

行政院原子能委員會 委託研究計畫研究報告

核能電廠反應器冷卻水系統壓力邊界異質銲接件覆銲後之
特性研究

Interfacial characteristics of the dissimilar overlay-weld in the
cooling system of a nuclear power plant

計畫編號： BRS030707

受委託機關：國立台灣海洋大學材料工程研究所

主持人：蔡履文

聯絡電話：02-24622192 EXT 6417

E-mail address: b0186@mail.ntou.edu.tw

核研所聯絡人員:吳泰融

報告日期: 106 年 11 月 30 日

(本報告內容純係作者個人之觀點，不應引申為本機關之意見)

目 錄

中文摘要	3
ABSTRACT	5
壹、計畫緣起與目的	7
貳、研究方法與過程	8
參、主要發現	9
一、實驗鑄造不銹鋼性能.....	10
二、鑄造不銹鋼覆鋅.....	12
三、鑄造不銹鋼拉伸試驗.....	13
四、鑄造不銹鋼衝擊試驗.....	14
五、鑄造不銹鋼應力腐蝕試驗.....	15
肆、結論	17
伍、相關文獻整理	19
陸、參考文獻	42

中文摘要

本研究是利用 Gleeble 熱模擬機，探討 CF8 鑄造不銹鋼經銲接或覆面銲接後，其熱影響區從高溫急冷至室溫產生明顯相變態，探討原始具不同含量肥粒鐵的鑄造不銹鋼，其銲件熱影響區肥粒鐵含量及形貌組織變化，評估此一相變態對拉伸、衝擊及水環路應力腐蝕性能之影響。

實驗包含兩種不同肥粒鐵含量鑄造不銹鋼，各為含 8% (M) 及 21% (H) 肥粒鐵試件，經過 Gleeble 熱模擬加熱處理後分別命名為 MG 及 HG 試件，實驗結果顯示：熱模擬加熱後 H 試件的肥粒鐵含量從原本 21% 上升到了 47%，M 試件則從原本的 8% 增加為 18%，顯示銲接熱循環促使 CF8 鑄造不銹鋼肥粒鐵量大幅增加，尤其以原始高肥粒鐵鑄件更為明顯。硬度量測結果同於材料強度變化，較高強度對應較高硬度。拉伸試驗結果顯示：四種不同肥粒鐵含量試件，除 M 試件外其餘 3 者具相當之抗拉強度，延伸率高低依序為 $M > MG > H > HG$ ，降伏強度則呈現與延性相反趨勢，其高低依序為 $HG > MG > H > M$ ，試驗結果為肥粒鐵含量影響試件延性與降伏強度。在衝擊試驗結果顯示：衝擊值高低依序為 $MG > M > HG > H$ ，值得注意的是 H 試件在經過熱模擬加熱後衝擊值反而是大幅上升。熱模擬試片雖具有較原始鑄

件為高之肥粒鐵含量，但細化之顯微組織反而有利衝擊韌性但不利延性。掃描電子顯微鏡觀察拉伸試件破壞面，M 及 MG 試件主要呈現延性孔洞(dimple)的形貌，而 H 試件中則是有較多劈裂(cleavage)的形貌，結果表示 H 試件的脆性程度比 M 還高。於模擬 BWR 水環路環境應力腐蝕試驗結果顯示：不同試件巨觀斷裂即可發現平坦破壞區，斷裂面均顯示應力腐蝕劈裂破壞。

Abstract

The weld overlay has been applied to the piping system in a nuclear power plant to mitigate the occurrence of stress corrosion cracking (SCC). The thermal history during welding will result in phase transformation, and cause a great change in microstructures, especially in the heat-affected zone (HAZ) near the interfacial boundary. In this study, a stainless steel (308L) filler metal was employed to perform overlay welding on CF8 cast duplex stainless steels with different ferrite contents. Moreover, Gleebe thermal simulator was used to generate the thermal cycles on the CF8 substrate. The simulated specimens were subjected to microstructural examinations, tensile, impact, and stress corrosion cracking (SCC) tests. The effect of ferrite contents and morphologies on the mechanical properties was investigated. The SCC susceptibility of simulated specimens was evaluated by using a modified smooth tensile specimen, which was strained at constant extension rate tensile (CERT) tests under simulated coolant conditions in a nuclear reactor.

The results indicated that an increase in ferrite content in a CF8 substrate will lead to a minor increase in hardness. The thermal cycle provided by Gleebe thermal simulator caused a marked rise in ferrite contents, especially for the CF8 substrate with inherently high ferrite content. Near 50% ferrite was obtained in the high ferrite substrate after being subjected to Gleebe simulation. By contrast, a slight increase in

ferrite content from 8.0% to 18.3% was found for the low ferrite substrate with Gleebe thermal simulation. Besides, the ferrite morphologies alter from skeletal structure before thermal simulation to island-like of chain-like ones after Gleebe thermal treatment. The yield strength of the test samples increases with increasing ferrite content obviously, however, the ductility varies in reverse manner. It seems that the ultimate tensile strength of the samples reaches a plateau, if the ferrite content is greater than 18%. The impact toughness of low ferrite substrate was minor affected by the Gleebe thermal treatment. For the high ferrite substrate, it was noticed that Gleebe thermal treatment causes a great increase in impact toughness in comparison with the as-cast substrate. Moreover, cleavage-like fracture were seen in all of the samples subjected to slow extension-rate tensile tests in simulated BWR water condition with 10 ppm dissolved oxygen.

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。

本研究是針對不同肥粒鐵含量的 CF8 雙相不銹鋼，使用氬鐸（GTAW）多道次多重覆鐸方式，以 308L 不銹鋼填料來進行覆鐸製程，探討覆鐸製程對雙相不銹鋼熱影響區顯微組織之影響，並評估原始不同肥粒鐵含量雙相不銹鋼，受覆鐸熱循環所導致顯微組織差異。此外，覆鐸熱影響區組織可藉由 Gleeble 熱模擬機來產生，並將此組織在模擬核電廠水循環路環境中進行應力腐蝕試驗，比較不同肥粒鐵含量的 CF8 雙相不銹鋼，其熱影響區組織在水循環路應力腐蝕破裂

敏感性。

覆焊技術為目前核電廠鎳基合金焊道破損的主要維修(預防)技術。本研究主要係探討具不同肥粒鐵含量之鑄造不銹鋼基材，經氬焊多重覆焊後，針對鑄造不銹鋼側熱影響區顯微組織進行系統性研究。成果可提供台電公司或核能相關單位，作為評估鑄造不銹鋼覆焊後其應力腐蝕性能之重要參考依據。

貳、研究方法與過程

本研究使用不同肥粒鐵含量之 CF8A 雙相不銹鋼作為覆焊基材，填料則選用 308L 不銹鋼。試片的製作以氬焊 (GTAW) 多道次多重覆焊方式進行，於不同肥粒鐵含量鑄造不銹鋼基材上焊覆 308L 不銹鋼焊材，焊接參數則以核電廠常用且符合規範之施工參數為主。觀察覆焊焊件上層之組織係針對覆焊層 (不受稀釋影響) 本身為之，探討並比較凝固組織形貌及方向性，觀察焊件下層之組織係針對 CF8A 雙相不銹鋼側熱影響區顯微組織。

覆焊鑄造不銹鋼其熱影響區組織，可藉由 Gleeble 熱模擬機來產生，以 Gleeble 熱模擬機，來模擬 CF8A 鑄造不銹鋼側因焊接熱循環過程所引發高溫相變態，熱模擬試驗從室溫以 25°C/sec 的速率加熱至 1150°C，再以 10°C/sec 的速率加熱至 1255°C，再以 5°C/sec 的速率緩

慢加熱至 1320°C，在 1320°C 持溫一分鐘後施以水冷急速冷卻至室溫，圖 1 所示為模擬熱循環曲線。試驗首先觀察熱模擬試片顯微組織並量測其肥粒鐵含量。

表 1 所列為實驗材料元素組成。實驗使用場發射掃描式電子顯微鏡 (SEM) 搭配 EDX、EPMA 進行顯微組織觀察及微小區域成份分析，以了解鑄造不銹鋼肥粒鐵及沃斯田鐵化學組成。不同狀態的鑄造不銹鋼以線切割放電加工方式，因受限熱模擬加熱均溫區尺寸，實驗依據 ASTM E8M-04 規範設計拉伸試片(厚度為 2.5mm)，熱模擬試片及拉伸試片尺寸如圖 2 所示，利用應變規量測拉伸應變以求取降伏強度，在室溫環境下進行平板拉伸試驗，以求得材料的拉伸機械性質(圖 3)。另亦使用衝擊試驗機，依據 ASTM E23 規範(厚度為 2.5 mm)，於常溫下進行衝擊試驗，並使用場發射掃描式電子顯微鏡進行破斷面觀察。此外，亦將熱模擬試件製成拉伸與衝擊試驗試片，量測原始不同鑄造不銹鋼及熱模擬試件典型機械性值。不同試片並置放在模擬 BWR 核電廠水環路環境中進行應力腐蝕試驗，比較不同肥粒鐵含量的 CF8A 雙相不銹鋼及其熱影響區組織，在水環路中應力腐蝕破裂敏感性。使用掃描式電子顯微鏡觀察應力腐蝕試片破斷面，瞭解應力腐蝕裂縫成長路徑並推判材料之破裂行為。

參、主要發現

一、實驗鑄造不銹鋼性能

依據實驗鑄造不銹鋼肥粒鐵含量高低區分試件，使用分光儀測量 M (medium ferrite content)及 H (high ferrite content) 鑄造不銹鋼的元素組成如表 1 所列，依據下列經驗公式帶入各元素計算兩種不同鑄造不銹鋼之鉻當量(Creq)及鎳當量(Nieq)及鉻鎳當量比(Creq/Nieq):

$$Creq=(\%Cr)+(\%Mo)+1.5\times(\%Si)+0.5(\%Nb)$$

$$Nieq=(\%Ni)+30\times(\%C)+0.5\times(\%Mn)$$

H 及 M 試件之鉻鎳當量比各為: H (23.7, 10.7, 2.2), M (19.9, 10.2, 2.0)

高鉻鎳當量比有助於生成較多肥粒鐵。使用肥粒鐵計量測不同鑄造試件肥粒鐵含量，結果如表 2 所列。測得的結果 H 鑄造不銹鋼的平均肥粒鐵含量是 21.7，M 鑄造不銹鋼的平均肥粒鐵含量是 8.0。不同鑄造不銹鋼模擬銲接熱循環，量測其肥粒鐵含量及硬度值，並與原始材料進行比較。肥粒鐵計量測結果得知，經熱模擬加熱後試件其肥粒鐵含量大幅升高，HG 不銹鋼試件的平均肥粒鐵含量是 46.9，MG 不銹鋼試件的平均肥粒鐵含量是 18.3，對應不同鑄造不銹鋼試件之硬度值，H、M 鑄造試件其硬度值各為 HV 165 及 HV 158，高肥粒鐵量有略高之硬度值趨勢，經熱模擬加熱後，HG 及 MG 試件硬度值升高為 HV 180 及 HV 165，即熱模擬後肥粒鐵含量升高對應硬度值亦略升高。比較 H 及 MG 之材料特性，H 鑄造不銹鋼之肥粒鐵含量略高於

MG 試件，但兩者硬度相當，熱模擬試件較微細組織並未導致明顯硬化。

鑄造不銹鋼其原始狀態及經熱模擬後金相組織如圖 4 及 5 所示。於原始鑄造狀態，不同鑄造不銹鋼主要形成細長骨骼狀肥粒鐵。H 不銹鋼試件高肥粒鐵含量有較密且寬之肥粒鐵分布。經熱模擬加熱過後的肥粒鐵形貌發生變化，從原本骨骼狀肥粒鐵變成了分布更密集、細長條狀或島鏈狀肥粒鐵，金相組織驗證熱模擬後肥粒鐵含量大幅增加。

使用 EPMA 量測鑄造不銹鋼內肥粒鐵及沃斯田鐵兩相 Ni、Cr 合金含量，不同試件內合金含量變動情形如圖 6 所示，針對肥粒鐵內 Cr 含量變動，無論 H 或 M 試件經熱模擬後，由於肥粒鐵含量大幅升高，因此相對於原始鑄造試件，熱模擬試件內具較低 Cr 合金含量，反之，熱模擬試件其肥粒鐵內 Ni 合金含量較高，主要是因沃斯田鐵含量減少，原始沃斯田鐵內高 Ni 含量往肥粒鐵擴散的結果。與肥粒鐵相比，鑄造不銹鋼內沃斯田鐵具相對高 Ni 低 Cr 合金特性，不同試件經熱模擬後，整體上呈現熱模擬試件 Ni、Cr 合金含量均比原始狀態為高，肥粒鐵、沃斯田鐵兩相比例改變伴隨成份改變，對鑄造不銹鋼性能影響目前不清楚。

二、鑄造不銹鋼覆鋁

圖 7 所示為鑄造不銹鋼覆鋁試件巨觀表面特徵，使用 308L 鋁線於鑄造不銹鋼表面進行覆鋁，經氬鋁多道鋁接後，重疊之鋁道底部形成波紋狀，此是鑄造不銹鋼基材和填料互熔結果，覆鋁完成試件並未觀察到任何鋁接裂縫或缺陷。覆鋁試件橫剖面金相如圖 8 所示。308L 鋁道內含大量蕾絲狀肥粒鐵，且界面兩側可觀察到 308L 及鑄造不銹鋼兩者巨大肥粒鐵尺寸差異，鑄造不銹鋼肥粒鐵為細骨骼狀(M 試件)或為島塊狀(H 試件)，308L 鋁道其肥粒鐵尺寸明顯比鑄造不銹鋼要細微得多，此為 308L 鋁道覆鋁後高鋁後冷速導致形成微細 δ 肥粒鐵組織，鑄造不銹鋼則因低凝固速度而形成粗大肥粒鐵。界面處鋁接熱循環亦促使鑄造不銹鋼內肥粒鐵發生形貌改變，H 試件界面肥粒鐵主要分解為細小島塊狀，而 M 試件長島鏈狀肥粒鐵則因高溫固溶冷卻後，生成骨骼狀具有分歧旁支層狀肥粒鐵。

覆鋁試件於界面附近之微硬度分佈情形如圖 9 所示。雖然 308L 覆鋁層有明顯細化肥粒鐵組織，但實質上如結果所示：覆鋁鋁道內不因細化肥粒鐵組織而呈現高硬度，如同鑄造不銹鋼材經 Gleebe 熱模擬後肥粒鐵含量大幅增加，且肥粒鐵組織也大幅細化，但熱模擬後硬度上升情況卻有限，不像一般鋼材熱處理麻田散鐵硬化，形成細化組織以

致於明顯強化。無論原始鑄造不銹鋼基材為何，不同覆鍍區域間硬度值不會有很明顯差異，但不同覆鍍區域之顯微組織卻顯著不同。

三、鑄造不銹鋼拉伸試驗

拉伸試驗結果如表 3 所列，拉伸機械性能因顯微組織而改變，四種不同鑄造不銹鋼具不同肥粒鐵含量，除 M 試件外其餘 3 者具相當之抗拉強度，延伸率高低依序為 $M > MG > H > HG$ ，即肥粒鐵含量愈少延性率愈佳，降伏強度則呈現與延性相反趨勢，其高低依序為 $HG > MG > H > M$ ，即肥粒鐵含量愈高降伏強度愈高，肥粒鐵阻止差排移動導致降伏強度升高。但 3 不同肥粒鐵含量鑄造不銹鋼具相當之抗拉強度，推測是試件內沃斯田鐵和肥粒鐵達成異相強化，如同典型雙相不銹鋼，肥粒鐵因強度較高，因此隨肥粒鐵含量增加而強度變大，但沃斯田鐵在受應變時，由於沃斯田鐵變態成麻田散鐵，可大幅提升其應變強化能力，此變態所產生之強化效果比單純肥粒鐵受應變強化要大，在此兩者效應同時作用下，因此 3 不同肥粒鐵含量試件其抗拉強度相近，推測 600 MPa 應是鑄造不銹鋼最大強度極限。

如表 3 所列，各不同鑄造不銹鋼試件都具有相當高延伸率，即使是 HG 試件延伸率均達 30%，因此巨觀破斷面均呈現高剪變區。使用掃描式電子顯微鏡觀察拉伸斷裂面特徵，如圖 10 所示，整體上 M

及 MG 試件呈現延性窩穴破壞特徵，相對 H 及 HG 試件有較深二次裂縫沿晶界面成長趨勢，且 HG 試件破斷面易觀察到小區域劈裂形貌。於較高倍率觀察上述試片破斷面 (圖 11), M 及 MG 試件窩穴特徵佈滿破裂面，前述 HG 試件具有近 50%之肥粒鐵，一般沃斯田鐵延性優於肥粒鐵，但試件斷裂區卻呈現涵蓋肥粒鐵及沃斯田鐵之平坦脆性區，破壞面呈現低延性撕裂及類劈裂面特徵，因此推測在高肥粒鐵含量下，恐因肥粒鐵之優先斷裂導致沃斯田鐵亦產生低延性破壞。觀察 H 試件拉伸破壞面，除先前所述沿晶二次裂紋外，破斷面有類似台階狀平坦破壞，H 試件即使有 21.7%的肥粒鐵，原預期破壞面仍應維持兩相互相混雜情形，但卻形成涵蓋兩相範圍之脆性區。

四、鑄造不銹鋼衝擊試驗

各不同鑄造不銹鋼試件常溫衝擊值如表 4 所列，M 及 MG 試件兩者衝擊值相當且 H 試件有最低之衝擊韌性，值得注意的是 HG 試件衝擊值(32joule)遠較 H 試件(16joule)為高，如前所述，熱模擬加熱鑄造不銹鋼導致材料內部肥粒鐵升高，拉伸試驗結果得知不利於材料延性，但衝擊試驗顯示:高肥粒鐵含量鑄造不銹鋼經熱模擬加熱後，雖肥粒鐵含量升高，但由於形貌改變反而提升其衝擊值，進一步觀察衝擊試件破斷面，如圖 12 所示，M 及 MG 試件均呈現延性窩穴破裂，

兩者間之差異為 MG 試件內窩穴較大但淺。H 試件窩穴密集度不像前兩者般高，HG 試件則呈現貌似拉伸試件斷裂形貌。使用較高倍率呈現破壞面特徵(圖 13)，M 及 MG 試件主要仍是窩穴破壞特徵，H 試件內部卻則伴隨相當多數劈裂破壞，相同之脆性劈裂破壞並未在 HG 試件內觀察到。金相組織顯示:與 M 鑄造不銹鋼試件相比，H 鑄造不銹鋼試件內肥粒鐵含量較高，較易形成連續之邊界肥粒鐵組織，推測在高速衝擊下，裂縫沿肥粒鐵或肥粒鐵/沃斯田鐵界面成長，因此 H 鑄造不銹鋼試件形成劈裂破壞。

五、鑄造不銹鋼應力腐蝕試驗

於模擬 BWR 水循環環境中，於低應變速率條件下進行拉伸試驗，比較及觀察各不同試件應力腐蝕斷裂敏感性。斷裂試件於大氣及水循環路巨觀破裂面如圖 14 所示，在低倍率觀察條件下，即可大體看出應力腐蝕脆性破壞區，實際測試結果顯示:M 試件應力腐蝕斷裂時間為 140 hr 而經熱模擬加熱後斷裂時間略降為 119 hr。由於 MG 試件有較高肥粒鐵含量，在模擬水環路中，其最大斷裂強度為 393 MPa 略較 M 試件 360 MPa 為高，兩者和其大氣中最大抗拉強度相比，均已大幅下降了 35% 及 32%。巨觀試件斷裂面可觀察到 MS 試件側面有一平坦脆性區，MGS 試件破斷面左側區亦有因應力腐蝕所誘發之脆性

破裂，使用掃描式電子顯微鏡觀察應力腐蝕斷裂試片(MS，MGS)(圖 15)，脆性破壞區均呈現平坦劈裂破壞，且可觀察到 2 次裂縫沿凝固組織邊界生長情形，推測這些裂縫亦均是依肥粒鐵/沃斯田鐵界而分離，而延性破壞區仍是顯現延性窩穴破壞特徵。圖 16 為高肥粒鐵含量鑄造不銹鋼，在大氣及水循環環境中，應力腐蝕破壞特性，和空氣中試件相比較，H 應力腐蝕試件斷裂時間為 129 hr，而經熱模擬加熱後斷裂時間略降為 123 hr。HG 試件也因肥粒鐵含量較 H 高，在模擬水環路中，其最大斷裂強度為 564 MPa 略較 M 試件 504 MPa 為高，兩者和其大氣中最大抗拉強度相比，則略為下降 16%及 4%。觀察大氣中測試試件得知:即使在大氣中 H 試件呈現脆性區有台階狀斷裂，二次裂縫亦是延組織界成分離，劈脆破裂並未觀察到，僅觀察到撕裂狀破裂。

肆、結論

1. 實驗包含兩種不同肥粒鐵含量鑄造不銹鋼，各為含 8% (M)及 21% (H) 肥粒鐵試件，M 及 H 試件對應之鉻鎳當量比為 2.0 及 2.2，經過 Gleeble 熱模擬加熱處理後，M 試件則從原本的 8%增加為 18%，H 試件的肥粒鐵含量從原本 21%上升到了 47%，顯示銲接熱循環促使 CF8 鑄造不銹鋼肥粒鐵量大幅增加。
2. 使用 308L 銲線於鑄造不銹鋼表面進行覆銲，經氬銲多道銲接後，覆銲完成試件並未觀察到任何銲接裂縫或缺陷。308L 銲道其肥粒鐵尺寸明顯比鑄造不銹鋼要細微得多，此為覆銲後高銲後冷速所致，鑄造不銹鋼則因低凝固速度而形成粗大肥粒鐵。界面處銲接熱循環亦促使鑄造不銹鋼內肥粒鐵發生形貌改變，H 試件界面肥粒鐵主要分解為細小島塊狀，而 M 試件長島鏈狀肥粒鐵則因高溫固溶冷卻後，生成蕾絲狀肥粒鐵。
3. H、M 鑄造試件其硬度值各為 HV 165 及 HV 158，高肥粒鐵量有略高之硬度值趨勢，經熱模擬加熱後，HG 及 MG 試件硬度值升高為 HV 180 及 HV 165，即熱模擬後肥粒鐵含量升高對應硬度值僅略升高，熱模擬試件較微細組織並未導致明顯硬化。覆銲銲道內亦不因細化肥粒鐵組織而呈現高硬度。

4. 四種不同鑄造不銹鋼具不同肥粒鐵含量，除 M 試件外其餘 3 者具相當之抗拉強度，延伸率則因肥粒鐵含量升高而下降，降伏強度則呈現與延性相反趨勢，即肥粒鐵含量愈高降伏強度愈高，推測肥粒鐵阻止差排移動導致降伏強度升高。M 及 MG 試件兩者衝擊值相當且 H 試件有最低之衝擊韌性，值得注意的是 HG 試件衝擊值(32joule)遠較 H 試件(16joule)為高，高肥粒鐵含量鑄造不銹鋼經熱模擬加熱後，熱模擬試片雖具有較原始鑄件為高之肥粒鐵含量，但細化之顯微組織反而有利衝擊韌性但不利延性。
5. 於模擬 BWR 水循環環境中，於低應變速率條件下進行拉伸試驗，比較及觀察各不同試件應力腐蝕斷裂敏感性。經熱模擬加熱後，肥粒鐵含量生高不利抗水循環環境應力腐蝕，應力腐蝕斷裂試片脆性破壞區均呈現平坦劈裂破壞，且可觀察到 2 次裂縫沿凝固組織邊界生長情形，推測這些裂縫亦均是依肥粒鐵/沃斯田鐵界而分離。

伍、相關文獻整理

公元 2000 年初文獻資料研究鑄造不銹鋼 CF8/CF8M 時效脆化，大多聚焦於鑄造不銹鋼其強度、延性，隨著不同老化時間增長所導致的強度提升但延性下降情形。隨著老化鑄造不銹鋼肥粒鐵硬度升高，鑄造不銹鋼衝擊值也下降。430°C 老化之 CF8M 鑄造不銹鋼，其破裂韌性下降主要和 σ 相析出脆化有關。

鑄造不銹鋼經 400°C 長時間時效處理，導致鑄造不銹鋼肥粒鐵硬度升高，初期是由於 Spinodal 分解形成 α -Fe 及 Cr- α' 所致，後期則有 G 相、 σ 相析出硬化，拉伸強度升高但延性下降。核研所研究成果顯示：在模擬核電廠循環水條件下，高肥粒鐵含量鑄造不銹鋼，其老化脆性比含低肥粒鐵鑄造不銹鋼更嚴重，裂縫主要沿肥粒鐵內氧化層成長。

近5年內之鑄造不銹鋼之研究，轉變成探討回復已脆化材料之處理方法。學者在500~600°C 溫度範圍搭配加熱處理時間，測試經回復處理試件之機械性能，並與脆化鑄造不銹鋼進行比較，結果顯示經550°C/30min 回復處理是最佳選擇。鑄造不銹鋼仍以表面覆鍍，作為提升管材表面耐蝕性及降低管內應力腐蝕破裂之有效方法，依據最新國外文獻資料，Nb 元素有害於52M 覆鍍層抗晶界液化破裂，核研所發表

研究成果指出:使用SS 307Si填料作為覆鍍52M之介面層，由於局部應變降低及較高機械強度，因此覆鍍熱裂敏感性下降。

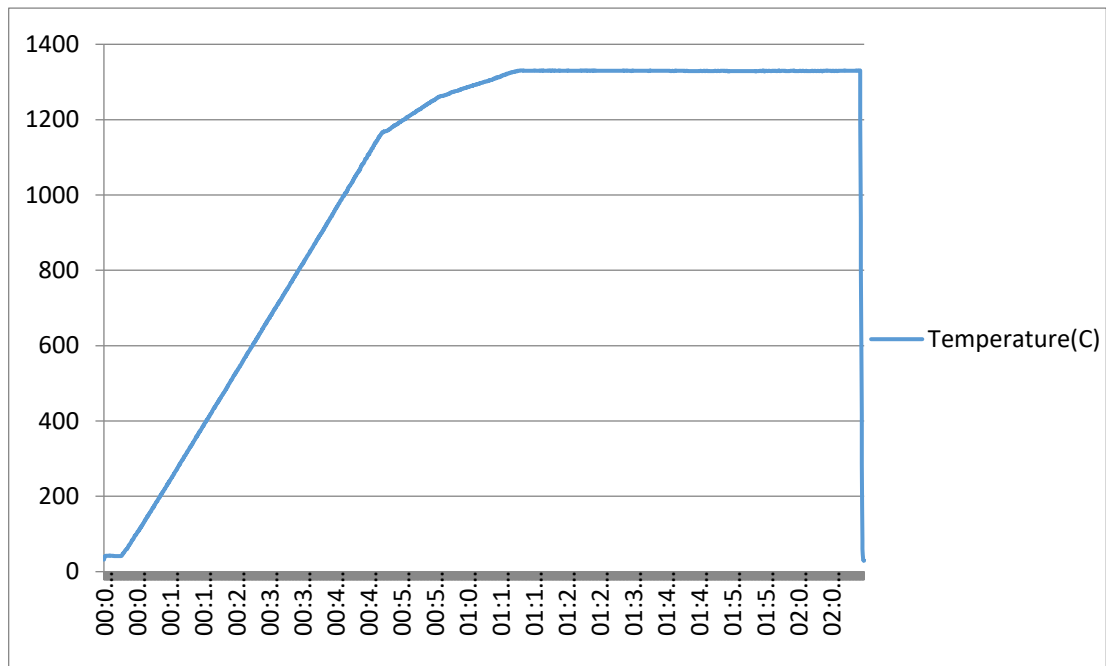


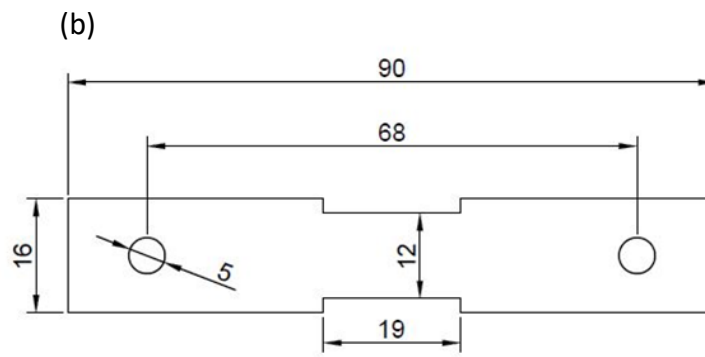
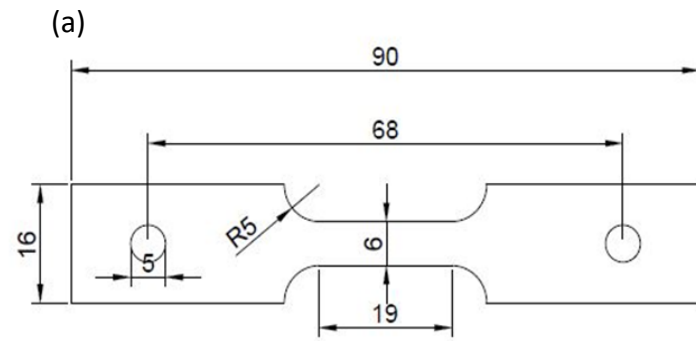
圖 1. 熱模擬試件時間溫度變化曲線圖

1. 各不同鑄造不銹鋼化學成份

	Element										
	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Fe	Cr _{EQ}	Ni _{EQ}	Cr _{EQ} / Ni _{EQ}
MF (FN: 8.0)	0.054	19.42	8.50	0.34	0.21	0.039	0.004	Bal.	19.9	10.2	2.0
HF (FN:21.4)	0.066	21.95	8.28	1.15	0.88	0.028	0.008	Bal.	23.7	10.7	2.2
308L (FN: 10.0)	0.01	20.00	10.00	0.40	1.70	0.015	0.010	Bal.	20.6	11.2	1.8

HF: high ferrite content

MF: medium ferrite content



單位:mm

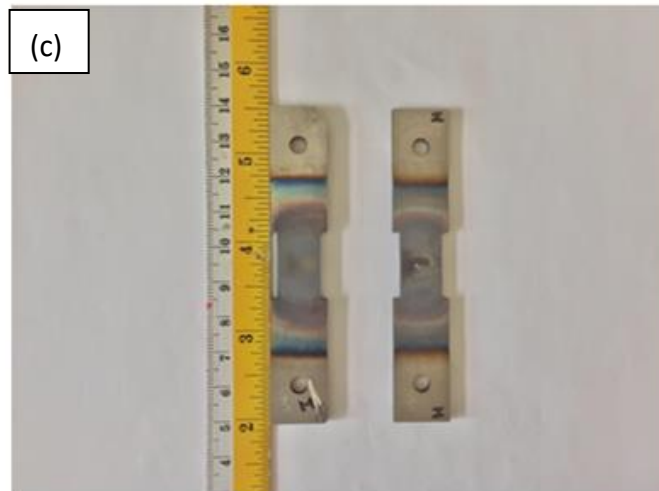


圖 2.(a) 拉伸試片尺寸, (b) 熱模擬試片尺寸, (c) 熱模擬後試件外觀



圖 3.拉伸試件黏貼應變規圖

表 2. 不同鑄造不銹鋼肥粒鐵含量

Sample	FN						Ave.
H	21.4	22.4	21.5	21.1	22.1	21.9	21.7
M	8.0	8.1	7.8	8.2	8.0	7.9	8.0
HG	45.4	46.6	47.5	48.8	45.5	48.0	46.9
MG	18.2	18.4	18.7	18.1	17.7	18.5	18.3

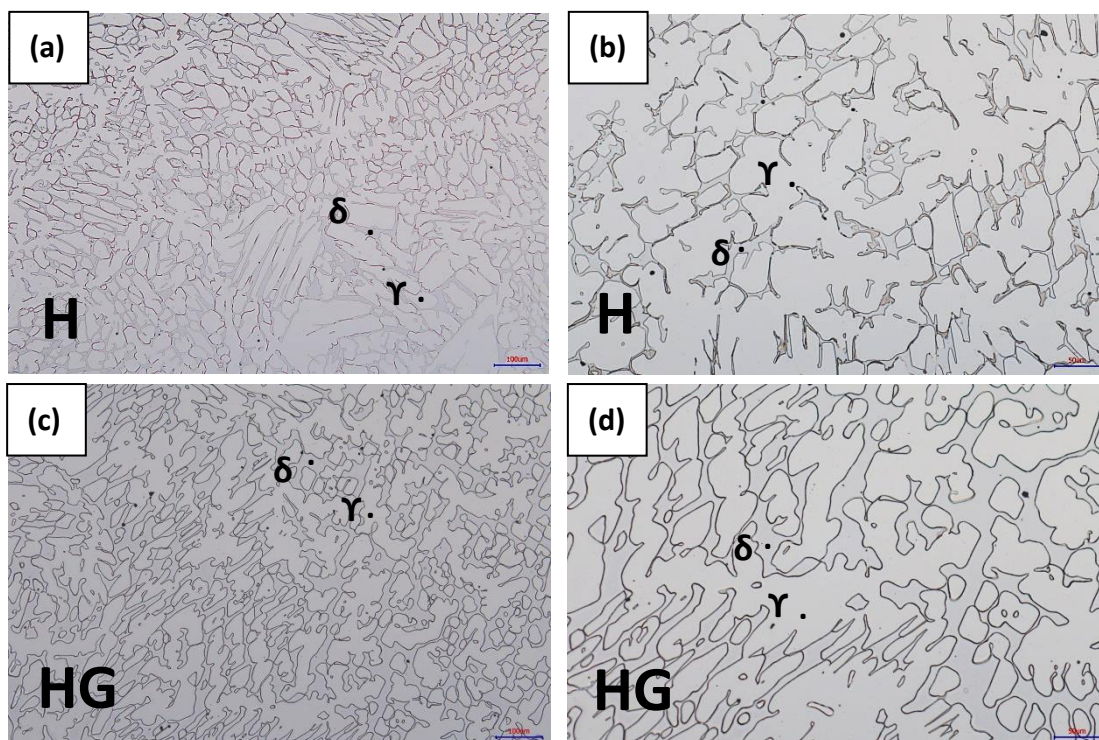


圖 4.(a), (b) H 試件,(c), (d) HG 熱模擬試件光學金相組織

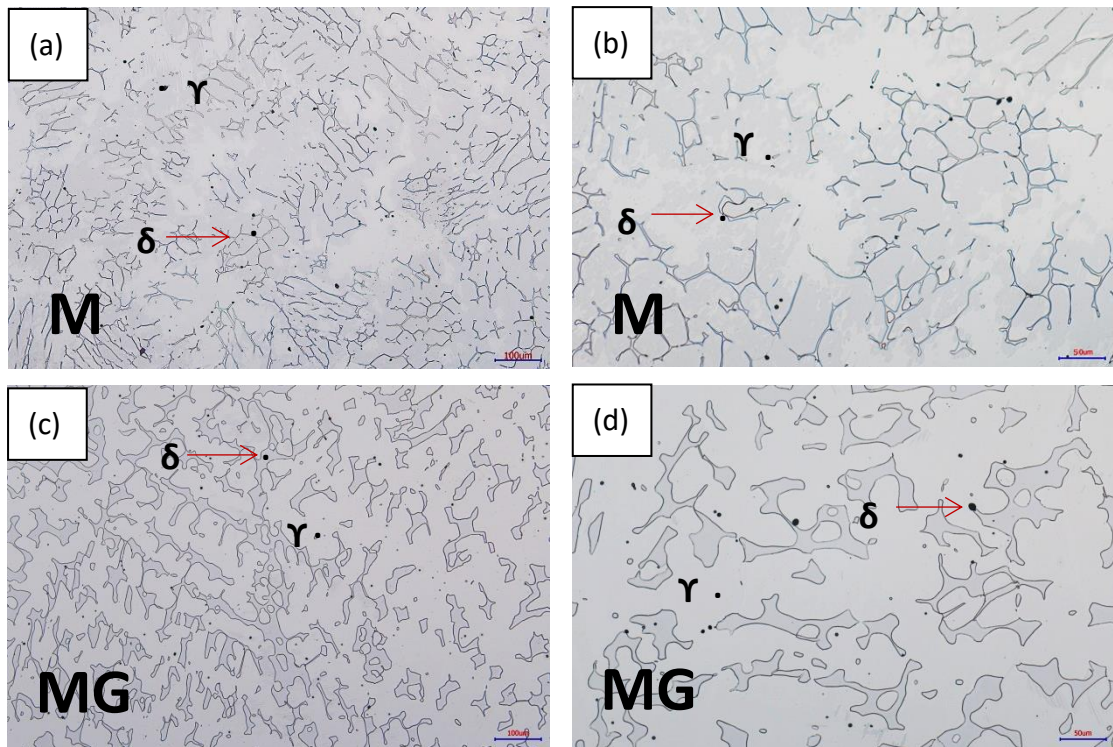


圖 5. (a), (b) M 試件, (c), (d) MG 熱模擬試件光學金相組織

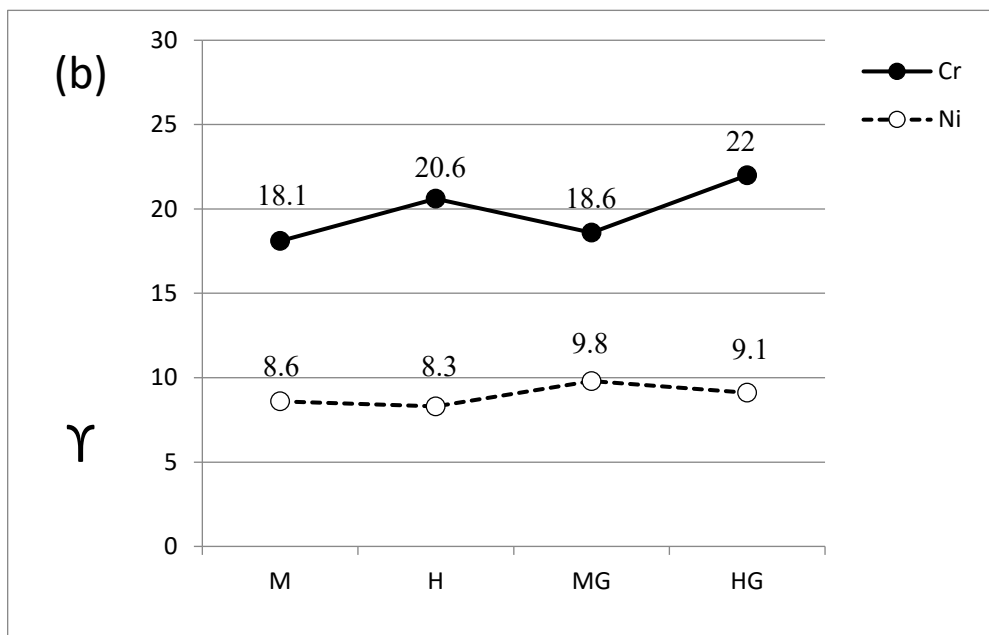
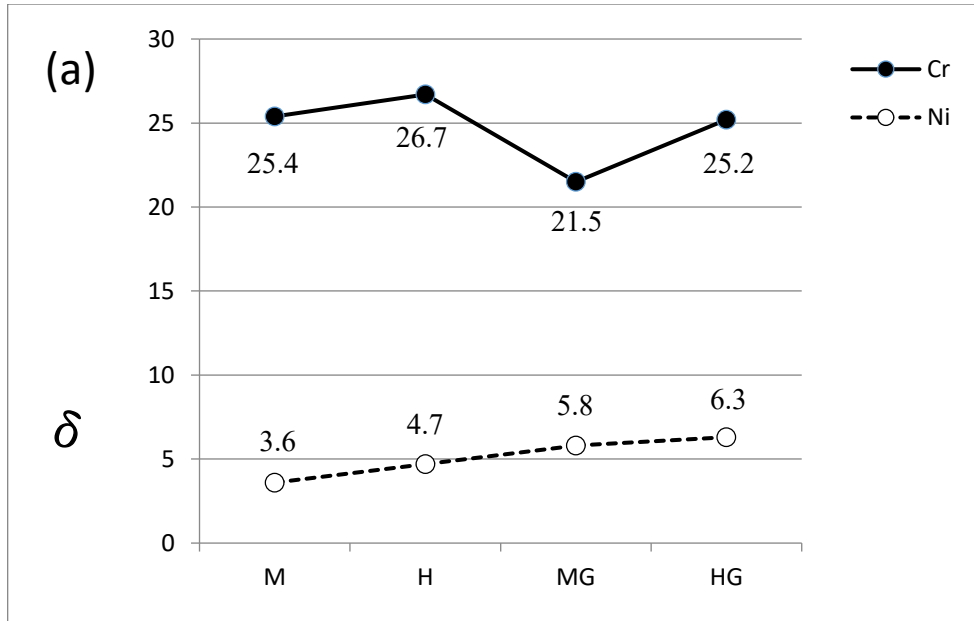


圖 6. 鑄造不銹鋼 (a) 肥粒鐵, (b) 沃斯田鐵 Ni、Cr 合金含量變化



圖 7. 氬鐸多道覆鐸於(a) H,(b) M 鑄造不銹鋼試件外觀圖

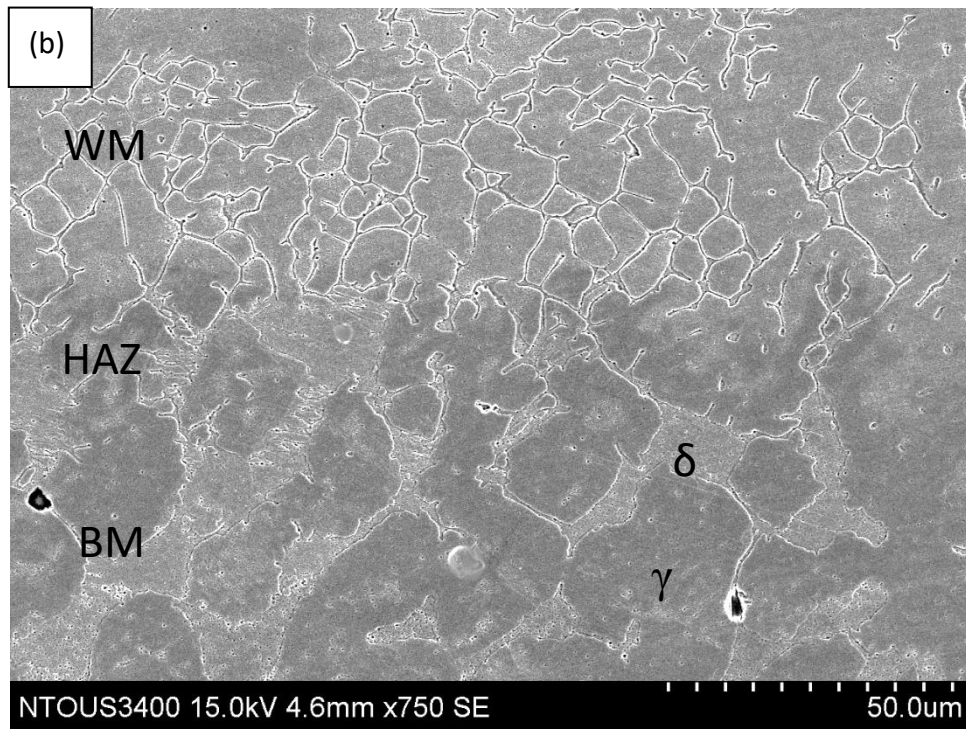
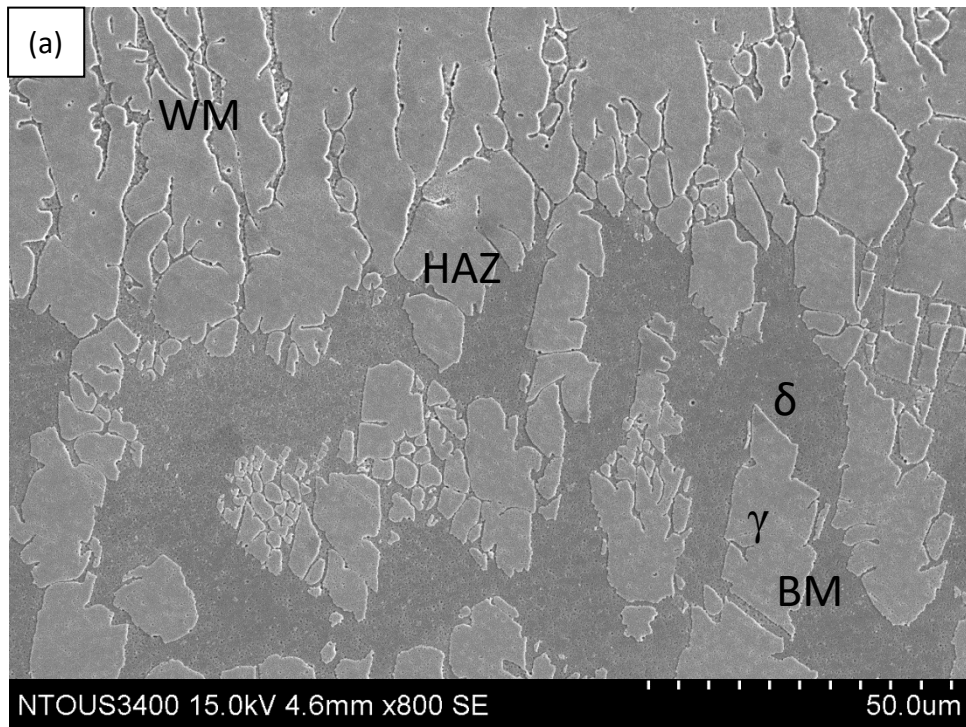


圖 8. 氬鐳多道覆鐳(a) H 試件,(b) M 試件橫截面 SEM 金相圖

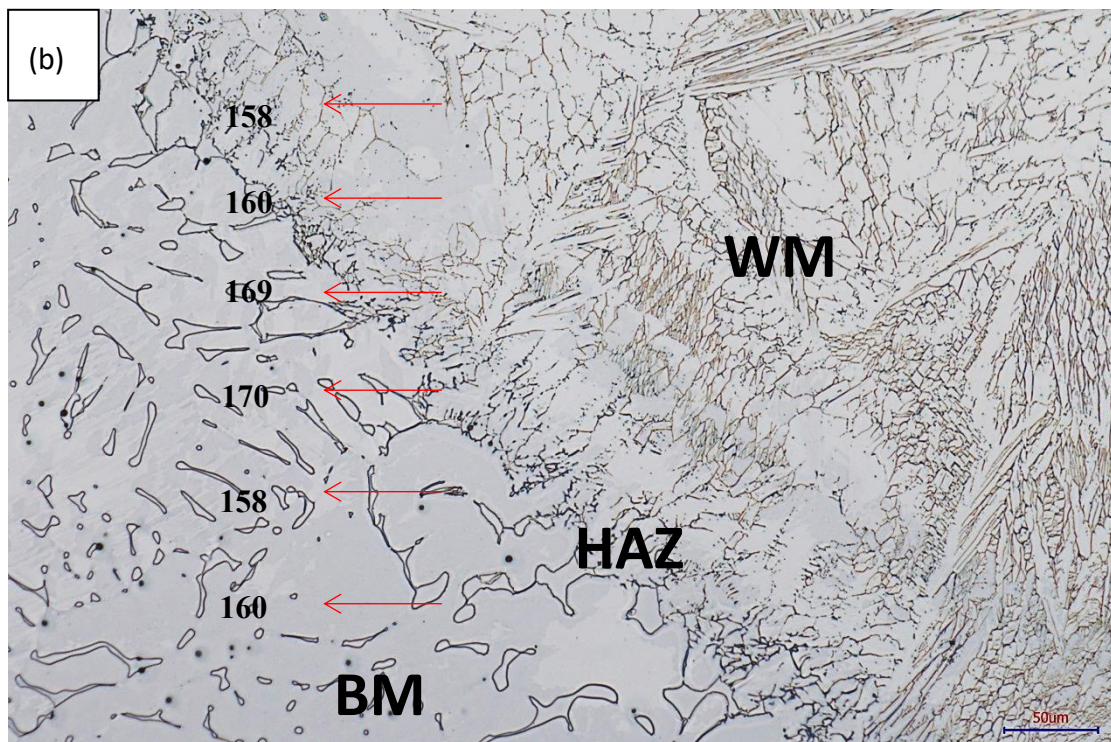
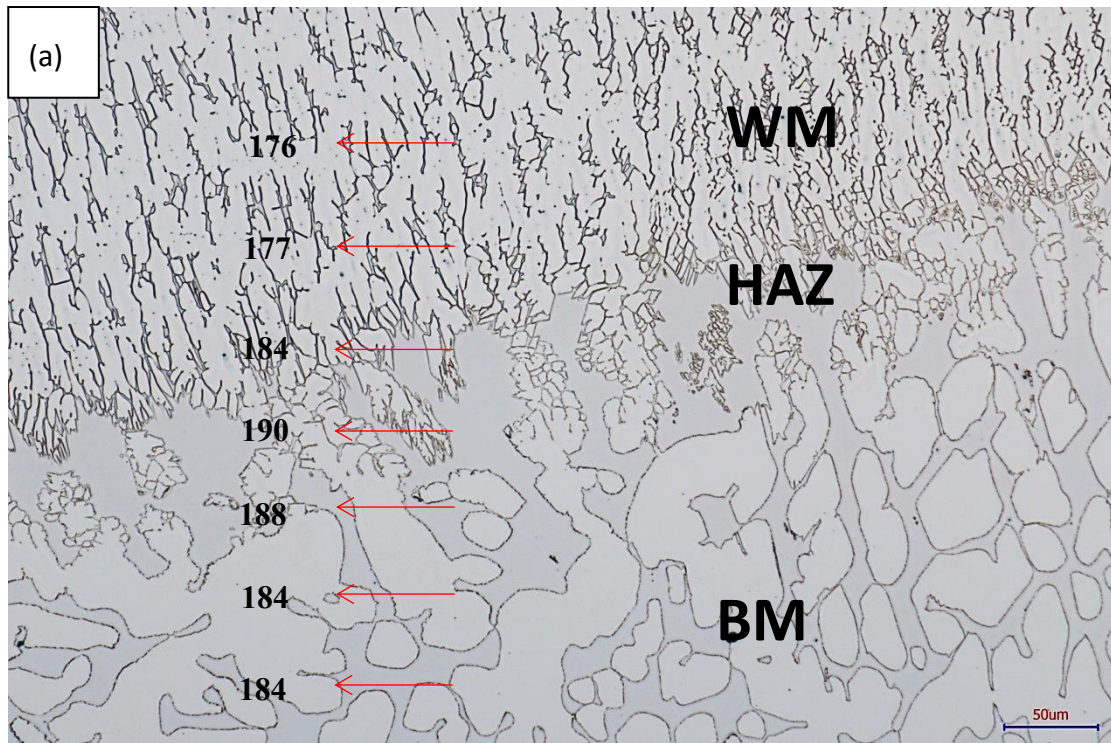


圖 9. 氬鐳多道覆鐳(a) H , (b) M 試件硬度分佈

表 3. 不同鑄造不銹鋼常溫大氣中拉伸機械性能

Sample	Yield strength (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Elongation (%)
H	217	598	40
M	185	526	53
HG	467	598	30
MG	274	602	46

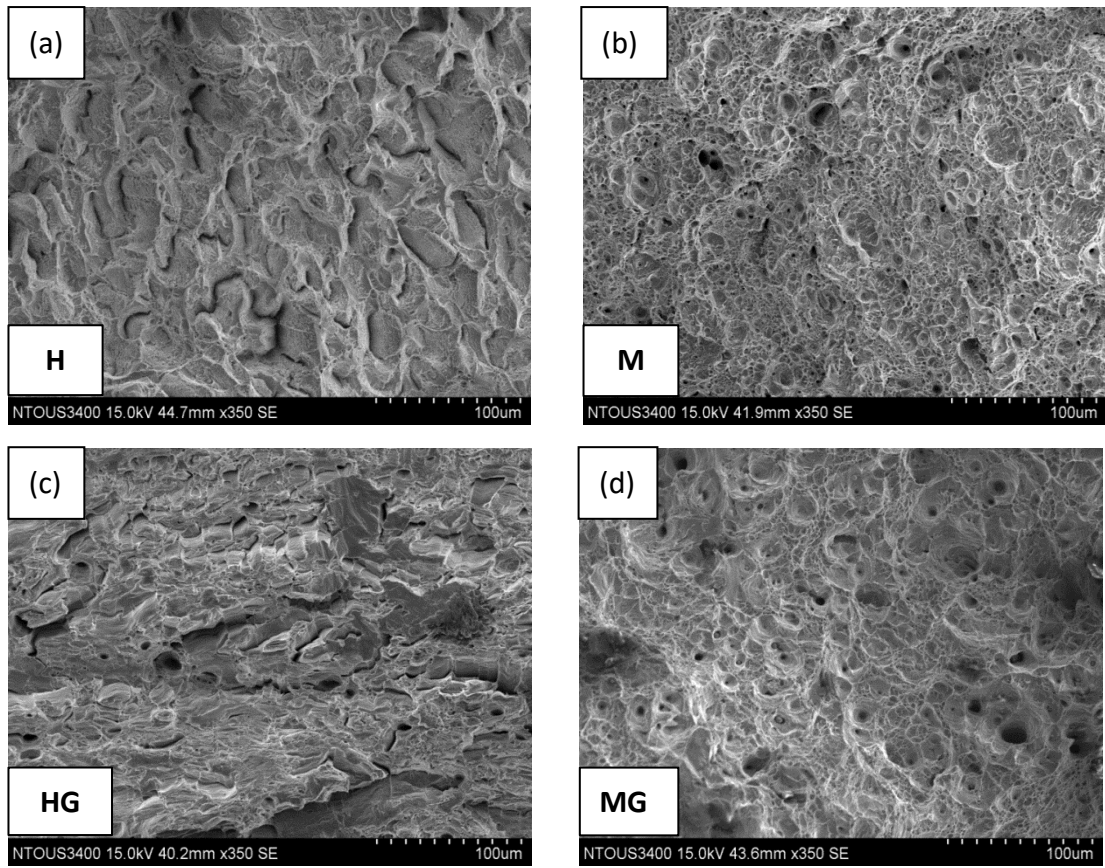


圖 10. 拉伸試驗斷裂試件其SEM 微觀斷裂特徵(a) H,(b) M,(c) HG,(d)

MG 試件

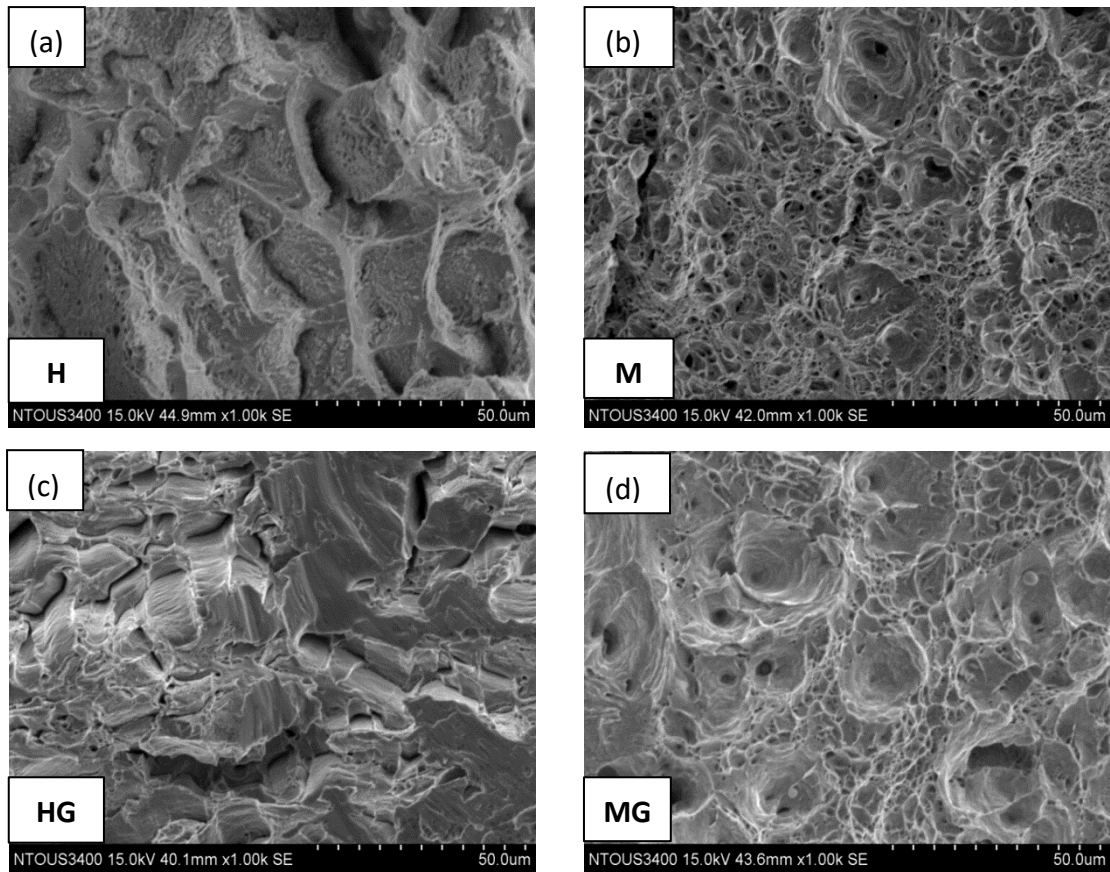


圖 11. 拉伸試驗斷裂試件 SEM 微觀斷裂特徵(a) H,(b) M,(c) HG,(d)

MG 試件

表 4. 不同鑄造不銹鋼常溫衝擊值

Sample	H	HG	M	MG
CVN impact toughness (Joules)	16	32	40	40

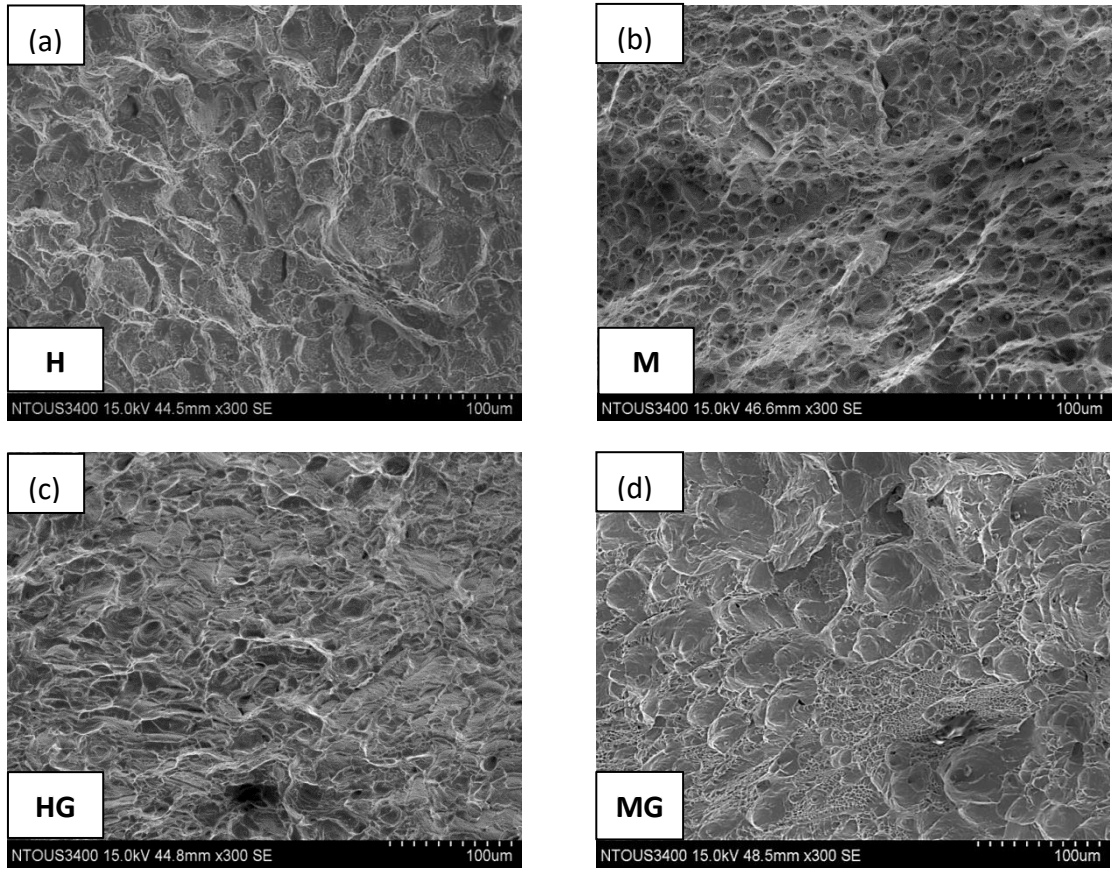


圖 12. 衝擊試驗斷裂試件 SEM 微觀斷裂特徵(a) H,(b) M,(c) HG,(d)

MG 試件

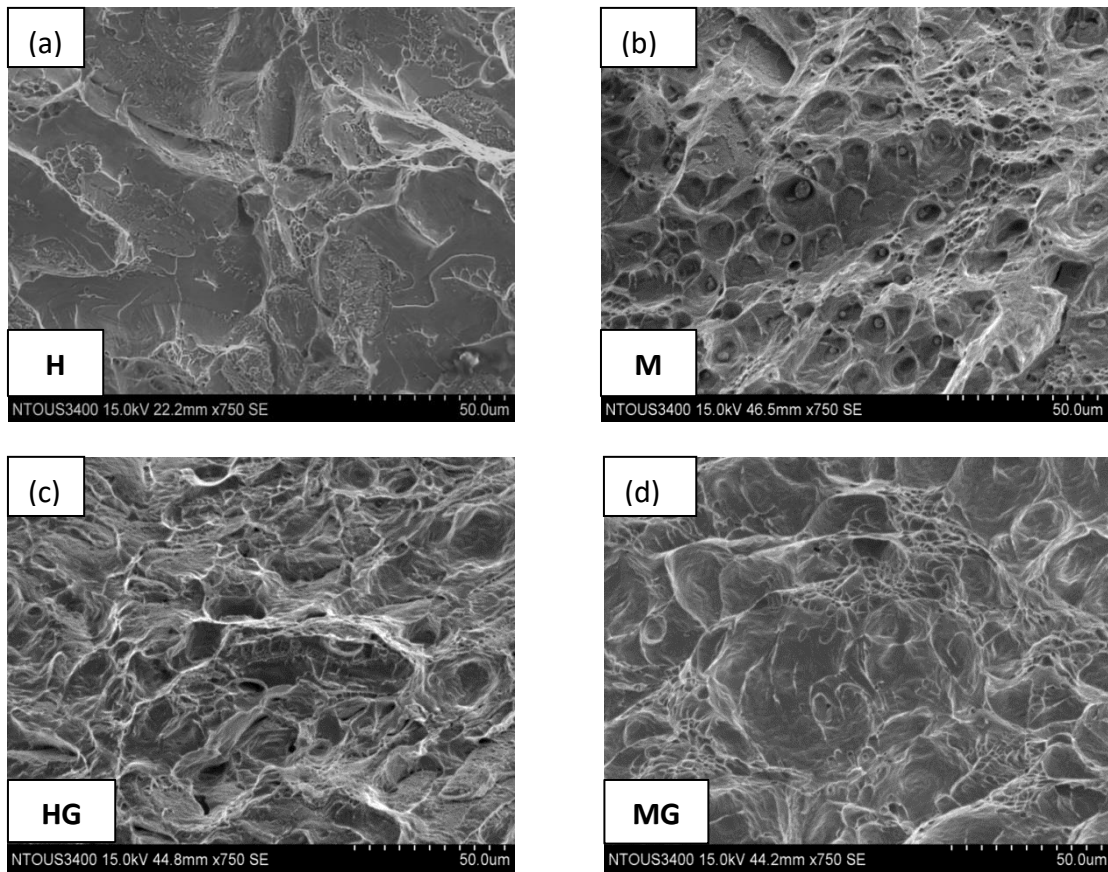


圖 13. 衝擊試驗斷裂試件 SEM 微觀斷裂特徵(a) H,(b) M,(c) HG,(d)

MG 試件

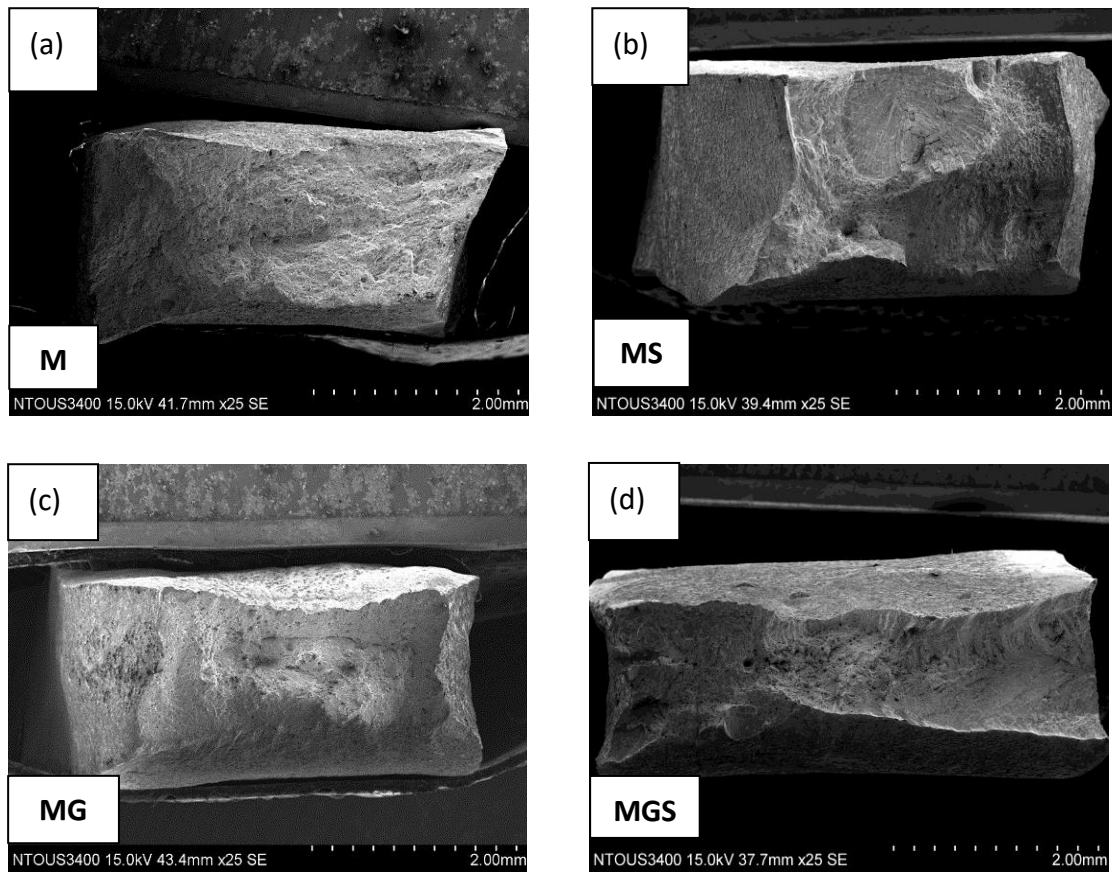


圖 14. 空氣中拉伸與應力腐蝕試片 M、MS、MG、MGS，SEM 巨觀
斷裂特徵

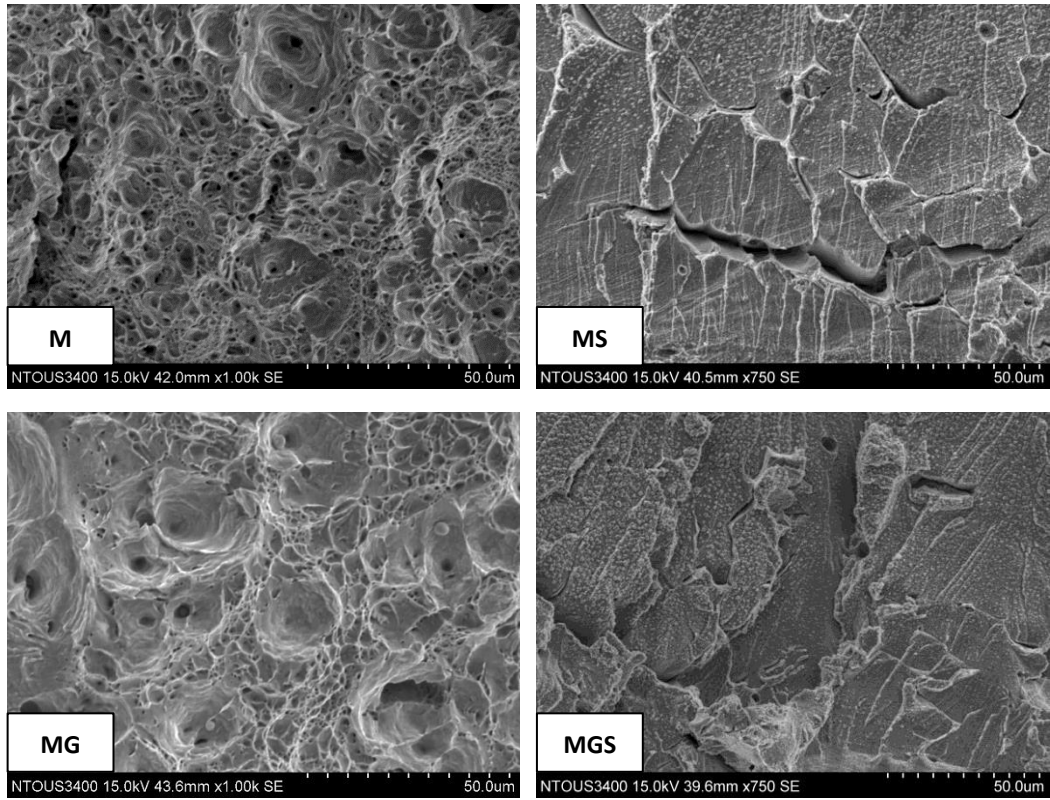


圖 15. 應力腐蝕試片 M、MS、MG、MGS SEM，微觀斷裂特徵

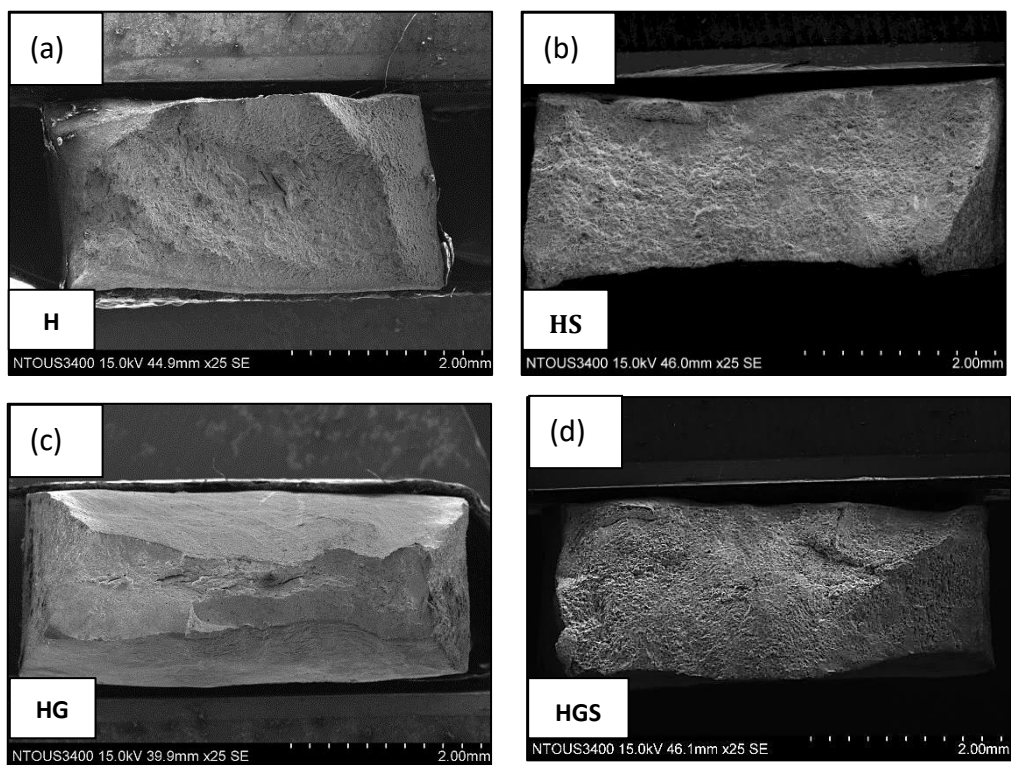


圖 16. 空氣中拉伸與應力腐蝕試片 H、HS、HG、HGS，SEM 巨觀斷裂特徵

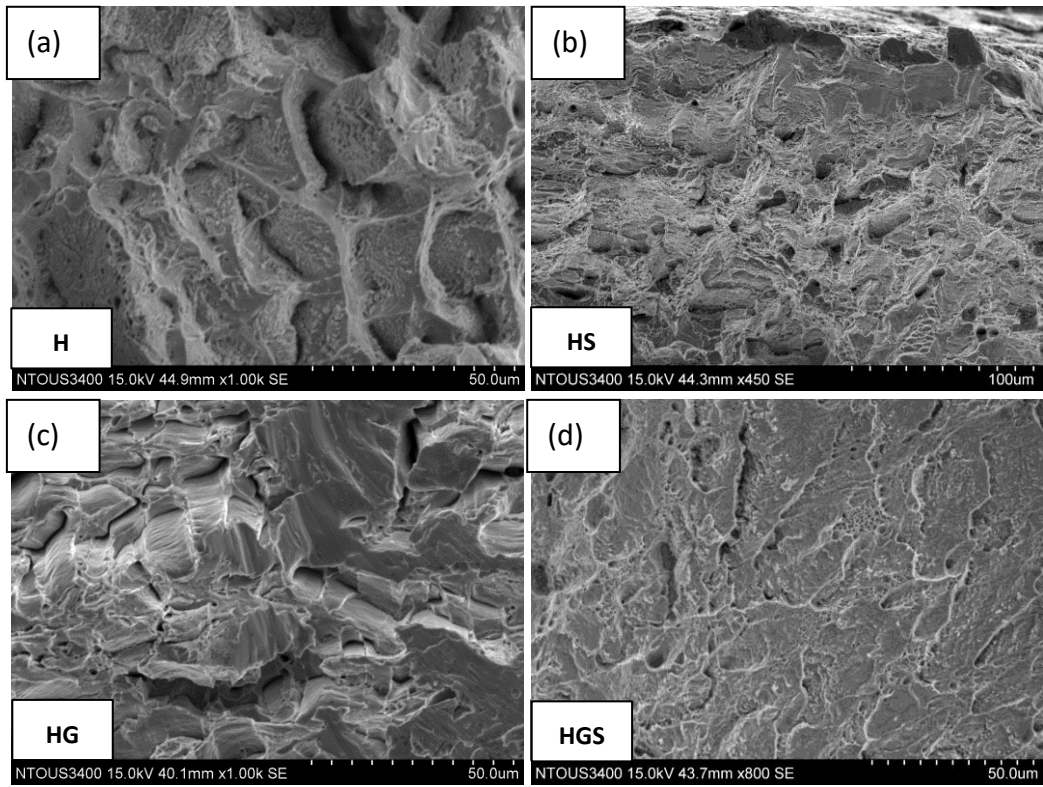


圖 17. 應力腐蝕試片 H、HS、HG、HGS，SEM 微觀斷裂特徵

陸、參考文獻

- [1] K. J. Kim, H. Ju, Y. Moon, J. H. Hong and S. J. Pak, Effect of the Solution Annealing and Chemical Passivation Followed by Aging on the Corrosion of Shell Mold Cast Cf8 Stainless Steel
- [2] W. Y. Chen, M. Li, M. A. Kirk, P. M. Baldo and T. Lian, Effect of Heavy Ion Irradiation on Microstructural Evolution in CF8 Cast Austenitic Stainless Steel
- C. Pareige, J. Emo, S. SAILLET, C. Domain, P. Pareige, Kinetics of G-phase Precipitation and Spinodal Decomposition in Very Long Aged Ferrite of a Mo-Free Duplex Stainless Steel
- [3] M. Li, M. K. Miller and W. Y. Chen, Phase Stability in Thermally-Aged Cast Cf8 Under Heavy Ion Irradiation
- [4] W. Y. Chen, M. Li, X. Zhang, M. A. Kirk, P. M. Baldo and T. Lian, In Situ TEM Study of G-Phase Precipitates under Heavy Ion Irradiation in CF8 Cast Austenitic Stainless Steel
- [5] T. S. Pertile and E. J. Birriel, Corrosion Resistance of Investment Casting Samples of Cf8 Stainless Steel in Different Passivation Conditions
- [6] L. M. Cirdi, J. L. Lebrun, K. Inal and G. Barbier, Experimental Approach of A Crystallographic Cleavage Criterion in A Cast Aged Duplex Stainless Steel
- [7] S. Mburua, R. P. Kollia, D. E. Pereab, S. C. Schwarm, A. Eaton, J. Liub, S. Patela, J. Bartrand and S. Ankema, Effect of Aging Temperature on Phase Decomposition and Mechanical Properties in Cast Duplex Stainless Steels
- [8] Y. Wang, D. Li, L. Sun, N. Li, M. Liu, W. Shen and H. Jing, Pitting Corrosion of Thermally Aged Cast Duplex Stainless Steel for Primary Coolant Pipes of Nuclear Power Plants
- [9] Y. Wang, Y. H. Yao, Z. P. Wang, Y. H. Jin, X. L. Zhang and J. N. Liu, Thermal Ageing on The Deformation and Fracture Mechanisms of A Duplex Stainless Steel by Quasi in-Situ Tensile Test under OM and SEM
- [10] T. S. Byun, Y. Yang, N. R. Overman and J. T. Busby, Thermal Aging Phenomena in Cast Duplex Stainless Steels
- [11] D. Mareci, S. I. Strugaru, C. Munteanu, G. Bolat and R. M. Souto, Evaluation of The Corrosion Resistance of Plasma Nitrided Austenitic Stainless Steel
- [12] B. Kalandyk, M. Starowicz, M. Kawalec and R. Zapała, Influence of The Cooling Rate on The Corrosion Resistance of Duplex Cast Steel
- [13] T. Hamaoka, A. Nomoto, K. Nishida, K. Dohi and N. Soneda, Effects of Aging Temperature on G-Phase Precipitation and Ferrite-Phase Decomposition in Duplex Stainless Steel