- (17) J.M.Francis and W.H.Whitlow : J.Iron Steel Inst., **204**(1966), 355.
- (18) K. A. Gschneidner, Jr. : *Rare Earth Alloys*, Van Nostland, Princeton, N. J., (1961), pp. 188.
- (19) E. M. Savitski, V. F. Terekhova and A. V. Kholopov : Zhur.Neorg.Khim., **5**(1960), 754.
- (20) G. C. Wood and D. P. Whittle : Corros. Sci., **7**(1967), 763.
- (21) D. P. Whittle and G. C. Wood : J. Electrochem. Soc., **114**(1967), 986.
- (22) D. P. Whittle, G. C. Wood, D. J. Evans and D. B. Scully : Acta Met., **15**(1967), 1747.
- (23) A. U. Seybolt : J. Electrochem. Soc., **107**(1960), 147.
- (24) H. J. Yearian, E. C. Randell and T. A. Longo : Corrosion, **12**(1956), 55.
- (25) F. D. Richardson, J. H. E. Jeffes and G. Withers : J. Iron Steel Inst., **166**(1950), 213.
- (26) O. Kubaschewski and E. LL. Evans : *Metalurgical Thermochemistry*, Pergamon, N. Y., (1958).
- (27) K. A. Gschneidner, Jr., N. Kippenhan and O. D. McMasters : *Thermochemistry of the Rare Earths*, Rare-Earth Information Center Report IS-RIC-6(1973).

低温変形による時効性アルミニウム合金の電気抵抗変化*

小松伸也** 秦 孝芳*** 杉本隆史**
赤松勝也** 亀井 清**

Shinya Komatsu, Takayoshi Hata, Takashi Sugimoto, Katsuya Akamatsu and Kiyoshi Kamei : Resistivity Change of Age-Hardening Aluminium Alloys by Low Temperature Deformation. The change in electrical resistivity of age-hardening aluminium alloys deformed at 78 K was carefully measured by the method of tracing the size factor change after deformation using file-finished specimens. A resistivity minimum with tensile strain was observed in Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg and Al-4.5 at% Zn alloys aged at room temperature, while such a decrease was not seen in Al-1.7 at% Cu alloy. The initial rate of resistivity change by aging after low temperature deformation was increased with increasing amount of tensile strain. The resistivity minimum was explained by the resistivity decrease due to the reduction in size of the spherical G. P. zone cut by dislocations and the resistivity increase due to the multiplication of lattice defects by deformation.

The ratio of the zone number cut by dislocations was roughly estimated to be more than 30% when the Al-4.5 at% Zn alloy was deformed upto 10%.

(Received January 6, 1978)

I. 緒 言

Al 合金の時効析出現象については従来より多数の理論的、実験的研究が行なわれ、そのアウトラインは一応明らかにされてきたが未解決の問題もまだ多い。また塑性変形との関係についても研究が行なわれ、Federighi⁽¹⁾が Al-10 wt% Zn 合金を 78K で圧縮変形、また Roberge ら⁽²⁾は Al-4 wt% Cu 合金で繰返しめげを行ない低温冷間加工後の Pre-precipitation 過程の検討を行なった。村上ら⁽³⁾は抵抗法と X 線小角散乱法を行ない、変形後の時効に対する影響として“塑性変形はゾーン内部の溶質濃度を上げ、ゾーン数を減少させる”と結論した。ところで、Federighi⁽¹⁾、Roberge⁽²⁾、村上ら⁽³⁾の結果、また Leya-

rovski⁽⁴⁾が格子欠陥の比抵抗への寄与を検討するためにジュラルミンで行なった研究結果を検討すると、塑性変形直後の電気比抵抗変化はいずれも従来の研究(純金属、合金)に見られるように、ひずみの増加に対して増加の傾向のみが認められている。

著者らは、Al-Zn-Mg 3 元合金を液体窒素温度で引張塑性変形した場合に電気比抵抗変化がひずみに対して減少傾向を示すという現象を認めたため、ゾーン形状が異なる Al-Zn、Al-Cu 2 元合金を加えた実験を行ない、比抵抗変化に対してゾーン形状がおよぼす影響と、ゾーンのサイズ変化による比抵抗減少に対する実験式の決定および塑性変形がその後の時効における比抵抗変化に対しておよぼす影響について検討を行なったので報告する。

** 関西大学工学部(Faculty of Engineering, Kansai University, Suita)

*** 関西大学大学院(Graduate School, Kansai University, Suita)

* 1977 年 4 月日本金属学会東京大会に一部発表

II. 実験方法

試料には高純度地金を用いて調製した Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg, Al-4.5 at% Zn, Al-1.7 at% Cu 合金を使用した。鑄塊は均一化焼鈍, 熱間圧延, 中間焼鈍を経て冷間圧延により最終的に 0.5 mm 厚の板材とした。試験片は電圧端子が一体となったヤスリ仕上げのもので (200×2×0.5 mm, 電圧端子間距離 100 mm) 各端子には純 Al 線を点溶接し変形時を除き石英棒に固定した。試験片は所定の溶体化処理 (Al-Zn-Mg 合金・450°C-30 min, Al-Zn 合金・300°C-30 min, Al-Cu 合金・510°C-10 min) 後, 0°C 水中に焼入れただちに液体窒素に浸漬した。溶体化処理後の試験片の平均結晶粒径は約 0.2 mm であった。時効, 復元はシリコン油浴中で行ない, 電気抵抗はデジタルポルトメーター (分解能 10^{-7} V) を用い液体窒素中で測定した。液体窒素温度変化による比抵抗変化の補正はダミーを用いて行なった。引張塑性変形はインストロン型試験機を用いひずみ速度, 3.3×10^{-4} /s で液体窒素中で行なった。試片は焼入後電圧端子間で約 0.1% の伸びが認められたため, 各試片で焼入後の電圧端子間距離の実測を行ない体積一定の仮定のもとに補正を行なった。変形後の試片の比抵抗は, 体積一定の仮定のもとに式 (1) により計算を行なった。

$$\rho_s = R_s (A_0/l_0) [1/(1+\epsilon)^2] \quad (1)$$

ρ_s , R_s は変形後の実測ひずみ ϵ での比抵抗および抵抗値であり, A_0 , l_0 は焼入後, 変形前の試片の断面積および電圧端子間距離である。本実験では各測定点 1 試験片で行なった。試験片は電圧端子が一体となったものであるため, 電圧端子部が全体ひずみにおよぼす影響を知るため電圧端子間における区間ひずみを調べた結果が Fig.1 であり, 式 (1) を適用して差しつかえないと考えられる。透過電子顕微鏡観察は, 引張変形した試片を長さ 4~5 cm に切断, 液体窒素で冷却しながら厚さ 0.2 mm までエメリー研磨し, 電解研磨で薄膜にしたものについて行なった。これらの試料は, 比抵抗測定後全て室温で長時間時効されている。

Fig.1 Strain distribution curve for an Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg specimen deformed at 78 K.

III. 実験結果

1. 塑性変形直後の比抵抗変化

Fig.2 は Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg, Al-4.5 at% Zn, Al-1.7 at% Cu 合金の比抵抗 - 時間曲線 (以後時効曲線と略記する) である。Al-Zn-Mg 合金では, 100°C-50 min, 40°C- 2×10^3 min, 室温 (以後 R.T. と略記する) - 2×10^4 min 時効で比抵抗が極大となる。復元処理試料は, 40°C- 2×10^3 min 時効後 120°C-30 min 復元を行なったものである。この処理で比抵抗はほぼ焼入直後の値にもどる。Fig.3 は Al-Zn-Mg 合金の引張変形にともなう比抵抗変化を示す。As-reverted, 100°C-300 min, 100°C-50 min, 時効ではひずみとともに比抵抗が増加するが, R.T.-300 min, R.T.-7 min 時効の場合では比抵抗は一たん減少し, ひずみ 5% 付近に極小が認められる。この減少量は時効による増加量の 1/40 程度である。

Fig.4 は Al-4.5 at% Zn 合金の引張変形直後の比抵抗変化を示す。Fig.2 に示すように, 27°C-6 min, 40°C-2 min 時効が比抵抗極大であり 40°C- 10^3 min 時効では比抵抗は ρ_0 以下でありほぼ一定となる。変形による比抵抗変化は, Al-Zn 合金の場合も Al-Zn-Mg 合金の場合と同様, 40°C- 10^3 min の長時間時効を行なった場合では単調増加のみであり 27°C-5 min では比抵抗極小が認められる。この場合は時効による増加量の約 1/25 の減少を示す。

Fig.2 Resistivity aging curves of (a) Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg and (b) Al-4.5 at% Zn and Al-1.7 at% Cu alloys at several temperatures.

Al-1.7 at% Cu 合金での結果を Fig.5 に示す。Fig.2 に示すように 20°C-7 min, 30°C-60 min, 30°C-10⁴ min 時効はそれぞれ比抵抗極大前, 極大, 極大後であるが, Al-Zn-Mg 合金, Al-Zn 合金の場合と全く異なりいずれも単調増加のみとなり, 板状ゾーンが出現する Al-Cu 合

Fig.3 Changes of electrical resistivity of the Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg specimens elongated at 78 K after several heat treatments.

Fig.4 Same as Fig.3, but for the Al-4.5 at% Zn alloy.

Fig.5 Same as Fig.3, but for the Al-1.7 at% Cu alloy.

金では低温引張変形による比抵抗減少は観察されない。変形直後の比抵抗増加は 30°C-10⁴ min, 30°C-60 min, 20°C-7 min 時効の順に長時間時効の試料ほど大きくなっている。一般に引張変形にともなう比抵抗増加については式(2)の近似⁽⁵⁾が使われてきた。

$$\Delta \rho = A \cdot \epsilon^n \quad (2)$$

Table 1 は, 比抵抗が単調に増加するものに対して式(2)の近似を使った場合の定数を示したものである。

2. 変形後の時効による比抵抗変化

Fig.6 は R.T.-300 min 時効後, 液体窒素中で引張変形を加え引き続き R.T. 時効を行なった時の時効曲線である。30 min までの測定は引張試験機に装着したままで行なった。変形を行なったものは時効初期にいちじるしい電気抵抗の増加を示し, その速さは急冷過剰空孔が多量に存在すると考えられる焼入後直ちに時効した場合の電気抵抗変化の速さの 1/2 程度である。またその初期比抵抗増加速度は歪み量が大きいほど大きい。しかし約 30 min の時効後, 抵抗変化速度は急激に減少している。この点については Al-Cu 合金の低温変形後の時効で, 松浦⁽¹⁵⁾も同様な観察をしており, 変形によって密度が増大した転位が空孔の sinks として働き, 時効の進行とともに空孔濃度を急減させたためと考えている。ひずみを加えない場合には, 300 min 時効後からの比抵抗変化であるからすでに比抵抗

Table 1 Strain exponents, n and coefficients, A in eq. (2).

Alloy	Solution treatments	Aging	n	$A (\mu 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm})$
Al-2.64 at % Zn -1.40 at % Mg	450°C-30 min 0°C W.Q.	100°C-50 min	1.1	0.45
		100°C-300 min	1.3	0.92
		As reverted	1.3	1.21
Al-4.5 at% Zn	300°C-30 min 0°C W.Q.	40°C-10 ³ min	1.3	0.62
Al-1.7 at% Cu	510°C-10 min 0°C W.Q.	30°C-10 ⁴ min	1.0	1.02
		30°C-60 min	1.6	3.15
		20°C-7 min	1.3	0.96

Fig. 6 Resistivity aging curves of the Al-2.64 at% Zn-1.40% Mg alloy at room temperature after pre-aging for 300 min at room temperature and several degree of deformation at 78 K.

変化速度は非常に小さくなっており、変形試料の初期時効速度の $10^{-1} \sim 10^{-2}$ 倍である。以上の結果から、変形直後の比抵抗値が減少を示す場合でも変形により新しく空孔が導入されていると考えられる。

Fig. 7 は焼入後 7 min で 4.3% ひずみを与えた試片とひずみを加えない試片との室温時効曲線である。この時間は焼入直後の比抵抗値を測定した後、試験機に装着するのに室温で経過する時間である。Fig. 7 では、Fig. 6 とは異なり縦軸は焼入直後からの増加量を示している。変形直後の値は室温時効 7 min の位置にプロットしてあり、この値は変形前の値より $10^{-9} \Omega \cdot \text{cm}$ 低い。この場合にも変形後の室温時効初期には比抵抗変化速度の減少は見られず、一度は無変形試料と同じ比抵抗値に到達している。20 min 以降は時効による比抵抗変化速度が減少し変形試料の比抵抗値の方が、無変形試料のものより小さくなっている。これらの結果から変形後時効した時の抵抗変化速度の挙動は過剰空孔の多い室温 7 min 時効後に変形した時でも、Fig. 6 に示した室温 300 min 時効後変形の場合と同様の傾向を示すといえる。

Fig. 7 Resistivity increment from as quenched state of Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg alloy aged at room temperature with and without deformation.

Photo. 1 Surface slip markings of Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg specimens (a) 2.1% and (b) 3.9% elongated in liquid N_2 after aging for 300 min at room temperature.

Photo. 2 Transmission electron micrographs of the Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg specimens aged for 300 min at room temperature and elongated in liquid N_2 (a) 2.1% and (b) 6.5%.

Photo.1 は Al-Zn-Mg 合金のすべり帯の様子を示しており、各結晶粒でのすべり量はほぼ均一ですべり帯間隔はひずみ量に比例して減少している。**Photo.2** は Al-Zn-Mg 合金の転位組織を示したもので、(a) では転位はゆるくカーブし、長く引きずった cusps をもちそれには小さなループの付着もみられる。(b) では転位密度も高くなり tangling も多くなる。さらに **Photo.3** では2つのすべり系による転位が見られ転位密度もさらに高くなっている。**Photo.4** の 100°C-300 min 時効では低ひずみでもすべり帯内の転位が見られる。

Ryum⁽⁶⁾ によれば、室温長時間時効した Al-Zn-Mg 合金は液体窒素温度で変形すると良く発達したすべり帯組織を呈し、我々の透過電子顕微鏡観察の結果もこれと良く一致した。

Photo.3 Same as Photo.2, but for the specimen aged for 4 weeks at room temperature and elongated 5.1%.

Photo.4 Same as Photo.2, but for the specimen aged for 300 min at 100°C and elongated 0.4%.

IV. 考 察

変形により電気抵抗が減少する原因の1つとして過飽和空孔が転位によって掃かれて吸収されるという機構がある。しかし Fig.3 に示したように R.T. で 300 min 時効して R.T. 7min 時効のものより凍結空孔量が少なくなっ

ていると考えられる試料の方がより大きな電気抵抗減少を示しているの、運動転位による空孔の吸収がこの電気抵抗減少の主な原因とは考えられない。また Fig.6 に示すように凍結空孔量がかかなり少なくなっていると考えられる試料で、変形により空孔が新しく導入されたと考えられる結果が得られており、その試料においても変形により電気抵抗の減少がみられている。

さらに時効温度が 100°C と高くなり、ゾーン径が大きくなる反面ゾーン密度が低下する場合、および復元処理を行なった場合には低温引張変形による比抵抗減少は観察されないことから、この比抵抗減少はゾーンが転位によって切断されることから生じるゾーンのサイズ変化が原因であると考えるのが最も妥当であろう。すなわち、100°C 時効のゾーンも転位によって切られはするが、本来通過し易い場所を通して転位がすべり運動をするので、ゾーン密度の減少はゾーンが切られる確率をいっそう減少させるであろう。これらは、Ryum の、“時効硬化試料では変形初期からすべり帯構造が発達する⁽⁶⁾”という観察によっても支持されよう。

そこでこれらの比抵抗極小現象に対して **Fig.8** に示すようなモデルを考えた。Fig.8 の曲線(a)は、引張変形によって増加した格子欠陥による比抵抗増加、(b)は変形によるゾーンのサイズ変化による比抵抗減少を示す。(a) + (b) が比抵抗極小を示す実測値(c)になるとする。

Fig.8 A schematic representation of the observed resistivity minimum by the contribution of lattice defects and zone cutting.

Fig.9 は、Fig.3 の Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg 合金の R.T.-300 min 時効試料の場合のデータを(c)、復元処理を行なった場合を(a)としてゾーンのサイズ変化による比抵抗減少(b)を式(3)の双曲線による検討を行なったものである。

$$\Delta \rho_z = b / (\epsilon + a) + c \quad (3)$$

Fig. 9 The resistivity change due to zone cutting, $\Delta\rho_z$, calculated from data in Fig. 3 applying the model in Fig. 7.

実験式は、Al-Zn-Mg 合金では $\Delta\rho_z = 540/(\varepsilon + 0.88) - 616 (10^{-9} \Omega \cdot \text{cm})$ 相関係数 (以後 r と略記する) は 0.95, Al-Zn 合金では Fig. 10 に示すように $r = 0.96$ で $\Delta\rho_z = 7.31/(\varepsilon + 0.11) - 65.7 (10^{-9} \Omega \cdot \text{cm})$ となった。

ゾーンのサイズ変化にともなう比抵抗変化については、現在、(1) Mott⁽⁸⁾ の臨界サイズ理論、(2) 長村、平岡らが Al-Ag⁽⁹⁾、Al-Zn^{(10)~(12)} 合金で定量的検討を行なった、“ゾーンによる散乱断面積はゾーン半径の増大とともに単調増加する”，という 2 つの立場がある。前者の立場をとった場合、Fig. 3 の比抵抗極大前の R.T.-300 min 時効での結果は、ゾーンサイズの減少により比抵抗は減少しゾーン密度は増加する。そして全体としてゾーンサイズ減少の影響が大きく作用し、そのため比抵抗は減少すると考えられる。後者の立場をとった場合、Al-Zn-Mg 合金でのゾーン半径と比抵抗との関係については低 Mg 濃度

Fig. 10 Same as Fig. 9, but for the Al-4.5 at% Zn alloy.

の Al-6.79 at% Zn-0.10 at% Mg 合金での結果⁽¹²⁾が提出されているだけではあるが、本実験に用いた組成のものに対してその関係の適用は可能と考えられる。

切断されたゾーンが $V_0 = V_1 + V_2$ 、即ち $r_0^3 = r_1^3 + r_2^3$ なる関係を持った 2 つの球状ゾーンになると仮定し、比抵抗変化が $\Delta\rho = (\rho_{r_1} + \rho_{r_2}) - \rho_{r_0}$ になるとして、平岡ら⁽¹²⁾の数値を使って計算すると比抵抗は常に増加し、等体積に切断される場合が最大になる。最大増加率は約 10% であった。

切断されたゾーンは非球状であり、球状ゾーンについて求められた数値を適用することにも無理があるが、非球状ゾーンの球状ゾーンに形状変換する際にゾーンサイズを過大評価したとも考えられる。そこで過小評価ではあるが、 $r_0 = r_1 + r_2$ なる関係をもった 2 つのゾーンに分かれると仮定して計算を試みたところ、結果は常に減少し、等サイズに切断される場合に最大 50% の抵抗減少を示した。これらの計算は先にものべたように平岡ら⁽¹²⁾の数値が球状ゾーンを対象としており、切断によって当然形状も変化するのであくまで試算の域を出ないが、ゾーンの切断による比抵抗変化は、半径和が一定とする仮定と体積和が一定とする仮定の中間で、切断率の増加とともに単調減少するようなものと考えられる。以上の考察から、(1)、(2) の立場とも低温引張変形直後の比抵抗減少を、ゾーンのサイズ変化による現象として説明することができる。平岡らの Al-4.5 at% Zn 合金の結果を使い、引張変形によるゾーンの個数切断率を概算すると、比抵抗極小があらわれる 4~5% ひずみで 20~30% となる。この数値は、個数切断率の下限を与えるものである。

Al-1.7 at% Cu 合金の変形による比抵抗変化は、Al-Zn、Al-Zn-Mg 合金の場合と異なり単調増加のみであるが比抵抗変化量が $30^\circ\text{C}-10^4 \text{ min} > 30^\circ\text{C}-60 \text{ min} > 20^\circ\text{C}-7 \text{ min}$ 時効となっている事実から、Al-Cu 合金でもゾーンのサイズ減少による比抵抗変化が生じているのではないかと推察される。一方、Al における空孔の比抵抗への寄与は、 $1.1^{(13)} \sim 2.6^{(14)} \times 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm/at\%}$ といわれており、焼入による凍結空孔量は 10^{-4} 、塑性変形による空孔量は 10^{-6} 程度といわれている⁽⁷⁾。これから計算してみると空孔の寄与は、 $0.26 \times 10^{-9} \Omega \cdot \text{cm}$ となる。転位の比抵抗への寄与を $3 \times 10^{-19} \Omega \cdot \text{cm}^3^{(14)}$ とし、転位密度を $10^{11}/\text{cm}^2$ にとると、転位による寄与は約 $30 \times 10^{-9} \Omega \cdot \text{cm}$ となる。これらの推測が正しければ、Fig. 5 に示す比抵抗増加量は主として転位の寄与であり、比抵抗増加量の順序は転位密度、すなわち降伏応力の順序になる。

Al-Zn、Al-Zn-Mg 合金と Al-Cu 合金の間でこのような相異が生じることについては、前者はゾーンが球状であり、後者は板状であることから、ゾーン形状の相異によることもあろうと考えられる。

V. 結 論

液体窒素温度における引張塑性変形が、Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg, Al-4.5 at% Zn, Al-1.7 at% Cu 合金の電気比抵抗におよぼす影響を検討して次の結果を得た。

(1) 塑性変形によって、球状ゾーンをもつ Al-2.64 at% Zn-1.40 at% Mg, Al-4.5 at% Zn 合金では比抵抗変化に極小があらわれたが、板状ゾーンをもつ Al-1.7 at% Cu 合金では比抵抗減少は認められなかった。球状ゾーンをもつ合金の変形による比抵抗の極小値での減少量は、時効による増加量の 1/25~1/50 程度であった。変形後の等温時効から、比抵抗減少はいずれも空孔の sweep out によるものではなく、ゾーンのサイズ変化によるものであると結論された。

(2) Al-Zn, Al-Zn-Mg 合金のゾーンサイズ変化による比抵抗減少は双曲線 ($\Delta \rho_s = b/(\epsilon + a) + c$) によって近似された。

(3) 臨界サイズ理論、および“ゾーンの散乱断面積はゾーン径に正比例して単調増加する”という両説とも、塑性変形による比抵抗減少をゾーンのサイズ変化として説明することができる。但し、切られて非球形になったゾーンの平均半径を求める新しい方法が必要である。

(4) 転位のゾーン切断率はひずみに正比例して単調増加し、比抵抗極小があらわれる 4~5% ひずみでは、Al-Zn 合金の場合最小 20~30% のゾーンが切断されると概算された。

本研究の試料を作成して下さった住友軽金属工業中央研

究所の馬場義雄氏、ヤスリ成型用金型を作成して下さい下さった大阪冶金興業の寺内俊太郎氏、電子顕微鏡を共同利用して下さい下さった大阪大学溶接工学研究所の円城敏男教授、池内建二助手に感謝します。また本研究の費用の一部は軽金属奨学金によりました。併せて感謝します。

文 献

- (1) T. Federighi and S. Ceresara : *Phil. Mag.*, **8** (1963), 1417.
- (2) R. Roberge and H. Herman : *Trans. Met. Soc. AIME*, **242** (1968), 1727.
- (3) M. Murakami, O. Kawano, T. Uyeda and Y. Murakami : *Phil. Mag.*, **21** (1970), 1119.
- (4) Ye. Leyarovski, M. Zakhariyeva, S. Bryne-kova, B. Ivanova, P. Vasilev and V. Lovchinov : *Fiz. Metal. Metalloved.*, **23** (1967), 84.
- (5) J. Takamura : *Physical Metallurgy*, Ed. by R. W. Cahn, North Holland, Amsterdam, (1965), 714.
- (6) N. Ryum : *Acta Met.*, **17** (1969), 821.
- (7) J. Nutting : *Met. Trans.*, **2** (1971), 45.
- (8) N. F. Mott : *J. Inst. Metals*, **60** (1937), 267.
- (9) 平岡 裕, 長村光造, 村上陽太郎 : 日本金属学会誌, **40** (1976), 1223.
- (10) K. Osamura, Y. Hiraoka and Y. Murakami : *Phil. Mag.*, **28** (1973), 809.
- (11) 平岡 裕, 長村光造, 村上陽太郎 : 日本金属学会誌, **38** (1974), 669.
- (12) 平岡 裕, 長村光造, 村上陽太郎 : 日本金属学会誌, **40** (1976), 1134.
- (13) 西川精一, 長田和雄, 梅津 清, 小林繁美 : 軽金属, **27** (1977), 493.
- (14) F. R. Fickett : *Cryogenics*, **11** (1971), 349.
- (15) K. Matsuura : *Trans. JIM*, **2** (1961), 125.

アノード酸化による高速度鋼中炭化物の分別と定量

斎 田 義 幸* 筒 井 光 範*

Yoshiyuki Saita and Mitsunori Tsutsui : Determination of Carbides in High Speed Steels by Anodic Oxidation Technique. In order to determine different types of carbides existing in annealed high speed steels, metallographic specimens were oxidized potentiostatically at various anodic potentials in a 1M sodium hydroxide solution and examined by electron microprobe analysis. The anodic oxidation behavior of carbides was discussed on the basis of the anodic polarization curves measured in the same solution. In addition, the volume fraction of M_6C was estimated as a function of quenching temperature by measuring the electric charge during anodic oxidation and by comparing the results obtained by point counting. The following conclusions are drawn from the results :

(1) The carbide particles stained brown to blue at 0 V vs SCE are identified to be M_6C .

* 名古屋市工業研究所 (Nagoya Municipal Industrial Research Institute, Nagoya)