

Ni-Cr-Mo 鋼의 疲勞特性

辛 玫 教

Fatigue Properties of Ni-Cr-Mo Steel

Min-kyo SHIN

目 次	
1. 序 論	3.3 中間段階組織과 이를 템퍼링한 組織의 疲勞破壞舉動
2. 實驗方法	4. 考 察
3. 實驗結果	4.1 龜裂의 發生
3.1 空冷材의 疲勞破壞舉動	4.2 龜裂의 傳播
3.2 퀴징, 템퍼링材의 疲勞破壞舉動	5. 結 論

Synopsis

In regard to the low alloy steel, when used as material of great mass for machinery, the fracture behavior in fatigue is an especially important property.

Pieces of low-carbon Ni-Cr-Mo steel, whose content of nickel varied from 1% to 5% and that had air-cooled, quenched and tempered and intermediate structure, were made by heat-treatment, and their respective states of initiation, propagation and fracture of the crack resulting from fatigue and the changes of each structure and surface of fracture by giving a certain amount of repeated stress to each structure were observed. And the results were as follows.

(1) The nickel content increased its resistance to the fatigue, whatever the structure of heat-treatment might be, and deterred the fatigue crack from initiating and propagating, and this effect was most clear when the nickel content was 5% but it was not very clear when the nickel content was 3% and less than that.

(2) In the 0.2%C steel, one of the micro-cracks initiated from the fringe of the test piece grew to form the main crack, and in the 0.06%C steel, numerous micro-cracks grew respectively and linked to form a fracture.

(3) The speed of crack propagation dl/dN changed with the mechanical property of tensile strength and hardness, and quickened according to the order of the heat-treatments of quenching and tempering, intermediate stage and air-cooling, but the effect of structure

became smaller as the nickel content increased. dl/dN , the speed of propagation of fatigue crack in normal state, could be represented as $dl/dN = (\Delta k)^n / M$ (Δk is the range of stress intensity factor, M is constant), and n varied between 2.1 and 4.9.

1. 序 言

모든 構造物은 여기에 作用할 것으로 豫想되는 應力에 對應하여 견디어 나도록 設計製作된다. 이때에 가장 留意해야 할 것은 破壞에 對한 抵抗性이다. 構造物材로서 널리 利用되는 鋼材의 對破壞抵抗性은 이들 鋼의 化學的 成分과 그 熱處理 또는 加工方法에 따라 變化하는 組織에 左右되다 同時에 破壞에 이르는 荷重應力の 樣式에도 크게 影響받는다.

近來 船舶의 規模가 커짐에 따라 使用되는 鋼板材도 極히 두꺼워지고 船舶機關의 出力이 增加하여 機關部品도 大型化되는 傾向이 있다. 質量이 큰 機械部材나 或은 두꺼운 鋼板用으로써 使用되는 경우의 Ni-Cr-Mo 鋼에 있어서의 疲勞에 따른 破壞特性은 이들 構造物材의 用途를 考慮할 때 特히 關心이 큰 것이라 할 수 있다. 이것은 또 耐疲勞特性이 반드시 強度, 韌性만으로는 推測할 수 없는 바가 있고 이들과는 반드시 對應하지는 않는다는 것이 알려지고 있으므로 그 耐疲勞特性을 調查研究할 意義가 큰 것이라고 생각된다.

膨大한 量의 疲勞에 關한 研究 가운데 이 鋼種에 關한 것은 極히 드물어^{1)~10)}이 方面에는 더욱 많은 實蹟의 集積이 必要한 것으로 생각된다.

本研究는 特히 大型機械構造物으로서 使用되는 Ni-Cr-Mo 鋼에 있어서 熱處理에 따른 履歷의 變化서 오는 相異한 組織에서의 疲勞破壞特性을 研究한 것이다.

2. 實驗方法

表 1에 實驗材料의 化學成分을 表示한다.

表 1. 實驗材料의 化學成分(wt%)

區 分	C	Ni	Cr	Mo	V	Mn	Si	P	S	Fe
N1	0.23	1.08	0.97	0.34	0.09	1.36	0.31	0.007	0.007	bal.
N15	0.15	1.46	0.96	0.34	0.10	1.33	0.25	0.005	0.005	"
N3	0.22	3.02	1.01	0.30	0.10	0.96	0.26	0.007	0.006	"
N3L	0.06	3.07	0.99	0.36	0.10	1.33	0.22	0.003	0.005	"
N5	0.20	5.05	0.97	0.34	0.10	1.36	0.26	0.006	0.006	"
N5L	0.06	5.05	0.95	0.32	0.09	0.77	0.18	0.003	0.009	"
N3R	0.22	3.02	0.04	0.24	0.13	0.47	0.27	0.007	0.008	"
N3V	0.20	3.00	0.97	0.33	0.20	1.25	0.09	0.007	0.007	"

含有炭素量を 低炭素級の 0.2%와 極低炭素級の 0.06%로 하고, 여기에 Ni 含有量を 1%, 3%, 5%로 變化 시켰다. Mn, Cr, Mo 등은 通常 使用되는 量으로 固定하고 V도 오오스테나이트(austenite) 粒度の 영향을 적게 하기 爲해서 少量 添加했다. 이들에 現在 로우터(rotor)材로 實用되고 있는 材料 N3R (表 2 參照)을 加하였다.

鋼塊는 N3R을 除外하고는 모두 高周波 加熱式 眞空溶解爐에서 溶製한 것이다. 1150°C에서 1時間 加熱한 後 50mm 角으로 鍛造, 다시 5mm 板으로 壓延해서 壓延方向과 平行으로 試驗片을 만들었다. 試驗片의 形狀 寸法은 圖 1과 같다.

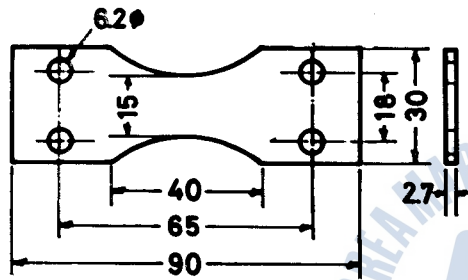


圖 1. 試驗片의 尺寸

熱處理가 끝난 試驗片은 한 쪽을 機械研磨해서 鏡面으로 加工하여 表面形狀의 影響을 적게 하는 同時에 觀察에도 便利하게 하였다.

試驗荷重은 100kg/mm^2 의 一定應力을 片側疲勞굽힘으로 加하여 疲勞龜裂의 發生, 傳播速度, 破斷까지의 經緯를 光學顯微鏡이나 擴大鏡으로 觀察하고, 破斷後의 斷面을 走査型電子顯微鏡으로 龜裂近方의 組織을 透過型電子顯微鏡으로 觀察하였다.

3. 實驗結果

3.1 空冷材의 疲勞破壞舉動

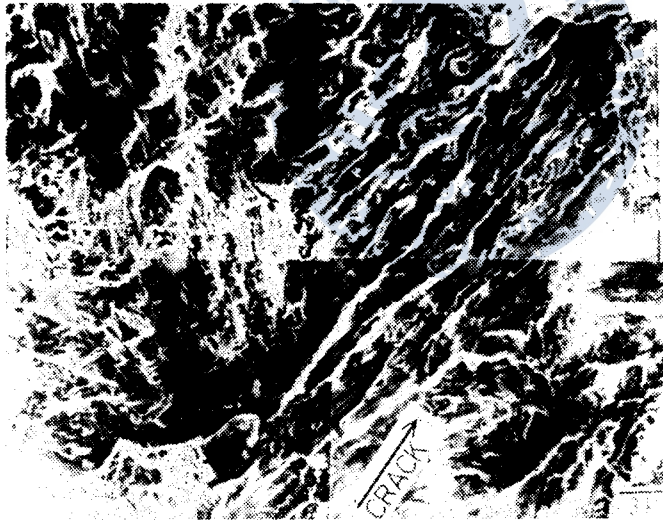
表 2는 空冷材(冷却速度 約 0.26deg./sec)에 있어서의 機械의 性質, 負荷應力, 龜裂發生 및 破斷에 이르기까지의 負荷 되풀이數를 表示한 것이다.

表 2. 空冷材에 있어서의 機械의 性質과 疲勞破壞舉動

區 分	引張強度 kg/mm^2	0.2% 耐力 kg/mm^2	샐피吸收에너지 kg-m	負荷應力 kg/mm^2	龜裂發生사이클 $\times 10^4$	破斷사이클 $\times 10^4$
N1	104.6	70.2	7.4	102.2	2.75	6.60
N15	95.4	60.0	12.2	102.7	3.03	6.44
N3	116.2	80.2	17.6	102.8	4.91	9.58
N3L	91.6	56.4	41.4	103.0	1.90	3.77
N5	145.7	95.8	12.5	103.4	5.50	10.54
N5L	113.9	74.0	20.4	104.4	1.90	4.33
N3R	101.7	70.8	5.8	104.2	2.95	6.10
N3V	120.7	89.0	5.7	102.7	3.95	9.14

空冷材의 組織은 主로 페라이트(ferrite)와 一部 베이나이트가 混合한 것으로 Ni 含有量이 높아질에 따라 不完全 퀴칭組織이 增加하는 傾向이 있다. 그 疲勞破壞學動은 差異가 많이 나타나 있지만 $100\text{kg}/\text{mm}^2$ 荷重의 範圍에서는 2×10^4 사이클에서 10.5×10^4 사이클 사이에서 龜裂이 發生해서 破斷에 이르고 있다. 이들의 龜裂은 모두 試驗片의 端部에서 發生해서 次次로 傳播해 간것이 大部分이고 N5 試料의 하나는 中央部에서 龜裂이 發生하여 兩端으로 傳播해 간 例도 있다. (圖 2 參照)

龜裂의 發生으로부터 破斷까지의 傳播狀況을 觀察하면 N1, N3, N3R, N3V 試料에서는 그 一端에서 發生한 龜裂이 相當期間동안 主龜裂로서 發達해 간 다음 最後段階에 反對側端에서 發生한 龜裂 또는 主龜裂先端에 생긴 多數의 微小龜裂과 合体成長해서 破斷하였고, N5 試料에서는 最後까지 1本の 主龜裂이 傳播해 가서 破斷하였다. 여기에 比해서 N3L, N5L 試料에서는 처음부터 表面의 넓은 部分에 걸쳐서 塑性變形이 顯著하게 일어나 疲勞사이클數가 많아질에 따라 無數의 微小龜裂이 發生成長해서 이 가운데의 몇개가 短時間동안에 合体하여 破斷에 이르고 있다.



寫眞 1. 走査型電子顯微鏡으로 본 N1 空冷材의 破斷面

寫眞 1은 Ni 1%의 含有量을 가진 N1 試料의 破斷面을 走査型電子顯微鏡으로 觀察한 것이며, 龜裂은 左下側에서 右上側으로 進行해 간 것으로 라스(lath)의 다발(bundle) 境界線에 따라 간 凹凸狀의 破斷面이 나타나 있다. 여기를 다시 細分해서 進行한 疲勞破斷面特有의 스트라이에이션(striation)面이 나타나 있고, 散在해 있는 微小龜裂이 多數 發見된다.

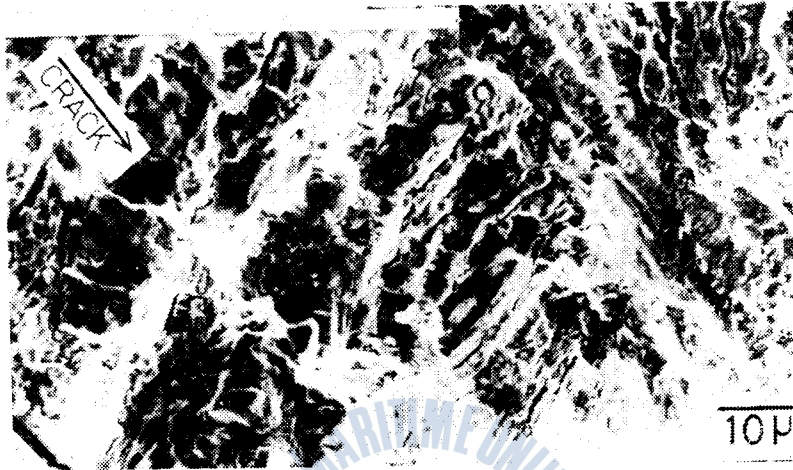
또 約 $3\mu\text{m}$ 徑의 非金屬介

在物이 破斷面上에 殘存해 있어 界面의 剝離로 해서 龜裂이 成長해 간 것을 나타내고 있다.

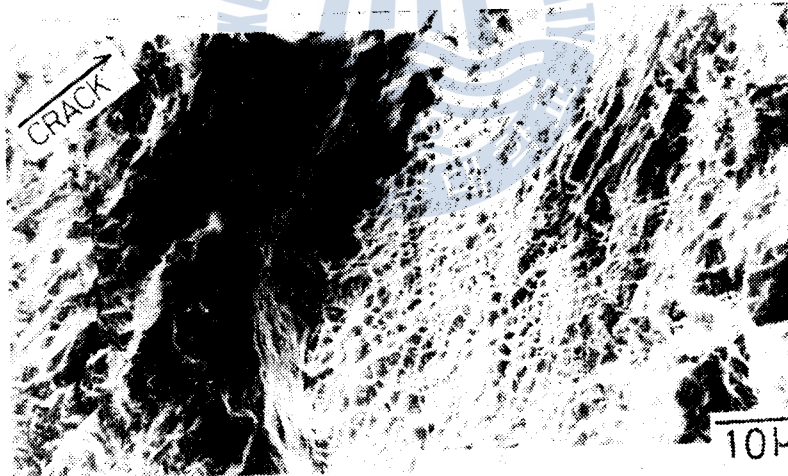
全般的 所見으로 말 하면 슬립(slip)이 主体가 되어 여기로부터 多數의 微小龜裂發生을 거쳐 그중의 1個가 바로 곁에있는 微小龜裂의 1個와 合体해서 主龜裂로 發展되어 간 것을 나타내고 있다.

寫眞 2는 Ni 含有量이 3%인 N3 試料의 破斷面이다. 이 試料의 組織은 베이나이트를 主로 하고 若干의 오오텍퍼된(auto tempered) 마르텐사이트(martensite)가 混合된 中間段階組織이

라고 생각되는데 破斷面의 構成은 N1 試料과 닮아 있으나 티어릿지(tear ridge)에 따라서 延性 破斷面이 增加되어 있다.



寫眞 2. 走査型電子顯微鏡으로 본 N3 空冷材의 破斷面

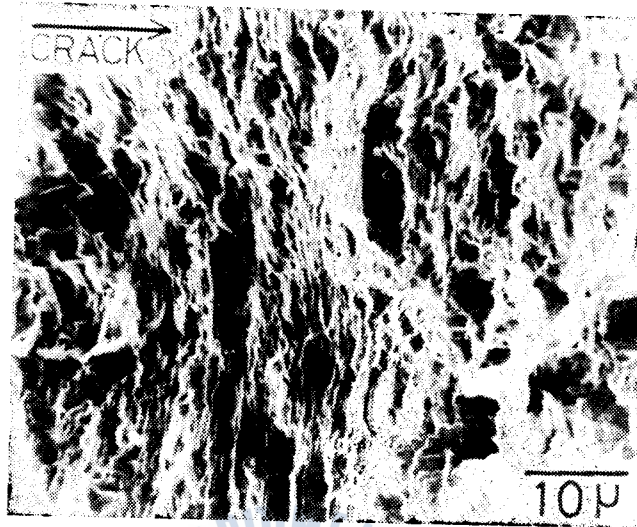


寫眞 3. 走査型電子顯微鏡으로 본 N5 空冷材의 破斷面

寫眞 3은 Ni 含有量이 5%로 增加된 N5 試料것으로 이 組織은 大部分 오오트템퍼된 마르텐 사이트로 構成되어 있는 것으로, 破斷面은 前 2者와 같은 面이 大部分으로 되어 있고 一部面에 딩골(dimple)이 나타나고 있다.

寫眞 4는 N3L 試料의 表面에 가까운 龜裂發生部이다. 壓延組織面을 따라서 進展해 간 破斷面으로서 結晶粒界 또는 라스의 다발 境界를 따라 約 10 μ m의 劈開(cleavage)가 繼續되고 있다.

圖 2는 이들의 龜裂길리와 疲勞負荷 사이를 數와의 關係를 나타낸 것이다. 龜裂의 進展에



寫眞 4. 走査型電子顯微鏡으로 본 N3L 空冷材의 表面에 가까운 破斷面

는 N5 試料가 가장 많은 時間을 消費하고 N3와 N3V, N1과 N3R의 試料가 다음이며, N5L와 N3L 試料는 短時間에 進行된다. 低炭素(0.2%C) 試料는 龜裂의 發生과 傳播狀況이 比較的 單純明確한데 비해 極低炭素(0.08%C) 試料인 경우는 塑性變形의 範圍가 넓어지고 龜裂發生現象이 複雜하고 傳播狀況이 不安定하며 그리고 破斷도 빨라진다. 龜裂의 發生과 破斷까지의 壽命은 그 影響하는 因子가 많고 複雜하므로 簡單히 推論할 수는 없는 것으로

Ni 및 炭素含有量의 相異에 따른 組織의 差異도 또한 重要한 因子가 될 것으로 생각한다. 疲勞強度는 N1, N3, N5로 Ni 含有量이 增加함에 따라 上昇하고 있으며 이 傾向은 炭素含有量이 낮은 N3L와 N5L에서도 같은 現象을 볼 수 있다.

3.2 퀴칭 템퍼링材의 疲勞破壞舉動

表 3은 퀴칭 템퍼링材에서의 템퍼링溫度, 機械的性質, 疲勞負荷應力, 龜裂發生 및 破斷까지의 사이클數를 表示한 것이다.

表面龜裂의 發生과 進展狀況을 觀察한 바에 依하면 N3L와 N5L 試料에서는 微小龜裂이 表面에 많이 發生하여, 이것이 連結하여서 主龜裂이 되어 破斷하였지만 空冷材에 比하여 그 數도

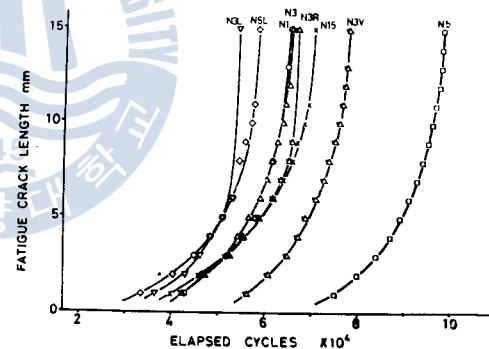
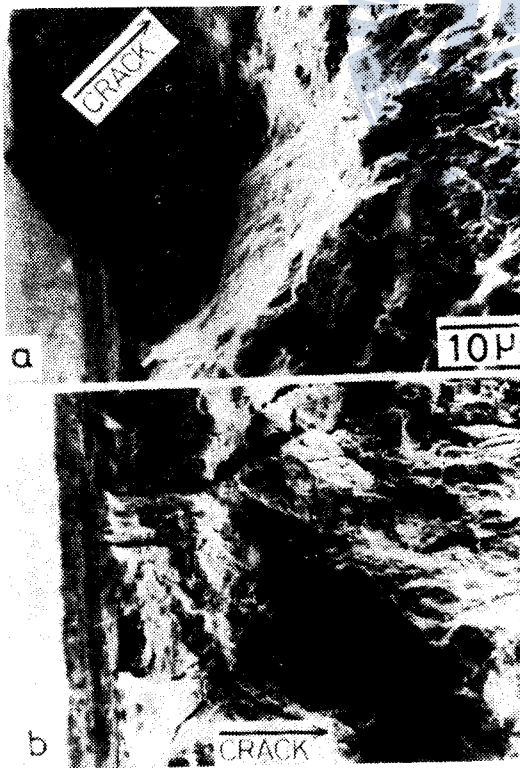


圖 2. 空冷材의 龜裂進行 速度

表 3. 퀴칭 템퍼링材에 있어서의 機械的性質과 疲勞破壞舉動

區 分	템퍼링溫度 °C	引張強度 kg/mm ²	0.2%耐力 kg/mm ²	살피흡收到너지 kg-m	負荷應力 kg/mm ²	龜裂發生 사이클×10 ⁴	破斷사이클 ×10 ⁴
N1	550	112.1	104.5		101.4	4.20	7.53
N15	470	114.7	102.8	24.6	102.1	4.18	8.05
N3	550	113.1	102.1	14.6	109.5	4.00	7.56
N3L	200	111.6	84.1	26.0	99.7	4.38	6.42
N5	550	116.1	100.4		103.3	7.58	10.84
N5L	200	113.7	88.1	16.1	102.8	4.20	6.82
N3R	550	123.3	105.6	13.8	104.1	4.40	7.69
N3V	550	112.6	102.9	16.8	104.6	5.95	8.80

직고 發生範圍도 좁다. N1, N15, N3R,
N3V 試料는 各各 端部에서 龜裂이 發生하여
中央部를 橫斷하여 反對側의 端으로 進行하여
最終段階에서는 反對側端에서 發生한 龜裂과
合體해서 破斷되는 데 N3, N5 試料만은 最終



寫眞 5. 走査型電子顯微鏡으로 본 퀴칭템퍼링材의
破斷面 (a) N3, (b) N5

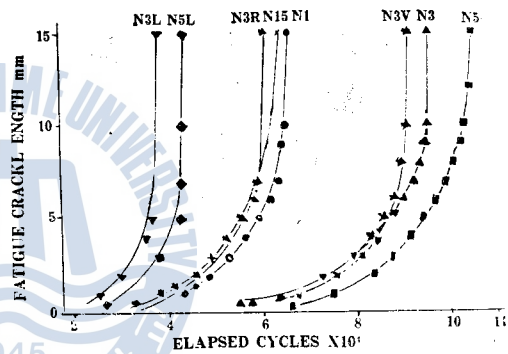
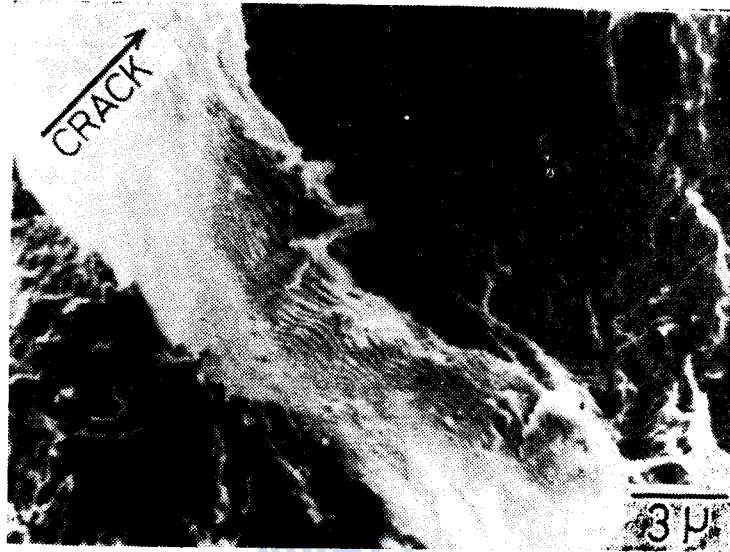


圖 3. 퀴칭 템퍼링材의 龜裂速度

까지 1本의 主龜裂이 進行하여 破斷에 이르는
傾向이 크다. 이들 龜裂의 길이와 사이클
數와의 關係를 나타낸 것이 圖3 이다. 炭素
含有量이 적은 N3L, N5L 試料는 이것과 비
슷한 引張強度를 가지는 炭素含有量이 높은
N3, N5 試料에 比하여 壽命이 짧다.

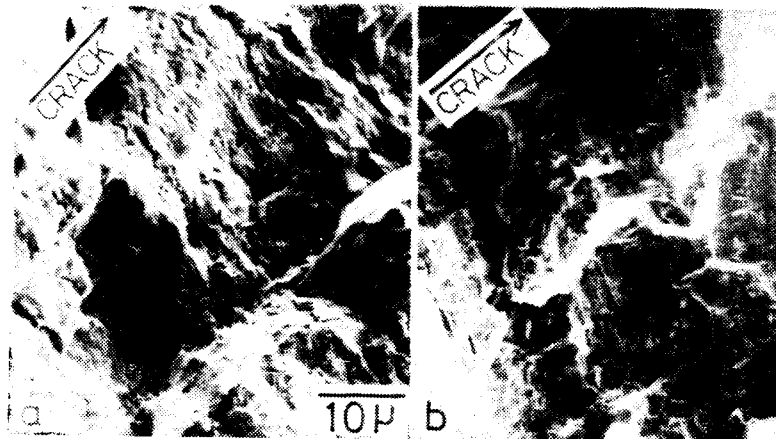
寫眞 5는 퀴칭 템퍼링 組織의 龜裂發生部
를 走査型電子顯微鏡으로 觀察한 것이다.
a는 N3 (3%Ni) 試料로서 大型 非金屬介在
物로부터 發生한 龜裂이 反復應力에 依해서
스트라이에이션을 形成하면서 進展해 가고
있는것을 볼 수가 있다. 이 스트라이에이
션 部分을 擴大하면 寫眞 6과 같이 되어 巨
視的으로는 應力方向과 垂直平面으로 破斷



寫眞 6. 擴大된 스트라이에이션 部分

面을 形成하지만 微視的으로는 方向을 變化시키면서 進行하고 있다. 이것은 龜裂의 傳播가 複雜한 組織의 內部를 可能的 限 적은 에너지를 써서 進行하기 爲하여 方向轉換을 해 나가기 때문인 것으로 생각 된다.

寫眞 5의 b는 N5 (5% Ni) 試料의 龜裂發生部로서 슬린帶를 따라서 表面欠損部가 形成되어 微小龜裂을 主龜裂周邊에 남기면서 進展해 간 破斷面이다. 이 破斷面은 스트라이에이션이 形成되지 않고 高速度로 結晶粒內에서 破壞된 劈開面의 模樣을 나타내고 있으며, 이 種類의 鋼에서 低사이클 疲勞로 因하여 發生하는 第1段階의 破斷에서 볼 수 있는 特徵이라 할 수 있다.

寫眞 7. 走査型電子顯微鏡으로 본 破斷面 中央部
(a) N5, (b) N5L

그러나 同一 破斷面에 있어서도 正常的인 進行이 이루어지고 있는 中央部 龜裂面에서는 스트라이에이션이 各處에 나타나지만 顯著한 것은 아니다. 寫眞 7은 그 破斷面 中央部로서 a는 N5, b는 N5L의 것이다. 表面으로부터의 觀察에 따르면 炭素含有量이 0.2%인 N5 試料과 0.06%인 N5L 試料은 龜裂의 發生, 成長, 傳播의 樣相이 크게 다르고 破斷面에서도 相當한 差異를 發見할 수가 있다. N5 試料의 破斷面이 特徵인 脆性を 띠은 條痕의 破面으로 形成되어 있는데 對하여 N5L 試料에서는 塑性變形을 同伴하는 條痕의 破斷面으로 形成되어 있다.

龜裂의 傳播速度는 Ni 含有量과 炭素含有量이 낮은 N3L 試料가 가장 빠르고 이 試料가 龜裂의 發生에 있어서나 疲勞에 對한 抵抗性에 있어서 다 같이 他試料에 比하여 弱한 것을 나타내는 것이다.

3.3 中間段階組織과 이를 템퍼링한 組織의 疲勞破壞舉動

表 4는 中間段階組織의 機械的性質, 負荷應力 및 破壞龜裂發生과 破斷까지의 사이클數를 表示한 것이다. 또 이들 組織을 各各의 溫度로 템퍼링 處理한것에 있어서의 負荷應力과 破壞舉動은 表 5와 같다.

表 4. 中間段階組織材에 있어서의 機械的性質과 疲勞破壞舉動

區 分	變態溫度 °C	引張強度 kg/mm ²	0.2%耐力 kg/mm ²	샤피吸收에너지 kg-m	負荷應力 kg/mm ²	龜裂發生 사이클×10 ⁴	破斷사이클 ×10 ⁴
N1	400	105.9	65.2	3.4	103.4	4.58	8.64
N15	450	112.6	61.7	5.0	103.1	3.18	6.52
N3	360	122.1	77.7	4.1	103.9	3.35	6.81
N3L	500	95.6	55.3	41.0	100.9	3.50	6.63
N5	330	135.0	68.0	10.2	104.1	6.75	10.68
N5L	450	118.5	75.3	28.3	104.7	4.75	8.53

表 5. 템퍼링한 中間段階組織材의 疲勞破壞舉動

區 分	템퍼링溫度 °C	負荷應力 kg/mm ²	龜裂發生사이클 ×10 ⁴	破斷사이클 ×10 ⁴
N1	550	103.4	3.82	6.32
N15	470	104.7	4.16	8.90
N3	550	103.7	3.00	5.54
N3L	200	104.8	3.67	7.97
N5	550	103.9	6.30	9.43
N5L	200	102.5	6.55	11.15

이 種類의 鋼材에서 大型機構造材 또는 特厚板材로써 實用되는 경우의 組織은 그 質量效果에 依해서 베이나이트를 주로 하는 中間段階組織이 되고, 이들 鋼材의 疲勞強度는 그 化學成分과

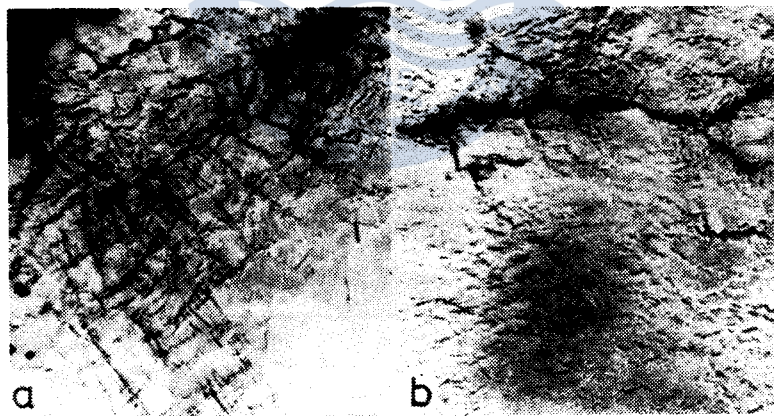
加工, 熱處理履歷에 따라서 變化하는 것이 알려져 있으며¹¹⁾, 이들의 疲勞強度特性도 또한 複雜할 것은 當然한 일이라 하겠다.

中間段階組織은 Ni 含有量 5%인 N5 試料의 壽命이 길고, 3% 以下の Ni 含有量을 가지는 N1, N3 試料에서는 比較的 짧아지지만 특히 炭素含有量이 적은 N3L와 N5L 試料에서도 別다른 差異가 없다.

또 이들을 溫퍼링한 경우는 炭素含有量이 比較的 많은 N1, N3, N5 試料는 壽命이 溫퍼링하기 前보다도 짧아지지만 炭素含有量이 比較的 적은 N15, N3L, N5L 試料에서는 各各 壽命이 길어지는 傾向이 있다.

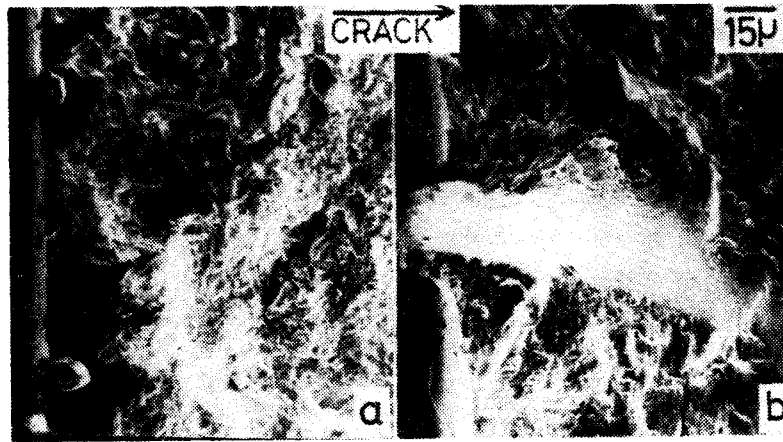
龜裂發生狀況을 보면은 炭素含有量에 따라서 各各 다른 傾向을 나타내고 있다. 0.2% C 試料에서는 2~3本の 龜裂이 兩端으로부터 發生하여 이 가운데의 1本이 主龜裂로서 發展해 나가는 데 比하여 0.06% C 試料에서는 多數의 微小龜裂이 短時間 안으로 同時に 全面發生하여 各各 發達해서 最後로 그 가운데의 一部分이 相互連結되어 主龜裂을 만든다. 傾向으로서는 空冷材나 溫칭 溫퍼링材 等과 變化가 없음을 나타낸다.

이와 같은 炭素含有量의 相異에 따른 龜裂發生傳播의 傾向은 中間段階組織을 溫퍼링한 境遇에서도 同一하며 空冷材나 溫퍼링材에 比하여 顯著한 것은 아니었다.



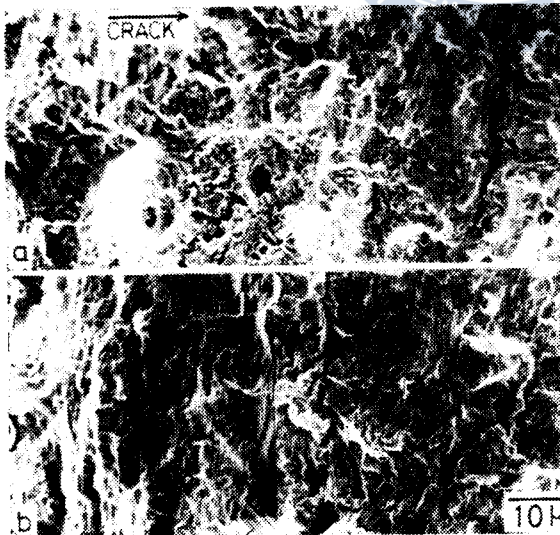
寫眞 8. 中間段階組織의 龜裂近傍에 나타난 微小龜裂

寫眞 8은 中間段階組織에 있어서 主龜裂近傍의 塑性變形部分에서 發生한 無數의 微小龜裂을 보인 것이다. a는 N1, b는 N3 試料이며 巨視的으로는 1本の 主龜裂이 發生傳播해 간 것이지만 塑性變形領域은 相當히 넓게 보인다. 小倉, 辛島等¹²⁾은 細束 X線과 500KV 電子顯微鏡을 使用해서 行한 A1 疲勞龜裂觀察에서 이들의 塑性變形領域에는 잘 發達한 下部組織이 形成되어 巨視的觀點으로 볼 때는 塑性領域과 類似하다고 報告하고, 塑性領域의 넓이가 龜裂傳播速度에 比例한다고 主張하고 있으나 本鋼種에서도 定性的으로는 이것과 一致하고 있다.



眞寫 9. 走査型電子顯微鏡으로 본 中間段階組織의 破斷面
(a) N1, (b) N3L

寫眞 9는 中間段階組織의 破斷面으로서 龜裂發生箇所를 觀察한 走査型電子顯微鏡寫眞이다. a는 N1 試料 것이며, 直徑 10數 μm 의 介在物으로부터 龜裂이 發生하고 있는 것을 觀察할 수 있다. b는 N3L 試料 것으로 塑性變形한 部分이 스트라이에이션을 形成하여 龜裂을 이루고 内部에 傳播해 간 樣相이 보인다.



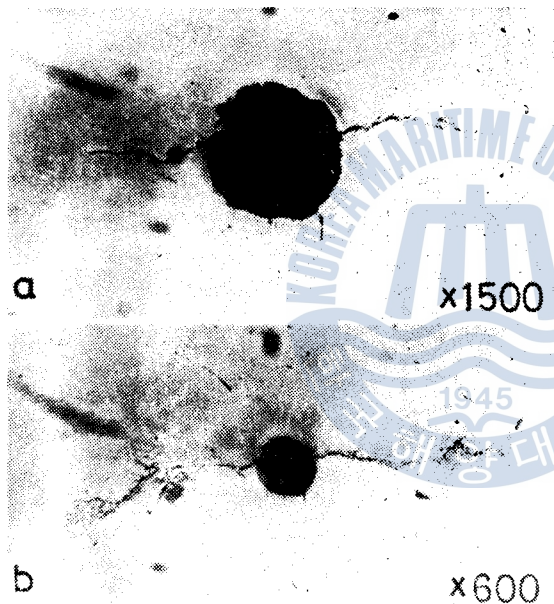
寫眞 10. 中間段階組織의 破斷面의 中央部
(a) N3, (b) N3L

寫眞 10은 中間段階組織의 疲勞破斷面에 있어서의 中央部를 表示한 것으로 a는 N3 試料, b는 N3L 試料의 것이다. 兩者 다 같이 微小龜裂의 分布, 린플(ripple) 狀으로 進行된 破斷面의 形態는 닮아 있지만 N3의 破斷面에는 보다 많은 티어릿지가 存在하여 疲勞龜裂傳播에의 보다 많은 抵抗을 나타낸다.

4. 考 察

4.1 龜裂의 發生

巨視的인 龜裂의 發生은 하나 들의 例外를 除하고는 試驗片 兩端部의 어느 一端에서 일어나서 反對側으로 傳播해 가는 것이 觀察되었다. 이것은 全試料를 通해서 特히 應力集中을 가져올 만한 것 例를 들면 大型 非金屬介在物 等이 比較的 적은 것이 主原因의 하나라고 생각된다. 非金屬介在物이 直徑 20 μm 정도인 경우 優先的으로 主龜裂의 發生源이 될 수 있지만^{13), 14)} 이것 外로도 舊 오오스테나이트粒界, 析出物¹⁵⁾ 等의 可能性도 생각할 수 있다.



寫眞 11. 大型非金屬介在物에서 發生發達한 龜裂

寫眞 11은 N3 試料의 比較的 大型 介在物에서 龜裂이 發生하여 이것이 되풀이되는 應力을 받음으로서 發達 進行해 가는 現象을 觀察한 것으로 比較的 小型인 介在物은 龜裂의 發生에는 影響을 미치지 않는 것으로 나타나 있다.

疲勞過程中的의 試驗片의 表面을 觀察한 바에 依하면 破斷까지의 사이클數의 約 30~50%에서 龜裂이 發生하는 것을 볼 수 있었으나 微視的發生은 더 빨라질 것으로 推定된다. 炭素含有量이 極少量(0.03%C)인 N3L, N5L 試料에서는 그 熱處理組織如何에 不拘하고 早期에 塑性變形이 슬립帶를 따라 일어나서 所謂 疲勞龜裂 第1段

階의 現象¹⁶⁾이 넓은 範圍에 나타나 있다. 그리고 이 變形이 次次 微小龜裂로 發達하여 無數히 散在하지만 相當期間 各各 獨立해서 成長하는 것을 볼 수 있다.

極低炭素試料 (0.06%C)의 이와 같은 傾向은 空冷材, 켄칭 템퍼링材, 等溫變態材의 全部에 걸쳐 볼 수 있지만 特히 空冷材에 있어서 顯著하였다. 延性이 높고 引張強度가 낮은 이들 組織이 슬립에 依한 變形이 쉽게 일어나서 그것이 核이 되어서 無數의 微小龜裂이 形成되는 것으로 생각할 수 있다.

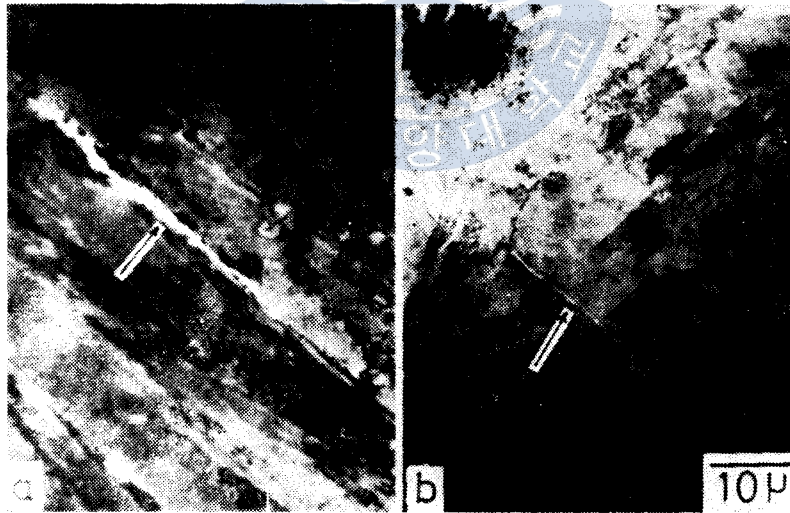
여기에 比해서 低炭素試料 (0.2%C)인 N1, N3, N5와 N3R, N3V 等은 微小龜裂의 發生數가 적고 그 發生場所도 主龜裂近處의 좁은 範圍에 限定되어 있으며 一旦 發生한 龜裂은 應力集中을 받아서 곧 主龜裂로 成長해 가는 것을 觀察할 수 있다.

寫眞 9의 a는 比較的 小型의 非金屬介在物이 龜裂發生部에 存在하는 例이며 b는 塑性變形으로부터 發生한 龜裂의 例이지만 一般的으로 應力集中을 받을만한 位置 以外에 存在하는 介在物이 龜裂發生의 核이 될 可能性은 적다.

Cohen¹⁷⁾에 依하면 非金屬介在物은 塑性變形에 依해서 母相과의 界面이 開口하게 될 것이라 하고, Lankford 等¹⁸⁾도 最近의 4340鋼의 實驗에서 같은 結果를 얻고 있다. 이 現象은 母相과의 界面剝離 또는 介在物自身の 破壞¹³⁾를 생각할 수 있다. 寫眞 11의 a, b에 依해서도 非金屬介在物自體가 龜裂發生의 核이 되어 應力集中을 일으켜 成長해 간다는 것을 나타내고 있다.

上記의 事實로 미루어 보아 이들 非金屬介在物 또는 析出物이 龜裂發生의 核이 될 수 있는 條件은 介在物이나 析出物 自體의 機械的性質은 勿論 母相과의 界面의 物理的性質 特히 整合性, 母相自體의 機械的性質 및 介在物等의 實在位置에 따른 負荷應力과의 關係로 해서 크게 左右되는 것으로 생각된다.

또 한편 Weiss 等¹⁹⁾은 Si-Mn 鋼의 實驗에서 疲勞로 因한 微小龜裂이 舊 오오스테나이트粒界에 形成된다는 것을 發表하였으며 今井等²⁰⁾은 X線을 利用한 마르텐사이트鋼의 低사이클 疲勞에 關한 研究에서 마르텐사이트葉의 葉邊이나 舊 오오스테나이트粒界를 따라서 初期龜裂이 發生한다고 指摘하고 있다. 이와같은 現象은 今番實驗에서도 觀察할 수가 있었다.



寫眞 12. 透過型電子顯微鏡에 나타난 龜裂의 發生

寫眞 12는 N3L 試料의 것으로 主龜裂로부터 2~3mm 近方을 透過型電子顯微鏡으로 觀察한 微小龜裂의 例이다. a는 템퍼링한 마르텐사이트組織에서 나타난 것으로 화살표로 表示한 바와같이 龜裂이 라스境界에서 發生하여 여기에 따라서 進展해 간 模樣을 볼 수가 있다. b는 中間段階組織에서 나타난 것으로 舊 오오스테나이트粒界를 따라서 라스를 橫斷해서 進展해 간 것이다.

4.2 龜裂의 傳播

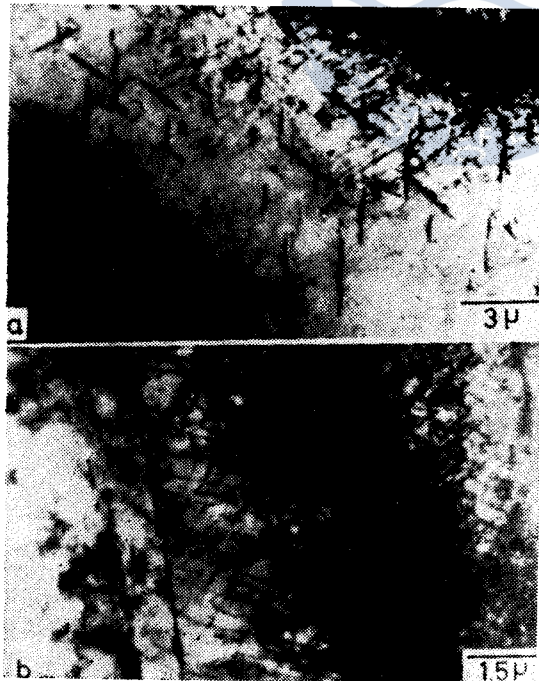
各 熱處理組織에 있어서 疲勞龜裂의 發生으로부터 破斷까지의 疲勞應力數를 考察해 보면, 空冷材에서는 試料에 따른 疲勞龜裂의 發生과 傳播 및 破斷의 狀況에 있어서 比較的 큰 差異를 가지고 있는 것을 알 수 있다.

Ni 含有量의 變化로 인한 組織의 相異는 그 引張特性과 靱性의 機械的性質에도 나타나 있으나 이 組織의 相異가 그대로 耐疲勞特性이 되어 나타난다. 卽 N1 (1% Ni)으로부터 N3R, N3V 兩者다 3% Ni) 그리고 N5 (5% Ni)로 Ni 含有量이 增加함에 따라 龜裂의 發生도 破斷까지의 疲勞應力數도 다같이 높아진다. 이 傾向은 炭素含有量의 多少 (0.2% 또는 0.06%)에 依해서 影響받지 않는다. 또 同一 Ni 含有量의 試料에서의 炭素含有量에 따른 變化에서는 0.06% C를 가진 N3L와 N5L 試料의 對疲勞強度는 相異한 組織全體를 통해서 顯著하게 났다.

템퍼링한 마르텐사이트組織에서는 N5 試料의 것이 龜裂의 傳播速度가 特히 늦고, 全般的으로 0.06% 試料는 빠르고 0.2% C 試料는 中間程度에 位置한다. 合金成分을 考慮하면 炭素含有量이 적을수록 또 Ni 含有量이 적을수록 疲勞龜裂로 인한 破斷이 빨라진다. 이것은 템퍼링溫度를 制御함으로써 試料의 引張強度를 同一 레벨(level)로 近似시킨 結果, 合金成分含有量의 差異에서 根本的인 마트릭스(matrix) 組織의 相異가 生기고 여기에 템퍼링溫度의 差異로 인한 析出物等의 영향이 各各 다른 要因으로 해서 作用하기 때문에 引張強度에 따른 依存性을 그대로 適用할 수

없는 것으로 생각된다. 이 경우 200℃에서 템퍼링한 마르텐사이트組織은 龜裂의 傳播가 빠르고 破斷도 빠른 時期에 일어나는 것을 觀察할 수 있다. 이것은 템퍼링溫度가 낮아서 析出硬化에 依한 效果가 적게 나타난 結果라고도 생각할 수가 있으나 根本的으로는 炭素含有量이 적기때문에 析出物自體의 量이 적어서 疲勞抵抗에 適切한 強度를 얻을 수 없었던 것으로 볼 수가 있다.

眞寫 13은 炭素含有量이 相異하는 N3와 N3L 試料의 靨칭 템퍼링組織에 있어서 龜裂近方의 透過型電子顯微鏡寫眞이다. 主龜裂으로부터 2~4mm 近處의 것으로 0.2% C인 N3 (寫眞 a)에서는 孛 内部에 析出한 炭化物이 分散하고 있으며 高密度인 轉位(dislocation)와 더불어 組織의 強



眞寫 13. 透過型電子顯微鏡에 나타난 龜裂近傍의 組織

(a) N3, (b) N3L

化에 寄與하고 있는 것을 볼 수가 있으나 疲勞로 因한 組織의 變化는 나타나 있지 않다. 그러나 N3L(寫眞 b) 試料(0.06%C)에서는 炭化物의 析出은 보이지 않고 內部에서 活動하고 있는 轉位를 볼 수 있으며 疲勞에 依한 塑性變形範圍가 넓은 것임을 나타낸다.

베이나이트가 主要한 組織으로 되어있는 中間段階組織과 이것을 다시 溫퍼링한 組織의 疲勞強度는 兩者가 모두 Ni 含有量이 많은 試料의 것이 높은 것을 볼 수 있다. 이 結果는 空冷材에 있어서나 溫칭 溫퍼링材에 있어서도 나타난 것으로 Ni가 그 熱處理組織의 如何에 不拘하고 疲勞強度의 向上에 어떤 貢獻을 하고 있다는 것을 나타내는 것이지만 含有量이 낮은 3% 以下에서는 顯著하지는 않다.

疲勞로 因한 龜裂의 傳播는 일찍부터 많은 法則이 發表되고 있으니²¹⁾⁻²⁶⁾ Paris의 式²²⁾으로 代表된다.

即 $dl/dN=(\Delta k)^n/M$ (1)

여기에서 l 은 龜裂의 길이, N 은 疲勞荷重의 迴轉이數이며 M 은 材料의 機械的 性質에 따른 常數, n 은 定數이며 Δk 는 應力擴大係數의 範圍(stress intensity factor range)이다. 이 數式에서도 나타나 있는 바와같이 疲勞로 因한 龜裂의 傳播速度 即 疲勞強度는 많은 變數에 依해서 左右되고 材料의 強度, 加工硬化, 破壞靱性 그리고 根本的으로는 成分組成 等の 複雜한 相關關係가 있으며, 組織의 變化도 크게 影響을 미치는 것으로 생각된다.

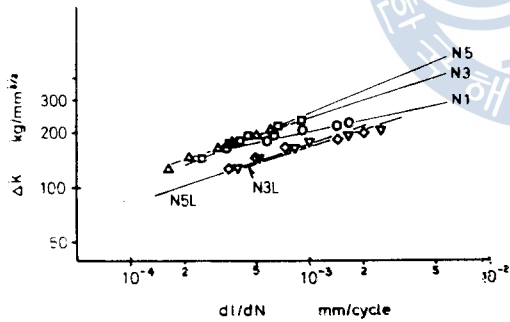


圖 4. 空冷材의 dl/dN 와 Δk 의 關係

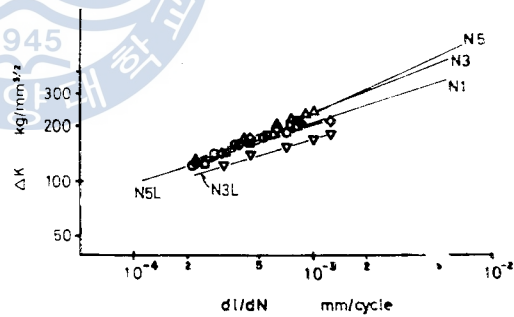


圖 5. 溫칭 溫퍼링材의 dl/dN 와 Δk 와의 關係

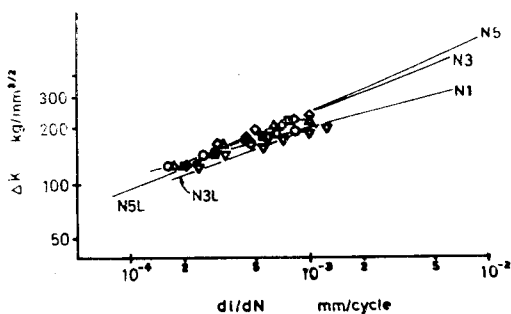


圖 6. 中間段階材의 dl/dN 와 Δk 와의 關係

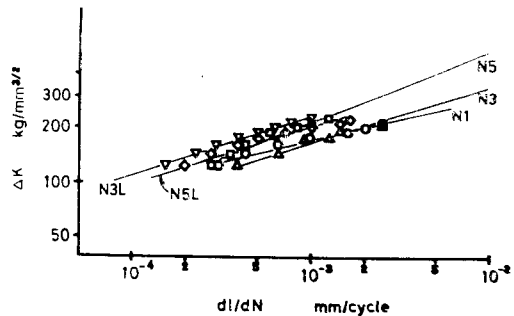


圖 7. 溫퍼링한 中間段階材의 dl/dN 와 Δk 와의 關係

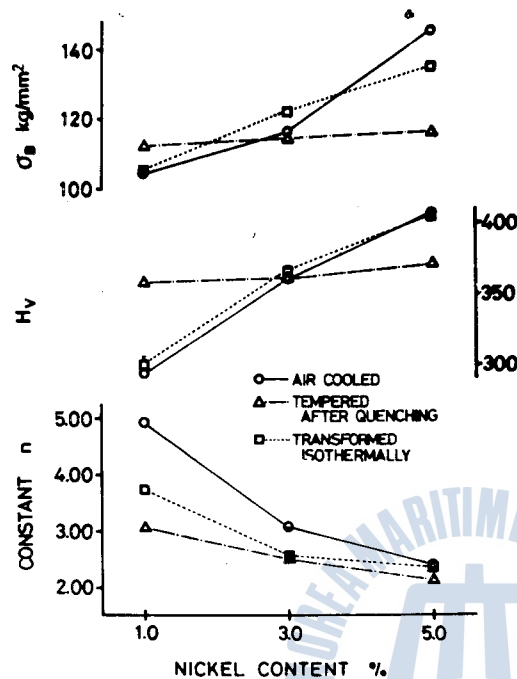


圖 8. 0.2% C材에 있어서의 熱處理에 따른 引張強度 硬度定數 n의 變化

Ni 含有量에도 依存함을 알 수 있다. 疲勞龜裂傳播에 對한 抵抗은 空冷, 퀴칭 템퍼링, 中間段階組織의 順으로 커지고 引張強度나 硬度에 對한 組織의 影響과는 相異한 舉動을 나타낸다. 熱處理組織에 따른 龜裂傳播速度의 變化는 Ni 含有量이 적은 N1 試料에서 크고, Ni量이 增加한 N3 試料에서 작아지고, Ni 含有量이 5%인 N5 試料에서는 큰 差가 없다. 이것은 Ni로 因하

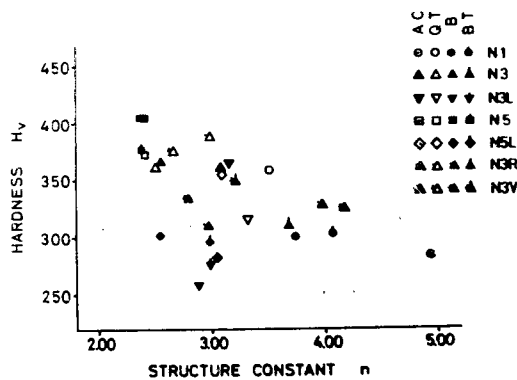


圖 9. 組織別로 나타난 硬度和 定數值

圖 4~7은 各各 空冷, 퀴칭 템퍼링, 中間段階, 템퍼링한 中間段階組織의 龜裂傳播速度 dl/dN 와 應力擴大係數의 範圍 Δk 와의 關係를 나타낸 것이다.

一定範圍內에서는 dl/dN 는 Δk 와 거의 直線 關係가 되지만 傾斜度는 各各 變해진다. 일찌기 Paris는 (1)式의 n 值를 4로 提案하였으나 其後의 研究에 依하면 2~7의 넓은 範圍에서 變化하는 것이 指摘되고 있다^{23), 26), 28)}. 荒木等¹³⁾은 이미 S45C鋼의 研究에서 n 值를 鋼의 組成, 組織 및 介在物等에 依存하는 것으로 組織定數(structure constant)를 提案하고 있으나 本研究의 鋼種에 있어서도 (1)式에 따른 疲勞龜裂傳播法則에서의 n 值는 不變整數가 아님을 確認할 수가 있다.

이 組織定數 n 와 硬度 그리고 引張強度와의 關係를 熱處理에 依한 組織別로 나타내면 0.2% C 材에서 圖 8과 같이 된다. n 值는 引張強度와 硬度에 依存하는 傾向이 있지만 同時에 鋼組織에 미치는 影響이 單純한 것이 아니고 引張強度와 硬度에 미치는 貢獻과는 別途로 疲勞破壞에 對한 抵抗의 改善에도 影響이 미치는 것으로 興味로운 現象이다. Clark 등⁴⁾의 實驗에서도 Cr-Mo-V 鋼으로 된 터어빈로 우터材보다 Ni-Cr-Mo-V 鋼으로 된 터어빈로 우터材의 n 值가 낮은 것을 나타내고 있지만 이것도 Ni 이 材料의 매트릭스自体를 強化시키고 있다고 생각할 수가 있다.

또한 炭素含有量의 影響을 考察하면 0.06%

C 試料의 龜裂傳播速度는 0.2% C 試料보다 빠른 것이 確認되고 있지만 이 境遇는 템퍼링溫度가 相異하는 等 熱處理의 差異에서 由來하는 組織의 差異도 考慮할 수가 있어서 一次的인 炭素含有量만에서 오는 影響이라고는 斷定할 수가 없다.

圖 9는 n 值와 硬度와의 關係를 表示한 것이다. 低炭素試料과 極低炭素試料와는 各各 相異한 範圍에 屬하고 있으며 大略硬度에 依存해서 n 值도 變化한다. 卽 龜裂傳播速度는 어느 範圍內에서는 硬度에 依存하지만 合金元素等에 따라 組織이 變化하는 境遇는 또한 다른 舉動을 나타낸다.

5. 結 論

1~5% Ni을 含有하는 Ni-Cr-Mo-V 鋼에 疲勞荷重을 加했을 때, 熱處理組織의 變化로 因해서 받는 影響에 關해서 研究한 結果 다음과 같은 結論을 얻었다.

1. 巨視的疲勞龜裂의 發生은 破斷壽命의 30~50% 사이에서 일어나며, 疲勞表面에 나타나는 微小龜裂은 炭素含有量이 0.2%인 低炭素材에서는 發生數가 적고 主로 端部로부터 發生하고 있으나 炭素含有量 0.06%인 極低炭素材에서는 넓은 表面部分에 걸쳐 無數히 發生한다.

2. 主龜裂은 組織의 機械的性質에 따라 그 成長의 樣相을 달리한다. 低炭素材에서는 1本の 龜裂에서 順次로 進行하여 試驗片을 破斷하는데 極低炭素材의 경우는 廣範圍한 表面에 形成된 微小龜裂의 成長에 依해서 連結되어 主龜裂을 形成한다.

3. Ni 成分은 熱處理組織의 如何에 不拘하고 疲勞에 對한 抵抗을 增大하여, 疲勞龜裂의 發生傳播를 遲滯시키는 效果를 가지나 이 效果는 Ni 含有量이 5%인 때는 明確히 나타나지만 3% 以下에서는 明確지 않다.

4. 非金屬介在物은 $20\mu\text{m}$ 前後의 大型이 되면 그 母相의 機械的性質이나 負荷應力과의 關係位置에 따라 龜裂發生의 核이 되는 수가 있다. 그러나 小型인 것은 그 自体가 龜裂發生의 核이 되는 일은 없다.

5. 龜裂傳播速度는 引張強度, 硬度等の 機械的性質에 依해서 變化하고, 靚정 템퍼링, 中間段階, 空冷의 熱處理組織順으로 빨라지나 Ni 含有量이 많아짐에 따라 組織에 依한 影響은 적어진다. 正常狀態下에서의 疲勞龜裂傳播速度 dl/dN 은 $dl/dN = (\Delta k)^n / M$ (Δk 는 應力擴大係數의 範圍, M 은 常數)로 表示되고 이때 n 은 2.1에서 4.9 사이에서 變化한다.

參 考 文 獻

- 1) J. A. Begrey and P. R. Toolin; International J. of Fracture, vol. 9 (1973), P. 243, Fracture toughness and fatigue crack growth rate properties of a Ni-Cr-Mo-V steel sensitive to temper embrittlement.

- 2) W.G. Clark Jr. and H.E. Trout Jr.; Eng. Fracture Mech., vol.2 (1970), P. 107, Influence of temperature and section size on fatigue crack growth behavior in Ni-Mo-V alloy steel.
- 3) R.C. Bates and W.G. Clark Jr.; Trans. ASM, vol. 62 (1969), P, 380, Fractography and fracture mechanics.
- 4) W.G Clark Jr.; ibid, vol. 2 (1971), P.287, Fatigue crack growth characteristics of rotor steels.
- 5) J.M. barson, B.J. Imhof and S.T. Rolfe; ibid, vol. 2(1970), P.301, Fatigue-crack propagation in high yield-strength steels.
- 6) 浅田; 日本金屬學會報, 第6卷(1967), p.179, 構造用低合金鋼の二三の特性について
- 7) 大内田, 安藤; 日本機械學會論文集, 第34卷(1968), p.199, 高炭素低合金鋼のかたさと疲れ強さ
- 8) 星野, 中山; 日本海事協會技研究報, 第2卷(1970), p.231, 低合金鋼の大型試験片における疲労強度特性
- 9) 雜賀, 神山等; 石川島播磨技報, 第11卷(1971), p.165, 低合金鋼の質量効果および組織と機械的性質 疲労強度
- 10) 武井, 中佐, 岡本; 日本金屬學會誌, 第35卷(1971), p.599
- 11) 荒木, 幸, 佐川; 鐵と鋼, vol.61 (1975), p.214, 1~5%Ni-Cr-Mo-V 強靱鋼の機械的特性
- 12) 小倉, 幸島; 日本金屬學會誌, 第34卷(1970), p.739, 746, 888, 疲労クラック先端近傍における下部組織形成と疲労クラック傳播速度
- 13) 荒木, 佐川, 石; 鐵と鋼, 第56卷(1970), p.1737 第57卷(1971), p.2042, くり返し應力下の焼もどしマルテンサイト組織の破壊挙動と非金属介在物の役割りに關する研究
- 14) 角田, 内山, 荒木; 鐵と鋼, 53(1967), p.171, 基地性質をかえた鋼の疲れ性質に及ぼす介在物の影響
- 15) 荒木; 日本金屬學會セミナー豫稿集, 1973, p.21, 鋼の疲労現象と組成, 介在物の影響
- 16) P.J.E. Forsyth; Acta Meta Met., vol. 11(1963), p.703, Fatigue damage and crack growth in aluminm alloys.
- 17) M. Cohen; Trans. ISIJ, vol. 11 (1971), Supplement, Part 1, p.13, Some structure-property relationships in iron and steel.
- 18) J. Lankford and F.N. Kusenberger; Mer. Trans., vol. 4(1973), p.553, Initiation of fatigue cracks in 4340 steel.
- 19) B.Z. Weiss, S. Niedzwiedz and E. Rozovski; JISI, vol. 205 (1967), p.1246, Influence of previous austenitic grain size on initiation and propagation of fatigue cracks in silico-manganese steel.
- 20) 今井, 熊谷; 材料, 第20卷(1971), p.1114, 1285, 1292, 中炭素マルテンサイト鋼における低サイクル疲労クラックの發生と傳播の觀察
- 21) A.K. Head; phil Mag., vol. 44(1953), p.925, The growth of fatigue cracks.
- 22) P.C. Paris and F. Erdogan; J. Basic Eng., Trans. ASME, 1963, p.528, A critical analysis of crack propagation laws.

- 23) H. W. Liu; *ibid*, p. 116, Fatigue crack propagation and applied stress range-An energy approach.
- 24) G. A. Miller; *ASM*, 61(1968), p. 442, The dependence of fatigue-crack growth rate on the stress intensity factor and the mechanical properties of some high-strength steels.
- 25) T. W. Crooker and E. A. Lange; *ASTM Special publi.* 415, p.94, Low cycle fatigue crack propagation resistance of materials for large welded structure.
- 26) G. T. Hahn, R. C. Hoagland A. R. Rosenfield; *AF* 33615—70—C—1630, Local yielding attending fatigue crack growth.
- 27) 中澤, 小林; *機械の研究*, 第20卷(1968), p. 603, 疲勞破壊におけるフラクトグラフィと破壊力學の概念
- 28) 北川; *日本機械學會誌*, 第75卷(1973), p. 1068, 疲れき裂への破壊力學の適用



