

## 技術論文



## Technical Paper

# Ni-Cr-Mo 合金の電気抵抗特性におよぼす成分、冷間加工および熱処理の影響

中村優樹\*<sup>1</sup>, 小柳禎彦\*<sup>2</sup>

## Effects of Composition, Cold Working and Heat Treatment on Electrical Resistivity Properties of Ni-Cr-Mo Alloys

Yuki NAKAMURA and Yoshihiko KOYANAGI

### Synopsis

*It is known that the electrical resistivity of Ni-Cr alloys, which have long been widely used as high resistivity materials and thermoelectric materials, significantly changes due to the formation and disappearance of short range order (SRO). On the other hand, the electrical resistance properties of Ni-Cr-Mo alloys have rarely been considered because it would not be important for structural materials. In this study, the effects of composition, cold working and heat treatment on the electrical resistance properties of Ni-Cr-Mo ternary alloys are investigated in systematic and following conclusions can be made.*

- 1) Ni-Cr-Mo ternary alloys show the characteristic electrical resistance curve indicating a maximum of around 500 °C to 600 °C due to the formation and disappearance of the SRO similar to Ni-Cr binary alloys.*
- 2) The electrical resistivity of Ni-Cr-Mo ternary alloys decreased with an increase of the cold working rate. The decrease in electrical resistivity with cold working is a characteristic of alloys that form SRO, and it is thought that the decrease in electrical resistivity is due to the disappearance of the SRO by cold working.*
- 3) The electrical resistivity of Ni-Cr-Mo alloys is highly dependent on the thermal history. The formation of SRO by annealing increases the electrical resistance, while the formation of long range order (LRO) by longer heat treatment significantly decreases the electrical resistance.*

## 1. 緒言

一般に、純金属や全率固溶の合金の電気抵抗は、温度の上昇に伴い線形的に単調に増加する。これは、温度の上昇に伴う原子の熱振動に起因して、電子の散乱が生じるためである。一方、古くから電熱材料や精密抵抗材として広く用いられてきた Nichrome (Ni-20 ~ 30 at%Cr 合金) の電気抵抗は、500 °C ~ 600 °C 辺りで滞留する特徴的な挙動を示す<sup>1), 2)</sup>。この電気抵抗の異常性は、K- 状

態あるいは K- 効果として古くから知られており、短範囲規則 (Short Range Order : SRO) の生成と消失に起因するものと考えられてきた<sup>1)</sup>。Ni-Cr 二元系合金の Ni<sub>2</sub>Cr (oP6 規則構造) の規則 - 不規則転移温度 ( $T_c$ ) は 580 °C 付近である<sup>2), 3)</sup>。一般的には、規則格子を形成する固溶体合金は、規則格子が形成されると、固溶元素によって格子の周期性が乱れた状態から規則性を有する状態に変化するため、電気抵抗は低下する<sup>4)</sup>。しかし、実際には、Ni<sub>2</sub>Cr 長周期規則 (Long Range Order : LRO) の前駆

2021年10月13日 受付

\* 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

\* 2 大同特殊鋼(株)技術開発研究所, 工博 (Dr. Eng., Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

段階として、SROが生成する。SROが生成するとLROの場合とは異なり、逆に電気抵抗が増加する。筆者らの知る限りにおいては、SROの生成によって電気抵抗が増加する理由は、明確になっていないものの、SROと固溶体との間に生じる逆位相境界にて電子の散乱が生じることなどが考えられる。Nichromeを低温から徐々に温度を上昇させながら電気抵抗を測定した場合、 $T_c$ 未満の温度範囲では、原子の熱振動の影響に加えて、昇温中のSRO生成によって電気抵抗が増加する。ところが、温度を上げ続けて $T_c$ 直下の温度域に達すると、SROの存在量は低下しはじめ、最終的には $T_c$ 以上の温度に達してSROが完全に消滅するため、電気抵抗は低下する。結果として、 $T_c$ 付近で電気抵抗-温度曲線が滞留することになる。Nichromeは、電気抵抗の高い材料として、高抵抗材などに使われているが、その電気特性の発現にはSROが大きく寄与していると考えられる。

Ni-Cr合金にMoを添加したNi-Cr-Mo合金は、耐食性、耐熱性に優れる構造材料として広く実用されており、C-22、C-276、Hastelloy S、Alloy242、Alloy625など数多くの合金がこれまでに開発されてきた<sup>5), 6)</sup>。これらの合金もNi-Cr合金と同様に特異な電気抵抗特性を有することが予想されるが、その電気抵抗がこれまで注目されることは少なかった。しかし、近年、自動車の電動化などによって、例えば、抵抗器用の高抵抗材であったり、高出力モータの漏れ磁束によって発生する渦電流による発熱を低減するための被覆材料としての使用の可能性が高まっている。そこで、本研究では、Nichrome (Ni-20 ~ 30 at%Cr合金)の組成範囲であるCr+Mo  $\leq$  30 at%でMo/Cr比を変動させたNi-Cr-Mo合金の電気特性と成分の関係について調査を行った。さらに、先行調査にて、Mo/Cr比が高いほど電気抵抗が高くなる傾向が確認されたことを加味し、高Mo/Cr比の実用合金であるAlloy242を対象として、種々の熱処理を施し電気抵抗の変化挙動について調査を行った。

## 2. 実験方法

### 2. 1 供試材

Table 1に本実験で用いた供試材の代表的な化学成分を示す。Fig. 1にNi-Cr-Mo三角図状に供試材の位置付けを示す。まず、電気抵抗と成分および冷間加工の影響について系統的に調査するため、CrとMoの総量を25 at%と30 at%として、CrとMoの比率を変化させた7鋼種の供試材を準備した。供試材は真空誘導炉で溶解

し、30 kgの鋼塊を作製した。作製した鋼塊は1200  $^{\circ}$ C  $\times$  24 hの均質化熱処理を施した後、熱間鍛造にて厚さ20 mmの板形状に加工し、さらに熱間圧延にて厚さ12 mmに加工した。その後、1100  $^{\circ}$ C  $\times$  1 h空冷の溶体化処理を施した。溶体化処理後、研削加工によって厚さを10 mmに調整した後、冷間圧延によって、厚さ8, 6および4 mmに加工し、冷間加工率を20, 40および60%とした。

熱処理影響の調査は、実用鋼種の中で、Mo/Crが高いAlloy242相当材を供試材として用いた。Alloy242相当材の化学組成もTable 1に合わせて示す。Alloy242は、真空誘導炉で溶解し、30 kgの鋼塊を作製した。作製した鋼塊は1200  $^{\circ}$ C  $\times$  16 hの均質化熱処理を施した後、 $\phi$ 30 mm丸棒形状まで熱間鍛造を行った。丸棒に加工後、1100  $^{\circ}$ C  $\times$  1 hの溶体化処理を施し、水冷 (Water Quenching : WQ)、空冷 (Air Cooling : AC) および炉冷 (France Cooling : FC) の種々の冷却速度で冷却した。さらに、WQ材については、その後、種々の温度、時間で追加の焼なましを行い、電気抵抗の変化を調査した。

Ni-Cr-Mo系三元系合金の析出挙動および平衡状態図の作製については、永島ら<sup>7), 8)</sup>やTurchi<sup>9)</sup>らによって報告がなされている。永島らによると、Ni-Cr-Mo三元系状態図においてNi-13Cr-19Mo(at%)の成分付近でoP6相Ni<sub>2</sub>(Cr, Mo)(Pt<sub>2</sub>Mo型規則相)がisland上に存在しており、その $T_c$ 温度は、Ni<sub>2</sub>Cr合金における580  $^{\circ}$ Cから約200  $^{\circ}$ C程度上昇しており800  $^{\circ}$ Cを超える。oP6相のisland領域をTable 1に模式的に示す。Cr+Mo量が30 at%を超え、oP6相生成領域よりも高Cr, Mo領域とするとP相が容易に析出することが予想される。Ni-Cr, Ni-Cr-Mo合金において高い電気抵抗を発現するためには、 $\gamma$ 母相中に多量のCr, Moを固溶させつつSRO (oP6相)を生成させることが好ましいと考えられる。したがって、 $\gamma$ +SRO (oP6相)の二相組織となると考えられるCr+Mo  $\leq$  30 at%の範囲で成分設計を行っている。

SROを形成する合金の電気抵抗は組成以外に熱履歴の影響も強く受ける。Nichromeにおいては、溶体化処理後急冷した材料を、SRO生成温度域で恒温保持すると7%程度の電気抵抗の増加がみられることが報告されている<sup>1)</sup>。一方で、熱処理条件によっては、SROからLROへ変化して電気抵抗が低下する。電気抵抗におよぼす熱処理の影響については、より実用的な応用を想定して、Alloy242を用いて調査を実施した。Alloy242は、先行研究における高Mo/Cr比合金Ni<sub>0.75</sub>(Cr<sub>0.33</sub>Mo<sub>0.66</sub>)<sup>0.25</sup>に近い化学組成を有しており熱処理条件の最適化により高い電気抵抗の発現が期待される。一方で、工業的には

時効析出型の合金としても認知されており、650℃程度の温度域で時効熱処理を行うことで、粒内に微細なLRO (oP6相)を析出させ、優れた強度特性を発現させることが可能である。

Table 1. Chemical composition of specimens.

Cr+Mo (at%)	Species	Composition (at%)			Ratio
		Ni	Cr	Mo	Mo/Cr
25	$Ni_{0.75}(Cr_{0.8}Mo_{0.2})_{0.25}$	bal.	19.7	4.9	0.25
	$Ni_{0.75}(Cr_{0.66}Mo_{0.33})_{0.25}$	bal.	16.6	8.24	0.50
	$Ni_{0.75}(Cr_{0.5}Mo_{0.5})_{0.25}$	bal.	11.9	12.4	1.04
	$Ni_{0.75}(Cr_{0.33}Mo_{0.66})_{0.25}$	bal.	8.17	16.5	2.02
	$Ni_{0.75}(Cr_{0.2}Mo_{0.8})_{0.25}$	bal.	4.96	20.1	4.05
30	$Ni_{0.7}(Cr_{0.8}Mo_{0.2})_{0.3}$	bal.	24.0	5.88	0.25
	$Ni_{0.7}(Cr_{0.5}Mo_{0.5})_{0.3}$	bal.	14.8	14.8	1.00
26	Alloy242	bal.	9.7	16.5	1.70

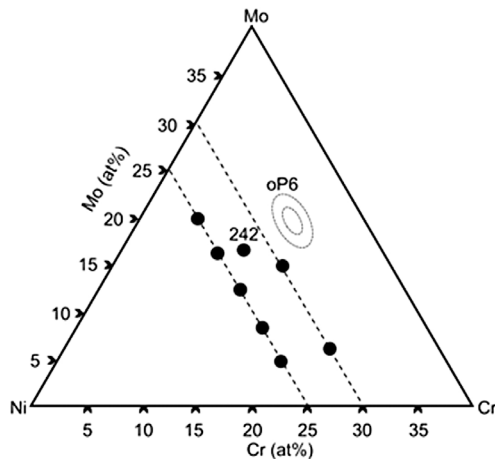


Fig. 1. Chemical composition of specimens in Ni-Cr-Mo system.

## 2. 2 試験方法

得られた供試材について、ピッカース硬さ測定を行った。また、各試料の厚さ中心位置から3×3×80mmの試料を圧延方向と水平方向に切り出し、四端子法を用いて電気抵抗測定を行った。Alloy242の丸棒については、1/4直径相当位置から切り出しを行った。電気抵抗はArガスフロー雰囲気にて20℃から10℃/minで昇温を行い、50℃または100℃おきに各測定温度で5min恒温保持した後、最高で900℃まで加熱を実施して測定を実施した。

## 3. 結果および考察

### 3. 1 ミクロと硬さ

Fig. 2に溶体化処理状態および60%冷間圧延後の硬さを示す。溶体化処理状態ではいずれの合金も200HV以下である。溶体化処理状態の供試材を60%冷間加工するといずれの合金も加工硬化によって、500HV程まで硬さが向上した。MoはCrと比較して、Niとの原子サイズの差が大きく固溶強化能が大きいいため、溶体化処理状態、冷間加工後ともにMo/Crが高い程、硬さが大きい。

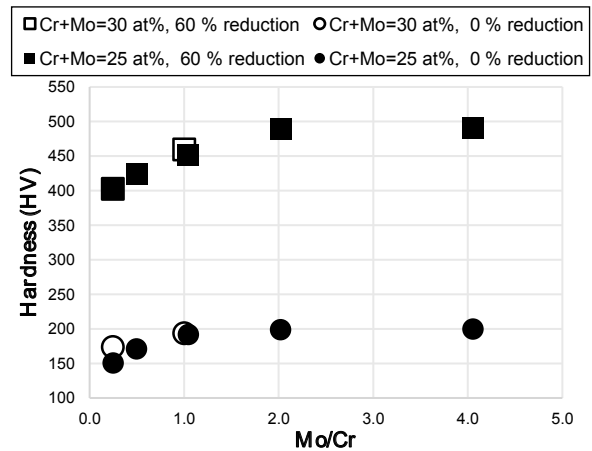


Fig. 2. Vickers hardness as a function of Mo/Cr and cold working reduction.

### 3. 2 電気抵抗と温度、成分の関係

Fig. 3に各供試材の体積抵抗率と温度の関係を示す。いずれの合金も温度の上昇に伴い、なだらかに体積抵抗率が増加する。500℃付近に変曲点が存在し、電気抵抗の増加率が上昇し、550℃から600℃で電気抵抗が最も高くなる。その後、さらに温度を上昇させると体積抵抗率は低下してゆく。この一連の電気抵抗の変化挙動は、Nichromeと類似しており、Ni-Cr-Mo合金についてもNi-Cr合金と同様にSROの形成と消失による特異な電気抵抗の変化挙動を発現していると考えられる。つまり、温度の上昇に伴って、熱振動と昇温中のSROの形成の影響により電気抵抗が徐々に増加する。500℃から550℃付近で急速にSROの形成が進行することで、より顕著に電気抵抗が増加し、600℃を超えると、SROから不規則相への転移、あるいはSROからLROへの変態が生じて、電気抵抗が低下しているものと考えられる。最もMo比率の高い $Ni_{0.75}(Cr_{0.2}Mo_{0.8})_{0.25}$ 合金については、600℃から700℃にかけて、その他の供試材に比べて著

しい電気抵抗の低下が確認される。これは、LROの形成が顕著に起きたものと予想され、Mo/Cr比の増加に伴いLROの形成速度が増加することを示していると考えられる。その後、800℃まで昇温するとLROが再度不規則化するために電気抵抗は増加する。Verma<sup>10), 11)</sup>らは、Ni<sub>2</sub>Crの化学量論組成の合金についてNi<sub>2</sub>Crから最大Ni<sub>2</sub>(Cr<sub>0.5</sub>Mo<sub>0.5</sub>)までMo量を変化させ、昇温速度5℃/minで昇温した場合の電気抵抗の変化について調査している。Vermaらの報告でもNi<sub>2</sub>(Cr<sub>0.63</sub>Mo<sub>0.37</sub>)以上にMoを高めるとLROの生成に伴う急激な電気抵抗の低下が確認されており、今回の結果とも一致する。

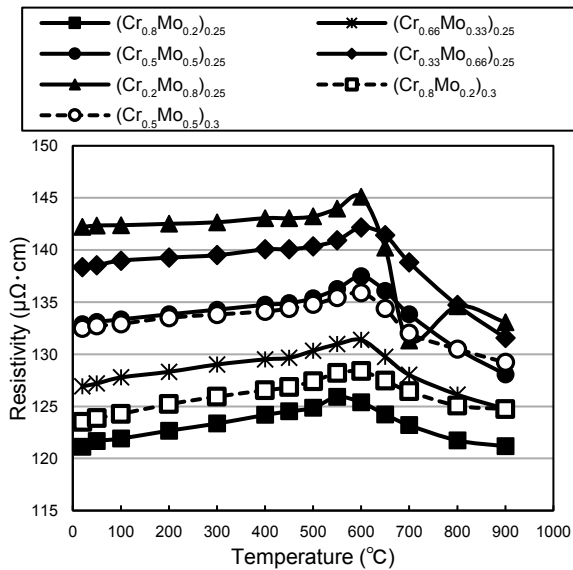


Fig. 3. Change in resistivity from at 20 °C to 900 °C.

Fig. 4に供試材の中で最もMo/Cr比が小さいNi<sub>0.75</sub>(Cr<sub>0.8</sub>Mo<sub>0.2</sub>)<sub>0.25</sub>およびNi<sub>0.7</sub>(Cr<sub>0.8</sub>Mo<sub>0.2</sub>)<sub>0.3</sub>の電気抵抗をそれぞれ基準とした、Cr+Mo量ごとの20℃と900℃における電気抵抗とMo/Cr比の関係を示す。いずれの温度においても供試材の電気抵抗は、Mo/Crの比率の増加に伴い体積抵抗率が増加する。Fig. 3に示す通り、Ni<sub>0.75</sub>(Cr<sub>0.2</sub>Mo<sub>0.8</sub>)<sub>0.25</sub>の600℃以上の急激な電気抵抗の低下を除けば、各供試材の電気抵抗の大小関係は、いずれの温度においても変わらない。しかし、Fig. 4に示す通り、それぞれの温度の電気抵抗増加のMo/Cr依存性は異なり、900℃に比べて20℃における電気抵抗の増加の傾きが大きい。溶体化処理後の20℃においては、冷却過程(AC)で生成したSROとγ母相の二相状態となっており、900℃においては、不規則化によりSROは消滅しγ単相となっていると考えられる。したがって、900℃における電気抵抗とMo/Crの関係は、固溶元素をCrからMoに置換した場合のγ相の格子ひずみの差による電気抵抗の影響と考えられる。一方、SRO

が形成していると考えられる20℃における電気抵抗とMo/Crの関係は、γ相中の固溶元素の置換に加えて、SROの形成量もしくは、SROの原子配列におよぼすCrからMoへの元素置換の影響を反映したものとなっていると考えることができる。つまり、Fig. 4における20℃と900℃における電気抵抗の変化量の差分が、SROにおよぼすMo/Crの影響と考えられる。具体的には、Cr+Mo=25 at%の供試材の場合、Ni<sub>0.75</sub>(Cr<sub>0.8</sub>Mo<sub>0.2</sub>)<sub>0.25</sub>を基準として20℃における電気抵抗はMo/Crの増加に伴って増加し、最大で約21 μΩ·cm増加している。一方で、900℃においては最大で約12 μΩ·cmの増加にとどまる。この電気抵抗の増加量の差分である約9 μΩ·cmはMo/Cr比を0.25から4.05まで増加させた場合に、SRO(oP6相)中のMo/Cr比率の変化あるいはSROの形成量の変化に伴って生じたと考えられる。

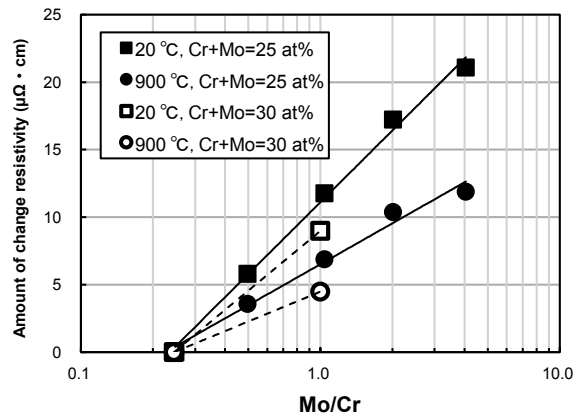


Fig. 4. Relationship between resistivity at 20 °C and 900 °C and Mo/Cr.

### 3. 3 電気抵抗と冷間加工の関係

Fig. 5に各供試材の電気抵抗と冷間加工率の関係を示す。いずれの供試材も冷間加工率の増加に伴い体積抵抗率が低下している。体積抵抗率の低下挙動については組成による明確な差異は確認されない。一般的に、金属の体積抵抗率は、ひずみの増加に伴い増加するため、冷間加工によって体積抵抗率が低下する挙動は特異な現象である。冷間加工による体積抵抗率の低下現象は、Ni-Cr合金でも見られる特徴的な挙動の一つであり、冷間加工によって短範囲規則相が消滅するためと考えられている<sup>1)</sup>。冷間加工率を60%まで増加させても連続的に電気抵抗は低下し続けていることから、冷間加工率60%の状態でもSROは残存しているものと考えられる。Fig. 6に各供試材の溶体化処理後の状態から60%冷間加工した時の電気抵抗の低下量を示す。Mo/Crの増加に伴い電気抵抗の低下量が大きい傾向にあるが、絶対量の差は、最

大で  $2 \mu\Omega \cdot \text{cm}$  程度と比較的小さい。冷間加工による電気抵抗の低下が、SROの消滅によるものであり、Mo/Crの増加に伴い、SROの存在量に差が生じているとした場合、冷間加工による電気抵抗の低下挙動には、Mo/Crの依存性が大きくなると考えられる。しかし、実際は Fig. 4 にて、 $20^\circ\text{C}$  と  $900^\circ\text{C}$  の電気抵抗の差として考えた SRO の影響による電気抵抗増加の Mo/Cr 依存量よりもその値は小さい。したがって、SRO に起因した Mo/Cr の増加に伴う電気抵抗の増加は、SRO の形成量の増加ではなく、SRO 中の原子配列の変化に主に起因していると考えられる。このことは、電気抵抗が、Cr+Mo の総量より Mo/Cr の影響を強く受けている結果とも一致する。Fig. 1 に示すように、oP6 相は、供試材よりも高 Cr, Mo の化学組成を中心として生成する。したがって、当然のことながら、同じ Mo/Cr であれば、Mo+Cr 量が多い程、SRO (oP6) 量も増加すると考えられる。しかし、実際は、Mo+Cr 量よりも Mo/Cr の影響が大きい。これは、少なくとも溶体化処理後の空冷中に生成する SRO の量におよぼす組成の影響は小さいことを示していると考えられる。

### 3. 4 電気抵抗と熱処理の関係

Ni-Cr-Mo 合金の電気抵抗特性の調査結果から、電気抵抗に Mo/Cr が大きな影響をおよぼすことが判明した。一方で、電気抵抗と温度の関係から、SRO の形成挙動には、温度依存性があり、熱処理条件によっても電気特性が大きく変化すると予想される。Alloy242 は 1990 年代初期にガスタービン用として開発された Ni-Cr-Mo 合金で、熱膨張係数を小さくする目的で多量の Mo が添加されている。さらに、 $550^\circ\text{C}$  から  $750^\circ\text{C}$  程度の温度範囲で時効熱処理を施すことで  $\text{Ni}_2(\text{Cr}, \text{Mo})$  を析出させて強度の向上を図ることが可能であり、SRO, LRO に関する研究も行われているが<sup>12), 13)</sup>、その使用用途から電気抵抗に関する報告は少ない。電気抵抗と熱処理の関係については、Alloy242 相当材を用いて調査を実施した。Fig. 7 に  $1100^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$  後、WQ, AC および FC した Alloy242 の電気抵抗と温度の関係を示す。冷却速度が遅いほど室温における電気抵抗は増加しており、炉冷材は水冷材に比べて約  $8 \mu\Omega \cdot \text{cm}$  電気抵抗が増加している。これは、冷却速度が遅いほど、冷却中に SRO の形成が進んだためと考えられる。冷却速度の違いは、温度の上昇に伴う電気抵抗の変化挙動にも影響をおよぼす。冷却速度が速く、SRO の形成が最も軽微であると考えられる水冷材は、空冷、炉冷材と比較して、 $400^\circ\text{C}$  から  $600^\circ\text{C}$  にかけて急激に電気抵抗が増加している。このことから、SRO

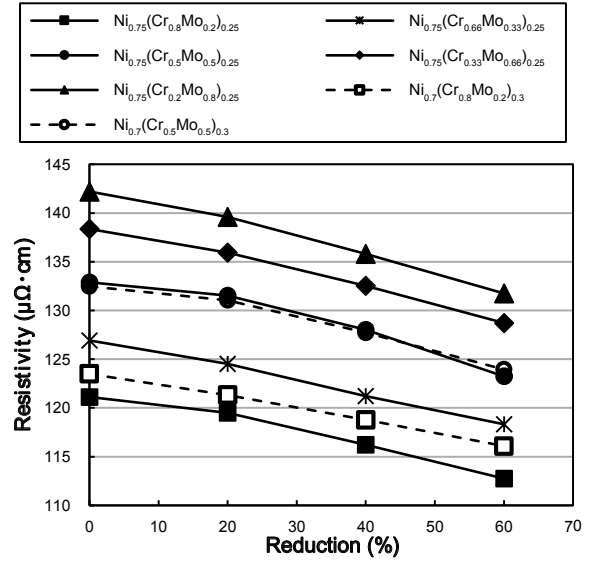


Fig. 5. Relationship between resistivity and cold working reduction.

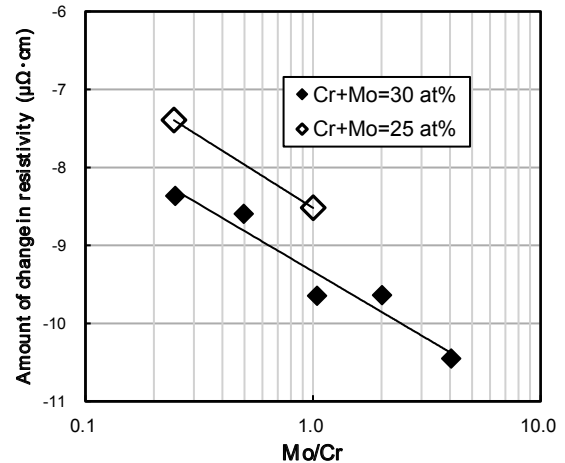


Fig. 6. Relationship between the amount of decrease in resistivity due to 60% cold working and Mo/Cr.

の形成は  $500^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$  近傍で最も早く進行すると考えられる。一方、最も冷却速度が遅く、初期状態で SRO が十分に形成していると考えられる炉冷材については、水冷材のような電気抵抗増加の変曲点は確認されず、 $500^\circ\text{C}$  で電気抵抗が最大になるまで線形的に電気抵抗が増加している。また、炉冷材は、空冷材および水冷材が  $600^\circ\text{C}$  にて電気抵抗が最大に達するのに対して、 $500^\circ\text{C}$  で最大に達しており、 $600^\circ\text{C}$  では、電気抵抗の低下が確認される。空冷材および水冷材は  $600^\circ\text{C}$  において、電気抵抗が最大に達していることから、 $600^\circ\text{C}$  において不規則性への転移に伴う SRO の減少が起きているとは考えにくい。また、依然として、空冷、水冷材に比べると電気抵抗が高いことから SRO は存在するものの、一部 SRO から LRO へ変化したものと考えられる。

700℃では、いずれの冷却速度で冷却した供試材も600℃に比べて電気抵抗が低下している。炉冷材の700℃における電気抵抗が、600℃に比べて低下した理由は、不規則相への転移に伴うSRO量の低下とLRO形成の両方が考えられるが、定量的にそれぞれの影響量を判断することは難しい。800℃以上では、すべての供試材で電気抵抗の値が同等となっており、不規則相への転移に伴いSROはほぼ消滅していると考えられる。

電気抵抗と温度の関係から、おおよそ500℃から700℃の温度域でSROの形成が顕著に進むと考えられ、600℃以上の温度域では、SROからLROへの変化が起きやすく、電気抵抗が低下することが懸念される。

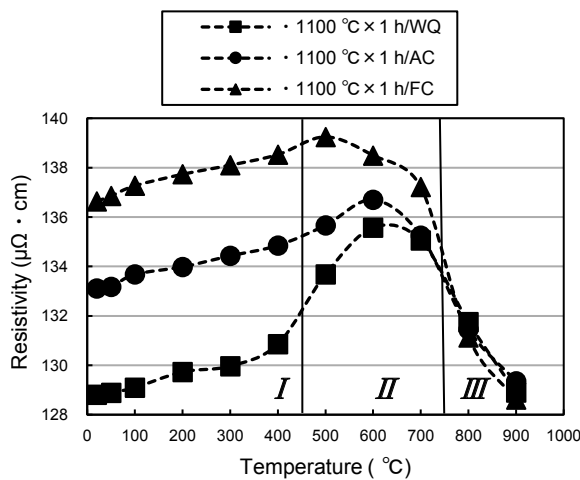


Fig. 7. Change in resistivity from at 20°C to 900°C.

Fig. 8に1100℃×1h水冷後、400℃から700℃の種々の温度で1h熱処理を行った場合の電気抵抗とビッカース硬さを示す。電気抵抗については、熱処理による差が確認されたが、硬さについては、顕著な変化は見られなかった。いずれの供試材も、種々の熱処理後は空冷しており、電気抵抗の測定は20℃で実施している。SROの生成温度域IIに該当する温度で熱処理した場合には、水冷状態に比べて電気抵抗が増加している。また、わずかな差ではあるが、500℃熱処理が最も電気抵抗が高く、600℃、700℃と温度が上がるにつれて電気抵抗が低下している。この結果は、Fig. 7の炉冷材の電気抵抗と温度の変化の傾向とも一致する。

一方で温度域Iに該当する400℃熱処理材の電気抵抗を見てみると、ほとんど水冷まま材と差がない。これは、Fig. 7にて、水冷材、空冷材、炉冷材で室温から400℃までの電気抵抗の変化挙動に差がみられなかった結果と相関がみられる。つまり、400℃以下の温度域では、原子の移動が起きにくくなり、SROの形成が進み

にくくなると考えられる。さらに言えば、Fig. 7における室温から400℃までの電気抵抗の増加はSROとは関係がなく、温度の上昇に伴う原子の熱振動の影響のみによるものと考えられる。

Fig. 8に650℃×48hの熱処理を行った場合の電気抵抗を示す。電気抵抗は112μΩ·cmと溶体化処理状態と比較しても著しく低下しており、逆に硬さは300HV以上に増加している。Kumar<sup>13)</sup>らは、Alloy242の時効硬化挙動について報告しており、溶体化処理後、種々の温度で時効熱処理した際の硬さと組織変化について調査を行っており、650℃、700℃で時効熱処理を行った場合、10h未満の熱処理ではSROのみが観察され、10h以上の熱処理を行った場合に初めてLROが明確に出現し始めることを報告している。したがって、650℃×48h熱処理材は、長時間の熱処理によって、SROからLROへの変態が進行し、SROの消失のために電気抵抗が大きく低下したと考えられる。Nichromeが高抵抗材として抵抗器に用いられていることからわかる通り、Ni-Cr-Mo合金をその電気抵抗特性に着目して選定する場合には、電気抵抗が高いことが望ましい場合が多いと想定される。そのため、SROを形成して電気抵抗を高めることが有効であるが、不適切に長時間の熱処理を行った場合には、LROへの変態によって逆に電気抵抗が低下することが懸念されるため、適切な熱処理を行うことが重要となる。

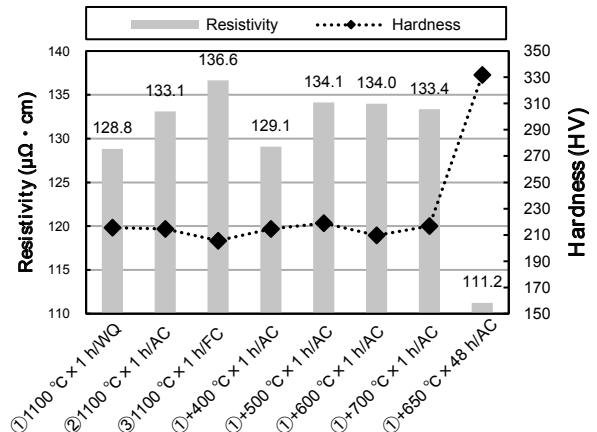


Fig. 8. Effect of heat treatment on resistivity (at 20°C) and hardness of Alloy242.

## 4. 結 言

Ni-Cr-Mo合金の電気抵抗特性におよぼす成分、冷間加工、熱処理の影響について調査を行い下記知見を得た。

- 1) Ni-Cr-Mo合金の電気抵抗は、Ni-Cr合金と同様に温度を上昇させた際に、500℃から600℃辺りで滞留する特徴的な変化挙動を示す。これは、SRO形成に起因している。
- 2) Ni-Cr-Mo合金の電気抵抗はMo/Cr比の増加に伴い高くなる。これは、Mo/Cr比の増加に伴い、 $\gamma$ 母相中のMoの固溶量が増加することに加えて、 $\sigma$ P6相(SRO)中のCrがMoに置換されることが影響していると考えられる。
- 3) Ni-Cr-Mo合金は、Ni-Cr合金と同様に冷間加工率の増加に伴い電気抵抗が低下する。これは、冷間加工によって、SROの消滅が起きるためと考えられる。冷間加工に伴う電気抵抗の低下量は、Mo/Cr比が高い程大きくなるものの顕著な差はみられない。
- 4) Ni-Cr-Mo合金の電気抵抗は、溶体化処理後の冷却速度を遅くすることで増加する。また、500℃から700℃の温度域で焼なましすることでも増加する。これは、冷却中もしくは焼なまし中に、SROの生成が進むためと考えられる。ただし、SRO生成温度域で長時間の熱処理を行うとSROからLROへの変化して、電気抵抗は著しく低下する。

これまで主にその優れた耐食・耐熱性や機械的強度が注目されてきたNi-Cr-Mo合金だが、その電気抵抗は、高抵抗材として知られるNichrome以上に高く、今後、その電気抵抗特性を生かした利用も期待される。ただし、その電気抵抗は、加工や熱処理によっても大きく変化するため、取り扱いには注意が必要である。

### (文 献)

- 1) 長島富雄: 日本金属学会会報, **3**(1964), 6, 281.
- 2) 長崎誠三, 平林真: 二元系合金状態図集(2版), アグネ技術, 2001, 122.
- 3) L. Karmazin: Mater. Sci. Eng., **54**(1982), 247.
- 4) 金子秀夫: 電子材料(5版), 日本金属学会, 1998, 21.
- 5) M. J. Cieslak, T. J. Headly and A. D. Romig: Metall. Trans. A, **17**(1986), 2035.

- 6) C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. C. Hagei: Superalloys II, Jhon Wiley and Sons, New York, 1987.
- 7) R. Nagashima, H. Nakashima and M. Takeyama: MRS Advances, **6**(2021), 187.
- 8) R. Nagashima, R. Yamagata, H. Nakashima and M. Takeyama: Superalloys 2020 Proc, (2020), 131.
- 9) P. E. A. Truch, L. Kafman and Z. K. Liu: CALPHAD, **30**(2006), 70.
- 10) A. Verma, J. B. Simgh, N. Wanderka and J. K. Chakravarty: Acta Mat., **96**(2015), 366.
- 11) A. Verma, J. B. Simgh, M. Sunsaraman and N. Wanderka: Metall. Mater. Trans. A, **43**(2012), 3078.
- 12) M. K. Miller, I. M. Anderson, L. M. Pike and D. L. Klarstrom: Mat. Sci. Eng., A, **327**(2002), 89.
- 13) M. Kumar, V. K. Vasuderevan: Acta Mater, **44**(1996), 1591.



中村優樹



小柳禎彦