

<論 文>

SUS 316鋼의 高溫低사이클 疲勞舉動에 미치는 粒界析出物の 影響

吳 世旭* · 國尾 武** · 清水 眞佐男** · 山田 邦博** · 佐藤 哲***

(1980年 6月 30日 接受)

Effect of Grain Boundary Precipitation on Low-Cycle Fatigue Behavior at Elevated Temperature of SUS 316 Stainless Steel

S.W. Oh, T. Kunio, M. Shimizu, K.H. Yamada and T. Sato

Abstract

The temperature and the grain boundary precipitation have the great influence on the low-cycle fatigue behavior of austenite stainless steel at elevated temperature.

For the purpose of investigating the mechanism concerning the change of fatigue micro crack mode in SUS 316 under various conditions low-cycle fatigue test was carried out at the elevated temperature 600°C, plastic strain range 2% and constant strain rate 0.5c.p.m. A special attention is given to the observation of intergranular crack initiation.

The results obtained are summarized as follows. The low-cycle fatigue behavior of SUS 316 at 600°C is affected by transition of crack initiation mode from intergranular to transgranular. The transition is due to the aging effect, which is caused by grain boundary precipitations of Cr₂₃C₆.

Since the intergranular crack initiation is brought about by the grain boundary sliding, the transgranular crack initiates in case that the strengthening of grain boundary due to the precipitation of Cr₂₃C₆ carbides takes place ahead of the intergranular crack initiation.

1. 序 論

最近의 産業機械들은 最大効率을 目的으로 高溫, 高壓, 高負荷라는 苛酷한 環境狀態에서 使用하게 되었다. 이들의 構造材料는 熱疲勞크랙에 의한 破損事故등 從來의 使用實績上 豫期치 못한 事故들이 多數 報告되고 있다^{1,2)}. 最近의 破損事故의 大部分은 크리이프 또는 熱疲勞등이 原因이 되고 있으며 材料의 高溫強度가 重要問題로 되고 耐熱鋼에 대한 疲勞와 크리이프의 幅넓은 研究가 盛行되고 있다³⁾. 高溫에서의 疲勞現象에 대하여 特別히 高溫低사이클疲勞에 대한 研究가 活潑하게

되었다. 從來의 研究에서는 室溫에서 低사이클疲勞의 Manson^{4,5)}-coffin⁶⁾式으로 代表되는 現象論的인 壽命推定式에 始終한 感이 있다. 苛酷한 高溫下에서의 新材料開發 혹은 高精度의 壽命推定式의 作成이 要請되고 있다⁷⁾. 高溫疲勞舉動은 酸化^{8,9)}, 크리이프¹⁰⁾, 變形率速度¹¹⁾등의 多様な 影響등을 複雜하게 重疊하면서 받는다. 高溫低사이클疲勞過程에 있어서는 析出¹²⁾, 粒界移動¹³⁾등의 微視組織變化에 대한 研究가 必要不可欠하게 되었다. 이들 要因에 의한 高溫疲勞現象에 대해서는 不明한 點이 많으며 많은 因子에 의한 效果가 複雜하게 影響을 미친다. 따라서 析出物의 效果 혹은 影響을 明確히 하기 위하여 各因子의 效果로부터 析出物의 效果만을 分離한 狀態로서 考察할 必要가 있다.

國尾들은¹⁴⁾ 高溫時効處理를 하여 粒界에 積極的으로 炭化物을 析出시킨 SUS 316鋼을 使用하여 이들의 粒界

* 正會員, 東亞大學校 工科大學

** 慶應義塾大學 工學部

*** 新日鐵君津製鐵所

析出物이 高溫低사이클疲勞舉動에 미치는 影響의 溫度 依存性を 檢討하였다. 그 結果로서 溶體化處理材에서는 從來부터 알려진 바와⁷⁾ 같이 試驗溫도의 上昇에 따라 550°C 境界로 表面크랙舉動이 粒內型에서 粒界型으로 顯著하게 遷移하였다. 한편 時効材에서는 그 時効時間에 依存하여 이와같은 粒界크랙舉動으로의 遷移가 抑制되어 破斷壽命이 增加하는 것이 明確히 되었다. 그러나 이와같은 效果가 高溫低사이클疲勞過程의 어떤 時期에 어떤 機構下에서 發生하는지 確實하지 못하였다. 廣範圍한 用途의 오오스테나이트系 耐熱鋼은 析出하기 쉬운 溫度인 融點의 半以上이 되는 高溫下에서 使用되는 傾向이 있다. 따라서 그 疲勞過程에서 溫도와 經時效果에 의하여 不可避的으로 發生하는 粒界析出物이 어떤 機構에 의하여 粒界型크랙舉動을 抑制하는가에 대하여 考察할 必要가 있다.

本報에서는 SUS 316鋼의 高溫低사이클疲勞過程에 있어서 微視크랙舉動, 特히 粒界크랙의 發生舉動에 미치는 粒界析出物의 影響을 各種의 時効材에 대하여 金屬組織學的으로 考察하였다.

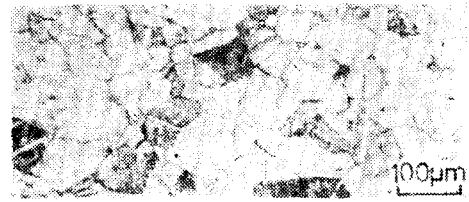
2. 試驗片 및 實驗方法

試驗片材料는 오오스테나이트系스텐레스鋼인 SUS 316이며 이것은 AISI 316에 해당하는 18Cr-8Ni系의 耐熱鋼이다. Table 1은 이의 化學組成을 表示하고 있으며 이는 Mo를 含有한 高溫強度가 높은 耐熱鋼으로서 廣範圍하게 使用되고 있다.

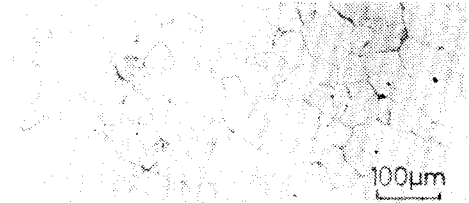
Table 1. Chemical composition of specimen material (wt%)

material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SUS 316	0.05	0.70	1.58	0.03	0.005	10.40	16.82	2.22

試驗片材料를 1100°C, 1時間의 溶體化處理를 하고, 다음에 650°C의 眞空爐에서 2, 10, 100時間의 各時効處理를 한 時効材 및 溶體化處理狀態의 無時効材등 4種의 試料를 準備하였다. 時効溫度 650°C는 同鋼의 一般의 最高使用溫度에 相當하고 그 溫度는 오오스테나이트系스텐레스鋼의 銳敏化溫度範圍인 450°C~870°C內이고 炭化物의 析出이 가장 顯著한 溫度이다. Table 2는 各試驗片材料의 熱處理條件과 室溫에서의 機械的性質 및 結晶粒徑을 表示하였다. 機械的性質에 있어서 斷面收縮率은 變化가 있으나 引張強度와 硬度는 거의 變化가 없다.



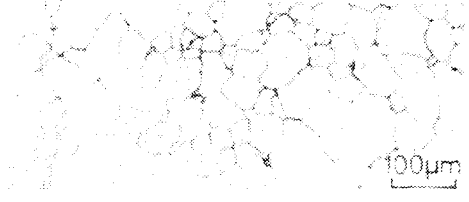
(a) unaged.



(b) 650°C, 2hr. aged.



(c) 650°C, 10hr. aged.



(d) 650°C, 100hr. aged.

Fig. 1. Typical microstructural features of the SUS 316 (etched 25% HNO+75% HCl)

Fig. 1은 無時効材와 2, 10, 100時間 時効材의 4種에 대한 金屬顯微鏡組織을 表示한 것이다. 各試料의 平均結晶粒徑은 約 50 μ m程度이고 燒鈍雙晶이 散在되고 있음을 觀察할 수 있다.

이들의 試料를 Fig. 2에 表示하는 치수모양으로 機械加工後, 平行部表面을 鏡面狀으로 研磨하여 試驗片으로 使用하였다.

實驗裝置는 傍熱型電氣爐를 具備한 定스프레인型 引張壓縮疲勞試驗機를 使用하였다. 實驗條件은 反覆荷重速度를 0.5c.p.m., 塑性스프레인幅을 2%, 實驗溫度를 600°C로 하여 大氣中에서 實驗하였다. Fig. 3은 本實驗에서 試驗片의 hysteresis loop를 圖示한 것이며 發生應力을 σ , 試驗片의 標點距離를 l_0 , 最大引張 길이를 l_1 , 最大壓縮 길이를 l_2 라고 한다. Δx_1 및 Δx_2 를 測微望

Table 2. Heat treatment and mechanical properties.

solution treatment	aging treatment	grain size (μm)	Hv (100gf)	tensile strength (kgf/mm^2)	reduction of area (%)	N_f *
1100°C×1hr	—	53	176	61.7	80.8	221
	650°C×2hr	58	201	64.0	81.0	300
	650°C×10hr.	55	207	62.4	77.2	316
	650°C×100hr.	50	204	64.5	67.7	322

* N_f ; number of cycles to failure, 600°C, $\Delta\epsilon_p=2\%$, 0.5c.p.m.

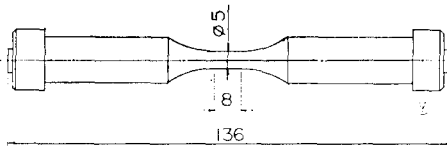


Fig. 2. Shape and dimension of specimen (mm)

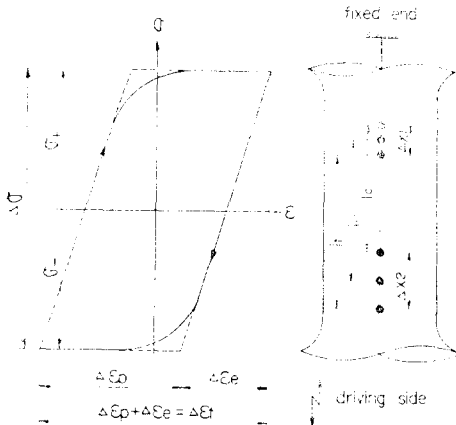


Fig. 3. Hysteresis loop of specimen on constant plastic strain type cyclic load.

l_0 : gage length at neutral load
 l_t : gage length at maximum tension
 l_c : gage length at maximum compression

遠鏡으로서 測定하고 全스트레인 $\Delta\epsilon_t$, 彈性스트레인 $\Delta\epsilon_c$ 및 塑性스트레인 $\Delta\epsilon_p$ 를 各各 (1), (2) 및 (3)式에 의하여 算出하여 $\Delta\epsilon_p=2\%=\text{const.}$ 로 設定하였다.

$$\Delta\epsilon_t = \Delta\epsilon_p + \Delta\epsilon_c = (l_t - l_0) / l_0 = (\Delta x_2 - \Delta x_1) / l_0 \dots\dots (1)$$

$$\Delta\epsilon_c = \Delta\sigma / E \dots\dots (2)$$

$$\Delta\epsilon_p = \Delta\epsilon_t - \Delta\epsilon_c \dots\dots (3)$$

溫度測定은 試驗片表面에 白金-白金로듐熱電對($P_t - P_r \cdot R_A$ thermocouple)를 點熔接하여 自動溫度調整이 可能하도록 하였다.

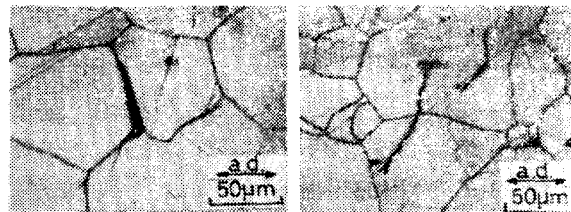
實驗後의 各試驗片表面에는 無數한 大小의 크랙이發

生한다. 이들의 크랙舉動은 各其크랙만으로서 把握하기 힘들며 試驗片表面의 크랙舉動을 定量的으로 把握하기 위하여 크랙密度를 使用하여 表示하였다. 크랙密度는 試驗片平行部の 測定表面積中에 存在하는 모든 크랙길이의 총합을 單位測定面積에 대한 比率로서 定義한다¹⁴. 크랙길이 測定과 크랙發生 및 傳播舉動觀察은 金屬顯微鏡을 使用하였고 破斷面은 走査型電子顯微鏡을 使用하였다. 析出物의 檢出에는 村上試藥과 wilson¹⁵試藥에 의하여 매트릭스를 溶出시킨 後에 走査型電子顯微鏡觀察을 하였다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1 試驗片表面의 크랙發生舉動 및 크랙密度

無時効材와 100時間 時効材의 試驗片表面에 實驗結果로 發生한 表面크랙의 典型的인 例를 Fig. 4와 같이 圖示한다. Fig. 4(a)는 無時効材의 初期인 反覆回數比 $n/N_f=0.05$ 에서 粒界三重點으로부터 썩기形으로 發生한 크랙이 粒界에 따라 數結晶에 걸쳐 傳播하고 이들의 傳播크랙이 相互連結하므로써 破斷에 이르고 있다.



(a) unaged specimen $n/N_f=0.05$ (b) 100hr. aged specimen $n/N_f=0.13$

Fig. 4. Morphology of crack initiation and propagation on specimen surface (600°C , $\Delta\epsilon_p=2\%$, 0.5c.p.m. $\rho=0.10\text{mm}/\text{mm}^2$)

Fig. 4 (b)는 100時間 時効材이며 無時効材에 比하여 多少는 反覆回數比 $n/N_f=0.13$ 에서 粒內 혹은 雙晶

境界부터 크랙이 發生하고 粒內를 傳播하여 破斷에 이른다. 各試驗片의 表面크랙舉動을 定量的으로 明確히 하기 위하여 모든 크랙의 發生과 傳播에 있어서 粒界型, 粒內型 및 雙晶境界型으로 分類하여 各의 크랙 密度와 反覆回數比 n/N_f 의 關係를 Fig. 5에 表示하였다. Fig. 5 (a)의 無時効材에서는 反覆回數比의 初期

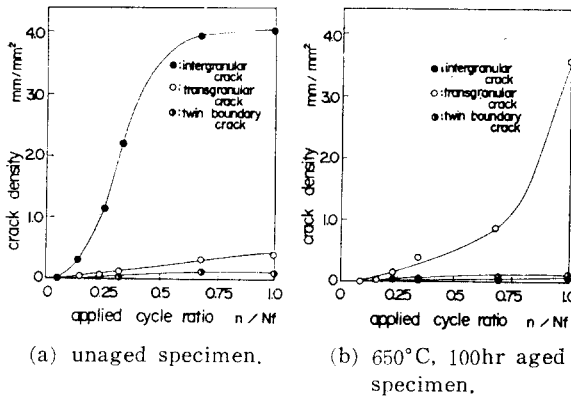


Fig. 5. Intergranular, transgranular and twin boundary crack density vs. applied cycle ratio. (600°C, $\Delta\epsilon_p=2\%$, 0.5c.p.m.)

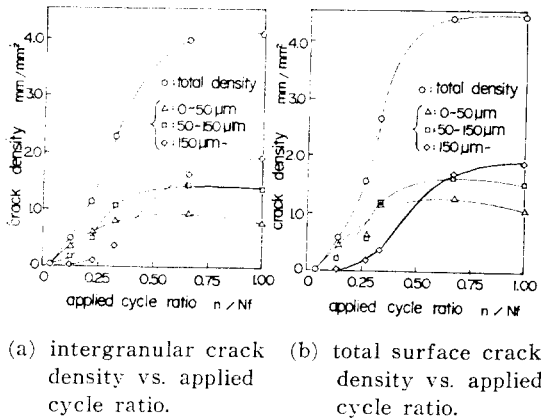


Fig. 6. Crack behavior on surface of unaged specimen. (600°C, $\Delta\epsilon_p=2\%$, 0.5c.p.m.)

부터 粒界크랙이 急激히 增加함에 대하여 同圖(b)의 100時間 時効材에서는 粒界크랙이 極少하고 粒內크랙이 緩漫히 增加하고 있다. 따라서 100時間 時効材는 完全에 가깝게 粒界크랙發生이 抑制되었음을 알 수 있다. 즉, 無時効材에서는 粒界크랙이, 100時間 時効材에서는 粒內크랙이 支配的이다.

試驗片表面에 있어서 各形態의 크랙을 길이에 따라 크랙의 發生과 傳播舉動과 의 關係를 考察하기 위하여 50μm以下の 것을 1結晶粒길이의 發生期, 50~150μm

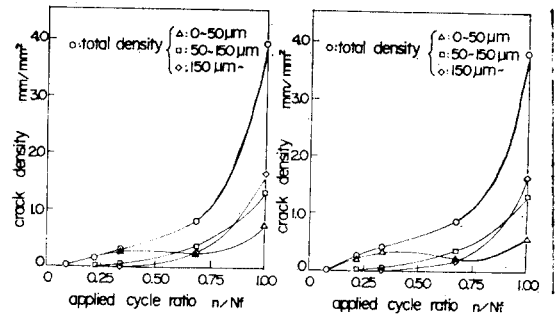
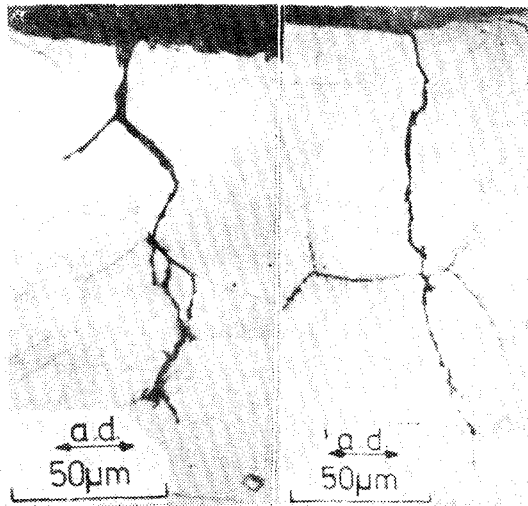


Fig. 7. Crack behavior on surface of 100hr. aged specimen. (600°C, $\Delta\epsilon_p=2\%$, 0.5c.p.m.)

의 것을 數結晶粒길이의 傳播期 및 150μm以上の 것을 傳播·連結期등으로 3期로 나누어 各크랙密度 ρ (mm/mm²)¹⁴⁾를 測定하였다. 이 結果등의 크랙密度와 反覆回數比와의 關係를 無時効材와 100時間 時効材에 대하여 各各 Fig. 6 및 Fig. 7에 表示하였다. 無時効材는 Fig. 6 (a)와 같이 發生, 傳播各期의 粒界크랙舉動이 Fig. 6(b)에 表示한 各期의 全크랙(粒界크랙+粒內크랙+雙晶境界크랙)의 舉動과 거의 同一한 것으로 볼 수 있으므로 無時効材의 表面크랙發生 및 傳播舉動은 粒界에 發生하고 粒界를 지나 傳播하는 것이 支配的임을 알 수 있다. 이들의 粒界크랙은 Fig. 4(a)와 같이 粒界三重點에서 왜기型으로 發生한다. 100時間 時効材는 Fig. 7(a), (b)와 같이 크랙이 粒內에서 發生하고 Fig. 4(b)와 같이 粒內를 지나 傳播하는 크랙이 그의 表面크랙舉動을 支配하고 있다. 즉 Fig. 7(a)는 粒內크랙을 크랙길이별로 表示한 크랙密度이고 (b)는 全크랙(粒界크랙+粒內크랙+雙晶境界크랙)의 크랙길이별로 表示한 크랙密度이다. 이들 사이에는 거의 同一한 모양의 曲線이므로 粒內크랙이 支配的임을 알 수 있다.

3.2 縱斷面의 크랙發生舉動과 Fractography

試驗片表面에 發生하는 크랙이 軸을 包含하는 縱斷面에 있어서 表面으로부터 깊이 方向으로 傳播하는 크랙傳播舉動을 無時効材와 時効材에 대해서 觀察한 것을 Fig. 8(a), (b)에 表示한다. 無時効材는 Fig. 8(a)와 같이 表面에서는 크랙이 粒界에서 發生하고 깊이 方向으로 1~2結晶粒까지는 粒界를 따라 傳播한 後부터는 粒內로 傳播하였다. 時効材에서는 Fig. 8(b)와 같이 表面에서부터 粒界크랙이 抑制되고 粒內크랙이 生



(a) $n/N_f=1.00$, $\rho=4.43$ mm/mm², unaged
 (b) $n/N_f=1.00$, $\rho=3.78$ mm/mm², aged

Fig. 8. Morphology of crack initiation and propagation toward depth direction.

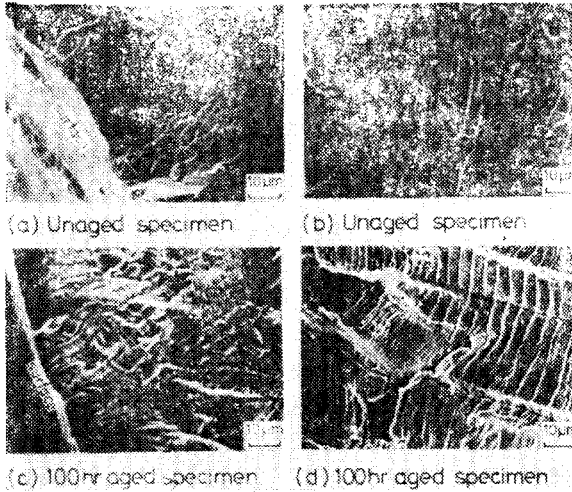


Fig. 9. Fractography of fracture by S.E.M. (600°C, $\Delta\epsilon_p=2\%$, 0.5c.p.m.)

(a), (c); surface of specimen.
 (b), (d); midst of specimen.

成하는 동시에 깊이 방향으로 粒內를 지나 繼續傳播하는 것을 알 수 있다. 따라서 無時効材와 時効材의 差異는 表面下 1~2結晶粒의 크랙發生期에서만 確認될 수 있다. 즉, 無時効材는 粒界에서 크랙이 發生하고 있으나 時効材는 이것이 阻止되어 粒內에서 發生하였고 表面 1~2結晶粒以後의 깊이 방향으로 傳播하는 것은 差

異를 볼 수 없다.

試驗片을 直接的으로 破斷으로 誘導한 單一的인 크랙의 破斷面에 대하여 無時効材와 時効材의 破斷舉動을 走査型電子顯微鏡 觀察을 통한 fractography를 Fig. 9(a)~(d)에 表示한다. 이에 의하면 Fig. 9(a), (c)의 크랙發生部를 除外한 깊이方向에서는 Fig. 9(b), (d)와 같이 스트라이에이션(striation)을 包含하는 粒內破面을 觀察할 수 있다. Fig. 9(a)는 無時効材의 表面附近에만 典型的인 粒界破面이 觀察되었다. 따라서 破斷面觀察에서도 時効處理는 表面에서의 크랙形成態가 粒界型으로부터 粒內型으로 遷移한다는 것을 明確히 해준다. 以上の 觀察로부터 時効處理에 의하여 表面에서는 微視크랙의 發生 및 傳播의 舉動이 粒界型으로부터 粒內型으로의 顯著한 遷移가 發生함에 대하여 表面下 1~2結晶粒以上の 깊이方向으로의 크랙傳播는 時効의 影響이 없다는 것을 알 수 있다.

3.3 粒界크랙發生의 時効時間依存性

時効處理가 試驗片을 直接的으로 破斷하게 하는 粒界에서의 크랙發生을 抑制하는 效果가 있다면 粒界크랙의 發生時期는 時効時間에 依存하여 變化하여야 할 것이다. 여기서 時効時間을 0, 2, 10, 100時間으로 變化시킨 試驗片을 使用하여 크랙의 發生時期에 해당하는 各形態의 크랙發生反覆回數 N_i 를 求하고 Fig. 10에 表

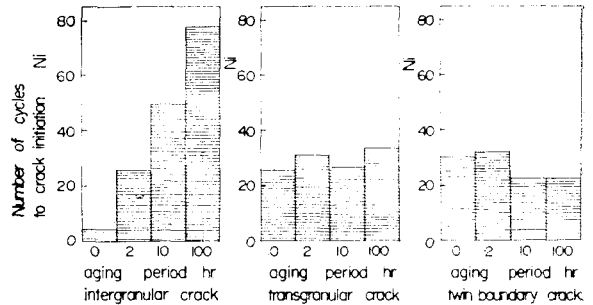


Fig. 10. Influence of aging period on number of cycles to crack initiation for various modes. (600°C, $\Delta\epsilon_p=2\%$, 0.5c.p.m.)

示하였다. 1結晶粒길이(50µm以下)의 크랙密度가 10⁻² mm/mm²에 達하였을 때를 그 形態의 크랙發生期로 定하고 그의 反覆回數를 N_i 로 한다. Fig. 10으로부터 粒內型 및 雙晶境界型크랙의 N_i 는 時効時間에 대하여 거의 變化가 없음에 대하여 粒界型크랙의 發生反覆回數 N_i 는 明確히 時効時間에 依存하여 顯著히 增加하고 있고 粒界에서의 크랙發生이 抑制되었음을 알 수

있다. 그리고 時効時間이 增加할수록 粒界型크랙의 發生이 抑制되는 結果로 粒內型 또는 雙晶境界型크랙이 優先적으로 發生한다는 것이 明確하게 되었다.

3.4 時効處理에 의한 炭化物の 析出舉動과 粒界크랙 發生抑制機構

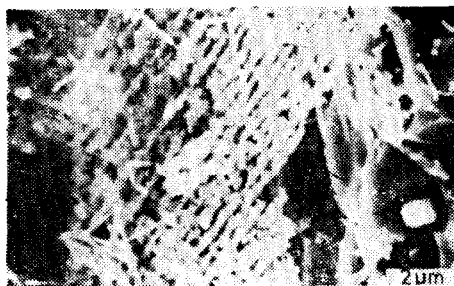
前節에서 時効處理는 高溫低사이클疲勞過程에 있어서 크랙發生舉動이 粒界型부터 粒內型으로 顯著히 遷移한다는 效果가 있다는 것이 明確히 되었다. 그러나 이와같은 遷移가 時効에 의해서 粒界에 發生한 炭化物에 起因하는지의 與否에 대해서는 아직 明確하지 않다. 따라서 粒界에 時効處理에 의하여 發生하는 析出物の 形態와 크랙發生抑制機構를 明白히 하기로 한다.



(a) 650°C, 2hr. aged.



(b) 650°C, 10hr. aged.



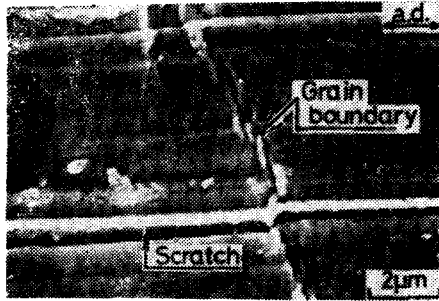
(c) 650°C, 100hr. aged.

Fig. 11. Grain boundary carbide precipitation observed by S.E.M. (etched 10%HF+15% HCl+30%HNO₃)

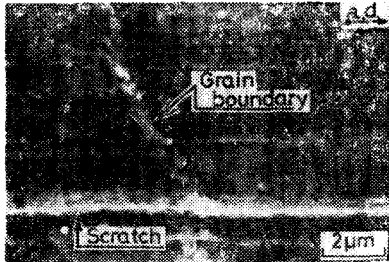
Wilson¹⁵⁾이 析出物の 觀察에 使用한 10%HF+15% HCl+30%HNO₃水溶液으로서 粒界析出物만을 남기고 매트릭스를 溶出시킨 後에 走査型電子顯微鏡을 使用하여 觀察하였다. Fig. 11은 이것을 表示하였으며 時効處理 時間은 各各 2, 10 및 100時間이다. 粒界에서 析出물이 덴드라이트狀으로 發生하였고, 그 析出量은 時効時間의 增加에 따라 덴드라이트枝部에서 析出物の 成長이 進行하고 있다. 이는 Horton¹⁶⁾의 報告와 一致하고 있다.

이 粒界析出物은 X線마이크로아나라이저分析에 의하여 Cr₂₃C₆ 型크롬炭化物임이 確認되었고, 無時効材에서는 破斷後에도 이와같은 析出物을 볼 수 없었다. 따라서 650°C의 眞空中에서 時効處理한 後 粒界에 析出した 炭化物은 그의 析出量에 따라 粒界에서의 크랙發生을 抑制하였고, 時効材의 破斷壽命增加傾向을 보여준 粒內크랙의 傳播舉動은 이와같은 粒界析出物の 效果에 起因한 것으로 생각할 수 있다. 한편 粒內 및 雙晶境界에서의 析出은 粒界에 比較하여 顯著히 적게 發生하므로 時効에 의하여 粒內와 雙晶境界는 硬度變化가 粒界에 比하여 大端히 적다. 따라서 粒內와 雙晶境界에서의 크랙發生時期는 時効에 인한 影響이 크지 않다. 그러므로 析出物에 의하여 粒界크랙發生이 抑制되므로서 粒界크랙發生時期로부터 粒內크랙發生時期까지의 期間만큼 破斷壽命이 延長되는 것으로 생각할 수 있다.

粒界析出物에 의한 峯기型 粒界크랙의 發生抑制效果가 어떤 機構에 의한 것인가에 대하여 考察하기로 한다. Horton¹⁶⁾은 粒界에만 析出物을 가진 Al-0.05% Fe 合金을 使用하여 粒界析出物은 粒界미끄럼을 顯著히 抑制하고 粒界미끄럼의 開始에는 一種의 降伏應力이 存在하여 그 크기는 析出物의 密度에 依存한다고 하였다. 平은¹⁷⁾ 18-8系스테인레스鋼의 高溫低사이클疲勞實驗에서 疲勞에 의한 粒界크랙의 長이가 殘留粒界미끄럼量과 密接한 關係가 있다고 하였다. 本研究에서 이것을 考察하기 위하여 無時効材와 時効材의 試驗片 表面에 軸方向으로 標線을 그어 同一條件의 實驗을 하여 크랙發生過程을 微視觀察하고 Fig. 12에 表示하였다. 이 結果 無時効材에서는 크랙密度 $\rho=0.10\text{mm}^2/\text{mm}^2$, 反覆回數比 $n/N_f=0.05$ 에서 Fig. 12(a)와 같이 選擇된 酸化를 받은 粒界에서 顯著한 미끄럼이 確認되었음에 反하여 時効材에서는 同一 크랙密度인 $\rho=0.10\text{mm}^2/\text{mm}^2$, 反覆回數比 $n/N_f=0.13$ 에서 粒界 미끄럼은 Fig. 12(b)와 같이 전혀 觀察할 수 없다. 그리고 크랙密度가 $\rho=0.55\text{mm}^2/\text{mm}^2$ 의 無時効材($n/N_f=0.13$)에서도 同一한 觀察結果인 顯著한 粒界미끄럼



(a) Grain boundary sliding on unaged 0.5c.p.m. specimen ($T: 600^{\circ}\text{C}$, $\Delta\epsilon_p: 2\%$, $n/N_f: 0.05$)



(b) Grain boundary sliding is nothing on 100hr. aged 0.5c.p.m. specimen ($T: 600^{\circ}\text{C}$, $\Delta\epsilon_p: 2\%$, $n/N_f: 0.13$)

Fig. 12. Observation of grain boundary sliding on the specimen surface. ($\rho=0.10\text{mm}/\text{mm}^2$)

이 발생하였음을 확인할 수 있었다. 또한 시효材에 있어서도 同一한 크랙密度인 $\rho=0.55\text{mm}/\text{mm}^2$, 反覆回數比 $n/N_f=0.41$ 의 境遇에도 粒界미끄럼을 觀察할 수 없었다. 그러므로 시효材에서는 粒界미끄럼抑制效果가 그의 粒界析出量에 依存하여 發生하는 結果 粒界크랙의 發生이 抑制되어 粒內에서 크랙이 發生되는 것으로 생각할 수 있다.

따라서 粒界크랙의 發生 및 疲勞壽命의 改善與否는 粒界크랙發生以前의 粒界에서의 析出量에 依存하는 것으로 생각된다. 즉, 溶體化處理材의 高溫低사이클疲勞過程에서 粒界크랙의 發生은 粒界에서 미끄럼을 抑制하기에 充分한 析出이 完了하는 時期와 反覆塑性스트레인에 의하여 粒界크랙의 發生時期와의 時間的인 關係에 의하여 決定된다고 생각한다.

4. 結 論

오오스테나이트系스테인레스鋼인 SUS 316의 650°C 眞空時効處理에 의하여 結晶粒界에 發生한 析出物이 60°C , 塑性스트레인 2%, 0.5c.p.m.의 高溫低사이클疲

勞試驗結果의 疲勞破壞舉動에 미치는 影響과 機構를 金屬組織學的으로 考察한 結果는 다음과 같다.

① 時効處理에 의하여 結晶粒界에는 Cr_{23}C_6 型炭化物이 析出한다. 粒界炭化物의 析出形態는 덴드라이트狀이고 時効時間이 增加함에 따라 덴드라이트枝部의 析出物成長이 進行되면서 그 析出量은 增加한다.

② 粒界析出物은 高溫低사이클疲勞過程初期에 微視크랙發生舉動이 粒界型으로부터 粒內型으로 遷移시키는 效果를 가진다.

③ 粒界析出物이 粒界에서 미끄럼變形을 그 析出量에 依存하여 抑制하고 粒界에서의 크랙發生을 遲滯시킨다. 이 結果로 時効材는 크랙發生과 傳播가 抑制되어 疲勞壽命이 改善된다.

④ 高溫低사이클疲勞過程의 初期에서 粒界크랙의 發生與否는 反覆塑性스트레인에 의한 粒界크랙의 發生時期와 析出物에 의한 粒界미끄럼抑制效果의 發生時期와의 相關關係에 의하여 決定된다고 생각된다.

附 記

本研究은 文敎部의 研究支援에 의하여 慶應義塾大學에서 遂行하였으며 關係諸氏에게 深甚한 謝意를 表하는 바입니다.

參 考 文 獻

1. A.S. Tetelman, A.J. McEvily, Fracture of Structural Materials, John Wiley & Sons. Inc., p. 23, (1970).
2. 白鳥英亮, Jr. JSME, Vol. 76, No. 658, p.1125, (1973).
3. L.F. Coffin, Jr. "A Study of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Materials," Knolls Atomic Power Laboratory Report No. KAPL-853, Schenectady, N.Y. (1953).
4. S.S. Manson, "Behavior of Materials Under Conditions of Thermal Stress," NACA TN-2933, National Advisory Committee for Aeronautics, (1953). S.S. Manson, NASA Report No. 1170, (1954).
5. S.S. Manson, Experimental Mechanics, Vol. 5, No. 7, p. 193, (1965).
6. L.F. Coffin, Trans. ASME, Vol. 76, p. 931, (1954).
7. 渡邊忠雄, 第23回 材料強度와 破壞. 日本國內심포

- 지움論文集, 日本材料強度學會, p. 1, (1978).
8. L.F. Coffin, Met. Trans. Vol. 3, p. 1777, (1972).
 9. G.F. Paskiet, P.H. Boone and C.P. Sullivan, J. Inst. Metals, Vol. 100, p. 58, (1972).
 10. D. Mclean, Jr. Inst. Metals. Vol. 85, p. 668 (1956/1957).
 11. L.F. Coffin, Proc. Corrosion Fatigue, NACE, p. 590, (1957).
 12. 金澤健二, 吉田進, 材料, JSMS, Vol. 22, No. 234, p. 257, (1972).
 13. H.J. Gough, D.C. Sopwith, Jr. Inst. Metals, Vol. 56, p. 55, (1935).
 14. 國尾武, 吉川知伯, 清水眞佐男, 日本機械學會講演論文集, JSME, No. 784-1, p. 46, (1977).
 15. F.G. Wilson, JISI, Vol. 209, p. 126, (1971).
 16. C.A.P. Horton, Acta, Met., Vol. 20, p. 47, (1972).
 17. 平修二, 第14回 高溫強度 심포지움前刷集, 日本材料學會, p.9 (1976).

