

◎ 論 文

12% Cr 로터鋼의 強度 改善에 關한 研究⁺

蔣 允 石* · 吳 世 旭**

(1989年 11月 2日 接受)

Study on the Improvement of Strength for 12% Chromium Steel Rotor

Yun-Souk Chang* and Sae-Wook Oh**

Key Words: Alloy Design (合金設計), Solidification Model(凝固模型), Segregation(偏析), Complex Carbide(複合碳化物), Solid Solution(固溶體), Precipitation(析出), Fracture Appearance Transition Temperature(破壞遷移溫度, FATT), Fatigue Crack Propagation Rate(疲勞龜裂傳播速度), Larson-Miller Parameter(라슨밀러 파라미터), Void(空洞), Climb and Glide Controlled Creep(클라임 글라이드 콘트롤드 크리프), Stress-Cycle Curve (S-N 線圖)

Abstract

To check technical improvement in the soundness and strength of 12% Cr steel rotor, a 25 tons of rotor with 65 tons of ingot was made in real size and was cut to pieces to take test samples, and the various mechanical tests such as impact, tensile, creep, and fatigue were carried out. The strengths are compared with those of 1% Cr-Mo-V rotor of same size. Microstructures of the samples are examined and reviewed. The results can be summarized as follows.

- 1) Fracture appearance transition temperatures are 80°C at the center part and 60°C near surface of 12% Cr rotor, and 8°C near surface of 1% Cr-Mo-V rotor.
- 2) Comparative rapid softening occurs at higher temperatures above 600°C for 12% Cr steel and 550°C for 1% Cr-Mo-V steel in tension tests.
- 3) Fatigue crack propagation rate of 12% Cr steel is almost same as that of 1% Cr-Mo-V steel at the same corresponding surface part of the rotors. The crack growth rate of center part of 12% Cr rotor is faster than near surface part of the rotor, and the crack growth rate at the load condition of $R = 0.04$ is slower than that of the load condition of $R = 0.5$ for both 12% Cr steel and 1% Cr-Mo-V steel.
- 4) Crack growth rate of radial direction near surface of 12% Cr rotor is faster than that of transverse direction at the same part because of the difference in residual stresses.
- 5) Both creep and fatigue strengths of 12% Cr steel are superior to those of 1% Cr-Mo-V steel and the difference is thought the effect of climb and glide controlled creep by solid solution of alloying elements and dispersion of carbides.

+ 1989年度 韓國海洋工學會 秋季學術大會 發表(1989年 11月)

* 正會員, 韓國重工業(株) 技術研究所

** 正會員, 東亞大學校 工科大学

1. 序 論

스테인리스鋼 研究의 歷史는 1912年 H. Brearley (英國)가 高 Cr 鋼의 耐食性을 發見하여 砲身의 라이닝材에 適用하였다. 또 同年에 Strauss(獨逸)는 熱電對保護管用으로 高 Cr 鋼과 Cr-Ni鋼의 2鋼鍾을 發展시켰다¹⁾.

以後 1967年에 眞空酸素脫炭法(VOD)을 西獨의 Edelstahlwerk Witten社가 開發하고, 1968年에 美國의 Union Carbide社가 發見한 酸素脫炭法(AOD)을 開發하여 스테인리스 古鐵을 再使用하는 製鋼 技術을 革新하게 되어²⁾ 以後 用途와 鋼材의 開發이 急速히 擴散되게 되었다. 現在는 建築材, 自動車部品, 家庭用廚房品, 食器類, 刃物等 多樣하게 使用되고 있다.

發電所에는 特히 터빈과 제너레이터 部品으로 大型 터빈 케이스와 볼트類에 12% Cr 鋼이 使用되고 있고, 터빈 로터材로는 小型에는 18% Cr-8%Ni系와 12%Cr鋼이 混用되고 大型 로터材는 主로 1% Cr-Mo-V鋼이 高壓用으로, 3.5% Ni-Cr-Mo鋼이 低壓用으로 使用되고 있다. 近來에는 燃料費의 上昇으로 熱效率을 높이기 위하여 스팀 제너레이터의 스팀條件을 從來의 3500psi/1000°C에서 4500~5000psi/1100°F(590°C)~1200°F(649°C) 程度로 上昇시키기 爲해서 1% Cr-Mo-V 로터를 12% Cr 耐熱鋼으로 代置하고자 研究되고 있다^{3)~5)}.

그런데, 12%Cr鋼은 18%Cr-8%Ni系 鋼보다 (1) 約 700°C 以下의 溫度에서는 크리프强度和 耐力이 높고, 振動 減衰率이 크고, (2) 加工性이 良好하며, (3) 安價이며, (4) 熱膨脹率이 낮고 熱傳導度가 커서 大型構造物에 使用中 熱應力이 작은 特性이 있어서⁶⁾ 特히 大型로터에 適用 有利한 點이 있다.

12%Cr 로터에 關한 研究는 1960年代初부터 美國의 G.E社가 行했으며^{3), 4), 8)} 以後 1970年代末과 80年代初에 日本의 東京大, 神戶製鋼, 三井等에서 改善에 關한 研究가 修行되었고, 主로 크리프特性을 改善하기 爲한 合金 設計에 關한 研究였다^{9)~12)}. 日本 日立社는 偏析輕減을 爲한 鋼塊의 凝固方法의 改善效果를 發表하였다^{5), 7)}.

이러한 研究들을 綜合 檢討하여 좀 더 改善한 大型 로터를 試製作 한바 있다¹³⁾. 여기서는 12% Cr 試製作 로터를 綜合 檢討하고 앞으로의 改善

을 爲한 基礎로 하고자 한다. 檢討에는 必要에 따라서 1% Cr-Mo-V 로터의 特性을 함께 對比하였다.

2. 試驗片 製作 및 試驗方法

2.1 試驗片 製作

試驗片 製作을 爲하여 65ton 鋼塊를 만들어 鍛造, 熱處理한 後 實際로 適用하고자 하는 製品과 同一 形狀으로 機械加工한 後 超音波探査하여 缺陷有無를 確認한 後 試驗片을 採取하였다.

Fig. 1에 試驗片 製作의 重要 工程을 表示한다.

工程의 特性은 電氣爐에서 熔解하고 眞空精鍊爐에서 眞空酸素脫炭法(VOD)으로 脫炭하고 眞空中에서 目標成分으로 調整하였으며, 水素, 酸素, 窒素等의 가스 不純物을 最少로 하기 爲하여 vacuum stream degassing法으로 鋼塊를 製造하였다. 鋼塊는 高合金鋼의 偏析을 最少로 하기 爲한 研究結果¹³⁾를 根據로 鋼塊의 高經比(高/直徑)를 0.93으로 하였다. 鍛造比(鋼塊斷面積/製品斷面積)를 3.86으로 하여 通常의 最適鍛造條件을 適用하였다. 鍛造溫度는 페라이트 區域에 들어가지 않도록^{14), 15)} 最高加熱溫度를 1200°C로 하였다. 熱處理는 粒度 微細化와 機械的 性質의 最適條件을 求하여 適用하였다. Fig. 2에 各種 熱處理 方法을 表示한다. 機械的 性質의 最適條件을 定하기 爲한 結果를 나타내며 이 中에서도 660°C를 最適 二次 燒滷溫度로 選定하였다.

Fig. 5에 로터 各位置에서 採取한 試片들의 番號를 表示하였다.

2.2 試驗方法

試驗項目은 常溫과 高溫에서의 引張試驗, 各溫度에서 衝擊試驗을 하여 破壞遷移溫度(FATT)를

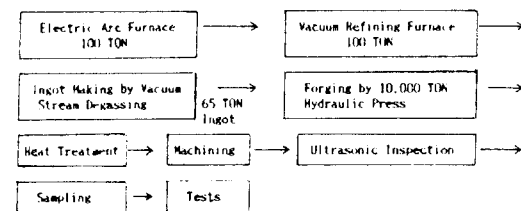


Fig. 1 Sequence of 12%Cr rotor manufacturing

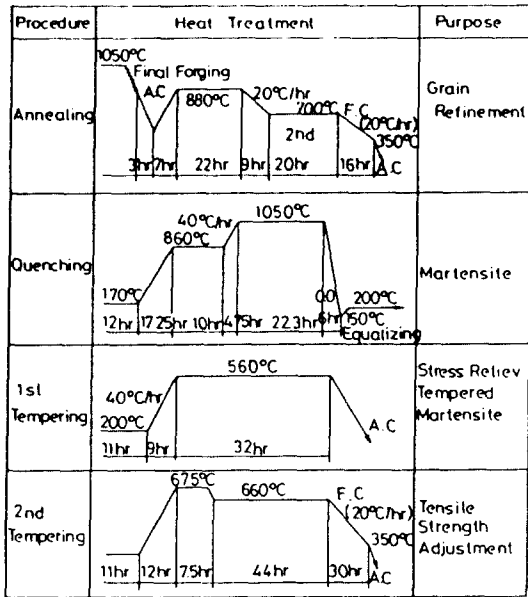


Fig. 2 Heating & cooling cycles of trial rotor for heat-treatment

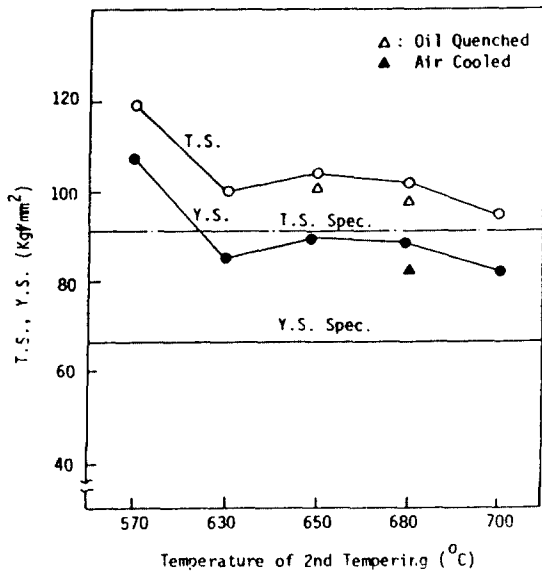


Fig. 3 Relation between tensile strength and the temperature of 2nd tempering

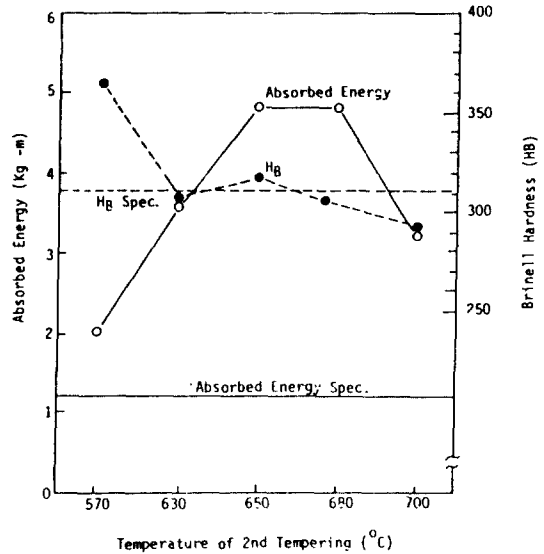


Fig. 4 Relation between absorbed energy, hardness and the temperature of 2nd tempering

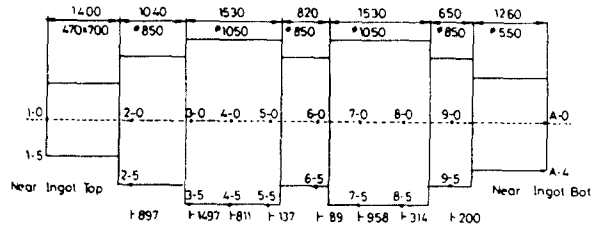


Fig. 5 Identical number of specimens for chemical analysis

求하였으며, 常溫龜裂傳播試驗, 크리프 master curve를 求하기 爲한 크리프試驗, 그리고 應力-周波數 關係의 S-N 曲線을 얻기 爲한 波勞試驗을 하였으며, 各試片의 치수와 適用規格을 Table 1에 表示한다. 그리고, 試驗前後의 重要 組織의 特性을 調査하였다.

3. 試驗結果 및 考察

3.1 化學成分 및 組織

Table 2에 12%Cr 로터의 設計目標成分, 래들

Table 1 Profiles of Specimen and Applied Specifications

Type of specimen		Profile of Specimen	Applied Specification
Tension	room temp		ASTM E8-86
	elev temp		ASTM E21-79
FATT			ASTM A370-87
Crack Growth			ASTM E647-86
Creep			ASTM E139-83
Fatigue			ASTM E466-82

Table 2 Chemical analysis of product for trial rotor

ID No.	Composition (Wt %)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mn	V	Nb
Ann'd Comp.	0.16	0.23	0.65	0.015	0.005	0.45	10.30	0.95	0.18	0.05
Ladle	0.18	0.23	0.68	0.012	0.002	0.59	10.85	0.97	0.21	0.057
1-0	0.18	0.23	0.65	0.006	0.002	0.56	10.91	0.96	0.23	0.053
2-0	0.20	0.23	0.71	0.009	0.003	0.59	11.03	0.98	0.24	0.060
3-0	0.19	0.23	0.72	0.013	0.004	0.60	10.93	1.02	0.18	0.063
4-0	0.19	0.23	0.70	0.012	0.003	0.60	10.86	0.99	0.18	0.050
5-0	0.18	0.23	0.70	0.009	0.003	0.59	10.97	0.97	0.24	0.060
6-0	0.18	0.23	0.70	0.009	0.003	0.58	10.95	0.96	0.24	0.058
7-0	0.19	0.23	0.69	0.010	0.003	0.57	10.81	0.98	0.17	0.053
8-0	0.16	0.22	0.68	0.009	0.003	0.57	10.84	0.95	0.23	0.048
9-0	0.16	0.22	0.68	0.009	0.003	0.57	10.85	0.95	0.23	0.049
A-0	0.18	0.22	0.66	0.006	0.002	0.56	10.90	0.96	0.18	0.052
1-5	0.168	0.21	0.69	0.009	0.0013	0.58	10.82	1.00	0.188	0.049
2-5	0.172	0.20	0.67	0.009	0.0012	0.54	10.85	0.99	0.199	0.050
3-5	0.177	0.22	0.68	0.008	0.0010	0.55	10.84	1.00	0.201	0.049
4-5	0.175	0.22	0.68	0.009	0.0010	0.57	10.88	1.01	0.192	0.051
5-5	0.172	0.21	0.66	0.009	0.0020	0.56	10.82	0.99	0.202	0.052
6-5	0.174	0.21	0.67	0.009	0.0012	0.54	10.87	1.02	0.189	0.049
7-5	0.172	0.22	0.65	0.008	0.0011	0.54	10.85	1.00	0.193	0.051
8-5	0.179	0.23	0.68	0.006	0.0013	0.58	10.84	0.99	0.196	0.050
9-5	0.172	0.22	0.69	0.008	0.0010	0.53	10.88	1.01	0.188	0.050
A-4	0.174	0.22	0.68	0.009	0.0020	0.55	10.81	0.90	0.189	0.051
$\frac{\Delta C}{C_0} \times 100$	22	13	10	58	150	12	2	12	33	26

$\Delta C : C_{max} - C_{min}$, C_0 : ladle composition

Content of residual elements

Elements	As	Sn	Sb	Al	Co	Ti	W	*H ₂	*N ₂	*O ₂
Ladle (Wt % Max.)	0.0065	0.005	0.001	-	0.02	0.01	Tr	1.82	570	66

* H₂, N₂, O₂, Unit : parts per million(ppm)

成分과 로터 各部位의 成分을 表示한다. Fig. 6에 各位置의 偏析狀態를 表示한다. 로터 表層에 偏析은 微小하나 中心部에 偏析이 甚하다. 그 理由는 鋼塊의 凝固가 Fig. 7에 表示하는 바와 같이 鑄型의 接觸面에서 始作되어 濃化되면서 凝固溫度가 低下되어 結果的으로 鋼塊의 中心部에서 가장 濃化된 熔鋼이 가장 늦게 凝固하기 때문이다. 成分의 偏析은 硫黃이 가장 甚하고 바나듐, 炭素, 나이오비움 順으로 적으며 磷은 約 20%의 負의 偏析을 나타낸다. 여기에 硫黃과 磷은 極微量으로 소수점

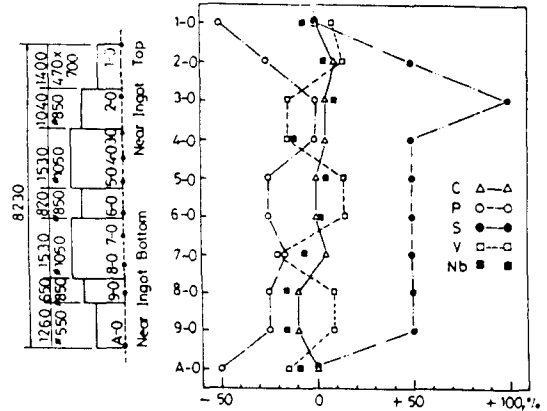


Fig. 6 Segregation ratio of C,P,S,V,Nb along the central axis of 12% Cr rotor of 25 tons

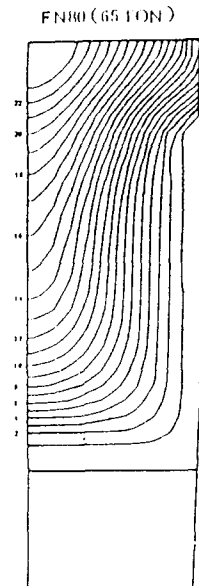


Fig. 7 Solidification front in 65 t ingot

以下の 반올림의 誤差가 内包되어 實際보다 偏析이 多少 過大評價된 것으로 生覺된다.

熱處理 後의 組織을 Photo.1에 表示한다. 組織은 Fig. 16과 같이 X線 回折法으로 測定한 結果 全量

體心立方格子이고 面心格子는 없으며 템퍼드 마르텐사이트이고 粒度는 表面部와 中心部가 ASTM 粒度 指數 5番에 該當하고 平均粒徑은 $63\mu\text{m}$ 이다 (Photo. 2 參照). 粒度를 多少 粗大하게 設定한 것

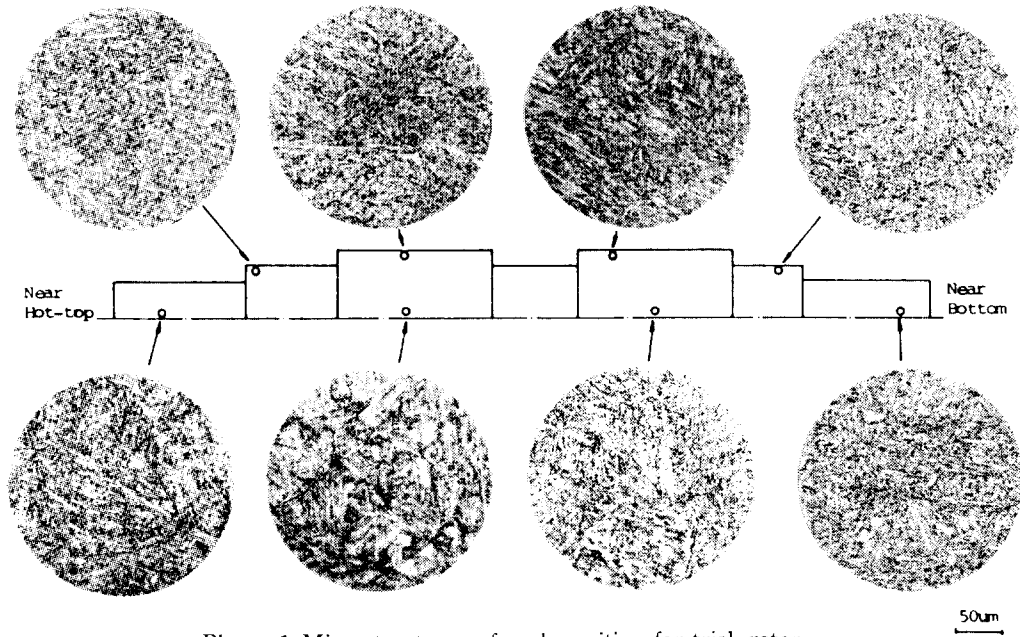


Photo. 1 Microstructures of each position for trial rotor

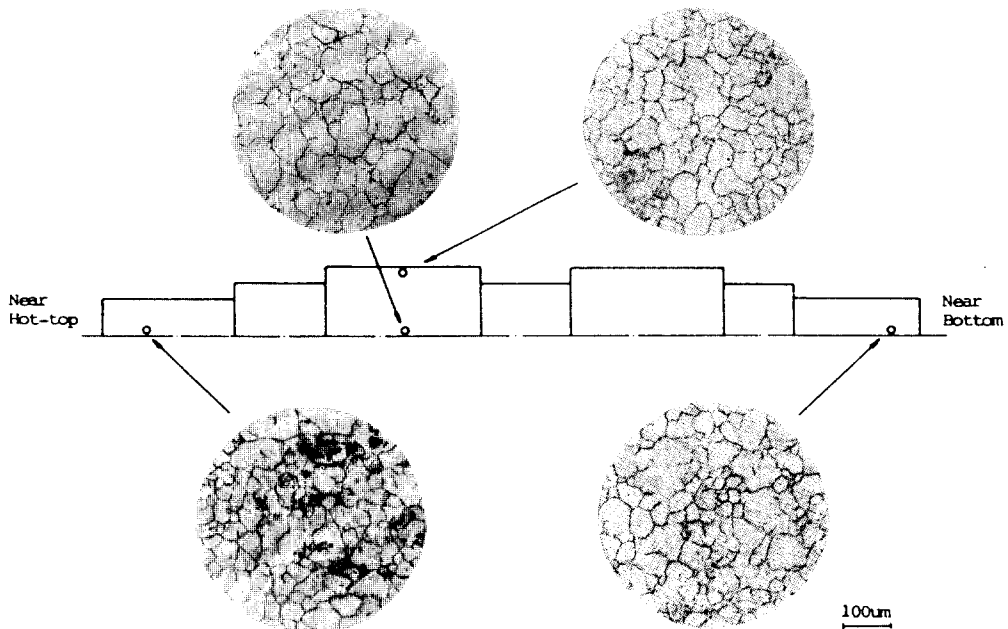


Photo. 2 Grain size of each position for trial rotor (ASTM No. 5)

은 crack tip plasticity control의 Δk_{th} 에 相當하는 龜裂의 크기가 粒徑에 相當한다는 理論¹⁶⁾과 Schinkel 等の 研究¹⁹⁾에 根據하였다(Fig. 8 參照).

3.2 強度의 特性

3.2.1 衝擊試驗

로터의 各 部位에서 採取한 試驗片을 使用하여 $-20^{\circ}\text{C} \sim +135^{\circ}\text{C}$ 의 溫度에서 衝擊試驗을 實施하여 Fig. 9에 結果值를 圖表化 했다. 그림에서 破壞遷移溫度(FATT)는 中心部는 80°C , 表面部는 60°C 로써 中心部の 破壞遷移溫度가 表面部보다 20°C 높다. 그 理由는 鋼塊의 凝固 過程에서 中心部로 不純物이 濃化되어 粒界強度를 低下시킨 效果로 判斷된다. 한편 表面部の 試驗片中에서 $20^{\circ}\text{C} \sim 50^{\circ}\text{C}$ 溫度範圍에서 半徑方向의 試驗片이 橫方向의 것보다 延性이 確實히 優秀하다. 그 理由는 半徑方向에 引張 殘留應力 效果도 生覺된다(3-2-3 參照).

그림에서 12%Cr鋼의 延性遷移溫度(DTT)는 約 -20°C 로 判斷된다. 그리고, 1% Cr-Mo-V 로터의 FATT는 8°C 로써 12%Cr 로터에 比하여 $52^{\circ}\text{C} \sim 72^{\circ}\text{C}$ 낮은 特性을 알 수 있다.

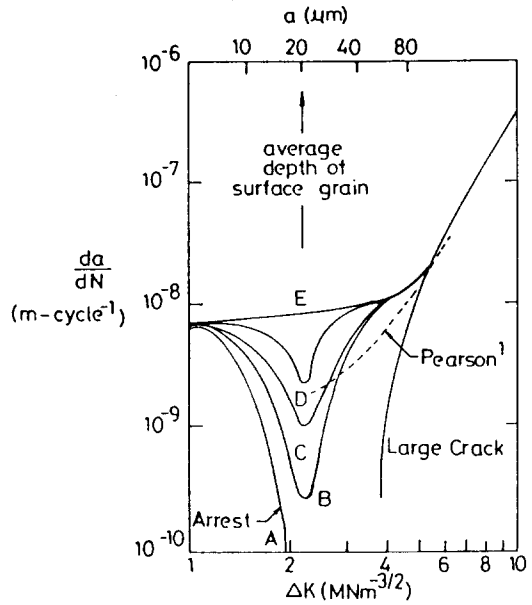


Fig. 8 Summary of ΔK -correlated microcrack versus large crack growth in 7075 Al. Dashed line represents pioneering work by Pearson in 1975 on an equivalent alloy¹⁶⁾.

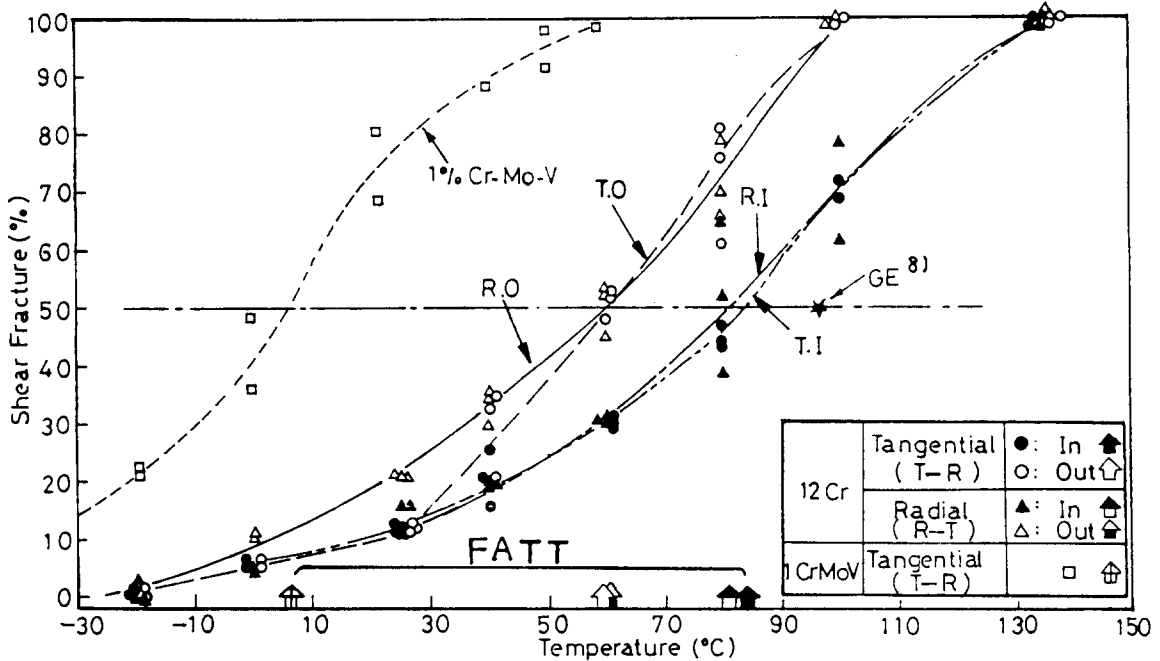


Fig. 9 Relation between shear fracture and temperature

3.2.2 溫度別 引張强度

-150°C ~ 650°C 溫度範圍에서 試驗한 引張試驗의 結果值를 Fig. 10에 圖表로 나타내었다. 12% Cr鋼의 降伏强度는 溫度上昇에 따라서 多少 減少하다가 600°C부터 急히 減少되는 傾向이고 延伸率 역시 600°C부터 上昇하는 傾向이다. 따라서, 600°C 以上の 溫度에서 軟化가 甚함을 알 수 있다. 1% Cr-Mo-V鋼의 境遇는 200°C까지의 降伏强度가 12%Cr鋼보다 約 15 kgf/mm² 낮으며 500°C에서 約 10 kgf/mm² 낮으나 550°C부터 軟化가 甚한 傾向을 보인다. 2 鋼種의 高溫引張强度의 差는 12% Cr鋼의 경우 마르텐사이트 基地에 各 合金成分들의 高溫에서의 固溶體 強化 效果에 起因하며, 1% Cr-Mo-V鋼은 베이나이트 基地이므로 그 組織의 相異에 따른 影響으로 生覺된다.

3.2.3 疲勞龜裂傳播速度

Fig. 11에 R = 0.04 條件에서 da/dN-ΔK 關係를 12%Cr 로터의 境遇 Fig. 5의 8-0(中心部)와 8-5(表層部)에서 接線方向(T-R)과 半徑方向(R-T)으로 試片을 採取하여 試驗한 結果를 表示한다. 龜裂成長率(da/dN)은 中心部の 半徑方向이 가장 빠르고, 그다음 表層部の 半徑方向, 中心部の 接線方向 順으로 龜裂成長率이 遲延되고 있으며, 表層

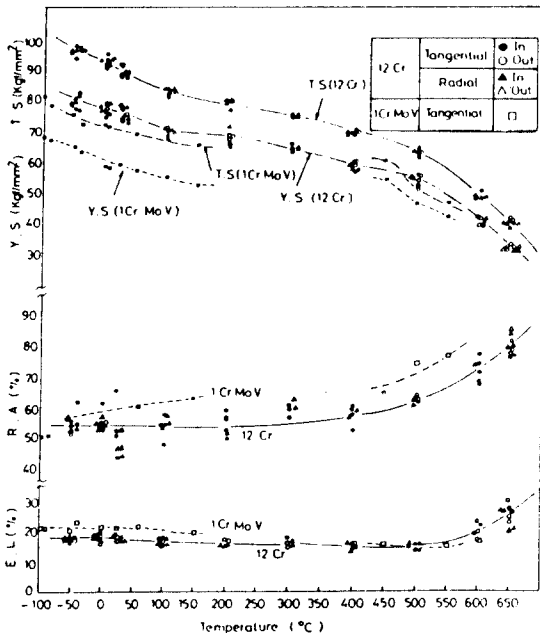


Fig. 10 Tension test results of 12% Cr and 1% Cr-Mo-V rotors

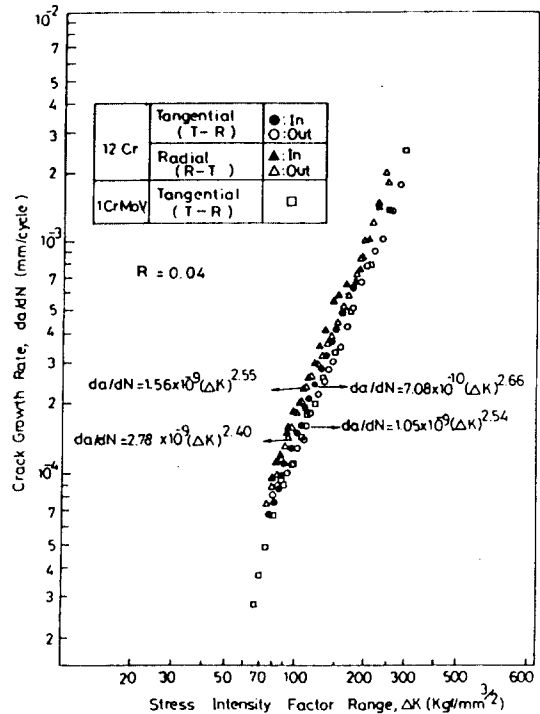


Fig. 11 Fatigue crack growth rate of 12 Cr and 1 Cr-Mo-V steel (f=6Hz), R=0.04

部の 接線 方向과 半徑方向에 差異는 X-Ray diffractometer로 應力測定結果 表面部の 殘留應力이 로터의 圓周方向에 -0.15 ~ -1.30 kgf/mm²(軸方向이 -0.22 ~ -0.28 kgf/mm²)으로써 試驗負荷의 引張應力과의 合力은 實際로 적게 作用되며, 半徑方向의 殘留應力은 測定하지 못했으나 類似한 熱處理 工程의 支持物의 測定值¹⁷⁾를 参照하면 半徑方向의 殘留應力은 引張應力이 作用한다(Fig. 14 參照). 따라서, 半徑方向에는 試驗負荷의 引張應力과 合力이 實際로 더 크게 作用한 結果로 生覺된다. 方向에 따른 粒徑의 差는 識別할 수 없다 (Photo. 2 參照). 12%Cr 鋼에서 微小龜裂發生과 成長에 關한 Earthman 等의 研究¹⁸⁾에 依하면 空氣中에서 微小龜裂이 反復數, N가 100 ~ 250에서 發生하여 龜裂이 50μm까지 成長하는데 N=500 (N/N_i=0.4, N_i: 破斷反復數), 500 ~ 600μm까지 成長에 N=750 (N/N_i=0.6)으로써 龜裂成長은 매우 빠르며, 微小龜裂發生까지의 壽命이 이 鋼에 重要하며, 따라서 合力의 差가 龜裂發生과 成長에 함께 影響을 준 것으로 生覺된다.

Fig. 12에 應力比, R=0.5의 境遇를 보면 R=0.04에 比하여 全般的으로 龜裂成長이 빨라지고 있으며 특히 1% Cr-Mo-V鋼의 境遇 12%Cr에 比하여 龜裂成長이 領域I에서 遲延되다가 領域II以後는 오히려 약간 더 빨라지는 傾向이다. Fig. 11과 Fig. 12를 重疊하여 R變動의 效果를 圖表로 Fig. 13에 表示하였다.

3.2.4 크리프 特性

538°C ~ 680°C 溫度와 8~40kgf/mm² 應力 範圍에서 29개 試驗片을 가지고 크리프 試驗한 試驗值를 使用하여 Larson-Miller parameter로 整理하여 Fig. 15에 나타내었다.

1% Cr-Mo-V鋼에 比하여 12%Cr鋼이 高溫強度가 確實히 優秀하다. 그 理由는 J. Orr 等²⁰에 依하면 베이나이트 組織보다 페라이트 組織이 高溫에서 長時間 크리프 強度가 優秀하다고 하며, M. F. Ashby 等²¹에 依하면 固溶體合金의 第2相의 強한 粒子가 分散되어 있으면 轉位の 活動을 遮斷 또는 沮止하여 크리프의 塑性變形舉動이 climb

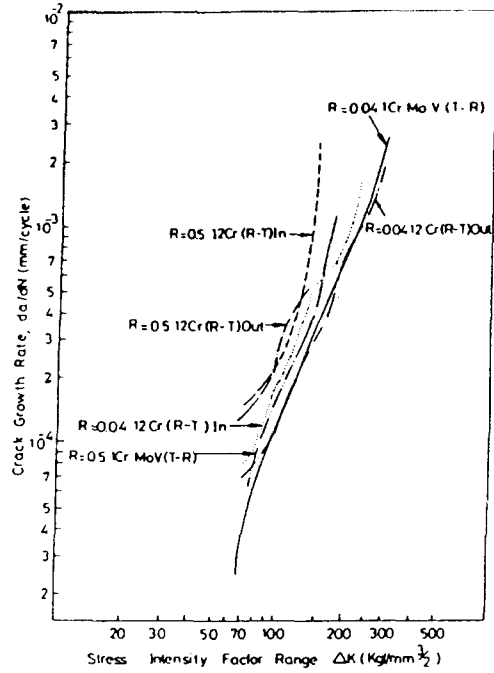


Fig. 13 Fatigue crack growth rate of 12 Cr and 1 Cr-Mo-V steel (f=6Hz), R=0.5, R=0.04

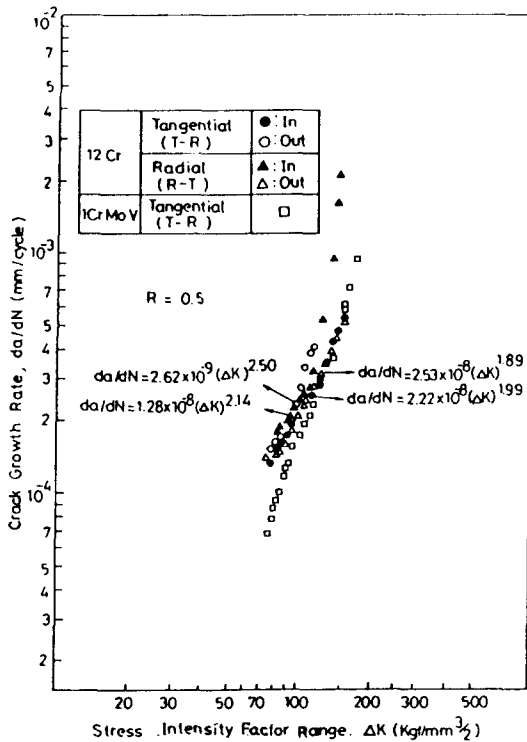


Fig. 12 Fatigue crack growth rate of 12 Cr and 1 Cr-Mo-V steel (f=6Hz), R=0.5

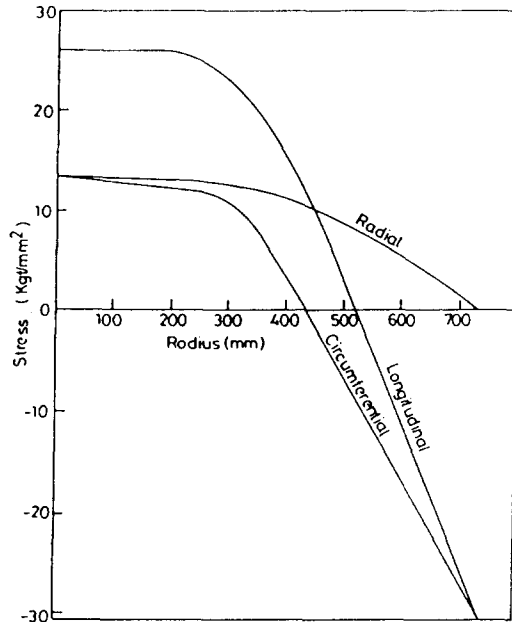


Fig. 14 Estimated residual stress in 1450mm diameter differentially hardened BUR-as quenched¹⁷⁾

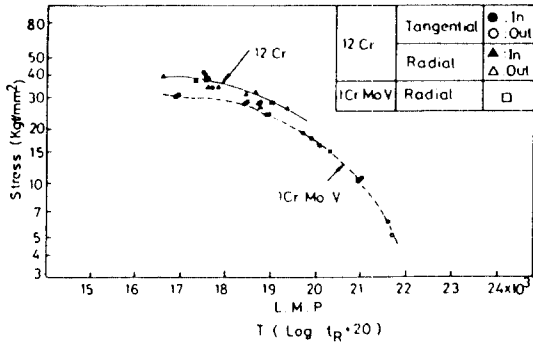


Fig. 15 Master curves of 12% Cr and 1% Cr-Mo-V rotors

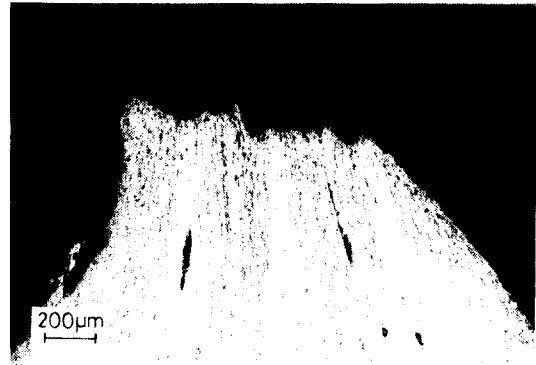
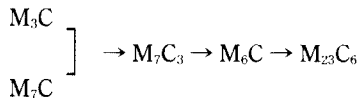


Photo. 3 Microstructure of fracture section of 12% Cr steel after 737 hr rupture

과 glide controlled creep으로 되며, 析出物이 크리프中에 連續的으로 析出되는 合金은 優秀한 크리프 强度를 갖는다고 한다. Photo. 3과 4에 680°C 에서 737時間 後 破斷된 狀態를 表示한다. 破面은 粒內 破壞된 狀態이고 變形面中에 空洞들이 보인다. 이러한 空洞들의 發生과 成長이 高溫 强度를 低下시키는 原因으로 報告하고 있다^{22) 27)}.

이들 研究에서 空洞의 生成은 高溫에서 長時間 維持할 때에 複合炭化物이 析出하여 이러한 炭化物과 基地 組織 사이에서 空洞이 發生하여 擴張되며, 그 크기는 複合炭化物의 形態에 많이 依存되고, 複合炭化物의 形態는 合金成分과 高溫에서의 維持 時間의 函數로써 說明하고 있다. 高溫에서 炭化物의 粗大化에 關한 研究¹⁹⁾에 依하면 마르텐 사이트 레스(lath) 界面炭化物은 450°C 以上の 溫度에서 부터 成長하기 始作하고, 粒界炭化物은 500°C 以上 溫度에서 부터 成長하여 粗大化되며, 그 過程은 다음과 같이 要約된다.



溫度가 높을수록 維持時間이 長時間일수록 粗大化는 促進된다. 炭化物의 粗大化를 抑制하기 위해서는 炭素를 安定化시켜야 하며 그러기 위해서는 ferritic steel에는 Nb, Ti, V 등의 強力한 炭化物 形成元素의 添加가 効果的이라고 報告하였다^{22) 27)}. 이들 元素外에 좀더 効果的인 炭素 安定化 方案에 關한 研究가 現在 著者들에 依하여 研究中이며 그 結果를 다음 機會에 報告할 豫定이다.

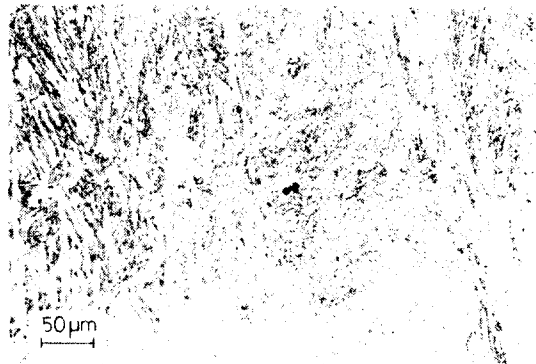


Photo. 4 Microstructure of fracture section of 12% Cr steel after 737 hr rupture

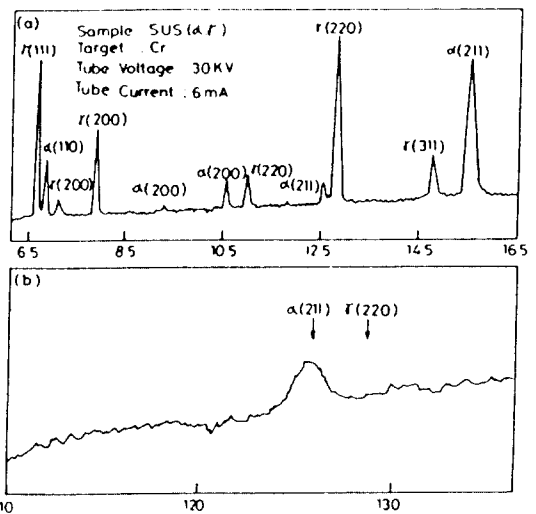


Fig. 16 Result of X-ray diffractometer
(a) reference sample, (b) 12% Cr steel

3.2.5 疲勞破壞特性

Fig. 17과 18에 12%Cr鋼과 1% Cr-Mo-V鋼의 低周波疲勞試驗의 結果를 表示한다. 이들 두 그림을 中疊하여 Fig. 19에 表示하였다. 12%Cr鋼의 경우 常溫과 600°C (873°K)에서 疲勞強度의 差는 明確하지 않다. 1% Cr-Mo-V鋼의 경우 600°C (873°K)에서 疲勞強度가 明確히 減少하였으며, 10^3 破斷 反復數(Nf) 以下와 常溫에서의 疲勞強度는 1% Cr-Mo-V鋼이 오히려 優秀하나 600°C에서 10^3 以上の Nf에 相應하는 低應力에서는 1% Cr-Mo-V鋼의 疲勞強度는 明確히 劣等하다.

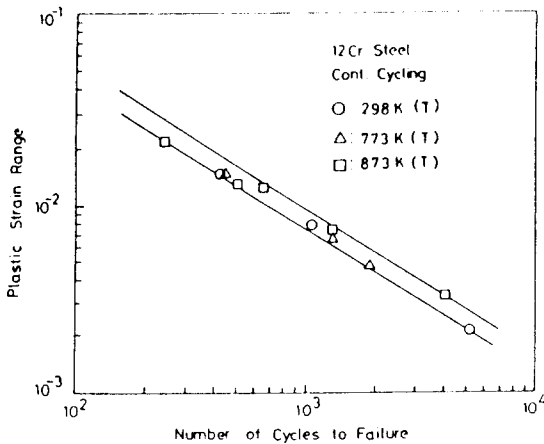


Fig. 17 Relationship between plastic strain range and fatigue life in 12Cr steel

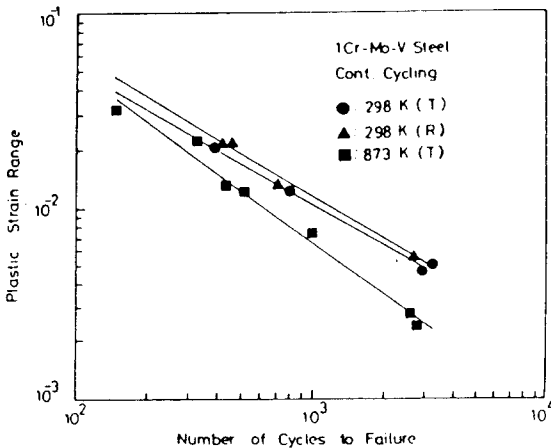


Fig. 18 Relationship between plastic strain range and fatigue life in 1Cr-Mo-V steel

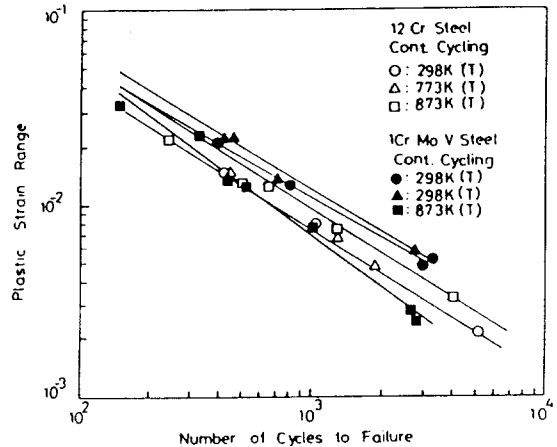


Fig. 19 Relationship between plastic strain range and fatigue life in 12% Cr and 1% Cr-Mo-V steel

Fig. 20에 600°C에서 引張維持時間의 影響을 나타낸다. 30分間 引張維持時間을 出때 疲勞強度가 低下되며, 特히 1% Cr-Mo-V鋼의 強度低下가 明確하다. Fig. 21에 12%Cr鋼의 S-N 線圖를 表示한다. 臨界疲勞引張應力(Scat)이 46 kgf/mm^2 이고 常溫引張降伏點 73.2 kgf/mm^2 에 比하여 回歸分析에 依據 疲勞引張降伏點은 106 kgf/mm^2 으로 推定된다. 이때, $\log(N) = 11.414 - 0.10724(S_{max})$ 關係式이었다. ($S = 0.3290, r^2 = 0.9104$)

Photo. 5에 600°C에서 疲勞破斷後의 striation 樣

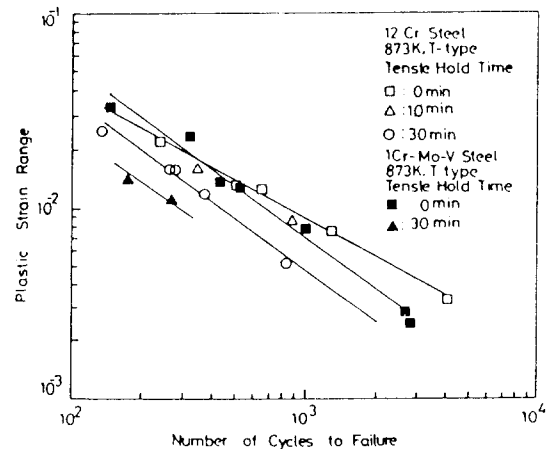


Fig. 20 Relationship between plastic strain range and fatigue life in 12% Cr and 1% Cr-Mo-V steels, fatigued at 873K and in air atmosphere

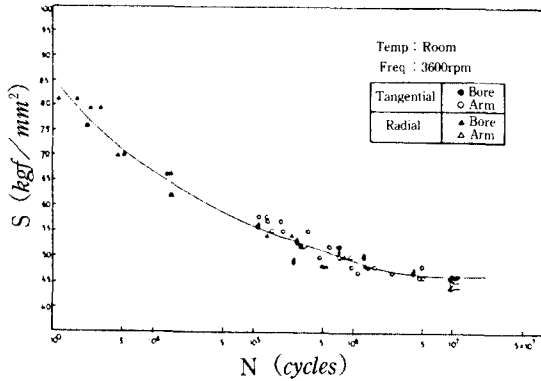


Fig. 21 S-N curve of 12% Cr rotor steel

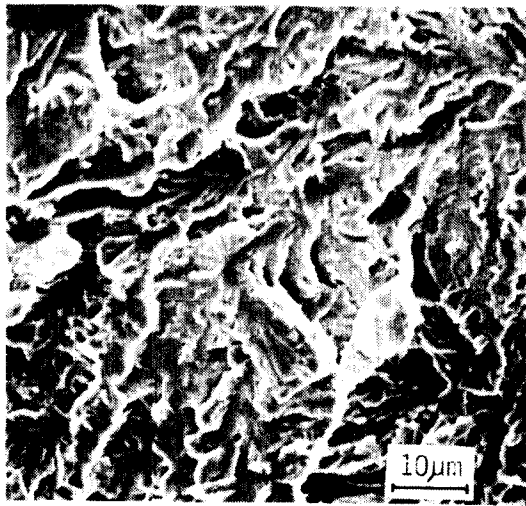
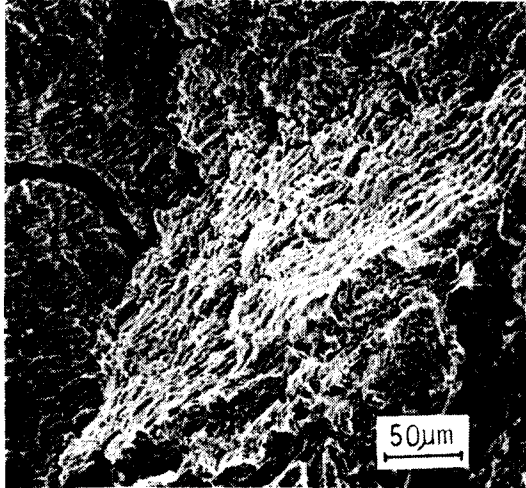


Photo. 5 SEM micrographs of the fracture surface in 12%Cr steel, fatigued at 873K by constant cycling

狀을 表示한다.²⁸⁾ 疲勞龜裂은 粒內로 傳播하여 Kanazawa 等의 研究²⁹⁾와 一致하나 이들은 400°C, 500°C, 600°C 에서 $6.7 \times 10^{-3} / \text{sec}$ 의 變形速度 條件에서 Striation이 觀察되지 않았다고 報告하였다. 本 實驗의 變形速度 $10^{-3} \sim 10^{-4} / \text{sec}$ 에서 striation이 發見되어 低速變形的 影響으로 생각된다.

4. 結 論

터빈 로터材로 使用되고 있는 1% Cr-Mo-V鋼을 12%Cr 鋼으로 代置하기 爲하여 事前 實驗室에서 最適製造 條件을 研究한 後 實際 치수대로 로터를 試製作하여 究명한 結果는 다음과 같다.

- 1) 破壞遷移溫度(FATT)는 12%Cr 로터의 中心部가 80°C, 表面部가 60°C 로써 G.E. 等의 報告值에 比하여 改善되었으나, 1% Cr-Mo-V鋼 로터의 8°C 보다 높다.
- 2) 高溫引張試驗에서 軟化現象은 12%Cr鋼은 600°C 以上, 1% Cr-Mo-V鋼은 550°C 以上の 溫度에서 현저하다.
- 3) 疲勞龜裂傳播速度는 各 로터의 同一表面部에서 거의 같으며, 로터의 中心部가 表面보다 빠르다. 그 理由는 鋼塊凝固過程에서 不純物の 濃化에 起因하는 것으로 生覺된다. 또한 荷重條件 R 가 클수록 龜裂成長이 빠르다.
- 4) 12%Cr 로터의 半徑方向의 龜裂成長이 接線方向보다 빠르다. 그 理由는 半徑方向의 殘留應力은 引張應力이고, 接線方向은 壓縮應力이기 때문에 試驗時의 引張應力과의 合力의 效果로 生覺된다.
- 5) 高溫에서의 크리프와 疲勞強度는 12%Cr鋼이 1% Cr-Mo-V鋼보다 明確히 優秀하며 그 理由는 베이나이트 보다 마르텐사이트 組織이 高溫強度가 優秀한 事實과 合金元素들이 轉位運動을 制御하는 效果로 生覺된다.
- 6) 疲勞에 引張維持時間에 依한 壽命短縮은 12%Cr鋼 보다 1% Cr-Mo-V 鋼이 甚하다.
- 7) 12%Cr鋼의 低應力 疲勞龜裂成長 機構에 Striation이 明確히 舉動한다.

References

1) 日本電氣製鋼 研究會編, “特殊鋼便覽”, 理工學社, pp.6-3~6-4, 1969

- 2) 日本鐵鋼協會, “製銑製鋼法”, 地人書館, pp. 329~333, 1976
- 3) Boyle, C.J. and D.L. Newhouse, “Metal progress”, 87, p. 61, 1965
- 4) United States Patent, No. 4, 404, 041.
- 5) Norio Morisada, Masuo Kadose, Ichiro Yoshioka and Kimihiko Akahori, “12% Chromium Steel Forging for Intermediate Pressure Rotor Shaft of Large Steam Turbines”, HITACHI Ltd. 技報, 42.1~42.5, 1986
- 6) 電氣製鋼研究會編, “特殊鋼 便覽”, 理工學社, pp. 7~12, 1965
- 7) 赤堀公彦 等, “12 Cr-Mo-V-Nb 鋼 大型鋼塊中の共晶Nbの發生領域の豫測”, 鐵と鋼, 第71(1985), 第1號, pp. 78~84, 1985
- 8) Newhouse, D.L., C.J. Boyle, R.M. Curran, “A Modified 12% Chromium Steel for Large High Temperature Steam Turbine Rotors”, ASTM 68th Annual Meeting, June 13~18, 1965
- 9) Toshio Fujita, “Advanced High Chromium Ferritic Steels for High Temperatures”, Metal Progress, pp. 33~40, August 1986
- 10) 藤田利夫 等, “V, Nb 添加 9% Cr フェライト系耐熱鋼のクリーブ破斷強度と韌性におとぼすMo量の影響”, 鐵と鋼, 第74年(1988), 第10號, pp. 113~120
- 11) Park, Ik-Min, Toshio Fujita, “Microstructure and Creep Rupture Properties of a Low Si-12 Cr-Mo-V-Nb Steel”, Trans. ISIJ, Vol. 20, (101)1980
- 12) McHargue, C.J., “Chromium Substitution/Conservation in Alloys for Use in Energy Systems”, Journal of Metals, pp. 30~36, July 1983
- 13) 金東震, “12% Cr Steel Rotor 開發報告書(1)”, 韓重技報, 第4集. pp. 3~34, 1987
- 14) Irvine, K.J., D.J. Crowe, F.B. Pickering, “The Physical Metallurgy of 12% Chromium Steels”, Journal of The Iron and Steel Institute, pp. 386~388, 1960
- 15) Sanderson, S.J., “Mechanical Properties and Metallurgy of 9%Cr 1%Mo Steel”, American Society for Metals, Ferritic Steels of High Temperature Applications, pp. 85~99, 1983
- 16) Lankford, J. and S.J. Hudak, Jr., “Relevance of the Small Crack Problem to Lifetime Prediction in Gas Turbines”, Conference on Life Prediction for High Temperature Gas Turbine Materials, pp. 11-1~11-22, Syracuse, New-York, August 27~30, 1985
- 17) Sheffield Forge Masters Limited, “Technical Information Relating to the Manufacture of Back-up Rolls,” Vol. I, pp. 101
- 18) Earthman, J.C., G. Eggeler, B.H. Schnier, “Deformation and Damage Processes in a 12% Cr-Mo-V Steel Under High Temperature Low Cycle Fatigue Conditions in Air and Vacuum”, Materials Science and Engineering, A 110, pp. 103~114, 1989
- 19) Schinkel, J.W., P.L.F. Rademarks, B.R. Drenth, C.P. Scheepens, “Heat Treatment, Ageing Effects and Microstructure of 12% Cr Steels”, American Society for Metals, Ferritic Steels for High Temperature Applications. pp. 131~149, 1983
- 20) Orr, J. F.R. Beckitt, G.D. Fawkers, “The Physical Metallurgy of Chromium-Molybdenum Steels for Fast Reactor Steam Generators, BNES, pp. 91~109, London, 1978
- 21) Frost, H.J., M.F. Ashby, “Deformation Mechanism Maps”, pp. 14~15, Pergamon Press, 1982
- 22) 田邊龍彦 等, “微量のB及びZrを單獨または複合添加したNi-26 Cr-17W 合金のクリーブ破斷特性”, 鐵と鋼, 第1號, pp. 167~174, 1989
- 23) Park, Ik-Min, Toshio Fujita, Kentaro Asakura, “Microstructure and Creep Rupture Properties of a Low Si-12Cr-Mo-V-Nb Steel”, Transactions ISIJ, Vol. 20, pp. 100~107, 1980
- 24) 劉興陽, 藤田利夫, “10 Cr 耐熱鋼のクリーブ破斷強度及び常溫韌性に及ぼすMoとW量の影響”, 鐵と鋼, 第74年, 第3號, pp. 513~520, 1988
- 25) Kozububoski, J.A. and W. Zielinski, “TEM Studies of Nitrides in Surface-treated and Implanted 12% Chrome Steel”, Material Science and Engineering 100, pp. 161~167,

- 1988
- 26) Fujita, T., K. Asakura, T. Sawada, "Creep Rupture Strength and Microstructure of Low C-10 Cr-2 Mo Heat Resisting Steels with V and Nb", Metallurgical Transactions, ASTM Vol. 12A, pp. 1071~1079, 1981
- 27) Senior, B.A., F.W. Noble, B.L. Eyre, "The Effect of Ageing on the Ductility of 9 Cr-1 Mo Steel" Acta Metall., Vol 36. No. 7. pp. 1855~1862, 1988
- 28) 이수찬, 남수우, 장윤석, "12% Cr 마르텐사이트 스테인리스강의 저주파 피로거동에 미치는 온도 및 인장 유지 시간의 영향" 금속학회 춘계 학술발표 개요집. p. 82, 1989
- 29) Kanazawa, K. K. Yamaguchi, K. Kobayashi, "Material Science and Engineering", 40, pp. 89~96, 1979



★ 뉴 스 ★

국제학술대회참가안내

COMODIA '90

—International Symposium on Diagnostics and Modelling of
Combustion in Internal Combustion Engines—

주 관 : The Japan Society of Mechanical Engineers
The Society of Automotive Engineers of Japan
The Marine Engineering Society in Japan

분 야 : Diagnostics and Modeling of Fluid Mechanics and Combustion-Related Processes in Internal
Combustion Engines

일 시 : 1990년 9월 3일~5일 (3일간)

장 소 : Kyoto Park Hotel, Kyoto, Japan

일 정 : 1990년 3월 1일 : 논문제출 마감
1990년 6월 30일 : 심포지움 예비등록

연락처 : Prof. Makoto Ikegami
Department of Mechanical Engineering
Kyoto University, Sakyo-ku, Kyoto 606, Japan
TEL : (075)753-5248, FAX : (075)771-7286, Telex : 5423115 ENG KU J