

低炭素 低合金鋼의 熱處理組織과 引張特性

辛 玟 教

Structures and Tensile properties of Low Carbon Low Alloy Steels

Min-kyo SHIN

目 次

1. 序 言	3. 2 引張强度와 變態組織
2. 試料와 實驗方法	3. 2. 1 熱處理에 의한 組織과 强度
2. 1 實驗供試材	3. 2. 2 quenching-tempering 組織
2. 2 變態 및 組織觀察	3. 2. 3 中間段階組織
2. 3 熱處理 및 引張試驗	3. 2. 4 中間段階組織의 高溫 tempering
3. 實驗結果와 考察	4. 結 論
3. 1 連續冷却變態 및 等溫變態舉動과 組織	參 考 文 獻

Abstract

Low-carbon Ni-Cr-Mo-V steels containing 1~5% nickel were subjected to isothermal or continuous cooling transformations and tempering, which led to a variety of microstructure. Effects of nickel and carbon on the microstructures and on the tensile properties of these steels were examined by means of the tensile testing, dilatation measurement, X-ray measurement, and optical and electron microscopes.

An addition of nickel improved the tensile properties, particularly the ductility of the steels with the intermediate transformation products as well as the tempered martensitic structures. However, decrease of carbon content exhibited no appreciable contribution to a balanced improvement in the

strength and ductility relationship. An increase of the nickel content was found to shift the transformation ranges of the ferrite and the intermediate products to a lower temperature and to a much longer time, and consequently, resulted in enhanced hardenability.

The intermediate transformation structure, which mainly consisted of bainite, had a considerably low yield strength ratio and low elongation and reduction of area values. The steels with this structure were, in general, inferior to those with the tempered martensite. When additional tempering at an appropriate temperature was applied to the steel, the intermediate structure of higher nickel steels had a trend of marked increase in yield strength (ratio) as well as an increase in ductility, although the tensile strength decrease.

Most of the intermediate structures were composed of lathlike structures with high density of dislocations and precipitation of carbides, and their tempering caused both the rearrangement of dislocations and the secondary hardening, presumably associated with the molybdenum carbide precipitation which was enhanced by a higher nickel content; this seems to cause an optimum improvement in the combination of strength and ductility.

1. 序 言

合金鋼에 있어서의 合金元素의 影響은 特히 그 熱處理後의 機械的性質에 뚜렷이 나타나고 있어 材料設計上 合金元素의 選擇은 重要한 問題이다. 各種機械構造物에 適한 鋼材란 이들 合金元素의 種類와 含有量을 適當히 選擇制御하여 거기에 適當한 熱處理를 加해서 使用된다.

여러 合金成分가운데서도 特히 니켈(Ni)은 鋼材의 強度와 延性靱성에 좋은 影響을 미치는 것으로 알려져 있어, 高價임에도 不拘하고 많은 高強度材料의 主成分이 되어왔다. 옛날부터 Ni은 Mn과 더불어 γ 領域을 擴大시키고, 變態溫度를 低溫側으로 移行시키며, Cr, Mo等과 共存하여 quenching效果를 높여서 質量效果를 減少시키므로써 機械的性質을 向上시키는 것이 알려져 있어^{1) 2) 3)}, 熱處理가 困難한 質量이 큰 大型機械部材用 機械構造用鋼으로써는 Ni을 含有한 合金鋼이 適材로서 使用되어 왔다.

이러한 境遇 高Ni材에 對해서는 比較的 低炭素量인 것이 使用되고 있다. 또 Ni을 相當히 含有하는 bainite의 組織을 가진 熔接構造用 強力鋼에 對해서도 機械的 性質이 優秀하다는 報告^{4) 5)}가 나와 있고, 特히 Ni 含有量이 많은 合金鋼에서는 高強度이면서도 低溫靱성이 좋은 低溫用 熔接構造用鋼材가 開發되고 있다.

一般的으로 이들 鋼의 熱處理後의 機械的 性質에 미치는 影響으로는, Ni量의 增加에 따라 強度와 더불어 延性靱性도 向上시킬 수가 있다고 알려져 있다. 그러나 이들 Ni의 効用에 關해서는 利用狀態에 있어서의 各種熱處理組織과 成分, 機械的性質과의 사이에 複雜한 關係가 있어 實用

合金鋼에 있어서의 Ni의 作用은 一元的으로 解釋하기 困難하며, 그 機構的인 內容에 關해서 이
제까지 究明되지 않은 點이 많다.

Ni은 炭素와의 親和力이 弱하여 tempered martensite中の 固溶元素로써 使用되지만, 機械構造
用鋼으로서는 0.5~5%의 範圍에서 利用된다. 이것은 鋼의 強靱性이 Ni 5% 程度까지는 大略含
有量에 比例해서 改善된다³⁾⁵⁾는 것과 用途에 對한 經濟性에 起因하는 것이다.

Mn, Cr, Mo等을 相當히 含有하는 quenching效果가 큰 機械構造用強力鋼 또는 高强度級의
特厚板用 高張力鋼을 對象으로 考慮하면 Ni의 含有量으로서는 1~5%가 重要하다고 하겠다.

2. 試料와 實驗方法

2.1 實驗供試材

供試材의 化學成分을 表2.1에 表示한다.

表 2.1 供試材의 化學成分(wt%)

Steel	C	Ni	Cr	Mo	V	Mn	Si	P	S	Fe
N1	0.23	1.68	0.97	0.34	0.09	1.36	0.31	0.007	0.007	bal.
N15	0.15	1.46	0.99	0.34	0.10	1.33	0.25	0.005	0.005	"
N3	0.22	3.02	1.01	0.30	0.10	0.96	0.26	0.007	0.006	"
N3L	0.06	3.07	0.99	0.36	0.10	1.33	0.22	0.003	0.005	"
N5	0.20	5.05	0.97	0.34	0.10	1.39	0.26	0.006	0.006	"
N5L	0.06	5.05	0.95	0.32	0.09	0.77	0.18	0.003	0.009	"
N3R	0.22	3.02	0.04	0.24	0.13	0.47	0.27	0.007	0.008	"
N3V	0.20	3.00	0.97	0.33	0.20	1.25	0.09	0.007	0.007	"

炭素含有量을 0.2%로 하고 Ni을 1에서 5%까지 變化시켰다. 熔接性非調質鋼을 對象으로 考
慮하면 炭素含有量은 적을수록 熔接性이 優秀하다는 것은 周知의 事實이지만, 이것으로서 低下
되는 強度를 他元素로 補償하지 않으면 아니되게 되어 많은 制限을 받을 뿐 아니라 脆化面도 考
慮할 必要가 있다. 이 들을 考慮하면 此種의 非調質 또는 調質鋼으로서 許容할 수 있는 含有炭
素量은 0.2%가 上限이라 하겠다. 이 試料에 各各 對應하여 炭素含有量이 적은 0.06%C試料도 準
備하였다. Mn, Cr, Mo等은 quenching 效果, tempering 脆性等을 考慮하여 普通使用되는 量으로
固定하고 V은 austenite 粒度의 影響을 적게하기 爲하여 少量을 加하였다.

不純物, 特히 P, S, 酸化物等을 極力 避하기 爲하여 電解鐵을 母材로 使用하고 스웨덴鐵을 써
서 炭素含有量을 調節하였다. 高周波誘導加熱式 眞空爐를 使用해서 溶解하여 17kg의 鋼塊를 各
各 만들었다. 溶解時에는 A0.01%를 加하여 脫酸하였으며 殘留 Al量은 約 0.004~0.005%이
었다.

鋼塊를 1150°C에서 1時間 加熱한 다음 50mm 角材로 鍛造하여 再加熱해서 10mmφ의 丸棒으

로 壓延하였다. 試片은 1150°C에서 20分間 溶體化處理하고 空冷시켰다.

2.2 變態 및 組織觀察

變態舉動은 主로 熱膨脹에 依해서 測定하였다. 3mm ϕ ×10mm의 小型試料를 使用해서 800~400°C 사이의 平均冷却速度 50deg/sec, 2deg/sec, 1deg/sec, 0.25deg/sec, 0.08deg/sec 등으로 連續冷却을 시켜 變態舉動을 調査하여 CCT變態線圖를 作成하였다. 또 等溫變態는 bainite 變態域을 主로 調査해서 TTT變態線圖를 作成하였다. 이들 試片의 組織은 5%硝酸알코올溶液으로 etching 하여 光學顯微鏡으로 觀察하였다.

別途로 前記棒材를 길이 10mm로 切取하여 各種條件으로 熱處理를 行하여 硬度測定 其他 電子顯微鏡觀察用으로 使用했다. 特히 bainite 組織에서는 生成域의 高溫部와 低溫部, 壓延方向에 對해서 平行面과 垂直面을 區別해서 組織觀察을 하였다. 電子顯微鏡用 薄膜試料는 10mm ϕ 의 棒材를 두께 0.3mm로 잘라내어 機械研磨로 約 0.1mm두께로 만들어 70~80°C의 磷酸크롬酸飽和液으로 電解研磨해서 作成하였다.

또 各組織의 殘留 austenite는 X-ray diffracto meter에 依해서 檢量하였다.

2.3 熱處理 및 引張試驗

棒材에서 4mm直徑, 28mm平行部길이의 試驗片을 깎아내어 Argon 雰圍氣中에서 850°C×30 min austenite化하여 連續冷却을 包含한 所定の 熱處理를 加하였다.

quenching-tempering 組織은 austenite 處理가 끝난 試料를 oil quenching한 다음 이것을 各溫度로 1時間동안 鹽浴中에 넣어 tempering을 하여 油冷하였다.

bainite組織은 똑같이 austenite化하여 石英管채로 等溫變態溫度까지 急冷시켜 미리 所定の 溫度로 準備한 電氣爐에 집어 넣어 24時間 維持한 다음 空冷시켰다.

引張試驗速度는 0.8mm/min로 一定하게 하고 應力變位曲線을 作成하였다.

3. 實驗結果와 考察

3.1 連續冷却變態 및 等溫變態舉動과 組織

圖 3.1은 N1試料의 CCT線圖이다.

ferrite部는 長時間側으로 後退하였으나 生成域은 相當히 넓은 範圍에 걸쳐있다. bainite 生成域은 여기에 이어서 低溫側에 位置하고 Ms溫度에 連結되어 있다. bainite變態는 Ms溫度直上에서는 1分内外에서 變態가 始作되어 短時間内に 終了하지만 冷却速度가 늦어짐에 따라 生成開始溫度는 높

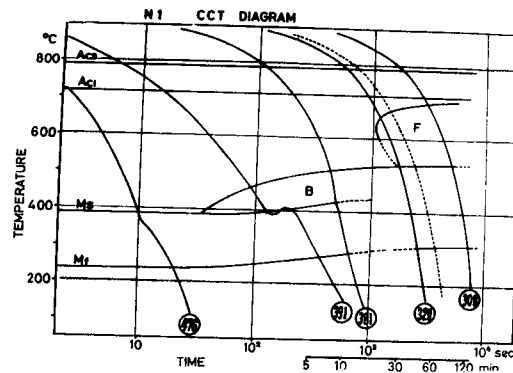


圖 3.1 N1試料의 連續冷却變態線圖

아지고 變態速度도 遲滯해서 長時間 繼續된다.

M_s 溫度는 合金元素의 組成에 따라 많은 變化를 받아 合金元素의 含有量에依해서 미리 그 近似值를 알 수가 있다. 그 一例⁷⁾를 들면

$$M_s (^\circ\text{C}) = 517 - 300 \times (\%C) - 33 \times (\%Mn) - 22 \times (\%Cr) - 17 \times (\%Ni) - 11 \times (\%Mo + Si)$$

로 되어 炭素含有量의 影響이 越等히 높고 이어서 Mn, Cr, Ni 의 順으로 負로 作用한다.

圖3·2는 N3 試料의 連續冷却變態線圖이다. N1 試料의 線圖에 比하면 變態溫度가 모두 低溫側으로 옮겨지고 bainite生成域도 좁아지면서 長時間側으로 移行되어 있다. ferrite生成域은 이 變態範圍에서는 나타나지 않고 있다.

圖3·3은 N5 試料의 것이다. 前二者에 比하여 모두 低溫長時間側으로 移行되는 傾向이 한層

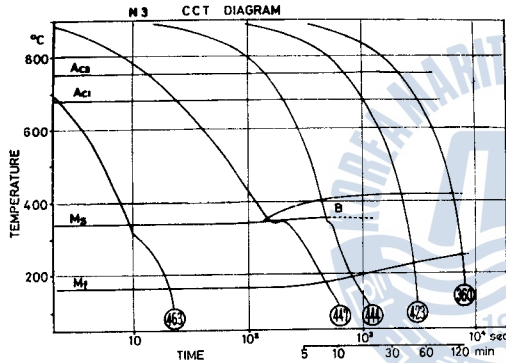


圖 3·2 N3 試料의 連續冷却變態線圖

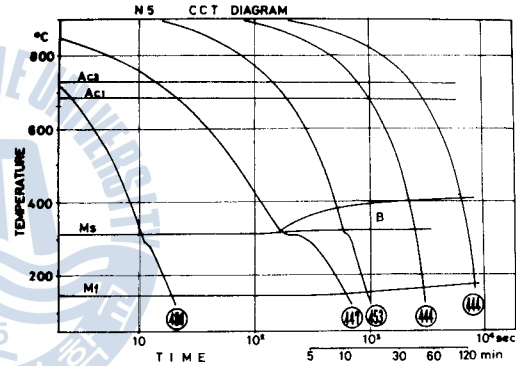


圖 3·3 N5 試料의 連續冷却變態線圖

더 크게 나타나 있다.

圖3·1, 3·2, 3·3에서 Ni 含有量의 影響을 比較하면 Ni 含有量이 1%로부터 3, 5%로 增加함에 따라 變態點이 낮아지는 것은 前述한 대로이다. 특히 1%에서 3%사이의 低下가 顯著하지만 이 傾向은 Ac_1, Ac_3 變態에서도 볼수 있다.

또 Ni 含有量의 增加는 그림에서도 나타나는 바와같이 bainite 生成域을 長時間側으로 移行하는 同時에 溫度範圍를 顯著히 좁힌다. 이 두가지 傾向도 1~3%사이의 變化가 3~5%사이에서 보다 크다.

Ni 含有量에 依한 quenching 效果의 改善은 다른 速度로 冷却한 試料의 硬度에도 나타나 있다. N1 試料에서는 冷却速度에 依한 硬度의 變化가 甚하고 變態組織도 顯著히 變化하지만 N3試料에서는 이들 傾向은 弱해지고 N5試料에서는 이런 程度의 冷却速度의 差異는 거의 그 組織에 變化를 나타내지 않는다.

이 境遇 N3試料에 있어 Mn 含有量이 N1, N5試料에 比해서 0.4% 낮기 때문에 그 影響도 생각할 수가 있다. 그러나 Ni 의 1, 3, 5%의 變化에 比하여 Mn 을 Ni 와 等價로 보았을때 0.4%의

負의 影響은 적은 것이며 上記 變態點에 미치는 影響等의 資料로 判斷하여 거의 *Ni* 및 他의 合金元素의 變動에 依해서 옮겨질 程度의 것으로 判斷된다.

다음에 圖3·2(N3 試料)와 圖3·4 (N3L 試料), 圖3·3(N5 試料)과 圖3·5 (N5L 試料)와를 對應시켜서 考察하면 炭素含有量에 依한 影響이 顯著히 나타나 있다. 即 炭素含有量이 적은 境遇

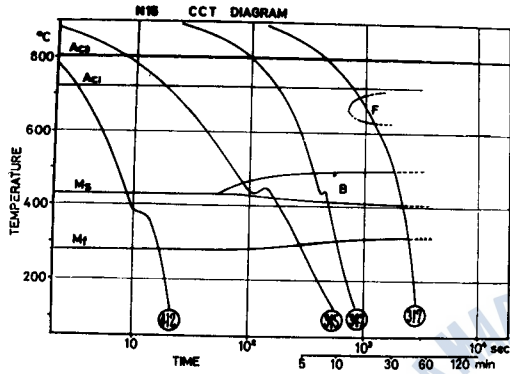


圖 3·4 N3L 試料의 連續冷却變態線圖

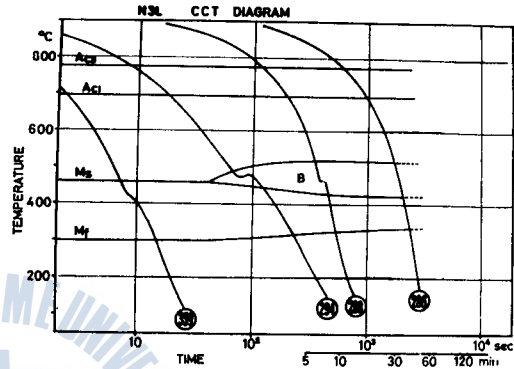


圖 3·5 N5L 試料의 連續冷却變態線圖

變態溫度는 높아지고 그 比率만큼 bainite 生成領域이 短時間側으로 移行한다. 이 傾向은 *Ni* 含有量에 依해서도 影響을 받는 것이 되어 *Ni* 含有量이 많은 側이 그만큼 變化가 커진다. 炭素含有量이 적을수록 變態溫度를 높은 領域으로 移行시키는 傾向은 逆變態인 境遇에도 나타나 *Ni* 含有量이 적은 試料에서는 보다 顯著하게 炭素含有量의 影響이 나타난다. 炭素含有量이 3%에서 5%로 增加하면 共析溫度 A_{c1} 에는 거의 變化가 보이지않지만 A_{c3} 는 約 30°C 낮아진다.

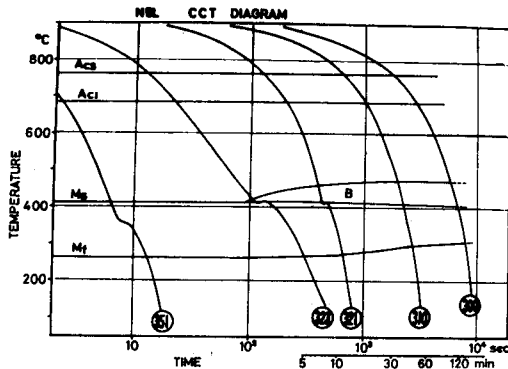


圖 3·6 N15 試料의 連續冷却變態線圖

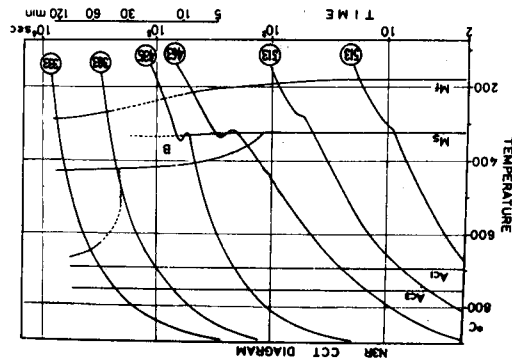


圖 3·7 N3R 試料의 連續冷却變態線圖

圖3·6, 3·7 및 3·8은 各各 N15, N3R, N3V의 連續冷却變態線圖이다. N15는 N1에 比하여 炭素含有量이 0.08% 減少하고, *Ni* 含有量은 0.38% 增加해 있으며 結局은 M_s 點이 上昇하고

있다. N3, N3R, N3V에 있어서는 큰 차는 나타나지 않고 있다.

圖 3·9는 冷却速度的 變化에 따른 硬度的 變化를 나타낸다. 硬度는 炭素含有量의 影響을 받

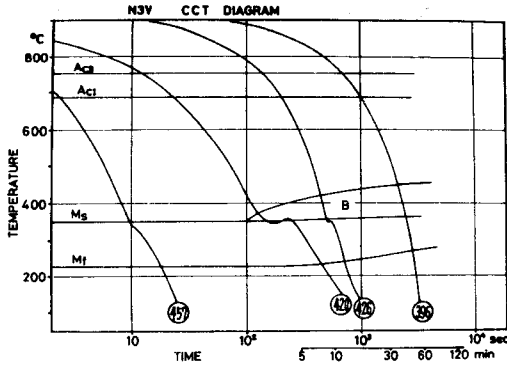


圖 3·8 N3V 試料의 連續冷却變態線圖

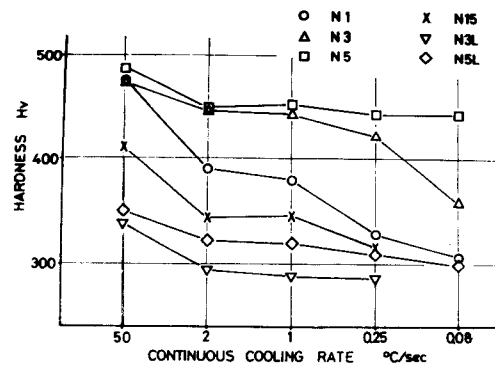


圖 3·9 冷却速度的 變化에 따르는 硬度的 變化

아 炭素含有量이 많은 試料에서는 冷却速度가 늦어질수록 顯著한 低下를 가져온다.

Ni 5%인 境遇는 quenching 效果가 높아서 冷却速度가 늦어져도 높은 硬度가 나타나고 있으며 組織은 거의 martensite로 되어 있다. 한便 炭素含有量이 적은 試料에서는 組織이 主로 初析 ferrite와 中間段階變態組織으로 되어있는 낮은 強度級에 있으며 硬度的 變化도 적다.

이들 鋼의 quenching 效果에 미치는 Ni의 影響은 Bain¹⁾, 依²⁾, Davenport³⁾等에 依해서 오래前 부터 알려져 있지만 Cr, Mn, Mo의 相當한 量이 共存하는 本試驗鋼의 境遇는 Ni單獨添加의 境遇보다 quenching 效果에 미치는 影響은 커질 可能性이 있으며 複雜하다.

圖 3·10은 N1, N3, N5 試料의 等溫變態時의 bainite 生成域을 나타낸 것이다. 圖에 依하면

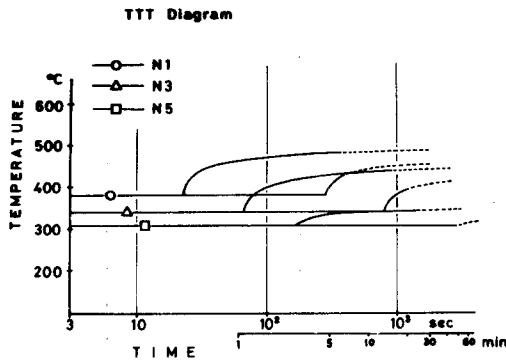


圖 3·10 N1, N3, N5 試料의 等溫變態時의 bainite 生成域의 比較

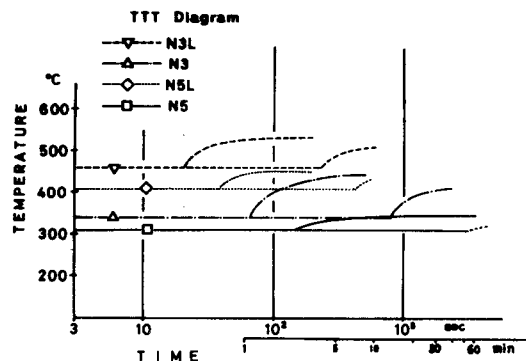


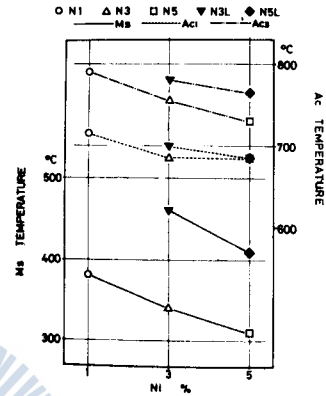
圖 3·11 炭素含有量에 따른 等溫變態時의 bainite 生成

等溫變態에 依한 bainite 生成域은 Ni 含有量이 增加함에 따라 低溫長時間側으로 移行하여 生成

域이 좁아지지만 이런 傾向은 連續冷却變態의 境遇와 同一하다.

또 炭素含有量이 적어진(0.06%C) 境遇의 炭素의 影響을 보면 圖3·11과같이 되어 이것도 連續冷却變態인 境遇와 같아, 炭素含有量의 減少는 等溫變態時의 bainite 生成域까지도 高溫短時間側으로 移行시킨다. 또 이들 影響은 Ni가 3%인 境遇보다도 5%일때가 보다더 顯著하게 나타난다.

圖 3·12는 Ni 및 炭素의 含有量과 Ac_1 , Ac_3 그리고 M_s 溫度와의 關係를 나타낸 것이다. Chiswick⁶⁾ 등은 0.3~0.5%C의 炭素鋼에서 Ni 成分을 3%에서 21%까지 變化시켜서 行한 實驗에서 M_s 에 미치는 影響을 調査하여 Ni成分과 M_s 溫度가 거의 直線關係에 있음을 表示하였다. Ni 1%의 增加는 M_s 40~50°C의 低下를 가져온다.



이 數値는 本研究의 Ni-Cr-Mo-V 鋼의 M_s 圖 3·12 Ni 및 C의 含有量에 依한 變態溫度의 變化溫度에 關한 結果와 거의 一致하고 있다. 圖中 黑點은 0.06% C 때이고 白點은 0.2% C 때의 것인데, 同一合金成分을 가지는 試料에서의 炭素含有量의 差異에 依한 變化는 M_s 點이 크고 Ac_3 , Ac_1 의 順으로 적어지며 Ac_1 에서는 큰 差가 없다. 또 同等한 炭素含有量을 가지는 試料의 Ni含有量에 依한 各溫度의 變化는 炭素의 境遇와 類似한 傾向을 나타내며 Ni 1%의 增加에 對해서 M_s 는 約 40°C 程度의 低下, Ac_3 는 30°C 內外, Ac_1 에서는 30°C 以下의 低下를 보인다.

表 3·1 熱處理에 依한 引張特性

Steel	Heat-treatment*	Tensile strength	Proof stress	Elongation	Reduction of area
		kg/mm ²	(0.2%) kg/mm ²	%	%
N1	AC	104.6	70.2	18.6	57.4
	400B	105.9	65.2	11.5	37.8
	450B	130.3	65.3	12.0	25.1
	420T	130.7	113.9	12.2	65.1
	620T	106.0	98.4	15.5	70.0
	400B 550T	90.6	63.1	14.1	58.5
	400B 600T	85.7	62.1	15.8	66.3
	450B 550T	98.9	72.7	11.7	56.1
N3	450B 600T	91.0	69.4	12.5	56.9
	AC	116.2	80.2	13.7	65.5
	360B	122.1	77.7	9.5	39.4
	400B	135.1	68.3	12.3	33.7
	450B	147.1	78.6	11.6	48.7
	420T	128.0	112.2	13.0	64.3

Steel	Heat-treatment*	Tensile strength kg/mm ²	Proof stress (0.2%) kg/mm ²	Elongation %	Reduction of area %	
N5	620T	107.0	96.0	16.9	68.9	
	550TS	113.1	102.1	17.6	66.6	
	550TL	108.8	99.2	16.4	66.0	
	400B 550T	108.9	81.4	16.0	59.2	
	400B 600T	104.9	82.5	16.6	63.3	
	450B 550T	111.1	84.7	15.4	64.0	
	450B 600T	104.9	85.5	17.7	71.4	
	AC	145.7	95.8	12.4	48.3	
	330B	135.0	68.0	12.2	38.8	
	320MT	164.3	104.0	12.6	60.7	
	320MT 520T	120.9	98.5	15.5	66.9	
	420T	126.5	110.9	13.5	64.8	
	550TS	116.1	100.4	18.9	66.8	
	550TL	111.5	101.6	18.8	66.8	
N3R	620T	107.9	93.5	19.3	68.9	
	AC	101.7	70.8	16.1	51.1	
	450B	104.5	61.6	15.8	68.3	
	420T	137.7	118.8	12.5	62.8	
	550T	123.3	105.6	14.1	62.7	
N3V	620T	99.9	85.4	15.0	67.6	
	AC	120.7	89.0	13.2	66.4	
N15	AC	95.4	70.2	18.8	60.9	
	450B	112.6	61.7	17.4	44.6	
	500B	110.3	56.6	14.5	71.4	
	200T	137.8	99.7	12.2	68.1	
	470T	114.7	102.8	14.7	67.3	
	520T	94.2	76.0	12.6	70.6	
	450B 550T	97.0	76.0	16.0	65.5	
	450B 600T	93.6	77.8	17.1	68.8	
	500B 550T	96.1	80.3	14.7	68.2	
	500B 600T	87.4	74.6	14.3	71.9	
	N3L	AC	91.6	56.4	18.1	74.4
		500B	95.6	55.3	17.9	75.0
		200T	111.6	84.1	12.2	72.2
		740T	98.0	89.7	15.2	71.5
400MT		97.1	67.8	16.2	75.0	
500B 550T		96.7	73.2	23.3	76.2	
500B 600T		92.4	67.5	17.0	69.0	
N5L	AC	113.9	74.0	16.5	69.9	

Steel	Heat-treatment*	Tensile strength	Proof stress	Elongation	Reduction of area
		kg/mm ²	(0.2%) kg/mm ²	%	%
N5L	450B	118.5	75.3	9.6	34.5
	OQ	114.3	83.5	13.6	67.8
	200T	113.7	88.1	13.4	67.1
	470T	102.8	86.5	15.6	68.7
	400MT	104.4	65.5	15.2	64.7
	450MT	109.7	79.9	13.7	66.0

* AC; air cooled

B; $\bar{C} \times 24$ hr isothermally transformed

OQ; as oil quench

T; $\bar{C} \times 1$ hr tempered after quenching

TS; $\bar{C} \times 30$ min tempered after quenching

TL; $\bar{C} \times 8$ hr tempered after quenching

MT; \bar{C} martempered

Numerals; treated temperature respectively

3.2 引張強度와 變態組織

3.2.1 熱處理에 의한 組織과 強度

表3.1은 各試料를 各各의 溫度로 熱處理한 境遇의 引張特性을 나타낸다.

于先 各試料의 空冷材(冷却速度는 800~400°C間의 平均으로 約 0.26deg/sec, 圖3.1에 點線으로 表示한 冷却速度)를 比較하기 爲하여 그 應力-變位曲線을 炭素含有量別로 나타내면 圖3.13과 같이 된다. 強度는 Ni와 炭素의 含有量에 거의 比例하고 延伸率, 斷面收縮率은 같이 逆比例함을 알 수 있다. 炭素含有量이 적을때의 Ni含有量의 影響은 降伏強度에 強하게 나타나는에 比하여, 炭素含有量이 많을때의 Ni含有量의 影響은 破斷強度와 最高強度에 顯著하게 나타난다.

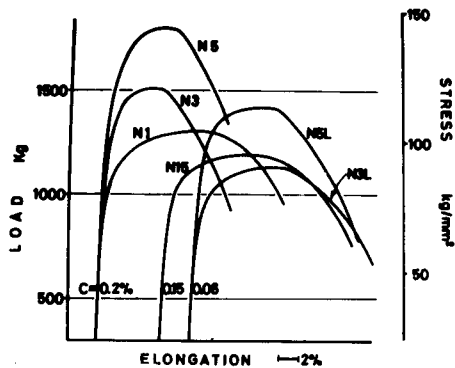
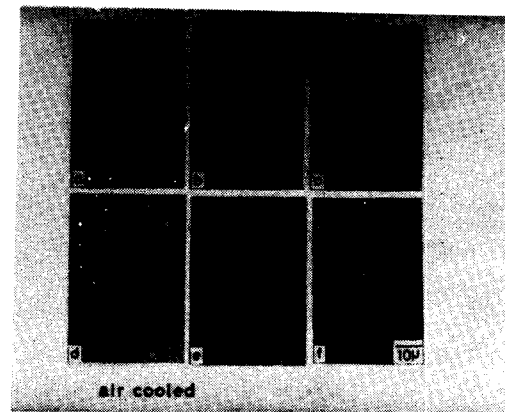


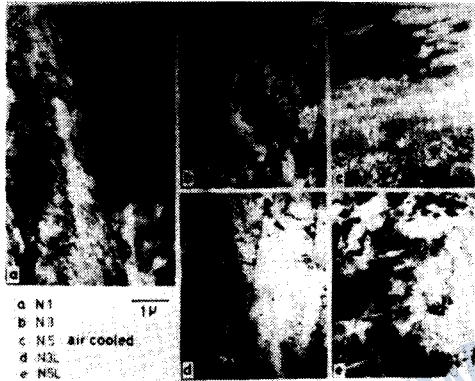
圖 3.13 炭素含有量別로 나타난 應力-變位曲線



寫眞 3.1 空冷材의 光學顯微鏡組織

이들의 組織面은 寫眞 3.1과 같다.

*a*의 N1 試料은 微細한 pearlite를 가진 中間段階組織이며, *b*는 N3 試料로 各種 bainite가 混合한 中間段階組織이고, *c*의 N5試料은 거의 全部가 (auto-tempered) martensite 組織으로 되어 있다. (寫眞 3·2 薄膜에 의한 電子顯微鏡組織參照) 또 炭素量이 낮은 試料 *d*(N15), *e*(N3L), *f*(N5L)에서는 *Ni* 含有量에 따라 初析 ferrite量이 달라진 混合組織으로 되어 있다.



寫眞 3·2 薄膜에 의한 空冷材의 電子顯微鏡組織

一般的으로 *Ni*은 炭化物속에 들어가지 않고 母相中에서 強化機構에 參與하지만, 이때 炭素含有量이 적은 試料에서 特히 降伏強度에 強하게 影響하는 것은, 固溶強化外로도 初析 ferrite의 析出을 妨害하여 中間段階變態組織溫度를 低下시켜 下部組織을 微細化시키는데 *Ni*가 關與하는 것으로 생각되지만, 最高強度나 破斷強度에는 *Ni*의 影響에나 *C*에 의한 加工硬化의 影響이 強하게 나타나 있다. (圖3·13參照)

Magee와 Davies⁹⁾는 *Fe-Ni-C*合金의 martensite 研究속에서, *C, Ni*가 martensite의 形態에 影響하여 *Ni* 및 *C*가 낮은 領域에서는 lenticular-tetragonal보다 主로 packet-cubic인 martensite가 形成된다고 主張하였는데, 本研究의 試料에서는 全體적으로 後者の 所謂 lath 型의 組織이었다.

寫眞 3·2는 空冷材의 薄膜에 의한 電子顯微鏡寫眞인데 *a*(N1), *b*(N3), *c*(N5)等 炭素含有量이 比較的 높은 試料에서는 變態溫度에 따라서 炭化物이 各各 다른 形態로 析出하고 있는데 비해, *d*(N3L), *e*(N5L)等 炭素含有量이 낮은 것에서는 이들 炭化物이 거의 發見되지 않는 것이 特徵이라 하겠다. *Ni* 成分이 낮은 N1, N3 試料의 炭化物이 片狀으로 比較的 두께가 커서 bainite的 配列을 나타내는데 比하여, *Ni* 5%인 N5 試料에서는 針狀으로 微細한 炭化物이 Widmanstätten狀으로 120도의 角度를 가지고 規則적으로 析出하고 있으며, 組織은 거의 全部가 auto-tempered lath型 martensite 組織을 나타낸다. *Ni* 3%와 1%의 것은 圖3·1과 圖3·2의 CCT線圖로부터 推測해서, 若干의 初析 ferrite가 混合되었을 것으로 생각되는 bainite組織에 依해서 構成되어 있다.

圖3·14는 *Ni* 含有量이 1%인 N1 試料에 있어서, 各種 熱處理에 의한 引張性質의 變化를 나타낸 것이다. *b, c*의 tempering와 *d, e*의 bainite를 比較하면 *c*即 620°C에서 1時間 tempering한 martensite와 *d*即 400°C에서 24時間 等溫變態시킨 bainite는 引張強度가 거의 同一함에도 不拘하고 bainite材의 降伏強度는 顯著하게 低下하고 거기에 延伸率도 적다. 또 bainite生成域의 上限가가 거의 450°C에서 生成된 *e*材는 引張強度에 있어 420°C에서 tempering한 martensite材인 *b*材와 거의 같은데, 降伏強度는 約 50%에 不遜하고 眞破斷強度도 낮다.

寫眞 3·3은 이들 組織의 光學顯微鏡寫眞이다. *a*의 空冷材는 圖3·1의 點線에 表示한 連續冷却

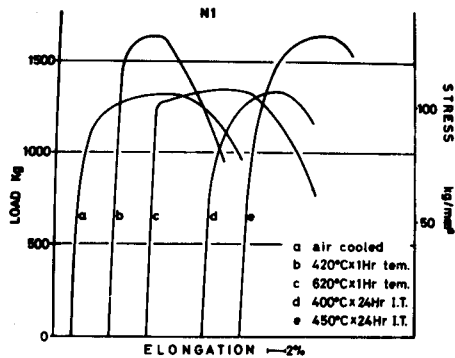
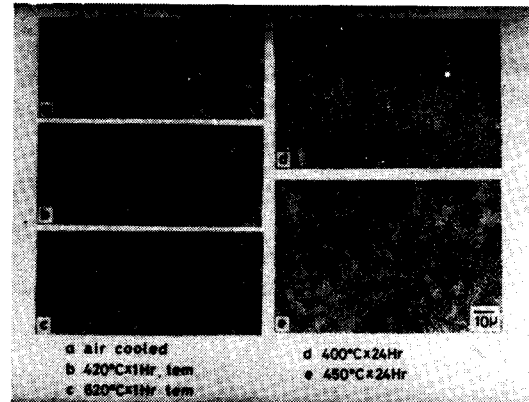


圖 3.14 N1材의 熱處理에 依한 應力變位曲線



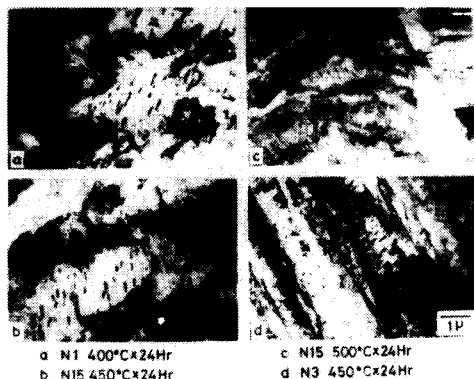
寫眞 3.3 N1材의 熱處理組織

變態曲線을 따른것이다.塊狀의 ferrite와 微細한 中間段階組織으로 되어있다. *b*는 quenching 後 420°C에서 一時間 tempering한것, *c*는 620°C에서 1時間 tempering한 것으로 兩組織다 tempered martensite 組織이다. *b, c*와 달라서 *d, e*의 bainite組織은 若干 거친 組織을 나타내며, 450°C에서 變態시킨 *e*는 그後の 冷却過程에서 未變態 austenite에서 變態한 若干의 martensite 部分을 包含 하고 있다. 薄膜에 依한 電子顯微鏡觀察로는 tempered martensite材에서 lath面에 Widmanstätten狀으로 3方向으로 析出한 炭化物과, 界面에 따라 길게 不連續의 析出한 炭化物 및 若干 密度가 낮아져서 얇은 轉位가 共存해 있고, bainite材에서는 不規則의 發達한 bainitic ferrite와 若干의 lath面上에 一定한 habit(晶癖)로 點在하는 炭化物 또는 界面에 析出한 炭化物 및 tempered martensite材에 나타나는것과 같은 高密度의 轉位로 되어있는 것을 알수가 있다.

一般的으로 行해지고 있는 高炭素鋼에서 形成되는 bainite 區分에 따르면¹⁰⁾ 그 生成溫度가 400°C 乃至 450°C에서는 上部 bainite에 屬하고, 近接해서 平行으로 配列된 ferrite 板狀晶의 사이에 炭化物이 析出하지만, 低炭素量의 境遇에는 形態의 下部 bainite에 나타나는 것과 같은 cementite 片이 ferrite lath 內에 一定晶癖面에 따라서 析出한 組織이 나타난다¹¹⁾¹²⁾고 알려져 있다. 이러한 組織은 本合金鋼에서 많이 觀察할 수 있었고 特히 500°C에서 生成된 bainite의 試料에서도 前述한 組織의 存在가 確認되었다. 寫眞 3.4는 그 一例로서 轉位密度가 높은 lath가 平行으로 配列되고 이 lath의 길이의 方向과 約 60度方向으로 析出한 炭化物을 發見할 수가 있다.

3.2.2 quenching-tempering 組織

完全 quenching 材를 相異한 溫度로 tempering할때 그 溫度에 따라變化하는 硬度를 보면 圖 3.15와 같이 된다. 硬度는 炭素含有量에 크게 支配되어 있지만 tempering에 依한 硬度의 變化는 炭素含有量이 많은 材料에서 顯著하고 0.06%C鋼에서의 그 變化는 아주 적다.



寫眞 3·4 特徴的인 bainite組織

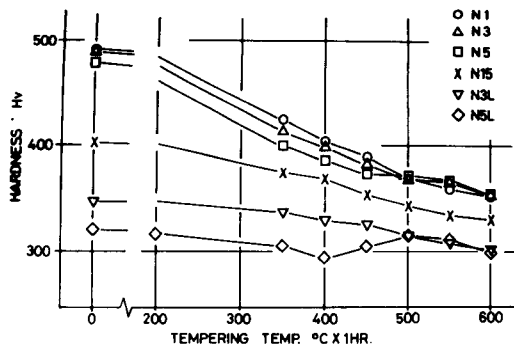


圖 3·15 tempering溫度에 依한 硬度의 變化

Hollomon¹³⁾은 0.20~0.49%C의 Ni-Mn-Si 鋼을 써서 行한 研究結果에서 tempering 溫度에 따른 引張強度의 變化에 對해서 主로 炭素含有量이 影響한다고 主張하였는데, 이와같은 種類의 合金 martensite의 炭素含有量은 tempering에 依한 機械的性質의 變化에 크게 影響을 미친다.

또 Roberts와 Owen⁹⁾은 Ni鋼에서 Ni의 添加 5%까지는 急速히 0.2%耐力의 向上이 나타나고, 그以上이 되면 緩慢해진다는 것을 보이고 있다. 本研究鋼에서의 Ni의 影響은 含有量이 적은 (1~3%)領域에서는 明瞭하지 않지만 5%가 되면 炭素含有量에 關係없이 二次硬化現象이 나타나 500~550°C에서 가장 顯著하게 된다. 이것은 Ni에 依한 特殊炭化物析出硬化에의 相互作用効果와 若干의 殘留 austenite에 關聯되는 것이라 생각할 수가 있다.

X線에 依한 殘留 austenite의 定量結果의 數例를 보이면 圖3·16(N5 420T), 圖 3·17(N3 OQ),

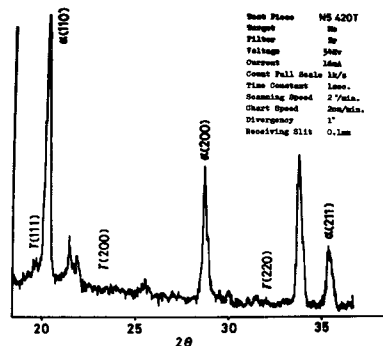


圖 3·16 N5 試料의 X線回折像

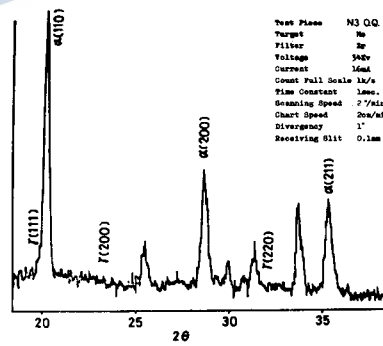


圖 3·17 N3 試料의 X線回折像

圖 3·18(N5L 450B)와같이 어느것이나 3%이하의 檢量으로으로 그差를 明確히 찾아내기 힘들다.

圖 3·19는 應力變位曲線에 주는 熱處理의 影響과 Ni 含有量의 影響을 表示한 것이다. 圖中 b의 完全 quenching材를 420°C x 1 hr tempering한 試料에서는 Ni 含有量의 差를 거의 볼수 없

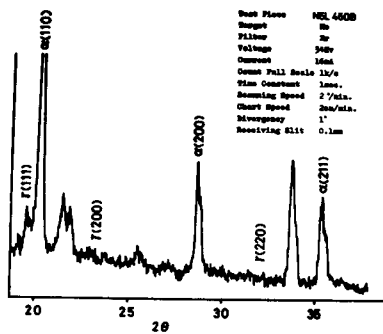


圖 3·18 N5L 試料의 X線回折像

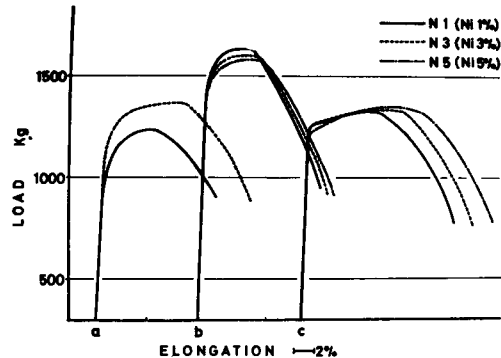
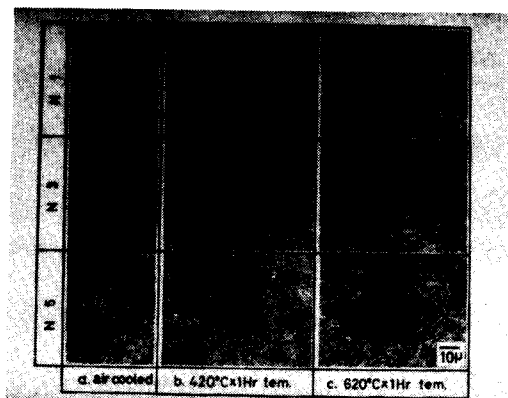


圖 3·19 應力變位曲線에 미치는 熱處理組織과 Ni含有量의 影響

지만, c의 620°C × 1 hr tempering 試料에서는 延性の 改善에 効果的인 Ni의 影響이 明白히 나타나 있다. 같은 程度의 強度를 가지는 中間段階組織의 것을 比較하면, 圖 3·13 및 圖3·14에 보이는 바와같이 N1 試料에서는 降伏強度가 顯著히 떨어지고 N3 試料에서도 降伏比가 낮고 延伸率이 떨어진다.

이들의 試料는 一般的으로 tempering에 依해서 降伏比와 延伸率을 若干 改善할 수가 있다. 圖 3·19a의 中間段階組織을 tempering한 것에서는 Ni를 3% 含有하므로서 quenching材의 性能에 가까와 짐을 볼수 있다. 同圖c와 같이 620°C로 tempering한 試料의 引張強度에 對한 降伏強度가 低溫 tempering材에 比하여 높은 것은 轉位の 再配列과 cell狀化의 進行에 依한것이라 생각된다.

이들 組織寫眞의 例를 寫眞 3·5에 보인다. 前述한 바와같이 Ni 含有量에 따른 組織의 差異는 그렇게 明確하게 나타나 있지 않다. 620°C tempering에 서는 回復의 程度에 따라서 微細한 martensite 組織의 單位가 漸次로 粗大化한다.



寫眞 3·5 熱處理에 依한 光學顯微鏡組織

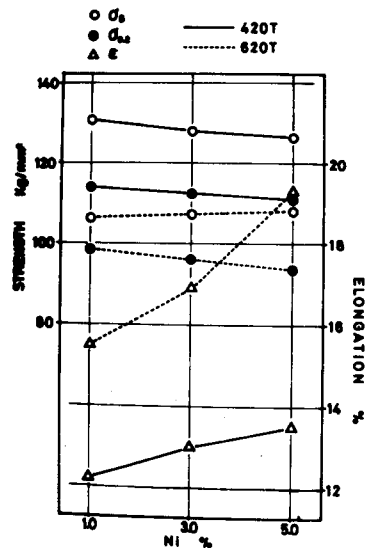
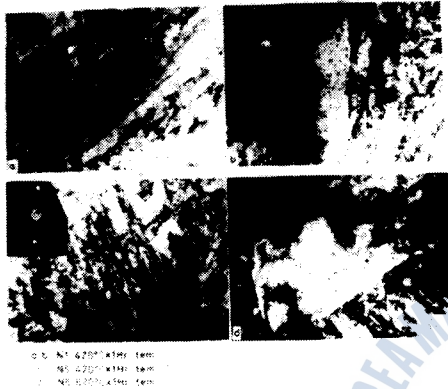


圖 3·20 Ni含有量에 依한 引張性質의 變化(0.2% C의 境遇)

Ni 含有量에 依한 引張性質의 變化를 tempering 溫度別로 보이면 圖3.20과 같아된다. 引張強

度(σ_B), 降伏強度($\sigma_{0.2}$, 0.2%耐力) 다같이 Ni의 含有量에는 거의 影響되지 않고, 620°C에서 tempering한 試料의 σ_B 가 Ni의 含有量과 더불어 若干 增加해 있는 以外로는 全體的으로 오히려 減少되어가고 있어 Ni의 影響은 極히 적다. 그러나 延伸率에 關해서는 Ni 含有量의 影響이 明白하며 Ni 量의 增加와 더불어 延伸率은 顯著히 增加한다.

寫眞 3·6은 完全 quenching 後 420°C와 620°C에서 tempering한 試料의 薄膜電子顯微鏡寫眞이



寫眞 3·6 quenching-tempering組織의 薄膜電子顯微鏡寫眞(0.2% C)

다. a와 b는 같이 N1 試料를 420°C에서 1時間 tempering한 組織이며, 하나의 先在하는 lath界面으로부터 어떤角度로 또 하나의 lath가 成長하고 있고 炭化物의 析出은 lath의 界面에 配列된 點線狀인것과 lath面上에 點在해 있는것과로 分類할 수 있다. 또 同一 lath內에서도 轉位密度가 比較的 높은 部分과 낮은 部分이 混在해 있는것을 觀察할 수 있다. 이러한 組織은 tempering溫度를 620°C로 높였을 때 lath自體內에는 變化가 보이지 않지만 炭化物의 形狀이 둥그스름하게 若干 成長하여 보이고 轉位密度는 低下해 있음을 볼 수 있다.

Bush와 Kelly¹¹⁾는 析出物形狀의 變化와 強度를 結付시켰지만, 特히 韌性を 考慮할 때 析出物乃至 介在物의 形狀이나 物理的性狀이 重要한 意義를 가지게 될것이다. 鋼中에 不均質的으로 存在하는 析出物, 介在物等은 微小龜裂의 發生源이 될 수 있으므로, 이 析出物의 分布量에 變化

가 없더라도 그 形狀의 變化는 龜裂의 傳播特性에 作用하고 韌性に 影響을 미칠것이 생각된다.

同寫眞의 b, c는 N5 試料를 各各 420°C와 620°C로 1時間 tempering 했을 때의 組織이다. N1 試料의 組織과의 對比에서 Ni 含有量에 依한 差異는 明白하지는 않았다.

圖 3·21은 炭素含有量이 0.06~0.15%로 낮은 martensite 試料에서의 tempering 溫度와 Ni 含有量과의 關係를 나타낸것이다. Ni 含有量이 增加하면 σ_B , $\sigma_{0.2}$ 가 다같이 增加하고 Ni에 依한 固溶強化傾向이 나타난다. 또 前者가 같지는 않지만 Ni에 따라 延伸率도 增加되었다.

降伏強度는 470°C에서 tempering 한것이 200°C에서 低溫 tempering한 것보다 反對로 높다. 이것은 圖3·15의 tempering硬度曲線에서도 알수 있는바와같이 tempering에 依

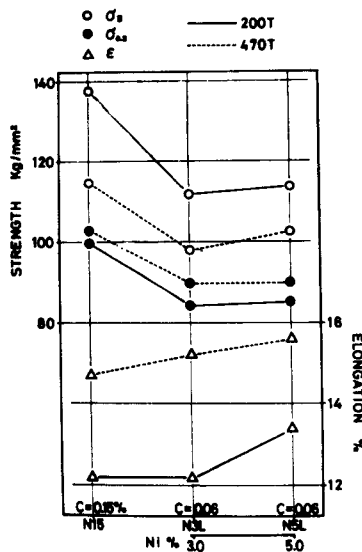


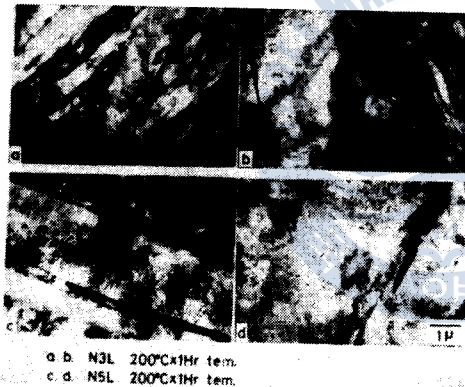
圖 3·21 Ni含有量에 依한 引張性質의 變化(0.15, 0.06% C의 境遇)

한 一般의 降伏比向上的 傾向에다 極低炭素 (0.06% C) 試料에 나타나는 比較的 低溫에서의 二次硬化現象이 一部 影響하고 다시 470°C tempering으로 降伏強度를 높인 結果라고 생각 된다. 이들 組織의 薄膜電子顯微鏡觀察에 따르면 N3L, N5L 다같이 同一한 lath型의 것으로 炭素含有量이 낮음에도 不拘하고 ϵ -炭化物的 微細한 析出이 局部的으로 나타나 있다. 寫眞 3·7은 그 一部이다. 同試料의 空冷材의 組織觀察을 寫眞 3·2의 d, e에 보였지만 同一한 lath型의 bainite亞粒內에는 이 炭化物的 析出은 發見되지 않았다.

quenching-tempering 組織에 있어서 0.2%와 0.06%의 炭素含有量의 差는 主로 炭化物的 差異로 해서 強度에 影響을 미치고 있으며, 分散強化에 依한 降伏強度의 上昇과, 더 나아가 降伏後의 塑性流動抵抗의 增加(加工硬化)가 큰것으로 보인다.

3·2·3 中間段階組織

bainite組織과 低溫生成 ferrite의 混合組織인 中間段階組織에서 引張特性은 圖3·22와 같이 된다. 어느것이나 各溫度에서 24時間 等溫變態시킨것이지만 一見해서 成分 및 變態溫



寫眞 3·7 quenching-tempering 組織의 薄膜電子顯微鏡寫眞(0.06% C)

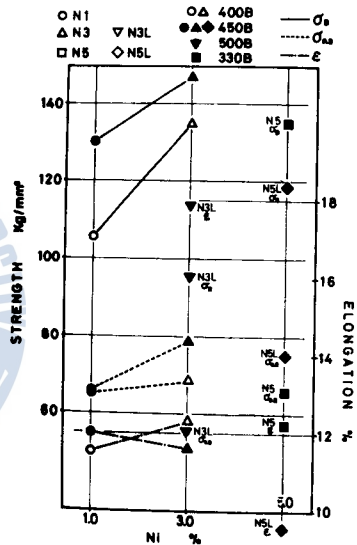


圖 3·22 中間段階組織의 引張性質

度에 依한 機械的 性質의 變化가 크다는것을 알수 있다. 또 σ_B 와 $\sigma_{0.2}$ 와의 差가 큼에도 不拘하고 延伸率, 斷面收縮率이 極히 不良하다. 組織은 所謂 中間段階組織으로 2種以上の 複雜한 組織의 複合으로 되어 있고, 一律的으로 各組織의 役割을 가지고 學論하기는 困難하다. 같은 試料로서 相異한 溫度에서 等溫變態시킨 組織을 比較해 보면, 어느것이나 미리 決定된 TTT 線圖에 依한 bainite 生成域內의 溫度이지만, 一般의 傾向에 反해서 高溫域에서 變態시킨것이 低溫域에서 變態시킨 것보다 σ_B , $\sigma_{0.2}$ 다같이 높 이 나타나 있다.

이것은 低溫域에서 等溫變態시킨것이 그 鋼種의 M_s 點에 가까운 溫度에서 變態되었기 때문에 bainite 變態의 驅動力이 크고 比較的 短時間동안에 變態를 끝내고 完全 bainite가 되어있는데 比하여, 高溫域에서 等溫變態시킨것은 bainite 生成臨界溫度에 가까워 變態하는데 長時間을 要하게되어 未變態 austenite가 martensite 또는 auto-tempered martensite 組織이 되어 남아 있는 가

답이라 하겠다.

微小硬度計에 의한 硬度測定에 依하면 martensite 硬度에 가까운 값이 bainite 母相의 硬度에 倏이여 存在하는것이 確認되여 있다. 이 martensite의 異相의 混合에 依해서 強度가 單一 bainite 보다 增加해 있고 延性도 改善될 可能性이 있다. Bush와 Kelly¹⁴⁾는 bainite鋼의 強化機構의 一部로서 炭素 0.1%乃至 0.27%까지의 低合金鋼에 있어서, bainite 組織의 ferrite 亞粒相과 이와는 다른 他相과의 二相混合效果를 들고 있다. 또 Irvine과 Pickering^{14), 15)}은 bainite의 強化要因으로 炭化物分散, 轉位密度, ferrite 亞粒의 粒度, 固溶體의 炭素와 內部應力等を 指摘하고 있지만 이들 bainite 組織의 要因은 다같이 強化機構로서 低溫의 tempered martensite인 境遇보다 떨어져서 結果的으로 混合組織이 優位에 서게 되는것으로 짐작할 수 있다.



寫眞 3·8 中間階段組織의 薄膜에 依한 電子顯微鏡寫眞

이들 中間階段組織의 薄膜電子顯微鏡寫眞을 寫眞 3·8 에 보인다. 1 μ m 前後의 巾과 10數 μ m以上의 長이를 가지는 lath型 ferrite 母相을 基礎로 하고 서로 얽힌 轉位와 炭化物의 分散이 보인다. 特히 炭化物은 그 數, 形態析出位置等 多樣하다. 界面에 따라서 가느다랗게 析出해 있는 炭化物은 高溫에서 生成된 것이며 比較的 低溫에서 變態한 試料에는 發見되지 않는다. lath 亞粒內에 잘게 分散하여 析出한 炭化物은, 그 引張特性에 나타나 있는바와 같이, 強化作用에 寄與하고 있을것으로 생각되지만, 炭素含有量이 적은 鋼種에서는 거의 찾아 볼수 없다.

이 中間階段組織에서는 全般的으로 引張強度에 對한 降伏強度는 낮고, 또 이 傾向은 完全 bainite組織에 가까운 것일수록 顯著하다. 鈴木, 下山等¹⁾은 含 Ni 低合金鋼에서 延性이 豊富한 bainite 組織을 主體로 하는 材料를 研究하여 bainite 鋼이라 이름짓고 있지만, 本研究鋼의 結果에 依하면 單一 bainite 組織이 延性에 있어서 優秀한 傾向이 나타나지 않고 있으며, 오히려 이들을 不完全變態시켜서 martensite와의 混合組織으로 하고, 또 tempering 組織으로 만들므로써 強度, 延性이 다 같이 增加하는것을 볼수 있다.

3·2·4 中間階段組織의 高溫 tempering

中間階段組織의 試料에는 bainite, auto-tempered martensite 外로도 殘留 austenite가 共存하는 일이 있다. 이들 組織의 一部는 相當히 不安定한 狀態이므로, 조그마한 契機로 變化를 일으키는 可能性이 크다. 二次硬化溫度에 아주 가까운 溫度로 tempering 했을 때의 引張特性變化의 例를 보이면 圖3·23과 같이 된다. 그림의 橫軸에서 a는 各各 溫度에서 等溫變態시킨것이며, b는 이것을 550°C에서 1時間 tempering 시킨것이고, c는 같이 600°C에서 tempering한 것이다. 400°C에서 生成시킨 bainite는 450°C에서 生成시킨 bainite 보다. σ_B , $\sigma_{0.2}$ 가 낮은 것은 前記한 대로이

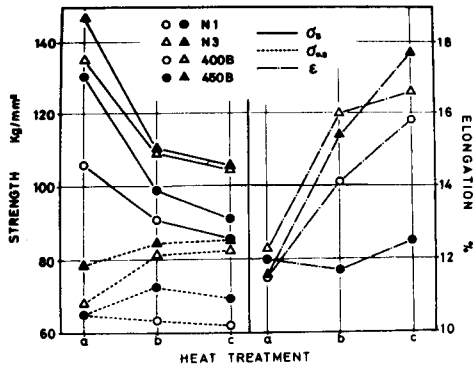
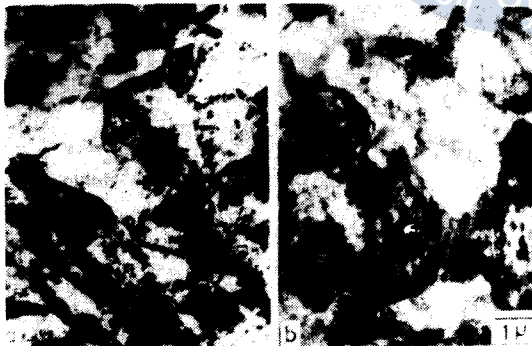


圖 3-23 中間段階組織을 tempering 한 境遇의 引張性質의 變化

한편 炭素含有量이 적은 N15, N3L의 試料에서도, 500°C에서 生成시킨 bainite組織에 있어 이것을 550°C, 600°C로 tempering함에 따라, σ_B 는 低下의 傾向을 나타내지만 $\sigma_{0.2}$ 는 增加를 나타내어, 相當히 높은 強度를 維持하는 現象을 볼 수 있다. 이 동안 延伸率은 큰 變化를 나타내지 않고 있는데, 600°C에서 tempering 한 N3L 試料만은 急激한 延伸率의 增加를 나타내고 있다. 이런 傾向은 炭素含有量이 0.2%인 前記 N1, N3 試料인때와 一致하고 있으며, 여기에서도 특히 Ni 3%의 試料에 있어 延伸率이 急激히 增加하고 있는것이 特徵이라 하겠다.



寫眞 3-9 tempering된 中間段階組織

하면, 轉位の 移動과 固溶體로부터의 炭化物의 析出에 依해서 強度가 低下하는 外에, 炭化物의 合體粗大化와 亞粒의 成長等으로 因해서 降伏強度가 떨어질것이라고 豫測하고 있지만, tempering 溫度의 影響에 關係서는 明示하고 있지 않다. 또 Bush와 Kelly¹¹⁾는 bainite材의 tempering 溫度를 700°C로 할 境遇, 強度의 低下는 轉位密度의 低下와 炭化物形態의 變化에 依하는 것으로, 炭化物의 數는 不變이었다고 말하고 있다. 그러나 이들의 鋼에는 本鋼種의 境遇와 같이 Ni-Mo의

지만, 이것을 tempering하면 σ_B 는 急激히 低下하고 $\sigma_{0.2}$ 는 Ni 1%의 400°C變態試料만이若干 低下하지만 Ni 3%試料에서는 反對로 二次硬化的으로 增加하고 다시 延伸率도 增加하는 것을 알 수 있다.

一般的으로, 降伏強度의 上昇을 隨伴하는 組織의 變化에 따라서 延伸率은 低下하지만, 이境遇 3%의 Ni와 Mo, C等の 相互效果가 初期의 回復現象에 加하여져서 $\sigma_{0.2}$ 가 增加하였으며, 同時에 한層더 큰 延伸率의 顯著한 增加를 가져오는 現象이 나타난 것은 重要한 事實이다.

寫眞 3-9는 中間段階組織의 tempering된 薄膜電子顯微鏡寫眞으로, bainite의 lath 或은 塊狀亞粒內에 回復現象이 始作되고 있으며, 轉位の 再配列에 依한 複雜한 組織으로 되어 있음을 알 수가 있다. 그러나 이러한 境遇, Irvine와 Pickering¹⁵⁾이 指摘한 것과 같은 bainite의 強化要因中에서 上記轉位密度의 變化以外로는 特殊炭化物의 分散도, 固溶體中の 炭素의 舉動變化도 電子顯微鏡觀察에서 明確히 할 수가 없었다.

Irvine¹²⁾은 低合金鋼의 bainite를 tempering

相互作用에 起因하는 것으로 생각되는 前述한 二次硬化現象은 불수가 없었다.

本研究에서는 轉位密度的 低下는 明瞭하게 認定할 수 있으나, 炭化物的 明確한 變化는 形態面에 있어서나 數量面에 있어서나 認定하기 어렵고, 또 X線測定の 結果에 依한 殘留 austenite 量도 tempering 溫度에 따라 大差없이 3%以下로서 一定한것으로 생각하여, 強度에의 影響은 적으므로, 例를 들어 特殊炭化物的 微細한 析出에 依해서 $\sigma_{0.2}$ 가 上昇하는 可能性을 考慮할 必要가 있다.

이러한 境遇 $Cr^{17)}$ 과 $V^{18)}$ 는 含有量이 적어서 二次硬化에 關與한다는것은 생각할 수가 없다. 그러나 此種의 低合金中에서의 Mo 은 大部分 特殊炭化物로서 狀態分析된다¹⁹⁾는 報告가 있고, 또 Irvine과 Pickering²⁰⁾ 其他 많은 報告에 依해서, 此種鋼의 Mo 成分으로 500~600°C의 tempering 溫度에 依해서, Mo_2C 의 整合析出에 依한 強化現象이 알려지고 있으며 Ni 의 存在에 依해서 이것의 強化되었을 可能性이 크다고 생각된다.

本鋼種에 있어서의 Ni 의 存在하는 役割은 上部變態를 阻止하여 보다 低溫의 變態組織乃至는 martensite의 比率를 높이며 同時에 延性附與效果가 加해져서 強度와 延性の 均衡을 向上시킴과 同時에 不完全quenching 乃至 bainite의 組織이 tempering後의 降伏比를 높여주는데 有效한것이라 結論지을 수가 있다.

4. 結 論

Ni 含有量을 1~5%로 變化시킨 低炭素 $Ni-Cr-Mo-V$ 鋼의 變態學動을 研究하여, 中間段階 變態組織과 quenching-tempering 組織 및 空冷組織에 關해서, 引張特性과 組織의 關係를 考察하여 다음 結論을 얻었다.

1. 本鋼種의 組織은 中間段階組織, quenching-tempering 組織, 空冷組織이 모두 轉位密度가 높은 lath組織을 主로 하여 熱處理와 炭素, Ni 含有量에 따라 主로 炭化物的 析出分布狀態가 變化하여 그 機械的 性質에 影響을 미친다. 이때 炭素含有量을 0.06%로 低下시켜도 強度와 延性の 綜合面으로 본 機械的 性質을 뚜렷이 改善할수는 없다. 그 本鋼種과 같은 低炭素合金鋼에 있어서는, 1%로부터 5%까지 Ni 含有量을 增加함으로써, ferrite 및 中間段階組織의 生成域을 低溫長時間側에 移行시켜 quenching 效果를 改善하고 質量效果를 減少시킨다.

3. 中間段階組織은 quenching-tempering 組織에 依하여 降伏強度가 顯著히 낮고 引張強度, 延性이 같이 低下되는 傾向이 있다.

4. 本鋼種의 中間段階組織은 適當한 溫度로 tempering하면 轉位密度的 低下, 再配列等에 依해서 引張強度를 低下시키는 反面 降伏強度(耐力)가 上昇하여 延伸率, 斷面收縮率에도 顯著한 改善이 나타난다.

5. 此種의 合金元素를 含有하는 材料에서 完全 bainite 組織을 얻는 目的으로 長時間 熱處理

를 行하는것은 좋지않고, 오히려 連續冷却變態에 依해서 生成시킨 混合組織이 優秀하다. 또 短時間의 marquenching 處理에 依해서, quenching-tempering 組織에 가까운 良好한 性質을 얻을 수가 있으나 完全한 quenching-tempering 組織에는 未恰하다.

6. 本鋼種에 있어서 Ni 의 存在意義는 不完全 quenching 部の 中間段階 變態組織에 混合된 quenching 組織 (bainite-martensite 混合組織)에 依해서 Ni 가 降伏強度와 延性の 均衡을 向上시키는 것, 特히 tempering에 依해서 더욱 이들을 顯著히 向上시키는것에 있는것이라 하겠다.

參 考 文 獻

- 1) E. C. Bain : ASM, 20(1932), p. 385, Factors Affecting the Inherent Hardenability of Steel.
- 2) 俵 : 鐵と鋼, 23(1937), p. 875, 鋼の焼入に及ぼす各種元素の影響.
- 3) E. S. Davenport and E. C. Bain : Met. Soc. AIME, 90(1930) p. 117, Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures.
- 4) 鈴木, 下山 : 三菱重工技報 3(1965), p. 279, 熔接構造用高張力鋼の熔接性改善に関する研究
- 5) 寺澤, 東山, 關野 : 鋼の強靱性—國際 Symposium, Kyoto (1967), p. 101, 強靱低炭素ベーナイト鋼.
- 6) M. J. Roberts and W. S. Owen : Trans. ASM, 60(1967), p. 687, The Strength of Martensitic Iron Nickel Alloys.
- 7) Metals Handbook (1948), p. 611, Amer. Soc. Metals.
- 8) H. H. Chiswick and A. B. Greninger : Trans. ASM, 32(1944), p. 483, Influence of Nickel, Molybdenum, Cobalt and Silicon on the Kinetics and Ar¹¹ Temperatures of the Austenite to Martensite Transformation in Steels.
- 9) C. L. Magee and R. G. Davies : Acta. Met., 19(1971), p. 345, The Structure, Deformation and Strength of Ferrous Martensites.
- 10) 荒木 : 鐵鋼材料學 (1972), p. 175, [丸善]
- 11) F. B. Pickering : Symposium of Transformation and Hardenability in Steels, Michigan(1967), p. 109, The Structure and Properties of Bainite in Steels
- 12) 大森, 大谷, 拜武 : 鐵と鋼, 57(1971), p. 1690, 低炭素低合金高張力鋼のベイナイト
- 13) J. H. Hollomon : Trans. ASM, 32(1974), p. 123, The Effect of Heat Treatment and Carbon Content on the Work Hardening Characteristics of Several Steels
- 14) M. E. Bush and P. M. Kelly : Acta. Met., 19(1971), p. 1363, Strengthening Mechanisms in Bainitic Steels
- 15) K. J. Irvine and F. B. Pickering : Iron Steel Inst., Spec. Rep. No. 93 (1995), p. 110, High-Carbon Bainitic Steels
- 16) K. J. Irvine : Symposium of Steel—Strengthening Mechanism, Zurich(1969), p. 55, A Comparison of the Bainite Transformation with Other Strengthening Mechanisms in High-Strength Structural Steel
- 17) 門馬, 石塚 : 鐵と鋼, 47(1961), p. 1532, 鋼の焼戻軟化抵抗におよぼす V , W , M_n および C 等單獨添加の影響
- 18) 西田, 谷野 : 日本金屬學會誌, 29(1965), p. 728, V 鋼の焼戻微細組織變化の直接觀察
- 19) 若松 : 鐵と鋼, マンガンの状態分析
- 20) K. J. Irvine and F. B. Pickering : JISI, 194(1990), p. 137, The Tempering Characteristics of Low-Carbon Low-Alloy Steels