

國立中山大學材料科學研究所

碩 士 論 文

指導教授：黃志青 博士

6061/SiC 鋁基複合材料之
高能量束鐳接性質研究

研究生：黃儒瑛 撰

中華民國八十九年六月

授權書

(博碩士論文)

本授權書所授權之論文為本人在國立中山大學 材料科學與工程研究 所
八十八 學年度第 二 學期取得 碩 士學位之論文。

論文名稱：6061/SiC 鋁基複合材料之高能量束鐳接性質研究

同意 不同意

本人具有著作財產權之論文全文資料，授予行政院國家科學委員會科學技術資料中心、國家圖書館及本人畢業學校圖書館，得不限地域、時間與次數以微縮、光碟或數位化等各種方式重製後散布發行或上載網路。

本論文為本人向經濟部智慧財產局申請專利的附件之一，請將全文資料延後兩年後再公開。(請註明文號：)

同意 不同意

本人具有著作財產權之論文全文資料，授予教育部指定送繳之圖書館及本人畢業學校圖書館，為學術研究之目的以各種方法重製，或為上述目的再授權他人以各種方法重製，不限地域與時間，惟每人以一份為限。

上述授權內容均無須訂立讓與及授權契約書。依本授權之發行權為非專屬性發行權利。依本授權所為之收錄、重製、發行及學術研發利用均為無償。上述同意與不同意之欄位若未鉤選，本人同意視同授權。

指導教授姓名：**黃志青** 博士

研究生簽名：**黃儒瑛**

學號：8736608

(親筆正楷)

(務必填寫)

日期：民國 89 年 7 月 1 日

論文名稱:6061/SiC 鋁基複合材料之高能束鐳接性質研究

頁數:115

校所組別:國立中山大學 材料科學 研究所

畢業時間及提要別:八十八 學年度 第 二 學期 碩士學位論文提要

研究生:黃儒瑛

指導教授:黃志青 博士

關鍵字:鋁基複合材料, 雷射束, 電子束, 鐳道微組織, 孔洞, 機械性質, 潤濕性

論文提要:

本研究旨在探討超塑性之鋁基金屬複合材料,經高能束鐳接後之性質,以及合金與不同 SiC 含量複合材料之鐳接性質差異。本研究的實驗結果顯示,以電子束鐳接 6061Al/20%SiC_w 複合材料,熔融區由於 SiC 鬚晶的影響,流動性極差,再加上電子束持續打擊材料,會產生材料噴濺損失,形成無法回填的凹槽,鐳接性不佳。以雷射束接合 20%SiC_w 複合材料,由於局部產生高熱,鐳道中心的 SiC 鬚晶多數分解,與鋁反應生成脆性鋁碳化合物,鐳道兩側因急速熱膨脹形成裂隙,鐳後機械性質測試顯示鐳道脆化為性質劣化的主因,也因此喪失超塑性。以雷射測試合金與複合材料的鐳接性質差異方面,合金具有強的反光性質,因此對雷射能量吸收不佳,複材則因 SiC 具有較佳的能量吸收能力,在 1~20%SiC 含量範圍內,含量越多可增加能量吸收率。而強化相的形狀會影響鋁碳化合物的生成量,顆粒狀強化相因相對表面積較小,反應多在顆粒表面,鬚晶則因形狀細長,表面積較大,容易分解反應。潤濕性實驗結果發現, SiC 含量會影響熔融材料的潤濕性與流動性, SiC 含量越多,相同溫度下的潤濕性及流動性都會越差,並需要在更高溫度下,潤濕性質才會好轉。但是當 SiC 含量高達 20%且為鬚晶形式時,潤濕性及流動性即使在高溫下都不易好轉,對於鐳接回填有不好的影響。

Title of Thesis: Characterization of high energy beam

Total pages: 115

welding of 6061/SiC aluminum matrix composites

Name of Institute: Master of science program in materials science and engineering of

National Sun Yat-Sen University

Graduate date: June 2000

Degree Conferred: Master

Name of student: R. Y. Huang

Adviser: J. C. Huang

Key word: aluminum matrix composite, laser beam, electron beam, microstructure, cavity, mechanical property, wettability

Abstract:

The current thesis was designed to examine the welding characteristics of laser and electron beam welding of the superplastic metal matrix composites (MMCs) reinforced with 1~20% SiC and to differentiate the difference between the 6061 aluminum alloy and 6061/SiC composites. The 6061/20%SiC_w MMC was found to exhibit poor welding characteristics under electron beam welding. This was because that the SiC whiskers would induce poor fluidity of molten Al matrix and the electron beam continuously bombarded the MMC resulting in material loss through sputtering, and this effect induced an “V” groove formed at the center of the fusion zone. The laser beam welding of the 20% SiC_w MMCs caused the decomposition of the SiC_w into Al₄C₃ platelets at the center region of the fusion zone, as well as cavities along the outer region due to thermal expansion differences. The post-weld tensile test results showed that the brittle weld zone lead to the degradation of strength, and the 6061/20%SiC_w MMC after welding would lose superplastic properties. There were some differences between the 6061 alloy and MMC upon subjected to laser beam welding. The absorption of laser energy by the MMC was better than that by the alloy; the absorption of laser energy increased with increasing SiC content. The shape of the

reinforced material could also influence the quantity of Al_4C_3 formed. The total surface area of SiC particles was smaller than that of the SiC whiskers under equal volume fraction, therefore more SiC whiskers were decomposed. In the wetting experiment, the wettability and fluidity of molten material was observed to decrease with increasing SiC volume fraction at the same temperature. The wettability could be improved at higher temperatures. For the 20%SiC_w MMC, the wettability and fluidity could not be sufficiently improved even at a high temperature of 1300 °C, which appeared to be the cause for the lack of feeding in the central fusion zone.

誌 謝

本論文得以順利完成，首先要感謝恩師 黃志青教授的悉心指導，在兩年的研究生涯中，帶領我進入學術研究領域，培養我具有思考、組織及分析的能力，在為人處世方面，也給予我許多啟示，使我受益良多。在論文口試期間，感謝口試委員卓照明教授及何扭今教授，提供許多寶貴建議及指正，使本論文更臻完善。

在研究過程中，要特別感謝陳盛祺學長的指導，協助我瞭解實驗相關的知識，對我有很大的助益。在實驗儀器的應用上，感謝古錦松學長對於雷射及電子束設備的操作及維護，使實驗順利進行。感謝陳桂香小姐在 SEM 的指導及協助，江宏達先生在 EPMA 測定的操作及拉伸試驗機的指導。以及財團法人金屬工業發展中心協助出借及指導實驗儀器，謹在此表達謝意。此外，也要感謝王宗鼎、蕭一清學長指導儀器的使用，以及本研究小組成員們支持及協助，使各項工作順利進行。

最後，要感謝我最愛的父母多年來的辛苦栽培，讓我接受良好的教育，由於有你們的支持與鼓勵，使我能順利完成學業，僅以此成果與所有關愛我的人分享，謝謝。

黃 儒 瑛

2000, 7, 1

目 錄

頁次

中文論文提要	I
英文論文提要	II
誌謝	IV
目錄	V
表目錄	VIII
圖目錄	IX
一、前言	1
1.1 金屬基複合材料簡介	1
1.2 銲接性質	2
1.3 高能量束銲接	8
1.3.1 電子束銲接	9
(A) 電子束銲接原理	9
(B) 電子束銲接之優缺點	10
1.3.2 雷射束銲接	11
(A) 雷射銲接原理	11
(B) 雷射銲接之優缺點	13
1.4 熔池表面張力對銲道的影響	14
1.5 本研究之規劃	16
二、實驗方法	18
2.1 實驗材料	18
2.2 材料製程	18

2.2.1 混粉製程	19
2.2.2 冷壓成形	19
2.2.3 真空熱壓燒結	19
2.2.4 熱擠形製程	20
2.2.5 滾壓製程	20
2.3 試片處理及實驗流程	21
2.4 電子束銲接	22
2.5 雷射束銲接	22
2.6 熔融材料潤濕性測試	22
2.7 拉伸試驗	23
2.8 光學顯微鏡	24
2.9 掃描式電子顯微鏡	24
三、實驗結果	25
3.1 電子束銲接	25
3.1.1 6061 鋁合金電子束銲接	25
3.1.2 6061/20%SiC _w 複合材料電子束銲接	25
3.2 雷射銲接	28
3.2.1 6061 鋁合金雷射銲接	28
3.2.2 6061/1%與5%SiC _p 複合材料雷射銲接	29
3.2.3 6061/20%SiC _w 複合材料雷射銲接	30
3.3 潤濕性測試結果	32
3.4 機械性質測試	34
四、實驗結果討論	36
4.1 電子束與雷射銲接 6061 合金之差異	36

4.2	電子束與雷射銲接 6061/20%SiC _w 複合材料之差異.....	37
4.3	不同材質間的雷射銲接性差異	38
4.3.1	雷射吸收率差異	38
4.3.2	孔洞分佈差異	41
4.3.3	鋁碳化合物生成量差異	43
4.4	潤濕性的影響	43
4.5	機械性質的差異	45
五、	結論	47
六、	參考文獻	49
表	53-64
圖	65-115

表 目 錄

表一	6061 鋁合金的成分組成	53
表二	6061 鋁合金及 SiC 材料之性質	53
表三	6061-T6/20%SiC 複合材料與 6061 -T6 鋁合金性質資料比較.....	54
表四	Instron 5582 拉伸試驗機資料表	55
表五	修正 Keller 腐蝕液化學成分表	55
表六	電子束銲接 6061 鋁合金 5mm 厚板自體銲接結果.....	56
表七	電子束銲接 6061/20%SiC _w 複合材料 0.86mm 薄板自體銲接結果...	57
表八	不同複材之雷射銲接最佳參數	58
表九	潤濕角測量數據	59
表十	表面張力計算數值	59
表十一	銲接前母材 T6 狀態下之拉伸機械性質測試數據.....	60
表十二	1%、5%SiC _p 自製複材之金屬基材 EPMA 元素分析.....	60
表十三	銲接後未做 T6 處理之銲道機械性質測試數據.....	61
表十四	銲接後經過 T6 處理之銲道機械性質測試數據.....	61
表十五	雷射銲道幾何外觀比較	62
表十六	20%SiC _w 複材銲道截面形狀特徵	63
表十七	雷射銲接後四種機性代表數據之接合效率值.....	64

圖目錄

圖 1-1	各種銲接方式之功率密度分佈	65
圖 1-2	電子束銲接示意圖	66
圖 1-3	鎖孔作用力示意圖	67
圖 1-4	傳導式與鎖孔式銲接機構銲道比較	67
圖 1-5	雷射銲道之形成	68
圖 1-6	電子束、雷射束與電弧銲接法銲道外觀比較	69
圖 1-7	表面張力對銲道影響示意圖	70
圖 1-8	潤濕角與表面張力關係圖	71
圖 1-9	液珠幾何形狀示意圖	72
圖 1-10	D 值對照圖	72
圖 2-1	6061 鋁合金 1 mm 薄板之製作流程圖	73
圖 2-2	6061/1vol% 及 5vol% SiC_p 鋁基複合材料製程	74
圖 2-3	試片處理及實驗流程	75
圖 2-4	拉伸試片取樣方式示意圖	76
圖 3-1	6061 鋁合金電子束銲道 OM 圖	77
圖 3-2	6061/20% SiC_w 複材電子束銲道 OM 圖 (50 kV , 7 mA , 50 mm/s)	78
圖 3-3	6061/20% SiC_w 複材電子束銲道示意圖	79
圖 3-4	6061/20% SiC_w 複材電子束銲道 OM 圖 (50 kV , 3 mA , 15 mm/s)	80
圖 3-5	6061/20% SiC_w 複材電子束銲道 OM 圖 (50 kV , 6 mA , 50 mm/s)	80
圖 3-6	6061/20% SiC_w 複材電子束銲道凹槽內的生成物	81

圖 3-7	6061 鋁合金雷射鐳道 OM 圖	82
圖 3-8	6061/1%SiC _p 複材母材 SEM 圖	83
圖 3-9	6061/5%SiC _p 複材母材 SEM 圖	83
圖 3-10	6061/1%SiC _p 複材雷射鐳道 OM 圖	84
圖 3-11	6061/5%SiC _p 複材雷射鐳道 OM 圖	85
圖 3-12	SiC 顆粒流動聚集現象 SEM 圖	86
圖 3-13	6061/5%SiC _p 複材雷射鐳道內片狀化合物及 爆米花狀 SiC 顆粒 SEM 圖	86
圖 3-14	6061/20%SiC _w 複材母材 SEM 圖	87
圖 3-15	6061/20%SiC _w 複材雷射鐳道 OM 圖	88
圖 3-16	6061/20%SiC _w 複材雷射鐳道截面放大圖	89
圖 3-17	6061/20%SiC _w 複材雷射鐳道正面 SEM 圖	90
圖 3-18	6061/20%SiC _w 複材雷射鐳道破斷面 SEM 圖 , 圖 3-17 的鐳道區域 (C) 斷面	91
圖 3-19	圖 3-17 的鐳道區域 (C)	91
圖 3-20	圖 3-17 的 I 區 , 鐳道與熱影響區交界	92
圖 3-21	圖 3-17 的 II 區 , 熱影響區與基材交界	92
圖 3-22	6061 鋁合金於 850 時之潤濕角測試外觀	93
圖 3-23	6061 鋁合金於 1100 時之潤濕角測試外觀	93
圖 3-24	6061/1%SiC _p 複材於 850 時之潤濕角測試外觀	94
圖 3-25	6061/1%SiC _p 複材於 1100 時之潤濕角測試外觀	94
圖 3-26	6061/5%SiC _p 複材於 850 時之潤濕角測試外觀	95
圖 3-27	6061/5%SiC _p 複材於 1100 時之潤濕角測試外觀	95
圖 3-28	6061/20%SiC _w 複材於 850 時之潤濕角測試外觀	96
圖 3-29	6061/20%SiC _w 複材於 1300 時之潤濕角測試外觀	96
圖 3-30	潤濕角度變化圖	97

圖 3-31	表面張力變化圖	98
圖 3-32	未銲接母材拉伸試驗曲線	99
圖 3-33	雷射銲接後未做 T6 處理之拉伸試驗曲線.....	100
圖 3-34	雷射銲接後施以 T6 處理之拉伸試驗曲線.....	101
圖 3-35	電子束與雷射銲接 6061 合金之熱輸入量與 截面積關係圖	102
圖 3-36	電子束與雷射銲接 6061 合金之熱輸入量與 銲深關係圖.....	103
圖 3-37	電子束與雷射銲接 6061 合金之熱輸入量與 銲寬關係圖	104
圖 3-38	電子束與雷射銲接 6061 合金之熱輸入量與 深寬比關係圖	105
圖 3-39	電子束與雷射銲接 20%SiC _w 複材之熱輸入量與 熔融反應區截面積關係圖	106
圖 3-40	電子束與雷射銲接 20%SiC _w 複材之熱輸入量與 熔融反應區及未反應區總截面積關係圖.....	107
圖 3-41	電子束與雷射銲接 20%SiC _w 複材之熱輸入量與 銲道深度關係圖	108
圖 3-42	電子束與雷射銲接 20%SiC _w 複材之熱輸入量與 熔融反應區寬度關係圖	109
圖 3-43	電子束與雷射銲接 20%SiC _w 複材之熱輸入量與 熔融反應區及未反應區總寬度關係圖	110
圖 3-44	電子束與雷射銲接 20%SiC _w 複材之熱輸入量與 深寬比 t/W_I 關係圖	111
圖 3-45	電子束與雷射銲接 20%SiC _w 複材之熱輸入量與 深寬比 t/W_{II} 關係圖	112

圖 3-46	雷射銲接不同 SiC 含量複材之能量吸收比較圖.....	113
圖 3-47	6061/5%SiC _p 複材雷射銲道, 銲道兩側凸出狀外觀.....	114
圖 3-48	雷射銲接 6061 合金及不同 SiC 含量複材之 UTS 接合效率變化	115

一、前 言

1.1 金屬基複合材料簡介

金屬基複合材料 (Metal matrix composites, MMCs) 的應用已日漸廣泛，主要是因複合材料比原來的金屬合金有更佳的應用性質。它是以富延展性的金屬基材 (metal matrix)，可以是單一金屬或合金；再添加強化相 (reinforcement)，可依其形狀分為連續纖維 (continuous fibers, f)、非連續纖維 (discontinuous fiber or short fibers, sf)、鬚晶 (whiskers, w) 及顆粒 (particles, p) 等不同形式的強化物。由於兩者各具不同的物理及化學性質，在製造上需選擇適當的金屬基材與強化相，考慮其介面的穩定性及鍵結強度，並使強化相均勻散佈在基材中，降低內部的孔洞，找出適當的混合比例，以達到所需要的性質[1-3]。

金屬基複合材料中，目前以鋁基複合材料 (aluminum matrix composites, AMC) 有長足的發展[2]。所謂鋁基複合材料，是指以鋁合金為基材，如 2014、2024、6061、7005、8090 等鋁合金，添加不同形式的強化相，常見的材質如硼纖維、SiC、Al₂O₃、B₄C 顆粒或鬚晶等形式，以適當比例混合製成。一般的鋁合金應用廣泛，合金種類繁多，並可利用各種強化處理、熱處理來提高強度，重量輕又具高強度，為其最大優點。但多數鋁合金高溫強度不足，耐磨耗性不佳，為其普遍的缺點。鋁基複合材料則彌補了一般鋁合金之缺點，具有更高的彈性係數 (elastic modulus)、更高的強度 (strength)、剛性 (stiffness)、更好的耐磨耗性 (wear resistance) [4,5] 及高溫強度，且不失其質輕的優點，因此可在更嚴苛的環境下應用。

鋁基複合材料應用在航太工業上，如航空器結構物、衛星結構物、火箭控

制系統等，因其具有高的強度重量比，因此在航太工業佔有重要地位。另外，在汽車煞車裝置、底盤、引擎零件等亦有應用。在民生用品中，如自行車車架的應用，在先進國家中已商業化應用在登山自行車上[1,2]。

1.2 鐸接性質

在一般的鋁合金鐸接方面，其鐸接特性如下[6]：

- (1) 變形大：因鋁合金熱膨脹係數高，高溫強度差，故鐸接變形無法避免，只能採取適當方法減輕影響。
- (2) 導熱係數高：鋁合金容易傳熱，故需較大的熱輸入量才足以維持鐸道。
- (3) 易氧化：鋁合金活性大，表面易形成緻密氧化層，在鐸接過程中，容易在鐸道內形成夾渣及氣孔等不良影響。
- (4) 氣孔形成：其原因有吸附氫氣，外界氣體進入，如空氣、保護氣體進入，及金屬氯化等原因造成。
- (5) 反光性大：此問題在以高能量雷射束鐸接時，造成雷射束反射，能量無法吸收，而使鐸接效率降低，需使用更高的雷射功率才能進行鐸接。

鋁合金以一般的電弧鐸接及其他軟、硬鐸接法，輔以適當的缺陷防治方法，皆可得到良好的鐸接效果[2]。

Hirose 等人[7,8] 以 CO₂ 雷射接合 6061-T6 鋁合金薄板，為了減低鋁合金高反射率了影響，在板材表面施以石墨鍍膜，以增加雷射能量的吸收。與鎢極惰性氣體電弧鐸接 (tungsten inert gas arc welding, GTAW or TIG) 相比較，雷射鐸接具有鐸道、熱影響區 (heat-affected zones, HAZs) 較窄，鐸道孔洞量少，冷

卻速度快，不會產生粗大晶粒等優點。鐸接後，鐸道硬度、強度雖然有下降的現象，但是經過 T6 熱處理後，可以使鐸道強度回復到幾乎與母材相同。反觀 TIG 鐸道，鐸道寬大，孔洞多，導致鐸道強度下降，無法以熱處理方式回復。因此，以 CO₂ 雷射可成功接合 6061 鋁合金。

Cieslak 與 Fuerschbach[9] 研究以脈衝波及連續波 Nd:YAG 雷射對 6061、5456、5086 鋁合金的鐸接性質，發現波的形式不同會影響鐸接結果，以及鐸接時鎂含量損失會對強度有所影響。研究指出以脈衝波鐸接，容易產生鐸道熱裂的結果，使用連續波則不會產生熱裂。鐸接時熔池溫度維持在 807~1697 間，熔液中的鎂成分會氯化，若損失越多，會使 6061 鋁合金失去析出強化效果，5456 及 5086 鋁合金會失去固溶強化效果，導致強度下降。

在鋁基複合材料的接合方面，因鋁合金種類繁多，添加之強化相各有不同，因此鋁基複合材料種類亦多。在接合上，因合金中含有其他強化相存在，常造成接合上的困難。在熔融接合方式方面，有下列數點主要的困難[1]：

- (1) 複合材料被熔化後，由於包含許多強化相在其中，流動性較差，黏度比未強化金屬黏度大。
- (2) 重新凝固時，易產生偏析或強化相聚集。
- (3) 強化相與合金基材界面發生反應。
- (4) 易產生孔洞。

Kennedy[11] 研究硼纖維強化鋁合金複合材料以電弧鐸接後的微組織變化。指出必須控制熱輸入量及應用填料 (filler)，可得到較佳的鐸接結果。若不加入填料，會因為強烈的電弧快速加熱，引起硼纖維的破裂分解。且鋁與硼的潤濕性較差，造成界面鍵結較差。添加富矽之填料，則可保護硼纖維不被過度加熱，並增進金屬的流動性。另有研究指出，硼纖維在熔鋁中會隨著溫度、接

觸時間增加，而產生界面反應，據推測生成 AlB_2 化合物。

Lienert 等人[12] 利用慣性摩擦接合 (inertia friction welding, IFW) 8009/11vol%SiC 複合材料。摩擦接合是利用一轉動的飛輪組驅動一端工件，達到高轉速後脫離驅動組，往另一端固定工件施加軸向壓力壓合，飛輪能量透過兩工件摩擦消耗產生熱能，使兩工件接合[13]。以此法接合 8009/11vol%SiC 複合材料，可得均質的熱變形影響區及 SiC 均勻分佈的接合界面。接合面未發現 SiC 與鋁基材發生反應的現象。雖然發現某些 SiC 顆粒破裂，但室溫拉伸強度仍可達複合基材的 90% 以上，接合效果良好。

Midling 與 Grong[16,17] 以連續摩擦接合法 (continuous drive friction welding) 針對 Al-Mg-Si 合金及 Al-SiC 複合材料的接合，提出理論分析模式，討論熱量擴散對內部組織的影響。將熱影響區分為數個部分：

- (1) 接觸界面 (the contact section, Z_{cs})
- (2) 完全塑性變形區 (the fully plasticized region, Z_{pl})
- (3) 部分塑性變形區 (the partly deformed region, Z_{pd})
- (4) 未變形區 (the undeformed region, Z_{ud})

接合過程則依溫度變化區分為 (1) 加熱階段、(2) 穩定階段、(3) 冷卻階段。接合過程首先利用摩擦產生熱能加熱界面，再施加軸向壓力壓合，界面將產生強大的剪力流，使表層晶粒組織被破壞及變形，為加熱階段。當熱量擴散達一穩定狀態時，溫度分佈情況與塑性變形量均維持一定值，為穩定狀態。直到接合完成，進入冷卻階段。研究發現 SiC 顆粒含量增加時，完全塑性變形區內溫度較高，但範圍較窄。冷卻時，完全塑性變形區內因為有 SiC 及微小矽晶粒存在，使晶粒細化，且 SiC 顆粒分佈均勻，可得到良好的接合成果。

摩擦鐸接法屬於非熔融方式的接合法，其優點在於工件界面摩擦時，可將

表面氧化層破壞及剝離，減少接合區域內氧化物夾雜。加壓接合時，接合面未接觸到大氣，使接合面不易與氧、氫、水氣等產生反應，同時也減少氣孔的產生。找出適當的接合參數，控制能量的輸入，摩擦接合一樣可得到較窄的熱影響區，接合區域不會因輸入熱量過大，而引起金屬氣化、界面反應等問題。例如 Dawes 與 Thomas[18] 以摩擦接合法將厚板材對接，可得到完全無孔洞的鐳道，拉伸強度與母材幾乎無異。以及 Irving[14] 與 Ellis 等人[15] 的研究，皆指出對於複合材料的接合來說，摩擦接合通常可得到很好接合結果。

Devletian[20] 以電容放電鐳接 (capacitor discharge welding, CDW) 法接合 SiC 強化鋁基複合材料。研究中以 CDW 法接合多種不同的鋁基複合材料，包括鋁合金類 6061-T6、2024-T6 鋁合金，鋁基複合材料類 6061/20% 及 40%SiC_p、6061/48%SiC_p、6061/30%B₄C、2024/30%B₄C，及 AZ61/40%B₄C 鎂合金複合材料。除了同種類材料接合外，另有異種類材料接合測試，例如 6061-T6 合金與 6061/SiC_p 複合材料的接合。結果顯示各項材料以 CDW 法皆可成功的接合，熱裂、孔洞、界面反應等不良影響，極少出現在接合區域內。研究指出三點影響 CDW 接合的因素：

- (1) 功率密度及熔化效率
- (2) 加熱及冷卻速率
- (3) 熔池過熱量大小

當輸入之功率密度越大，熔化效率也隨之增加，但是鐳道區域的升溫速度亦增加，加熱太快的結果，即造成熔池溫度過熱，可能導致金屬氣化、金屬基材與強化相間產生反應等問題。由於 CDW 接合法能夠有效的控制能量的輸入大小及時間，其接合結果皆顯示出孔洞及缺陷極少的良好成果。

在熔融法處理鋁基複合材料上，分為表面 MMC 處理、熔融鐳接兩部分討論。鋁合金表面 MMC 層處理可以得到耐磨耗的表面硬化層，而基材可以使用

一般的合金，不必整體使用較昂貴的複合材料，可達到節省成本的優點。Baker 等人[21-24] 研究以 CO₂ 雷射表面處理 MMC 硬化層，以鋁合金為基材，表面預置單一的 SiC 粉末或是鋁合金及 SiC 混合粉末，再以雷射掃描表面，使表面合金熔化與 SiC 結合，冷卻後可得到一硬度較高的 MMC 層，達到耐磨耗、保護內部金屬的目的。研究發現欲形成 MMC 層必須將雷射能量控制在一臨界值附近，才能得到一適當處理溫度，溫度太低，無法熔解足夠的合金與 SiC 結合，MMC 層就無法形成；溫度太高，則會熔解太多合金，使 SiC 粒子分散沈入較深的位置，或是造成熔液對流較強，SiC 被打散後會因毛細作用力互相吸引聚集，發生小區域聚集的現象，無法達到保護的作用，同時，太高的溫度，會引起 Al/SiC 界面間的反應，形成鋁碳化物 (Al₄C₃)，降低 MMC 的性質。另外，材料的性質也會影響 MMC 層的形成，包括金屬對雷射的反射性、金屬及強化物對能量的吸收性，金屬與強化物的鍵結性等問題，都是需要加以注意的問題。

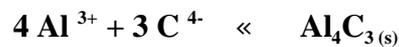
在熔融法銲接 MMC 鋁基複合材料的應用上，經常發生強化顆粒分解或界面發生反應等問題，根據研究報告[25-33,36] 指出，以雷射切割或熔接 SiC 強化鋁基複合材料，包括 2124/SiC、6061/SiC、A356/SiC 等鋁基複合材料，發現原本 SiC 均勻分佈的母材，銲接處理後在銲道中存在許多片狀、針狀及塊狀生成物，多發生在 SiC 顆粒附近生成，熱輸入量越高，生成量亦越高，且生成物越粗大，同時 SiC 存在量相對減少。根據研究[24,34,35] 鑑定，片狀及針狀生成物為鋁碳化物 (Al₄C₃、Al₄SiC₄ 等)，細小塊狀生成物則為矽塊，其生成原因是產生下列反應：



$$G=113900-12.06 T \ln T+8.92 \times 10^{-3} T^2+7.53 \times 10^{-4} T^{-1}+21.5 T+3RT \ln a_{[\text{Si}]}$$

根據 Carotenuto 等人[34] 與 Iseki 等人[35] 對於鋁與碳化矽間界面反應的

研究，在鋁的熔點以下時（約 660 ），其界面處於穩定狀態，不會發生反應，當超過鋁熔點以後，因為熱力學上自由能由正值轉為負值，此反應由非自發性轉成自發性反應，因此反應會進行。反應先由碳化矽顆粒分解形成碳離子與矽離子，擴散溶入液體鋁中，待溫度下降後，碳離子會與鋁離子反應形成 Al_4C_3 析出於 SiC 顆粒附近，而矽原子則固溶於鋁之中，冷卻時部分矽濃度較高之區域會產生細小矽塊。



Viala 等人[41] 指出由鋁熔點至 1400 的溫度區間內，較易形成 Al_4C_3 ，1400 ~1900 區間內會形成 $Al_4C_3 \cdot SiC$ （即 Al_4SiC_4 ），更高溫度時會形成 $2Al_4C_3 \cdot SiC$ 等化合物。若要防止此反應的發生，有數種方式預防[32-35,37-40]：

- (1) 加入矽元素到鋁合金中，由反應式可知，當右側矽濃度增加，將導致反應減慢，達到飽和時，反應將停止。因此，在鋁合金中，若要達到反應停止，則必須達到鋁矽共晶組成，矽含量約 13wt%，但是此法會造成成分、材料性質的改變，不太可能使用此法改善。
- (2) 控制製造程序，防止溫度過高，產生反應。例如加快鐸接走速，使升、降溫速度加快，以減少 Al/SiC 界面反應的時間。
- (3) 在 SiC 顆粒表面鍍上薄膜，防止熔鋁與 SiC 直接接觸發生反應。例如鍍上 SiO_2 、 Si_3N_4 、 Al_2O_3 、 MgO 等薄膜，雖然有一定的防制功效，但是成本昂貴。

由於鋁碳化物具有硬脆之性質[33,41,42,43]，存在鐸道中，在承受負荷時成為應力集中及裂痕孕核處，容易使鐸道破裂，且金屬間化合物的熱膨脹係數與

金屬基地及碳化矽顆粒各有差異，在加熱及冷卻過程中，亦容易在其界面產生應力，甚至是裂痕的產生。鋁碳化合物亦為一不穩定相，當鋁碳化合物遇到水氣時，會與水分子反應，分解產生氣體，反應式如下[34,42]：



因此，當鐳道內形成鋁碳化合物後，不但鐳道會脆化，一旦鐳道與大氣中的水氣接觸，會加速鐳道劣化。根據上述文獻探討，以熔融法接合鋁基複合材料，存在一些困難，但是若能有效控制熱輸入量，減低鐳道過熱的情況，仍然可以降低鋁碳化合物之形成，減少對鐳道不利的缺陷發生。

1.3 高能量束鐳接

傳統的熔融鐳接方法，由於能量密度低，因此在鐳接過程中必須使用較大的熱輸入量才能完成鐳接，但是對於鋁合金材料，其導熱率較一般金屬高，若使用傳統鐳接法，勢必要施加更大的熱輸入量，才能接合鋁合金。而大熱輸入量將使得鋁合金鐳道寬度增大及熱影響區擴大等害處。高能量束鐳接因為可以產生很高的功率密度，只需較少的熱輸入量即可完成鐳接，將可改進前述鋁合金鐳接之缺點，且因為高能量束直徑細小，輔以精密機械控制，可以做高準確度、高精密度的接合。圖 1-1 為不同鐳接方式之功率密度分佈，可瞭解各種鐳接方式的功率密度範圍。以下就電子束與雷射束兩種高能量束鐳接之特性進一步探討。

1.3.1 電子束鐳接 (Electron Beam Welding, EBW)

(A) 電子束鐳接原理

電子束鐳接為高能量密度的非傳統鐳接方法，在工業先進國家中，已廣泛地應用於精密機械、航太、國防及汽車等工業。電子束的產生是源自於一電子槍 (electron gun) 裝置 (圖 1-2)，其內部有一陰極燈絲，通常是鎢 (W) 或鈹 (Ta) 金屬製成，以直流電源加熱陰極燈絲至高溫後放射出電子，這些電子被外加電場加速成具有高能量與高速度的電子流，再經由電磁聚焦線圈 (electromagnetic focusing coil，或稱電磁透鏡，即 magnetic lens) 聚焦成細小電子束。聚焦線圈下又有電磁偏向線圈 (magnetic deflection coils)，電子束可由其控制路徑。當高能量電子束撞擊到材料後，電子的動能將轉換成熱能，將局部區域加熱熔解與氣化，在工件表面形成一孔洞，即所謂「鎖孔」，鎖孔的形成及維持是由電子束壓力、蒸汽壓力、反作用力等維持。另外使鎖孔趨向閉合的作用力有重力、表面張力等，藉由各種作用力的平衡才能維持住鎖孔的存在[50] (圖 1-3)。

上述電子束鐳接過程都必須要在真空狀態下進行，由於電子質量輕，為防止撞擊空氣分子而造成散亂或聚焦不良，並確保電子束之穩定及不影響鐳接效能，故必須在真空中進行。真空度越低，由於氣體分子濃度越高，電子與空氣分子撞擊機率增大，散亂程度增大，將造成鐳深下降。同時，因為電子束鐳接在真空中進行，其鐳道具有深且狹窄的特點，鐳道污染程度減至最低。

比較電子束與雷射束鐳接參數上的相異處，電子束鐳接由於在真空中進行，金屬蒸氣會被真空幫浦抽出，故不會有電漿雲霧遮蔽的影響，不需裝設「吹驅

氣體」。另外，在電子束鐳接的功率參數中，分為電壓及電流兩項，電壓值越高，則電子速度越快；電流值越高，則代表撞擊之電子數目越多。可依材料的特性來選擇適當的參數，將電壓乘以電流所計算出之值，即為功率值（瓦特，W）。

(B) 電子束鐳接之優缺點

和傳統鐳接方法比較，電子束鐳接具有以下優點[50]：

- (1) 功率密度 (Power density) 高達 $10^{10}\sim 10^{13}$ W/m²，可得深寬比大之鐳道，對於厚板可調整功率大小一次鐳穿。
- (2) 熱輸入量低，冷卻速度快，可降低粗及脆的介金屬化合物之析出。熱影響區小，變形量少，鐳接殘留應力小。
- (3) 鐳接過程在真空中進行，污染、氧化等影響少，不致降低強度或耐腐蝕性。精密度高，可得到品質較佳之鐳道。
- (4) 鐳接速度快，生產效率高，鐳接條件容易控制。
- (5) 適合高熔點金屬，如 Ta、W、Mo 等鐳接。
- (6) 適合熱傳導率高之材料鐳接，如 Al、Mg 等，不需預熱即可局部接合。

電子束鐳接之限制如下：

- (1) 因需在真空中操作，鐳接工件受限於真空室大小，大型鐳件無法鐳接。
- (2) 設備甚為昂貴，遠超過傳統鐳接設備。
- (3) 鐳接過程在完全隔離狀態下進行，鐳接前需準備完善，注意鐳道定位，否則在鐳接過程中無法補救或修正。
- (4) 電子束會受磁場影響，靠近電子束行進路徑之夾具或工具需用非磁性材料，以免發生偏折。

- (5) 含有多量氣體之材料，如鋁合金鑄件，容易產生氣孔，電子束也較不穩定。
- (6) 必須使用填料，或在真空中容易蒸發的材料，如 Zn、Cd 等不適合於電子束銲接。

1.3.2 雷射束銲接 (Laser Beam Welding, LBW)

(A) 雷射銲接原理

雷射 (Laser) 乃 Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation 之簡稱，也可以說是一種將電能轉換為光能的震盪放大裝置。由於具有同相位、單一頻率以及高強度等特性，雷射在經過光學系統聚焦後，變成唯一狹窄且能量密度相當高之光束，可應用於各項材料之精密加工製程，包括銲接、切割、鑽孔、表面處理等[52,53]。

雷射銲接是以高功率密度之光束，照射加工物，進行熔融接合材料的加工製程。雷射銲接之功率密度介於 $10^{10}\sim 10^{12}$ W/m²，一般之電弧銲接熱原則約在 $10^7\sim 10^8$ W/m² 之間。當光束照射到材料表面，集中的能量使金屬產生局部熔融蒸發，在熔融金屬中產生鎖孔 (keyhole) 之銲接機構，與傳統低功率密度銲接法相比較，如圖 1-4 所示，傳統銲接法以傳導方式加熱，常造成寬大而且深度較淺的銲道；而鎖孔式銲接機構，可提供具有較佳穿透深度之銲道，總熱輸入量較低且集中的熱能，經由此部分傳導至周圍、側壁持續進行熔接過程[51]，銲道較為狹窄。金屬對於波長為 10.6 mm 之 CO₂ 雷射的吸收率大多不到 10%，如鋁在室溫下吸收率只有 2%，但其吸收率隨著溫度上升及物質狀態的變化而增加。以圖 1-5 說明雷射銲接過程，光束照射初期，材料表面溫度升高而熔化，

中心高溫部分產生氣化，使得雷射可進入材料深部，一則因溫度上升，另則因雷射光束滯留於鎖孔內，經多次反射被孔壁吸收，當鎖孔形成後吸收率可增加至 98%，並維持鎖孔的存在。圖 1-6 為電子束、雷射束及電弧銲接法銲道外觀比較圖，由圖所示電子束及雷射束銲道寬度較電弧銲接銲道寬度來得小，顯示鎖孔式銲接機構造成深且窄的銲道特點[52]。

鎖孔產生後，其內部金屬蒸氣及電漿所產生之壓力會維持鎖孔的形狀，但是當熱能被金屬蒸氣大量吸收後即形成電漿 (plasma)，會急速膨脹離開且懸浮在工件表面，此電漿雲霧除了吸收部分雷射光、阻止能量傳遞外，還會扭曲光束、破壞聚焦能力，使得銲接效率降低，進而影響銲件深穿程度。因此，雷射銲接過程中，必須採用適當之惰性氣體，例如氬氣或是氬氣等，稱之為「吹驅氣體」，選擇適當的吹驅氣體、吹管孔徑、吹驅角度及吹驅流量，方能有效吹除電漿雲霧，增加銲接效率。過大之吹驅流量或不適當之吹驅條件，將導致銲深下降、銲道產生氣孔等問題。

雷射銲接之主要參數有[52]：

- (1) 功率大小：雷射功率越大，熱輸入量越大，熔穿能力增加，銲深增加，可接合較後之材料。
- (2) 焦點位置：其和光學幾何及電漿有密切關係，一般以聚焦於試片表面稍下方可得到最深的銲道及最大深寬比，若聚焦於最佳點之下則功率密度降低，若聚焦於其上方則會加熱試片表面附近之電漿，使電漿大量形成而遮蔽雷射束傳輸。
- (3) 接合方式：如對接、重疊、T 字形接合等不同方式的接合法，必須考慮到鎖孔的形成及是否能緊密接合等影響。
- (4) 吹驅氣體：如前述吹驅氣體的影響，必須採用適當的吹驅方式。排除電漿影響，並可保護材料在銲接時不致產生氧化。

- (5) 材料性質：材料本身物理性質會直接影響鐳接結果，主要性質有反射率、熱傳導係數、熔點、沸點及熔融金屬流動性等。反射率對雷射鐳接的影響主要發生在起鐳位置，當鎖孔形成後，雷射光吸收率即大幅增加。熱傳係數高之材料，則必須使用較大功率才能接合。熔點、沸點低之材料，容易蒸發氣化，需注意控制雷射參數。
- (6) 鐳接速度：鐳接速度越快，單位面積單位時間內受到的能量即減少，熱輸入量下降，

(B) 雷射鐳接之優缺點

雷射鐳接已經在工業界有長時間應用，其具有以下優點[51,54]：

- (1) 能在大氣環境下鐳接，不需真空設備，設備成本較電子束設備低，材料大小及形狀限制較少。
- (2) 加工料的熱影響區較少，因此鐳接的尺寸精度高。
- (3) 雷射束容易經由光學設備控制傳輸，可以應用在各種不同角度或難以深入之容器內部等位置進行接合。
- (4) 雷射加工過程可以即時監控，易於達到全面自動化，對於工業界來說，可大量降低成本。
- (5) 不受加工物是否有磁性的影響，可對磁性材料加工。
- (6) 屬於非接觸性鐳接，因此不需加物理性外力輔助。
- (7) 異種金屬的鐳接容易進行。

雷射鐳接限制如下：

- (1) 雷射鐳接時造成之電漿雲霧會吸收雷射光束，阻礙光束能量傳輸至材料，影響鐳接效率，熔融深度變淺。

- (2) 因在大氣下操作，熔接部位易產生氣孔。
- (3) 材料的物理性質會影響對雷射光束的吸收率，例如反光性質。

1.4 熔池表面張力對鐸道的影響

由圖 1-1 可知高能量束鐸接的功率密度很高，鐸接機構已不是傳統鐸接的熱傳導機構，而是前述之鎖孔式機構，鐸接時維持鎖孔機構的多種作用力中，主要是以蒸汽壓力、表面張力及流體靜力三種作用力影響[56]。蒸汽壓力是金屬氣化後形成，主要由鎖孔底部不斷的產生，使鎖孔內維持一個充滿金屬蒸汽的空間，蒸汽會朝向上方出口流動，同時，因溫度降低使蒸汽壓下降，到達出口處，蒸汽作用力已經減少很多。在鐸道表面部分，則是由熔融金屬的表面張力所影響，表面張力會影響著四周熔池的流動[45]。而流體靜力與前兩項比較起來，影響力較小而往往被忽略。

在上述作用力中，以表面張力對熔池流動影響最大，關係著鐸道的外觀及熔池回填的優劣[45]。表面張力（ σ ）為溫度的函數，會因溫度高低而變化，為物質的一物理特性，由溫度與表面張力的關係，可定義出表面張力溫度係數（temperature coefficient, $\frac{d\sigma}{dT}$ ），一般來說絕大多數純金屬都是屬於溫度越高，表面張力越低的情況，即溫度係數為負值；而合金則因摻雜不同的金屬，會造成表面張力的改變，例如由原本的負值轉成正值的現象[45]。當熔池受到表面張力影響時，會使流動現象大致分為兩種[47,49]：

- (1) 四周朝內流動（Radially inward flow），為溫度係數為正值所表現的結果，例如某些合金。所表現出來的鐸道外觀為中央隆起高於兩側。鐸道擾動較大，表面波紋粗糙不規則。熔渣集中在中央。鐸道較窄，鐸深較深。

(2) 放射狀往外流動 (Radially outward flow), 為溫度係數為負值所表現的結果, 例如一般的純金屬。所表現出來的鐸道外觀為中央部位較兩側低, 或者表面平坦, 波紋規律細密。熔渣往兩側分散開, 中央區域露出較光亮的金屬。鐸道會較寬, 鐸深淺。

會造成此種差異的原因, 是因為鐸道熔池表面, 中央與四周的溫度會有差異, 形成溫度梯度, 導致不同位置會有不同的表面張力所致。熔池表面的溫度呈現中央高而四周低的分佈情形, 可由圖 1-7 清楚的解釋, 當材料的溫度係數為正值時, 即產生圖 1-7 中的圖 (a) 所示的情況, 中央高溫區的表面張力較大, 四周低溫區的表面張力較小, 會使四周的金屬熔液往中央區域流動, 造成中央凸起, 兩側凹陷的外觀, 又因中央集中的高溫熔液往下流動, 將鐸道底部金屬熔化, 而使鐸深加深。圖 (b) 是溫度係數為負值所表現的情形, 中央高溫區的表面張力較小, 四周的表面張力較大, 使中央高溫熔液往兩側流動, 呈現中央凹陷兩側隆起的外觀, 並造成鐸寬加大, 鐸深較淺的鐸道。

由上述現象可知, 鐸道內的力學平衡關係著鎖孔機構的維持, 尤其是表面張力的變化, 更關係著鐸道的回填狀況與鐸深、鐸寬的改變。尤其當材料為多種金屬混合的合金材料, 在鐸接時容易產生由未知的表面張力因素, 影響鐸接的結果。

測量表面張力大小, 可以經由測量熔融金屬的潤濕角得知, 潤濕角 (wetting angle or contact angle,) 的定義為液體 (L) 在固體 (S) 與氣體 (V) 間所夾的角度, 如圖 1-8 所示, 潤濕角是由固液界面能 (γ_{SL}), 液氣界面能 (γ_{LV}), 固氣界面能 (γ_{SV}) 三種不同的界面能量平衡後所決定的, 其中液氣界面能即所謂的液體表面張力。當潤濕角度越小, 液體傾向扁平狀, 代表潤濕性越好, 表面張力越小。若是潤濕角越大, 液體傾向形成圓球狀, 代表潤濕性越差, 表

面張力越大。因此，可由測量潤濕角來得知表面張力的大小，以及固體與液體間的潤濕性質。

除了以外觀的角度大小來衡量潤濕性質外，還可以公式計算出表面張力值，其計算公式如下：

$$\left(\frac{\text{J}}{\text{m}^2}\right) = D d_m^2 g$$

圖 1-9 為液珠幾何形狀示意圖， d_m 為液珠最大直徑 (m)， H 為最大直徑至頂點距離 (m)，公式中 D 為形狀幾何因子，須從鋁熔珠幾何形狀取得 d_m 及 H 值，再計算 $d_m/2H$ 值後，對照圖 1-10 可得到 D 值； g 為重力加速度 (9.8 m/s^2)，為鋁基材密度 (kg/m^3)，可經由下列公式計算：

$$\left(\frac{\text{kg}}{\text{m}^3}\right) = \{ 2.730 - 2.8 \times 10^{-4} (T - T_m) \} \times 10^3$$

T_m 為鋁熔點 660，將各項數值帶入式中，即可算出表面張力值。

1.5 本研究之規劃

由以上之探討得知一般的鋁合金，不論使用傳統接合法或是高能量束鐳接法，只要輔以適當的缺陷改善措施，大多可以順利完成接合，可熱處理型材料在接合後施以熱處理，甚至可以回復鐳道強度，使鐳道與母材強度相差不會太大，有關鋁合金接合之相關研究甚多。但在鋁基複合材料之接合方面，相關之研究論文相對少得多，其接合方式以摩擦及 CDW 法非熔融接合方式，容易達成良好的接合結果，若以熔融方式接合，常造成界面反應產生。可見到數篇相關研究，例如顆粒型 SiC 強化 A356 鋁合金[32,33]、2024/SiC_p 鋁基複合材料[26,28] 等接合研究，以及數篇有關 Al/SiC 界面反應[34,35,37,39,42] 原因及影響的研究報告。由於本實驗室現有購於美國 ACM (Advanced Composite Materials Corp.) 公司所生產的 20 vol% 鬚晶 SiC 強化 6061 鋁基複合材料薄板，晶粒細小，具有

良好的高速超塑性[55]，但未知其銲接性質，且文獻上從未見到此材料任何銲接研究之報導，因此本研究做下列規劃：

- (1) 嘗試以高能量雷射及電子束銲接 20 vol% 鬚晶 SiC 強化 6061 鋁基複合材料薄板，瞭解此種鋁基複合材料之銲接性質。高能量束銲接具有能量密度高、速度快、銲道窄且深等優點，尤其雷射銲接已經廣泛應用在工業界，探討雷射對於鋁基複合材料的銲接現象，亦有利於工業界的應用。
- (2) 由於文獻中少見到有關鋁基複合材料中 SiC 含量對於銲接性質的影響，本研究將以 6061 合金及自製低 SiC 含量（如 1 及 5 vol%）6061 鋁基複合材料，以高能量束銲接，探討其銲接所產生之現象。
- (3) 在許多文獻中，皆未見到鋁基複合材料銲接後之強度資料，因此將對銲接後的 20 vol% 鬚晶 SiC 強化 6061 鋁基複合材料薄板，及自製之低 SiC 含量 6061 鋁基複合材料，做室溫拉伸測試，瞭解銲接前後銲道的強度變化，進而評估其可銲性與銲接效率。

二、實驗方法

2.1 實驗材料

本研究使用的材料分為外購及自製兩種。外購材料為購自美國 ACM 公司的 6061/20%SiC_w 鋁基複合材料。6061 鋁合金的一般成分如表一所示。其所含強化相 SiC 為鬚晶 (whiskers) 形式，長度為 7~20 μm ，直徑 0.5 μm ，含量為 20 vol%。此 MMC 材料晶粒在 500~600 μm 之間，仍能維持 1~2 μm ，最佳高速超塑拉伸量達 500% 以上，發生於 590 $^{\circ}\text{C}$ 及 $5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 拉伸速率下，具有高速超塑性，其厚度為 0.86 mm 之薄板。表二為 6061 鋁合金及 SiC 材料之性質比較。

自製材料部分分為 6061 合金、6061/1vol%SiC_p 複合材料、6061/5vol%SiC_p 複合材料三種，試片厚度皆為 1 mm。

2.2 材料製程

6061 鋁合金 1 mm 薄板之製作流程如圖 2-1，將本實驗室自中鋼鋁業公司取得的 6061 厚板 (30mm) 切下部分，以滾壓機 (rolling machine) 做滾壓處理，將材料厚度壓至 1 mm 厚為止。

1 vol% 及 5 vol% 的 6061/SiC_p 複合材料製作流程如圖 2-2，以粉末冶金方式製作。金屬基材為 6061 合金粉末，強化相為美國 SGC (Superior Graphite Co.) 生產的 SiC 粉末，其平均大小為 1 μm 。將合金粉末及 SiC 粉末以體積分率均勻混合，再經過熱壓、擠製、滾壓、熱處理後完成試片製作。以下為設備及處理過程描述。

2.2.1 混粉製程

目的：由於以粉末冶金方式製作試片，為求得均勻分佈的強化相，必須注重粉末混合的均勻度，不要有粉末聚集的情況發生。

步驟：本製程採用溼式混粉法，將體積分率經由密度關係換算成重量分率，總粉末重量 400 克，為求攪拌均勻，共分四次混粉。先取 SiC 粉末放入燒杯，再倒入異丙醇溶液，置於超音波震盪器震動 30 分鐘後，再置於加熱器上，放入磁石攪拌，一邊攪拌一邊加入 6061 合金粉末。加熱至 300 直到異丙醇蒸發完全，粉末完全鬆散為止。

2.2.2 冷壓成形

目的：將均勻分佈的粉末，以較低之壓力，將模具內的粉末壓成較緻密的狀況，減低空隙及氣體含量，以利熱壓燒結製程進行。

步驟：將混粉後的粉末倒入預先噴好氮化硼（BN）潤滑劑的鋼製模具內，在室溫下以冷壓機加壓成形。

儀器：油壓式粉末成形機，國內振耀機器廠製造，單缸上升式油壓壓床。

2.2.3 真空熱壓燒結

目的：在高溫、高壓及真空狀態下，消除大部分孔隙及氣體，將粉末燒結

成塊狀材料。

步驟：將冷壓後之粉末連同鋼製模具放入熱壓機內。將各項參數設定完成，抽真空至氣壓低於 10^{-5} torr 後，開始執行控制程式，先升溫至 300 除氣 1 小時，再升溫至 600 除氣 0.5 小時，之後維持在 600 同時加壓 40.7 噸 (89500 lb)，相當於在圓柱形試片上加壓 120MPa 之壓力，維持 2 小時，之後降溫、降壓，完成熱壓程序。

儀器：熱壓機，Centorr Vacuum Industries 製造，最大壓力 45.5 噸 (10^5 lb)，使用時真空度可維持在 10^{-6} torr 左右。

2.2.4 熱擠形製程

目的：將熱壓燒結後的材料，進行擠壓成形，使晶粒細化，內部孔隙度更低，增強其機械性質。

步驟：先將擠形模具噴上氮化硼 (BN) 潤滑劑，把熱壓燒結錠放入材料盛桶內，將盛桶分段加熱至 500 ，之後再將模具加熱至 500 ，兩者溫度相同後即可進行擠形。

儀器：國內功益機械公司製造，KCAEP-350E 型銅鋁用高溫擠製機。為雙缸橫軸式油壓擠製機，最高出力 350 噸。

2.2.5 滾壓製程

目的：將厚板材或擠壓成形之棒材滾壓成 1 mm 厚之薄板。

步驟：將材料經由滾壓降低其厚度，太厚之試片無法一次滾壓完成，須經多次退火、滾壓步驟方能完成。退火溫度約在 380~410 間。

儀器：HF200x200 可調轉速滾壓機 (rolling machine) 可進行冷、熱滾壓。

2.3 試片處理及實驗流程

在銲接前，先將各種薄板材料裁成每片為 115 mm × 20 mm 大小之長條狀試片，以方便製作拉伸試片。將裁好之試片進行 T6 熱處理，步驟為在 530 鹽浴爐中進行 2 小時之固溶處理 (solid solution treatment)，取出水淬至室溫，再於 170 油浴爐中進行時效處理 (artificial aging) 12 小時。

熱處理完成後，所有試片先以 240 號或 320 號砂紙研磨表面，以去除附著在表面的氧化層及污染物，並可減低對雷射光的反射。接著放入丙酮 (acetone) 中以超音波震盪洗淨表面，除去油污。表三為 6061-T6/20vol%SiC 複合材料與 6061-T6 鋁合金性質資料比較。接下來即可進行銲接測試，實驗流程如圖 2-3。

接合方式分為單片自體銲接 (autogeneous bead-on-plate) 方式及雙片搭接方式，先進行自體銲接方式，以改變功率大小、銲接速度等銲接參數，來瞭解不同銲接參數對於銲道之影響，比較各參數所銲接的結果，找出能夠剛好銲穿且缺陷少的銲接參數。其次再進行雙片薄板搭接測試，調整銲接參數，使銲道能貫穿兩片薄板之厚度，讓兩片薄板接合。銲接後再進行銲道微組織觀察及機械性質測試。

2.4 電子束銲接

本實驗之電子束銲接是在本所的 TORVAC CVE63B 電子束銲接機進行，銲接時真空度保持在 $5\sim 8\times 10^{-5}$ torr，銲接方向與壓延方向垂直，銲接時可調整電流、電壓、銲接速度與聚焦程度等參數進行測試。

2.5 雷射束銲接

雷射銲接係以 PRC 公司製造的 3 kW 快速軸流式 CO_2 雷射，使用 127 mm 之聚焦鏡片進行實驗，銲接時可通入保護氣體及吹驅氣體，保護鏡片並消除電漿雲霧，但本實驗因未有適合之密閉式器具，故未使用保護氣體。調整銲接功率、銲接速度及聚焦程度等參數測試。銲接時，銲接方向與壓延方向垂直。

2.6 熔融材料潤濕性測試

在熔融狀態下，測試材料熔化後與固體材料間的潤濕性界面性質，以瞭解液體狀態之材料在固體材料表面之行為，探討此一表面行為對銲接時的影響，這部分實驗，是借用高雄金屬工業發展中心銲接組之金屬潤濕性測量系統進行。

儀器主要分為真空系統、冷卻系統、加熱系統、攝影系統、試片密閉室五大部分。真空系統分為機械幫浦及油擴散幫浦兩部分，負責將密閉室內的氣體抽除。機械幫浦為低度真空用幫浦，真空度可達 1×10^{-2} torr；油擴散幫浦為中度真空幫浦，真空度可達 1×10^{-5} torr。冷卻系統使用循環冷卻水，用以冷卻油擴散幫浦，以及降低密閉室附近溫度。加熱系統在試片密閉室內，負責將試片加熱

至熔點以上，最高溫度可達 1500 ，但是考慮到儀器承受程度，以及先前測試時，鋁熔液在 1200 以上，會發生少量噴濺現象，可能會污染加熱線圈，故測試最高溫設定在 1150 。溫度控制由程式化加溫控制器控制。攝影系統分為長鏡頭單眼相機及光源，因拍攝潤濕角，需要一較強的背光光源，才能明顯拍下影像，故需在密閉室外側一端放置一光源，光源對面放置相機。試片密閉室為一不鏽鋼製機體，內含試片座及加熱系統，試片座上需先放上一塊欲測試的耐高溫基材，如氧化鋁、氧化鋯陶瓷板，或是其他材料，再放上欲測金屬試片，如鋁合金等，試片規格為各邊長 1mm 之正立方體，在實驗進行前，以 600 號細砂紙研磨表面，減少氧化層的影響。

實驗時，可在真空狀態，或是依需要充入其他氣體，本實驗在真空狀態下進行。加溫前需先設定溫度程式，加溫速率為 10 /min，設定每個所需之溫度，一次實驗可設定多組溫度程序，最多達 20 組。啟動後達到所需溫度時，即可打開光源，拍攝相片。拍攝完成後沖洗相片，由相片中測量潤濕角度，可得知其潤濕性優劣及其表面張力高低。本次實驗設定在 660 、 750 、 850 、 1000 、 1100 、 1150 時拍攝照片，唯獨 20%SiC 複材則因高溫下仍不易變形，故升溫至 1300 測試。

2.7 拉伸試驗

以本所的 10 噸之 Instron 5582 拉伸試驗機進行測試，該儀器完全以電腦及 Series IX 軟體控制實驗的進行及結果的輸出。將針對自體銲接及薄板搭接試片進行接合強度測試。儀器主要資料如表四。本實驗之拉伸速率為 0.9 mm/min ($5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)。拉伸試片的取樣方式如圖 2-4 所示，拉伸方向需與銲道垂直，而平行於壓延方向。

2.8 光學顯微鏡

將欲觀察之位置以慢速切割機切下，需先經冷鑲埋後，以砂紙由 240 號研磨至 2000 號後，再以 0.3 μm 氧化鋁粉拋光，最後以修正 Keller 腐蝕液進行腐蝕，表五為腐蝕液組成。以光學顯微鏡 (optical microscopy, OM) 觀察鍍道內金像組織、孔洞分佈狀況及生成物分佈。

2.9 掃描式電子顯微鏡

掃描式電子顯微鏡 (Scanning electron microscopy, SEM) 可不必經過研磨及腐蝕，直接觀察鍍道破斷面狀況。亦可將鍍道斷面研磨、拋光及腐蝕後，觀察鍍道、熱影響區內的生成物外觀，以及未熔化基材內 SiC 強化相的分佈狀況。使用機型為 Jeol 6400，一般觀察時均使用二次電子影像 (secondary electron image, SEI)，加速電壓為 20 kV。

三、實驗結果

3.1 電子束銲接

3.1.1 6061 鋁合金電子束銲接

以電子束銲接 6061 鋁合金 1 mm 薄板的自體銲接測試結果，銲道回填情況良好，由於銲接過程在真空中進行，沒有氧化現象，銲道表面光滑平坦，中央沒有凸出的現象，較類似於圖 1-7 (b) 的情況。圖 3-1 為銲道與母材交界照片，銲道內部無孔洞或裂痕等缺陷。另外以 5 mm 之 6061 鋁合金厚板所做的測試，結果列於表六中。

原本計畫針對自製 6061/1%SiC_p 與 6061/5%SiC_p 複材的測試，因為電子束銲接機發生故障，故暫時無法測試。

3.1.2 6061/20%SiC_w 複合材料電子束銲接

圖 3-2 是以光學顯微鏡低倍率下觀察 6061/20%SiC_w 複合材料電子束自體銲接銲道，其最大特徵是銲道中央有一「V」字形凹槽，此凹槽會因為功率增大，深度隨之增加，凹槽內有化合物 (Al₄C₃) 存在，但僅侷限於凹槽表面附近區域，不會形成深入貫穿複材的 SiC 分解反應區，此現象與雷射銲道不同。生成物的量亦隨著功率增加而增加。表七為不同參數對複合材料自體銲接後造成不同深度的凹槽現象，生成物厚度與凹槽深度定義請參照圖 3-3 銲道示意圖。由圖 3-2、3-4 及 3-5 三者不同功率之銲道比較，發現在低功率時，如圖 3-4 所示為 150 W

鐳道，會造成較淺的凹槽，且鐳道及其附近基材內不會發生孔洞，但是隨著功率增大，如圖 3-5 為 300 W 鐳道，凹槽及反應區皆加寬及加深，圖 3-2 為 350 W 鐳道，反應區深度已超過薄板厚度一半以上，且鐳道附近的基材內產生的熱膨脹孔洞也越多，鐳道上表面外觀為凹槽，下表面外觀則仍然平坦，但可見到一道熔融造成的痕跡。若將功率繼續加大，則因凹槽深度持續加深，最後會得到板材被切斷的結果。

一般的合金，只要加大功率或是減低走速，使單位熱輸入量提高，即可使鐳道加深、加寬，但是以此複合材料測試時，發現以提高熱輸入量的方式，卻會造成凹槽加深、加寬，鐳道附近孔洞增多的結果，無法得到一個回填良好的鐳道，可能由於熔融 MMC 的黏滯性太大所造成。過大的熱輸入量，甚至會將複材薄板切斷。因此，複合材料以電子束鐳接的最大問題即是凹槽的形成。圖 3-6 為凹槽內生成物的放大圖，可見到呈針狀的化合物在其中，即鋁碳化合物 (Al_4C_3)，圖中接近上表面的部分，針狀化合物較大，在表面有裂紋，往深處及鐳道母材交界邊緣部分化合物較細小。

在兩片 MMC 薄板搭接測試方面，由於鐳道需要貫穿兩片薄板厚度，通常必須使用較大的功率才能接合，但是使用大功率電子束接合的結果，卻是將第一層薄板切斷，只有少許黏結，很容易剝落。以多種不同的電壓、電流及鐳接速度等參數測試，其結果都只是造成不同深淺的凹槽，並沒有得到一個足夠的鐳深及可回填的鐳道。以下是幾項電子束鐳接 6061/20%SiC_w 複合材料測試結果整理：

(1) 功率、電壓、電流、走速影響

功率方面由 160~500 W 範圍內測試，高功率配合高走速，防止熱輸入量過大，低功率搭配低走速，可增加熱輸入量。測試結果顯

示功率越高或熱輸入量越大，造成凹槽越深，熱影響區越寬。電壓改變所造成的影響不明顯，反而是電流越大，所造成的凹槽越深，由表六中可見到此一傾向。功率及電流的影響明顯，例如電壓同樣是 50 kV 之下，使用電流 3 mA，速度 15 mm/s；與電流 10 mA，速度 50 mm/s 的鐳道比較，熱輸入量同樣是 10 J/mm，但是電流 10 mA（500 W）之試片被切斷，即凹槽深度達 0.86 mm，電流 3 mA 之鐳道凹槽只有 0.1 mm。

(2) 自體鐳接與搭接

由於自體鐳接並未得到一可貫穿且回填良好的鐳道，加大功率欲得到鐳穿的鐳道，卻造成切割的結果。在搭接測試中，大多是第一層薄板表面有一道凹槽，第二層薄板完好如初，兩片並未接合的結果。顯示電子束搭接複合材料，鐳深欲穿過第一層薄板時，通常會得到將薄板切斷的結果。

(3) 預熱效果

由上述結果推測，可能是複合材料傳熱效果不佳，無法快速加熱鐳道附近之基材，因此測試預熱是否能改善鐳道狀況，將兩片複合材料疊起，連續在同一試片上相鄰位置分別鐳接三道，預期第三鐳道會在較高溫下進行鐳接，實驗參數以 50 kV、4 mA、20 mm/s 進行。實驗結果顯示三道外觀中，不論是凹槽深度或熱影響區寬度，幾乎完全相同，複合材料對預熱效果可謂毫無影響。第一層背面只有熱影響痕跡，第二片表面只有淡淡的黑色痕跡，兩片複合材料完全沒有黏接。

(4) 異種材料鐳接

為了瞭解 6061 合金與 6061/SiC 複合材料的接合性，以及複合材料接合時，其內部的鬚晶是否會移動，故做此試驗，實驗分兩種疊合方式進行，一種為 MMC 在上，另一種為 6061 合金在上。

6061 在上之接合，以可鐸穿 6061 之參數進行，為 50 kV、12 mA、50 mm/s 參數。其結果為上層 6061 薄板鐸接區域熔化情況嚴重，熔鋁聚集隆起，但是下層 MMC 材料表面毫無痕跡，光亮如新，兩片薄板完全分離，絲毫沒有黏結。

MMC 在上之接合方式以幾乎可切斷 MMC 薄板的參數進行，即 50 kV、6 mA、15 mm/s。結果 MMC 被切穿，但是下方 6061 薄板也被加熱熔解，與上方 MMC 薄板黏結。在起始位置，6061 有大量熔解的現象，且往上方 MMC 鐸道滲透，由被切穿的 MMC 凹槽中湧出。但是起始位置以後的 6061 薄板背面，則沒有鐸道穿透的痕跡。

此項測試因 MMC 位置不同，而造成如此大的差別是始料未及的，以 6061 在上方之接合方式，熔化的 6061 落在 MMC 表面，卻不會黏結於 MMC 表面，推測 MMC 表面對於熔鋁的「潤濕性」很差，使熔鋁難以黏結於 MMC 表面上。

3.2 雷射鐸接

3.2.1 6061 鋁合金雷射鐸接

將各不同材料經過雷射鐸接測試後，歸納出如表八的最佳鐸接參數表，其主要衡量因素，是剛好能夠使鐸道貫穿薄板的雷射參數。根據此實驗結果，6061 鋁合金薄板的最佳鐸接參數為 700~800 W，16.7~20 mm/s，聚焦於表面的條件

下，可得到良好的鐳道，鐳道表面較粗糙，但是沒有凹陷或起伏。在實驗中，我們發現到 6061 合金對於雷射聚焦位置非常敏感，只要稍微偏離表面位置，鐳道即無法深入，只在表面留下很淺的熔融鐳道痕跡。推測這種現象是由於鋁合金對雷射的反光性大，且熱傳導性高，造成能量吸收率不足，產生鐳深無法加深的現象。因此，需以聚焦於表面的方式進行，使能量能夠集中在小區域，加深鐳深。另外，因鋁合金鐳接時容易產生雜質偏析，造成熱裂現象，以及鐳道夾雜氣體等缺陷，必須以較高的鐳接速度，使加熱及冷卻時間縮短，減少缺陷的生成。圖 3-7 為雷射鐳接後的鐳道斷面，可見到其中含有許多小孔洞，多是由於氣體夾雜所造成。

3.2.2 6061/1%與 5%SiC_p 複合材料雷射鐳接

圖 3-8、3-9 為 6061/1%及 5%SiC_p 複合材料未鐳接時的微組織狀況，可見到 SiC 為不規則之顆粒狀，且含 5%SiC_p 的複材內存在有較多的孔洞。經測試後，6061/1%SiC_p 複材以 750 W，23.3 mm/s，聚焦於表面的條件操作；6061/5%SiC_p 複材以 750 W，36.7 mm/s，聚焦於表面的條件操作，可得到較好的鐳接結果。由測試所得條件來看，SiC 含量越高，可允許在更高的走速下操作，操作所需之單位熱輸入量減低，明顯顯示 SiC 含量增多，確實可減少對雷射光的反射現象，增加能量的吸收。圖 3-10、3-11 為雷射鐳接後，鐳道截面 OM 圖，兩者在鐳道附近都會產生較大的隆起，隆起高度約在 1 mm 左右。含 1%SiC_p 的複材鐳接後，還會出現微小熱裂的現象，類似 6061 鋁合金的鐳接現象，而 5%SiC_p 複材則未見此熱裂現象，但是由於 5%SiC_p 複材內部所含水合物較 1%SiC_p 複材要多，因此氣體產生量較多，使得鐳道孔洞比 1%SiC_p 複材多且大，鐳道隆起亦較大。

觀察斷面時，發現鐸道及熱影響區內，產生大小不一的圓形氣孔，數量很多。以同樣功率，不同走速測試時，發現高走速下（750 W，41.7 mm/s），鐸道較窄，上表面可見到少量與外界相連的孔洞，下表面則是隆起，但下表面沒有與外界相連的孔洞。鐸道中央部分會較凸出，觀察斷面可見到較大的孔洞存在鐸道中央位置，施力彎折時，會沿著鐸道中心斷裂。以低走速鐸接時（750 W，23.3 mm/s），鐸道較寬，兩側隆起的部分增加，但是鐸道中心位置反而較為凹陷，鐸道兩側與外界相連的孔洞增多且明顯，下表面亦可見到孔洞。觀察斷面可見中心位置大型孔洞減少，但是鐸道兩側熱影響區內，中小型氣孔數量明顯增多，施力彎折時，會沿著鐸道邊緣斷裂，而非鐸道中心。由圖 3-12 可見到鐸道內會產生 SiC 空乏及聚集的現象，是由於熔融鋁流動時所造成 SiC 移動。此現象會引起強度的下降。

圖 3-12 中可以觀察到鐸道內的 SiC 顆粒與未鐸接前的 SiC 顆粒形體有些變化，由圖 3-8、3-9 所見到的 SiC 顆粒外觀為不規則，但 SiC 表面輪廓曲線平滑；而圖 3-12 中的 SiC 顆粒表面呈現不規則狀，類似爆米花外觀，推測試因顆粒表面與鋁產生反應，在 Al/SiC 界面生成鋁碳化合物所致。我們再觀察鐸道中心位置，加大放大倍率後，得到如圖 3-13 所示的微組織，左下方可見到顆粒表面有片狀物附著的現象，即是造成爆米花外觀的原因。而右上角則為較大的片狀化合物，推測是因為鐸道中心溫度過高，造成少部分的 SiC 完全分解所產生的大片鋁碳化合物（ Al_4C_3 ）。

3.2.3 6061/20%SiC_w 複合材料雷射鐸接

圖 3-14 為 6061/20%SiC_w 複合材料未鐸接母材之顯微組織圖，雖然 SiC 含量為 20%vol，但是由平面分佈狀況來看，其所佔面積比率很大，鋁基材反而較

難見到，整體來看孔洞極少見到。

以雷射束銲接 6061/20vol%SiC_w 鋁基複合材料，自體銲接的結果，經測試以 750 W，41.7 mm/s，聚焦在表面，或是 600 W，13.3 mm/s，聚焦於表面下 1 mm 的條件下，皆可得到良好的銲接結果，由此看來，不會像 6061 鋁合金般有很大之反射現象，反而對雷射吸收能力有增加的現象。當功率太大時，會使熱影響區較寬，銲道顏色較深，且銲道中心有些微向下凹入的傾向。圖 3-15 為銲道斷面狀況，銲道狹窄，銲道內佈滿脆性片狀鋁碳化合物，由於銲道內溫度較高，鬚晶細長，可能完全反應生成化合物，故未見到鬚晶 SiC 存在其中。銲道並沒有大量隆起或氣孔的存在，但是在兩側熱影響區內，可見到一些長條狀的孔洞。將此雷射銲道放大如圖 3-16 所示，可以清楚的見到熔融反應區內存在著大量的針狀鋁碳化合物(Al₄C₃)，中央區域的 Al₄C₃ 長度較長且粗，邊緣區域的 Al₄C₃ 則較為細短，顯示高溫區域有利於 Al₄C₃ 的成長。圖中熔融反應區內見到的許多空洞，並非原本存在的，乃是因 Al₄C₃ 較脆，在研磨拋光過程中容易斷裂剝落所致。

實驗中，我們取一些調整參數時測試的試片，施力彎折後，發現銲道位置因變脆而容易折斷，將銲道表面經研磨、拋光、腐蝕後以掃描式電子顯微鏡觀察，圖 3-17 為折斷後的雷射銲道上表面及熱影響區域之正視圖，我們發現 20% SiC_w 複材的銲道與一般合金銲道有所不同，我們將其分為幾個區域，最右側為銲道中心區域 (C) 銲道中心熔融反應區，是由於高溫造成 SiC 分解反應所造成，稍微往左邊可見到第一排孔洞，為界線 (I) 熔融反應區與熔融未反應區交界，再往左邊移動可見到第二排孔洞區域，其位置為界線 (II) 熔融未反應區與熱影響區交界。

圖 3-18 為 (C) 區右側面，未經過研磨之折斷銲道斷面 SEM 照片，圖中可

見到一裂縫，斷面則佈滿了片狀化合物 (Al_4C_3)，未見到 SiC 鬚晶出現。圖 3-19 為區域 (C) 鐳道中心熔融反應區上表面經過研磨、腐蝕後的照片，可見到參差不齊的片狀化合物，無方向性的互相交疊在一起，並造成許多的空隙。推測為鐳道容易破裂的原因，即是因片狀化合物為脆性，且存在許多孔隙而造成強度下降。圖 3-20 為界線 (I) 熔融反應區與熔融未反應區交界的一個大孔洞內部景象。此孔洞內右側為熔融反應區的片狀化合物，左側為熔融未反應區的部分，可清楚見到 SiC 鬚晶仍然存在，圖中可分辨出兩側不同的微組織外觀，可知此界線為鐳道熔融反應區與熔融未反應區的交界處，由界線 (I) 至界線 (II) 間的區域即為熔融未反應區，此區域溫度雖然達到鋁基材熔點，但是未達到發生大量反應的高溫，因此雖然鋁基材熔化，卻未產生鋁碳化合物。此區域的判定，乃是由於潤濕性實驗中，觀察到高溫中，複材外形變化緩慢之現象，將敘述於 3.3 節中，並將於 4.3 節討論。圖 3-21 為 (II) 熔融未反應區與熱影響區交界內的一個孔洞景象，可見到許多 SiC 鬚晶分佈其中，沒有化合物出現。因此，20%SiC_w 複材的鐳道熔融區域包含兩種區域，即熔融反應區及熔融未反應區，這是與一般合金不同之處。

3.3 潤濕性測試結果

潤濕角的測試原本欲使用 Ar 保護氣體操作，以模擬在大氣中有氣體的狀態，但是後來測試結果發現仍會造成鋁試片表面嚴重氧化，推測因鋁元素在高溫下，對純淨度不足的 Ar 氣體中的氧與水氣等氣體有很大的活性，只要存在微量上述成分，就會在表面生成氧化層。在高溫下，生成之氧化層很堅固，會限制熔融鋁合金液體的流動，使外型仍保持方形，無法形成液滴狀外觀，影響觀測。故選擇在真空下操作，該台儀器最佳真空度可保持在 1×10^{-5} torr 下，實驗乃順利進行。實驗溫度由室溫加溫至 1150，每隔一定溫度，拍攝照片測量角

度。

在測量時，6061 鋁合金在熔點以上即有良好的液滴狀外觀，如圖 3-22、3-23 所示，分別為 850、1100 時呈現之外觀，850 時，可見到其表面張力很大，潤濕性較差，熔液聚集成球狀；溫度到達 1100 後，熔液的潤濕性改善很多，外觀呈半球形，潤濕性有明顯的改變。

而 1% 及 5%SiC_p 複材外觀在熔點~1000 間，無法形成較佳的液滴狀外觀，仍有少部分形狀改變緩慢，呈現黏滯現象。SiC 含量越大，此現象就越明顯。圖 3-24、3-25 是 6061/1%SiC_p 潤濕角測量外觀，溫度分別為 850、1100，在 850 時，其外觀仍然大致維持方形外觀，右側有些微膨脹，為氣體聚集造成，顯示 850 時熔液黏滯性仍然很高，到了 1100 時，黏滯性才較為降低，使外觀呈現球狀，有相對較好的潤濕性，但是和 6061 合金相比，潤濕性仍然很差。6061/5%SiC_p 潤濕角測量結果如圖 3-26、3-27 所示，在 850 時，外觀亦是不規則，實驗中有觀察到氣體由熔液中逸出之現象，左下方凹陷即為氣體逸出後造成的，由於黏滯性更大，以致於凹陷無法回填。溫度到達 1100 時，由圖 3-27 可見到外觀較傾向球形，但仍不完美，外型改變不大，不似前兩者般明顯形成圓球狀，可見黏滯性仍然影響著熔液流動狀況，使得潤濕性轉好的溫度需要在更高溫才會發生。

另外，1% 與 5%SiC_p 複材測試過程中，在接近熔點附近，約 650~660 間，皆發生試片膨脹及氣體逸出之現象，顯示此兩種自製之複材，可能在 600 真空除氣未完全，內部仍然含有水合物，在 600 以上高溫時，水合物分解，釋出大量氣體，但是由於 1%SiC_p 複材內的 Al/SiC 界面較少，所夾雜的水合物亦較少，氣體逸出較不激烈，故在 850 仍保有大致的方形外觀，僅產生試片部分膨脹突出；而 5%SiC_p 含量之複材，內部的 Al/SiC 界面較多，所夾雜的水合

物亦多，逸出方式較激烈，因此在 850 時，其外觀呈現不規則狀，甚至有氣體噴出後留下的凹陷。雖然複材在 660 以上仍呈方形或不規則形，但此時鋁合金基地應已熔融，就是因 SiC 強化物仍支撐試片形狀，需在更高溫下才能自由流動，形成球形。

而 20%SiC_w 複材則是加溫至 1300 時，仍然保持著原本方形的外觀，如圖 3-28、3-29 所示，任何溫度下皆沒有任何形狀的改變，因此 20%SiC_w 複材無法測得潤濕角的改變。這是由於 20%SiC_w 複材中的 SiC 鬚晶交錯雜亂，且在高溫下容易反應生成 Al₄C₃ 交錯片狀物，使方形試片更不易改變形狀，即使到了 1300 仍然如此，但事實上，複材的鋁合金基地早已熔融。

表九為各種材料之潤濕角測量結果，將表九數據繪製成圖 3-30，可明顯見到 6061 合金在 1000~1100 間，潤濕角有大幅變化，1%SiC 複材則在 1000~1150 間變化，而 5%SiC 複材變化較大的區域在 1100~1150 間，顯示潤濕性轉變溫度隨著 SiC 含量增加而提高。表十為根據液珠外觀，經由公式計算而得的表面張力數值，並繪製成圖 3-31，其中 6061 鋁合金隨著溫度增加，表面張力降低之趨勢明顯且穩定，數據較為可信。而 1%與 5%SiC 複材之數據則因形狀無法成圓球形，影響幾何形狀 d_m 及 H 值的測量，並影響到 D 值大小，由於公式中 D 及 d_m 值佔有重要影響，因此數據無法形成一準確的趨勢，可信度較低。

3.4 機械性質測試

機械性質測試分為銲接前母材拉伸強度測試，及銲接後銲道拉伸強度測試。表十一為銲接前母材機械性質測試數據，圖 3-32 為拉伸試驗曲線，6061 合金及 20%SiC_w 複材的降伏強度及抗拉強度均有達到表三資料所列的強度，由於此兩

種材料皆為商業應用材料，品質較為穩定。然而，自製的 1% 及 5%SiC_p 複材的抗拉強度，依理論估計應介於 6061 與 20%SiC_w 複材間，即 315~500MPa 之間，但是實驗結果顯示兩者強度皆低於 6061 合金強度，於是推測可能在 600 真空熱壓製程中，6061 合金的 Mg 成分揮發散失所致，再以本所的電子微探儀 (Electron Probe Microanalysis, EPMA) 測定 Mg 元素含量，由表十二測定結果顯示，Mg 含量由正常的 1.0% 降低至 0.19%，會使合金基材無法產生足夠的 Mg₂Si 時效析出強化效果，因此強度低於 6061 合金。但是，因為 1% 與 5%SiC_p 複材在此是為了比較雷射銲接對 SiC 含量多寡之性質差異，並不在於比較其絕對強度性質，因此仍然可以用於實驗中。

表十三為銲接後未做 T6 處理銲道之機械性質測試結果，數據顯示銲後強度、伸長率都大幅下降，6061 合金、1% 及 5%SiC_p 複材是由於氣孔的影響所致，尤其是 1% 及 5%SiC_p 複材銲後常形成巨大氣孔，影響強度甚大。20%SiC_w 複材則是因銲道內形成脆性鋁碳化合物，使強度大幅減低。再由圖 3-33 拉伸曲線中，6061 及 1% 複材尚有達到降伏強度後才斷裂，而 5% 及 20%SiC 複材則是未達降伏強度即斷裂，顯示氣孔影響及銲道脆化所造成。

表十四為銲後經過 T6 處理銲道之機械性質測試結果，唯有 6061 合金因仍具有析出強化效果，故強度提高，而 1% 及 5%SiC_p 複材因喪失析出強化效果，再加上氣孔影響，強度未見提升。20%SiC_w 複材則因為銲道內脆性化合物影響，強度亦無法提升。圖 3-34 的拉伸測試曲線顯示多數接未達降伏強度即斷裂。

四、實驗結果討論

4.1 電子束與雷射銲接 6061 合金之差異

以電子束銲接 6061 合金的結果是非常良好的，因為電子束銲接在真空中進行，由圖 3-1 所示，不會發生氣體存在所造成的夾雜孔洞、表面氧化等問題，因此銲道表面平坦且光亮。另外，因 6061 合金在高溫熔融狀態下，其溫度越高，表面張力會降低，會形成熔液向銲道外側流動的現象，會使得銲道稍寬。此外沒有嚴重的孔洞等缺陷存在。圖 3-35 中，以電子束銲接 6061 合金，其熔融截面積隨著熱輸入量增加而增加，大致呈現線性成長，顯示能量吸收穩定，不像雷射銲接 6061 合金，呈現曲線成長，有一能量臨界值存在。如以熱輸入量 30 J/mm 來看，電子束銲道截面積約為雷射銲道的五倍，顯示 6061 合金對雷射之能量吸收率，只達到電子束的 20% 左右。在銲道深度及寬度變化上，圖 3-36 顯示銲道深度隨著熱輸入量增加而加深，且加深的幅度較雷射銲道要大；但在銲道寬度變化上，由圖 3-37 所示，電子束銲道寬度增加的幅度，卻沒有雷射銲道大，顯示電子束銲道的銲深增加幅度較寬度增加來得大，會形成高的深寬比值，如圖 3-38 所示，顯現出電子束銲接合金具有高銲深的特性。

雷射銲接 6061 合金方面，如圖 3-7 所示，因未使用保護氣體，以及雷射銲接在大氣中進行的關係，在表面附近存在一些氣孔及表面氧化現象，使銲後性質受影響。由圖 3-35 中發現，雷射銲接之銲道截面積會呈曲線增加，當熱輸入量在 35 J/mm 以下時，截面積增加緩慢，一旦超過此熱輸入量，截面積會大幅增加，有如存在一臨界值，此現象與合金對雷射光束具有高反光性質有關，由於合金的反光特性，使能量吸收降低，進而降低熔融截面積，有關能量吸收差異原因，將於 4.3.3 節中討論。在銲深、銲寬性質方面，圖 3-36 顯示銲深增加幅

度不如電子束鐳道，但圖 3-37 顯示，雷射鐳道寬度增加幅度較電子束鐳道大，深寬比亦低於電子束鐳道。

4.2 電子束與雷射鐳接 6061/20%SiC_w 複合材料之差異

以電子束鐳接 6061/20%SiC_w 複合材料的結果，經常是形成「V」字型凹槽，推測其原因，是由於電子束鐳接是利用電子高速打擊金屬所造成。首先，電子束先打擊試片表面，會將附近小區域內所含的 SiC 及鋁一起加溫熔化，但是因為鐳道內存在著 SiC 鬚晶，以及後來 Al₄C₃ 鋁碳化合物形成，使得鐳道內熔液流動性一直很差，且鋁碳化合物熔點更高，鐳道內金屬蒸汽不足，無法維持鎖孔式鐳道，在該區域內的成分流動差，又持續的被電子束打擊的情況下，使部分熔池及鋁碳化合物被打擊彈出，因此凹槽出現在中央的熔融反應區域內，形成了如圖 3-2、3-4 及 3-5 所示的特殊的「V」字型凹槽鐳道。若功率增加，尤其是電流加大，打擊力越大，也就造成更深的凹槽。在鐳接過程中，常發現高功率時有較多的噴濺現象可得到印證。若將試片預熱，以潤濕性質實驗中顯示，儘管溫度達到 1300 ，試片仍然可以維持原本的形狀，可知 20%SiC_w 複材在高溫時流動性還是很差，因此預熱也不會得到好的效果。

雖然電子束鐳接會形成凹槽狀外觀，但其整個熔融鐳道結構仍然可分為熔融反應區及熔融未反應區，由圖 3-39 可看到電子束鐳道的熔融反應區大致隨著熱輸入量增加而增加，且增加速率比雷射鐳道快，但由於凹槽深度會跟著增加，因此無法以較大的熱輸入量做測試。以熔融反應區與未反應區總截面積來看，圖 3-40 同樣是隨著熱輸入量增加而增加的趨勢，增加速率比雷射鐳道快，皆顯示電子束鐳接的能量吸收較佳。圖 3-41 為熔融區域深度變化，因為功率皆足以鐳穿薄板，因此深度皆為 0.86 mm，故顯現不出其變化趨勢。圖 3-42 則為熔融

反應區寬度變化情況，顯示電子束熔融反應區變化稍大，這可能是因為電子束在高功率或高電流銲接時，電子束打擊力較大，使附近被電子束照射之區域增加，噴濺量增加，因而反應區域寬度增加較明顯。而在圖 3-43 中顯示熔融反應區與未反應區總寬度變化則有明顯的增加趨勢，電子束與雷射銲道總寬度，皆隨著熱輸入量增加，而有明顯增加，又以電子束銲道增加速率較快，顯示能量會向兩側傳遞，兩側溫度雖然達到鋁基材熔點以上，但仍未達到足以產生大量反應的高溫，因此會有熔融未反應區的存在。圖 3-44 及 3-45 為深寬比比值變化，由於銲深大多保持在銲穿深度 0.86 mm，因此，在熱輸入量越大，銲寬增加的情況下，深寬比都是隨熱輸入量增加而下降的，並非失去其原有的高銲深的特性。

在雷射束銲接方面，銲道中央不會產生凹槽，而是稍微突出的外形，銲道亦分為熔融反應區及熔融未反應區，比較不同的是，雷射銲道的熔融反應區通常可以貫穿薄板，而不至於斷裂，但是此時銲道會脆化，強度不佳。圖 3-39 顯示雷射銲接熱輸入量增加時，熔融反應區截面積增加幅度很小，這可能是因為 SiC 分解反應需要高溫下進行，唯有雷射束直接照射之區域附近，才能夠產生足夠的高溫，一離開該區域，反應程度即大幅下降，光束照射範圍固定，故反應區截面積變化較小。但是在熔融反應區與未反應區總截面積的變化上，圖 3-40 顯示總截面積增加較多，能量仍然會向兩側傳遞，但未引起反應產生，形成熔融未反應區。圖 3-42 及 3-43 亦顯示出熔融反應區寬度變化較小，但反應區與未反應區總寬度變化較大的趨勢。深寬比比值變化亦不太大。

4.3 不同材質間的雷射銲接性差異

4.3.1 雷射吸收率差異

根據相關的論文[29,30,32]指出，SiC 與鋁金屬對於雷射能量吸收性質有很大的差異，鋁金屬因其本身的物理性質影響，對於光的反射性很強，因此對於雷射光束亦產生高反射性，能量吸收率低，而 SiC 對於雷射光束就不會有此類的影響，因而能量吸收情況較好。以雷射鐸接含 SiC 之鋁基複合材料時，其能量吸收及傳導方式是由 SiC 先吸收較多的能量，SiC 溫度會先高於鋁合金基材，之後再經由接觸傳導，將熱量傳導至鋁基材，同時因複材導熱率較低，鐸接時熱散失減低，鐸道中心容易維持在高溫，使 SiC 因高溫傾向分解，與鋁產生 Al_4C_3 鋁碳化合物，使鐸道性質變差[32]。

在實驗中發現，相同鐸接條件下，6061 鋁合金的鐸道截面積總是最小的，而且必須聚焦於表面才能形成較深的鐸道，對於聚焦位置極為敏感，可見其反光性之強烈。隨著 SiC 含量增加，反光性質的影響會降低，取而代之的是因 SiC 吸收能量增加，且複材熱傳導率低，使鐸道容易形成，鋁基材熔融截面積增加，尤其是 20%SiC_w 複材，可使用較低的功率，甚至不必聚焦於表面，即可得到貫穿的鐸道，但是由鐸道中心經常佈滿鋁碳化合物，可知因 SiC 數量多，能量吸收大，且 Al/SiC 界面增加，使反應機會增加，而造成大量的鋁碳化合物生成。

我們取 6061 合金、5%SiC_p、20%SiC_w 三種材料來測試對雷射吸收率的差異，比較方式是以在相同熱輸入量之下，比較熔融截面積的大小，因為能量吸收率關係著熔融區域的大小，比較基準是以 20%SiC_w 複材熔融截面積當吸收率 100%，將相同或近似的熱輸入量鐸道之截面積，除以 20%SiC_w 複材熔融截面積而得到百分比值，此吸收率值要注意的，是此值為三種材料間的相對比較，並非是材料對雷射的實際吸收率。20%SiC_w 複材截面積估計，是取熔融反應區與熔融未反應區之總和代表熔融截面積，表十五為測量數據統計表，並將數據繪製成圖 3-46，由圖中顯示，不同材料的相對能量吸收率為：20%SiC 複材 > 5

%SiC 複材 > 6061 合金。以個別材料的測試結果發現，6061 合金與 5%SiC_p 複材兩種材料在高熱輸入量時，能夠有較好的能量吸收率，但是在某一熱輸入量以下，會有能量吸收率大幅降低的趨勢，有如一種臨界值存在，6061 合金約在 35 J/mm，5%SiC_p 複材約在 30 J/mm 左右，只要低於此熱輸入量，能量吸收率會大幅降低。推測此原因是由於在此熱輸入量以上，熔融區域的熱輸入量大於熱流失量，溫度才能夠繼續上升，材料在熔融狀態下，能量吸收率會增加，熔融面積才能擴大，尤其是當鎖孔機構形成後，能得到較深的鐸道。若低於此熱輸入量值時，材料吸收的熱量就只能夠維持小區域的熔化，較外側則因為熱流失太大而無法熔融，能量吸收率自然無法提升。在 20%SiC_w 的截面積數據中，圖中的曲線較為平直，並未有此類熔融截面積差距很大的現象，這是由於 SiC 的含量較多，表面能量改由 SiC 吸收傳導，反光性影響大幅降低，才能一直保持良好的能量吸收，也由於其能量吸收能力大致維持穩定，因此以 20%SiC_w 複材來當作相對吸收率的比較基準。

如以 20%SiC_w 複材之吸收率為 1（即 100%），在不同材料的差異比較上，6061 合金在熱輸入量 37.5 J/mm 時，吸收率只有 59.7%，而 5%SiC 複材則有約 96% 的吸收率，顯示 SiC 含量對於能量吸收確實有很大的影響，當 SiC 含量達 20% 時，能量吸收效果良好且穩定。對於熱輸入量臨界值同樣也有影響，6061 合金的臨界值約在 35 J/mm，5%SiC_p 複材則約在 30 J/mm 左右，此差異就顯示出 SiC 對能量吸收的貢獻，若低於此值，從表十五可見 6061 合金之相對吸收率降為 15% 以下，而 5%SiC_p 亦降至 30% 以下。

表十六為 20%SiC_w 複材的電子束與雷射鐸道截面積的比較，電子束數據中，熱輸入量同樣是 5 J/mm 者，功率 250 W 之熔融鐸道截面積大於 150 W 鐸道達三倍，其原因在於電子束操作條件中，電流大小之差異造成，由於功率 250 W 之鐸道電流大於 150 W 之鐸道，電流增大，打擊之電子數目增加，故造成相同熱

輸入量，熔融截面積不同之現象。由於數據中沒有相同的熱輸入量可供比較，但是以電子束功率 350 W、7 J/mm 所得之鐳道，與雷射 650 W、13 J/mm 鐳道截面積已相去不遠，再由表六數據中，電子束功率 500 W、熱輸入量 10 J/mm 的條件下，複材即被切斷的結果可知，雖然 SiC 含量已高達 20%，但複材對於雷射能量仍未能完全吸收，而電子束鐳接由於沒有反光性問題存在，能量傳遞較為完全。再由圖 3-40 中，可發現圖中電子束鐳接曲線較陡，若延伸至高熱輸入量時，熔融面積會明顯的高於雷射束鐳接曲線，可以明白的指出，相同的熱輸入量下，雷射束鐳接確實會因反光性因素，造成能量損失，使熔融區域低於電子束鐳接。

4.3.2 孔洞的分佈差異

觀察 6061 鋁合金雷射鐳道截面，可見到一些圓形孔洞，整體數量不多，分佈狀況為鐳道中央者較大，熱影響區孔洞少且較小。以其形狀來看，推測是氣體夾雜以及金屬氣化等影響所造成[29]。

而自製 6061/1%與 5%SiC_p 複合材料鐳道內存在的氣孔數量相對顯得極多且大，推測是因為粉末冶金製程中，除氣不完全，以及加壓時，鋁合金粉末與 SiC 顆粒間因潤濕性不好，導致鍵結較差，使成品無法達到最緻密化，而造成含水合物或氣體的孔洞存在。由未鐳接的母材來看，5%SiC_p 複材所含孔洞比 1%SiC_p 者多，即是因 Al/SiC 界面增多，界面鍵結又差，才會形成孔洞增加的現象。

再由潤濕性實驗中，接近熔點時發生膨脹及氣體逸出之現象，可得知其內部確實仍含有水合物。在加溫熔化的過程中，所造成的影響除了氣體聚集成

孔洞、鐳道附近隆起外，因氣體會向外逸出，更造成金屬熔液被往外帶出。

以不同鐳接條件測試，我們發現孔洞的分佈情況也會有所改變，在相同功率下，鐳接走速較快時，鐳道中心隆起較大，兩側向外連通的孔洞較少，大型氣孔常出現於鐳道中央，彎折時易沿著鐳道中央斷裂。這種現象是因為當溫度達熔點以上時，金屬熔液流動，孔洞內的氣體會聚集且會向外逃逸，但是由於走速快，降溫速度加快，金屬凝固後將氣體封閉在鐳道內，使得聚集的氣體來不及逃出，造成隆起以及巨大孔洞存在。

在低走速時，鐳道中心反而較凹陷，兩側熱影響區隆起較大，向外連通的孔洞較多，大型氣孔較少見，但是兩側熱影響區內卻生成數量很多中小型氣孔，彎折時易沿著熱影響區斷裂。這種結果是因為走速較慢時，單位面積熱輸入量增大，會吸收較多的熱量，使降溫速度減慢，鐳道中央處在熔融狀態的時間較長，使氣體有足夠的時間逃逸，因此中央部分較少見到大型氣孔，可由向外連通的氣孔數量增多，且鐳道中心凹陷的現象得到印證。但是鐳道兩側的熱影響區，因為熱輸入量增大，吸收的熱量跟著增加，使兩側基材內的氣體也有機會聚集，但是無法逃出基材，而累積在內部，造成兩側的隆起現象，使得熱影響區成為較弱的部分，沿著熱影響區斷裂。

觀察 20%SiC_w 複材鐳道，發現熔融反應區內總是充滿鋁碳化合物，其中夾雜著細小不規則孔隙，並未發現氣體所造成之圓形孔洞。兩側的熔融未反應區域內，常可見到一些長條狀不規則的孔洞，鐳接條件改變亦不影響其形成及分佈狀況，再由圖 3-17 中顯示，在熔融反應區/熔融未反應區，以及熔融未反應區/熱影響區兩種界面上，常發現孔洞的分佈，可由此推測，此種孔洞是因為快速的溫度升降變化，造成區域部位在短時間內，承受很大的熱脹冷縮應力所造成。由於複合材料內含有 Al/SiC 兩種不同的組成物，各有不同的熱膨脹係數，

由表二資料可知，6061 合金之熱膨脹係數，為 SiC 的九倍，快速的升溫，導致兩者界面產生應力，容易由 Al/SiC 界面分離破裂，或是由基材內的細小孔洞成為破裂源，而形成此種不規則孔洞。

4.3.3 鋁碳化合物生成量差異

由各鐳道斷面圖所示，1%與 5%SiC_p 複材鐳道內仍可見到 SiC 顆粒存在，但是其外型有如爆米花狀，顯示在顆粒表面仍有反應發生，在鐳道中央部位，則可見到少量的片狀物存在於鋁晶粒間，如圖 3-13 所示，顯示中央高溫區域的 SiC 顆粒有完全反應者。1%與 5%SiC_p 複材所含的 SiC 大小約為 1~5 μm 的顆粒，其含量不多，僅數%，在熔融金屬中仍然保有流動性，不會長時間暴露在雷射光束下，吸收過量熱能，造成過熱分解，另外，1~5 μm 之顆粒相對較為粗大，可反應的表面積就較少，因此大多數的反應僅限於發生在顆粒表面上，形成爆米花狀，不會使整個顆粒分解。只有在鐳道中央的高溫區內，因溫度過高，造成 SiC 分解與鋁反應，生成片狀鋁碳化合物，整體來說生成量不多。

反觀 20%SiC_w 複材所含 SiC 鬚晶，其大小為直徑 0.5 μm，長度 7~20 μm，表面積大，且含量多達 20%，鬚晶狀 SiC 又會因彼此交錯牽制，使該區域鋁熔液難以流動，持續暴露在雷射光束下，SiC 鬚晶吸收過多的能量而分解，在鐳道中心與鋁反應生成大量的化合物，是鐳道性質脆化的主要原因。由圖 3-19 所示 20%SiC_w 複材之熔融反應區內充滿鋁碳化合物，且未見到剩餘的 SiC 鬚晶，區域內的 SiC 鬚晶幾乎反應殆盡，鋁碳化合物生成量最多。

4.4 潤濕性的影響

由表九的角度數據及圖 3-30 可知，6061 鋁合金在 1000~1100 °C 間，接觸角的角度會有大幅度的變化，角度由 160 度降到 97 度，顯示 1000 °C 以上，6061 鋁合金對於氧化鋁的潤濕性由劣轉為佳。而 1% 及 5%SiC_p 複材的實驗結果顯示，含有 SiC 顆粒時，會使得鋁熔液黏滯性增加，有部分區域變形緩慢。由量測結果顯示，原本在 1000 °C 時會發生的角度巨幅變化，反而延後發生，顯示複材的潤濕性必須在更高溫度時才會由劣轉佳。而 20%SiC_w 複材由於 SiC 鬚晶造成鋁熔液難以流動，使外形一直保持固定不變，無法測量角度。

以 6061 合金潤濕性來看，溫度高於 1000 °C 後，潤濕性會轉成容易潤濕的狀態，再由表十的表面張力值數據，可見到溫度增加，表面張力減低的趨勢，此現象會造成鐸道熔液向外流動的趨勢，使鐸道較寬，鐸深較淺的鐸道形式，類似圖 1-7 (b) 所示，但是因 6061 合金流動性佳，回填狀況良好，鐸道表面尚屬平坦。而 1% 及 5%SiC_p 複材雖然越高溫，亦會有傾向容易潤濕，但是此現象會延遲到更高溫度時才產生，由潤濕角角度變化，可明顯看出此趨勢，但是如 3.3 節所述，因為液珠無法形成完全的球形，故無法算出正確的表面張力值及趨勢，1% 及 5%SiC_p 的表面張力數值可信度低。因為在高溫時，內部氣體聚集逸出，會產生把金屬熔液往外帶出的力，再加上金屬流動性差，使得低走速的鐸道，因氣體聚集較完全，逸出後的中心會較凹陷，在降溫時，部分 SiC 顆粒還有聚集的現象，聚集區域會使熔液黏滯性較大，流動性差，使鐸道回填不易，故兩側凸出的現象比 6061 合金明顯，可由圖 3-47 看出。

20%SiC_w 複材則因為鬚晶阻礙熔液流動性的影響太大，雖然溫度達到鋁基材熔點以上，卻因為參差交錯的 SiC 鬚晶仍具有支撐外型的能力，因此在高溫中，仍然保持原有形狀，無法測量其潤濕性變化，但事實上，鋁基材已經處於熔融狀態，也因此推論 20%SiC_w 複材鐸道中，會存在著熔融反應區及未反應區兩部分。

4.5 機械性質的差異

由數據顯示，銲接後的四種材料，不論在抗拉強度、降伏強度、伸長率及斷面縮減率各方面性質都下降很多，銲接後經過 T6 處理者，也只有 6061 合金有強度的提升。6061 合金銲後強度下降主要是由氣孔導致，氣孔存在於靠近表面附近，雖然數量不多且規模較小，但仍對於銲後強度有影響。銲道經過 T6 處理後，因仍具有析出強化效果，因此強度可提升。

自製的 1% 與 5%SiC_p 複材，由於 Mg 元素的流失，再加上材料內部存在許多細小氣孔，經過銲接後氣體聚集，產生大量孔洞，再由顯微組織觀察，SiC 顆粒只有少數完全反應，部分只在顆粒表面反應，鋁碳化合物生成量很少，因此可以肯定孔洞是使銲後強度下降的主因。又因為 Mg 成分的流失，使得經過 T6 處理後，產生之 Mg₂Si 析出物很少，無法提高強度。

20%SiC_w 複材因為 SiC 鬚晶細小且含量多，使反應表面積增大很多，在高溫下可迅速反應生成鋁碳化合物，再觀察微組織，銲道中心內沒有發現殘留的 SiC 鬚晶，推測可能大部份分解反應，由拉伸曲線未達降伏強度即斷裂的結果，可確定銲道脆化的現象，是其強度下降的主因。因為銲道內充滿鋁碳化合物，儘管 T6 處理可能仍有析出效果，但是因銲道脆化，拉伸測試未達降伏強度即斷裂，無法看出強度的提升。由此結果顯示，原本具有超塑性質的 20%SiC_w 複材若經過銲接後，不但不具有超塑性質，而且強度會變得很差。

由表十七的接合效率比較，降伏強度部分，絕大多數因未達降伏強度即斷裂，因此無法得知此值。在抗拉強度方面，由圖 3-48 可知只有 6061 合金在銲

接後又經 T6 處理者，接合效率有提升，隨著複材中 SiC 含量增加，鐸接後不論有無經過 T6 處理，接合效率都持續減少，超過 5%SiC 之複材，接合效率皆維持在 17% 上下。由接合效率結果來看，以雷射鐸接具超塑性之 6061/20%SiCw 複材，其鐸後接合效率嚴重不足，其可鐸性極低。

五、結 論

根據前述對 6061 合金、6061/1%SiC_p、6061/5%SiC_p與 6061/20%SiC_w 四種材料，在電子束與雷射銲接之實驗結果，可以得到以下結論：

1. 電子束銲接 20%SiC_w 複材，由於該材料在高溫下仍保有很高的黏滯性，熔液流動性很差，再加上電子束打擊力的影響，常造成「V」字型凹槽，無法得到回填良好的銲道。
2. 複合材料中的 SiC 含量會對雷射吸收力有影響，SiC 含量越多，複材對雷射吸收力越高。
3. 當材料為合金及 SiC 含量不多之複材時，因反光性影響，會存在一熱輸入量臨界值，熱輸入量未達此值以上，銲道熔融區域會大幅降低。
4. 20%SiC_w 複材不論是電子束或雷射銲道，皆可分為三個區域，「銲道中心熔融反應區」、「熔融未反應區」及「熱影響區」。
5. 6061 合金銲道孔洞主要聚集於銲道表面，為氣體夾雜造成。1%與 5%SiC_p 自製複材由於內部有孔洞 氣體存在，銲後氣體聚集是形成大量孔洞之主因。20%SiC_w 複材的孔洞多分佈於銲道兩側，且呈長條狀，並非氣孔，主要是由於急速熱膨脹所引起。
6. 複材中的 SiC 含量及種類會對鉛碳反應程度有影響，顆粒狀 SiC 反應程度較小，鬚晶狀 SiC 反應程度較大。SiC 含量越多，反應量越多。
7. 複材中的 SiC 含量對潤濕性有影響，SiC 含量越多者，黏滯性越大，潤濕性越差，且潤濕性由劣轉佳的溫度需在更高溫度時才出現。
8. 由於氣孔及內部存在微熱裂，6061 銲後強度不佳，經過 T6 熱處理後，強度可上升。1%與 5%SiC_p 自製複材因為真空熱壓製程造成 Mg 流失，失去析出強化效果，原始強度低於 6061 合金，銲接後因生成大量氣孔，強度極差，T6 處理亦無效果。

9. 20%SiC_w 高速超塑性之複材在高溫熔融狀態下，細小之 SiC 鬚晶易分解與 Al 反應生成脆性鋁碳化合物，使鐸道脆化，鐸道機械性質大幅降低，也不再具有超塑性質，其鐸接效率低，可鐸性很差。

六、參考文獻

1. M. B. D. Ellis, International Materials Reviews, vol.41 No.2, (1996), p.41-58.
2. 姜志華, 金屬工業, 31 卷 5 期, (1997,09), p.43-45.
3. 黃俊仁, 2024/SiC 鋁基複合材料高溫超塑性之研究, 中山大學碩士論文, (1997,07).
4. O. P. Modi, B. K. Prasad, R. Dasgupta, A. K. Jha and D. P. Mondal, Materials Science and Technology, vol.15, (1999), p.933-938.
5. C. K. Fang, C. C. Huang and T. H. Chuang, Metallurgical and Materials Transactions, vol.30A, (1999), p.643-651.
6. 郭飛虎, 鐸接與切割, 6 卷 2 期, (1996,03), p.26-38.
7. A. Hirose, H. Todaka and K. F. Kobayashi, Metallurgical and Materials Transactions, vol.28A, (1997), p.2657-2662.
8. A. Hirose, H. Todaka, H. Yamaoka, N. Kurosawa and K. F. Kobayashi, Metallurgical and Materials Transactions, vol.30A, (1999), p.2115-2120.
9. M. J. Cieslak and P. W. Fuerschbach, Metallurgical Transactions, vol.19B, (1988), p.319-329.
10. S. C. Chen and J. C. Huang, Materials Science and Technology, vol.15, (1999), p.965-978.
11. J. R. Kennedy, Welding Journal Research Supplement, vol.52, (1973,3), p.120s-124s.
12. T. J. Lienert, W. A. Baeslack III, J. Ringnalda and H. L. Fraser, Journal of Materials Science, vol.31, (1996), p.2149-2157.
13. 翁文彬, 鋁基複合材料接合製程及界面性質之研究, 台灣大學博士論文, (1997).

14. B. Irving, *Welding Journal Research Supplement*, (1991,6), p.65-67.
15. M. B. D. Ellis, M. F. Gittos and P. L. Threadgill, *Materials World*, (1994,8), p.415-417.
16. O. T. Midling and O. Grong, *Acta Materialia*, vol.42, (1994), p.1595-1609.
17. O. T. Midling and O. Grong, *Acta Materialia*, vol.42, (1994), p.1611-1621.
18. C. J. Dawes and W. M. Thomas, *Welding Journal Research Supplement*, (1996,3), p.41-45.
19. 穆傳康，顆粒型鋁基複合材料之鑄造熔接暨摩擦壓接研究，淡江大學碩士論文，(1998)。
20. J. H. Devletian, *Welding Journal Research Supplement*, (1987,6), p.33-39.
21. T. N. Baker, H. Xin, C. Hu and S. Mridha, *Materials Science and Technology*, vol.10, (1994), p.536-544.
22. C. Hu, T. N. Baker, *Journal of Materials Science*, vol.30, (1995), p.891-897.
23. C. Hu, H. Xin and T. N. Baker, *Materials Science and Technology*, vol.12, (1996), p.227-232.
24. C. Hu, T. N. Baker, *Journal of Materials Science*, vol.32, (1997), p.5047-5052.
25. S. Kudapa, V. Barnekov and K. Mukherjee, *Laser Materials Processing-IV*, The Minerals, Metals & Materials Society, (1994), p.223-244.
26. J. F. Hill, S. W. Wilkinson, R. Fenn, J. for *Joining of Materials*, vol.9, (1997), p.61-65.
27. H. W. de Vries, and G. den Ouden, *Materials Science and Technology*, vol.15, (1999), p.202-206.
28. T. M. Yue, J. H. Du and H. C. Man, *Materials Science and Technology*, vol.14, (1998), p.906-911.
29. J. Niu, M. Wang, Z. Xu and L. Pan, *PACRIM Weldcon '92, Transferring Technology and Knowhow Proceedings*, (1992), paper 21.

30. P. A. A. Khan and A. J. Paul, *Joining and Adhesion of Inorganic Materials Proceedings*, (1993), p.137-142.
31. K. C. Meinert, R. B. Bhagat, R. P. Martukanitz and M. F. Amateau, *Metal Matrix Composite. Proceedings, 9th International Conference on Composite Materials*, (1993), p.897-906.
32. T. J. Lienert, E. D. Brandon and J. C. Lippold, *Scripta Metallurgica*, vol.28, (1993), p.1341-1346.
33. N. B. Dahotre, T. D. McCay and M. H. McCay, *Journal of Applied Physics*, vol.65, (1989), p.5072-5077.
34. G. Carotenuto, A. Gallo and L. Nicolais, *Journal of Materials Science*, vol.29, (1994), p.4967-4974.
35. T. Iseki, T. Kameda, T. Maruyama, *Journal of Materials Science*, vol.19, (1984), p.1692-1698.
36. L. Hong, R. M. Vilar, *Journal of Materials Science*, vol.32, (1997), p.5545-5550.
37. J. C. Lee, J. P. Ahn, J. H. Shim, Z. Shi and H. I. Lee, *Scripta Metallurgica*, vol.41, (1999), p.895-900.
38. Y. L. Liu and B. Kindl, *Scripta Metallurgica*, vol.27, (1992), p.1367-1372.
39. M. Nathan, *J. Materials Science Letters*, vol.8, (1989), p.311-314.
40. H. J. Hegge, J. Boetje, J. Th. M. De Hosson, *Journal of Materials Science*, vol.25, (1990), p.2335-2338.
41. J. C. Viala, P. Fortier and J. Bouix, *Journal of Materials Science*, vol.25, (1990), p.1842-1850.
42. J. K. Park and J. P. Lucas, *Scripta Metallurgica*, vol.37, (1997), p.511-516.
43. N. Q. Wu, *J. Materials Science Letters*, vol.16, (1997), p.1810-1812.
44. B. J. Kooi, M. Kabel, A. B. Kloosterman and J. Th. M. de Hosson, *Acta*

- Materialia, vol.47, (1994), p.3105-3116.
45. 林俊仁，表面張力效應對高鐳深電子束熔池行為之影響，中山大學博士論文，(1996)。
 46. A. M. Nikitinskii, Welding International, vol.13, (1999), p.563-566.
 47. C. R. Heiple, J. R. Roper, R. T. Stagner and R. J. Aden, Welding Journal Research Supplement, (1983,3), p.72s-77s.
 48. H. Fujii, Science and Technology of Welding and Joining, vol.4, (1999), p.187-193.
 49. K. C. Mills and B. J. Keene, International Materials Reviews, vol.35, (1990), p.185-216.
 50. 王總守，機械月刊，20卷5期，(1994,05)，p.254-269.
 51. 王總守，機械月刊，21卷4期，(1995,04)，p.220-232.
 52. 雷射加工技術手冊，工業技術研究院機械工業研究所編印。
 53. 陳冠宏，鐳接與切割，6卷1期，(1996,01)，p.33-36.
 54. 劉海北譯，光訊，69期，(1997,12)，p.4-6.
 55. 樓百堯，高溫高速超塑性鋁合金與鋁基複材之製程與變形特徵研究，中山大學博士論文，(1999)。
 56. D. A. Schauer and W. H. Giedt, Welding Journal Research Supplement, 57, (1978), p.189s.
 57. M. I. Pech-Canul, R. N. Katz and M. M. Makhlof, Metallurgical and Materials Transactions, vol.31A, (2000), p.565-573.
 58. F. Dausinger, M. Beck, T. Rudlaff and T. Wahl, Proceeding 5th International Conference Laser in Manufacturing, (1988,9), p.177.
 59. S. Kou, "Welding Metallurgy", John Wiley & Sons. Inc., 1987.
 60. M. B. C. Quigley, High Power Density Welding, p.306.

表一 6061 鋁合金的成分組成 (重量百分比)

Mg %	Si %	Cu %	Cr %	Fe %	Zn %	Mn %
1.0	0.6	0.27	0.2	0.7 max	0.25 max	0.15 max



表二 6061 鋁合金及 SiC 材料之性質[20]

材 料	降伏強度, YS MPa	彈性係數 GPa	熱膨脹係數 $\text{mm}^{-1} \text{ } ^{-1}$ 25-500	熔 點
6061-T6	275	69	28×10^{-6}	650
SiC	34.5 (拉伸) 1380 (壓縮)	483	3×10^{-6}	3100

表三 6061-T6/20%SiC 複合材料與 6061-T6 鋁合金性質資料比較[20]

	6061-T6/SiC	6061-T6
YS, MPa	380-415	275
UTS, MPa	415-585	310
Tensile modulus, GPa	130-131	69
Shear modulus, GPa	34-41	26
Poisson' s ratio	0.33	0.33
Density, kg/m ³ ×10 ³	2.85	2.77
Elongation to failure, %	1.5-2.0	12-17

表四 Instron 5582 拉伸試驗機資料表

最大負荷	100 kN (22500 lb)
最大速率 (拉伸)	500 mm/min
最小速率	0.001 mm/min
全速最大負荷	75 kN
最大負荷下的最大速度	250 mm/min
靈敏度	0.060 μ m
控制軟體	Series IX

表五 修正 Keller 腐蝕液化學成分表

溶液	體積分率 %
HNO ₃	10
HCl	1.5
HF	1
H ₂ O	87.5

表六 電子束銲接 6061 鋁合金 5mm 厚板自體銲接結果

電壓 kV E	電流 mA I	功率 W P=ExI	銲接速度 mm/s v	熱輸入量 J/mm $H = P/v$	銲深 mm t	寬度 mm W	深寬比 t/W	熔融 截面積 mm ² A
50	10	500	50	10	0.42	1.34	0.31	0.42
	15	750		15	0.89	1.84	0.48	0.82
	20	1000		20	1.18	2.5	0.47	2.32
	25	1250		25	1.26	2.57	0.49	3.24
60	10	600	50	12	0.65	1.67	0.39	0.86
	15	900		18	1.02	2.3	0.44	1.85
	20	1200		24	1.41	2.76	0.51	3.06
	25	1500		30	1.96	3.37	0.58	3.30
	30	1800		36	4.22	3.60	1.17	7.60
	35	2100		42	5.00	4.47	1.11	11.18
60	30	1800	30	60	5.00	5.02	1.00	12.55
	30	1800	40	45	3.22	3.59	0.99	7.39
	30	1800	60	30	4.22	3.6	0.90	5.78

表七 電子束銲接 6061/20%SiC_w 複合材料 0.86mm 薄板自體銲接結果

電壓 kV E	電流 mA I	銲接速度 mm/s v	功率 W $P=EI$	熱輸入量 J/mm $H = P/v$	凹槽深度 mm	生成物厚 mm	備註
50	3	15	150	10.0	0.1	0.08	
		30		5.0	0.03	0.04	
		40		3.8	0.018	0.04	
		50		3.0	0.018	0.03	
50	5	50	250	5.0	0.07	0.17	底部有孔洞
		70		3.6	0.1	0.17	
50	6	50	300	6.0	0.06	0.27	生成物最厚
		70		4.3	---	---	未拍照測量
50	7	50	350	7.0	0.2	0.3	側邊母材有孔洞
	10	50	500	10.0	切斷	---	側邊母材有孔洞

凹槽深度與生成物厚度之定義見圖 3-3 所示

表八 不同複材之雷射銲接最佳參數

	最佳銲接參數
6061 合金	聚焦於表面，700~800 W，16.7~20 mm/s
1%SiC _p 複材	聚焦於表面，750 W，23.3 mm/s
5%SiC _p 複材	聚焦於表面，750 W，36.7 mm/s
20%SiC _w 複材	聚焦於表面，750 W，41.7 mm/s 聚焦於表面下 1mm，600 W，14 mm/s

表九 潤濕角測量數據

	660	750	850	1000	1100	1150
6061 鋁合金	164°	164°	163°	161.5°	97°	91.5°
6061/1%SiC 複材	---	---	---	168.0°	149.0°	107.5°
6061/5%SiC 複材	---	169°	168°	166°	152°	130°
6061/20%SiC _w 複材	---	---	---	---	---	---

註：--- 代表部分材料在高溫下仍無法完全熔融成液滴狀，或仍維持原本固態立方體狀，導致無法測量其潤濕角。

表十 表面張力計算數值 (mJ/m²)

	660	750	850	1000	1100	1150
6061 鋁合金	865.8	827.8	827.8	634.3	595.4	391.2
6061/1%SiC 複材	---	---	---	295.7	939.3	617.8
6061/5%SiC 複材	---	80.3	143.6	184.2	237.5	1000.5
6061/20%SiC _w 複材	---	---	---	---	---	---

註：--- 代表部分材料在高溫下仍無法完全熔融成液滴狀，或仍維持原本固態立方體狀，導致無法測量其潤濕角，因而無法計算表面張力值。

表十一 銲接前母材 T6 狀態下之拉伸機械性質測試數據 (拉伸速率 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)

	降伏強度 MPa	抗拉強度 MPa	伸長率 %	斷面縮減率 %
6061 鋁合金	253.3±6.4	315.8±3.9	15.0±1.4	22.4±2.4
6061/1%SiC 複材	130.0±28.0*	226.1±6.4	13.6±2.3	25.7±1.9
6061/5%SiC 複材	198.5±78.3*	278.3±3.1	11.3±0.7	16.4±1.4
6061/20%SiC _w 複材	427.5±20.5	550.6±8.0	2.5±0.8	6.2±1.4

*：表示由於部分 Mg 成分在真空熱壓過程中，有些許流失，造成複材 T6 強度降低

表十二 1%、5%SiC_p 自製複材之金屬基材 EPMA 元素分析 (重量比)

測試點	Si	Mg	Al
1	1.073 %	0.102 %	97.519 %
2	0.683 %	0.265 %	96.652 %
3	0.547 %	0.134 %	97.896 %
4	0.475 %	0.129 %	98.244 %
5	0.538 %	0.144 %	97.395 %
6	0.954 %	0.220 %	95.086 %
7	0.765 %	0.339 %	98.090 %
平均值	0.719 %	0.190 %	97.269 %

表十三 銲接後未做 T6 處理之銲道機械性質測試數據 (拉伸速率 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)

	降伏強度 MPa	抗拉強度 MPa	伸長率 %	斷面縮減率 %
6061 鋁合金	101.0±26.9	118.0±48.6	2.3±1.1	6.2±3.5
6061/1%SiC 複材	46.3±1.8	65.2±25.8	2.0±0.3	3.5±1.1
6061/5%SiC 複材	---	41.0±16.4	1.4±0.3	6.7±2.9
6061/20%SiC _w 複材	---	96.6±39.7	0.8±0.5	6.3±0.5

--- : 表示未達降伏強度即破斷，無法取得降伏強度值。

表十四 銲接後經過 T6 處理之銲道機械性質測試數據 (拉伸速率 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)

	降伏強度 MPa	抗拉強度 MPa	伸長率 %	斷面縮減率 %
6061 鋁合金	---	173.5±94.3	0.8±0.4	4.8±2.8
6061/1%SiC 複材	---	58.1±3.5	1.3±0.1	4.0±0.8
6061/5%SiC 複材	---	43.8±9.1	0.6±0.1	3.9±2.1
6061/20%SiC _w 複材	---	95.5±10.4	0.5±0.1	3.8±0.8

--- : 表示未達降伏強度即破斷，無法取得降伏強度值。

表十五 雷射鐳道幾何外觀比較

	功率 W P	走速 mm/s v	熱輸入量 J/mm H = P/v	截面積 mm ² A _{II} *	相對能量 吸收率	鐳道 深度 mm t	鐳道 寬度 mm W _{II} *	深寬比 之比值 t/W _{II}
6061	750	16.7	44.9	2.6068	54.7%	1.47	2.85	0.52
		20	37.5	2.4647	59.7%	1.47	2.66	0.55
		25	30.0	0.6019	15.6%	0.72	1.56	0.45
		30	25.0	0.4557	14.7%	0.64	1.26	0.51
		35	21.4	0.1944	7.3%	0.47	0.79	0.53
		41.7	18.0	0.0120	0.48%	0.09	0.26	0.35
		50	15.0	0.0109	0.51%	0.09	0.23	0.33
5%SiC	650	16.7	38.9	3.9663	96.1%	1.47	3.47	0.42
		20	32.5	3.3755	87.2%	1.47	2.91	0.51
		25	26.0	0.8624	27.9%	1.12	1.68	0.66
		30	21.7	0.7502	28.1%	1.14	1.24	0.92
		35	18.6	0.2265	9.1%	0.61	0.75	0.81
		41.7	15.6	0.3335	15.5%	0.79	0.82	0.95
		50	13.0	0.3160	15.3%	0.96	0.63	1.52
20%SiC	650	16.7	38.9	4.1280	100%	0.86	4.8	0.18
		20	32.5	3.8700	100%	0.86	4.5	0.19
		25	26.0	3.0960	100%	0.86	3.6	0.24
		30	21.7	2.6660	100%	0.86	3.1	0.28
		35	18.6	2.4940	100%	0.86	2.9	0.30
		41.7	15.6	2.1500	100%	0.86	2.5	0.34
		50	13.0	2.0640	100%	0.86	2.4	0.36

相對能量吸收率是以相同熱輸入量下，20%SiC 複材鐳道截面積作比較基準

* 符號代表意義：

A_{II}：熔融反應區與未反應區總截面積（20%SiC_w 複材鐳道適用）

t：鐳道熔融區深度

W_{II}：熔融反應區與未反應區總寬度（20%SiC_w 複材鐳道適用，見圖 3-17 示意範圍）

表十六 20%SiC_w 複材鐳道截面形狀特徵

	功率 W P	走速 mm/s v	熱輸入量 J/mm $H = P/v$	鐳道 深度 mm t	鐳道寬度 mm		截面積 mm ²		深寬比 比值	
					W_I	W_{II}	A_I	A_{II}	t/W_I	t/W_{II}
電子束鐳道	150	15	10	0.86	0.24	2.10	0.022	1.6985	3.58	0.41
		30	5	0.34	0.23	0.94	0.013	0.2268	1.48	0.36
	250	50	5	0.86	0.33	1.48	0.040	0.6364	2.61	0.58
		70	3.6	0.82	0.24	1.28	0.033	0.5248	3.42	0.64
	300	50	6	0.86	0.41	1.82	0.068	1.3072	2.10	0.47
	350	50	7	0.86	0.37	2.26	0.093	1.7802	2.32	0.38
雷射束鐳道	650	16.7	38.9	0.86	0.31	4.8	0.2107	4.1280	2.77	0.18
		20	32.5	0.86	0.30	4.5	0.1978	3.8700	2.87	0.19
		25	26.0	0.86	0.29	3.6	0.1935	3.0960	2.97	0.24
		30	21.7	0.86	0.27	3.1	0.2064	2.6660	3.19	0.28
		35	18.6	0.86	0.24	2.9	0.1720	2.4940	3.58	0.30
		41.7	15.6	0.86	0.23	2.5	0.1892	2.1500	3.74	0.34
		50	13.0	0.86	0.23	2.4	0.1892	2.0640	3.74	0.36

符號代表意義：

t：鐳道熔融區深度

W_I ：鐳道中心熔融反應區寬度

W_{II} ：熔融反應區與未反應區總寬度

A_I ：熔融反應區截面積

A_{II} ：熔融反應區與未反應區總截面積

t/W_I ：熔融反應區之深寬比

t/W_{II} ：熔融反應區與未反應區總寬度之深寬比

參照圖 3-17 中 W_I 及 W_{II} 示意範圍

表十七 雷射束銲接針對銲後機性之四種代表數據，YS，UTS，伸長率與斷面縮減率所得之接合效率值

	降伏強度, YS		抗拉強度, UTS		伸長率		斷面縮減率	
	AW	T6	AW	T6	AW	T6	AW	T6
6061 鋁合金	40%	---	37%	55%	15%	5%	28%	21%
6061/1%SiC 複材	36%	---	29%	26%	15%	10%	14%	16%
6061/5%SiC 複材	---	---	15%	16%	12%	5%	41%	24%
6061/20%SiC _w 複材	---	---	18%	17%	32%	20%	100%	61%

接合效率 = 銲接後數值 ÷ 原始材料經 T6 後之數值 × 100%

AW：銲後未 T6 處理

T6：銲後有 T6 處理

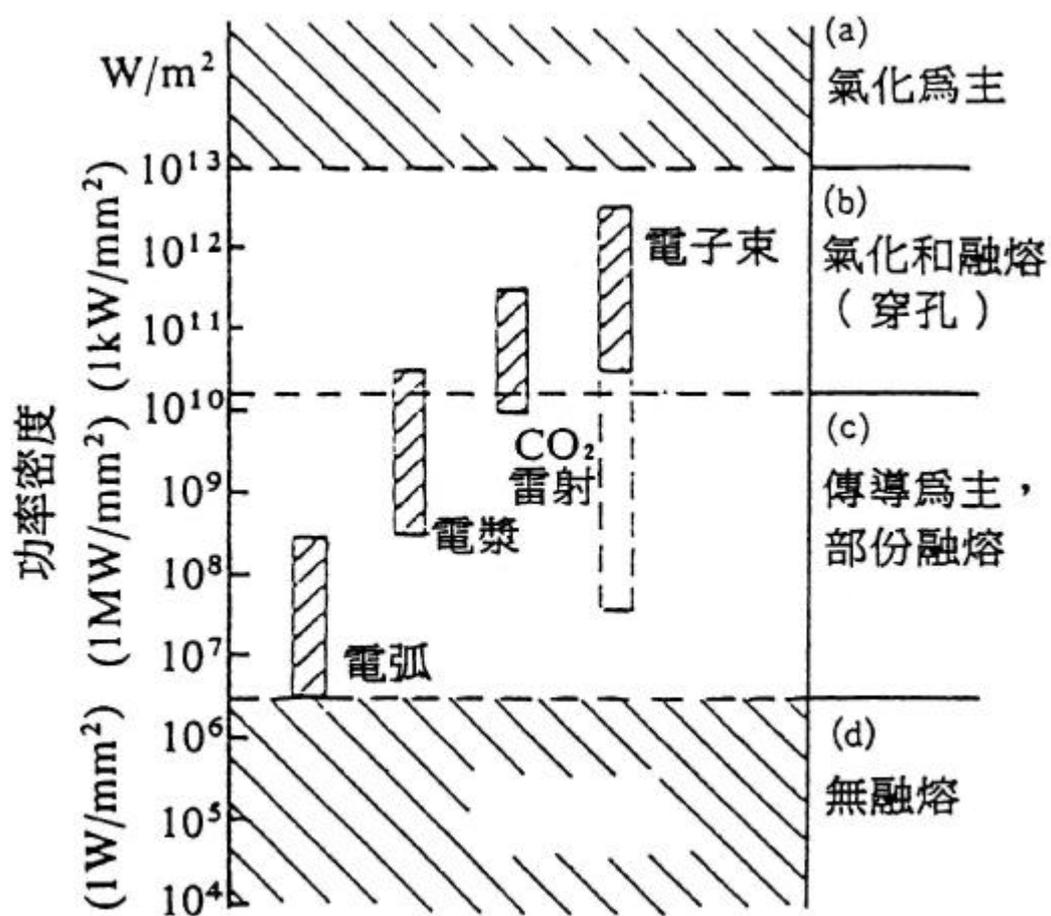


圖 1-1 各種銲接方式之功率密度分佈[53]

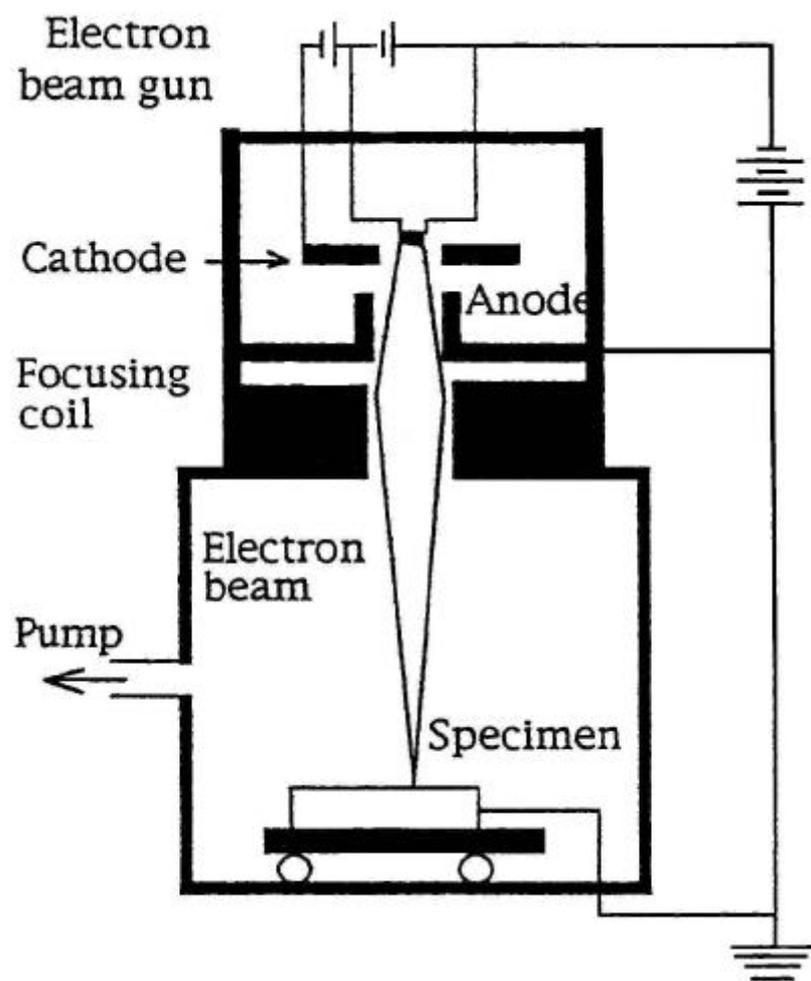


圖 1-2 電子束鐳接示意圖[58]

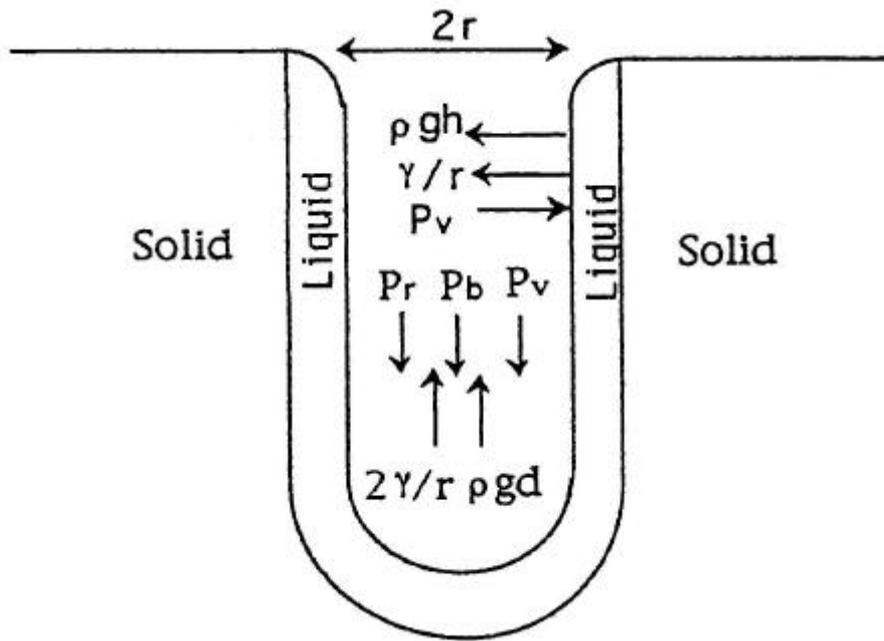


圖 1-3 鎖孔作用力示意圖[59]

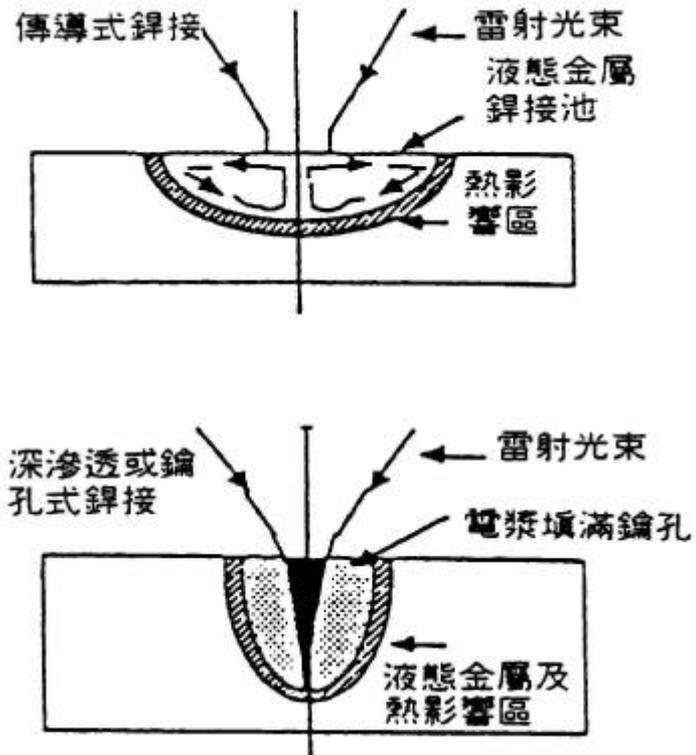


圖 1-4 傳導式與鎖孔式銲接機構銲道比較[51]

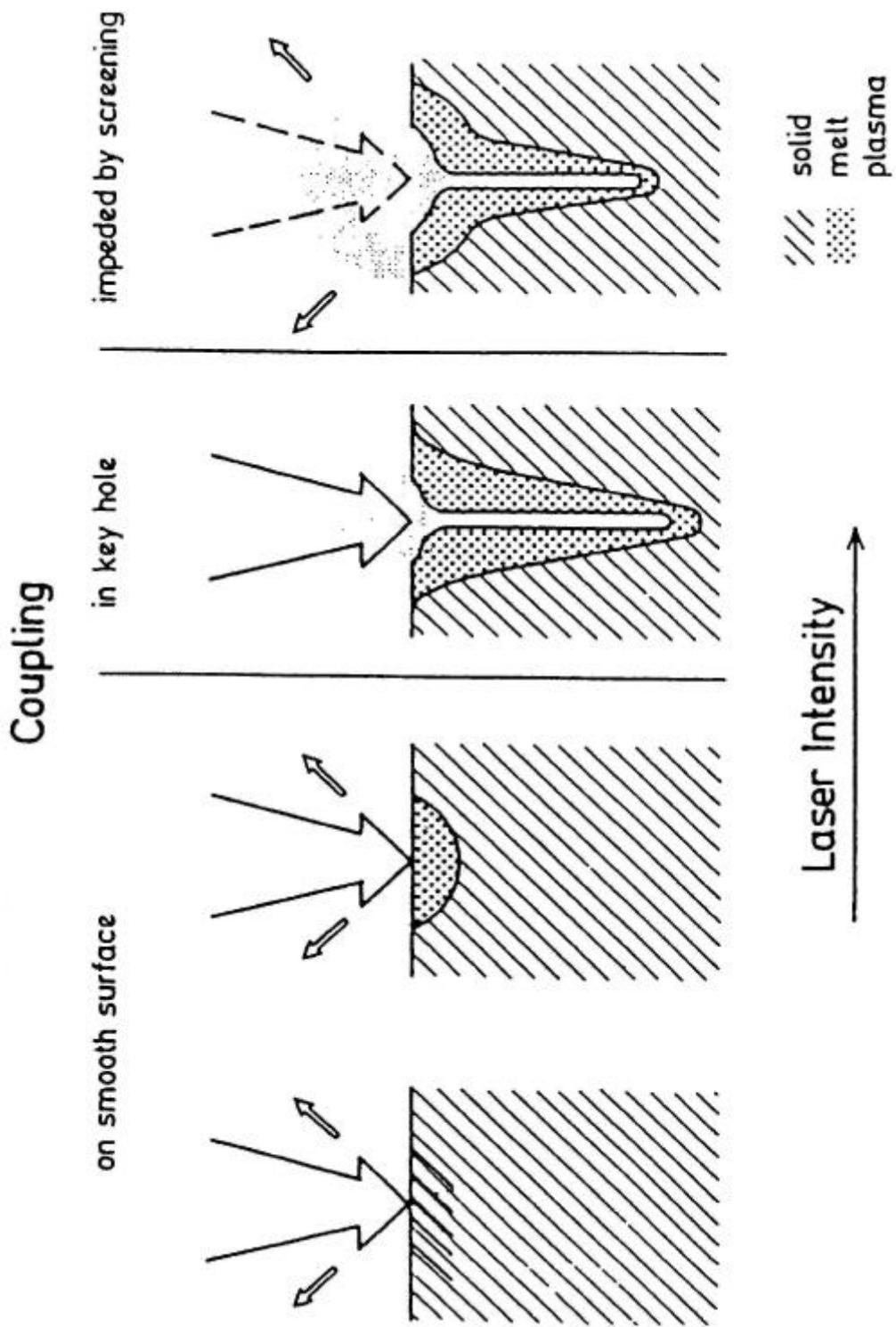


圖 1-5 雷射鐳道之形成[57]

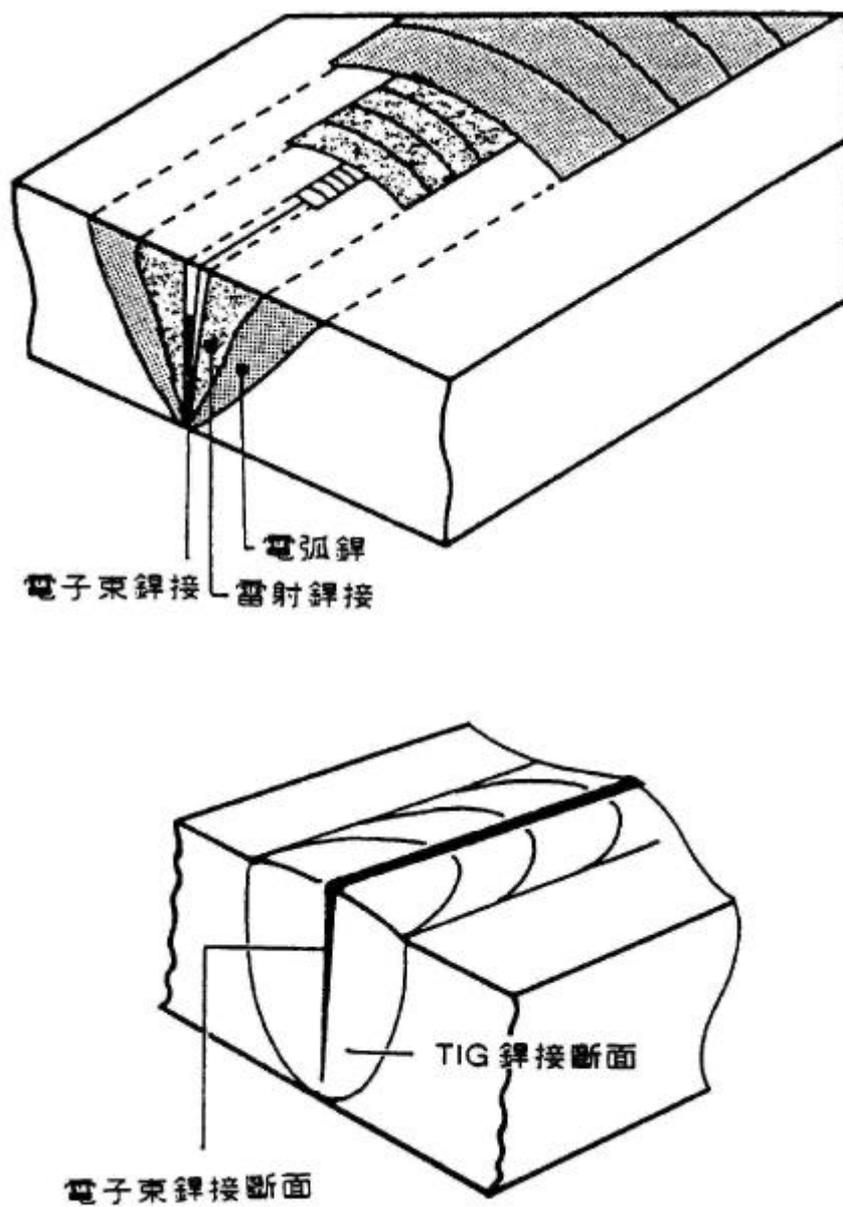


圖 1-6 電子束、雷射束與電弧鐸接法鐸道外觀比較[50]

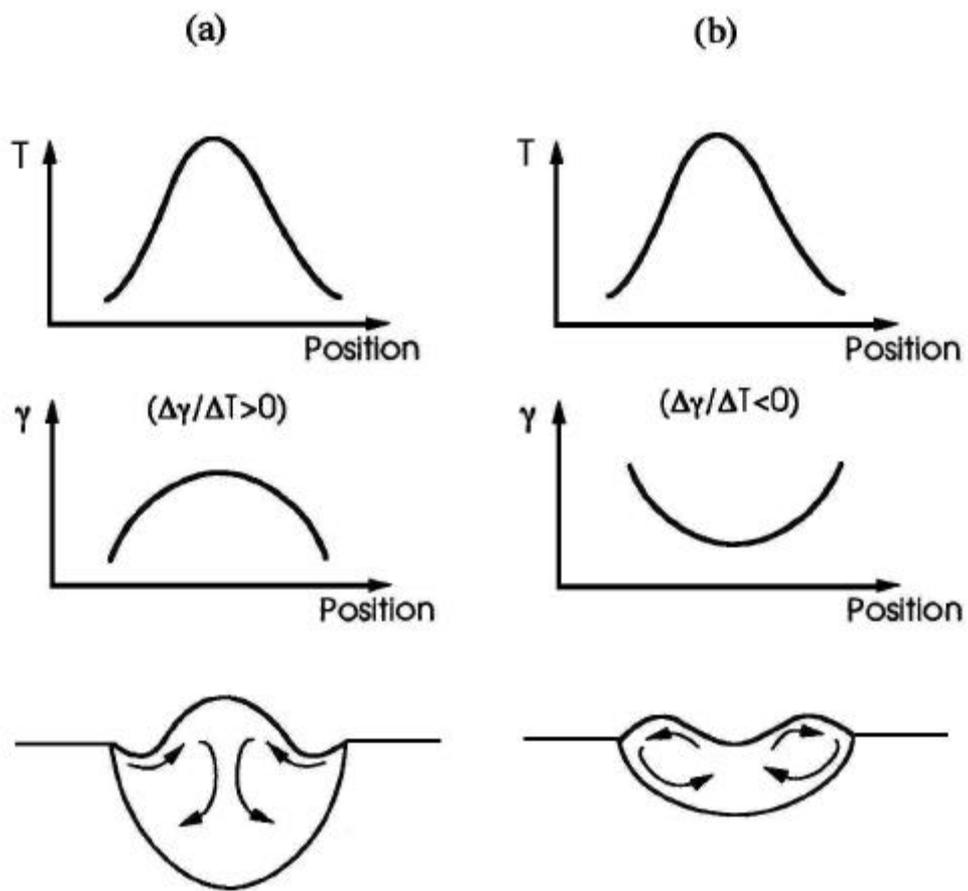


圖 1-7 表面張力對鐸道影響示意圖[45]

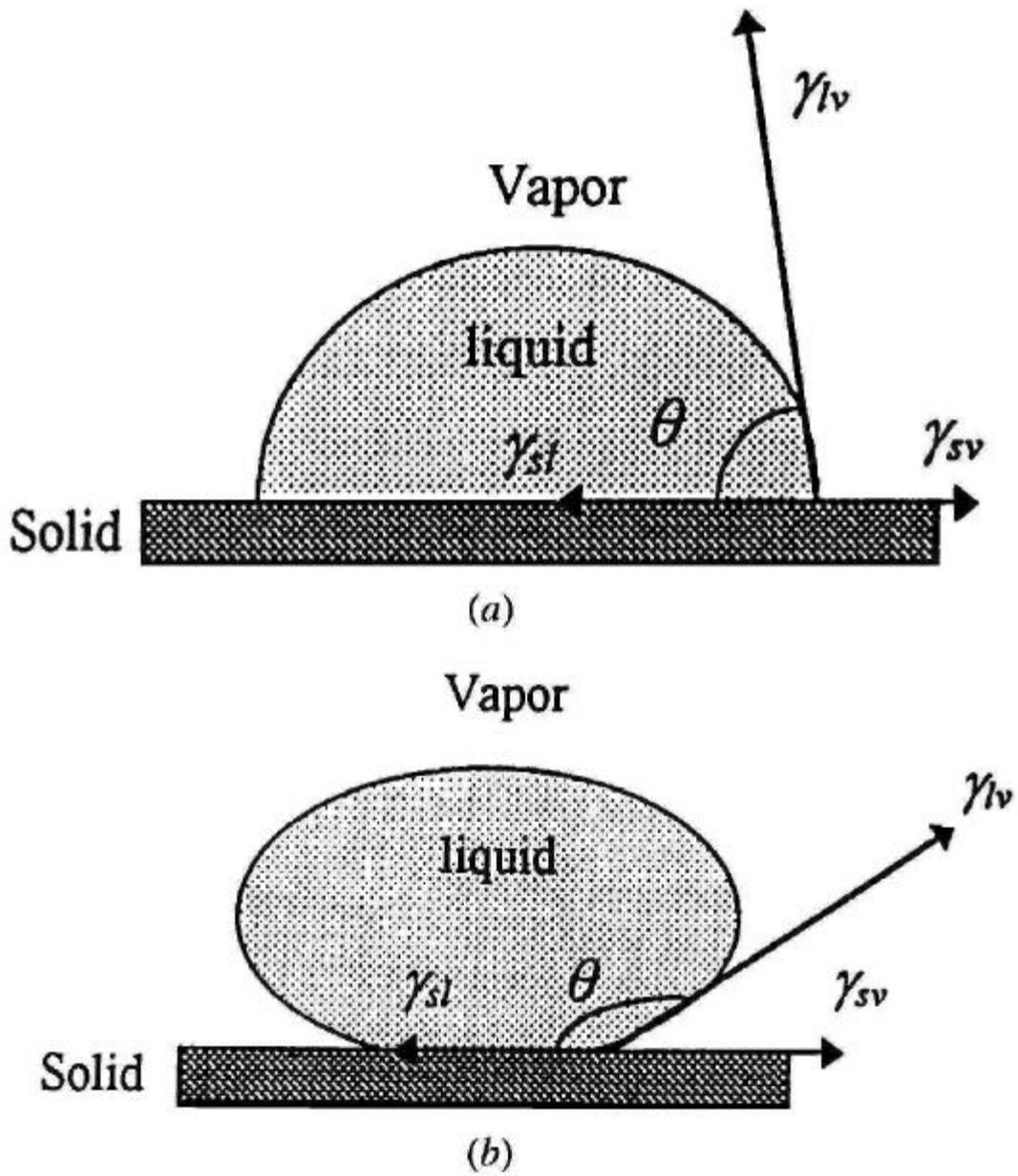


圖 1-8 潤濕角與表面張力關係圖[57]

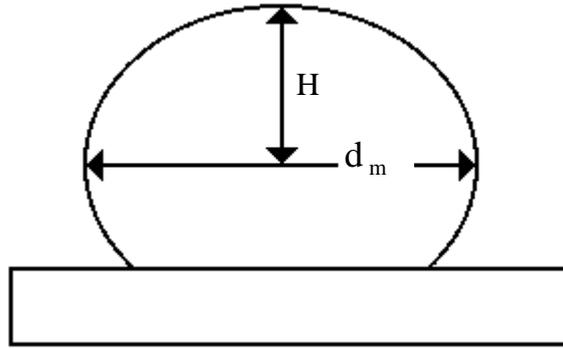


圖 1-9 液珠幾何形狀示意圖

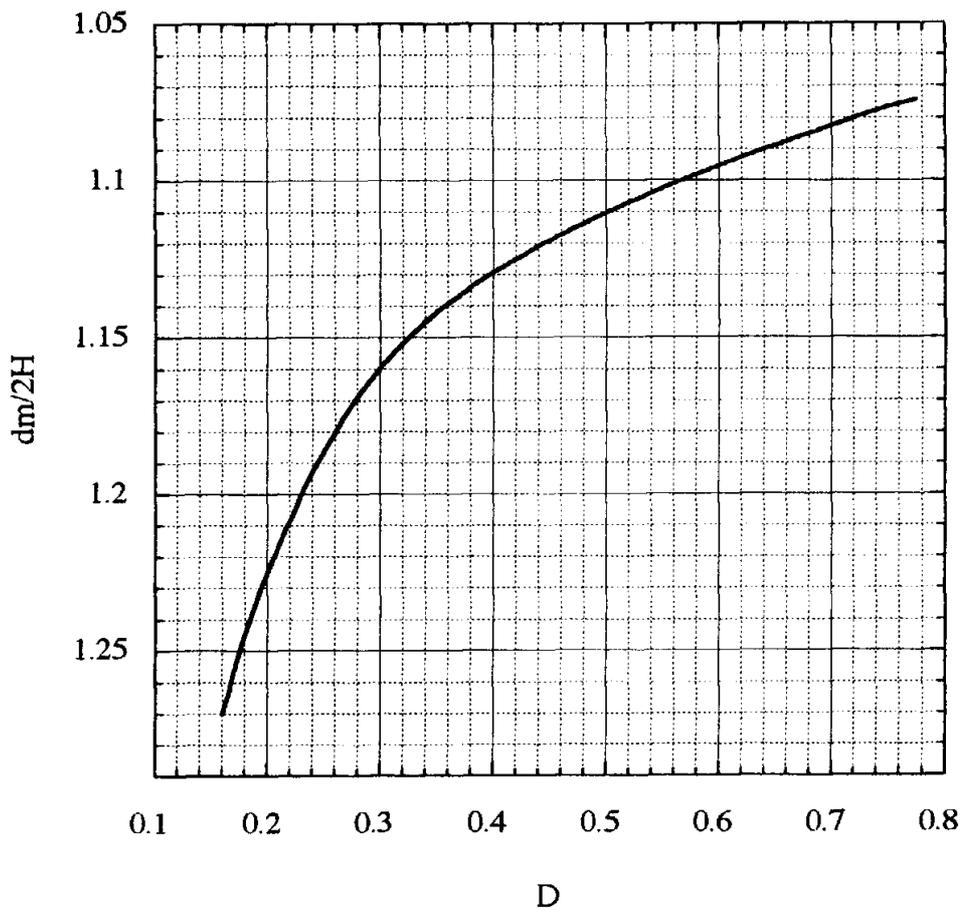


圖 1-10 D 值對照圖

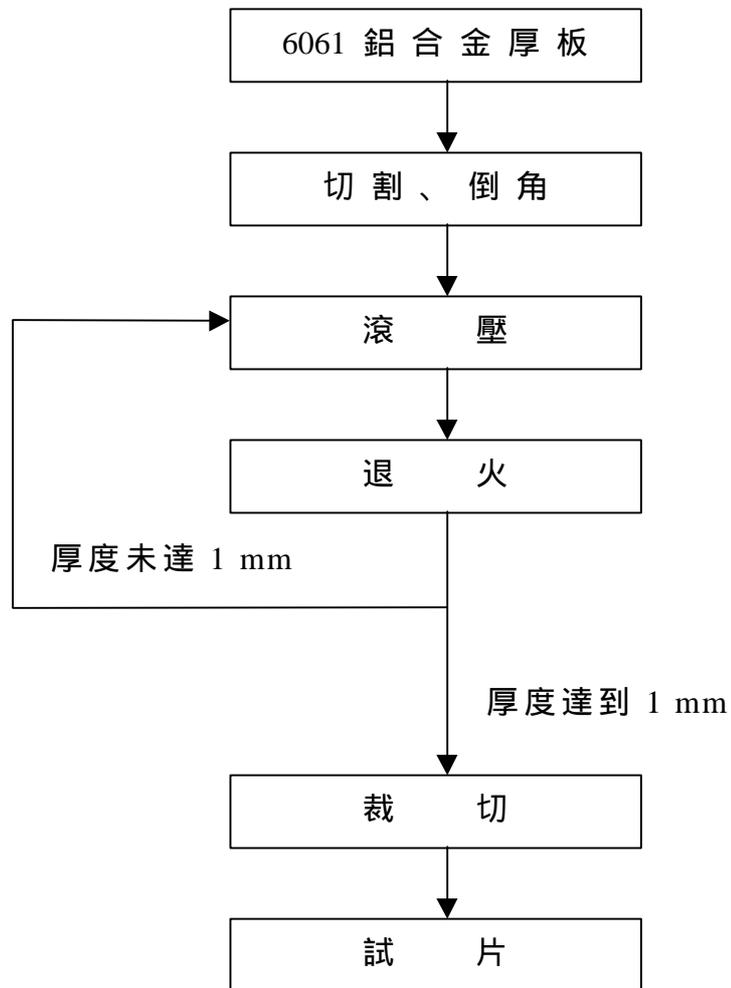


圖 2-1 6061 鋁合金 1 mm 薄板之製作流程圖

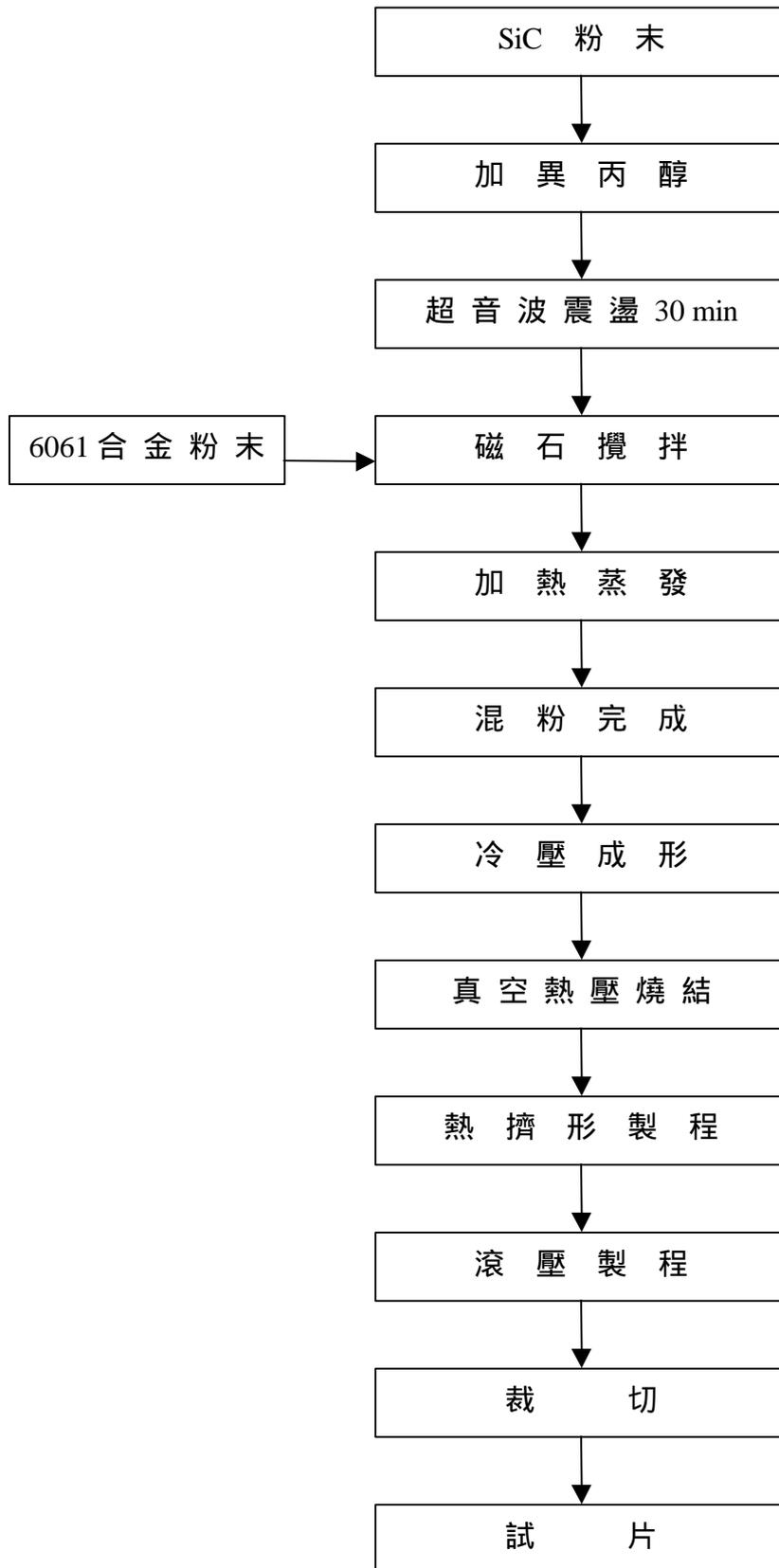


圖 2-2 6061/1vol% 及 5vol% SiC_p 鋁基複合材料製程

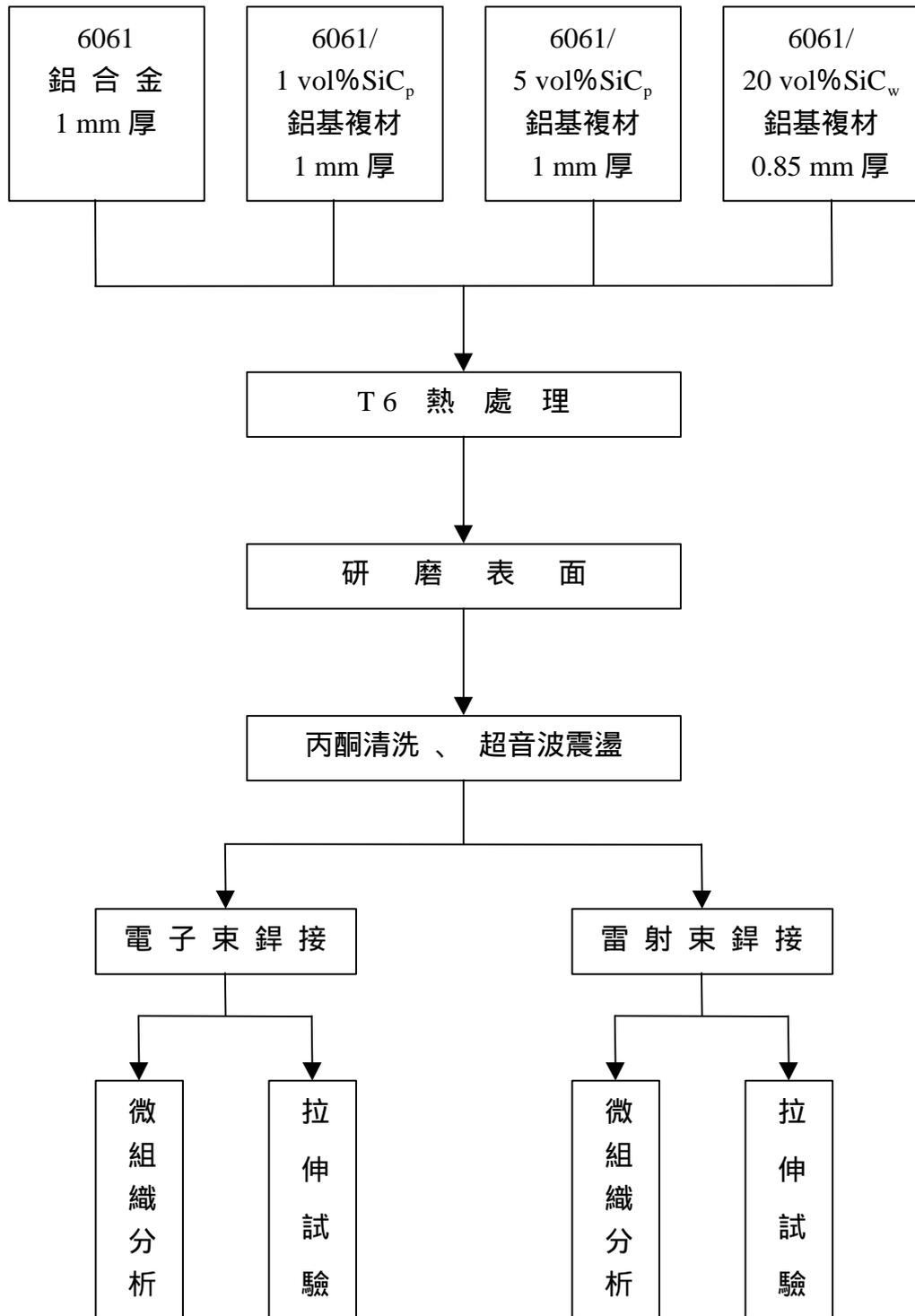


圖 2-3 試片處理及實驗流程

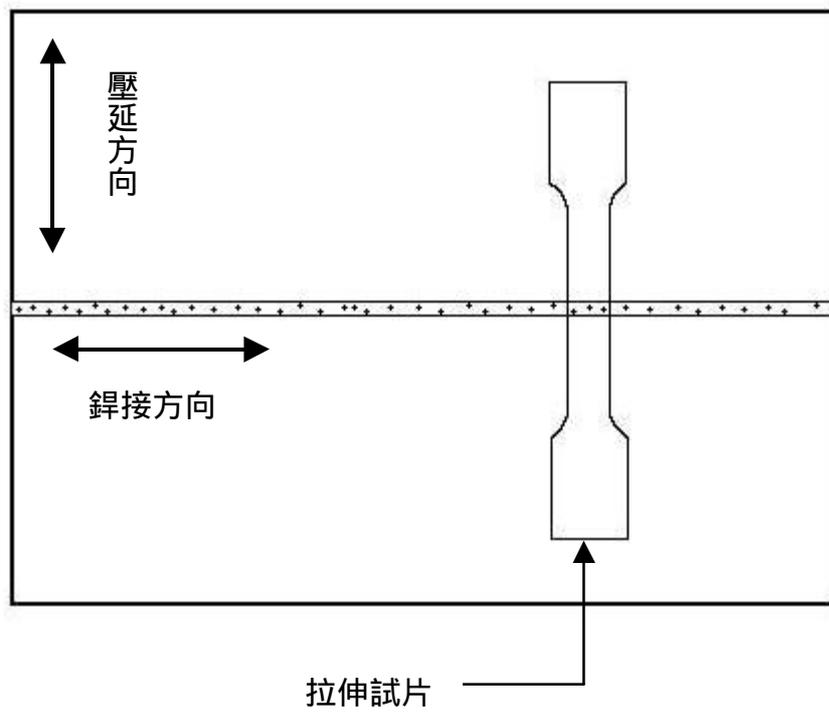
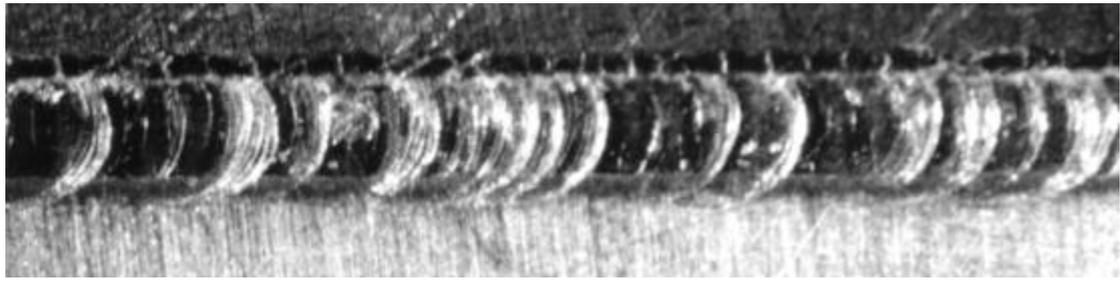


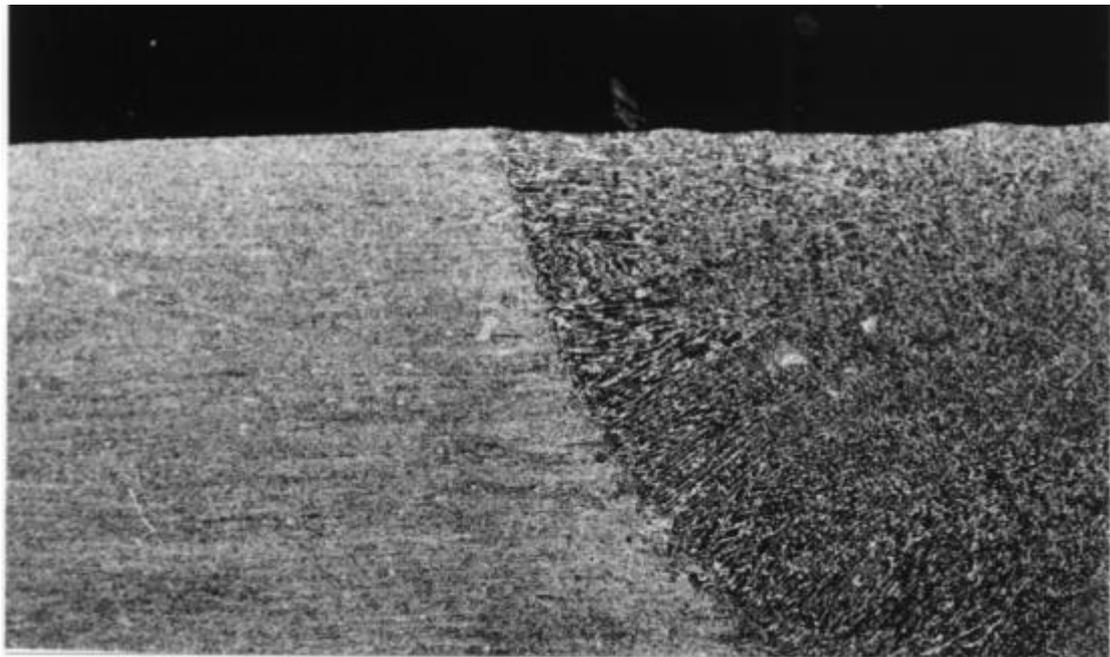
圖 2-4 拉伸試片取樣方式示意圖



鐳接方向 →

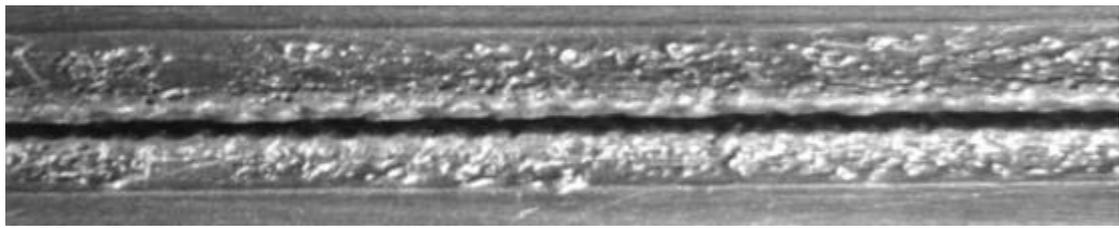
上 表 面

2 mm



0.2 mm

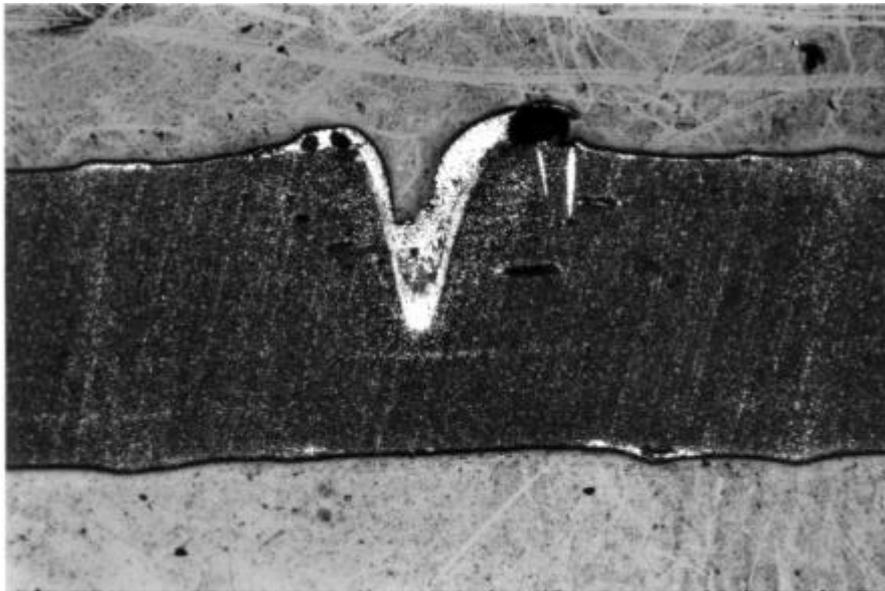
圖 3-1 6061 鋁合金電子束鐳道 OM 圖



鐳接方向 →

上 表 面

2 mm



0.5 mm



鐳接方向 →

下 表 面

2 mm

圖 3-2 6061/20% SiC_w 複材電子束鐳道 OM 圖
(50 kV , 7 mA , 50 mm/s)

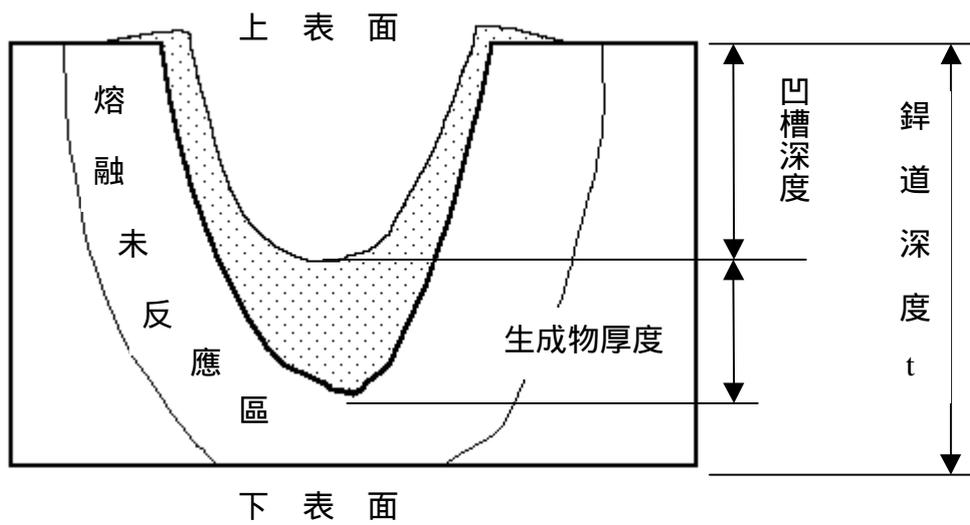
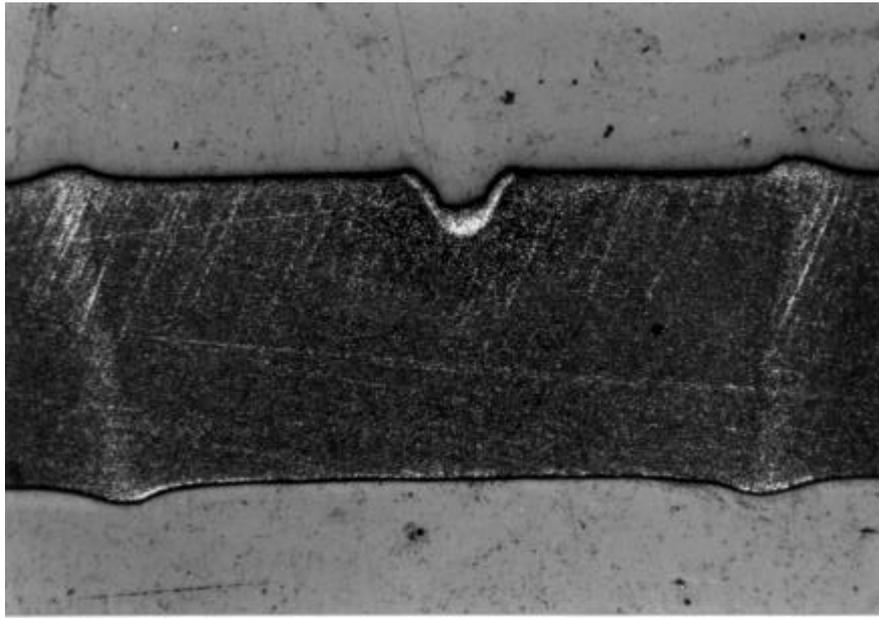
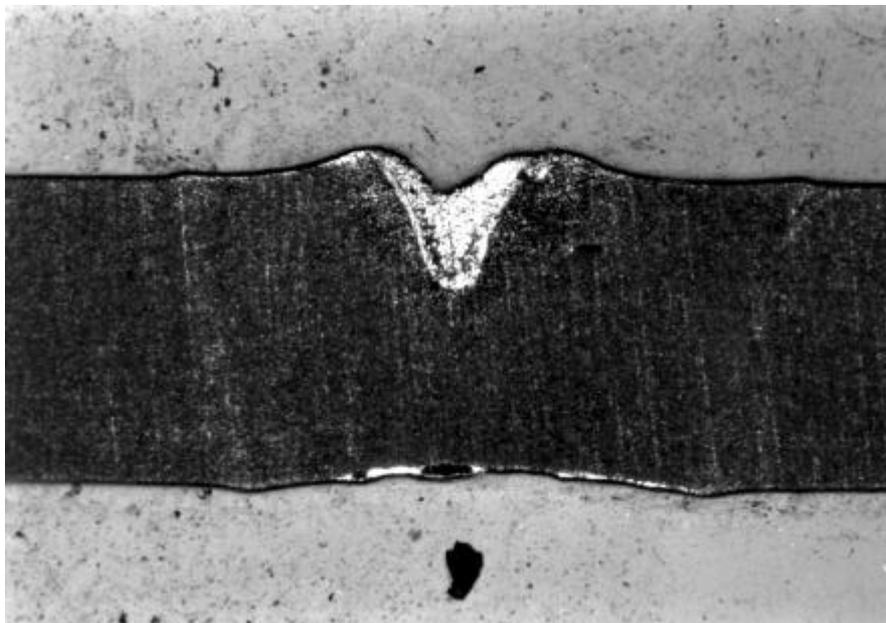


圖 3-3 6061/20% SiC 複材電子束銲道示意圖



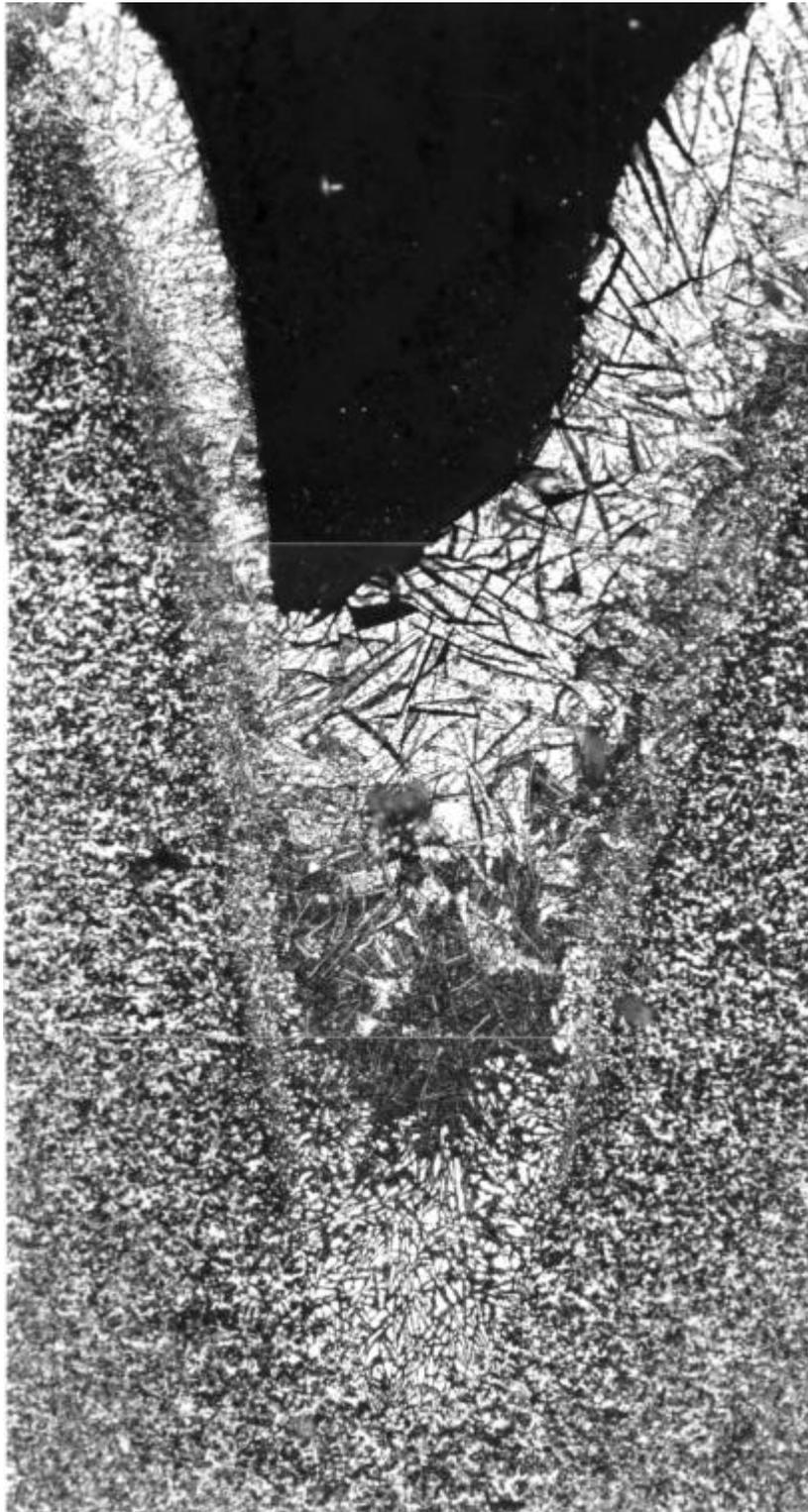
0.5 mm

圖 3-4 6061/20% SiC_w 複材電子束鐳道 OM 圖
(50 kV , 3 mA , 15 mm/s)



0.5 mm

圖 3-5 6061/20% SiC_w 複材電子束鐳道 OM 圖
(50 kV , 6 mA , 50 mm/s)



0.1 mm

圖 3-6 6061/20% SiC_w 複材電子束銲道凹槽內的生成物 OM 圖

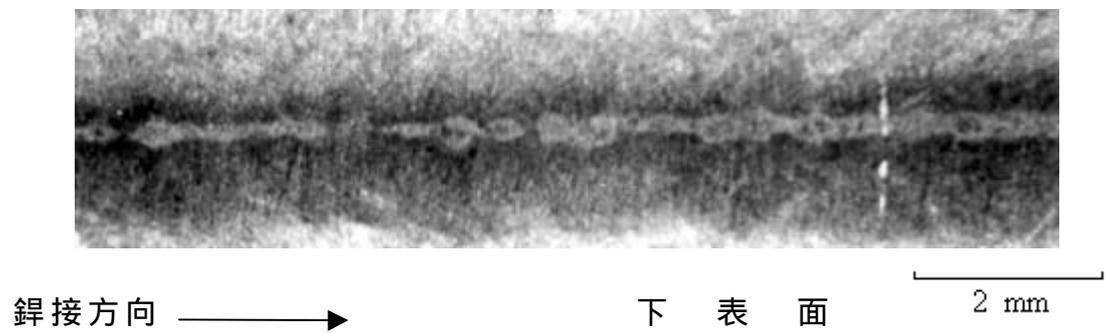
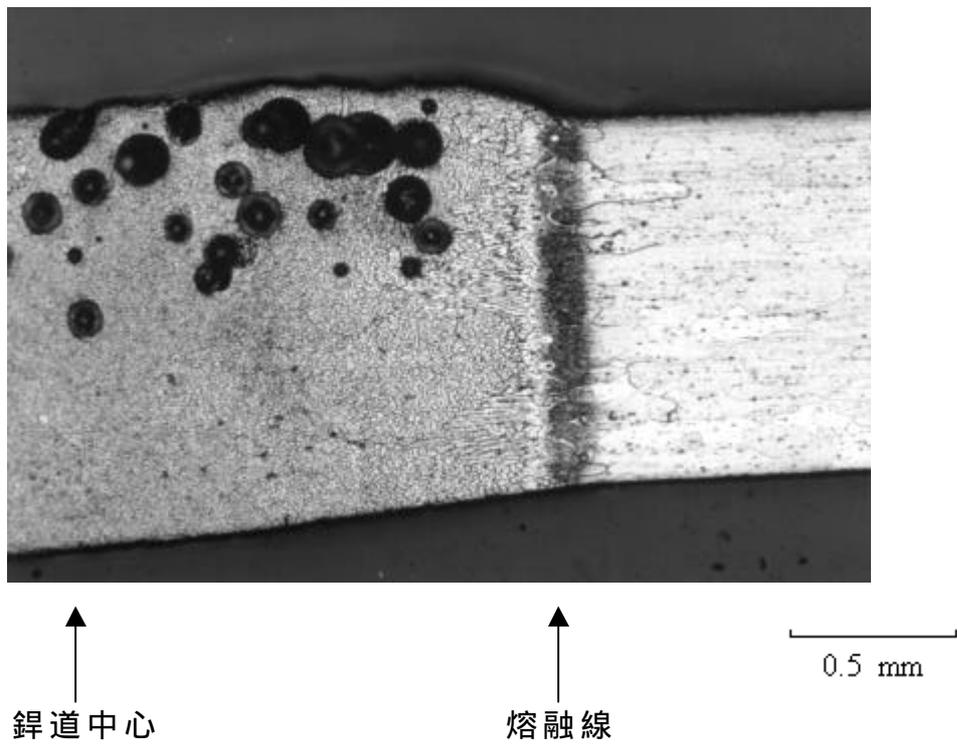
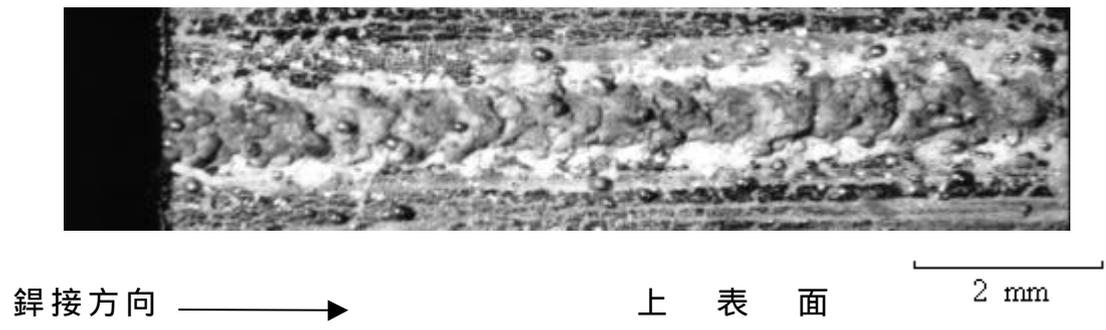


圖 3-7 6061 鋁合金雷射鐳道 OM 圖
(800 W , 20 mm/s)

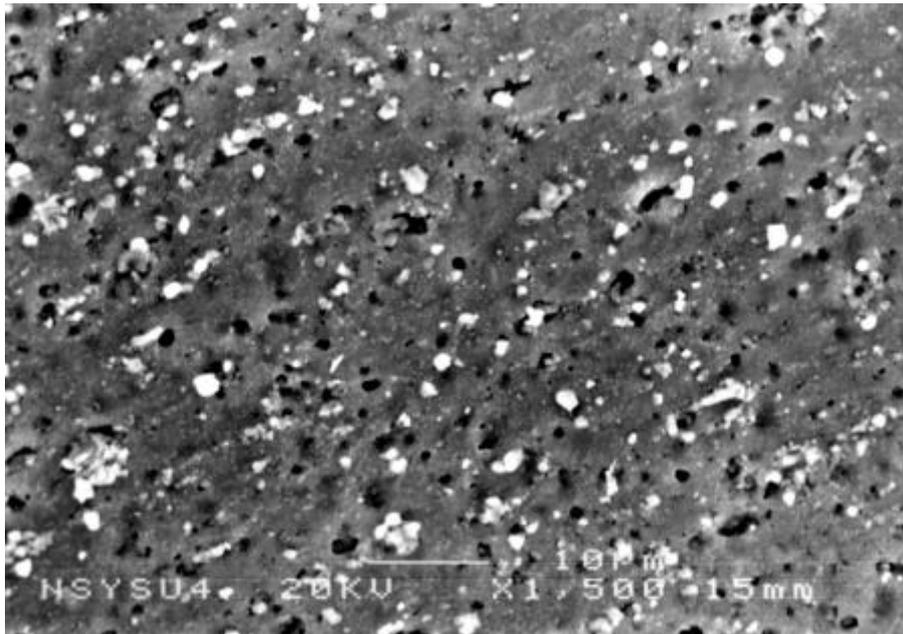


圖 3-8 6061/1% SiC_p 複材母材 SEM 圖

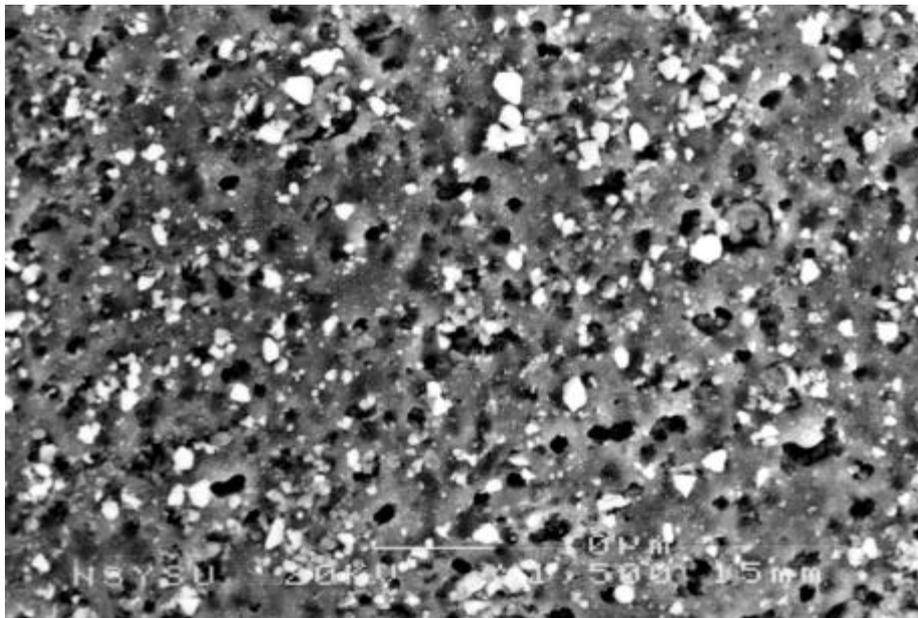


圖 3-9 6061/5% SiC_p 複材母材 SEM 圖

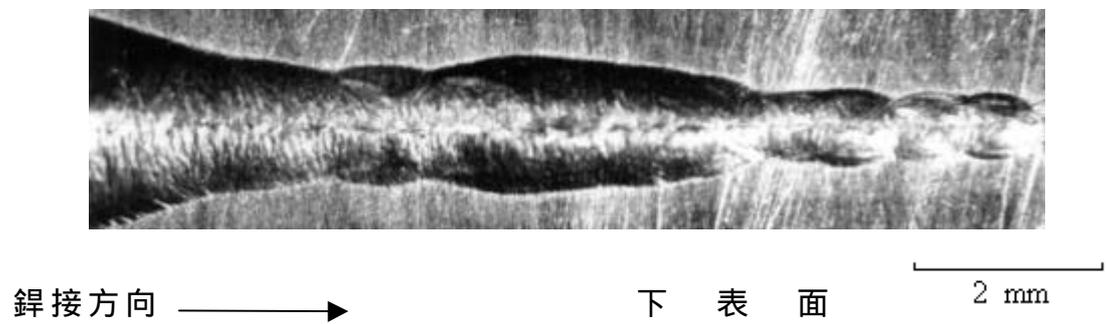
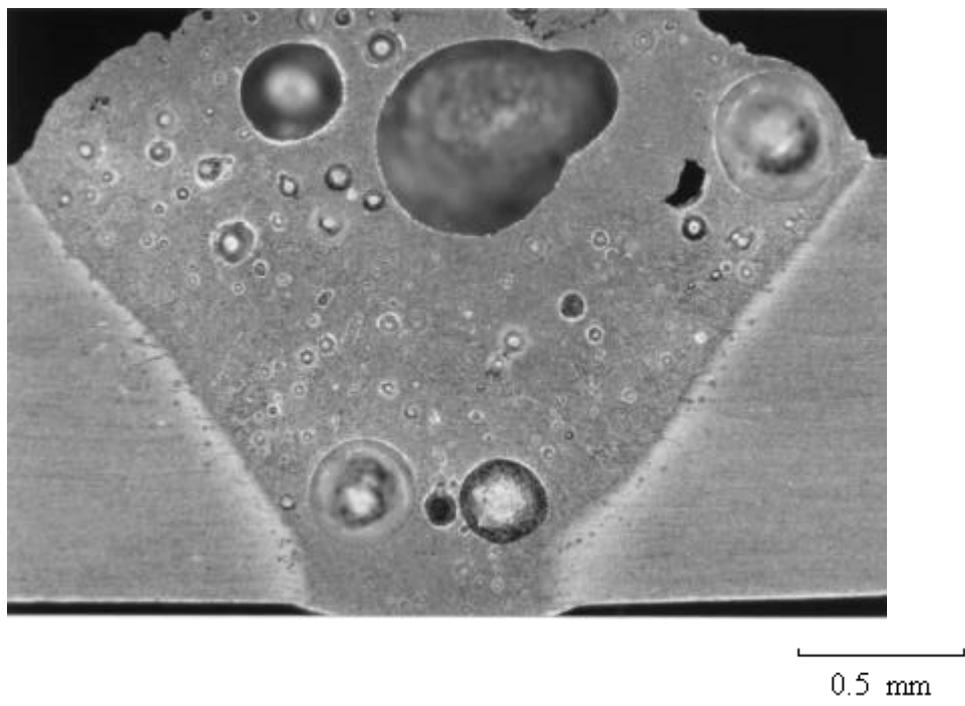
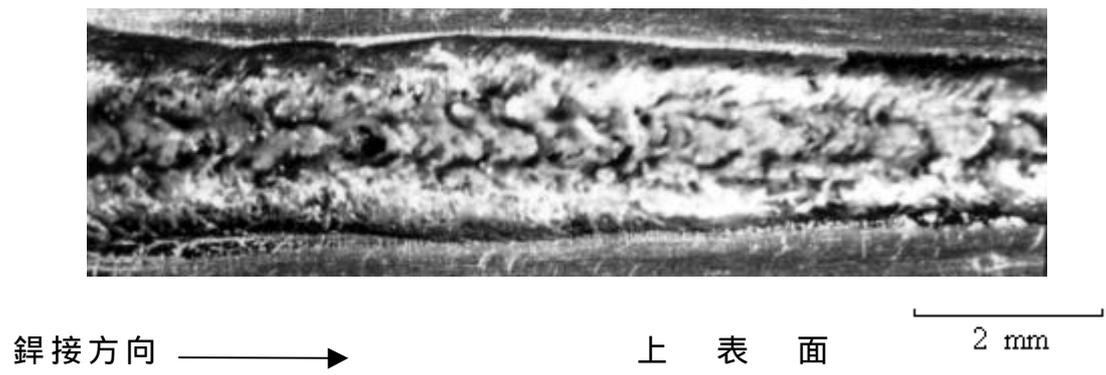
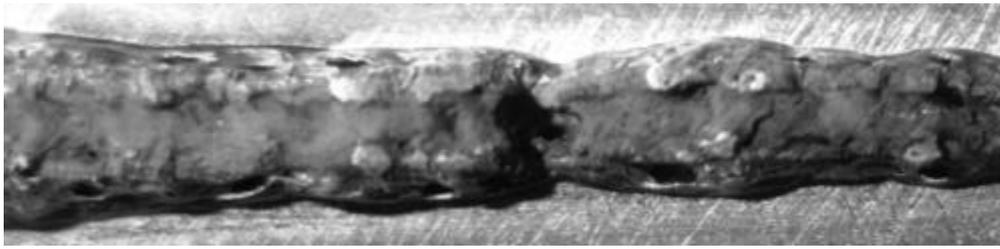


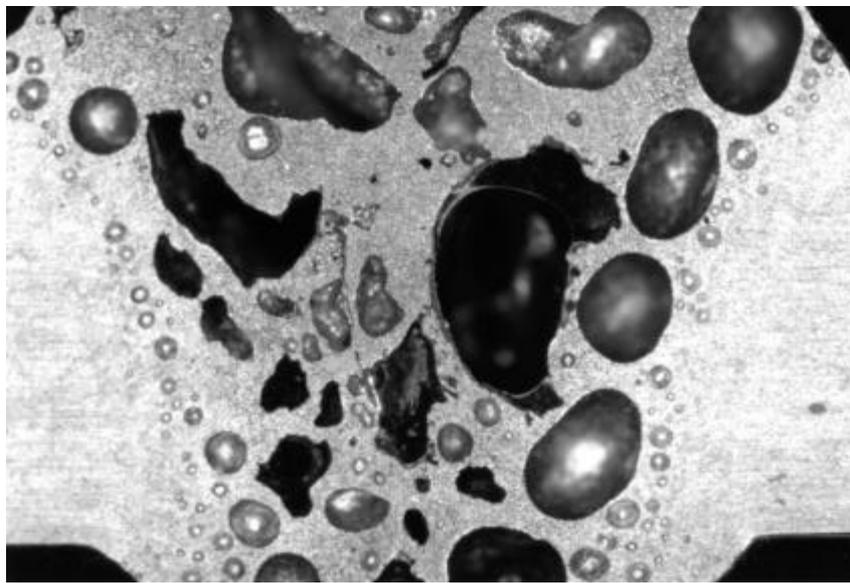
圖 3-10 6061/1% SiC_p 複材雷射鐳道 OM 圖
(750 W, 23.3 mm/s)



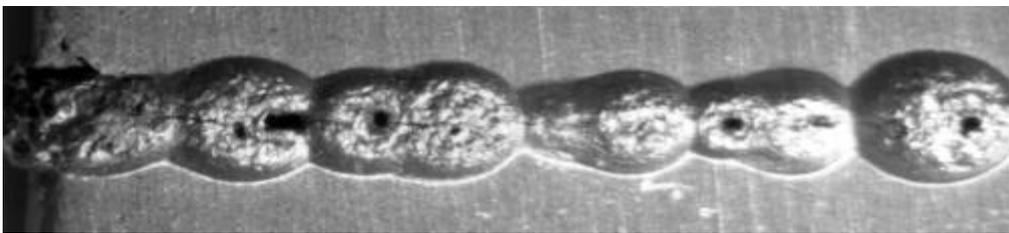
鐳接方向 →

上表面

2 mm



0.5 mm



鐳接方向 →

下表面

2 mm

圖 3-11 6061/5% SiC_p 複材雷射鐳道 OM 圖
(650 W , 32.5 mm/s)

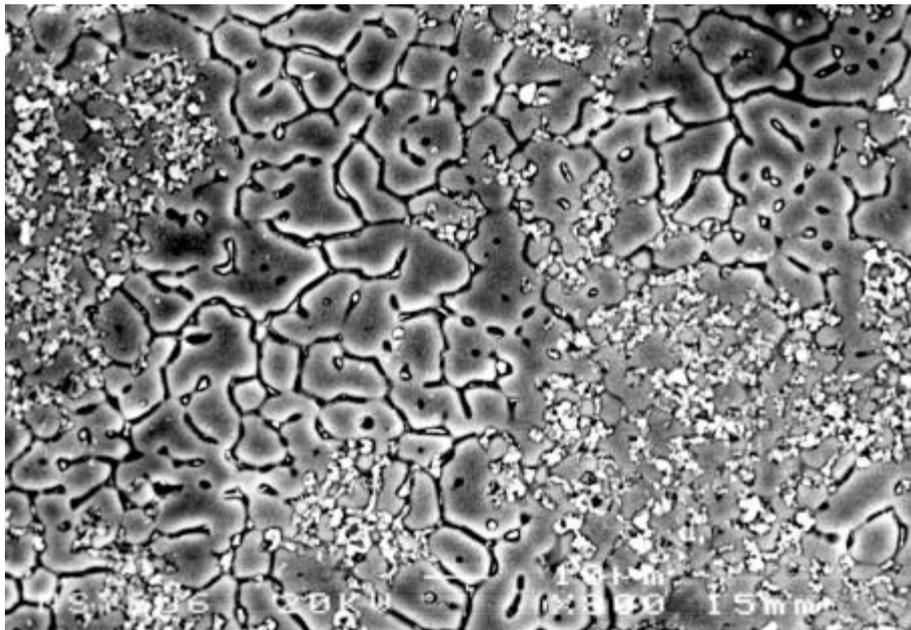


圖 3-12 SiC 顆粒流動聚集現象 SEM 圖

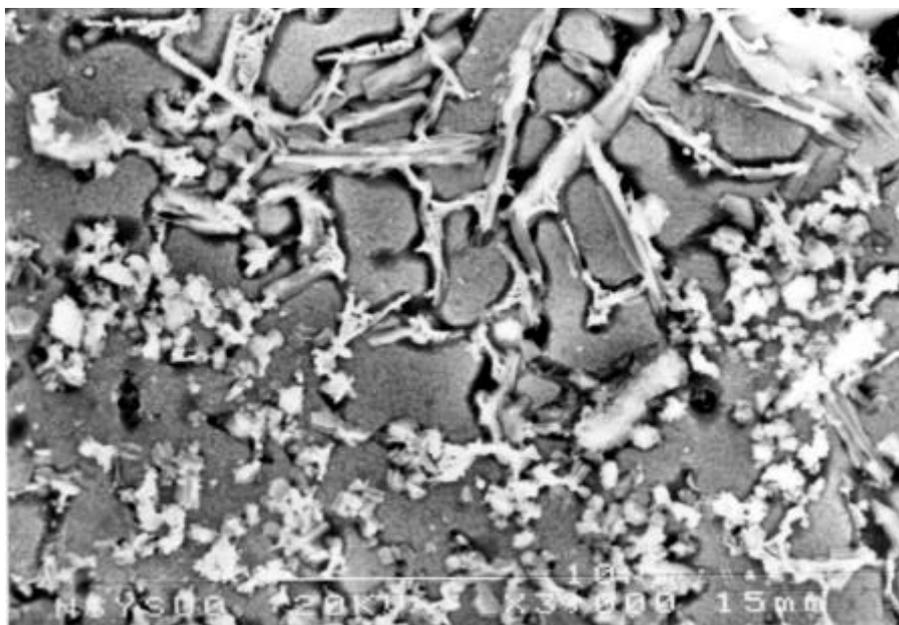


圖 3-13 6061/5% SiC_p 複材雷射鐳道內片狀化合物及爆米花狀 SiC 顆粒 SEM 圖

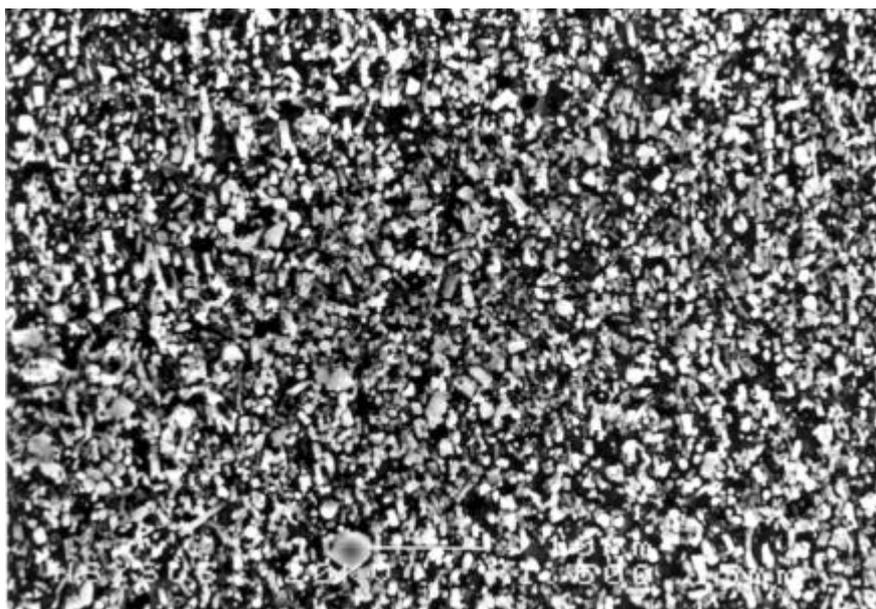


圖 3-14 6061/20% SiC_w 複材母材 SEM 圖

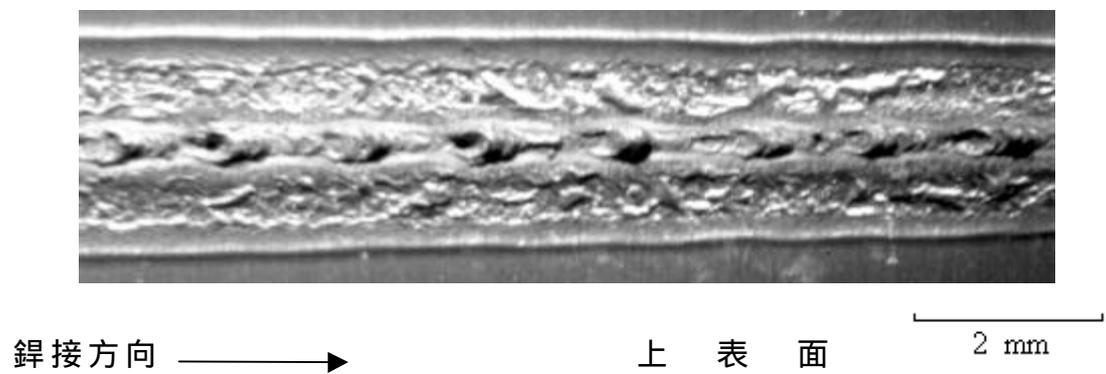
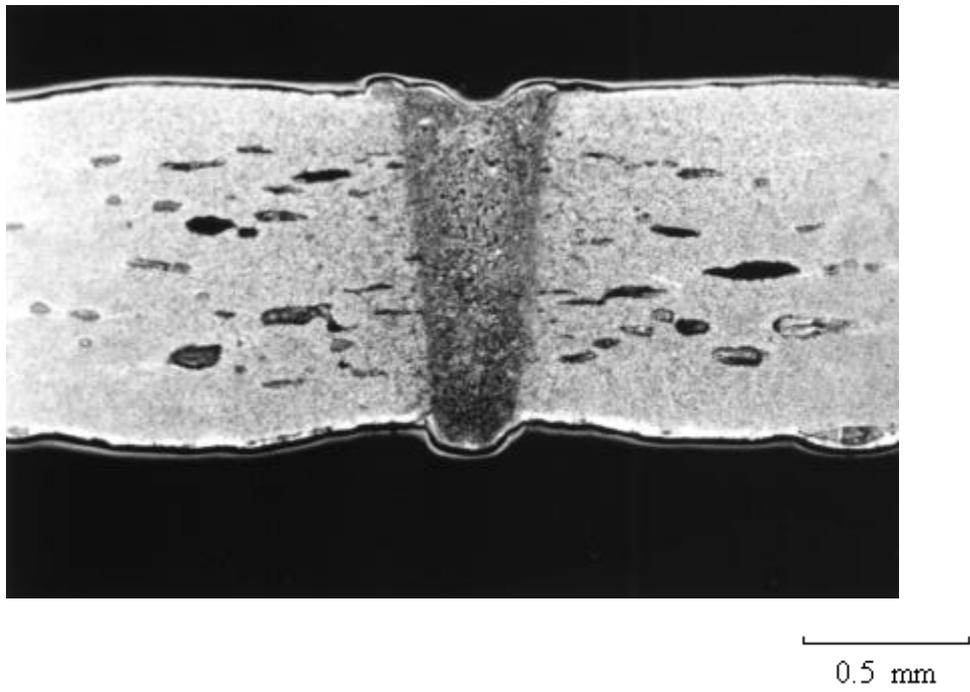
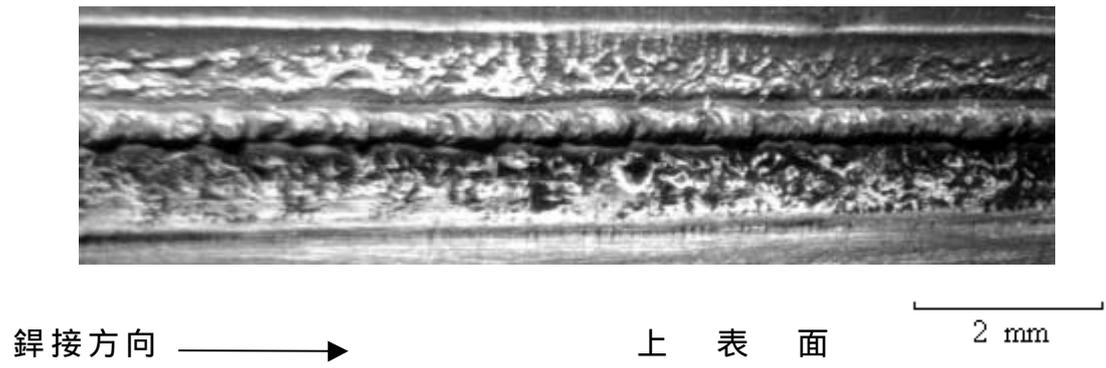


圖 3-15 6061/20% SiC_w 複材雷射銲道 OM 圖
(750 W , 41.7mm/s)



0.1 mm

圖 3-16 6061/20% SiC_w 複材雷射銲道截面放大圖

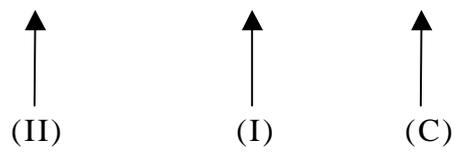
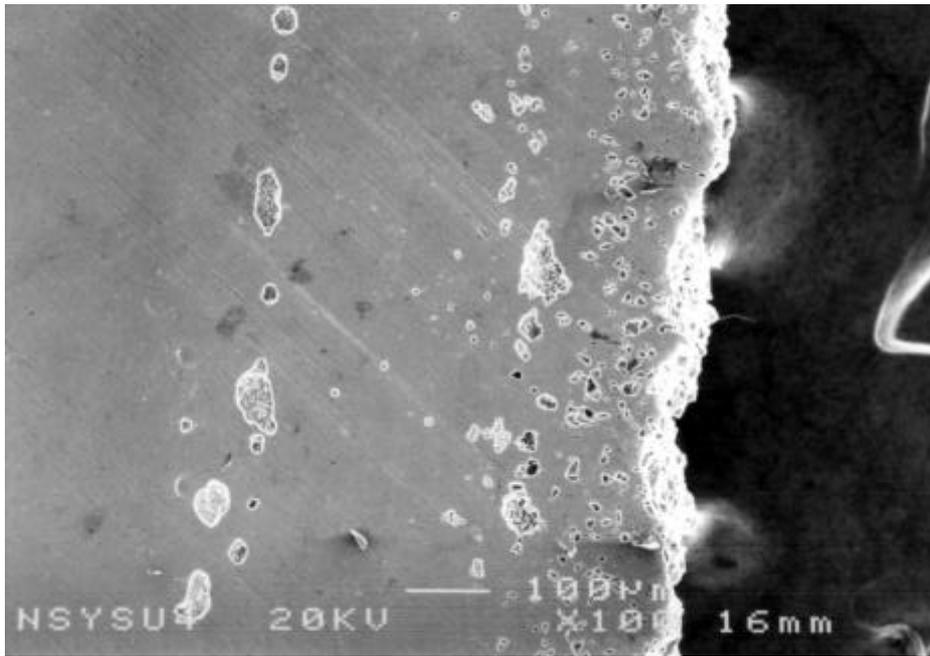
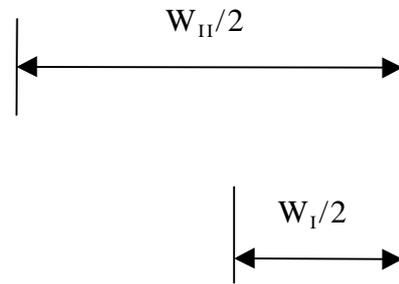


圖 3-17 6061/20% SiC_w 複材雷射鐳道正面 SEM 圖
 (C): 鐳道中心熔融反應區
 (I): 熔融反應區與熔融未反應區交界
 (II): 熔融未反應區與熱影響區交界

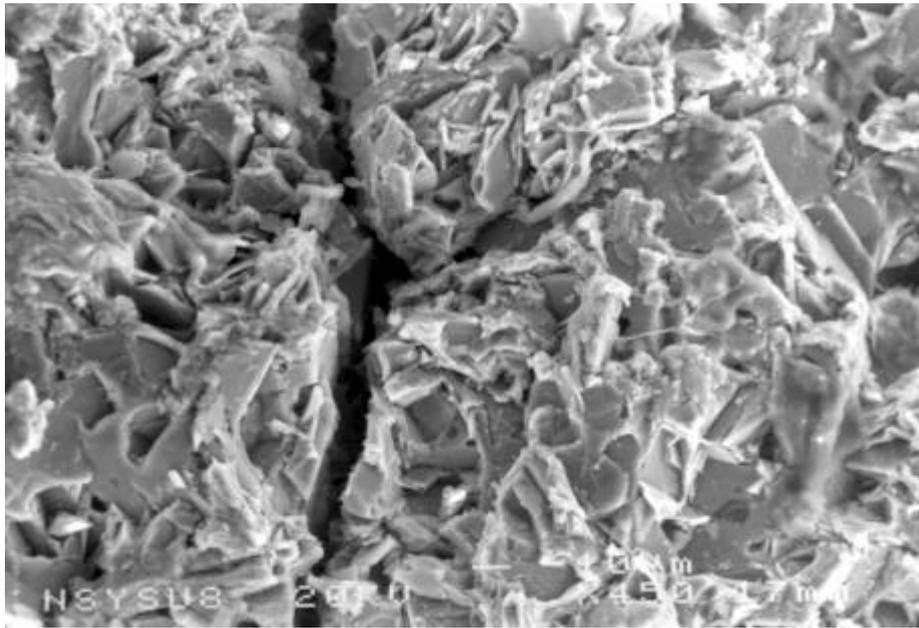


圖 3-18 6061/20% SiC_w 複材雷射銲道破斷面 SEM 圖，
圖 3-17 的銲道區域 (C) 斷面

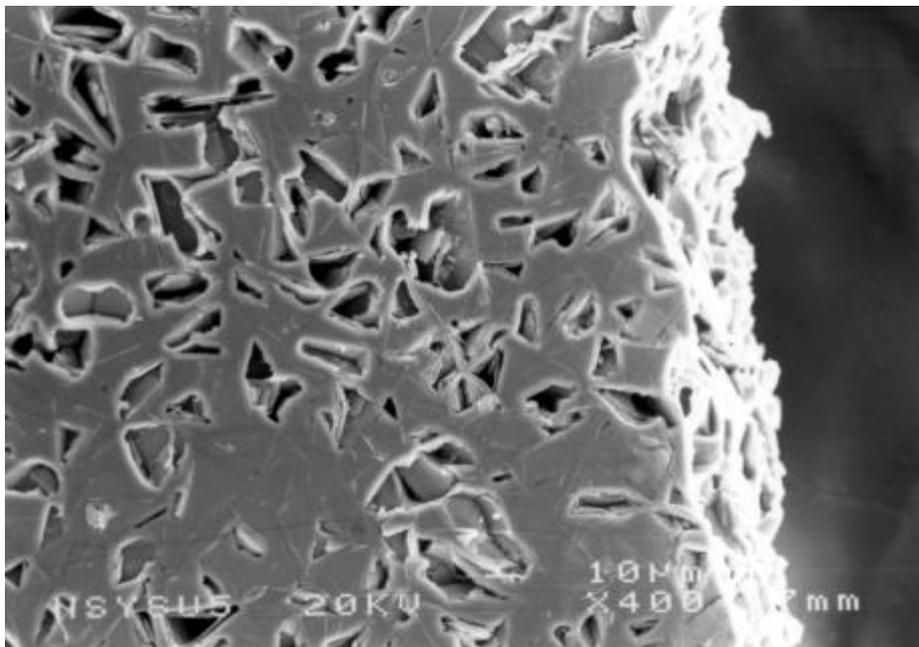


圖 3-19 圖 3-17 的銲道區域 (C)

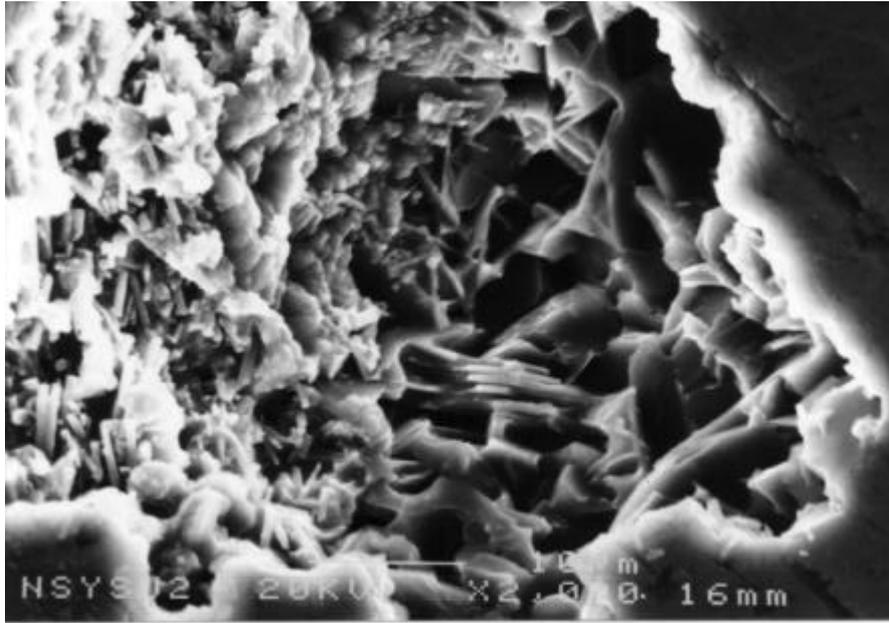


圖 3-20 圖 3-17 中的 I，熔融反應區與熔融未反應區交界

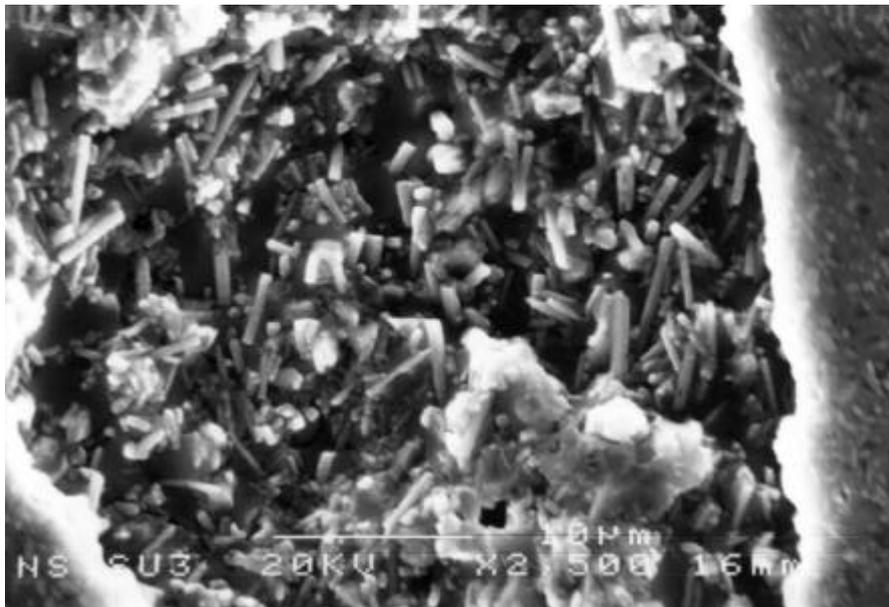


圖 3-21 圖 3-17 中的 II，熔融未反應區與熱影響區交界

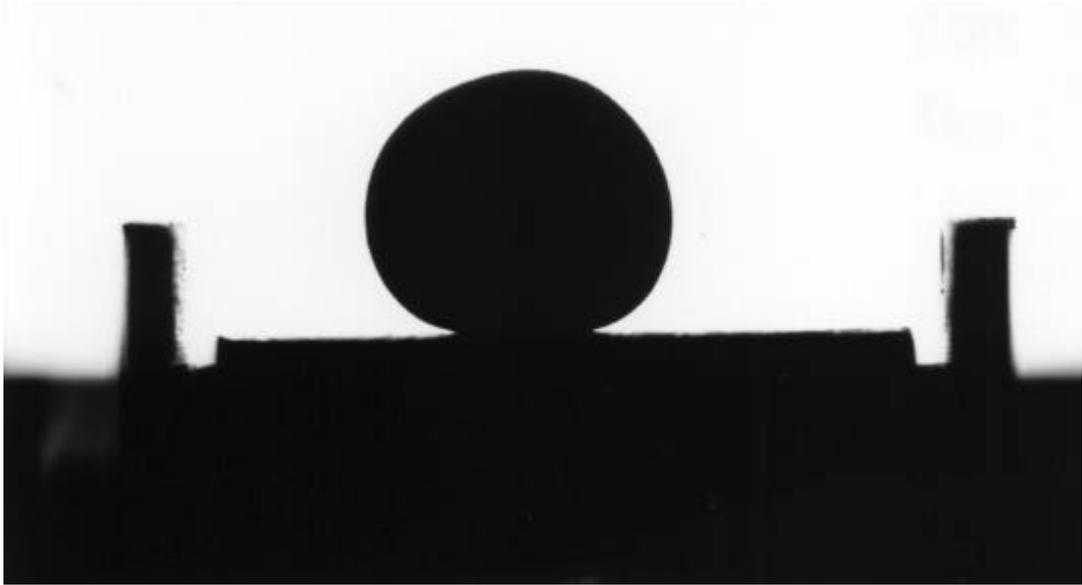


圖 3-22 6061 鋁合金於 850 時之潤濕角測試外觀

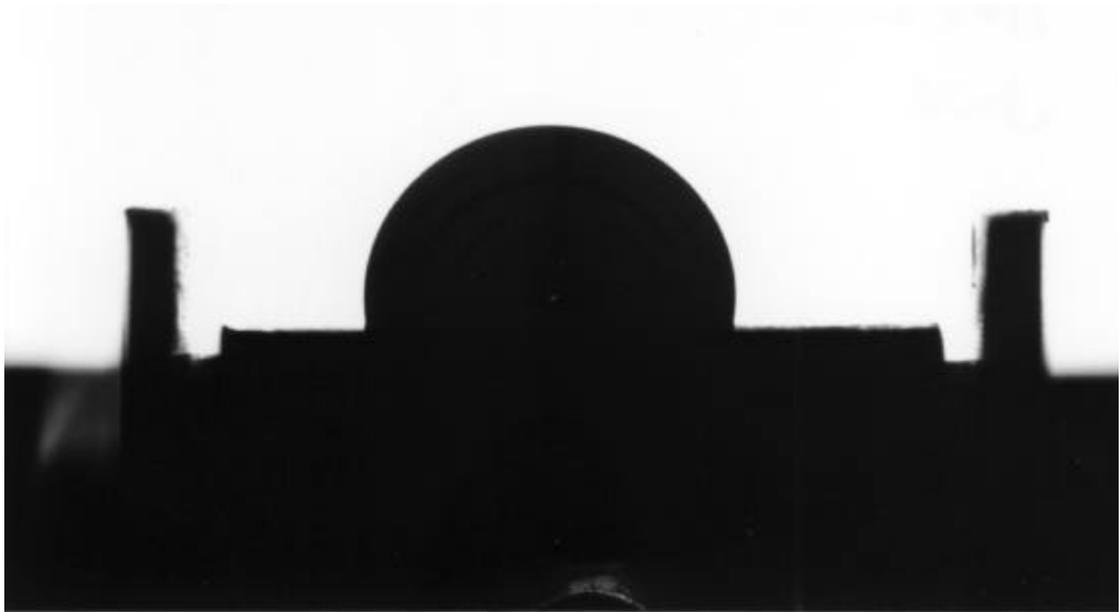


圖 3-23 6061 鋁合金於 1100 時之潤濕角測試外觀

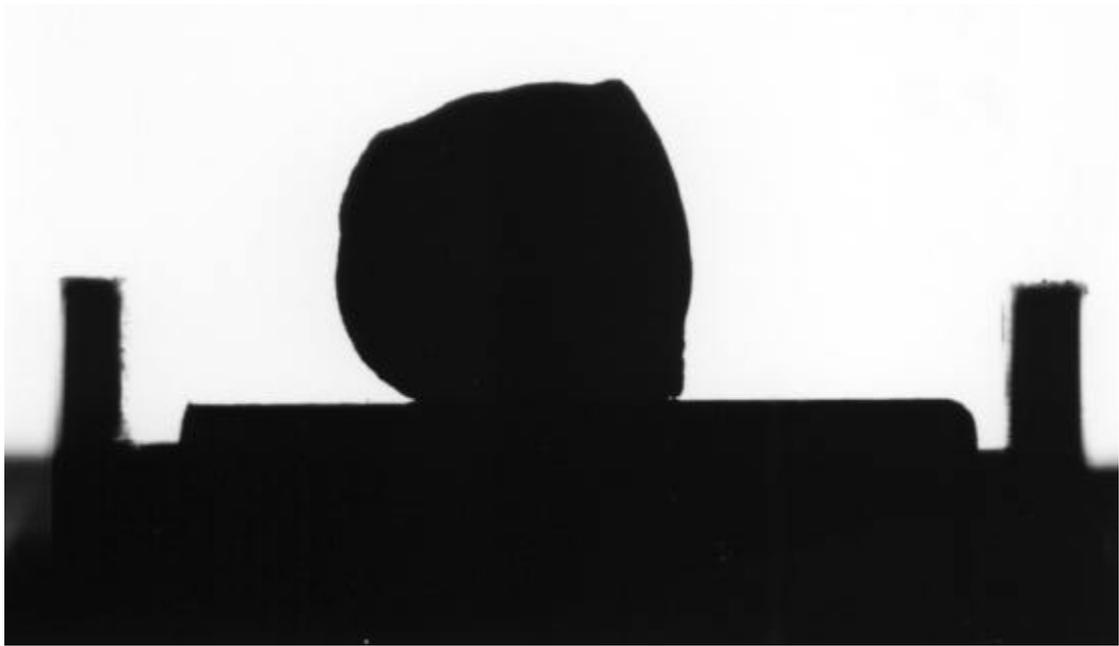


圖 3-24 6061/1% SiC_p 複材於 850 時之潤濕角測試外觀



圖 3-25 6061/1% SiC_p 複材於 1100 時之潤濕角測試外觀



圖 3-26 6061/5% SiC_p 複材於 850 時之潤濕角測試外觀



圖 3-27 6061/5% SiC_p 複材於 1100 時之潤濕角測試外觀



圖 3-28 6061/20% SiC_w 複材於 850 時之潤濕角測試外觀



圖 3-29 6061/20% SiC_w 複材於 1300 時之潤濕角測試外觀

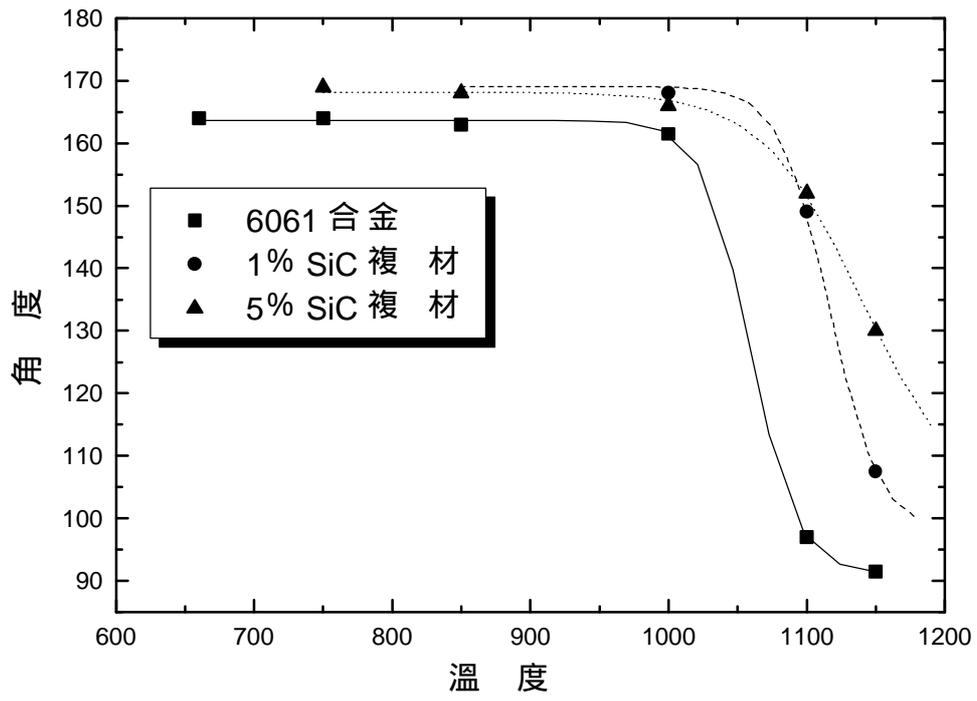


圖 3-30 潤濕角度變化圖

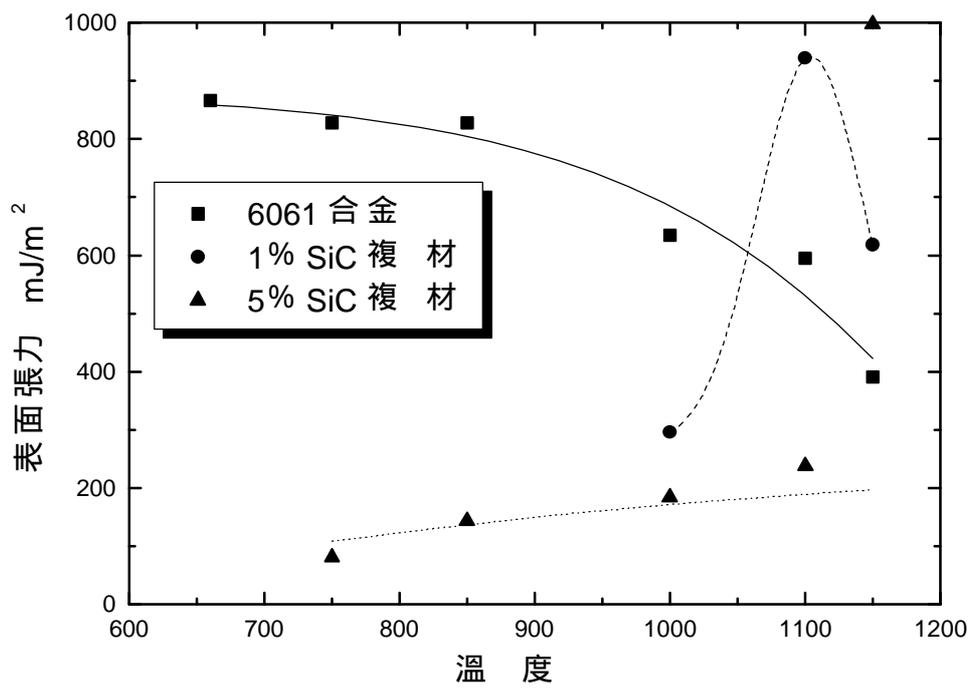


圖 3-31 表面張力變化圖

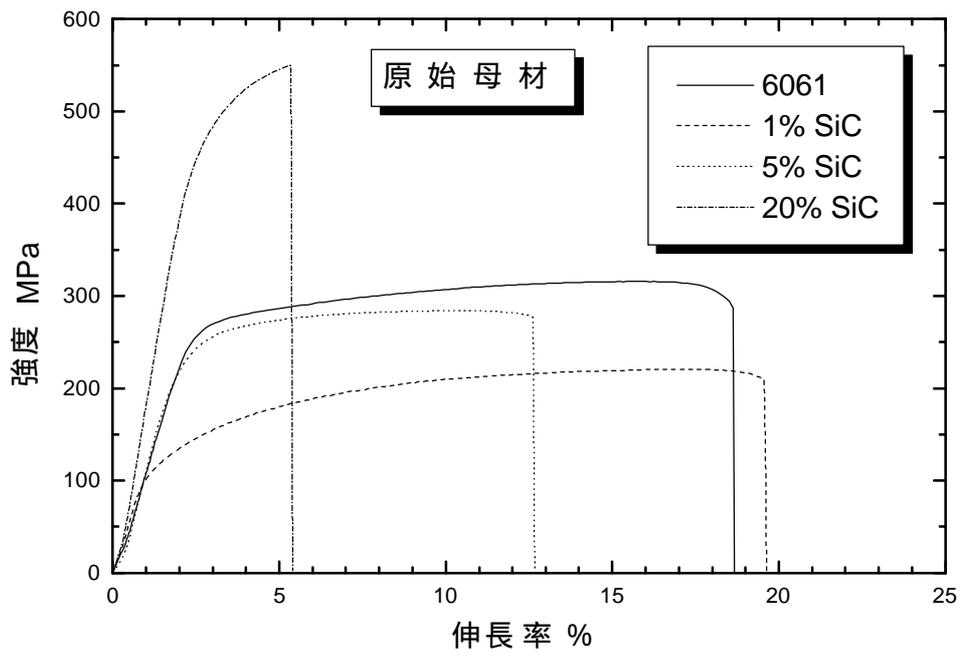


圖 3-32 未銲接母材拉伸試驗曲線

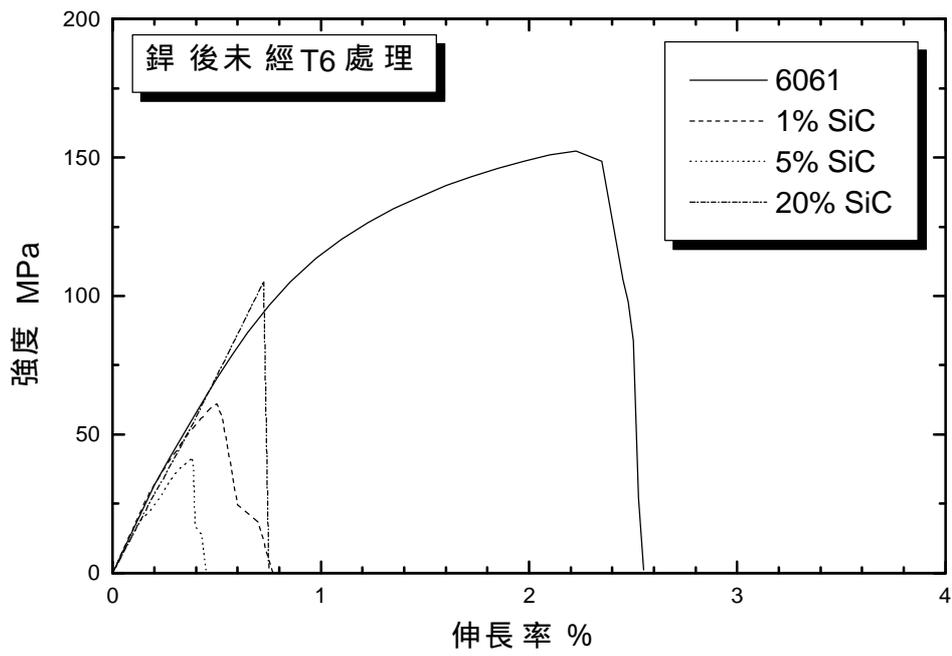


圖 3-33 雷射鐳接後未做 T6 處理之拉伸試驗曲線

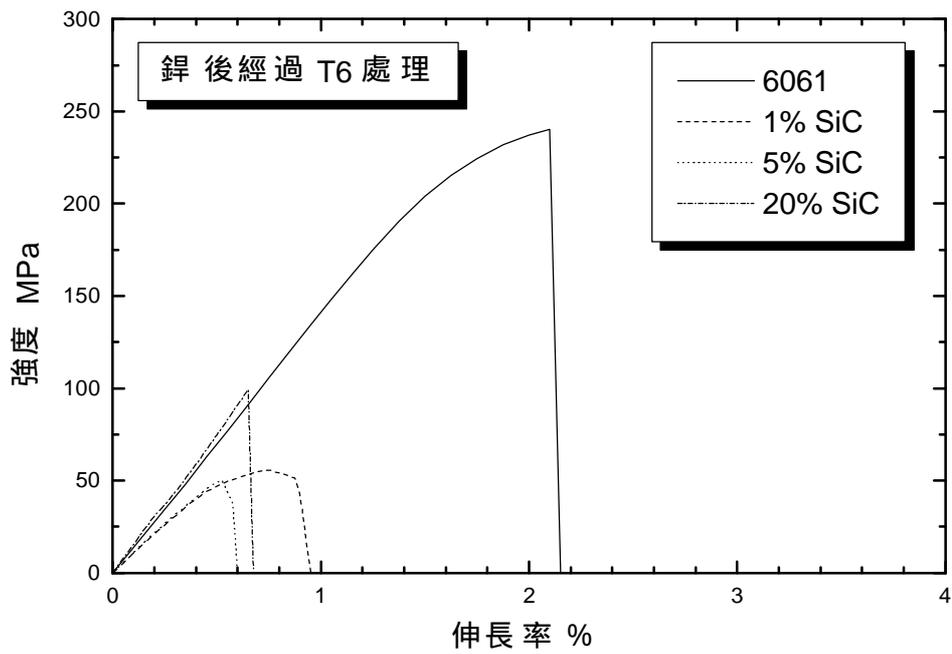


圖 3-34 雷射銲接後施以 T6 處理之拉伸試驗曲線

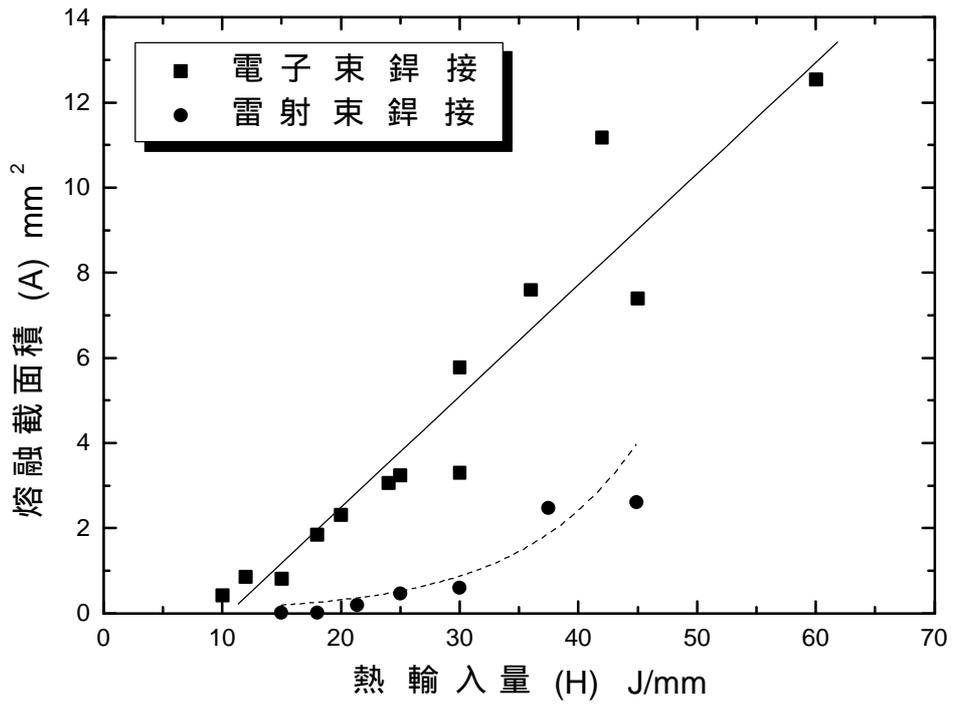


圖 3-35 電子束與雷射銲接 6061 合金之熱輸入量與截面積關係圖

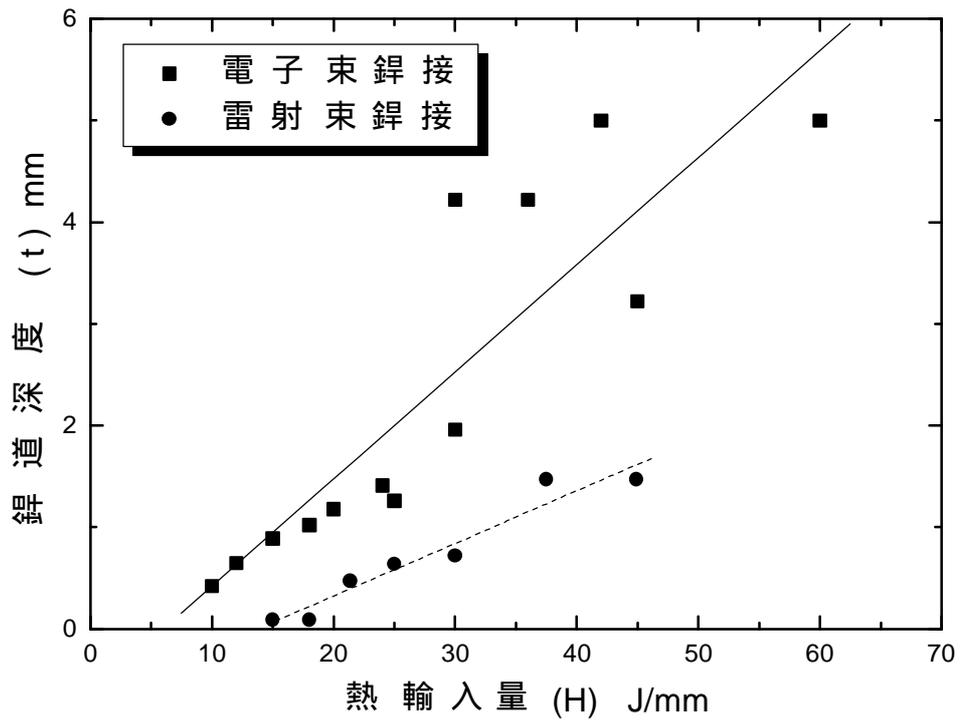


圖 3-36 電子束與雷射銲接 6061 合金之熱輸入量與銲深關係圖

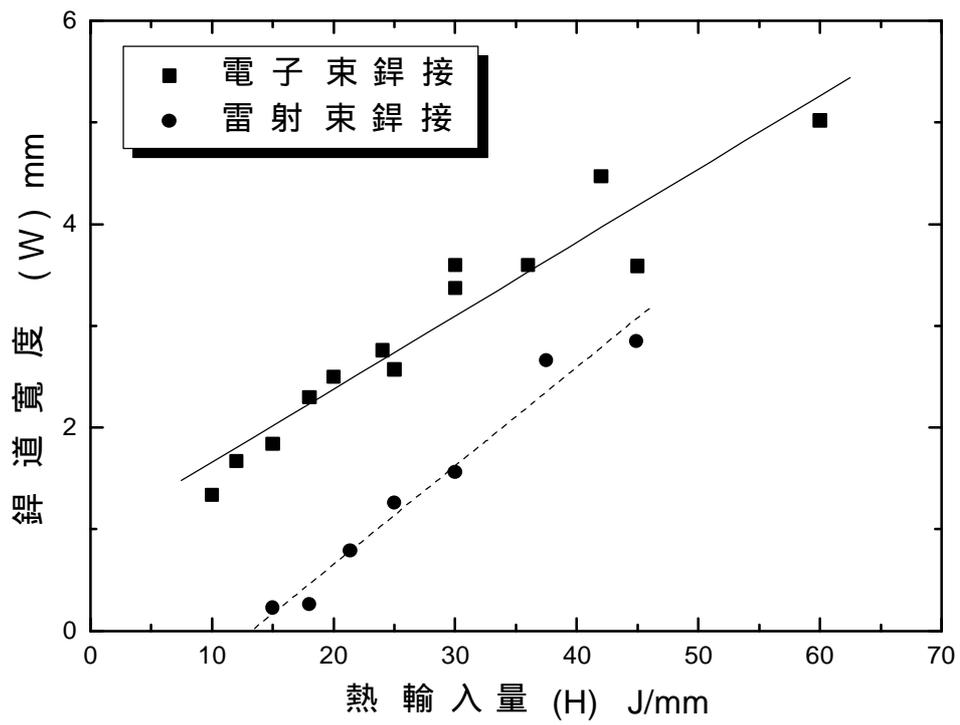


圖 3-37 電子束與雷射銲接 6061 合金之熱輸入量與銲寬關係圖

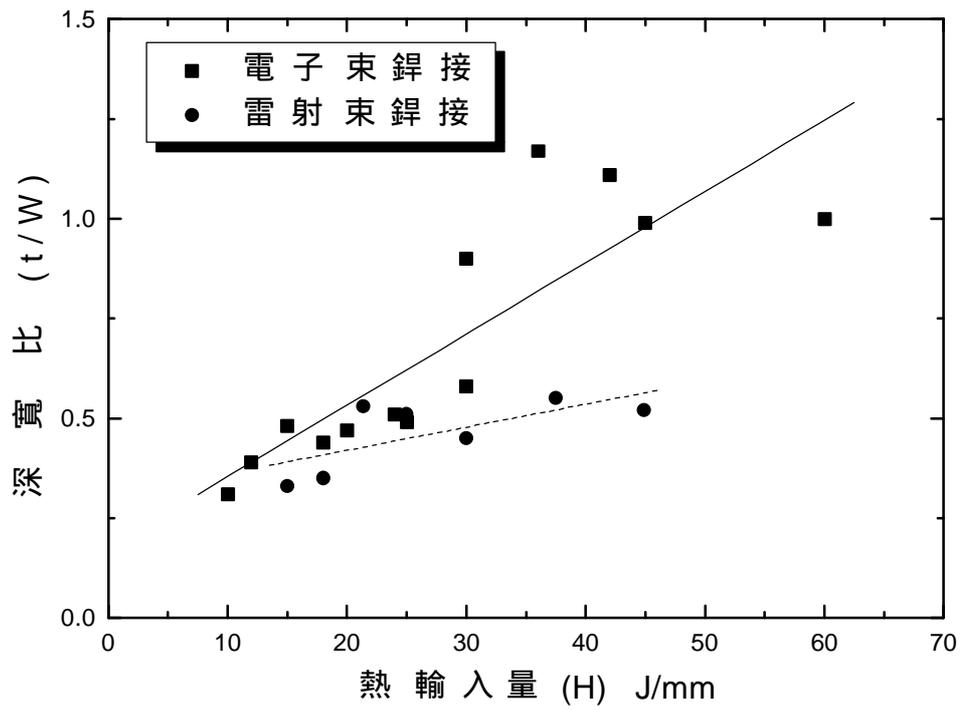


圖 3-38 電子束與雷射銲接 6061 合金之熱輸入量與深寬比關係圖

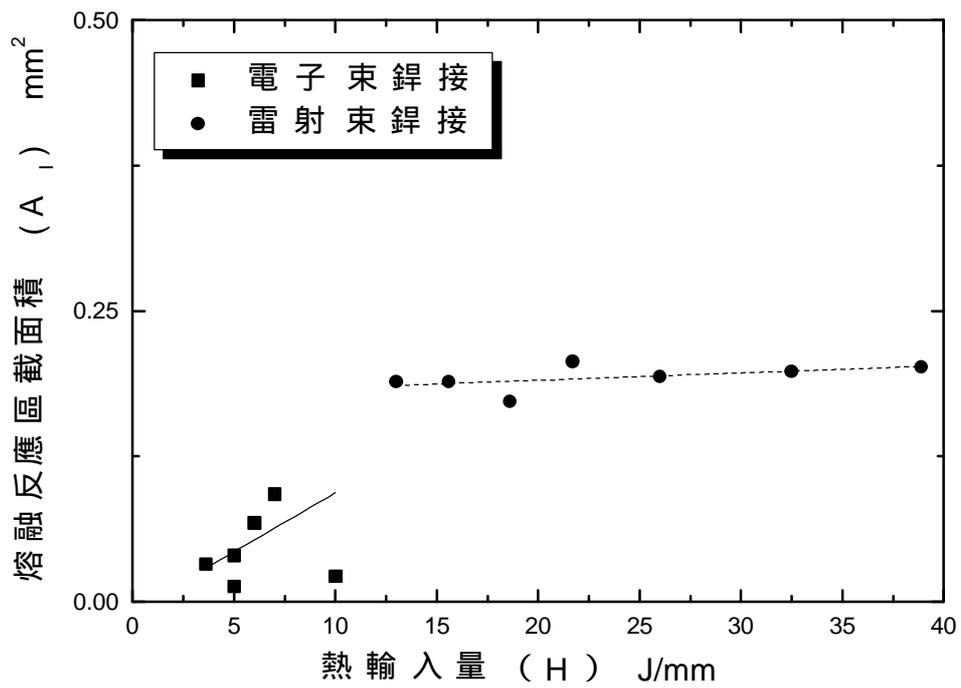


圖 3-39 電子束與雷射銲接 20% SiC_w 複材之熱輸入量與熔融反應區面積關係圖

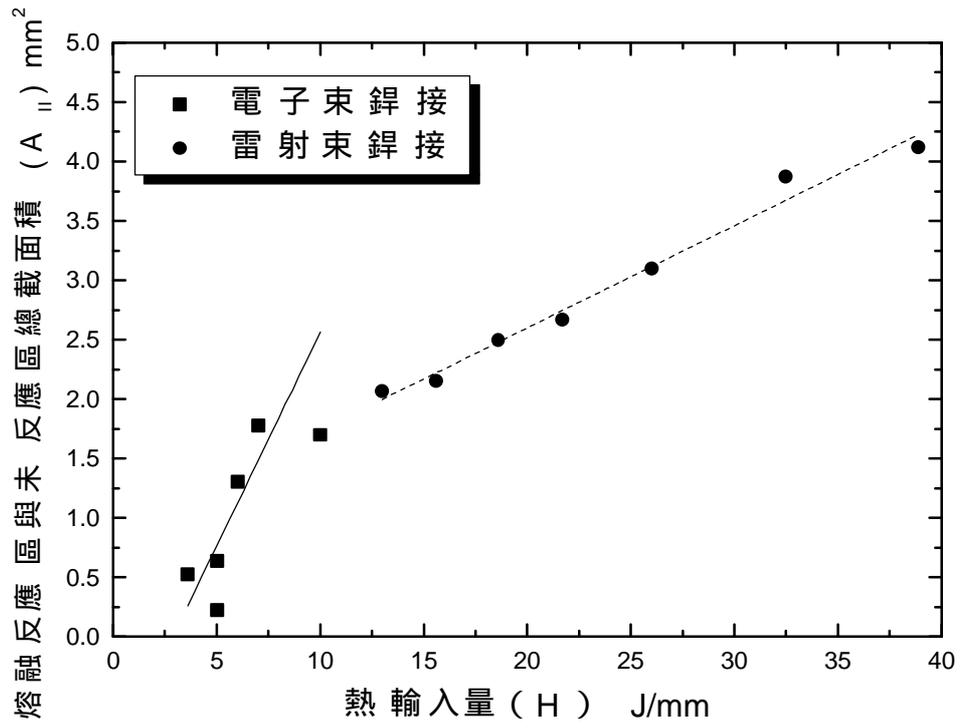


圖 3-40 電子束與雷射銲接 20% SiC_w 複材之熱輸入量與熔融反應區及未反應區總截面面積關係圖

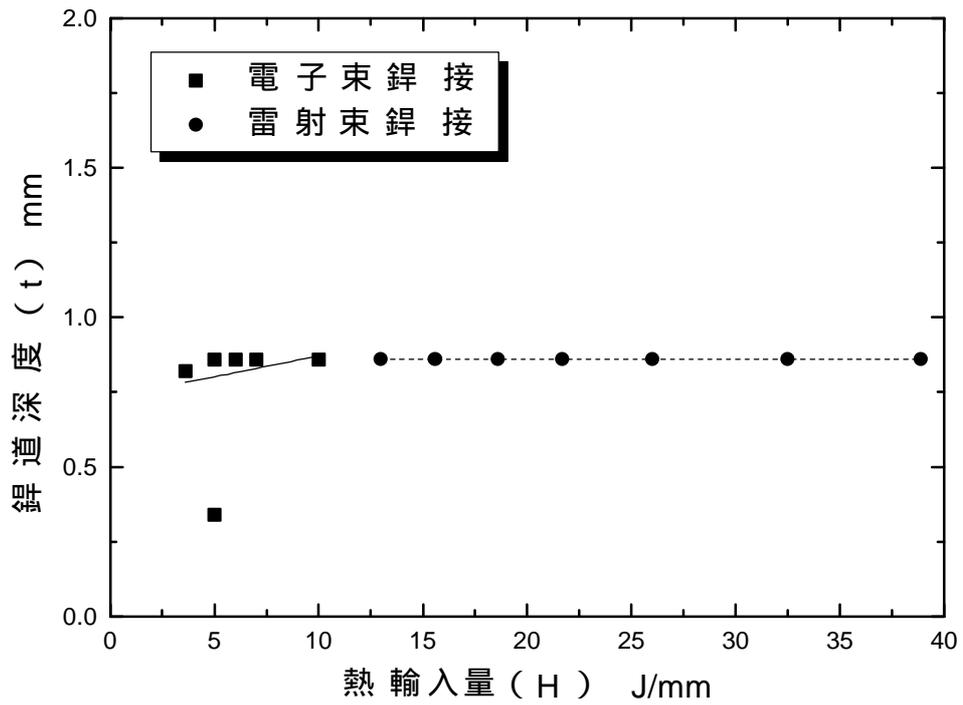


圖 3-41 電子束與雷射銲接 20% SiC_w 複材之熱輸入量與銲道深度關係圖

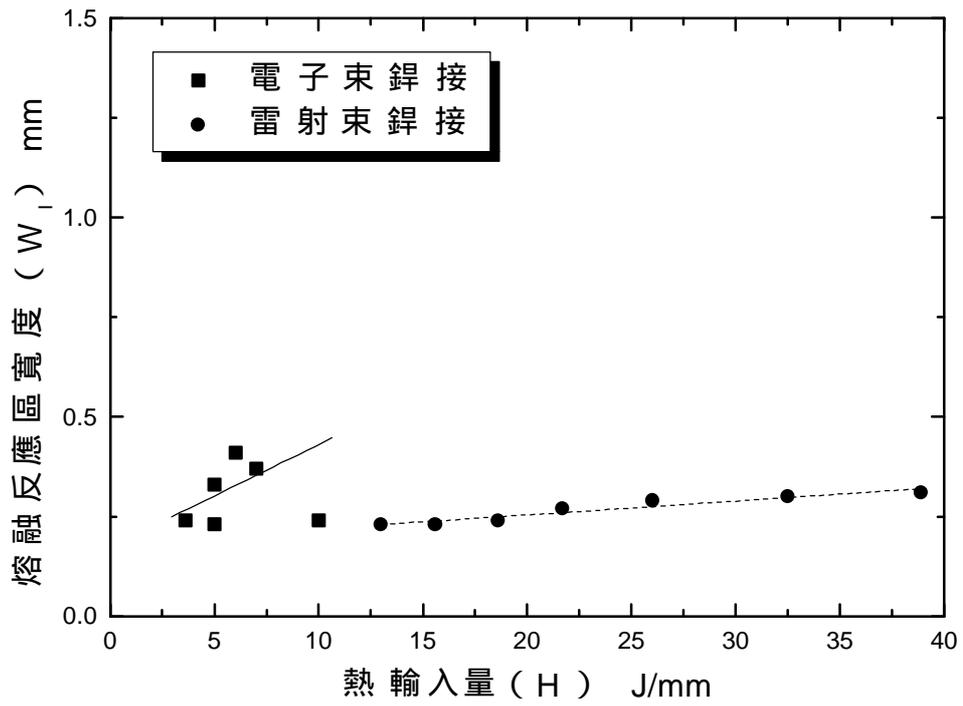


圖 3-42 電子束與雷射銲接 20% SiC_w 複材之熱輸入量與熔融反應區寬度關係圖

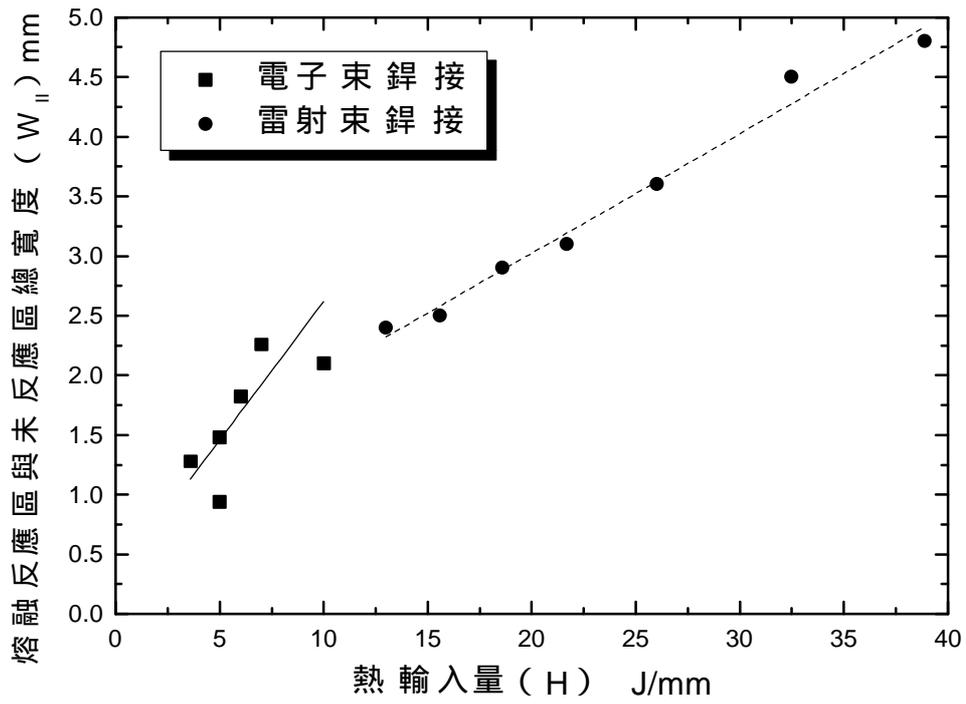


圖 3-43 電子束與雷射銲接 20% SiC_w 複材之熱輸入量與熔融反應區及未反應區總寬度關係圖

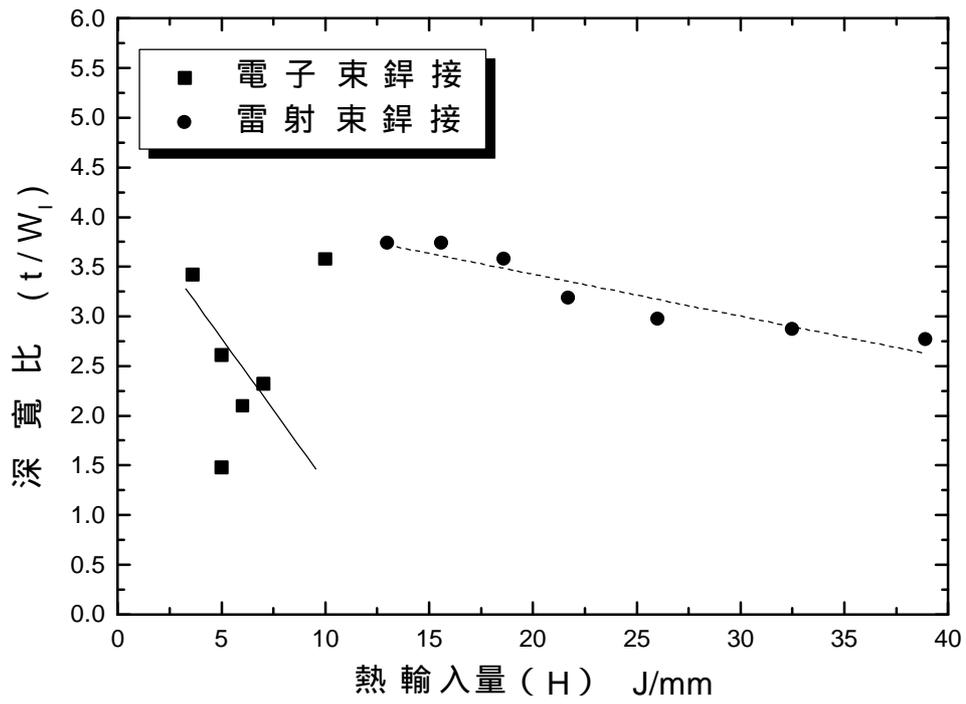


圖 3-44 電子束與雷射銲接 20% SiC_w 複材之熱輸入量與深寬比 t/W_1 關係圖

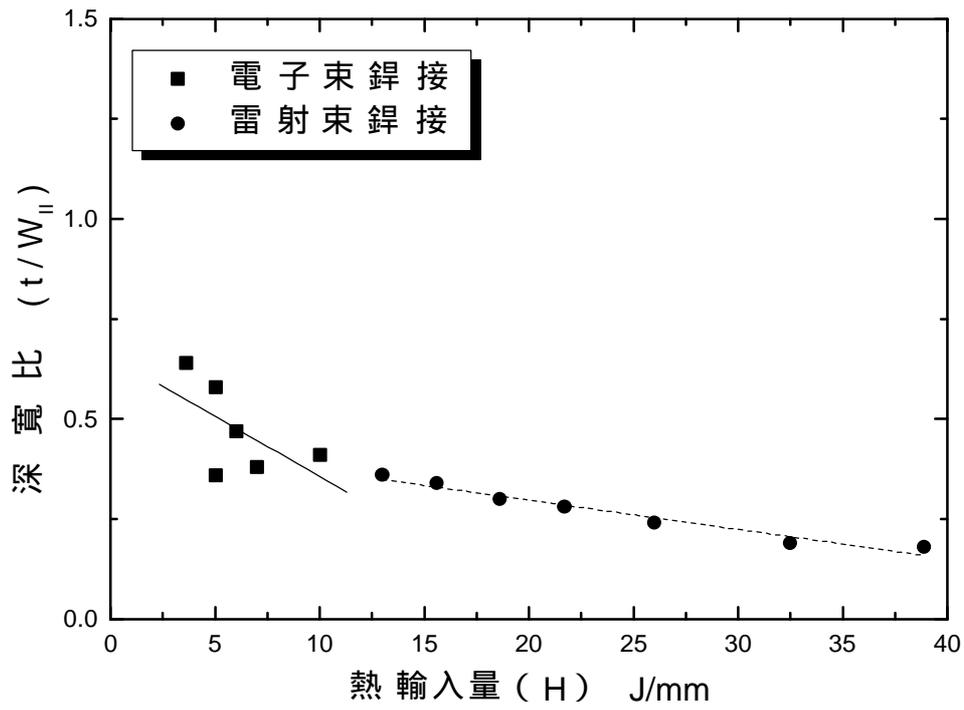


圖 3-45 電子束與雷射銲接 20% SiC_w 複材之熱輸入量與深寬比 t/W_{II} 關係圖

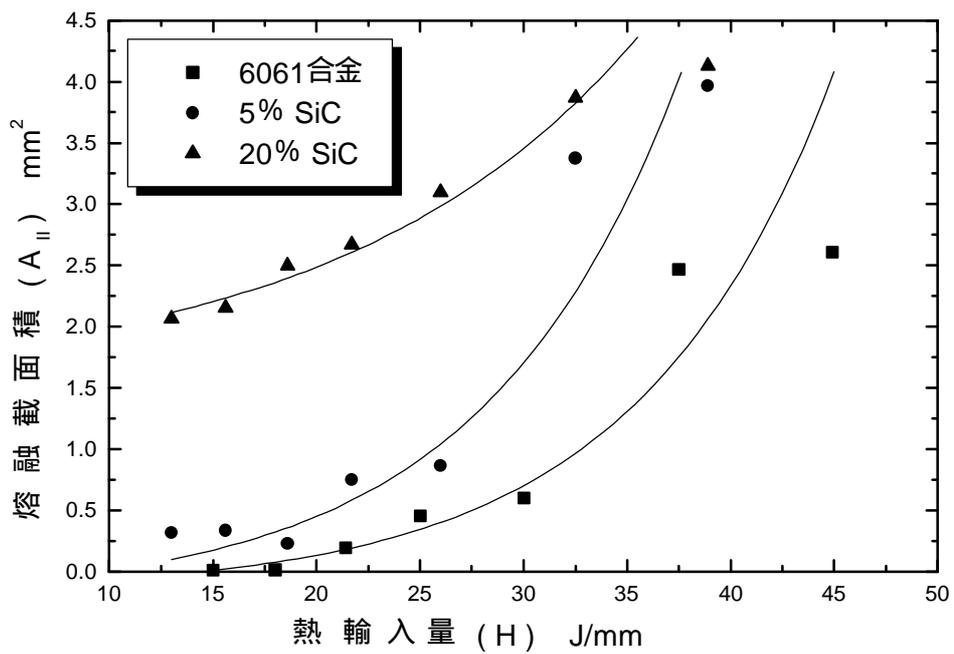
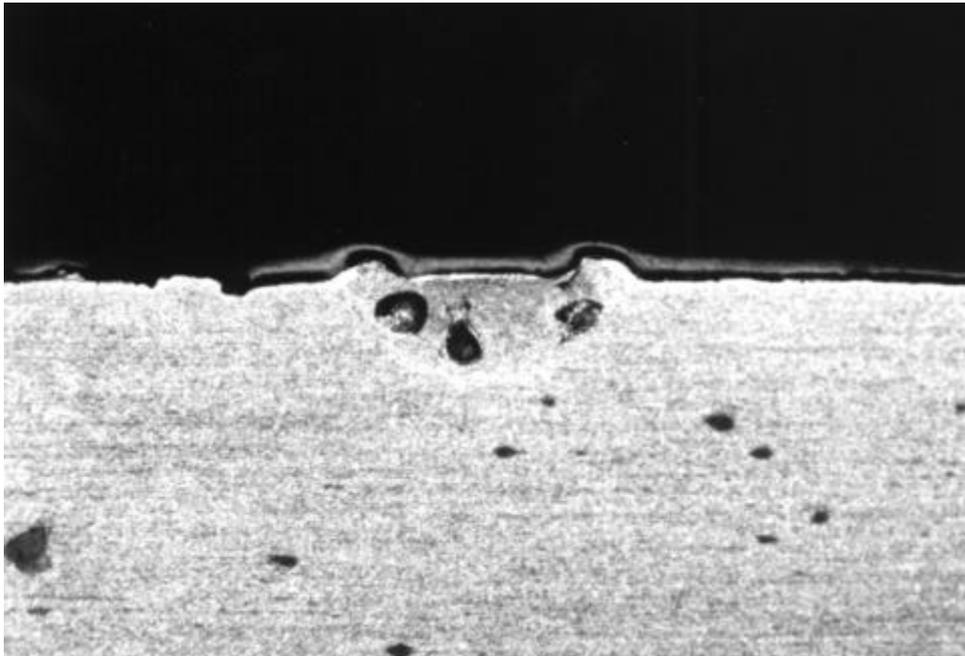


圖 3-46 雷射銲接不同 SiC 含量複材之能量吸收比較圖



0.2 mm

圖 3-47 6061/5% SiC_p 複材雷射鐳道，鐳道兩側凸出狀外觀

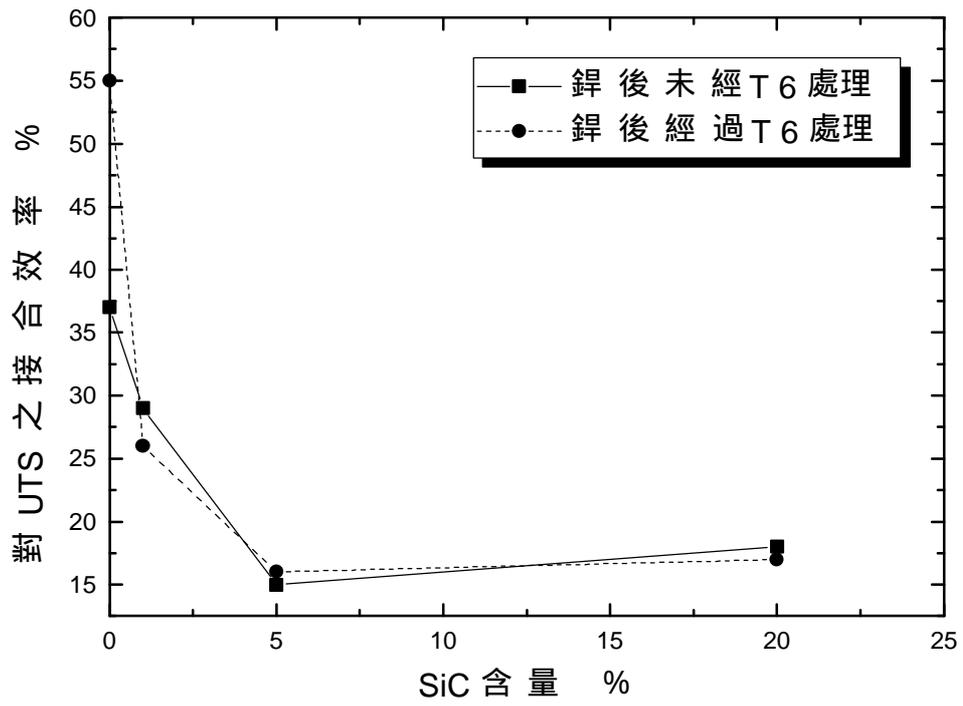


圖 3-48 雷射銲接 6061 合金及不同 SiC 含量複材之接合效率變化