

行政院原子能委員會  
委託研究計畫研究報告

鎳基合金覆銲組織熱裂性研究

The effect of solidification micro-constituents on the hot  
cracking susceptibility of Ni-based overlay welds

計畫編號：NL1070386

受委託機關(構)：國立台灣海洋大學材料工程研究所

計畫主持人：蔡履文 教授

聯絡電話：02-24622192 EXT 6417

E-mail address：[bo186@mail.ntou.edu.tw](mailto:bo186@mail.ntou.edu.tw)

研究期程：中華民國 106 年 5 月至 106 年 12 月

研究經費：新臺幣 620,000 元

核研所聯絡人員：吳泰融

報告日期：107 年 12 月 1 日

## 目 錄

中文摘要 .....	1
英文摘要 .....	2
壹、計畫緣起與目的 .....	3
貳、研究方法與過程 .....	5
參、主要發現與結論 .....	7
肆、結論 .....	12
伍、參考文獻 .....	27

## 中文摘要:

以氬鐸多道次重覆鐸方式使用 IN52M 及 52MSS 覆鐸於 CF8A 鑄造不銹鋼(SS)。形成於覆鐸層的熱裂縫與枝晶邊界上最後凝固微小生成物有關，熱裂縫則傾向生於鐸接界面處，尤其位於鎳基覆鐸層及 CF8A 基材界面位置。 $\gamma$ -MC 型碳化物及  $\gamma$ -金屬間化合物共晶導致 52M 及 52MSS 覆鐸產生熱裂縫，因 52MSS 覆鐸層含有較多的 Nb 及 Mo 含量，因此枝晶邊界形成粗大且數量較多的微小析出物，導致 52MSS 覆鐸層顯現較 52M 覆鐸層為高之熱裂敏感性。此外，於 52M 及 52MSS 覆鐸層內發現晶界移動，但在本研究中仔細檢測不同試片後並未發現誘發失延裂縫(ductility-dip cracking, DDC)，實用上為了避免 CF8A 基材雜質汙染所致熱裂縫，施行鎳基合金覆鐸前建議施以覆鐸前兩層不銹鋼緩衝層。

關鍵字：IN52M、覆鐸、CF8 不銹鋼、熱裂縫

**Abstract:**

The weld overlay of IN52M and 52MSS onto CF8A casted stainless steel (SS) was carried out by using a gas tungsten arc welding process in multiple passes. The hot cracking of the overlay welds was related with the final microconstituents at the interdendritic boundaries. Hot cracks were more likely to grow from the weld interfaces, especially between the Ni-based overlay and CF8A substrate. The formation  $\gamma$ -MC and  $\gamma$ -intermetallic eutectics were responsible for the hot cracking of 52M and 52MSS overlays. The greater Nb and Mo contents in the 52MSS overlay enhanced the formation of coarser and greater amount of microconstituents at the interdendritic boundaries. Therefore, 52MSS overlay behaved higher hot cracking sensitivity than 52M overlay. Moreover, migrated grain boundaries were observed in 52M and 52MSS overlays, but did not induce ductility dip cracking (DDC) after careful examinations in this study. To avoid hot cracking related with impurity contamination from the CF8A substrate, it was suggested to add two buffering layers before applying Ni-based overlays.

**Keywords:** IN 52M, Weld overlay, CF8A stainless steel, Hot cracking.

## 壹、計畫緣起與目的

近年來國內外核電廠在反應器壓力槽管嘴（低合金鋼）與冷卻水管件（不銹鋼）接口之鎳基合金鐸道處，曾陸續發生應力腐蝕等破裂問題。為能有效防止裂痕的持續成長，除了採接管件的更換之外，核能工業界多採用覆鐸（Overlay）技術進行修補施工作為另一替代方法，即在鐸道破裂處外表面施以覆鐸層（Overlay weld），除了能增加管壁厚度外，亦可於管路內壁產生壓應力抑制裂縫成長，使管路結構達到相關安全要求。此外，對於可能產生破裂之相關管件，核電廠亦採用預防性覆鐸（Preemptive weld overlay, PWOL）技術預先進行修補，不但能避免鐸道發生非預期破裂，亦可減少管路檢測作業提昇機組運轉效益。

IN82/182 的異質鐸件易遭受到應力腐蝕而破裂，通常發生在核能電廠高溫水環境下的反應爐及管道系統。除直接替換應力腐蝕破裂零件之外，可應用覆鐸或預覆鐸方式改善構件應力腐蝕破裂，IN52, 52M 及 152 合金廣泛的用來當作覆鐸之填料，覆鐸誘發殘留壓縮應力有效降低應力腐蝕破裂產生。鎳基合金容易在鐸接的過程中產生凝固裂縫，其成因為凝固邊界含低溫液態薄膜及共晶組成熔液，52M 覆鐸鐸件其不同的區域，其中以覆鐸界面有較高的裂縫產生趨勢，52M 覆鐸時其高熱裂敏感性，主要是由於鐸接過中基材稀釋釋放雜質元素汙染所致，降低覆鐸時的稀釋率能有效減緩 52M 覆鐸產生裂

縫。在實際應用上適當的緩衝層能夠減少 52M 覆銲時所發生的熱裂，以 SS 307Si 做為緩衝層時，比應用 SS 308L 更能有效的減少熱裂情形的產生。覆銲材添加較多 Nb 易促成樹枝狀偏析增加，導致 52M 覆銲時其邊界液化裂縫更嚴重，文獻指出增加 Nb 及 Mo 含量將會使得偏析物的尺寸及數量增加，此外 Nb 及 Ti 在 52M 覆銲所產生的碳化物將會提高 Laves 相的形成，這將會增加覆銲時熱裂的發生。

除了凝固裂縫，鎳基填料用於銲補修復核反應元件時易產生延性下降裂縫(ductility-dip cracking, DDC)，鎳基合金銲接產生的 DDC 主要發生於銲接再熱區，其成因為晶界滑動、雜質於晶界脆化及晶界析出。應變斷裂試驗顯示 52M 發生 DDC 歸咎於晶界滑動。根據文獻指出 IN52 較 IN82 合金更易於產生 DDC，在 52 合金中加入 Nb 及 Ti (52M) 可以降低 DDC 的敏感性，其原因為 NbC 及 TiC 於晶界的析出阻擋晶界移動。文獻指出將 52 合金組成多添加 2.5% Nb 及 3.0% Mo (52MSS) 能減緩多道次銲接後 DDC 的情況。

本研究使用氬銲(GTAW)多道次重覆銲方式，將鎳基合金 52M 及 52MSS 填料覆銲在 CF8A SS 基材上，觀察覆銲後晶界的顯微組織及分析析出物化學組成，探討有效銲接熱輸入量、填料種類對覆銲層熱裂及 DDC 敏感性影響。此外，將探討覆銲顯微組織及熱裂機制的關聯性。

## 貳、研究方法與過程

將離心鑄造 CF8A 不銹鋼鑄錠加工成尺寸為 100mm 長、90mm 寬、30mm 板材並作為覆銲之基材，施行多道次氬銲(GTAW)銲接進行覆銲，一般而言，覆銲鎳基填料於 CF8A 基材之前會先覆銲不銹鋼緩衝層。在本研究中，使用直徑 1.2 之 mm ER 308L 金屬填料作為覆銲於 CF8A 基材上的緩衝層，直徑 0.9mm 52M 及 52MSS 合金則直接覆銲於 CF8A 基材或不銹鋼緩衝層表面。表 1 為 CF8A 基材、ER308L、52M 及 52MSS 填料的成分組成，本研究所使用之銲接參數為銲接電流 185 安培、銲接電壓 19.5 伏特、台車速度 125 毫米/分，而改變送線速度則能夠改變熔填速率及有效的熱輸入量。圖 1 顯示試片經過覆銲後，觀察熱裂縫及失延裂紋(DDC)試片之取裁位置示意圖。

鑄造不銹鋼經過覆銲後，使用線切割沿著平行覆銲方向或垂直銲接方向將欲觀察試片切下，並將切下的試片做進一步金相製備，使用光學顯微鏡(OM)及掃描式電子顯微鏡(SEM) 觀察金相試片顯微組織，以 MVK-G1500 硬度測試機使用荷重 300gf 時間 15 秒測試不同試樣之維氏硬度，差示掃描量熱法(DSC)用於量測鎳基填料及覆銲試片液化溫度及固化溫度。使用裝置於場發射 SEM 上的 X 射線能量散步分析儀(EDS)或電子微探儀(EPMA)，來測定晶界處各不同相的化學組成，此外，使用電子背向繞射(EBSD)鑑定存在於枝狀晶

界的微量組成物之結構。



### 參、主要發現與結論

圖 2 顯示為巨觀覆銲試件上視圖，適當的將多道銲道彼此交疊，覆銲試件表面較為平整。圖 2(a)及(b)為直接將 52M 及 52MSS 填料覆銲於 CF8A 基材上之表面型態，結果顯示熱裂縫傾向生於停弧火口，尤其易發生在 52MSS 的銲道，並且有時則會於 52MSS 覆銲層發現細小裂縫。停弧火口凹陷形貌則會對凝固收縮應力有較低之抵抗能力，導致熱裂縫較易在此處生成。為了避免 CF8A 基材有害元素的汙染，實作上會先將 308L 填料堆銲於 CF8A 基材上作為緩衝層，而後再將鎳基填料覆銲在緩衝層表面。根據先前文獻得知，採用緩衝層能有效降低熱裂縫敏感性，圖 2(c)及(d)顯示於 308L 緩衝層上覆銲 52M 及 52MSS 之表面形貌，若覆銲末期再填入額外的金屬填料，緩和停弧火口凹陷程度，由於火口凹陷情形改善而有效降低覆銲形成熱裂縫的趨勢。實際上改善火口凹陷後，只觀察到少數因覆銲而形成於凹陷的表面裂縫，相較於未先預覆銲 308L 緩衝層，減少 CF8A 基材稀釋必能增強覆銲層對於熱裂縫之抵抗能力。

圖 3 為典型覆銲後之橫截面，圖 3(a)顯示 52M 直接覆銲於 CF8A 基材時，52M 填料送線速度為 1500 毫米/分，覆銲層底部波紋可得知部分 CF8A 基材在覆銲過程中熔融稀釋至鎳基覆銲層。假如先將 308L 緩衝層覆銲於鎳基填料，則銲接後橫截面形貌如圖 3(b)所示，實際使用 308L 填料其送線速度 1050 毫米/分，結果顯示，雖然緩衝

層整體厚度不低於 2 毫米，但可於特定位置尤其是銲珠交疊處發現緩衝層深度不足，覆銲鎳基填料前增加 308L 送線速度至 1250 毫米/分及疊銲兩層於 CF8A 基材上，巨觀覆銲橫截面如圖 3(c)所示，若使用較厚之緩衝層，則能較有效避免覆銲 IN 52M 及 IN 52MSS 時來自 CF8A 基材的汙染。此外，增加 52M 之送線速度也能造成覆銲層厚度增加，及減少可觀察到的表面裂縫。

圖 4 顯示覆銲件之金相顯微結構，CF8A 基材包含 8% 肥粒鐵，骨架較粗大的  $\delta$  肥粒鐵分散在  $\gamma$  基地中。CF8A 基材，52M 及 52MSS 覆銲微硬度分別為 155Hv、160 及 190，結果顯示 52MSS 覆銲層硬度值高於 52M，而 CF8A 基材為三者中硬度最小，而 52MSS 硬度值高於 52M，且與 52MSS 拉伸強度高於 52M 有著密切相關性。若直接將鎳基合金覆銲於 CF8A 基材上，不論那種填料(圖 4(a)&(b))裂縫則會於界面處誘發。如先前所述，先覆銲緩衝層後再堆銲鎳基填料，只有少數表面裂縫在 52M 覆銲之停弧火口被觀察到，及很少表面裂縫於 52MSS 覆銲層被發現到。若將焦點放置於停弧火口，裂縫往往從鎳基填料/308L 銲接界面往鎳覆銲區成長(圖 4(c)&(d))。因此，存在於覆銲層內部的裂縫，可能經由長期使用而延伸至外表面。熱裂縫起源處主要從銲接界面的稀釋區，這說明凝固模式、微觀結構、及沃斯田系銲道組織型態將會受合金組成或鎳，鉻當量影響。為了避免於銲接時產生熱裂縫，沃斯田系銲道要免於熱裂需具備較低的

雜質濃度。在銲接界面發生時大量稀釋時將伴隨合金成分改變，導致異質金屬銲接凝固型態由肥粒鐵轉變為沃斯田鐵型態。因此，這些從基材而來的雜質預期將會在銲接界面處誘發熱裂縫。若於鎳基合金覆銲表層沿平行表面切一層薄切面，進行更廣泛的樣品熱裂縫檢測，結果顯示具緩衝層 52MSS 覆銲很少發現凝固裂縫，先前文獻相關的結果亦指出 52MSS 覆銲後有較高之熱裂敏感性。

圖 5 為顯示各個覆銲試片詳細的顯微結構，無論鎳基填料種類，於光學微結構顯示基地微細胞狀枝晶，其邊界為不規則的細小析出物，即使有些為片狀白色相(圖 5(a)&(b))。根據先前文獻，於枝晶邊界所發現之白色相中富含 Ti, Nb, 及 Mo 元素，此外，52MSS 覆銲層與 52M 覆銲層相比較，晶界析出物尺寸較大且數量較多，值得注意的 52M 覆銲層具長島狀白色的相，並且匯總了許多不規則型態(圖 5(c))。相較之下，於 52MSS 覆銲層發現的鍊島狀析出物則是被嵌入凝固裂縫裡(圖 5(d))。此外，而粗大的白色相呈現似刺繡形貌可能是與凝固最後階段共晶反應有關。無疑的，覆銲時形成熱裂的原因和那些生長於枝晶邊界相或析出物有關。此外，銲接時覆銲層凝固組織產生了晶界移動，如圖 5(e)&(f)所示，52MSS 覆銲層移動後晶界曲折度較 52M 覆銲層高，前者於邊界之析出物數量遠大於後者，晶界移動時受到較多的析出物阻礙而造成較曲折的晶界。試片經過重新拋光後，那些移動後晶界很難被觀察到。沿平行銲接方向

截取覆鍍表層試片，兩種覆鍍試件均未發現失延裂紋。金相製備檢測覆鍍層之裂縫，圖 6 顯示鎳基覆鍍層內部裂縫之表面特徵，熱裂縫開口顯示裂縫內熔滴表面富含細小析出物，而眾多特徵則證實覆鍍層內裂縫屬於凝固裂縫。此外，背向電子圖像顯示白色析出物與凝固時合金元素晶界偏析有關，從形貌可推斷出裂縫表面之層狀結構與凝固最後階段產生共晶反應有關。

鎳基合金覆鍍層內晶界析出物使用 EPMA 分析元素分佈情形，實驗結果如圖 7 所示，晶界凝固生成物主要為富 Nb 及 P 元素，Nb 應是鎳基覆鍍填料偏析結果，P 的來源推測應是來自 CF8A 基材污染，國外文獻研究 IN690 覆鍍亦發現相同情況，P 偏析促使低溫熔融殘液晶界凝固而引發熱裂產生。52MSS 覆鍍層晶界析出物，其 EPMA 成份分析結果如圖 8 所示，此凝固層狀組織顯示為富 Mo、Nb、C 元素，且 Ti 及 C 元素共同偏析形成細小粒狀物，推測此層狀物為  $\gamma$ -MC 共晶生成物，凝固生成此共晶反應物有害於覆鍍層抗熱裂性。圖 9 所示為 52MSS 覆鍍層內亦於晶界處觀察到島鏈狀生成物，並且晶界處亦生成較大塊狀物，EPMA 分析結果顯示；細長島鏈狀生成物主要富 Nb 和 C 元素，稍粗大塊狀仍有 Mo 及 Si 元素集中情形，Nb、Mo 共同偏析並與 C 結合推測主要形成碳化物。於鎳基覆鍍層內亦發現其它層狀形貌生成物，如圖 10 所示，由 EPMA 元素分佈情形得知：主要仍為富 Nb、C 元素並伴隨些許 Mo 元素偏

析，因此推測此層狀物為凝固末期於晶界位置所產  $\gamma$ -MC 共晶反應結果。

如前所述，除一般細小顆粒狀生成物晶界島鏈狀析出物，及較粗大塊狀物，經 EPMA 元素分佈結果得知主要均為 MC 碳化物。實際亦發現覆鋅層內存在較大區塊鏈狀物，如圖 11 所示，EPMA 分析結果此晶界生成物為富 Nb 及 Mo 元素，C 元素並未在此析出物內偵測到，實際配合 EBSD 分析結果顯示：此晶界生成物為  $\text{Ni}_3\text{Mo}$ 。另一晶界長鏈狀生成物，如圖 12 所示，經 EPMA 及 EBSD 共同分析結果亦證實為  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  介金屬析出物。覆鋅層內晶界位置發現層狀或鏈狀碳化物及介金屬，此兩種晶界生成物應和覆鋅層熱裂有強烈關聯性，推測覆鋅層凝固末期於晶界位置產生  $\gamma$ -MC、 $\gamma$ -MC 共晶反應，形成晶界低融點液態薄膜而導致熱裂產生。圖 13 所示為 52M、52MSS 鋅線及覆鋅層組織熱差分析圖，實驗固化、液化及兩相溫度區間如表 3 所列，實驗結果顯示：52MSS 鋅線其固化溫度略低於 52M 填料，但卻有較高之液化溫度，因此 52MSS 兩相溫度區範圍較寬廣。分析兩種鋅材其覆鋅層凝固特性，經覆鋅後形成之凝固組織會伴隨元素偏析，實際結果顯示：無論何種鋅材覆鋅層均呈現固、液化溫度降低情形，且兩相溫度區變得較寬廣。由結果得知：52MSS 其較寬廣兩相區溫度範圍，加上較低之固化溫度，因此於凝固末期伴隨升高之收縮壓力，而產生較高之熱裂傾向。

#### 肆、結論

1. 避免 CF8A 基材雜質汙染所致覆鍍層熱裂縫，施行鎳基合金覆鍍前建議施以覆鍍前兩層不銹鋼緩衝層。
2. 52MSS 填料其 Nb (2.5)、Mo(3.5)含量遠較 52M (Nb (0.8)、Mo(0.05)) 填料為高，因此枝晶邊界形成較粗大且數量較多的微小析出物， $\gamma$ -MC 型碳化物及  $\gamma$ -金屬間化合物共晶生成物，導致 52MSS 覆鍍層顯現較 52M 覆鍍層為高之熱裂敏感性。
3. 鎳基合金覆鍍層會有熱裂縫及失延裂縫產生，且失延裂縫尺寸一般比熱裂縫微小，因此防止覆鍍層熱裂縫產生應是首要目標，針對此缺陷，52M 填料比 52MSS 填料更適合覆鍍使用。此外，兩種覆鍍試件均只顯現覆鍍層晶界移動現象，在本實驗鍍接條件下均未發現失延裂紋，52MSS 晶界之析出物數量遠大於 52M，因此 52MSS 覆鍍層內晶界移動時受到較多的析出物阻礙而造成較曲折的晶界。
4. EPMA 及 EBSD 分析結果顯示雜質汙染、晶界 Nb 碳化物(MC) 及介金屬( $\text{Ni}_3\text{Mo}$ ) 生成物導致覆鍍層熱裂縫產生。另一方面降低覆鍍有效熱輸入量可降低鎳基合金熱裂傾向。

表 1. CF8A 基材、ER308L、52M 及 52MSS 填料的化學成份

Materials	Element											
	C	Cr	Ni	Fe	Mn	Nb	Mo	Ti	Si	P	S	Nb+Ta
CF8A	0.05	18.3	8.2	Bal	1.3	/	/	/	0.5	0.02	0.006	/
308L	0.01	20	10	Bal	1.7	/	0.1	/	0.4	0.02	0.01	/
52M	0.02	29.7	Bal	8.8	0.7	0.8	0.05	0.17	0.11	0.002	0.0005	0.14
52MSS	0.023	29.5	Bal	8.8	0.31	2.5	3.5	0.18	0.11	0.004	0.0005	0.01

表 2. 不同填料覆銲層硬度

	Test1	Test2	Test3	Test4	Test5	Avg(Hv)
52M	158.8	157.9	160.6	161.1	159.2	159.5
52MSS	192.3	192.9	196.9	193.7	193.8	193.9

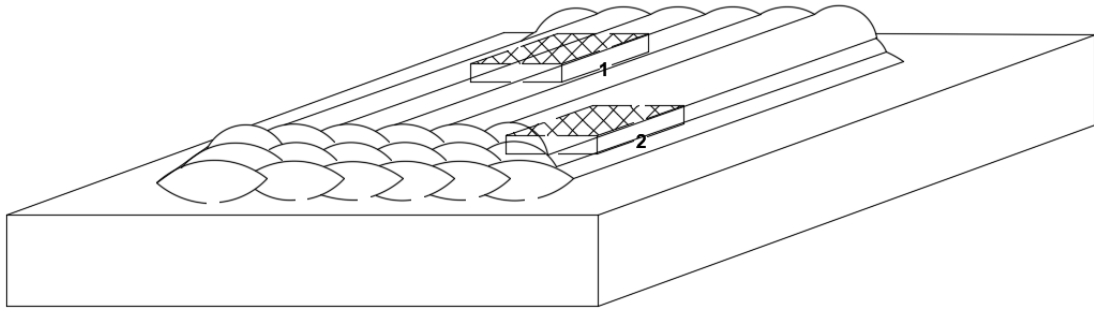
表 3. 52M、52MSS 填料及其覆銲層固化及液化溫度

Materials	Temperature(°C)		
	T <sub>S</sub>	T <sub>L</sub>	ΔT <sub>L→S</sub>
52M filler	1345	1381	36
52MSS filler	1342	1399	57
52M overlay	1310	1358	48
52MSS overlay	1291	1378	81

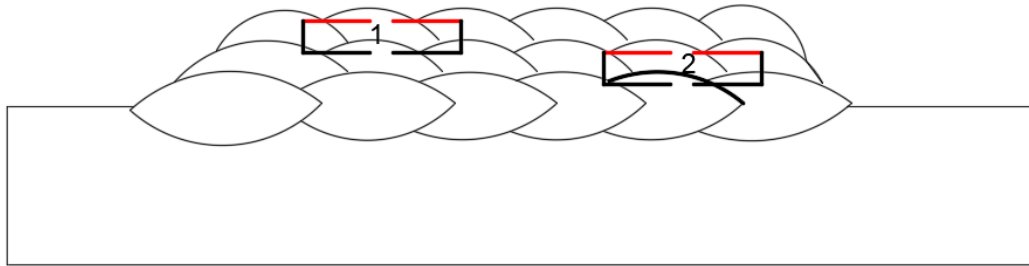
T<sub>S</sub> : Solidus temperature

T<sub>L</sub> : Liquidus temperature

ΔT<sub>L→S</sub> : Solidification temperature range



(a)



(b)

圖 1. 覆鉚試件(a) 熱裂縫及(b)失延裂紋試件取裁位置示意圖



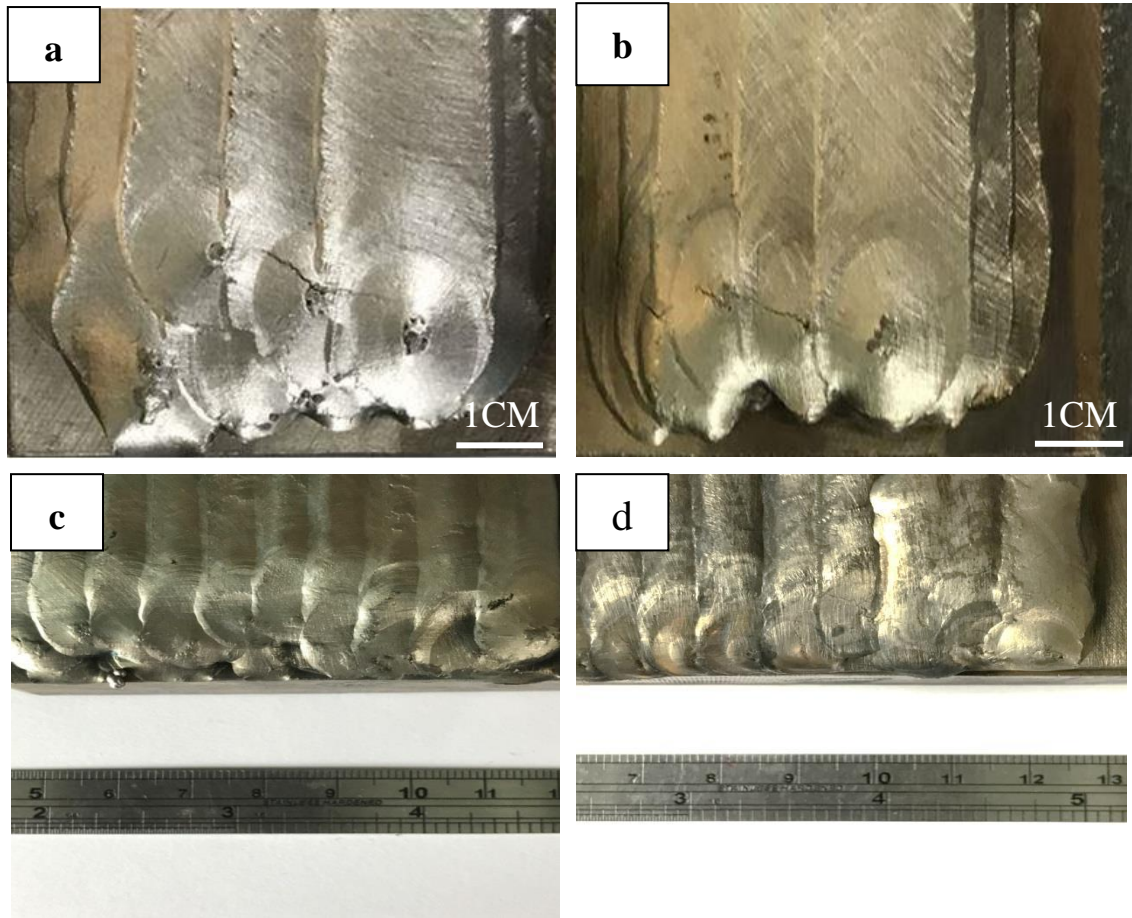


圖 2.(a) 52M 填料直接覆銲於 CF8A 基材銲件端部外觀， (b) 52MSS 填料直接覆銲於 CF8A 基材銲件端部外觀， (c) 先覆銲 308L 緩衝層再覆銲 52M 試件端部外觀， (d) 先覆 308L 銲衝層再覆銲 52MSS 試件端部外觀

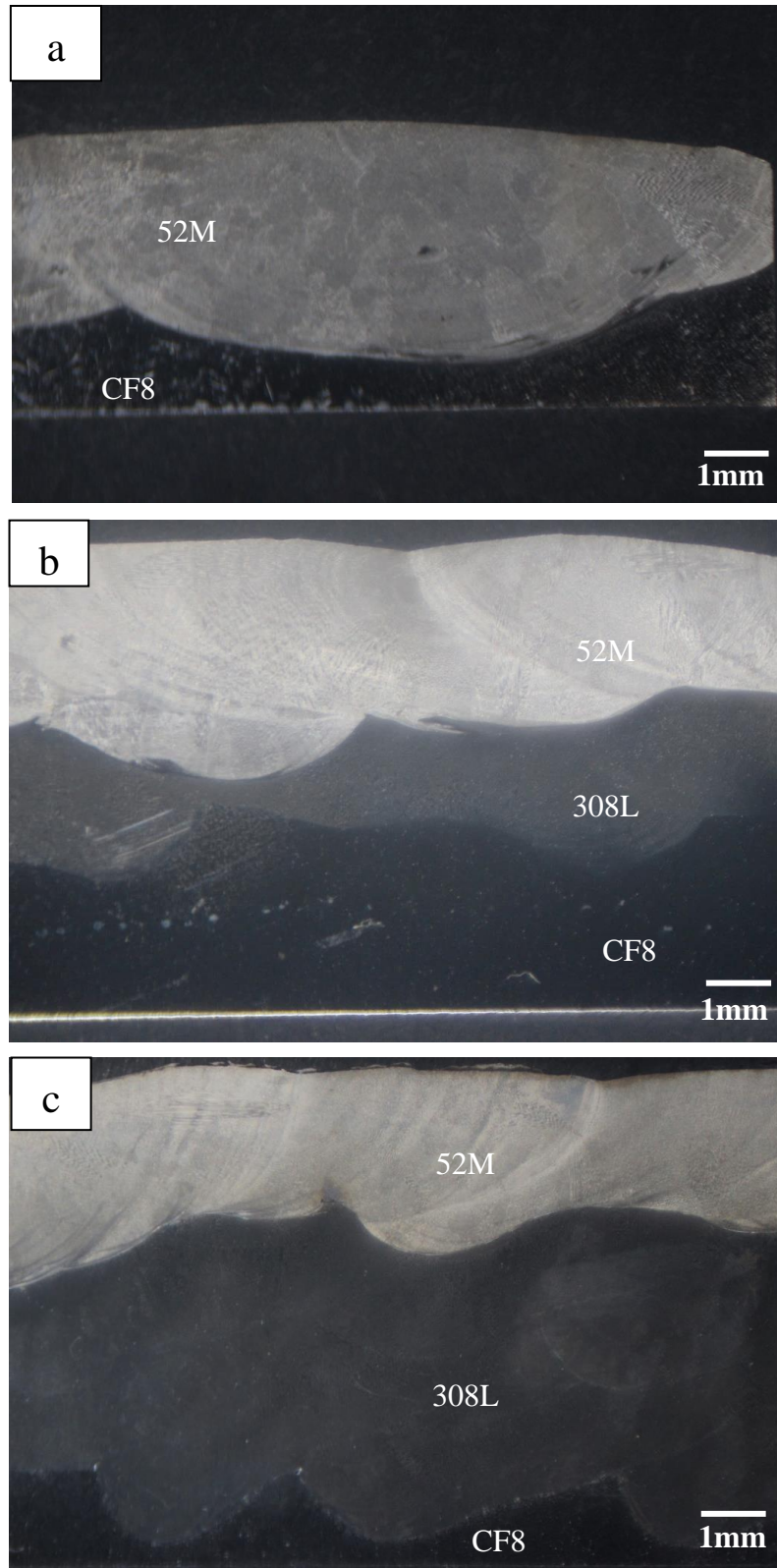


圖 3.(a) 52M 填料直接覆鍍於 CF8A 基材橫截面巨觀，(b) 52M 填料覆鍍於 308L 緩衝層橫截面巨觀，(c) 兩層 308L 緩衝層橫截面巨觀



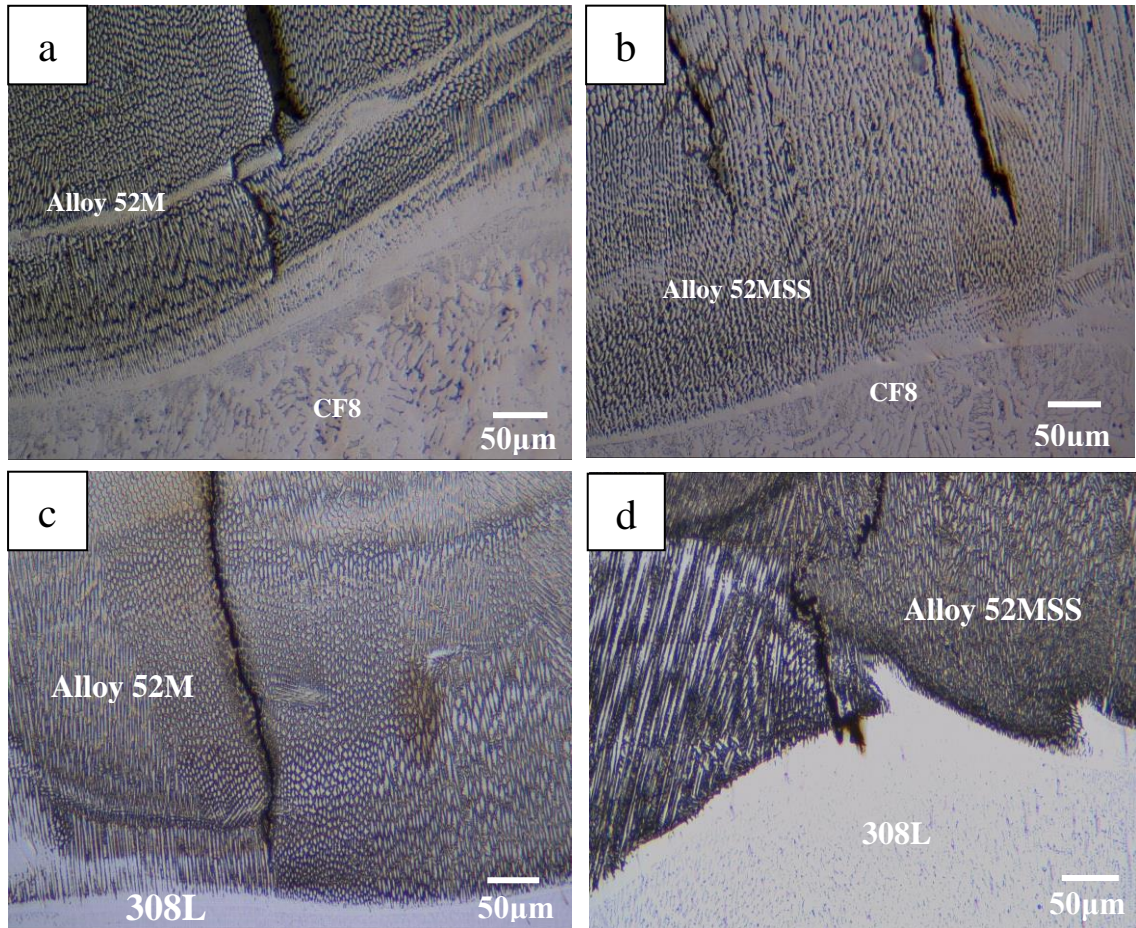


圖 4. 不同試件光學金相: (a) 52M 填料直接覆銲於 CF8A 基材橫截面, (b) 52MSS 填料直接覆銲於 CF8A 基材橫截面, (c) 52M 填料覆銲於 308L 緩衝層橫截面, (d) 52MSS 填料覆銲於 308L 緩衝層橫截面金相組織



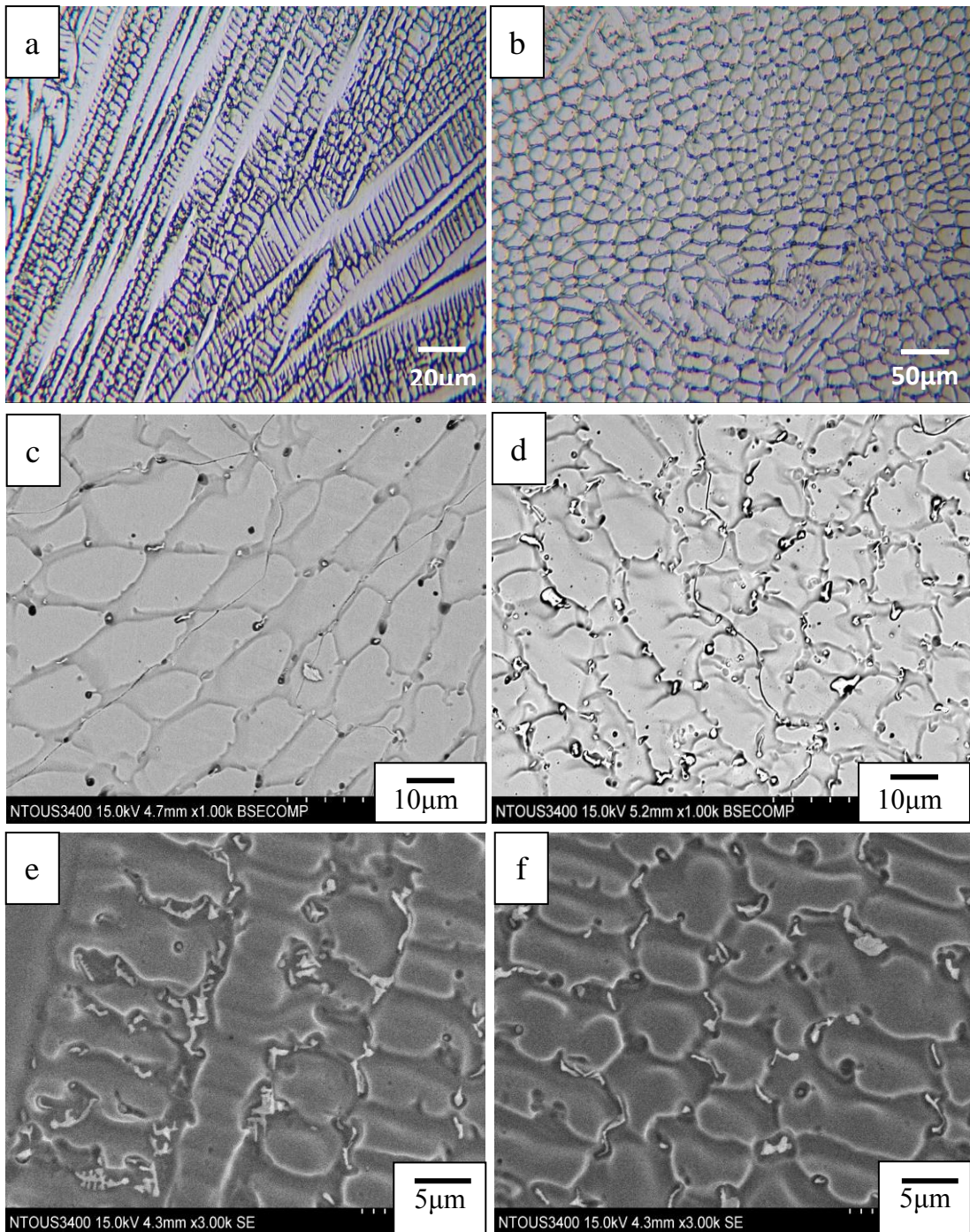
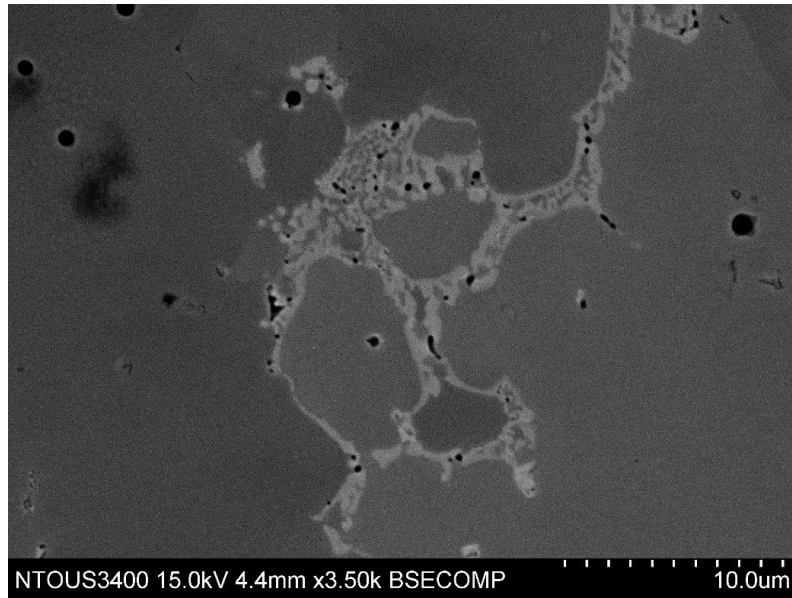
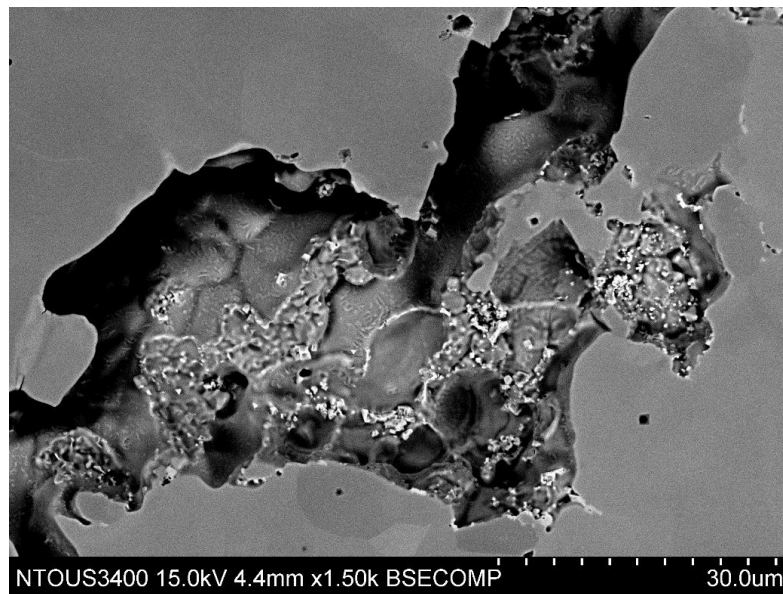


圖 5.(a)&(b)52M 覆鋅層金相顯微組織，(c) )52M，(d) 52MSS 覆鋅層  
內產生之移動晶界，(e) 52M，(f)52MSS 覆鋅層內晶界析出物



(a)



(b)

圖 6. 鎳基覆鋅層(a) 晶界共晶析出物，(b) 內部裂縫之表面特徵

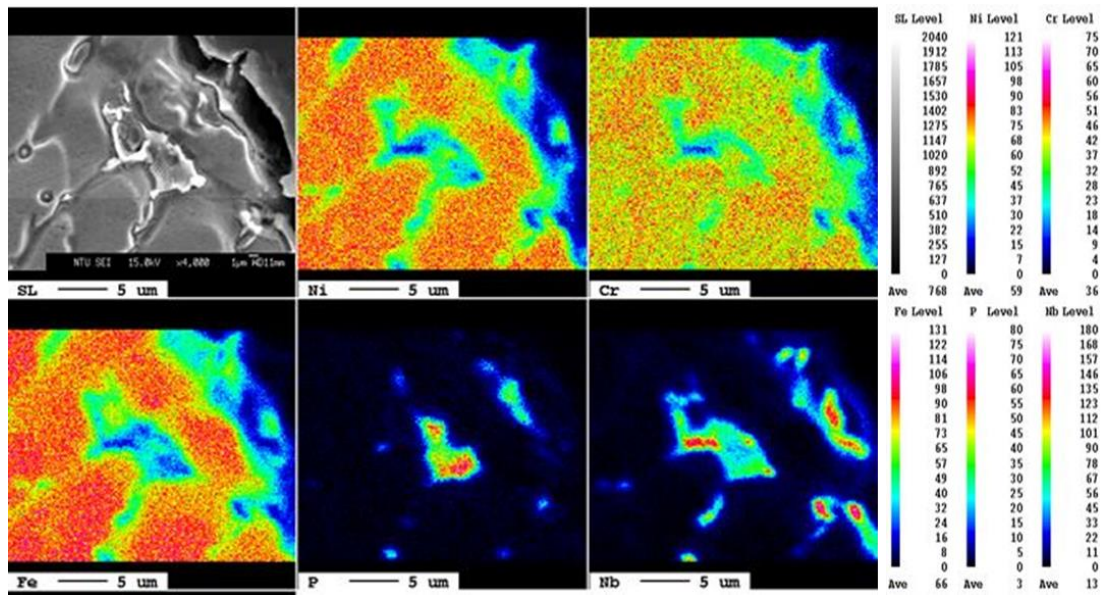


圖 7. 52M 鎳基覆鋅層晶界析出物 EPMA 成份分析



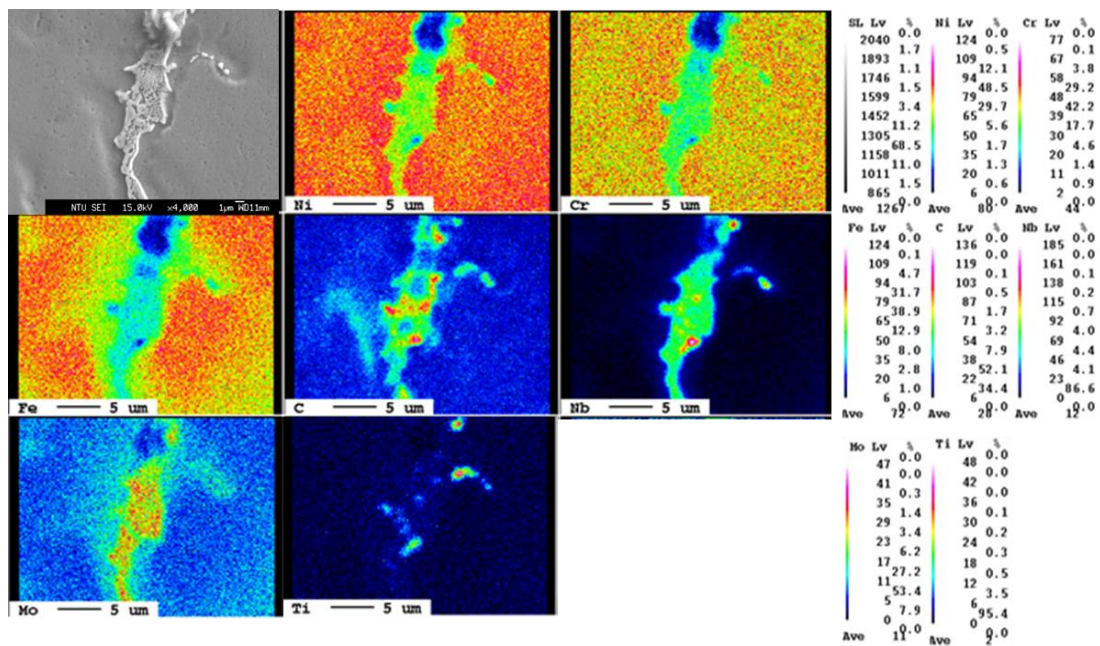


圖 8. 52MSS 鎳基覆鋳層晶界層狀析出物 EPMA 成份分析

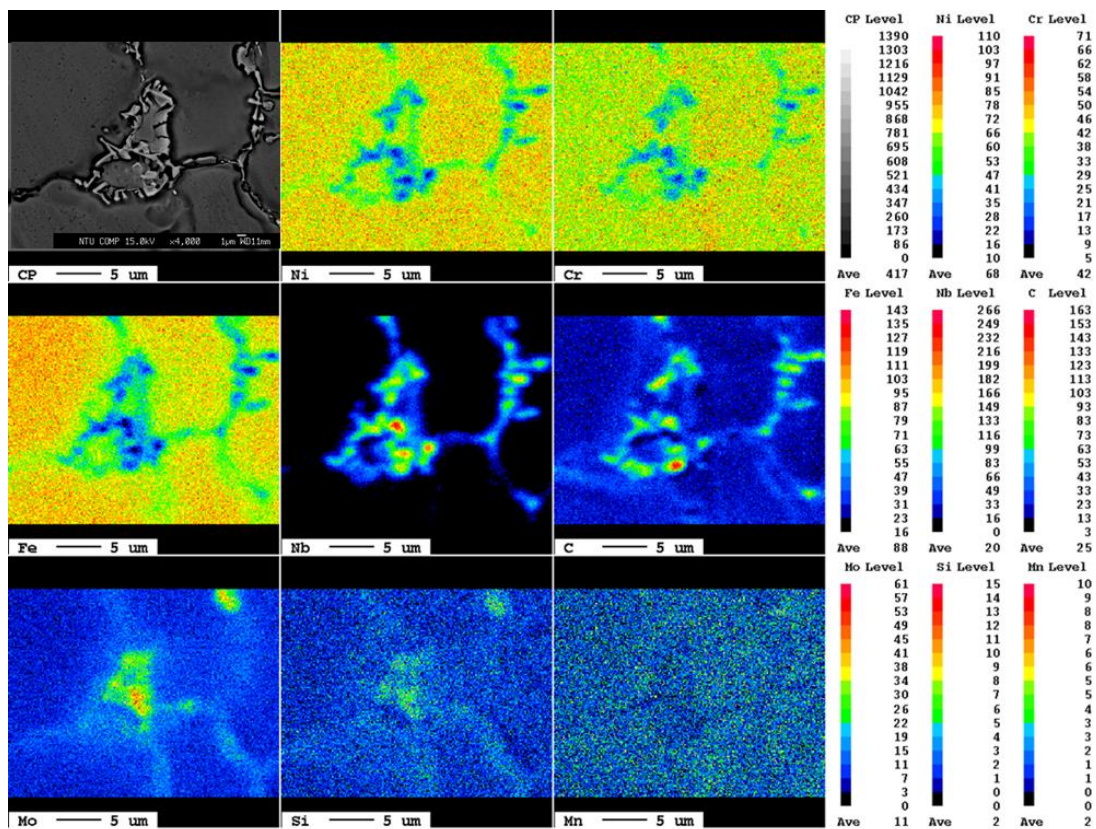


圖 9. 52MSS 鎳基覆鋅層晶界析出物 EPMA 成份分析



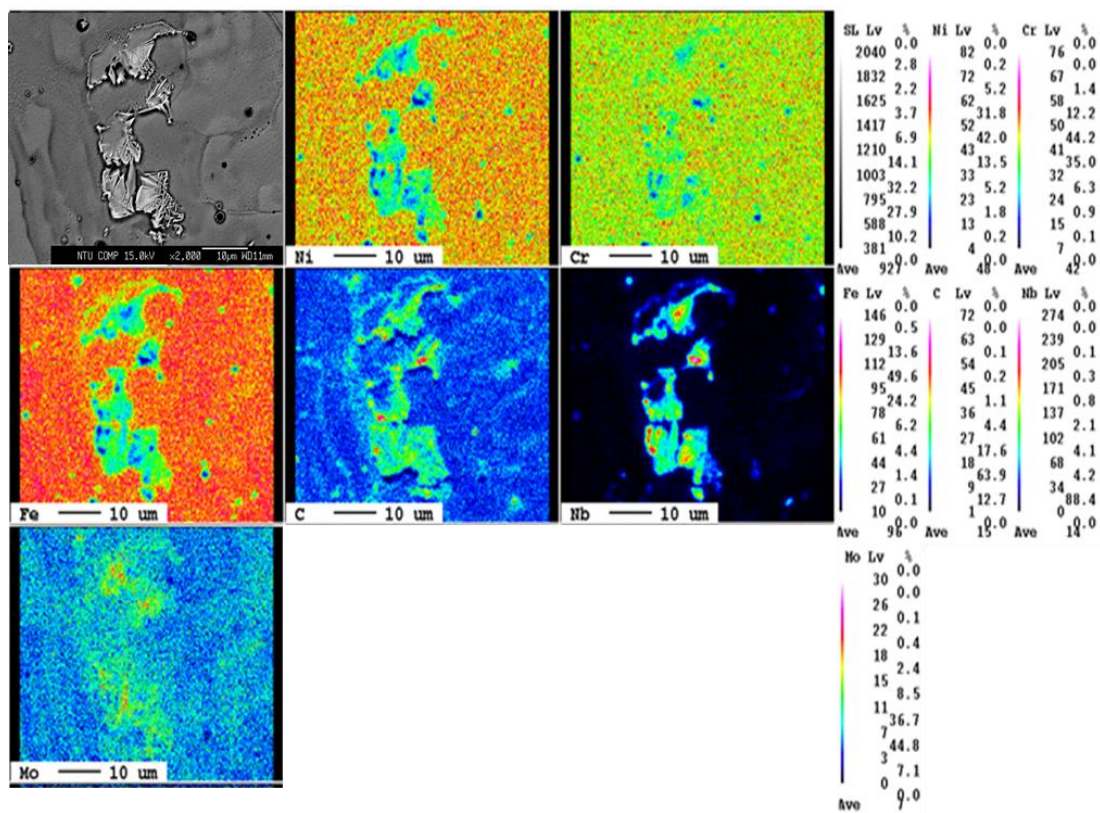


圖 10. 鎳基覆鋁層晶界析出物 EPMA 成份分析

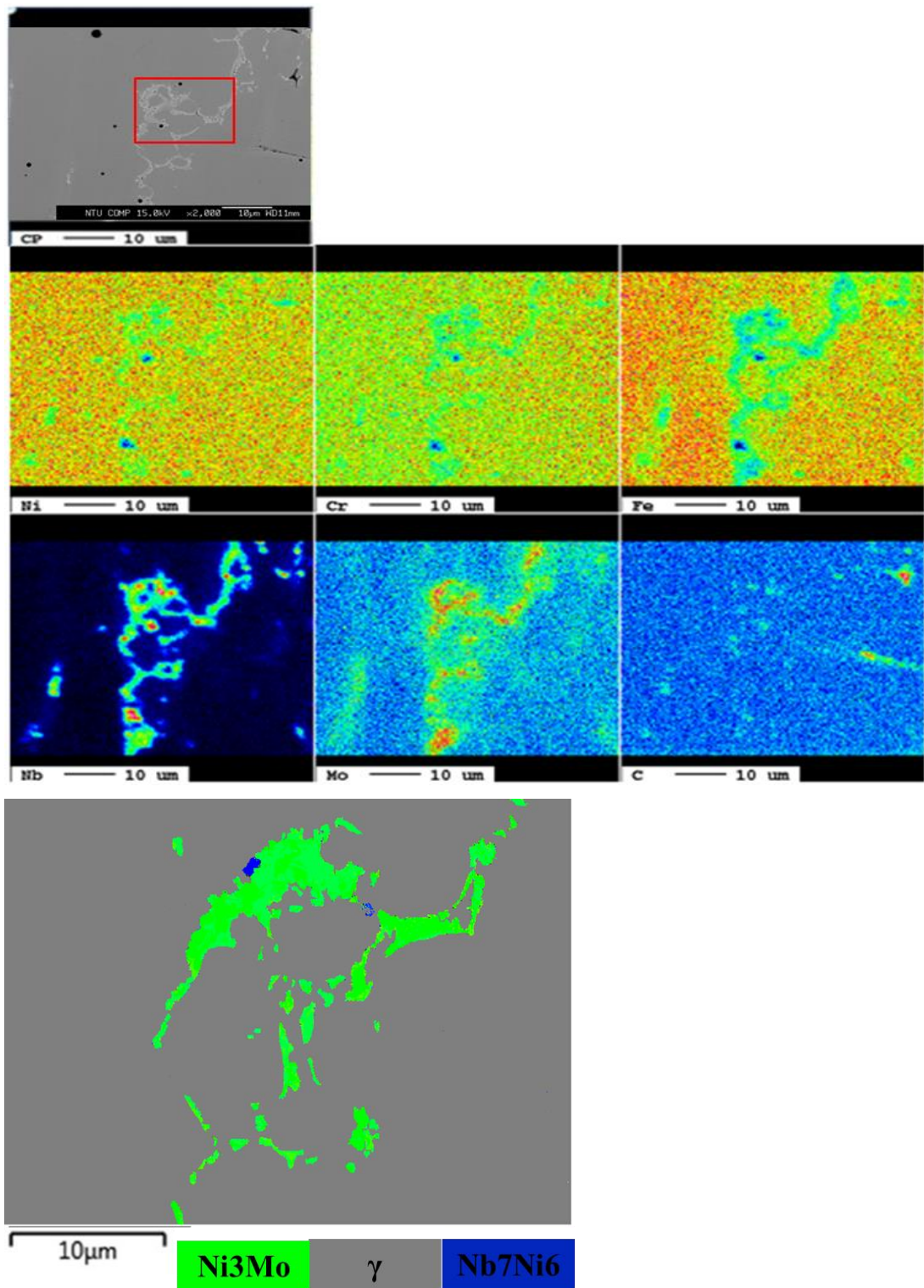


圖 11.52 MSS 鎳基覆鋯層晶界層狀析出物 EBSD 成份分析

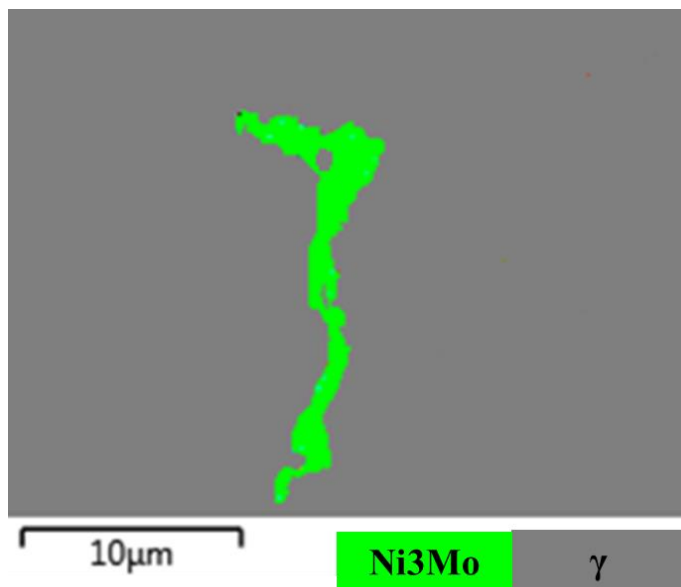
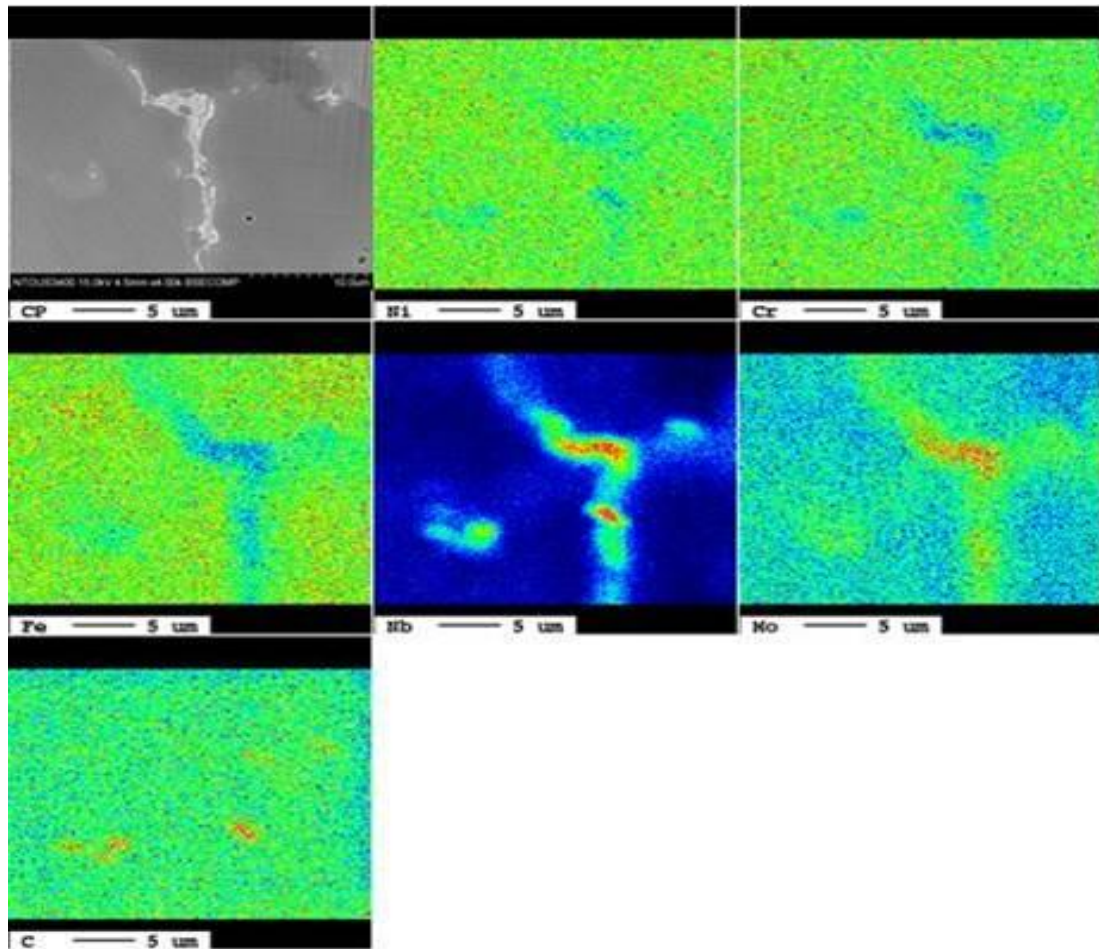


圖 12.52 MSS 鎳基覆鉀層晶界層狀析出物 EBSD 成份分析

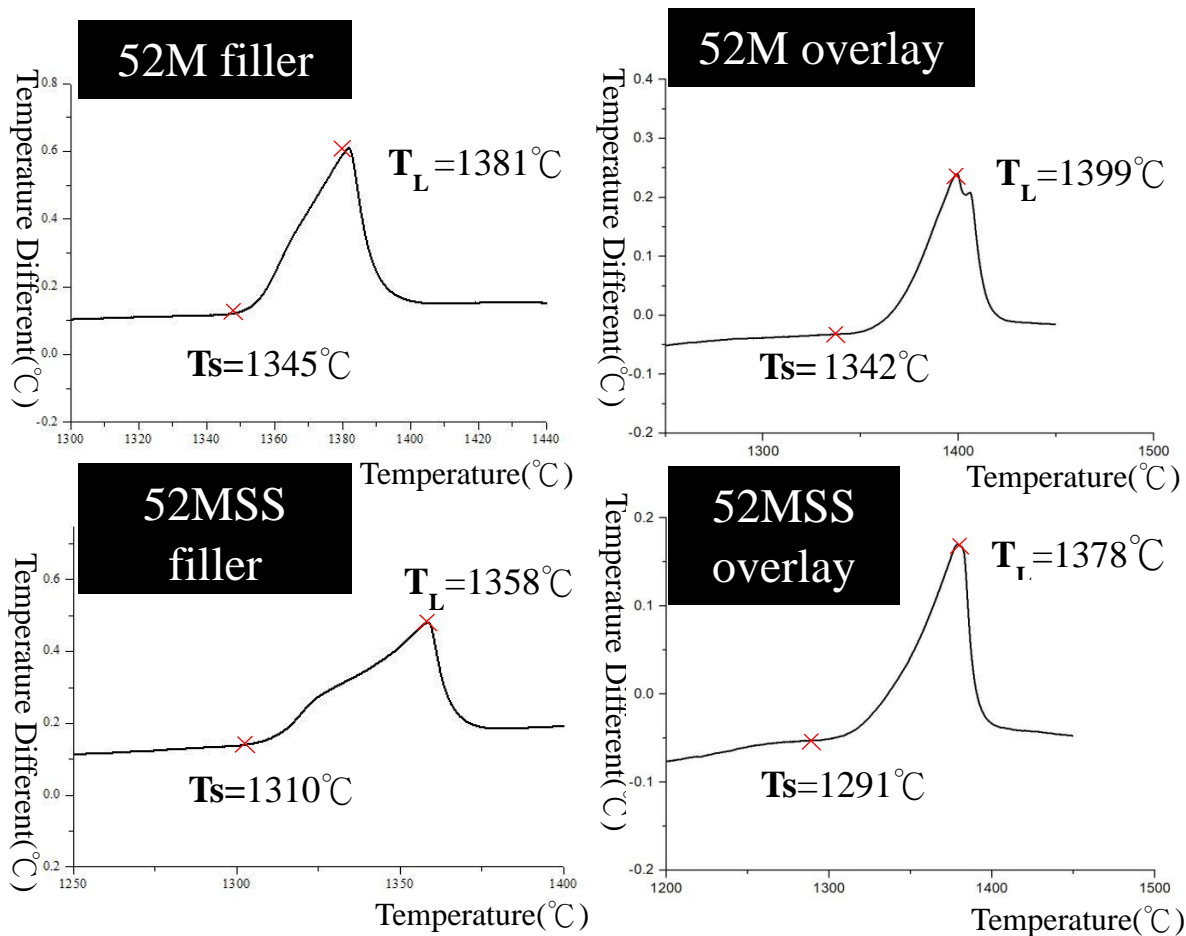


圖 13. 52M、52MSS 鍍線及覆鍍層組織熱差分析圖

## 伍、参考文献

1. Park, J.-H.; Chopra, O. K.; Natesan, K.; Shack, W. J.; Cullen Jr., W. H. Boric acid corrosion of light water reactor pressure vessel head materials. In *12th International Conference on Environmentally Degradation of Materials in Nuclear systems - Water Reactors*; TMS, **2005**; pp. 459–468.
2. Bamford, W.; Hall, J.A review of alloy 600 cracking in operating nuclear plants including alloy 82 and 182 weld behavior. In *12th International Conference on Nuclear Engineering*; ASME, **2004**; pp. 131–139.
3. Scott, P. M.; Combrade, P. On the mechanism of stress corrosion crack initiation and growth in alloy 600 exposed to PWR primary water. In *11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors*; ANS, **2003**; pp. 29–38.
4. Jenssen, A.; Norrgaard, K.; Lagerstroem, J.; Embring, G.; Tice, D. R. Assessment of cracking in dissimilar metal welds. In *10th International Conference on Environmentally Degradation of Materials in Nuclear systems - Water Reactors*; NACE International, **2001**.
5. King, C.; Frederick, G. *Technical basis for preemptive weld overlays for alloy 82/182 butt welds in PWRs (MRP-169) Revision 1*; EPRI, **2008**.
6. Xie, Y.; Wu, Y.; Burns, J.; Zhang, J. Characterization of stress corrosion cracks in Ni-based weld alloys 52, 52M and 152 grown in high-temperature water. *Mater. Charact.* **2016**, *112*, 87–97.
7. Li, G.; Zhang, M.; Huang, J.; Sun, Z.; Wu, Y. A comparative study on microstructure and properties of Inconel 52M overlays deposited by laser beam and GTA cladding. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* **2015**, *81*, 103–112.
8. Song, T. K.; Bae, H. R.; Kim, Y. J.; Lee, K. S. Numerical investigation on welding residual stresses in a PWR pressurizer safety/relief nozzle. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* **2010**, *33*, 689–702.
9. Huang, C. C.; Liu, R. F. Structural integrity analyses for preemptive weld overlay on the dissimilar metal weld of a pressurizer nozzle. *Int. J. Press. Vessel. Pip.* **2012**, *90–91*, 77–83.



10. Fink, C.; Zinke, M.; Keil, D. Evaluation of hot cracking susceptibility of nickel-based alloys by the PVR test. *Weld. World* **2012**, *56*, 37–43.
11. Chen, T.-C.; Cheng, Y.-H.; Tsay, L.-W.; Shiue, R.-K. Effects of grain boundary microconstituents on heat-affected zone cracks in a Mar-M004 weldment. *Metals (Basel)*. **2018**, *8*, 201.
12. Cheng, Y.-H.; Chen, J.-T.; Shiue, R.-K.; Tsay, L.-W. The evolution of cast microstructures on the HAZ liquation cracking of Mar-M004 weld. *Metals (Basel)*. **2018**, *8*, 35.
13. Chen, K.-C.; Chen, T.-C.; Shiue, R.-K.; Tsay, L.-W. Liquation cracking in the heat-affected zone of IN738 superalloy weld. *Metals (Basel)*. **2018**, *8*, 387.
14. Angella, G.; Barbieri, G.; Donnini, R.; Montanari, R.; Richetta, M.; Varone, A. Electron beam welding of IN792 DS: effects of pass speed and PWHT on microstructure and hardness. *Materials (Basel)*. **2017**, *10*, 1033.
15. Li, Q.; Lin, X.; Wang, X.; Yang, H.; Song, M.; Huang, W. Research on the grain boundary liquation mechanism in heat affected zones of laser forming repaired K465 nickel-based superalloy. *Metals (Basel)*. **2016**, *6*, 64.
16. Lippold, J. C.; Kiser, S. D.; DuPont, J. N. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*; John Wiley & Sons, **2011**.
17. Hänninen, H.; Brederholm, A.; Saukkonen, T. Hot cracking susceptibility of Ni-base alloy dissimilar metal welds. In *Hot Cracking Phenomena in Welds II*; Springer: Berlin, Heidelberg, **2008**; pp. 171–191.
18. Chu, H. A.; Young, M. C.; Chu, H. C.; Tsay, L. W.; Chen, C. Hot cracking susceptibility of Alloy 52M weld overlays onto CF8 stainless steel. *J. Nucl. Mater.* **2013**, *433*, 419–423.
19. Shih, Y.-J. Mitigation of hot cracking of alloy 52M overlay on cast stainless steel CF8A. *Sci. Technol. Weld. Join.* **2013**, *18*, 566–572.
20. Lin, C.-M. Relationships between microstructures and properties of buffer layer with Inconel 52M clad on AISI 316L stainless steel by GTAW processing. *Surf. Coatings Technol.* **2013**, *228*, 234–241.
21. Chu, H. A.; Young, M. C.; Chu, H. C.; Tsay, L. W.; Chen, C. The effect of Nb

- and S segregation on the solidification cracking of alloy 52M weld overlay on CF8 stainless steel. *J. Mater. Eng. Perform.* **2014**, *23*, 967–974.
22. Ko, G.; Seo, K. M.; Kim, H. J.; Hong, H. Characteristics of hot cracking in dissimilar joint of A690 overlay and stainless steel clad. *Weld. World* **2017**, *61*, 945–953.
  23. Tsai, K.-C.; Jeng, S.-L. A feasibility study of applying SS 307Si buffer layer for mitigating the hot cracking of Ni-based weld overlay. *J. Mater. Eng. Perform.* **2017**, *26*, 3698–3709.
  24. Li, G.; Lu, X.; Zhu, X.; Huang, J.; Liu, L.; Wu, Y. The segregation and liquation crackings in the HAZ of multipass laser-welded joints for nuclear power plants. *J. Mater. Eng. Perform.* **2017**, *26*, 4083–4091.
  25. Jeng, S.-L.; Chang, Y.-H. The influence of Nb and Mo on the microstructure and mechanical properties of Ni–Cr–Fe GTAW welds. *Mater. Sci. Eng. A* **2012**, *555*, 1–12.
  26. Zhang, X.; Li, D.-Z.; Li, Y.-Y.; Lu, S.-P. Effect of Nb and Mo on the microstructure, mechanical properties and ductility-dip cracking of Ni–Cr–Fe weld metals. *Acta Metall. Sin. English Lett.* **2016**, *29*, 928–939.
  27. Hope, A. T.; Lippold, J. C. Development and testing of a high-chromium, Ni-based filler metal resistant to ductility dip cracking and solidification cracking. *Weld. World* **2017**, *61*, 325–332.
  28. Ramirez, A. J.; Lippold, J. C. High temperature behavior of Ni-base weld metal: Part I. Ductility and microstructural characterization. *Mater. Sci. Eng. A* **2004**, *380*, 259–271.
  29. Ramirez, A. J.; Lippold, J. C. High temperature behavior of Ni-base weld metal: Part II – Insight into the mechanism for ductility dip cracking. *Mater. Sci. Eng. A* **2004**, *380*, 245–258.
  30. Ramirez, A. J.; Sowards, J. W.; Lippold, J. C. Improving the ductility-dip cracking resistance of Ni-base alloys. *J. Mater. Process. Technol.* **2006**, *179*, 212–218.
  31. Chen, J. Q.; Lu, H.; Cui, W.; Chen, J. M.; Huang, Y. F. Effect of grain boundary

- behaviour on ductility dip cracking mechanism. *Mater. Sci. Technol.* **2014**, *30*, 1189–1196.
32. Chen, J. Q.; Lu, H.; Yu, C.; Chen, J. M.; Zhang, M. L. Ductility dip cracking mechanism of Ni–Cr–Fe alloy based on grain boundary energy. *Sci. Technol. Weld. Join.* **2013**, *18*, 346–353.
  33. McCracken, S. L.; Alexandrov, B. T.; Lippold, J. C.; Sowards, J. W.; Hope, A. T. Hot cracking study of high chromium nickel-base weld filler metal 52MSS (ERNiCrFe-13) for nuclear applications. **2010**, 879–889.
  34. Yushchenko, K.; Savchenko, V.; Chervyakov, N.; Zvyagintseva, A.; Guyot, E. Comparative hot cracking evaluation of welded joints of alloy 690 using filler metals Inconel 52 And 52 MSS. *Weld. World* **2011**, *55*, 28–35.