

出國報告（出國類別：實習）

超超臨界鍋爐材料性質資料庫建置

服務機關：台灣電力公司

姓名職稱：高全盛；機械工程師

派赴國家：美國

出國期間：103年7月19日至8月1日

報告日期：103年9月22日

行政院及所屬各機關出國報告提要

出國報告名稱：超超臨界鍋爐材料性質資料庫建置

頁數 68 含附件：是否

出國計畫主辦機關/聯絡人/電話：台電 人資處/陳德隆/02-23667685

出國人員姓名/服務機關/單位/職稱/電話：

高全盛/台灣電力公司/綜合研究所/機械工程師/(02)8078-2208

出國類別：1 考察2 進修3 研究4 實習5 其他

出國期間：103 年 7 月 19 日至 8 月 1 日 出國地區：美國

報告日期：103 年 9 月 22 日

分類號/目

關鍵詞：超臨界機組、先進沃斯田鐵系不銹鋼、T/P91、Super304H、
TP347HFG、HR3C

內容摘要：(二百至三百字)

本次出國至美國參訪 EPRI 與 Intertek 公司，實習先進超臨界材料的發展以及在美國的使用經驗，介紹先進沃斯田鐵系不銹鋼 (HR3C、TP347HFG 與 SUPER304H) 與高抗潛變鋼 (T/P91) 材料發展、應用與材料性質，作為公司未來超臨界機組維護與材料資料庫之規劃。

在此次實習中，對於本公司新超臨界機組需採用之先進材料均有參觀與討論，如一、HR3C、TP347HFG 與 SUPER304H 具備優異的抗火側腐蝕、抗蒸氣側氧化與抗潛變能力，在美國使用經驗良好，但須注意長期使用後，析出相的變化，對硬度與 CVN 的影響，以及預防氧化層剝落；二、先進沃斯田鐵系不銹鋼的冷作後，建議進行退火處理，避免 SIPH 破壞；三、T/P91 材料老化評估方法可透過氧化層厚度方法、潛變空孔評估法、運轉模擬之潛變破壞測試、硬度量測法等方法，進行評估 T/P91 管件壽命。四、收集相關超臨界機組材料之物理特性、銲接程序與適用填料，探討材料破損機制，提供公司後續維護參考。

本文電子檔已傳至出國報告資訊網

目 錄

出國報告審核表.....	I
出國報告提要.....	II
目錄.....	III
一、出國緣由、行程及主要任務.....	1
二、心得報告.....	3
2.1 參訪 EPRI P87 實驗室.....	3
2.1.1 P87 專案.....	3
2.1.2 EPRI 實驗室參觀.....	4
2.1.3 SIA 公司參訪.....	7
2.1.4 Duke Energy 電廠參訪.....	8
2.2 參訪 Intertek 公司.....	11
2.3 先進沃斯田鐵系不銹鋼特性.....	13
2.3.1 冶金與析出相.....	19
2.3.2 熱機製程.....	20
2.3.3 蒸汽側氧化.....	21
2.3.4 火側腐蝕.....	25
2.3.5 機械性質.....	27
2.3.6 冷作成型特性.....	28
2.3.7 銲接.....	32
2.3.8 潛變.....	33
2.3.9 使用經驗.....	37
2.4 T/P91 鋼的適用金相腐蝕液.....	43

2.5 T/P91 管件壽命.....	47
三、感想與建議.....	56
四、參考文獻.....	57

表目錄

表 1 行程及工作內容.....	2
表 2 不銹鋼合金成分	15
表 3 347HFG、SUPER304H 與 HR3C 各國規範	16
表 4 先進沃斯田鐵系之析出相	20
表 5 347HFG 的拉伸強度與硬度	27
表 6 SUPER304H 的拉伸強度與硬度	27
表 7 HR3C 的拉伸強度與硬度	28
表 8 冷做成形應變限制與熱處理要求	29
表 9 先進型不銹鋼同質銲接之填料	33
表 10 使用經驗	37
表 11 先進不銹鋼析出物	40
表 12 Grade P91 的金相腐蝕液特性與溶液配方	44
表 13 金相腐蝕液建議蝕刻條件與組織特徵	45

圖目錄

圖 1 職與 John 博士合照.....	4
圖 2 冶金評估介紹看板.....	5
圖 3 展示研究成果與樣品.....	5
圖 4 高溫摩擦磨損試驗機.....	6
圖 5 雷射顯微鏡.....	6
圖 6 職與 Ian 副總、D. Purdy 工程師合照.....	7
圖 7 經 NDT 檢測組件.....	8
圖 8 職與 B. Chambers 資深工程師、K. Coleman 經理、S. Hume 工程師合照.....	9
圖 9 銲接程序書.....	10
圖 10 Cliffside#6 電廠之鍋爐剖面.....	10
圖 11 職與 Benjamin 博士合照.....	11
圖 12 複製膜實作.....	11
圖 13 利用倒立式顯微鏡觀察複製膜成品.....	12
圖 14 壓力管件之應變量測.....	12
圖 15 各種材料之適用溫度與壓力.....	14
圖 16 不同系列材料經 100,000 小時/測試溫度下破斷的應力值.....	14
圖 17 先進不銹鋼發展過程.....	15
圖 18 不同材料的平均 CTE.....	17
圖 19 HR3C 與 SUPER304H 的 CTE 差異.....	17
圖 20 平均熱膨脹係數.....	18
圖 21 三種先進不銹鋼之熱傳導係數.....	18

圖 22 先進不銹鋼之彈性係數.....	19
圖 23 可產生細小晶粒之熱機製程與傳統製程的對照.....	21
圖 24 典型沃斯田鐵系氧化層形成構造.....	22
圖 25 粗晶與細晶鋼材表面之蒸氣側氧化層構造對比.....	22
圖 26 粗晶與細晶型不銹鋼在 571°C 下氧化層厚度變化.....	23
圖 27 不同 Cr 含量對蒸氣側氧化能力之影響.....	23
圖 28 347HFG 的蒸汽側氧化層金相.....	24
圖 29 原始外壁與經珠擊處理內壁之氧化層金相.....	25
圖 30 在不同燃煤環境下的不同 Cr 含量金屬損失差異.....	26
圖 31 材質 347H 之再熱器管彎管破壞.....	29
圖 32 不同冷作加工量與經退火之 347 不銹鋼 LMP 曲線.....	29
圖 33 冷作(φ %)對 347HFG 的潛變行為影響.....	30
圖 34 HR3C 無冷作母材(實線)與經冷作加工母材之潛變破斷行為比較....	31
圖 35 HR3C 之潛變延性與冷作之關聯.....	31
圖 36 根據 Ni 與 Cr 當量預測先進型不銹鋼之鐸道相.....	32
圖 37 不同等級材料的潛變破斷強度在其相對應的運轉溫度與 14.5ksi(100MPa)，達到 100,000 小時之壽命.....	34
圖 38 347HFG GTA 鐸件採用類似 SUPER304H 填料之應力破斷行為與 平均母材曲線對照.....	34
圖 39 SUPER304H GTA 鐸件採用同等級鐸條之應力破斷行為與平均母 材曲線對照.....	35
圖 40 SUPER304H 應力破斷行為.....	35
圖 41 HR3C GTA 鐸件採用同等級鐸條之應力破斷行為與平均母材曲線 對照.....	36

圖 42 HR3C 應力破斷行為.....	36
圖 43 內壁蒸氣側氧化層厚度.....	38
圖 44 三種合金之外壁巨觀.....	38
圖 45 爐管火側之金屬損失與溫度之關聯.....	39
圖 46 金相顯微組織.....	40
圖 47 基地內的析出物相.....	40
圖 48 HR3C 材料中位於晶界的 G-phase.....	41
圖 49 爐管在 Eddystone 電廠 7500Hrs/650°C 測試後之拉伸試驗成果.....	41
圖 50 爐管在 Eddystone 電廠測試後母材 CVN 實驗.....	42
圖 51 正常熱處理的 T/1P91 鋼的金相顯微組織.....	46
圖 52 AWS A5.28(ER905-B9) 銲條合金成分、銲接缺陷與銲接設計	48
圖 53 P91 管件壽命之影響因素.....	48
圖 54 回火溫度與硬度關聯.....	49
圖 55 T/P91 的空孔組織.....	49
圖 56 關鍵冶金分析對於壽命評估之計算.....	50
圖 57 固化裂紋形成原因.....	51
圖 58 應力腐蝕破壞.....	51
圖 59 第 IV 型破壞.....	52
圖 60 銲後熱處理模型.....	54
圖 61 閥的熱模型.....	55

一、出國緣由、行程及主要任務

出國緣由：

超臨界機組為公司未來發電主流，如興建中之林口、大林等電廠，但超臨界機組設備材料所需承受溫度與壓力比傳統次臨界機組高，目前應用在超超臨界機組鍋爐之麻田散鐵系材料有 P91、P92(NF616)、E911、P122(HCM12A)等，沃斯田鐵系不銹鋼材料有 SUPER304H、TP347HFG、HR3C 等，由於材料性質不同，運轉條件也多有不同，使得發生事故的原因與型態亦相異，因此超超臨界機組鍋爐材料性質對機組運轉極為重要，而為確保機組可靠運轉，蒐集超超臨界機組鍋爐材料性質與建置其資料庫為當前重要之課題。

本公司在短、中、長期研發重點項目與內容之第二項「建立發電廠關鍵設備之壽命評估、再生自製與材料安全鑑定技術」的短中長程研發重點中，即訂定超超臨界機組鍋爐材料性質資料庫建置，而本項出國計畫即根據此項目提出，期透過出國實習掌握超超臨界先進材料之最新發展動態，提供自行建置超超臨界機組鍋爐材料性質資料庫之參考。

本次出國實習「超超臨界鍋爐材料性質資料庫建置」之重點如下所列：

- a.收集超超臨界機組鍋爐材料之最新發展動態。
- b.使用狀況與經驗。
- c.材料裂化與損壞機制。
- d.材料性質。
- e.壽命評估技術。

本次出國案件係應用 103 年度出國計畫第 53 號，出國核定書為 EE103075 號，電人字第 1038056027 號函。

出國行程及主要任務：

本次出國期間自 103 年 7 月 19 日至 8 月 1 日，主要的任務為到位於夏洛特(Charlotte)的美國電力研究院(EPRI)，以及位於舊金山(San Francisco)的 Intertek 公司，收集先進鍋爐材料最新發展與損壞機制等相關資訊，作為公司未來超臨界機組維護與檢測之規劃。行程及工作內容概要說明於下表 1：

表 1 行程及工作內容

項次	起始日	迄止日	地點	工作內容概況
1	1030719	1030720	桃園→舊金山→夏洛特	路程
2	1030721	1030725	夏洛特	至 EPRI 討論先進材料最新發展、使用情形與壽命評估技術。
3	1030726	1030726	夏洛特→舊金山	路程
4	1030727	1030730	舊金山	至 Intertek 公司討論先進材料檢測技術、劣化機制與損壞機制。
5	1030731	1030801	舊金山→桃園	舊金山→桃園

二、心得報告

2.1 參訪 EPRI P87 實驗室

此次至美國參訪位於北卡羅萊納州(North Carolina)的夏洛特之 EPRI 實驗室，由 P87 火力材料與修護專案(Fossil Materials and Repair)的 John Shingledecker 經理接待，如圖 1 所示，介紹 P87 專案的工作目標、成果、實驗室與未來展望，並邀我前往鄰近的 SIA(Structural Integrity Associates)公司與 Duke Energy 的 Cliffside#6 電廠參訪。

2.1.1 P87 專案

P87 專案主要屬於發電部門內的材料與化學項次，主要工作項目為如下：

- ✧ Improved materials selection guidance and procurement specifications.
- ✧ Guidance and best practices for welding and repair of high-temperature components.
- ✧ Reduction of failures from high and low-temperature corrosion.
- ✧ Understanding damage mechanisms due to increased cyclic service.
- ✧ In-depth knowledge of new advanced alloys.
- ✧ Materials in major power block components and balance-of-plant.
- ✧ Technology transfer of key metallurgical information utilizing web-based tools.

John Shingledecker 博士帶領團隊致力於研究材料、銲接、製造技術與劣化機制，達到提升組件壽命。今年度 R&D 研發重點為材料潛變疲勞行為、CSEF 鋼材銲件的殘留應力分析、轉子的破裂韌性、壓力組件的潛變行為與免銲後熱處理之快速銲接修護技術。其中免銲後熱處理之快速銲接修護技術是應用在 ASME SA213T91 材料，此技術若 EPRI 能開發應用到電廠換管，可有效減少電廠換管熱處理時間，但其 T91 銲件之高硬度是否

產生其他影響，需等待 EPRI 報告提供。



圖 1 職與 John 博士合照

2.1.2 EPRI 實驗室參觀

EPRI 夏洛特實驗室為 EPRI 主要材料實驗室，規劃多處看板，介紹其研究領域與成果(如圖 2)，並有陳列研究分析樣品，供現場解說(如圖 3)，其實驗與分析設備包含傳統電弧銲(GTAW、SMAW 與 SAW 等等)、雷射銲接、自動銲接設備、長時間時效爐、現場熱處理設備、潛變破裂設備、壓痕潛變試驗機、高溫摩擦磨損試驗機(High-Temperature Tribometer)(如圖 4)、光學/雷射顯微鏡(如圖 5)、掃描式電子顯微鏡、金相制備儀器、成分分析儀器、硬度量測儀與機械加工設備等等。其中為因應組件循環操作造成的摩擦與磨損破壞，John 博士今年新購高溫摩擦磨損試驗機(如圖 4)，分析同質與異質材料的磨損破壞機制，量測摩擦係數，並利用雷射顯微鏡觀察磨損破壞面之高低情形。

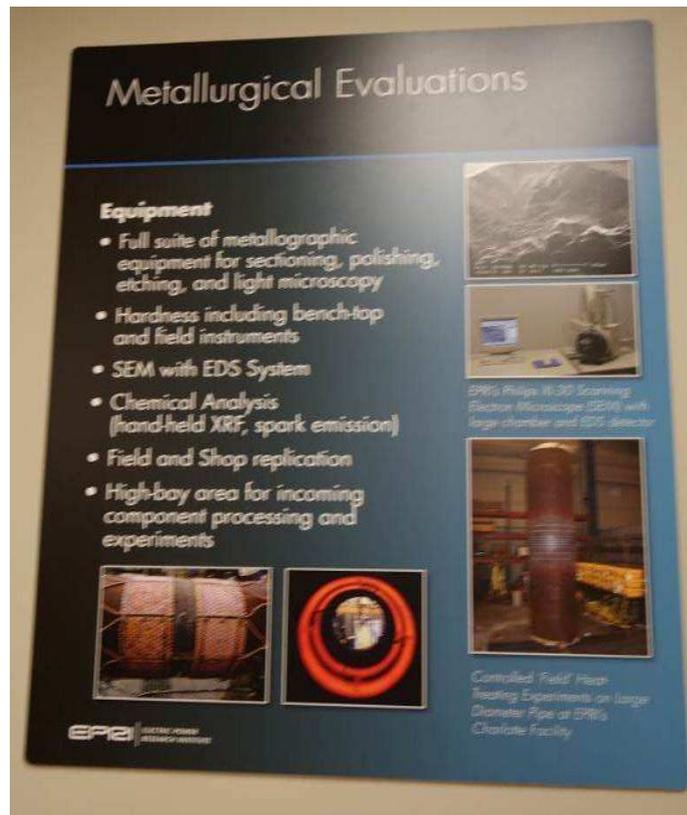
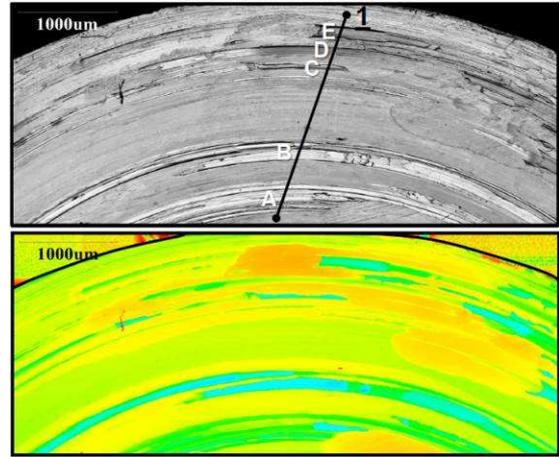


圖 2 冶金評估介紹看板



圖 3 展示研究成果與樣品



(a)儀器外觀

(b) 磨損破壞面

圖 4 高溫摩擦磨損試驗機

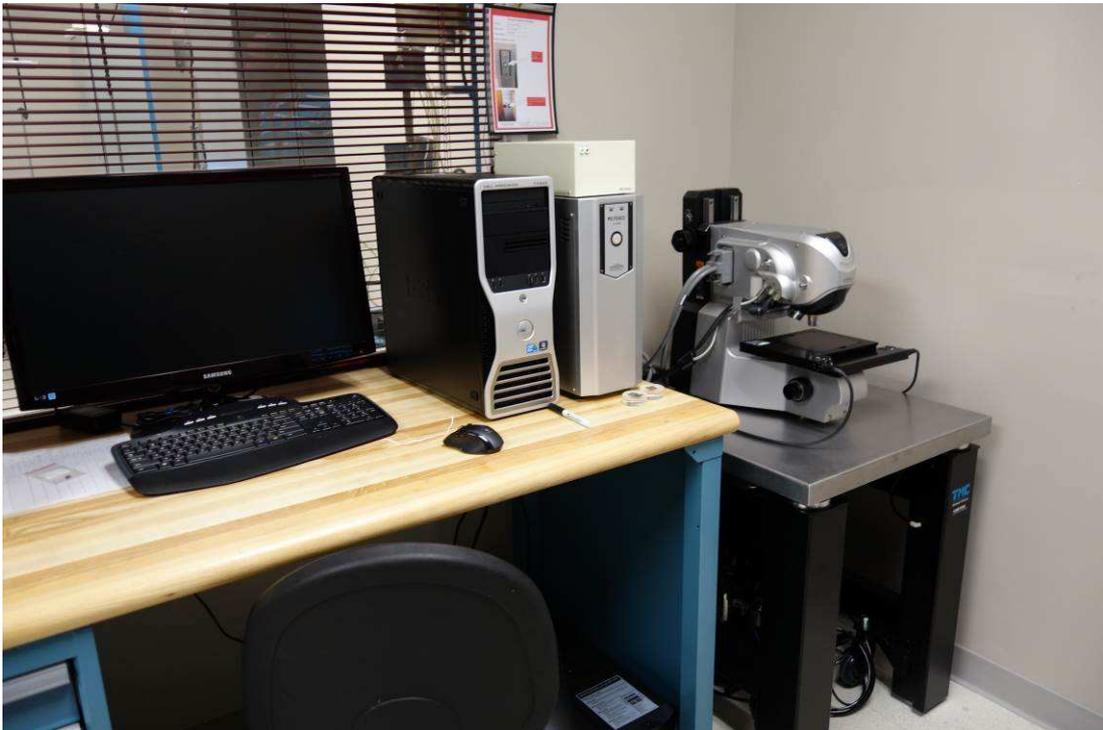


圖 5 雷射顯微鏡

2.1.3 SIA 公司參訪

EPRI 的 Daniel Purdy 工程師帶我前往，同樣位於北卡羅萊納州的 SIA 公司據點，拜訪 Ian J. Perrin 副總(如圖 6)，Ian 副總介紹公司業務包含高能管道評估與管理、渦輪機/發電機狀態評估、複循環機組評估、爐管破管分析專案、CSEF 鋼材專案、FAC 專案、電廠循環化學評估等等業務，而此辦公室據點為 SIA 公司的非破壞檢測與訓練中心，帶職參訪其各項 NDT 檢測儀器與完成分析組件，如圖 7 所示，並於職分享最新與 EPRI 合作研究的經銲後熱處理的管道熱模型分析案例。



圖 6 職與 Ian 副總、D. Purdy 工程師合照



圖 7 經 NDT 檢測組件

2.1.4 Duke Energy 電廠參訪

為了解超臨界電廠在美國運轉情形，EPRI 的 P63 專案經理 Kent Coleman 博士帶我前往 Duke Energy 的 Cliffside#6 電廠參訪(如圖 8)，Duke Energy 的 Brian K. Chambers 資深工程師帶領我們現場參觀與簡報 Cliffside#6 電廠特色，並討論銲接程序，如圖 9，並說明自運轉至今，無任何破管事故導致意外停機。

Cliffside#6 電廠在 2012 年商轉，發電容量為 825MW，鍋爐製造商為 HITACHI，主蒸氣設計壓力與溫度為 3890psig(26.8Mpa)/1065F(573.9℃)，操作壓力與溫度為 3836psig(26.4Mpa)/1055F(568.3℃)，熱再熱蒸氣設計壓力與溫度為 805(5.55Mpa)psig/1090F(587.8℃)，操作壓力與溫度為 630psig(4.3Mpa)/1070F(576.7℃)，主蒸汽管與熱再熱蒸氣管材質為 ASTM SA335 Gr. P91，其過熱器與再熱器爐管材質選用 HR3C 為主與部分 SUPER304H，圖 10 為鍋爐剖面，其鍋爐設計特色：

- ◇ SH/RH 氣測高溫區選用 25Cr% 的 HR3C。
- ◇ 在燃燒器上方的側水牆管，有噴塗金屬保護層。

- ◇ 水牆管為螺旋式設計，內有來福線，提供均勻的熱吸收與穩定的流體，可有效減少 DNB(Departure from nucleate boiling) 與壓力損。



圖 8 職與 B. Chambers 資深工程師、K. Coleman 經理、S. Hume 工程師合照

Cliffside Steam Station – Unit 6 Welding – Draft PQR's – P8 to CC2328

DUKE ENERGY

Welding Procedure Qualification Record

Licensee Number: D05488-2 Page 2 of 4
 Welding Processes: GTAW / SMAW PQR No:
 Types (manual, automatic, semi-auto) Manual Rev: 0

JOINTS (QW-402) 	
BASE METALS (QW-403) Material Spec — SA-313 Code Case 2328 Type or Grade — TRIPLEX / 304HC1 (L705-510412) P-No 1 to P-No N/A Group No 1 to Group No N/A Thickness — .375" Diameter — 2" OD Thickness Qualified — Base metal: T = 600° - 750° Weld Metal: T = GTAW 662° - 775° / SMAW 662° - 775° Backing Material — N/A Other — N/A	POST WELD HEAT TREATMENT (QW-407) Temperature — N/A Time — N/A Other — N/A QA (QW-408) Type of QA — As per Components — 99.99% (Welding Grade) Qualifying — 50 CFR Pages — 10 CFM
FILLER METALS (QW-404) Weld Metal Analysis A-No: N/A Size of Electrode — 3/32" Filler Metal P-No: F4 SFA Specification — GTAW 5.14 / SMAW 5.11 AWS Classification — E220Cr-2 / ENOCrFe-2 Other — N/A	ELECTRICAL CHARACTERISTICS (QW-409) Current — Direct Polarity — DCEN (GTAW) / DCEN (SMAW) Amps — 78-85 / 80 Volts — 8-10 / 25-30 Heat Input — N/A Other — N/A
POSITION (QW-405) Position of Joint — 2G Weld Progression — N/A Other — N/A	TECHNIQUE (QW-410) Travel Speed — 1.1-2.5 / 2.8-4 FPM Drag on V-groove Joint — Stragger Frequency — N/A Drill — N/A Grind — N/A Multi or Single Pass (per side) — Multiple Single or Multiple Electrode — Multiple Other — N/A
PREHEAT (QW-416) Preheat Temp. — 90°F Interpass Temp. — 140°F Other — N/A	



圖 9 銲接程序書(P8 to CC2328)

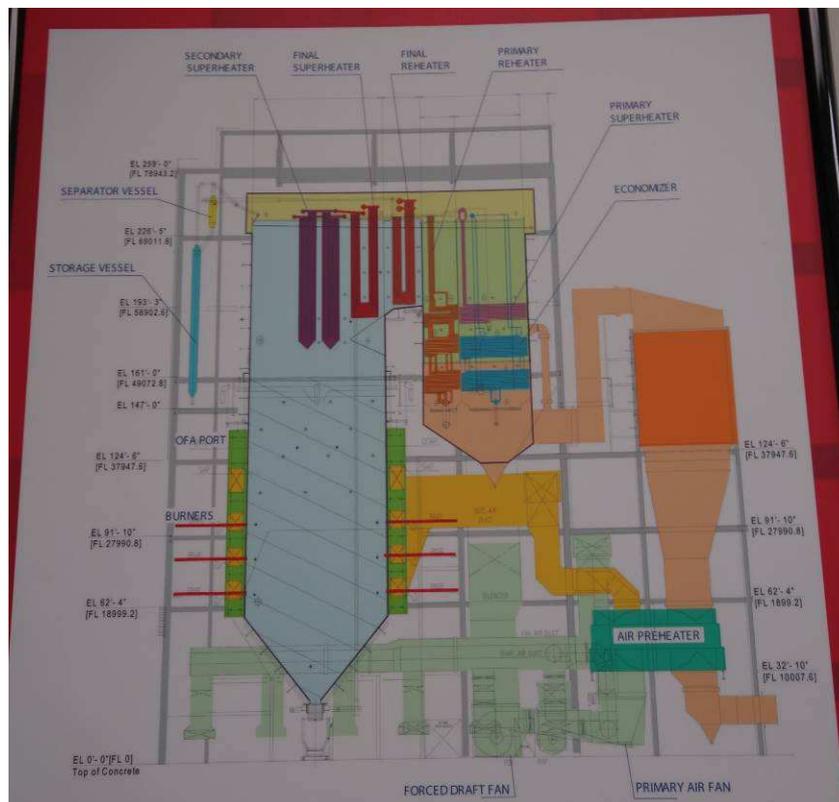


圖 10 Cliffside#6 電廠之鍋爐剖面

2.2 參訪 Intertek 公司

此次至美國參訪位於加州的 Intertek 公司，由材料冶金與故障分析實驗室的 Benjamin K. Jackson 博士接待，與職合照如圖 11 所示，介紹此據點的工作重點與參觀實驗室，此據點主要負責材料檢測/分析、破損分析、力學分析與管道評估，並視需求至電廠取樣分析，Ben 博士的團隊擁有多樣分析儀器，如各式硬度計、拉伸試驗機、光學/電子顯微鏡、立體顯微鏡、金相制備設備、成分分析儀、電鍍機、加熱爐等等，並安排其他同仁進行複製膜研磨/觀察(如圖 12 與 13)，與職討論複製膜做法，以及展示最近與 EPRI 合作研究壓力管件的銲道應變分析(如圖 14)。



圖 11 職與 Benjamin 博士合照



圖 12 複製膜實作

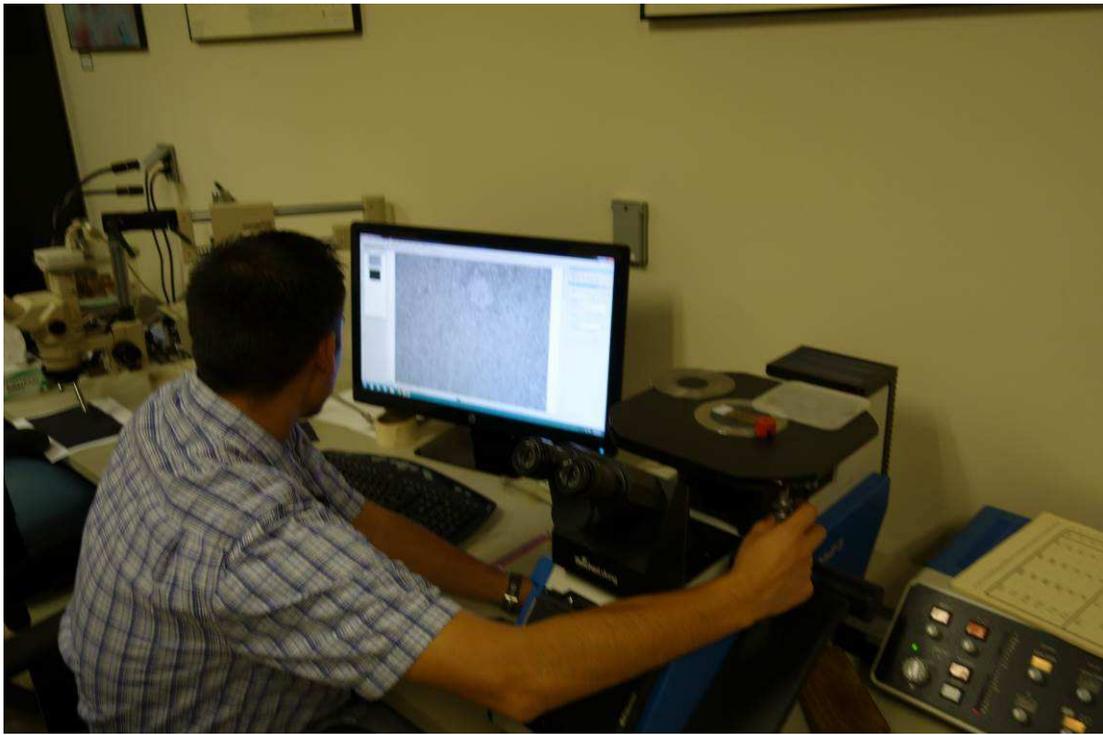


圖 13 利用倒立式顯微鏡觀察複製膜成品

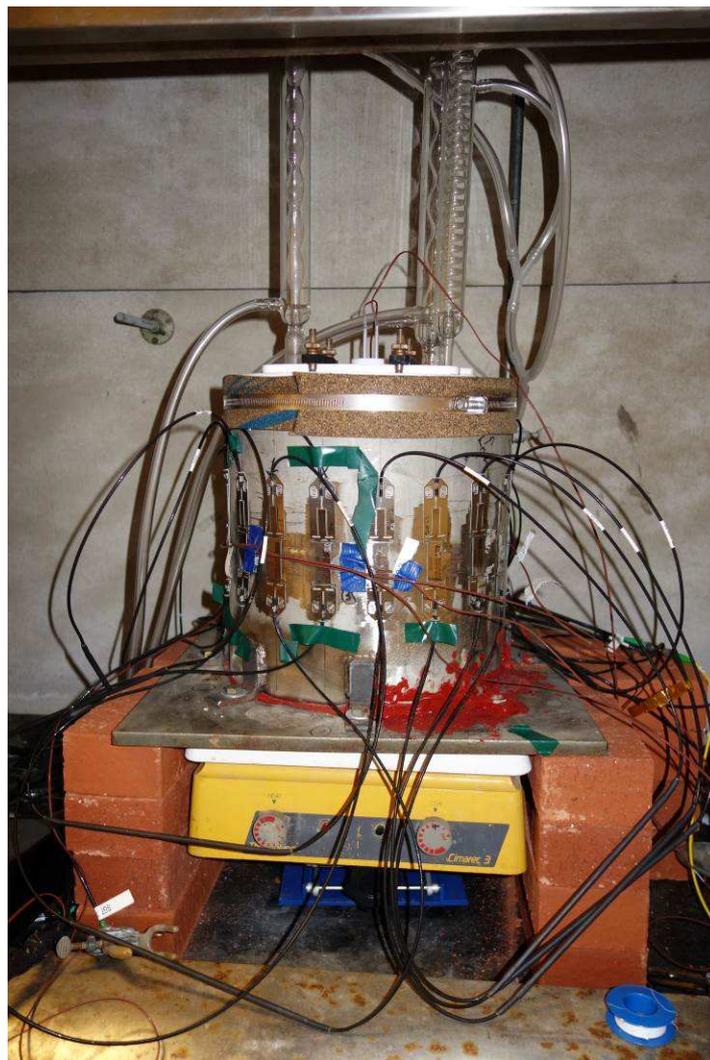


圖 14 壓力管件之應變量測

2.3 先進沃斯田鐵系不銹鋼特性

先進沃斯田鐵系不銹鋼(TP347HFG、SUPER304H 與 HR3C)在新超臨界機組(Ultracritical plant)設計上，有逐步增加使用的趨勢，在公司新林口與大林機組亦選用 SUPER304H 與 HR3C 材質，做為過熱器與再熱器爐管。因為他們在 600~700°C 具有優異的抗火側腐蝕(Fireside corrosion)、抗蒸汽側氧化(Steamside oxidation)與抗潛變(Creep)特性，以及使用較少昂貴 Ni、Cr 元素含量，材料成本介於 CSEF 鋼材(Creep-strength enhanced ferritic steels)與鎳基合金之間。取代原先使用在工作溫度 620°C 以下的 CSEF 鋼材，以及工作溫度 650°C 以上之鎳基合金，故先進沃斯田鐵系不銹鋼主要應用在 620~700°C，如圖 15 與圖 16 所示。

TP347HFG、SUPER304H 與 HR3C 與傳統不銹鋼不同，透過合金元素的調質以及採用熱機製程(Thermo-mechanical processing)控制材料微結構，達到優於傳統不銹鋼的特性，圖 17 是這 3 種不銹鋼的演變簡圖，少量(Lean)不銹鋼代表 Cr 含量低於 20wt% 與 Ni 含量低於 15wt%，如 347HFG 與 SUPER304H，高合金(High-Alloy)不銹鋼代表 Cr 含量高於 20wt% 與 Ni 含量高於 10wt%，如 HR3C，其詳細化學成分(WT%)如表 2 所示。

- ◇ 347HFG 與 SUPER304H 跟廣為使用的 304 不銹鋼相異，是由高 C 含量的 304H 改良演變。
- ◇ 347HFG 與 347H 差異在其顯微組織為細晶粒(Fine grain, FG)構造，且 347H 有添加 Ni 去平衡 Nb(Cb)的肥粒鐵效應(Ferritizing)。
- ◇ 347HFG 透過熱機製程，形成細晶粒構造可有效改善抗氧化能力。
- ◇ SUPER304H 是根據 347HFG 改良，增加 3%Cu 與 0.10%N 來提高其潛變強度，並減少 Ni 含量。SUPER304H 與 347HFG 均有透過熱機製程，形成細晶構造，使其抗氧化能力與 347HFG 一致。
- ◇ HR3C 是根據 310 不銹鋼改良，添加 Nb 與 N 使微觀組織穩定與提高潛變強度，其高 Cr 含量(25%Cr)，可不必控制晶粒尺寸，使材料達到優異抗氧化能力。

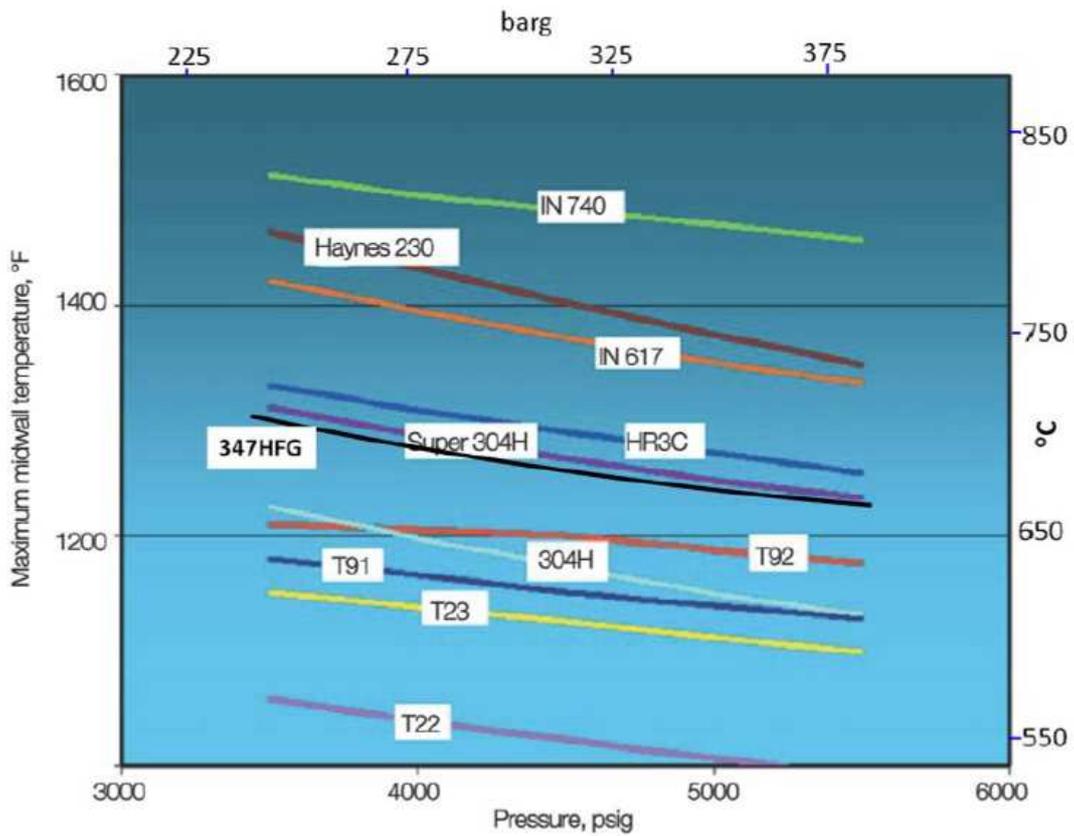


圖 15 各種材料之適用溫度與壓力[1]

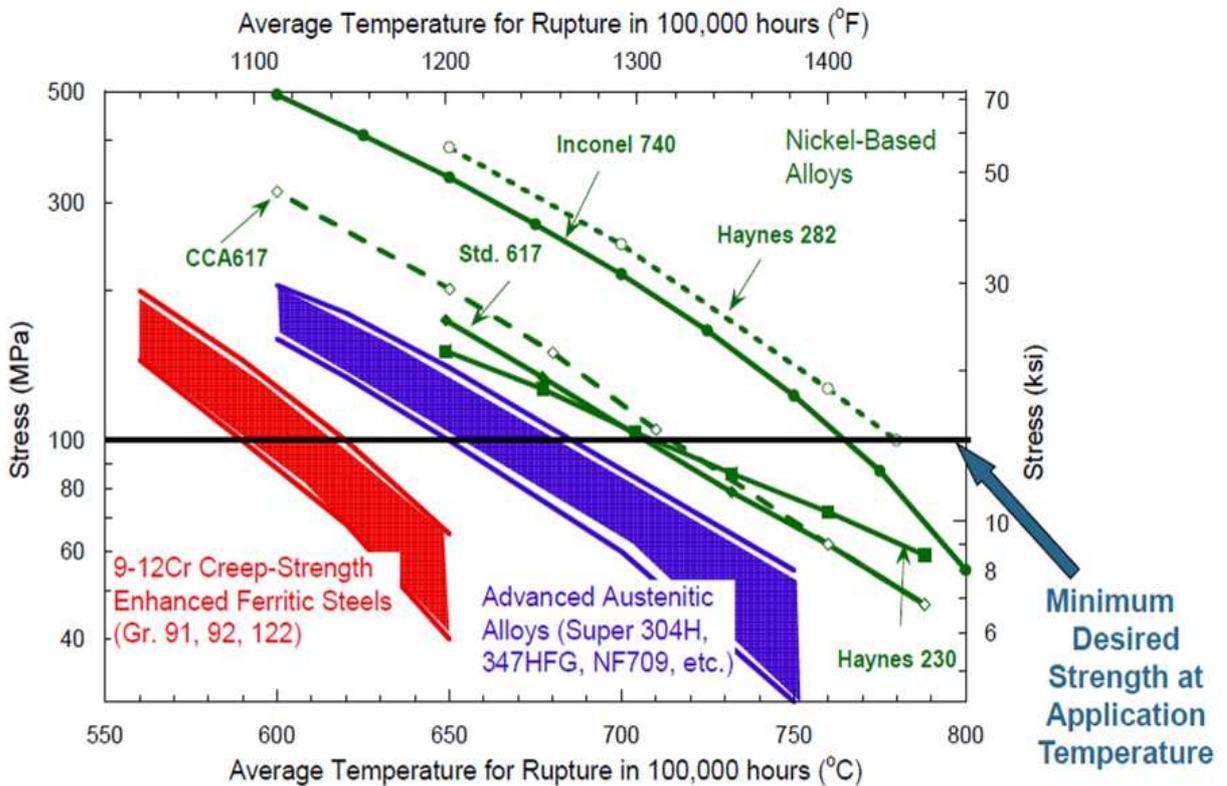


圖 16 不同系列材料經 100,000 小時/測試溫度下破斷的應力值[2]

Alloy Development of Boiler Austenitic Stainless Steel Tubing

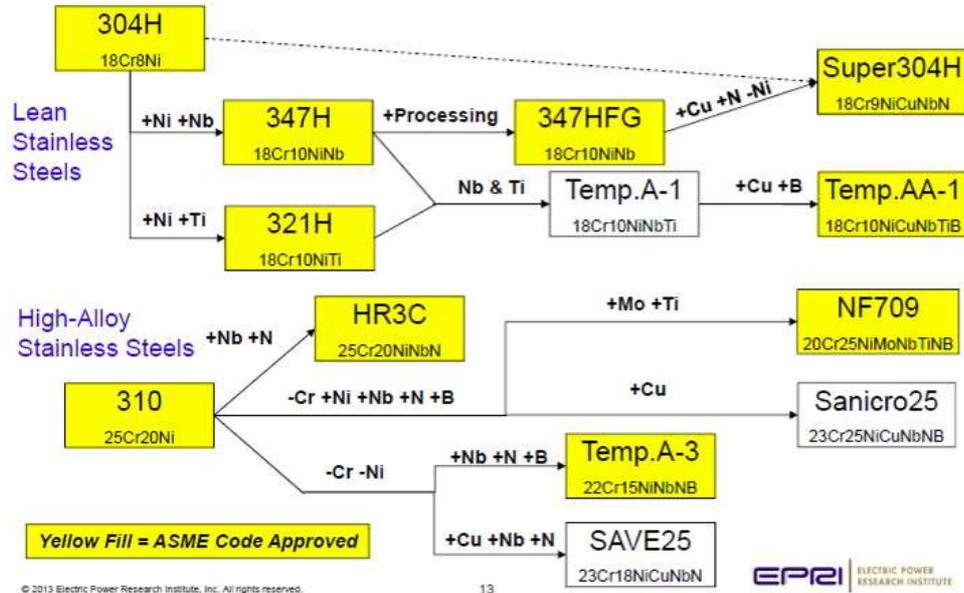


圖 17 先進不銹鋼發展過程[2]

表 2 不銹鋼合金成分[2]

Some of the alloys & classes											
Nominal Composition (wt%) of Advanced Austenitic Stainless Steels and Alloys											
Class	Material	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Nb	Ti	Others
Lean Stainless Steels	304H ⁺	0.08	1.6	0.6	18.0	8.0					
	347H [*]	0.08	1.6	0.6	18.0	10			0.8		
	347HFG	0.08	1.6	0.6	18.0	10			0.8		Fine-grained
	Tempaloy A-1	0.12	1.6	0.6	18.0	10.0			0.10	0.08	
	Tempaloy AA-1	0.12	1.6	0.6	18.0	10.0			0.25	0.15	3.0Cu, 0.003B
	Super 304H	0.10	0.8	0.2	18.0	9.0		0.10	0.4		3.0Cu
	17-14CuMo [*]	0.12	0.7	0.5	16.0	14.0	2.0		0.4	0.3	3.0Cu
	Esshete1250 [*]	0.12	6.0	0.5	15.0	10.0	1.0		1.0	0.06	0.2V
High-Alloy Stainless Steels	Tempaloy A-3	0.08	1.0	0.5	22.0	15.0		0.15	0.7		0.003B
	NF709	0.08	1.0	0.5	20.0	25.0	1.5	0.20	0.2	0.15	0.004B
	HR3C	0.06	1.2	0.4	25.0	20.0		0.20	0.45		
	SAVE25	0.10	1.0	0.1	23.0	18.0		0.20	0.45		3.0Cu
	Sanicro 25	0.07	0.5	0.2	22.5	25.0		0.23	0.50		0.004B, 3.0Cu
High-Alloy Austenitic s	800H	0.08	1.2	0.5	21.0	32.0				0.5	0.4Al
	HR120	0.05	0.7	0.6	25.0	37.0	2	0.2	0.7	0.08	0.004B, 2W, 3Co
	HR6(7)W	0.08	1.2	0.4	23.0	43.0			0.18	0.08	0.003B, 6.0(7.0)W
	CR30A	0.06	0.2	0.03	30.0	50.0	2.0			0.2	0.03Zr

TP347HFG、SUPER304H 與 HR3C 均是由日本 Sumitomo 或 Nippon Steel & Sumitomo Metal corporation(NSSMC)研究與生產，在 1992 年後陸續被 ASME 認可，其 ASME 規範與其他國家規範詳如表 3 所示。

表 3 347HFG、SUPER304H 與 HR3C 各國規範[3]

	347HFG	SUPER304H	HR3C
UNS Number	S34710	S30432	S31042
ASTM	A213/A213M-11a TP347HFG	A213/A213M-11a S30432	A213/A213M-11a TP310HCbN
ASME	SA-213/SA-213M TP347HFG	SA-213/SA-213M S30432	SA-213/SA-213M TP310HCbN
ASME CC	CC2159	CC2328	CC2115
European Steel	X8CrNi19-11 1.4908	X10CrNiCuNb18-9-13 1.4907	X6CrNiNbN25-20 1.4952
VdTUV Data Sheet No.	547	550	546
Japan METI	---	SUS304J1HTB	SUS310J1TB

不銹鋼材料與傳統低合金鋼的熱物理性質差異，在於不銹鋼材料的低熱傳導性與高熱膨脹係數(CTE, Coefficient of thermal expansion)，而限制不銹鋼在高溫下的應用，在短暫的機組起停，不銹鋼材料會形成高熱應力與應變，尤其是材料厚度增加時，其熱梯度更大，將造成疲勞或潛變疲勞破壞，進而限制應用在集管與蒸氣輸送管。唯一的實際應用實例是在 Eddystone 1 號機，採用 316 不銹鋼材料作為主蒸氣輸送管與集管，在運轉初期發現由於熱循環造成潛變疲勞裂紋。

圖 18 是不同材料在不同溫度的 CTE，8~10%Ni(TP304H、SUPER304H 與 347HFG)不銹鋼 CTE 是最高的，其次是 NF709，最低是肥粒鐵系(P22 與 P91)。其中 NF709 中 Ni 是 25%，因 Ni 含量較高，可以減少沃斯田鐵系不銹鋼的 CTE 值，此現象可由圖 19 驗證，HR3C 因 20%Ni 含量，故其 CTE 低於 SUPER304H(9%Ni)，但 HR3C 在 593°C 的 CTE 為 $17.6 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ，而 P91 僅 $13.1 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ，其 CTE 差異仍相當大。圖 20 為 NSSMC 鋼廠與 ASME 規範的平均 CTE 比較，

顯示兩者平均 CTE 接近。

故先進不銹鋼材料多用於過熱器與再熱器管，尺寸限制在直徑 65mm 與厚度 12.5mm 以內；不用在有液態水存在的水牆管，因會有應力腐蝕破壞的可能性，這在 ASME BPVC Section I 有提到。

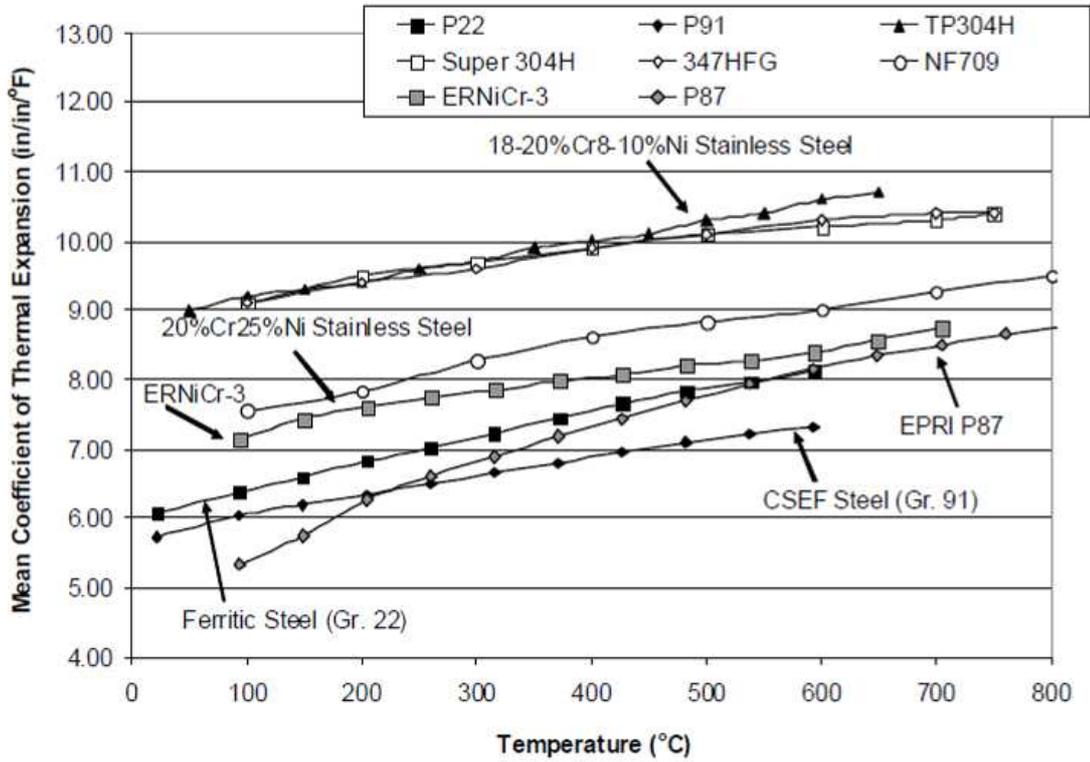


圖 18 不同材料的平均 CTE[3]

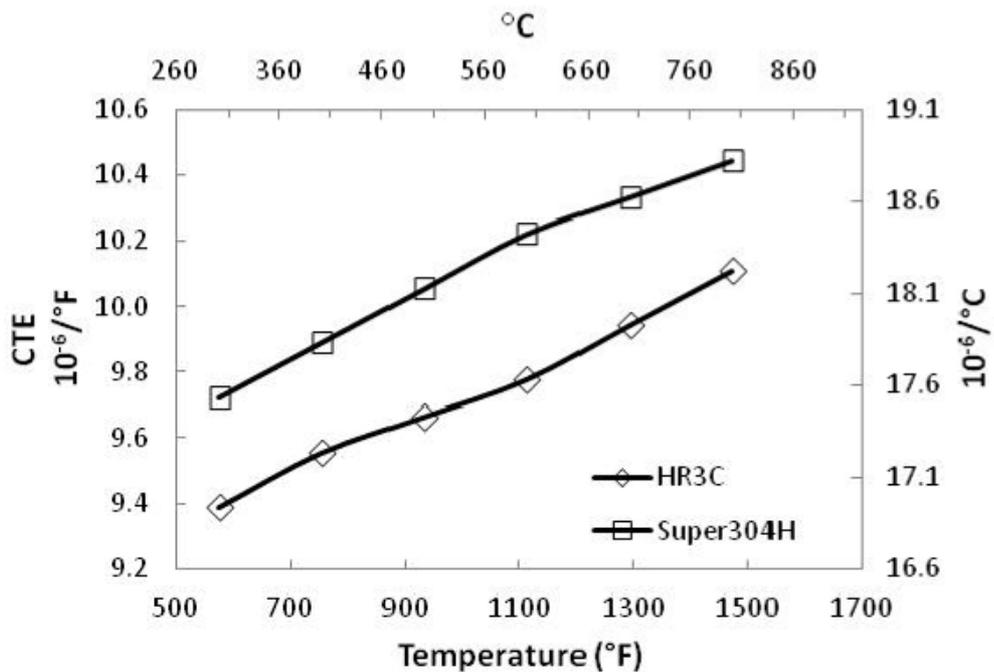


圖 19 HR3C 與 SUPER304H 的 CTE 差異[4]

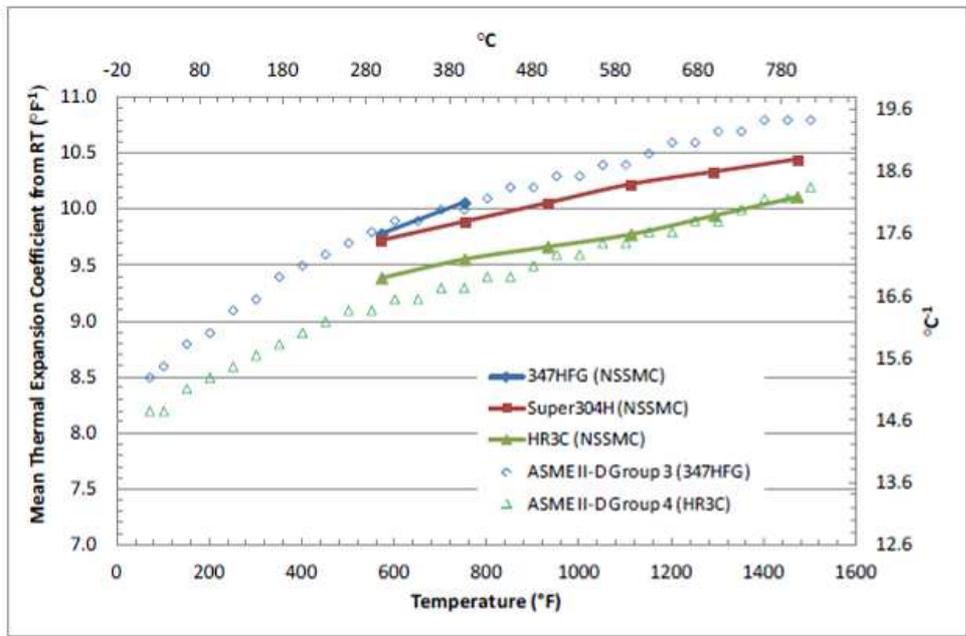


圖 20 平均熱膨脹係數(NSSMC 與 ASME Section II Part D)[4][5]

三種先進不銹鋼之熱傳導係數，以 SUPER304H 的熱傳導係數是最大，HR3C 熱傳導係數是最小，如圖 21 所示。彈性係數以 SUPER304H 最低，HR3C 與 347HFG 彈性係數接近，如圖 22 所示。

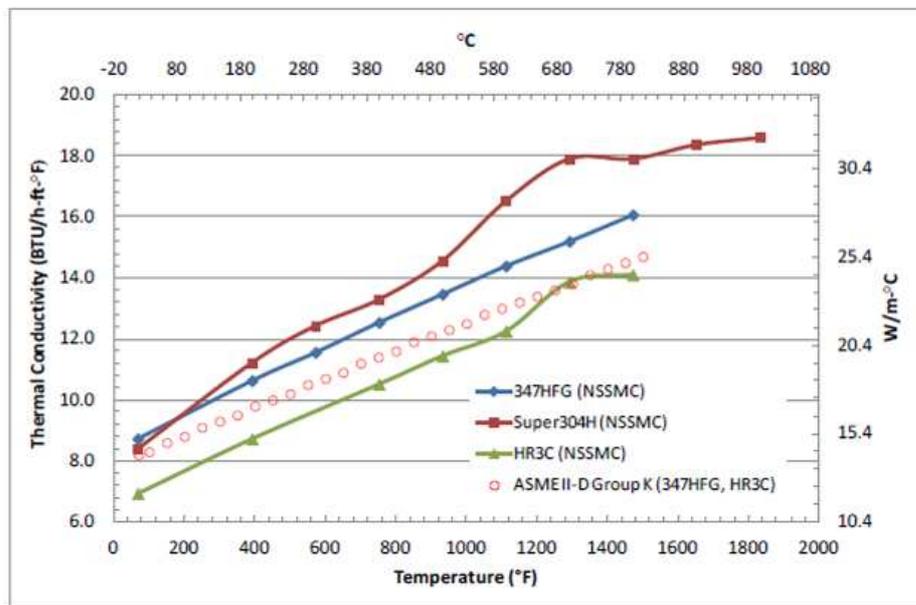


圖 21 三種先進不銹鋼之熱傳導係數 (NSSMC 與 ASME Section II Part D)[4][5]

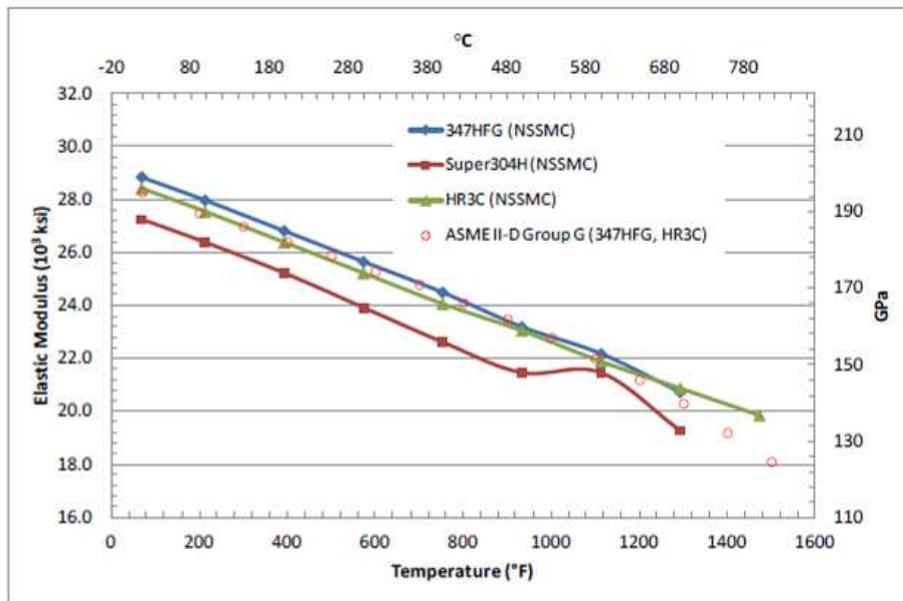


圖 22 先進不銹鋼之彈性係數
(NSSMC 與 ASME Section II Part D)

2.3.1 冶金與析出相

材料的合金設計，是為達到合金元素的穩定與達到所預期之特性，先進不銹鋼的合金成分如表 2 所示，其析出物種類如表 4。

- ✧ 富銅相(Cu-rich)：銅是 SUPER304H 的合金元素之一，富銅相是提高 SUPER304H 潛變破斷強度的主要析出相。
- ✧ MX Carbides, Nitrides and Carbonitrides(NbCN、NbC)：MX 析出物指 M 是金屬鈮，X 是碳或氮，MX 相可提供優良抗潛變強度，在不銹鋼進行固溶處理中，使 MX 融入基地，再快速淬火，使 MX 無法在此過程中析出，在後續高溫使用中，基地內會逐漸析出細小散佈的 MX 相，而提供優良抗潛變強度。Nb/C 的比率以 0.2~1.0 是抗潛變強度最好的合金比率。
- ✧ M₂₃C₆ Carbides：M₂₃C₆ 主要是指 Cr₂₃C₆，主要在晶界形成，比 NbC 還要快成核與粗化，所以對材料抗潛變強度比 NbC 差一些。在不銹鋼進行固溶處理中，使 M₂₃C₆ 融入基地，再快速淬火，材料在後續高溫使用中，基地內會逐漸析出 M₂₃C₆ 相。
- ✧ M₆C Carbides：M₆C 碳化物，M 是指 Fe、Cr、Nb 元素，有時又稱 eta-Carbide，在長時間時效中，會發現少量 M₆C，比較在高

Nb 合金中觀察到，所以目前在不銹鋼中對 M_6C 研究文獻不多。

- ✧ Z-Phase：Z-Phase 一般是指 $Cr_2Nb_2N_2$ ，主要 600°C 在基地形成細小的散佈相，有時會在晶界形成，可有效提高抗潛變強度。
- ✧ Sigma(σ) phase：Sigma phase 是指 FeCr，有時 Ni 會取代 Fe，通常在 600~900°C 時於晶界形成，是一個硬脆相。在 347H 長時間潛變實驗中，Sigma phase 會導致潛變破壞。在先進沃斯田鐵系材料中，Sigma phase 被觀察到，但並未明顯減少材料延性。
- ✧ G-phase：G-phase 是指在晶界形成 $Ni_{16}Nb_6Si_7$ ，G-phase 會形成，主要是合金中有較多 Si 含量。在 HR3C 的 75,000 小時/650°C 測試中，觀察到 G-phase 形成，並造成衝擊值大幅度下降。
- ✧ Laves phase：在長時間時效中，有時會觀察到 Laves phase (Fe_2Nb)，對先進不銹鋼的影響，仍不清楚。

表 4 先進沃斯田鐵系之析出相[3][6][7][8]

	Phase	Crystal Structure	Composition	Alloys	Comments
Carbides, Nitrides, and Carbonitrides	NbC	FCC	NbC	347HFG, Super304H, HR3C	Carbide in a fine matrix dispersion is key for strengthening. More stable than $M_{23}C_6$.
	NbN, Nb(CN)	FCC	NbN, Nb(C_xN_{1-x})	Super304H, HR3C	Carbonitride and nitride in a fine matrix dispersion is key. NbN is more stable than NbC and Nb(CN)
	$M_{23}C_6$	FCC	$Cr_{23}C_6$	347HFG, Super304H, HR3C	Most common carbide, always present at grain boundaries, limited by NbC formation.
	M_6C	FCC Diamond-Type	Fe_3Nb_3C	347HFG	Possible after long-term aging in small amounts. Has not been widely studied. Effects unknown.
	Z-Phase	Tetragonal	CrNbN	Super304H, HR3C	Can compete with NbC. Forms a fine matrix dispersion that should be as beneficial as NbC.
Intermetallic Phases	Sigma (σ) Phase	Tetragonal	$\sim (Fe,Ni)_3Cr_2$	347HFG, Super304H, HR3C	Expected in service exposure. Found with 347HFG, Super304H in Eddystone without significant effect on ductility and CVN energy.
	G-Phase	FCC	$Ni_{16}Nb_6Si_7$	HR3C	Confirmed existence for the high alloy HR3C with significant effect on reducing CVN impact energy.
	Laves Phase	Hexagonal	Fe_2Nb	347HFG	Expected only for over-stabilized (atomic Nb/C ratio $\gg 1$) austenitics. Not generally significant.

2.3.2 熱機製程

先進不銹鋼為全沃斯田鐵組織，並有充分的析出合金元素在固溶相，如 347HFG 的 Nb 與 C、SUPER304H 的 Nb、C、N 與 Cu，HR3C 的 Nb、C 與 N，並在後續的高溫運轉中，於基地中形成細小的散布析出相(347HFG 的 NbC，SUPER304H 的 Nb(CN)、CrNbN 與 Cu-rich，HR3C 的 Nb(CN)與 CrNbN)。

圖 23 是 SUPER304H 與 347HFG 的熱機製程，347HFG 的最小

固溶溫度是 1175°C，SUPER304H 的最小固溶溫度是 1100°C，軟化溫度是高於固溶溫度至少 50°C，軟化目的是使粗大的 NbC 溶解，然而保存細小的 NbC 與 NbN，再對材料進行冷作，使爐管成為最後成品尺寸，在進行最後的固溶處理中，透過 NbC 與 NbN 來阻礙晶界與限制晶粒成長，達成 ASTM 規定的晶粒尺寸 NO.7 或更細，完成固溶處理後，進行快速淬火，產生最小析出物，在後續的高溫運轉中，可在基地中形成細小的散布析出相。

在 ASTM/ASME 中 SUPER304H 無規定控制晶粒大小，也無規定須高於固溶溫度至少 50°C。HR3C 是高 Cr 含量之不銹鋼，不需進行軟化處理達到細晶結構，僅需進行固溶處理(最小固溶溫度：1040°C)與快速淬火，晶粒大小需大於 NO.7 或更大。

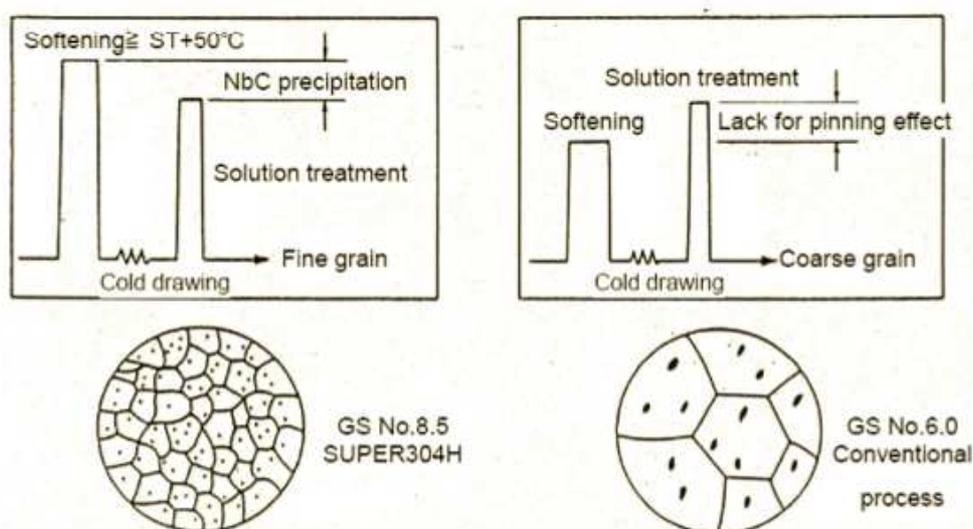


圖 23 可產生細小晶粒之熱機製程與傳統製程的對照[9]

2.3.3 蒸汽側氧化

鋼材在高溫環境中的保護是依靠連續穩定的氧化鉻層(Cr_2O_3)，也就是說主要需要高含量的鉻元素，這說明 HR3C 抗蒸氣側氧化能力會比 347HFG 與 SUPER304H 優越。

圖 24 為典型沃斯田鐵系氧化層構造，呈現雙層結構，外層是磁鐵礦(Fe_3O_4)，內層是 Fe-Cr spinel ($FeFe_{2-x}Cr_xO_4$)，當 Cr 含量愈多，會形成較多保護效果佳的 Cr_2O_3 。當 Cr 從材料表面擴散至氧化層，

並不是均勻擴散，而是與擴散路徑有關，即 Cr 會沿著晶界擴散，於是常常形成不規則的 Fe-Cr spinel 氧化層厚度，故為達到形成均勻的 Fe-Cr spinel 氧化層厚度，建議進行晶粒細化處理，讓擴散路徑與密度增加，可形成均勻的 Fe-Cr spinel 氧化層厚度，如圖 25 所示，細晶粒材料表面形成薄薄的 Cr_2O_3 、 $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ 與 Fe_3O_4 ，反觀粗晶粒材料表面，在晶界處形成 Cr_2O_3 ，晶粒內以 $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ 為主，最外層則是 Fe_3O_4 。當內層氧化層之 Cr 增加時， Fe^{2+} 離子的擴散將受到阻礙，所以外層的 Fe_3O_4 的成長將減慢，而促成生成 Fe_2O_3 ，在 Fe_2O_3 、 Fe_3O_4 、Fe-Cr spinel 之間，會因不同構造氧化層的體積改變，導致在此 Fe_3O_4 與 Fe-Cr spinel 之間形成孔洞，進而生剝落行為。

材料氧化速率與可獲的的氧數量有關，當蒸氣壓力增加時，可獲得的氧數量減少，氧化速率也減少，所以過熱器氧化速率會低於再熱器。

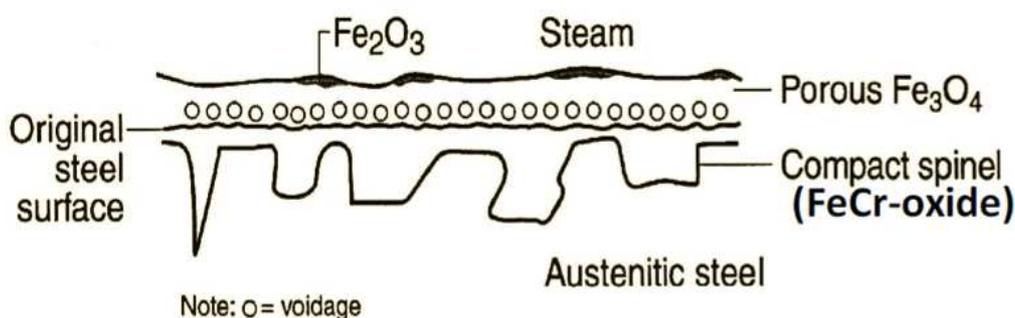


圖 24 典型沃斯田鐵系氧化層形成構造[3]

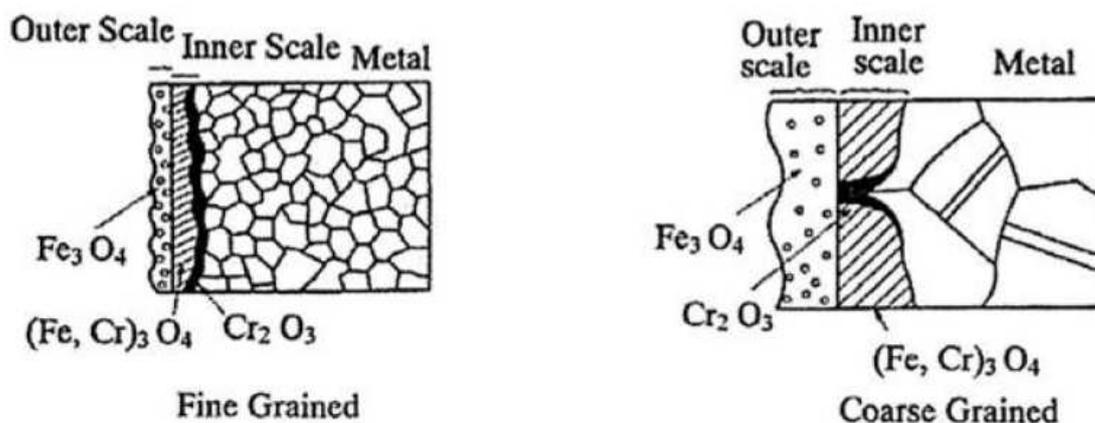


圖 25 粗晶與細晶鋼材表面之蒸氣側氧化層構造對比[10]

HR3C 由於較高 Cr 含量，可快速形成保護性的 Cr_2O_3 或 FeCr_2O_4 ，形成一層薄又均勻之氧化層，也限制外層 Fe_2O_3 與 Fe_3O_4 的成長厚度，故與晶粒大小無太大因素。

圖 26 為 TP321H、SUPER304H 與 TP347HFG 在電廠 10 年運轉在 571°C 環境之氧化層厚度，可了解粗晶的 TP321H 在 6.5 年已發生氧化層剝落，在 10 年後氧化層厚度已成長到 $130\mu\text{m}$ ，但細晶的 SUPER304H 與 TP347HFG 氧化層厚度則為 $35\mu\text{m}$ 。在文獻中實驗室之短期測試(100 小時/ 700°C)，可明顯看到 HR3C 優於 347H(細晶)，更優於 347H(粗晶)，如圖 27 所示。

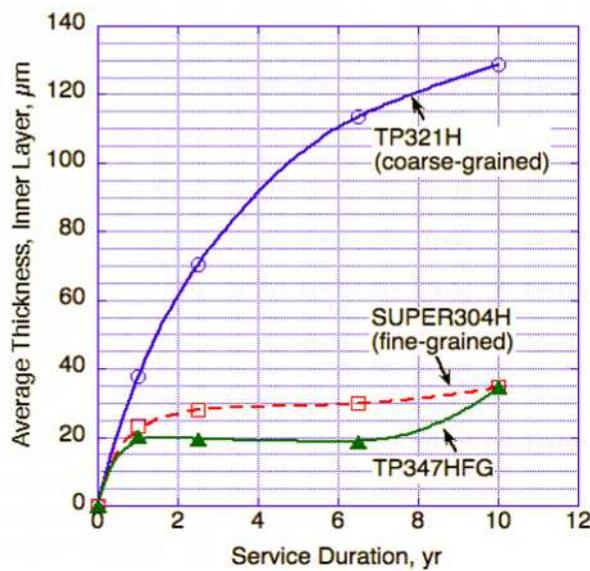


圖 26 粗晶與細晶型不銹鋼在 571°C 下氧化層厚度變化 (在 10 年/80000 小時) [10]

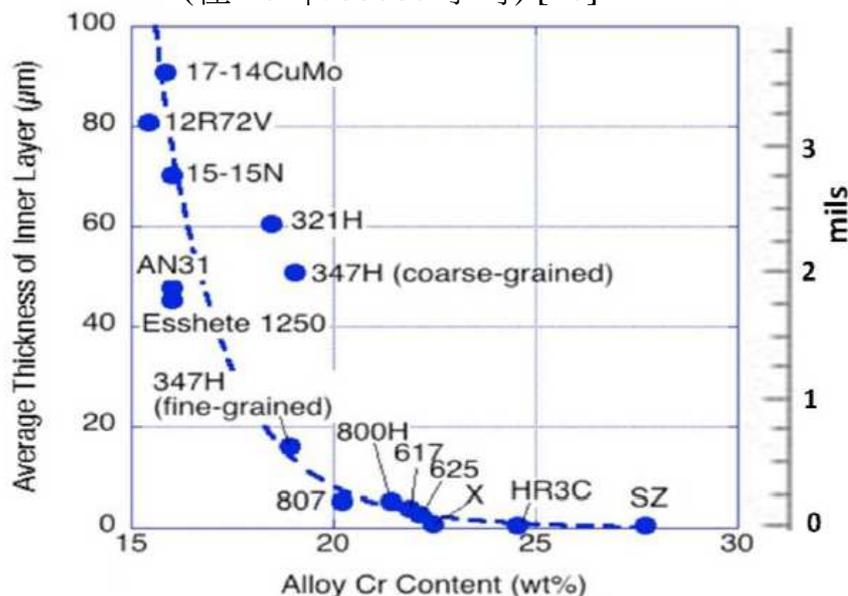
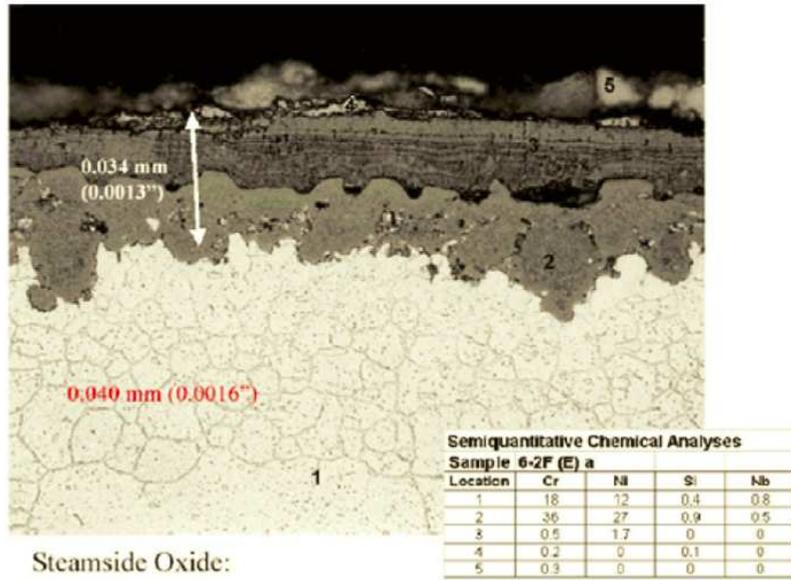
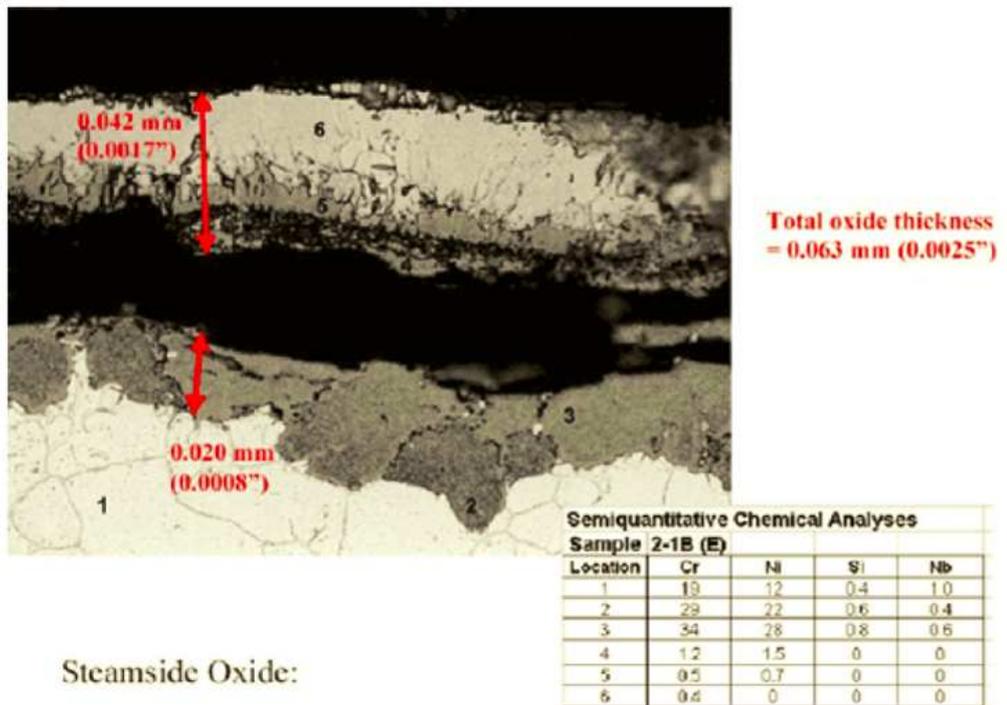


圖 27 不同 Cr 含量對蒸氣側氧化能力之影響(100 小時/ 700°C) [11]

圖 28 為經 11000 小時運轉的 347HFG 的蒸汽側氧化層金相，圖 28(a)為多層之氧化層，其厚度為 34 μm ，圖 28(b)為 42 μm 的剝落氧化層金相，預計約 30~50%的爐管可能會發生阻塞情形，測試爐管金屬溫度為 670 $^{\circ}\text{C}$ 。



(a) 氧化層金相(氧化層厚度：34 μm)



(b)分離的氧化層組織(可能剝落之氧化層厚度：42 μm)

圖 28 347HFG 的蒸汽側氧化層金相(11000 小時)[2]

為增加抗蒸氣側氧化能力，會建議對運轉溫度 700°C 以下之粗晶或細晶不銹鋼做冷作-珠擊(Shot-peening)處理，此冷作處理對 347HFG 抗蒸氣側氧化能力特別明顯，因珠擊處理是增加差排密度與擴散路徑密度，效果與細化晶粒類似。在溫度超過 700°C 時，因差排構造恢復，所以 347HFG 對抗蒸氣側氧化能力有限。圖 29 為不銹鋼經 650°C/17bar 蒸汽氧化實驗之氧化層，原始表面氧化層有明顯氧化與剝落行為產生，但經珠擊處理的表面形成一層薄氧化層，顯示珠擊處理可有效減少氧化層剝落行為產生。

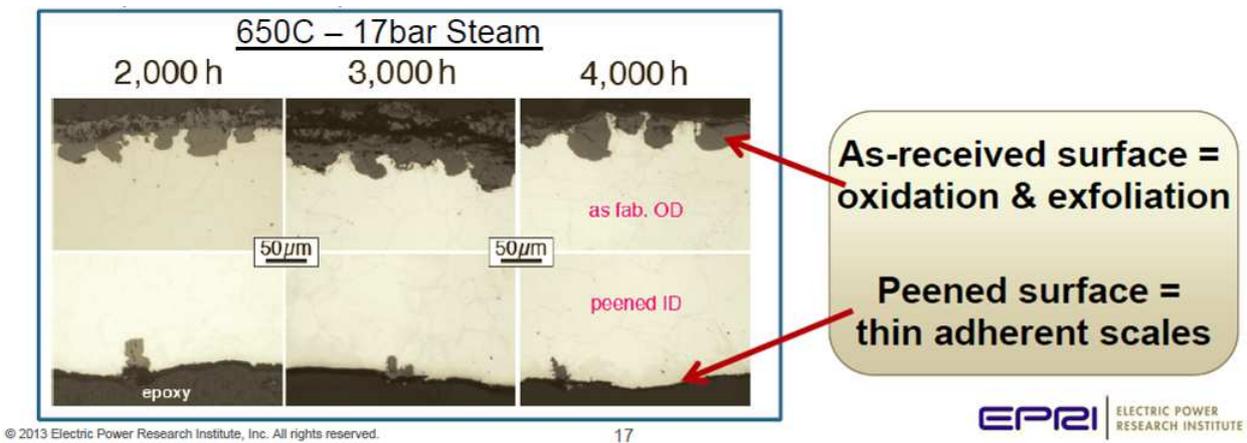
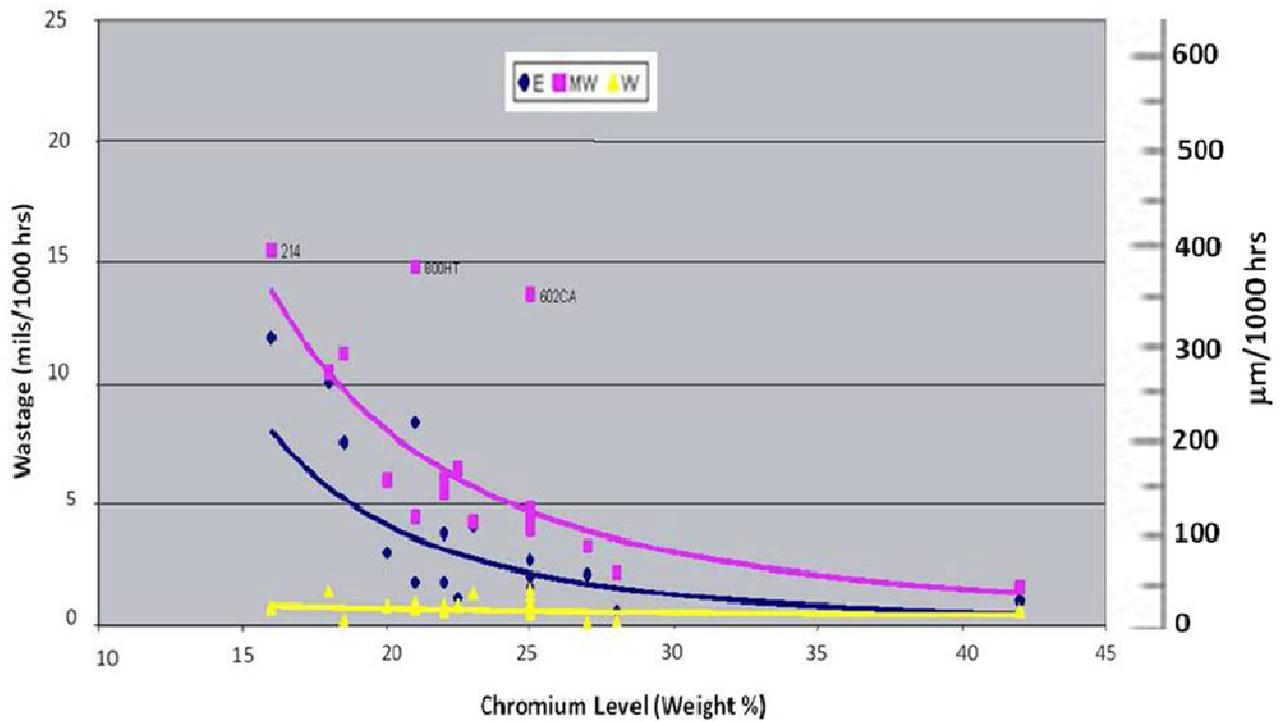


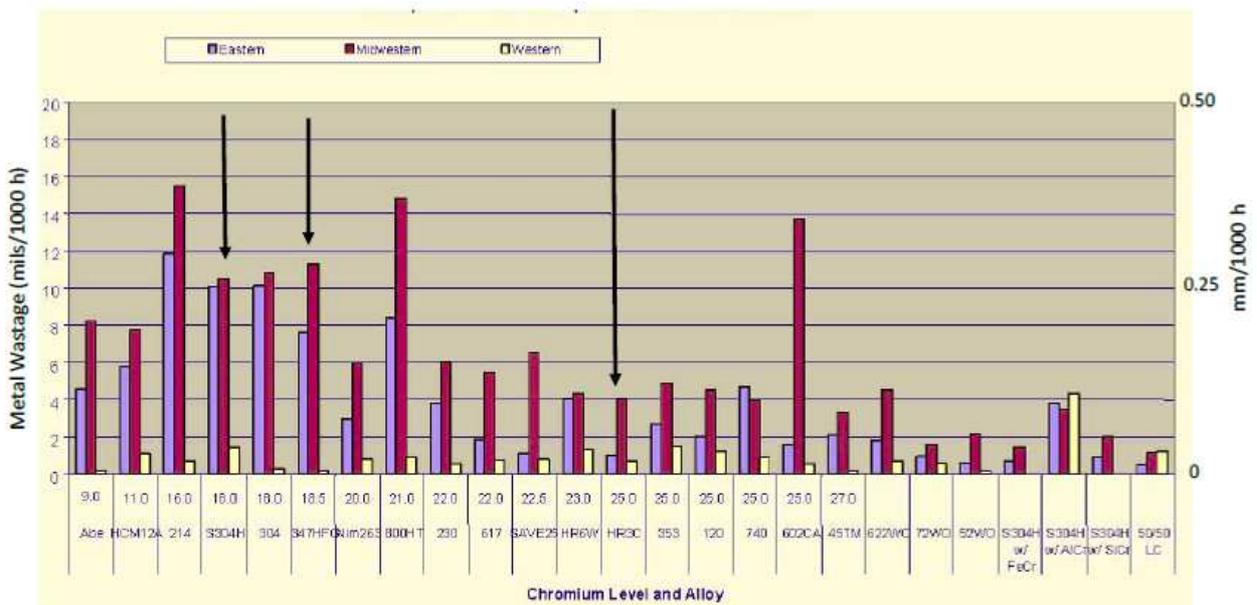
圖 29 原始外壁與經珠擊處理內壁之氧化層金相[2]

2.3.4 火側腐蝕

高溫火側腐蝕包括水牆管的硫化與氧化作用、過熱器與再熱器的飛灰沉積下的融鹽破壞、燃氣不均或不正常燃燒造成金屬過熱，形成硫化與氧化破壞、在 low NO_x 燃燒器情況下會加速火側腐蝕。而材料抗火側腐蝕能力與晶粒構造並無太大關聯，而是與合金元素 Cr 含量有直接關聯，以及煤中的 S 與鹼性金屬有關，故高達 25%Cr 的 HR3C 有較優異的抗火側腐蝕能力，而 18%Cr 的 347HFG 與 SUPER304H 僅能適用在低 S 煤。圖 30 顯示 18%Cr 的不銹鋼在高 S 含量至低 S 含量的煤環境中，其金屬損失從 260μm 到 20μm，而 25%Cr 不銹鋼其金屬損失從 130μm 到 20μm，顯示煤中 S 含量與材料 Cr 含量的重要。



(a)不同 Cr 含量之金屬損失差異



(b)不同合金材料之金屬損失差異

圖 30 在不同燃煤環境下的不同 Cr 含量金屬損失差異(650°C/1000 小時)(W：低 S 含量煤、E：中含量 S 煤、MW：高含量 S 煤)[12]

2.3.5 機械性質

347HFG 在 ASME 規定之晶粒尺寸規定是在 NO.7~10(平均晶粒直徑約 30~10 μ m，依據 ASTM E112 計算)，其拉伸強度與硬度規格如表 5 所示，其中德國規範對拉伸強度有定義上下限(550~750MPa)，室溫衝擊值最小為 CVN 63ft-lb(85J)，以及建議當使用溫度超過 580 $^{\circ}$ C 時，須對爐管內壁做珠擊處理，有效珠擊處理深度須達 70 μ m(2.8 mils)，可減少短期內因內壁氧化層剝落導致爐管堵塞而過熱破管。

表 5 347HFG 的拉伸強度與硬度[3]

	Tensile Strength, ksi (MPa)	Yield Strength, ksi (MPa)	Elongation %	Hardness Maximum	
				Brinnell/Vickers	Rockwell
ASTM/ASME [29,30]	80 (550)	30 (205)	35	192 HBW/200 HV	90 HRB
VdTÜV [31]	80-109 (550-750) ^b	30 (205)	35	----	----

a: The listed value is the minimum, unless otherwise noted.

b: Stated to be approximate

SUPER304H 在 ASTM/ASME 內無規定晶粒尺寸，但德國規範建議在 NO.7 或更細之晶粒尺寸，且須對爐管內壁做珠擊處理，有效深度須達 70 μ m(2.8mils)，可減少短期內因內壁氧化層剝落導致爐管堵塞而過熱破管，但無限定最小使用溫度。德國規範對拉伸強度有定義上下限(590~850MPa)，室溫衝擊值最小為 CVN 63ft-lb(85J)，詳如表 6。

表 6 SUPER304H 的拉伸強度與硬度[3]

	Tensile Strength, ksi (MPa)	Yield Strength, ksi (MPa)	Elongation %	Hardness Maximum	
				Brinnell/Vickers	Rockwell
ASTM/ASME [29,30]	86 (590)	34 (235)	35	219 HBW/230 HV	95 HRB
VdTÜV [31]	86-123 (590-850) ^b	34 (235)	35	----	----

a: The listed value is the minimum, unless otherwise noted.

b: Stated to be approximate

HR3C 在 ASTM/ASME 內晶粒尺寸規定是 NO.7 或更粗大，因為過小的晶粒尺寸會影響抗潛變能力，而 HR3C 因高 Cr 含量，不需依靠細化晶粒來抑制氧化行為，即可達到高抗氧化能力之需求。德國規範對 HR3C 材料有定義拉伸強度上下限(655~900MPa)，室溫衝擊值最小為 CVN 63ft-lb(85J)，詳如表 7。

表 7 HR3C 的拉伸強度與硬度[3]

	Tensile Strength, ksi (MPa)	Yield Strength, ksi (MPa)	Elongation %	Hardness Maximum	
				Brinnell/Vickers	Rockwell
ASTM/ASME [29,30]	95 (655)	43 (295)	30	192 HBW/200 HV	90 HRB
VdTÜV [31]	95-131 (655-900) ^b	43 (295)	30	----	----

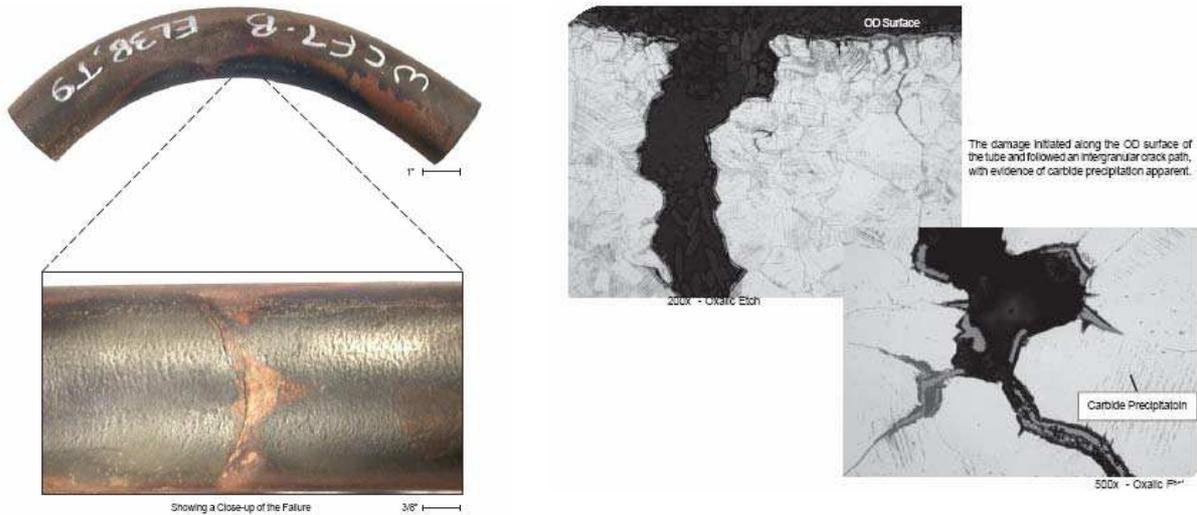
a: The listed value is the minimum, unless otherwise noted.

b: Stated to be approximate

2.3.6 冷作成型特性

冷作的沃斯田鐵系不銹鋼在高溫使用下，將產生晶粒結晶與冷作應力引起的應變引起之析出硬化(SIPH, Strain Induced Precipitation Hardening)破壞，由於再結晶與析出相的形成，將導致硬度提高、長期潛變強度與潛變延性降低。圖 31 為材質 347H 之再熱器管彎管破壞，由外壁處開始形成，觀察金相組織，裂紋沿著晶粒延伸，裂紋旁有明顯雙晶構造與碳化物析出，顯示有高殘留應變，其破損原因為 SIPH 導致加速潛變破壞。如圖 32 為 347 不銹鋼的冷作量從 10% 增加至 30.4%，發現其抗潛變能力越差，但若經退火處理，材料可達到較佳抗潛變能力。

當材料設計溫度超過 675°C，爐管應變量超過 10%，或設計溫度介於 540~675°C 之間，爐管應變量超過 15%，需進行固溶退火，減少 SIPH 破壞，如表 8 所示。熱處理時間則與材料厚度相關，每英寸需恆溫 20 分鐘。EPRI 保守的建議，當爐管應變量超過 5%，就需進行固溶退火，減少 SIPH 破壞。



(a)破損外觀 (b)破壞起點之裂紋金相

圖 31 材質 347H 之再熱器管彎管破壞[13][14]

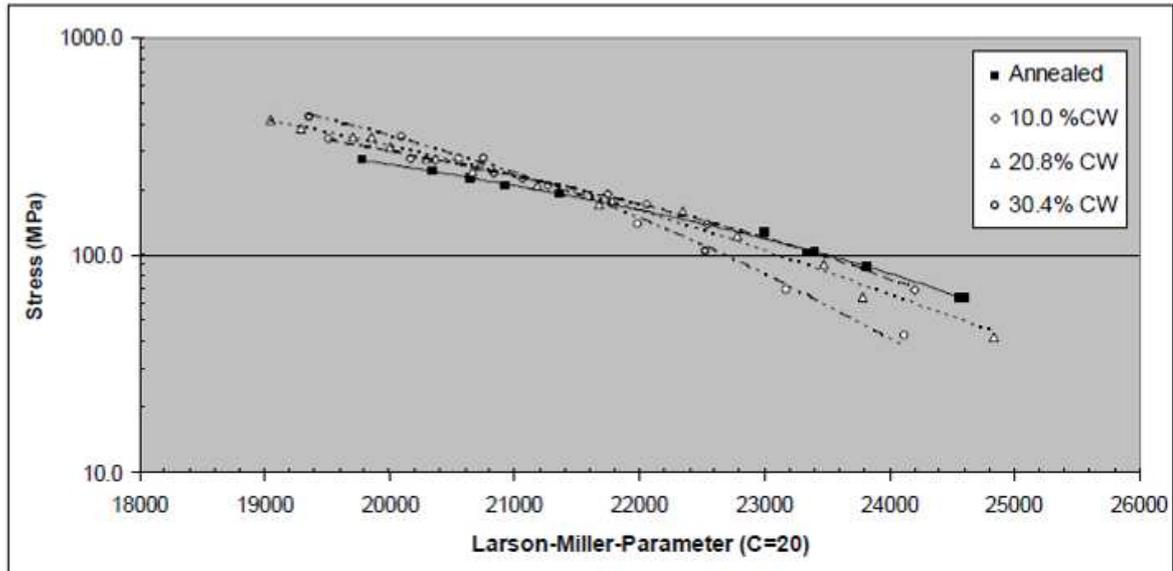


圖 32 不同冷作加工量與經退火之 347 不銹鋼 LMP 曲線[14][15]

表 8 冷做成形應變限制與熱處理要求[5]

	Lower Design Temperature			Higher Design Temperature		Minimum Heat Treatment Temperature °F(°C)
	Exceeding °F (°C)	But ≤ °F(°C)	And Forming Strains Exceeding	Exceeding °F (°C)	And Forming Strains Exceeding	
347HFG	1000 (540)	1250 (675)	15%	1250 (675)	10%	2150 (1175)
Super 304H*	1000 (540)	1250 (675)	15%	1250 (675)	10%	2000 (1095)
HR3C	1000 (540)	1250 (675)	15%	1250 (675)	10%	2000 (1095)

a: Conditions for 347H per ASME Code Case 2328-2 [38].

圖 33 為不同溫度下經不同冷做應變量之 347HFG 的潛變破斷強度與伸長率的變化，在短時間之破斷強度，是冷作材料的破斷強度大於經退火之材料，但在 10,000 小時後之低應力負荷下，是冷作材料的破斷強度小於經退火之材料；在伸長率與面積之頸縮率，經冷作之 347HFG 均遠小於退火後材料。

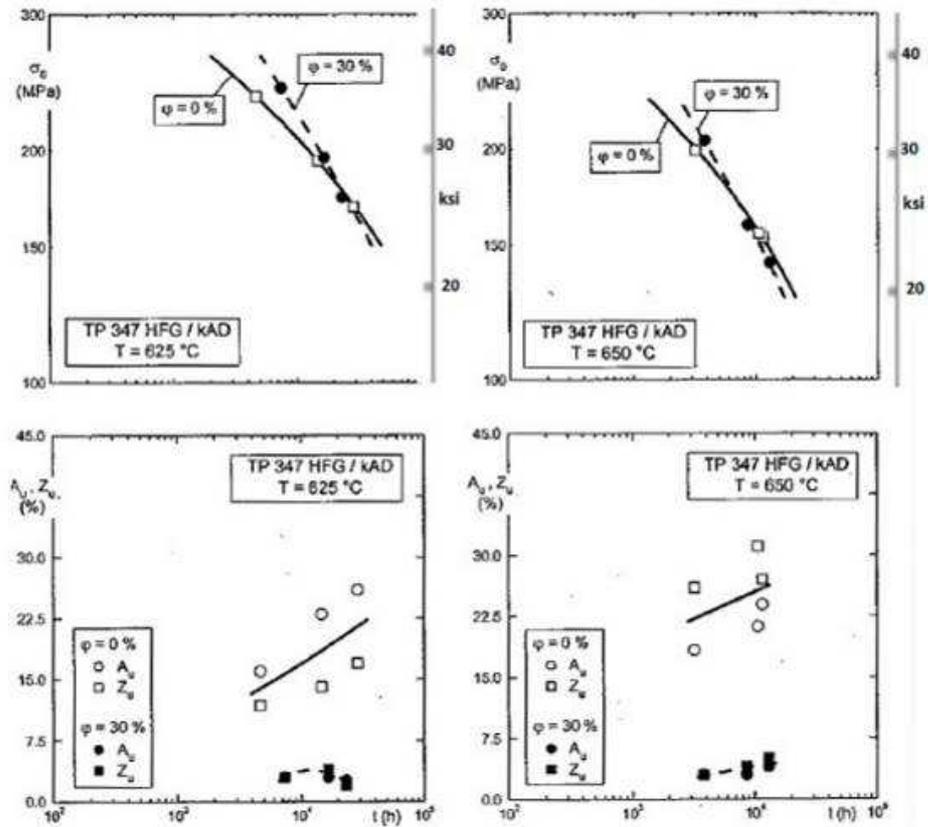


圖 33 冷作($\phi\%$)對 347HFG 的潛變行為影響
(上圖：破斷強度。下圖：延性<伸長率 A_u 與面積縮減率 Z_u >)

SUPER304H 在 Sumitomo/NSSMC 資料中，在 $700\text{ }^\circ\text{C}$ 與 $750\text{ }^\circ\text{C}$ 下，在長時間與低應力作用下，應變量 20% 與 30% 材料之破斷強度下降，但延性並無說明。

HR3C 在較高溫度下，其冷加工量愈多之材料的潛變強度減少速率也較快，這是由於材料差排回復與出物粗化的速度也將愈快的原因，如圖 34 所示。

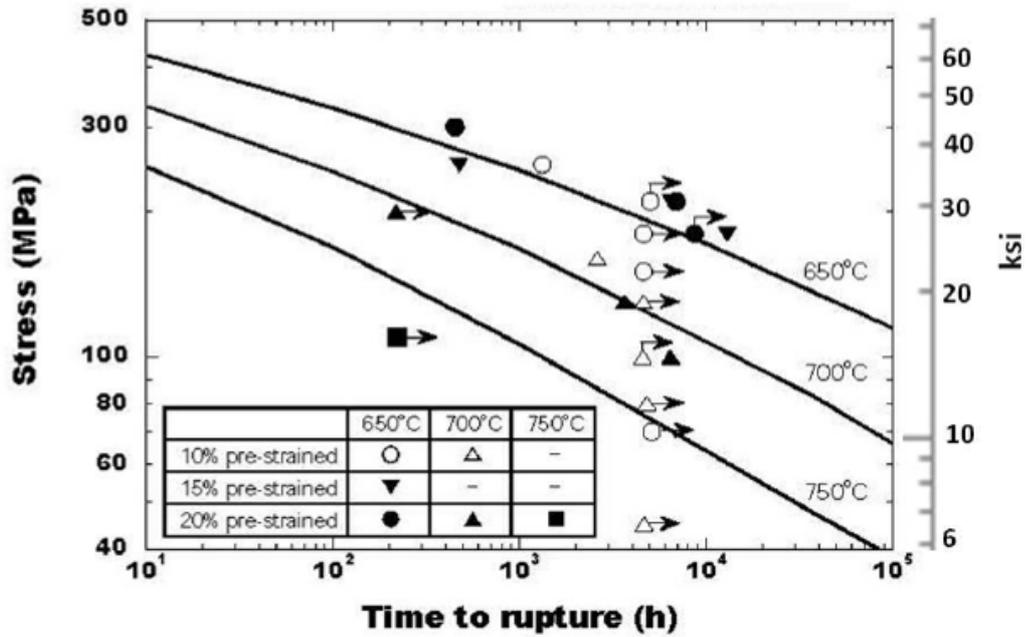


圖 34 HR3C 無冷作母材(實線)與經冷作加工母材之潛變破斷行為比較[16]

圖 35 為 650°C 與 700°C 之 HR3C 之破斷伸長率，從經退火狀況下伸長率為 20~27%，若經冷作 10~20% 伸長率降到 3~4%，尤其是在 10,000 小時內，冷作 10%，伸長率已明顯下降，這是要特別注意。

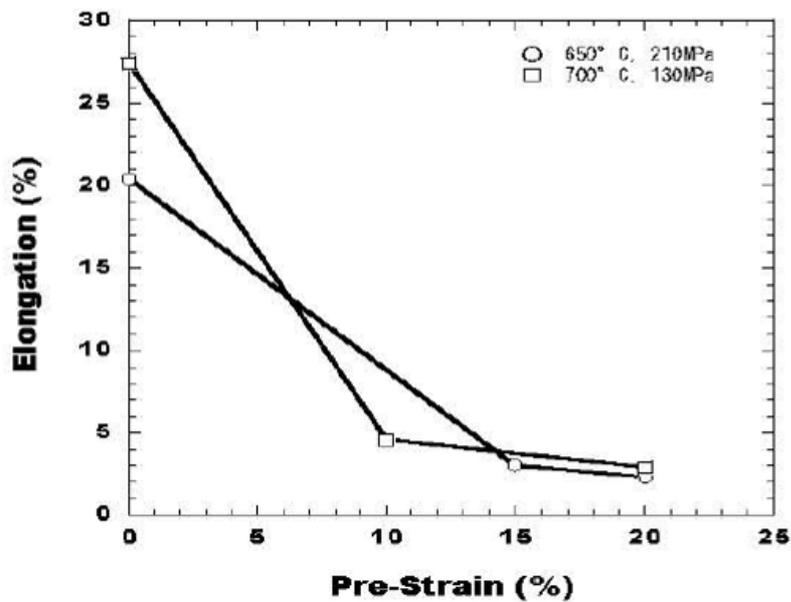


圖 35 HR3C 之潛變延性與冷作之關聯[16]

2.3.7 銲接

先進沃斯田鐵之銲道組織，應為全沃斯田鐵，但與 Ni 當量有關，如圖 36 所示，故 SUPER304H 與 347HFG 銲道將產生部分肥粒鐵顯微組織，建議的填料如 9 表所示，347HFG 可以採用 347H 的低碳填料或 16-8-2 填料；SUPER304H 可採用富 Cu 的 E308H，或跟 Nippon Steel & Sumikin Welding Co.(NSSW)公司洽詢；HR3C 異質銲接可採用 Inconel 填料 82(ERNiCr-3)或 617(ERNiCrCoMo-1)，或跟 NSSW 公司洽詢。SUPER304H 與 347HFG 在銲接時注意熱影響區盡量減少晶粒成長與析出。

根據 ASME Section II Part D，347HFG 是 P Number 8，Group Number 1 材料，HR3C 是 P Number 8，Group Number 3 材料，而 SUPER304H 尚未列入。P Number 8 材料是不需銲後熱處理。SUPER304H、347HFG 與 HR3C 建議的層間溫度為 150~200°C。

沃斯田鐵系材料之爐管可銲性主要在評估銲道的固化 Crater Cracking 與液化裂縫(Liquation Cracking)、以及熱影響區的液化裂縫。在 347HFG，Nb(Cb)會增加液化裂縫的可能性。

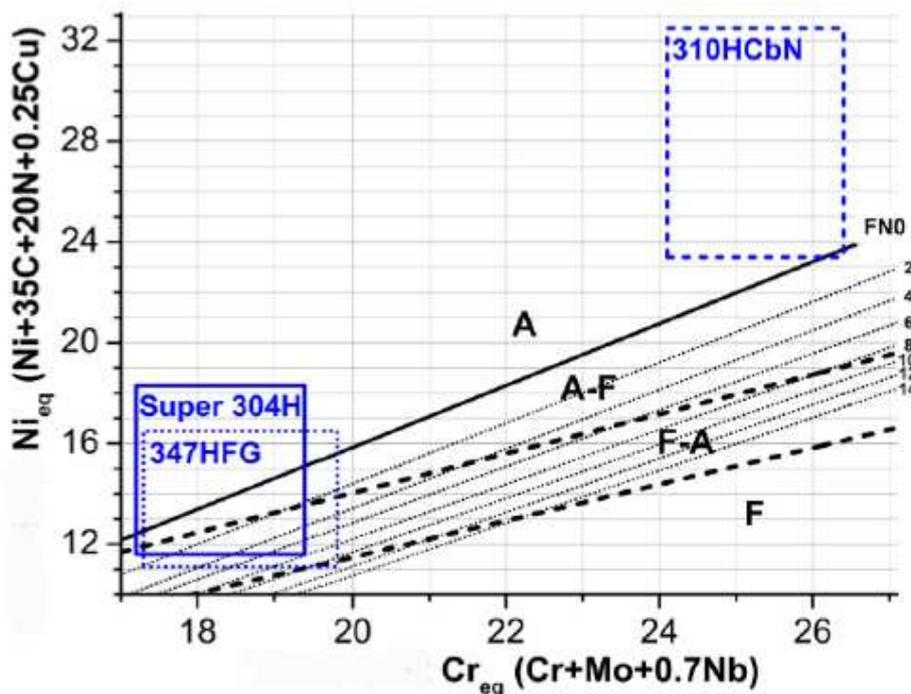


圖 36 根據 Ni 與 Cr 當量預測先進型不銹鋼之銲道相 (A：Austenite。F：Ferrite。FN：Ferrite Number)[17]

表 9 先進型不銹鋼同質銲接之填料

Alloy	Source-Designation ^b	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Nb (Cb) ^c	Other Elements	Comments
347	AWS/ASME – ER347 [58,59]	≤0.08	1.0-2.5	≤0.03	≤0.03	0.30-0.65	19.0-21.5	9.0-11.0	---	1xC-1.00	≤0.75 Mo ≤0.75 Cu	Matching 347H except for no minimum C and lower Nb than 347HFG
347H	Non-standard, Commercial (e.g., [60])	0.05	1.3	---	---	0.3	19.0	10.2	---	≥8xC	---	Example of an available 347H(FG) matching filler, produces FN of 3-8
16-8-2	AWS/ASME – E16-8-2 [58,59]	0.10	1.0-2.0	≤0.03	≤0.03	0.30-0.65	14.5-16.5	7.5-9.5	---	---	1.0-2.0 Mo ≤0.75 Cu	Shown to reduce hot cracking and fissuring in 347H. Potential for all 3XXH series applications.
Super304H	Non-standard, commercial (e.g., [60])	0.1	3.2	---	---	0.4	18.0	16.0	0.2	0.4	0.8 Mo 3.0 Cu	A Cu-modified E308H, for welding Super304H. Note high Mn and Ni.

Alloy	Source-Designation ^b	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Nb (Cb) ^c	Other Elements	Comments
Super304H	Non-standard, commercial (NSSW [61])	0.10	3.2	0.001	0.004	0.23	18.4	16.2	0.20	0.62	0.85 Mo 3.0 Cu	Consumable for welding Super304H produced by NSSW. Also proposed for welding 347HFG [11].
HR3C (310HCbN)	Non-standard, commercial (NSSW [61])	0.06	1.54	0.003	0.005	0.32	27.1	20.1	0.37	0.44	0.94 Mo 3.0 Cu	Matching consumable for welding HR3C produced by NSSW.
Inconel Filler Metal 82	AWS/ASME – ERNiCr-3 [62,63]	≤0.10	2.5-3.5	≤0.03	≤0.015	≤0.50	18.0-22.0	≥67.0	---	2.0-3.0	≤3.0Fe ≤0.50 Cu ≤0.75Ti	Ni-base filler metal usable for welding HR3C and for dissimilar metal welding [57]
Inconel Filler Metal 617	AWS/ASME ERNiCrCoMo-1 [62,63]	0.05-0.15	≤1.0	≤0.03	≤0.015	≤1.0	20.0-24.0	Rem.	---	2.0-3.0	≤3.0 Fe ≤0.50 Cu 10.0-15.0Co 8.0-10.0Mo ≤0.60Ti 0.8-1.5Al	Ni-base filler metal usable for welding HR3C and for dissimilar metal welding [57]

a: All data are shown for gas tungsten arc welding (GTAW) wire; data for shielded metal arc welding (SMAW) process electrodes are available from the listed references. b: Commercial examples cited only as references for nominal compositions. Many other consumables producers also supply similar alloys. c: May be reported as Nb+Ta for the AWS/ASME specified fillers.

2.3.8 潛變

在圖 37 中，可清楚了解先進沃斯田鐵系不銹鋼之強度介於鎳基超合金與沃斯田鐵系不銹鋼之間。347HFG 是藉由 $M_{23}C_6$ 在晶界析出，以及由於熱機製程，造成有散布強化效果的 NbC 在基地形成，在長期運轉時，NbC 會持續地析出，這是 347HFG 優於 347H 的原因。

SUPER304H 的潛變強度是由於基地內的富銅相，使 SUPER304H 強度高於 304H，其次是 $M_{23}C_6$ 、氮化碳鋱(Nb Carbo-nitrides)與 CrNbN 析出物的貢獻，在長時間運轉中要注意脆化的 Sigma 相形成與富銅相的粗化，會造成材料提早破壞。

HR3C 是比 310 不銹鋼添加了 Nb 與 N 合金元素，故形成氮化碳鋱(Nb Carbo-nitrides)與 CrNbN，來提高潛變強度，N 元素是沃斯田

鐵化的重要元素，且可有效抑制 Sigma 相形成；但 HR3C 可能形成 G 相，影響材料長期微觀組織的穩定性與降低延性。

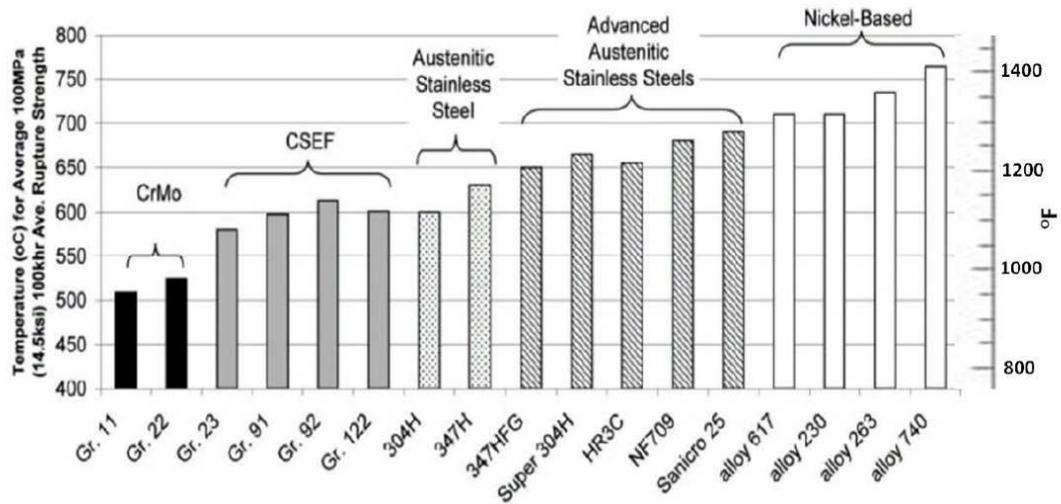


圖 37 不同等級材料的潛變破斷強度在其相對應的運轉溫度與 14.5ksi(100MPa)，達到 100,000 小時之壽命[18]

347HFG 用 SUPER304H 的填料，其應力破斷值接近會略勝平均線，如圖 38 所示。347H 用 16-8-2 填料的應力破斷值會低於或低到 20%的平均線，所以若用 16-8-2 填料要注意應力破斷特性。

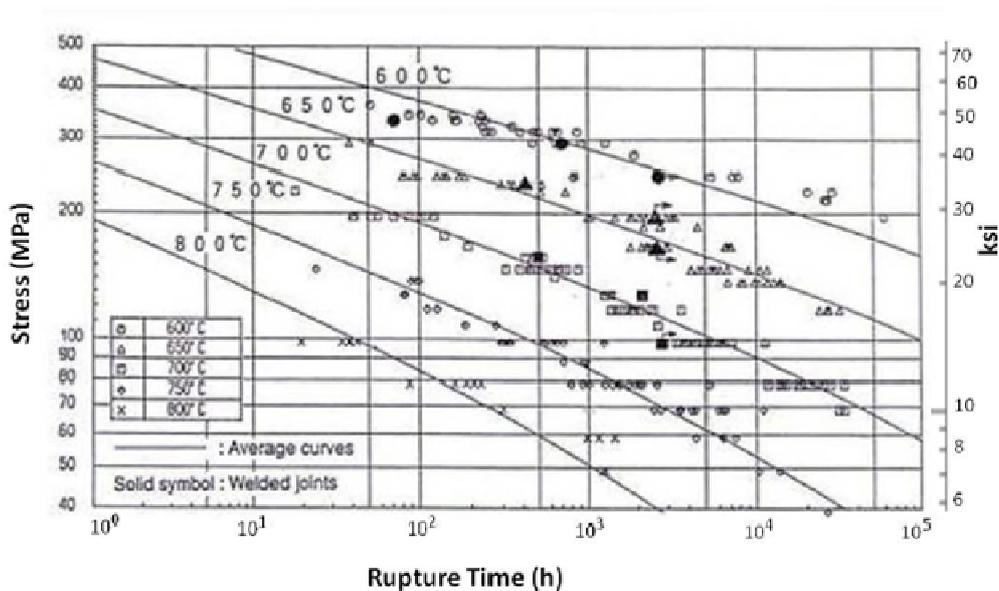


圖 38 347HFG GTA 銲件採用類似 SUPER304H 填料之應力破斷行為與平均母材曲線對照[4]

在 NSSMC 資料中顯示 GTAW 銲件稍低於平均 SUPER304H 母材線，如圖 39 所示，也提到要控制層間溫度，才不會導致低於平均線。

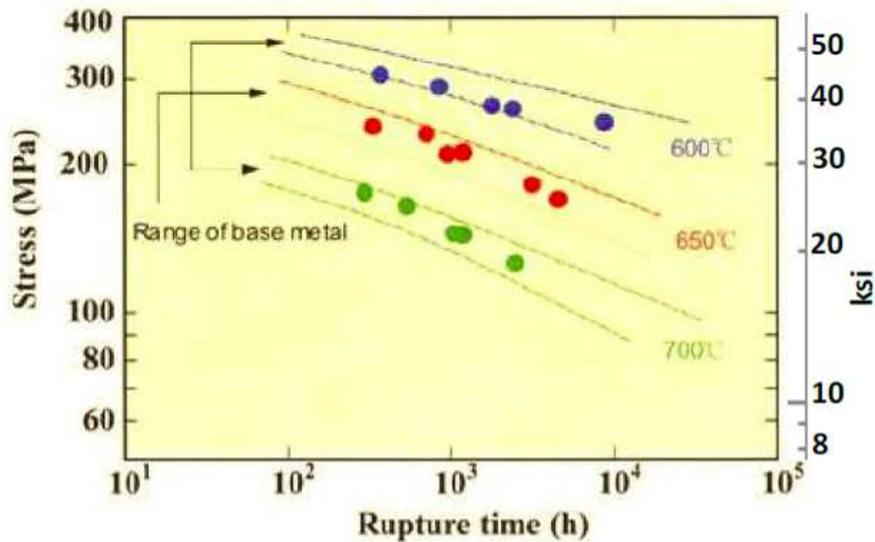


圖 39 SUPER304H GTA 銲件採用同等級銲條之應力破斷行為與平均母材曲線對照[4]

SUPER304H 若使用 ERNiCr-3(Filler Metal 82)，其 LMP 低於平均線，接近平均-20%之曲線，如圖 40 所示，若注重銲件強度，可用 FM617 填料。

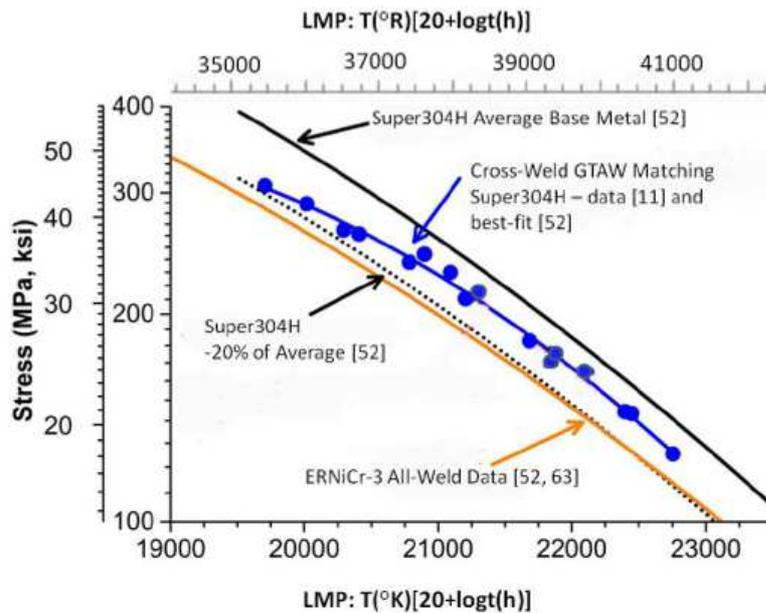


圖 40 SUPER304H 應力破斷行為[17]

NSSMC 資料顯示 HR3C 銲件略低於平均 HR3C 母材線，如圖 41。HR3C 銲件若用 ERNiCr-3(Filler Metal 82)填料，明顯低於 HR3C 平均線(圖 42)，如同 SUPER304H 銲件。若用較高等級的 ERNiCrMo-3 (Filler Metal 625)，其銲件強度較好，接近或略超過平均線，但在 600-825°C 會有容易脆化的問題，而這溫度剛好是先進型不銹鋼的使用區間。

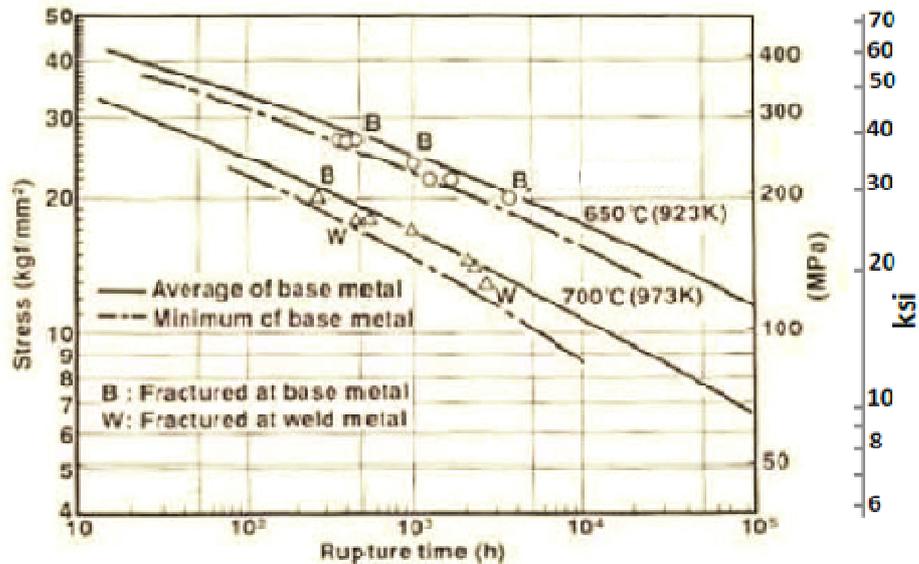


圖 41 HR3C GTA 銲件採用同等級銲條之應力破斷行為與平均母材曲線對照[4]

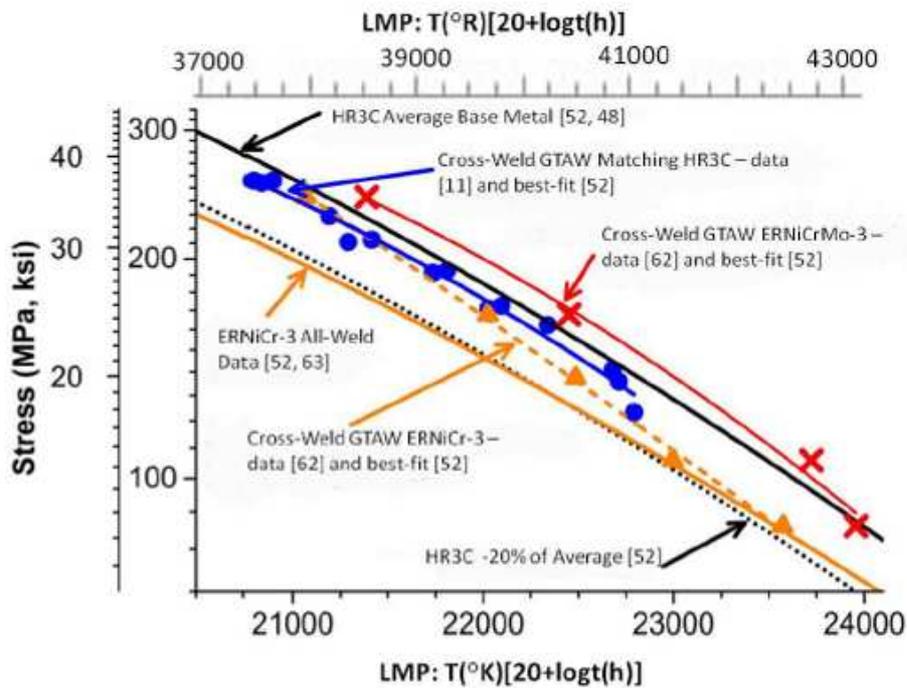


圖 42 HR3C 應力破斷行為[17]

2.3.9 使用經驗

EPRI 為了解先進沃斯田鐵系不銹鋼(TP347HFG、SUPER304H 與 HR3C)的使用情形，整理相關電廠的技術報告，彙整於表 10 內。在 Eddystone#1 電廠的 13 年使用經驗(1991~2004 年)，高 Cr 含量的 HR3C 展現高抗蒸側氧化能力，347HFG 其次，而 SUPER304H 因部分爐管是較大晶粒尺寸，導致氧化層厚度較厚，如圖 43。在 Callide 電廠 347HFG 使用經驗，RH 部位(670°C)經 9,500 小時後，有明顯氧化與剝落情形，但在 SH 部位則無發生。

表 10 使用經驗[3]

Plant Units	Refs.	MW	Fuel	Material	Component	T in °F (°C), P in psi (bar)	Time	Notes
Callide C #3,4 (Australia)	[5]	400	Coal	347HFG	Vertical SH & RH	SH: 1050 (566) 3640 (251)	9,500 h 11,000 h	<ul style="list-style-type: none"> •Steamside oxide spallation and partial blockage in RH bends in about 10 khr. EPRI post-exposure analysis – 1238°F (670°C) estimated temperature. •Conclusion: At T approaching 1300°F (700°C), no steamside oxidation benefits for 347HFG as compared with 321 or 347H.
Unknown (Japan)	[5, 6, 14]	156	Oil, Gas	347HFG SUPER304H	Horizontal SH & RH	RH: 1010 (543) 580 (40) SH: 1060 (571) 2760 (190)	1, 2.5, 6.5, 10 years	<ul style="list-style-type: none"> •No aging effect on room temperature tensile behavior (after 2.5 years) and on 1112°F (600°C) tensile strength. Super304H Charpy 32°F (0°C) energy drop by 50% in short (2.5 yr) exposure, but saturates at this level. •No significant precipitate coarsening; a relatively stable microstructure. •Post-exposure rupture test data within new material scatterband (no thermal aging effect; exposure stress conditions were less than half of the current ASME allowable). •Steamside scaling less than half of coarse-grained 321H exposed at the same time (see Fig. 1-2).
Gallatin #2 (USA)	[5, 15]	250	Coal	HR3C	Platen & Pendant RH (31,000 ft or 9450 m)	1050-1090 (566-588) 390 (27)	45,000 h	<ul style="list-style-type: none"> •Following earlier laboratory and field probe experiments, HR3C was chosen to replace portion of the RH, the SH and RH had experienced rapid wastage loss prior. •The HR3C tubing performed well without evidence of major wastage and without failures. •Cr content provides the dominant effect in fireside corrosion resistance. •A companion "in-operation" experiment involving sleeved sections of various materials with a range of temperature exposures effected by sleeving gaps and spool sections with constricted flow (header orifices) showed HR3C to have a lower fireside wastage rate than 304H. •HR3C exhibits the lowest fireside corrosion resistance at a temperature of about 632°C (1170°F). •In addition to ash composition and temperature, boiler location was found to be a key variable affecting wastage where localized erosion was a contributor.

Plant Units	Refs.	MW	Fuel	Material	Component	T in °F (°C), P in psi (bar)	Time	Notes
Eddystone #1 (1980's) (USA)	[5,16]	265	Coal	347HFG	Finishing SH	1170 (632) 4550 (310)	4, 10 years (Oper.: 20kh, 50kh)	<ul style="list-style-type: none"> •The alloy age hardened with the hardness increasing almost linearly from 140 to 180 HV in 10 years. Simultaneously, the room temperature tensile strength increased only slightly (<10%) over the same exposure period. •Post-exposure creep rupture data indicate a reduction in short term test strength with exposure, but this difference appears to reduce considerably with longer term testing. •The minimum creep rate data suggest two strain rate-stress dependence regimes with the higher stress behavior attributed to precipitation and the lower stress behavior dominated by solution strengthening. •Steamside oxide showed no signs of exfoliation and the oxide growth rate was significantly lower than for the 17-14CuMo alloy of original construction that behaves like 316.
Eddystone #1 (1991-2004) (USA)	[5,17, 18]	265	Coal	347HFG SUPER304H HR3C	Pendant SH	1135 (615)* 5091 (351) *Post-exposure microstructure-based metal temperature estimated at about 1200°F (650°C)	13 years 75,075 h of operation	<ul style="list-style-type: none"> •Both, fireside corrosion and steamside oxidation reduced with increasing Cr content, with HR3C showing by far the best performance. •Super304H and 347HFG exhibited some sigma phase formation with a slight influence on a post-exposure ductility and toughness reduction. •HR3C, however, showed evidence of a significant toughness (Charpy energy) reduction attributed to a blocky G phase grain boundary precipitation. •Post-exposure creep rupture strength showed a significant reduction in shorter term tests, but appeared to approach properties of new material with increased test duration. •In a comparison with 17-14CuMo, the fireside corrosion (3%S bituminous coal) behavior of Super304H and 347HFG was superior, although hot corrosion was significant. •347HFG showed a lower steamside oxidation rate than did Super304H, attributed to the finer grain size of the 347HFG.
Avedore II (Denmark)	[5,19]	800	Oil & Gas, + Wood in 2 nd and 3 rd years	347HFG	SH	1076°F (580°C) Estimated tube temperature 950°F (510°C)	1 yr (3 khr oper.) 2 yrs (11 khr oper.) 3 yrs (19 khrs oper.)	<ul style="list-style-type: none"> •Little corrosive attack was observed on the 347HFG tubes after the first year's firing with gas and oil, but thicker deposits (due to the biomass firing) were observed after the second and third year firing which increased the sulfur concentration within the oxide at the oxide metal interface. •The metal loss was small (between 1 and 4 mils or 25 to 35 mm), but local areas showed grain boundary attack as deep as 4 mils (100 mm) after the third year. •Steamside inner oxide thickness was about 0.4 mils (10 mm) and overall steamside oxidation rate was expectedly low.

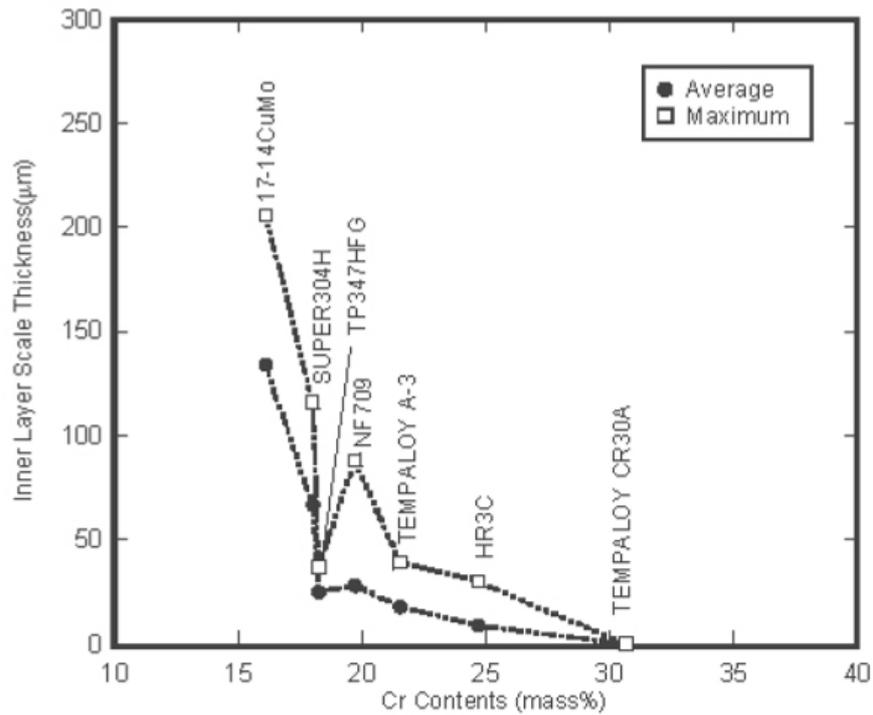


圖 43 內壁蒸氣側氧化層厚度(650°C，75,075 小時)[19]

在 Eddystone#1 電廠的使用經驗，HR3C 因其高 Cr 含量使其外壁抗火側腐蝕能力優於其他兩種先進不銹鋼，HR3C 外壁金屬損失相當地低，如圖 44，347HFG 與 SUPER304H 所量測之最大直徑減少約 0.25mm。圖 45 為爐管火側之金屬損失與溫度之關聯，在溫度 635°C，HR3C 金屬損失達 140mils/年，347HFG 金屬損失達 200mils/年，顯示相當嚴重，但在 Gallatin 電廠經驗(3%S 煤)中，沒有這麼嚴重的金屬損失。

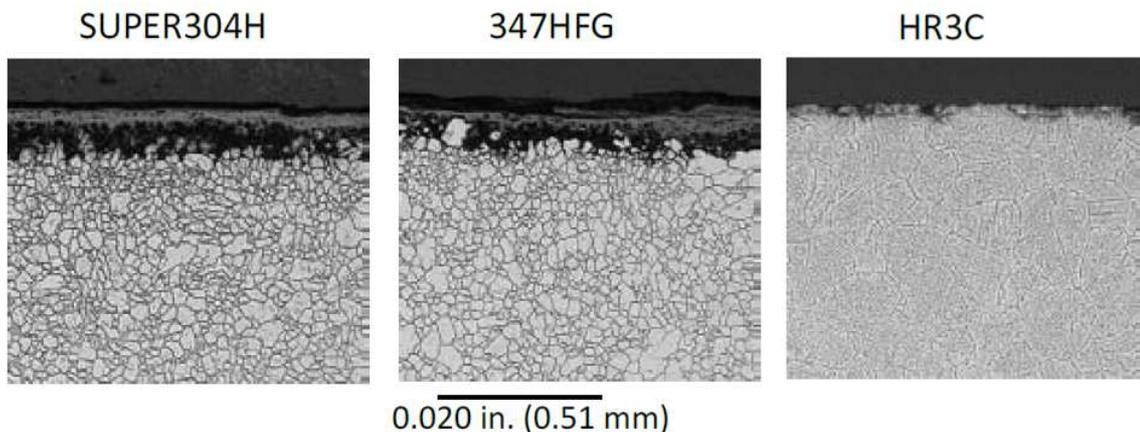


圖 44 三種合金之外壁巨觀[19]

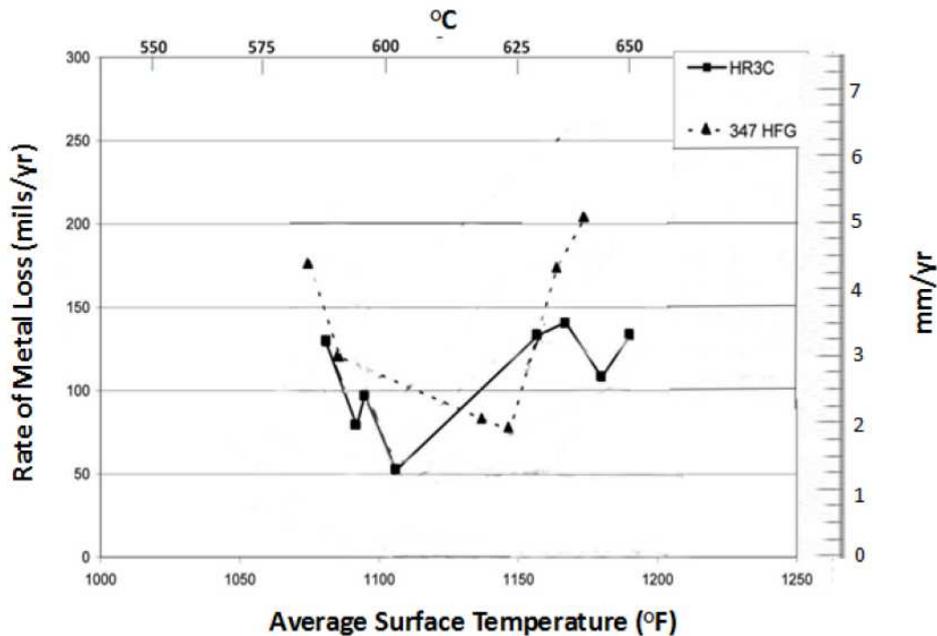


圖 45 爐管火側之金屬損失與溫度之關聯[20]

347HFG 的降伏強度、拉伸強度與拉伸延性有輕微的下降，HR3C 與 SUPER304H 因時效硬化，導致降伏強度與拉伸強度增加，而拉伸延性，因析出 Sigma 或 G 相，導致下降。HR3C 在室溫中 Charpy 測試中，其韌性值 < 30J，此因在晶界析出 G 相，這是要注意的一點。潛變破斷強度在短期測試結果顯示，略低於新材料潛變破斷強度，但在長期測試，則與新材料接近。

在 1991~2004 年，Eddystone 電廠#1 機過熱器使用此三種先進不銹鋼，爐管火側金屬溫度約 650°C，約使用 75,000 小時，所觀察到之析出物如表 11 所示，在這三種材料均觀察到 $M_{23}C_6$ 在晶界，在 347HFG 與 SUPER304H 利用光學顯微鏡觀察到粗大的 Sigma phase 在晶界形成，如圖 46 所示，此圖可明顯了解此兩合金與 HR3C 的晶粒大小差異。在 SUPER304H 與 HR3C 觀察到細小的析出物 CrNbN (Z-Phase)，且是先析出此相，而非 Nb(C,N)，如圖 47 所示。在 HR3C 觀察到在晶界的 G-phase，如圖 48，導致衝擊值大幅下降的原因。

表 11 先進不銹鋼析出物(在 Eddystone 電廠使用經驗)[2][3][19][21]

合金	透過 TEM-EDS 定義的 相與析出物		硬度 (HV)	備註
	Intergranular	Matrix		
TP347HFG	$M_{23}C_6, \sigma$	$M_{23}C_6, Nb(C,N)$	158	Coarse σ
Super304H	$M_{23}C_6, \sigma$	$M_{23}C_6, Nb(C,N),$ Z-Phase(CrNbN)	191	Coarse $\sigma,$ CrNbN formed in lieu of some Nb(C,N)
HR3C	$M_{23}C_6,$ G-Phase	$M_{23}C_6, Nb(C,N),$ Z-Phase(CrNbN)	235	Intergranular G-phase. CrNbN formed in lieu of some Nb(C,N). No σ .
NF709	$M_{23}C_6, \sigma$	$M_{23}C_6, Nb(C,N),$ TiN	177	-
Tempaloy A-3	$M_{23}C_6,$ (σ limited)	CrNbN, Nb(C,N)	183	-
Tempaloy CR30A	$M_{23}C_6$	α'	313	-

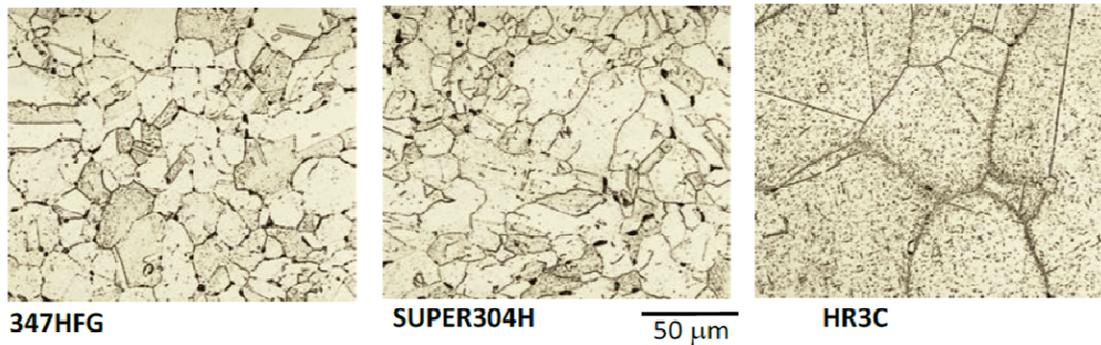


圖 46 金相顯微組織(Eddystone 電廠，650°C/75,000 小時)[3]

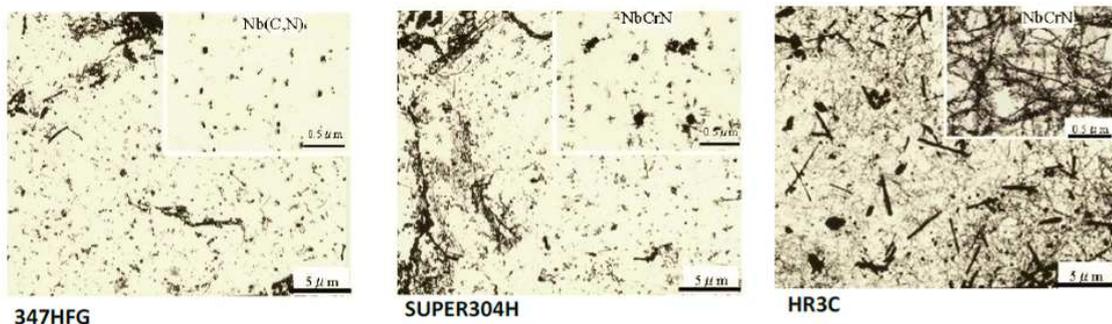


圖 47 基地內的析出物相[3]

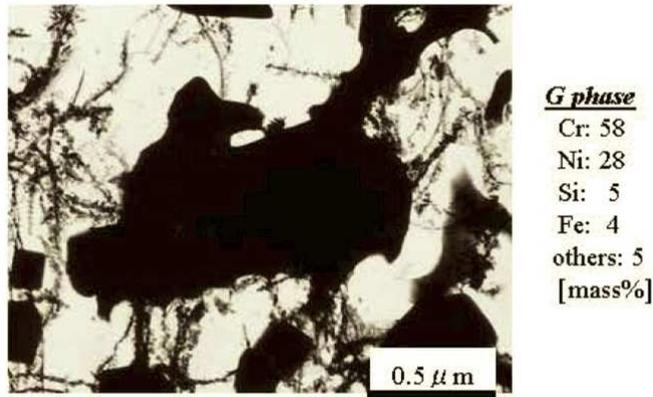


圖 48 HR3C 材料中位於晶界的 G-phase[3]

在 Eddystone 電廠的 650°C 長時間測試結果顯示，此三種先進不銹鋼的強度無太大改變。Super304H 與 HR3C 的降伏與拉伸強度輕微增加，而 347HFG 輕微地減弱降伏與拉伸強度，三種材料僅拉伸延性大幅下降，這機械性質的改變是由於時效硬化，如圖 49 所示。在衝擊試驗中顯示 HR3C 因 G-phase 形成，導致衝擊值大幅下降，如圖 50。

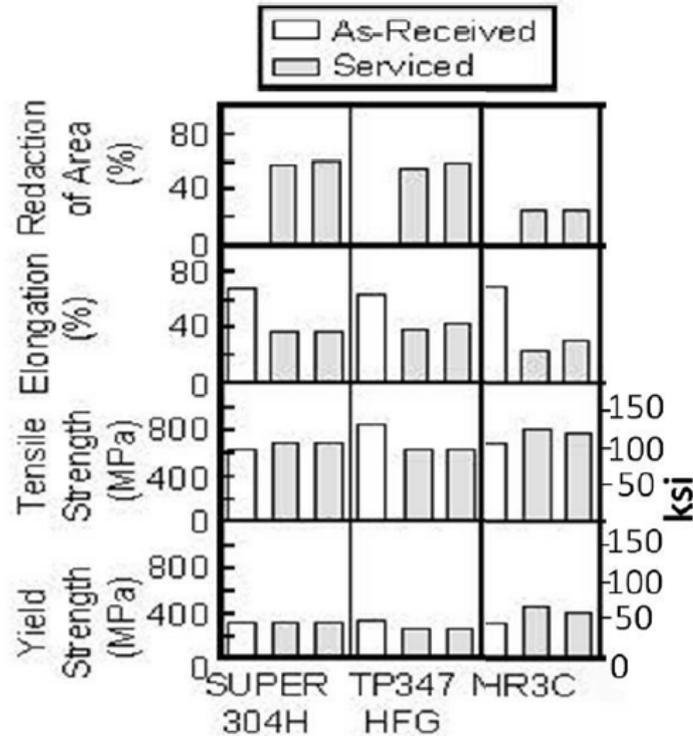


圖 49 爐管在 Eddystone 電廠 7500Hrs/650°C 測試後之拉伸試驗成果[19]

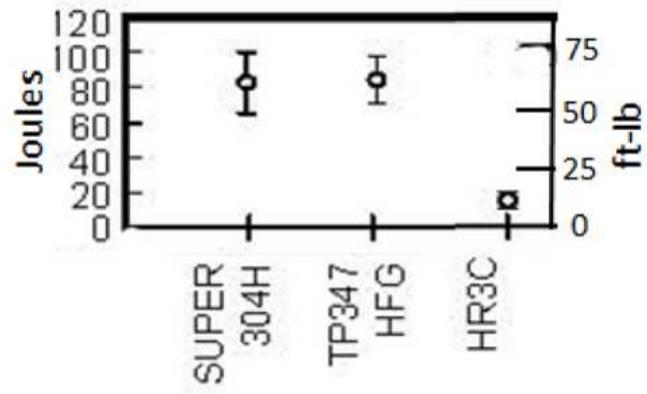


圖 50 爐管在 Eddystone 電廠測試後母材 CVN 實驗[19]

2.4 T/P91 鋼的適用金相腐蝕液

金相腐蝕液對於材料顯微組織的呈現，有很大的影響，文獻上記載可用於 T/P91 的金相腐蝕液有許多種，其特性與溶液配方如表 12 所示，其中比較建議使用的有 Fry's、Kalling's 2、Vilella's、Elec. HCL 與 Elec. CrO₃ 金相腐蝕液，觀察其 200 倍與 1000 倍之金相顯微組織，如圖 51 所示，其顯微組織差異如表 13 所示。此次至美國參訪，參訪公司接待主管建議 T/P91 使用 Vilella's 金相腐蝕液，比例為 100 ml 酒精+5ml HCl+1g 苦味酸，可有效顯現碳化物、delta 肥力鐵與 σ 相，在圖 51 中顯示採用 Vilella's 金相腐蝕液，金相顯微組中的碳化物在基地內是不均勻地散佈或是沿著晶界析出，然而回火麻田散鐵的 lath 是無法觀察。

表 12 Grade P91 的金相腐蝕液特性與溶液配方[22]

1) Fry's	For martensitic and precipitation hardenable grades. Use at room temperature. (5 gm CuCl ₂ , 40 ml HCl, 25 ml ethanol, 30 ml H ₂ O)
2) Kalling's #2	Ferrite attacked rapidly, austenite slightly attacked, carbides not attacked. Use at room temperature. (5 gm CuCl ₂ , 100 ml HCl, 100 ml ethanol)
3) Vilella's	Outlines second phase particles (carbides, sigma phase, delta ferrite), etches martensite. Use at room temperature up to 1 minute. (1 gm picric acid, 5 ml HCl, 100 ml ethanol)
4) Electrolytic HCl	Reveal structure (6v, 3-5 sec), attack sigma (1.5v). (10 ml HCl, 90 ml methanol)
5) Elec CrO ₃	Iron and nickel superalloys, sigma attacked, carbides outlined or attacked, 6v, 10-30 sec. (2-10 g CrO ₃ , 100 ml H ₂ O)
6) Kalling's #1	Reagent for martensitic stainless steels. Martensite dark, ferrite colored, austenite not attacked. Use at room temperature. (1.5 gm CuCl ₂ , 33 ml HCl, 33 ml ethanol, 33 ml H ₂ O)
7) Marble's	Attacks sigma in austenite. (4 g CuSO ₄ , 20 ml HCl, 20 ml H ₂ O)
8) Elec HNO ₃	Reveal prior austenite grain boundaries in martensitic precipitation hardenable alloys. (50-60 ml HNO ₃ , 40-50 ml H ₂ O)
9) Elec NaOH	Reveal sigma in austenitic grades, 2-6v, 5-10 sec (50 g NaOH, 100 ml H ₂ O)
10) Elec KOH	Reveal sigma and ferrite in austenitic grades. 1.5-3v, 3 sec (56 g KOH, 100 ml H ₂ O, 10 normal)
11) Elec KOH	Blackens sigma. 1.5 v, 1 sec (5.6 g KOH, 100 ml H ₂ O, 1 normal)
12) FeCl ₃ HCl	Reveals structure of austenitic nickel and stainless steel. (5 g FeCl ₃ , 50 ml HCl, 100 ml H ₂ O)
13) NH ₂ OH	Alkaline hydrogen peroxide staining immersion etch. Use after Vilella's (25 ml NH ₂ OH, 50 ml 3% H ₂ O ₂ , 25 ml H ₂ O)
14) KMnO ₄	Alkaline potassium permanganate staining immersion etch. Use after Vilella's (4 g NaOH, 10 g KMnO ₄ , 85 ml H ₂ O)
15) Picric acid	Alkaline sodium picrate staining immersion etch. Use after Vilella's (2 g picric acid, 25 g NaOH, 100 ml H ₂ O)
16) Glyceregia	Attacks sigma, outlines carbides. Use fresh. (3 glycerol, 2-5 HCl, 1 HNO ₃) HNO ₃ add last

表 13 金相腐蝕液建議蝕刻條件與組織特徵[22]

金相腐蝕液	蝕刻條件	顯微組織特徵(1000 倍觀察)
Fry's	浸泡或擦拭 12 秒	Carbide precipitates are uniformly dispersed in the Tempered martensite lath.
Kalling's 2	浸泡或擦拭 20 秒	Carbide precipitates are uniformly dispersed in the tempered martensite lath.
Vilella's	浸泡或擦拭 30 秒	Carbide precipitates are uniformly dispersed in matrix and along lath boundaries. Tempered martensite lath is not visible.
Elec. HCL	2Volts, 持續 8 秒	Carbide precipitates are uniformly dispersed in matrix and along lath boundaries. Tempered martensite lath is outlined.
Elec. CrO ₃	4.5Volts, 持續 60 秒	Fine prior austenite grains with carbide precipitates oriented with martensite lath.

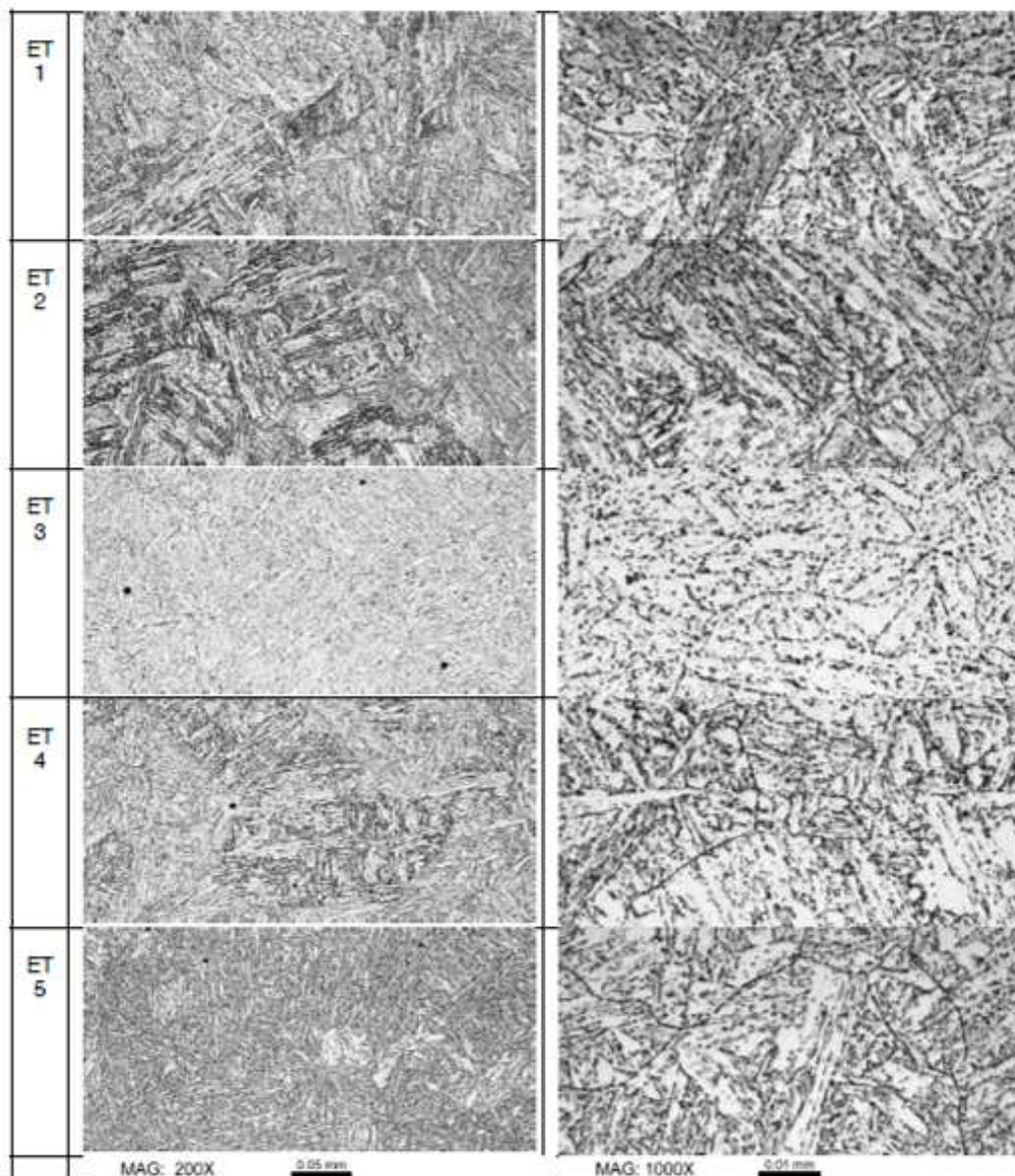


圖 51 正常熱處理的 T/1P91 鋼的金相顯微組織(ET1 : Fry's 。
 ET2 : Kalling's 2 。 ET3 : Vilella's 。 ET4 : Elec. HCL 。 ET5 : Elec.
 CrO₃)[22]

2.5 T/P91 管件壽命

會影響 T/P91 管件壽命之因素有合金組成(如圖 52)、銲接缺陷、銲接設計、運轉條件、熱處理程序等等，如圖 53 所示，因為一些規範並無對這些因素詳加規定，而後續研究與應用中，提出一些建議，如下所示：

- ✧ Ni+Mn 的含量要低於 1.5%，Ni 與 Mn 是沃斯田鐵化 (Austenitizing)穩定元素，也確保下臨界溫度大於 780°C。
- ✧ N/Al 比率要大於 4。
- ✧ 在進行 PWHT 前，需先冷卻至 M_f 溫度以下。
- ✧ 回火溫度控制不當，影響材料硬度值(如圖 54)，最小硬度要求須大於 HV200，HV220 是比較理想。
- ✧ 銲接強度減少因子(WSRF，Weld strength reduction factor)無考慮，一般建議 WSRF 為 0.55-0.75。
- ✧ T/P91 管件應用在 1_{st}SH/RH 集管與蒸氣輸送管之設計溫度應低於 526°C，若是 SH/RH 熱交換管之設計溫度可到 570°C，也不會有加速蒸氣側氧化作用的問題。
- ✧ T/P91 的製造、組裝、修護與運轉需比 T/P11 與 T/P22 更小心。

T/P91 的空孔形成順序並不是與低鉻合金鋼類似(獨立空孔=>空孔呈現方向性排列=>微裂紋=>巨觀裂紋)，而是不斷增加空孔數量與尺寸，在最末期才會連結成裂紋，其金相如圖 55。可透過氧化層厚度方法、潛變空孔評估法、運轉模擬之潛變破壞測試、硬度量測法等方法，進行評估 T/P91 管件壽命，如圖 56 所示。

ESAB Dual Shield B9 AWS A5.28: ER90S-B9 GTAW with 100% Argon				
Chemical Analysis				
Element	Min	Median	Max	Required or Desired
C	0.09	0.095	0.11	Austenite stabilizer
Mn	0.8	0.96	1.15	Austenite stabilizer
Si	0.13	0.18	0.22	Ferrite stabilizer, increases susceptibility to solidification cracks, affects oxidation behavior
P	0.003	0.009	0.012	Increases tendency for solidification cracks
S	0.006	0.008	0.01	Increases tendency for solidification cracks, affects oxidation behavior
Cr	8.13	8.93	9.61	Ferrite stabilizer, forms chromium carbides strongly affects oxidation behavior
Ni	0.04	0.19	0.25	Austenite stabilizer
Mo	0.92	0.99	1.11	Ferrite stabilizer
Nb	0.02	0.03	0.04	Ferrite stabilizer
Al	0.001	0.002	0.003	Can create detrimental aluminum nitride
Co	0.001	0.001	0.003	Austenite stabilizer
Cu	0.01	0.03	0.04	Austenite stabilizer
V	0.17	0.22	0.25	Ferrite stabilizer
N	0.028	0.031	0.034	Forms fine intragranular precipitates or AlN
As	0.0002	0.0005	0.0005	Increases tendency for solidification cracks
Sb	0.0004	0.0005	0.0027	Increases tendency for solidification cracks
Sn	0.0018	0.005	0.0081	Increases tendency for solidification cracks
X	3.9	11.3	16.6	High values increase the tendency for hot tears, Bruscato number, $X = (10P+5Sb+4Sn+As)/100$; Values in ppm = wt% x 10,000
Mn/S	133	120	115	<15
N/Al	28.0	15.5	11.3	>50
Ni+Mn	0.8	1.2	1.4	>4
CE	2.1	2.3	2.5	<1.5
HV max	504	553	608	
Mf (°C)	198	182	164	Carbon equivalent > 0.6 is considered "high" hardenability
Ms(°C)	389	360	327	$Mf (°C) = 254 - 210(\% \text{ carbon}) + 4.2/(\% \text{ carbon}) - 27 (\% \text{ nickel}) - 7.8 (\% \text{ manganese}) - 9.5 (\% \text{ chromium} + \% \text{ molybdenum} + \% \text{ vanadium} + \% \text{ tungsten} + 1.5 (\% \text{ silicon}))$ Note: Ms = Mf + 200°C

- Anticipated cracking susceptibility**
- Hot (solidification, hot tears) cracking
 - Cold (hydrogen) cracking
 - Reheat (stress relief) cracking
 - Type IV cracking

Fine-tuned weld design & welding parameters

- Design detail
- Groove configuration
- Welding process
- Weld bead shape & sequence
- Preheat/ interpass temperatures
- Arc energy
- Hydrogen control (H4, cleanliness)
- PWHT

圖 52 AWS A5.28(ER905-B9)鐳條合金成分、
鐳接缺陷與鐳接設計[23]

P91 Pipe Life Influence Factors

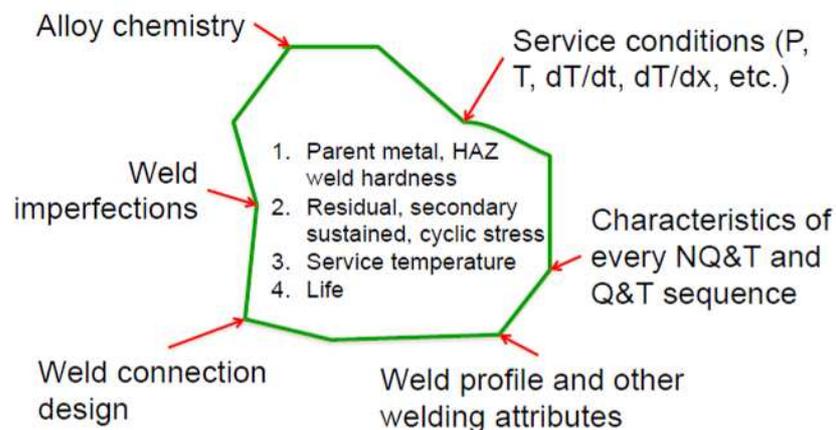
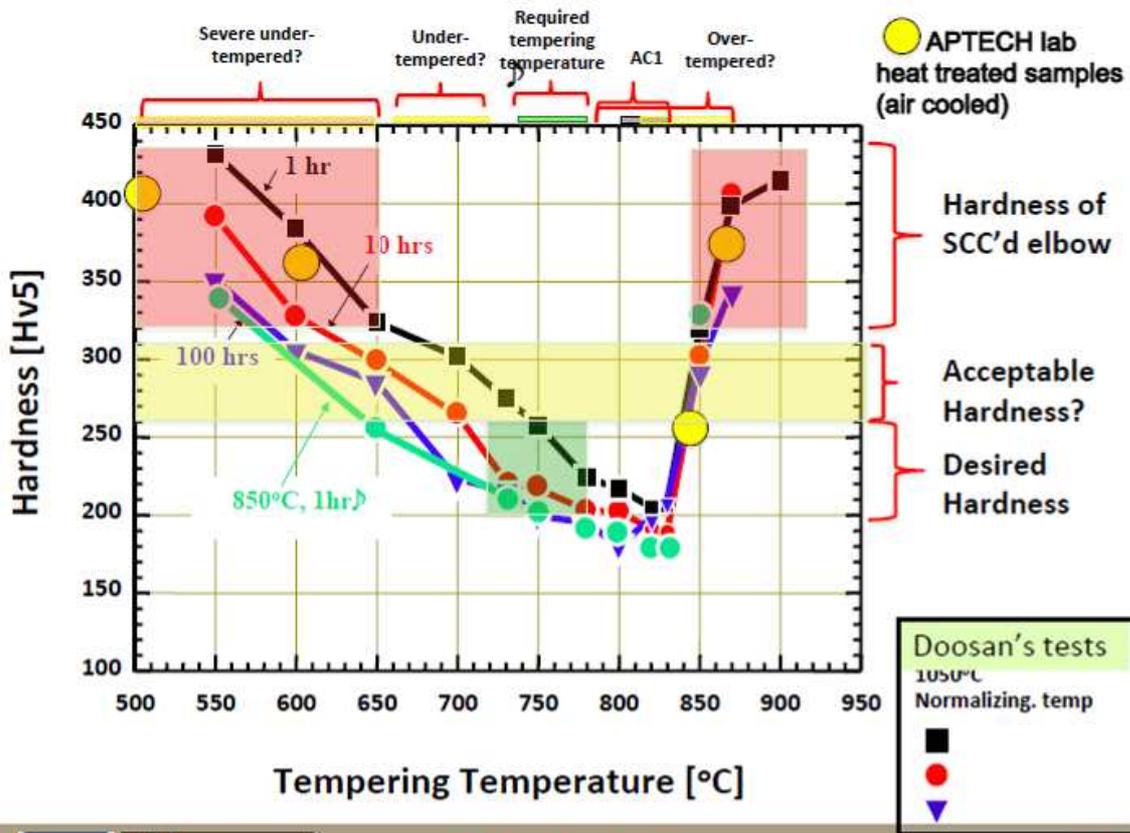


圖 53 P91 管件壽命之影響因素[23]



Intertek

APTECH

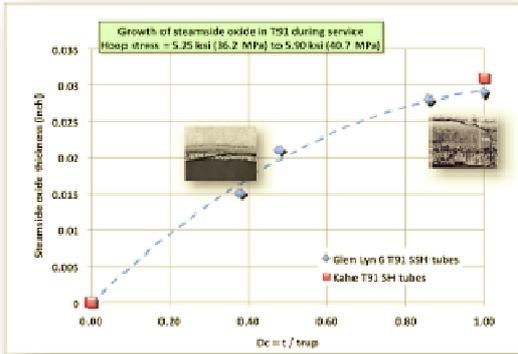
September 3, 10

20

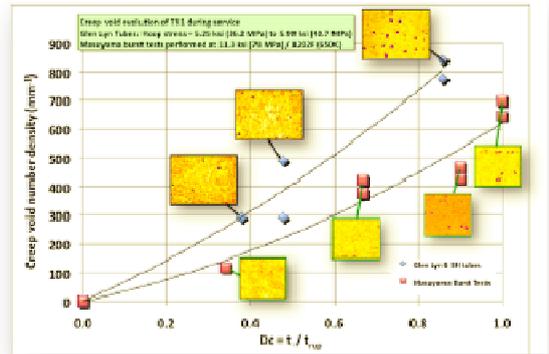
圖 54 回火溫度與硬度關聯[23]



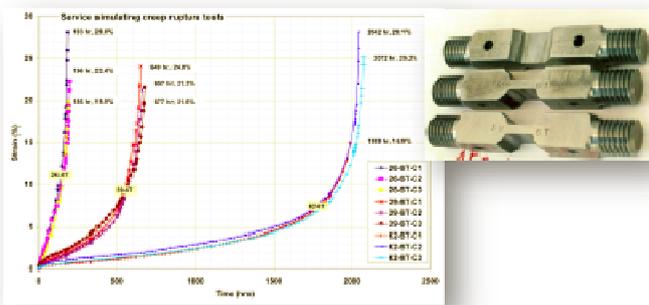
圖 55 T/P91 的空孔組織[23]



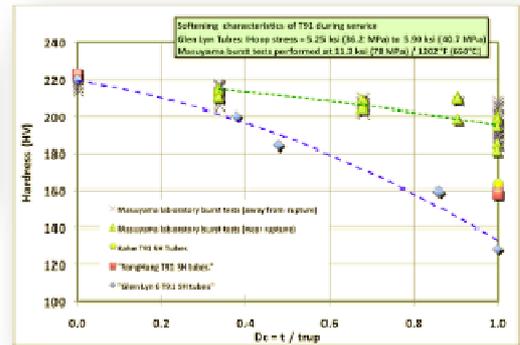
Steamside oxide thickness



Creep void severity



Service simulating creep rupture tests



Hardness

圖 56 關鍵冶金分析對於壽命評估之計算[23]

T/P91 銲接可能破壞原因有熱(固化)裂紋、冷(氫)裂、再熱(應力釋放)裂紋、應力腐蝕破壞與第 IV 型破壞(Type IV cracking)等數項原因。

熱(固化)裂紋形成原因為銲池內液態填料陸續固化(如圖 57)，最後固化的區域會有低強度與低熔點的問題，常會造成收縮(Shrinkage)，故造成此區形成熱(固化)裂紋。冷(氫)裂原因常是預熱溫度或層間溫度低於 100°C。應力腐蝕破壞原因常是銲接後，銲件無冷卻到 M_f 溫度即進行 PWHT，如圖 58 所示。再熱(應力釋放)裂紋是指在 PWHT 或高溫運轉時，於銲道或熱影響區產生沿晶裂紋，特別是在有高彈性變形的粗晶區(Coarse prior austenite grains)，常發生在 T91 與 T23 材料。第 IV 型破壞常見

於細晶區與界臨界(Intercritical)熱影響區，由於此區的低硬度特性，造成第 IV 型破壞，如圖 59 所示。

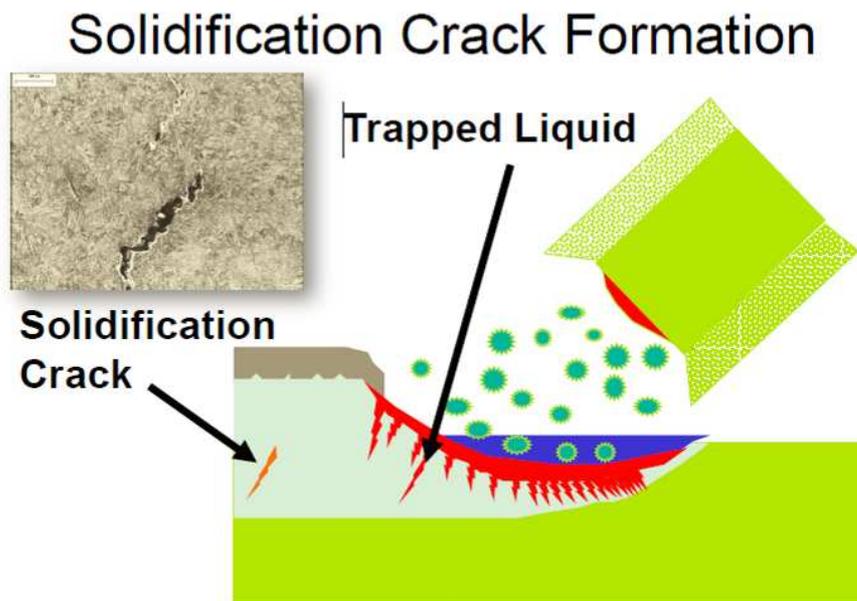
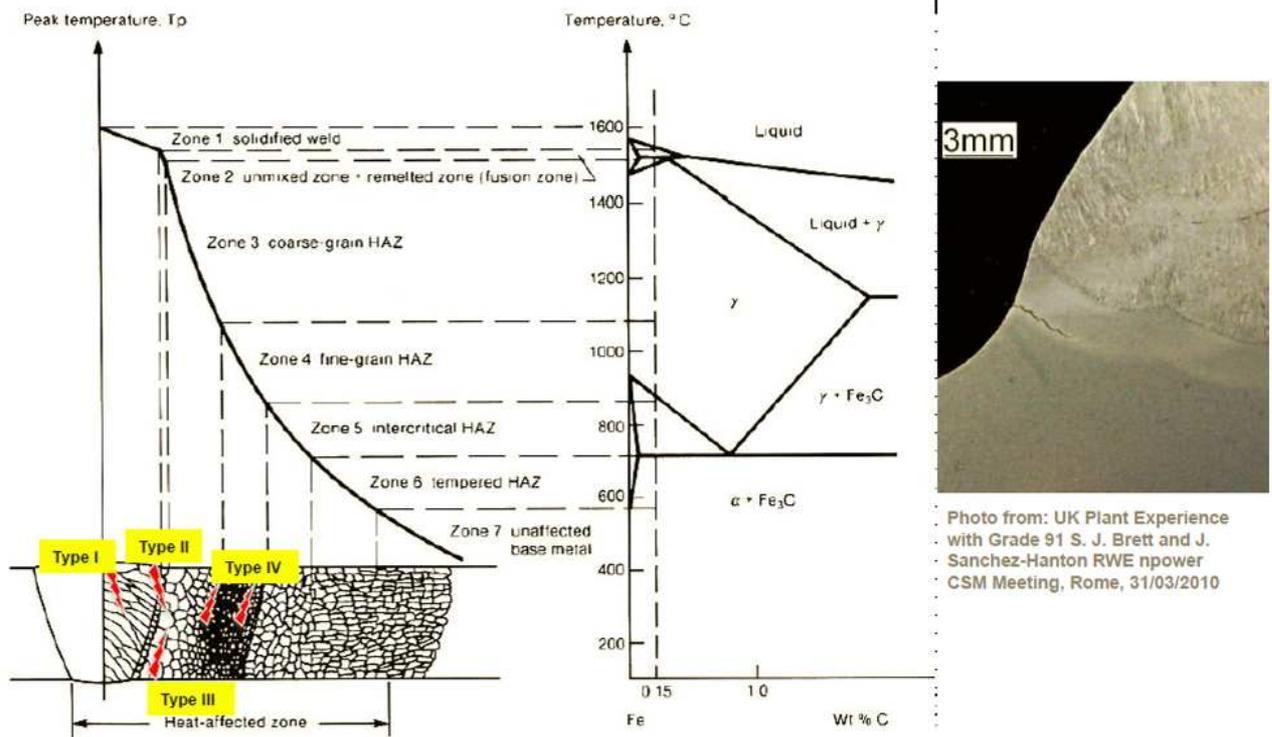


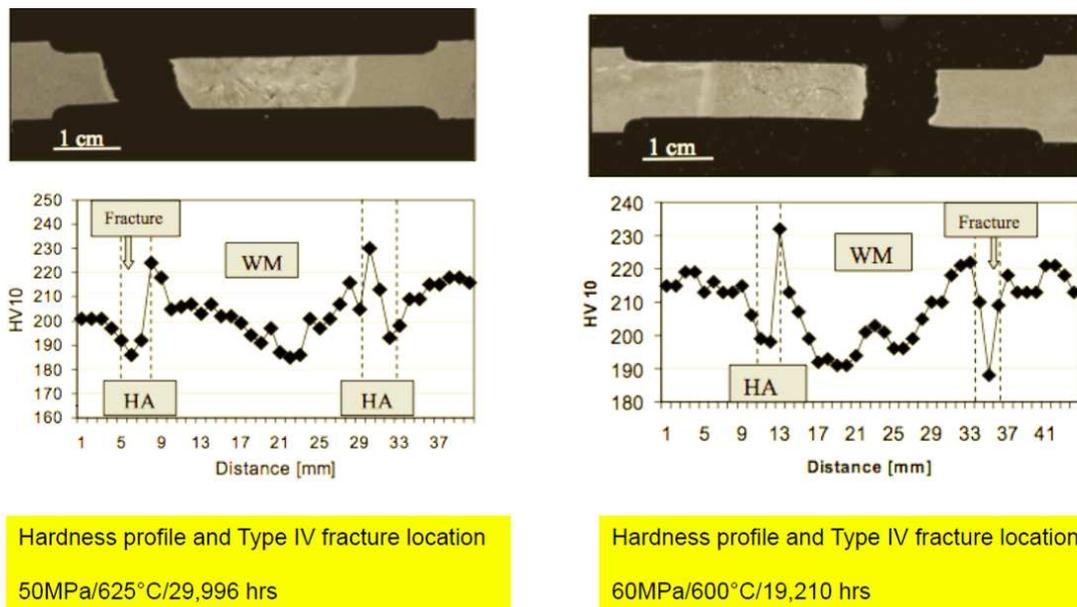
圖 57 固化裂紋形成原因



圖 58 應力腐蝕破壞



(a)破壞位置



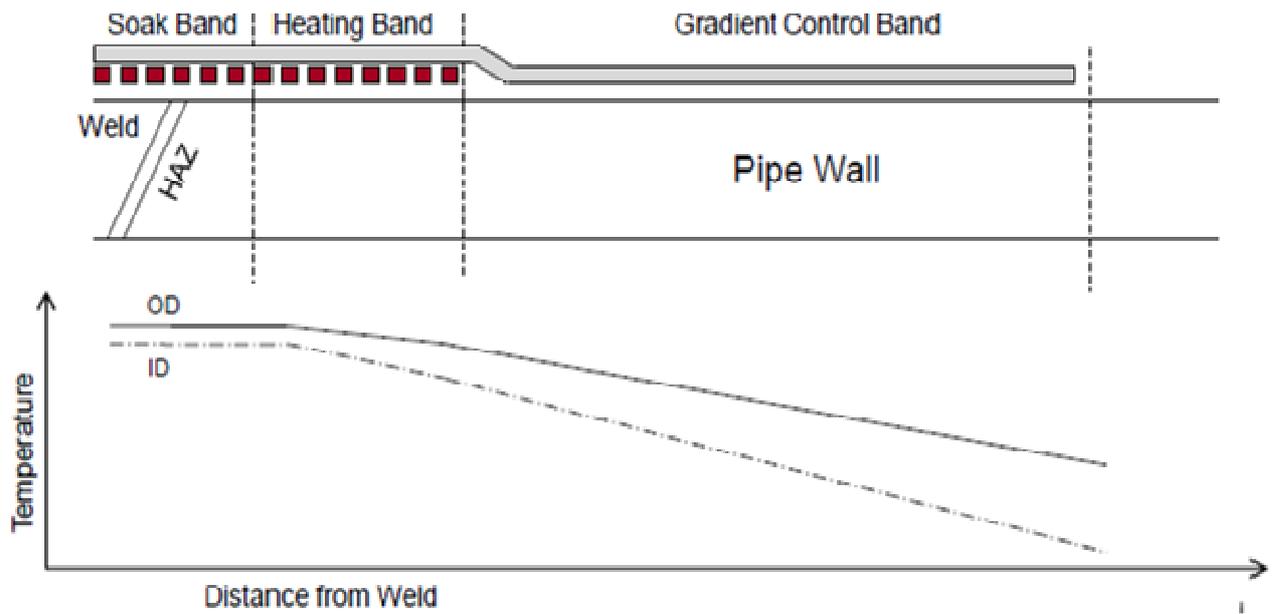
(b)硬度分布

圖 59 第 IV 型破壞

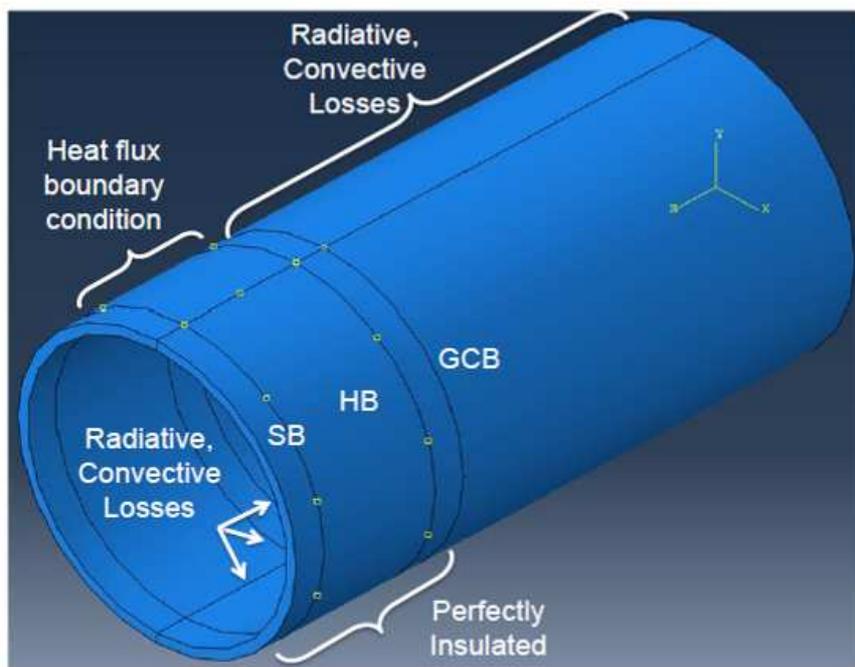
2.6 銲後熱處理

大型組件的現場組裝，是需要銲後熱處理來消除銲接的殘留應力，在 ASME 與 AWS 規範中對銲後熱處理有訂出要求，儲熱區(SB, Soak band)為須加熱的區域，加熱區(HB, Heated band)為所需加熱帶的最小寬度，梯度控制區(GCB, Gradient control band)為控制溫度減少的寬度，如圖 60 所示，。EPRI 與 SIA 公司合作進行多項不同條件測試與模擬，有多項發現：

- ✧ 加熱墊的重疊會導致大於 55°C 以上的局部溫差。
- ✧ 加熱墊過鬆會導致過熱。
- ✧ 在加熱墊與加熱墊之間間隙會形成較大熱梯度。
- ✧ 由單一溫度控制器控制多個加熱墊，是無法確保多個區域可有效均勻的加熱。
- ✧ 過小的加熱墊，造較小的加熱寬度，如 20 英寸的加熱墊，有效的加熱區域只有中心線算起 7 英吋範圍，30 英寸的加熱墊，有效的加熱區域只有中心線算起 17 英吋範圍。
- ✧ 感應加熱器的有效加熱寬度與其線圈的鬆緊度相關，過鬆的線圈，將導致有效加熱寬度較窄，且耗費電力。
- ✧ 現場組裝是很重要的工作，重疊或過鬆的加熱墊，常發生材料過熱。
- ✧ 若是厚截面的材料須加寬加熱區的寬度。
- ✧ 在閥的熱模型內，以全或半包覆保溫墊的溫度控制效果優於小區域包覆保溫墊的溫度控制效果(如圖 61)。
- ✧ 模擬的熱模型需考慮內部的輻射與對流效應。



(a) 儲熱區、加熱區、梯度控制區



(b) 模型

圖 60 銲後熱處理模型[24][25]

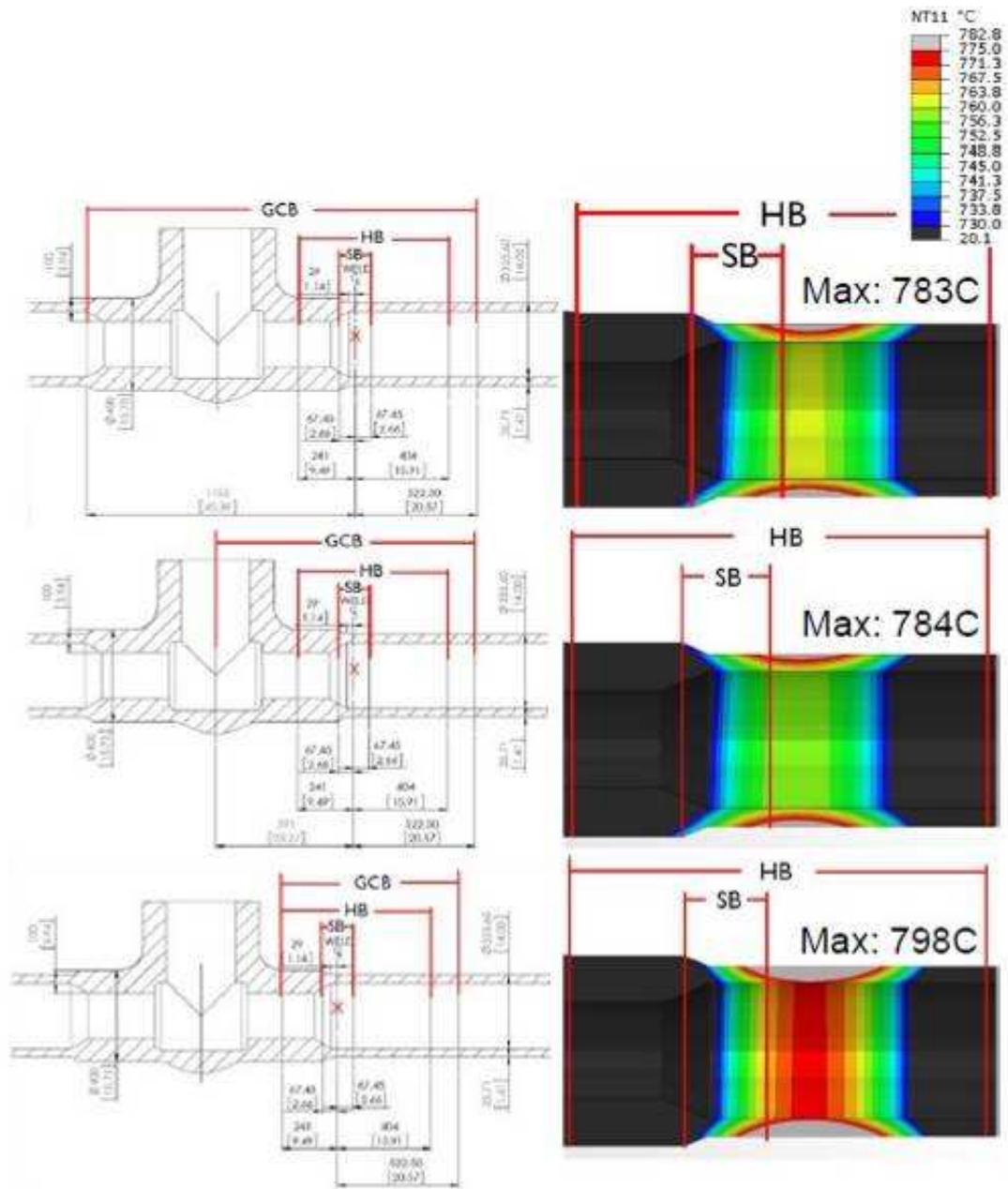


圖 61 閥的熱模型[24]

三、感想與建議

1. 此次至美國參訪 EPRI 與 Intertek 公司，感謝 EPRI 的唐博士協助聯絡，使職於此次行程受益良多，瞭解到先進超臨界材料的發展以及在美國的使用經驗。
2. 先進沃斯田鐵系不銹鋼 HR3C 具備優異的抗火側腐蝕、抗蒸氣側氧化與抗潛變能力，在美國使用經驗良好，惟須注意長期使用其材料衝擊值會因 G-phase 析出，導致衝擊值大幅下降。
3. 先進沃斯田鐵系不銹鋼 TP347HFG 與 SUPER304H 的抗火側腐蝕、抗蒸氣側氧化與抗潛變能力適合應用在 620-700°C，須注意爐管長期運轉後，內部氧化層剝落的可能性，以及 Sigma phase 析出與硬度的提高，對於材料穩定性是否有影響，以及彎管區域，注意應變引起之析出硬化(SIPH)破壞產生。
4. T/P91 適用的金相腐蝕液為 Vilella's 配方，主要觀察第二相，如碳化物、Sigma phase 與 Delta ferrite 等等。
5. T/P91 潛變空孔的成長破壞行為，與低鉻鉬合金鋼相異，其特徵為不斷增加空孔數量與尺寸，在最末期才會連結成裂紋，可透過氧化層厚度方法、潛變空孔評估法、運轉模擬之潛變破壞測試、硬度量測法等方法，進行評估 T/P91 管件壽命。

四、参考文献

1. Vis Viswanathan, Robert Purgert and Patricia Rawls, "Coal-Fired Power Materials," Advanced Materials & Processes, ASM International, Materials Park, OH, pp 47-49, August 2008.
2. J. Shingledecker, "P87 Webcast - Advanced Austenitic Stainless Steels", EPRI Webcast, August 21, 2013.
3. Electric Power Research Institute, Technical Report 1020241, "State of Knowledge for Advanced Austenitics", 2009.
4. Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation (NSSMC) web page: <http://www.tubular.nssmc.com/product-services/specialty-tube/product/>
5. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section II (Materials), Part D, Properties, 2010 Edition with 2011 Addenda, ASME, New York, NY (2011).
6. T. Sourmail, "Precipitation in Creep Resistant Austenitic Stainless Steels," Materials Science and Technology, Vol. 17, No. 1 (January 2001), p. 1.
7. K. H. Lo, C. H. Shek and J. K. L. Lai, "Recent Developments in Stainless Steels," Materials Science and Engineering R, 65 (2009), p. 39.
8. A. F. Padilha and P.R. Rios, "Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels," ISIJ International, 42 (2002), No. 4, p. 325.
9. A. Iseda, H. Okada, H. Semba, and M. Igarashi, "Long-Term Creep Properties and Microstructure of Super 304H, TP347HFG, and HR3C for Advanced USC boilers." In Proceedings of the Fifth International Conference on Advances in Materials for Fossil Power Plants, eds., R. Viswanathan, D. Gandy, and K. Coleman, ASM International, Materials Park, OH, 2008.
10. H. Matsuo, Y. Nishiyama, Y. Yamadera, "Steam Oxidation Property

- of Fine-grain Steels.” In Proceedings of the Fourth International Conference on Advances in Materials for Fossil Power Plants, eds., R. Viswanathan, D. Gandy, and K. Coleman, pp. 441–450, ASM International, Materials Park, OH, 2005.
11. Y. Nishiyama, Y. Hayaso, and N. Otsuka, “Corrosion Boiler Tube Materials for Advanced Coal Fired Steam Generating Systems,” In Proceedings of the 28th International Conference on Coal Utilization, Clearwater, FL, March 2003.
 12. H. Hack, G. Stanko, “Update on Fireside Corrosion Resistance of Advanced Materials for Ultra-Supercritical Coal-Fired Power Plants.” Paper presented at the 31st International Technical Conference on
 13. Program for Mitigation of Cracking in Stainless Steel Formed Products. Presentation at EPRI Boiler Reliability Interest Group (BRIG) Meeting, 2008.
 14. Electric Power Research Institute, Technical Report 10163734, “Austenitic Stainless Steel Handbook”, 2008.
 15. N.J. Grant, A.G. Bucklin, W. Rowland. “Creep-Rupture Properties of Cold-Worked Type 347 Stainless Steel.” Transactions of American Society for Metals. Vol XLVIII, 1956. 446-455.
 16. N. Saito and N. Komai. “Creep Deformation Behavior and Microstructural Degradation During Creep of Pre-Strained 25Cr-20Ni-Nb-N Steel.” In Proceedings, Eighth International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures, CREEP-8, Paper No. CREEP2007- 26764, ASME, New York, NY, 2007.
 17. J. A. Siefert and S. A. David, “Weldability and Weld Performance of Candidate Alloys for Advanced Ultrasupercritical Fossil Power Plants.” To be Published, Obtained via Private Communication from J. Siefert, EPRI, Charlotte, NC (2013).

18. Electric Power Research Institute, Technical Report 1015698,” Coal Fleet Guideline for Advanced Pulverized Power Plants: Version 5”, 2009.
19. N. Komai et al., “Field Test Results of Newly Developed Austenitic Steels in the Eddystone Unit No. 1 Boiler” in Proceedings, Eighth International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures, CREEP-8, Paper No. CREEP2007- 26760, ASME, New York, NY, 2007.
20. D. K. McDonald and E. S. Robitz. 2004. “Coal Ash Corrosion Resistant Materials Testing Program.” In Proceedings of the 18th Annual Conference on Fossil Energy Materials, June 2-4, 2004, Oak Ridge National Laboratory, Fossil Energy Program.
21. H. Okada et al., “Long-Term Service Experience with Advanced Austenitic Alloys in Eddystone Power Station” in Proceedings, Eighth International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures, CREEP-8, Paper No. CREEP2007- 26561, ASME, New York, NY, 2007.
22. Electric Power Research Institute, Technical Report 1024719,” Evaluation of the Use of Selective Etching Reagents on the Optical Light Microscopy of Grade 91 Base Metal Material”, 2012.
23. S. Paterson,“ Metallurgy & Life Management of Grade 91 Pressure Parts”, Intertek, 2010.
24. Daniel Purdy,” Thermal Modeling of Post-Weld Heat Treatment of Pipe Connections”, EPRI, 2014
25. K. Coleman, “1024722Evaluation of Factors Affecting the Accuracy of Field Post-Weld Heat Treatment”, 2013