

雷射硬化 D6AC 鋼材在氫氣中疲勞裂縫成長特性研究

Fatigue Crack Growth Behavior of Laser Hardened D6AC Steel in Gaseous Hydrogen

計畫編號：NSC 89-2216-E-002-020

執行期限：88 年 8 月 1 日至 89 年 7 月 31 日

主持人：陳 鈞 台灣大學材料所

參與人員：張祖霖 台灣大學材料所

摘要

本研究係探討經不同雷射硬化處理之 D6ac 鋼材，在氫環境中其疲勞裂縫成長特性之變異。由實驗結果得知，雷射表面硬化處理後所產生的殘留應力能延遲裂縫成長，而裂縫成長進入硬化帶時會有成長速率加速的現象發生。在氫環境中，由於硬化帶內之殘留張應力與對氫氣較敏感之麻田散組織的雙重效應，使硬化帶之裂縫成長速率較空氣中快了近一倍。經預熱之雷射硬化處理試片降低了殘留應力，同時硬化帶之微結構為對氫氣較不敏感之變韌鐵組織，故可減緩在氫環境中之疲勞裂縫成長速率。

關鍵詞：雷射硬化處理，D6AC 鋼，疲勞裂縫成長速率，氫脆

1. 前言

D6ac 高強度鋼主要應用於一些高性能零組件，如飛機起落架、火箭推進器等[1]。D6ac 強度高達 220~240ksi，而破裂韌性仍能維持 90ksi $\sqrt{\text{in}}$ 以上。D6ac 在其 TTT 曲線呈現一明顯的沃斯田鐵灣區，因此可採用二段淬火法使淬火導致的變形量降至最低，複雜精密零組件精度得以維持。一般強度越高的鋼鐵材料，氫脆的敏感性則越大。D6ac 在含水汽或腐蝕環境下對應力腐蝕疲勞較敏感，尤其以強度較高時受影響最大，雖然可用提高回火溫度的方式來降低鋼鐵材料的氫脆敏感性，但也降低了材料的強度。本研究係探討經不同雷射硬化處理後之試片，在氫環境中之疲勞裂縫成長速率的影響。

2. 實驗方法

本實驗所使用的材料為原始厚度為 4.0mm 的 D6ac 板材，其化學成分(wt%)為 0.39C、0.83Mn、1.09Cr、0.77Mo、0.24Si、0.66Ni、0.058V、0.043Cu、0.01P、0.008S，

其餘為 Fe。實驗板材先行加工為長 200mm、寬 100mm、厚度 3.5mm 的試片，爾後進行 872 $^{\circ}\text{C}/40\text{min}$ 的固溶處理，經空冷至室溫之後進行 600 $^{\circ}\text{C}/2\text{hr}$ 之回火處理，此為 QT 試片。另一種沃斯回火 (AT) 試片是將固溶處理後之試片直接放入 300 $^{\circ}\text{C}$ 的鹽浴爐，進行 2 小時回火。

實驗進一步取 QT 試片進行雷射表面硬化處理。雷射表面處理前先以黑色噴漆均勻噴附在試片表面。雷射硬化處理係以 6mm \times 6mm 積分鏡組，在 2KW 功率下，利用改變試片移動速度來控制硬化深度。在完成正面第一道雷射處理後，以相同程序及條件在試片背面對稱處進行第二道處理。此外，部份試片在進行雷射熱處理前先施予預熱至 200 與 300 $^{\circ}\text{C}$ 。雷射處理後，在設定之預熱溫度下，進行後熱處理一小時。試片編號對應試片移動速度、預熱溫度、與硬化區深度的關係如表 1 所示。

依實驗環境的不同，可分為在空氣中與在氫氣環境下兩個部份。實驗試片係依據 ASTM E647-88a 標準規格製作。試片分為母材及雷射處理試片兩種，均採單邊開口的 CT 試片，試片缺口距硬化帶邊界 8mm，而裂縫成長方向係與硬化帶垂直。疲勞裂縫成長試驗分兩階段進行，第一階段進行預裂，以 K 遞減方式進行，預裂長度設定為 2mm，隨即進入第二階段裂縫成長試驗，採定負荷方式進行，疲勞裂縫成長試驗的試驗參數：頻率為 20Hz、應力比 (Load ratio) R 值為 0.1。在氫環境中，係將疲勞試片放入於一密閉彈性容器內，在試驗開始前，先將容器內空氣以真空幫浦抽出，再灌入氫氣。

3. 結果與討論

本實驗主要係針對 QT 試片進行雷射表面硬化處理，而進行 AT 試片的目的是為了瞭解變韌鐵的疲勞裂縫成長速率特性，同時與回火麻田散鐵組織的 QT 試片做一比較。圖 1 為

QT 與 AT 試片之 TEM 照片，其中前者為典型的回火麻田散鐵，而後者則為 Lower bainite 為主的組織。疲勞裂縫成長速率實驗，除了在大氣中量測外，並在氫氣中進行相同條件測試，作為評估氫脆敏感性之重要指標。

3.1 母材疲勞裂縫成長特性

圖 2 為 QT 試片及 AT 試片在空氣中的疲勞裂縫成長的特性曲線。實驗結果顯示，雖然 AT 試片的強度與硬度均高於 QT 試片，但 AT 試片相對於 QT 試片在低 ΔK 範圍時 ($\Delta K < 30 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)，呈現較小的 da/dN 值，但其間差異不大；而在高 ΔK 範圍時兩者的 da/dN 值則趨於相同。

檢視 QT 與 AT 試片之破斷面 SEM 照片顯示：QT 試片的破裂模式完全為穿晶破裂(圖 3(a))；而 AT 試片則在低 ΔK 範圍內顯現出穿晶與少許沿晶混和的破斷面(圖 3(b))，沿晶破斷面的比例隨著 ΔK 值增加而減少，在 $\Delta K = 30 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 處破裂模式完全轉變為穿晶破裂而與 QT 試片類似。從微觀觀點而言，沿晶/穿晶混合破裂常伴隨較崎嶇的表面，裂縫成長路徑因而加長，導致裂縫成長速率降低。在 4140 鋼材的研究中也呈現這種現象[2]。

在相同測試條件下，QT 試片在氫環境中與空氣中之疲勞裂縫成長特性曲線如圖 4(a) 所示，兩條裂縫成長曲線於 ΔK 值約 $25 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 附近交錯。由圖中可觀察到在 $\Delta K < 25 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 範圍內，氫氣對疲勞裂縫的成長有略為延遲的效應；當 $\Delta K > 25 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 時，可明顯看出氫氣引致的裂縫成長加速現象。氫環境中 AT 試片的疲勞裂縫成長特性曲線(圖 4(b))，在各階段與 QT 試片在氫氣中的特性類似。這樣的結果顯示在氫氣環境中，氣態氫對 AT 試片(變韌鐵組織)與 QT 試片(回火麻田散鐵)有類似的效應。

3.2 雷射處理厚度試片與母材試片的比較

圖 5 為未經預熱且雷射處理厚度為 0.7mm 之 L0-7D 試片與母材 QT 試片，在空氣與氫氣中之疲勞裂縫成長特性曲線比較。在裂縫開始成長時，可觀察到明顯的 da/dN 延遲效應。隨著裂縫長度的增加，延遲效應逐漸減小。延遲效應一直到裂縫進入硬化帶後才失去作用。裂縫進入硬化帶後，相較於 QT 試片，裂縫成長有加速的情形，在硬化帶的中心部份 L0-7D 試

片的裂縫成長速度約為 QT 試片的兩倍。裂縫加速的現象直至裂縫成長至硬化帶的中央後才會減緩。當裂縫成長穿越硬化帶時，其 da/dN 回復至 QT 試片水準。

L0-7D 試片的 da/dN 值隨裂縫長度變化情形可由殘留應力效應來加以解釋。由實驗結果得知，在硬化帶前方處於殘留壓應力場，而在硬化帶試片有一殘留張應力場。在許多過去的研究中皆曾提到過殘留壓應力對疲勞裂縫成長有減速的作用[3,4]，這是由於在殘留壓應力的作用下，破斷面會互相接觸閉合，此時 ΔK_{eff} 值降低，裂縫成長速度下降。因此在 L0-7D 試片由於壓應力作用使其 da/dN 值會低於 QT 試片。隨裂縫長度增加，壓應力場逐漸鬆弛，一直到裂縫成長到硬化帶時，應力場由壓應力轉為張應力。張應力使疲勞裂縫尖端有一張開的趨勢，使 ΔK_{eff} 增加，能讓裂縫成長速度加快，同時硬化帶淬火麻田散鐵微結構的負面影響亦開始出現。具低破裂韌性材料，其疲勞裂縫成長有加速的現象，淬火麻田散鐵結構使裂縫成長加速。在裂縫成長至硬化帶的中間區域後，由於殘留應力鬆弛的結果，張應力的作用隨裂縫長度增加而減少， da/dN 值較 QT 試片增加的幅度亦隨之減少，當裂縫穿越硬化帶時，殘留應力的作用消失，裂縫在與 QT 試片相同的回火麻田散鐵組織中成長， da/dN 值與 QT 試片恢復一致。硬化帶前破斷面 SEM 照片，可明顯看到數條壓痕，證實了壓應力場使裂縫閉合的現象。

在氫氣中 L0-7D 試片與 QT 試片的關係與在空氣中兩者的關係相同。可能由於殘留應力的作用，疲勞裂縫成長速率在硬化帶前端有明顯的延遲效應，在硬化帶處亦有清楚的加速的現象，裂縫成長至高 ΔK 範圍，由於沒有殘留應力與微結構變化的作用，裂縫成長速率與 QT 試片重合。值得注意的是在氫環境中硬化帶的加速作用相當明顯，這是硬化帶內未回火麻田散組織對氫脆效應較敏感所致。

3.3 雷射表面處理預熱溫度的影響

圖 6(a)與(b)為預熱 200°C (L2-7D 試片)與 300°C (L3-7D 試片)的疲勞裂縫成長特性曲線。與 L0-7D 試片比較得知，隨著預熱溫度的升高，疲勞裂縫成長的延遲效應越低。在硬化帶部份 L0-7D 試片內原有的 da/dN 加速的情形，在預熱試片中較不顯著，甚至在 L3-7D 試

片中完全沒有出現。當裂縫穿越硬化帶後，則不論預熱溫度為何，其 da/dN 值皆與 QT 試片重合。

在氫環境中，裂縫在未進入硬化帶之前，預熱試片的疲勞裂縫成長速度均較在空氣中為低。在裂縫成長進入硬化帶後段，氫環境中的 da/dN 始與空氣中之 da/dN 值重合。裂縫穿越硬化帶後，其在氫氣中的疲勞成長裂縫與 QT 試片在氫氣中的疲勞裂縫成長速度吻合。在 L0-7D 試片的硬化帶中出現氫氣引致的加速現象，在預熱試片均無出現。預熱溫度不同影響疲勞裂縫成長特性的原因可分兩部份來討論。(1)微結構、韌性、強度不同造成的影響：預熱試片之硬化帶其微結構為變韌鐵與回火麻田散鐵混合的組織，預熱溫度越高，其硬化帶之強度越低，韌性越強。(2)殘留應力的影響：預熱溫度越高，試片所需的熱輸入量越低（相同硬化深度），在較高溫度進行雷射表面處理時，造成的殘留應力較低。

4. 結論

(1)由於雷射硬化處理造成殘留應力分佈與顯微組織改變的結果，雷射處理之 CT 試片於硬化帶前有疲勞裂縫成長速率減緩，而在硬化帶區，則因脆性組織導致成長速率加速的現象。

(2)在氫環境中，由於硬化帶為對氫脆敏感的麻田散鐵組織，故在雷射硬化區中，疲勞裂縫成長加速效應更加顯著。

(3)預熱之雷射處理試片，硬化帶前之延遲作用較小，硬化帶之加速作用亦較和緩。於氫環境中，預熱之雷射處理試片對氫脆效應之抵抗性較未預熱試片強。隨預熱溫度增加，雷射表面硬化處理對疲勞裂縫成長速率之效應越不明顯。

5. 參考文獻

1. A.M. Hall, Met. Prog., 1965, 87, pp.178-192
2. 莊榮祥, 國立台灣大學材料科學與工程學研究所碩士論文, 1996
3. Y. Kitsunai, M. Tanaka, and E. Yoshihisa, Metall. Mater. Trans. A, vol.29A, 1998, pp.1289-1298
4. J. L. Doong, T J. Chen and Y. H. Tan, Engineering Fracture Mechanics, vol.33, no.3, 1989, pp.483-491

表 1 試片編號與硬化厚度對應表

試片編號	預熱溫度	試片移動速度	硬化深度
L0-7D	25 °C	800mm/min	0.7mm
L2-7D	200°C	1200mm/min	0.7mm
L3-7D	300°C	1600mm/min	0.7mm

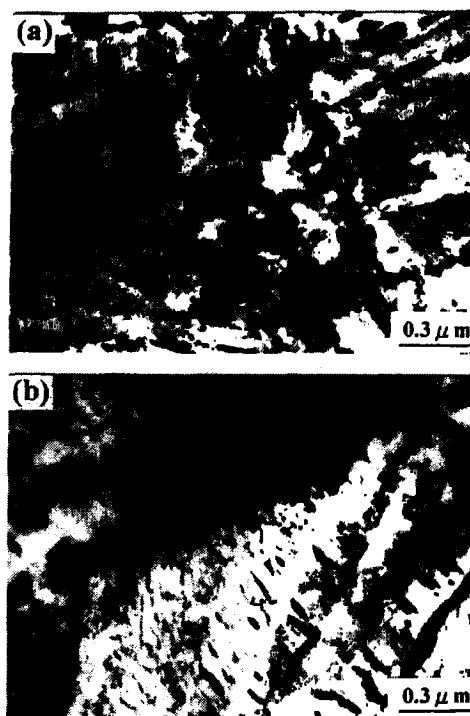


圖 1 TEM 顯微組織(a)QT 與(b)AT 試片

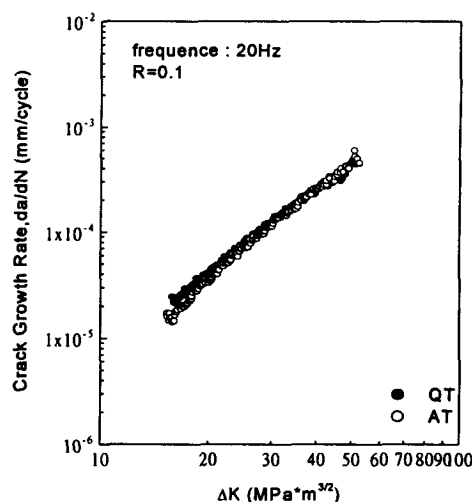


圖 2 QT 與 AT 試片在空氣中之疲勞裂縫成長特性曲線

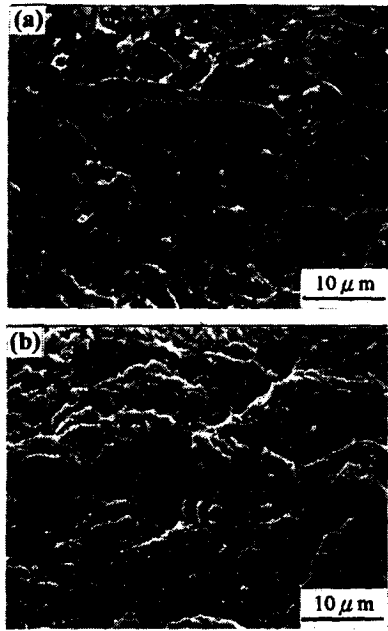


圖 3 CT 試片在 $\Delta K < 30 \text{MPa}$ 之破斷面 SEM 照片 (a) QT 與 (b) AT 試片

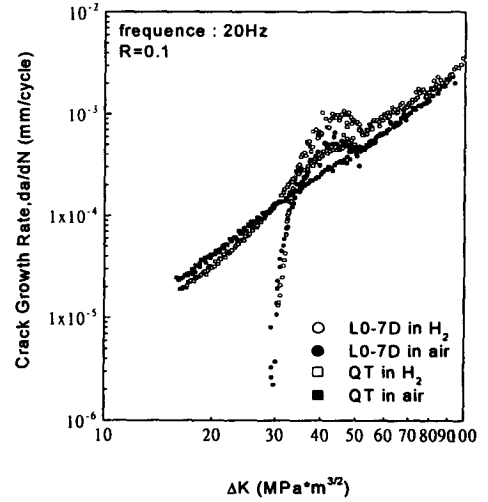


圖 5 L0-7D 試片與 QT 試片在空氣中與氫氣中疲勞裂縫成長特性曲線之比較

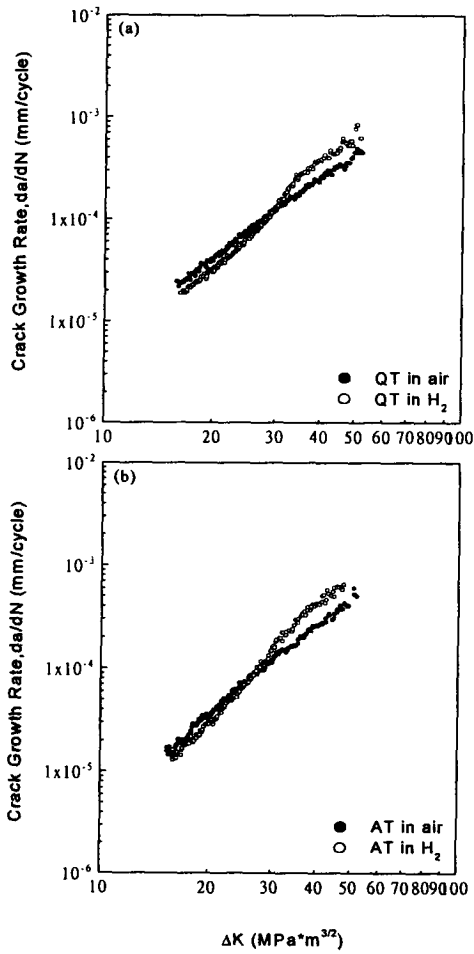


圖 4 空氣與氫氣中 CT 試片之裂縫成長特性曲線比較 (a) QT 與 (b) AT 試片

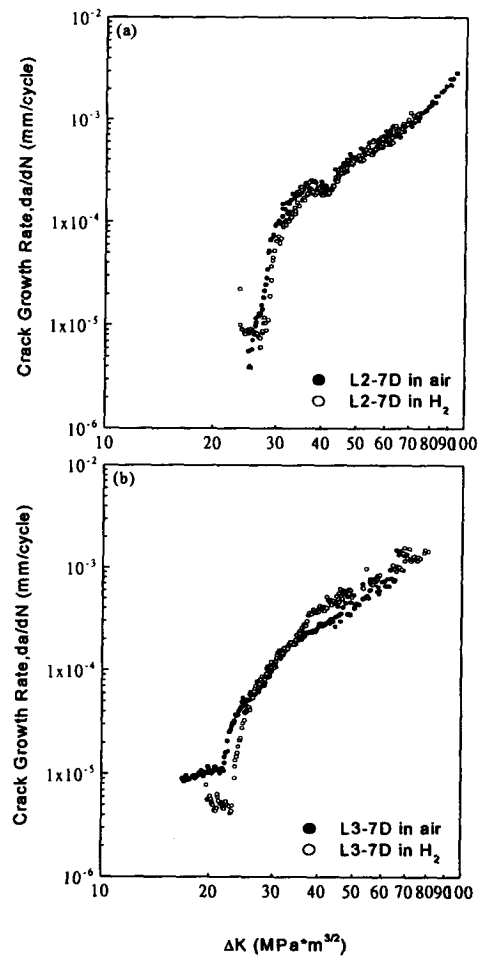


圖 6 空氣與氫氣中之疲勞裂縫成長特性曲線比較 (a) L2-7D 與 (b) L3-7D 試片