

# 雷射表面重熔處理對Alloy 52覆鍍之效果研究

## The Effect of Laser Surface Treatment on Alloy 52

黃証羣、李驊登\*、王怡茹、吳函諭

Chang-Chun Huang, Hwa-Teng Lee\*, Yi-Ju Wang and Han-Yu Wu

國立成功大學 機械工程系 教授

國立成功大學 機械工程系 研究生

National Cheng Kung University Department of Mechanical Engineering

\*通訊: htleee@mail.ncku.edu.tw

### 摘要

本研究利用熱處理模擬核電廠覆鍍融填之鎳基 Alloy 52 鍍材，在不當銲接或高溫環境長時間使用後，晶界生成富 Cr 碳化物使耐腐蝕性降低之情形，再以不同能量密度的雷射光束對覆鍍層進行雷射表面重熔(Laser Surface Melting, LSM)以探討最佳雷射參數。實驗使用高速鑽孔法討論表面殘留應力導入程度，並藉由惠式試驗法(M-Huey Test)及雙環動電位再活化法(DL-EPR)與微結構分析討論抗腐蝕能力提升程度。

實驗結果顯示，不同能量密度引入之殘留應力皆小於降伏強度，並對耐蝕性無顯著影響，而熱處理後之試件經由LSM將富Cr及富Ti碳化物重熔回基地，並形成緻密枝晶結構，大幅提升抗腐蝕能力，但使用低能量密度時熱影響區內因析出物未完全熔融而有孔蝕情形，因此本研究建議用於Alloy 52 表面處理之雷射重熔為能量密度為較高的24.44J/mm<sup>2</sup>。

關鍵字：Alloy 52、雷射表面重熔、沿晶腐蝕、殘留應力

### Abstract

Laser Surface Treatment (LST) is used to repair the surface of overlaid nickel based metal Alloy 52 in this study. In simulating of welding decay by aging heat treatment, chromium carbide had precipitated in grain boundary, caused the decrease of corrosion resistance. Laser Surface Melting (LSM) is now considered to be a solution of grain boundary segregation. In addition to the investigation of metallurgic, Modified Huey Test and DL-EPR were applied to evaluate the improvement of corrosion resistance. Surface Residual Stress was examined by High-Speed Hole-Drilling strain gauge method.

In comparison with As-Welding (AW), LSM had increased the surface tensile residual stress, but still lower than its own yielding stress. Metallurgic showed that chromium and titanium carbide were resolved and redistributed in melting zone, which made the intergranular and interdendritic corrosion markedly improved. However, the un-melted carbide in the heat effect zone lowered the corrosion resistance and pitting was discovered. Therefore, the study suggests that using the high energy density 24.44J/mm<sup>2</sup> for Alloy 52 surface treatment of laser remelting has the best effect.

Keyword: Alloy 52, Laser Surface Treatment, Intergranular Corrosion, Interdendritic Corrosion, Residual Stress.

## 1. 前言

核能電廠的核心元件以及輸送管路主要使用具有高抗腐蝕能力以及高溫強度的鎳基合金(Nickel Base Superalloy)做為主要的材料，但在長時間使用之下，仍發生因銲接衰化區產生嚴重腐蝕裂紋，進而造成輻射水洩漏之重大核安事故。

產生裂紋的原因主要都是由於鎳基合金材料 Alloy 600 穿越管處在高溫、高壓及腐蝕環境中長時間運轉衰化產生應力腐蝕(Stress Corrosion Cracking, SCC)破壞，一般在核電廠內稱此處發生的 SCC 為一次側冷卻水應力腐蝕(Primary Water Stress Corrosion Cracking, PWSCC)<sup>(1)</sup>。發生銲接衰化現象的位置，多半屬於由 Alloy 600 與 Alloy 82/182 等鎳基材料之熔接處，為解決此問題，大多數核電廠採取使用耐蝕性較高的 Alloy 52/152 覆鍍於已偵測到腐蝕衰化的管路外側如 Fig.1，防止內部裂紋繼續往外生長，或於管路內部進行覆鍍<sup>(2)</sup>。但在長時間使用下，以渦電流檢測時仍發現有疲勞裂紋(Fatigue crack)存在於覆鍍層中<sup>(3)</sup>。

在此種環境中許多學者開發出使用雷射光束直接在管路進行表面的修補，以回復表面的抗蝕能力，此種方

法被稱為雷射表面重熔(Laser Surface Melting, LSM)<sup>(4,5,6)</sup>。此種概念為使用高能量的脈衝雷射光束在金屬表面掃描，使金屬表面因高溫而熔融，將降低抗蝕性的析出物溶解回基地，回復耐蝕能力。或是使已有裂紋的材料表面重新回復成平整狀態。此方法不需額外材料、不改變管路尺寸，且可使用機器人進行加工等優勢。

本研究即以 Alloy 52 為銲材，以惰性氣體電弧銲(Gas Tungsten Arc Welding, GTAW)三層八道次披覆於金屬，施以銲後熱處理，再透過雷射表面處理進行重熔。實驗主要針對銲接區域之組織/微結構作探討，分析 LSM 不同能量參數之間的抗蝕能力與雷射殘留應力之差異。透過抗腐蝕測試、殘留應力量測來評估 LSM 在銲接凝固組織上的效果。

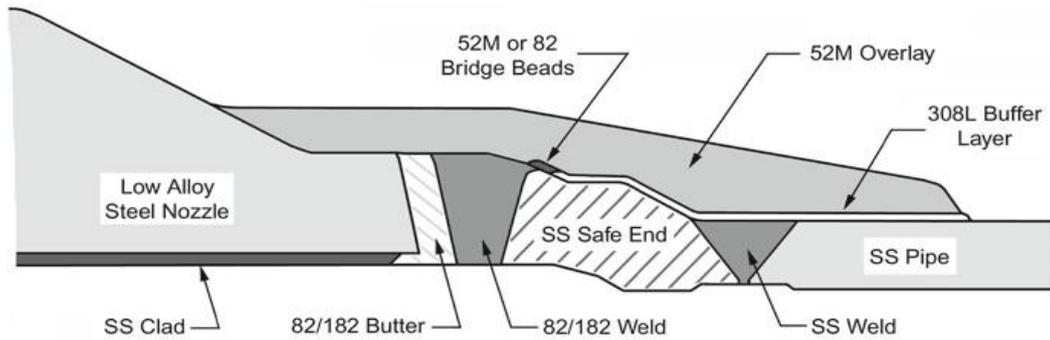


Fig.1、Reactor with circulating water pipeline design and welding overlay Schematic diagram

## 2. 實驗方法與步驟

### 2.1 銲材

本實驗選用之 Alloy 52(或稱 Inconel Filler Metal 52)銲條，為 Inco Alloys International 公司所生產，化學成份如 Table 1 所示。銲條之機械性質因銲接後重新熔融與再結晶，因此機械性質於各種情況下會略有不同，Table 2 為 Inco Alloys International 所測試之機械性能。本實驗選用之銲條為線徑 0.9mm 之盤圓，以 GTAW 自動銲接機覆銲於 SUS 316L 基材之上，基材尺寸為  $60^W \times 100^L \times 3^H$  mm 之熱軋薄板。

Table 1、Alloy 52 **welding electrode** element composition sheet (wt-%)\*

	Ni	Cr	Fe	Mn	Ti	C	Si	P	S	Cu	Al
wt(%)	60.39	28.91	8.89	0.25	0.51	0.03	0.16	0.003	0.001	0.01	0.64

Table 2、Alloy 52 Mechanical Properties \*

	Ultimate Tensile Strength(MPa)	0.2% Offset Yield Strength (MPa)	Elongation (%)
Alloy 52	<b>552</b>	<b>276</b>	<b>35</b>

\*資料取自 TAITEC International 公司之材質證明\*

### 2.2 GTAW覆銲及銲後熱處理

本實驗將Alloy 52 銲條，以自動銲接機進行氣體鎢極電弧銲(GTAW)覆銲在SUS 316L不銹鋼基材上，銲接電流設為120A，送線速度1200mm/min，走速128mm/min，每道次完成後待表面溫度降至200℃以下再繼續進行下一道次的銲接，每層8道共覆銲3層。

其後將AW試件表面以銑床以其磨床加工至平整後，以熱處理爐進行銲後熱處理。熱處理試件分成650℃與750℃兩種類型，此溫度與時間為相關研究中<sup>(7)</sup>，刻意使材料發生連續與半連續Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>析出熱處理之溫度，以模擬材料殘留應力消除與晶界間析出物析出富鉻析出相之情形。將於無氧環境中進行此熱處理，持溫24小時後試件以空冷方式冷卻。

### 2.3 雷射表面處理(LST)製程

雷射表面處理(Laser surface Treatment, LST)製程使用宥晉企業有限公司之YLV-200B Nd:YAG雷射機，最大功率為6kW，脈衝寬度範圍為0.1ms-20ms，平均功率為200W，搭配氬氣做為保護氣體。雷射表面重熔參數將光斑大小固定為直徑1.0mm，脈衝寬度(Power duration)則為4.8ms，藉由調整峰值功率改變能量密度，因而產生不同程度的重熔深度，能量密度如Table 3所示。

在觀察熱處理前後覆鋁層組織與析出物形態差異後，使用Nd:YAG雷射機台以低能量密度與高能量密度兩種雷射表面處理，並於其後分析討論試件金相/顯微組織/耐腐蝕性能/殘留應力值等變化，以了解雷射表面重熔對於Alloy 52的重熔效果。

Table 3、laser surface treatment parameters

Power duration : 4.8ms Spot Size : $\varphi$ 1.0mm		
	Peak Power	Power density
低能量密度	1kw	6.11J/mm <sup>2</sup>
高能量密度	4kw	24.44J/mm <sup>2</sup>

### 2.4 金相及微結構觀察

試件於雷射處理前後，以70%磷酸加上3V外加電壓進行電解腐蝕後觀察微觀組織<sup>(4,6,7,8)</sup>，而較高倍率的顯微結構觀察則以掃描式電子顯微鏡(SEM)進行觀察，本實驗所採用的電子顯微鏡為ZEISS AURIGA Gemini場發射型掃描式電子顯微鏡，並加裝有能量分散式光譜分析儀(Energy Dispersive X-Ray Spectrometer, EDS)，可以進行元素定性及半定量分析、元素分布情形等功能，並有多項分析軟體及影像處理系統，應用層面相當廣泛。

### 2.5 高速鑽孔法

本實驗根據ASTM E837<sup>(9)</sup>規範，使用應變規搭配高速鑽孔法(High Speed Drilling Method, HSDM)來量測不同LSM參數之重熔殘留應力值。將欲量測之位置以砂紙研磨至#600，再以丙酮、弱酸試劑及弱鹼試劑依序清潔試件表面，接著使用專用黏貼劑將應變規黏貼在測量點上。本實驗所使用之應變規為規圓直徑5.13mm之三瓣應變規，利用1.6mm直徑碳化鎢刀具進行鑽孔，搭配P-3500 Strain Indicator應變指示器，高速鑽孔機為氣動式Vishay RS-200 Milling Guide。

### 2.6 Modified Huey Test抗腐蝕測試

選用Modified Huey Test測試雷射表面於腐蝕環境中之腐蝕形貌與抗腐蝕能力，並綜合討論雷射表面處理所引入的殘留應力是否會影響其抵抗沿晶腐蝕之能力，參考ASTM A262<sup>(10)</sup>規範，將試件橫切面研磨拋光，置入65%沸硝酸+5ml氫氟酸溶液中進行腐蝕測試。除此之外，此試驗亦可一併觀察雷射表面重熔後，較不平整之表面於腐蝕環境中是否影響其抗腐蝕能力。實驗過程於反應槽上方加裝球型冷凝管，防止腐蝕液因蒸發造成濃度的改變。試件取出後清洗掉酸液，再以丙酮清洗表面氧化物，以SEM觀察試件的腐蝕情況並拍攝其巨觀及顯微影像。

### 2.7 雙環動電位再活化測試法

本實驗以雙環動電位極化曲線測試所得之敏化值(Degree of sensitization value, DOS value)加以量化，並與前述實驗綜合探討，實驗儀器及裝置參照ASTM G108<sup>(11)</sup>之規範，以欲測試之試片為工作電極(Working Electrode, WE)，飽和甘汞電極為參考電極(Saturated Calomel Electrode, SCE)，白金鈦網為輔助電極(Counter Electrode, CE)，鹽橋則採用飽和之KCL水溶液。測試採用的溶液組成為1.0M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+0.005M KSCN。

### 3. 結果與討論

#### 3.1 熱處理前組織觀察

根據鐳道凝固理論，最外層因其冷卻速率較慢，G/R值較小，由金相組織可觀察出，覆鐳層頂端的組織以等軸枝晶(Equiaxed dendrite)為主，如Fig. 2 (b)所示；而等軸枝晶下方至基板中間區域，冷卻速度隨著與基板的距離減少而增加，G/R值也相對上升，此區間內的結構則如Fig. 2 (c)，以柱狀枝晶(Columnar dendrite)為主要的組成。較靠近頂層的柱狀枝晶間因冷卻速率的關係，且其枝晶間距也較為細密。

Alloy 52成分元素以高Cr(29%)低碳(0.02%)為主，並加入微量的Ti(0.5%)以及Al(0.64%)，主要是合金精煉過程中用以去氧去碳及去氮之作用。因鎳基合金中之Cr含量高，易造成N的固溶量增加，使得合金中產生微氣孔之缺陷，因此會添加適量的Ti元素，因Ti對C以及N的親和力極高，且TiN之成核能又相對較小，可以減少鐳道所產生的氣孔，提高鐳道之機械性質<sup>(8,12)</sup>。此外，鎳基合金中的Cr與C形成之 $Cr_{23}C_6$ 容易造成合金中缺鎳區的出現，降低合金原有之抗腐蝕能力，若添加適量的Ti，使得C原子與Ti形成TiC，如Fig. 3，則可降低 $Cr_{23}C_6$ 形成的可能性。由於Alloy 52含碳量低，又添加了Ti元素進去，因此在鐳道凝固過程中，並無足夠的碳含量以形成富鎳碳化物，因此於晶界中較難觀察到有明顯的富鎳析出物。而TiC/TiN具有成核能低與析出溫度高的特色，因此此類析出物於熔融態中會優先析出，造成過冷度上升，有細化組織的效果。

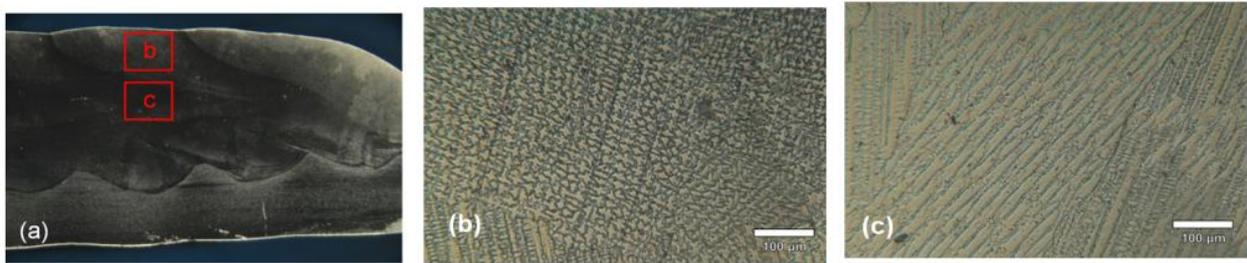


Fig. 2、observation cladding  
(a)Macroscopic (b)Equixed Zone (c) Columnar Zone

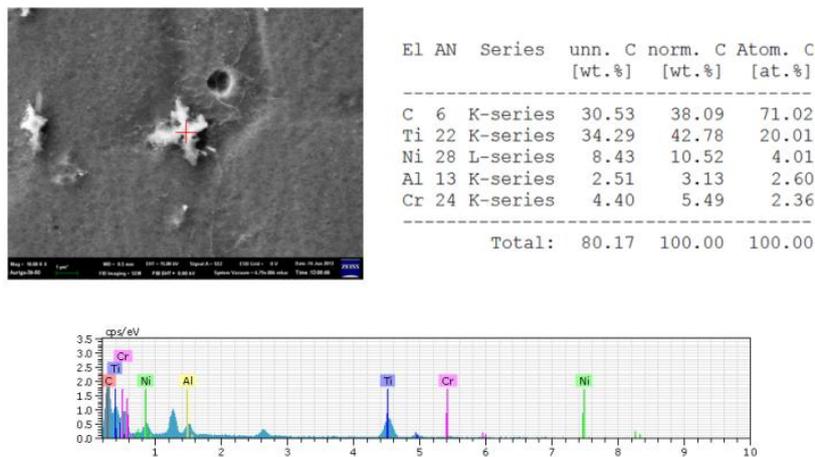


Fig. 3、interdendritic microstructure observation and composition analysis

#### 3.2 熱處理後組織觀察

覆鐳層原始狀態(As-weld, AW)試件鐳接完成後進行650°C與750°C兩種熱處理溫度並持溫24小時，此兩種溫度區間為一般鎳基合金與不鏽鋼中 $Cr_{23}C_6$ 之析出溫度。葉君<sup>(11)</sup>研究中提到，以650°C對Alloy 690鐳件中的Alloy 52進行熱處理時，其內部晶界將生成 $Cr_{23}C_6$ ，並隨著時間的增加將會逐漸增加析出物之大小，持溫10小時後， $Cr_{23}C_6$ 會以連續之形貌析出於晶界上。而同樣試件若以750°C進行持溫10小時熱處理，因750°C所提供之能量較高，試件中Cr擴散速率較快，較易與C原子結合，因此於晶界中的析出型態為較不連續、顆粒狀之析出。本實驗將持溫時間拉長至24小時，使析出的情形較易於觀察。

觀察650°C/24hr之試件，如Fig. 4，金相顯示柱狀枝晶間隙以及一次臂間之TiC/TiN析出物有增大之情形，除了在原先的位置析出之外，柱狀枝晶內部也有少量的析出，而在靠近晶界處也出現微量的析出，如Fig. 5所示。透過SEM觀察晶界，可以看出在晶界上有帶狀連續性的析出物析出，對此種晶界析出物進行成分分析，可得知此類析出物主要組成為 $Cr_{23}C_6$ 。然而650°C熱處理中，Cr原子的擴散速率並不高，因此在晶界的析出量並不多，也使得析出物的樣貌較為細緻。

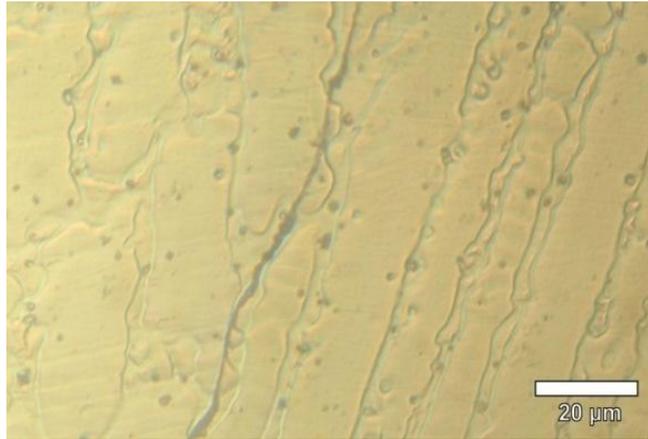


Fig. 4、the metallographic at 650 °C heat treatment



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]
C	6	K-series	10.85	10.97	36.37
Ni	28	K-series	44.56	45.03	30.55
Cr	24	K-series	31.87	32.21	24.67
Fe	26	K-series	11.67	11.79	8.41
Total:			98.96	100.00	100.00

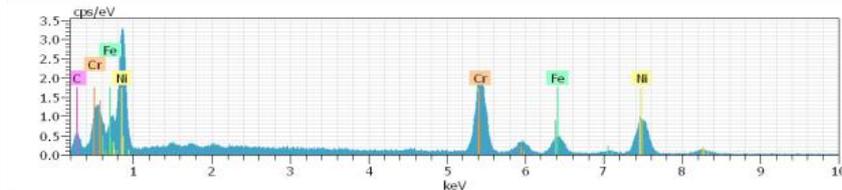


Fig. 5、precipitates of grain boundary component analysis at 650 °C heat treatment

在750°C熱處理後，由金相觀察發現柱狀枝晶與一次臂間的析出物明顯增量許多，如Fig. 6，此外，晶界上也有明顯的析出物析出情形。在750°C熱處理中，在Cr的擴散速率較快，使得Cr更容易與C原子結合，因此Cr便從偏析情形較為嚴重的柱狀枝晶與一次臂間開始逐漸朝晶界方向擴散，相較於熱處理前的覆鍍試件以及650°C熱處理試件，其晶界上出現尺寸較大的析出物。除了晶界上有明顯之富鉻碳化物析出之外，於柱狀枝晶間及一次臂間的析出物也有明顯增長，與650°C中的析出物形貌不盡相同，除了原先十字形的TiC之外，於此溫度下所生成之析出物TiN呈現顆粒狀分布於晶界中，尺寸大且較為明顯，如Fig. 7所示。

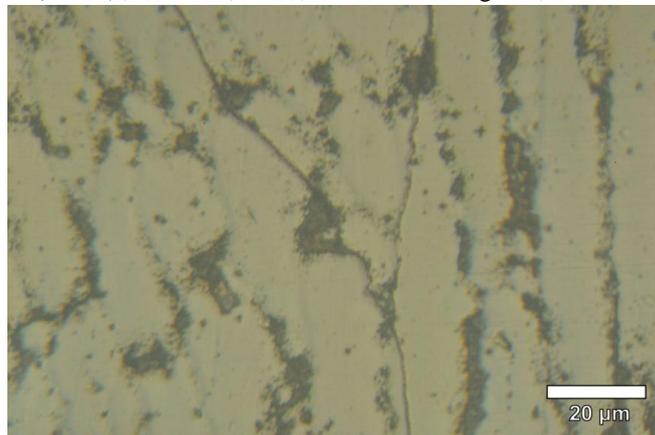
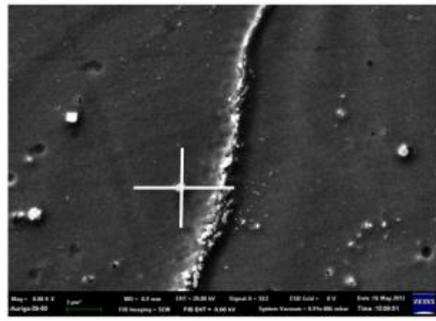


Fig.6、the metallographic at 750°C heat treatment



El	AN	Series	unn.	C norm.	C Atom.
			[wt.%]	[wt.%]	[at.%]
N	7	K-series	18.01	17.95	45.33
Ti	22	K-series	25.30	25.22	18.63
Ni	28	K-series	29.09	29.00	17.48
Cr	24	K-series	20.03	19.97	13.59
Fe	26	K-series	7.87	7.85	4.97
Total:			100.30	100.00	100.00

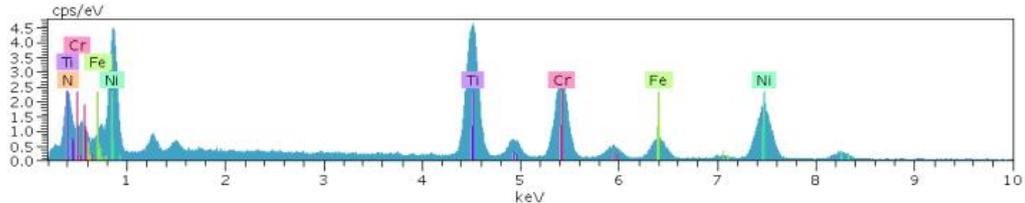


Fig. 7、quadrangle precipitates component analysis

### 3.3 雷射表面處理形貌觀察

重熔深度方面，高能量密度試件相對於低能量密度試件有較深的融熔深度，如 Fig. 8 所示。熔融區的寬度並沒有顯著的差異，然而熔融深度則有較為明確之分別，低能量密度的雷射表面重熔區的深度大約為 200 $\mu\text{m}$ ，而高能量密度的融熔深度約為 250 $\mu\text{m}$ 。雷射表面重熔區的組織較為細緻，可以看出重熔區的主要組成相對於熱處理後之試件較為緻密，屬於柱狀枝晶結構，由於雷射表面處理的冷卻速率快，根據鋁道凝固理論，因此處的 G/R 值較大，過冷度小，因此組成的結構多為柱狀枝晶，且不會有一次臂的生成。

以(Fig. 8)SEM 檢視雷射表面重熔區形貌，可明確的顯示出雷射表面重熔區與熱處理後之組織差異。雷射表面重熔區將原先析出於柱狀枝晶間與一次臂間的 TiC/TiN 以及在晶界上析出的富鉻碳化物重新熔融，並因其較高的冷卻速率，因此沒有明顯較為粗大之析出物析出。而經由放大觀察倍率觀察重熔區內部，可以發現有許多細小之白點，推測此類白點為重新在熔融區析出的 TiC/TiN 顆粒，其尺寸相較於熱處理後的材料，從 1~2 $\mu\text{m}$  減小至低於 100nm 的大小，並且均勻的析出於重熔區內。

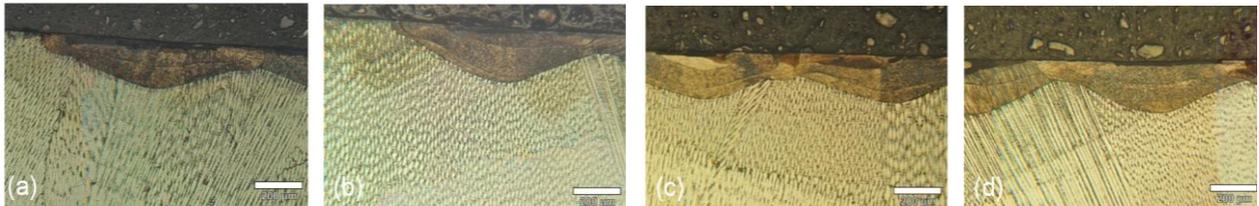


Fig.8、laser surface treatment metallographic  
(a)650°C-6.11J/mm<sup>2</sup> (b)650°C-24.44J/mm<sup>2</sup> (c)750°C-6.11J/mm<sup>2</sup> (d)750°C-24.44J/mm<sup>2</sup>

而雷射表面重熔並無明顯的熱影響區，但靠近基材處之重熔區，其加熱溫度並未達到碳化物的融熔溫度，因此，此區間仍會出現未融完全的碳化物，散佈在較靠近基材處，如 Fig. 9。

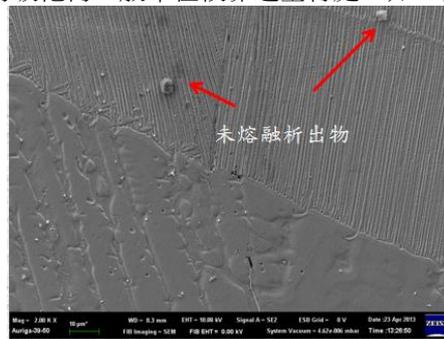


Fig. 9、observe laser surface remelting heat zone

### 3.4 雷射表面處理殘留應力

雷射表面處理之試件於熔融加熱及冷卻過程中，因熱應力分布不均而產生局部塑性變形，當熔融完成後將於試件內部形成殘留應力。

一般鋼鐵合金材料在加工過後為消除內部之殘留應力，會選擇對材料施以弛力退火熱處理，而本實驗所採用之 650°C 之熱處理，除了做為富鉻碳化物的析出溫度外，也是一般常用弛力退火之溫度，因此，鐸件於此溫度熱處理後，殘留應力相對減少。但試件在 750°C 熱處理 24 小時後，其殘留應力方面並沒有明顯之減少，可能原因為 750°C 已非 Alloy 52 之弛力退火溫度區間。

殘留應力量測結果如 Table 4，可知雷射表面處理所引入的殘留應力隨著能量密度上升而增加，而 650°C 及 750°C 兩種熱處理溫度試件表面因為初始的殘留應力值不相同，因此雷射表面重熔後所量測出的殘留應力值也隨著基材原先的殘留應力產生疊加的作用。本次實驗所測得之殘留應力值皆未超過材料本身的降伏應力，所以影響不大，但此種表面殘留張應力卻是造成應力腐蝕的原因之一。

Table 4、the value of the residual stress in the specimen

	$\sigma_{\max}(\text{MPa})$	$\sigma_{\min}(\text{MPa})$
AW	210.80	130.37
650°C/24hr	168.68	154.68
750°C/24hr	204.15	181.34
650°C-低能量密度	180.09	140.58
750°C-低能量密度	212.36	156.62
650°C-高能量密度	239.11	193.52
750°C-高能量密度	238.79	149.02

### 3.5 Modified Huey Test 測試結果

將經過熱處理以及雷射表面處理後的試件，置入沸騰的 65% 濃硝酸與 5ml 氫氟酸中 72 小時後，觀察其表面形貌，比較 Fig. 10、Fig. 11、Fig. 12 三者後可發現，由於 750°C/24hr 晶界與枝晶間的析出物較大且數量較多，故於此強腐蝕實驗中，孔蝕及沿晶腐蝕的情形也較為嚴重。

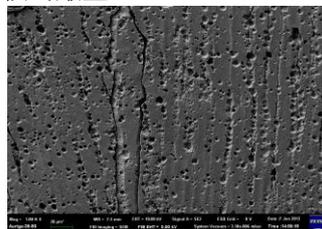


Fig. 10、AW specimen morphology after corrosion

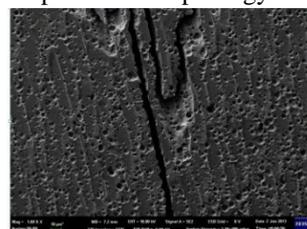


Fig. 11、650°C/24hr specimen morphology after corrosion

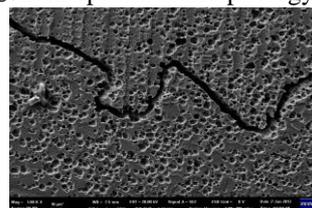


Fig. 12、750°C/24hr specimen morphology after corrosion

當表面施以雷射重熔處理時，材料加熱後產生熔融，且原先存在基底以及柱狀枝晶與一次臂間的TiC/TiN 等碳化物同時熔融，而冷卻時此類析出物於熔融狀態中優先析出，因雷射表面處理的高冷卻速率使析出物不容易成長成較大的顆粒，僅以微小且均勻的方式散布在重熔區中。由Fig. 13可知，雷射表面重熔區有較佳的抗腐蝕能力，其表面並無明顯腐蝕孔洞，在重熔區內部能有效減少沿晶腐蝕及孔蝕情形的發生。而重熔區外至基材邊緣間的熱影響區，其受到的入熱量相對較低，而TiC/TiN 等碳化物其熔點極高，因此在此區域內的碳化物並未完全熔融，在最靠近基材的區域甚至碳化物完全未減小，由此可知熱影響區之抗腐蝕能力增加的程度十分有限，如Fig. 14。

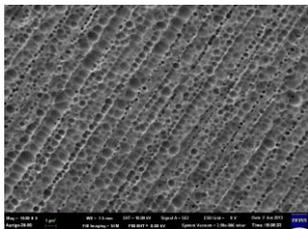


Fig. 13、laser surface remelting zone internal corrosion morphology

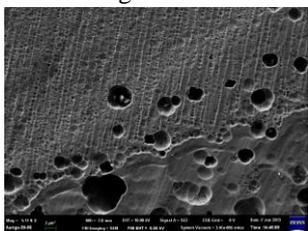


Fig. 14、laser surface remelting of heat affected zone corrosion morphology?

### 3.6 DL-EPR測試結果

雙環動電位再活化測試法主要是使用正向掃描，從腐蝕電位至鈍化區過程中，鈍化膜形成前之臨界電流為  $I_a$ ，從鈍化區反向掃描至腐蝕電位時的再活化電流峰值為  $I_r$ ，兩者的比值  $I_r/I_a$  稱為敏化值(DOS)，以此做為評估及量化抗腐蝕能力之指標。

首先將 AW 試件與經過 650°C 及 750°C 熱處理試件做比較，經過熱處理的試件敏化值相較於 AW 試件而言，皆有升高之趨勢，再比較兩種熱處理後經由雷射表面重熔之試件，由 Table 5 數據與金相 Fig. 15 至 Fig. 19 可知，經過雷射表面處理後的試件，敏化值有明顯降低的趨勢，抗腐蝕能力優於 AW 與熱處理試件，兩種不同的能量密度皆能使表面的抗腐蝕能力提升。比較兩種熱處理試件表面，可看出高能量密度(22.44J/mm<sup>2</sup>)皆有較佳的抗腐蝕能力。

Table 5、each specimen of  $I_a$ 、 $I_r$  and DOS values

	$I_a(A)$	$I_r(A)$	DOS(%)
AW	$5.83 \times 10^{-3}$	$3.16 \times 10^{-5}$	0.54
650°C/24hr	$5.32 \times 10^{-3}$	$9.31 \times 10^{-5}$	1.75
650°C 低能量密度	$9.55 \times 10^{-3}$	$1.17 \times 10^{-5}$	0.12
650°C 高能量密度	$2.38 \times 10^{-2}$	$1.42 \times 10^{-5}$	0.06
750°C/24hr	$5.85 \times 10^{-3}$	$5.53 \times 10^{-5}$	0.95
750°C 低能量密度	$5.63 \times 10^{-3}$	$1.20 \times 10^{-5}$	0.21
750°C 高能量密度	$4.74 \times 10^{-3}$	$5.74 \times 10^{-6}$	0.12

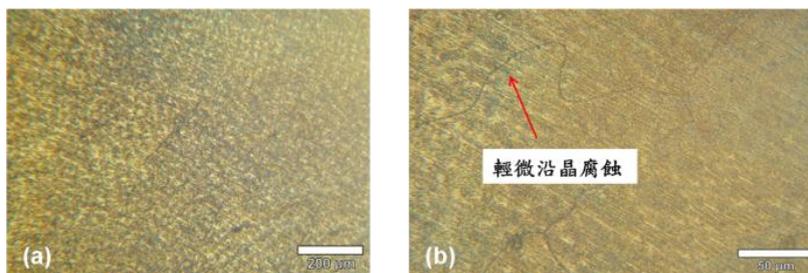


Fig. 15、AW specimen surface microstructure after the DL-EPR  
(a)100X (b)500X

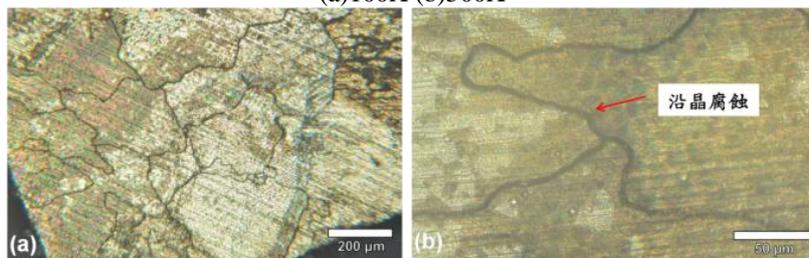


Fig. 16、650°C/24hr specimen surface microstructure after the DL-EPR  
(a)100X (b)500X

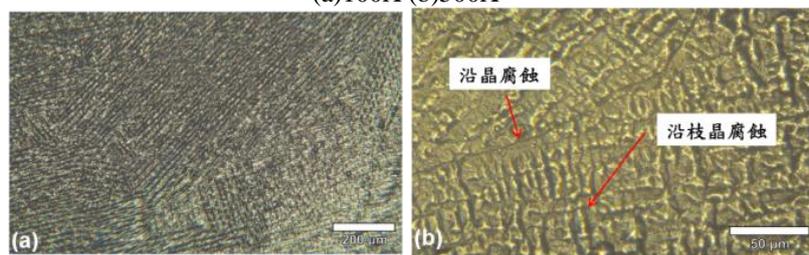


Fig. 17、750°C/24hr specimen surface microstructure after the DL-EPR  
(a)100X (b)500X

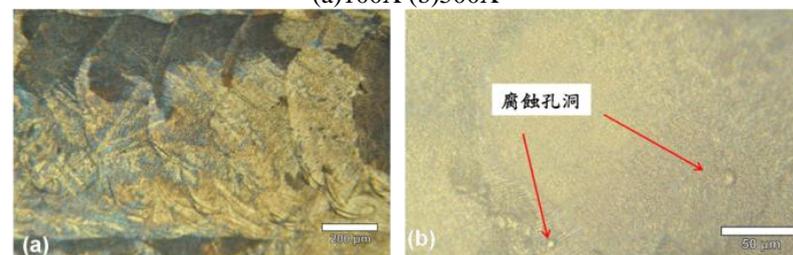


Fig. 18、low energy density specimen surface microstructure after the DL-EPR  
(a)100X (b)500X

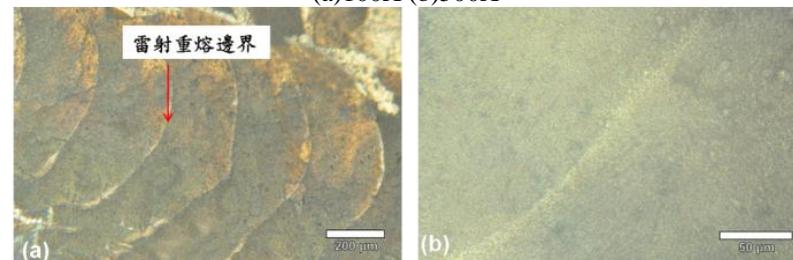


Fig. 19、high energy density specimen surface microstructure after the DL-EPR  
(a)100X (b)500X

## 4. 結論

1. 經由 GTAW 覆鍍的 Alloy 52 因過冷度之差異使得主要組織結構為柱狀枝晶與等軸晶，枝晶間因偏析作用使 TiC/TN 生成。經由 650°C 及 750°C 熱處理後，Cr 擴散至晶界與枝晶間產生富鉻碳化物，造成周圍缺鉻區產生，並降低材料的抗沿晶腐蝕及枝晶間腐蝕能力。
2. 固定光斑大小後以能量密度 6.11J/mm<sup>2</sup> 與 24.44J/mm<sup>2</sup> 對試件表面雷射表面進行重熔處理，能量密度較高者其熔融深度較深，主要組成為緻密柱狀枝晶。重熔區內將原先位於晶界與枝晶間的析出物重熔回基地內，於腐蝕試驗中有效提升抗腐蝕能力。重熔區邊緣的熱影響區加熱溫度未達析出物之熔融溫度，使得此區間內殘存之析出物於腐蝕試驗中降低其抗腐蝕能力。
3. 以高速鑽孔法量測雷射表面處理所之殘留應力。原始銲件表面為殘留張應力，650°C 及 750°C 熱處理試件表面殘留張應力值相對較低。經過雷射表面處理後之試件，於凝固過程中於表面引入殘留張應力，其中雷射能量密度高者殘留張應力較高，其量值為 238.79MPa，仍低於材料本身之降伏應力，然於腐蝕試驗中並未產生不良影響。
4. 以雙環動電位再活化法量測各試件抗腐蝕能力，可得經由 650°C 及 750°C 熱處理後，試件敏化值較原始銲件差，其金相顯示，影響兩者差異為嚴重的沿晶腐蝕與沿枝晶腐蝕。而雷射表面重熔處理後，試件有較低敏化值，其中以低雷射能量密度重熔後，熱影響區內未完全熔融的析出物使表面產生較淺腐蝕孔洞，而高能量密度試件則無明顯區域性腐蝕，整體呈現極輕微的沿枝晶腐蝕情形。故本研究建議用於 Alloy 52 表面處理之雷射重熔能量密度為 24.44J/mm<sup>2</sup>。

## 5. 參考文獻

1. S. H. J. Gorman, P. Riccardella, G. A. White, "PWR Reactor Vessel Alloy 600 Issues," *Companion Guide to the ASME Boiler & Pressure Vessel Code*, vol. 3, pp.1-6, 2006.
2. M. S. L. and S. R. E., "Behavior and Hot Cracking Susceptibility of Filler Metal 52 M (ERNiCrFe-7A) Overlays on Cast Austenitic Stainless Steel Base Materials," p. 333-352, 2011.
3. Noritaka Yusa, Ladislav Janousek, Mihai Rebican, Zhenmao Chena, Kenzo Miyaa, Naoki Chigusa, Hajime Ito, "Detection of embedded fatigue cracks in Inconel weld overlay and the evaluation of the minimum thickness of the weld overlay using eddy current testing", *Nuclear Engineering and Design*, Vol.236, 2006, p.p.1852-1859.
4. 許家旗, "雷射表面重熔法修補Alloy 82 衰化之效果研究," 碩士論文, 國立成功大學機械所, 台南, 2012.
5. 曾秉鈞, "雷射表面重熔參數對SUS 304 敏化不鏽鋼去敏化之影響," 碩士論文, 國立成功大學機械所, 台南, 2009.
6. 陳冠聿, "雷射表面處理修補衰化Alloy 82 之效果研究," 碩士論文, 國立成功大學機械所, 台南, 2011
7. 葉東昌, "鎳基690銲件之特性與組織改善研究," 碩士論文, 國立成功大學機械所, 台南, 1997。
8. 鄭勝隆, "鎳基690合金與SUS304不鏽鋼異種金屬銲接特性與微結構研究," 博士論文, 國立成功大學機械所, 台南, 2003。
9. A. E837, "Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole Drilling Strain-Gage Method," 2001。
10. ASTM A262, "Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels," 2010。
11. A.G108-94, "Standard Test Method for Electrochemical Potential Reactivation (EPR) for Detecting Sensitization of AISI Type 304 and 304L Stainless Steels," 2010。
12. K.Hulka, "Characteristic Feature of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel," *Niobium Technical Information, NPC GmbH*, vol. 49(211)。