

は、Ni-Ti 系の場合 Laves 相が大きく析出したためと考えられる。

2) Al と Ti の同時添加は効果的で、どの割合の場合も単独添加より著しく硬化した。Al と Ti 量が原子%で当量の場合最も硬化し、その析出相は基質と coherent な  $Ni_2AlTi$  であり、地との格子定数の misfit は約 2%であった。

3) Ti の微量添加で粒界反応は抑制された。また Ti が多くなるほど時効速度が遅くなった。

4) 5%Ni-2%Al 鋼の時効の可逆性は、NiAl が  $\alpha$ -Fe 中に約 700°C で再固溶することにより説明できるが、Ti の添加により  $Ni_2AlTi$  または Laves 相が生じ、溶体化温度としては 700°C は低く、800°C が必要であった。

### 文 献

- 1) 金尾, 青木: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 1097
- 2) 金尾, 青木, 荒木, 沼田: 鉄と鋼, 52 (1966) 4, p. 610
- 3) J. R. MIHALISIN and R. F. DECKER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 218 (1960) p. 507
- 4) A. TAYLOR and R. W. FLOYD: J. Inst. Metals, 81 (1952), p. 25
- 5) H. HUGHES: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1965), p. 252
- 6) J. B. SEABROOK: General Electric Report No. R58MSD323

669.15'24'26-194:669.26  
: 621.785.371 : 6 21.785.78

## (245) Cr を含むマレージング鋼の時効に関する研究

東京大学工学部

工博 荒木 透・佐川竜平・増井浩昭

Study on Aging Behaviours of Maraging Steel Containing Chromium

Dr. Tōru ARAKI, Ryūhei SAGAWA  
and Hiroaki MASUI

### 1. 緒 言

INCO で開発された極低炭素 Fe-Ni 系マレージング鋼の高価な Ni の一部を Cr で置換した Fe-Cr-Ni 系マレージング鋼について著者達は研究してきた。今回は極低炭素 Fe-Cr-Ni 合金に析出硬化元素として Ti を中心に、Ti の一部を Nb や Be で置きかえ、その時効挙動を調べた。また Cr と Ni の成分比を変えた場合、機械的性質などにどのような差異が生ずるかについてもあわせて調べた。

### 2. 試料および実験方法

試料は電解鉄、電解クロム、電解ニッケルおよびフェロニオブ、フェロベリリウムを用いて、Baltzer 式真空高周波炉で溶製した。試料の化学分析値を Table 1 に示す。これを 1100°C で均熱後、熱間鍛造、冷間圧延して試験片を作製した。溶体化処理は 800°C × 1hr, 950°C × 30 min, 1100°C × 10 min で行ない、空冷後深冷処

Table 1. Chemical composition of specimens.

Specimen	C wt%	Cr %	Ni %	Ti %	Nb %	Be %
C-1	0.003	13.84	8.38	—	—	—
C-2	0.003	13.79	8.36	0.85	—	—
C-3	0.004	13.75	8.23	0.51	0.5*	—
C-4	0.003	14.*	8.*	0.5*	—	0.10
N-5	0.004	2*	18.*	0.9*	—	—
N-6	0.004	2.01	17.64	0.45	0.48	—

\* Charged composition

Mn < 0.01%, Si < 0.01%

P < 0.001%, S < 0.005%

理 (-65°C) を十分ほどこした。引張り試験は厚さ 0.9 mm の板試片で行なった。電気抵抗測定は長さ 40 cm, 断面積 1.2 mm<sup>2</sup> の細長い板状試片を Bridge 回路に組み、連続加熱測定を行なった。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 溶体化処理温度と時効硬度曲線

溶体化処理温度 (800°C, 950°C, 1100°C) と時効処理温度 (400°C, 450°C, 500°C) とを組み合わせて時効硬度曲線を求めた。その結果つぎの事柄がわかった。

(1) 時効最高硬度は Ti の一部を Be で置きかえた C-4 が最も高く、つぎに Ti のみの C-2, N-5, そし

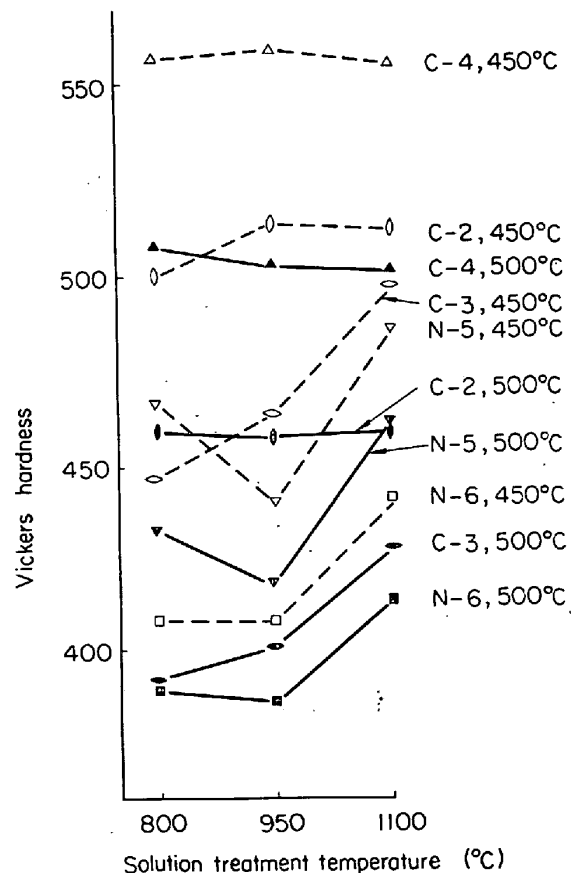


Fig. 1. Effect of solution treatment temperature on the maximum aging hardness at 450°C, 500°C.

て Ti+Nb の C-3, N-6 の順となつた。

(2) 溶体化処理温度と時効最高硬度との関係は Fig. 1 のようになった。すなわち C-2, C-4 では時効最高硬度におよぼす溶体化処理温度の影響は少ないが, Ti, Nb の入った C-3, N-6 では 1100°C の溶体化処理のときが時効硬度が最高となつた。したがって従来発表<sup>2)</sup>されていたように, つまり本系統のような鋼種においては溶体化処理温度が低いほど時効硬度は高くなる, とい

うことは必ずしもいえないことがわかつた。

(3) だいたいでにおいて, 溶体化処理温度が高いと時効硬化は遅れる傾向があるが 14Cr-8Ni 系の C-2, C-3 ではそれが顕著であつた。

(4) 18Ni-2Cr 系の N-5, N-6 の方が 14Cr-8Ni 系の C-2, C-3, C-4 よりも時効硬化の飽和が早くなる傾向があつた。

(5) 特に析出硬化元素を含まない Cr-Ni ベース材の C-1 を時効すると 2 段階の時効硬化が現われる。そして時効硬度は溶体化処理温度の高いほど高くなる。その硬化機構については明らかでないので, 今後さらに研究する必要がある。

3.2 荷重-伸び線図

機械的性質の一例として引張り試験を行なつた。Fig. 2 は 800°C で溶体化処理後空冷, 深冷処理をほどこした板試片による荷重-伸び線図である。だいたいの傾向として時効すると一様伸びの部分が少なくなり, きわめて降伏比が高く, また絞りも大きな挙動を示す。しかしベース材 C-1 だけは一様伸びの部分が非常に長くなつている。450°C×25hr の時効では 14Cr-8Ni 系の C-2 の方が同じ Ti 量を含む 18Ni-2Cr 系の N-5 よりも引張り強度, 伸びともにやや高かつた。また Ti, Nb の入った C-3 は焼入れ, 時効状態とも最大荷重に達してから破断するまでの曲線の下り具合がゆるやかで, また伸びもベース材とはほぼ同じ程度に大きかつた。

3.3 電気抵抗測定と透過電子顕微鏡による直接観察

N-5 を 800°C で溶体化処理後空冷, 深冷処理を行ない, 450°C で時効させながら電気抵抗変化を測定した。時効初期では電気抵抗はやや急速に減少し, やがて 2hr

後あたりから減少は緩慢になる。初期の抵抗減少はおもに過飽和固溶体から Ti, Ni が拡散, 凝集して金属間化合物を形成する析出前段階の過程<sup>3)</sup>と考えられる。同じ溶体化処理をした N-5 について透過電子顕微鏡で観察した (Photo. 1)。焼入れ状態では massive martensite の中の非常に高い転位密度をもつた板状の針のような lath とよばれる substructure が配列している (a)。さらに 450°C×10 min 時効したものは matrix に溶質原子によると思われる strain field らしき模様が認められた (b)。つぎに N-5 を 450°C×50hr 時効すると, 時効硬度はピークから若干下がつたあたりに相当するが, これを透過電子顕微鏡で観察すると lath の境界に析出物と思われるものが存在しているのが見られた (c)。しかし同じ溶体化処理を行なつた 14% Cr を含む C-2 を 450°C×50hr 時効したものは, まだ時効硬度はピークに達しておらず, それを透過電

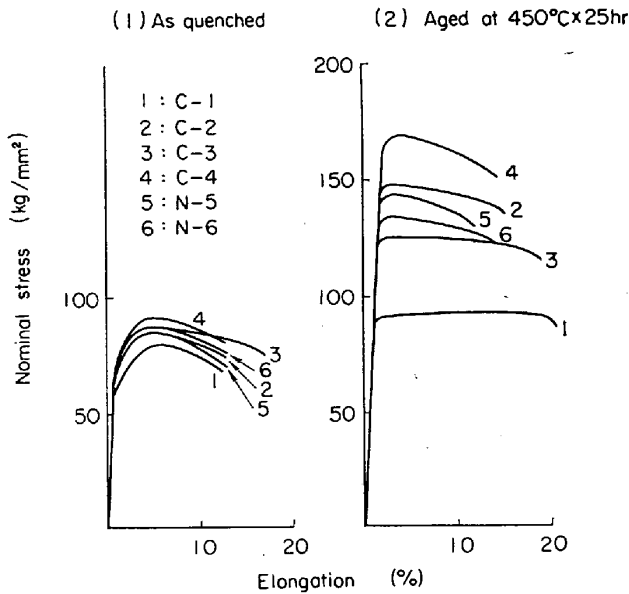
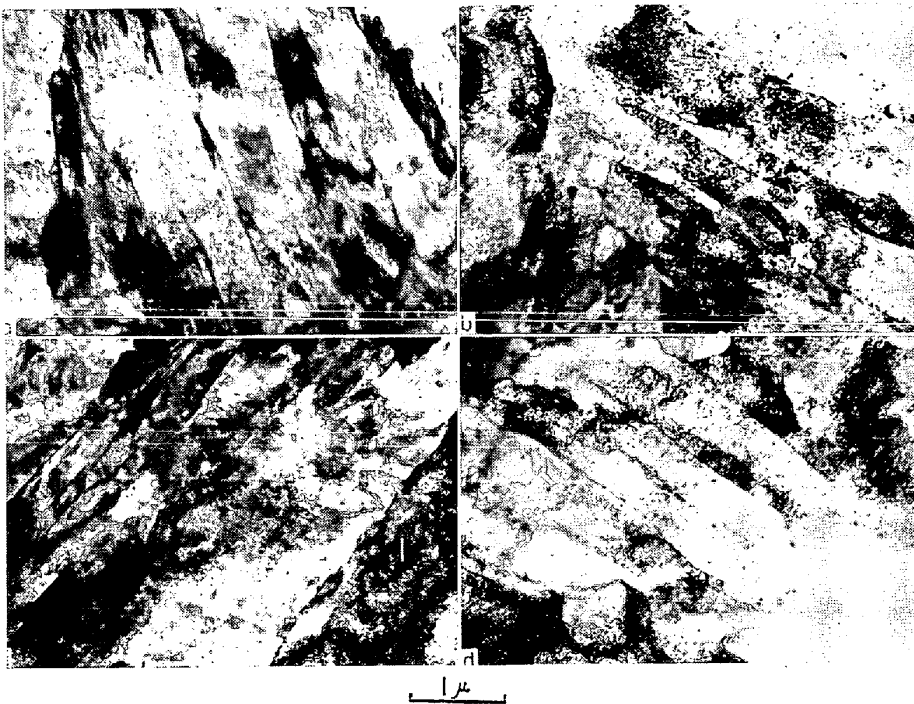


Fig. 2. Load-elongation curves of plate specimens (after solution treatment 800°C×1hr).



(a) N-5 as quenched, (b) N-5, 450°C×10 min (c) N-5, 450°C×50hr (d) C-2, 450°C×50hr

Photo. 1. Transmission electron micrograph (after solution treatment 800°C×1hr).

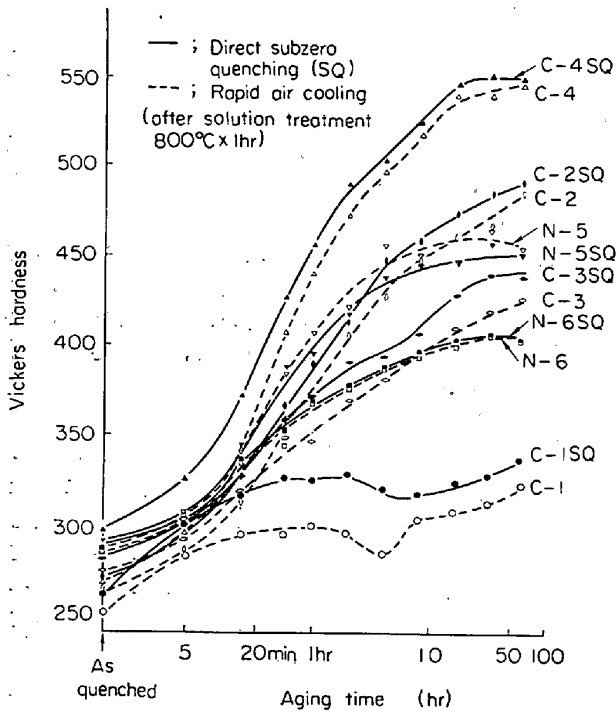


Fig. 3. Effect of subzero quenching on aging hardness at 450°C.

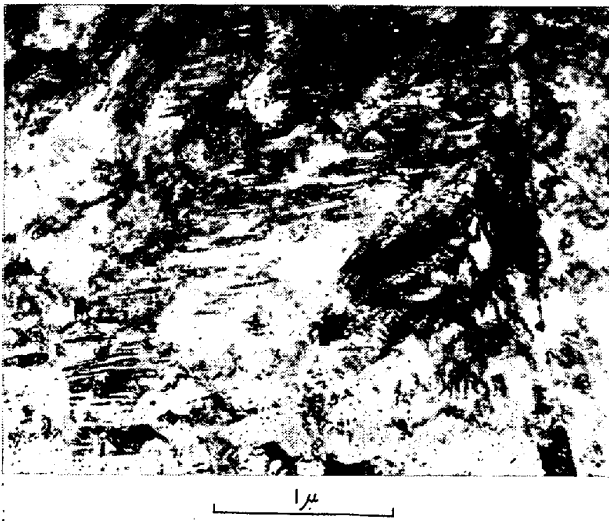


Photo. 2. Transmission electron micrograph of directly subzero quenched specimen C-2.

子頭微鏡で観察した組織には析出物らしきものは見られなかった(d).

3.4 Subzero quenching 処理

溶体化処理後、その温度から直接-65°C のドライアイス+アセトンに焼入れする。いわゆる subzero quenching 処理 (以下 SQ 処理とよぶ)を行なった。Fig. 3 は 800°C で溶体化処理後 SQ 処理を行なったものと、通常の空冷処理を行なったものについて 450°C で時効を行ない、硬度変化を調べた結果である。すなわち 14Cr-8Ni 系の C-1, C-2, C-3, C-4 では SQ 処理をしたものは空冷したもの比べて明らかに硬度の上昇が認め

られた。しかし 18Ni-2Cr 系の N-5, N-6 では硬度の上昇はほとんど認められなかった。また Ti の一部を Nb で置きかえた C-3 は SQ 処理による硬度の上昇が大きく、これは同じ Ti, Nb を含む N-6 が、Ti のみの N-5 に比べて若干の SQ 処理による効果が認められたことと関係があると思われる。時効温度を 400°C ~ 500°C に変えても、また溶体化処理を 900°C ~ 1100°C で行なっても同様な SQ 処理による硬度上昇の傾向が認められた。ところが、C-2, C-3, C-4 の SQ 処理による硬度上昇の傾向と、特に析出硬化元素を含まないベース材の C-1 のそれとがよく似ていることから、その硬度上昇の機構は matrix そのものにあると考えられる。Photo. 2 は SQ 処理をした C-2 の焼入れ状態の組織を透過電子顕微鏡で観察したものである。このように 14Cr-8Ni 系の C-2 では SQ 処理によつていたるところに双晶が観察され確認された。しかし 18Ni-2Cr 系の N-5 を SQ 処理しても双晶はほとんど観察されなかった。この双晶欠陥の存在する量がこの場合の硬度上昇の機構と関係があると考えられる。

4. 結 言

Ni の一部を Cr で置換したマレージング鋼に、添加元素として Ti を中心に、Ti の一部を Nb, Be で置き換えたものについて、その時効挙動を調べた。要約すると次の結果を得た。

- (1) 14Cr-8Ni 系では、Ti のみ、および Ti, Be 添加の場合は時効最高硬度におよぼす溶体化処理温度の影響は少ないが、Ti, Nb 添加の場合は溶体化処理温度の高いほど時効最高硬度は高くなるのが観察された。
- (2) 450°C × 25hr の時効では、同じ Ti 量のものについては、14Cr-8Ni 系の方が 18Ni-2Cr 系のものより引張り強度、伸びとも若干高い値が得られた。また 14Cr-8Ni 系に Ti, Nb を添加したものは伸びがベース材と同じ程度に高い値が得られた。
- (3) subzero quenching 処理をほどこすと、空冷処理をほどこしたものに比べて、14Cr-8Ni 系では硬度の増加がみられ、その微細組織には多くの双晶が観察された。
- (4) 18Ni-2Cr 系の N-5 を 450°C × 50hr 時効すると時効硬度はピークから下がり始めるが、透過電子顕微鏡による微細組織では lath とよばれる substructure の境界に析出物と思われるものが観察された。しかし同じ熱処理をほどこした 14Cr-8Ni 系の C-2 では析出物は観察されなかった。

文 献

- 1) 川原, 荒木, 他: 日本金属学会昭和39年春季講演大会発表
- 2) 川畑, 横田, 他: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 570
- 3) たとえば, SPEICH: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 227 (1963), p. 1426