲由一端至另一端時，在未銲部份的銲道，有向內收縮或向外擴張的現象，如圖 2-19(D)所示，此種變形主要受銲接輸入熱量(Heat Input)、銲接速度及銲接順序不當等影響而產生。

(5) 縱向彎曲變形(Bending Distortion)

當銲接線與銲接結構的中間軸(Neutral Axis)不一致時，熔填金屬的縱向收縮會有彎曲力矩的產生，造成銲接結構縱向變形的現象。此一型態的變形，大多發生於 T 形或 I 形型鋁或鋼，如圖 2-19(E)，縱向變形與銲接拘束度、熔填金屬量、銲接順序等影響很大。

(6) 挫曲變形(Buckling Distortion)

挫曲變形為薄板銲接時，母材沿銲線方向產生殘留的壓縮應力，使薄板沿銲線方向產生挫曲變形的現象，如圖 2-19(F)，施工上防範挫曲變形的發生，必須注意銲接拘束程度、銲接順序、銲接輸入熱量的適當分佈情況等。

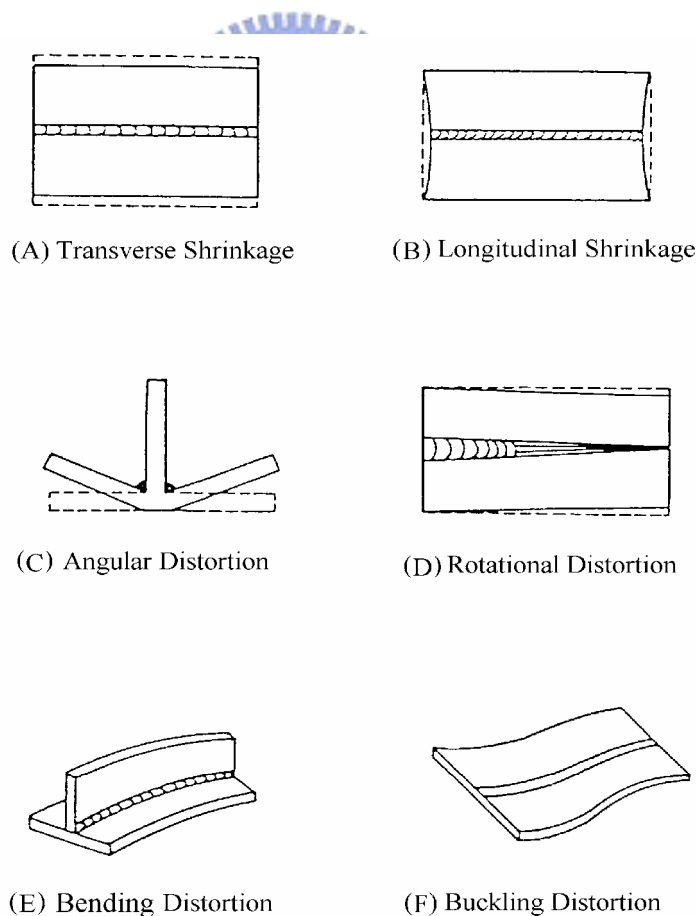
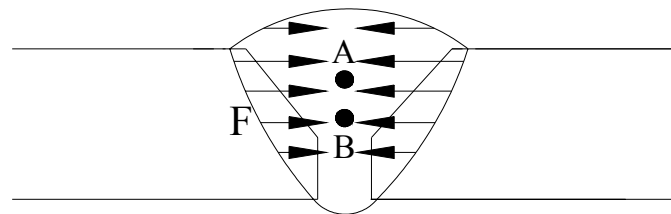


圖 2-19 銲接變形之形式[36]

2.3.4-3 角變形之形成

本研究主要係以銲接之角變形為主，因此針對角變形再加以說明。如圖 2-20 所示，在對接銲之接頭(Butt Joint)由於沿厚度方向之溫度不均勻分佈及填充金屬量之不同，使熔填金屬產生不均勻之橫向收縮，此不均勻之橫向收縮力可視為一個作用在填充金屬形心（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，而使母材產生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 2-20 對接銲角變形之形成[37]

2.3.4-4 銲接變形的控制[34,36,38]

為防止或減少銲接變形，在銲件的設計或施工上均需考慮加熱及冷卻問題。銲接變形是無法完全防止的，但卻能控制至最低程度，防止銲接變形之方法很多，以下數點，可資參考：

(1)銲道設計

銲道設計對銲接收縮變形的影響很大，一般說來，減少填充金屬量可降低變形，而適當的銲道設計能降低填充金屬量，故銲道設計對銲接收縮變形，有決定性的影響。另銲道之設計應儘量靠近中間軸，可使應力相互平衡，減少變形。

(2)預熱

均勻的預熱，能使母材得到均勻的溫度分佈，使熱應力減少，故預熱為防範變形很有效的方法之一。

(3)層間溫度的控制

在銲接過程中，應儘量避免溫度超過母材的變態點，以確保母材原有的性質。此外，一般說來，銲接輸入熱量愈小，產生的變形量也愈小，施工上應特別注意。

(4)填充金屬量的控制

填充金屬量愈多，愈會產生收縮力，銲接過多或不足，都是不好的現象，大小適度的銲道，不但可減少變形，更可節省銲接時間與材料，平滑微凸的填角銲與適當開槽的對接銲均可減少熔填金屬量。

(5)銲道次數之控制

選用直徑較大的銲線及較少銲道(pass)與選用直徑較小銲線及較多銲道，前者較能防止橫向收縮，是故，銲道層次愈多，愈會增加收縮力而造成變形。

(6)銲接順序之安排

適當的銲接順序，可防止銲接收縮與變形，一般常用的方法有後退法、對稱法、間跳法、交互法等。

(7)預先考慮收縮量

組合工作時，可預先考慮可能的收縮量，在組合時先預置反方向之變形量，在銲後將可補償消除變形。

2.4 銲接殘留應力

2.4.1 銲接殘留應力簡介

美國銲接協會 (American Welding Society, AWS) 將殘留應力定義為：在未受外力的作用下，所固存於物體內部之應力[39]。由於沒有外力的作用，屬於一種內力，所以殘留應力的分佈成一靜平衡狀態，如圖2-21所示。

2.4.2 銲接殘留應力之形成[41]

銲接殘留應力之形成，可由圖2-22來加以說明。當材料溫度從室溫（位置A）升到較高溫度（位置B）時，靠近銲道附近的材料因受到加熱而膨脹，但受到遠離銲道材料之束縛，因此會在銲道附近產生壓縮應力（Compressive Stress），直至達到材料的壓縮降伏應力（位置B）。當溫度繼續上升時，材料便沿壓縮降伏曲線BC一直至最高溫度（位置C）。在經過最高溫度以後，溫度開始下降，此時，靠近銲道附近的材料因冷卻而收縮，但受到遠離銲道材料之拘束，因此會在銲道附近產生拉伸應力（Tensile Stress），直至達到材料的拉伸降伏應力（位置D）。當溫度繼續下降時，材料便沿拉伸降伏曲線DF一直至室溫（位置A）。值得注意的是，當材料冷卻至室溫之前，會先達到一個「平衡溫度（Equilibrium Temperature）」（位置E），即當材料達到此一溫度時，其溫度梯度（Temperature Gradient）為零。因此，作用在材料上的熱應力亦會隨之被阻止，而保持在定值（位置EF）[42-44]。

圖2-23顯示在銲接的過程中，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，使得銲道附近的熔填金屬與母材產生熱應變，由熱應變再產生熱應力，此不均勻的熱應力便是銲接殘留應力形成的主要原因。銲接的進行溫度也隨之產生變化，熱應力也產跟著改變，可以動態三部份來說明：

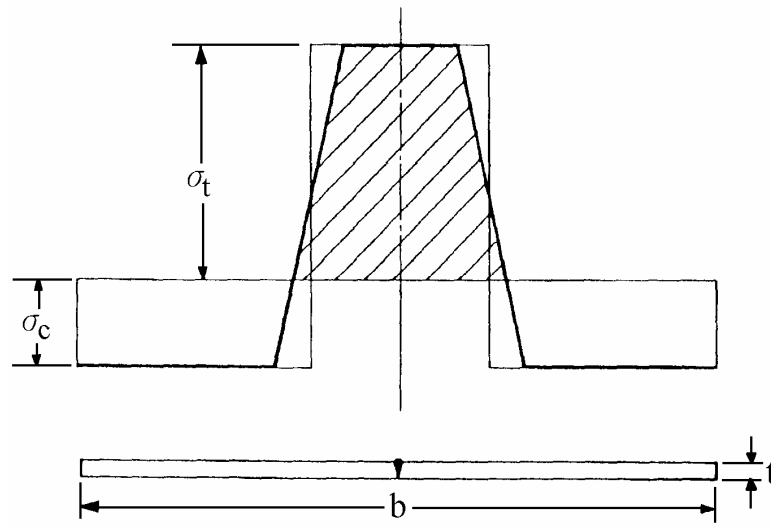


圖 2-21 殘留應力之分佈圖[40]

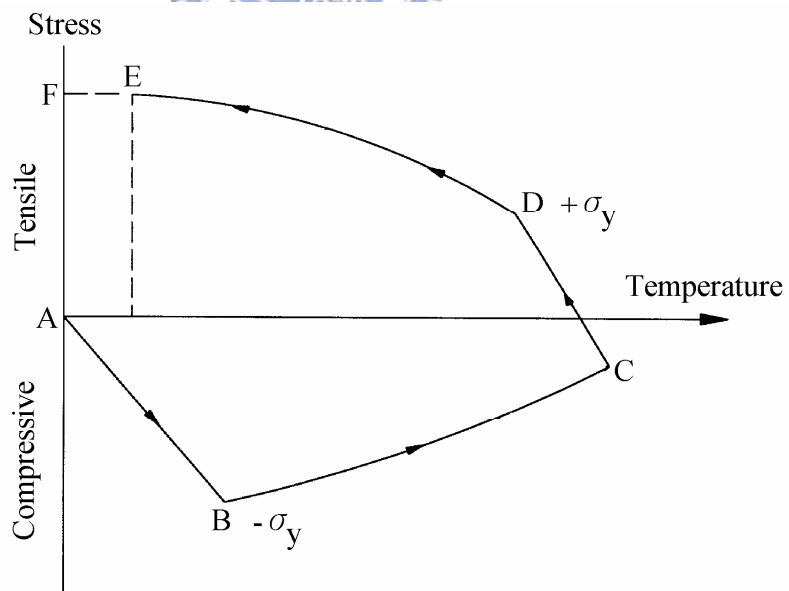


圖 2-22 銲接殘留應力形成之示意圖[42-46]

- (1) B-B section: 熔池為液態金屬因此不會產生應力，但在熔池周圍由於受熱而急速升溫膨脹，但受到遠處低溫母材之限制，因此會受到一壓縮應力，而在較遠處則產生一拉伸應力。
- (2) C-C section: 鐸道剛從液態金屬凝固並持續冷卻，體積產生收縮，但仍受到遠處較低溫母材之拘束因此於鐸道中央產生了拉伸應力。
- (3) D-D section: 鐸道已冷卻，從高溫一直冷卻體積亦持續收縮，受到遠處較低溫母材之拘束，因此於鐸道中央之拉伸應力持續增大，其範圍亦增大，形成了鐸道中央的殘留拉伸應力。

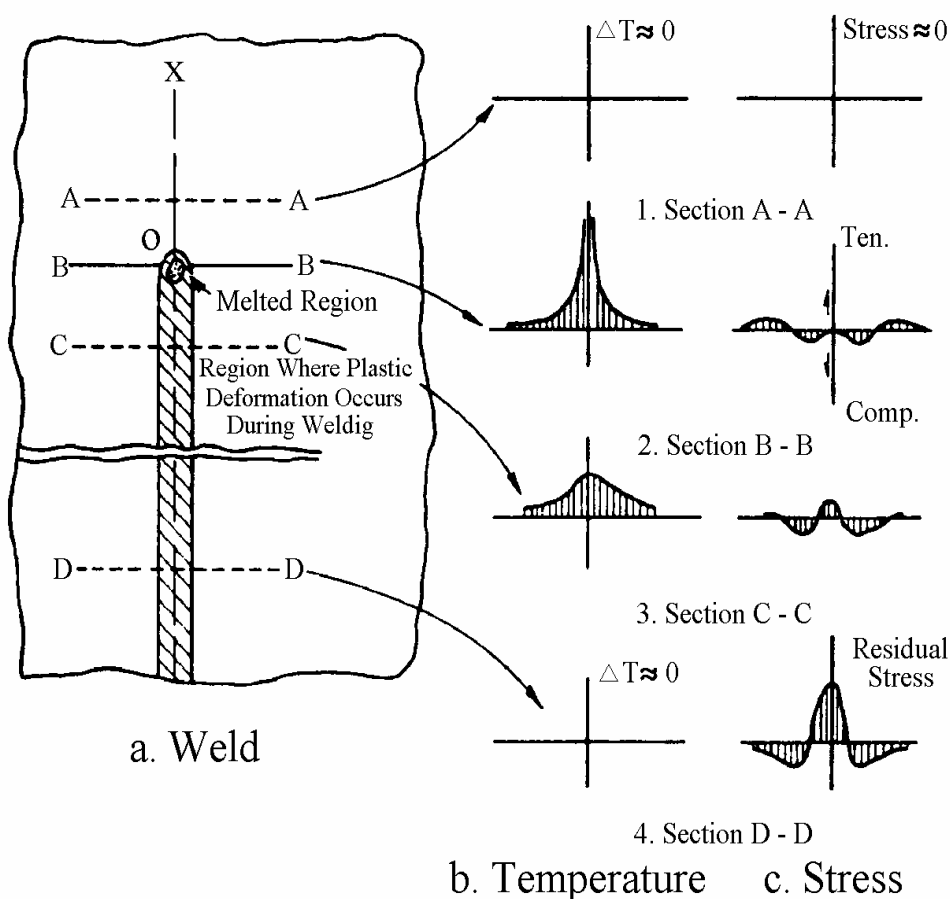


圖 2-23 鐸接過程中溫度與殘留應力變化之示意圖[21]

圖2-24為對接銲之典型殘留應力大小與分佈圖。值得注意的是，最大拉伸殘留應力（ σ_m ），通常可接近母材之降伏應力。

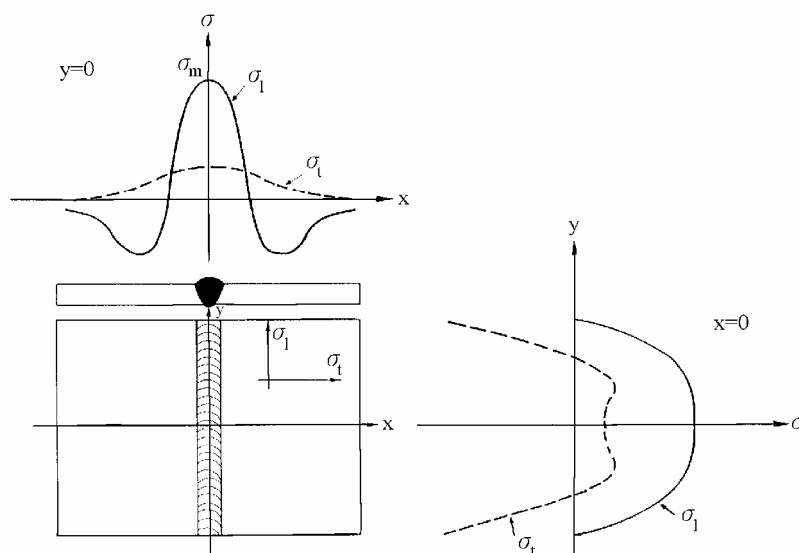


圖 2-24 對接銲典型殘留應力之大小與分佈圖[47]

2.4.3 銲接殘留應力之量測—鑽孔應變計法

鑽孔應變規法（Hole-drilling Strain-gage Method）已列入 ASTM 標準 E837 之規範中，此法乃根據彈性力學的觀念：若在一個具有均勻應力場的自由表面上鑽孔，則在鑽孔處的應力必會局部被釋放出來，此現象將會造成孔周圍處有可量測的應變產生。藉由應力釋放所產生的應變，便可計算出該物體內部所存在的應力，如圖 2-25 所示[48]。

根據 Rendler 與 Vigness 的研究指出^[49]：在使用鑽孔應變計法欲量測一已知半徑孔所釋放出的應變時，則在欲鑽孔處須安置一花型三軸應變計（Three Element Strain Gage Rosette），如圖 2-26 所示。如前所述，當在一個具有均勻應力場的自由表面上鑽孔時，其沿孔壁的應力會局部被釋放

出來，此現象將造成孔周圍有可量測的應變產生，為解此均勻應力場理論值，可由下列之推導求得[50]，如圖 2-27 所示。

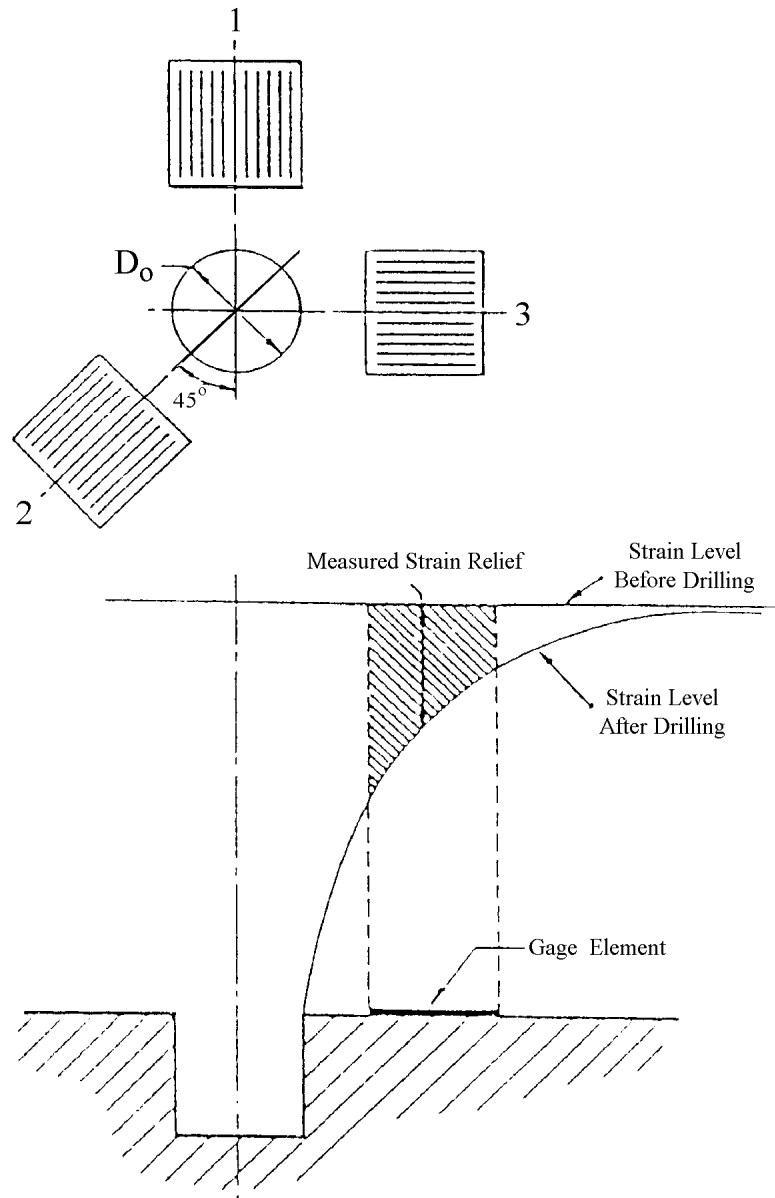


圖 2-25 應變釋放圖[48]

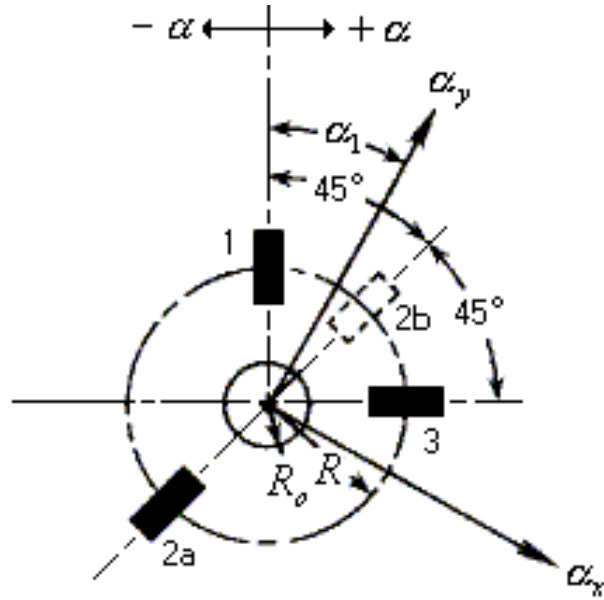


圖 2-26 花型三軸應變計之排列設計圖[50]

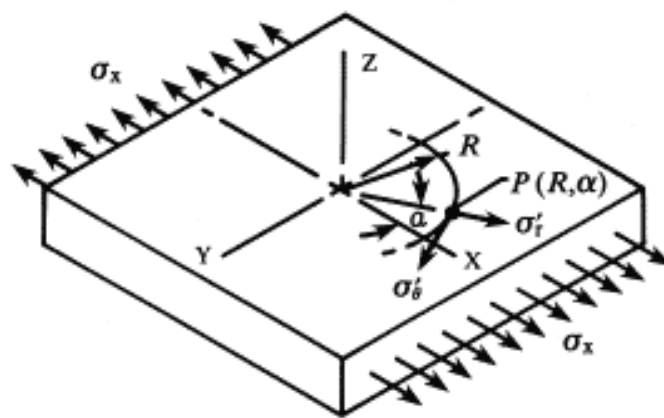


圖 2-27 平面雙軸向應力狀態圖[50]

在圖 2-27 中，假設一薄且寬之平板，其內部殘留主應力為 σ_x ，在點 P 之徑向及切線上之主應力 σ_r' 及 σ_θ' ，可由下式表示：

$$\sigma_r' = \frac{\sigma_x}{2}(1 + \cos 2\alpha) \dots\dots\dots (1a)$$

$$\sigma_\theta' = \frac{\sigma_x}{2}(1 - \cos 2\alpha) \dots\dots\dots (1b)$$

當材料鑽孔後，應力會釋放，G. Kirsch 提出此時之應力 σ_r'' 及 σ_θ'' 如下式所示：

$$\sigma_r'' = \frac{\sigma_x}{2} \left(1 - \frac{1}{r^2}\right) + \frac{\sigma_x}{2} \left(1 + \frac{3}{r^4} - \frac{4}{r^2}\right) \cos 2\alpha \dots\dots\dots (2a)$$

$$\sigma_\theta'' = \frac{\sigma_x}{2} \left(1 + \frac{1}{r^2}\right) - \frac{\sigma_x}{2} \left(1 + \frac{3}{r^4}\right) \cos 2\alpha \dots\dots\dots (2b)$$

此處

$$r = \frac{R}{R_0} (R \geq R_0)$$

R_0 =hole radius

R =arbitrary radius hole center

將鑽孔後所得之應力 σ_r'' 、 σ_θ'' 減去原來之應力 σ_r' 、 σ_θ' 即可求得點 P 所釋放之應力，分別是

$$\Delta\sigma_r = \sigma_r'' - \sigma_r' \dots\dots\dots (3a)$$

$$\Delta\sigma_\theta = \sigma_\theta'' - \sigma_\theta' \dots\dots\dots (3b)$$

因材料內部之殘留應力不可能超過降伏強度，因此可利用 Hooke's Law 及

公式(3)，求得點 P 釋放之徑向及切線方向之應變：

$$\varepsilon_r = -\frac{\sigma_x(1+\nu)}{2E} + \left(\frac{1}{r^2} - \frac{3}{r^4} \cos 2\alpha + \frac{4}{r^2(1+\nu)} \cos 2\alpha \right) \dots\dots(4a)$$

$$\varepsilon_\theta = -\frac{\sigma_x(1+\nu)}{2E} + \left(-\frac{1}{r^2} + \frac{3}{r^4} \cos 2\alpha - \frac{4}{r^2(1+\nu)} \cos 2\alpha \right) \dots\dots(4b)$$

為使其簡單化，將公式(4)改寫如下：

$$\varepsilon_r = \sigma_x (A + B \cos 2\alpha) \dots\dots(5a)$$

$$\varepsilon_\theta = \sigma_x (-A + C \cos 2\alpha) \dots\dots(5b)$$

此處

$$A = -\frac{1+\nu}{2E} \left[\frac{1}{r^2} \right] \dots\dots(6a)$$

$$B = -\frac{1+\nu}{2E} \left[\left(\frac{4}{1+\nu} \right) \frac{1}{r^2} - \frac{3}{r^4} \right] \dots\dots(6b)$$

$$C = -\frac{1+\nu}{2E} \left[-\left(\frac{4\nu}{1+\nu} \right) \frac{1}{r^2} + \frac{3}{r^4} \right] \dots\dots(6c)$$

E = Young's modulus

ν = Poisson's ratio

上述所介紹均以 X 單軸向應力來考量，但在實際上大部份之殘留應力都是雙軸向應力，只要利用上述公式(1)、(2)，將 $\cos 2\alpha$ 改為 $\cos 2(\alpha + 90^\circ)$ 或 $-\cos 2\alpha$ 即可求當力作用在 Y 軸向時，點 P 釋放之徑向及切線方向之應變：

$$\varepsilon_r^y = \sigma_y (A - B \cos 2\alpha) \dots\dots(7)$$

同理，公式(5a)可改寫成

$$\varepsilon_r^x = \sigma_x(A + B \cos 2\alpha) \dots \dots (8)$$

將公式(7)及公式(8)相加得

$$\varepsilon_r = \sigma_x(A + B \cos 2\alpha) + \sigma_y(A - B \cos 2\alpha) \dots \dots \dots (9)$$

σ_x 、 σ_y = Principal stresses present in the weldment before drilling

α = Angle between the directions of ε_r and σ_x

如圖 2-26 所示，半徑為 R 之花型三軸應變計被置放於鑽孔半徑為 R_0 之中心位置處，其 α 分別為：

$$\alpha_1 = \alpha_1 \text{ (arbitrary)}$$

$$\alpha_2 = \alpha_1 + 45^\circ$$

$$\alpha_3 = \alpha_1 + 90^\circ$$

將此 α_1 、 α_2 及 α_3 分別代入 (9) 式中，即可求出三軸向應變 ε_1 、 ε_2 、 ε_3 及主應力 (σ_x 、 σ_y) 與其主應力角 (α)：

$$\varepsilon_1 = A(\sigma_x + \sigma_y) + B(\sigma_x - \sigma_y) \cos 2\alpha$$

$$\varepsilon_2 = A(\sigma_x + \sigma_y) + B(\sigma_x - \sigma_y) \cos 2(\alpha + 45^\circ) \dots \dots \dots (10)$$

$$\varepsilon_3 = A(\sigma_x + \sigma_y) + B(\sigma_x - \sigma_y) \cos 2(\alpha + 90^\circ)$$

因此

$$\sigma_{\max} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} - \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2} \dots \dots \dots (11a)$$

$$\sigma_{\min} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} + \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2} \dots \dots \dots (11b)$$

$$\tan 2\alpha = \frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3} \dots \dots \dots (11c)$$

上式分別定義為最大主應力與最小主應力，其中 α 以應變規之 1 號為基準，正值代表順時針方向，負值代表逆時針方向。

而在應用 Kirsch 所推導出平面雙軸向應力之理論公式時，有下列三項限制條件[50]：

1. 在一薄且寬的平板上鑽一小孔，且所鑽之小孔為穿孔型態。
2. 應變及應力之計算只針對一點，不考慮應變計的應變平均效應。
3. 不考慮沿厚度方向的應力變化。

實際上在應用鑽孔應變計法時，大多是在一有限寬的厚板上鑽一盲孔而非穿孔，且應變計所量測出來的應變是為一面積平均應變值也非一點之應變值，因此必須將公式(10)加以修正。Schajer[51]利用有限元素法，修正公式(10)中 A、B 兩個係數，使在實際應用鑽孔應變計法時能更加準確，而其所得的校正係數則為：

$$\bar{A} = -\frac{1+\nu}{2E} \times \bar{a} \quad \dots\dots\dots(12a)$$

$$\bar{B} = -\frac{1}{2E} \times \bar{b} \quad \dots\dots\dots(12b)$$

其中 \bar{a} 、 \bar{b} 兩個係數，可由如圖 2-28 求得。

而有關盲孔之鑽孔深度將會影響釋放之應變大小，在鑽同樣直徑之盲孔時，隨著深度的增加所釋放的應變也會增加，為能測量得最大之應變，鑽孔之深度就非常重要。Kelsey、Rendler 及 Vigness 之研究結果都顯示當鑽孔深度 Z 與應變規之直徑 D 之比值達 0.4 時，即可完全釋放應變，如圖 2-29 所示。(Z/D 之值最少要達到 0.4 已納入 ASTM E837 規範中)。

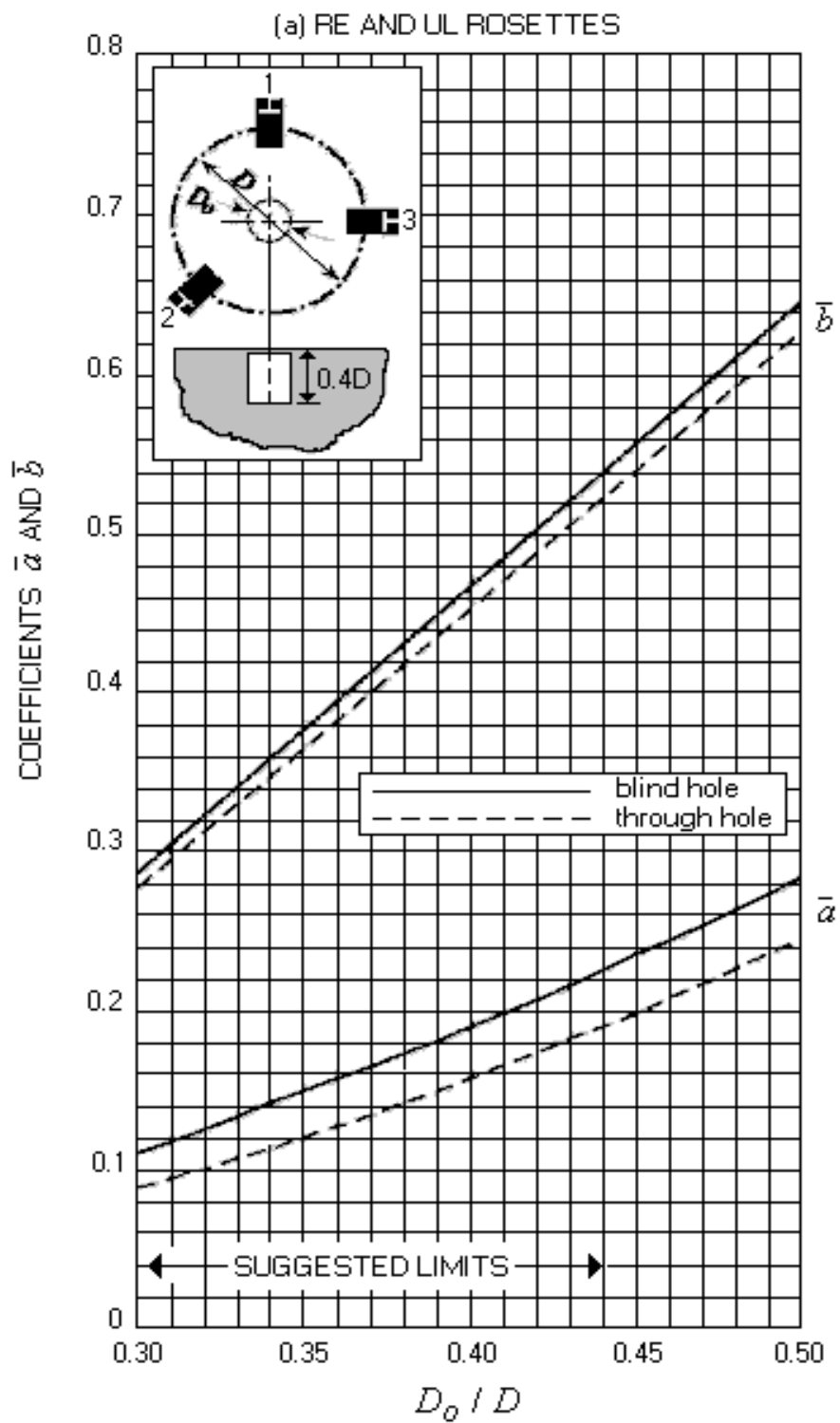


圖2-28 \bar{a} 、 \bar{b} 與 D/D_0 之關係曲線圖[50]

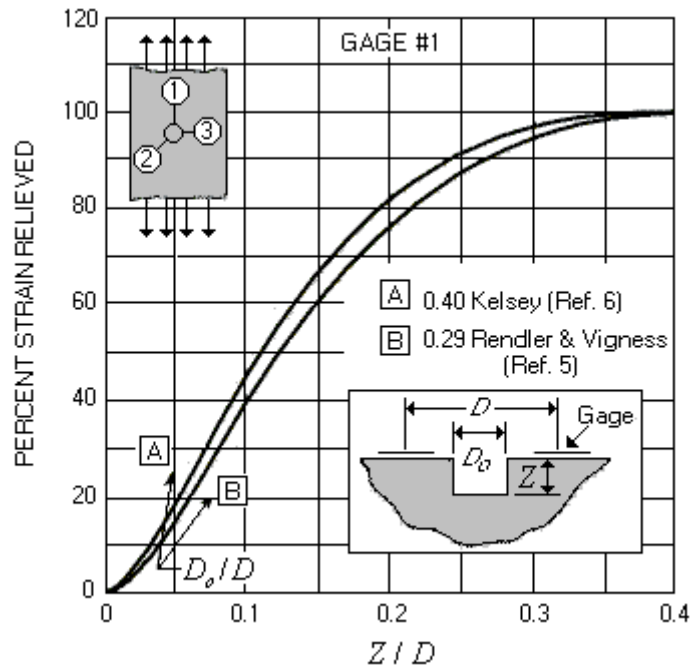


圖2-29 釋放之應變與鑽孔深度和應變規直徑比值(Z/D)之關係[50]

2.4.3-1 鑽孔應變計法量測之誤差

鑽孔應變計法為目前量測殘留應力最普遍之方法，許多學者均針對各種會影響量測結果之因素進行研究，加以歸納後，約有下列幾項因素：

(1) 鑽孔時產生之偏心

鑽孔時若鑽頭之中心與應變規之中心不一致時，將會造成量測上的誤差。許多學者曾提出修正之計算方式，而Sandifer[52]、Procter[53]、Wang[54]等人之研究指出：以本實驗所用之062RE-花型三軸應變規為例，即使鑽頭中心與應變規中心產生0.025mm之偏心，其在應力之計算上其誤差可控制在3%以下。而Measurement Group開發之RS-200 Milling Guide可將偏心量控制在0.025mm以下，以減少可能造成的誤差。

(2) 鑽孔時引進的應力

利用本法在鑽孔時會引進一些應力，Lin[55]之研究指出此項應力可達

材料降伏強度之6-12%左右，Chow及Cundiff之研究指出若在鑽孔時分數次進刀將可降低引進之應力[56]。

(3)鑽孔方法

Flaman曾利用高速空氣渦輪鑽孔設備來提昇鑽孔速度 (400,000 r.p.m. 以上)，藉以改善低速鑽孔法所造成的誤差[57]，他亦曾就四種鑽孔方法：High Speed Drill、Low Speed End Mill、Air Abrasive Jet及Electro-Chemical Milling 比較其「鑽孔引進之應力」、「釋放孔之外觀」、「輕便性」及「操作容易度」[58]，結果發現利用高速空氣渦輪鑽孔設備最佳，此法目前已廣泛應用於殘留應力之量測上，適用於一般之碳鋼、不銹鋼、銅及銅合金、鋁及鋁合金，但對於一些較硬之金屬並不適用，因為會引進較大之應力。

(4)材料局部降伏

當材料之殘留應力接近其降伏強度時，由於應力集中將會造成釋放孔周圍材料之局部降伏。研究指出：當材料之殘留應力小於其比例限之70%，可以不考量其局部降伏現象；但當殘留應力與材料之比例限相同時，則會產生10-30%之誤差[53,59-60]。

(5)應力梯度

鑽孔法是假設應力場為一均勻之應力場，若應用在隨材料深度而變化之應力場之量測上將會產生誤差，根據Bynum的研究指出，應力梯度將會產生約10%之誤差值[61]。