

船舶用構造鋼의 熱影響에 關한 研究

辛 政 教

A Study of the Influence of Heating in a Structural Steels of Ship

by

Min-kyo SHIN

<目 次>

- | | |
|-------------|------------|
| 1. 序 言 | (2) 衝擊破面觀察 |
| 2. 實驗方法 | 4. 結 言 |
| 3. 實驗結果와 考察 | 參考文獻 |
| (1) 衝擊試驗 | |

Abstract

The author tried to study how the structure and impact property of tensile steel, regarded to be used as structural steel of ship, would change owing to heating and according to its contents and thermal change, when it went under cutting and welding.

And what the author has found are as follows: The fracture strength of impact of intermediate structure is lower than that of tempered martensite structure, this tendency slackening as its nickel content increases. The nickel contributes to toughening of the matrix itself, to decreasing of the transition temperature and to obscuring of the transition phenomenon. When the carbon becomes infinitesimal, the yielding strength of the two structures becomes weak, and the toughness balanced to strength is difficult to get. So the carbon of 0.2% is necessary.

I. 序 言

船舶을 構成하는 材料의 大部分은 鐵鋼이며 이들은 原資材를 適當한 工作法에 依하여 切斷한 後 다시 各部分마다 接合하여 使用하게 된다.

過去 構造材의 強力한 接合에는 리베팅(rivetting)이 信賴性있는 接合法으로 널리 使用되어 왔다. 그러나 作業上의 繁雜 때문에 뒤에 開發된 熔接法에 依하여 代替되어 現在로는 特殊한 境

週外로는 使用되지 않고 있다.

熔接에 依한 接合法은 손 쉬운 工程과 資材의 節約等 長點이 많으나, 한편 熔接時의 高溫加熱로 因하여 熔接部는 勿論 그 近處에 冶金學的인 變化를 가져오는 등 短點도 隨伴된다.

外力에 견디어 나가는 構造材에서는 生産當初의 機械的 性質이 알려져 있어 設計하는데의 基礎가 되고 있으나, 이 基本的 性質이 變化하는 鋼材의 熔接過程은 材質自體에 相當한 變質을 招來하는 것이며 이의 徹底한 究明이 可用材 全般에 걸쳐 綿密히 先行되어야만 한다.

한편 船舶用으로 使用될 構造材의 大部分은 現在까지도 그 經濟的 見地나 工作性으로 보아 軟鋼이 使用되고 있다. 그러나 海運經營面으로 볼 때 船舶의 大型化, 高速化傾向이나 國防上의 見地에 따르는 새로운 構造材의 開發乃至는 改良이 必然的으로 追求되어야 한다.

이러한 點을 勘案하여 本研究은 새로운 船舶構造材로서 熔接이 可能한 非調質壓延鋼材에 Ni 이 少量 加味된 強力鋼을 推定하여, 이 材料가 熔接時에나 가스切斷時에 받게 될 熱影響으로 因한 冶金學的 變化에서 齊來되는 組織을 考慮하여 于先 몇가지 熱處理로 限定하고 各變化部의 組織과 機械的 性質에 關하여 考察하고자 한 것이다.

Ⅱ. 實 驗 方 法

表 1에 試料의 化學的 成分을 나타낸다. Ni을 1~5%로 變化시키고, C는 0.2와 0.06%의 2個 水準을 基本으로 하였다. 熔接用非調質鋼을 對象으로 생각하는 境遇, 炭素含有量은 적은 것이 바람직한 일이지만 여기에서 低下되는 強度를 他元素로 補償하지 않으면 아니되므로, 많은 制約을 받게 될 뿐만 아니라 脆化하는 面도 考慮하여야 하므로, 炭素含有量은 0.2%정도를 標準으로 하고 여기에 低炭素의 境遇를 아울러 考慮하고자 한 것이다.

表 1 試料의 化學成分 (wt%)

試 料	C	Ni	Cr	Mo	V	Mn	Si
N1	0.23	1.08	0.97	0.34	0.09	1.36	0.31
N3	0.22	3.02	1.01	0.30	0.10	0.96	0.25
N5	0.20	5.05	0.97	0.34	0.10	1.36	0.26
N15	0.15	1.46	0.96	0.34	0.10	1.33	0.22
N3L	0.06	3.07	0.99	0.36	0.10	1.33	0.26
N5L	0.06	5.05	0.95	0.32	0.09	0.77	0.18
N3R	0.22	3.02	0.04	0.24	0.13	0.47	0.27

熱處理性을 考慮하여 Cr, Mn, Mo 등을 配合하고, V는 0.1%를 加하였다.

이들 試料를 bainite를 主로한 中間段階組織과 tempered martensite 組織으로 만든 다음 各 試料에 關해서 그 組織을 觀察하고 衝擊值을 計測하여, 組織別로 相互關係를 考察하였다.

衝擊試驗은 Charpy試驗機를 使用하였고 V-notch標準試驗片을 素材의 壓延方向으로 길게 만들

이 機械다듬이를 하고나서 組織別로 熱處理하였다.

組織觀察用試片은 衝擊試驗片에서 만들어 냈으며, 透過型電子顯微鏡用으로는 機械加工으로 0.3~0.5mm 두께까지로 잘라낸 것을 機械研磨로 50~60 μ m 두께로 만들고, 다시 電解研磨를 써서 薄板으로 만들었다.

衝擊試驗片의 觀察은 走査型 電子顯微鏡을 썼으며, 主로 衝擊值와의 關聯을 考察하였다.

III. 實驗結果와 考察

(1) 衝擊試驗

圖 1과 圖 2는 各各 0.2%C, 0.06%C 試料를 中心으로 한 等溫變態組織에서의 吸收에너지를 測定한 結果이다. Ni含有量의 增加에 따라서 吸收에너지는 높아지는 傾向이 보이며 測定溫度에 依存하는 것을 알 수가 있다. Ni含有量이 1%에서 3%, 5%로 增加함에 따라 bainite生成의 溫度領域이 점차로 低溫長時間側으로 移行하며 同時에 그 範圍가 좁아지므로 各 試料의 bainite 變態開始溫度도 각각 450°, 360°, 330°C로 낮아지고 있다.

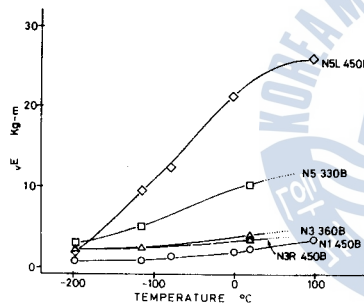


圖 1 等溫變態組織의 衝擊值(I)

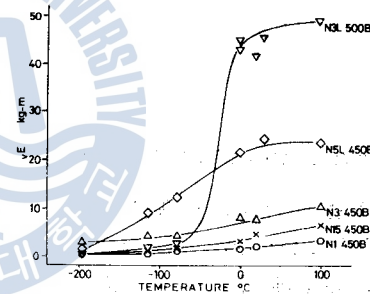


圖 2 等溫變態組織의 衝擊值(II)

bainite 組織이 그 生成溫度에 따라 機械的 性質을 顯著히 變化시키는 것은 既知의 事實이지만, 이것은 그 微細組織이 合金成分 뿐만 아니라 生成溫度에 의해서도 複雜한 變化를 가져오기 때문이라고 생각된다.

Irvine과 Pickering²⁾의 研究에 따르면, 低合金鋼의 bainite 組織에서는 約 90kg/mm² 정도의 引張強度에서 가장 높은 遷移溫度를 나타내며, 그 以上の 強度를 가지고 낮은 溫度에서 生成된 組織은 遷移溫度가 急激히 低下한다고 主張하고 있으며, Ohmori³⁾ 등은 變態溫度의 低下에 의하여 bainite의 形狀(炭化物의 析出舉動 등)이 變化해 가며 同時에 遷移溫度도 連續的으로 低下하고 있음을 報告하고 있다.

本 研究의 供試鋼에서는 一般的으로 衝擊에너지值가 낮고, 遷移現象은 不明確한 境過가 많았다. 全般的으로 bainite 生成溫度가 높아짐에 따라 遷移溫度도 높아지는 傾向이 보이나, 이는 後者의 實驗結果와 合致하는 것이다. 또 Ni含有量에 의한 影響을 보면, Ni含有量 5%에서는 全般的으로 높은 靱性을 나타내지만 3% 以下에서는 靱性이 대단히 낮은 값을 나타내는 것을 알 수가 있다.

圖 3과 圖 4는 0.2%C, 0.06%C 試料의 tempered martensite 組織에서의 吸收에너지曲線이다.

이境遇는 低溫測에서의 낮은 吸收에너지와 高溫側에서의 높은 吸收에너지差가 明確히 나타나며, 延性, 脆性 遷移現象이 두드러지게 나타나고 있다. 卽 等溫變態組織의 靱性値가 測定溫度 全般에 걸쳐 낮게 나타나고 遷移現象이 明確하지 않는데 比하여 tempered martensite 組織에서는 遷移現象이 顯著히 나타난다. 또 이 組織에서의 Ni含有量에 따른 影響은 遷移溫度의 低溫側으로의 移行, 吸收에너지曲線勾配의 緩和, 그리고 特히 低溫側吸收에너지의 增大現象으로 나타나지만 shelf energy值에는 큰 變化가 없다.

bainite를 主로 한 中間段階組織과 tempered martensite 組織의 吸收에너지値를 比較하면, 同一試料에서 中間段階組織은 모두 tempered martensite 組織에 比해 떨어진다. 또 이 두 組織의

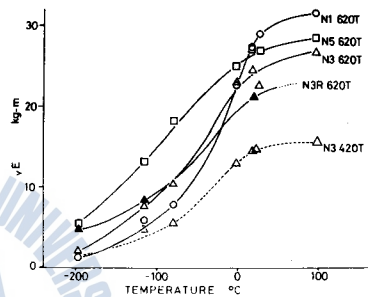
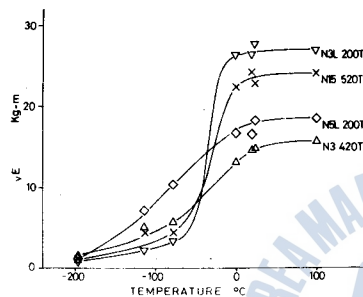


圖 3 tempered martensite 組織의 衝擊值(I) 圖 4 tempered martensite 組織의 衝擊值(II)

吸收에너지差는 Ni含有量의 增加에 따라 減少하고 있으며, 中間段階組織은 Ni의 影響에 의해서 靱性이 높아지고 tempered martensite 組織에 가까워진다.

前記 Irrine과 Pickering은 低炭素低合金系의 bainite鋼에 對해서도 그 靱性을 調査하였는데 合金成分 Ni (또는 Cr, Mn)을 2次硬化成分인 Mo, V과는 區別해서 前者가 bainite 生成溫度를 低溫側에 移行시키기 때문에 靱性의 改善에 效果가 있음을 強調하고 있으나, 이런境遇 적어도 Ni 3.5% 以上の 合金成分이 必要하다고 하였다. 本 研究供試鋼에서는 Ni, Cr, Mn 3種의 合金成分의 合計가 3.4~7.4%의 範圍에서 變化하고 있지만 Ni의 含有量이 增加함에 따라 中間段階組織의 衝擊靱性値는 全測定溫度를 통해서 增加하고 있다.

bainite 鋼의 優秀한 靱性을 가지고 있다는 報告¹⁻⁴⁾는 지금까지도 많이 發表되어 있으나 本 研究의 實驗結果에 따르면 中間段階組織에서의 衝擊靱性은 顯著히 떨어져 있다. 이것은 一般的으로 bainite鋼이라고 處理된 것이라도 初期의 熱處理方法에 따라서는 그 組織에 많은 差異가 생긴다고 생각할 수가 있다.

引張強度 100kg/mm² 前後¹⁾의 中間段階組織과 tempered martensite 組織과의 衝擊에너지를 比較하면 圖 5와 같이 된다. 中間段階組織의 衝擊靱性은 一般的으로 낮고 tempered martensite에 比하여 떨어진다는 것을 알 수가 있다. bainite 組織인 N5 330B(330°C에서 等溫變態시킨것, 이하 같다) N3 360B, N1 450B는 引張強度가 120~130kg/mm², 0.2% 耐力이 60~70kg/mm²이므로 引張特性은 비슷한 것이지만 衝擊靱성에 있어서는 Ni含有量에 依存하여 上昇하고 있다.

이 Ni含有量依存의 傾向은 tempered martensite 組織의 N1, N3, N5 試料에서의 620T(quenching 後에 620°C에서 tempering 한 것, 이하 같다)와 420T의 低溫에서의 衝擊值에서도 볼 수 있다. 그

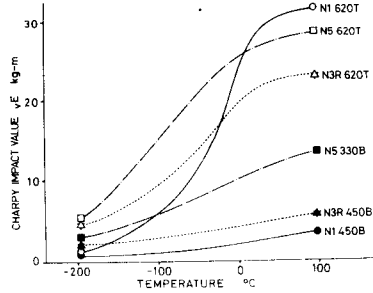


圖 5 引張強度가 비슷한 中間段階組織과 tempered martensite 組織과의 衝擊值의 비교

tempering 溫度를 높임으로서 衝擊靱性이 높아지는 것은 當然히 期待되는 일이지만 中間段階組織에서도 N15, N3 試料는 變態溫度의 上昇에 따라 衝擊值도 上昇하는 것을 볼 수 있다.

이 事實은, 中間段階組織에 있어서 變態溫度가 높은 것은 낮은 것보다 引張強度도 높아지고 있는 것에서 推察할 수 있는 바와 같이, 그 未變態部에 相當量의 auto tempered martensite 組織이 混在하여, 이것이 處理溫度의 上昇에 따라서 衝擊值를 높이고 있는 것으로 생각된다. 다만 Ni含有量이 낮은 N1試料에서는 Ni에 의한 影響이 적음으로 完全 bainite 變態에 가까와 衝擊值를 높일 餘地가 없었던 것으로 解釋된다.

(2) 衝擊破面觀察

寫眞 1은 N1試料에 있어서 Charpy 衝擊試驗片의 破面을 走査型 電子顯微鏡으로 觀察한 것이다. tempered martensite 組織과 中間段階組織과를 比較한 것으로 衝擊值도 對照해서 表示하였다. 右側 620T試料에서는 微細한 dimple로 덮여 있고 여기저기에 直徑 5~6 μ m 以上の 큰 흠이 파쳐 있다. 이것은 非金屬介在物 등이 破壞發生의 核으로 作用하여 그 部分에 界面剝離現象이 일어난 것으로 생각된다. 또 中間段階組織의 450B는 劈開 또는 擬劈開의 脆性破面으로 若干의 延性破面이 混在하고 있는 것을 볼 수 있다.

Ni含有量이 3%로 增加하면 같은 熱處理로써 寫眞 2와 같은 破面이 된다. 破面의 構成은 N1 때와 크게 變하지 않지만 中間段階組織에서 延性面이 占有하는 比率이 增加하고 있고 이것이 吸收에너지를 增加시킨 것으로 생각된다.

러나 shelf energy는 Ni含有量에 關係없이 420T에서 10~20kg-m, 620T에서 20~30kg-m가 되고 tempering溫度에는 依存하지만 Ni含有量에 따르는 差는 크게 나타나지 않는다.

이와같은 높은 shelf energy의 範圍에서는, 그 破面은 凹凸이 甚한 纖維狀破面으로 構成되므로 破斷面의 表面積은 增大하고 shear lip도 發達하여 衝擊值의 變動이 크다.

圖 6은 熱處理溫度에 따라서 衝擊值가 어떻게 變化해 가는가를 본 것이다. 傾向으로는 中間段階組織이나 tempered martensite 組織이나 다 같이 處理溫度가 높아질 수록 吸收에너지도 높아진다. tempered martensite 組織에서

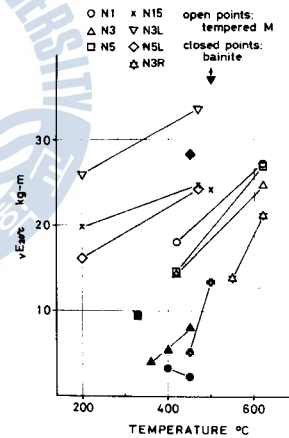
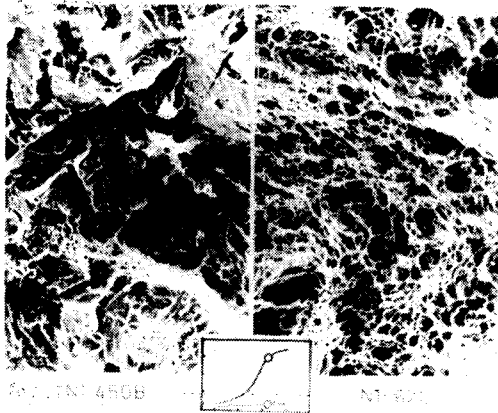


圖 6 熱處理溫度에 따른 衝擊值의 變化

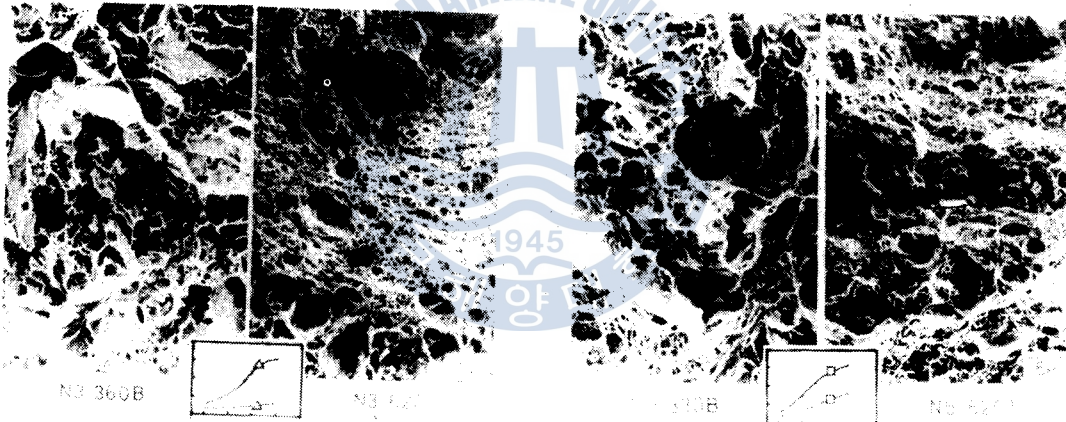


또 tempered martensite 組織의 破面에서 介在物 等に 의한 흠은 比較的 크게 되어 있으나 N1 試料와 比較해서 吸收에너지에는 큰 變化는 없다.

寫眞 3은 Ni含有量이 5%인 N5의 中間段階組織과 tempered martensite 組織의 破面이다. 吸收에너지曲線은 中間段階組織에서도 10 kg-m를 넘고 있으며 그 破面도 Ni含有量이 낮은 N1, N3에서의 中間段階組織과는 差異가 나타나 있다.

그러나 이 中間段階組織과 同一試料의 tempered martensite 組織과의 差는 적어지고 있다.

다. tempered martensite 組織이 全面 微細한 dimple로 덮여있는데 對하여 中間段階組織의 破面은 거친 dimple과 若干의 擬劈開面이 混在해 있는 정도이다.



寫眞2 3%Ni試料의 破面

寫眞3 5%Ni試料의 破面

또한 炭素含有量이 적은 領域에서의 破面도 觀察하였다. Ni含有量이 많아짐에 따라 破面에 나타나는 dimple의 깊이가 比較的 깊어지는 傾向이 나타나고 破壞溫度가 낮아짐에 따라 延性破面に 擬劈開의 脆性破面이 混在해 가다가 極低溫에 가서는 Ni含有量에 의한 差異는 나타나지 않고 있다.

材料의 破壞에 對한 抵抗을 그 組織이나 破面으로부터 定量化하고자 하는 試圖는 이때까지도 많이 있었다. Cottrell⁷⁾은 어닐링 또는 템퍼링된 軟鋼에서 粒度和 降伏降度, 破壞靱성이 잘 對應하고 있음을 보였고, Pickering⁸⁾은 bainite 鋼에서 粒度和 引張強度 또는 衝擊遷移溫度가 잘 對應하고 있음을 나타내고 있다. 또 松田⁹⁾ 등은 低炭素 tempered martensite組織과 bainite 組織의 脆性破面을 ferrite鋼과 對應시켜서 有効結晶粒의 概念을 適用하고 있다.

本研究에서는 中間段階組織과 tempered martensite 組織과의 破面觀察에서 兩者의 比較를 하

였다. 延性破面에서의 比較가 困難하므로 主로 低溫破面에서 比較하였다.

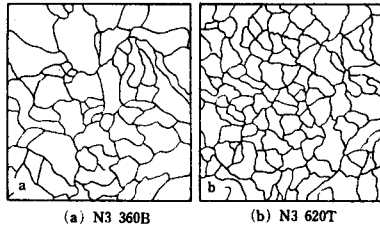


圖 7 組織別로 본 破面單位(I)

이 破面單位로 보아도 tempered martensite 組織이 bainite 組織보다 強靱하다는 것이 나타나고 있으며 Ni成分이 增加하면 破壞에 對한 抵抗이 增大한다는 것을 알수가 있다

한便 破面의 位置에 따른 破壞面의 變化를 觀察하면 寫眞 4와 같이 된다. a는 N5의 330B것으로 notch

圖 7은 N3試料의 360B와 620T 破面을 所謂破面單位^{5) 6)}의 概念으로 表示한 1例이다. a의 bainite 組織에서 破面單位의 平均直徑은 8.58 μ m이고 b의 tempered martensite 組織에서의 平均直徑 6.48 μ m 보다 크며 이 現象은 圖5의 에너지值에 對應한다. 또 N5 試料에서 3330B와 620T의 破面單位를 表示하면 圖8과 같이 된다. 여기에서 a의 330B의 平均破面單位直徑이 6.86 μ m, b가 5.83 μ m이다.

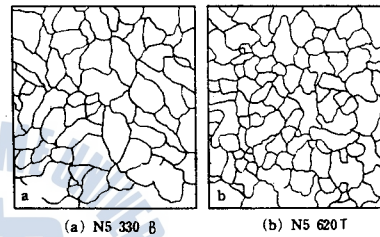
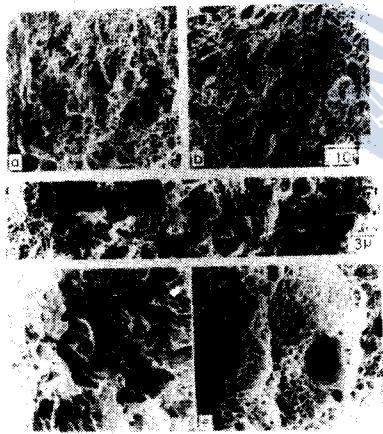


圖 8 組織別로 본 破面單位(II)

底部에서 龜裂이 發生할 때에 생기는 延性破壞部이며, 微細한 dimple로써 構成되어 있다.

b는 N3R의 550T 試料 것이며 龜裂發生域의 dimple 破面을 나타낸다. c는 α 試料에서 本格的으로 不安定破壞를 일으켜서 急速度로 龜裂이 傳播되어 갔을 것으로 생각되는 破壞部分이다.

이 試料에서는 靱性이 높고 破面全體가 延性破面이고 dimple pattern이지만, 仔細히 觀察해 보면 microcrack로 形成된 微細한 dimple pattern과 介在物等으로 부터의 void가 合體하여 龜裂이 되고 macro的으로는 應力方向과 直角方向으로 傳播해간 것이 觀察된다. 이때는



寫眞4 5%Ni試料의 各部破面

比較的 靱한 dimple만의 延性破壞部分과, 脆性破壞의 樣相을 띤 擬劈開 및 大型 void가 混在하는 部分과의 二個部分으로 나눌 수가 있는데, 이들은 破壞進行方向으로 交代로 나타나고 있다. d는 上述한 延性破面인 dimple과 脆性破面인 river pattern이 明瞭하게 共存하는 1例이며, N1試料를 400°C에서 等溫變態시킨 試片의 20°C에서의 破面이다. 左側의 靱한 dimple部가 右側의 劈開破面과 對照的으로 連結되어 있다. 그리고 劈開部分이 破壞進行方向에 平行인 面에서 進行하고 있는데 對하여, 延性破面은 어느 角度를 가지고 있으며 破壞進行이 粒界 또는 亞粒界 등의 어떤 障害로 阻止되고 새로운 에너지가 가장 낮은 方向으로 方向을 轉換하기에 이른 것을 나타내는 것으로 생각된다.

dimple의 치수는 定性的으로는 肉眼으로 보는 破面の 延性に 거의 依存한다¹⁰⁾는 것이 報告되고 있으며, Beacham¹¹⁾은 dimple 깊이가 延性に 依存하는 것이라고 말하고 있다. 또 이들의 dimple의 크기는 分布하는 介在物의 크기와 性狀에 依存한다고도 생각된다. 또한 큰 dimple이 먼저 形成되고 이것이 最終적으로는 微細한 dimple의 凝集連結에 의해서 破斷할 것이다^{12) 13)}는 報告도 있으나 큰 dimple이고 또한 깊은 void에 의해서 形成된 破面이 보다 延성이 많은 事實은 本研究鋼에서도 認定되는 바이다.

e는 破壞의 最終段階에서의 破面이다. 잔 dimple이 平面的으로 構成되고 notch底部에 發生한 平面應力狀態에서의 破面이 나타나 있다.

IV. 結 言

船舶의 高性能化에 對備하여 低炭素強力鋼을 想定하고 工作過程에서 必然적으로 받게되는 熱變化에서 오는 冶金學的 變化를 考慮하여 그 衝擊特性을 中心으로 한 機械的 性質과 破面の 觀察을 통한 耐破壞性에 關하여 考察한 結果 다음과 같은 結論을 얻었다.

1. 中間段階組織의 衝擊破壞強度는 tempered martensite의 그것에 比하여 떨어지고 Ni含有量의 增加에 따라 이 傾向은 緩和된다.
2. Ni成分은 母相自體의 強韌化에 貢獻하고 延性, 脆性 遷移溫度를 低下시키며, 吸收에너지曲線의 기울기를 적게하여 遷移現象을 不明確하게 한다.
3. 이 種類의 比較的 靱성이 높은 低炭素合金鋼에서 炭素含有量이 極히 낮아지면, 各組織에 對하여 降伏強度가 低下하고 強度에 알맞는 靱성을 얻기가 困難해진다. 따라서 0.2%程度의 炭素含有量이 最適의 템퍼링處理를 할 수 있는 必要量으로 생각된다.

参 考 文 献

- 1) 辛政教：低炭素低合金鋼の熱處理組織と引張特性，海洋大學論文集 No11. p. 69, (1976).
- 2) K. J. Irvine and F. B. Pickering The impact properties of low carbon bainitic steels, JISI, Vol. 201, p. 518, (1963).
- 3) Y. Ohmori, H. Ohtani and T. Kunitake: The Mechanical Properties of Low-Carbon Low-Alloy Bainitic Steels, Trans. ISIJ, Vol. 12, p. 146, (1972).
- 4) 鈴木外：新しい超高張力鋼 MB-130の開発とその溶接性の研究，三菱重工技報，Vol. 4-3, p. 271(1967)
- 5) 中島，荒木：中炭素 Ni-C-Mn 鋼のマルテンサイトおよびベイナイトの衝撃靱性，鐵と鋼，Vol. 58, p. 1993, (1972).
- 6) 邦武，寺崎，大森：低炭素低合金ベイナイトの機械的性質と合金元素，鐵と鋼，Vol. 58, p. 1877, (1972).
- 7) A. H. Cottrell: Theory of Brittle Fracture in Steel and Similar Metals, Trans. AIME, Vol. 212, p. 192. (1958).
- 8) F. B. Pickering: The Structure and Properties of Bainite in Steels, Symp. of Transformation and Hardenability in Steels, Michigan, p. 109. (1967).
- 9) 松田，井上，三村，岡村：低合金調質高張力鋼の靱性と有効結晶粒徑，Toward Improved Ductility and Toughness. Kyoto. 47, (1971).
- 10) J. C. Williams, R. R. Boyer and N. J. Blackburn: The Influence of Microstructure on the Fracture Topography of Ti-Alloys, ASTM STP No. 453, p. 215, (1969).
- 11) C. D. Beachem: An Electron Fractographic Study of the Influence of Plastic Strain Conditions upon Ductile Rupture Processes in Metals, Trans. ASM, Vol. 56, p. 318, (1963).
- 12) H. C. Burghard Jr. and D. L. Davidson: Fracture Mechanisms and Fracture Surface Topography, Proceedgs. Ist. Int. Conf. on Fracture, Sendai, Vol. 2, p. 571. (1965).
- 13) C. D. Calhoun and N. S. Stolofe: A Fractographic Study of Precipitation Hardened and Dispersion Strengthened Mg-Base Alloys, ASTM STP. No 455, p. 173, (1969).

