

(討-13) ニオブ処理高張力鋼の析出硬化現象

富士製鉄, 中央研究所

工博 金沢 正午・○中島 明  
田辺 康児・中沢 進

Precipitation Hardening of Niobium Treated High Tensile Steel.

Dr. Shōgo KANAZAWA, Akira NAKASHIMA,  
Kōji TANABE and Susumu NAKAZAWA.

1. 緒言

高張力鋼は高い強度のほかに, 良好な靱性および溶接性が要求される. 一般に鋼を強くする方法は, 炭素および合金元素を増して焼入することが最も簡便確実な方法であるが, この方法は強度の増加に伴って溶接硬化性も増加し, したがってこの方法による高張力鋼の開発にはおのずから限界が生ずる. 最近, 主として米国とわが国において, 0.02~0.05% 程度の微量の Nb を添加した 50~60 kg/mm<sup>2</sup> の高張力鋼が開発され, すでにかなりの量が市販されている. これらの鋼はいずれも圧延のまま, あるいは焼準して使用するもので, 冷却途中における Nb の析出により高降伏点を得ることを目的としたものが大部分であり, また一部は Nb による細粒効果をねらったものもある.

本研究は, これらの鋼とは異なつたもので, 焼入焼戻したいわゆる調質鋼に Nb を利用することを目的としたものである. すなわち Nb を一度オーステナイト中に固溶せしめ, これを焼入後焼戻を行なうと, 500~650°C で著しい焼戻硬化現象が生ずるが, われわれはこの現象を利用し, この強化分だけ他の合金元素を減じ, 溶接性の改善された 70~100 kg/mm<sup>2</sup> 高張力鋼の製造を目的としたものである. 今回は, この焼戻硬化現象と, Nb 化合物の析出挙動およびこれら高張力鋼の溶接上の影響の一例について述べる.

2. 実験結果

焼戻二次硬化現象を生ずる元素としては, 一般に Cr, Mo あるいは W 等が知られているが, われわれはこれらの元素とは全く別系列の, 微量の添加で二次硬化を生ずる元素を先ず考えた. これらの元素の選定にあたっては, いろいろの角度から検討を行なつたが, 結局 Nb を第一として, Ti, Zr, U, V, Ta 等を選定した.

C 0.1~0.15%, Si 0.3%, Mn 1.0~1.5% をベースとして, これらの元素を 3~5 種に添加量を変え, オーステナイト化条件の差 (固溶状態の差) による焼戻二次硬化について実験を行なつた. この結果これらの元素はオーステナイト化温度が高い場合, いずれも明瞭な二次硬化を示したが, Nb は特にこの現象が顕著であつた.

Fig. 1 は Nb を 0.016% から 0.17% まで 5 種類添加し, 1250°C で 30 min オーステナイト化後焼入し, 各温度で焼戻した場合の硬度変化であり, 0.03% 程度以上の添加で, 極めて顕著な二次硬化現象を示している. Fig. 2 と Fig. 3 は, C, Si, Mn を正確に一定とし, Nb を 0.051% 添加した Si-Mn-Nb 鋼と Si-Mn 鋼のオーステナイト化条件の差による焼戻二次硬化現象の結果である. Si-Mn 鋼はわずかに加熱条件の影響を示して

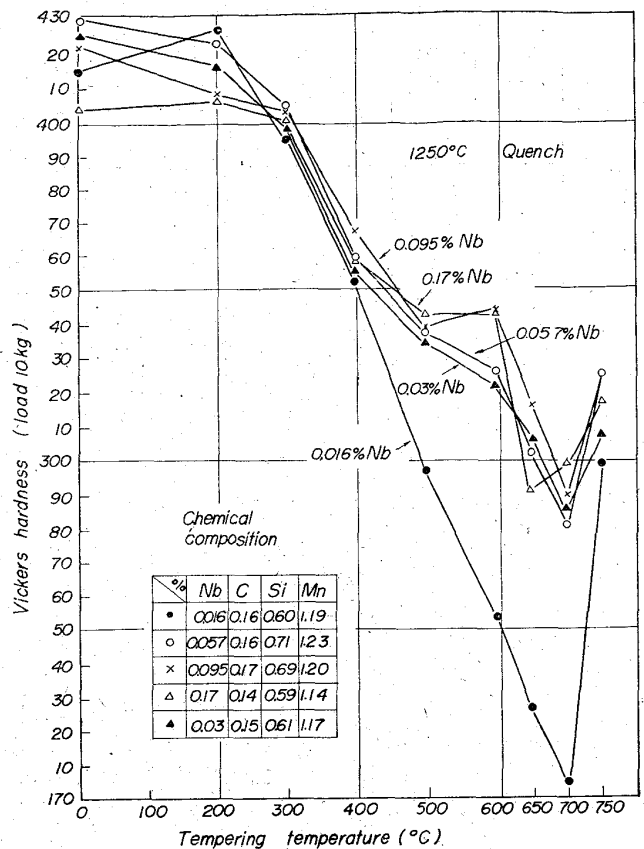


Fig. 1. Effect of Nb addition on hardness.

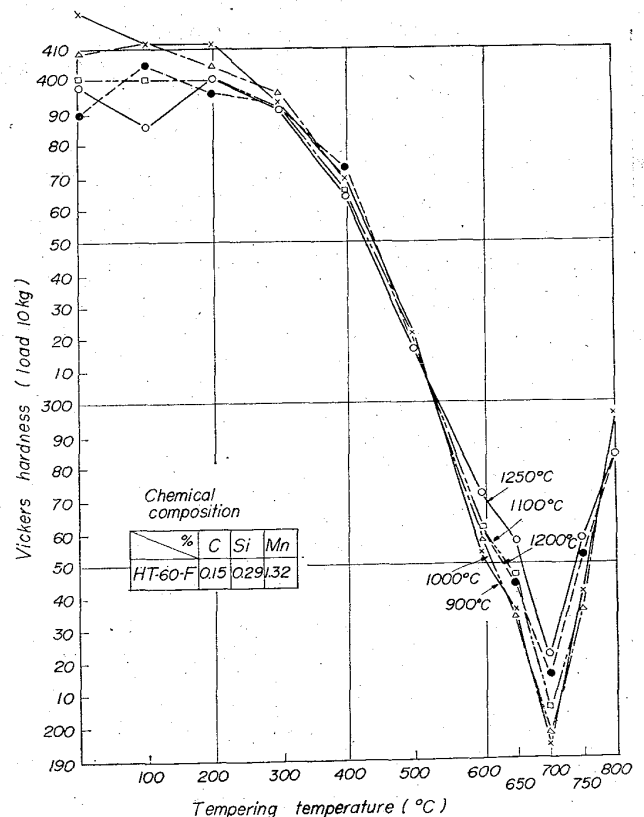


Fig. 2. Hardness variation of Si-Mn HT-60.

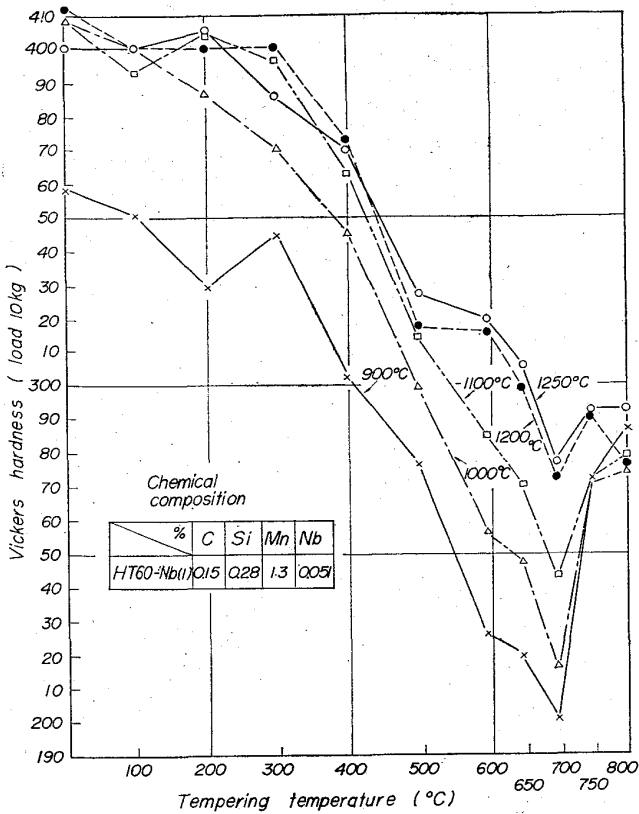


Fig. 3. Precipitation hardening of Nb treated HT-60.

はいるがその効果はきわめて少ないのに対し、Si-Mn-Nb 鋼では大きな影響を受け、1250°Cでは 650°C 焼戻で  $H_v 300$  を示している。 $H_v 300$  は引張強さで約 90 kg/mm<sup>2</sup> に相当し、このことは Si-Mn 系調質高張力鋼が通常約 60 kg/mm<sup>2</sup> であるのに対し、Nb を 0.05% 程度の微量添加で約 30 kg/mm<sup>2</sup> の上昇が可能であることを示している。一方 900°C 焼入の場合は、Nb 添加により逆に硬さが下がっている。このことは未溶解の Nb がどのような形でオーステナイト中で存在するかが問題となってくるが、この化合物は NbC にわずかの N が固溶した NbCN であると考えられるので、この原因としては 900°C 加熱では Nb による C の固定と、Nb による細粒化が考えられる。しかし固定される C 量は Nb が 0.05% の場合最大で約 0.007% であり、この C 量の影響と細粒化の影響のみとは考えがたく、この問題については、さらに検討を要する。

以上の実験を行なった Nb, Ti, Zr, U, V, Ta 等を周期率表で見ると、Table 1 のごとく、これらの元素はすべて IIa, IIIa, Va の族に属していることが示されている。さらにこれらの炭化物の結晶系と格子常数を一覧して Table 2 に示したが、この中から通常鋼の中に存在する元素で、しかも今までのべてきたような二次硬化を生ずる炭化物に○印をつけてみると、例外なく結晶系は cubic であり、しかも格子常数はすべて 4~5Å である。一方 Cr, Mo 等多量添加で硬化を示す元素はいずれも IIIa 族で結晶系は六方晶であ

Table 1. Precipitation hardening element in periodic table.

P	G	IIa	IIIa	Va
4		Sc 21	Ti 22	V 23
5		Y 39	Zr 40	Nb 41
6		Lanthanide 57~71	Hf 72	Ta 73
7		Actinide 89~103		

Table 2. Properties of carbide.

Symbol	Crystal Structure	Lattice Constant
○TiC	cubic	$a_0 = 4.3285 \text{ \AA}$
○VC	cubic	$a_0 = 4.16$
○ $\gamma$ -V <sub>2</sub> C	h. c. p.	$a_0 = 2.886, c_0 = 4.573$
○Y <sub>2</sub> C <sub>3</sub>	tetragonal	$a_0 = 3.66, c_0 = 6.16$
○ZrC	cubic	$a_0 = 4.696$
○NbC	cubic	$a_0 = 4.4702$
○La <sub>2</sub> C <sub>3</sub>	cubic	$a_0 = 8.8034 \sim 8.8185$
○CeC <sub>2</sub>	tetragonal	$a_0 = 5.49, c_0 = 6.49$
○HfC	cubic	$a_0 = 4.641$
○TaC	cubic	$a_0 = 4.456$
○ThC <sub>2</sub>	f. c. c.	$a_0 = 5.86, c_0 = 5.29$
○UC <sub>2</sub>	b. c. c.	$a_0 = 3.54, c_0 = 5.99$
○U <sub>2</sub> C <sub>3</sub>	cubic	$a_0 = 8.088$
○UC	f. c. c.	$a_0 = 4.955$

り、これらのことは、今後これらの析出硬化現象の研究の上で有力な手がかりとなるものと考えられる。

さて、以上のような析出硬化現象は、鋼を高温に加熱

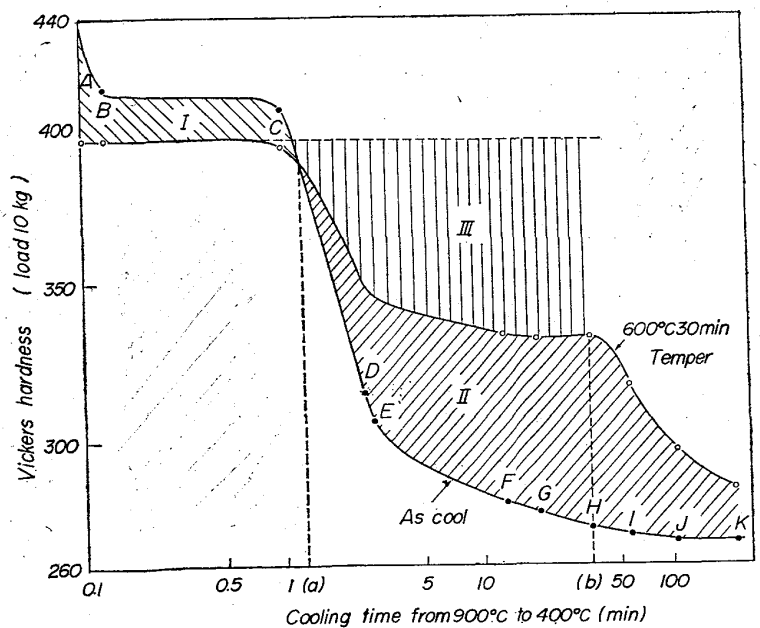
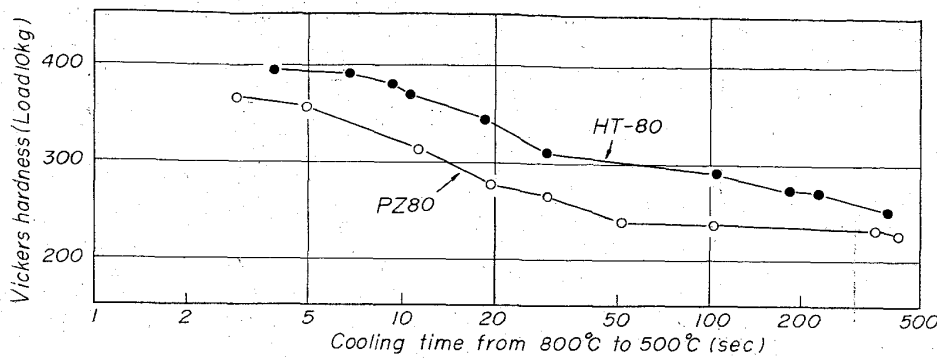


Fig. 4. Relationship between cooling condition and precipitation hardening.



Steel	Mark	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	B	Nb	Ceq
PZ 80	○—○	0.10	0.25	1.21	0.001	0.007	0.74	—	0.50	0.09	—	—	0.023	0.46
HT-80	●—●	0.12	0.30	0.69	0.018	0.017	0.82	0.54	0.47	0.32	0.068	0.004	—	0.49

Fig. 5. Comparison of maximum hardness of weld heat affected zone between PZ-80 and HT-80.

して溶体化した後の冷却条件によつて、どのように変化するかということが、次の問題点である。この点を明らかにするため、Nb を 0.03% 含む 100 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼を用いて、はじめに 1250°C でオーステナイト化した後、種々の冷却速度で室温まで冷却し、これを 600°C で 30 min 間焼戻しを行ない、析出硬化をしらべてみた。その結果が Fig. 4 に示されたもので、図中Ⅱの領域で示されるように、焼戻し後の硬度は As cool の時より却つて高くなつており、冷却速度がかなりおそく、冷却途中で中間段階組織やフェライトが析出するような冷却条件でも、なお、焼戻時に析出硬化現象が現われることを示している。このことは、冷却速度がかなり小であつても、なお、Nb が過飽和のまま室温に持ちこたされることを示している。

次に、Nb 処理高張力鋼の溶接熱影響部の最高硬さについてしらべた結果を報告する。Fig. 5 に示したものがその結果であるが、Nb を含有した鋼は、同強度の従来鋼より、その最高硬さがかなり低く、溶接性のよいことを示している。この理由としては、炭素当量の低いこと Nb 炭化物が高温で難溶性のため完全に溶体化せず一部の炭素を固定していること、固溶 Nb による炭素の活量の低下などが考えられる。

### 3. 結 言

溶接性のすぐれた高張力鋼を開発するために、析出硬化現象を利用して鋼の強度を上げることを考え、その基礎となる析出硬化現象と溶接性に関する問題につき実験結果を報告した。

### 文 献

- 1) 長沢, 他: 富士製鉄技報, 31 (1964), p. 415

## (討-14) 微細組織よりみたニオブの析出強化機構について

八幡製鉄, 東京研究所

○谷野 満

The Strengthening Mechanism of Small Niobium Additions on the Basis of Microstructures.

Mitsuru TANINO.

### 1. 緒 言

構造用鋼に Nb を添加してその機械的性質を改善しようとする試みは古くからなされているが、工業的な大量生産鋼種への

応用は比較的新しく、1958 年米国の Great Lakes Steel Corp. が Nb 入り溶接性高張力鋼として GLX-W 系の鋼を開発した時に始まる<sup>1)</sup>。米国においてはその後 J LX-W, Yolloy-W, Ex-Ten などが製造され、またわが国においても YES, FNB, HICON などの鋼が開発された。この種の鋼の主な特徴は熱延のまま比較的高い降伏点を得られること、焼準を行なうと Al キルド鋼に匹敵する細粒組織になり<sup>2)3)</sup>、切欠衝撃特性が良くなること、C および Mn を減らしてもなお高い強度レベルを維持し得るため溶接性が改善されること、Nb と O の親和力が弱いこと、セミキルド鋼として製造できることなどである。英国では BISRA を中心にして Nb 処理鋼の研究が大規模に進められ BS 962:1962 として規格化された。彼らは Nb 添加による諸性質向上の現象論的な面だけでなく、強化機構解明のための基礎研究にも力を注ぎ、多数の論文を発表している。さらにまた彼らはパーライト量、熱延仕上げ温度等の因子が鋼の機械的性質におよぼす影響を調べ、これと Nb (または V, Ti) の強化作用を組合せることによつて溶接性および衝撃性に優れた低炭素強靱構造用鋼を開発した<sup>4)5)</sup>、このような意味から鋼中の Nb の役割をあらためて整理してみることは重要な意義があると考えられる。

本報では、熱延ままあるいは焼準した C-鋼ならびに C-Mn 鋼の強度におよぼす Nb の影響に関する従来の研究結果を整理し、またフェライト中の NbC の透過電子顕微鏡観察の結果からその析出機構ならびに強化機構について考察を加える。

### 2. 従来の研究結果の概要

Nb による強化の原因としてこれまで多数の研究者によつて提案された幾つかの因子のうち、結晶粒微細化作用と析出硬化作用の 2 つがもつとも重要である。

#### 2.1 結晶粒微細化による強化

軟鋼の下部降伏点は通常 Petch の方程式<sup>6)</sup>,

$$\sigma_{1/2} = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$$

にしたがう。ここで  $\sigma_0$  は摩擦応力項と呼ばれ、フェライトの塑性変形の難易に関する目安を与え、 $k_y$  は溶質原子による転位の固着作用の強さを表わす係数であり、