Fe-Ni-Co マルテンサイト合金の時効硬化性について*

田 中 実** 鈴木朝夫** 小村淳輔***

Minoru Tanaka, Tomoo Suzuki and Junsuke Komura : On the Age-Hardening of Fe-Ni-Co Martensitic Alloys. The age-hardening response of martensitic structures of Fe-Ni-Co ternary alloys was studied in relation to the results of dilatation and X-ray diffraction tests.

Two hardening stages were observed in the decomposition process of metastable, supersaturated Fe-Ni-Co martensitic structures. The first showed weak hardening at about 450°C and the second showed strong hardening at 500°C~550°C. The second hardening took place in a spindle-shaped region around the composition including the line connecting 30% Ni and 10% Co to 20% Ni and 35% Co, and its hardness increment was 13~14 in Rockwell-A scale. On the other hand, the hardness increment in the weak hardening region was measured as 2~5 in Rockwell-A scale.

It was concluded that (1) the hardening in the lower temperature range occurred due to the ordering of modified FeCo in the matrix, and (2) the hardening in the higher temperature range occurred due to the internal strain caused by the compositional fluctuation or/and the fine dispersion of austenite with highly concentrated solute atoms.

(Received May 8, 1967)

I. 緒 言

マルエージング鋼は非常に高い引張強さと良好な靱性を有する超高張力鋼として注目され、1960 年以来多くの研究がなされてきた⁽¹⁾⁽²⁾。この合金は Ti, Al あるいは Co, Mo, Ti を含む 18~25% Ni 低炭素マルテンサイトを時効硬化させるもので、主として Mo あるいは Ti などの金属間化合物

の析出による硬化であることが認められている^{(3)~(5)}。さらに最近 Fe-Ni マルテンサイトに Be, Nb, Ta, W などの第 3 元素を添加した場合の時効挙動に関する研究⁽⁶⁾も行なわれているが、この場合もこれら元素と Fe または Ni との 2 元系に金属間化合物が存在することから、これら元素を過飽和に固溶した Fe-Ni マルテンサイト相から、金属間化合物が析出する過程において硬化すると考えることは妥当であろう。しかし Fe および Ni との 2 元系に金属間化合物の存在しない Co, または Mn を添加した Fe-Ni-Co⁽⁷⁾⁽⁸⁾、

** 東京工業大学精密工学研究所 (Tokyo Institute of Technology, Research Laboratory of Precision Machinery and Electronics, Tokyo)

*** 東京工業大学大学院、現在トヨタ自動車株式会社 (Graduate Student, Tokyo Institute of Technology, Tokyo; now, Toyota Motor Co., Ltd.)

* 1965 年 10 月本会福岡大会に発表

(1) R.F. Decker, J.T. Eash and A.J. Goldman: Trans. ASM, **55** (1962), 58.

(2) S. Floreen and R.F. Decker: Trans. ASM, **55** (1962), 518.

(3) G.R. Speich: Trans. AIME, **227** (1963), 1426.

(4) B.G. Reisdorf: Trans. ASM, **56** (1963), 783.

(5) G.P. Miller and W.I. Mitchel: J. Iron Steel Inst., **203** (1965), 899.

(6) S. Floreen: Trans. ASM, **57** (1964), 38.

(7) R.F. Decker: *Proceeding of the Conference on the Relation between Structure and Strength in Metals and Alloys*, Her Majesty's Stationary Office (1963).

(8) J.R. Mihalisin: Trans. ASM, **59** (1966), 60.

Fe-Ni-Mn⁽⁹⁾ 3 元合金においても硬化を示すことが報告されており、これらマルテンサイト相の時効硬化を同じように考えることは難しい。

また Fe-18 Ni-7 Co-5 Mo マルエージング鋼の Co は、すでに報告したように時効硬化に著しい影響を与える⁽¹⁰⁾。しかし Co の役割については、Decker ら⁽²⁾ によつて規則格子の生成が硬化を助長するのではないかという推定がなされているにすぎない。Fe-Ni-Co 合金の時効硬化性を追求することは、この鋼の Co の役割を知る上に重要であると考えられる。

Fe-Ni-Co 3 元合金の研究は加瀬⁽¹¹⁾ により 3 元状態図が発表されており、また従来アンバー系合金として多くの研究があるが、これらは主としてオーステナイト領域について行なつたものが大部分であり、マルテンサイト領域での機械的性質に関する研究は少なく、わずかに Decker ら⁽⁷⁾ の報告があるのみである。最近になつて、Mihalisin⁽⁸⁾ は Fe-Ni-Co 合金の 480°C 時効において 19~28% Ni, 18~32% Co を含む組成のものが著しい硬化性のあることを認め、この硬化は微細なオーステナイトの析出と基質内における規則化に起因すると報告している。

著者らはすでに数年前より Fe-Ni-Co 合金がマルエージング的な硬化挙動を示すものと推定して実験を続けていたが、たまたまこの Fe-Ni-Co 系合金においては、その合金成分によつて規則化に起因する硬化領域と、オーステナイトの析出による格子歪に起因する硬化領域とを比較的明瞭に区別し得ることが認められた。

本文は Fe-Ni-Co 3 元合金のマルテンサイト相内における時効硬化性について硬化領域を決定し、その硬化機構を推定するにいたつた実験経過の報告である。

II. 実験方法

試料は電解鉄、電解ニッケル、金属コバルトを溶解原料としてタンマン炉によつて 350 g を溶製した。溶解に要した時間は 15~20 min であり、溶け落ちた後、石英棒で攪拌し溶け残りのないことを確かめたのち 0.1% のアルミニウムを脱酸剤として添加し 20 mm φ の金型に鑄造した。数種の溶製した試料について化学分析を行なつた結果 Ni および Co の配合値と分析値に大きな差がなかつたので、すべて配合値によつた。不純物の分析結果は 0.02% C, 0.02% Si, 0.007% P, 0.006% S, 0.003% N 以下であつた。

20 mm φ の鑄塊試料は焼鈍後、1250°C~1000°C で熱間圧延し 10 mm 角にした。鍛造性はかなり悪く、この間 4~5 回の加熱を必要とした。これから 7×10×15 mm の硬さならびに X 線用試験片、3.5 mm φ×50 mm の膨張計用試験片を製作した。これら試験片は真空中で 1000°C~900°C, 1 hr

の加熱を行なつたのち、水冷し、ただちに液体窒素中に 30 min 浸してそれぞれの試験に供した。時効処理は真空中で 300°C~900°C 間 50°C 間隔で順次 1 hr 保持して水冷後、ロックウェル A 硬さを測定した。

X 線回折は理学電機製のガイガーフレックスによつて行なつた。対陰極は Cr でフィルターを用いず K α , K β 線を使用し、電圧、電流はそれぞれ 35 kV, 7 mA である。スリット系は第二スリット開き角 1°, 第三スリット開き角 1°, 第四スリット幅 0.3 mm である。 α 相については (110) α , (200) α , (211) β , (211) α の回折線から格子常数を求めた。この試験には硬さ測定用試片を酸洗ひして用いた。

膨張計試験はライツ社製自記膨張計によつて行なつた。あらかじめ 900°C~1000°C に加熱した炉に真空中に保つた試験片を急に挿入して加熱した。このときの常温から 600°C までの平均加熱速度は 80°C~120°C/min である。またこれより遅い加熱は自動温度調節計によつて制御した。冷却は炉をぬきとつて、内部を真空中に保つた保護管のまま空冷した。また常温以下の冷却には保護管に液体窒素をかけて冷却した。

III. 結 果

1. 時効硬化性

Fig. 1 に Ni, Co 量にたいするサブゼロ 処理後の焼入れ硬さ、すなわち時効処理前の硬さの分布を示す。図中の点はそれぞれ溶製した組成点であり、硬さは HRA で示した。これによると純鉄に Ni および Co を添加するとしだいに硬さが増し、ほぼ HRA 60~65 に達する。さらに合金元素

Fig. 1 Hardness (HRA) distribution of quenched state in Fe-Ni-Co alloy system.

(9) M.D. Perkas: Phys. Met. and Metallog., 15 (1963), No. 4, 62.

(10) 1964 年 10 月本会富山大会に発表

(11) T. Kasé: Science Reports Tohoku Univ., 16 (1927), 491.

量が増すと、急に軟化する一線があつて、これは α/γ の相境界に対応するものと考えられる。Fig.2 および 3 は Ni

Fig.2 Some age-hardening curves of Fe-10% Ni-Co and Fe-15% Ni-Co alloys. (ageing time: 1 hr)

Fig.3 Some age-hardening curves of Fe-20% Ni-Co alloys. (ageing time: 1 hr)

量を 10, 15, 20% と一定にして、Co 量を変えた試料の等時階段焼もどし (保持時間 1 hr) の際の硬さの変化を示したものである。Ni 10% の場合、Co 25% 以上で 450°C 付近に硬化が認められるが、硬化量は HRA 2~5 程度であり大きくない。また Ni 15% Co 20% および Ni 15% Co 25% の試料にも同程度の硬化が認められる。しかし Ni 15% Co 35% の試料になると、この 450°C の硬化のほかに 550°C 付近にも硬化が生じ、さらに Co が増すと、この高温側の硬化はしだいに顕著になつている。同様の傾向は Ni 20% のものについてまとめた Fig.3 においても認められ、Ni 20% Co 30% および Ni 20% Co 35% 試料では低温側の硬化は高温側の著しい硬化にかくされて、一つの山のよう

に見えている。この Ni 20% Co 35% 試料は最も硬化の著しいもので、HRA 14.5 の硬さの上昇を示している。等時焼もどしの時間を 2 min として鉛浴中で加熱した場合には、低温側の硬化量は 1 hr 保持した場合とほとんど変わらないが、高温側の硬化はより高温側に移動し硬化量も少なくなる。これは低温側の硬化が主として温度に依存して起り、高温側硬化には時間が必要であることを示すものと思われる。以上の結果から Fe-Ni-Co 3 元合金には低温側の短時間の加熱でも生ずる小さい硬化と、高温側の等温的に生起する著しい硬化の二つの硬化現象が存在することが明らかとなつた。

また Fig.3 に示した Ni 20% Co 40% 試料はサブゼロ処理によってマルテンサイト化が進行したための硬さの上昇が見られ、その後の時効処理で硬化するが、なお残留オーステナイトを含むため、Ni 20% Co 35% 試料より硬化量は少ない。しかしこの試料は焼入れ後常温に数日間放置するとオーステナイトの安定化が起り、その後サブゼロ処理を行なつてもマルテンサイトにはならず、時効処理によつてもならん硬化を示さない。さらに Co の多い Ni 20% Co 45% 試料ではサブゼロ処理を行なつてもオーステナイト一相であつて、その硬さも低く、時効硬化性はない。これらのことは、この種の合金の時効硬化には時効前の基質がマルテンサイト (bcc) であることが必要であることを示すものである。

以上の結果を時効硬化量として合金組成にたいしてまとめたのが Fig.4 である。この場合の時効硬化量とは時効

Fig.4 Hardening response of Fe-Ni-Co alloy, ΔH in Rockwell-A scale. (ΔH =maximum hardness after ageing-quenched hardness)

によつて得られた最高硬さとサブゼロ処理後の焼入れ硬さとの差である。これによると時効硬化の最も著しい組成範囲は、Ni 20% Co 35% と Ni 30% Co 10% を結ぶ直線を含むその付近の領域であつて、もつぱら高温側の硬化によるものである。この領域は Ni, Co が少しでも増すと、オーステナイト相に移行する α と γ の相境界に接したマルテンサイト領域である。また低温側の硬化が認められる組成範囲は α 相内の広い領域にわたつており、Co 20~60% の Fe-Co 2 元合金にもこれと同様な硬化が認められる。Fig. 5 はこれら低温側硬化および高温側硬化の生ずる組成範囲を硬化温度とともに示したものである。

Fig. 5 Age-hardening behavior of Fe-Ni-Co alloys and isothermal lines of ageing temperature, at which maximum hardness observed.

2. α/γ 相境界と α 相の格子常数

前述のように時効硬化性は α 相にあつて、 γ 相には全く認められない。したがつて α/γ の相境界をより確実にし、また時効硬化現象を追求するための基礎資料となる α 相の格子常数を求めるために X 線実験を行なつた。その結果を Fig. 6 に示す。これによれば α 相領域は Fig. 1 の硬さの変化から推定した結果とよく一致していることが認められる。また α の格子常数は Fe-Co 合金では Co 15% までは増加し、それ以上の Co 量になると急に減少を示すようになる。また Fe-Ni 合金では Ni 8% までは格子常数は増加するが、それ以上の Ni 量になるとわずかに減少する傾向が見られる。これらの傾向および値は従来の結果⁽¹²⁾とよく一致している。Fe-Ni-Co 3 元系においては、2 元系の関係を合成したような変化を示し、一般に Ni 量を一定にして Co を増しても、また Co 量を一定にして Ni を増しても

Fig. 6 Lattice parameter (Å) of bcc phase solid solution of Fe-Ni-Co alloy system.

格子常数は減少し、その減少率は Co および Ni が多くなるほど大となること、すなわち等格子常数線が密になつてゐることが認められる。

3. 膨張計曲線

全試料についてマルテンサイト変態および、その逆変態の挙動ならびにその他の変化の有無を膨張計によつて調べた。Fig. 7 は Ni を 15% に一定して Co 量を変えた試料の膨張計曲線である。これによれば Co 0% の Fe-Ni 合金では冷却曲線上にマルテンサイト変態開始を示す膨張 (Ms 点)、終了による収縮 (Mf 点) が、また加熱曲線上にはマルテンサイト逆変態開始を示す収縮 (As 点)、終了による膨張 (Af 点) が見られる。これに対して Fe-Ni-Co 合金では Fe-Ni 合金に対応するこれら各点のほかに、Co が増加するにつれて曲線上に特異な点が数カ所に認められるようになる。たとえば Fig. 7 における Co が 20% 以上の試料では、加熱曲線上 450°~500°C の温度でわずかな膨張が認められるようになる。いまこの膨張の始まる温度を Or 点と名づけた。また Ni 15% Co 20% の試料には、700°~800°C でオーステナイト生成によると思われる収縮が二段に生じているのが認められ、さらに Co が増加した Ni 15% Co 25%、Ni 15% Co 30% などの試料では一層顕著になつてゐる。ここでは最初に収縮の始まる温度を Asi 点と名づけ、第二段の収縮の始まる温度および終了する温度をそれぞれ Fe-Ni 合金のマルテンサイト逆変態に対応するものとして As、

(12) W.B. Pearson: *A Handbook of Lattice Spacings and Structure of Metals and Alloys*, Pergamon Press Inc., (1958).

Fig. 7 Some examples of dilatation curves of Fe-15% Ni-Co alloys.

Af 点とした。これらの理由については後述する。

また Ni 15% Co 40% の試料には冷却曲線上に折点が認められ、これは Ni 15% Co 50% の試料に見られる折点に対応するものである。この組成のものはオーステナイト相であつて常温で強磁性を示し、キューリー点で熱膨張係数が急に変化するため膨張曲線上に折点となつて現われる。したがつて Ni 15% Co 40% 試料に現われる折点も冷却中のオーステナイトの磁気変態点を示すもので、この温度を θ 点とした。以下順次組成にたいするこれら各変態点の変化を説明する。

Ms 点* および θ 点の変化を Ni, Co にたいしてまとめたものが Fig. 8 であり、加瀬⁽¹¹⁾の結果とよく一致している。これによると Ni 量を一定にして Co を添加すると $10^{\circ} \sim 13^{\circ}\text{C}/\text{wt}\%$ の割合で Ms 点は上昇するが、Co が 15% 以上ではそれ以上の上昇はなく一定になり、さらに Co が増加すると急激に常温以下に低下し、オーステナイトの安定な領域に入る。 θ 点は前述したように冷却中のオーステナイトに関するもので Ms 点が θ 点より低い合金組成のものに見出される。 -196°C の Ms 点を示す線より右側はオーステナイト相であつて、その θ 点のみが示されている。Fig. 4 と Fig. 8 を対比させると著しい硬化を示す領域は、Ms 点がほぼ 400°C 以下であつて組織的にはマルテンサイトの範囲内に存在し、この時効硬化現象はその名の通りのマルエージングであることがわかる。

Fig. 8 Isothermal lines of transformation points (Ms & θ) during air cooling for Fe-Ni-Co alloys.

Fig. 9 Relationship between composition and transformation points (Asi, As & Af) obtained by dilatation curves under heating rate $80^{\circ}\text{C}/\text{min}$ for Fe-Ni-Co alloys.

Fig. 9 は Ni, Co 量にたいする加熱変態点 (Asi, As および Af 点) の関係を示したものである。加熱変態点は Ms 点の変化と同様に Co 添加によつて上昇しほぼ一定となつたのち低下する傾向を持つているが、Ms 点に比較してその変化は小さい。また Co が 15% 以上になると Asi 点と名づけた収縮が見られ、Co 量が多くなるにしたがつて As 点

* 純鉄, Fe-Co 合金, および合金元素濃度の低い Fe-Ni-Co 合金の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の温度も便宜上 Ms 点と呼ぶ。

との温度差が大きくなっている。

つぎに Ni 20% Co 30% 試料について膨張計曲線の形状におよぼす加熱速度の影響から、Asi 点ならびに Or 点の挙動を追求した。その結果を示した Fig.10 によれば、As,

Fig.10 Effect of heating rate on transformation point of Fe-20% Ni-30% Co alloy.

Af および Or 点は加熱速度によつて大きな変化を示さないが、Asi 点は加熱速度が遅くなるほど低温から始まっている。また加熱速度が非常に早くなると Asi 点は上昇して As 点に接近し、両者を区別できなくなっている。これは、この現象が加熱時間に依存することを示すもので、Fe-Ni 合金のマルテンサイト逆変態のような athermal な変態ではなく、おそらく拡散をともなつた isothermal なオーステナイトへの変態であると考えられる。したがつて Asi 点が

Fig.11 Isothermal lines of Asi point and compositional ranges of Asi and Or point observed.

明瞭に現われないような Fe-Ni-Co 合金でも、加熱速度を非常におそくすることによつて、Asi 点が認められるようになるものと思われる。事実、Fe-Ni 合金においても 600°~700°C に恒温保持すれば基質より、濃度の高いオーステナイト生成による収縮が起る⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。Fe-Ni-Co マルテンサイトでは拡散をともなうオーステナイト生成が、無拡散のマルテンサイト逆変態よりも Fe-Ni マルテンサイトに比較して起りやすく、単に連続加熱によつても拡散をともなうオーステナイト生成が容易に生ずるものと考えられる。また As, Af 点は加熱速度によつてわずかに上昇するが、Fe-Ni マルテンサイトの無拡散マルテンサイト逆変態によるオーステナイト生成に対応するものとして As, Af と名づけたものである。

Or 点は Fig.7 に示したように Co 20% 以上になると認められるが、その温度は組成によつてあまり変化しない。加熱速度がおそくなると多少低温にずれる傾向はあるが、Asi 点のように大きな変化は認められない。また Or 点は Co 50% を中心とする Fe-Co 合金にも認められる、Fig.11 はこれら Or 点および Asi 点の生ずる組成範囲をその温度とともに示したものである。

IV. 考 察

低温側硬化の特徴の一つは Fig.5 に示したように、Fe-Ni-Co 3 元系 α 相内の広い組成範囲で 400°~500°C の温度で HRA 2~5 程度の硬化が起り、Co 30% 以上の Fe-Co 合金にもわずかに硬化が認められることである。第二の特徴は短時間 (2 min) の加熱によつても硬化が起り、硬化量も長時間 (1 hr) の場合とほとんど変わらないことであり、これは高温側硬化の挙動との著しい相違である。

一方 Or 点の温度ならびに分布を示した Fig.11 を Fig.5 と対比させると低温側硬化の認められる組成域と、Or 点が生ずる組成域とは全く一致しており、50% Co を中心とする Fe-Co 合金にもこの二つの現象は共通している。また Or 点も加熱速度によつてほとんど変化を受けないことは前述したとおりである。

以上のことを総合すると低温側硬化および、膨張計曲線上に現われる Or 点は Fe-Co 合金の特性に由来するものであり、両者は相互に関連をもつものと考えられる。

Fe-Co 合金では規則格子生成によつて硬さは増加しないとの報告⁽¹⁵⁾も見られるが、Marchinkowsky ら⁽¹⁶⁾によれば規則化によつて変形抵抗は増加することを示している。本実験の Fe-50% Co 合金の膨張計加熱曲線は横山⁽¹⁵⁾の結果と一致しており、これによると不規則状態の Fe-Co 合金を加熱すると規則化が起り、その際体積膨張が起る。この膨張は Or 点と名づけたものに相当し、Fe-Ni-Co 合金にお

(13) N.P.Allen and C.C.Earley: J.Iron Steel Inst.,**166** (1950), 281.

(14) V.E.Scheil: Arch.Eisenhütt.,**9** (1935), 163.

(15) 横山: 本誌,**20** (1956), 644, 647, 700; **21** (1957), 321.

(16) M.J.Marchinkowski and H.Chessin: Phil.Mag.,**10** (1964), 837.

ける Or 点もこの規則化による膨張であると考えられ、さらにこの膨張および低温側硬化の生ずる温度ならびに組成範囲がよく一致することから見て、低温側の硬化は規則化に伴う硬化と考えられる。茅⁽¹⁷⁾によれば Fe-Co 規則格子生成の活性化エネルギーは小さく、したがって短時間の加熱によつて容易に硬化し、また膨張計加熱曲線上の Or 点はほとんど加熱速度によらないことが説明できる。

高温側硬化が起きるのは Fe-Ni-Co 3 元マルテンサイト領域内の組成であつて、1 hr 保持の場合 500°~600°C の温度で最も硬化し、その硬化量は HRA 14~15 程度の大きさに達する。Fig.11 と Fig.4 を対比すると高温側硬化の起る組成域は Asi 点を生ずる組成域とほぼ一致している。Asi 点は加熱速度によつてその温度および組成範囲が変化するので、両者の範囲が完全に対応するとは限らない。しかし硬化の生ずる範囲内のマルテンサイトは硬化しない Fe-Ni マルテンサイトに比較して、拡散によるオーステナイトが生成しやすい性質をもつことがわかる。このようなオーステナイト生成は Asi 点より低い温度に長時間保持する場合にも当然起ると考えられる。Fe-Ni 合金においても Owen⁽¹⁸⁾らは準安定相である マルテンサイトを 500°~350°C で長時間、たとえば 400°C で 124 日、350°C で 600 日保持すると α と γ の二相に分離し低温で生ずる γ は Ni が高濃度であることを示し、またこの結果から Fe-Ni 合金の平衡状態図を作っている。同様に Fe-Ni-Co 3 元組成のマルテンサイトも準安定相であつて最終の安定平衡状態は α と γ の二相であると考えられる。Fe-Ni 準安定マルテンサイトが焼もどしによつて平衡状態に達する過程は、マトリックス中に合金元素濃度の高い zone が、ほぼ 300 原子⁽¹³⁾の大きさに達すると核となつて成長を始め、その後に γ 相に変態すると考えられている。

このようにオーステナイト生成の過程で基質中に濃度偏析が起る場合、溶質元素に対する格子常数変化を示した Fig.6 からわかるように、高温側硬化を示す組成範囲内のマルテンサイトでは溶質元素の濃度変化に対して格子常数変

化が大きいので、濃縮された zone の周辺には大きな格子歪が生ずる可能性があり、これが Fe-Ni-Co 合金の時効硬化の一つの原因と考えることができる。また Fe-Ni-Co 3 元マルテンサイトにおいては Co および Ni の二種の溶質元素を含むことからこれら元素の濃縮の方向は一義的には定まらず、両者の拡散のエネルギーの差、熱力学ポテンシャル曲面の状態、安定相の濃度などによつて Fe-Ni マルテンサイトより複雑な経路をとつて高濃度オーステナイトが生成されると考えられ、マルテンサイト中に Ni と Co が共存することによつて生ずる特性が硬化機構と直接むすびつくものであり、今後さらに Fe-Ni マルテンサイトの分解と対比させて Fe-Ni-Co マルテンサイトの分解の経過を調べることが必要であろう。

V. 結 言

Fe-Ni-Co 3 元合金の マルテンサイト相の時効硬化性について調べた結果を要約するとつぎのようである。

(1) 時効硬化性を有する組成の合金は 300°C 以上の焼もどしで硬化し、450°C を中心とする低温側および 500°~550°C を中心とする高温側の二つの硬化が認められ、高温側の硬化は著しく、硬化量は HRA 14~15 に達する。

(2) 時効硬化の最も著しい組成は 30% Ni 10% Co と 20% Ni 35% Co の組成を結ぶ直線を含む領域である。

(3) 加熱膨張曲線上 400~450°C に異常膨張が見られる組成域と低温側硬化の生ずる組成域は一致し、これら両現象は Fe-Co 規則格子生成によるものと推論した。

(4) 高温側硬化は Fe-Ni-Co 3 元マルテンサイト組成の合金に生じ、この組成のマルテンサイトは Fe-Ni マルテンサイトに比して $\alpha_M \rightarrow \alpha + \gamma$ の変態が容易である。

(5) 高温側硬化は過飽和準安定 Fe-Ni-Co 3 元マルテンサイトが、高濃度オーステナイトと低濃度フェライトに分解することに付随しておこる、格子歪による現象であることを示唆した。

なお、この研究は 39,40 年度文部省科学試験研究費によつて行なつたものである。

(17) 茅：本会分科会報告 II (1949), 54.

(18) E.A.Owen and A.H.Sully : Phil.Mag., 27 (1939), 614; 31 (1941), 314.