

電気抵抗測定による Fe-18%Ni-Co-Mo-Ti 系 マルエージング鋼の析出挙動の研究

浅 山 行 昭*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 48, No. 2 (1984), pp. 122-128

Investigation of Precipitation Behaviors on Maraging Steels of Fe-18%Ni-Co-Mo-Ti Series by Measurement of Electrical Resistivity

Yukiteru Asayama*

Precipitation behaviors of 18%Ni maraging steels containing Ti were studied by measuring the electrical resistivity at liquid nitrogen temperature.

On isochronal aging, Mo-rich zones which are significant precipitates in lower temperature aging, are formed following the precipitation of $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_3)$ ordered phase at lower temperature region, and a metastable Ni_3Mo phase is produced after the precipitation of $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_{24})\eta$ phase at higher temperature region.

The presence of Co contributes not only to acceleration of the precipitation of Mo-rich zone, but also to promotion of the precipitation of $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_3)$ ordered phase.

On isothermal aging in the 18%Ni maraging steels with lower Ti content, decrease of the electrical resistivity is predominantly governed by the precipitation of Ni_3Mo at temperatures over 753 K, but the 18%Ni maraging steels with higher Ti content always show the decrease of the electrical resistivity governed by the precipitation of Mo-rich zone at an early stage of the aging, even at 753 K and more, because the precipitation of Ni_3Mo is retarded by presence of $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_{24})\eta$ phase.

The activation energy for the precipitation reaction of Mo-rich zone increases with Ti content in the 18%Ni maraging steels. The activation energy in the steels without Ti is estimated at 150 kJ/mol by extrapolation from the relationship between the activation energy and Ti content, and the value is consistent with the data reported previously.

It is presumed that the reason why the activation energy in the precipitation reaction of Mo-rich zone increases with Ti content is that precipitation sites of Mo-rich zone are occupied by the $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_3)$ ordered phase produced prior to the precipitation of Mo-rich zone, and the $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_3)$ precipitates form a potential barrier against the precipitation of Mo-rich zone.

(Received June 24, 1983)

Keywords : maraging steel, electrical resistivity, isochronal aging, isothermal aging, molybdenum-rich zone, $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_3)$ ordering, $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_{24})\eta$ phase, Ni_3Mo metastable phase, activation energy for aging

I. 緒 言

硬化元素として Co, Mo を含む 18%Ni マルエージング鋼は、およそ 730 K を境にして低温側と高温側の時効反応に分かれ、低温側では初期の段階で Fe-Co 規則相、ないしは Ni rich zone が析出し、つづいて Mo rich zone の析出が Co の助けをかりて強く起る。これが 18%Ni マルエージング鋼の硬化において主役を果しているといわれている⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。

一方、高温側では Ni_3Mo が析出してくるけれども⁽⁵⁾⁽⁶⁾、この段階では、硬化はあまり進行しない⁽⁴⁾。
近年、18%Ni マルエージング鋼の基本成分に Ti を加え

て一層強化を計ったものが実用化されつつある⁽⁷⁾。

Mo を含まない Fe-Ni-Ti 系や Fe-Ni-Co-Ti 系合金の研究では、時効の初期には、まず、 $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_3)$ 規則相が析出し、ついで *hcp* 型 $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_{24})\eta$ 相が析出してくるといわれているけれども⁽⁸⁾、Ti と Mo が共存する 18%Ni マルエージング鋼については、まだ十分研究されていない。高木らの比熱測定による研究によれば⁽⁹⁾、Mo と Ti が関与する析出反応は個々の反応が単に加算されるのではなく、各元素が競合して、それぞれの反応に影響を及ぼすといわれている。

本研究は、Ti, Co, Mo を系統的に変化させた 18%Ni マルエージング鋼を用いて、時効に伴う電気抵抗変化を計測

* 三菱重工株式会社名古屋航空機製作所 (Nagoya Aircraft Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Nagoya)

し、析出挙動に及ぼす Mo, Ti 共存の影響を究明したものである。

II. 実験方法

本研究に用いた 18%Ni マルエージング鋼の化学成分を Table 1 に示す。Morrall によれば、18%Ni マルエージング鋼の時効後の耐力に及ぼす合金元素の影響を次式によって表わしている⁽¹⁰⁾。

$$\sigma_Y = 15.1 + 9.1Co\% + 28.3Mo\% + 80.1Ti\%$$

この式から、Mo 1% と同等の効果を示す Co, Ti 量は、それぞれ、Co は 3 ないし 4%, Ti は約 0.4% となる。そこで、350 Grade マルエージング鋼に相当する No.7 合金の組成を基準として、Mo は 1%, Co は 3~4%, Ti は 0.4% 増減させた試料を溶解した。なお、No.1 合金は 250 Grade の市販材料である。

Table 1 Chemical composition of experimental maraging steels. (mass%)

Alloy No.	Variable Element	Nominal Composition				Actual composition									
		Ni	Mo	Co	Ti	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Co	Ti	Al
1 7		250 Grade				0.006	0.01	0.030	0.005	0.010	18.76	4.81	8.44	0.43	0.110
		350 Grade				0.070	0.03	0.001	0.001	0.006	18.06	4.23	11.06	1.41	0.098
2 14 3	Ti	18	3	14	1.0	0.025	0.01	0.001	0.001	0.009	18.00	3.10	13.73	0.97	0.098
		18	3	14	1.4	0.025	0.03	0.001	0.002	0.007	18.55	3.15	14.35	1.36	0.107
		18	3	14	1.8	0.023	0.01	0.001	0.001	0.004	18.31	3.07	14.10	1.84	0.107
4 5 6	Ti	18	5	7	1.0	0.025	0.03	0.001	0.002	0.005	18.41	5.35	7.71	0.92	0.102
		18	5	7	1.4	0.026	0.01	0.001	0.009	0.003	18.29	5.40	7.15	1.39	0.116
		18	5	7	1.8	0.032	0.03	0.001	0.001	0.005	17.94	5.27	7.35	1.70	0.098
2 10 11	Mo	18	3	14	1.0	hereinbefore described									
		18	4	14	1.0	0.018	0.03	0.001	0.005	0.003	17.94	4.37	14.56	0.89	0.093
		18	5	14	1.0	0.036	0.02	0.001	0.007	0.004	17.90	5.27	14.28	0.89	0.089
4 9 11	Co	18	5	7	1.0	hereinbefore described									
		18	5	11	1.0	0.036	0.02	0.001	0.009	0.005	18.25	5.43	10.75	0.95	0.098
		18	5	14	1.0	hereinbefore described									
15		18	3	7	2.0	0.016	0.02	0.002	0.002	0.003	18.21	3.07	7.09	1.95	0.116

試料は前報⁽¹¹⁾と同様の方法で溶解製造し、2.0 mm 厚さの冷間圧延材に仕上げた。これら板材から電気抵抗測定用試験片を製作した。まず、板材から厚さ 0.5 mm、長さ 250 mm の短冊状板材を研削加工し、これより幅 0.5 mm の角形線材を剪断加工し、角をペーパーで若干落したあと、外径約 16 mm のコイル形状に線材を巻付加工し、加工の影響を除くために、この時点で 1093 K に 1.2 ks の溶体化処理を施してから、両端に各 2 本の Ni 線を点溶接して電気抵抗測定に供した。

溶体化および時効処理はすべて中性の塩浴中で行い、冷却は水冷とした。電気抵抗は電位差計法により、試料を液体窒素に浸漬して測定した。

III. 実験結果ならびに考察

1. 等時時効における抵抗変化

No.1, 3 および 10 合金について、等時時効を施したと

きの抵抗変化を Fig.1 に示す。等時時効は 603 K から 893 K まで、10 K おきに 600 s づつ加熱した。

No.3 および No.10 合金では時効の初期には緩やかな抵抗減少を示すが、700 K を過ぎたところで急激な抵抗減少に転ずる。この急激な抵抗減少も、780 K 付近では一旦停滞ぎみになったのち、No.10 合金では 820 K 付近より再び大きな減少を示し、870 K でほぼ最低値に達する。No.3 合金も 780 K 付近での停滞傾向を示したあとは No.10 合金とはほぼ同様な傾向を示すが、No.10 合金に比べてやや高温側にずれている。

No.1 合金は最初の緩やかな低下のあと、700 K を越えたところで、はやくも停滞ぎみとなるが、750 K 付近より急激な低下を示し、850 K で最低値に達したのち、逆に上昇に転じるといった傾向を示す。この上昇はオーステナイトへの逆変態によるものと思われる。

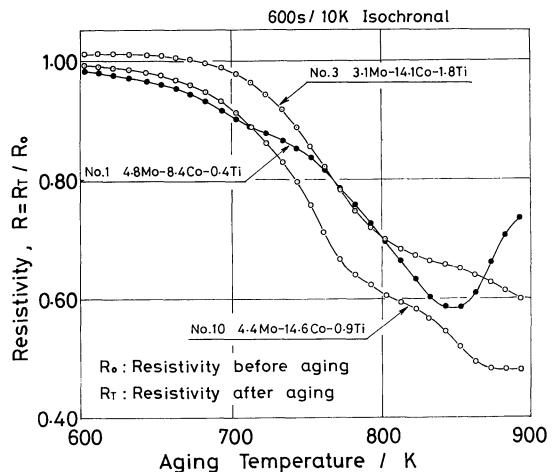


Fig.1 Electrical resistivity changes of No.1, 3 and 10 alloys in isochronal aging for 600 seconds at 10K interval.

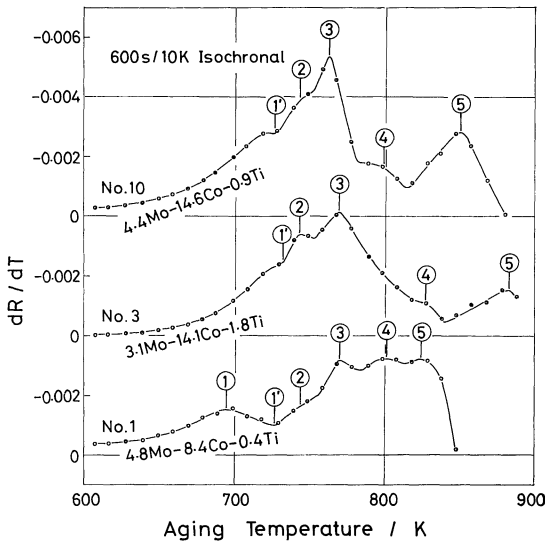


Fig.2 Temperature derivative curves of electrical resistivity changes shown in Fig.1.

ところで、No.3合金は670 Kまでは溶体化状態の抵抗値よりも高い値を示している。600 Kよりもっと低い温度で時効した場合に、抵抗が逆に増加する反応があるためであろう。Fe-Ni-Ti系のマルエージング鋼で認められているように、溶体化後の焼入によって凍結されたNi, Tiの短範囲規則化配列の崩壊に伴う抵抗増加と推定される⁽⁸⁾。

Fig.1に示した抵抗変化の温度微分曲線をFig.2に示す。No.1合金では図中に①で示すように、690 Kのところに最初のピークが認められる。これは、Fe, Ni, Coが関与する短範囲規則相ないしはNi rich zoneの生成によるものであろう⁽³⁾⁽⁴⁾⁽⁸⁾。続いて、750 K付近に②で示すように、微分値に若干のふくらみが認められたあと、770 Kに③で示すピークが認められる。

No.3およびNo.10合金ではNo.1合金の①に相当するピークは認められず、微分値は時効温度と共に増加(-dR/dTとして)するが、730 K付近では①'で示すように、やや停滞ぎみとなる。これはNo.1合金の①反応の終点として示される①'に相当しているように思われる。②、③の反応にもとづく抵抗変化が大きいため、短範囲規則化相ないしはNi rich zoneの生成が②、③の反応と重畳して明瞭に現われなかったことも考えられるが、それよりも、むしろ、後述するように、Tiの添加によって①の反応がかなり抑制されたものと思われる⁽⁹⁾。

ここで、②、③の反応を詳細に調べるために、Mo, Co, Ti含有量を系統的に変えた試料について等温時効を施して抵抗変化を求めた。等温時効は513 Kより20 Kおきに600 sずつ加熱し、③反応のピークが現われるまで行った。

Fig.3はCo 14%, Ti 0.9%にMoのみを3.1, 4.4, 5.3%と変えた試料について求めた抵抗変化の温度微分曲線を

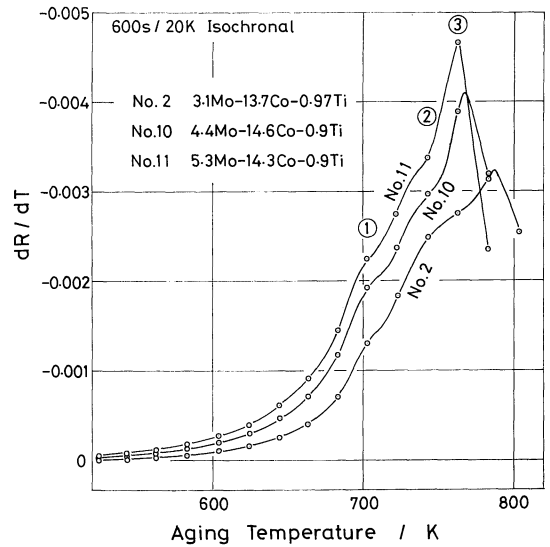


Fig.3 Temperature derivative curves of electrical resistivity changes of No.2, 10 and 11 alloys with various Mo contents in isochronal aging for 600 seconds at 20 K interval.

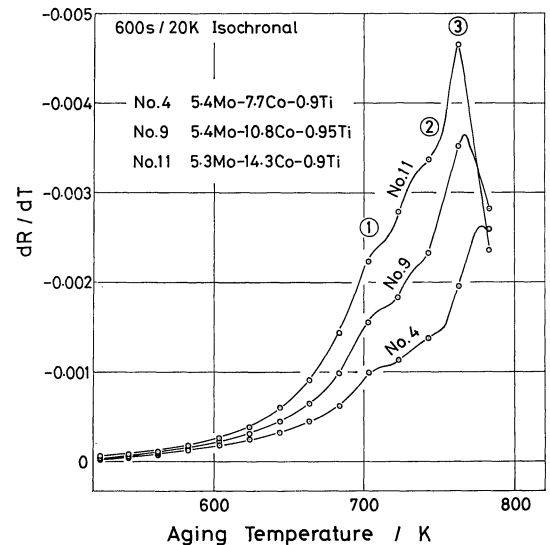


Fig.4 Temperature derivative curves of electrical resistivity changes of No.4, 9 and 11 alloys with various Co contents in isochronal aging for 600 seconds at 20 K interval.

示す。③ピークはMo含有量と共に増大し、かつピーク温度はMoの増加と共に若干低温側に移行する。②あるいは①の反応は明瞭ではないが、存在するにしても、Moによって影響を受けた徴候はほとんどないものと思われる。

Fig.4はMo 5.4%, Ti 0.9%にCoを7.7, 10.8, 14.3%と変えた試料について求めた抵抗変化の温度微分曲線である。Mo含有量を変化させた場合と同様に、Coの増加によっても③ピークは増大する。Fig.3に比べて、Fig.4においては650~700 Kの範囲で曲線の立ち上がりが大きくな

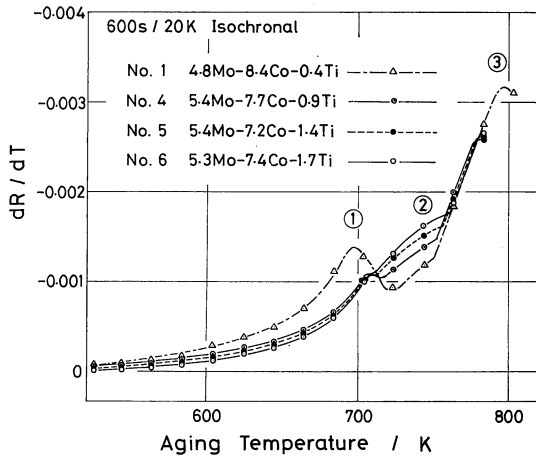


Fig.5 Temperature derivative curves of electrical resistivity changes of No.1, 4, 5 and 6 alloys with various Ti contents in isochronal aging for 600 seconds at 20 K interval.

っているので、Co の増加で②ピークの反応が促進されているものと推定される。

Fig.5 は Co 7.4%, Mo 5.4% に Ti のみ変化させた試料について求めた抵抗変化の温度微分曲線である。No.1 合金は Mo, Co が他の合金と若干異なっているけれども、Ti 含有量が最も低く、0.4% であるところから、比較対照試料として、同時に実験に供した。

①ピークは No.1 合金のみ高い値を示すが、他の合金においては小さく、合金による差はほとんど認められない。おそらく、Ti 含有量が 0.9% 以上になると、①ピークは抑制されるものと思われる。しかし、②反応に相当する 730~750 K でのふくらみは Ti 含有量と共に増加しているところから、②反応は Ti が関与した低温相、すなわち、 $Ni_3Ti(DO_3)$ 規則相の析出であろうと推定される。

③ピークは Fig.3 と 4 に示されるように、Mo と Co により強く影響されることから、緒言に述べた 18%Ni マルエージング鋼の低温時効相の析出によるもので、Mo rich zone の生成と推定される⁽¹⁾⁽⁹⁾⁽¹²⁾。

ところで、Fig.2 に示した⑤のピークは、結果は省略するが、Mo と Co によって増大するところから、高温時効相の析出、すなわち、 Ni_3Mo の析出によるものであろう。この⑤のピークは Ti 含有量の増加と共に高温側に移行する傾向を有していて、Ti の増加によって $Ni_3Ti(DO_{24})$ 相が優

先的に析出し、基地中の Ni 濃度が低下して、 Ni_3Mo の析出が難しくなるためであろうと考えられる⁽⁹⁾。したがって、Fig.2 に示した④ピークは $Ni_3Ti(DO_{24})$ 相の析出と推定される⁽⁸⁾。

2. 等温時効における抵抗変化

Fig.6 に No.1 合金を等温時効した場合の抵抗変化を示す。733 K までは、抵抗値が 0.65 前後に達したところで、やや停滞する傾向を示す。733 K 以上の温度で時効した場合には、この停滞傾向は認められず、長時間側で抵抗は増加する。これは逆変態によって生成するオーステナイトの析出によるものであろう。

Fig.7 は No.7 合金についての結果である。低温側の時効において、抵抗値 0.7 付近のところで No.1 合金の場合と同様に停滞傾向を示す。しかも、その傾向は No.1 合金に比べて、やや顕著である。

Fig.8 と 9 は No.1 と 7 合金の等温時効における抵抗変化を対数時間で微分した結果である。Fig.8 に示す No.1 合金の結果では、低温側の時効において 3 段階の変化が認められる。Fig.2 の結果から、この 3 段階の変化はそれぞれ①、②、③の反応に相当するものと考えられる。したがって、ピークは低温時効相としての Mo rich zone の析出にもとづくものであろう。この 3 段階の変化も、713 K 以上になると不明瞭になる。また、ピークも 733 K までは、ほぼ一定の微分値を示すが、753 K 以上になると急速に増大するようになる。

Fig.9 に示す No.7 合金の結果では、No.1 合金のように、低温側の時効において 3 段階の変化は認められず、ピーク値が高温側で増大する傾向もない。むしろ、ピーク値は温度と共に漸減する傾向を示す。

No.1 合金におけるピーク値が高温側で急速に増大するのは、Fig.2 からわかるように、④、⑤反応に相当する

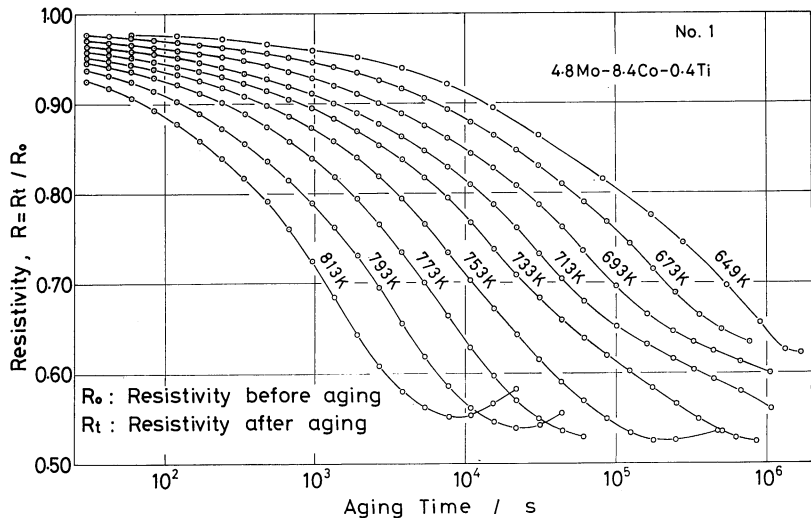


Fig.6 Electrical resistivity changes in isothermal aging of No.1 alloy.

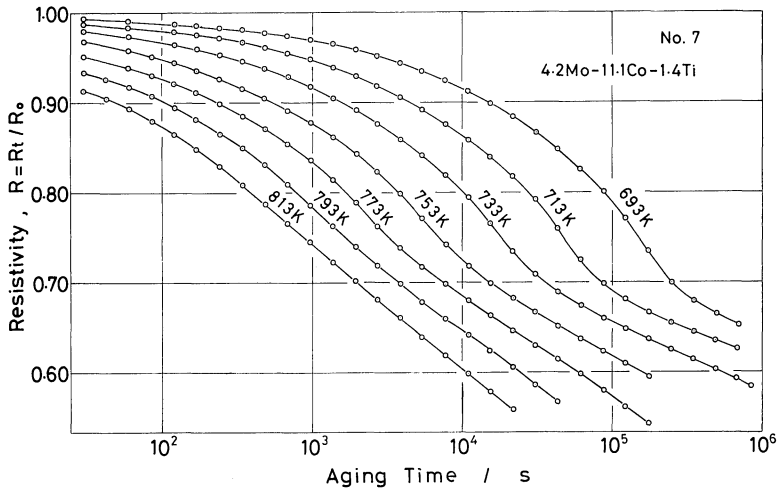


Fig. 7 Electrical resistivity changes in isothermal aging of No. 7 alloy.

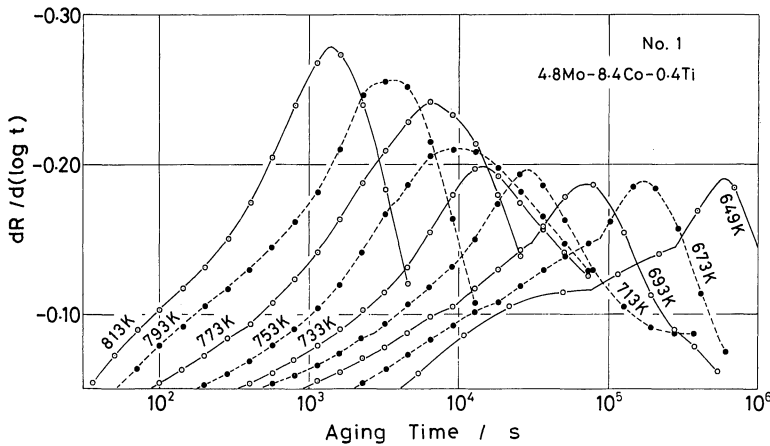


Fig. 8 Logarithmic time derivative curves of electrical resistivity changes in isothermal aging of No. 1 alloy shown in Fig. 6.

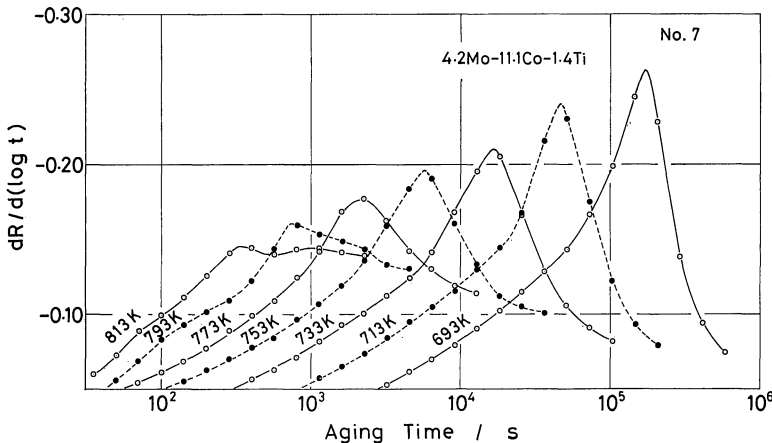


Fig. 9 Logarithmic time derivative curves of electrical resistivity changes in isothermal aging of No. 7 alloy shown in Fig. 7.

析出が③反応に比較的接近しているため、753 K 以上では、これらの析出が重畳してピークの増大を招いたものと思われる。

No. 7 合金では、Ti 含有量が No. 1 合金に比して高く、⑤反応はもちろん、④反応も③の反応と離れていて、これらが重畳せず、No. 1 合金のように高温側でピークの増大傾向を示さなかったものと考えられる。

Fig. 10 は Co, ないしは Mo の異なる合金を 753 K で等温時効し、その時の抵抗変化を対数時間で微分した結果である。No. 4, 9, 11 合金は Mo 5.3~5.4%, Ti 0.9% に Co を 7.7, 10.8, 14.3% と変化させたもので、Co の増加に伴ってピークは増大している。No. 11 合金から Mo を約 2% 減じた No. 2 合金では、ピーク値は Co の少ない No. 4 合金とほぼ同程度の値を示すが、時効時間が 10^8 s のところでは No. 4 合金よりはるかに高い値を示して、ピークに達する以前に②反応としての $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{DO}_3)$ 規則相が生成していることを示唆している。しかも、Fig. 10 に示した No. 2 と No. 4 合金の抵抗微分曲線から分かるように、Co は Mo に対してと同様に、Ti の低温時効相の析出に対しても、これを促進させる効果を有しているといえる。もっとも、この結果から、②ピークの反応だけが促進されているとは断定できないが、先に述べたように、Ti 含有量が 0.9% 以上では①ピークの反応は抑制されていると考えられるので、この場合は Ti の低温時効相が Co によって促進されているとみるべきであろう。

3. 時効反応の活性化エネルギー

いくつかの合金について、713 K で等温時効を施し、抵抗変化の微分値から得られるピーク値と、化学成分の関係を求めると、Fig. 11 に示すように、ピーク値は Mo と Co に強く支配されていて、Ti の影響はほとんど見受けられない。したがって、ピークは主に Mo rich zone の析出にもとづいて生じているものと考えられる。

抵抗微分値がピークに達するまでの時効時間は①、②の反応によっては影響されず、Mo rich zone の析出反応に

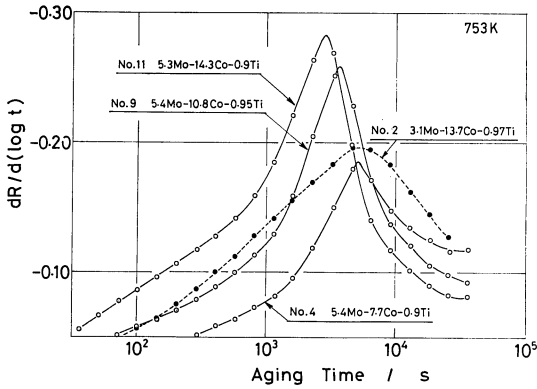


Fig.10 Logarithmic time derivative curves of electrical resistivity changes in isothermal aging at 753 K of No.2, 4, 9 and 11 alloys.

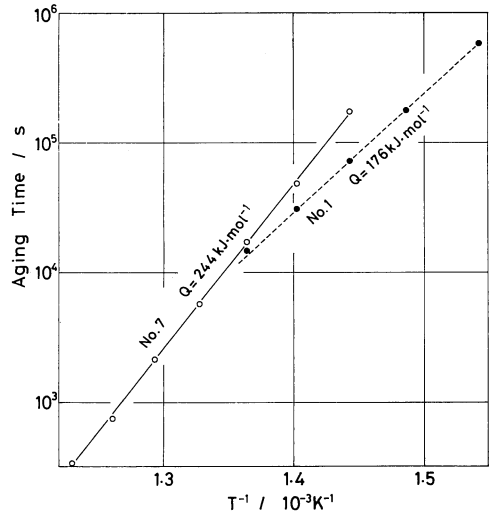


Fig.12 Arrhenius plots constructed from peak values in logarithmic time derivative curves of electrical resistivity changes shown in Figs.8 and 9.

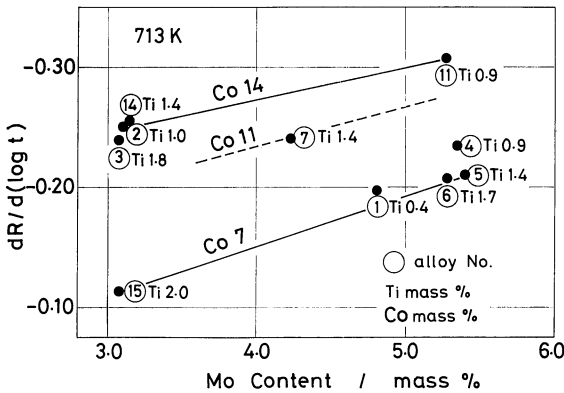


Fig.11 Relationship between chromium, molybdenum and titanium in chemical composition and peak values in logarithmic time derivative curves of electrical resistivity changes of the alloys isothermally aged at 713 K.

のみ支配されるものと仮定すれば、このピークに達するまでの時効時間は抵抗変化を規格化したときの中央値に相当した時効時間とみなすことができる。Fig.8と9から、③ピークに相当する時効時間の対数を時効温度の逆数に対してプロットすると、Fig.12に示すように、良好な直線関係が得られる。もっとも、No.1合金を753 K以上の温度で時効した場合には、ピークは④、⑤反応の影響を強く受けているので、これを除外した。これらの直線から、見掛けの活性化エネルギーを求めると、No.1合金では176 kJ/mol、No.7合金では244 kJ/molとなる。Mo rich zoneの析出にもとづく、いわゆる、低温時効反応の活性化エネルギーは150 kJ/mol程度といわれているので⁽¹⁾⁽²⁾⁽⁴⁾、本実験で求めた値は明らかに高い値を示している。特に、Tiの多いNo.7合金では、かなり高い値を示した。このことから、低温時効相析出の活性化エネルギーは多分にTiの影響が考えられる。そこで、Ti含有量の異なるいくつかの合金について同様な等温時効を施し、得られた抵抗変化の微分曲線から、各時効温度における微分値がピークに達するまでの時効時間について、アレニウスプロットを求め

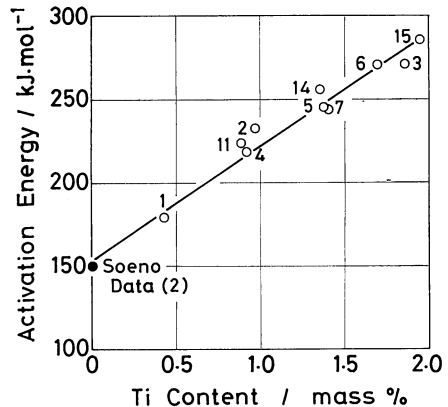


Fig.13 Relationship between titanium content and activation energies obtained from the peak values in logarithmic time derivative curves of electrical resistivity changes of various alloys.

ると、いずれも良好な直線関係が得られ、これから活性化エネルギーを求め、それをTi含有量で整理すると、Fig.13に示すように、Ti含有量の増加と共に活性化エネルギーはほぼ直線的に増加した。この直線をTi含有量0%まで外挿すると、その値は150 kJ/molとなり、従来求められている値と一致する。

ところで、抵抗微分値がピークに達するまでの時効時間は①、②反応によって影響されないと仮定したが、この点を明確にしておかなければならない。Fig.13の活性化エネルギーを求めるために用いた抵抗微分値の等温時効曲線において、Co含有量の高い合金では、微分値がピークに達する途上でややふくらみが認められた。これはTi低温相の析出がCoによって促進され、その結果現われたものと考えられる。Co含有量の低いものでも、時効温度が低い場合には、Fig.8に示すNo.1合金のように、やはり

Ti 低温相の析出に伴ってふくらみが認められた。これらのふくらみは Mo rich zone の析出のピークよりもかなり以前に起っていて、ピークに達するまでの時効時間は見掛上、Ti 低温相の析出によって影響されたとは考えられない。Fig.11 において、抵抗微分値のピークは Mo と Co に強く支配されていて、Ti の影響がほとんど見受けられないことも、このことを裏付けているものと思われる。また、①の反応は Ti 低温相の析出よりも、もっと以前に起っており、かつ、Ti 含有量が 0.9% 以上の合金では①の反応は抑制されているので、抵抗微分値がピークに達するまでの時効時間に、この①反応が影響を及ぼしているとは考えられない。以上のことから、Mo rich zone の析出に要する活性化エネルギーは、Ti の添加によって本質的に増大するものと思われる。

Mo rich zone の析出は転位、そのほかの格子欠陥を媒介として起るといわれているが⁽¹⁾⁽²⁾⁽¹³⁾、Ti を含有する場合は、Mo rich zone よりもさきに Mo の析出 site に Ti の低温相が析出するために、Mo の析出は困難になり、これがポテンシャル障壁となって、Ti 含有量と共に活性化エネルギーの増大を招くものと考えられる。

IV. 結 論

Ti を含む 18%Ni マルエージング鋼の時効に伴う析出挙動を液体窒素温度における電気抵抗の測定によって調べた結果、次のことが判明した。

(1) Ti の多い合金では、低温側の時効で、時効の初期に焼入によって凍結された Ni, Ti 短範囲規則配列の崩壊による抵抗の増加が起る。

(2) Ti の少ない合金では、690 K 付近に Fe, Ni, Co が関与する短範囲規則相、ないしは、Ni rich zone の生成による抵抗減少が認められるが、Ti の増加に伴ってこの析出反応は抑制され、不鮮明になる。

(3) 等時時効において、740 K 付近で Ti 低温相 [Ni₃Ti (DO₃) 規則相] の析出が起る。引続いて、770 K 付近で Mo が関与する低温相 (Mo rich zone) が析出して来る。

(4) 高温側では、Mo rich zone の析出に引続いて、Ti が関与する高温相 [Ni₃Ti (DO₂₄) 相] が析出して来る。そのあと、Ni₃Mo の高温相が析出して来るが、この Ni₃Mo は Ti の添加によって高温側に移行する傾向を示す。

(5) Co は Ti の存在下においても、依然として Mo rich zone の析出を促進すると同時に、Ti 低温相の析出に対しても促進効果を示す。

(6) Mo rich zone の析出に要する活性化エネルギーは Ti 含有量の増加と共に増大する傾向を示す。これは Ti 低温相の析出と密接な関係がある。

終りに、試料の溶解、製造に多大の御協力を賜った三菱製鋼(株) 井上正文、坂下修一の両氏に深甚なる謝意を表します。

文 献

- (1) D.T.Peters and C.R.Cupp : Trans. TMS-AIME, **236**(1966), 1420.
- (2) 添野 浩, 黒田哲郎: 鉄と鋼, **55**(1969), 1243.
- (3) 添野 浩: 日本金属学会誌, **39**(1975), 528.
- (4) 高木節雄, 徳永洋一: 日本金属学会誌, **44**(1980), 696.
- (5) 岡田康孝, 遠藤 丈, 仲山 剛: 鉄と鋼, **69**(1983), 703.
- (6) 清水謙一, 岡本尚機: 日本金属学会誌, **35**(1971), 204.
- (7) G.W.Tuffnell and R.L.Cairns : Trans. ASM, **61**(1968), 798.
- (8) 添野 浩: 日本金属学会誌, **39**(1975), 1059.
- (9) 高木節雄, 筋田康稔, 徳永洋一: 日本金属学会誌, **45**(1981), 1101.
- (10) F.R.Morrall : Cobalt, **21**(1963), 190.
- (11) 浅山行昭: 日本金属学会誌, **46**(1982), 1081.
- (12) D.T.Peters : Trans. TMS-AIME, **239**(1967), 1981.
- (13) 徳永洋一, 森重光之: 日本金属学会誌, **43**(1979), 834.