

◎ 論 文

크롬合金鋼의 動的破壞靱성에 미치는 이온窒化處理의 영향⁺

吳世旭* · 尹漢基** · 張來雄*** · 金伎徹****

(1988년 4월 13일 접수)

Influence of Ion-Nitriding on Dynamic Fracture Toughness in Cr Alloy Steels

Sea-Wook Oh, Han-Ki Yoon, Rae-Woong Chang and Ki-Chol Kim

Key Words; Ion-Nitriding(이온窒化處理), Instrumented Impact Test(計裝화된 衝擊試驗), Dynamic Fracture Toughness(動的破壞靱性), Impact Value(衝擊值), Transition Temperature Region(遷移溫度領域)

Abstract

The dynamic fracture toughness, K_{I_d} , is measured in the heat-treated and ion-nitrided Cr-Mo, Ni-Cr-Mo steel using standard and Precracked Charpy specimens an instrumented impact machine. The value of K_{I_d} are determined as a fracture of yield strength and microstructure, and correlations are established between K_{I_d} and both the energy of initiate fracture, and the total energy of fracture. Since the K_{I_d} values of the precracked impact specimens are in accord with their theoretical ones, this testing method is sufficiently practical. The effect of ion-nitriding are found to be larger than the heat-treaded specimen.

1. 緒 論

材料的靱性評價는 前號^{1,2)}에서 언급한 破壞力學的理論을 바탕으로 한 破壞靱性, J 積分, COD 등과 破壞力學的理論에 기초를 두지 않은 살피 衝擊試驗, DWTT 등³⁾이 있다. 그러나 前者와 같은 破壞靱성의 測定法은 材料的 破壞學動解析에 매우 艱難한 情報를 提供하여 주지만 試驗片의 제작 및 實驗方法에

어려움이 있을 뿐만 아니라 주로 靜的인 特性과 약에 弱점을 두고 있기 때문에 材料的靱성이 荷重速度에 影響을 받는 경우에는 이 試驗結果만으로 實際 상황에 活用하기 어렵다. 後者는 簡便性和 經濟性을 갖고 있기 때문에 現場에서 많이 사용하고 있으나 이 試驗에서 얻어지는 情報 즉 흡수에너지와 遷移溫度 관계 등은 物理的意味가 희박하다는 문제점을 안고 있다⁴⁾. 그러나 動的인 破壞靱性值를 前者의 試驗法

⁺ 1987년도 한국해양공학회 추계 학술대회 발표(1987년 11월)

* 정회원, 동아대학교 공과대학 기계공학과

** 정회원, 동의대학교 공과대학 기계설계학과

*** 산업과학기술연구소 용접연구실 center장

**** 산업과학기술연구소 용접연구실 공정 연구 실장

으로 測定하는 것은 매우 어렵기 때문에 最近에는 개발된 샬피衝擊試驗法을 이용한 動的破壞靱性評價法이 개발되고 있다^{5,6)}. 이것은 計裝化샬피衝擊試驗機에 의해서 測定된 情報에 破壞力學的 理論을 도입하여 解析하는 試驗法의 간편성, 신속성, 경제성 등과 기존 破壞靱性試驗法의 合理性을 동시에 지닌 새로운 方法⁷⁻¹⁰⁾이라고 할 수 있다. 따라서 이들 相互間의 靱性關係 研究에 관심이 증대하고 있다. 動的破壞靱性的 信賴性을 向上시키기 위하여 疲勞균열삽입의 必要性을 많은 研究者들이 주장하고 있으나 피로균열을 삽입하는 공정은 매우 번거롭고 세심한 주의를 필요로 하기 때문에 샬피 衝擊試驗의 最大長點인 신속성, 간편성, 경제성을 크게 해친다. 따라서 피로균열을 挿入하지 않은 標準試驗片에서 破壞靱性值를 얻으려는 시도와 함께 그 타당성도 검토되고 있다. 廉^{11,12)} 등은 노치先端반경 및 노치形狀에 대한 靱性關係를 報告하고 있다. Kobayashi등⁹⁾은 窒化處理에 의한 表面硬化가 破壞靱性에 미치는 影響을 報告하고 있으며, Barsom등^{13,14)}은 衝擊흡수에너지와 破壞靱性 K_{Ic} 사이의 實驗的 關係式을 제시하여 標準試驗片의 實驗結果를 직접 破壞靱性值로 換算하므로써 샬피衝擊試驗의 長點을 活用하려 하였다. 또한 平面變形率破壞靱性 K_{Ic} 와 動的破壞靱性 K_{Ia} 의 關係에서 靜的인 試驗結果를 利用하여 動的的特性으로 換算이 可能한 方案을 제시하고 있으나 材料의 降伏強度에 따라 溫度軸 移動量이 달라져 區間別로 修正해야 하는 등의 불편한 면과 信賴度에 의문이었다^{15,16)}.

이러한 觀點에서 本 研究에서는 Cr-Mo, Ni-Cr-Mo 鋼의 熱理材處와 이온窒化處理材의 標準衝擊試驗片과 豫균열을 挿入한 衝擊試驗片을 使用하여 動的破壞靱性值를 測定하였다.

그리고 溫度변화에 대한 衝擊值와 K_{Ia} 의 거동을 考察하고, 動的破壞靱性評價에 미치는 溫度 및 이온窒化處理效果의 影響을 考察하였다.

2. 實驗裝置 및 方法

本 實驗에 使用한 材料는 市販 丸棒鋼 ($\phi 70mm$)을 관두께 30mm로 熱間鍛造한 構造用合金鋼인 Cr-Mo (SCM4) 및 Ni-Cr-Mo (SNM21) 鋼이며 그 化學的 成分은 Table 1과 같다.

引張試驗은 萬能材料試驗機 (Instron 1137, 15 ton)를 使用하였으며 크로스 헤드(cross head)의 速度를 0.1mm/min으로 하여 각 溫度에서 試驗한 機械的 性質은 Table 2와 같다.

衝擊試驗片은 T-I 방향으로 採取하고 그 形狀치수를 Fig.1과 같이 제작한 후 熱處理 및 이온窒化處理하였다. 試驗片의 종류는 ASTM E23에 規定된 標準샬피衝擊試驗片(SCVN)과 4mm의 deep notch¹⁷⁾와 試驗片 두께의 20%에 해당하는 side notch¹⁸⁾를 試驗片의 兩側面에 加工한 豫균열 試驗片(PCVN)을 使用하였다. PCVN試驗片은 ASTM STP 563¹⁹⁾과 菊田²⁰⁾등의 報告를 기초로 正面노치先端에 0.5~1.0 mm의 疲勞豫균열을 挿入하여 a/W 의 값이 0.45~

Table 1 Chemical composition (Wt, %)

Materials	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Cr-Mo (H. T.)	0.400	0.230	0.670	0.009	0.006	—	1.010	0.300
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	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Flow stress (MPa)	Elastic modulus E(GPa)	Elongation (%)	Poisson's ratio (ν)
Cr-Mo(H. T.)	1025	1115	1070	231	20	0.3
Cr-Mo(I. N.)	1011	1057	1034	229	9	0.3
Ni-Cr-Mo(H. T.)	1142	1301	1221	219	41	0.3
Ni-Cr-Mo(I. N.)	889	910	899	237	27	0.3

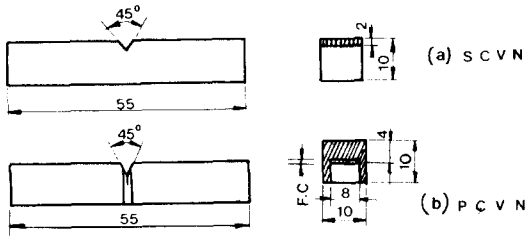


Fig. 1 Dimension of standard and precracked V-notch specimens (mm)

0.5로 되게 하였다.

各 種 類 의 試 驗 片 中 Cr-Mo鋼의 熱處理는 833°C에서 40分間 維持한 후 油冷(oil quenching)하고 550°C에서 2시간 뜨임(tempering) 하였으며, Ni-Cr-Mo鋼은 830°C에서 40分間 維持한 후 油冷하고 230°C에서 2時間 뜨임하여 이들을 熱處理材(H. T.)로 표시하였다. 熱處理한 試 驗 片 을 研 磨 後 아세톤으로 洗滌하여 油分과 不純物을 除去한 다음 爐의 陰極에 設置하고, 水素가스만을 使用하여 窒化溫度까지 加熱한 후 25% N₂, 75% H₂로 混合한 NH₃가스를 使用하여 爐內의 壓內을 5 torr, 500°C에서 4時間 窒化處理 및 爐冷한 것을 이온窒化處理材(I. N.)으로 表示하였다.

이온窒化處理裝置는 ULVAC社의 FIN-60VS type 을 使用하였다.

窒化層의 硬度分布는 마이크로 비커스 硬度計를 使用하였으며, 試 驗 荷重 50gf, 作動時間은 15s로 하였다. 窒化層의 分析은 電壓 40kV, 電流 15 MA, Mo, Ka를 使用한 X-ray 回折分析器 (Rigaku D/MAX-IIA)로써 實驗을 하였다.

窒化層의 組織은 走査型電子顯微鏡 (SEM, JEOL JSM35(GF))을 使用하여 觀察하였다.

動的破壞靱性值 測定을 하기 위하여 小피충격試 驗 片 의 豫균열은 衝擊試 驗 片 固定裝置 지그를 製作하고 센크식 반복굽임疲勞試 驗 機(Mori社)를 使用하여 應力比 R=0.1로 하여 실험하였다. 시험기의 應力樑에 스트레인 게이지를 부착하여 均열진전량을 측정하였다.

衝擊試驗은 펜듈럼식 衝擊試驗機의 해머에 計裝化 된 Amsler 衝擊試驗機를 使用하였다. 荷重信號는 Fig.2의 다이내믹 스트레인 증폭기 (dynamic strain amplifier)에서 디지털 記錄計(digital memory)에 일단 저장하였다가 오실로스코프(osilloscope)화면에 再生시켜 荷重-變位曲線을 X-Y記錄計에 복사하여 分析하였다.

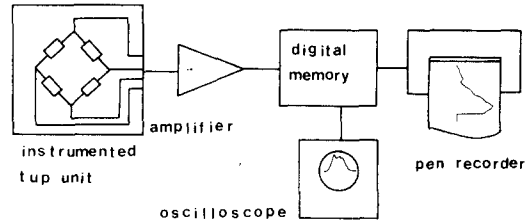


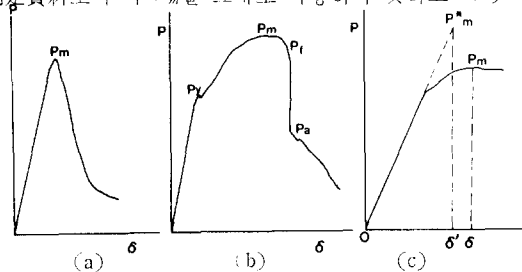
Fig. 2 Block diagram of instrumented Charpy impact testing

實驗溫度는 室溫에서 零下 75°C까지의 範圍에서 실시하였다. 해머의 初期 衝擊速度는 5.5m/s로 固定 하였으며 추의 충격에너지는 500J로 한 다음 試 驗 片 破斷시의 흡수에너지는 별도로 附屬된 換算裝置를 통하여 얻었다.

破壞靱性值를 算出하기 위한 荷重-變位曲線의 解析은 Fig.3의 개략도와 같다. 衝擊力에 의한 試 驗 片 의 破斷過程이 완전히 彈性的으로 이루어질 때에는 (a)와 같이 충격 개시점에서 最高荷重點(P_m)까지 直線的으로 荷重이 增加한 다음 곧 不安定 高速破壞를 일으키는데 이 때 P_m은 그대로 破壞靱性值를 求하는데 중요한 數值가 된다.

그러나 塑性變形을 수반하는 破壞樣式의 試 驗 片 (遷移溫度 또는 그 이상의 溫度領域)의 경우에는 (b)와 같이 最初 降伏點까지는 前者와 同一하나 그 후 비교적 큰 塑性變形과 함께 P_m에 도달하고 이 때 生成된 塑性균열이 상당량 進展된 다음 破壞荷重인 P_f에 이르러 彈性的 破壞를 일으킬 條件이 滿足될 때 비로소 高速의 脆性破壞가 發生되지만 試 驗 片 條件에 따라서 破壞靜止荷重(P_a)이 存在하여 이후 塑性的으로 破斷에 이르게 되며 一般的으로 P_a의 存在는 延性-脆性 遷移領域에서 자주 觀測되는 現象이다.

그런데 P_m 이전에 塑性變形을 일으키는 材料는 P_m과 材料의 靱性이 비례하지 않기 때문에 破壞靱性 測定資料로서 이 P_m을 그대로 이용하지 못하고 (c)



P : impact load P_m : max. impact load
 E : deflection P_y : yield load
 P_f : fracture load P_a : arrest load
 P_m* : equivalent P_m

Fig. 3 Terminologies of P-δ curves analysis

와 같이 상등에너지(equivalent energy, EE)^{21),22)}를 이용하여 P_m 을 보정해야 한다.

이 EE 法은 식(13)과 같이 균열발생에너지(E_i)를 우선 구한 다음에 荷重-變位曲線의 初期 기울기의 연장선과 E_i 와 같은 面積의 삼각형 $O\delta'P_m^*$ 를 정하는 方法이다.

$$E_i = \int_0^{\delta'} Pd\delta$$

$$= \frac{1}{2} \delta' P_m^*$$

$$P_m^* = \frac{2}{\delta'} E_i \quad (1)$$

P_m 과 P_m^* 가 決定되면 動的破壞靱性値는 식(2)에 의

하여 계산하였다.^{23),24)}

$$K_{Ia} = \frac{6YM}{BW^2} \sqrt{a} \quad (2)$$

$$Y = f(a/W)$$

$$= 1.93 - 3.07(a/W) + 14.53(a/W)^2 - 25.11(a/W)^3 + 25.8(a/W)^4$$

여기서 B 는 시험편의 폭 W : 시험편의 두께 M : 파괴시의 모멘트 a : 전균열길이 이다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1 金屬組織觀察과 硬度變化

Photo. 1은 Cr-Mo鋼 및 Ni-Cr-Mo鋼에 대한 熱處

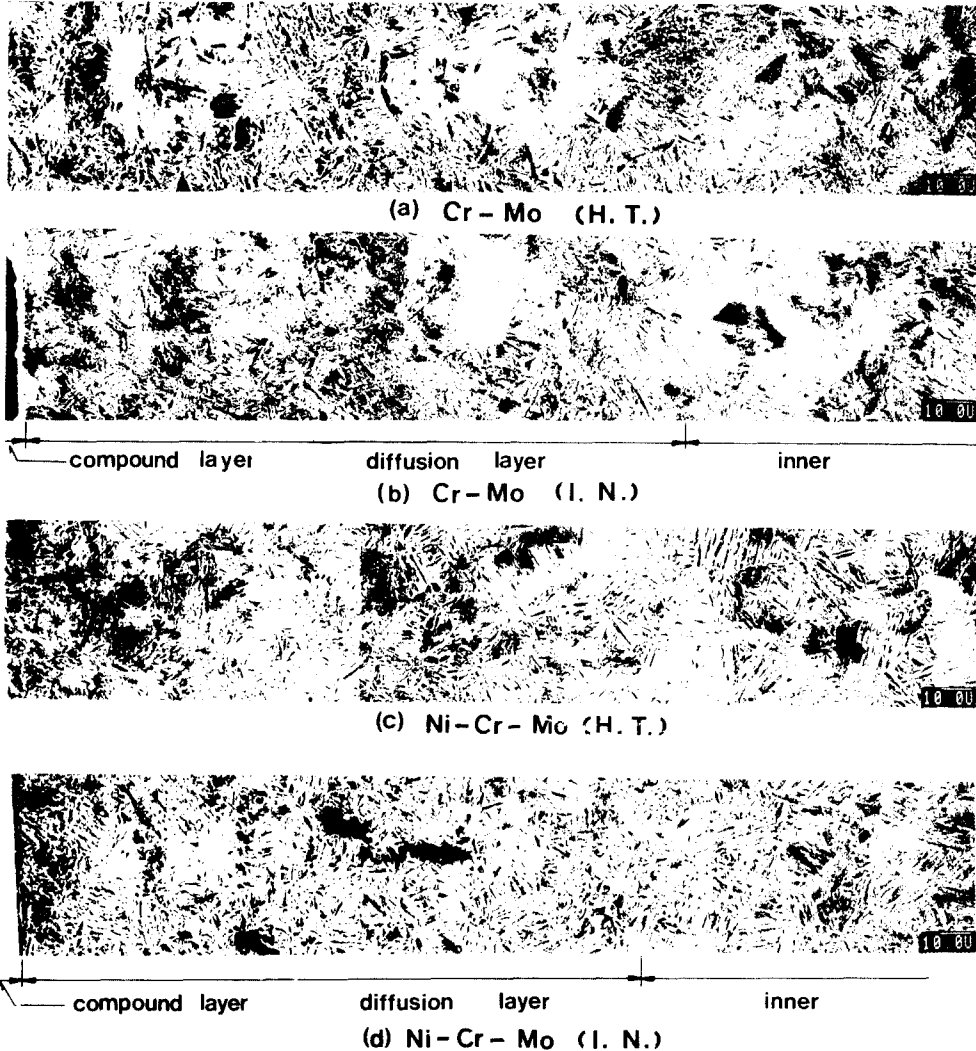


Photo. 1 Change of continuous micro-structure from surface to inner in heat-treated or ion-nitrided Cr-Mo and Ni-Cr-Mo steel

理材의 (a) 및 (c)는 배이나이트와 마르텐사이트의 針狀組織으로 되어 있다. 이온窒化處理材의 (b) 및 (d)는 2% 나이트랄 溶液으로腐蝕시켰을 때 最外層의 化合物層은 희게 보이고 擴散層은 배이나이트와 마르텐사이트의 微細한 組織으로 되어 있으며, Cr-Mo鋼의 表面으로부터 약 210 μ m 길이 이상의 組織은 熱處理材의 組織과 유사하였다. 그러나 Ni-Cr-Mo鋼의 表面으로부터 약 200 μ m 길이 이상의 組織은 熱處理材의 組織과 微細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 Stoney²⁵⁾ 및 Erler²⁶⁾의 보고와 비교하면 Cr-Mo鋼의 경우는 유사하나 Ni-Cr-Mo鋼의 경우는 다르게 나타났다.

그 이유는 이온窒化處理溫度가 熱處理의 뜨임溫度보다 높았기 때문에 微小한 組織變化가 생긴 것으로 생각된다.

Fig. 4는 熱處理材와 이온窒化處理材의 硬度를 測定한 結果이다. Cr-Mo鋼의 熱處理材의 경우 硬度는 $Hv = 320$, Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材는 $Hv = 340$ 정도로 거의 均一한 硬度를 나타내었으나, 이온窒化處理材는 Ni, Cr, Mo 등의 元素가 侵入型元素인 窒素와 반응하여 安定된 窒化物를 形成하고 固溶된 窒素와 析出된 窒化物에 의하여 格子變形이 일어나므로 Cr-Mo鋼과 Ni-Cr-Mo鋼의 表面硬度는 $Hv = 600$, $Hv = 700$ 으로 대단히 높게 나타났으며 内部로 들어갈수록 점점 減少하다가 Cr-Mo鋼은 약 210 μ m, Ni-Cr-Mo鋼은 200 μ m 길이에서는 $Hv = 325$, $Hv = 340$ 으로 거의 一定한 값을 나타내었다. 따라서 前述한 組織觀察과 硬度試驗으로부터 窒化層 깊이는 Cr-Mo鋼은 약 210 μ m, Ni-Cr-Mo鋼은 200 μ m임을 알 수 있다. 그리고 窒化處理溫度에 의한 内部組織의 硬度變化는 거의 없음

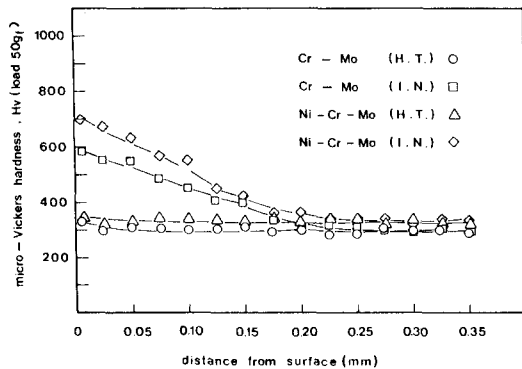


Fig. 4. Variation of hardness distribution from the surface of heat-treated or ion-nitrided Cr-Mo and Ni-Cr-Mo steel

을 알 수 있다.

3.2 窒化層生成物の 分析

Fig. 5의 (a)는 Cr-Mo鋼 및 Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材에 대한 X-ray回折分析(X-ray diffraction pattern)을 나타낸 것이다. 熱處理材의 表面은 母相의 組織인 α -Fe만 觀察되었다.

Fig. 5의 (b), (c)는 Cr-Mo鋼 및 Ni-Cr-Mo鋼을 25% N₂와 75% H₂의 混合가스로 이온窒化處理한 表面의 X-ray 回折分析을 나타낸 것이다. Cr-Mo鋼의 窒化層은 表面에서 ϵ -Fe₂₋₃N相과 γ' -Fe₄N相으로 存在하며 表面으로부터 微小길이 100 μ m 程度에서 窒素가 α -Fe에 固溶되어 있었다. 따라서 化合物層은 주로 ϵ -Fe₂₋₃N相과 γ' -Fe₄N相으로 이루어져 있다는 Clayton 등²⁷⁾의 보고와는 Cr-Mo鋼은 유사하나, Ni-Cr-Mo鋼은 ϵ -Fe₂₋₃N相이 결여된 상태로 다르게 나타났다. 이것은 이온窒化處理의 組成가스 농도와 窒化條件 및 材料의 탄소함유량 등에 따라 窒化層 깊이가 다르게 때문이다.

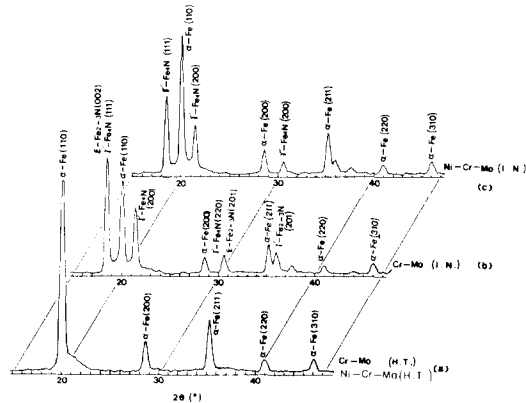


Fig. 5 X-ray diffraction pattern obtained from the surface of heat-treated or ion-nitrided Cr-Mo and Ni-Cr-Mo steel

3.3 衝擊值 測定값의 比較

計裝化살파衝擊試驗時의 에너지(ΔE)는 식(3)과 같이 표시한다.

$$\Delta E = V \int_0^t P dt \quad (3)$$

$$= V \int_0^t P d\varepsilon \quad (4)$$

이것은 荷重-變位曲線下의 面積을 意味하며, V 는 평균면위속도(\approx 헤머 팁 속도) t 는 좌단까지 소요된 시간, P 는 t 시간 위치에서의 하중이다.

Fig. 6은 Cr-Mo鋼 및 Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材와 이온窒化處理材의 各 溫度에 대한 荷重-變位曲線의 대표적인 예이다.

Cr-Mo鋼과 Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材는 室溫에서 彈塑性變形을 나타내고 있으며, 이온窒化處理材는 完全 彈性變形을 나타내고 있다. Cr-Mo鋼의 熱處理材는 0°C에서 彈塑性變形을 나타내나, Cr-Mo鋼의 이온窒化處理材 및 Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材와 이온窒化處理材는 0°C에서 彈性變形을 나타내고 있다. 이와같이 彈性變形을 일으키는 材料는 最大荷重(P_m)과 材料의 靱성이 비례하지 않기 때문에 破壞靱성의 測定資料로서 이 最大荷重(P_m)을 그대로 이용하지 못하고 Fig. 3의 (c)와 같이 相當에너지法(equivalent energy method)을 이용하여 P_m 을 補正하지 않으면 안 된다. 따라서 本 實驗에서 얻은 彈塑性變形을 하는 것은 相當에너지法으로 P_m 을 P_m^* 로 補正하여 動的破壞靱성을 구하였다.

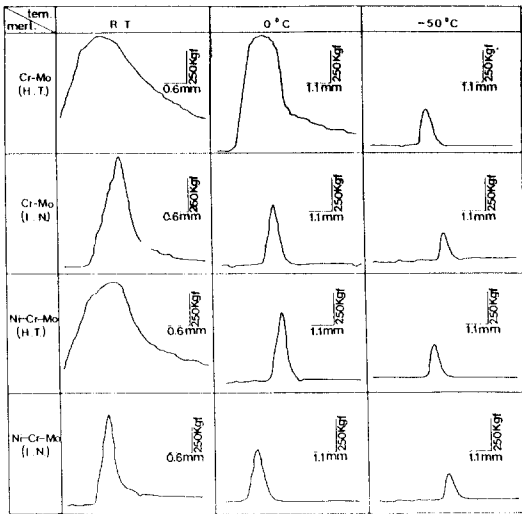


Fig. 6 Load-deflection curves obtained by instrumented Charpy impact test

Fig. 7과 Fig. 8은 Cr-Mo鋼 및 Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材와 이온窒化處理材의 標準衝擊試驗片和 豫균열을 삽입한 衝擊試驗片에 대한 衝擊時 펜듈럼의 각도로부터 얻은 衝擊值(흡수에너지를 破斷面積으로 나눈 값)와 식(1)에 의한 荷重-變位曲線에서 計算한 衝擊值의 關係를 比較한 것이다. Fig. 7의 標準衝擊試驗片의 경우 兩者間의 關係에서 面積에 의한 衝擊值가 실험值보다 약간 크게 나타났으며, 室溫 주위의 溫度에서는 實驗值가 상부에 크게 나타났

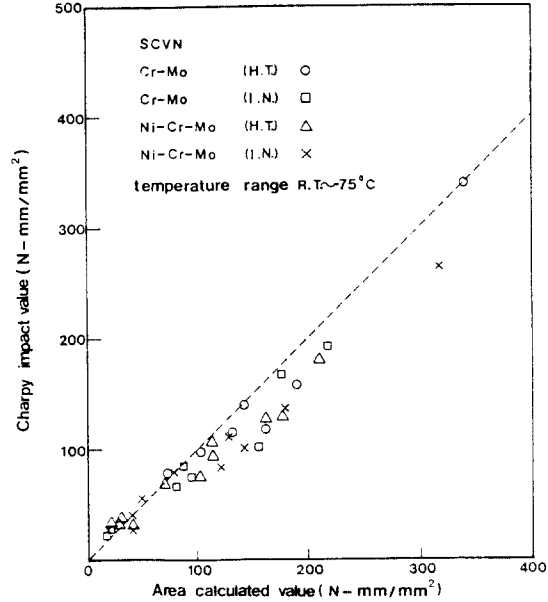


Fig. 7 Correlation of impact values determined by indicator of Charpy machine and recorded load-deflection curves

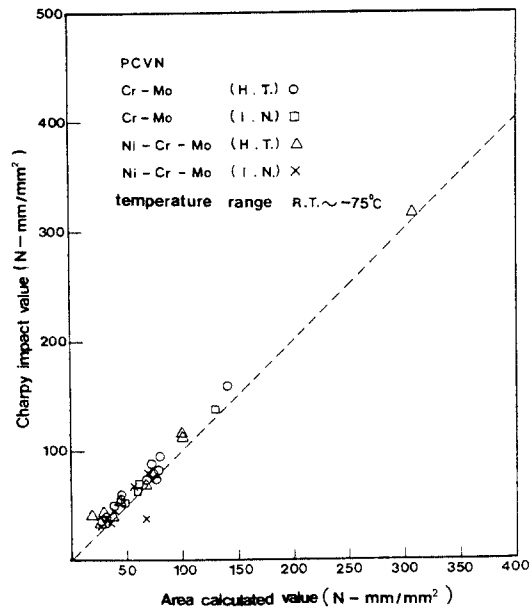


Fig. 8 Correlation of impact values determined by indicator of Charpy machine and recorded load-deflection curves

며 靑이온도 이하영역에서는 하부에 나타났다.

Fig. 8의 豫균을 插入한 衝擊試驗片의 경우 실온의 상부값과 하부의 靑이온도이하영역의 실험치는 거의

1:1의 관계를 보여주고 있으며,面積에 의한 衝擊值이 약간 적게 나타났다. 遷移溫度以下領域에서는 實驗值의 分布가 매우 양호하여 試驗裝置와 試驗條件이 모두 滿足스러웠음을 알 수 있었다.

3.4 動的破壞靱性 測定值의 比較

Fig. 9, Fig.10은 本 實驗에서 얻은 破壞靱性を 測定한 結果의 타당성을 검토하기 위하여 破壞力學的 理論으로 부터 유도된 식과 實驗的으로 얻은 結果를 대응시켜 比較한 것이다. 一般的인 構造用 合金鋼의 彈塑性 材料에서는 Rice가 제안한 탄소성파괴인성치 $J_{Ia} = \frac{2E_i}{B(W-a)}$ 를 직접 사용하고 있으나 이식은 선형 파괴역학의 平面스트레인 條件에서 식(5)와 같은 관계가 있다.

$$J = \frac{1-\nu^2}{E} K^2 \tag{5}$$

여기서 ν : 포아송의 비
 E: 縱彈性係數

이들 식을 연립하여 정리하면 動的破壞靱性值(K_{Ia})는 식(6)으로 바꾸어 쓸 수가 있다.

$$\frac{K_{Ia}^2}{E} = \frac{2E_i}{(1-\nu^2)B(W-a)} \tag{6}$$

식(6)에 필요한 정수값을 材料常數 및 試驗片 條件에서 구하여 대입시키면 K_{Ia}^2 과 E_i 의 간단한 一次

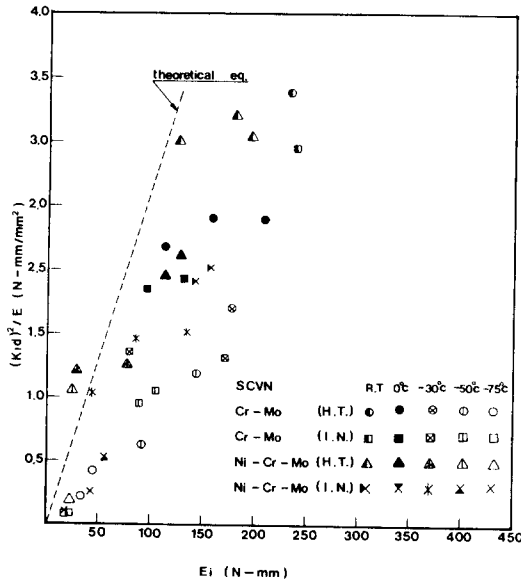


Fig. 9 Correlation between $(K_{Ia})^2/E$ and crack initiation energy, E_i at R.T. ~ -75°C

식의 관계가 성립된다. 이방식에 의한 이론적인 식은 Fig.9에 점선으로 나타내었다.

Fig. 9는 標準衝擊試驗片을 使用하여 各 材料를 溫度에 대하여 실험한 것을 나타낸 것이다. 室溫과 -75°C 사이에서 실험한 實驗值와 理論值를 比較해 보면 室溫에서는 各 재료에서 파괴인성치가 크므로 상부에 분산되어 있으므로 理論值와 實驗值가 서로 일치하지 않았다. 그러나 -50°C이하 溫度에서 各 재료의 이온窒化處理材는 낮은 파괴인성치로 하부에 분포되어 있으므로 理論值에 접근하고 있다.

Fig.10은 豫균열을 삽입한 衝擊試驗片의 各 재료에 대한 實驗結果를 나타낸 것이다. 여기서도 실험 온도에 따라 破壞靱性值의 값이 크게 차이를 나타내고 있으며 破壞靱性值가 큰것은 室溫에서 實驗值이며 적은것은 -30°C이하 溫度에서 實驗值이다. 豫균열을 삽입한 衝擊試驗片의 實驗值는 標準衝擊試驗片에 비해 분산도가 적으며 理論值에 접근하고 있으므로 실험의 신뢰도를 인정할 수 있다. 그러나 實驗值의 분산과 理論值와 정확하게 일치하지 않는 이유는 실험기에서 컴플라이언스 보정방법의 오차를 완전히 무시할 수 없고 균열발생점의 검출과 하중-변위곡선을 얻을때 초기탄성파의 효과를 완전히 제거한다는 것은 매우어려우므로 이들 實驗值에 복합적인 요소가 작용하였던 것으로 생각된다. 따라서 本 實驗에 사용한 高強度材料에서는 -30°C이하의 낮은 溫度에서 豫균열을 삽입한 衝擊試驗片으로 動的破壞

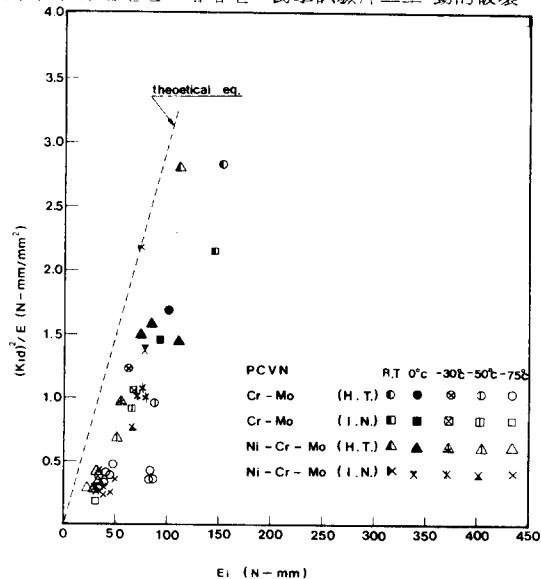


Fig. 10 Correlation between $(K_{Ia})^2/E$ and crack initiation energy, E_i at R.T. ~ -75°C

靱성을 구할 수 있다고 생각된다. 그리고 標準衝擊試驗片에서는 $a/W=0.2$ 이기 때문에 動的破壞靱性評價基準에는 맞지 않으나 이온窒化처리를 한 양시험편에서는 -50°C 이하의 낮은 溫度에서 動的破壞靱性値는 理論値와 비슷한 값을 얻을 수 있으므로 이온窒化處理에 의한 表面靱性拘束效果가 크게 작용한 것으로 생각된다.

3.5 溫度의 변화에 대한 衝擊値의 거동

Fig. 11과 Fig. 12는 각 溫度에 대한 標準살피衝擊試驗片과 豫균열을 挿入한 衝擊試驗片의 衝擊値를 나타낸 것이다. PCVN試驗片은 $0.5\sim 1.0\text{mm}$ 의 疲勞균열이 加工되었기 때문에 破斷後 斷面積이 同一하지 않으므로 試驗에서 얻은 吸收에너지를 각각의 斷面積으로 나누어 比較하였다. 각 溫度에서 衝擊値는 Cr-Mo鋼의 熱處理材가 제일 크며, 다음은 이온窒化處理材 熱處理材, Ni-Cr-Mo鋼의 이온窒化處理材順이었다. Cr-Mo鋼 및 Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材가 이온窒化處理材보다 衝擊値가 크게 나타났다. 이것은 이온窒化處理에 의한 表面硬化效果和 뜨임 후 冷却方法 등이 衝擊値에 影響을 미친 것으로 생각된다.

Fig. 11의 SCVN試驗片에서 各 材料는 溫度상승에 따라 衝擊値가 상승하면서 差異도 크게 나타났다. -30°C 이하에서는 衝擊値가 일정하므로 遷移溫度以

下領域에서는 溫度影響에 依存하지 않고 일정한 값을 가지고 있다.

Cr-Mo鋼의 熱處理材와 이온窒化處理材의 遷移溫度는 衝擊値가 완만하게 상승하므로 0°C 이상에 있을 것으로 추측된다. 그리고 Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材와 이온窒化處理材의 遷移溫度는 경사가 더 완만하므로 그 이상의 溫度에 있을 것으로 추정되었다.

Fig. 12의 PCVN試驗片에서 遷移溫度推定은 SCVN試驗片보다 明確하며, 各 材料의 衝擊値는 -30°C 이하에서 일정하며, $0^{\circ}\text{C}\sim$ 室溫 사이에서 衝擊値상승폭이 크게 나타났다. 따라서 Cr-Mo鋼의 熱處理材와 이온窒化處理材의 遷移溫度는 $0^{\circ}\text{C}\sim$ 室溫 사이이며, Ni-Cr-Mo鋼의 경우 室溫 근방에 있을 것으로, 추정되었다.

遷移溫度以上領域에서 SCVN과 PCVN試驗片의 衝擊値는 變化幅이 크며 遷移溫度以下領域에서는 PCVN試驗片의 衝擊値가 SCVN試驗片보다 약간 적게 나타났으며, -50°C 이하에서는 거의 일정하게 나타났다.

3.6 溫度의 변화에 대한 K_{Ic} 의 거동

Fig. 13과 Fig. 14는 Cr-Mo鋼 및 Ni-Cr-Mo鋼의 SCVN과 PCVN試驗片의 熱處理材와 이온窒化處理材에 대한 動的破壞靱性和 溫度의 關係를 表示한 것이

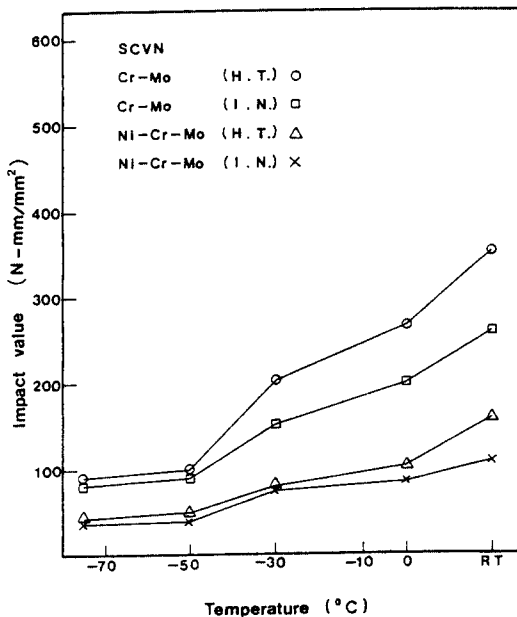


Fig. 11 Correlation between impact value and temperature for standard Charpy V notch specimens

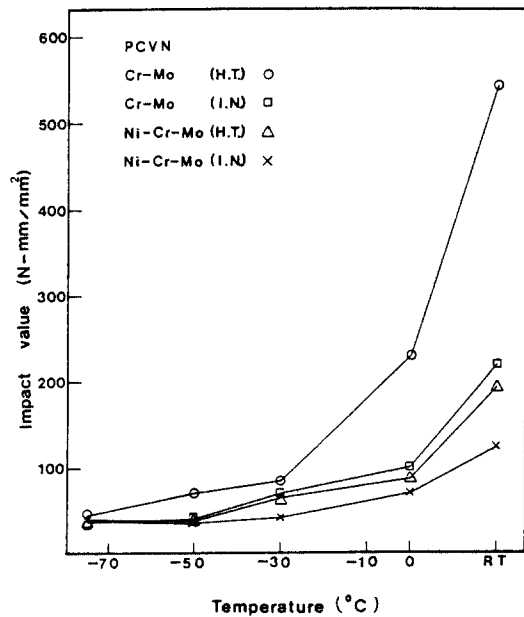


Fig. 12 Correlation between impact value and temperature for precracked Charpy V notch specimens

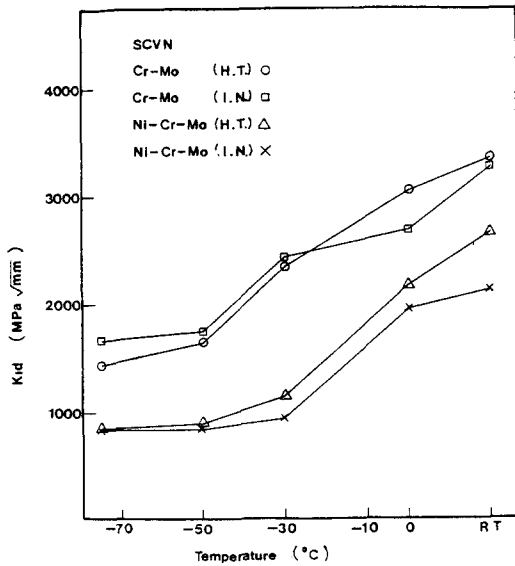


Fig. 13 Comparison of K_{Ia} and temperature for standard Charpy V notch specimens

다. 計裝化샐피衝擊試驗機의 衝擊速度($v_0=5.5m/s$)에서 標準샐피衝擊試驗片과 豫균열을 挿入한 衝擊試驗片으로부터 얻어진 動的破壞靱性値는 溫度가 低下함에 따라 減少하고 있다. 豫균열을 挿入한 試驗片은 Kobayashi 등²⁸⁾이 제안한 요구조건인 $B, a, (W-a) \geq 2.5(K_{Ia}/\sigma_{yd})^2$ 을 遷移溫度以下領域에서만 이 條件이 滿足되었으므로 遷移溫度以上領域에서는 이 要求條件을 벗어나고 기술기도 급격해졌다. SCVN試驗片의 경우 Cr-Mo鋼은 $-50^{\circ}C$, Ni-Cr-Mo鋼은 PCVN試驗片의 양材料는 모두 $-30^{\circ}C$ 이하에서 이 조건을 만족하였다. 이와 같이 動的破壞靱性値의 測定은 延性-脆性 遷移의 관계에 따라 破壞時의 樣相이 彈塑性的이었으므로 試驗片形狀, 豫균열길이 및 計裝化샐피衝擊實驗條件 등에 關係된다는 Kobayashi²⁸⁾ 등의 實驗報告에서 지적한 바와 같다. 따라서 動的破壞靱性 K_{Ia} 測定時 實驗條件의 檢討가 요망되고 있다. 이온窒化處理材가 熱處理材에 비해 動的破壞靱性値가 적게 나타난 것은 이온窒化處理에 따라 表面에 形成된 窒化層이 塑性拘束效果를 일으켜 脆化되기 때문이다.

動的破壞靱性 評價의 信賴性을 얻기 위하여 疲勞균열삽입의 必要性은 많은 研究者들²⁹⁾이 主張하고 있으나 疲勞균열을 加工하는 過程은 매우 번거롭고 세심한 주의를 必要로 하기 때문에 Charpy試驗의 最大長點인 신속성, 간편성, 경제성을 크게 해진다.

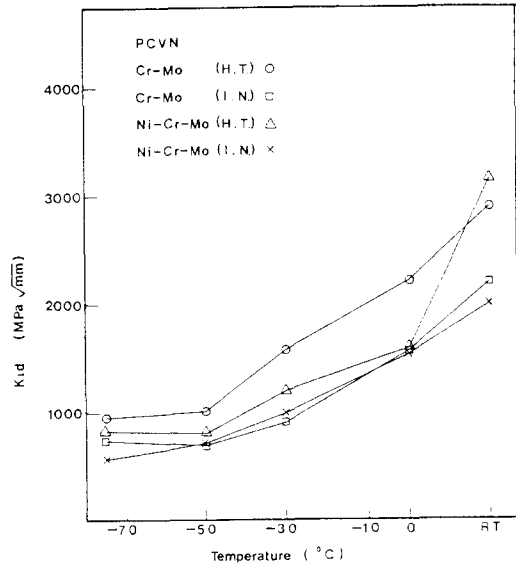


Fig. 14 Comparison of K_{Ia} and temperature for precracked Charpy V notch specimens

그러므로 SCVN試驗片을 使用하여 破壞靱性値를 얻으려는 試圖과 함께 그 妥當性도 檢討되고 있으며, ^{28),30)} 노치의 先端半徑과 側面프레스 노치 특수處理에 의해서 靱性値의 關係를 調査한 보고도 있다. 또 Barsom³⁰⁾ 등은 衝擊흡수에너지와 K_{Ic} 사이의 實驗的 關係式을 提示하여 SCVN試驗片의 衝擊試驗結果를 직접 破壞靱性値로 換算하므로써 샐피試驗의 長點을 活用하려 하였다. ASTM規格에서는 脆性이 강한 材料 및 特殊處理한 것은 規格의 適用範圍에 포함되지 않음을 附記하고 있다.

本實驗에 使用한 Cr-Mo鋼 및 Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材는 高強度. 延性材料에 속하나 이온窒化處理하여 表面硬化 시켰을 때 表面脆性이 溫度에 미치는 影響은 SCVN과 PCVN試驗片에서 實驗한 結果들 중 SCVN試驗片은 PCVN試驗片보다 더 遷移溫度以下領域에서 平面스트레인 條件에 적합한 破壞靱性値를 얻을 수 있었다. 高強度鋼의 이온窒化處理하였을 경우 遷移溫度以下領域에서 K_{Ia} 값을 추정할 수 있는 가능성이 있다. PCVN試驗片의 動的破壞靱性値는 SCVN試驗片보다 적게 나타났으며, 이온窒化處理材가 熱處理材보다 약간 적게 나타났다. 그러나 動的破壞靱性測定에는 PCVN試驗片과 이온窒化處理材가 平面變形率條件을 滿足하므로써 더 信賴性이 있다고 생각되나, 이온窒化處理의 條件에 따라 表面硬化가

달라지므로 이온窒化處理條件에 따른 信賴性的 검토는 앞으로 더 많은 研究가 필요하다.

一般的으로 $\sigma_y = 25 \sim 78 \text{ kg}_f/\text{mm}^2$ 의 材料에서는 動的荷重에 의한 破壞靱性の 高溫測의 遷移量推定은 식(7)³¹⁾과 같이 구한다.

$$l_n \Delta T = -0.027\sigma_y + 5.6$$

$$\Delta T = 119 - 1.19\sigma_y \quad (7)$$

여기서

ΔT : 高溫測의 遷移溫度(°C)

σ_y : 降伏應力(kg_f/mm²)

이 식에 의하면 本實驗에 使用한 各 材料의 遷移溫度는 Cr-Mo(H. T.) = -5.5°C, Cr-Mo鋼(I. N.) = -3.8°C, Ni-Cr-Mo(H. T.) = -19.6°C, Ni-Cr-Mo(I. N.) = 11°C이었다. 그러나 實驗結果에 의하면 Cr-Mo(H. T.)의 경우 -10°C~0°C사이이며 Cr-Mo(I. N.) = -10°C~0°C, Ni-Cr-Mo(H. T.) = -10°C, Ni-Cr-Mo(I. N.) = 0°C~R. T. 사이에 있었다.

따라서 理論式과 實驗式에 대한 結果의 誤差가 微小하므로 降伏強度가 90.70~116.5 kg_f/mm²인 本實

Table 3 Evaluated fracture toughness values in instrumented Charpy impact

Materials	Tem. °C	A. E. / A (N·mm/mm ²)		K _{1d} (MPa√mm)	
		SCVN	PCVN	SCVN	PCVN
Cr-Mo (H. T.)	R. T.	353	543	3360	2900
	0	265	230	3050	2210
	-30	202	84	2340	1580
	-50	100	70	1640	1010
	-75	92	45	1570	950
Cr-Mo (I. N.)	R. T.	260	220	3270	2200
	0	200	100	2680	1570
	-30	153	70	2430	910
	-50	90	40	1750	700
	-75	80	37	1670	730
Ni-Cr-Mo (H. T.)	R. T.	160	196	2670	3150
	0	104	87	2170	1580
	-30	80	65	1150	1200
	-50	50	39	900	810
	-75	43	40	850	830
Ni-Cr-Mo (I. N.)	R. T.	110	125	2130	2000
	0	85	70	1950	1503
	-30	75	42	950	1000
	-50	40	36	850	720
	-75	38	38	840	570

驗材料에서도 이 式을 使用하여 遷移溫度를 推定할 수 있다고 생각한다. 計裝化산피衝擊實驗에 의해서 얻어진 값은 Table 3과 같다.

3.7 破面解析

Photo. 2는 豫균열을 挿入한 衝擊試驗片의 計裝化산피衝擊實驗 후 破斷面의 側面部分을 試驗溫度에 따라 觀察한 走査型電子顯微鏡 사진이다. 여기서, (a), (e), (i)와 (b), (f), (j)는 Cr-Mo鋼 및 Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材와 이온窒化處理材의 各溫度에서 觀察한 것이다. 모든 試驗片에 疲勞균열 및 側面노치影響이 作用하였지만 熱處理材의 shear lip은 溫度가 低下할수록 줄어들었으며, -30°C에서는 shear lip 現象이 거의 없는 平面에 가까운 破斷面을 나타내고 있고, 完全 脆性破壞 樣相도 나타내고 있다.

따라서 室溫에서는 彈塑性破壞舉動을 하고, 0°C에서는 脆性破壞에 가까운 劈開破面이 主를 이루고 있으므로 遷移溫度는 0°C 이상에 있음을 추측할 수 있다.

室溫에서 이온窒化處理材의 側面은 窒化層에 의해 脆性破面을 보이며, 窒化層 内部에는 延性的 덩굴이 觀察되었으나 shear lip現象은 觀察되지 않았다.

0°C에서는 側面 및 内部에 모두 脆性破壞 樣相을 나타내고 있다. -30°C에서는 脆性破壞의 粒界面이 더욱 더 增加하였으며, 完全한 脆性破壞 樣相을 보이고 있다.

따라서 이온窒化處理材는 熱處理材에 비해 shear lip이 적고 室溫에서 脆性破面을 보이므로 遷移溫度는 室溫 이상에 있음을 추측할 수 있으며, Fig. 13, Fig. 14의 實驗結果와 거의 일치하였다.

Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材와 이온窒化處理材의 (c), (g), (k)와(d), (h), (i)는 各溫度에 대한 破斷面 사진이다. Cr-Mo鋼의 熱處理材와 이온窒化處理材는 0°C에서 微細한 덩굴이 많이 나타났고, 이온窒化處理材는 室溫에서 完全 脆性破壞의 樣相을 나타내고 있다. 이것은 뜨임 온도 및 Ni를 첨가한 合金鋼의 機械的 性質變化에 기인된 것으로 생각된다.

Photo. 3은 豫균열을 挿入한 衝擊試驗片의 破斷面의 中央部分의 스트레치존으로부터 1mm 떨어진 부분에 대한 電子顯微鏡 사진이다. 여기서도 各 材料는 溫度에 따라 觀察해보면 側面의 現象과 비슷하였다.

(a), (e), (i)와 (b), (f), (j)는 Cr-Mo鋼의 熱處理와 이온窒化處理材의 各溫度에 대한 現象은 室溫에서 맨드형상으로 되어 있으며, 0°C에서는 延性破壞와

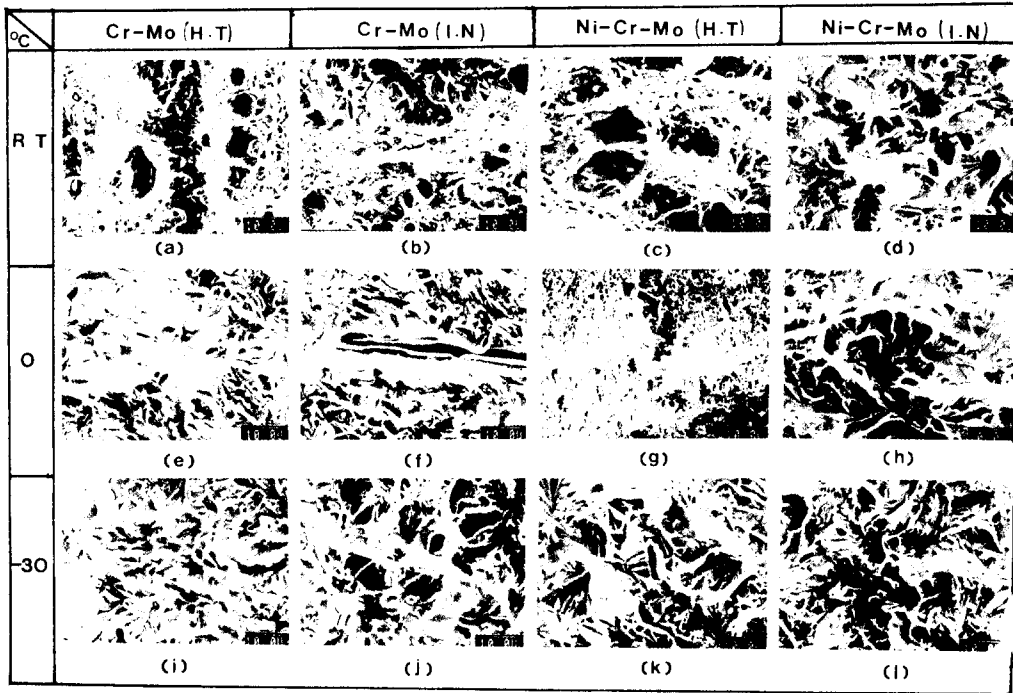


Photo. 2 SEM fractographies of side portion on precracked Charpy V notch specimens

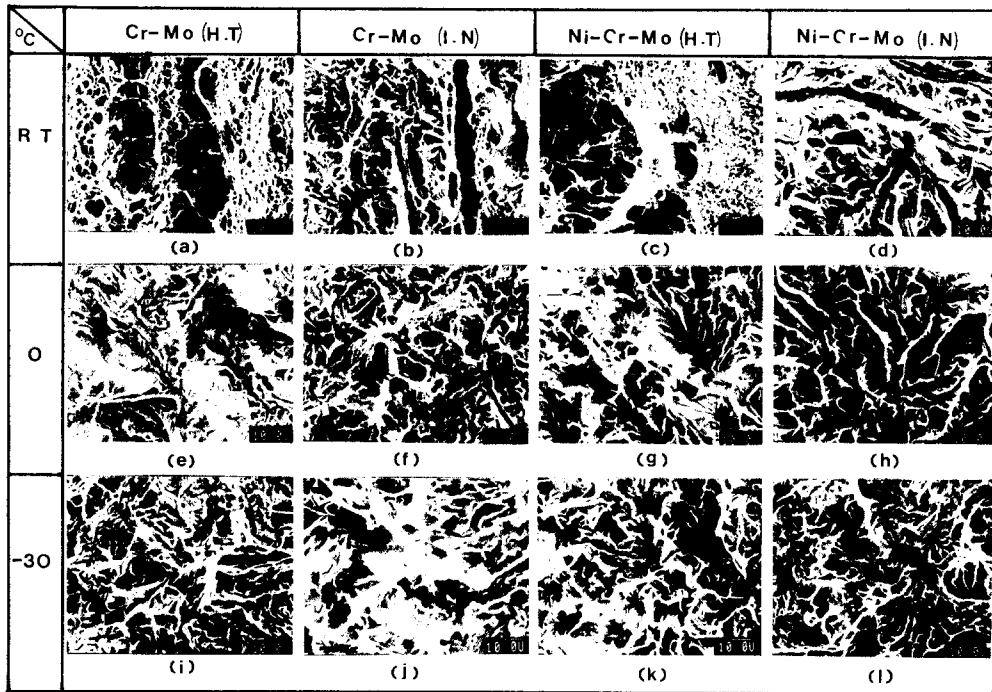


Photo. 3 SEM fractographies of 1mm apart from stretched zone on precracked Charpy V notch Specimens

脆性破壞의 遷移領域으로 粒界破壞의 형상을 이루고 있다. -30°C 에서는 完全 脆性破壞樣相을 보이고 있다. 이온窒化處理材는 室溫에서 脆性破壞와 延性破壞의 遷移領域을 觀察할 수 있으며, 窒化處理에 따른 效果가 破斷面 中央部分에도 影響을 미치고 있음을 알 수 있었다.

(c), (g), (k)와 (d), (h), (i)의 Ni-Cr-Mo鋼도 비슷한 樣相을 띠고 있으나, 이온窒化處理材는 室溫에서 脆性破壞에 가까운 樣相을 나타내고 있다. 이와같이 이온窒化處理材는 窒化層의 化合物影響에 의해 破斷面 中心部가 脆化되므로 스트레치존 形成에서 觀察한 바와 같이, 균열發生點이 最高荷重點인 P_m^* 에서 생기기므로 計裝化살피衝擊試驗法에 의한 破壞靱性值 測定 結果에 미치는 影響을 無視할 수 있을 것으로 생각된다. 반면 熱處理材의 경우 室溫에서의 彈塑性破壞는 균열發生點이 最高荷重點 P_m^* 보다 앞설 수 있다는 假定은 더욱 더 確實한 것 같다. 따라서 計裝化살피衝擊試驗法에 의한 破壞靱性值 評價의 信賴性을 높이기 위해 遷移溫度以上領域에서는 상당에너 지법으로 P_m 을 F_m^* 로 補正하여 計算해야 한다.

4. 結 論

Cr-Mo(SCM4)鋼 및 Ni-Cr-Mo鋼(SNCM21)을 熱處理한 후 25% N_2 와 75% H_2 의 混合가스를 使用하여 5 torr, 500°C 에서 4時間 동안 이온窒化處理한 試驗片과 熱處理한 試驗片의 組織과 硬度分布 및 窒化層 X-ray 回折分析을 觀察하고, 計裝化衝擊試驗法에 의하여 標準살피衝擊試驗片과 豫군열을 삼입한 衝擊試驗片에 대하여 溫度변화에 대한 衝擊值와 動的破壞靱性 K_{Ia} 저등을 考察하고, 이온窒化處理效果의 영향을 검토한 결과는 다음과 같다.

- 1) 計裝化살피衝擊試驗에 의한 PCVN試驗片의 動的破壞靱性 K_{Ia} 는 SCVN試驗片에 비해 분산도가 적으며 理論值와 비교적 잘 일치하고 있으므로 實驗의 신뢰도가 있다.
- 2) PCVN試驗片의 K_{Ia} 는 遷移溫度 이하영역에서 $B, a (W-a) \geq 2.5(K_{Ia}/\sigma_{yd})^2$ 의 조건을 만족하였다. 이온窒化處理材의 K_{Ia} 는 熱處理材에 비해 적게 나타나므로 이온窒化處理에 의한 窒化層이 塑性拘束效果를 일으켜 취화된 것으로 생각된다.
- 3) 계장화 증격 실험에서 얻은 자재료의 遷移溫度는 破面解析의 結果와 유사하며 Cr-Mo鋼의 熱

處理材와 이온窒化處理材의 경우 $-10^{\circ}\sim 0^{\circ}\text{C}$ 사이이며 Ni-Cr-Mo鋼의 熱處理材는 -10°C , 이온窒化處理材는 $0^{\circ}\text{C}\sim\text{R.T.}$ 사이에 있었다.

- 4) 이온窒化處理材는 室溫에서 쉬어핀과 스트레치존 및 덩굴이 관찰되지 않고 취성파괴 樣상을 나타내기 때문에 이온窒化處理效果가 크게 작용하였다. 그러나 이온窒化處理를 한 SCVN시험편을 사용하여 動的破壞靱性值측정은 많은 문제점을 갖고 있기 때문에 검토가 더욱더 요망되고 있다.

參 考 文 獻

- 1) 오세욱, 윤한기, 박경동, 문익철, “이온결화처리한 Ni-Cr-Mo강의 저온 파괴인성평가”, 한국해양공학회 논문집, 제1권, 제2호, pp.101-112, 1987
- 2) 吳世旭, 尹漢基, “이온窒化處理한 Cr-Mo鋼의 破壞靱性評價에 관한 研究”, 東義大學校 産業技術研究誌, 第2卷, pp.95-110, 1988
- 3) Heber T. G., Ling and G. E. Selby, “Drop-Weight Tear Test-Effect of Variables on test Results”, Impat Testing of Metals. ASTM STP, 466, pp.244-240, 1970
- 4) 北川英夫, 小寺澤郎一, 破壞力學と材料強度講座 -15-, 培風館, 東京, 1977
- 5) Koppelaar, T. J., “Dynamic Fracture Toughness Measurements of High-Strength Steels Using Pre-cracked Charpy Specimens”, ASTM STP 563, pp.92-117, 1974
- 6) Ireland, D. R., “Procedures and Problems Associated with Reliable Control of the Instrumented Impact Test”, ASTM STP 563, pp.3-29, 1974
- 7) 小林俊郎, 日本金屬學會誌, 32, 3, pp.210-217, 1968
- 8) 小林俊郎, 高井耕一, 間井秀世, 日本金屬學會會報, 8, 1 pp.28-37, 1969
- 9) Kobayashi, T., “Engineering Fracture Mechanics”, 19-1, pp.49-65, 1984
- 10) 中野善文, “鐵鋼材料의 破壞靱性”, 川崎製鐵(株) 技術研究所, pp.42-45, 1982
- 11) 廉永夏, “衝擊굽힘荷重下의 연노치 및 노치 Charpy 型 試驗片의 機械的 性質에 관한 研究”, 大韓機械學會誌, 第7卷 第1號, pp.1-20, 1967

- 12) Yum, Yung, Ha, and Yunoshin, Imaim, "Study of the Mechanical Properties of the Unnotched and Notched Specimens under High Speed Impact-Bending", Trans. JIM, Volume 9, Supplement, 1968
- 13) Barsom, J.M., "Engineering Fracture Mechanics", 7, pp.605-618, 1975
- 14) Barsom, J.M. and S.T. Rolfe, "Correlation Between K_{Ic} and Charpy V-Notch Test Results in the Transitions Temperature Range", Impact Testing of Material, ASTM STP 466, pp. 281-302, 1970
- 15) Turner, C.E. "Measurement of Fracture Toughness by Instrumented Impact Test", Impact Testing Material, ASTM STP 466, pp.93-114, 1970
- 16) Norris E.B., and R.D. Wylie, "Investigation of Transition Temperature Tests for Line Pipe Materials", Impact Testing of Metals, ASTM STP 466, pp.192-223, 1970
- 17) 中野善文, "鐵鋼材料の破壊靱性", 川崎製鐵株技術研究所, pp.42-45, 1982
- 18) 萩原行人, 征矢勇夫, 日本熔接學會誌, 45, 8, pp. 27-33, 1976
- 19) Ireland, D.R., ASTM STP 563, pp.3-29, 1974
- 20) 菊田米男, 落合眞一郎, 大彩貞生, 日本熔接學會誌, 46, 9, pp.694-701, 1977
- 21) Koppenaar, T.J., ASTM STP 563, pp.92-117, 1974
- 22) Scarlin, R.B. and M. Shakeshaft, "Metals Technology", Jan, pp.1-9, 1971
- 23) Rolfe, S.T. and J.M. Barsom, "Fracture and Fatigue Control in Structures-Application of Fracture Mechanics", Prentice-Hall, New Jersey, pp.82-91, 1977
- 24) Server, W.L. and D.R. Ireland, ASTM STP 563, pp.74-91, 1974
- 25) Jack D.H., and I.M. Stoney, "SC and J. Metall", 1, pp.217-226, 1972
- 26) John Erler, "Cr-Mo-V Nitriding Steels", Metal Progress, 1976
- 27) Clayton, D.B. and K. Sachs, "Heat Treatment", London, The Metals Society, pp.2-4, 1976
- 28) 西成基, 小林俊郎, 河部昭雄, 遠山道人, 日本鐵物, 49, 4, pp.22-28, 1970
- 29) Yoon, Eui-Pak and Ki-Chol Kim, JOM-3 Conference, Dec. DENMARK, pp.19-22, 1986
- 30) Barsom, J.M., "Development of the AASHTO Fracture Toughness Requirements for Bridge Steels", Engineering Fracture Mechanics, Vol.7, No.3, September, 1975
- 31) 砂本, 在榮, 船田, 鐵鋼材料の動的破壊じん性, 三菱重工技報 Vol.11, No.6, 1974



△ 身上變動 申告案内 △

1. 住宅移轉時는 새 住所 및 電話番號
2. 職場變動時는 職場名, 職位, 所在地, 電話番號
3. 其他學位를 받거나 海外旅行의 경우 또는 慶吊환계 등 학회 사무국으로 알려 주십시오.
<전화 (051) 205-2325>