

◎ 論 文

# 이온窒化處理한 Ni-Cr-Mo鋼의 低溫破壞靱性에 관한 研究<sup>+</sup>

吳世旭\* · 尹漢基\*\* · 朴卿東\*\*\* · 文翊鐵\*\*\*\*

## A Study on the Low Temperature Fracture Toughness of Ion-nitrided Ni-Cr-Mo Steel

S. W. Oh, H. K. Yoon, K. D. Park and I. C. Moon

**Key Words :**  $J_{IC}$ (彈塑性破壞靱性值),  $J_c$ (劈開破壞靱性值), Ion-nitriding(이온窒化處理), Unloading Compliance(除荷 킴플라이언스), Crack Growth Length(균열進展長度), Upper Shelf Region(上部溫度領域), Low Shelf Region(下部溫度領域), Transition Region(遷移溫度領域)

### Abstract

Fracture toughness characterization in the transition region is examined for heat-treated and ion-nitrided Ni-Cr-Mo steel.

After heat treatment for the specimens of Ni-Cr-Mo steel, organizations of specimens—specimens which are heat-treated and ion-nitrided for 4 hours at 500°C and 5 torr in 25% N<sub>2</sub>-75% H<sub>2</sub> mixed gas—, hardness variety, and X-ray diffraction pattern of the ion-nitriding compound layer are observed.

Fracture toughness test of unloading compliance method were conducted over the regions from room temperature to -70°C. The compound layer was consisted of  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N phase and ion-nitrided layer's depth was 200 $\mu$ m from surface. The transition regions of heat-treated and ion-nitrided specimens were about -30°C and -50°C, respectively.

The transition region of ion-nitrided specimens is estimated less than that of heat-treated one, and this is the effect of ion-nitriding.

### 1. 緒 論

一般的으로 構造用合金鋼은 低溫에서 脆性破壞靱성을 나타내고 있다. 캠축, 피스톤, 스플라인축, 流體構械 및 環繞機器등이 使用되고있는 Ni-Cr-Mo鋼은 低溫環境에도 많이 使用되고있다. 따라서 이들은

常溫 및 低溫環境에서 耐磨耗性, 耐疲勞性 및 靱성을 증가시킬 目的으로 이온窒化處理를 使用하고있다. 이온窒化處理法은 Berghaus에 의해서 개발되었다<sup>1)</sup>. 그리고 現在 各國에서 Sutton<sup>2)</sup>, Edenhofer<sup>3)</sup>, Homerberg<sup>4)</sup> 등에 의하여 많이 研究되고 있으며 활용범위가 매우 크다.

<sup>+</sup> 1987年度 韓國海洋工學會 春季學術大會 發表(1987年 6月)

\* 正會員, 東亞大學校 工科學 機械工學科

\*\* 正會員, 東亞大學校 工科學 機械設計學科

\*\*\* 正會員, 釜山開放大學 機械工學科

\*\*\*\* 正會員, 東亞大學校 大學院 機械工學科

材料的 彈塑性破壞靱性  $J_{IC}$ 는 Begley와 Landes<sup>5)</sup>가 安定 균열 成長시각점에서  $J$ 값으로 정의하고  $J_{IC}$ 의 決定方法을 제안한 이후 많은 研究者 進행되어 왔다. 근래에는 ASTM E 813-81規定<sup>6)</sup>과 JSME S 001-81規定<sup>7)</sup>에서 破壞靱성의 測定法이 標準化한바 있으며 構造物 및 機器의 安定性解析에 重要한 情報을 제공 하고 있다.

鋼의 破壞構造의 延性균열인 上部溫度領域(upper shelf region)에서 구한 彈塑性破壞靱性值  $J_{IC}$ 는 負荷 形式 및 溫度에 거의 의존하지 않는 材料定數<sup>8)</sup>를 가진다. 그러나 劈開균열인 下部溫度領域(lower shelf region) 및 遷移溫度領域(transition region)에 대해서는 溫度의 影響이 크다. 특히 延性 및 劈開균열이 공존하는 延性-脆性 遷移溫度領域에 관한 破壞靱성의 變化는 顯著하다<sup>9)</sup>. 따라서 低溫材料 개발 및 低溫 環境의 破壞靱성을 評價하여 破壞機構을 규명할 必要性이 매우 크게 요구되고 있다.

一般的인 破壞靱性評價는 複數試驗片法과 單一試驗片法이 사용되고 있다. 複數試驗片法은 低溫 雰囲気에서 實驗할때 非經濟的인 問題가 다르기 때문에 本 研究에서는 單一試驗片法인 除荷殘留라이언스法으로 實驗하였다. 除荷殘留라이언스法은 다 단계의 試驗片으로 必要로 하는 균열進展量  $\Delta a$ 를 모두 구할 수 있는 잇점이 있기 때문에 많은 研究의 대상이되고

있다. 이 方法으로 구한 균열進展量  $\Delta a$ 는 複數試驗片에 의하여 직접測定한  $\Delta a$ 보다 延性材料에서는 상당히 過小評價되며<sup>10,11)</sup>, 脆性材料에서는 간 일치함이 報告되고 있다<sup>12,13)</sup>. 過小評價되는 原因은 균열先端 部近의 shear lip과 균열터널링(crack tunneling)에 기인된 것으로 알려져있다.<sup>14,15)</sup> 따라서 延性材料에 가까운 高強度 構造用合金鋼은 熱處理한 후 이온窒化處理하였을 때 遷移溫度領域주위의 破壞靱性變化特性을 研究하는 것은 매우 重要하다. 그리고 이와같은 破壞機構은 구조물 및 機器등의 安全設計에 크게 기여할 것으로 생각된다.

本 研究에서는 構造用合金鋼인 Ni-Cr-Mo(SNCM 21)鋼의 熱處理材와 이온窒化處理材를 使用하여 金屬組織 觀察, 硬度變化 및 窒化層 生成物을 分析하였다. 破壞靱성은 CT試驗片을 使用하여 遷移溫度領域을 中心으로한 각 溫度에서 破壞靱性值의 變化特性과 破壞機構 및 破面解析을 하였다.

## 2. 實驗裝置 및 方法

本 實驗에 使用한 材料는 構造用合金鋼인 Ni-Cr-Mo (SNCM 21)鋼을 두께 30mm 板으로 壓延하였다. 그 化學的 成分과 機械的 性質은 Table 1, Table 2와 같다. CT試驗片(compact tension specimen)은 T-L

Table 1 Chemical composition(wt %)

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Ni-Cr-Mo(H. T.)	0.200	0.220	0.690	0.007	0.006	0.610	0.600	0.200

Table 2 Mechanical properties

Materials	Test temperature $T(^{\circ}C)$	Yield strengths $\sigma_y(MPa)$	Tensile strengths $\sigma_u(MPa)$	Flow stress $(\sigma_y + \sigma_u)/2$ $\sigma_{fs}(MPa)$	Elastic modulus $E(GPa)$	Poisson's ratio $\nu$
Ni-Cr-Mo(H. T.)	R. T.	1141.70	1300.50	1221.10	219.00	0.308
	0	1158.30	1332.30	1245.30	219.40	—
	-10	1164.60	1341.70	1253.20	219.90	—
	-30	1179.20	1368.40	1273.80	220.60	—
	-50	1192.40	1385.30	1288.90	221.25	—
	-70	1211.80	1421.20	1316.50	222.00	—
Ni-Cr-Mo(I. N.)	R. T.	888.90	909.90	899.40	231.50	0.307
	0	901.60	933.80	917.70	231.80	—
	-10	909.60	944.10	926.90	231.90	—
	-30	922.50	960.30	941.40	232.30	—
	-50	937.90	988.70	963.30	232.70	—
	-70	950.10	1010.10	980.10	232.90	—

方向으로 採取한 다음, 形狀과 치수를 ASTM E 813-81 規定에 따라 Fig.1과 같이 製作하였다. 試驗片

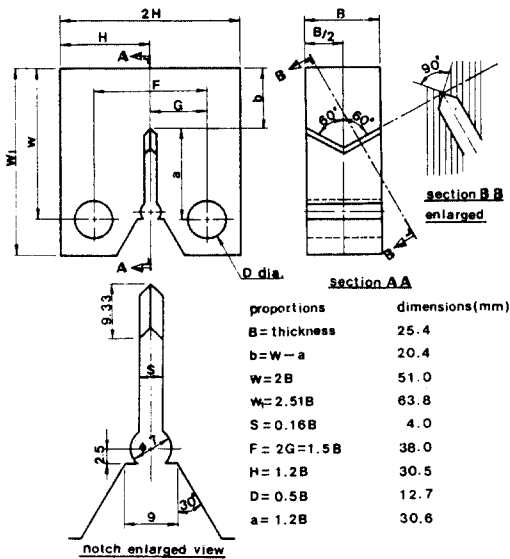


Fig. 1 Configuration and dimensions of compact tension specimen

의 熱處理는 830°C에서 40분간 유지한 후 油冷하고 200°C에서 2시간 뜨임하여 이것을 熱處理材(H. T.)로 표시하였다. 또 이온窒化處理는 熱處理한 試驗片을 研磨한 후 아세톤으로 세척하고 爐의 陰極에 설치한 다음 25% N<sub>2</sub>가스와 75% H<sub>2</sub>가스를 혼합한 NH<sub>3</sub> 가스를 使用하여 5 torr, 500°C에서 4시간동안 이온窒化處理한 후 爐冷하여, 이것을 이온窒化處理材(I. N.)로 표시하였다.

室溫 및 低溫에서의 機械的 性質과 破壞靱性試驗은 環境체임버(environmental chamber Instron model 3111)를 萬能材料試驗機(Instron model 1137, 15 tonf)와 電氣油壓서보式 萬能疲勞試驗機(Instron model 1331, 10 tonf)에 附着하여 實驗하였다. 實驗裝置의 概略圖는 Fig. 2와 같다. 環境체임버에 液化 CO<sub>2</sub>가스를 사이론형의 bombe로부터 自動으로 供給하였으며, 環境체임버의 自動溫度調節裝置와 디지털溫度計(model 9313)를 使用하여 爐内の 溫度를 補整하였다. 實驗溫度는 室溫 0°C, -10°C, -30°C, -50°C, -70°C로 하였으며, 溫度差는 ±1°C 이내로 유지하였다.

균열길이는 移動顯微鏡(×25)을 이용하여 表面에서의 길이를 測定하였다. 彈塑性破壞靱性 J<sub>IC</sub>의 試驗은 ASTM E 813-81 規定에 따라 單一試驗片인 除荷

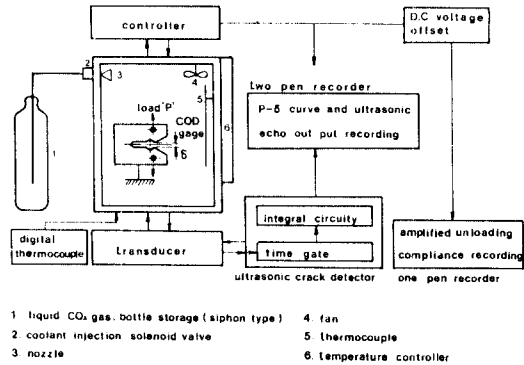


Fig. 2 Block diagram of fracture experiments and low environmental chamber

컴플라이언스法으로 實驗하였다. 荷重-荷重線變位를 구하기 위하여 常溫에서는 5mm COD 게이지를, 低溫에서는 10mm 低溫用 COD 게이지를 使用하였다.

除荷컴플라이언스를 구하기 위해 제로 서프레이션(zero suppression) 裝置를 製作하여 P와 δ를 각각 10배씩 擴大하였으며 除荷는 10% 範圍內에서 行하였다. 初期 除荷컴플라이언스는 彈性 區間에서 最大荷重의 30% 程度에서 測定하였다. 豫균열 挿入은 室溫에서 應力比 R=0.05, 周波數 f=20Hz, 정현파 K<sub>r</sub>=0.5K<sub>Q</sub>의 條件으로 약 1.6 mm 挿入하였다. 破斷面觀察은 走査型電子顯微鏡(SEM, JEOL, JSM 35CF)을 使用하였다.

균열進展量 Δa는 Donald式<sup>16)</sup> (2)와 Saxena-Hudak式<sup>17)</sup>의 (3)을 使用하여 식(1)로부터 구하였다. 균열비 a/w는

$$a/w = 1.000196 - 4.06319Ux + 11.249Ux^2 - 70.6043Ux^3 + 464.335Ux^4 - 650.677Ux^5 \quad (1)$$

$$Ux = \frac{1}{(B \cdot E \cdot V_{LL}/P)^{1/2} + 1} ; \text{Donald} \quad (2)$$

$$Ux = \frac{1}{\{B \cdot E \cdot V_{LL}/P (1 - \nu^2)\}^{1/2} + 1} ; \text{Saxena-Hudak} \quad (3)$$

여기서 B : 試驗片 두께(mm)

E : 彈性係數(Young's modulus, GPa)

ν : 포아송비(poisson's ratio)

P와 V<sub>LL</sub> : 除荷에 의하여 減少된 荷重과 變位の 크기

彈塑性破壞靱性值 J는 Merkle-Corten의 簡便式<sup>18)</sup> (4)를 使用하여 計算하였다.

$$J = \frac{A}{B \cdot b} f(a/w) \quad (4)$$

$$f(a/w) = 2(1 + \alpha)/(1 + \alpha^2)$$

$$\alpha = \{(2a/b)^2 + 2(2a/b) + 2\}^{1/2} - (2a/b + 1)$$

여기서  $A$ : 荷重-荷重線變位曲線 아래의面積( $kJ$ )  
 $b$ : 리가멘트幅(ligament width,  $W-a$ ,  $mm$ )  
 $a$ :豫균열길이( $mm$ )  
 $W$ : 試驗片的幅( $mm$ )

式(4)에서 구한  $J$ 값과 式(1)에서 구한 균열進展量  $\Delta a$ 의關係線圖에서 Joyce가 提案한 方法으로<sup>19)</sup>  $J_{1c}$ 를 評價하였으며 鈍化直線上에서劈開破壞가 發生할 때의  $J$ 값을  $J_c$  (cleavage fracture)로 나타내었다.

### 3. 實驗結果 및 考察

#### 3.1 金屬組織觀察과 硬度變化

Photo. 1은 熱處理材와 이온窒化處理材의 金屬組織 寫眞이다. 熱處理材 (a)는 배나이트와 마르텐사이트의 針狀組織으로 되어 있다. 이온窒化處理材의 (b)

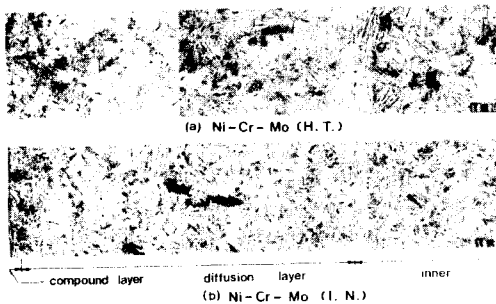


Photo. 1 Change of continous micro-structure from surface to inner in heat-treated and ion-nitrided Ni-Cr-Mo steel

는 2% 나이탄 溶液으로 腐蝕시켰을 때 最外層의 化合物層은 희게 보이고 擴散層은 배나이트와 마르텐사이트의 微細한 組織으로 되어있으며 表面으로부터 약  $200\mu m$  깊이의 組織은 熱處理材의 組織과 微少한 差異를 나타내고 있다. 이는 窒化處理材의 内部組織이 熱處理材의 組織을 그대로 保存한다고 하는 Jack과 Stony의 報告<sup>20)</sup>와는 다르다. 그 이유는 이온窒化處理溫度가 熱處理의 뜨임溫度보다 높았기 때문에 微少한 組織變化가 생긴것으로 생각된다.

Photo. 2는 室溫에서 이온窒化處理材의 引張試驗片에 대한 破斷面寫眞을 나타내고 있다. (a)는 이온窒化處理效果 때문에 圓周方向으로 균열의 세레이션 (serration)이 局部的으로 생겼다. 이것은 延性的 母相과 脆性인 窒化層의 延性差異 때문으로 생각된다. (b)는 脆性破壞한 窒化層과 延性破壞한 母相을 나타

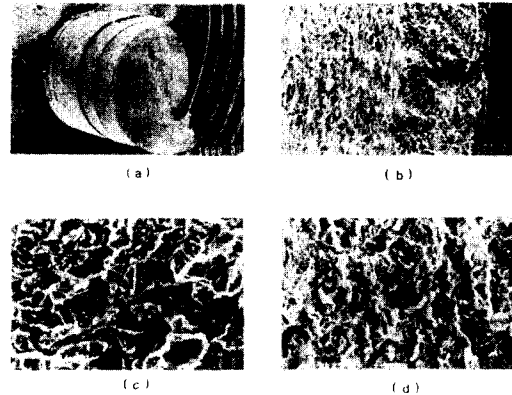


Photo. 2 Scanning electron micrographs of tensile fracture surface of ion-nitrided Ni-Cr-Mo steel

내고 있다. (c)와 (d)는 (b)에서 A부분의 窒化層과 B부분의 母相에 대한 破斷面을 각각 600배로 擴大한 것으로 (c)는 格子劈開面(cleavage facet)을 보여주고 있으며 (d)는 딤플(dimple)현상을 나타내고 있다.

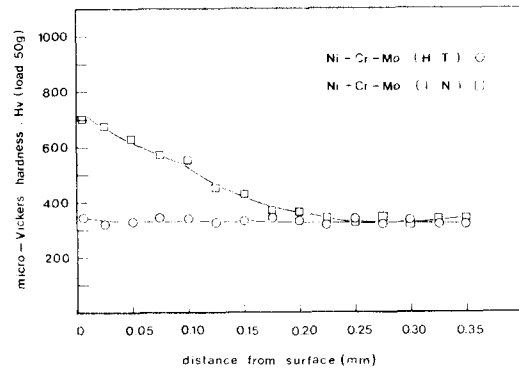


Fig. 3 Variation of hardness distribution from the surface of heat-treated and ion-nitrided Ni-Cr-Mo steel

Fig. 3은 熱處理材와 이온窒化處理材의 硬度를 測定한 結果이다. 硬度試驗은 마이크로 비커스硬度計를 使用하였으며 荷重  $50gf$ , 荷重時間 30초로 하여 測定하였다. 熱處理材의 硬度는  $Hv=340$  정도 거의 均一한 硬度를 나타내었으며 이온窒化處理材는 Fig. 4와 같이 Ni, Cr, Mo 등의 元素가 侵入形元素인 窒素와 반응하여 安定된 窒化物을 形成하고<sup>21)</sup> 固溶解된 窒素와 析出된 窒化物에 의하여 格子變形이 일어나므로<sup>22)</sup> 表面硬度는  $Hv=700$ 으로 대단히 높게 나타났으며 内部로 들어 갈 수록 점점 減少하다가 약

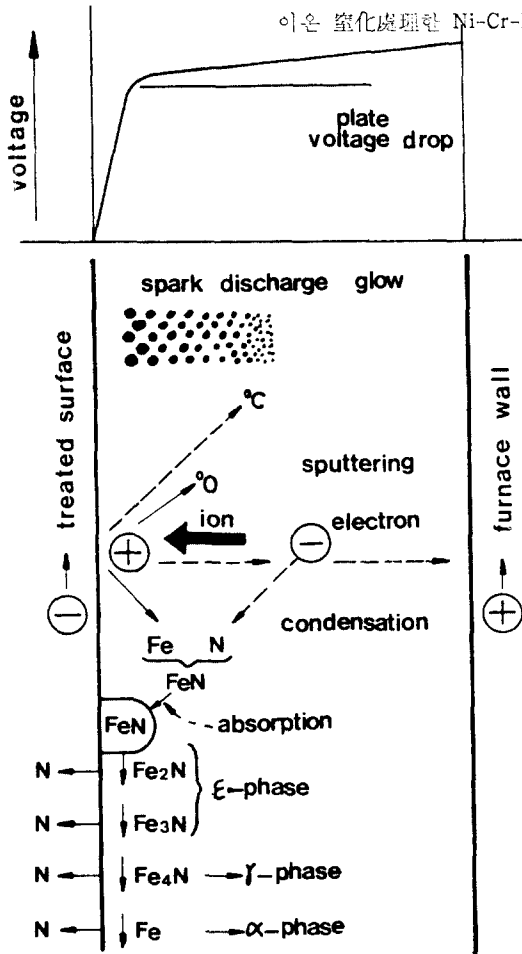


Fig. 4 Specimen surface reaction of ion nitriding

200 $\mu\text{m}$  이상의 깊이에서는  $H_v = 350$ 으로 거의 一定한 값을 나타 내었다. 따라서 前述한 組織觀察과 硬度試驗으로부터 窒化層 깊이는 약 200 $\mu\text{m}$  임을 알 수 있다. 그리고 窒化處理溫度에 의한 内部組織의 硬度變化는 거의 없음을 알 수 있다.

3.2 窒化層 生成物의 分析

Fig. 5는 25%  $\text{N}_2$ 와 75%  $\text{H}_2$ 의 混合가스를 사용하여 5 torr, 500°C에서 4시간 이온窒化處理한 試驗片 表面으로부터의 X線 回折패턴(X-ray diffraction pattern)을 나타낸 것이다. 窒化層은 表面에서  $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$ 相으로 存在하며, 表面으로부터 微小깊이 100  $\mu\text{m}$  程度에서 窒素가  $\alpha$ -페라이트에 固溶되어 있다. 따라서 化合物層은 주로  $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}\text{N}$ 相과  $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$ 相으로 이루어져 있다는 Clayton<sup>23)</sup> 등의 報告와는 다르게 나타났다. 이것은 이온窒化處理의 造成가스 농도와 窒化條件, 炭素의 함유량등에 따라 窒化層깊이가 다

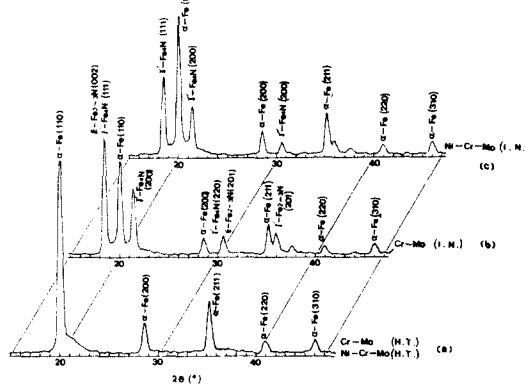


Fig. 5 X-ray diffraction pattern obtained from the surface of Ni-Cr-Mo steel ion-nitrided for 4hr at 500°C, 5 torr

르며 低炭素鋼에서의 窒化層은  $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$ 相으로 나타 난다는 山中<sup>24)</sup>의 報告와 같 일치 하였다.

3.3 溫度變化에 대한 破壞靱性評價

Fig. 6의 (a)~(f)는 各溫度 R.T., 0°C, -10°C, -30°C, -50°C 및 -70°C에 대한 熱處理材의  $J\text{-}\Delta a$  關係를 나타내었다. Landes과 Begley<sup>5)</sup>는 균열의 鈍化와 成長過程을  $J\text{-}\Delta a$  曲線으로 說明하였으며 균열이 鈍化될 때의  $J\text{-}\Delta a$  關係를 다음과 같이 나타내었다.

$$J \approx 2 \sigma_{fs} \Delta a$$

여기서  $\sigma_{fs}$ : 流動應力(mean flow stress)

$\Delta a$ : 균열鈍化過程에서의 균열進展量

上部溫度領域(upper shelf region)에서 除荷킬플라이언스에 의해 推定된 균열進展量  $\Delta a$ 와 荷重-荷重線變位曲線 아래의 面積으로부터 구한  $J$ 값과의 交點에서 安定破壞開始의 破壞靱性  $J_{in}$ 을 구하였다. 이것이 ASTM E 813-81規定의 附帶條件을 滿足할 때  $J_{IC}$ 로 評價하였다. 그러나 下部溫度領域(lower shelf region)에서는 鈍化直線上에서 破壞되어 安定 균열進展이 확인되지 않았다. 이와같은 劈開破壞의  $J$  값을  $J_C$ (cleavage fracture)로 나타내었다.

除荷킬플라이언스법은 균열進展량을 直接測定하는 대신 균열이 성장함에 따라 變化하는 킬플라이언스變位량의 關係式으로부터 間接적으로  $\Delta a$ 를 구하는 방법이나, 脆性에 가까운 材料의 경우는 除荷킬플라이언스법으로 구한  $\Delta a_E$ 가 직접측정한  $\Delta a_M$ 과 같 일지않을 브이나<sup>12,13)</sup>, 延性材料에서는 직접측정한  $\Delta a_M$ 보다 상당히 過小評價됨이 報告되고 있다<sup>10,11)</sup>. 그리고 溫度, 材料의 物性值인 彈性係數 및 포아송비가 균열進展량에 影響을 미친다<sup>16,17,25)</sup>.

Fig. 6의 (a)~(f)에 있어서 Donald식과 Saxena

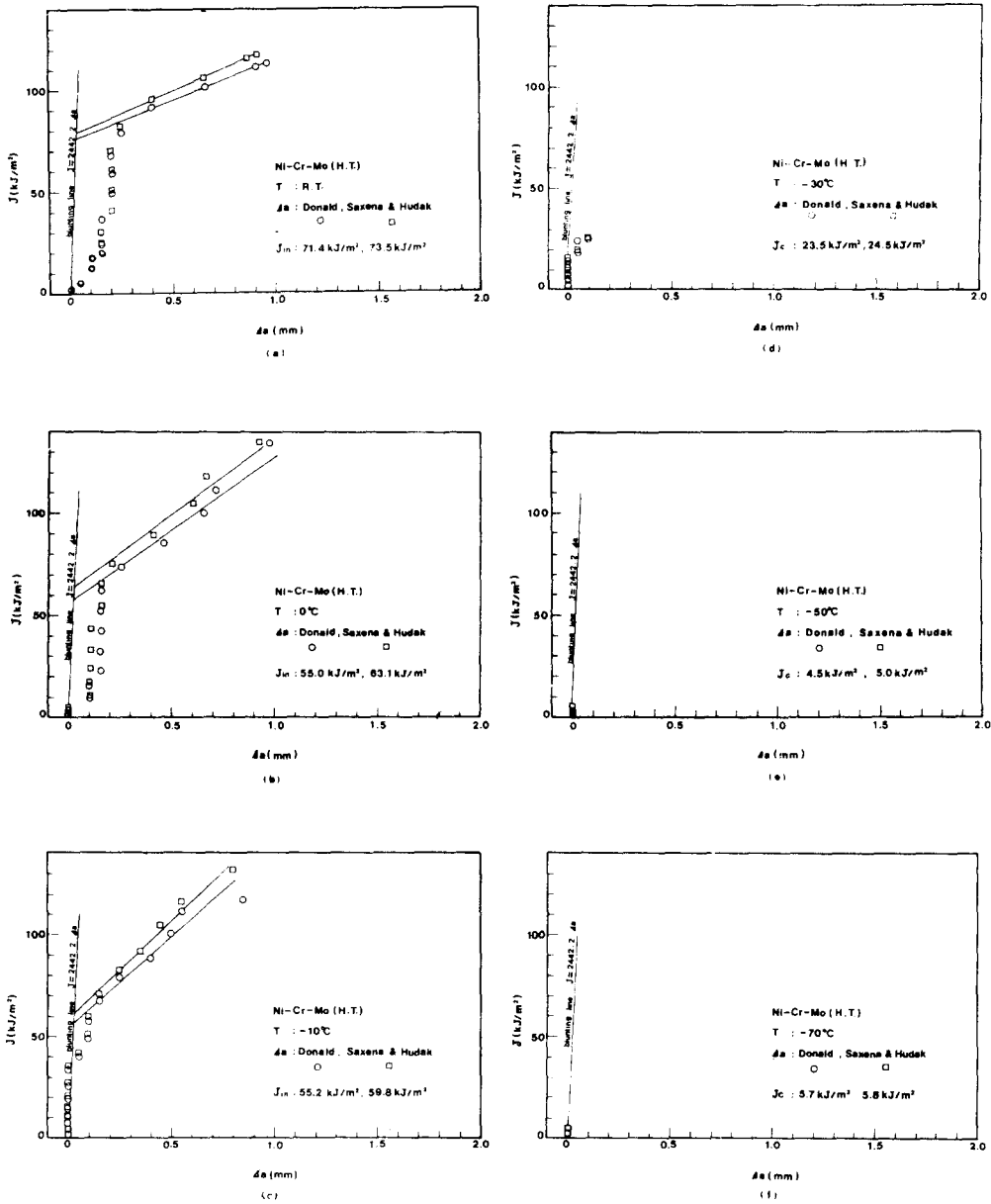


Fig. 6  $J$  versus  $\Delta a$  by the unloading compliance method of Ni-Cr-Mo(H.T.) at various temperature

—Hudak式에 의하여 각 온도에 대한 熱處理材의  $J_{in}$ 은 71.4kJ/m<sup>2</sup>, Saxena—Hudak 式에 의한  $J_{in}$ 은 73.5kJ/m<sup>2</sup> 이었다. 0°C에서는 55.0kJ/m<sup>2</sup>, 63.1kJ/m<sup>2</sup>, -10°C에서는 55.2kJ/m<sup>2</sup>, 59.8kJ/m<sup>2</sup>, -30°C에서는 23.5kJ/m<sup>2</sup>, 24.5kJ/m<sup>2</sup> 등을 각각 얻었다. 그러나 -50°C와 -70°C에서는 破壞가 延性균열鈍化過程에서 일어났으며 이때의  $J_c$ 값은 각각 4.5kJ/m<sup>2</sup>, 5.0kJ/m<sup>2</sup> 및 5.7kJ/m<sup>2</sup>, 5.8kJ/m<sup>2</sup>이었다. Ni-Cr-Mo 鋼의 熱處理材는 高強度材料이므로 遷移溫度

이상에서는  $J_{in}$ 이 ASTM E 813-83의 부대조건을 滿足하고  $J_{IC}$ 로 評價할 수 있었다. 그러나 -50°C 이하에서는 鈍化直線上에서 劈開破壞가 일어났다.

Fig. 7의 (a)~(f)는 각 온도에 대한 이온 窒化處理材의 경우 室溫에서 Donald式과 Saxena—Hudak 式에 의하여 구한  $J_{in}$ 은 56.2kJ/m<sup>2</sup>, 57.0kJ/m<sup>2</sup>, -10°C에서 51.7kJ/m<sup>2</sup>, 56.0kJ/m<sup>2</sup>—30°C에서 37.8kJ/m<sup>2</sup>, 42.1kJ/m<sup>2</sup>, -50°C에서는 22.5kJ/m<sup>2</sup>, 25.7kJ/m<sup>2</sup>이 각각 얻어졌다. 그러나 熱處理材보다 낮은

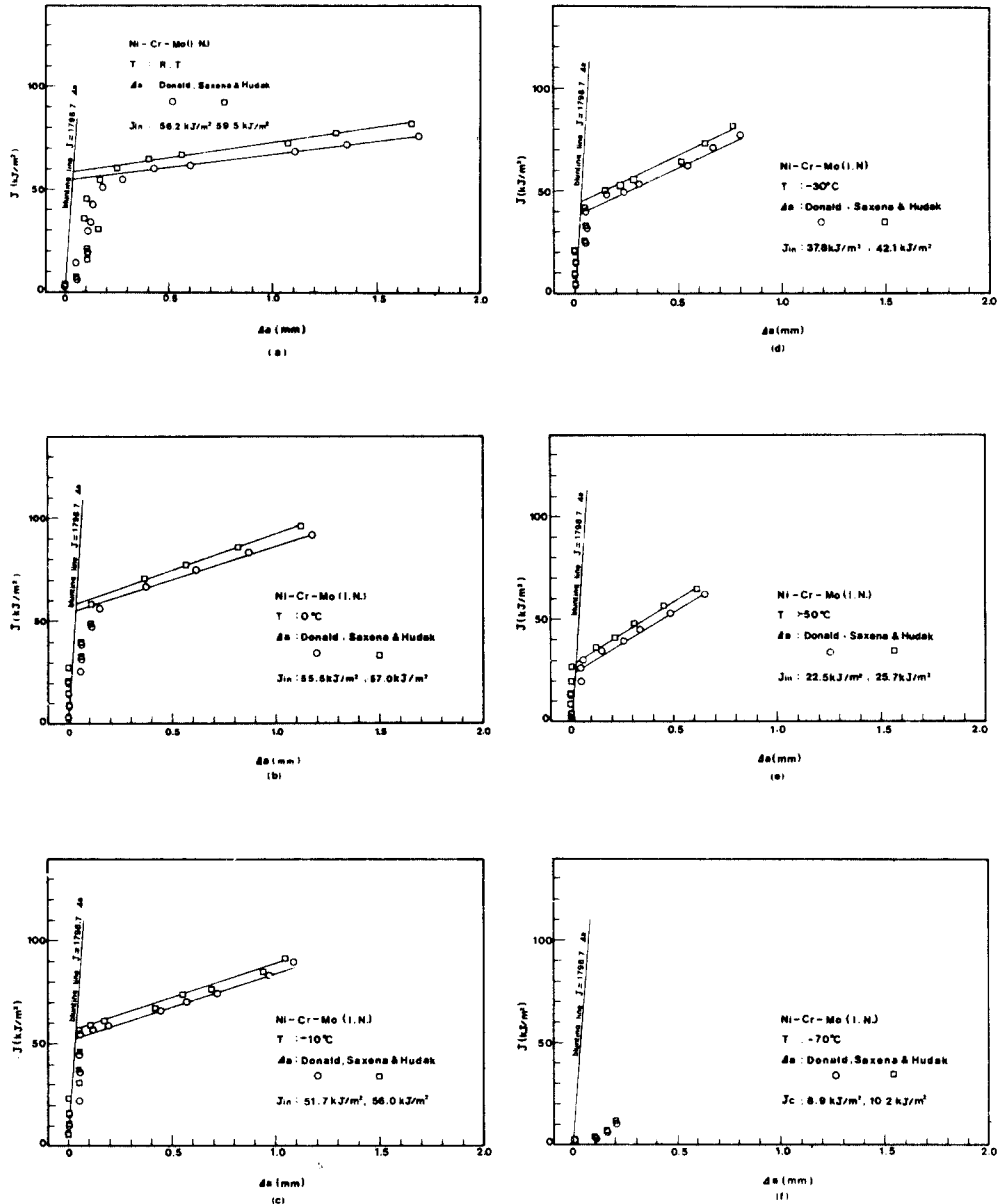


Fig. 7  $J$  Versus  $\Delta a$  by the unloading compliance method of Ni-Cr-Mo(I.N.) at various temperature

溫度인  $-70^\circ\text{C}$ 에서는 균열鈍化過程中에서 破壞가 일어났으며, 이때  $J_{Ic}$ 값은  $8.9 \text{ kJ/m}^2$ ,  $10.2 \text{ kJ/m}^2$  이었다.

Fig. 8과 Fig. 9는 각 온도에 대한 熱處理材와 이온窒化處理材의 引張強度, 降伏強度 및 破壞靱性値의 溫度와의 關係인  $\sigma-T$  ( $^\circ\text{C}$ )와  $J-T$  ( $^\circ\text{C}$ )의 關係를 나타내었다. 熱處理材와 이온窒化處理材의 引張強度와 降伏強度는 溫度가 低下할수록 커지므로 硬

化됨을 알 수 있다.

彈塑性破壞靱性値는 上部溫度領域에서는 劈開破壞가 일어나지않고 安定延性균열이 발생하게 된다. 이때, Donald式과 Saxena-Hudak式을 使用하여 균열進展量을 구하면 微少한 差異가 있음을 알 수 있었다. 이것은 Table 2의 彈係數와 泊아승비가 균열進展量에 影響을 미치고 있음을 보여준다. 그러나 溫度

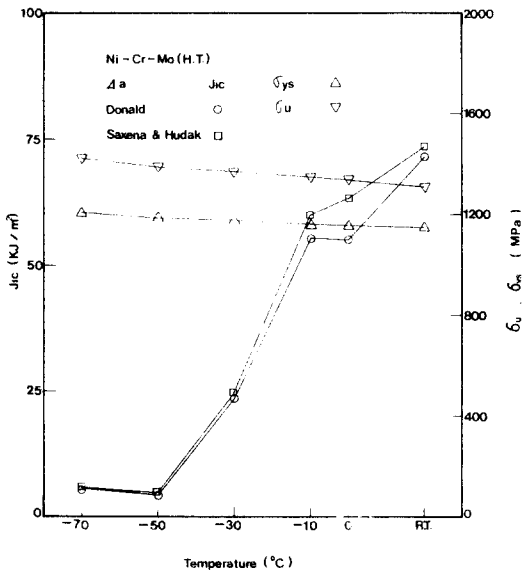
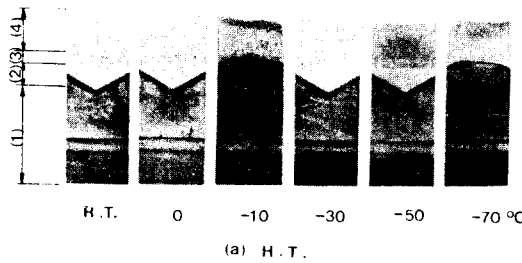
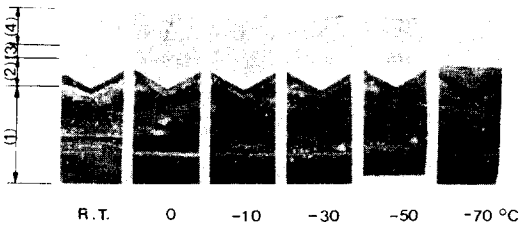


Fig. 8 Temperature dependence of the fracture toughness and tensile strength of Ni-Cr-Mo steel(H.T.)



(a) H.T.



(b) I.N.

Fig. 9 Temperature dependence of fracture toughness and tensile strength of Ni-Cr-Mo steel(I.N.)

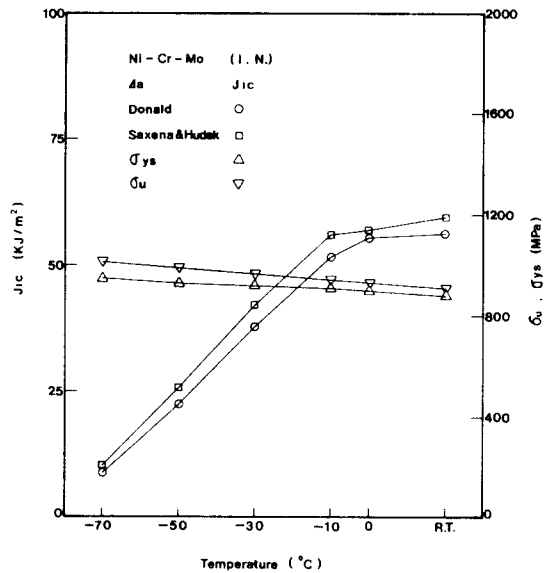
가 低下함에 따라  $J_{ic}$  값이 점점 減少하는 範圍가 있으며, 이를 遷移溫度領域이라 한다. 遷移溫度領域에서는 安定균열進展을 수반하는 延性破壞와 劈開破壞가 공존하였다. 下部溫度領域에서는 균열鈍化過程에서 劈開破壞가 발생하였으며,  $J_{ic}$  및  $J_{a}$ 도 작아지

면서 균열進展량에 미치는 韌性係數와 크랙속의 影響은 거의 무시될 정도로 미소하였다.

이온窒化處理材의 경우 上部溫度領域에서는 彈塑性破壞靱性値가 熱處理材에 비해 작게 나타났다. 그러나 溫度가 低下함에 따라 이온窒化處理材가 熱處理材보다 높게 나타났다. 따라서 本材料를 低溫環境에서 使用할 경우 이온窒化處理效果에 의해 靱性이 향상됨을 알았다.

### 3-4. 破面解析

Photo. 3의 (a), (b)는 각 溫度에 대한 熱處理材와 이온窒化處理材의 巨視的 破面을 表示한 것이다.



(1) Machine notch (2) Fatigue precrack (3) Crack extension (4) Fatigue fracture  
Photo. 3 Fracture surfaces of Ni-Cr-Mo steel

(a)의 熱處理材에서는 安定균열이 發生, 成長하면서 平面應力의 影響 때문에 균열이 成長할수록 균열先端이 弓形으로 굽힌 터널링(tunneling) 現象을 나타내었다. 이 現象은 溫度가 低下한 수록 減少하면서 -30 $^{\circ}\text{C}$  以下에서는 脆性破壞舉動을 나타내었다. (b)의 이온窒化處理材는 熱處理材보다 균열先端의 터널링 現象이 적게 나타났으며, 試驗片두께 方向의 단면 수축은 微視的으로 判別할 수 없을 정도로 미소하였다. 이것은 이온窒化處理에 의한 表面硬化層의 靱性拘束 때문에 平面變形率에 미칠 影響으로 생각된다. 그리고 -70 $^{\circ}\text{C}$ 에서 脆性破壞面을 나타내었다.

Photo. 4와 Photo. 5는 각 溫度에 대한 熱處理材와



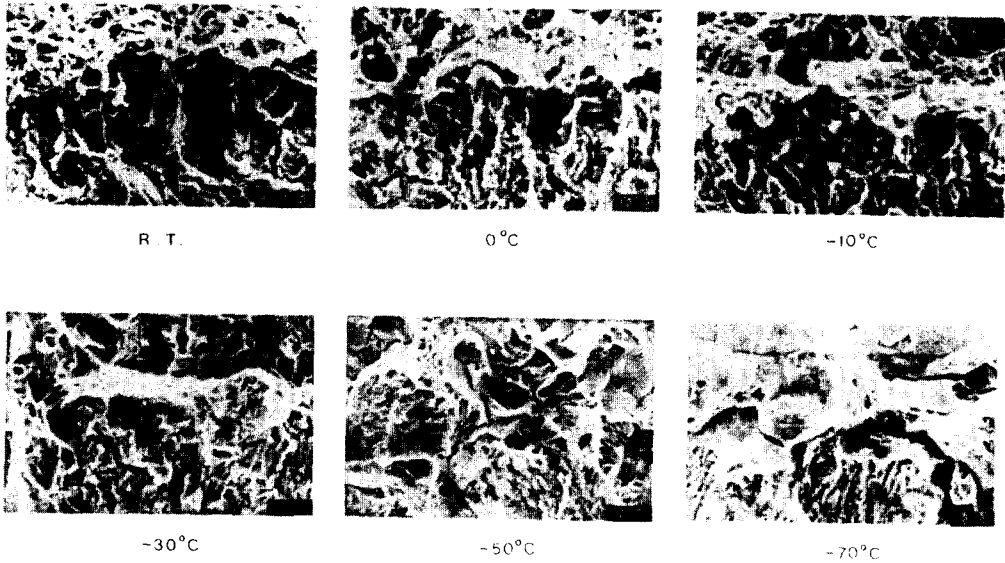


Photo. 4 Fractographs of the stretched zone of heat-treated Ni-Cr-Mo steel at various temperature

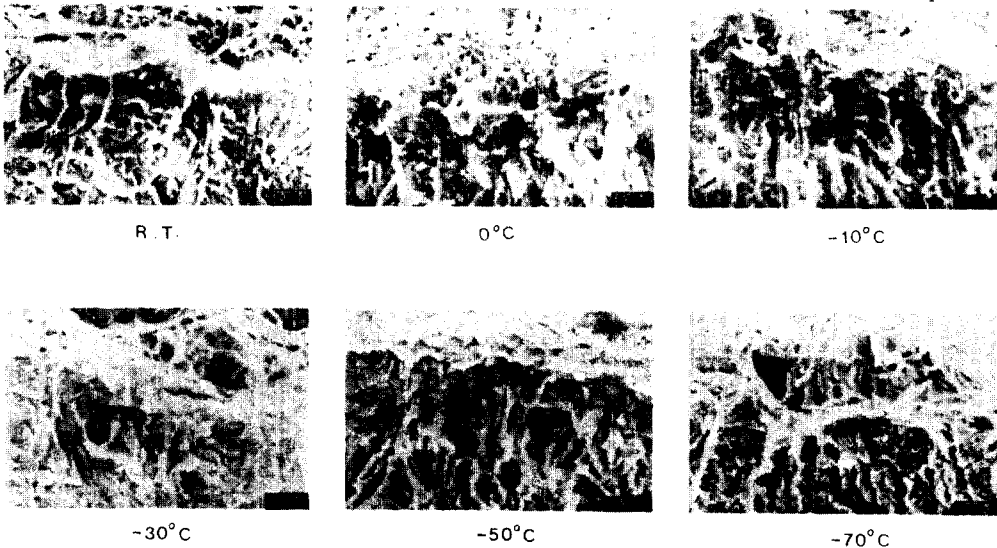


Photo. 5 Fractographs of the stretched zone of ion-nitrided Ni-Cr-Mo steel at various temperature

이온窒化處理材의 스트레치존 領域의 SEM 寫眞이다.

室溫에서 熱處理材는 豫균열의 先端部에서 슬립 分離(slipping off gride place decohesion)에 의해 생겨난 스트레치존은 거의 밴드(band) 形狀으로 存在하며, 스트레치존 前緣(front)에 딤플(dimple)이 발생하였다. 溫度가 低下함에 따라 예균열 先端에서 스트레치존과 딤플이 공존하면서 安定인열균열이 아닌 脆性破壞現象으로 나타났으며,  $-30^{\circ}\text{C}$ 에서는 예균열 先端에서 粒界, 劈開破壞가 발생하였으므로 스트레치존은 觀察할 수 없었다.  $-50^{\circ}\text{C}$ ,  $-70^{\circ}\text{C}$ 에서는

균열鈍化直線上에서 거의 完全劈開破壞가 발생하였다.

Photo. 5의 이온窒化處理材는 이온窒化處理에 의한 表面硬化로 예균열 先端의 靱性鈍화가 적었으므로 스트레치존의 境界가 不明確하였다. 이와같은 現象은 溫度가 低下할수록 더욱 현저하였다.  $-50^{\circ}\text{C}$ 에서 延性-脆性破壞의 遷移領域이 생겼으며,  $-70^{\circ}\text{C}$ 에서 균열 先端에서 거의 完全劈開破壞가 일어났다.

Photo. 6과 Photo. 7은 각 溫度에 대한 熱處理材와 이온窒化處理材의 스트레치존 前緣(front)에 발생하는 딤플領域의 SEM 寫眞들이다. 딤플의 形成過程은

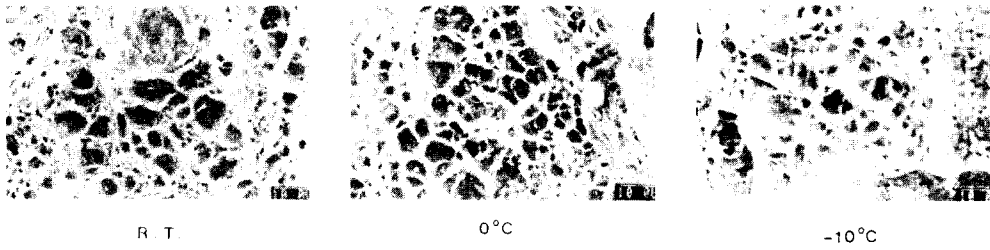


Photo. 6 Fractographs of the dimple zone of heat-treated Ni-Cr-Mo steel at various temperature

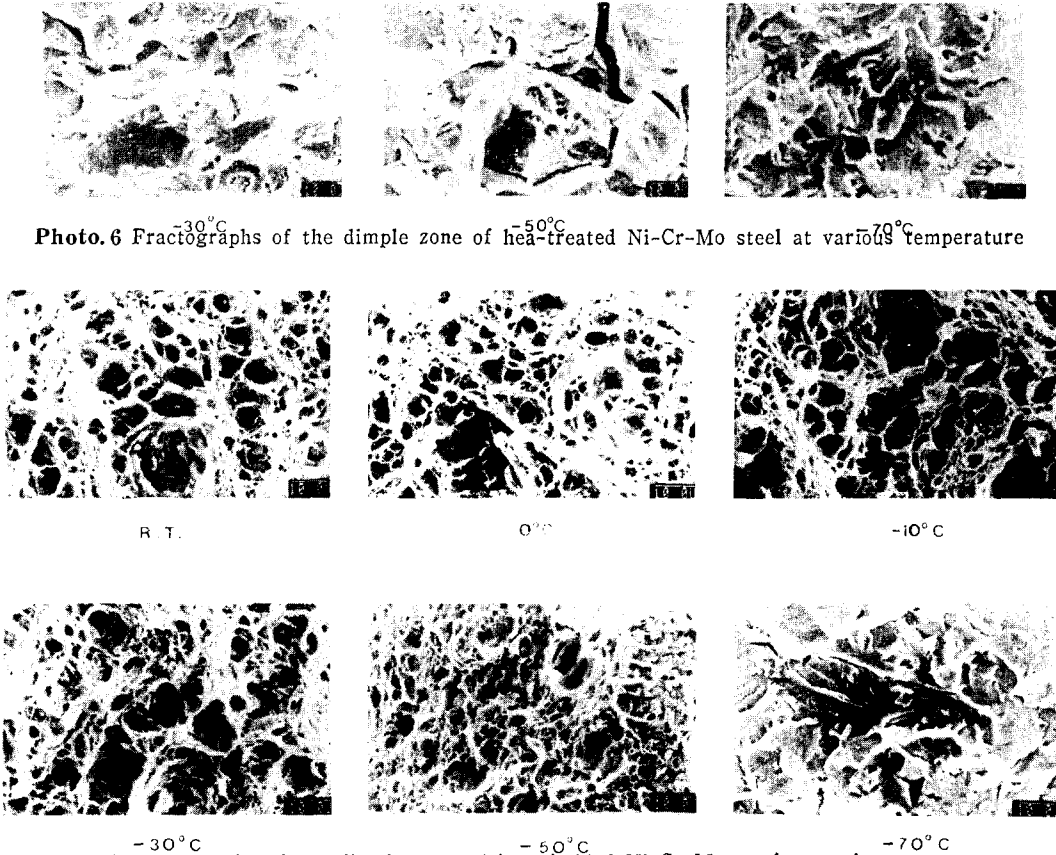


Photo. 7 Fractographs of the dimple zone of ion-nitrided Ni-Cr-Mo steel at various temperature

제2相 内部의 無限한 微小介在物과 缺陷에서 發生하는 微小 空洞이 結合하여 形成된다고 보고되어져 있다<sup>26)</sup>.

Photo. 5의 窒溫, 0°C, -10°C에서 熱處理材의 上部溫度領域에서는 介在物 및 微小空洞에 의한 比較的 均一한 크기의 딴플이 觀察되었으며 이는 全斷面에 그 相組織에 관계없이 發生하였다. 下部溫度領域에서 母相인 페라이트組織은 塑性拘束에 의하여 劈開破壞로 되고 第2相 組織은 딴플로 나타났으나 -70

°C에서는 全面이 劈開破斷面으로 나타났다.

이온窒化處理材는 이온窒化處理效果에 의한 表面 組織變化 및 機械的 性質變化에 따라 表面 硬化層과 内部의 不均一性質 때문에 딴플領域에서 큰 空洞과 작은 空洞이 存在하고 딴플의 깊이도 크게 나타났다. 溫度的 低下에 따라 딴플의 크기가 작게 나타났으며, 上部溫度領域과, 下部溫度領域의 -30°C까지는 全面에 걸쳐 發生하였다. -50°C에서 延性和 脆性破壞의 遷移領域이 나타났고 미소한 딴플破壞에

약간의 劈開破壞가 존재하였다.  $-70^{\circ}\text{C}$ 에서 完全한 劈開破壞가 발생하였으며 下部溫度領域은 熱處理材에 비하여 微細한 덩클로 支配的이므로 靱성이 높은 것을 알 수 있다.

각 溫度에 대한 熱處理材와 이온窒化處理材의 shear lip 現象은 Photo. 2와 Photo. 3의 破斷面의 巨視的觀察에서는 관찰할 수 있었으나 SEM 관찰에서는 熱處理材의 경우  $-10^{\circ}\text{C}$ 까지 shear lip 현상이 나타났으나  $-30^{\circ}\text{C}$  이후에는 관찰되지 않았다. 이것은 低溫脆性破壞現象에서 脆성에 가까운 材料는 shear lip 및 균열 鈍화현상이 적어진다는 schijve의 報告<sup>1)</sup>와 잘 일치하고 있다.

그러나 이온窒化處理材의 경우에는 窒溫에서도 觀察되지 않았다. 이는 이온窒化處理에 의한 試驗片表面의 硬化에 따른 平面變形率의 影響에 因하다.

#### 4. 結 論

Ni-Cr-Mo 鋼을 熱處理한 후 25%  $\text{N}_2$  가스와 75%  $\text{H}_2$ 가스의 混合가스를 使用하여 5 torr,  $500^{\circ}\text{C}$ 에서 4 시간동안 이온窒化處理한 CT 試驗片에 대해서 金屬組織觀察 靱度變化 및 窒化層을 分析하고 遷移溫度領域에 대한 破壞靱성의 變化特性和 破壞機構 및 破面解析 등을 熱處理材와 比較 고찰한 結果는 다음과 같다.

1. 이온窒化處理에 의한 化合物層은  $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$  相으로 구성되어 있으며, 窒化層의 깊이는 表面에서 약  $200\mu\text{m}$ 였다. 窒化層의 脆性때문에 引張試驗片 表面에 圓周方向으로 균열의 새테이션(serration)이 생겼다.

2. 彈塑性破壞靱성과 균열進展量曲線에 있어서 上部溫度領域에서는 延性引裂安定破壞로 進行되고, 遷移溫度領域에서는 鈍化直線上에서 턱개파괴와 安定균열成長이 共存하며, 下部溫度領域에서는 鈍化直線上에서 破壞하였다.

3. 遷移溫度領域은 熱處理材에서  $-30^{\circ}\text{C}$  근방이며, 이온窒化處理材의 遷移溫度가 熱處理材보다 低溫쪽에 있으므로 低溫에서 이온窒化效果가 크게 나타났다.

4. 單一試驗片法인 除荷킴플라이언스法은 遷移溫度領域의 破壞機構를 규명하는데 經濟적이고 合理的인 方法이었으며, 이온窒化處理材는 측면 shear lip 을 출일 수 있기때문에 平面變形率條件을 滿足시킬 수 있다.

5. 이온窒化處理材의 SEM破斷面은 表面硬化와 內

部の 不均質性 및 塑性鈍화에 의하여 熱處理材에 비해 스트레치존의 境界가 不明確하였으며 下部溫度領域에서 微細한 덩클이 支配的이므로 靱성이 높은 것을 알 수 있다.

#### 參 考 文 獻

- 1) 山中久彦, "イオン窒化法", 日刊工業新聞社, pp. 103-105, 1976
- 2) Sutton, H., "Fatigue Properties of Nitrided Steel", Metal Treatment, Vol. 2, pp. 88-92, 1986
- 3) Edenhofer, B. and T.J. Bewley, "Low-Temperature Ion-nitriding", Heat Treat., The Metals Society, pp. 7-13, 1976
- 4) Homerberg, V.O. and J.P. Walsted, "A Study of the Nitriding Process-Part I", ASST Nitriding Symposium, 1929
- 5) Begley, J.A. and J.D. Landes, "Fracture Toughness", ASTM STP 514, pp. 1-20, 1972
- 6) ASTM Standard, E 813-81, "Standard Test Method for  $J_{IC}$  a Measure of Fracture Toughness", American Society for Testing and Material, pp. 762-780, 1981
- 7) TSME S 001-81, "彈塑性破壞靱性  $J_{IC}$  試驗方法", 日本機學會械, 1981
- 8) Kobayashi, H. and H. Nakamura, ASTM STP 856, pp. 3-8, 1984
- 9) Dawes, M.G., ASTM STP 668, pp. 307-310, 1980
- 10) Earnst, H.A., et al., "Fracture Toughness", ASTM STP 743, pp. 476-502, 1981
- 11) Vassilaros, M.G., et al., "Fracture Mechanics", ASTM STP 700, pp. 251-270, 1980
- 12) Clarke, G.A., et al., "Mechanics of Crack Growth", ASTM STP 590, pp. 27-42, 1976
- 13) Clarke, G.A., "Fracture Mechanics", ASTM STP 743 pp. 553-575, 1981
- 14) Lai, M.O. and W.G. Ferguson, "Relationship between the Shear Lip Size and the Fracture Toughness", Material Science and Engineering, pp. 183-188, 1980
- 15) Schijve, J., "Shear Lips on Fatigue Fracture in Aluminum Alloy Steel Material", Eng. Frac. Mech., Vol. 14(4), pp. 789-800, 1981
- 16) Donald, K. and D. Schmidt, "Rotational Ef-

- fects on Compact Tension Specimens", Presented at the ASTM, E 24: 01:09, Task Group Meeting on Elastic-Plastic Fracture of Norfolk, VA, March, 1977
- 17) Saxena, A. and S.J. Hudak Jr., "Review and Extension of Compliance Information for Common Crack Growth Specimens", Int. J. Frac., 14, pp.453-468, 1978
- 18) Merkle, J.G. and H.T. Corten, "A  $J$  Integral Analysis for The Compact Specimen Considering Axial Force as well as Bending Effects", J. Pressure Vessel Technol. pp.286-292, 1974
- 19) Joyce, J.A. and J.P. Gudas, "Elastic-Plastic Fracture", ASTM STP 668, pp.451-468, 1979
- 20) Jack, D.H. and I.M. Stoney, Second, J. Metall., 1, pp.217-220, 1972
- 21) Jack, K.H., "Heat Treatment", London, The Metals Society, pp.39-40, 1973
- 22) 會根匠, 山中久彦, 日本金屬學會誌, Vol. 41, pp.621-624, 1977
- 23) Clayton, D.B. and K. Sachs, "Heat Treatment", London, The Metals Society, pp.2-4, 1976
- 24) 山中久彦, "他の窒化法の處理特性比較," 金屬材料, Vol.15, No.7, pp.26-37, 1975
- 25) 小林英男, "遷移溫度領域におけるへき開破壊じん性と破壊抵抗曲線の評價," 日本機械學會論文集, A編, 52卷 473號, pp.143-149, 1986
- 26) Meyn, D.A., "Lase Histories Illustrating Fractographic Analysis Techniques", ASTM STP 645, pp.42-72, 1978



☆ 뉴

☆ 스

● 국제 학술대회 개최 안내 ●

제1차 실험 열전달, 유체역학 및 열역학 국제회의

—First World Conference on Experimental Heat Transfer,  
Fluid Mechanics and Thermodynamics—

주 관 : 미국 기계학회, 미국 화학공학회, 소련 열 및 물질전달학회, 일본 열전달학회, 일본 화학공학회, 아시아 태평양 에너지, 열 및 물질전달 지학센터, 유고슬라비아 공학회

분 야 : 열전달, 유체역학 및 열역학의 모든 부문에 대한 실험, 이론, 해석 및 수치적 연구

일 시 : 1988년 9월 4~9일

장 소 : 유고슬라비아 두브로브니크