

行政院國家科學委員會
八十八年度電力科技產業學術合作研究計畫研究成果摘要報告

超合金渦輪葉片之電漿修補銲接技術
PTA Repairing of Superalloy Turbine Blades

計畫編號：NSC 88-TPC-E-009-009

執行期限：88年1月1日至88年12月31日

計畫主持人：周長彬教授 國立交通大學機械工程學系

一、中文摘要

本計畫針對鎳基超合金IN-738LC做銲接修補研究，主要是探討轉移式電弧電漿銲（Plasma Transferred Arc, PTA）技術，應用於渦輪引擎組件的再生循環使用。經PTA再生完成後利用高溫拉伸試驗與高溫循環氧化試驗，測試其機械強度與抗氧化能力。此外配合銲道形狀分析、微硬度量測、金相及SEM觀察其微觀組織與破斷面的破裂型態。

經由各項實驗的評估，最理想的轉移式電弧電漿銲接參數為電流115A、走速240mm/min，銲前施以固溶處理，銲後施以固溶時效處理者，其在高溫段的表現最佳。實驗結果發現，利用轉移式電弧電漿銲（PTA）再生後的試片，其高溫拉伸強度可達到母材強度的96%左右，實驗中最差者亦可達到母材強度的89%左右，且其抗氧化能力並不遜於母材。

關鍵詞：鎳基超合金，轉移式電弧電漿銲，渦輪引擎組件，循環氧化

Abstract

This research was to investigate the repairing weldability of Nickel-base superalloy IN-738LC. The objective of this investigation was to study the effect of Plasma Transferred Arc (PTA) welding on repairing land-based gas turbine components. High temperature tensile test and high temperature cyclic oxidation test were carried out to determine its mechanical strength and the ability of antioxidation. With weld pool shape analysis, microhardness measuring, metallography and SEM examination, its microstructure and the type of failure surface were determined.

From experimental results, the best PTA parameters are 115A current, 240mm/min weld speed and with prewelded soluted treatment. It had also better performance in high temperature range. The result also shows that, with plasma transferred arc welding, the

PTA repaired specimens can reach 96% tensile strength of IN-738LC parent metal. Even the weakest one can reach 89%. The ability of antioxidation of the PTA repaired one is not worse than IN-738LC parent metal.

Keywords : Nickel-based superalloy, Plasma Transferred Arc, Land-based gas turbine components, cyclic oxidation

二、計畫緣由與目的

今日的燃氣渦輪機皆朝高效率與高輸出設計，此意味著需要更複雜的葉片設計與葉片材料，然此必然導致昂貴的價位。因此，如何修補這些使用在燃氣渦輪機中已破損的超合金葉片是一件很重要的事情，而以銲接實行修補也已被考慮。在目前全球環保意識抬頭與國家財政短缺的時期，燃氣渦輪葉片再生技術的發展，實在是值得我們投注心力研究。

火力電廠渦輪發電機，主要是利用超合金渦輪葉片，將高溫高壓的燃氣轉換成旋轉的機械功，藉以帶動發電機組。因此渦輪葉片的工作環境，不外乎高溫、高壓及高轉速。至於其工作環境對渦輪葉片所造成的破壞模式，一般有下列四種：1. 高溫熱疲勞（thermal fatigue）、2. 高循環疲勞（high cycle fatigue）、3. 拉伸與彎曲應力破壞（tensile and bending stresses）及4. 機械破損（mechanical damage）等。

鑑於傳統惰氣鎢極電弧銲接（GTAW）修補鎳基超合金葉片，經常會造成許多微細裂縫與熔透深度不足等缺陷問題，因此吾人應用轉移式電弧電漿銲修補技術，利用電漿的高熔透能力與硬面銲的功能，對於渦輪葉片遭熱腐蝕而厚度不足的部份，加以尺寸再生與裂縫填補，如此將可避免因多重電弧銲接而所造成的缺陷。目前轉移式電弧電漿銲接應用於修補與硬面的技術，已逐漸被國內外許多研究單位與工業界所重視，且均已投入相當的研究經費與人力。

本實驗將不同參數之鐸件，以高溫拉伸試驗與循環氧化試驗來模擬實機操作，藉以評估渦輪葉片再生的結果，以期能找出最佳的鐸補參數，來延長其使用壽命。

三、實驗方法與步驟

有關鐸接實驗、鐸後熱處理及微硬度試驗等實驗方法與步驟均已於期中報告詳述，在此不再重複敘述，僅列出後續實驗部分之方法與步驟：

3.5 循環氧化實驗

試驗過程簡述如下：將試片置於高溫循環氧化爐內，讓溫度從常溫升至 980°C ，持溫1小時後，將試片拿出並強制冷卻5分鐘，再拿進爐內重複前述步驟，直至試片斷裂或達200小時為止。以其重複步驟之次數與使用超音波在酒精中清洗2分鐘後所量取重量的變化，來測試其耐高溫熱循環能力與觀察其氧化情形。

3.6 高溫拉伸實驗

依照ASTM E8標準規範將試片加工完成後再進行拉伸試驗，其中試驗溫度為： 25°C 、 760°C 及 980°C 等三種溫度。

3.7 OM微觀組織觀察

將拋光後的金相試片用鎳基超合金專用之腐蝕液浸蝕後，以光學顯微鏡(OM)來觀察其微觀組織並分析之。

3.8 SEM破斷面觀察

將拉伸試片的破斷部份取下，以丙酮浸泡於超音波器中清洗。以銀膠黏於鋁質基座上，使用掃描式電子顯微鏡(SEM)來觀察其破斷面形式並分析之。

3.9 EPMA成份分析

將拋光後的試片以電子微探儀(EPMA)作合金元素之成份分析與分佈觀察。

四、結果與討論

4.3 循環氧化實驗

圖4.16為循環氧化之實驗結果，在母材方面，有鐸前固溶處理的母材，其200小時後的重量變化率高於未做者。以Power Curve Fitting所得的最後200小時之氧化速率，有鐸前固溶者依然較高，但兩者之速率都已有緩慢的趨勢(見圖4.18(b))。

在鐸道方面，由重量變化率、 γ' 消耗區厚度及最後的氧化速率結果來做比較(見圖4.18與4.19(a))。有做鐸前固溶之鐸接電流115A試片(GE3_115)，其總重量與最大重量變化值為所有試片中最低者，最後氧化速率亦達持平之即將衰退

值，但 γ' 消耗區的厚度則為最大者。此表現與其氧化層金相(見圖4.20(a))觀察結果可發現：因其不連續之氧化物較深入，故使其 γ' 消耗區的厚度較大，但由於此不連續氧化物較早在內層形成緻密氧化層，故使其後期之氧化物生成較少，與掉落之氧化層達成平衡狀態。而未做鐸前固溶之鐸接電流90A試片(GE2_90)，其為總重量變化率、最大重量變化率及最後氧化速率雖為最高，但其 γ' 消耗區的厚度則為最小，由其鐸道氧化曲線(見圖4.17(b))與氧化層金相(見圖4.20(b))觀察結果可發現：其曲線的表現幾乎一直成快速上升的趨勢，表面雖長成較多且密集的不連續氧化物，但一直無法形成緻密氧化層，使其不斷的在氧化，故其最後氧化速率仍大，再加上表面的氧化層破裂而脫落，使 γ' 消耗區暴露出來，在形成氧化鎂前產生更易於掉落之氧化物，故其 γ' 消耗區的厚度仍較小。由有做鐸前固溶之鐸接電流90A試片(GE4_90)的鐸道氧化曲線與氧化層金相(見圖4.20(c))觀察結果可得知：其在140小時左右本為一欲持平的趨勢，但其後又以較快速率開始氧化，可能因其表面本有緻密的氧化物防止合金氧化，但其後氧化層破裂，使得氧化氣體侵入，而長出許多深但不密的不連續氧化物， γ' 消耗區的厚度增大，但還未形成緻密氧化層，無法防止合金元素繼續往外擴散，故其最後氧化速率仍大。

就有無鐸前固溶處理來比較，重量變化率與最後氧化速率皆為未做者大於有做者。 γ' 消耗區的厚度則為有做者大於未做者，此表示未做鐸前固溶處理之鐸道其表面氧化層較易剝落。就相同之能量輸入密度而不同的走速來比較，走速慢者之重量變化率與最後氧化速率略大於走速快者，但 γ' 消耗區的厚度則為走速快者大於走速慢者，此則表示相同之能量輸入，走速慢者之鐸道其表面氧化層較易剝落。

就鐸道與母材的氧化情形以 γ' 消耗區的厚度來比較，發現GE3_115試片之母材比鐸道大，而GE2_90試片為鐸道比母材大。再由金相觀察(見圖4.21)可得GE3_115鐸道之氧化層較為緻密，而其母材 γ' 消耗區的厚度之所以較鐸道大的原因，乃在於母材的表面氧化層較鐸道之易破裂脫落，以及不連續氧化物所連結而成的第二道氧化層較不緻密。GE2_90其鐸道之氧化層易於脫落，使其 γ' 消耗區的厚度因氧化而減少。其母材部份亦為如此，但因脫落的程度較之為大，故 γ' 消耗區的厚度較鐸道為小。綜合上之兩者，母材氧化層較鐸道易脫落。

4.4 高溫拉伸實驗

由圖4.22與4.23的實驗結果如下：常溫拉伸（25°C）之強度在相同銲接參數下，未做銲前固溶者大於有做者；相同之銲前熱處理與輸入能量密度下，走速低者大於走速高者。760°C與980°C之高溫拉伸強度，相同銲接參數下，有做銲前固溶者大於未做者；相同之銲前熱處理與輸入能量密度下，走速高者大於走速低者。所有的試片皆斷在銲道以外的部份，25°C與760°C的拉伸應變量相當低，屬脆性破壞，而980°C的拉伸則為延性破壞。

此結果與硬度值表現（圖4.24至圖4.26）的相互比較，顯示有相當程度的關係。常溫的表現，如圖4.24所示，不論是銲道、母材及HAZ綜合表現或整體銲道的平均硬度，相同銲接參數下，未做銲前固溶者皆較有做者高；除銲道的表現外，其他兩者的硬度表現，在相同之銲前熱處理與輸入能量密度下，走速低者大於走速高者。此結果與常溫拉伸的結果一致，而且皆呈現出不論有否銲前熱處理，低走速者，其拉伸強度與（H.A.Z+母材）硬度平均值的表現皆略勝一等，顯示銲接走速為常溫性質重要因素。高溫的表現完全與常溫相反，760°C的拉伸強度差異並不大，仍以走速為第一決定，但變為走速高者強度則略高。980°C的差異也不大，但此時銲前固溶成為一重要因素。相同的輸入能量密度下，不論走速為何，有做者之拉伸值皆較未做者高，此與循環氧化（同為980°C）前24小時（H.A.Z+母材）硬度的趨勢比較，顯示出雖然硬度下降，但銲前固溶處理有助於高溫時的延性。

拉伸實驗的結果顯示出：對於IN-738LC此種使用在高溫環境下的材料，銲前固溶與高銲接速度對其高溫拉伸性質較有利。圖4.27為拉伸破斷面之SEM照片。

五、結論

有關銲道截面形狀分析與微硬度試驗等結論均已於期中報告詳述，在此不再重複敘述，僅列出後續實驗部分之結論：

4. 循環氧化實驗的結果顯示，未做銲前處理者其銲道氧化層較有做者易剝落；而相同的能量輸入密度，則走速慢者其氧化層較易剝落。銲道與母材比起來，銲道中的氧化層較不易脫落。
5. IN-738LC氧化層外層以 Cr_2O_3 為主，其能防止金屬進一步氧化的方式並不完全在最表層，深入的不連續氧化物是否有結成第二道密緻氧化層才是關鍵。
6. 循環氧化200小時後銲件各部的硬度表現為相同的銲接參數下，有做銲前固溶者皆

較未做者為大且平均；而相同的銲前熱處理與能量輸入密度，走速低者皆較走速高者為大且平均。此外，碳化物此時亦呈現出有做銲前固溶處理者較未做者析出多，而低走速者又較高走速者析出多的現象，此結果與硬度的表現相契合。

7. 高溫拉伸實驗的結果顯示，對於IN-738LC此種使用在高溫環境下的渦輪葉片材料，銲前固溶處理與高銲接速度對其高溫機械性質較有利。

參考文獻

1. R. Castillo, A.K. Koul and E.H. Toscano, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, January 1987, 99-106.
2. J.R. Kattus, "NONFERROUS ALLOYS", March 1984, Code 4217, 1-25.
3. D. Stellite, "PTA TRAINING MANUAL", 1992.
4. M.J. Donachie, JR., "Superalloys : Source Book", ASM, 1984.
5. B. Jahnke, *Welding Journal*, November 1982, 343s-347s.
6. H.E. Boyer and T.L. Gall, "Metals Handbook", 1985.
7. E. Craig, *Welding Journal*, February 1988, 19-25.
8. J.F. Lancaster, "Metallurgy of Welding", 1993.
9. P. Burgardt and C.R. Heiple, *Welding Journal*, June 1986, 150s-155s.
10. Kou Sindo, "Welding Metallurgy", 1987.

圖表

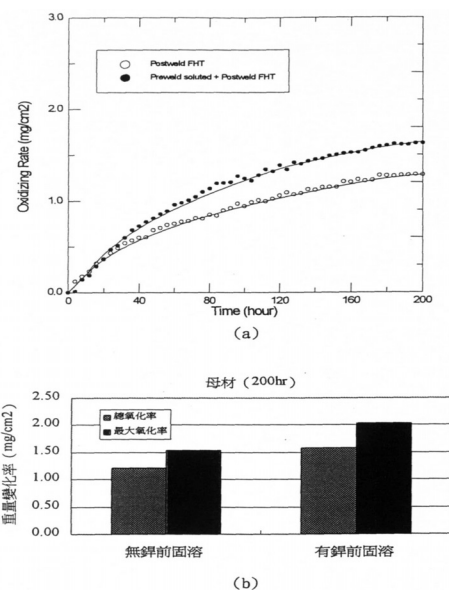
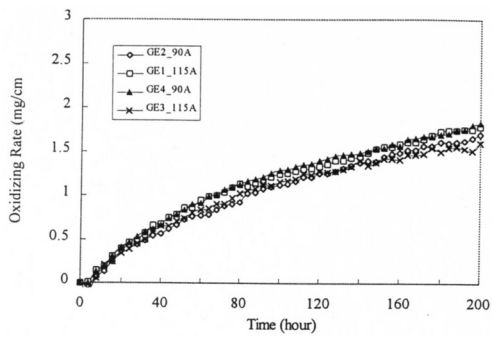
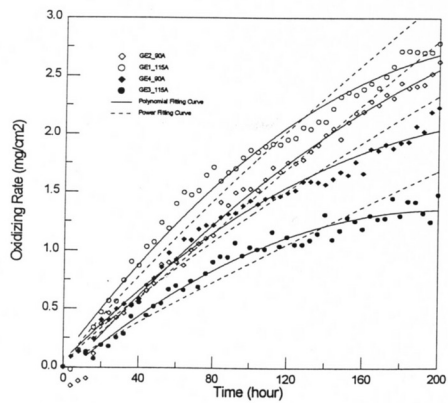


圖 4.16 母材之循環氧化圖 (a)重量變化率曲線 (b)200小時之重量變化率

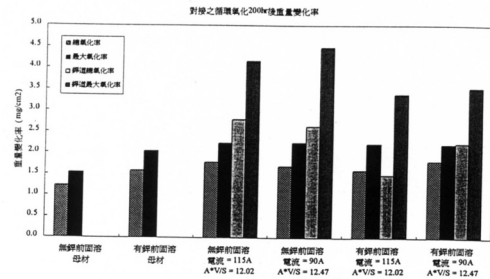


(a)

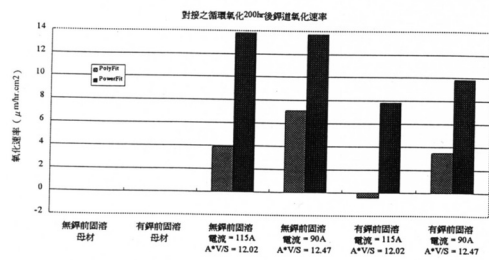


(b)

圖 4.17 對接之循環氧化重量變化曲線 (a) 銲件整體 (b) 銲道

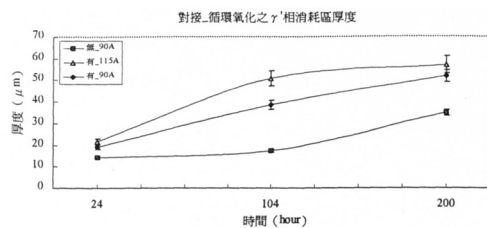


(a)

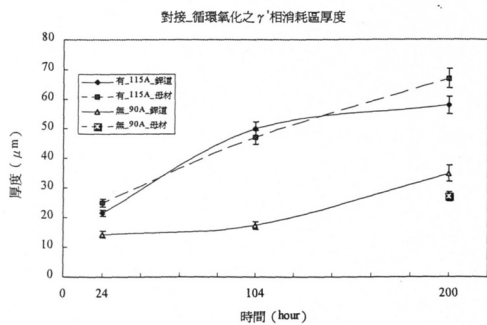


(b)

圖 4.18 對接之循環氧化200小時 (a) 重量變化率 (b) 銲道氧化速率

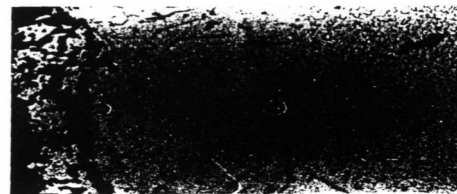


(a)

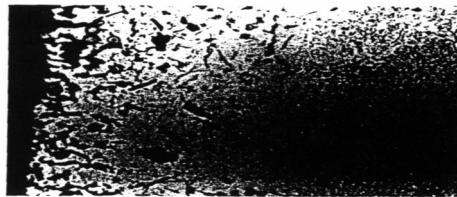


(b)

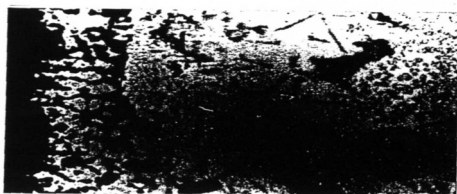
圖 4.19 對接之循環氧化之 γ' 相消耗區厚度圖 (a) 不同銲接參數 (b) 銲道與母材



(a)



(b)

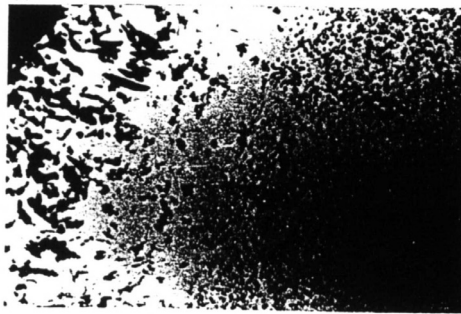


(c)

圖 4.20 不同銲接參數之銲道氧化層照片 (1000倍) (a)GE3_115 (b)GE2_90 (c)GE4_90

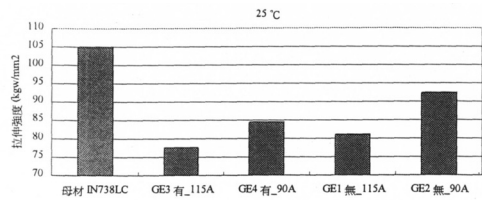


(a)

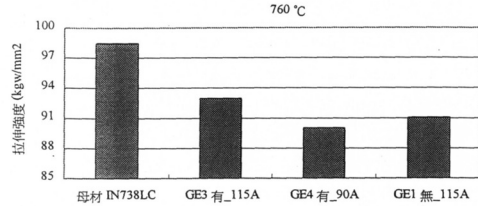


(b)

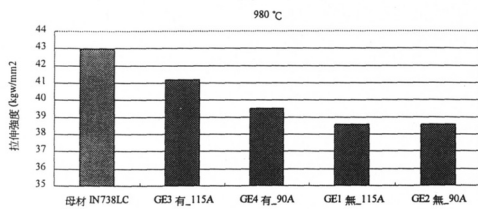
圖 4.21 母材之氧化層照片 (1000 倍)
(a)GE3_115 (b)GE2_90



(a)



(b)



(c)

圖 4.23 不同溫度之拉伸強度比較圖 (a)25 °C (b)760 °C (c)980 °C

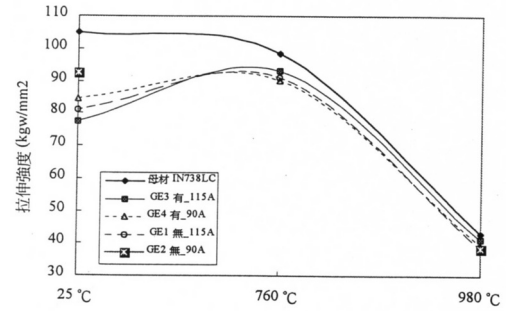


圖 4.22 高溫拉伸曲線圖

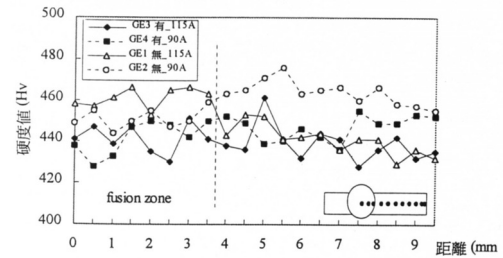


圖 4.24 拉伸試片之硬度分佈圖

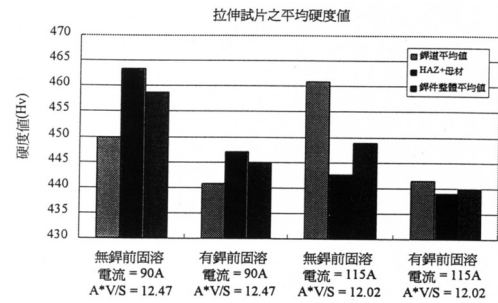


圖 4.25 拉伸試片之平均硬度值

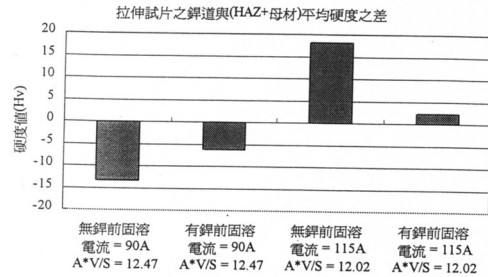
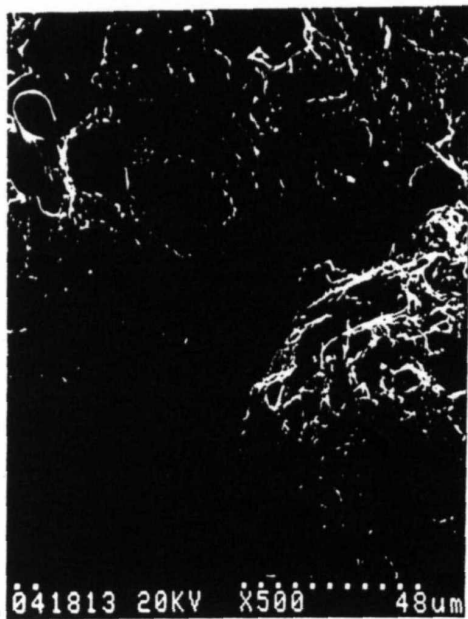
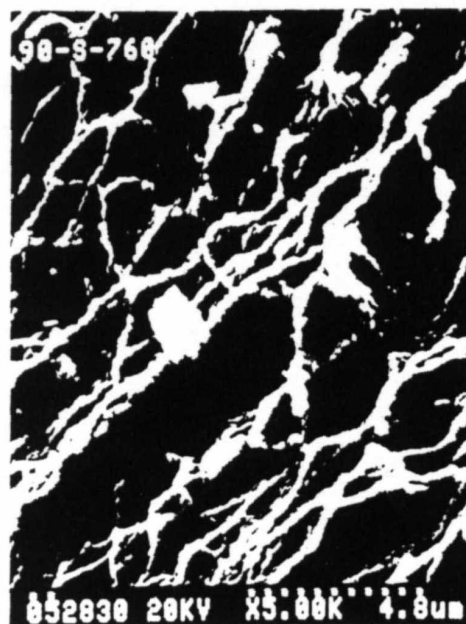


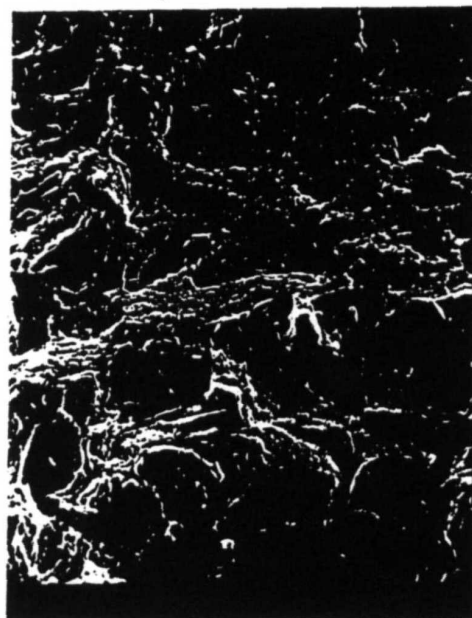
圖 4.26 拉伸試片之銲道與 (H.A.Z+母材) 平均硬度差



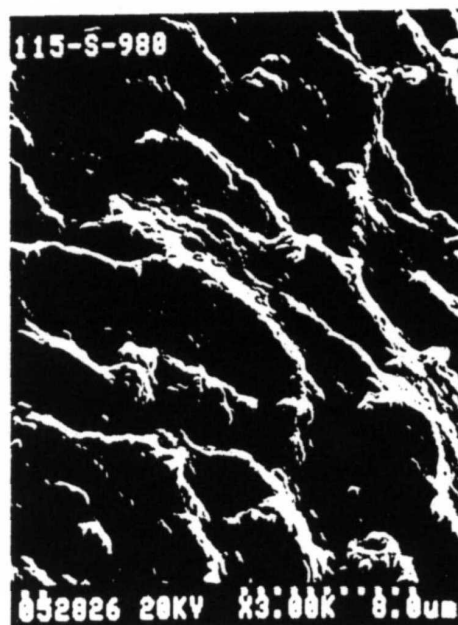
(a)



(c)



(b)



(d)

圖 4.27 拉伸破斷面之SEM照片
(a)GE4_90 25°C (b)GE3_115 25°C

圖 4.27 拉伸破斷面之SEM照片
(c)GE4_90 760°C (d)GE3_115 980°C