

〈研究論文〉

高炭素工具鋼의 燒入龜裂 防止에 關한 研究

金學信*, 方盛煥**, 崔鍾述***, 梁勳永***

Study on Prevention of Quench Crack in
Martensitic High Carbon Tool Steel

H. S. KIM*, S. H. BANG**, C. S. CHOI*** and H. Y. YOUNG***

ABSTRACT

The present paper clarified mechanism of quench crack formation in high carbon steel during quenching, and, in order to prevent the quench crack, proposed two basic guides in alloy design of high carbon tool steel.

They are to raise M_s temperature of high carbon tool steel by addition of alloying elements such as Al and Co, and to decrease grain size of the high carbon tool steel by addition of alloying elements of Al, B, Ti, Zr, and V, and by grain-refining heat treatment.

1. 緒 論

高炭素鋼을 硬化하기 위해서 鋼을 高溫에 가열하여 常溫에 急冷시키면 素材内部에 微細한 龜裂이 때때로 發生하는 경우가 허다하다. 이 때문에, 오랜 時日과 많은 費用을 들여서 高炭素鋼을 素材로 해서 만들어진 金型이라든가 各種 機械附屬品들이 使用도 해보지 못하고 단번에 폐품으로 처리되는 경우가 허다하다. 그러므로, 高炭素鋼의 燒入균열을 一次的으로 防止하기 위한 한 手段으로 高炭素鋼을 高溫에 가열해서 徐冷시키고 있는 實例도 있는 實情이다. 徐冷하면 燒入균열은 發生치 않으나 硬度가 低下하기 때문에 高速荷重下에서 使用되는 金型이라든가 其他 機械附屬品들은 쉽게 塑性變形되거나 마모가 일어나서 그 수명이 짧아지는 缺단이 따른다.

한편, 金屬表面處理工業分野에서는 高炭素工具鋼의 燒入균열을 間接的으로 防止하는 한 手段으로서, 高炭素工具鋼代身에 代用材料로써 低炭素鋼을 使用

하여 金型이라든가 機械附屬品들을 加工해서, 그 表面에 硬質 크롬鍍金을 實施하여 表面을 硬化시키기도 하지만, 金型과 같이 高速荷重을 받는 경우에는 크롬層이 쉽게 剥地로부터 떨어져 나가기도 하며, 剥地의 硬度가 낮기 때문에 塑性變形되어서 金型의 寸數가 變化하기도 한다.

이처럼, 高炭素工具鋼의 燒入균열에 關한 問題는 工具鋼을 素材로 취급하고 있는 機械工業分野에서는 오래전 부터 큰 課題로 취급되어 왔으며, 아직껏 完全히 解決의 실마리를 찾지 못한채 버려져 있는 實情이다.

本 研究에서는, 高炭素工具鋼의 燒入時 龜裂이 어떻게 해서 發生하는가를 理論的으로 해석하고, 燒入 龜裂의 發生을 抑制하는 새로운 高炭素工具鋼을 合金設計할 때에, 반드시 考慮하여야 할 基本的인 設計指針을 理論的으로 提示하고자 한다.

2. 鋼의 Martensite 變態時의 體積變化

Austenite 가 martensite 로 變態할 때는 結晶格子의 相異에 起因해서 體積變化를 隨伴하는데

* 延世大學校 大學院 (博士過程)

** 斗山機械株式會社

*** 延世大學校 工科大學 教授

C. S. Roberts¹⁾에 의하면,

austenite (fcc) 의格子常数는 ;

$$a_0(\text{\AA}) = 3.555 + 0.044 \times (\text{wt \% C})$$

martensite (bct) 의格子常数는 ;

$$a(\text{\AA}) = 2.866 - 0.013 \times (\text{wt \% C})$$

$$c(\text{\AA}) = 2.866 + 0.116 \times (\text{wt \% C})$$

上式과 같이 탄소함량에 따라格子常數의變化即體積變化가 일어나고 있다. 여기서 1.0 wt % C의炭素鋼에서 martensite 變態에 의한體積膨脹을 생각해 보면,

austenite 의格子常數는 ;

$$a_0 = 3.555 + 0.044 \times (1.0) = 3.599(\text{\AA})$$

martensite 의格子常數는 ;

$$a = 2.866 - 0.013 \times (1.0) = 2.853(\text{\AA})$$

$$c = 2.866 + 0.116 \times (1.0) = 2.982(\text{\AA})$$

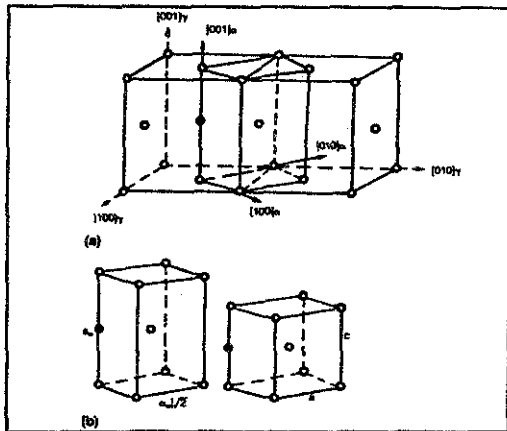


Fig.1 (a) A body-centered tetragonal cell in austenite is identified by the $\langle 100 \rangle_h$ axes. (b) The bct cell before (left) and after (right) the lattice deformation (Bain Strain) from austenite to martensite.

Austenite 單位格子는 Fig.1 과 같이 軸比 (c/a) 가 1.414 인 體心正方格子로 볼 수 있으므로 austenite 單位格子的體積 (V_A) 은,

$$V_A = a_0 \times \frac{a_0}{\sqrt{2}} \times \frac{a_0}{\sqrt{2}} = \frac{(3.599)^3}{\sqrt{4}} = 23.309(\text{\AA}^3)$$

또, martensite 單位格子的體積 (V_M) 은,

$$V_M = c \times a \times a = 2.982 \times (2.853)^2 = 24.273(\text{\AA}^3)$$

따라서 實溫에서 austenite 가 martensite 로 變態할때體積의 팽창율은,

$$\frac{\Delta V}{V_A} = \frac{V_M - V_A}{V_A} = \frac{0.964}{23.309} = 0.0414 \approx 4.14(\%)$$

위와 같이 1.0 wt % C의炭素鋼이 austenite 로부터 martensite 로 變態할때 4.14 %의體積增加가 일어나며, 이 값은 탄소량이 0wt %에서 2.0 wt %까지變化하더라도 거의一定值를 유지한다. 왜냐하면, 軸比가 1.414 인 austenite 로부터 軸比가 1.0~1.090 인 martensite 로 變化하기 때문이다. 그리고 martensite plate 는 austenite 結晶粒內에서 24 種의 많은生成方位를 가지고 있으므로體積膨脹은等方性이라고假定할 수 있다.

일반적으로線膨脹率과體積膨脹率의 관계는

$$\frac{\Delta V}{V} = 3 \frac{\Delta L}{L}$$

로 나타낼 수 있다. 즉 선팽창율은 체적팽창율의 $\frac{1}{3}$ 이 되므로, 鋼의 austenite 가 mar-

tensite 로 變態할때線膨脹率은 약 1.4 %가 된다.

그런데, B. S. Lement²⁾는 鋼의原子配列狀態와格子常數를利用해서炭素鋼의變態時生成되는各

Table 1. Specific volume of various structures in carbon steel

structure	specific volume (20 °C) [cm ³ /g]
ferrite	0.1271
cementite	0.130 ± 0.001
ε-carbide	0.140 ± 0.002
martensite	0.1271 + 0.00265(%C)
austenite	0.1212 + 0.0033 (%C)
ferrite + cementite	0.1271 + 0.0005 (%C)
bainite	0.1271 + 0.0015 (%C)
0.25 % C martensite + ε-carbide	0.12776 + 0.0015 (%C - 0.25)

種組織成分의 比容積을 Table 1과 같이 계산해 낸 바 있다. Table 1에서 bainite는 편의적으로 ferrite와 ϵ -炭化物의 混合組織이라고 가정했으며, austenite와 martensite의 比容積을 求하는데 使用된 %C는 이들에 固溶되어 있는 炭素의 重量%를 나타낸다. Table 1을 利用해서 鋼의 變態時에

동반되는 각종 체적변화를 계산한 값을 Table 2에 나타냈다.

Table 2에서 炭素가 1wt %인 鋼을 생각하면, austenite \rightarrow martensite 變態時에 體積變化는 $4.75 - 0.53 \times 1 = 4.22\%$ 이다. 이값은 위에서 계산한 4.14%와 잘 일치한다.

Table 2. Volume change in transformation of carbon steel

transformation	volume change (%)
(1) (ferrite + cementite) \rightarrow martensite	1.69 (% C)
(2) (ferrite + cementite) \rightarrow austenite	-4.64 + 2.21 (% C)
(3) martensite \rightarrow 0.25 % C martensite + ϵ -carbide	0.22 - 0.88 (% C)
(4) austenite \rightarrow martensite	4.75 - 0.53 (% C)
(5) austenite \rightarrow bainite	4.75 - 1.47 (% C)

3. 鋼의 燒入龜裂 發生理論

3-1 殘留應力에 依한 燒入龜裂 發生 機構

鋼의 燒入時에 發生하는 殘留應力은 熱收縮에 基因하는 熱應力과 martensite 變態時 體積膨脹에 基因하는 變態應力の 相互作用에 依해서 決定된다. 이러한 殘留應力이 充分히 크면, 鋼은 塑性變形되거나 또는 龜裂이 發生하게 된다.

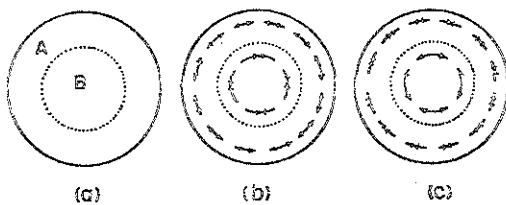


Fig.2 Cross section of a cylinder for illustration of residual stress pattern.

一般的으로 殘留應力을 理解하는데 도움이 되는 基本 model은 다음과 같이 생각할 수 있다.

(1) Fig.2는 圓柱狀棒의 斷面을 나타낸다. Fig. 2-a에서 A領域이 이미 硬化되어 있고, B領域이 팽창할것 같으면 A領域에 의해서 그 팽창이 저지당하기 때문에 B領域은 壓縮應力이 發生하고 A領域은 引張應力이 發生해서 平衡狀態를 이루고 있

다 (Fig.2-b). 이것이 잔류응력인데 應力值의 大小는 B領域의 팽창량이 A領域에 의해서 어느정도 탄성적으로 구속되는가에 依存한다. 이것은 圓柱狀棒의 接線方向應力이지만, 軸方向應力도 같은 方法으로 생각할 수 있다.

(2) Fig. 2-a에서 B領域이 이미 硬化되어 있고 A領域이 팽창한다고 하면, 그 팽창이 B領域에 의해서 구속되기 때문에 B領域에 引張應力, A領域에 壓縮應力이 각각 發生한다 (Fig.2-c).

(3) Fig.2-a에서 A領域이 이미 硬化되어 있고 B領域이 수축한다고 할것 같으면, 그 수축은 A領域에 의해서 구속되기 때문에, A領域은 壓縮應力이 그리고 B領域은 引張應力이 發生한다 (Fig. 2-c).

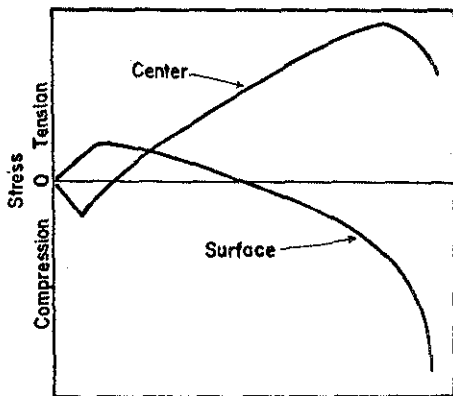
(4) Fig.2-a에서 B領域이 이미 硬化되어 있고, A領域이 수축한다고 할것 같으면, 그 수축은 B領域에 의해서 구속되기 때문에, A領域은 引張應力이 그리고 B領域은 壓縮應力이 각각 發生한다 (Fig.2-b).

鋼을 高溫에 加熱해서 急冷할때, 内外部の 冷却 速度가 다르기 때문에 어느 時刻에 있어서도 内部와 外部間에는 溫度差가 생기게 되며, 이러한 溫度差는 冷却速度가 빠를수록, 그리고 被燒入材의 크기가 클수록 크게 된다. 内外部の 溫度差로 惹起되는 熱應力의 크기는 一般的으로 대략 다음式으로 나타낼 수 있다.

$$\sigma = \alpha \cdot E \cdot \Delta T$$

여기서 σ 는 殘留應力, α 는 線膨脹係數, E 는 彈性率, ΔT 는 內外部の 溫度差를 各各 나타낸다.

그러면, 鋼의 燒入時에 나타나는 殘留應力の 樣相을 調査하기 위해서 圓筒形의 鋼式片의 接線方向應力을 생각해 보기로 하자. 燒入時에 表面은 언제나 内部보다 빨리 冷却되어 表面이 内部보다 martensite 變態가 먼저 일어나서 硬化하게 된다. 이때 試片의 表面이 시편의 内部에 대해서 引張應力의 상태에 있는가 또는 壓縮應力의 상태에 있는가는 表面이 硬化된 後 試片의 内部에서 일어나는 體積의 變化量에 左右된다. 지금 試片의 直徑이 작으면 內外部の 溫度差異가 작기 때문에, 内部가 다시 冷却할때는 溫度降下에 의한 收縮量이 内部가 martensite로 變態함에 의해서 일어나는 體積膨脹量보다 작기 때문에 결국 内部는 體積이 늘어나게 된다. 그런데 外部는 이미 冷却되어 硬化되어 있으므로 内部의 體積膨脹에 의해서 表面은 引張殘留應力을, 内部는 壓縮殘留應力을 받게 된다 (Model 1). 그러나 直徑이 매우 크게 되면, 表面이 冷却되어 硬化된 後에도 內外부의 溫度差異가 매우 커서 内部가 다시 冷却할때는, martensite 變態에 의한 膨脹量보다도 溫度降下에 의한 收縮量이 더 크므로 内部의 體積은 줄어들려고 한다. 그러나 外部는 이미 冷却되어 硬化되어 있기 때문에 表面은 壓縮殘留應力을, 内部는 引張應力을 받게 된다 (Model 3).



Temperature difference between center and surface of a cylindrical bar during quenching

Fig.3 Residual tangential stress in a hypothetical steel cylinder quenched to form martensite.

Fig.3은 이러한 殘留應力의 分布를 보여준 것이며, 軸方向應力도 接線方向應力과 똑같은 경향을 나타낸다. 여기서 內外부의 溫度差異는 직경이 클수록 그리고 冷却速度가 빠를수록 커지게 된다.

燒入龜裂은 반드시 引張殘留應力을 받는 部分에서만 일어나며 引張殘留應力의 값이 材料의 降伏點보다 큰 경우에 龜裂이 發生한다.

最近까지 약 50年 동안 高炭素鋼을 燒入時에 龜裂이 發生하는 理由를 이러한 殘留應力에 의해서만 일어난다고 믿어져 왔었다.

3-2 針狀 Martensite 結晶의 相互衝突에 의한 龜裂發生機構

이 機構는 A. R. Marder 및 G. Krauss^{3,4)}와 R. G. Davies 및 C. L. Magee⁵⁾가 최근에 高炭素鋼의 針狀martensite 組織에서 實驗적으로 立證한 것으로, martensite 變態中에 高速으로 生成되는 針狀martensite plate 들이 다른 plate에 충돌할 때 이 충돌에 나지 때문에 crack이 생기는 것이다. 그러나 塊狀martensite 組織에서는 이러한 충돌에 의한 龜裂은 發生하지 않는다.

龜裂敏感性 (crack sensitivity)은 crack crease / Volme martensite로 나타내며 이값이 클수록 龜裂發生이 容易하게 된다. Fig.4는 M. G. Mendiratta와 G. Krauss⁶⁾가 Fe-1.86% C合金에 있어서 martensite 體積分率(f)에 대한 龜裂敏感性(Sv)을 측정 한 結果이다. martensite 板의 平

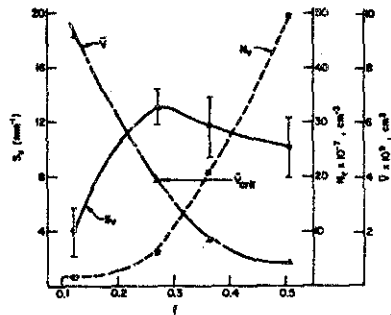


Fig.4 Microcracking sensitivity, Sv, average volume per plate, \bar{V} , and number of plates per unit volume, N_v , as functions of volume fraction of martensite f.

均體積 (\bar{V})이 비교적 큰 martensite 體積分率 약 0.27까지는 龜裂敏感性은 martensite 板의 平均體積 (\bar{V})의 크기와는 관계없이 단위체적당 martensite plate 수 (N_v)의 증가와 더불어 增加하

고 있으며, $f \approx 0.27$ 에서 균열민감성은 最大値를 나타낸다. f 가 약 0.27 이상으로 증가함에 따라 martensite plate의 平均體積은 감소하나, 反面에 單位體積當 plate의 數가 계속적으로 증가하므로 plate의 층돌확률이 많아짐에도 불구하고 균열민감성이 감소하고 있다. 이事實은 龜裂을 일으킬수 있는 martensite plate의 임계평균제적(\bar{V}_{crit})의 존재를 암시하고 있으며, 따라서 martensite plate의 길이는 龜裂에 影響을 미치는 중요한 因子가 될 수있음을 類推할 수 있다. 最近에 plate의 길이와 龜裂敏感性 사이에 직접적인 관계가 있음이 점차적으로 알려지고 있다.

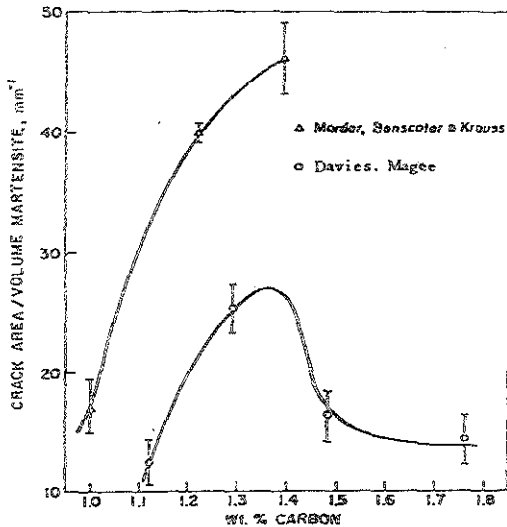


Fig.5 The variation in specific crack area with carbon content for binary Fe-C alloy.

Fig.5는 A. R. Marder⁴⁾와 R. G. Davies⁵⁾가 調査한 두 研究結果를 함께 나타낸 것인데, 炭素量이 약 1.4wt%까지는 炭素量의 증가와 더불어 龜裂敏感性은 모두 증가하고 있다. 이로 부터, 탄소량의 증가와 더불어 층돌에 의한 龜裂發生이 容易하게 됨을 알 수 있다. 그러나 Fig.5의 R. G. Davies의 結果에 의하면, 탄소량이 약 1.4wt% 이상에서는, M_s 온도의 降下와 탄소량의 증가로 因한 正方性의 增加로 塑性이 감소하여 일층 龜裂이 일어나기 쉬울에도 불구하고, 오히려 crack 發生이 어려운 것을 알 수 있다. 이 理由는, 炭素量이 약 1.4wt% 이상에서는 habit plane이 $\{225\}_r$ 에서 $\{259\}_r$ 로 바뀌어서 plate의 길이가 짧아지기 때문이라고 믿어지고 있다.

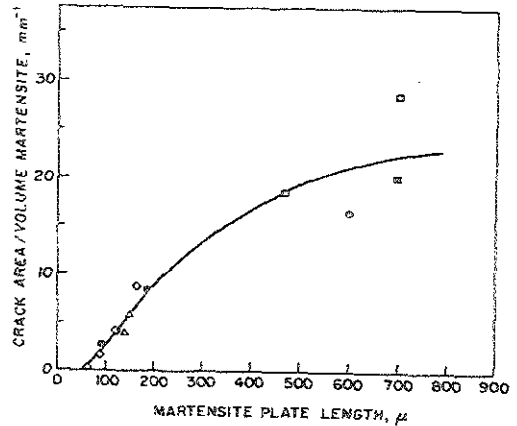


Fig.6 The change in specific crack area with martensite plate length for Fe-C-X alloy series(X indicates alloying elements).

Fig.5의 data와 다른 연구자들의 data를 綜合해서 龜裂發生의 敏感性을 martensite plate의 길이에 대해서 다시 plot해보면 Fig.6과 같다. 즉 plate 길이가 증가할수록 plate 層돌에 의한 crack이 誘發하기 쉬움을 알 수 있게된다. 이 理由는 아직 확실하지 않으나 다음과 같은 세가지 理由를 생각해볼 수 있다.

첫째, plate 先端의 應力集中:

층돌하는 martensite plate를 注目해서 보면, 層돌하는 martensite plate 길이가 길수록 plate 體積이 크기 때문에, 體積變化에 의해서 생기는 彈性的 strain energy는 martensite plate 길이가 길수록 더 많아진다. 이러한 strain energy는 martensite plate 先端에 集中하기 때문에, 層돌하는 plate 길이가 길수록 plate 先端에 集中하는 應力은 커지며 따라서 더 잘 crack을 誘發시킬 수 있다.

둘째, plate의 交叉點:

이번에는 層돌받는 martensite plate에 注目해 보자, 역시 martensite plate가 길수록 plate의 體積이 커지므로 다른 plate에 의해서 層돌받음 확률이 증가한다. 즉 crack의 發生確률이 증가한다.

셋째, plate의 生成速度:

이번에도 層돌하는 martensite plate에 注目해서 보면, martensite plate 길이가 길수록 plate의 生成速度가 커지므로 결국 層돌속도가 빠르게

된다. 즉 高速으로 충돌할수록 crack 發生이 容易하게 된다.

중전까지만 해도 燒入鋼의 龜裂은 martensite 變態時의 體積變化에 起因한 殘留應力과 冷却時에 生成되는 熱的殘留應力の 組合에 의해서 만이 단지 일어난다고 믿어져 왔으나, 1970年初에 이르러서는 高炭素鋼의 針狀 martensite 組織에서는 變態도중 plate 들의 相互衝突에 의해서 crack 이 더 잘 誘發된다는 事實이 여러 研究者^{3,4,5,6}에 의해서 명백히 確認되었다.

4. 鋼의 燒入龜裂 防止에 對한 理論的 考察

4-1 殘留應力에 依해서 發生하는 燒入龜裂의 防止

鋼을 高溫의 austenite 區域에 加熱해서 常溫으로 急冷할때 表面部가 中心部보다 훨씬 빨리 冷却되어서 어느 時刻에서도 表面部の 溫도가 中心部보다 훨씬 낮아진다. 이 때문에 martensite 變態가 일어나는 時刻에 表面部和 中心部가 서로 다르게 되고, 따라서 이로 인한 熱應力과 變態應力の 組合인 殘留應力이 發生하게 된다.

그러므로 燒入時 殘留應力을 적게하기 위해서는 martensite 變態開始溫度(M_s)에 도달하기 直前に 材料의 内外部の 溫度差를 적게하여야 한다. 實際로 殘留應力을 적게하기 위해서 종래부터 쓰여지고 있는 方法으로는, 内外部の 溫度差를 적게하는 原理를 利用한 것으로, marquenching 法 및 time quenching 法등 여러가지 方法들이 있다.

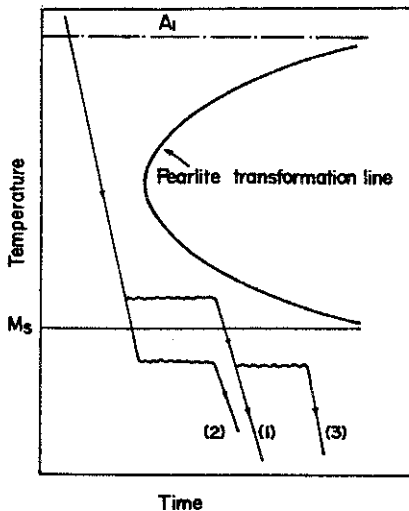


Fig.7 Illustration of marquenching method.

Marquenching 은 martensite 生成溫度領域의 上部 또는 M_s 點보다 약간 높은溫度에 維持된 鹽浴 또는 油中에 燒入해서 物體의 各部分이 均一한 溫度로 될때까지 holding 한후에 大氣中에 放冷하는 열처리法이다.

이處理는 鋼을 燒入할때 생기는 變形을 적게하고 燒入균열을 防止하는데 效果의으로 利用되는 한 方法이다. Fig.7은 marquenching 處理를 圖解의으로 나타낸 것인데, 곡선(1)은 鋼을 M_s 點直上의 austenite 의 準安定領域까지 急冷해서 鋼材의 온도를 均일하게 한후에 放冷하는 方法이며, 얻어지는 조직은 martensite 이다. 곡선(2)는 M_s 보다 낮은 適當한 온도(예컨대 M_s 點이 $200^{\circ}C$ 이면 $150^{\circ}C \sim 100^{\circ}C$)에 까지 急冷하여 이 온도에서 變態를 일으킨다. 따라서 發生한 martensite 는 직시 tempering 된다. 前節에서 言及한 바와 같이 이때의 比容積의 變化는 普通으로 燒入한 경우 보다도 적기 때문에 燒入후의 殘留應力은 輕微되어 燒入균열의 위험성이 감소된다.

이處理로 얻어진 조직은 低炭素 martensite 와 ϵ -炭化物의 혼합조직이며, 硬度도 普通으로 燒入한 martensite 와 거의 같다. 곡선(2)의 方法은 實用的으로 극히 有效하며 比較적 形狀이 복잡한 物體를 燒入硬化할때 종종 利用되고 있다. 그러나 形狀 및 寸數가 너무 복잡해서 곡선(2)의 方法을 택 하더라도 급냉되어서 鋼材部品の 表面과 内部와의 溫度差가 현저하게 크게되는 경우에는 곡선(1)과 (2)의 方法을 組合한 (3)의 方法을 採用하기도 한다.

Time quenching 法은 가장 일반적으로 이용되는 方法인데, 高溫에 가열된 鋼材를 TTT 曲線의 上部 臨界冷却速度以上으로 M_s 點 直上까지 急冷한후 냉각액으로부터 物體를 꺼내어 燒入材의 内外部온도를 均一하게 한후 M_s 點 直下로 空冷하여 martensite 變態를 일으킴으로써 燒入龜裂을 防止하는 方法이다.

以上은 燒入龜裂을 防止하기 위해서 종전부터 사용되고 있는 古典的인 燒入方法을 설명한 것이다. 그러나 本論文에서는 殘留應力에 의해서 發生하는 燒入龜裂을 抑制하는 效果的인 方法으로써, M_s 點의 上昇을 提案하는 것이다. 그 理由로는 :

(가) M_s 溫度가 높을수록 austenite 가 martensite 로 變態할때 隨伴되는 體積變化는 적게 된다. 이것은 martensite 와 austenite 의 格子常數의 溫

度依存성이 서로 다르기 때문이다.

(나) 溫度가 높으면 鋼의 韌性이 증가하므로 M_s 點이 높을수록 殘留應力이 적게 될 것이다.

以上的 두 事實로부터 M_s 點을 올리게 되면 殘留應力에 의한 crack 發生의 위험성이 감소하게 될 것이 확실하다. M_s 點을 올리는 方法으로는:

- (i) Austenite 結晶粒의 粗大化
- (ii) Al 및 Co 등의 合金元素의 添加
- (iii) Ti, Zr, 및 V 등 炭化物形成元素의 添加 등이 있다.

結晶粒의 粗大化는 martensite plate 間이 길게하므로 충돌에 의한 crack 이 誘發할 위험성이 커지게 될뿐 아니라 M_s 點이 크게 上昇되지 않으므로 추천할만한 方法이 窺되지 않으며, (ii) 項의 合金元素 添加法과 (iii) 項의 炭化物形成元素添加法이 바람직할 것으로 생각된다.

Fe-c 鋼에서 M_s 溫度와 化學成分과의 관계는 다음 式으로 표시할 수 있다.⁷⁾

$$\begin{aligned}
 M_s (^{\circ}\text{C}) = & 550^{\circ}\text{C} - (350^{\circ}\text{C} \times \% \text{C}) \\
 & - (40^{\circ}\text{C} \times \% \text{Mn}) - (35^{\circ}\text{C} \times \% \text{V}) \\
 & - (20^{\circ}\text{C} \times \% \text{Cr}) - (17^{\circ}\text{C} \times \% \text{Ni}) \\
 & - (10^{\circ}\text{C} \times \% \text{Cu}) - (10^{\circ}\text{C} \times \% \text{Mo}) \\
 & - (5^{\circ}\text{C} \times \% \text{W}) + (15^{\circ}\text{C} \times \% \text{Co}) \\
 & + (30^{\circ}\text{C} \times \% \text{Al})
 \end{aligned}$$

上式으로부터 Co 와 Al 이 高炭素鋼의 M_s 溫度를 상승시키는 강력한 合金元素임을 알 수 있다. 그리고 Al 과 Co 와 같이 M_s 溫度를 직접적으로 上昇시키는 元素 以外에도, Ti, Zr, 및 V 과 같은 炭化物 및 窒化物形成元素를 少量 첨가하게 되면, 基地中의 固溶炭素(空素)濃度가 낮아져서 M_s 點은 上昇하게 된다.

따라서 本 研究에서는 高炭素鋼의 殘留應力에 依한 龜裂을 效果적으로 防止하기 위해서는 M_s 溫度를 上昇시켜야 하며, 이를 위해서는 高炭素鋼에 Co, Al, Ti, Zr 및 V 등의 合金元素를 少量 複合 添加하여야 한다는 것을 提案한다.

4-2 針狀 Martensite 結晶의 相互 충돌에 依한 龜裂發生의 防止

高炭素鋼의 針狀 martensite 結晶의 相互 충돌에 依한 crack 發生說은 極最近에 A. R. Marder⁴⁾ 와 G. Krauss³⁾ 및 R. G. Davies⁵⁾ 등이 提示한 것으로서, 이 種類의 crack 을 防止하는 方法에 관해서는 아직 전혀 다른 연구자에 의해서 다루어진 바

가 없다.

一般的으로 炭素鋼에서 炭素量이 약 0.6% 이하이면 塊狀 martensite 조직을 나타내고, 炭素量이 약 1% 이상이면 針狀 martensite 조직을 나타내고 있음은 이미 잘 알려진 사실이다. Tanaka 와 Choi⁶⁾ 는 塊狀 martensite 와 針狀 martensite 의 強靱性을 조사하기 위해서 同一炭素量을 가지면서 하나는 塊狀 martensite 가 되게 하고 다른 하나는 針狀 mar-

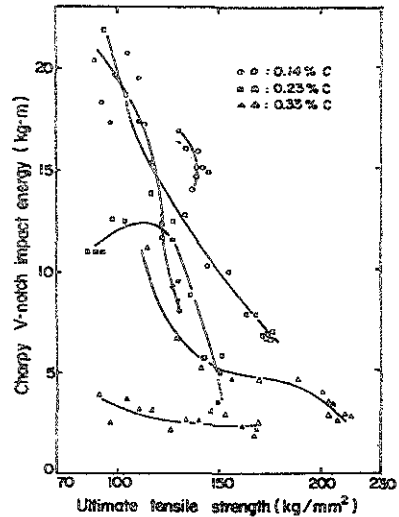


Fig.8 Relationship between ultimate tensile strength and impact energy for the martensitic Fe-Ni-C alloys with M_s of 350° and -25°C

tensite 가 되도록 M_s 點을 약 350°C 와 약 -25°C 로 調整한 Fe-Ni-C martensite 合金을 마련해서 충격인성과 강도와 의 關係를 조사했다. Fig.8 은 그들이 조사한 결과를 나타낸 것이며, 同一炭素量을 갖는 合金에서 침상 martensite가 塊狀 martensite 보다 靱성이 결여되어 있음을 알 수 있다. 그 이유는 여러가지를 제시하고 있으나 그 중에서도 특히 주목할 것은, 塊狀 martensite는 substructure로서 많은 轉位를 갖고 있으며 slip에 의해서 塑性變形 (photo 1-a)을 하기 때문에 延性이 劣하다 는 것이고, 針狀 또는 板狀 (acicular or plate) martensite는 substructure로서 内部雙晶을 갖고 있으며 雙晶變形 (photo 1-b)을 하기 때문에 脆性을 나타낸다고 하는 것이다.⁽⁸⁾

針狀 martensite 結晶이 서로 衝突하더라도 충돌 에너지를 흡수하여 塑性變形되면 crack 이 誘發되지 않을 것이므로, 脆性의 針狀 martensite를 延性의 針狀 martensite로 바꿀 필요가 있다. 脆性은



(a) 0.33% C alloy with Ms of 350°C (massive)
 (b) 0.33% C alloy with Ms of -25°C (acicular)
 Photo 1. Deformation mode of Fe-Ni-C martensite.

内部雙晶에 起因되고 있기 때문에 8) 内部雙晶이 적은 substructure로 해야 한다. 内部雙晶은合金元素에도 起因되고 있지만, Ms點에도 起因된다는 報告도 있다. 8,9) 즉 Ms點이 높으면 dislocated martensite가 生成되며, Ms點이 낮으면 twinned martensite가 生成되기 쉽다. 따라서 Ms點을 올리면 針狀 martensite의 單位體積中에 존재하는 内部雙晶의 量이 적게 되고 轉位密度는 증가하게 되어 martensite의 塑性이 증가해서 針狀 martensite의 층들에 의한 crack誘發은 어렵게 될 것으로 믿어진다. 한편, Ms點이 높으면 형성되는 針狀 martensite는 高溫에 維持되고 있기 때문에 鋼의 高溫塑性이 向上되어서, 층들에 의한 strain energy를 흡수할 수 있으므로 crack誘發이 역시 어렵게 될 것으로 생각된다. Ms點을 올리는 方法은 前節에서 論한바와 같이 Co, Al, Ti, Zr, 및 V 등의 合金元素添加가 바람직하다고 생각된다.

針狀 martensite의 層들에 의한 crack誘發을 抑制하는 또 다른 方法으로는, 針狀 martensite의 길이를 줄이는 方法을 생각할 수 있다. 針狀 martensite의 길이는 austenite 結晶粒 크기에 직접 比例하므로 austenite 粒子의 크기를 작게 함으로써 針狀 martensite의 길이를 감소시킬 수 있다. 이때 austenite 結晶粒의 微細化로 인해서 약간의

Ms點의 降下가 期待되나, 이것은 앞에서 論한바와 같이 별도로 Ms點의 上昇을 위해서 合金元素들을 첨가하고 있으므로 별도로 문제가 되지 않는다. Austenite 結晶粒을 微細化시키는 方法으로는:

(가) Al, B, Ti, Zr, 및 V 등의 강력한 脫酸, 脫窒 및 炭化物形成元素에 의해 이루어질 수 있다.

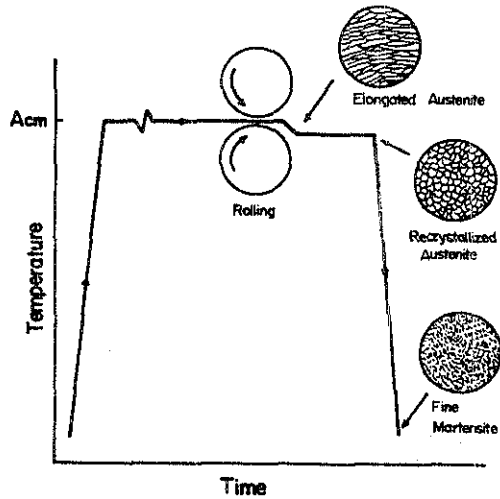


Fig.9 Grain-refining heat treatment.

Al₂O₃, AlN, B₄C, V₄C₃, VC, VN, TiC, TiN, ZrC 및 ZrN 등 酸化物, 炭化物 및 窒化物 등이 脫酸 및 脫窒後 鋼中에 특히 austenite 結晶粒界에 微細하게 分散되어서 austenite의 結晶粒이 微細하게 된다.

(나) 熱處理에 의해서도 結晶粒을 微細化시킬 수 도 있다.

結晶粒을 微細化시키는 方法에는 高炭素鋼을 Ac_m 直上에 加熱하여 완전히 austenite化 하여서 심하게 加工을 行하여 徐徐히 冷却하든가, 또는 等溫 保持한 후에 austenite를 완전히 再結晶시킨 다음 이를 再結晶粒이 成投하지 못할 정도로 急히 高溫으로 急冷하는 方法이 있다 (Fig.9). 또 다른 方法은 A₁ 變態點 上下를 反復으로 急熱 急冷시킴에 의해서도 結晶粒을 微細化시킬 수 있다 (Fig.10).

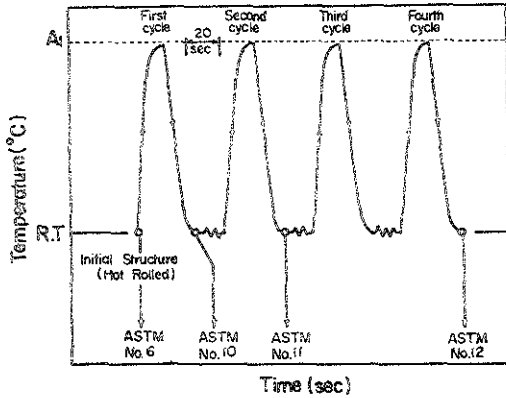


Fig.10 Schematic representation of a grain-refining heat treatment.

参 考 文 献

1. C.S.Roberts: Trans. AIME, Vol. 19 (1953), 204
2. B.S.Lement: Distortion in Tools, ASM (1959), 38
3. A.R.Marder and G.Krauss: Trans. ASM, Vol. 60 (1967), 651
4. A.R.Marder, A.O. Bencotter and G.Krauss: Met. Trans., Vol. 1 (1970), 1545
5. R.G.Davies and C.L.Mgee: Met. Trans., Vol. 3 (1972), 307
6. M.G.Mendiratta and G.Krauss: Met. Trans., Vol. 3 (1972), 1759
7. 日本鐵鋼協會: 鋼의 熱處理, 丸善株式會社, (1969), 51
8. M. Tanaka and C.S. Choi: Trans. ISIJ, Vol. 14 (1974), 110
9. O. Johari and G.Thomas: Acta Met., Vol. 13 (1965), 1211

5. 結 論

高炭素工具鋼의 燒入時에 일어나는 燒入龜裂을 抑制할 수 있는 새로운 方法을 理論的으로 研究한 結果 다음과 같은 結論을 얻었다.

(1) 直接的으로 高炭素鋼의 Ms 點을 上昇시키는 Al 및 Co 元素와 炭化物形成에 依해서 間接的으로 Ms 點을 上昇시키는 Ti, Zr 및 V 등의 合金元素를 少量 複合添加하여 高炭素工具鋼을 製造하면, 燒入時에 일어나는 龜裂, 즉 殘留應力에 起因한 燒入龜裂과 martensite plate의 衝突에 의한 龜裂의 發生危險性을 排除할 수 있다.

(2) Al, B, Ti, Zr, 및 V 등의 강력한 脫酸, 脫窒 및 炭化物 形成元素를 添加하여 高炭素工具鋼의 austenite 結晶粒을 微細化시킨 先天的 細粒鋼을 製造하거나, 또는 A₁ 變態點 上下를 反復하여 急熱 急冷시킴에 依해서 高炭素工具鋼의 austenite 結晶粒을 微細化시키면, 燒入時에 針狀 martensite plate의 층들에 의한 龜裂이 發生하기 어렵게 된다.