

行政院國家科學委員會專題研究計畫 成果報告

高功率雷射去除薄金屬構件中缺陷之研究(3/3)

計畫類別：個別型計畫

計畫編號：NSC93-2216-E-002-005-

執行期間：93 年 08 月 01 日至 94 年 07 月 31 日

執行單位：國立臺灣大學材料科學與工程學系暨研究所

計畫主持人：陳鈞

計畫參與人員：吳憲政,楊子青

報告類型：完整報告

處理方式：本計畫可公開查詢

中 華 民 國 94 年 10 月 24 日

行政院國家科學委員會補助專題研究計畫

☒ 成果報告

☐ 期中進度報告

應用雷射去除薄金屬構件中缺陷之研究

計畫類別：☒ 個別型計畫 ☐ 整合型計畫

計畫編號：NSC 91-2216-E-002-023

NSC 92-2216-E-002-007

NSC 93-2216-E-002-005

執行期間：91 年 8 月 1 日至 94 年 7 月 31 日

計畫主持人：陳鈞 教授

計畫參與人員：吳憲政、楊子青

成果報告類型(依經費核定清單規定繳交)：☐ 精簡報告 ☒ 完整報告

本成果報告包括以下應繳交之附件：

☐ 赴國外出差或研習心得報告一份

☐ 赴大陸地區出差或研習心得報告一份

☐ 出席國際學術會議心得報告及發表之論文各一份

☐ 國際合作研究計畫國外研究報告書一份

處理方式：除產學合作研究計畫、提升產業技術及人才培育研究計畫、
列管計畫及下列情形者外，得立即公開查詢

☒ 涉及專利或其他智慧財產權，☐ 一年 ☒ 二年後可公開查詢

執行單位：國立台灣大學材料科學暨工程研究所

中 華 民 國 九 十 四 年 十 月 廿 日

目 錄

中文摘要.....	1
I. 應用雷射去除薄金屬構件中缺陷之研究.....	3
I-1. 前 言.....	4
I-1-1 雷射簡介.....	4
I-1-2 材料雷射加工之應用.....	14
I-1-3 銲接缺陷種類.....	18
I-2. 實驗方法.....	22
I-2-1 實驗材料與熱處理程序.....	22
I-2-2 雷射銲補.....	22
I-2-3 人工缺陷試片製作.....	22
I-2-4 顯微組織及機械性質.....	26
I-3. 結果與討論.....	34
I-3-1 雷射 Keyhole 銲接氧化物去除機制.....	34
I-3-2 顯微組織觀察顯微組織觀察.....	40
I-3-3 氧化鐵還原機制.....	45
I-3-4 機械性質測試.....	51
I-3-5 疲勞裂縫成長試驗.....	58
I-3-6 缺陷對疲勞裂縫成長之機制.....	64
I-4. 結 論.....	80
I-5. 參考文獻.....	81
II. 17-4PH 葉片之雷射再生處理製程應用.....	85
II-1. 研究目標.....	86
II-2. 緣起與文獻回顧.....	86
II-3. 實驗步驟及方法.....	87
II-4. 結果與討論.....	92
II-4-1 披覆層與成形層之金相觀察.....	92
II-4-2 披覆及成形試片之機械性質.....	97
II-4-3 披覆試片之疲勞裂縫成長.....	104
II-4-4 抗沖蝕特性.....	104
II-4-5 汽機葉片之雷射披覆處理.....	110
II-5. 結 論 與 建 議.....	114
II-6. 參考文獻.....	115

中文摘要

近年來，工業界對於應用雷射銲接技術，進行受損高單價組件之再生，特別受到重視。由於銲接技術的進步，使用高能量雷射去除薄金屬構件中之缺陷，有較傳統再生方式更具經濟效益。本計畫為期三年，其目的係探討高能量雷射去除薄金屬構件的缺陷。這些缺陷包含在製造與使用過程中所生成的缺陷，例如夾雜物、內部裂縫、內部裂縫、表面有氧化膜之裂縫以及孔洞等。第一年計畫的研究方向將利用即時 X-ray 與金相檢測，作為確認雷射去除不同的缺陷的有效性的主要指標。第二年計畫則進行一些衝擊、缺口拉伸、一般拉伸以及疲勞裂縫成長試驗等機械性質，並評估薄板材料經雷射銲接前後之影響，同時亦進行顯微組織、微區成分與破壞機構等分析工作。第三年計畫則以前兩年之研究結果，實際應用於損壞 17-4PH 葉片之再生。本成果報告分為二部份說明：第 I 部份涵蓋第一、二年計畫；第 II 部份為第三年之計畫。

本研究第 I 部份係應用高功率二氧化碳雷射銲接技術，進行去除薄金屬構件之缺陷探討。金屬構件缺陷之成因，主要為材料製造或成品使用過程中所產生的缺陷。實驗材料分為兩大類，包括人工預製缺陷試片與使用已知含有缺陷的不銹鋼試片。材料缺陷的去除，可經由金相組織觀察、X 光檢驗與機械性質測試等評估，做為雷射銲接去除缺陷之有效性指標。實驗結果顯示，應用雷射栓孔（Keyhole）銲接方式，可大幅減少試片內夾雜物含量、消除試片內之氧化膜及完成試片裂縫或孔洞之密封。熔融區之純化效應，使雜質去除而提升其機械性質，在研究中獲得充分證實。雷射銲接去除氧化物及雜質的主要機構為氧化與分解，故在完全貫穿之雷射栓孔銲接最為有效。此外，試片缺陷經雷射去除後的機械性質與原材相近，故使用雷射銲接去除薄金屬構件缺陷確為可行，未來可考慮用於受損薄金屬構件之再生製程。雷射銲接在技術層次上可達到銲道的純化以及缺陷的減少，同時也可封閉表面或內部的孔洞，可為雷射加工製程開啟一個有應用價值的領域。

第 II 部份之報告主要係應用第一部份所獲得之結果，實際應用於損壞 17-4 PH 葉片之再生。本實驗採用雷射同軸噴嘴，模擬葉片 17-4 PH 不銹鋼之再生處理，並探討 17-4 PH 披覆試片熱處理後之機械性質、缺口拉伸與疲勞裂縫成長特性之變化。17-4 PH 不銹鋼葉片之導引端抗沖蝕區，經由同軸噴嘴進行雷射披覆處理，並配合 H900（482°C／1h+AC）之後熱處理，可增強披覆區之抗沖蝕性。應用此方法除可修復 17-4 PH 葉片損傷之抗沖蝕區外，亦可應用於新葉片抗沖蝕區之製作。由常溫機械性質、疲勞裂縫成長及沖蝕特性等試驗結果顯示，試片經披覆 17-4 PH 與 H900 處理較一般披覆 Stellite 6（經 H900 處理）者，具有較高之抗拉與降伏強度、韌性值及硬

度值；相近但較穩定之疲勞裂縫傳播速率；及同等之抗沖蝕性。實驗結果顯示，以雷射同軸披覆處理技術披覆 17-4 PH 葉片，除可取代現有傳統硬鉚接合 Stellite 6 strip 之製程，且可應用同軸三維成形之鉚修技術，進行葉片低應力損傷區之局部再生處理。

關鍵字：雷射鉚接、熔融區純化效應、顯微組織、機械性質、疲勞裂縫成長速度、17-4 PH 不銹鋼、雷射披覆處理

I. 應用雷射去除薄金屬構件中缺陷之研究

NSC91-2216-E-002-023

NSC92-2216-E-002-007

I-1. 前言

I-1-1 雷射簡介

Charles H. Townes於 1951 年構思雷射的產生方式後，即有大幅進展[1]。1960 年在加州的Hughes航空研究實驗室，架構了一簡單的合成紅寶石晶體，放射出短脈波的相干紅色可見光源[2]。從此雷射逐漸受到重視，於 1964 年時期Patel在Bell實驗室發展出CO₂氣體雷射[3]。聚焦雷射束已具有與在真空環境中電子束相同的高能量密度。雷射鐸接之熱效率，即實際上用於鐸接之熱量比例，在起弧鐸接製程中通常只有 50%以下。一般而言，鐸接熱效率與熱源之能量密度有直接的關係，密度增加則鐸接熱效率也會增大。因此以高功率密度鐸接而言（例如：雷射鐸接與電子束鐸接），其鐸接熱效率達到 100%。利用Laser之可能性最初被提出之時間為 1958 年，然而作為最初實驗之模型者則在 1960 年代開始發展，其後因雷射之技術日新月異進而使用在較實用性的鐸接與修補應用上。

(1) 雷射原理[4]

(a)能階

雷射光的產生在於原子或分子不同能階的躍遷，且能階的形式以單原子最為簡單，而二氧化碳雷射主要是由一個碳以及兩個氧組合而成一分子。由於原子數目的增加，也就是原子核以及電子數的增加，分子的能階變的很複雜。因此除了電子能量所造成的能階外，還有轉動能量和振盪能量，其中以電子能量最大約 1~10eV；轉動能量約 10⁻⁴eV最小。室溫下氣體分子動能約莫 10⁻²eV，所以在室溫下大部分分子都在高能階的轉動能階上。以簡單之氫分子為例，其轉動情形係繞氫原子連結線的垂直軸旋轉。但是較大的分子轉動時，其原子不見得都會排列在同一直線或平面上，所以三個軸都會產生轉動現象。就振盪能量而言，恰使兩原子核維持固定的距離，而成為平衡狀態。若加外力使兩正原子合互相接近，且由於庫倫力產生排斥的作用，使得原子核呈現不平衡狀態，當外力排除時則恢復平衡狀態，因而開始振盪就如同彈簧一般。上述雙原子的分子只有一種振盪型態，若像二氧化碳含三個原子之時，就有三種振盪型態。兩個氧原子以相同方向或相反方向與碳原子互相振盪，此外碳原子也可以與氧原子的垂直軸振盪，至於其他方式則由此三種基本振盪方式組合而來。

(b)熱平衡下的原子分佈

在一般狀態下，並非所有原子皆在相同的能階。假設總原子數N₀，於熱平衡的情況以及絕對溫度T下，原子分佈的情形係根據波茲曼定律(Boltzman's law)，

也就是說於j能階之狀態的原子數目為：

$$N'_j = \frac{N_0 e^{-E_j/kT}}{\sum e^{-E_j/kT}}$$

其中 E_j 是狀態j之能階。所以於能階n時的原子數目為 $N_n = g_n N'_n$ ，其 N'_n 代表著任何能階狀態n的分佈狀況。因此從上式可轉換得到另一新公式為：

$$\frac{N_n}{g_n} = \frac{N_m}{g_m} e^{-(E_n - E_m)/kT}$$

在絕對零度時，所有的原子都在基態。任何溫度之熱平衡狀態於最低能階時需要比高能階狀態來的多且密集。

(c) 輻射與物質的交互作用

每一種物質之內部原子都有其特定的能階。並且因為電磁波與物質間的交互作用，就能階而言當原子從某一能階狀態躍遷到另一能階狀態，其躍遷過程係靠著電磁波的吸收與輻射來維持彼此的平衡。另外，並非所有的原子能階都可以互相躍遷，少部分的能階躍遷仍是受到限制的，因為其必須受選擇規則所決定。在發生躍遷的整個時間週期可稱為躍遷生命期或是躍遷時間，也會因不同的物質使得此物質之生命期亦不相同。電磁波和物質的交互作用使用能階方式簡易闡述此作用狀態可分為三種：吸收(absorption)、自發發射(spontaneous emission)和受激發射(stimulate emission)。

(2) Keyhole 鐳接模型

雷射鐳接處理上有兩種熔融模式，如圖 I -1 所示[5]。傳導極限鐳接(Conduction limited weld)是在不足的能量密度下所達到金屬材料表面熔點的一個鐳接模式。若設定一適當的鐳接速度就會產生圖 I -1(b)之另一個鐳接模式，即keyhole 鐳接。第一種鐳接模式通常應用在表面改質之熱處理，一般使用較低之功率、較快之掃描速度或是以雷射束離焦之方式來進行。主要讓材料表面熔融，甚至使得熔池有較強的擾流力量驅動著『Marangoni』型態之力量隨溫度變化所造成表面張力的改變。然而在足夠的能量密度作用下所造成的金屬氣化以致於熔池內所產生孔洞型態，即稱之為 keyhole。此孔洞是因為雷射鐳接過程中，金屬氣化所產生安定氣體壓力而有一孔洞之特性。

過去文獻中[6]探討雷射束於鐳接時keyhole的形狀是在討論鐳道熔池截面以及提出一轉動對稱模型，接著延伸到考量不對稱熱流之影響[7]。甚至 keyhole 內多重反射與 keyhole 電漿所吸收的能量後形成的熔融表面以及金屬氣化所產生的液體動力學效應[8,9]。蒸汽通量(vapor flux)是因為反衝壓力(recoil pressure)在氣化表面產生，也因為空間雷射束能量的分佈存在著較大的溫度梯度在液體/氣體

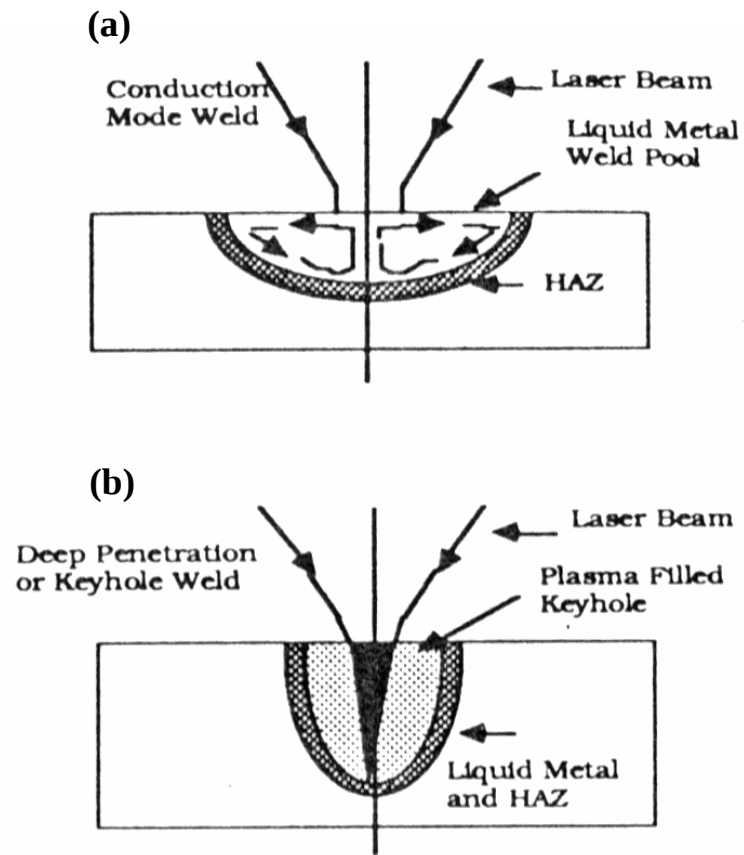


圖 I - 1 熱傳導以及 Keyhole 鐳接示意圖[5]。

(L/V)界面上使得熱毛細力量的產生[10]。另外，在鐸道熔池之上表面擴大主要原因是因為熱毛細流 Thermocapillary (Marangoni) flow 所引起的表面張力梯度[11]，且上表面之鐸道藉由熱毛細流來加速側向熱傳輸如圖 I-2 所示。而鐸道下方之熔池因為熔池與母材固態界面間幾乎是平行的，其熱傳播機構以熱傳導為主。因此對於雷射鐸接參數的選擇與材料的成份以及微觀組織有關，是因為熱傳導效應與熱傳導率有關。所以對於雷射 keyhole 鐸接來說，影響鐸道形狀的因素主要有熱傳導(thermal conduction)以及熱毛細流(thermocapillary flow)兩者。

(3) 雷射電漿效應

於雷射鐸接過程中，常因工件材料氣化蒸發，而引發不利於鐸接之電漿雲幕[12]。但於低功率鐸接時，利用電漿強化材料對雷射的吸收，此時卻有助於增加鐸接深度[13]。電漿雲幕之生成過程示意圖如圖 I-3 所示，其主要可分為兩大類[14]。由保護性氣體所形成之粉紅色雲幕較易吹除，而由金屬游離所生成之藍色雲幕則不易去除。為了去除電漿雲幕，需依賴氣體吹驅，所以氣體之選用就格外顯得重要。目前，最常使用之保護性氣體為 Ar 與 He 其最主要功用除了能防氧化外，另一方面由於一般隨離子化電位之升高，較不易生成氣體電漿雲幕，因而鐸件有較大之熔透深度。He 具較高之游離電位以及高熱傳效率，所生成之雲幕溫度較低、尺寸亦較小，故最常用之為吹驅氣體。若無法將生成之電漿雲幕有效驅離，且氣體之流量過大，可能造成熔池劇烈攪動、鐸道變形。所以於一般高功率鐸接時，無法獲得良好之品質。

(4) 雷射純化效應

熔融區純化效應是由於金屬與非金屬對 $10.6\ \mu\text{m}$ 之 CO_2 雷射光吸收率明顯不同所致。一般金屬之反射率約在 90% 以上，相反地，金屬氧化物如矽酸鹽、硫化物等非金屬介在物則有相當高之吸收率。以 TiO_2 而言，其吸收率可高達 90%以上，雷射光在栓孔(Keyhole)內多重反射作用以及非金屬介在物對於 CO_2 雷射具有高吸收率的結果，因而吸收大量雷射光。使得非金屬介在物優先被氣化並離開熔融區。所以鐸道不純物及介在物可大量的減少且分散於熔融區，鐸件之衝擊韌性得以提升，此稱為熔融區純化效應[15]。

(5) 雷射製程變數

雷射鐸接製程參數主要可分成三大類[16]，如表 I-1 所示。

(a)光束變數：

主要是光束強度(I)焦點半徑 r 。焦點半徑則與電磁波長、聚焦長度(f)、雷射光束直徑(d)及雷射能量分佈(p)有關：

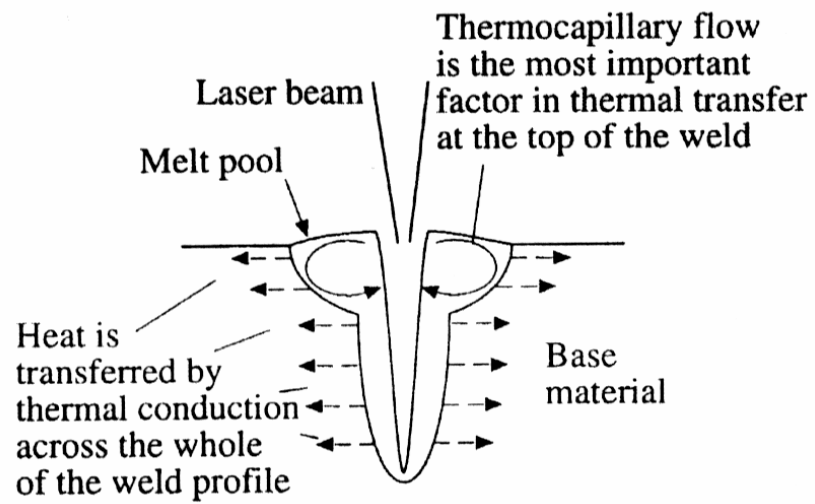


圖 I -2 鐳道頂部之熱毛細流動示意圖[11]。

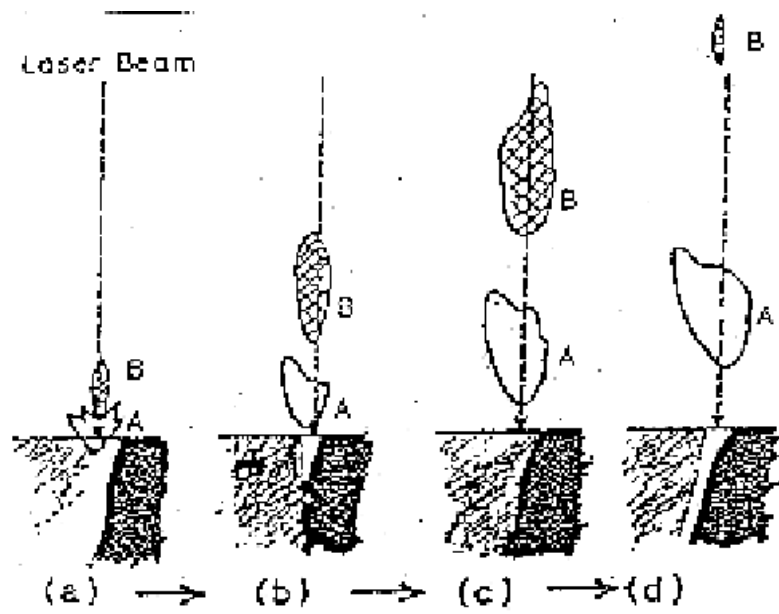


圖 I-3 電漿雲幕之生成過程示意圖[14]，

(A)金屬游離生成之藍色雲幕，

(B)氣體游離生成之粉紅色雲幕。

表 I -1 雷射銲接之重要製程參數[16]。

Parameter		Influence on the Welding Process
Beam	Intensity I	Energy Coupling (Plasma Formation-Plasma Shielding)
	Intensity I γ_F Focus Radius	Determination of the Penetration for Constant Velocity
Process	Position of Focus	Weld Cross Section, Weld Defects
	Power P/v Welding Speed	Quality (Porosity, Hardness, Melt Volume)
	Processing Gas	Efficiency (Penetration, Melt Volume) Weld Defects
Workpeice	Material	Efficiency (Penetration, Melt Volume)
	Surface Condition	Weld Defects (Void, Spatter)
	Weld Geometry	Seam Appearance

$$r = \frac{2\lambda}{\pi} \times \frac{f}{d} p$$

p：光學模式(Mode parameter)

減少聚焦長度，焦點半徑下降，功率密度得以提升。但再減少聚焦長度時，Depth of field 下降如圖 I -4 所示[17]，焦點的定位，就需格外的精確。同時由於透鏡至工件之距離減少，銲接廢氣(Fume)和飛濺金屬(Spatter)會使得透鏡壽命減短。

(b)製程變數：

包括焦點位置、功率大小、銲接速度以及保護氣體之選用。焦點位置主要是影響銲道形狀與穿透深度。一般而言，焦點位置略低於試片表面，可得到最高深寬比；功率與銲接速度之搭配則同時影響銲道外形、熱影響區之寬度以及氣孔量等。保護性氣體之功用則除了防止熔融金屬氧化外，並可吹驅干擾雷射銲穿的電漿雲幕。He 與 Ar 是目前最常使用的保護性氣體，前者之游離能較大，產生電漿的程度較輕微，因此在相同的銲接變數下對雷射光的吸收較大，因此可得到較大的穿透深度。

(c)材料變數：

材料本身的物理性質直接影響銲接結果，其中包括反射率、熱傳係數、熱擴散係數、熔點、沸點及熔融金屬流動性等。反射率對雷射銲接的影響僅發生在起始位置。當銲件表面溫度趨近熔點時反射率高的材料如金、銀和銅，除非用高功率雷射，否則不易銲接。

(6) 銲道橫截面型態

影響銲道之剖面型態主要是因為銲接參數以及材料成份的改變造成各種型態的銲道產生，Ishizaki 等人將可能的液體流動機構所控制的各個型態的銲道可區分為六個種類如圖 I -5 所示[18]。然而有三種解釋來說明從母材成份些微的改變造成不同熔池銲深型態。亦即(a)起弧特徵之交替[19]，(b)液體與氣體界面或固體與液體界面能的改變[20,21]，以及(c)銲道熔池之流體流動的方向不同[22]，產生表面張力梯度。一開始，不同的銲道熔深主要是跟鋁以及鈦元素的濃度有關[23]以及一些影響鐵之表面活性元素，如氧與硫等[24]。因為在雷射與電子銲接同樣可觀察到不同的銲道熔深，所以其可以推斷單獨起弧特徵之解釋不能說明不同銲道熔深的問題。Heiple 與 Roper[22]提出因為銲道型態不能決定鐵合金的熱傳導，不同的銲道熔深與流體沿著銲道熔池表面的方向有關。因此這表面的流動，主要是由銲道熔池中心以及邊緣之間溫度梯度的增加，造成熔池表面張力的差異性。

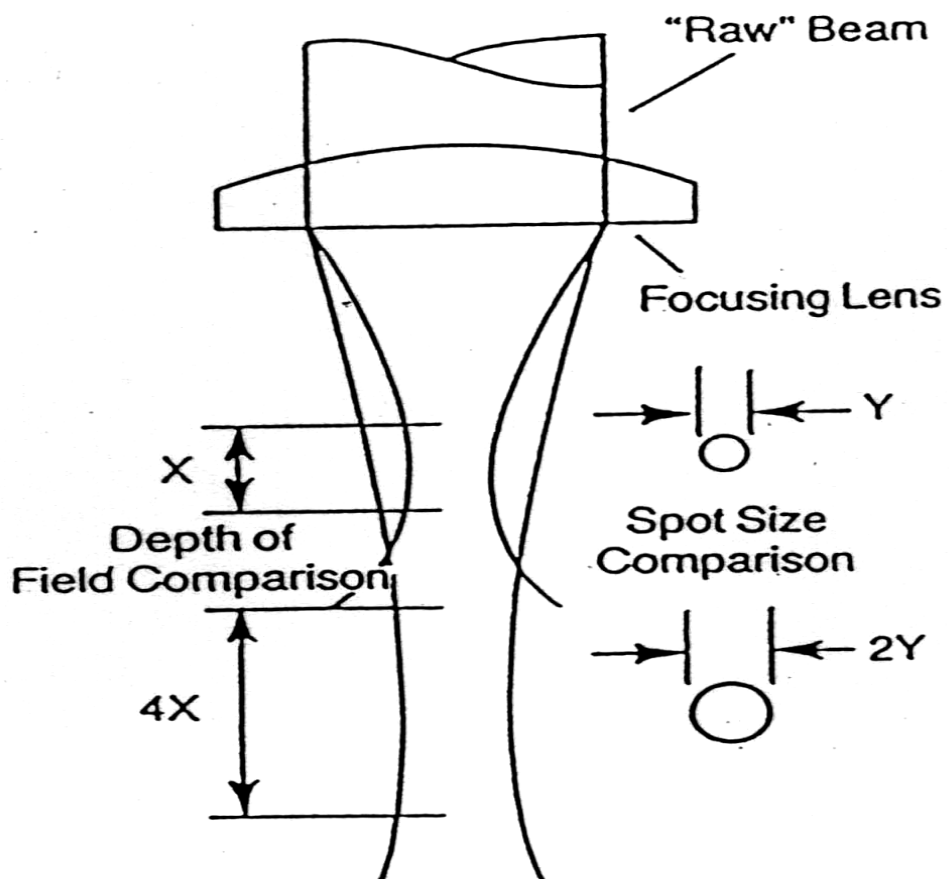
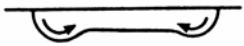
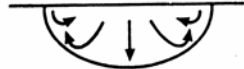
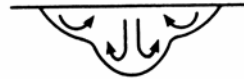


圖 I-4 雷射聚焦透鏡焦距長度對光束直徑(X)與焦深(Y)之影響[17]。

1. Peripheral type with flat shallow centre


A high
S high
2. Ring groove type with protruded centre


S high
3. Pot type with flat bottom


S low
E increasing with time
4. In out type dual penetration


E high
5. Spherical type


Heat conduction
6. Deep cylindrical type


E high

圖 I -5 六種鐸道型態示意圖[18]。

表面活化元素如在鐵中的氧及硫有兩種表面張力(γ)之效應。④當硫元素的添加時，表面張力會急遽的下降[25,26]，⑤對於純鐵而言，表面張力之溫度係數($d\gamma/dT$)當氧以及硫的添加超過一臨界值時會從負值來轉變至正值[27]。因此 Heiple 等人所提出的 $d\gamma/dT$ 符號改變，為不同鐸道熔深的重要因素。在較低表面活性元素中於 γ -T 曲線中有一負斜率，圖 I-6(a)，於熔池冷卻之邊緣比起熔池中心有較高的表面張力以及向外放射狀之熱毛細力流動的發生，以致於熔池變的較寬。若含表面活化元素成份較高，相反的於熔池中心有較高的表面張力使得流體放射狀向表面熔池中心流動，會造成流向中心內部，或甚至到熔池之底部在沿著邊緣回流到鐸道頂部之對流現象，而產生熔池較深的穿透，如圖 I-6(b)所示。在實際的案例中，因為在臨界溫度接近時 $\gamma \rightarrow 0$ ，若系統中 γ -T 之曲線存在著一正的 $d\gamma/dT$ 斜率且為最大值[25]時，在此位置時熱毛細力流動反轉成另一方向，如圖 I-6(c)所示。除此之外，Wang 等[28]提出熔池的流動方向，因為鐸道孔洞缺陷的存在而有所影響。當流體放射狀向內流動可從圖 I-7(a)中觀察到鐸道熔池的移動，有助於將氣體孔洞或是雜質在凝固前排出。但是當流體流動輻射狀向外部流動，如圖 I-7(b)，則可能於凝固前將氣孔捕捉在熔池內部而無法排出。由於表面張力的作用會影響到鐸道型態的產生，Ishizaki 等人[29]測量鐸陷(undercut)的程度發現有三個因素造成：(1)於較高含硫量之鋼鐵比起低硫量容易產生；(2)隨著鐸接速度的增加而增加此現象的發生；(3)拉長起弧長度會些微增加鐸陷的生成。邊緣的隆起(humping)特徵同樣的也在高硫量鋼以及高鐸接速度下會出現，如圖 I-8(a)與(b)所示。

I-1-2 材料雷射加工之應用

高功率雷射在材料加工上，近年來以佔有一席之地，例如汽車零件、電子裝置及醫療用具之鐸接；汽車及飛機零件之熱處理；金屬、陶瓷、布之切割；飛機零件或鑽石之鑽孔等等。輕重型雷射工具機，以廣泛被採用，不在侷限於特殊工業。雷射材料加工包含表面硬化處理、鐸接、切割、鑽孔。加工目的之不同，所需的雷射功率也有所不同。但不論是熱處理、鐸接或切割、鑽孔，其基本原理都是加工件吸收雷射光能量，產生熱效應使得加工件溫度升高進而熔化、蒸發。

(1) 雷射 Keyhole 鐸接

雷射鐸接是利用高功率、高密度之光束來進行熔接，當其功率密度高達 10^6 W/cm²以上時，將造成材料局部氣化而致穿孔產生，利用此一機構進行熔接稱為栓孔(Keyhole)鐸接。當高能量雷射與工件發生作用時，由圖 I-9 可知雷射光在 Keyhole 內發生多重反射[30]。使得能量吸收率及鐸接深度提高。若降低其功率密度亦可進行 Melt-in 鐸接。圖 I-10 為不同鐸接製程之功率密度關係圖[31]。

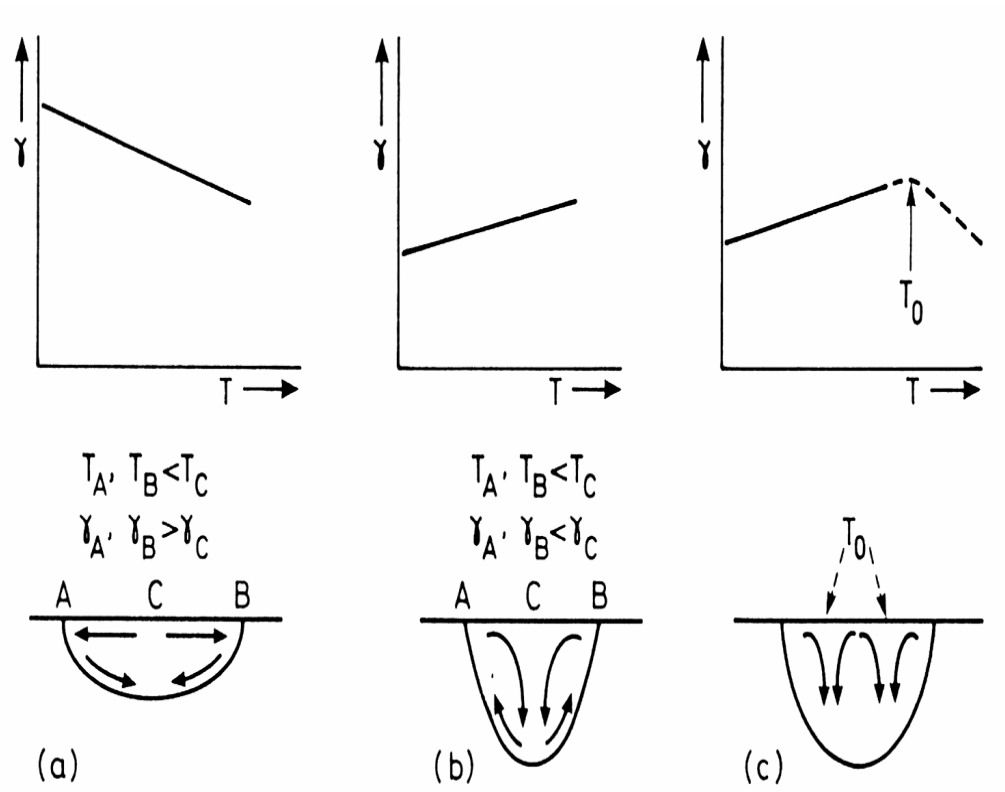


圖 I -6 不同表面張力之 Maragoni 對流關係圖 [27]。

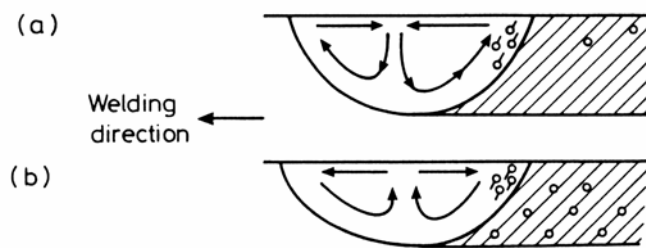


圖 I -7 雜質對熔池對流方向之影響[28]

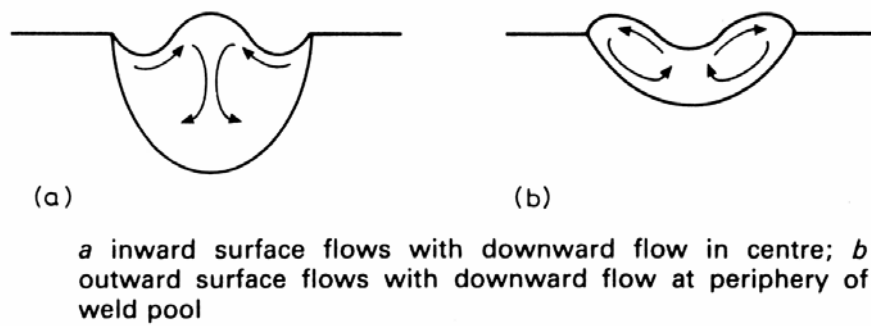


圖 I -8 熔池表面型態的變化[29]。

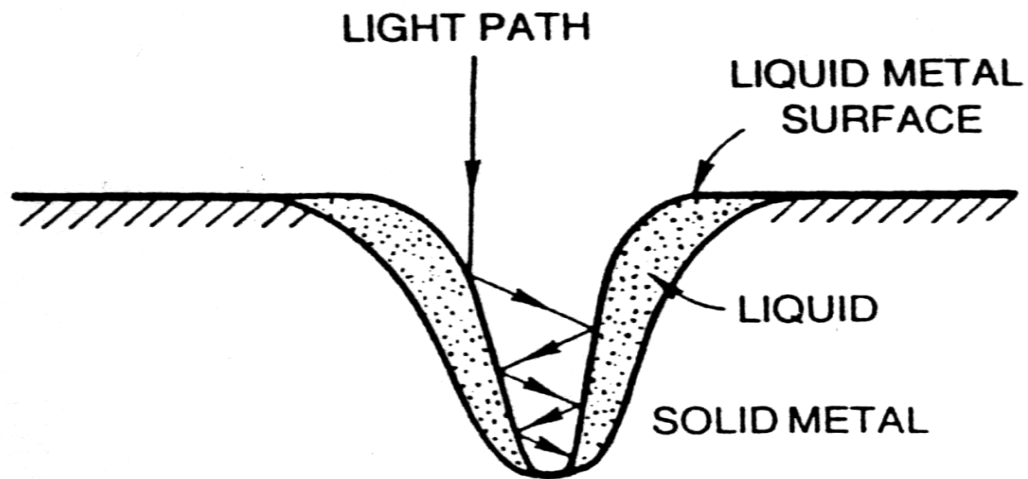


圖 I-9 雷射光於 Keyhole 內多重反射之效應[30]

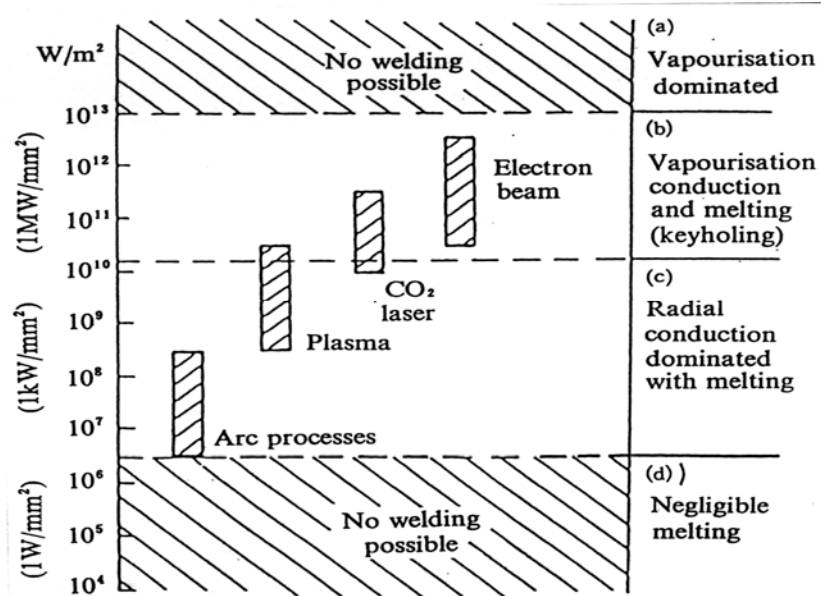


圖 I-10 不同銲接製程之功率密度關係圖[31]。

雷射銲接與電子束銲接皆為精密銲接法，熱輸入量較傳統電弧銲接為低，銲件之熱影響區及變形量均可降至最低程度。此外，雷射可在空氣中傳輸，而不似電子束銲接需在真空環境中操作，因此工件尺寸限制較少，銲接前之校準工作尤其容易，亦無工作消磁之困擾。事實上，電子束在厚板及鋁合金銲接方面較佔優勢，而在薄板鋼材、鎳基合金、鈦合金之同相或異相金屬銲接，雷射均可與其相匹敵。

(2) 雷射表面被覆與合金化

表面塗銲 (Surfacing) 即是將不同添料金屬黏著於基材表面的製程。其中包括了包覆處理 (Hardfacing 或 Cladding)、堆積處理 (Buildup) 以及銲縫預鍍處理 (Buttering) [32]。一般包覆材料形式主要有鑄桿 (cast rod)、線 (wire) 以及粉末 (powder) 等。另外，覆蓋形式歸納後又可分為預敷法、同步式送粉處理和同步式送線處理。由於銲接比較適於厚而緻密的包覆處理，包覆層與工件之間結合强度高，但須考慮異種金屬之銲接性。雷射束之功率密度較傳統處理方式為高，除了降低變形量及提高能量的使用效率外，還有較小稀釋 (dilution) 程度 [33]、均勻硬度分佈和細微的組織。而且以雷射束為熱源的雷射包覆處理，將包覆材料及母材表面極薄一層熔化混合，冷卻後包覆層與母材形成一良好冶金鍵 (Metallurgical Bond)。就包覆材料形式而言，早在 1976 年時有一專利以選擇線材做為雷射包覆處理形式。但英國研究員卻認為由於『陰影效應』造成線對雷射能量的耦合率 (coupling) 不比粉末來的高 [34]。因此使用線材做為包覆處理之形式時，需升高雷射功率密度以減少材料接合不良缺陷之產生。

I-1-3 銲接缺陷種類

一般缺陷形成大都和材料製程 (包含二次加工製程) 息息相關。以銲接為例，通常發生在銲道區域中的缺陷可由表 I-2 與圖 I-11 說明歸類得知 [35]。在銲接過程中，必須盡一切可能避免缺陷的形成，以免造成機械性質的劣化。銲道缺陷的形狀、大小、分佈以及方向等為影響機械性質的重要因素。另一方面，在使用過程中也會造成裂縫缺陷。舉例來說，運轉中的電廠葉片常因蒸汽凝結形成之水珠，使得末級葉片產生沖蝕與穴蝕的損傷。因此葉片於經常使用後，亦有可能在應力集中區產生龜裂。一般來說，缺陷會降低材料機械性質之強度。就拉伸強度而言，銲道接合點的靜態拉伸行為可就銲道強度接近或低於母材者與銲道強度高於母材者兩部分探討。低強度銲道由於缺陷的存在造成橫截面的降低，使得其強度較其他區域為低，故在拉伸試驗中變形集中於銲道而致斷裂。高強度銲道可承受某一定量的缺陷，拉伸時不致於銲道區斷裂，但其衝擊韌性則大幅下降。許多銲接零組件破壞原因都是因為疲勞所造成的，而疲勞裂縫的應力通常會集中在銲

表 I -2 銲道缺陷之種類[35]。

Type of Discontinuity	Location*	Remarks	Identification
Porosity	WM	Could also be found in BM and HAZ if BM is a	
Scattered	WM	casting	1a
Cluster	WM		1b
Piping	WM		1c
Aligned	WM		1d
Elongated	WM		1e
Inclusions			
Slag	WM, WI		2a
Tungsten	WM, WI		--
Incomplete fusion	WM, WI		3
Incomplete joint penetration	WM	WM between passes	4
Undercut	WI	Weld root	5
Underfill	WM	Adjacent to weld toe or weld root in BM	6
Overlap	WI	Weld face or root surface of GROOVE WELD	7
Laminations	BM	Weld toe or root surface	8
Delaminations	BM	BM, generally near midthickness of section	9
Seam and lap	BM	BM, generally near midthickness of section	10
Lamellar tear	BM	BM surface, typically aligned with rolling surface	11
Cracks (including hot and cold cracks)		BM, near HAZ	
Longitudinal	WM,		12a
Transverse	HAZ, BM	WM or BM adjacent to WI	12b
Crater	WM,	WM (may propagate into HAZ and BM)	12c
Throat	HAZ, BM	WM at point where the arc is terminated	12d
Root	WM	Parallel to the weld axis. Through the throat of a	12f
Toe	WM	fillet weld	12e
Underbead and HAZ	WI, HAZ	Root surface or weld root	12g
Concavity	WI, HAZ		--
Convexity	HAZ	BM in HAZ	--
Weld reinforcement	WM	Weld face of a fillet weld	--
	WM	Weld face of a fillet weld	
	WM	Weld face of a groove weld	

*WM = weld metal ; WI = weld interface ; BM = base metal ; and HAZ = weld heat-affected zone.

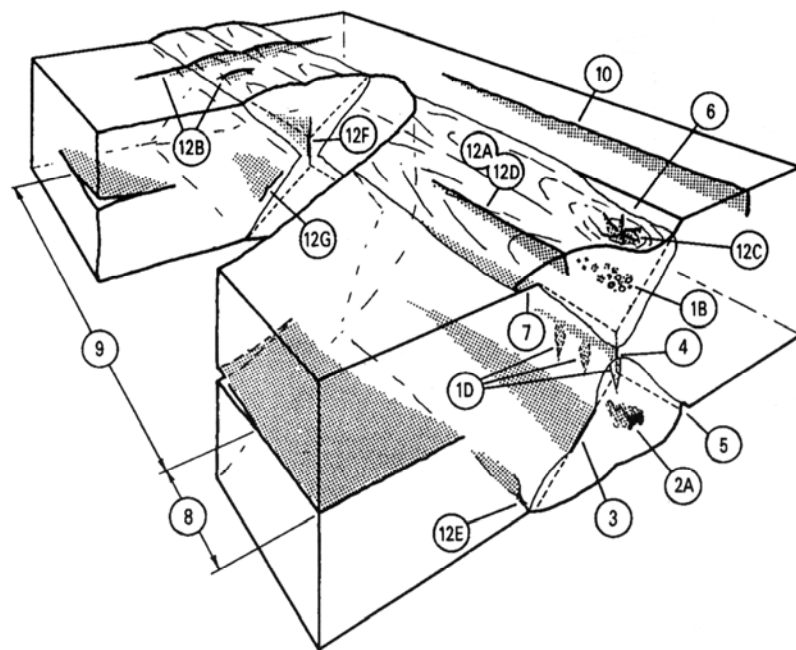


圖 I -11 銲道缺陷種類之示意圖[35]。

道及缺陷的區域而加速破壞。由於加工不良使得銲渣雜質的量增加，所以在疲勞破壞的初期降低了疲勞強度。

目前電廠為節省材料之成本，因而使用修補技術來去除裂縫缺陷。但是於修補葉片前，需將葉片表面甚至裂縫表面之金屬氧化物去除，以免修補後產生氣孔。由於裂縫表面穿透深且較窄，所以裂縫表面的清淨化成為一重要之課題。過去裂縫表面氧化物的去除已經有很多研究來探討其可行性[36,37,38]。可是仍有許多金屬氧化物，如鋁和鈦仍無法去除。在許多處理方法中最有效的是 Activated Diffusion Brazing (ADB)，此方式之接合強度大約是母材強度的 0.8 倍左右。上述修補方式中最困難的步驟為裂縫中氧化膜之清除，亦為決定 ADB 製程成功與否之重要因素。

I - 2. 實驗方法

I -2-1 實驗材料與熱處理程序

本實驗材料係以 AISI 422 不銹鋼棒材(直徑 16 公分，切片為厚度 3.5mm 之圓盤)為主，410 不銹鋼之板材(厚度約 3.5mm)為輔。422 與 410 不銹鋼分別經 1038°C 與 980°C 三十分鐘之真空固溶處理，注入氮氣冷卻後再施 750°C 以及 700°C 兩小時之回火處理。而雷射鐸補實驗中所選用的金屬填料粉末為低碳 410 SS(LC)、高碳 410 SS (HC)、422 SS、Inconel 625、Inconel 82 等。上述實驗材料之化學成分列於表 I -3。

I -2-2 雷射鐸補

本實驗使用之雷射系統為 5KW Rofin-Sinar RS 850 二氧化碳雷射加工機，配有 CNC 三軸工作站。研究過程中，雷射鐸補之填料以簡易的預敷方式進行。且在此製程中因為在大氣中進行鐸補，因此需使用保護氣罩來保護鐸道熔池之上表面，如圖 I -12 所示。另外，通入 He 與 Ar 氣，除了保護雷射聚焦系統不受鐸接金屬蒸氣和濺渣污染，也可防止熔池的氧化[39]。為了避免試片變形，製程中使用夾具以固定試片。

雷射光束的直徑與雷射光束聚焦位置有極大的關係，為了在鐸補時能有效以及穩定的將填料熔融且與母材接合，本研究採離焦之方式，來增加雷射光束之直徑。但相對而言，降低雷射的能量密度，因此需將雷射功率升高或是降低平台移動速度，來達到完全熔融填料之目的。雷射鐸補方式所製作之試片簡稱為 WR-F 試片，其中 F 為鐸補所用的填料名稱，如 WR-410(LC)、WR-410(HC)、WR-422、WR-625 以及 WR-82 試片。而雷射鐸補後未回火之試片簡稱為 AWR-F，如 AWR-625 試片。一般而言，麻田散鐵系不銹鋼之含碳量較高，如 422 不銹鋼，使得材料容易生成一較硬且韌性較差的麻田散鐵，易產生冷裂等鐸接缺陷，故於鐸補前需先將鐸件預熱至 250°C。鐸補完成後，需持溫 250°C/1h 後，再行回火處理。上述所選擇的雷射鐸補參數，依照過去的經驗法則，選擇熱輸入量較低與稀釋率低參數列於表 I -4。

I -2-3 人工缺陷試片製作

氧化銹蝕試片之製作方式先將 410 不銹鋼母材 (410-BM)，浸置於 10%NaCl 溶液使其表面嚴重銹蝕，再經雷射 Keyhole 鐸接，此方式製作之試片簡稱為 410-OW 試片。含氣孔(porosity)試片之製作方式，主要使用含少量水份之 410 不

表 I -3 實驗材料之化學組成。

Element	Fe	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W
410 plate	Bal.	0.13	0.32	0.32	0.45	0.02	0.17	11.9	0.04	--	--
422 plate	Bal.	0.24	0.38	0.71	0.02	0.01	0.76	12.0	1.07	0.26	0.99
410(LC) powder	Bal.	0.05	0.35	0.39	0.02	0.01	0.43	12.7	0.39	--	--
410(HC) powder	Bal.	0.15	0.51	0.14	--	0.02	0.11	12.5	0.02	--	--
422 powder	Bal.	0.24	0.15	0.37	0.01	0.01	0.75	12.0	0.97	0.2	0.95
Inconel 82 powder	1.84	0.02	0.1	2.8	--	--	Bal.	19.6	--	Nb	--
										2.68	
Inconel 625 powder	5.22	--	0.15	0.38	0.02	0.01	Bal.	21.5	9.35	Nb	Co
										3.13	0.36

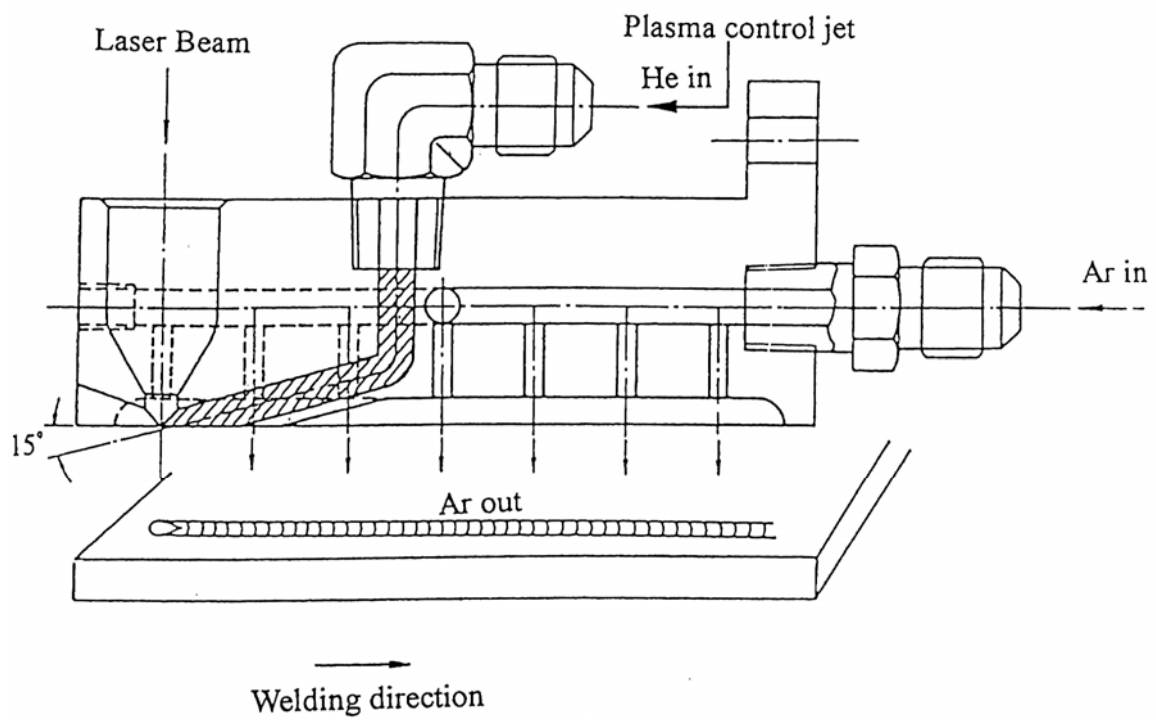


圖 I -12 雷射鐳補系統使用之保護氣罩。

表 I -4 雷射製程參數。

Parameters	Laser welding	Repair welding
Laser power	3.1 KW	3.3 KW
Scan rate	800 mm/min	350 mm/min
Focal length	200mm, Cu mirror	200mm, Cu mirror
Focal point	0.5mm under the surface	30mm above the surface
Shielding gas	Ar, 15 ℓ/min flow rate	Ar, 15 ℓ/min flow rate

銑鋼粉末為填料，以雷射銲補方式進行人工缺陷試片(410-P)製作。本實驗銲補試片則採用單面開 V 型槽的方式製作，其規格如圖 I-13(a)所示。並且為了比較缺陷尺寸大小對於疲勞裂縫成長特性之影響性，嘗試以放電加工(Electrical Discharge Machining, EDM)於試片上鑽一直徑 0.67mm 之孔洞，此試片簡稱為 410-EH。當完成人工製作之 410-P 試片，再以 Keyhole 銲接方式去除氣孔，所得之試片簡稱為 410-PW 試片。此外，另以未經精鍊去除雜質的 422 不銹鋼母材(422-BM 試片)，施以 Bead-on-plate 銲接(422-BW 試片)或是使用添加氧化後之羰基鐵粉(即含 Iron oxide 的鐵粉)進行銲接，銲接後之試片簡稱為 422-IOW 試片，以印證雷射銲接去除氧化物之有效性。後者試片則採用 U 型開槽方式，規格如圖 I-13(b)所示，並於槽內添加實驗粉末後進行銲接。以上雷射銲接與銲補使用之參數列於表 I-4，雷射銲接之焦點位置在試片表面下 0.5mm，故其功率密度較高，可進行 keyhole 銲接。但在雷射銲補方面，為了銲補較為寬廣的區域，故雷射束焦點位置採用在試片表面上方 30mm 處。由於焦點位置的上昇，雷射功率密度下降，因此雷射銲補相較於銲接則需要有較高的功率及較低的移動速度。為了降低銲件殘留應力以及提升試片之破裂韌性，所有 410 與 422 不銹鋼之銲補或銲接試片，都需銲後分別經 650°C 與 700°C 回火兩小時。

I-2-4 顯微組織及機械性質

(1) 光學顯微鏡(OM)觀察

銲件試片經砂輪切割機切割取樣以電木粉鑲埋之後，並以氧化鋁粉末拋光為鏡面之金相試片。由於母材以及銲補填料之成份不同，因此所使用之腐蝕液亦不相同。對於麻系不銹鋼之母材或是填料材(410 SS and 422 SS)使用 Villella's 腐蝕液腐蝕。另外，金相試片也可利用電解腐蝕的方式來進行，係使用(Grundig PN300)利用電解液：95 vol.% 無水酒精與 5 vol.% 鹽酸以及操作條件：10V 電壓(定電壓)與大約 10mA 電流(電流會隨試片大小改變)於室溫下，陽極為銲件試片、陰極為鍍白金之鈦網並且於電解液中攪拌狀態下進行腐蝕。腐蝕完成之所有條件之試片以 Nikon(型號)光學顯微鏡觀察其組織分佈以及材料缺陷的類別型態。

(2) 掃描式電子顯微鏡(SEM)觀察

金相試片以掃描式電子顯微鏡(Philip XL30 and FEG-LEO1530)，此來觀察微觀組織以及各個基材與析出物的 EDS 定性以及半定量分析。並且觀察衝擊試片、缺口拉伸以及疲勞試片之破斷面，以確定其相關破裂型態。

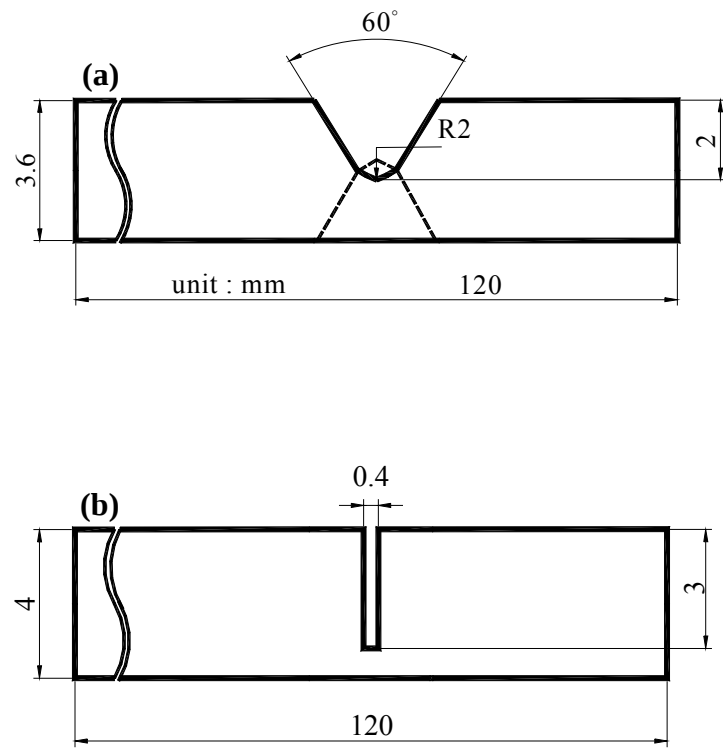


圖 I -13 雷射鐸補加工之(a)V 型槽以及(b)U 型槽試片示意圖。

(3) 掃描穿透式電子顯微鏡(STEM)觀察

TEM 試片之製作方式係採用慢速切薄機切片，經小號數至大號數砂紙研磨至厚度 0.05mm 後以 double-jet polisher 在操作溫度-30℃、電壓 60V 以及電流 20mA 之條件下進行拋光穿孔。使用之電解溶液為：75vol.% 無水酒精，25 vol.% 甘油與 10 vol.% 過氯酸。分別以 JOEL 100CX 與 JOEL 2000EX 之 STEM 觀察各個試片之顯微組織。且使用 JOEL 2000EX 附掛之 Oxford EDAX 系統分析各個組織以及析出物之成份變化。

(4) 非破壞檢測(X-ray 檢測)

為了判斷人工製作之缺陷、缺陷去除以及雷射鐸補後試片的缺陷型態。且避免表面因粗糙折射效應的生成。首先需將所有檢測試片兩平面以磨床研磨平整後，再以 Real-time X-ray 機器照射來觀察試片缺陷的存在與否以及確切之缺陷位置。此儀器對於現場修補之試片可迅速的顯示缺陷之位置，再定位後以雷射 keyhole 之鐸接技術加以去除。

(5) 機械性質

(a) 一般機械測試

為了評估異質鐸補界面之衝擊韌性與探討雜質分佈對於機械性質的影響。422 不銹鋼係應用於高溫之葉片材料，因而鐸補後須在使用溫度(540℃)評估其特性。在衝擊試驗方向，使用 Olsen 萬能衝擊試驗機分別於室溫與高溫(540℃)下，進行鐸道以及破斷路徑經過界面之衝擊試驗。衝擊試片之規格需符合 ASTM E23-91[40]的規範，且採用 2.5mm 厚之 subsize 規格。同樣的，對於鐸件試片之機械強度評估中拉伸強度是一重要的指標，可明確的指出鐸道、熱影響區以及母材間的強度變化。在拉伸試驗中是依照 ASTM E8-90a[41]的規範來製作試片，且設定 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 應變速率於室溫與高溫(540℃)下進行拉伸試驗。上述試片之拉伸及衝擊試片尺寸規格如圖 I-14 所示。

(b) 缺口拉伸試驗

本研究第一部份探討 422 不銹鋼板材及 422 不銹鋼之舊葉片對氫氣的影響；第二部分則是針對雷射去除或是分解氧化物之試片後，其雜質對缺口強度影響性之研究。本實驗所使用之缺口拉伸試片係自行設計(圖 I-15)。其中考慮的因素包括母材之強度、缺口應力強度因子(K)以及高壓腐蝕環境系統(圖 I-16)之容器大小等。實驗採用之缺口拉伸試片由直徑 0.25 mm 之銅線進行線切割，經計算後

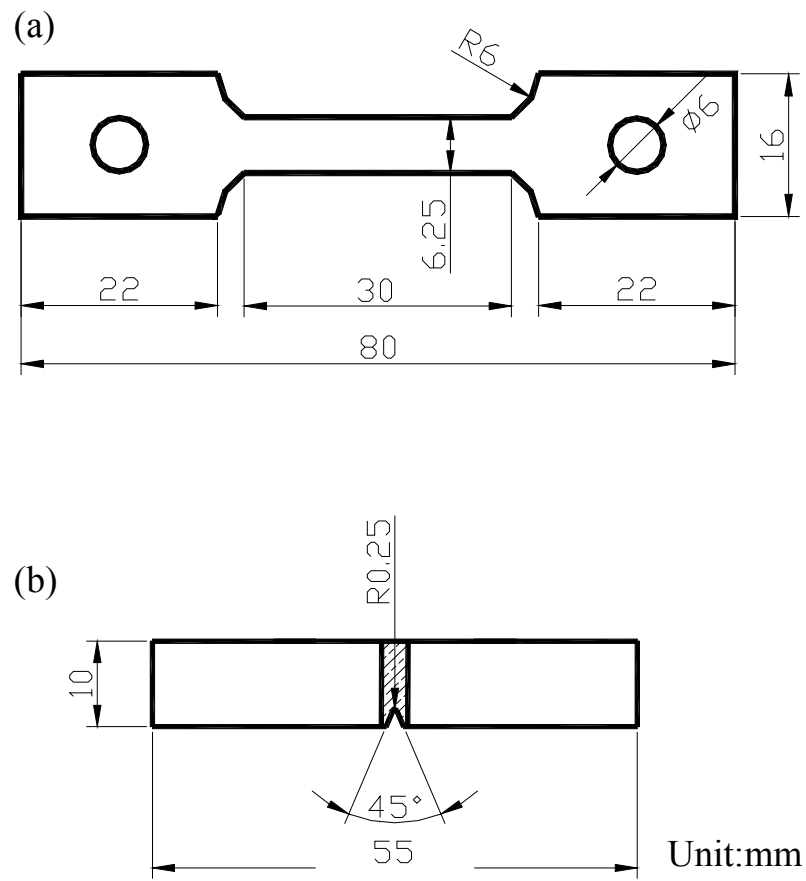


圖 I -14 銲補件之(a) 拉伸試片規格(ASTM E8)；與(b) 衝擊試片規格(ASTM E23)。

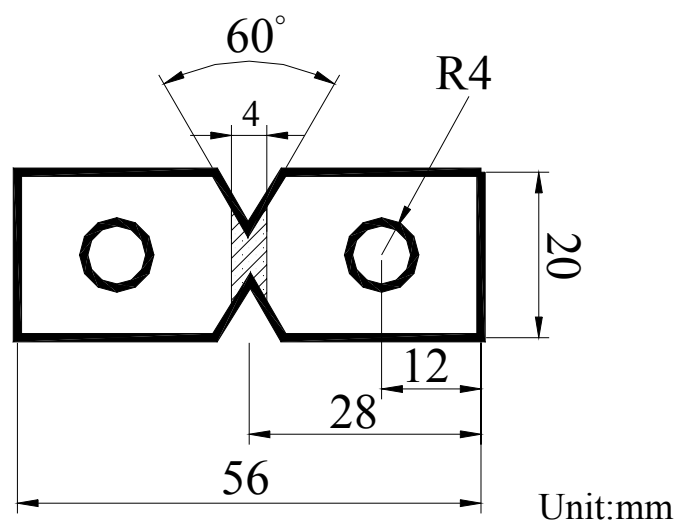


圖 I -15 缺口拉伸試驗試片之規格與鉚道位置。

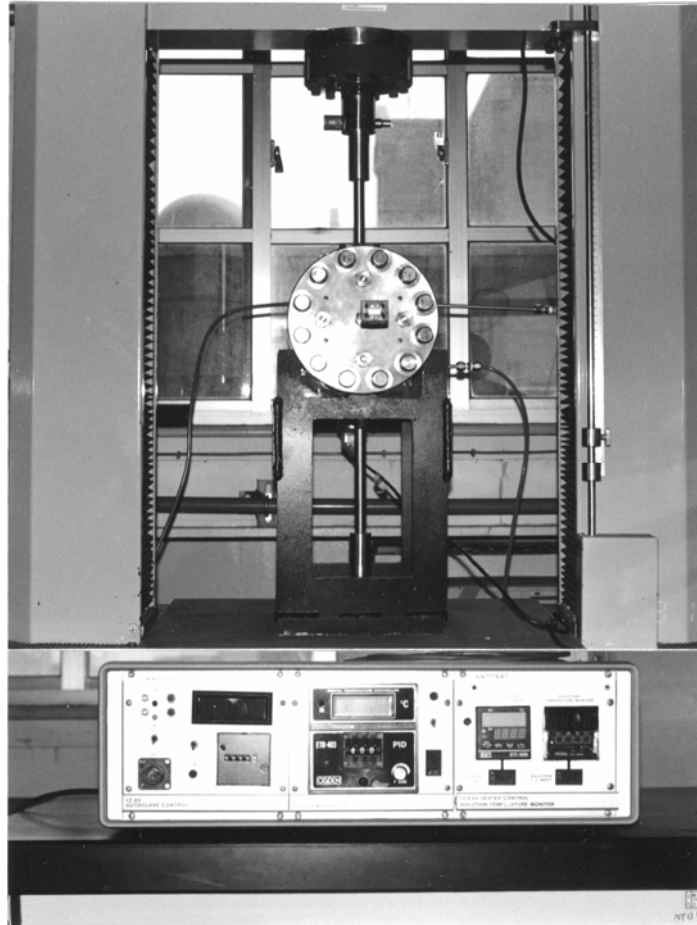


圖 I -16 高壓腐蝕控制系統外觀。

試片缺口處之曲率半徑為0.336 mm。本試驗採用高鐵機械式靜態拉伸試驗機，首先將高壓腐蝕槽架上高鐵拉伸試驗機之平台組裝。於實驗前先利用丙酮溶液清除容器內部之雜質後依序鎖上加壓螺牙，再用機械真空幫浦抽除內部空氣，且可從高壓腐蝕系統之壓力控制面板觀察壓力之變化。當其抽除空氣降低內部壓力以及壓力已達到穩定時，再灌入實驗所需之氫氣環境約兩大氣壓(30psi)，依此步驟連續做三次，以確保容器內空氣和雜質之去除。而試驗所設定的條件是以 1.2×10^{-4} mm/sec定夾頭速率進行，且紀錄實驗中的拉伸應力與軸向伸長長度。

缺口拉伸試驗可作為使用過葉片材料以及缺陷有效去除之一項重要評估。由於麻田散鐵系不銹鋼在氫氣環境下具缺口敏感性，故實驗於一大氣壓氫氣中進行。

(c) 疲勞裂縫成長試驗

疲勞裂縫成長試驗係針對材料缺陷以及缺陷去除後進行疲勞裂縫成長之研究。

實驗使用MTS 10 噸的動態試驗機 (MTS)，依據ASTM E647-91[42]的標準規範來進行。所有試片均採用單邊開口的CT (Compact-Tension)試片(圖 I -17)，而鐸道試片缺口垂直鐸道或是平行鐸道之相關位置分別如圖 I -17(a)與圖 I -17(b)所示。所設定實驗之測試參數為頻率20 Hz及R (Load Ratio) 為0.1。疲勞試驗係利用Elastic compliance原理，以Clip on gauge量測試片裂縫成長之長度；且由電腦讀取開口的位移與Load cell的訊號，計算出兩者在線性關係範圍內的斜率。整個實驗可經由電腦連線直接設定實驗參數及記錄實驗中裂縫成長的過程。本疲勞裂縫成長試驗共可分為兩個階段，第一階段為裂縫初始生成期(Precrack)，是以應力強度因子(K: Stress intensity factor)遞減的方法進行疲勞預裂，且預裂長度設定為2 mm。在預裂的階段時，應力強度因子必須緩慢地降低來達到其 K_{max} 值。如果K 值增加太多，使得負荷增加造成裂縫成長速度過快會導致於COD的量測無法偵測到其實際長度。第二階段為裂縫成長期(Crack growth)，伺所需預裂之裂縫2mm完成後即可立即進行最後之裂縫成長階段，等裂縫成長至所設定的最終長度25 mm，MTS疲勞試驗機會自動停止動作。此時利用放大鏡和貼在試片上之方格紙來檢驗裂縫之長度，是否與COD 所量測的結果一致。而所得的數據經由Polynomial 減數據法處理後，轉換成疲勞裂縫成長速率與應力強度因子變化量的對數關係圖。

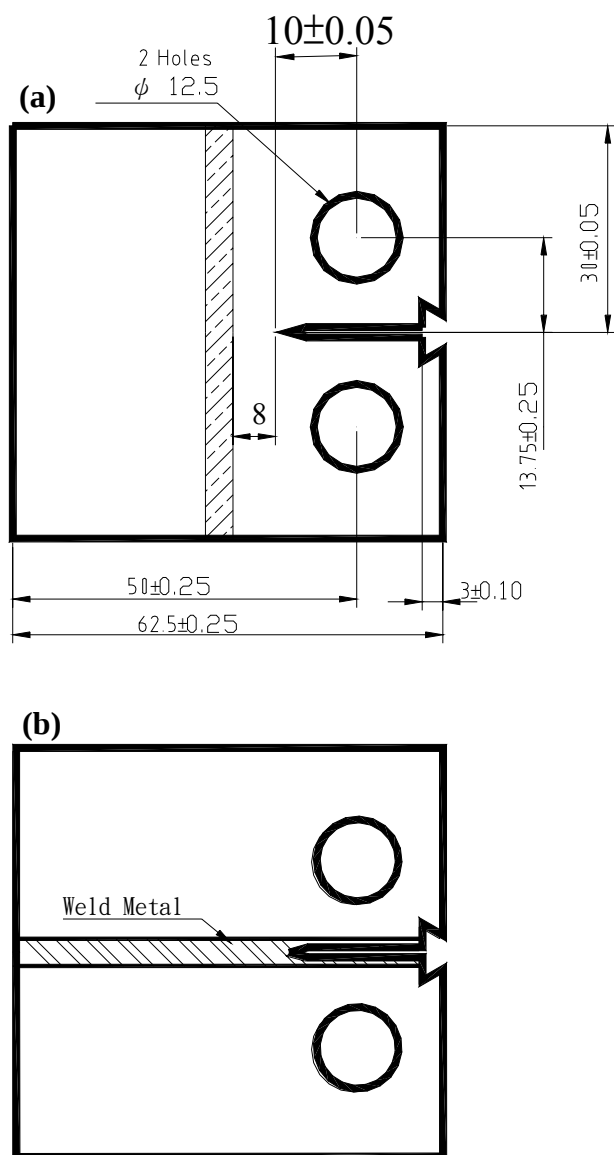


圖 I -17 單邊開口 CT 試片之規格與銲道位置。

I-3. 結果與討論

I-3-1 雷射 Keyhole 鐸接氧化物去除機制

過去文獻中Miyamoto等人[43]解釋因為栓孔 (Keyhole) 和雲暮 (Plume) 間電漿效應的變化增加，致使鐸後試片有此現象形成。氧化膜厚度以及表面不同物質之狀態，對於雷射光的吸收會有很大的影響。由圖 I-18 顯示波長 $10.6\mu\text{m}$ 之雷射在特定的氧化膜厚度下，雷射對氧化物的吸收率可達到 60% 左右[44]。因為氧化物對雷射之吸收率較金屬為高，且對接面也因不同厚度的氧化膜，造成對接密合度降低。此外，雷射光對於氧化物的高吸收率，易生成雲暮而降低雷射能量密度，此稱之為『遮蔽效應』。故在鐸接過程中，可觀察到一不連續的電漿與栓孔效應。為了克服此現象的產生，可提昇試片加工之雷射功率密度。圖 I-19(a) 顯示氧化物吸收雷射光能量後造成鐸渣噴濺的現象。這是因為濃度與雜質而改變熔融區表面張力，致使熔池擾動激烈與栓孔內部壓力的增加。另一方面，雷射光掃瞄至乾淨表面時，可觀察到連續的電漿效應與栓孔鐸接。若雷射達到一較高的功率密度($>10^{-6}\text{ W/cm}^2$)時，由於氣體金屬離子化的作用，使得後期鐸接過程可見試片表面產生藍色雲暮。

另外，含氣孔之人工缺陷試片亦可利用栓孔鐸接方式去除氣孔。圖 I-20 為使用含少量水份之 410 不銹鋼粉末經雷射鐸補後之 X 光檢測結果，顯示鐸道表面與內部存有大量不同的氣孔型態。而經一道栓孔鐸接後，可使大部分的熔融區 (Fusion zone) 表面與內部氣孔消除，且因為氣孔的消失而造成鐸道區凹陷的現象。為了進一步瞭解不同氧化物的去除機制與熔融區純化的作用。可分別添加各個不同之氧化物(如氧化鋁與氧化鋯)於 410 不銹鋼之粉末中，再以水玻璃(主要成份為二氧化矽與氧化鈉)之黏著劑稀釋後，鐸補於 410 不銹鋼板材之凹槽上。含氧化物之試片(圖 I-21(a))經雷射栓孔鐸接後，由圖 I-21(b)之金相組織可知鐸道中心之氧化物完全被去除，而在鐸道界面之邊緣存在有氧化物且逐漸聚集(如圖 I-21(c)所示)。因此利用雷射栓孔鐸接之模型示意圖(圖 I-22)來說明此現象。由於栓孔位置因為多重繞射的影響使得內部的溫度急遽升高；再配合保護性氣氛與雷射作用後，所產生氣體游離化之電漿效應，以致於達到較佳的金屬與氧化物氣化程度。此外栓孔內部亦產生了較高的氣體分壓。為了平衡此氣體分壓，栓孔內部的氣體必須排出鐸件之外部。氣體排出之路徑可分為兩部分，一為試片頂端；另一條路徑則是試片鐸穿之底部。於雷射照射之區域，因為雷射光與金屬以及氧化物於試片表面作用時，氣體與氧化物會選擇較短的路徑先行排出，所以第一個路徑即是由試片的頂端排出。最後，較長的路徑之氣化金屬隨著雷射多重繞射而鐸穿(Full penetration)試片，也因此完全排出。這也是大多數的未鐸穿(Partial

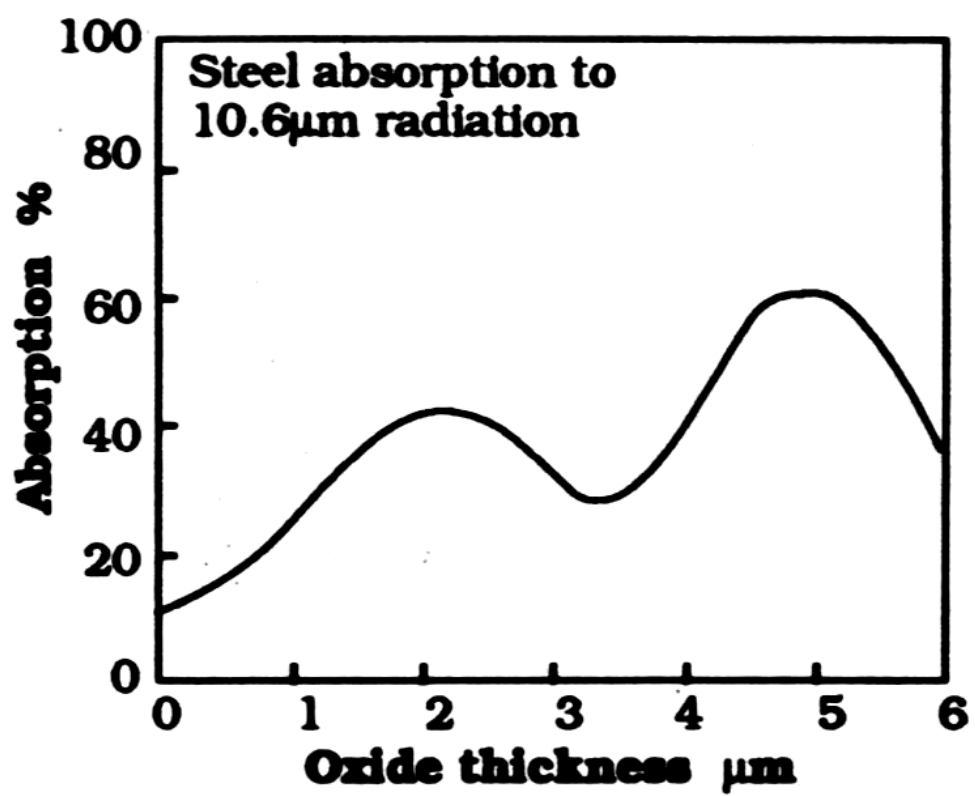


圖 I -18 不同氧化物膜厚對 10.6 μm CO_2 雷射光之吸收程度[119]。

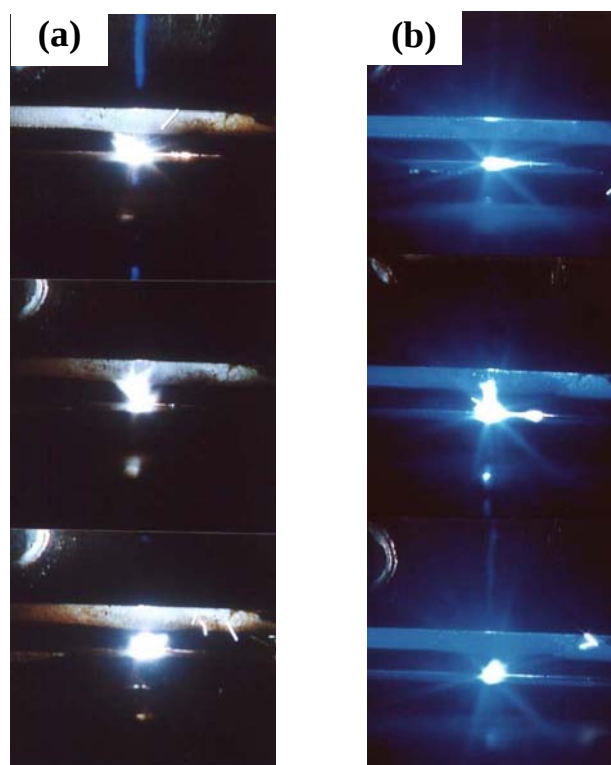
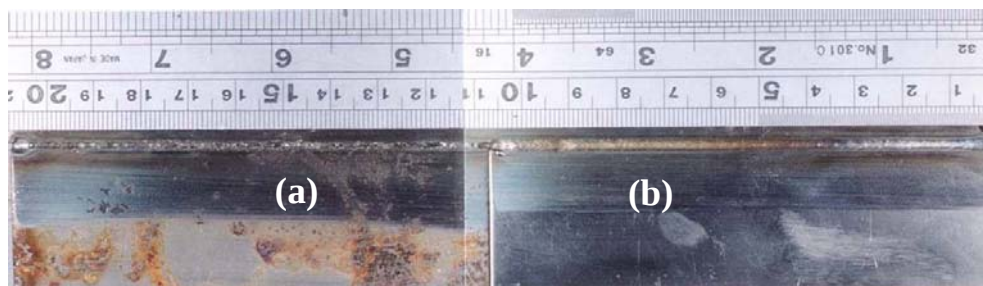


圖 I -19 不連續電漿與栓孔(Keyhole)效應之銲接與銲渣噴濺現象。

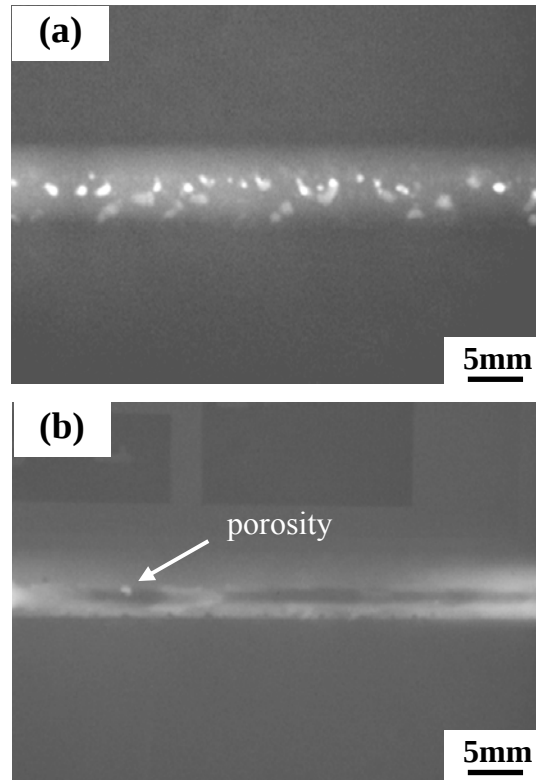


圖 I -20 X 光檢測照片：(a)人工缺陷試片；與(b)雷射銲接去除結果。

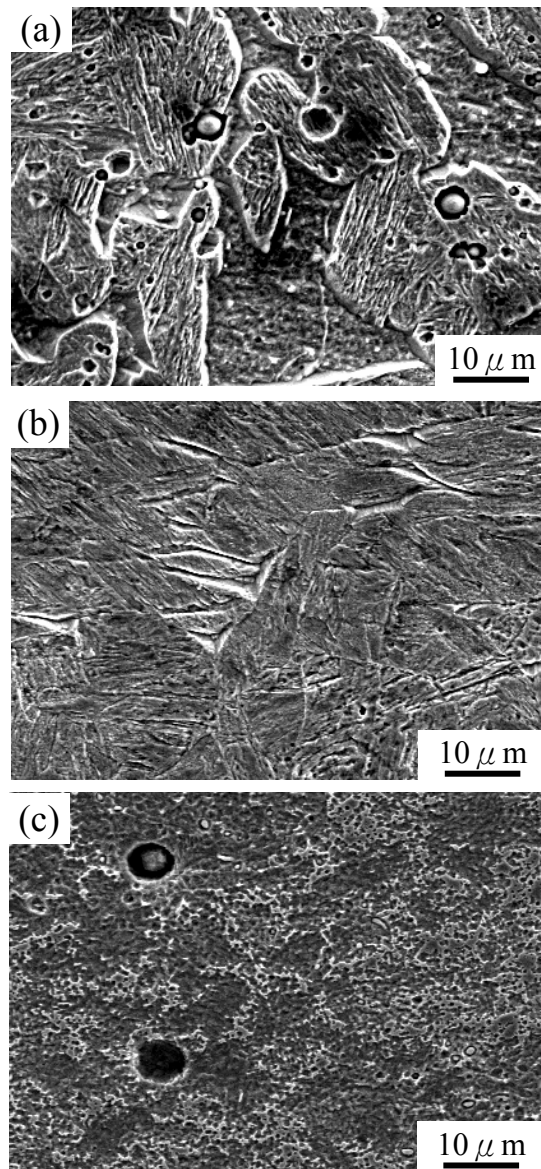


圖 I -21 SEM 照片：(a)人工缺陷；(b)應用雷射去除；與(c)熔融區及熱影響區間界面之金相組織。

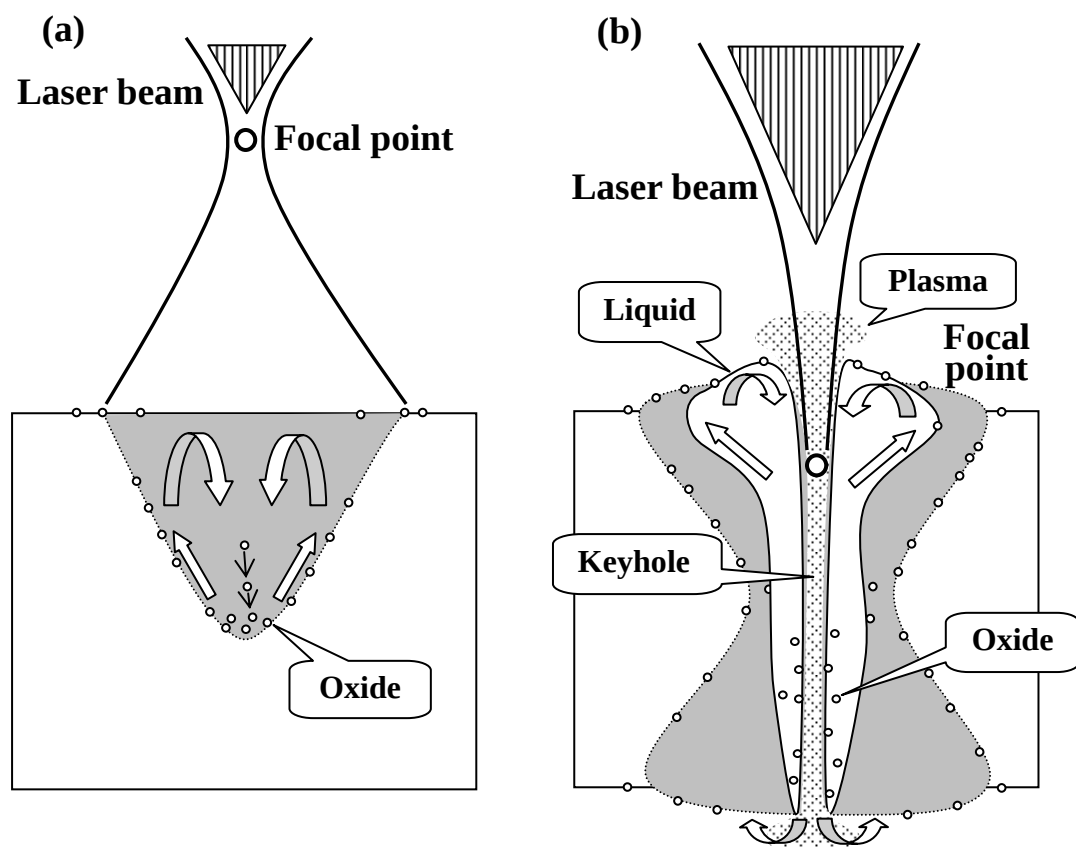
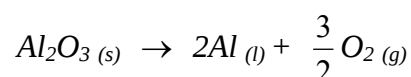


圖 I -22 應用雷射鐳接技術去除缺陷以及氧化物之示意圖：(a)雷射鐳補製程；
與(b)雷射 keyhole 鐳接模型。

penetration)試片，其鐸道底部仍殘留氣孔之原因。圖 I -23 中顯示栓孔的周圍因為溫度低於材料的氯化溫度，而只到材料熔點的狀態。因此熔點較高的氧化物無法完全分解而散佈在此熔融區域，這也是為何氧化物散佈在界面且靠近鐸道之周圍。由熱力學的觀點得知氧化物在較高溫度且不被氯化的狀態下會產生分解之還原反應。若再加上填料成份的作用，如易於氧元素結合之碳元素，可使得分解溫度大幅降低。因此於氯化溫度與熔融溫度間存在有一小範圍的分解溫度。

I -3-2 顯微組織觀察

410 不銹鋼經氧化銹蝕後，其表面氧化膜橫截面外觀如圖 I -24 所示，圖中顯示白色部分的氧化層厚度平均在 20~30μm 左右，SEM/EDS 成分分析顯示此氧化層之成分包含有鐵和鉻的氧化物及其他如鋁(0.86wt%)、錳(0.30wt%)、硫(1.06wt%)、氯(3.96wt%)以及鈣(0.36wt%)之微量雜質。此銹蝕之 410 不銹鋼試片經雷射對接 (Butt weld)後，經金相之觀察其內部組織沒有氣孔，但鐸道上端與下端卻有鐸陷 (Underfill) 的現象，如圖 I -25(a)所示。雖然鐸接氧化物之後呈現鐸陷之表面化，可以利用研磨方式或簡易之鐸補方法來去除鐸陷的產生，但也增加了鐸修之成本以及時間的耗費。所以為了改善上述的缺點進而使用與雷射同軸之送粉方式，以利同時進行氧化物之去除與修補鐸陷(即同步雷射鐸接製程)。此同步製程參數係以雷射栓孔鐸接參數為主要依據，再進行參數修正得到。其參數如下列所述(Laser power: 3.1KW, Scan speed: 800mm/min, Powder feeding rate: 1.7g/min and Shielding gas flow rate: He, 10ℓ/min; Ar, 15ℓ/min)。其中最重要的是粉末與雷射光焦點作用的位置，粉末流動的位置必須在試片上，以及粉末的量必須適當。不然，會因為粉末的遮蔽效應使得雷射光之功率不足而無法鐸穿試片，因而造成試片底部缺陷的產生。施以適當的同步製程參數所得之試片如圖 I -25(b)所示，由圖中顯示此製程除了可去除氧化膜之外，也可以完全克服試片鐸陷的現象。為了更深一步的研究氧化物分解的現象，係採用氧化鋁(Al₂O₃)粉末填入寬 4mm、深 0.5mm 的凹槽中，再經雷射鐸接製程處理之示意圖如圖 I -26 所示。雖然一般氧化鋁之分解自由能相當高，因而未能將氧化鋁去除。但在keyhole以及周圍高溫的情況下，所產生氧化鋁之分解反應式如下所述[45]：



經由雷射栓孔(Keyhole)鐸接後，可以將試片分為三部分之金相組織來做說明。第一個部分是在示意圖中(a)的區域，因為此區域屬於熱影響區的位置，因此對於氧化鋁粉末而言，侷限在此很小的區域範圍內無法去除。此區在高溫的下，

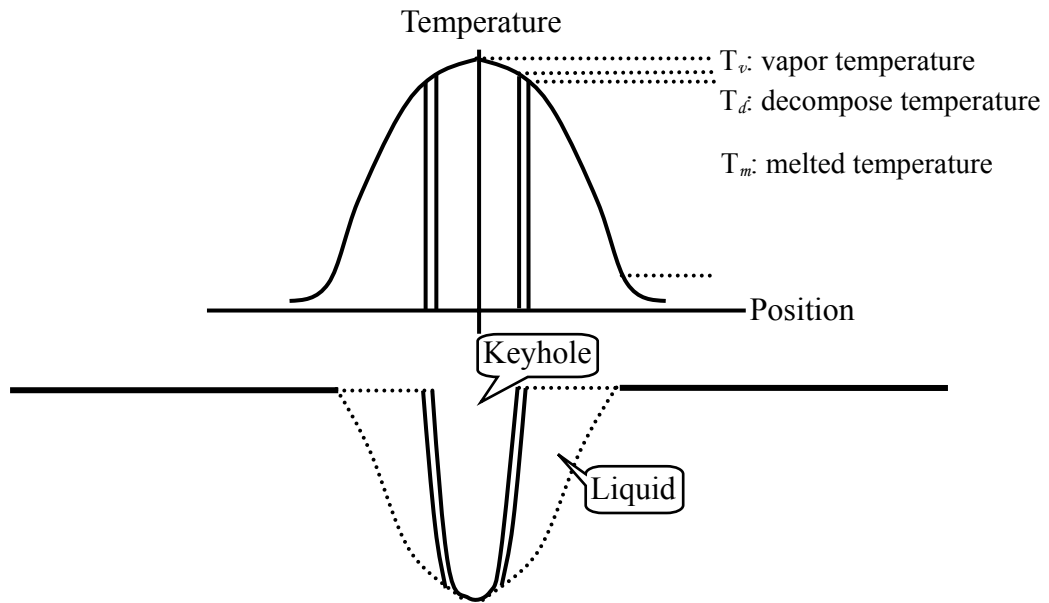


圖 I -23 雷射栓孔銲接熔融區域之溫度分佈示意圖。

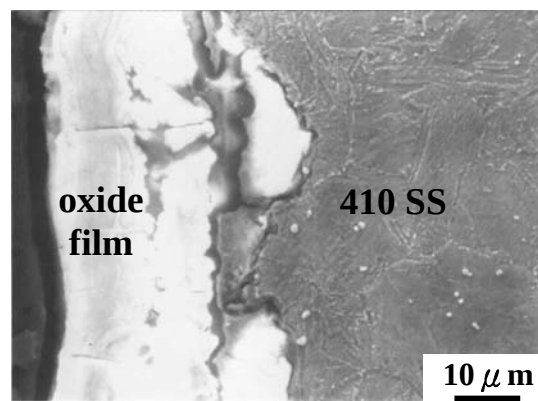


圖 I -24 410 不銹鋼氧化銹蝕之表面氧化膜外觀。

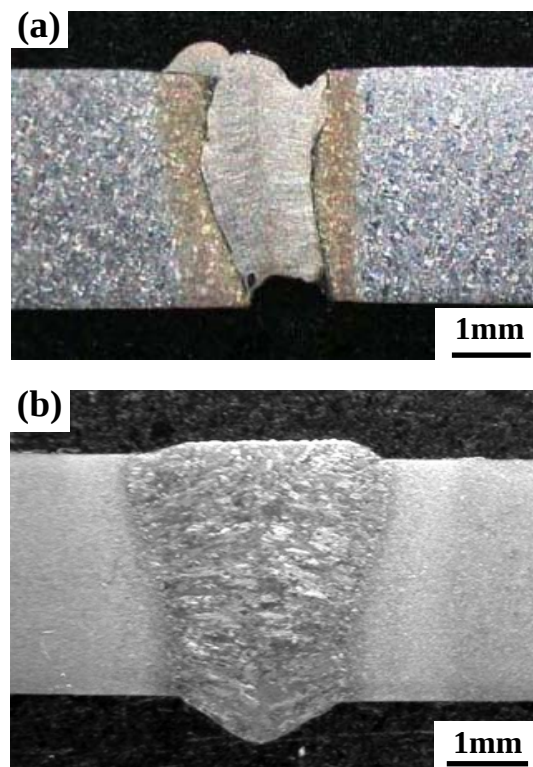


圖 I -25 410 不銹鋼氧化膜直接經雷射鐳接後，(a)鐳道之金相外觀型態；與(b)使用同軸送粉鐳接去除之金相外觀。

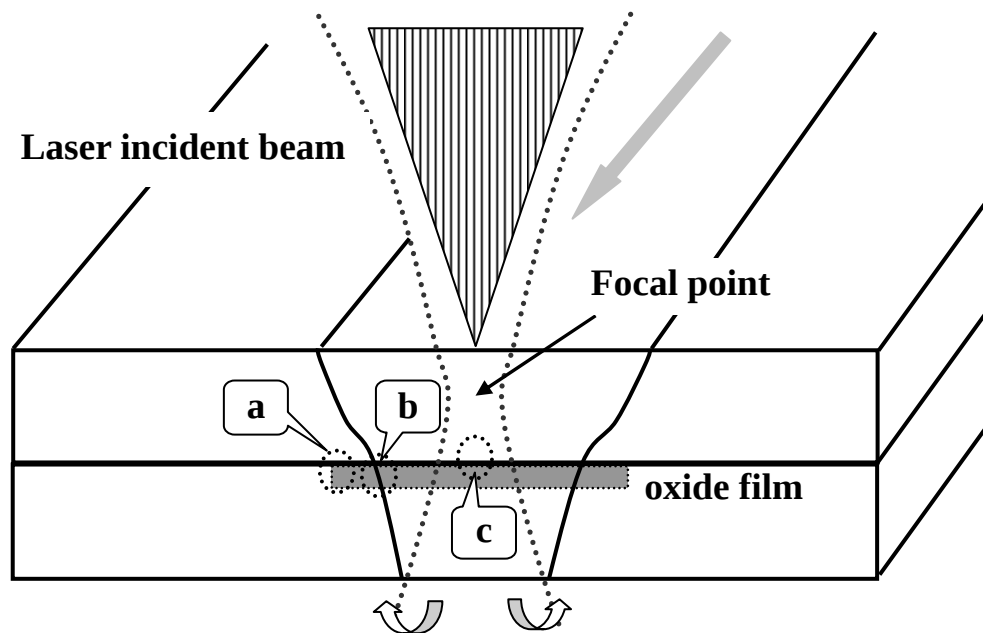
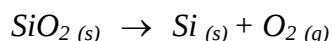


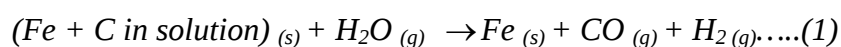
圖 I -26 使用雷射銲接技術去除以及分解氧化鋁之示意圖。

使得氧化鋁粉末有燒結的作用甚至氧化鋁燒結後沿著同一優選方向來成長(圖 I -27(a))。第二部分在熔融之b區域由圖 I -27(b)顯示，且經由成份分析得知氧化鋁逐漸分解且分散於熔融區。第三部分就是在keyhole所產生的c區域，此區域因為溫度較高以及keyhole的效應，由金相組織以及成份分析得知氧化物已完全去除及分解。另外，利用雷射鐳補之製程將添加氧化鋁之 410 不銹鋼粉末(使用水玻璃做為此粉末填料之黏結劑)鐳補於 410 不銹鋼板材之V型槽中。由於熔池流動將氧化鋁之粉末固定在鐳道內部以及經雷射keyhole鐳接後，氧化鋁去除分解之金相組織可由SEM觀察得知(圖 I -28)。圖 I -29 顯示氧化鋁經雷射鐳接處理後，可分解成較小的顆粒(原始氧化鋁顆粒大小範圍為 100~150 μm)，並且顆粒與顆粒間形成燒結的現象。而部分氧化鋁以及二氧化矽(即水玻璃成份)分解熔入 410 不銹鋼後則在肥粒鐵晶粒內部析出富鋁(rich-Al)之 Al_5Fe_2 以及 σ phase (σ -FeCr)之介金屬化合物(圖 I -30 及圖 I -31)。經EDAX分析兩者之成份分別為 79.33Fe-12.08Cr-7.53Al-1.05Si 與 72.87Fe-25.37Cr-0.45Al-1.31Si。一般 σ phase 的析出，就熱力學來說是一穩定的相組織。此相組織的出現都是因為經過長時間以及在使用溫度為 600-700°C 下所形成，但是此組織的形成主要是和C、N、Mo 以及Si的元素存在有關。在基材的碳元素如同鎳合金元素一樣會阻礙 σ phase 的形成，不過Mo和Si元素會幫助 σ phase 的形成。就本實驗中對於添加的 410 不銹鋼合金粉末，對於本身合金粉末中Mo元素經過高溫回火後並不會促使鐳補區之組織變化而析出 σ phase。然而其變化主要是添加水玻璃(主要成份為氧化矽)經雷射keyhole鐳接技術還原成Si之後促進了 σ phase 的形成。另外就上述分解實驗中，氧化矽分解的反應式如下所述[45]：



I -3-3 氧化鐵還原機制

此外，為證實雷射鐳接可有效去除氧化物之特性，使用加水之羰基鐵粉並在高溫氧化後(氧含量為 3.05%左右)，做為實驗添加物。當 422 不銹鋼添加氧化後之羰基鐵粉(含碳量約 0.69%)，經雷射鐳接後，EPMA分析鐳道碳含量降低為 0.39%，且氧化之羰基鐵粉經雷射鐳接後已被還原。在燒結鐵基合金[46]製程中，有效精確的控制碳含量是非常重要的。就熱力學的觀點而言，碳活性是由CO與CO₂的分壓比所決定。於高溫情況下，水蒸氣與羰基鐵粉之作用如反應式(1)所示，而使得鐳道的碳含量降低。



此外，keyhole 熔池內部瞬間的高溫，使得氧化鐵直接分解或在氫環境下完全被還原，其反應式分別如(2)與(3)所示。

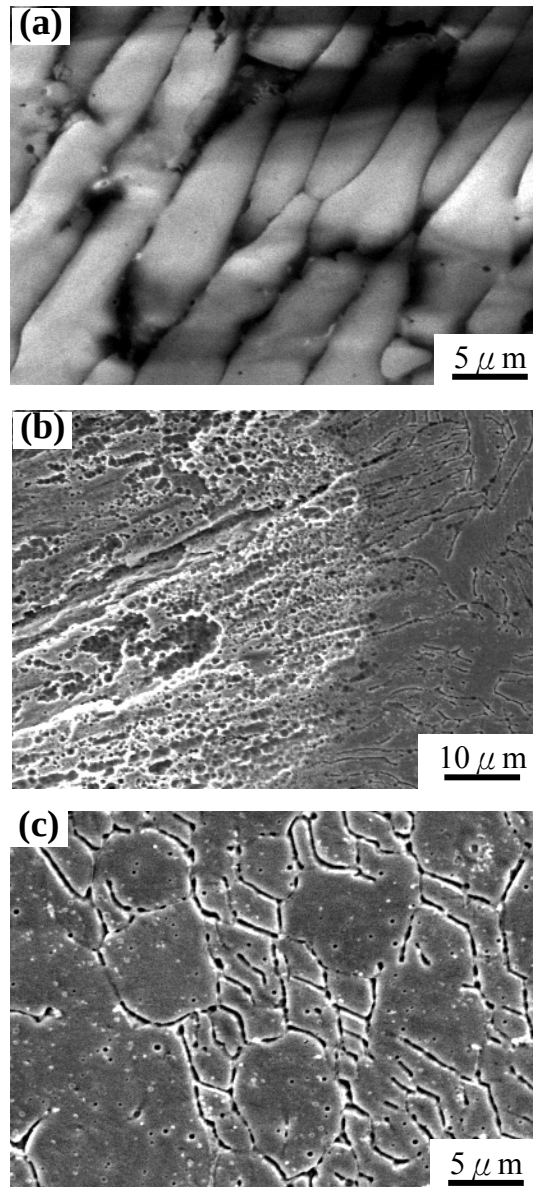


圖 I -27 應用雷射鐳接還原氧化鋁之(a)氧化鋁燒結後成長現象、(b)熔融線附近之金相組織，以及(c)鐳道中心組織。

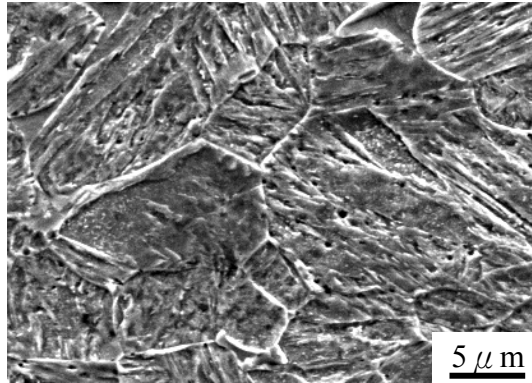


圖 I -28 雷射鐸補製程去除氧化物鐸道中心之金相組織。

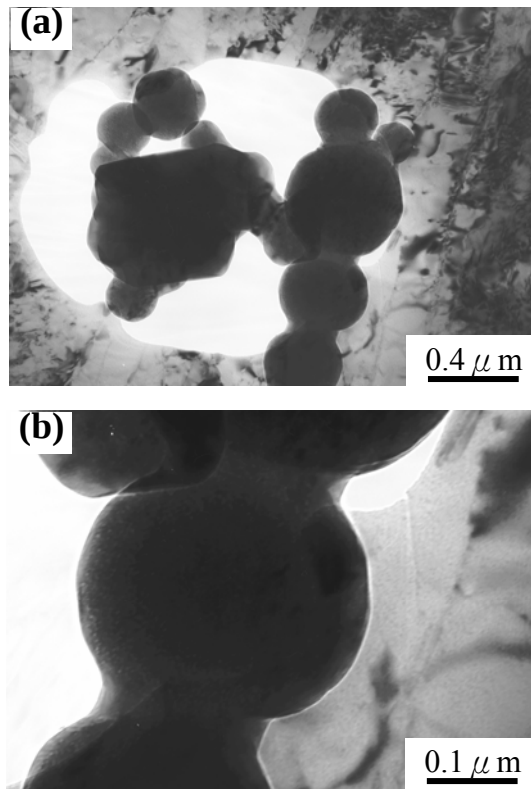


圖 I -29 氧化鋁燒結現象之 TEM 微觀組織。

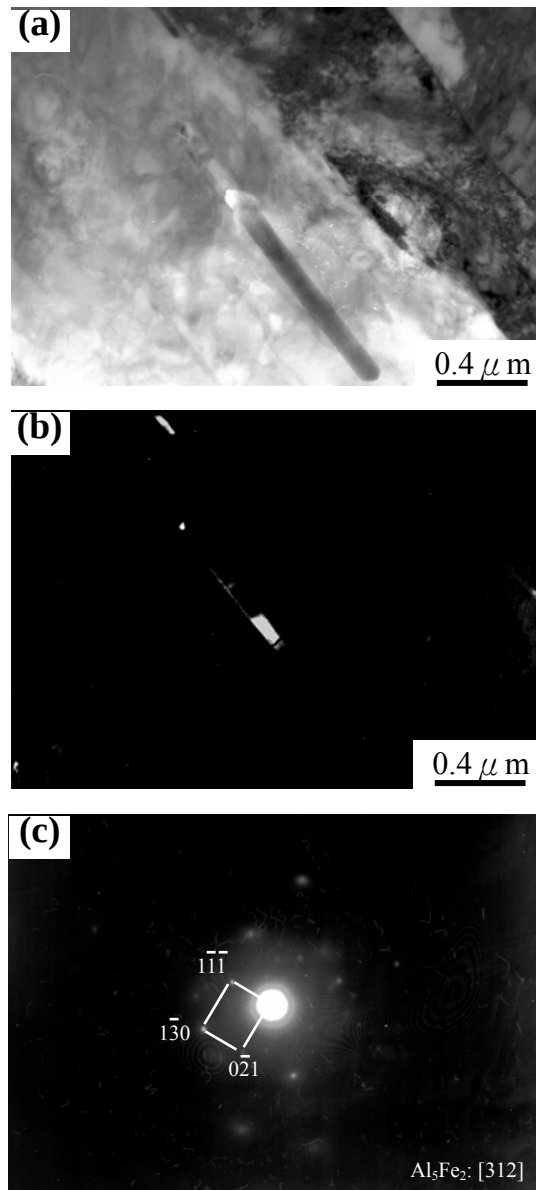


圖 I -30 氧化鋁經雷射銲接還原之TEM微觀組織 (a)明視野像，(b)Al₅Fe₂之暗視野像，以及(c)電子繞射圖。

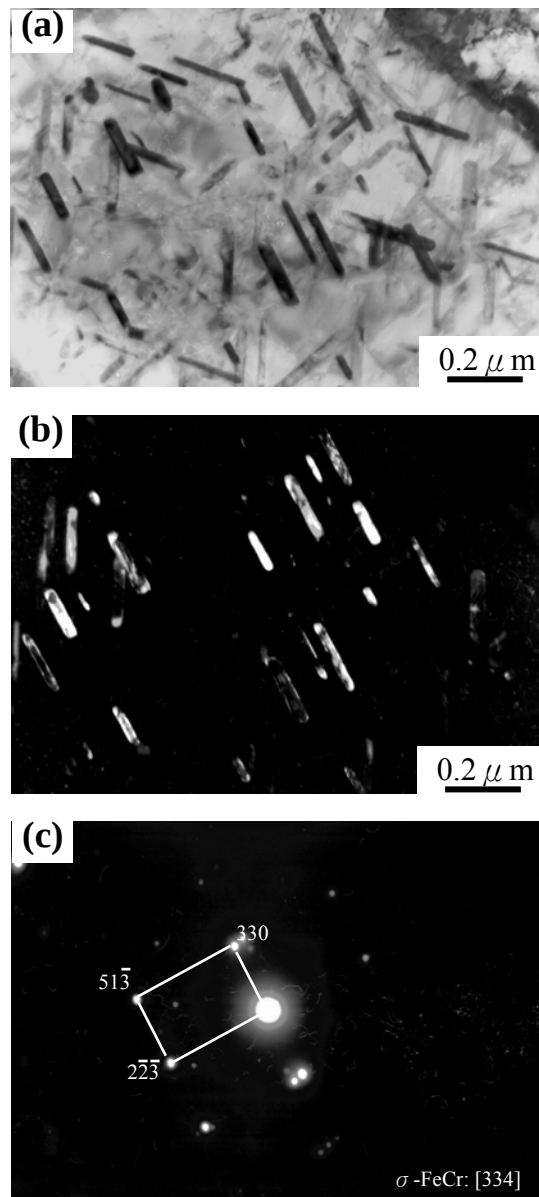
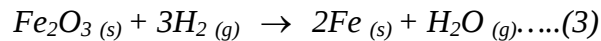
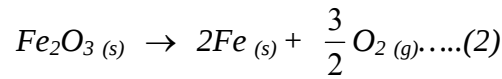


圖 I -31 雷射銲接還原之 TEM 微觀組織(a)明視野像，(b) σ -FeCr 之暗視野像，以及(c)電子繞射圖。



氫氣屬於還原氣氛，在高溫下，可加速氧化鐵還原。另一方面，氧化鐵之分解反應必須在超過 2873°C 以上[47]時才能進行。雷射 keyhole 內的電漿效應，大幅提昇熔池的溫度 (>3000°C) [48]，可使氧化鐵分解與少部分氯化。

I -3-4 機械性質測試

圖 I -32 當氧化銹蝕試片經雷射鐸接與 650°C/2hrs 回火後 (410-OW 試片)，其鐸道、熱影響區與母材三個區域之微硬度分佈相當均勻。此外，比較含缺陷 (氣孔與雜質等) 與缺陷去除後之試片衝擊值，可做為雷射去除材料缺陷有效性之重要指標。表 I -5 為含缺陷及缺陷去除後衝擊強度的比較。從表中得知由於氣孔的存在，使得 410-P 試片之衝擊值降低至 10.9J。此試片經過一次鐸接後 (即 410-PW 試片)，其衝擊值可大幅提昇至 19.2J。422 不銹鋼若未精鍊過，材料中含有許多雜質，主要為硫化錳以及 Al、Si 和 Ca 等氧化物，其衝擊破斷面如圖 I -33(a)所示。經 Bead-on-plate 鐸接後之 422-BW 試片則因為雷射純化效應的影響，可觀察到其衝擊破斷面雜質含量減少且顆粒變小，如圖 I -33(b)所示。所以由於部分雜質的去除以及細化，使得此材料之雷射鐸件提昇了衝擊之韌性。雷射鐸補氧化物試驗雖然由上述實驗結果證實可將氧化物還原或去除，而添加之氧化物含量若低於 20wt%，其衝擊值約為 12J。若氧化物添加量超過 20wt%，衝擊值會降的更低 (4.4J)。因此隨著氧化物的添加量增加，雖然經過雷射鐸補的去除與還原，但是實驗材料也傾向於脆性破壞。尤其在鐸補之界面上同樣的出現嚴重脆性的劈裂破壞 (圖 I -34)，但是這與異質接合，其鐸道與熱影響區間界面且靠近熱影響區 soft zone 衝擊破壞之機制並不相同。這可由鐸補過程中鐸道對流的現象來解釋，使得所添加的物質經雷射鐸補熔融凝固後，再偏析於鐸道界面之晶界上。由圖 I -35 之金相組織顯示添加將近 22wt% 氧化物經雷射鐸補後 (as-welded)，會有富鉻的碳化物以及少量的氧化物 (EDAX 成份半定量分析為 50.97Fe-41.11Cr-1.17Si-6.76O) 尚未去除且依附於鐸道界面樹枝狀組織的晶界上，以致於鐸道與熱影響區間的界面靠近鐸道之區域產生劈裂之脆性破壞。

比較 410-OW (不銹鋼對接面銹蝕後經雷射鐸接) 與 410-BW (Bead-on-plate) 試片，鐸後經 650°C/2h 回火後之機械性質如表 I -6 所示。由於兩試片鐸道強度均較母材為高，所以斷裂位置均在母材，且延伸率與斷面縮率皆相近。實驗印證氧化試片經雷射鐸接後 (即 410-OW 試片)，其機械強度接近於 410-BW 之試片。另一方面，雜質的存在與材料氫脆敏感性有關[49]，故針對缺口拉伸試片在氫環境下進行測試。由實驗數據和破斷面結果顯示，氧化試片經雷射鐸接後於一大氣

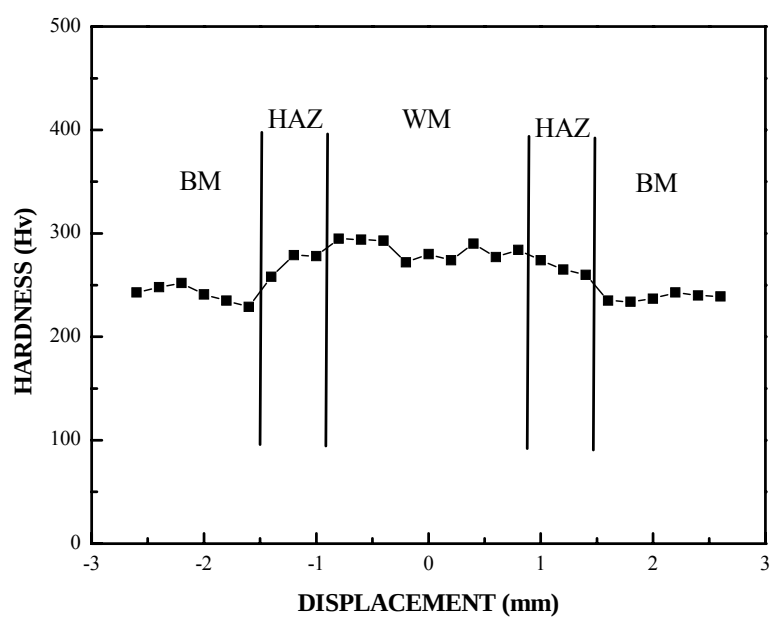


圖 I -32 410-OW 試片經 650°C/2h 回火之硬度分佈圖。

表 I -5 不同缺陷試片以及經雷射去除後之衝擊強度。

Materials	Specimen identification	Impact energy (J)
410SS	410-BM	21.0
	410-P	10.9
	410-PW	19.2
	410-BW	25.9
	410-OW	24.3
422SS	422-BM	12.8
	422-BW	15.0

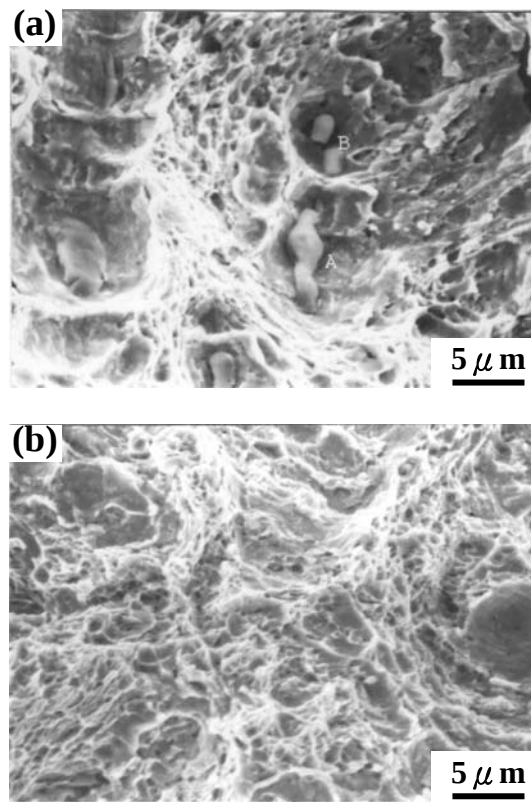


圖 I -33 (a) 422-BM 與(b) 422-BW 試片之衝擊破斷面。

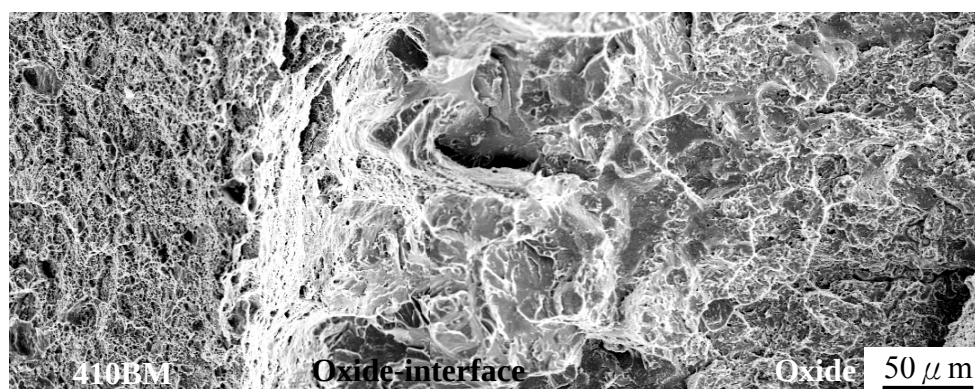


圖 I -34 WR-MO(H)試片之衝擊破斷面。

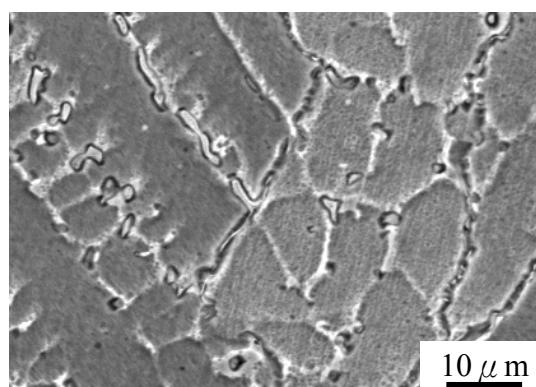


圖 I -35 AWR-MO(H)試片界面之金相組織。

表 I -6 410-BW 與 410-OW 試片之機械性質比較。

Mechanical properties	Specimens	
	410-BW*	410-OW*
YS, MPa	597	603
UTS, MPa	700	707
Elongation (%)	14	14
Reduction of Area (%)	64	67
Fracture location	BM	BM
NTS, MPa	952	944

* 650°C/2h tempered

壓氫環境下試驗並無明顯的氫脆效應，且因氧化膜已完全去除，而使得此試片之缺口拉伸強度（NTS）與 410-BW 試片相近。另外鐸補較高濃度以及較低濃度之氧化物，由上述金相觀察到鐸補高濃度氧化物之試片有雜質偏析於晶界上，因而使得兩試片在一大氣壓氫環境下之缺口拉伸強度分別為 914 以及 940MPa，比起 410-BW 試片略微降低。所以由數據顯示雜質對於材料之氫脆有較高的敏感性。

I-3-5 疲勞裂縫成長試驗

本試驗首要探討之項目為含裂縫、氣孔等缺陷試片，對疲勞特性的影響。在實驗印證方面，除了使用含人工缺陷試片外，並進行銹蝕之 410 不銹鋼，經雷射鐸接去除後之疲勞裂縫成長實驗。圖 I-36 為使用雙面開槽鐸補 410 不銹鋼（填料為 410 不銹鋼粉末）之金相，由圖可觀察到兩端的熱影響區與鐸道的界面接合不良，有裂縫與氣孔之缺陷存在。圖 I-37 為含兩側缺陷之 410 不銹鋼試片與不含缺陷試片之疲勞裂縫成長速率比較。當裂縫由左至右通過缺陷時，因為缺陷的存在，在初期有缺口鈍化（Crack tip blunting）的效應，故能抑制裂縫成長速率，但隨之有快速成長的趨勢。當裂縫成長至另一端缺陷（孔洞）時，則重複 da/dN 減速後再加速的情況發生。且從金相組織觀察到兩端缺陷的形狀不同，左側是細長型裂縫缺陷，其細長缺陷方向又與裂縫成長方向間夾 120° 角度；右側則是圓形孔洞。雖然兩缺陷不論是何種型態皆會降低裂縫成長速率。可是對於圓形之缺陷來說，因為曲率(curvature) 對應力場有相當大的影響性，使得右側之疲勞裂縫成長速率較左側為低，尤其圓形孔洞的尺寸大小也是影響之因素之一。所以針對試片鑽一小孔(大約直徑 0.67mm 左右)，由圖 I-38 指出裂縫通過此一小圓孔亦會加速成長，但進入另一端材料時會迅速阻礙裂縫之成長速度。若鐸補區沒有缺陷的存在，裂縫成長至鐸道時，其 da/dN 略低於母材（410-BM）。隨後當裂縫通過鐸補區域後，裂縫成長速率則會逐漸回復與 410 不銹鋼母材相同之特性。一般而言，氣孔之存在，在裂縫成長初期有延遲成長的效應，隨後快速成長。但在界面裂縫方面則需視其方向而定，當界面裂縫平行於疲勞裂縫成長方向時，會有加速效果，與上述結果會有很大不同。故裂縫之存在，對於疲勞裂縫成長速率的影響，且視兩者間的夾角而定，角度越大，延遲效果越顯著；反之則有加速裂縫成長效應。若製作疲勞裂縫缺口平行全鐸道(內部含有空孔的缺陷)之試片來評估裂縫經過整個缺陷鐸道的疲勞裂縫成長特性，可由圖 I-39 中顯示出此實驗結果係呈現一不穩定的裂縫成長特性。並且在較低應力強度因子(ΔK)之疲勞裂縫成長速度可達到 10mm/cycle。這種不穩定的成長因素會造成材料的快速破裂，可是仍可藉由其他二次加工方法(例如：雷射表面回火處理、鋼球衝擊甚至將裂縫後端鑽孔，填入高強度高韌性之複合材等等)抑制快速的裂縫成長特性。圖 I-40 為含雜

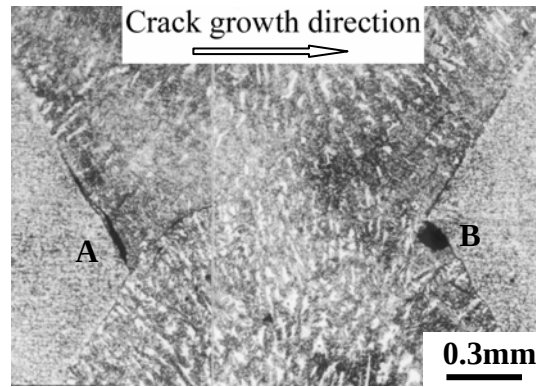


圖 I -36 410-D 試片之金相組織外觀註：試片中有缺陷的存在，如記號 A 為裂縫以及 B 為孔洞缺陷。

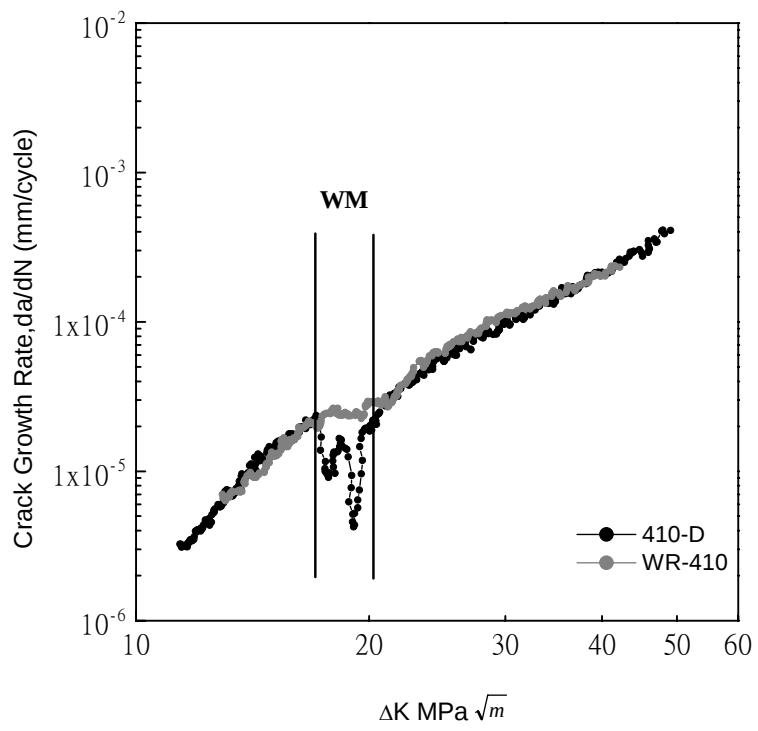


圖 I -37 410-D 與 WR-410 試片之疲勞裂縫成長特性。

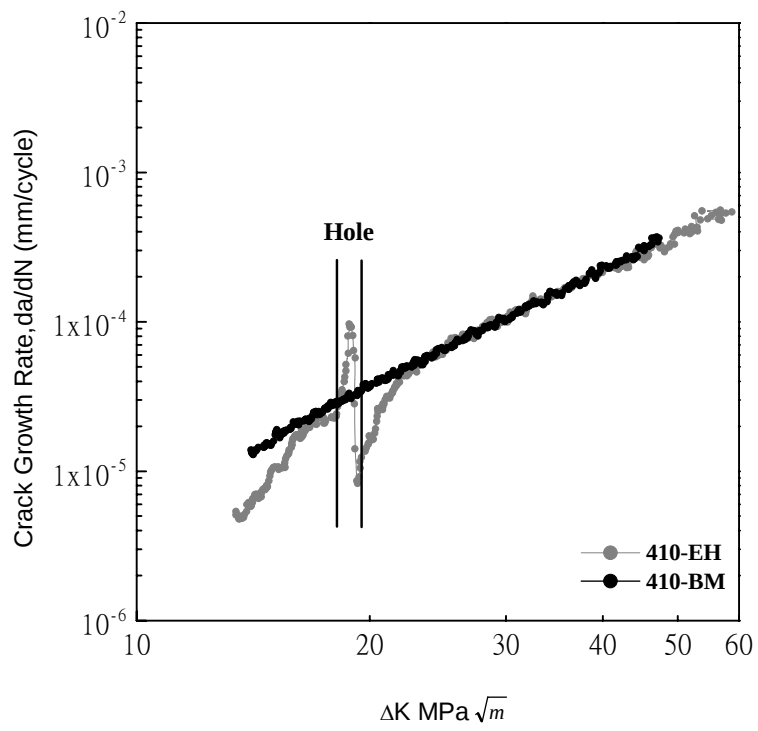


圖 I -38 410-EH 與 410-BM 試片之疲勞裂縫成長特性

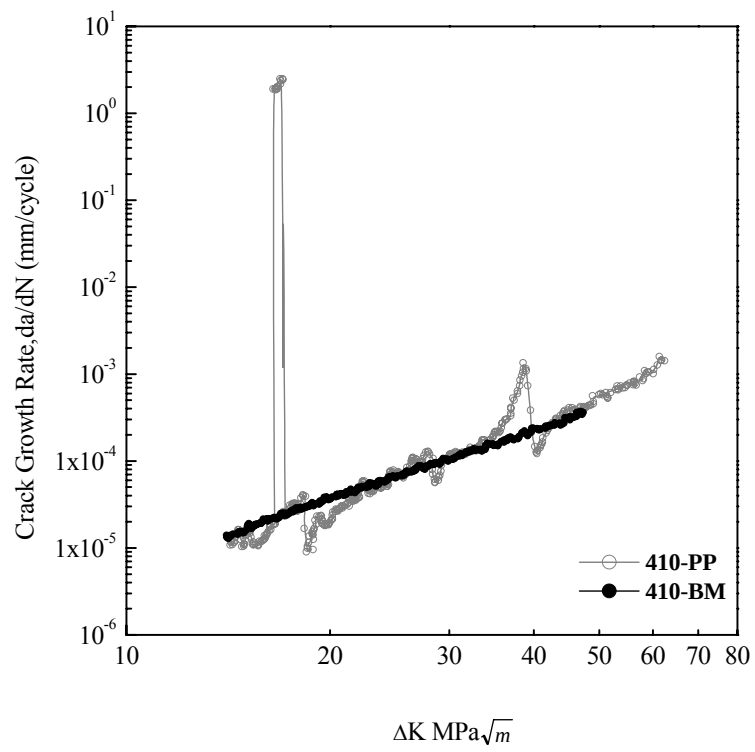


圖 I -39 410-PP 與 410-BM 試片之疲勞裂縫成長特性

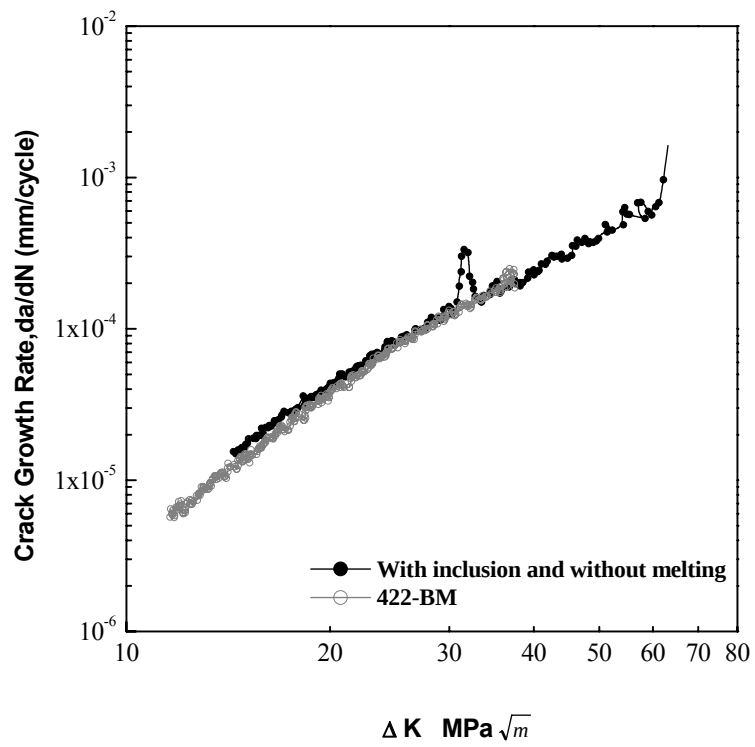


圖 I -40 422 不銹鋼雷射成形試片與 422-BM 試片之疲勞裂縫成長特性

質以及成形接合不良之孔洞材料的疲勞裂縫成長曲線。而材料內部若存在有長條狀之 MnS 雜質以及未熔之填料時，因為上述兩種缺陷對於材料機械性質之影響，使得衝擊韌性降低且根據前面實驗結果得知破斷面會呈現一脆性破壞之特徵。因此會加速材料經過此雜質以及粉末未熔融鍵結好之缺陷疲勞裂縫成長速率，如圖 I -41 所示。

圖 I -42 為 410-OW、410-BW 與 410-BM 試片之疲勞裂縫成長速率比較。在裂縫開始成長時，可觀察到 410-OW 與 410-BW 試片裂縫成長初期有明顯 da/dN 值的延遲效應，這是因為鐸件殘留應力尚未完全消除。而伴隨著裂縫長度或 ΔK 值的增加，延遲效應逐漸減少。當裂縫由熱影響區穿過鐸道時，裂縫成長速率較 410-BM 母材試片稍低，最後隨應力強度因子 (ΔK) 的增加而逐漸回復到母材之特性。410-OW 試片其疲勞裂縫成長速率的趨勢與 410-BW 試片相近，且兩者在各個不同區域的疲勞破斷面皆為穿晶破裂。因此，氧化膜經雷射鐸接後可完全去除，且對於疲勞裂縫成長特性沒有影響。若添加多種氧化物，且經 XRD 分析(圖 I -43)之後可知其成份含有 Fe、Al、Zr、Ni 以及 SiC。由雷射鐸補氧化物之疲勞裂縫成長曲線圖(圖 I -44)指出當氧化物濃度低於 20wt%時，其疲勞裂縫成長速度低於母材；若含氧化物濃度高於 20wt%時，裂縫成長速度就高於母材。這是因為添加之氧化物濃度越高，除了會降低導電度外，材料也傾向脆性破壞，以致於裂縫成長速率加快。且由圖 I -45(a)得知鐸道中心($\Delta K=18.1\text{MPa}\sqrt{m}$)因為氧化物的去除，使得此位置之疲勞裂縫成長破斷面呈現一穿晶破壞；此外，圖 I -45(b)顯示靠近鐸道邊界($\Delta K=19.4\text{MPa}\sqrt{m}$)之區域呈現嚴重的沿晶脆性破壞，因此加速了裂縫成長速率。

I -3-6 缺陷對疲勞裂縫成長之機制

影響疲勞裂縫成長速率的因素有很多，其中之一是缺陷(不論是夾雜物或是裂縫、孔洞都是)影響最大。一般試樣的缺陷大都是因為二次加工所造成。所以疲勞試驗係對於一般電廠使用之動葉片以及航空器之本體或是發動機之渦輪葉片等歲修後，又因震動以及離心力所造成的疲勞破裂評估。本文大致整理出各個缺陷種類、形狀以及尺寸對疲勞裂縫成長速率的影響。

缺陷種類(夾雜物、未熔融完全區域、孔洞、裂縫)

對於單獨圓形之夾雜物影響裂縫前之應力強度因子已經分析了相當硬的夾雜物與應力強度因子的關係函數[50,51]。尺寸之分析以及一些結果顯示如圖 I -46，特別是在裂縫板材中圓孔之問題已經由許多的負荷狀態來解釋[52]。一般的結論是二次相顆粒對應力強度因子的影響如下所述：

(1). 如果夾雜物顆粒較母材為硬(即有較高的彈性係數)，則應力強度因子會隨即

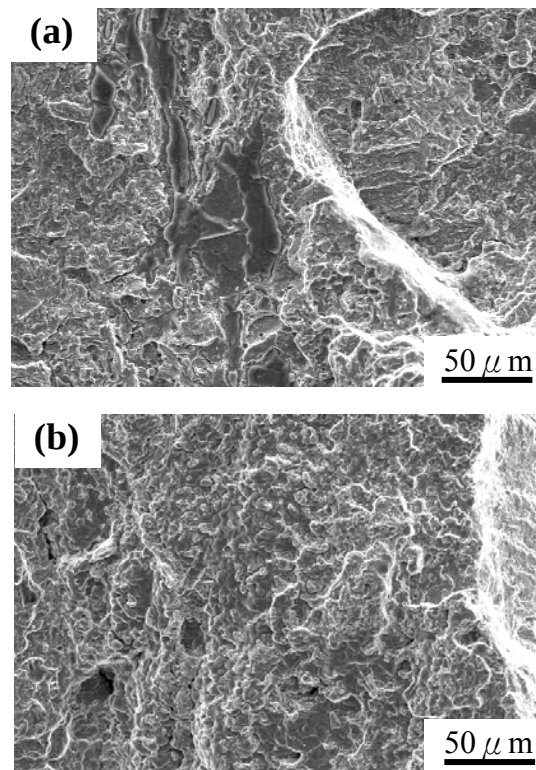


圖 I -41 422 不銹鋼雷射成形試片(a)夾雜物，以及(b)未熔融區域

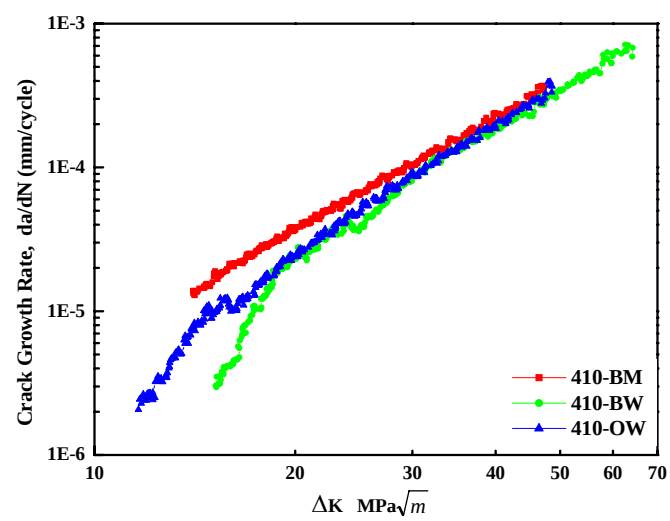


圖 I -42 410-BM，410-BW，與 410-OW 試片疲勞裂縫成長特性

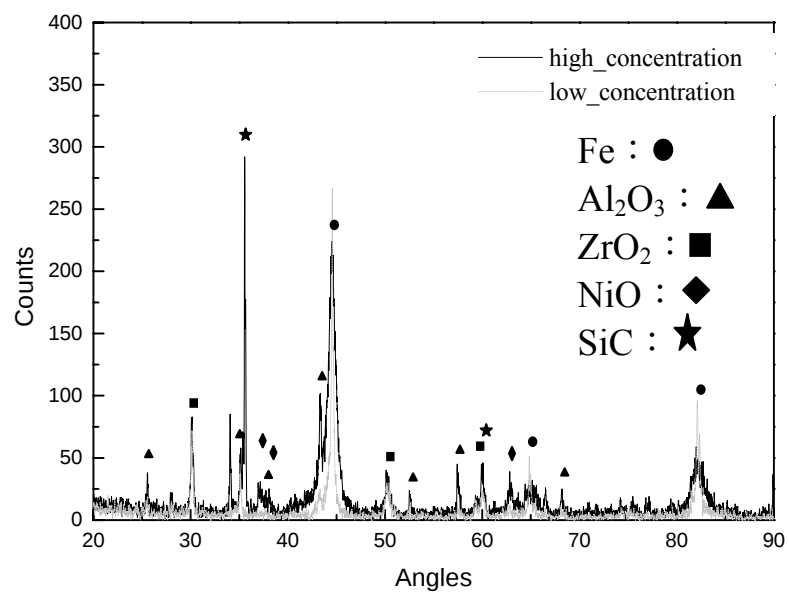


圖 I -43 不同種類氧化物之 X 光繞射分析

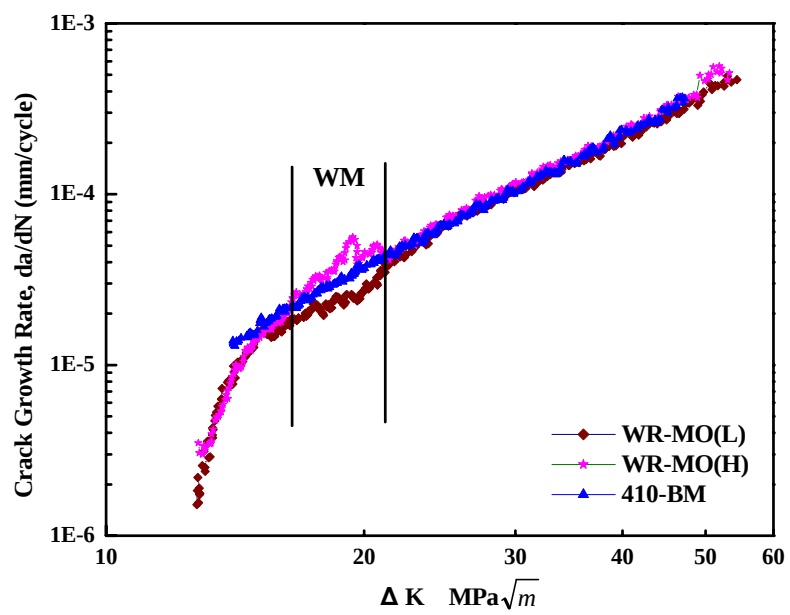


圖 I -44 WR-MO(L)，WR-MO(H)與 410-BM 試片疲勞裂縫成長特性

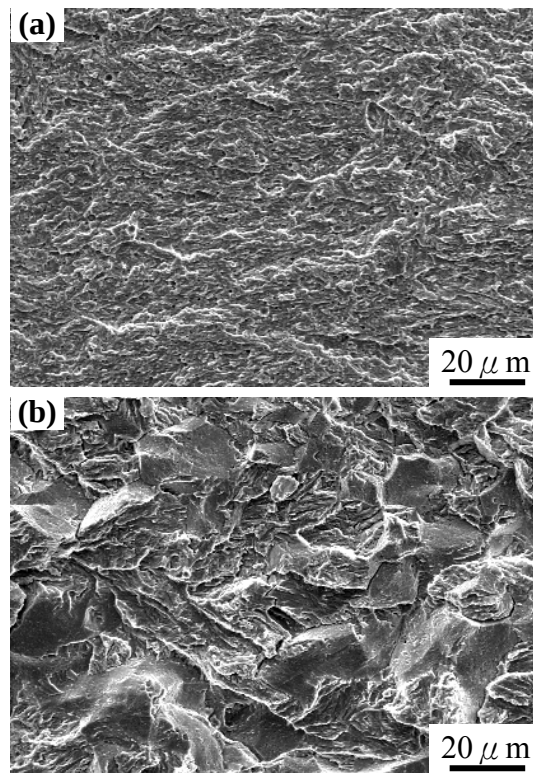


圖 I -45 410-MR(H)試片於(a) $\Delta K=18.1 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 與(b) $\Delta K=19.4 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 之疲勞破斷面

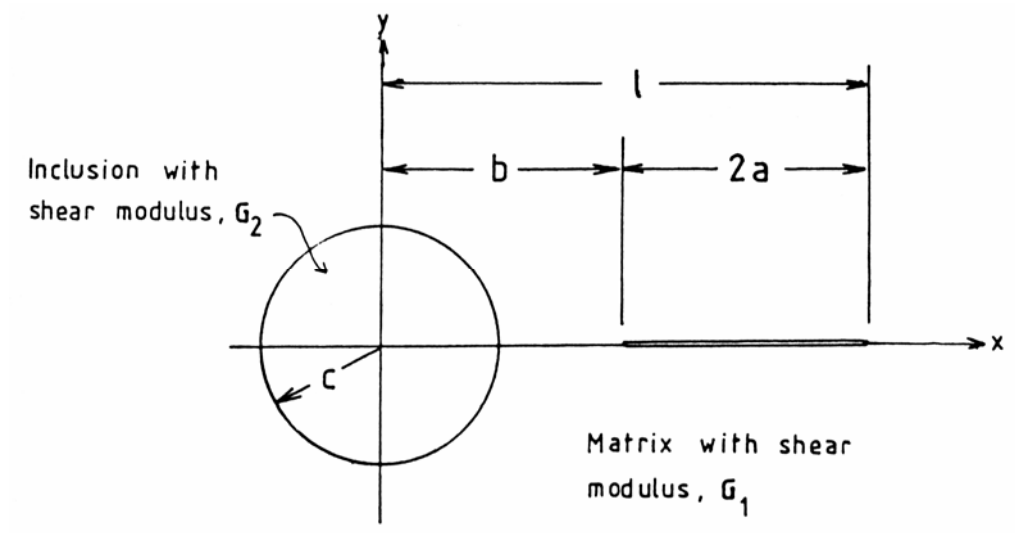


圖 I -46 夾雜物前端之應力強度因子與剪變模數關係圖[52]

降低；換句話說，若夾雜物具有較高韌性，則應力強度因子會因而增加。

- (2). 當裂縫尖端與夾雜物間的距離成倍數或是低於夾雜物的直徑是會產生應力強度因子一明顯的改變。
- (3). 對於有限的嵌進裂縫之中，夾雜物對於應力強度因子的影響會隨著裂縫尖端遠離夾雜物而變小。

雖然一般三次元之母材-夾雜物與裂縫間的作用不能藉由分析來解決問題[53]，但是使用較簡單的假設來解決特殊的問題是可以的。所以目前正發展一些軟體來分析解決影響疲勞裂縫成長特性之因素。且有一重要的考量即是當疲勞裂縫成長接近時不管是(a)夾雜物的破裂或(b)裂縫成長穿過夾雜物，甚至於(c)是否夾雜物與基材間界面已沒有了附著力，都會影響到疲勞裂縫成長之特性。當裂縫成長經過時使得夾雜物破裂，因而裂縫長度將局部增加也相對使得疲勞裂縫成長速度局部增加。如果夾雜物與基材界面間沒有了附著力，在裂縫尖端之前會降低應力強度因子的以及一些裂縫停滯的程度。

針對缺陷之疲勞裂縫成長特性可分類如下：

- (1). 細長型裂縫(假設裂縫尖端曲率半徑 $\rho \rightarrow 0$ ，且裂縫缺陷平面垂直疲勞裂縫成長平面)

圖 I -47 顯示疲勞裂縫成長尖端位置的邊緣在對稱的負荷下作用下產生扭曲是因為材料元件降伏所造成的；而裂縫前端因為材料元件擴張或體積變化傾向於建立一新的破裂表面以及沿著在預期的裂縫伸長線上發生[54,55]。就缺陷幾何來探討，對於細長型之裂縫缺陷而言可區分有不同的型態，及裂縫缺陷與疲勞裂縫成長方向夾角之範圍① $0^\circ < \theta < 90^\circ$ ，② $\theta = 90^\circ$ ，③ $90^\circ < \theta < 180^\circ$ 以及④ $\theta = 0^\circ (180^\circ)$ ，如**圖 I -48**之示意圖所示。不論是①或是③之方向夾角皆會降低疲勞裂縫成長速度。而裂縫成長至②之型態時，因此區域所支撐的拉伸面積變小以致於機械強度瞬間下降。所以當裂縫通過此缺陷時，其成長速度增加。但是缺陷型態為④的情況下時，因為此缺陷平行裂縫成長之方向，對於疲勞裂縫成長之特性應無太大之影響性。(附註：④條件之試片製作有實質的困難，因此對於此條件疲勞特性之探討屬於一般推斷)。不過此缺陷對於拉伸強度、衝擊韌性等機械性質有相當大的影響性，對於運轉之葉片存在有隱性破壞的因素。所以此裂縫雖不至於造成葉片有立即性的破壞，可是卻無法預測此材料之疲勞極限。若裂縫尖端的曲率半徑逐漸增加變大時，當疲勞裂縫經過時會形成一新的缺陷裂縫。使得缺陷與裂縫成長方向之夾角不論為何，都會增加其裂縫成長速度。但成長至另一尖端時則有缺口鈍化(notch blunting)的效應。(附註^{*})若裂縫缺陷平面平行於疲勞裂縫成長方向時，不論裂縫缺陷與裂縫成長方向之夾角為何，一般對於等向性材料之疲勞裂縫只要是通過此區域皆會加速疲勞裂縫之成長速度。

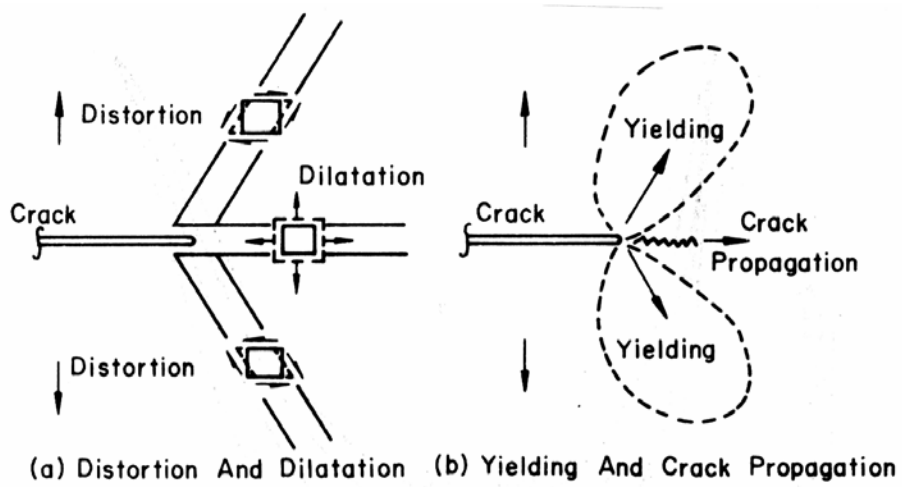


圖 I -47 材料基本元件裂縫尖端之膨脹與扭曲[54,55].

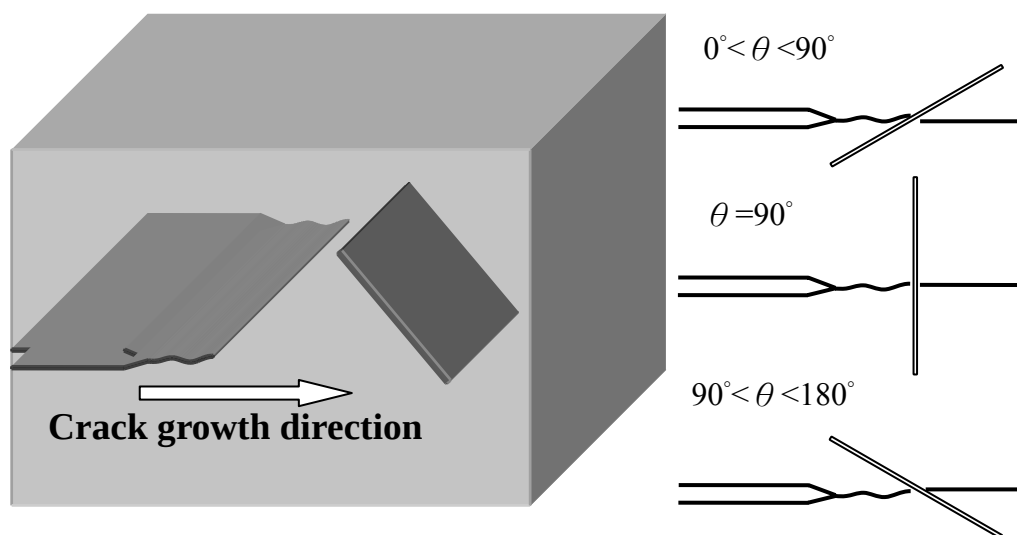


圖 I -48 缺陷與裂縫成長方向間之夾角關係

(2). 不同型態之幾何缺口缺陷(缺口曲率半徑 $\rho > 0$)

對於薄板彈性體的裂縫尖端應力分佈示意圖如圖 I -49 所示，且應力場之函數如下[56]：

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \\ \sigma_y &= \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \\ \tau_{xy} &= \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right]\end{aligned}$$

其 σ 為一般應力 $= P/wt$ ，且此函數必須在 $\rho < r < a$ 之範圍才有效以及裂縫尖端的方向 ($\theta=0$) 之應力為：

$$\sigma_x = \sigma_y = \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \quad \text{and} \quad \tau_{xy} = 0$$

Irwin 指出接近裂縫的局部應力是與應力 σ 以及半長平方根之乘積有關，此即是應力強度因子 K (Stress Intensity Factor)。然而對於較尖銳的裂縫於無限寬的板材定義的 K 值為 $K = \sigma \sqrt{\pi a}$ 。註 K 是一較特殊之單位 $\text{MPa} \sqrt{m}$ ，因而取代上述應力分佈的函數為：

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \\ \sigma_y &= \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \\ \tau_{xy} &= \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right]\end{aligned}$$

過去 Muskhelishvili[57]提出在均勻負荷下對於等方向性均質材料橢圓空穴的平面應變之應力場探討且定義之。橢圓缺口由次要軸向對主要軸向半長的比例， b/a ，皆需要伴隨所有的長度參數來做一模擬相對的主要半長軸， a 。均勻負荷與空穴主要軸向所夾的角度 β ，以及幅向距離 r 以及相對從缺口表面所形成之正向與主要軸所夾之角度 φ ，這些都以正逆時鐘方向來做測量。隨著應力集中因子 (Stress Intensity Factor) 的增加而降低了疲勞限強度[58]。然而影響 SCF 之因素有缺口型態與缺口半徑，所以一般隨著缺口半徑的降低應力強度因子因此增加。另外，缺口半徑由圓孔、橢圓至細長型裂縫，應力也由左至右隨之增加，及疲勞限強度下降，同時也加速了疲勞裂縫成長速度。因此若裂縫尖端成長至包覆於材料內部之圓孔 (當 $a=b$ 時，缺口型態為一圓孔) 以及與細長裂縫之作用時，前端產生的應力場強度因子降低，也使得材料之疲勞裂縫成長速度降低。且由破斷面 (圖 I -50) 之圖得知在圓形缺陷後方之疲勞破壞，可證明裂縫尖端產生極大之應力場以造成材料的塑性變形。

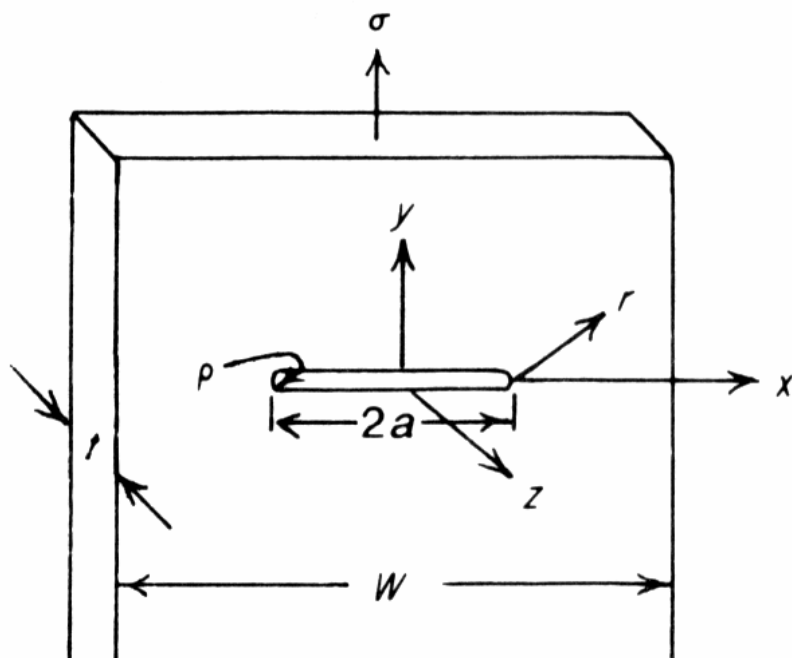


圖 I -49 裂縫尖端應力參數分佈示意圖[56].

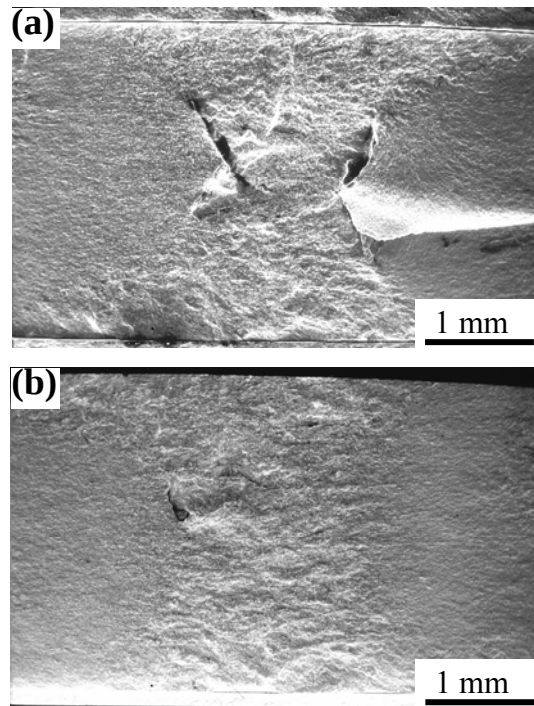


圖 I -50 (a)兩端缺陷產生之塑性變形與(b)一端缺陷去除後之巨觀疲勞破斷面

另外，圓形孔洞係利用EDM鑽孔方式來模擬對裂縫成長速度的影響。由圖3-21顯示當裂縫成長至圓孔前端時並沒有降低裂縫成長速度，所以在圓孔之前端並沒有應力場之效應產生，這也可以說是裂縫尖端之 J -integral (J_{tip})大於或等於於圓孔處之 J -integral (J_{app})。但是當裂縫之成長一進入圓孔時，因為圓孔之區域為一金屬未鍵結的區域亦是產生無凝聚(decohesion)作用區，因此裂縫成長速度隨即增加至某一程度。可是也同時因為產生了新的裂縫尖端且裂縫間的曲率半徑變大使得新的裂縫尖端處產生一更大的塑性變形區。這也是裂縫成長速度又在瞬間降低的原因，且隨著 ΔK 的增加而逐漸克服此塑性區之應力場時，裂縫成長速度也逐漸的回復到母材之裂縫成長特性。

(3). 夾雜物以及未熔融缺陷

當疲勞裂縫經過夾雜物以及未熔融之缺陷時，疲勞裂縫成長速度因而增加。就夾雜物而言，因為夾雜物(如硫化錳或是氧化物)之硬度較高，因而可知其彈性係數也較母材為高。不論夾雜物之方向性為何，當疲勞裂縫經過此較高之彈性係數時則可分為兩種型態之可能性來探討。①疲勞裂縫與夾雜物作用，使得裂縫穿越夾雜物之穿晶破壞模式以及②疲勞裂縫沿著夾雜物邊界破壞模式。第一種模式一般較不容易發生，是因為當疲勞裂縫成長時會選擇材料破壞應力較低的方向進行。若此現象發生時，於夾雜物尖端會使得疲勞裂縫尖端產生鈍化現象，也因此降低了疲勞裂縫成長速度，當穿越夾雜物時也隨即加快裂縫成長速度。第二種模式和未熔融缺陷的疲勞裂縫成長特性以及機構相同，此機構可繪一裂縫成長破壞示意圖，如圖 I -51 所示。由於夾雜物與母材以及未熔融缺陷與母材間所生成的界面是沒有任何的金屬原子鍵結，以致於產生一沒有聚合力的缺陷裂縫區域。當裂縫成長至此區域時，因為裂縫容易成長通過使得增加裂縫之速度。但是裂縫成長至母材時隨即降低疲勞裂縫成長速度，也可由疲勞破斷面(圖 I -52)觀察此區域進入母材之後因為產生塑性變形使得裂縫折曲所造成裂縫成長速度減慢，最後再回復到母材相同之疲勞成長特性。

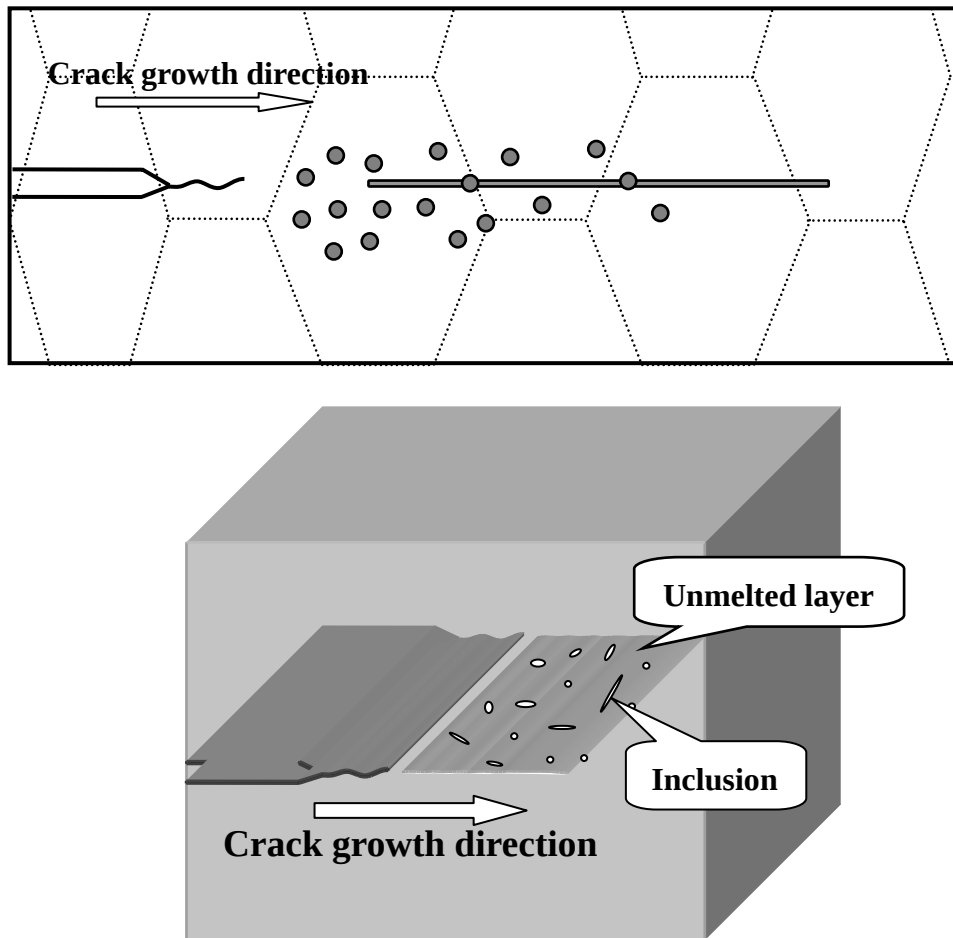


圖 I -51 含缺陷試片之疲勞裂縫成長機制之示意圖

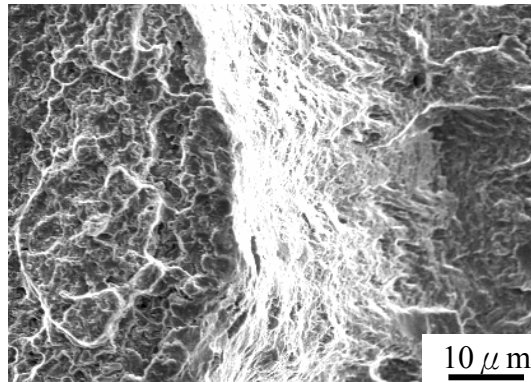


圖 I -52 含層狀缺陷試片之疲勞破斷面

I-4. 結 論

- (1) 銹蝕試片之表面氧化層與雷射光作用後，有大量鋅渣噴濺產生。鋅接對接試片在適當之雷射參數下，可去除氧化膜，唯在鋅道表面有鋅陷的現象，但可使用簡易之鋅補方式或雷射同軸送粉方式克服。此外模擬表面裂縫與氧化膜的去除結果顯示，經雷射鋅接之熔池瞬間高溫，可使氧化物分解與部分氣化，達到去除的目的。
- (2) 雷射鋅接過程中，在栓孔（Keyhole）內之氧化物，去除的路徑可經由鋅道頂部以及根部排除。前者是因為表面張力所造成的對流現象而使氧化物排除，而後者則為較有效的去除路徑。故使用雷射鋅接去除氧化物，必須是完全穿透模式，部分穿透易導致氧化物堆積於栓孔根部，甚至有氣孔的生成。因此，雷射鋅接去除金屬構件缺陷以薄件較為合適。
- (3) 雷射鋅接氧化銹蝕之 410 不銹鋼試片（410-OW 試片），經 650°C/2hr 回火處理後，硬度以及成份分佈相當均勻。此試片之機械性質與 410 不銹鋼 Bead-on-plate 鋅接（410-BW）試片相近，也由於 410-OW 試片之氧化膜去除，其裂縫成長特性相近於 410-BW 試片。
- (4) 雷射鋅補試驗，若採用含水份的填料粉末，可製作含氣孔的人工缺陷試片。當含氣孔之鋅道或是含雜質之 422 不銹鋼試片，經一道或多道次的雷射栓孔鋅接後，可完全消除氣孔以及減少材料內部雜質含量，因而提升鋅件之機械性能。
- (5) 利用雷射鋅補製程去除氧化物之方法具有可行性，但是所添加的氧化物濃度卻有其限制。當氧化物添加量低於 18.5wt%時，氧化物可以完全去除，使得其衝擊韌性與母材相近。濃度過高時，氧化物則不易去除，在鋅道與熱影響區界面上會有一些雜質聚集，以致於材料界面傾向於嚴重的脆性破壞。
- (6) 接合不良或含氣孔缺陷之疲勞裂縫試片，會有不穩定之成長趨勢。若缺陷平行於裂縫成長方向，會加速裂縫成長速度。在缺陷為圓孔型態時，裂縫成長初期會產生鈍化之效應，裂縫成長速度大幅下降。應用雷射鋅接去除缺陷後，由於缺陷的去除，可使疲勞裂縫成長特性與原材相近。

I -5. 参考文献

1. A.L. Schawlow and C.H. Towners, "Infrared and Optical Maser", Phys. Rev., 112, 1960, p.1940.
2. T.H. Maiman, "Stimulated Optical Radiation in Ruby Masers", Nature, 187, 1960, p.493.
3. G.K. Klanminzer, "Twenty Years of Commercial Lasers-A Capsule History", Laser Focus/Electro-Optics, 1984.
4. B.A. Lengyel, Introduction to Laser Physics, John-Wiley and Sons. Inc., New York, London, 1996.
5. W.M. Steen, Laser Material Processing, 2nd edition, Springer-Verlag London, 1998, p.153.
6. J. Dowden, N. Postacioglu, M. Davis and P. Kapadia, J. Phys. D: appl. Phys., 1987, 20, p.36-44.
7. A. Kaplan, J. Phys. D: appl. Phys., 1994, 27, p.1805-1814.
8. J. Kroos, U. Gratzke and G. Simon, J. Phys. D: appl. Phys., 1993, 26, p.474-480.
9. J. Dowden and P. Kapadia, J. Phys. D: appl. Phys., 1995, 28, p.2252-2261.
10. Hyungson KI, Pravansu S. Mohanty and Jyoti Mazumder, Metallurgical and Materials Transactions A, 33, 6, 2002, pp.1817-1830.
11. T. Zacharia, S.A. David, J.M. Vitek and T. Debroy, Welding J., 1989, 12, pp.499-509.
12. Herziger, G., "The Influence of Laser-Induced Plasma on Laser Material Processing", Industrial Laser Annual Handbook, PennWell pub., 1986, pp.108~115.
13. Pixon, R.D. and Lewis, G.K., "Electron Emission and Plasma Formation During Laser Beam Welding", Welding Journal, Vol.64, No.3, 1985, pp.71~78.
14. Arata, Y., ABE, N., Oda, T., "Beam Hole Behavior During Laser Beam Welding", ICALEO'83, pp.59~66.
15. E.M. Breinar and C.M. Banas, "Fusion Zone Purification During Welding with High Power CO₂ Laser", presented at the Second International Symposium of the Japan Welding Society, Osata, Japan (August 25-29, 1975).
16. H.G. Rosen, "Influence of System Parameters on Laser Materials Processing", ICALEO'86, p.201.
17. Albright, C.E., "Shielding Gas Effects in Pulsed Carbon Dioxide Laser Spot

- Welding”, Laser Material Processing, Proceeding of the 5th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics, ICALEO’86, IFS pub., 1986, pp.76-85.
18. K.C. Mills and B.J. Keene, International Materials Reviews, 35, 4, 1990, pp185-216.
 19. W.F. Savage, E.F. Nippes and G.M. Goodwin, Welding J., 56, 4, 1977, p.126.
 20. J.R. Roper and D.L. Olson, Welding J., 57, 1978, p.104.
 21. E. Friedman, Welding J., 57, 6, 1978, p.161.
 22. C.R. Heiple and J.R. Roper, Welding J., 61, 4, 1982, p.97.
 23. W.S. Bennett and G.S. Mills, Welding J., 53, 12, 1974, p.548.
 24. C.R. Heiple, R.J. Cluey and R.D. Dixon, Physical Metallurgy of Metal Joining, (ed. R. Kossowsky and M.E. Glicksman), 1980, p.160.
 25. B.J. Keene, K.C. Mills, J.W. Bryant and E.D. Hondros, Can. Metall. Q., 21, 4, 1982, p.393.
 26. B.J. Keene, Int. Mater. Rev., 33, 1, 1988, p.1.
 27. B.J. Keene, K.C. Mills and R.F. Brooks, Mater. Sci. Technol., 1, 1985, p.568.
 28. S. Kou and Y.H. Wang, Welding J., 65, 3, 1986, p.63.
 29. K. Isnizaki, S. Yokoya and T. Okada, Weldability of Stainless Steel Report, Nippon Institute of Technology, Saitama, Japan to VAMAS meeting in Technical Working Area, Weld Characteristics, NPL, Teddington, 1988.
 30. Albright, C.E. “Pulsed CO₂ Laser Welding” Proceeding of the ASM, Trends in Welding Research, New Orleans, Louisiana, 1981, pp.653-665.
 31. J.F. Lancaster, “The Physics of Welding”, International Institute of Welding, Pergamon press, 1984.
 32. “Surfacing”. Welding Handbook 7th ed. Vol.2, p.518.
 33. Metal Handbook 9th ed., ASM Metals Park, OH, 1981, Vol. 6, pp.771~803.
 34. S.J. Matthews “Laser Fusing of Hardfacing Alloy Powders”, Lasers in Materials Processing, ASM, pp.138~148.
 35. Welding Science & Technology, AWS Welding Handbook, Vol.1, 9th, 2001, p.543.
 36. T. Lepistö and T. Hakala, “Cleaning of Components for Repair and Cleaning Requirements Set by Coating and Joining Techniques”, Materials for Energy Technology KESTO Technology Programme, Final Report, (2001), p.19.
 37. N. Kasik and R. Fried, “Development and Evaluation of Life Assessment and Reconditioning Methods for Gas Turbine Bladeing”, EPRI GS-7302, Project

- 2775-5, Final Report, June, (1991), p.14.
38. F. J. Hermanek and M. J. Stern, "Turbine Component Restoration by Activated Diffusion Brazing", Sulzer Plasma Technik, Inc., Switzerland, (1984).
 39. I. Miyamoto, H. Maruo and Y. Aruta "The Role of assist gas in CO₂ Laser Welding", L.I.A., 44, ICALCO'84, pp.68-75.
 40. "Standard test method for impact testing of metallic materials", E23-91, Annual book of ASTM standards, Vol. 03. 01, ASTM, Pennsylvania, (1991), p.197.
 41. "Standard test method for tension testing of metallic materials", E8-90a, Annual book of ASTM standards, Vol. 03. 01, ASTM, Pennsylvania, (1991), p.130.
 42. "Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates", E647-91, Annual book of ASTM standards, Vol. 03. 01, ASTM, Pennsylvania, (1991), p.654.
 43. I. Miyamoto, K. Kamimuki, H. Maruo, et al. in: Proc. of ICALEO '93, October, 1993, ed. by P. Denny, I. Miyamoto, and B. L. Mordike (Laser Institute of America, Orlando, Florida), p.413.
 44. R. S. Patel and M. O. Brewster, in: Proc. 7th Int. Conf. on Lasers and Electro-optics ICALEO '88, 1988, ed. Gerald Bruck (Santa Clara, Calif.), p.313.
 45. David R. Gaskell, Introduction to the Thermodynamics of Materials, 3rd edition, 1995, p.554-555.
 46. R.M. German, in: Sintering Theory and Practice, (John Wiley & Sons, Inc., 1996) p.432.
 47. O. Kubaschewski and C. B. Alcock, in: Metallurgical Thermochemistry, 5th edition (Pergamon Press, 1979) p.380.
 48. W. W. duley, in: Laser welding, John Wiley & Sons, Inc., 1998, p.171.
 49. W. C. Luu and J. K. Wu, Corrosion Science, 38(2), (1996), p.239.
 50. O. Tamate, Int. J. Fract. Mech., 4, 1968, pp.257-266.
 51. C. Atkinson, Scripta Metall., 5, 1971, pp.643-650.
 52. M. Isida, Eng. Fract. Mech., 2, 1970, pp.61-79.
 53. F. Erdogan, Fracture mechanics of ceramics, ed. by R.C. Bradt, D.P.H. Hasselmann and F.F. Lange, 1, 1973, pp.245-267.
 54. G.C. Sih, Mechanics of Fracture I edited by G.C. Sih, Noordhoof International publishing Leyden, 1973, pp.21-45.
 55. G.C. Sih, edited by G.C. Sih, H.C. Van Elst and Broek, Noordhoof International publishing Leyden, 1974, pp.85-102.

56. George E. Dieter, Mechanical Metallurgy, Mac-GrawHill, 1988, p.351.
57. N.I. Muskhelishvili, "Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity, Noordhoof, Groningen, 1953.
58. Alfred Buch, "Notch effect in Fatigue Data Handbook", Trans. Tech. Publication, 1995, p.59.

II. 17-4PH 葉片之雷射再生處理製程應用

NSC93-2216-E-002-005

II-1. 研究目標

本章係應用研發之同軸噴嘴，進行 17-4 PH 汽機末級葉片抗沖蝕區之雷射披覆處理，並配合後熱處理程序以提升其抗沖蝕性。研究過程探討 17-4 PH 與 Stellite 6 披覆層，經熱處理後之機械性質、疲勞裂縫成長特性及抗沖蝕性。此外，亦評估應用同軸噴嘴之雷射披覆處理技術，進行 17-4 PH 新葉片或損傷葉片抗沖蝕區之生產製造或再生等製程之可行性。

II-2. 緣起與文獻回顧

火力電廠汽機低壓段之末級葉片經長期運轉後，易於葉片導引端區產生沖蝕損傷，降低機組之運轉效率，嚴重者會影響機組之運轉安全⁽¹⁾。因此，機組原製造廠家通常會在葉片沖蝕區，以硬鉚方式接合一片厚約 0.5~1 mm 之 Stellite 6 strip (一般尺寸為 200 mm x 40 mm)，以增強其抗沖蝕性。唯硬鉚 Stellite 6 strip 之末級葉片，經長期運轉後產生沖蝕損傷之區域，常會超出硬鉚區而傷及母材，對此損傷之葉片即無法由硬鉚方式更換 Stellite 6 strip 方式進行修補⁽²⁾。

構成火力電廠汽機低壓段末級葉片之主要材料，為麻田散鐵系 403 不銹鋼或 17-4 PH 析出硬化型不銹鋼。為改善上述末級葉片硬鉚層之缺點及增強其抗沖蝕性質，針對麻田散鐵系 403 不銹鋼葉片，文獻⁽³⁻⁴⁾及相關專利⁽⁵⁾曾提出以雷射束或電子束等高能量密度熱源進行葉片之表面硬化處理。經實驗驗證使用相變態硬化處理方式之葉片，其抗沖蝕能力較硬鉚接合 Stellite 6 strip 之葉片為佳，至於 17-4 PH 不銹鋼末級葉片，尚未有類似相關抗沖蝕之表面處理方法發表。

17-4 PH 不銹鋼，經 1038°C 固溶處理後空冷之組織為無析出物之低碳體心立方(bcc)麻田散鐵與沿加工方向伸長之 δ 肥粒鐵相(約 5~10%)⁽⁶⁻⁷⁾。麻田散鐵有高差排密度與微雙晶結構⁽⁷⁻⁸⁾，且沃斯田鐵相與 δ 肥粒鐵相晶界易析出 $M_{23}C_6$ 碳化物。固溶狀態之 17-4 PH 不銹鋼含有過飽合之銅，經 480°C/1 小時時效處理未能改變其顯微組織，但有最高硬度值。此原因係析出整合之富銅群集析出物 (Coherent copper-rich (Cu-Ni) clusters)，此過渡相為准安定狀態，隨時效時間增加，由 bcc 結構變為 9R 結構⁽⁹⁻¹⁰⁾，最後形成非整合析出之 fcc 結構 ϵ 相(過時效狀態)。 ϵ 相呈球狀，且大都析出於差排或麻田散鐵相板條邊界，此時麻田散鐵呈現低溫回火狀態。在較高溫(621°C)之時效處理時，部份麻田散鐵又回復為沃斯田鐵(Reverted austenite)^(8,11-12)。研究報告顯示，17-4 PH 不銹鋼經固溶處理+580°C/4 小時時效處理後，再經 400°C/5000 小時時效處理，其麻田散鐵相會產生波動式成份分解效應 (Spinodal decomposition)，形成富鐵相之 α 及富鉻相之 α' 與細

小之G相⁽¹³⁾，而產生脆化現象。此現象與鉻鋼之 885°F脆化特性類似⁽¹⁴⁻¹⁵⁾。

一般而言，17-4 PH不銹鋼汽機末級葉片皆經固溶（1038°C/1hr+AC）與 H1150M（760°C/2hr+AC+621°C/4hr+AC）熱處理後使用，以增加葉片之韌性與抗應力腐蝕特性。相關報告⁽¹⁶⁾及文獻⁽¹⁷⁾研究顯示，17-4 PH不銹鋼經固溶+H900（482°C/1hr+AC）時效處理者，較經固溶及H1025（551°C/4hr+AC）處理者，有較佳之抗腐蝕疲勞特性及較低之硫化氫環境缺口拉伸強度損失。

II-3. 實驗步驟及方法

實驗所用之 17-4 PH 板材係購自美國 Armco 公司 10 mm 厚之退火狀態鋼板，其化學成份如表 II-1 所示。實驗材料經固溶(1038°C/40min+ AC)與 H1150M（760°C/2hr+AC+621°C/4hr+AC）處理後，依披覆或成形試片取樣加工。實驗披覆處理及三維成形試片尺寸，分別如圖 II-1 及圖 II-2 所示。披覆處理所用之合金粉末為 17-4 PH 與 Stellite 6，其化學組成及粒度如表 II-1 所示。雷射披覆處理或三維成形處理之試片經熱處理與研磨後，依圖 II-1 及圖 II-2 所示之取樣方式切取拉伸、衝擊及 CT (Compact tension)疲勞裂縫成長試驗試片。拉伸及衝擊試片分別依 ASTM E8M 規格及 ASTM E23 sub-size 規格取樣加工，CT 試片則依 ASTM647-88 所述規格取樣加工，整體實驗程序依圖 II-3 實驗流程圖進行。實驗進行披覆處理及三維成形之披覆參數如表 II-2 所示。披覆處理須較高之雷射功率(3.2KW)，以確保披覆層間完全融覆。三維成形試片，因成形過程屬薄層之成形堆鐸，且堆鐸過程須盡量降低入熱量，故採較低之功率(2.7KW)進行堆鐸。

表 II-1 實驗所用 17-4 PH 板材及合金粉末之化學組成。

Element (wt%) Alloys	C	Cr	Ni	Cu	Si	Mo	Mn	P	S	W	Nb	Fe	Co
17-4 PH plate	0.035	15.39	4.41	4.0	0.58	0.11	0.4	0.015	0.006	--	0.23	Bal	--
Stellite 6 powder ⁽¹⁾	1.2	28.2	2.0	--	1.23	0.1	0.3	--	--	4.87	--	1.55	Bal
17-4PH powder ⁽²⁾	0.04	15	5	3	0.2	---	0.1	---	---	---	0.18	Bal	---

(1) Particle size of Stellite 6: 45~150 μm

(2) Particle size of 17-4PH : 15 μm ~70 μm

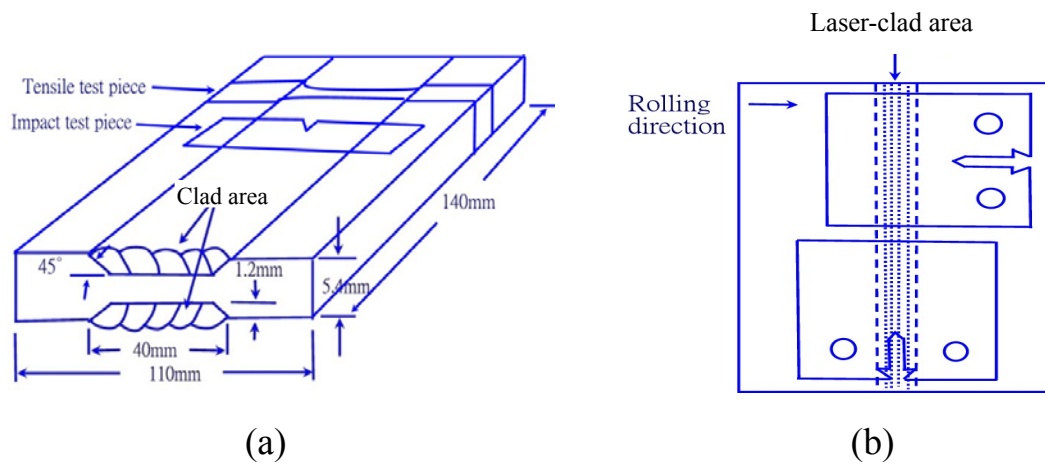


圖 II-1 雷射披覆處理試片尺寸及機械性質試片取樣位置示意圖: (a) 拉伸與衝擊試片 (5mm 厚); 與 (b) CT 疲勞裂縫成長試片(5mm 厚)。

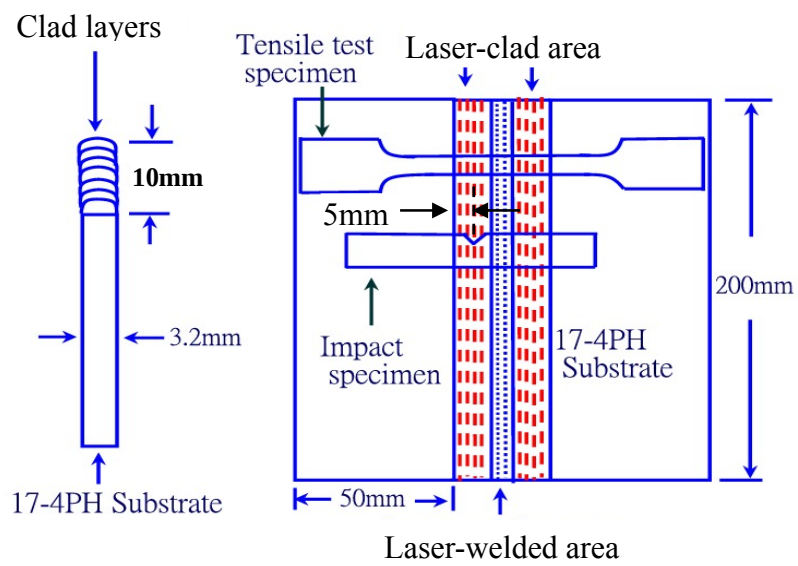


圖 II-2 雷射成形試片尺寸及機械性質試片取樣位置示意圖:拉伸
(3 mm 厚)與衝擊試片(2.5mm 厚)。

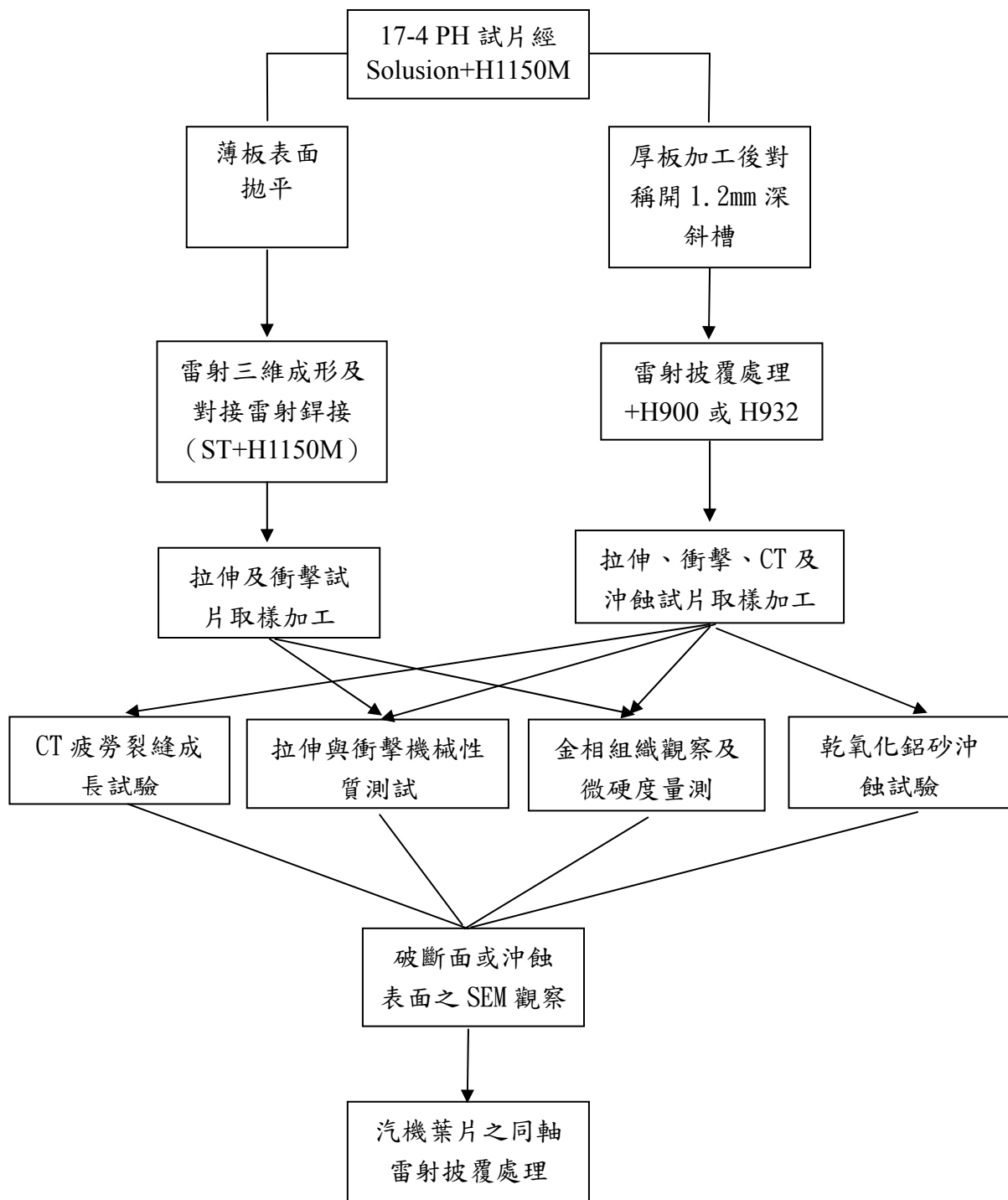


圖 II-3 17-4 PH 不銹鋼材料之雷射披覆處理與三維成形實驗流程。

表 II-2 同軸噴嘴進行披覆處理及三維成形之參數。

Parameters Processes	Laser power (KW)	Scanning rate (mm/min)	Powder feeding Rate (g/min)	Gas flow (*) (lpm)
Laser cladding 17-4 PH	3.2	600	12	He:5 ;Ar:4.5 ;SAr:12
Laser cladding Stellite No.6	3.3	600	11	He:5 ;Ar:4.5 ;SAr:12
3D forming	2.7	700	12	He:5 ;Ar:4.5; SAr:12

(*) Carrier gas flow: 3 lpm

II-4. 結果與討論

II-4-1 披覆層與成形層之金相觀察

17-4 PH試片經固溶與H1150M(760°C/2hr+AC+621°C/4hr+AC)處理後，其雷射顯微鏡金相組織如圖II-4所示。母材固溶之組織經H1150M處理，麻田散鐵產生 ε 相析出，同時有回復沃斯田鐵(Reverted γ)於先前沃斯田鐵晶界及麻田散鐵板條邊界生成。在麻田散鐵基地中，亦可發現 $M_{23}C_6$ 碳化物析出^(6-8,17)。

單層披覆之17-4 PH披覆層與母材，經H900(482°C/1hr+AC)處理後之金相顯微組織如圖II-5所示。圖II-5(a)顯示，經同軸雷射披覆處理之披覆層其堆疊率為50%，披覆層厚度為1.2~1.4 mm。披覆層鐸道呈現低碳麻田散鐵組織伴隨微細之碳化物(NbC)及少量 δ 肥粒鐵相析出，如圖II-5(b)。熔融線附近之母材，經歷不同程度之熱循環作用，產生部份固溶與回火效應，而形成麻田散鐵及回復沃斯田鐵(圖II-5(c))，此與文獻⁽¹¹⁻¹²⁾觀察之結果相符。母材之組織(圖II-5(d))，則不受H900處理之影響。實驗使用高粉末堆積效率之同軸噴嘴，粉末流束在披覆過程相當集中，大部份之雷射能量為粉末所吸收，故母材受熱影響較低。

17-4 PH試片(固溶+H1150M處理)以不同堆疊方式，再經H900處理之鐸道微硬度量測顯示，單披覆層之微硬度值皆高於420Hv以上。若採用連續披覆堆鐸兩層方式，因第1層披覆鐸道受第2層高溫回火效應及冷卻速度減緩的影響，使整體披覆鐸道(共兩層)之硬度僅在370~420Hv間。因此，多層堆鐸結果會影響其微硬度變化，故對於17-4 PH末級葉片抗沖蝕區之披覆處理，宜採單層披覆處理方式進行，除了便利性外，並可確保披覆層之硬度值。實際上，抗沖蝕厚度配合同軸噴嘴之送粉量及披覆參數調整，可得到預期的厚度。

圖II-6係以Stellite 6粉末披覆於17-4 PH母材之試片，在不同區域之雷射顯微鏡照片。圖II-6(a)顯示，Stellite 6披覆層為網狀碳化物凝固組織，主要為 γ -Co樹狀晶為基地與 M_7C_3 碳化物，其平均硬度值為46HRC。圖II-6(b)為距離熔融線10 μ m之熱影響區金相，主要為再形成之麻田散鐵(Reformed Martensite)與少量回復沃斯田鐵組織；而距離熔融線100 μ m之熱影響區(圖II-6(c))，則為過時效之麻田散鐵與回復沃斯田鐵組織所構成。

圖II-7(a)係以17-4 PH粉末，進行三維成形披覆後之外觀，其成形表面相當平整，因此可應用此技術進行葉面頂端及樺頭等低應力區之再生鐸補。三維成形之連續堆鐸，由於回火效應及冷卻速度減慢影響，其披覆層之金相組織亦產生變化。圖II-7(b)與(c)為披覆層鐸道之金相顯微組織。圖中顯示披覆層部份麻田散鐵相產生高溫回火，形成回復沃斯田鐵，亦有細小之NbC析出、氧化物散佈及少量之 δ 肥粒鐵生成。此外，三維成形近熔融線之組織形態亦與

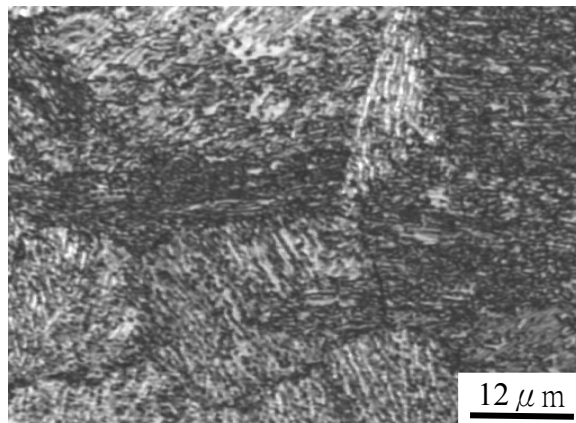


圖 II-4 17-4 PH 試片經固溶+H1150M 處理後之雷射顯微鏡照片。

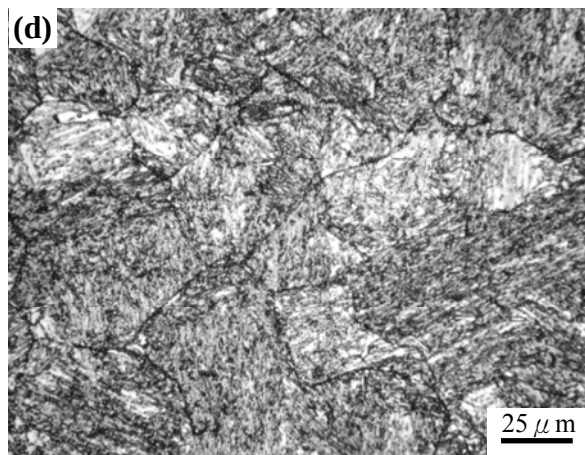
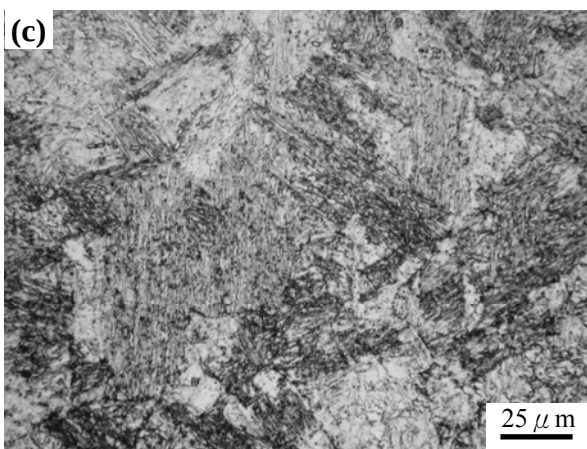
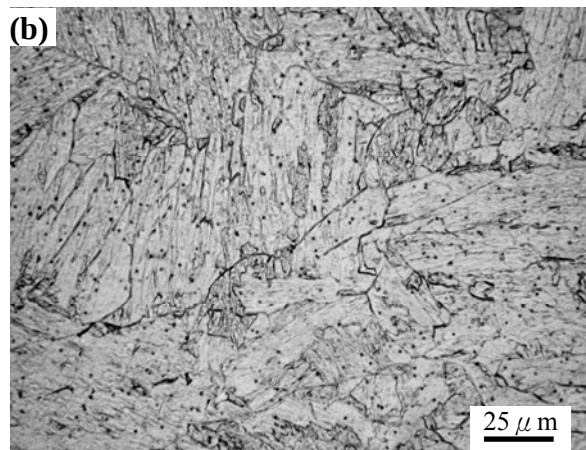
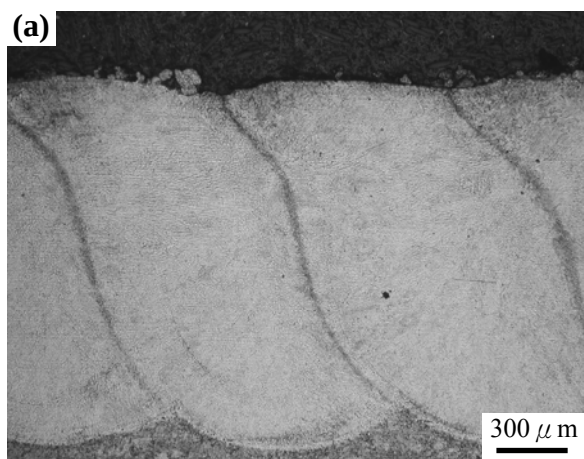


圖 II-5 雷射披覆處理之 17-4 PH 披覆層試片，經 H 900 處理後之金相顯微組織：(a)披覆層巨觀；(b) 披覆鐸道；(c) 熔融線附近；與(d) 17-4 PH 母材。

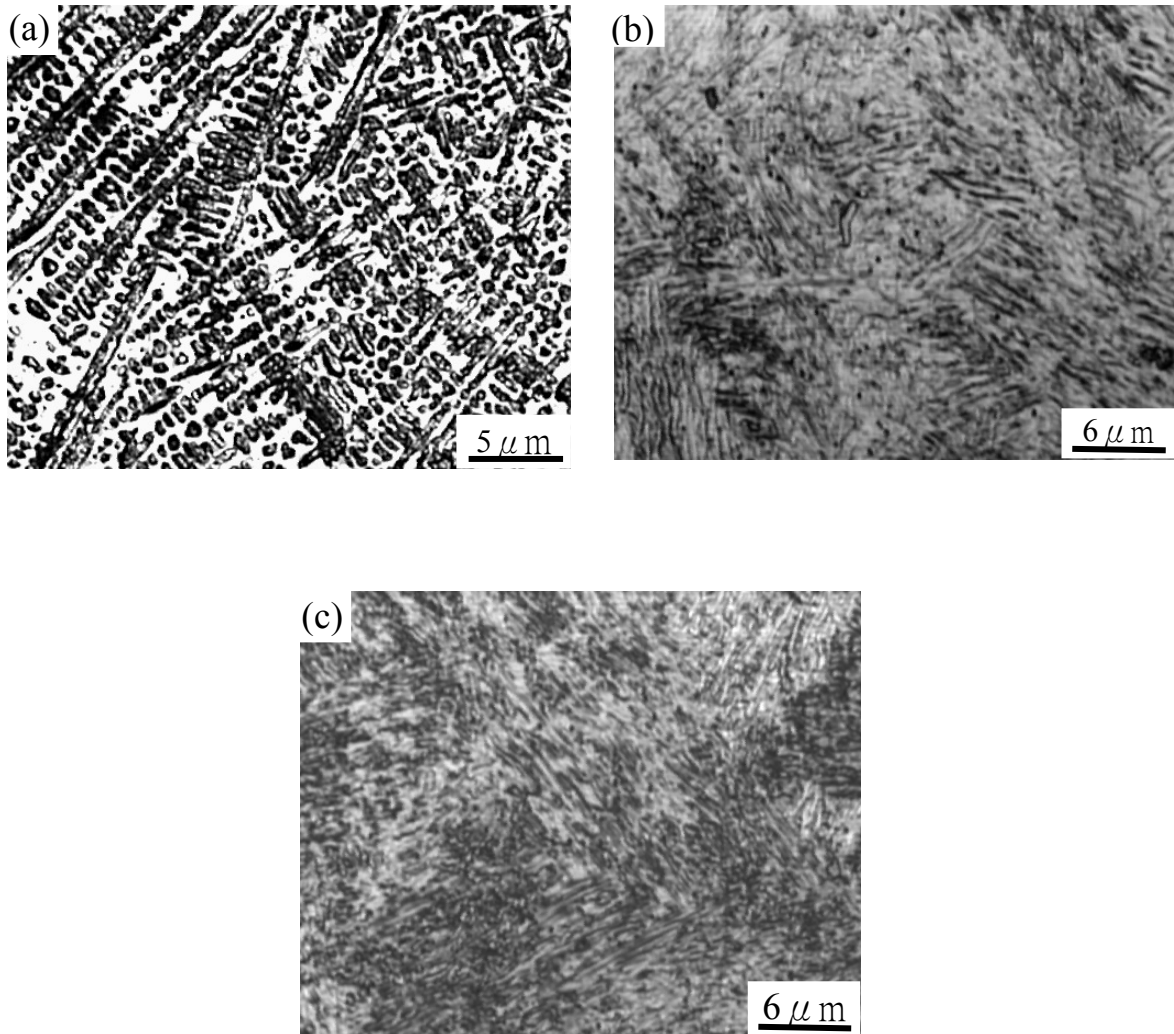


圖 II-6 雷射披覆 Stellite 6 粉末之 17-4 PH 試片，經 H 900 處理後之雷射顯微鏡照片：(a) 披覆層；(b) 距熔融線 $10\mu\text{m}$ 熱影響區；與(c) 距熔融線 $100\mu\text{m}$ 熱影響區之金相組織。

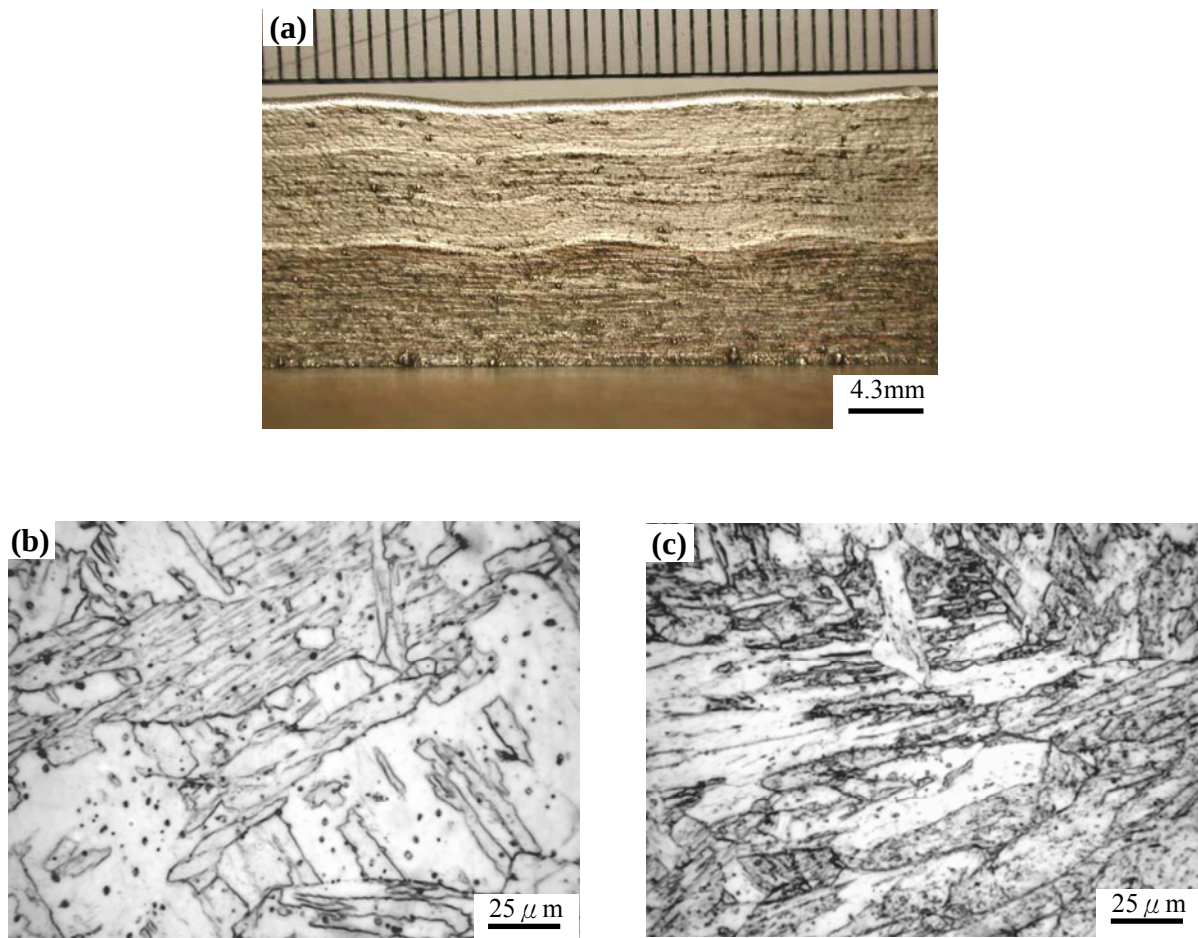


圖 II-7 經雷射三維成形披覆處理之 17-4 PH 披覆層：(a)試片外觀；(b)與(c)覆鋅鋁道之金相組織。

前述披覆處理試片相同，在此不再重述。

II-4-2 披覆及成形試片之機械性質

表 II-3 為披覆處理試片，經不同程序熱處理之常溫拉伸機械性質。表中試片若經 H900 處理則以 LCPH-9 代表。同理 Laser-clad Stellite 6 之試片經 H900 處理者，以 LCS6-9 命名。表中顯示 LCPH-9 試片之降伏與抗拉強度皆較 LCS6-9 者為高，延性則相近。在 SEM 破斷面觀察方面，LCPH-9 試片披覆層呈現準劈裂與延性混合破壞表面，並有二次裂縫(圖 II-8(a))；而 LCS6-9 試片披覆層，發現沿樹狀晶間產生脆性及部份延性破壞之表面，且破斷面產生許多微細脆裂之碳化物(圖 II-8(b))；兩種試片中心區之 17-4 PH 母材拉伸破斷面則屬延性之破壞表面(圖 II-8(c))。此趨勢與 LCPH-9 及 LCS6-9 之拉伸試驗結果相符。

雷射披覆處理試片，經不同程序熱處理之衝擊值如表 II-4 所示。由表中可知 LCPH-M 試片(披覆 17-4 PH 粉末+H1150M 處理)之常溫衝擊值最高(28.2 J)，次為 LCPH-9 試片(5.1 J)，而 LCS6-9 試片最低(2.6 J)。值得注意的是 LCPH-M 試片，因硬度低不耐沖蝕。

由衝擊試片破斷面之 SEM 觀察顯示，LCS6-9 試片呈現沿樹狀晶之脆性破斷表面，如圖 II-9(a)所示。而 LCPH-9 試片為準劈裂之破壞表面，如圖 II-9(b)，此與衝擊測試結果 LCS6-9 試片較脆相符。至於兩試片中心區之衝擊破斷面(17-4 PH 母材)，則呈現較為延性之破斷面圖 II-9(c))。

同軸噴嘴之雷射三維成形，主要應用於 17-4PH 葉片低應力區結構之成形鐸修，因此本節僅討論披覆 17-4PH 粉末之三維成形試片機械性質，而不考慮 Stellite 6 之三維成形試片。

雷射三維成形試片之拉伸機械性質與衝擊試驗結果，分別如表 II-5 與 6 所示。表 II-5 顯示三維成形 NH 試片(未經熱處理之三維成形)，其抗拉強度較 H1150M 試片為高，但降伏強度、延性及衝擊值(表 II-6)皆較後者為低。三維成形 H1150M 試片之拉伸機質與 17-4 PH 母材經同條件熱處理之機械性質相較顯示，其抗拉強度與同熱處理程序之母材相近，但降伏強度與伸長率約為母材之 80 % 附近，衝擊值大幅降低為母材之 37 %⁽¹⁸⁾。衝擊值降低之原因為三維成形過程，保護環氣防止披覆層之高溫氧化效果欠佳，使披覆層內含有散佈之氧化物，加上披覆層 NbC 碳化物之析出等效應所致，其衝擊斷面照片如圖 II-10 所示。因此，對於雷射三維成形披覆製程，改善其環氣之保護效果，防止披覆層之氧化，為本研究未來待努力改善之方向。

此外，三維成形鐸修主要應用於葉片低應力區如葉片頂端與榫頭等之鐸補應用，故可允許成形件具有較低之機械性質。

表 II-3 雷射披覆處理試片經不同條件熱處理之拉伸機械性質。

Mechanical properties Specimen	Y S MPa	UT S MPa	E L %
LCPH-9	763	1395	8.0
LCS6-9	585	1095	7.3

Note: ① Specimen thickness : 5mm

② Cladding direction $\perp$ rolling direction

③ LCPH-9 : Laser-clad 17-4PH+H900 (482°C/1hr+AC)

④ LCS6-9 : Laser-clad Stellite 6 + H900

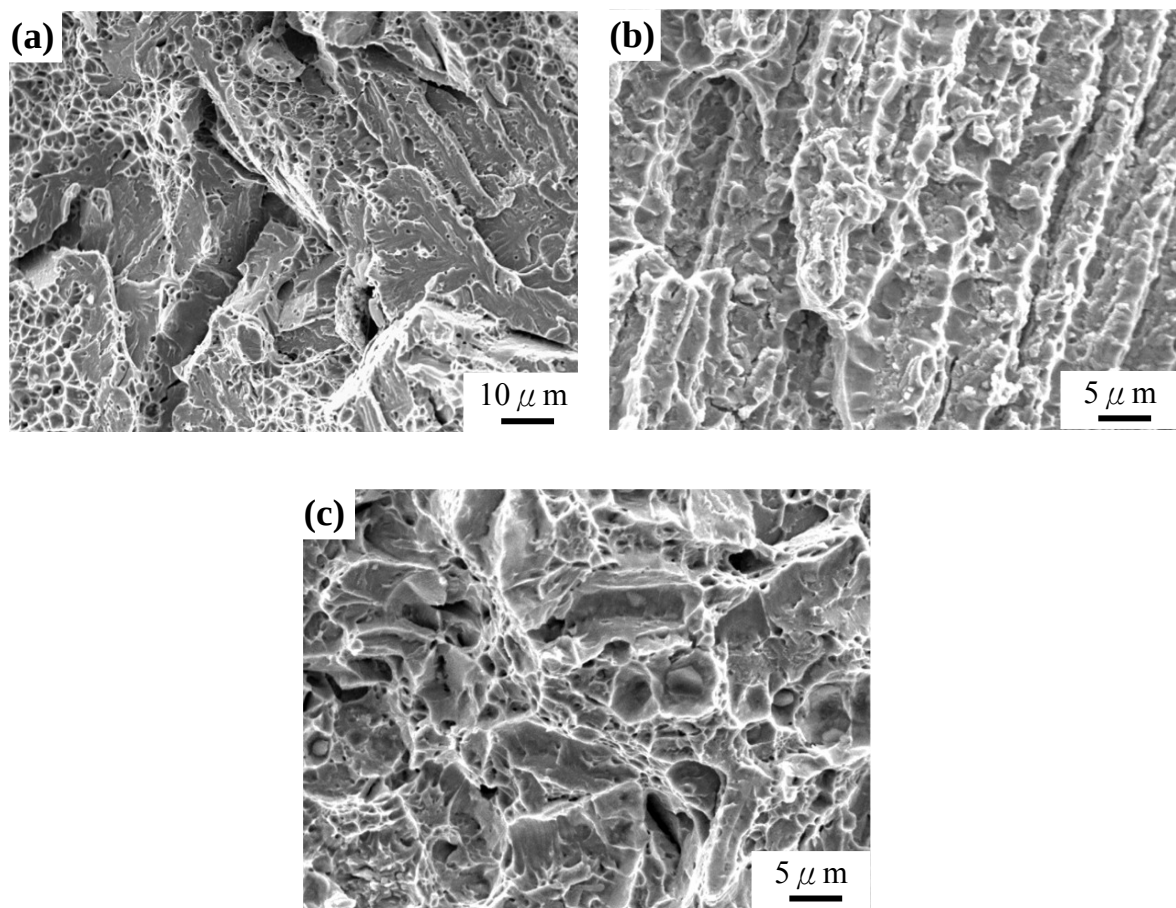


圖 II-8 披覆不同材料試片之常溫拉伸破斷面 SEM 照片：(a) LCPH-9 試片：Laser-clad 17-4PH + H900 處理；(b) LCS6-9 試片：Laser-clad Stellite 6 + H900 處理；與(c) 中心層 17-4 PH 母材。

表 II-4 雷射披覆處理試片經不同條件熱處理之衝擊值。

Specimen	Impact value (J)
LCPH-9	5.1
LCS6-9	2.6
LCPH-M	28.2

Note : ① Specimen thickness : 5mm
 ② Cladding direction $\perp$ rolling direction
 ③ LCPH-9 : Laser-clad 17-4PH+H900(482°C/1hr+AC)
 ④ LCS6-9 : Laser-clad Stellite 6 +H900
 ⑤ LCPH-M : Laser-clad 17-4PH+H1150M(760°C/2hr+AC+621°C/4hr+AC)

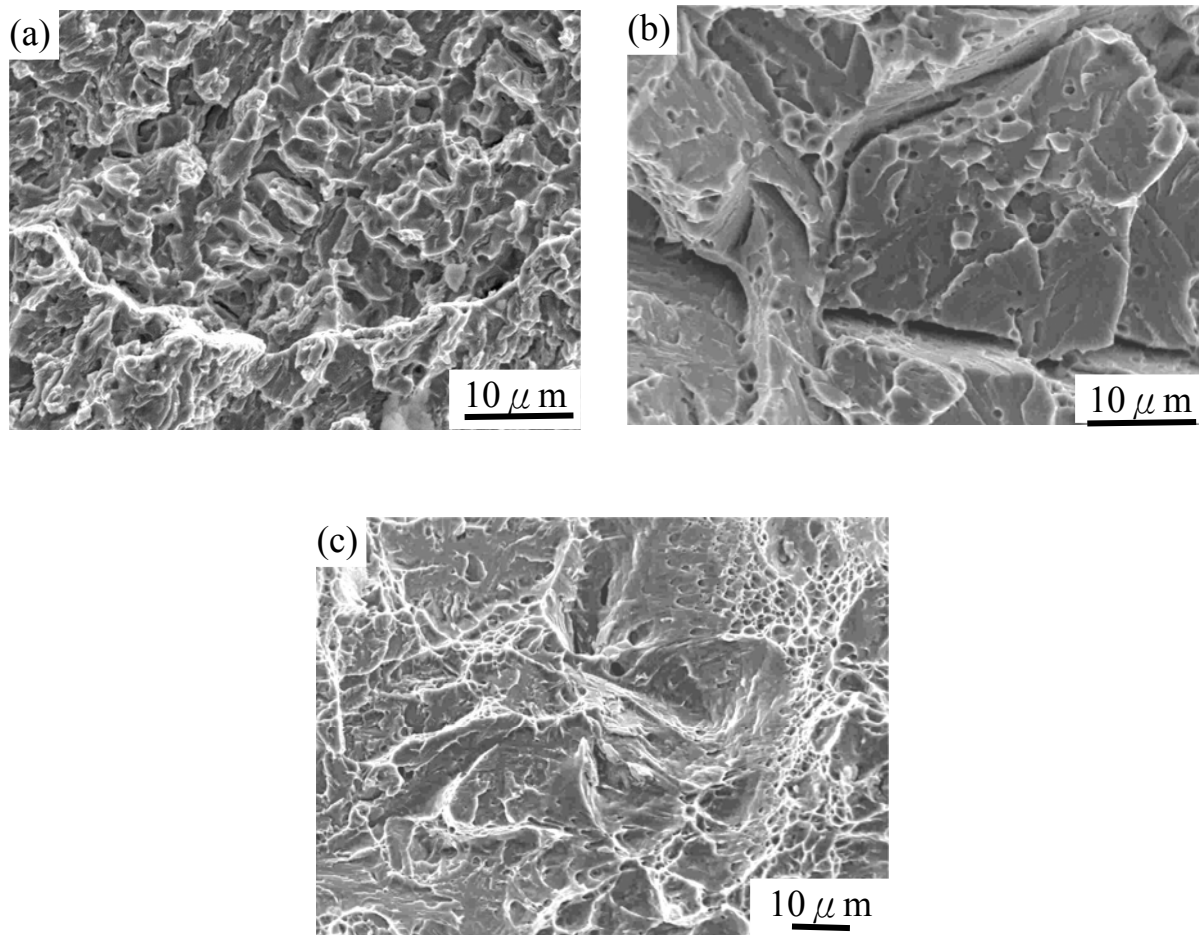


圖 II-9 披覆不同材料試片之衝擊破斷面 SEM 照片：(a) LCS6-9 試片：Laser-clad Stellite 6 + H900 處理；(b) LCPH-9 試片：Laser-clad 17-4PH + H900 處理；與(c)中心層 17-4 PH 母材。

表 II-5 雷射三維成形披覆試片之拉伸機械性質。

Mechanical properties Heat treatment	0.2% YS Mpa	U T S Mpa	E L %
NH	608	1139	12.3
H1150M	622	957	16.4

Note : ① Specimen thickness : 3mm
 ② NH : No heat treatment
 ③ H1150M:760°C/2hr+AC+621°C/4hr+AC

表 II-6 雷射三維成形披覆試片之衝擊值。

Heat treatment	Impact value (J)
NH	4.6
H1150M	8.3

Note: ① Specimen thickness : 2.5mm
 ② NH : No heat treatment
 ③ H1150M:760°C/2hr+AC+621°C/4hr+AC

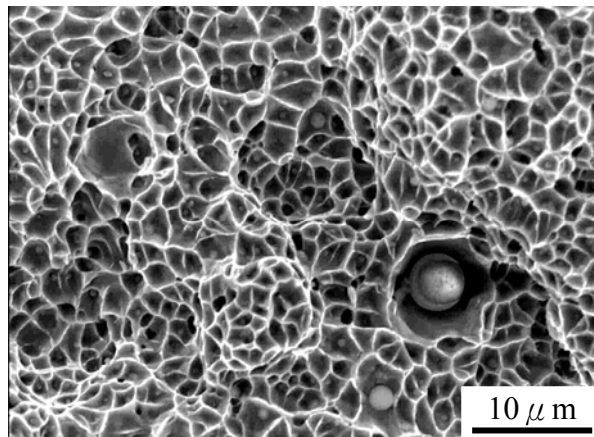


圖 II -10 17-4 PH 三維成形披覆試片經 H1150M 處理後之衝擊破斷面。

II-4-3 披覆試片之疲勞裂縫成長

圖 II-11 為LCPH-9、LCS6-9 與母材試片之疲勞裂縫成長速率(da/dN)與 ΔK 關係圖，圖中試片裂縫成長方向係平行雷射披覆方向。由於母材試片為經固溶+H1150M熱處理，在固定 ΔK 值下，其 da/dN 較雷射披覆LCPH-9 與LCS6-9 為低。例如 ΔK 值在 $27 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 時，LCPH-9 與LCS6-9 試片之 da/dN 值約為 $2.1 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ ，而母材試片則為 $4.69 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ 。圖 II-11 亦顯示，LCS6-9 試片之 da/dN vs. ΔK 曲線，呈現高低鋸齒狀不穩定成長情況。

圖 II-12 為披覆處理試片之疲勞裂縫成長破斷面 SEM 照片，其中 LCPH-9 與 LCS6-9 試片之披覆層呈現較脆性之疲勞破斷面(圖 II-12(a)與(b))，而 17-4 PH 母材(固溶+H1150M 處理)則顯現較延性之疲勞破斷面(圖 II-12(c))。此破斷面觀察結果與上述 da/dN 之差異相符。

圖 II-13 為LCPH-9 與LCS6-9 試片，在裂縫成長方向垂直披覆方向的情況下， da/dN vs. ΔK 曲線。這些試片雖經H900 熱處理，試片仍存有殘留壓應力，使裂縫通過熱影響區前， da/dN 快速降低並產生遲滯現象。隨著 ΔK 增大， da/dN 迅速增加，並以固定斜率之傳播速率通過披覆處理區。此現象驗證文獻⁽¹⁹⁻²⁰⁾研究結果所述殘留壓應力降低並延緩疲勞試片之 da/dN 。

另一方面，Stellite 6 披覆層與母材之熱膨脹係數(17-4 PH: $11 \mu\text{m/m}^\circ\text{C}$ ；Stellite 6: $15.7 \mu\text{m/m}^\circ\text{C}$ ⁽²¹⁾)與楊氏係數(17-4 PH: 48400 Mpa；Stellite 6: 大於 55000 Mpa)不同，使LCS6-9 較LCPH-9 者有較高之殘留應力，而須較高之 ΔK 方能使裂縫傳播。由圖 II-13 可知LCS6-9 試片之 ΔK 須大於 $30 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 才開始裂縫成長，披覆區之 da/dN 大於 $6 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ ，且有快速不穩定成長現象；而LCPH-9 試片之 ΔK 大於 $16 \text{ MPa}\sqrt{m}$ 即開始裂縫傳播，披覆區之 da/dN 值約為 $1 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ ，且具有較穩定之 da/dN 。又由 4-2 節知Stellite 6 披覆試片具有較低之延性與衝擊值，使其 da/dN 值亦較大，此現象可由圖 II-13 得到驗證。

II-4-4 抗沖蝕特性

圖 II-14 為 17-4 PH 板材經雷射披覆 17-4PH與移轉式電漿鍍Stellite 6 後，再經H900 處理之試片，以 30 度角進行乾氧化鋁砂 (60 mesh) 沖蝕試驗結果之重量損失。由圖中試片乾沙沖蝕試驗結果顯示，前者試片(即LCPH-9，硬度值約HRC 43~49)，在 2.5 Kg/cm^2 之壓力條件下較後者試片之重量損失為低。若在 4 Kg/cm^2 之壓力條件下，前者之試片於沖蝕初期有較低之重量損失，隨時間增加其沖蝕重量損失與後者試片相近。由此顯見，以雷射同軸披覆 17-4 PH 葉片抗沖蝕區配合H900 處理製程，可取代硬鍍Stellite 6 strip之現行製程。

圖 II-15 為 2.5 Kg/cm^2 之沖蝕條件下，比較 17-4 板材以雷射披覆 17-4PH與

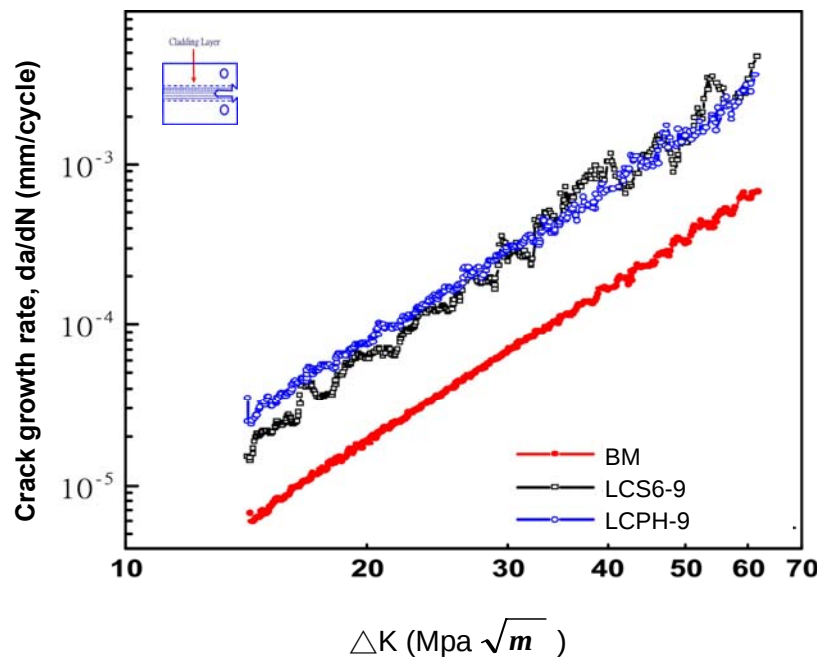


圖 II-11 雷射披覆 17-4 PH 與 Stellite 6 試片及母材之疲勞裂縫成長曲線，裂縫成長方向平行披覆方向。(BM：Solution + H1150M 處理；LCS6-9：Laser-clad Stellite 6 + H900 處理； LCPH-9：Laser-clad 17-4PH + H900 處理)

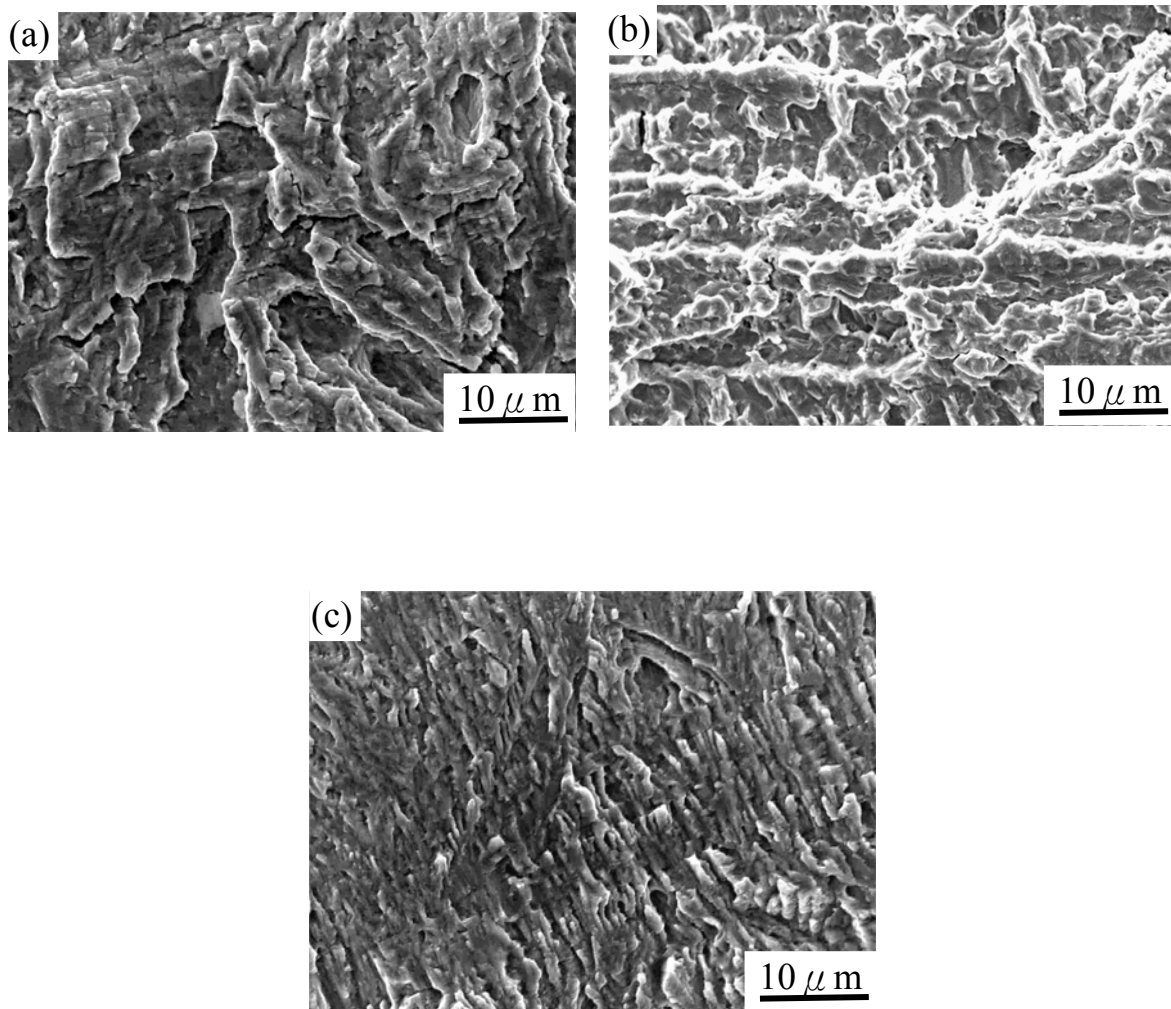


圖 II-12 疲勞裂縫成長試片破斷面之 SEM 照片: (a) LCPH-9 試片 ; (b) LCS6-9 ; 與(c)母材試片。

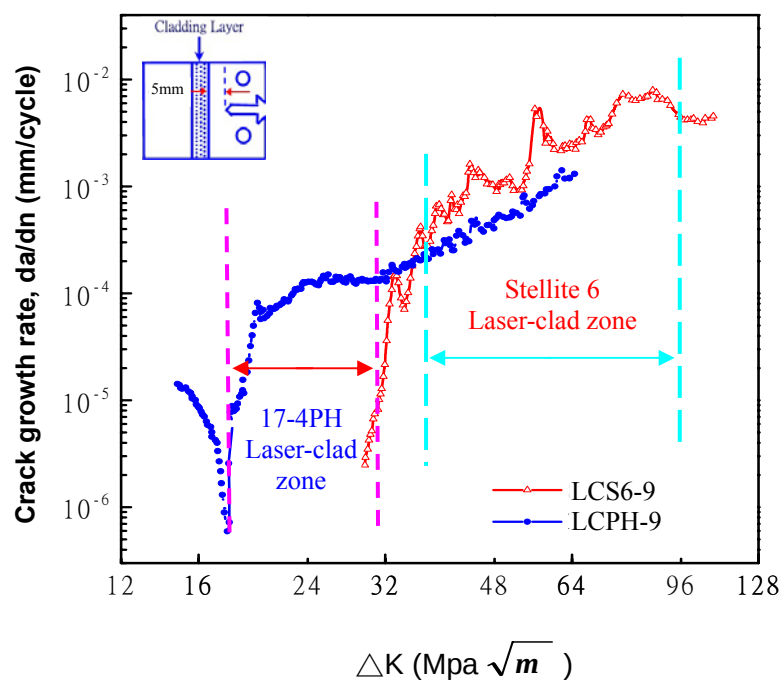


圖 II-13 雷射披覆 17-4 PH 與 Stellite 6 試片之疲勞裂縫成長曲線，裂縫成長方向垂直披覆方向。(LCS6-9: Laser-clad Stellite 6 + H900 處理； LCPH-9: Laser-clad 17-4PH + H900 處理)

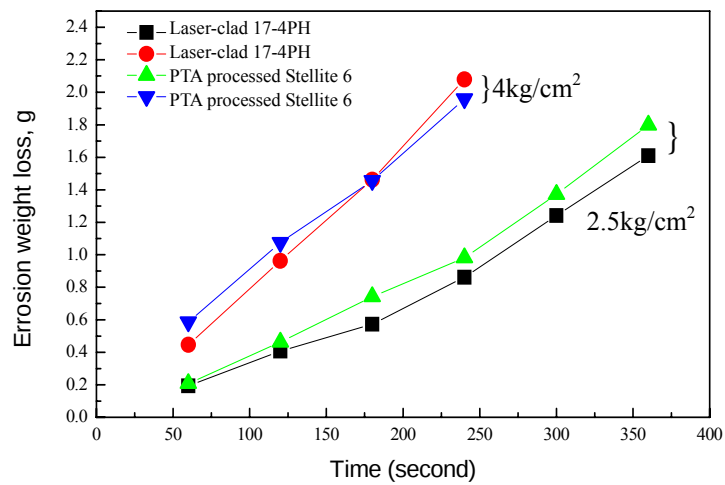


圖 II-14 H900 處理之雷射披覆 17-4PH 試片 (Laser-clad 17-4PH + H900) 及移轉式電漿鍍覆 (PTA) Stellite 6 試片 (PTA processed Stellite 6 + H900)，經沖蝕磨耗後之重量變化。

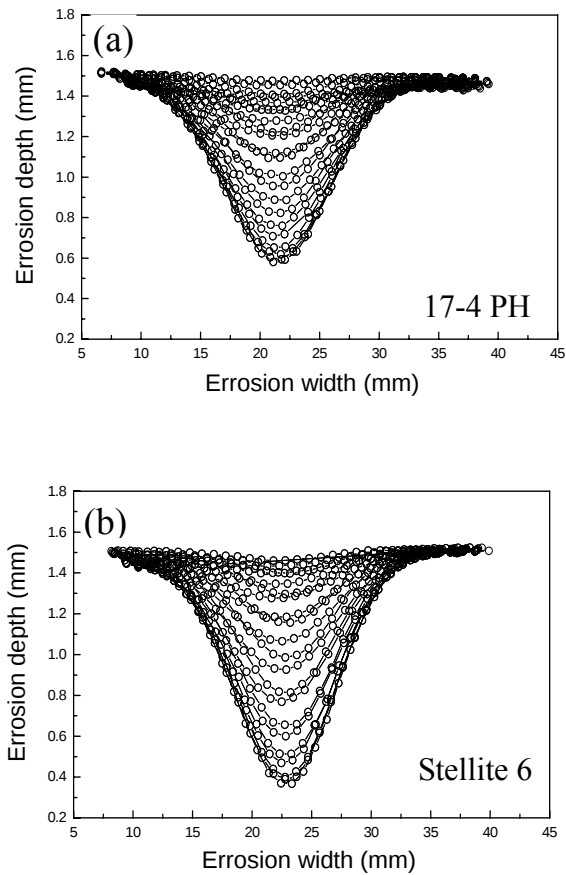


圖 II -15 沖蝕磨耗試片經三次元量測所得之磨耗深度變化：(a) 雷射披覆 17-4PH(Laser-clad 17-4PH + H900)；與 (b) 移轉式電漿鍍覆之Stellite 6 試片(PTA processed Stellite 6 + H900)。(沖蝕條件：2.5 Kg/cm²)

移轉式電漿鍍覆 Stellite 6 之試片(皆經 H900 處理)，其沖蝕區橫截面尺寸變化。圖中可知前者在沖蝕區不同橫截面之沖蝕深度變化較後者為小，且整體之沖蝕損傷體積較少，故前者具有較佳之抗乾氧化鋁沙之沖蝕能力。此結果與上述試片之沖蝕重量損失趨勢變化相吻合。

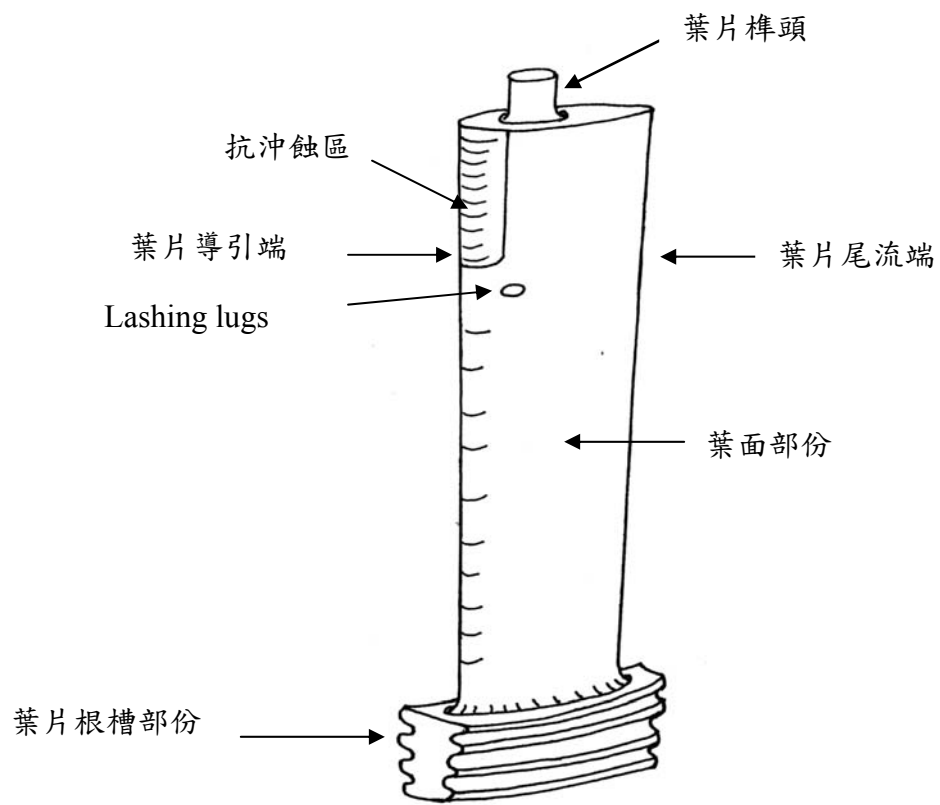
II-4-5 汽機葉片之雷射披覆處理

為提升 17-4 PH 不銹鋼汽機末級葉片之抗沖蝕能力，應用研發設計之同軸雷射噴嘴進行 17-4 PH 不銹鋼末級(L-0)或 L-1 級葉片導引端(Leading edge)抗沖蝕區之雷射披覆處理。汽機末級葉片之外觀示意圖如圖 II-16 所示，分為葉片根槽部份、葉面部份、葉片樁頭、Lashing lugs、葉片導引端抗沖蝕區(硬鍍 Stellite 6 strip)、葉片導引端及葉片尾流端。

圖 II-17 為應用研發之同軸噴嘴進行 17-4PH 汽機 L-1 級葉片沖蝕損傷區之雷射成形鍍補照片。沖蝕損傷之葉片導引端區經研磨加工後(圖 II-17(a))，以同軸噴嘴進行雷射三維成形鍍補(圖 II-17(b))，損傷區經鍍補後已回復原始葉面尺寸(圖 II-17(c))。披覆處理所用之粉末為 17-4 PH 粉末，披覆成形之葉片經固溶+H1150M 處理，後續進行葉片導引端抗沖蝕區之雷射披覆處理。

圖 II-18(a)為汽機末級葉片抗沖蝕區示意圖，經雷射披覆處理與加工後之汽機末級葉片抗沖蝕區照片如圖 II-18(b)所示，圖 II-18(c)為披覆處理區經 H900 時效處理之巨觀金相照片。圖 II-18(d)則為汽機末級葉片經雷射披覆之橫截面示意圖。圖中顯示葉片披覆處理後可區分為：(1) 葉片導引端雷射披覆處理區；(2) 葉片母材未受雷射熱影響區；(3) 受雷射披覆處理產生部份固溶之熱影響區；與(4) 葉片導引端披覆處理起始點。雷射披覆處理後之末級葉片經加工後，施以 H900 時效與低溫應力消除處理，其巨觀金相顯示披覆層相當均勻。圖 II-18(d) 中各區之硬度範圍為：(1)與(4)區為 430Hv~500Hv，(2)區為 320Hv~300Hv，(3)區為 330Hv~420Hv；葉片母材經雷射披覆處理過程產生之熱影響區，其硬度值為 330Hv~420Hv，由圖 II-18(c)可知雷射披覆層之厚度超過 1mm，且其硬度值高於 Stellite 6 strip 之 420Hv。上述雷射噴覆層及熱影響區，可視抗沖蝕硬化層之需求深度(0.5~2mm)，由調整雷射能量密度及送粉率而達成。

17-4 PH 不銹鋼主要應用在火力電廠汽機末級(L-0)或 L-1 級之葉片材料。本研究應用試作件同軸雷射噴嘴，進行 17-4PH 不銹鋼葉片導引端抗沖蝕區之雷射披覆處理，並且配合 H900 (482°C/1hr+空冷)之時效與應力消除處理，以增強披覆區之抗沖蝕性。應用此方法，除可修復 17-4 PH 不銹鋼 L-1 或 L-0 級葉片損傷之抗沖蝕區外，亦可應用於新葉片抗沖蝕區之製作，並足以取代現行傳統硬鍍 Stellite 6 strip 之製程方法。此外，本製程亦可應用於葉片護環與葉片低應力區之再生處理(含三維披覆成形)。



圖II-16 汽機末級葉片外觀示意圖。

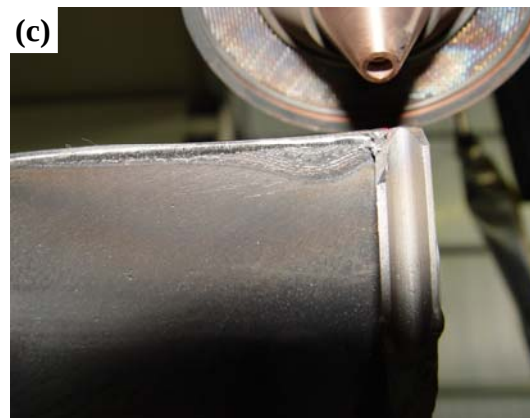


圖 II-17 應用研發之同軸雷射披覆噴嘴進行 17-4 PH 汽機 L-1 級葉片沖蝕損傷區之雷射成形鐸補照片:(a)葉片導引端沖蝕損傷區經研磨加工後；(b)雷射三維成形鐸補；與(c)損傷區經鐸補後。

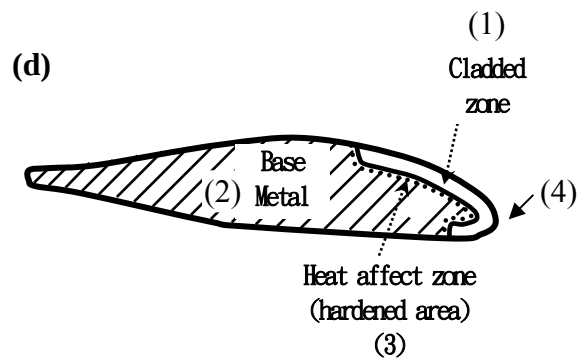
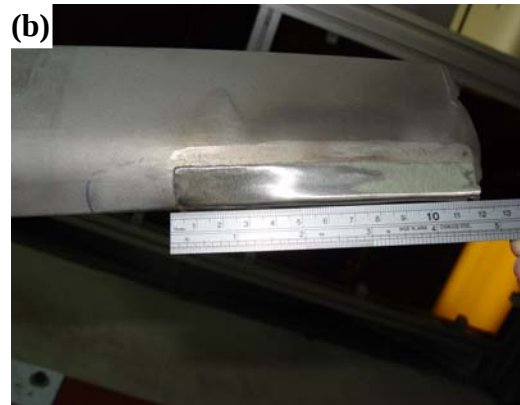
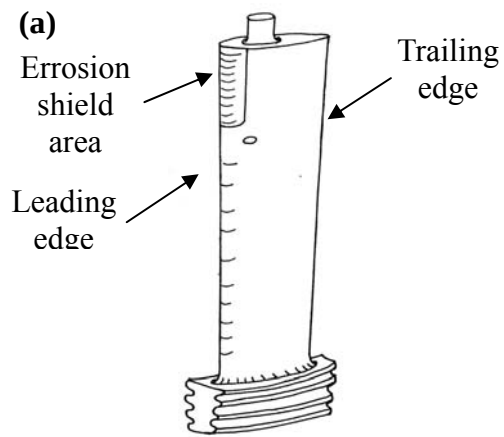


圖 II-18 汽機末級葉片抗沖蝕區之(a)示意圖，(b)經雷射披覆處理與加工後之照片，(c)經 H900 時效處理之巨觀金相照片，與(d)巨觀示意圖。

II-5. 結論與建議

- (1) 應用同軸噴嘴，進行 17-4 PH 不銹鋼葉片導引端抗沖蝕區之雷射披覆處理，配合 H900 (482°C / 1h+AC) 之後熱處理，可增強披覆區之抗沖蝕性。應用此方法，除了可修復 17-4 PH 不銹鋼 L-1 或 L-0 級葉片損傷之抗沖蝕區外，亦可應用於新葉片抗沖蝕區之製作。
- (2) 機械性值測試結果顯示，同軸雷射披覆 17-4 PH 並經 H900 處理(LCPH-9) 之試片較披覆 Stellite 6 並經 H900 (LCS6-9 試片)處理者具有：(1)較高之抗拉與降伏強度；(2)較高之衝擊韌性及硬度值；(3)相近但較穩定之疲勞裂縫傳播速率；與(4)同等之抗沖蝕性。
- (3) 17-4 PH 不銹鋼葉片導引端抗沖蝕區，經雷射披覆處理與 H900 熱處理，披覆層硬度值約 430 Hv~490 Hv，但母材之硬度不受影響。應用此方法可調整披覆單層厚度於 0.5~2 mm 範圍，可取代現行傳統硬鉚 Stellite 6 strip (硬度值 420Hv) 之製程。對於葉片低應力之沖蝕損傷區，可應用同軸三維成形鉚修進行局部再生處理，惟成形區域之機械強度較原母材略低。

II-6. 參考資料

1. General Electric Company, "Life Extension Engineering Evaluation Supplementary Data of NAN-PU No.3 Power Station", May, 1988
2. 陳鈞, 鄭勝文, "汽輪機低壓葉片之鐳補與 Stellite strip 之硬鐳程序研究", Part 1 - 汽輪機低壓葉片之鐳補研究, 台電研究報告
3. B. Brenner and W. Reizenstein. "Laser Hardening of Turbine Blades", Industrial Laser Review. April, 1996, P.17-20
4. V. Bedogni et., "Laser and Electron Beam Surface Hardening of Turbine Blades" Laser Advanced Materials Processing 87 Osaka, May 1987, PP.567-572
5. 歐洲專利編號 EP0507131B1
6. G. E. Linnert, "Welding Precipitation-Hardening Stainless Steels", Welding Journal, January, 1957, P.9-27
7. H. J. Rack and D. Kalish, "The Strength, Fracture Toughness, and Low Cycle Fatigue Behavior of 17-4 PH Stainless Steel", Metallurgical Transactions, Vol.5, July, 1974, P.1595-1605
8. C. N. Hsiao, C. S. Chiou and J. R. Yang, "Aging Reactions in a 17-4 PH Stainless Steel", Materials Chemistry and Physics, Vol.74, 2002, pp.134-142
9. P. J. Othen, M. L. Jenlins and W. J. Phythian, Phi. Mag. Lett., Vol.64, 1991, P.450
10. N. Maruyama, M. Sugiyama, T. Hara and H. Tamehiro, Mater. Trans. JIM, Vol.40, 1999, P.268
11. A. K. Bhaduri and S. Venkadesan, "Microstructure of the Heat-Affected Zone in 17-4 PH Stainless Steel", Steel Research, Vol.60, No.11, 1989, P.509-513
12. A. K. Bhaduri, S. Sujith, G. Srinivasan, T. P. S. Gill and S. L. Mannan "Optimized Postweld Heat Treatment Procedures for 17-4 PH Stainless Steels", Welding Research Supplement, May, 1995, P.153s-159s
13. M. Murayama, Y. Katayama and K. Hono, "Microstructure Evolution in a 17-4 PH Stainless Steel After Aging at 400°C", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.30A, Feb, 1999, P.345-353
14. K. C. Antony, "Aging Reactions in Precipitation Hardenable Stainless Steel", Journal of Metals, December, 1963, P.922-927
15. W. C. Leslie: The Physical Metallurgy of Steels, McGraw-Hill Inc., New York, NY, 1981
16. 國科會 88 年度電力科技產業學術合作研究技畫, "應力比與負荷頻率對析出

硬化型汽機葉片不銹鋼腐蝕疲勞性質之影響”

17. Tsay et., “Notch Tensile Properties of Laser-surface-annealed 17-4PH Stainless Steel in Hydrogen-related Environments” Corrosion Science Vol.44, 2002, P.2101-2118
18. 葉俊顯, “17-4 PH 不銹鋼電子束銲接之研究”, 行政院國家科學委員會 75 年度專題研究計劃
19. 楊子青, “應用雷射於金屬構件之再生製程研究”, 台大博士論文, 2004
20. D.A. Gerard and D. A. Koss, International Journal of Fatigue, Vol.13, No.4, 1991, P.345-352
21. Metal Handbook, 9th ed., ASM Metal Park, OH., 1980, P.34

可供推廣之研發成果資料表

☒ 可申請專利☒ 可技術移轉

日期：94年10月20日

國科會補助計畫	計畫名稱：應用雷射去除薄金屬構件中缺陷之研究（3／3） 計畫主持人：陳 鈞 計畫編號：NSC 93－2216－E－002－005 學門領域：E8
技術/創作名稱	17-4 PH 不銹鋼葉片導引端之雷射噴覆抗沖蝕處理方法
發明人/創作人	陳 鈞 、 吳憲政 、 楊子青
技術說明	17-4 PH 析出硬化型不銹鋼為火力電廠汽機末級葉片之主要材料。本項專利發明揭示一種使用與雷射同軸噴嘴，進行 17-4 PH 不銹鋼葉片導引端抗沖蝕區之雷射噴覆處理，配合 H900 (482°C /1hr + 空冷)時效與應力消除處理，以增強噴覆區之抗沖蝕性。應用此發明方法除可修復 17-4 PH 不銹鋼末級葉片損傷之抗沖蝕區，亦可應用於新葉片抗沖蝕區之製作。以本項發明雷射噴覆 17-4 PH 合金粉末與 H900 處理之 17-4 PH 不銹鋼葉片，其導引端噴覆區之硬度值可達 430Hv~490Hv，雷射噴覆熱影響區小於 0.5 mm，硬度值約為 330Hv~420Hv，母材之硬度值不受 H900 處理之影響仍維持在 300~320Hv。噴覆層之厚度依實際情況需求，可調整在 0.5~2 mm 範圍。噴砂沖蝕試驗結果顯示，經雷射噴覆 17-4PH 與 H900 處理之試片較移轉式電漿鍍覆 Stellite No.6 之試片（硬度值為 420 Hv）有類似之重量損失。本項專利發明對於損傷葉片之再生，特別是抗沖蝕區之修復有其便利性，同時亦可取代原葉片在抗蝕區以硬鍍 Stellite No.6 strip 的傳統製程方式。應用本項發明方法進行 17-4PH 末級葉片抗沖蝕區噴覆處理，葉片噴覆區域不受限制且操作簡單，噴覆層具有較強之冶金鍵結等優點。
	The precipitation-hardened stainless steel such as 17-4 PH is the material used most often for the last-stage steam turbine blades in fossil power plants. The present invention relates to a laser spraying method in conjunction with a proper heat treatment for anti-erosion applications in the leading edge of 17-4 PH blades. This method can be used in the manufacturing process of new blades as well as the restoration of worn or damaged blades to form erosion shield at the leading edge. Laser spraying is carried out in an inert environment by using a powder feed nozzle that is coaxial with the laser beam in the process. After spraying 17-4 PH alloy powder on the region of interest to a desired thickness, the 17-4 PH blade was then aged at 482°C/1 h (H900 treatment). Such an aging treatment not only hardens the sprayed region but also reduces the residual stress of the blade. The hardness values of laser-treated regions after H900 treatment are in the range of 430~490Hv, whereas the hardness values of the heat-affected zone (<0.5 mm) and the base metal are in the range of 330~420 Hv and 300~320 Hv, respectively. It is noted that the hardness of the heat-unaffected base metal remains almost unchanged after H900 treatment. The thickness of laser-treated regions, depending on the requirement, can be varied from 0.3 mm to 2 mm. The erosion test by sand blasting also indicates that the weight loss of laser-treated regions after H900 treatment is comparable to than that of PTA (Plasma transferred arc) sprayed Stellite No.6 powder (typical hardness HRC 42 or 420Hv) on 17-4 PH specimens. The present invention is intended to replace the traditional method of using a small Stellite No. 6 strip (erosion shield) brazed on the leading edge of the blade to enhance erosion resistance. The present invention has the advantages of no size limitation of anti-erosion regions, strong metallurgical bonds, and simple operations.

可利用之產業 及 可開發之產品	火力電廠汽機低壓段末級葉片（17-4 PH）之再生
技術特點	詳見技術說明
推廣及運用的價值	同上

※ 1. 每項研發成果請填寫一式二份，一份隨成果報告送繳本會，一份送 貴單位
研發成果推廣單位（如技術移轉中心）。

※ 2. 本項研發成果若尚未申請專利，請勿揭露可申請專利之主要內容。

※ 3. 本表若不敷使用，請自行影印使用。