

〈研究論文〉

低炭素熱間壓延鋼板의 反復冷却에 따르는 低溫脆性에 關한 研究

李 孝 福

朝鮮大學校 金屬工學科

A Study on the Low Temperature Brittleness by Cyclic Cooling-Heating of Low Carbon Hot Rolled Steel Plate

Hyo Bok Lee

Dept. of Metallurgical Eng., Chosun University

Abstract

The ductile-brittle transition phenomenon of low carbon steel has been investigated using the standard Charpy V-notch specimen. Dry ice and acetone were used as refrigerants. Notched specimens were cut from the hot rolled plate produced at POSCO for the Olsen impact test. The effect of cyclic cooling and heating of 0.14% carbon steel on the embrittlement was extensively examined. The ductile-brittle transition temperature was found to be approximately -30°C . The transition temperature was gradually increased as the number of cooling-heating cycles increased. On a typical Charpy V-notch fracture surface it was found that the ductile fracture surface showed a thick and fibrous structure, while the brittle fracture surface a small and light grain with irregular disposition. As expected, the transition temperature was also increased as the carbon content of steel increased. Compared with the case of 0.14% carbon steel, the transition temperature of 0.17% carbon steel was found to be increased about 12°C .

1. 序 論

最近 機械工業의 急速한 發達로 因하여 金屬의 利用은 날로 增加되고 있다. 特히 極低溫狀態에서의 金屬의 利用이 增加됨에 따라 이제까지 別로 關心을 갖지 않았던 金屬의 低溫脆性에 對한 問題가 學者들의 研究 課題로 台頭하게 되었다.

金屬의 低溫脆性에 關한 研究가 1930年代까지는 거의 황무지 狀態에서 低溫狀態에서의 金屬의 性質變化 마저 別로 研究되지 않았으나 1941年 ASME-ASTM Research Committee에서 鐵과 鋼의 低溫에 對한 研究가 發表된¹⁾ 以來 이에 對한 研究는 活氣를 띠게 되었다.

다. 鐵鋼材料의 低溫脆性問題는 第二次 世界大戰을 契機로 研究의 必要性을 더하게 되었다²⁾.

1950年頃부터 美國에서는 鐵鋼材料에 9%의 Ni을 添加하여 -196°C 까지의 耐久力있는 鐵鋼을 製造해서 實用化하는데 成功하였다³⁾.

鐵管의 脆性破壞傳播停止 特性에 對한 研究로서는 美國의 American Gas Association과 Battele Memorial Institute가 共同으로 行한 大規模鐵管의 實物低溫破壞 試驗이 있으며 이 結果를 基礎로 하여 DWTT (Drop Weight Tear Test)에 의한 工業의 小型試驗法이 開發되었다. 이 DWTT는 Pipe line用 鐵管의 主要規格인 美國石油協會 (API: American Petroleum Institute) 規格

에 supplement로서 1968년에規格化되었다. DWTT에서 얻어진 破面遷移溫度 (FATT: Fracture Appearance Transition Temperature)는 그 鋼管의 脆性破壞傳播停止의 限界溫度를 附與한 것이고, 脆性破壞의 傳播停止 限界는 溫度뿐만 아니라 鋼管의 使用應力水準에 依해서도 變化한다⁴⁾고 指摘되고 있다.

지금까지 金屬材料의 低溫脆性에 關한 各國의 動向을 간추려 보면 日本⁵⁻¹⁶⁾, 美國¹⁸⁻²¹⁾, 캐나다²²⁾, 瑞典²³⁾, 獨逸²⁴⁻²⁵⁾, 佛蘭西²⁶⁾, 伊太利²⁷⁾, 등에서 低炭素鋼을 主로한 鐵鋼材料를 對象으로 한 것이 大部分이며 破壞力學面에서의 基礎的理論의 確立과 低溫脆性에 對한 金屬組織學의 面에서의 考察이 主宗을 이루고 있다.

오늘날 우리나라에서도 電氣, 航空, 宇宙, 冶金 및 化學工業分野에서 冷凍, 冷裝設備, 空氣나 氣液體分離裝置, 深冷分離裝置等 低溫設備에 金屬材料가 많이 使用되고 있기 때문에 金屬材料의 低溫特性에 對한 關心은 날로 높아가고 있다¹⁷⁾. 그러나 이러한 關心에 反하여 우리나라에서 이 分野에 對한 研究는 아주 微微한 傾向이어서 이 分野에 對한 基礎的인 研究들이 要望되고 있다. 따라서 本研究에서는 低炭素鋼의 反復冷却에 따르는 低溫脆性, 特히 遷移溫度의 變化와 그 狀態를 調査하는 것을 目的으로 하였다. 研究의 方法은 dry ice, acetone 및 ice와 salt를 冷媒로 使用하여 低炭素鋼을 低溫에서 Charpy 衝擊試驗을 해서 延성이 脆性으로 變化하는 遷移溫度(transition temperature)를 測定하고 試片을 試驗溫度까지 冷却, 常溫으로 다시 가져오는 冷却加熱을 反復하면서 遷移溫度의 變化狀態를 調査하였다.

II. 實驗 方法

1. 實驗材料

本實驗의 材料는 浦項製鐵(POSCO)에서 20mm 두께로 生産한 SAE 1012 (SS41) 熱間壓延鋼板으로 重要한

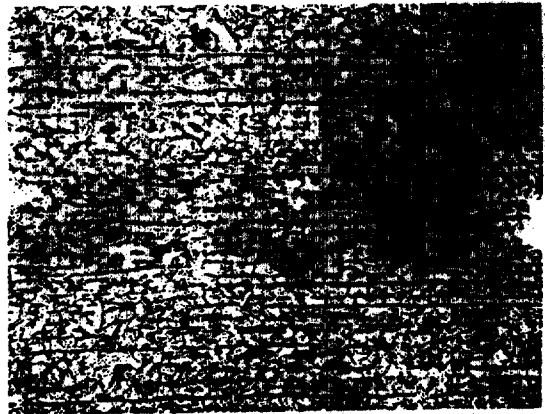


Photo 1. Microstructure of the specimen used. (x 200, nitral etching)

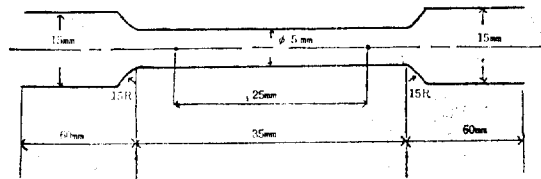


Fig. 1. 14A Standard tensile specimen.

成分은 Table 1.과 같으며, 顯微鏡組織 寫眞은 Photo 1에 나타낸 바와 같다. 또 Fig 1과 같은 14A號 試驗片으로 測定한 機械的 性質은 降伏點(yield point)이 34 (kg/mm²)이고, 引張強度 (tensile strength)는 45 (kg/mm²), 伸率 (elongation)이 37%이다.

Table 1. Composition of Specimen

Composition	C	Si	Mn	P	S	Fe
%	0.14	0.25	0.65	0.030	0.26	balance

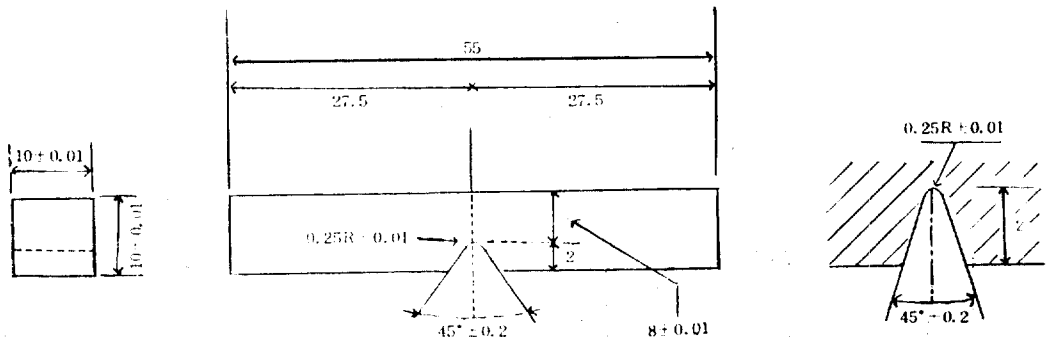


Fig. 2. V-notch Charpy impact test specimen.



Photo 2. Experimental cooling box and tools.

衝擊試片의 製作은 Fig. 2 와 같이 KS 規格 金屬材料 衝擊試片中 나號 試驗片인 Charpy 衝擊試驗片을 擇하였다. 衝擊試片은 壓延板의 길이方向 (longitudinal direction)으로 取하였고 또한 notch는 이에 垂直方向 (perpendicular)이 되도록 恒常 一定히 하여 製作하였다. 衝格試驗機는 美國 Olsen 會社의 impact tester를 使用하였다.

2. 冷媒와 溫度測定

試驗溫度는 196°C 와 常溫사이로 擇하였다. 試驗溫度는 dry ice 와 acetone 의 量을 달리하여 調節하였으며 (-78.5°C ~ -80°C), 冷媒를 담은 容器는 Photo 2 와 같이 가로 42cm, 세로 36cm, 높이 27cm, 두께 5cm 의 합석상자를 使用하였는데 안쪽과 바깥쪽의 합석판 사이에는 石綿을 넣어 斷熱裝置를 하였다. 이런 용기는 熱傳導率이 낮아서 試驗途中 溫度의 變化를 最少로 만들 수 있었다.

試片의 溫度測定은 chromel-alumel thermocouple 을 日本 Yokogawa Denki Seisakusho 의 potentiometer 에 附着시켜 얻어진 起電力(electromotive force)을 溫度로 換算하여 測定하였다.

3. 實驗方法

衝擊試驗片을 acetone 으로 脫脂시킨 다음 emery paper 로 表面과 notch 部分을 잘 손질하여 冷媒를 담은 容器 속에 넣고 20分 동안 두었다가 完全히 冷媒와 같은 溫度로 維持시킨 뒤에 衝擊試驗을 하여 各 溫度에 따른 衝擊值 (impact energy)를 求하였다. 특히 試片의 內部溫度를 觀察하기 위하여 試片의 V-notch 左側 中央部에 지름 2mm, 길이 5mm의 구멍을 뚫어서 그

구멍속에 thermocouple 를 插入하고 wax 로 封한 다음 10~15分間 試片의 內部溫度를 測定하였다. 또 衝擊試片을 反復冷却시킨 後에 衝擊值를 求하는 實驗을 하였는데 試片의 反復冷却은 試片을 冷媒가 들어있는 容器 속에 넣어 冷媒溫度로 維持시킨 뒤에 다시 밖으로 꺼내어 常溫으로 하는 冷却-加熱 操作을 反復하였다.

冷却-加熱 時間은 1 cycle 當 20~30分間으로 하였으며 冷媒中에서의 維持時間은 10分 程度였다.

以上과 같은 方法으로 遷移溫度의 移動狀態를 觀察하기 위하여 1 cycle, 15 cycle, 22cycle 및 30cycle 로 反復冷却시킨 試片을 갖고 衝擊破斷 energy 값의 變化를 求하였고 이때 冷媒속에서 試片을 꺼내어 衝擊試驗機로 試驗하기 까지의 時間은 溫度의 變化가 거의 없는 2~3 초 以內에 實施하였다.

이밖에 各 試驗溫度에서, 破斷된 試片의 破斷面 組織을 肉眼으로 觀察하고 纖維狀 組織에서 劈開 組織으로 바뀌는 延性-脆性 遷移現象을 確認하였다.

遷移溫度는 衝擊破斷面이 100%劈開 (cleavage)로 되기 始作하는 溫度 (Nil-ductility temperature)²⁸⁾로 하여 求하였다. 이 溫度는 衝擊值-溫度曲線에서 下位水平部 (lower shelf)의 溫度에 해당한다.

Ⅲ. 實驗結果 및 考察

本實驗에 依한 炭素鋼의 破斷衝擊 energy를 求한 結果는 Table 2. 와 같고 Fig. 3 과 같이 圖示하여 遷移溫度를 求하여 보니 -30°C 근처에 있음을 알 수 있었다.

一般的으로 金屬은 無數한 結晶으로 되어 있으며 個個의 結晶內의 原子는 面心立方格子 (face centered cubic lattice), 體心立方格子 (body centered cubic lattice), 稠密六方格子 (closepacked hexagonal lattice) 中의 하나에 屬한 配列을 하고 있다. 이 中에서 面心立方格子에 屬하는 Mn, Ti, Zn, 등의 金屬은 溫度가 내려 갈에 따라 伸率, 斷面收縮率이 減少하여 低溫脆性을 나타낸다고 研究되어 있다. 鋼板의 低溫脆性을 나타내는 遷移溫度는 顯微鏡組織과 化學成分에 많은 影響을 받는다고 알려져 있으며 그 중에서도 C量의 影響이 顯著하여 C量이 많아지면 Fig. 4 와 같이 遷移曲線의 傾斜가 減少하고 遷移溫度도 높아진다²⁸⁾.

J. A. Rinebolt 및 W. J. Harris의 研究 結果인 Fig. 4

Table 2. Impact Energy(I.E) with Temperature Showing Ductile to Brittle Fracture Transition

Temp (°C)	19	10	0	-8	-11.5	-15	-20	-29	-42	-50	-80										
IE (kg-m)	15.2	16.6	21.4	21.8	20.4	17.4	12	15.6	18.2	6.6	6.8	5.5	5.6	3	2	2.9	1.6	1.8	1.7	1.6	1.2

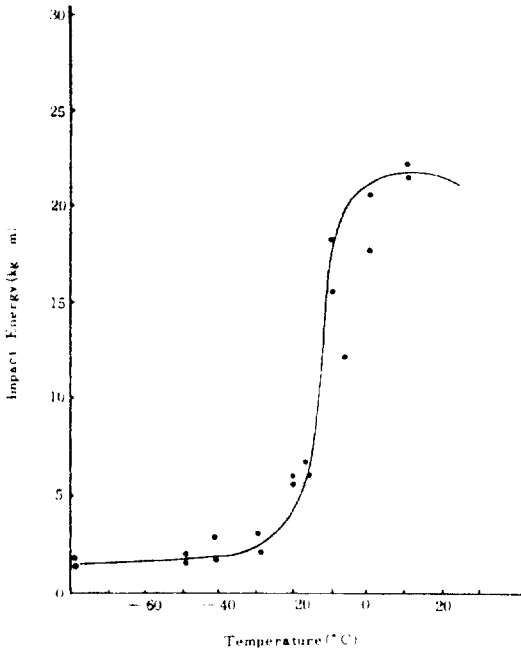


Fig. 3. Variation of fracture energy with temperature showing ductile to brittle fracture transition

에 의하면 延性에서 脆性으로 變化하는 溫度範圍는 0.11% 炭素鋼의 境遇 $-55^{\circ}\text{C} \sim -65^{\circ}\text{C}$ 이고, 0.22% 炭素鋼은 $-35^{\circ}\text{C} \sim -60^{\circ}\text{C}$ 임을 알 수 있다. 本實驗에 의하면 0.11C% 와 0.22% C의 中間 炭素 含量을 갖인 浦項製鐵에서 生産되는 0.14% C 熱間壓延鋼板의 溫度範圍는 $0^{\circ}\text{C} \sim -30^{\circ}\text{C}$ 이어서 이들의 結果에 附合되는 傾向을 나타내고 있음을 알 수 있다.

Table 3 및 이를 圖示한 Fig. 5는 同一 試片을 常溫

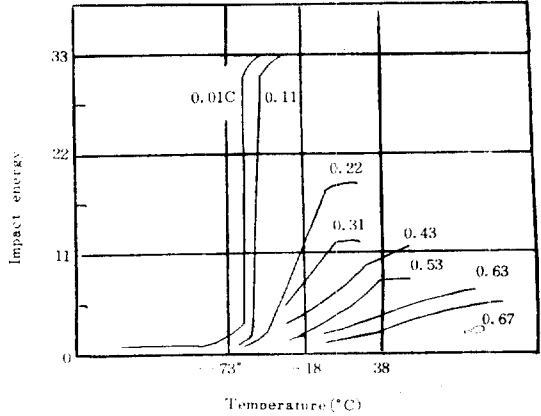


Fig. 4. Effect of carbon content on the fracture energy²⁸⁾

에서 實驗溫度까지 冷却—加熱시키는 反復冷却을 1 cycle, 15cycle, 22cycle 및 30cycle을 行한후 impact energy를 測定한 結果이다. 反復冷却 cycle이 增加함에 따라 Fig. 5에서 볼 수 있는 바와 같이 低溫部에서 各 cycle에 따른 impact energy의 差異가 뚜렷하게 나타나고 있었다.

低溫에서 常溫까지의 反復冷却回數에 따른 遷移溫度를 Fig. 5에 求하여 圖示하면 Fig. 6과 같다.

Fig. 6에 나타난 바와 같이 冷媒溫度와 常溫 사이의 反復冷却 cycle을 30회까지 增加시키에 따라 遷移溫度는 1 cycle 때 -30°C , 15cycle 때 -24°C , 22cycle 때 -21°C 또한 30cycle 때 -18°C 와 같이 漸次 높은 溫度에서 延性—脆性遷移가 일어난을 알 수 있다. 이는 아마도 反復冷却 cycle이 增加함에 따라 試片内部에 熱應力(thermal stress)에 의한 應力の 蓄積이 일어나서 遷移溫度에 상승 효과를 나타낸 것으로 생각된다.

한편 反復冷却 cycle에 따라 遷移溫度는 상승하는데

Table 3. Effect of the Number of Cooling-Heating Cycle on Ductile-Brittle Transition

		15 cycle									
Temp (°C)		20	0	-10	-25	-40	-53	-70			
I. E (kg·m)		17	18.8	13	4.8	4.4	3	2.6			
		22 cycle									
Temp (°C)		10	0	-10	-15	-25	-40	-60			
I. E (kg·m)		20	18	13.9	7.7	5	4.1	3.9			
		30 cycle									
Temp (°C)		20	7	-2	-10	-15	-20	-30	-46	-60	-80
I. E (kg·m)		18.8	20.2	20	14.5	8	7.2	6.6	6.1	6	5.9

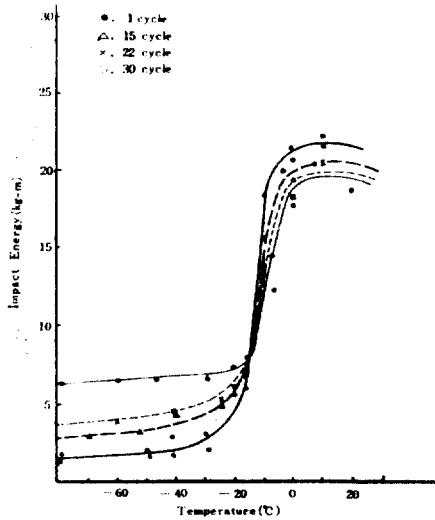


Fig. 5. Effect of the number of cooling-heating cycle on fracture energy.

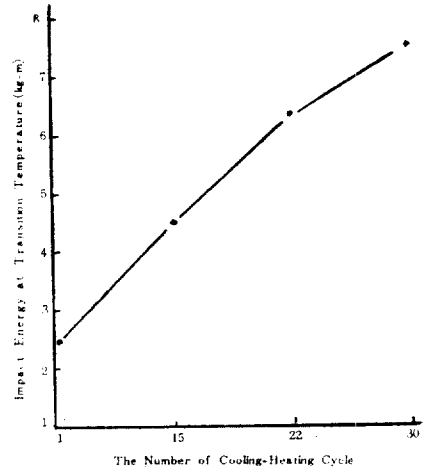


Fig. 7. Variations of fracture energy at transition temperature determined by Nilductility temperature in Fig. 5.

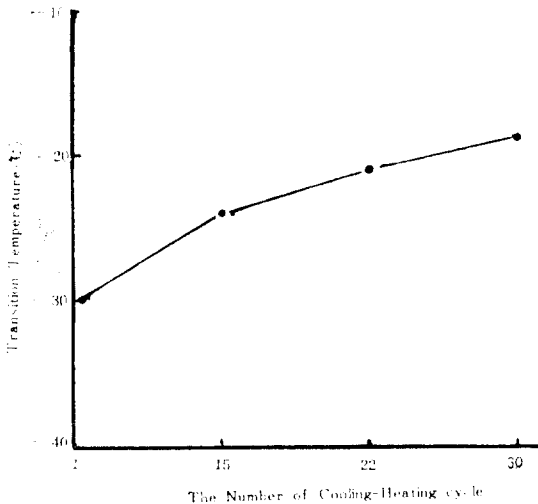


Fig. 6. Effect of the number of cooling-heating cycle on ductile to brittle transition temperature.

反復冷却 cycle 이 增加함에 따라 遷移溫度에서의 破斷 energy 는 Fig. 7 에서와 같이 漸次 增加하는 경향을 보 이었다.

反復冷却을 1 cycle, 15cycle 및 30cycle을 行한 試片 을 各 遷移溫度 附近에서 衝擊試驗한 破面의 肉眼組織 은 photo 3a-b-c와 같다. photo 3-a, 3-b 및 3-c는 各各 冷却-加熱 cycle 이 1回, 15回 및 30回인 것이 다. 各 cycle 別 左側 사진은 破面이 100% 纖維狀 (fibrous)으로 되는 最低의 溫度인 FTP(fracture transition plastic) 溫度 附近에서 衝擊試驗을 한 試片의 破斷面이

고, 中央部 사진은 破面이 大개 纖維狀 50%, 劈開狀 (cleavage) 50%로 되는 FATT (fracture appearance transition temperature) 附近에서 行한 破面이며, 또한 右側 사진은 破面이 100% 劈開狀으로 되기 始作하는 NDT (Nil-ductility temperature) 附近에서 衝擊試驗을 한 破斷面이다. 反復冷却 回數가 1 cycle, 15cycle 및 30cycle 인 試片들의 衝擊試驗을 한 實際 溫度는, 左側 사진의 試片에서는 各各 8°C, 0°C 및 -2°C 이었고, 中央 사진의 試片에서는 -11°C, -10°C 및 -10°C이 었으며, 또한 右側의 것은 -29°C, -25°C 및 -20°C 이었다. 以上의 溫度들은 Fig. 5의 冷却 回數에 따른 遷移-溫度 曲線에서 알 수 있는 延性破斷이 끝나는 溫度와 脆性破斷이 如作하는 溫度들과 잘 附合이 되고 있음을 알 수 있다. 또한 이 사진에서 알 수 있는 바 와 같이 延性破斷된 表面은 鈍하고 纖維狀의 組織을 보이고 있으며 脆性破斷된 表面은 結晶粒이 劈開되어 작고 밝은 結晶體의 面으로 不規則的인 配列을 하고 있다. 同時에 反復冷却回數에 따른 遷移溫度 附近에서 의 破面들은 右側 사진과 같이 1 cycle때의 破面輪廓은 直線의이나 30cycle 때의 破面輪廓은 多少 彎曲을 이루 고 있음을 알 수 있는데 이는 破斷 energy가 높아진 結果일 것이며, Fig. 7에서와 같은 遷移溫度에서의 破斷 energy가 反復冷却回數의 增加에 따라 높아지는 事實과 一致한다.

Fig. 8은 炭素 含量이 0.17%인 또 하나의 浦項製鐵 熱間壓延鋼板을 使用하여 炭素 含量이 0.14%인 것과 同一한 實驗을 하였을 때 얻은 에너지-溫度 曲線이다.

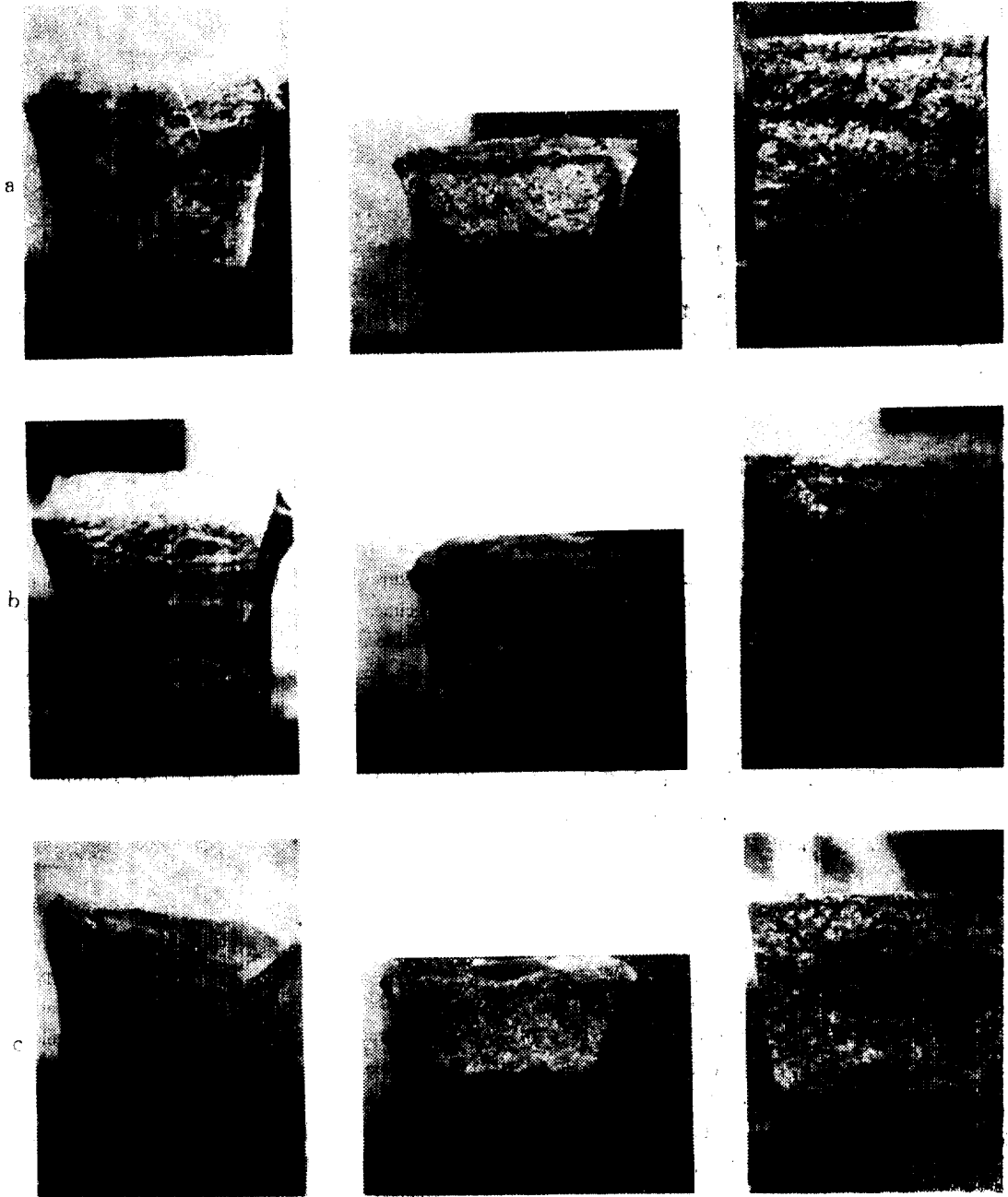


Photo 3. Fracture surfaces of Charpy specimens subjected different cycle of cooling-heating treatment test at different temperature. Left, FTP; center, FATT; right, NDT. (a, 1 cycle; b, 15 cycles; c, 30 cycles)

Fig. 8을 보면, 炭素 含量이 0.14% 일때 遷移溫度는 -30°C 인데, 炭素含量이 0.17%인 경우 -18°C 로 상승하였음을 알 수 있다. 炭素량이 적으면 遷移溫度가 低下될 것이라는 것은 예상하였던 結果로서 本實驗에서와 같이 炭素량이 0.03% 減少됨에 따라 遷移溫度는 -12°C 下降하는 것으로 보아 極低炭素鋼에 적용할 경

우 炭素의 含量이 0.05% 정도 일때 遷移溫度는 -66°C 로 降下할 것이 기대된다.

IV. 結 論

本研究의 結果를 整理하여 보면 다음과 같다.

- 1) 0.14% 炭素分인 浦項製鐵 熱間壓延鋼板의 遷移

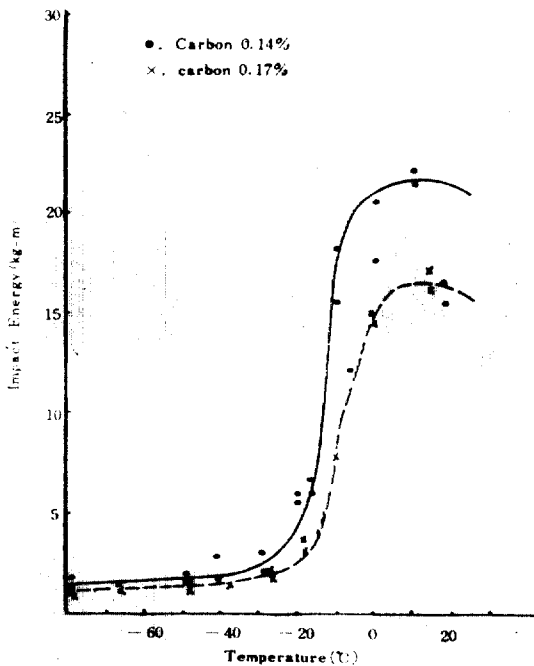


Fig. 8. Comparative effect of carbon on the transition temperature.

溫度는 -30°C 에서 일어나고 있음을 알았다.

2) 試片의 破斷結果는 延性破斷된 面은 鈍하며 纖維狀으로 나타나고, 脆性破斷된 面은 結晶粒이 劈開되어 작고 밝은 結晶體의 面으로 不規則 配列을 하고 있음을 알 수 있었다.

3) 反復冷却 cycle 을 30회까지 增加함에 따라 遷移溫度는 -30°C 에서 -18°C 로 增加한다. 이는 試片 內部的 stress 蓄積에 因한 것으로 생각된다.

4) 反復冷却 回數에 따른 各 遷移溫度에서의 破斷 energy 는 漸次增加됨을 알 수 있었다.

5) 炭素含量이 0.14%와 炭素 0.17%인 鋼板을 低溫에서 破斷試驗을 하여 比較해 본 結果, 炭素含量이 0.14%에서 0.17%로 增加하는 즉 0.03% 增加때 마다 遷移溫度가 12°C 程度 높아짐을 알 수 있었다.

References

- 1) L. Seigle and R.M. Brick, "Mechanical Properties of Metals at Low Temperatures", Transactions of the A. S. M, vol. 40, 1947, p. 816
- 2) 岩元兼敏, "低溫における金屬材料의 諸問題", 配管と裝置, 第11輯, 1962, p. 3
- 3) 生方健治·嶋巖, "低溫用金屬材料について", 腐蝕と材料, 1968, p. 64

- 4) 長谷部茂雄·古賀敏昭·岡澤 亨, "大徑鋼管의 實物低溫破壞試驗", 配管と裝置, 第14輯, 1974, pp. 4~5
- 5) 森田 茂·竹林義郎, "オーステナイト·ステンレス鋼의 低溫持性", LNG特輯, No. 6, 1970, pp. 45~51
- 6) 今井勇之進·佐藤剛口, "低溫燒戻脆性", 日本金屬學會會報, 第8輯, 第3號, 1969, pp. 186~193
- 7) 横堀武夫·鴻巢眞二, "切欠き鋼のぜい性破壊のフェライト結晶粒大きさ, 切欠き先端半徑および切欠き長さ依存性", 日本機械學會論文集, 第1部, 1975, pp. 1114~1120
- 8) 佐藤千之助·與 達雄·今村好男, "かたさによる鐵鋼のぜい化遷移の檢出法とその應用", Journal of the J. S. M. E. vol. 73, No. 622, 1970, pp. 1490~1499
- 9) Takeo Yokobori and Masayoshi Kitagawa, "Brittle Fracture beyond General Yielding in unnotched Specimen of Low Carbon Steels under Combined Tensile and Torsional Stresses with Various Ferrite Grain Size", Rep. Res. Inst. Strength & Fracture of Materials, Tohoku univ., vol. 12, 1976, pp. 1~12
- 10) Masao Ogasawara, Makio Lino and Hiroshi Mimura, "Influence of Crystal Grain Size on Fracture Initiation in Mild Steel", Trans JIM, vol. 13, 1972, pp. 6~7
- 11) Makio Lino and Hiroshi Mimura, "Study on Fracture Initiation in Normalized and Cold-Worked Mild Steels", Trans. JIM, vol. 11, 1970, pp. 3~6
- 12) Morihiko Nakamura, "Fracture Strength at Low Temperature in Notched Steel Specimens Preloaded at Room Temperature", Trans. JIM, vol. 15, 1974, pp. 247~251
- 13) Muneyoshi Mori, Eisuke Nakanishi, and Kazuo Taguchi, "An Investigation on Brittle Fracture of Notched Specimens of Mild Steels at Low Temperature", Mechanical Behavior of Materials, vol. 1974, pp. 129~140
- 14) Osamu Akisue and Kikuo Takashina, "Effects on Niobium on Textures in Low Carbon Steel Sheets", Trans. JIM, vol. 14, 1973, pp. 489~495
- 15) Tohru Inoue, Shoichi Matsuda, Yoshihiro Okamura and Koichi Aoki, "The Fracture of a Low Carbon Tempered Martensite", Trans. JIM, vol. 11,

- 1970, pp. 36~43
- 16) Takeo Yokobori, "A Theoretical Criterion for the Fracture of Metals under Combined Alternating Stresses", *Journal of Applied Mechanics*, No. 24, 1957, pp. 77~80
- 17) Sun-Chae Maeng and Sung Kang Hur, "On the Low Temperature Deformation Mechanism", *Journal of the Korean physical Society*, vol. 5, No. 2, 1972, pp. 43~50
- 18) John R. Low, Jr., "Impurities, Interfaces and Brittle Fracture", *Transactions of the Metallurgical society of AIME*, vol. 245, 1969, pp. 2481~2494
- 19) D. Hardie and P. McIntyre, "The Low Temperature Embrittlement of Niobium and Vanadium by Both Dissolved and Precipitated Hydrogen", *Transactions of the Metallurgical society of AIME*, vol. 4, 1973, pp. 1247~1254
- 20) P. Wynblatt and J. E. Dorn, "Dislocation Mechanisms for Plastic Flow in an Iron-Manganese Alloy at Low Temperatures", *Transactions of the Metallurgical society of AIME*, vol. 236, 1966, pp. 1451~1455
- 21) James R. Rice and Robb Thomson, "Ductile versus Brittle behaviour of Crystals" *The ARPA Materials Research Council*, 1973, pp. 73~96
- 22) G. Delisle and A. Galibis, "Microstructural Studies of Tempered Extra-Low Carbon Steels and their Effectiveness in Interpreting Tempered Martensite Brittleness", *Microstructural Science*, vol. 1974, pp. 61~112
- 23) I. Olefjord, "Temper embrittlement", *International Metals Reviews*, vol. 23, No. 4, 1978, pp. 149~163
- 24) Karl Reiff, Osnabrück, und Kurt Lucke, Aachen, "Beitrag Zur Untersuchung des Sprödbruches in Unlegiertem Stahl mit 0.09% C", *Arch Eisenhüttenwes*, vol. 46, No. 11, 1975, pp. 741~743
- 25) Winfried Dabl, Manfred Uebags und Klaus Kühne, Aachen, "Der Einfluß einer Verformung und Alterung auf die Spröbrucheigenschaften eines unlegierten Stabes", *Arch. Eisenhüttenwes*, vol. 48, No. 10, 1977, pp. 541~545
- 26) Andr'e Simon, "La Fragilit'e au cours du Revenu", *Traitement Thermique*, vol. 91, 1975, pp. 35~39
- 27) W. Nicodomi, "La fragilita di rinvenimento negli acciai al carbonio", *metallurgia Italiana* No. 1, 1969, p. 28~32
- 28) Dieter, *Mechanical Metallurgy*, McCraw-Hill Kogakusha, Ltd., 1976, p. 498
- 29) 生方健治・嶋巖, 前掲書 p. 59