さく、しかも磁気ひずみは観測されない。したがって、強磁性に起因する諸種の障害は避けられ、実用上、不感磁性のインバー合金と言える。

(4) これら Cr 基インバー合金の冷間圧延はできないが研削、研摩さらには旋盤加工などは比較的容易に行うことができる。

本研究の一部は文部省科学研究費(一般B)、および、新技術開発事業団の援助費の支弁のもとに行なわれたものである。

終りに臨み、本研究を行うにあたり、終始御指導を賜った東北大学金属材料研究所の斎藤英夫教授に深く感謝いたします。なお、試料作製は同所の山田 務氏に、試料分析は同所の共通分析室の方々に行っていた。深く感謝いたします。

文 献

- (1) Ch.Éd.Guillaume : Compt. Rend., **171** (1920), 1039.
- (2) 増本 量 : 金属の研究, **8** (1931), 237.
- (3) 増本 量 : 金属学会誌, **2** (1938), 141.
- (4) 増本 量, 小林猛郎 : 金属学会誌, **12** (1948), No. 6, 1.
- (5) A. Kussmann : Phys. Z., **38** (1937), 41.
- (6) A. Kussmann and K. Jessen : J. Phys. Soc. Japan, **17** (1962), Suppl. B-1, 136.
- (7) 増本 量, 沢谷昭八, 菊地紀雄 : 金属学会誌, **35** (1971), 1143.
- (8) 増本 量, 沢谷昭八, 菊地紀雄 : 金属学会誌, **35** (1971), 1150.
- (9) 増本 量, 沢谷昭八, 菊地紀雄 : 金属学会誌, **35** (1971), 723.
- (10) 増本 量, 沢谷昭八, 菊地紀雄 : 金属学会誌, **35** (1971), 1155.
- (11) T. Suzuki : J. Phys. Soc. Japan, **21** (1966), 442.
- (12) S. Araj, G. R. Dunmyre and S. J. Dechter : Phys. Rev., **154** (1967), 448.
- (13) T. J. Bastow : Proc. Phys. Soc., **88** (1966), 935.
- (14) Y. Ishikawa, S. Hoshino and Y. Endoh : J. Phys. Soc. Japan, **22** (1967), 1221.
- (15) S. Araj, K. V. Rao, H. U. Åström and T. F. De Young : Physica Scripta, **8** (1973), 109.
- (16) W. M. Lomer : Proc. Phys. Soc., **80** (1962), 489.
- (17) P. A. Fedders and P. C. Martin : Phys. Rev., **143** (1966), 245.
- (18) M. M. Newmann and K. W. H. Stevens : Proc. Phys. Soc., **74** (1959), 290.
- (19) K. Fukamichi and H. Saito : Phys. Status Solidi, (a), **10** (1972), K 129.
- (20) 深道和明, 鈴木雄一, 斎藤英夫 : 金属学会誌, **37** (1973), 927.
- (21) A. W. Overhauser : Phys. Rev., **128** (1962), 1437.
- (22) G. T. Meaden, K. V. Rao and H. Y. Loo : Phys. Rev. Lett., **23** (1969), 475.
- (23) J. G. Booth : Phys. Status Solidi, **7** (1964), K 157.
- (24) D. Bender, J. Muheim and J. Müller : Proc. Int. Conf. Magn., Nottingham, (1964), 162.
- (25) A. L. Trego and A. R. Mackintosh : Phys. Rev., **166** (1968), 495.
- (26) S. Araj : Canad. J. Phys., **47** (1969), 1005.
- (27) Y. Endoh, Y. Ishikawa and H. Ohno : J. Phys. Soc. Japan, **24** (1968), 263.
- (28) A. Schindler and C. Mackliet : Phys. Rev. Lett., **20** (1968), 15.
- (29) 深道和明, 斎藤英夫 : 投稿準備中.
- (30) *Ductile Chromium*, ASM, (1957).
- (31) 大庭幸夫 : 金属学会会報, **11** (1972), 105.
- (32) N. E. Ryan : J. Less-Common Metals, **11** (1966), 221.
- (33) F. Henderson, S. T. M. Johnstone and H. L. Wain : J. Inst. Metals, **92** (1963-64), 111.

Cu-4% Ti 合金の応力腐食割れ機構について

竹 本 正* 堀 茂 徳**

Tadashi Takemoto and Shigenori Hori : Stress Corrosion Cracking Mechanism of Cu-4% Ti Alloy.

In previous work the authors reported that the aged Cu-4% Ti alloy showed high stress corrosion cracking susceptibility. Mainly the propagation of intergranular cracks led to the failure of this alloy. Only intergranular cracks were found in as-quenched specimens, but inter- and transgranular cracks were coexisted in aged specimens. In this work we attempt to clarify the cause of the formation of transgranular cracks in aged specimens, and to propose the stress corrosion cracking mechanism for this alloy. Specimens were subjected to static tensile load in aqueous ammonia containing cupric complex ions. We obtained the following results: (1) The relation between the depth of stress corrosion cracks and the aging time at 450°C showed the maximum depth in the specimen aged for about 1 hr. (2) Chemical analysis of the corrosive solution after stress corrosion tests revealed that preferential dissolution of copper had occurred during stress corrosion process and that Ti was quite difficult to dissolve. (3) The stress corrosion

* 大阪大学大学院 (Graduate School, Osaka University, Suita)

** 大阪大学工学部 (Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

cracking susceptibility of this alloy was tightly dependent on the growth of modulated structure during the aging process. The growth of the modulated structure leads the change of the ratio of anodic area to cathodic area of local corrosion cells, which influences the stress corrosion cracking susceptibility. Increasing in cathodic area accelerates active anodic dissolution and enhances the stress corrosion cracking susceptibility.

(Received September 12, 1974)

I. 緒 言

応力腐食割れ(以下 SCC と略記する)の研究は従来より種々の合金について多くなされ、その機構も数多く提唱されている。そして SCC の発生には微細な析出物⁽¹⁾や偏析^{(2)~(6)}など濃度変動が重要であるといわれている。われわれは前報⁽⁷⁾において変調構造をもつ Cu-Ti 合金が SCC をおこすことを初めて見出した。すなわち Cu-4% Ti 合金のアンモニア溶液中での破断寿命は主として粒界割れの伝播で決まるが、時効材には同時に微細な多数の粒内割れも発生する。前報では合金の SCC 寿命と直接的に関係する粒界割れにつき主として報告したが、本報では粒内割れの成因についてくわしく調べようとし、時効による組織変化と粒内割れ感受性の変化および本合金でみられる腐食反応について実験し、これらにもとづいて本合金の SCC 機構を検討した。

II. 試料および実験方法

用いた試料および実験方法は前報⁽⁷⁾と同様で、合金組成は Cu-3.71% Ti である。SCC 試験は各時効処理材の 0.2% 耐力の 80% の応力を楕円により定荷重負荷し、銅分を 10.2 g/l 含む遊離アンモニア濃度 6 N の水溶液を用いて 25~28°C で行なった。一定時間 SCC 試験後の割れの深さおよび数は光学顕微鏡写真により測定した。また本合金の SCC 試験後の溶液の原子吸光分析および試料表面の生成物の重量分析を行なって腐食反応をも調べた。

III. 実験 結果

1. 450°C 時効に伴う感受性の変化

450°C で種々な時間時効処理した試験片の SCC 寿命は 54 min 時効のものにおいて最も低くなった。いま、54 min 時効した試験片を用いて種々の時間 SCC 試験を行なった後に試験を中断し、試料表面で引張方向の 1 mm 長さについて存在している粒内微細割れの数および割れの深さを測定した。結果を Fig. 1 に示す。11 min の SCC 試験では粒内割れの発生はわずかであり、粒界割れの深さも 10 μ 程度であった。粒内割れの数 は 17 min の SCC 試験で増え、25 min ではさらに著しく増加した。しかし、それ以後破断まではほとんど増えていない。一方、粒界、粒内割れとも深さは SCC 時間が増すとともに深くなっていくが、粒界の方が粒内よりも常に深く、両者の差は時間とともに大きくなっていき、結局破断寿命は粒界での SCC の進行

Fig. 1 Changes of the depth of inter- and transgranular cracks and the number of cracks of Cu-4% Ti alloy aged at 450°C for 54 min.

Fig. 2 Changes of the depth of inter- and transgranular cracks and the number of cracks of Cu-4% Ti alloy aged at 450°C for 12 min.

で支配されることになる。450°C 12 min 時効材について同様に実験したところ、Fig. 2 に示したように、SCC 時間と粒界、粒内割れとの関係は 54 min 時効材のそれと類似の傾向を示した。ただし 12 min の時効を施した試料では粒内割れが飽和に達する SCC 時間は 40 min と長くなり、その数も 54 min の時効材と比べ低かった。

本合金の SCC はピットの形成に始まり、それが深くなって有効な切欠きに成長すると割れの進展が開始すると考え、いま粒内割れの数 が飽和に達した 54 min 時効材の

25 min,あるいは12 min 時効材の40 min を割れの誘導期間, t_i としこれとそれぞれの試験片における平均 SCC 寿命, t_f との比を求めると, 時効時間の異なる2種の試料とも t_i/t_f はともに0.1程度となった. この値は大谷ら⁽⁸⁾の測定した伸びから求められる t_i/t_f に比べると小さい. 本実験で SCC 中の伸びを楕円にとりつけた差動トランスによって自動記録した結果は Fig. 3 に例示したようであり, このような曲線から伸びの急増点で t_i を決定するのは困難であった. 伊藤⁽⁹⁾の光顕観察によるステンレス鋼についての結果から $t_i/t_f=0.2\sim0.36$ が得られる. また村上ら⁽¹⁰⁾の電気抵抗測定結果より Cu-Zn 合金について約0.2が得られる. これらの各研究では合金系, 組成, 雰囲気および負荷応力等が異なるので t_i/t_f は実験条件によって種々の値をとるのであろうと考えられる.

12 min および 54 min の時効処理を施した試験片では, その後に1 hr の SCC 試験を行なうと, とともに粒内割れ

Fig. 3 Variations in elongation during stress corrosion tests of Cu-4% Ti alloy aged at 450°C for 12 min and 54 min.

Fig. 4 Changes of the depth of inter- and transgranular cracks and the number of cracks of Cu-4% Ti alloy aged at 450°C for various times.

の数がすでに飽和値に達している. いま SCC 時間を1 hr に定めてあらかじめ行なう時効処理時間を変化させた場合の粒内割れの深さおよび数の変化を求めた. 粒界割れの深さは, 深い割れ10個の平均値で示した. 割れの数は試験片の引張方向1 mm 長さ当りに存在する数で表わした. 結果を Fig. 4 に示す. 図からわかるように各時効時間に対する粒内, 粒界割れの深さの変化はともに類似の傾向を示し, 時効時間が長くなると増大し, 54 min の時効で最大値を示す. 以後時効時間の増大とともに低下した. すなわちある一定時間内における割れ長さの伸長は約1 hr の時効試料で最大であり, 約1 hr の時効処理が大きい感受性をもたらすことが知られた. この結果は前報⁽⁷⁾で得られた時効時間による SCC 寿命の変化と良い対応をしている.

一方, 粒内割れの数の変化をみると Fig. 4 からわかるように, 時効時間がある値をこえると粒内割れが出現し, 以後時間と共に急激に増加し16 hr で最大値に達してから再び減少するようである. なお1 min の時効試料では1 hr の SCC 試験で粒内割れが認められなかったが SCC 時間を長くすると粒内にも割れが現われるようになる.

2. 腐食反応

本合金の SCC 現象がどのような腐食によっておこるかを調べるために450°C で種々な時間時効した試験片を SCC 試験し, その腐食溶液中の銅およびチタンの量を原子吸光分析により測定した. 結果は Table 1 に示すとおりで, いずれの熱処理を与えた試験片でも銅は溶液中に富化されているがチタンは痕跡程度である. すなわち本合金中のチタンは地質に過飽和に固溶した状態, 変調構造, 中間相または平衡相などいずれの状態でも存在しても本溶液中では溶出し難いことがわかった. 他方, 試験片表面に生成する腐食物の重量分析結果は Table 2 のように生成物中にチタンが多く含まれている. Table 1 および2の結果から本合金の腐食は銅の溶出によって進展していることになり,

Table 1 Increase of Cu and Ti in 6 N aqueous ammonia containing 10.2 g/l of copper after stress corrosion tests.

Heat treatment	$\sigma_A/\sigma_{0.2}$	Increase in Cu content (g/l)	Ti content (mg/l)
As-quenched	0.8	9.40	<1
	1.0	6.30	<1
Quenched and aged at 450°C for 54 min	0.3	5.00	<1
	0.6	5.50	<1
	0.8	4.00	<1
	0.9	5.50	<1
Quenched and aged at 450°C for 170 hr	0.4	6.00	<1
	0.6	6.35	<1
	1.0	5.85	<1
	1.15	5.35	<1
	1.3	3.75	<1

σ_A : applied stress

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress of specimen

Table 2 Chemical compositions of corrosion products of unstressed specimens immersed in 6 N aqueous ammonia containing 10.2 g/l of copper.

Heat treatment	Cu(%)	Ti(%)
As-quenched	30.9	27.9
Quenched and aged at 450°C for 54 min	37.0	18.9

銅錯イオンの存在するアンモニア系水溶液中で、本合金中の銅は Pugh ら⁽¹¹⁾によって提案されている次式により錯イオンとなって溶出していくと考えられる。

または

このように本合金を SCC すると銅が選択的に溶出することが示された。本合金は 450°C 時効によって Ti 濃度の場所的変動を形成するが、ここで高 Ti 濃度領域と低 Ti 濃度領域のどちらの領域において銅の選択的溶出がよりおこりやすいかをしらべることにした。まず本合金の粒界反応による安定相 Cu_3Ti が SCC 試験液中でどの程度腐食されるかをしらべた。すなわち Cu_3Ti の化学量論比になるように配合して溶製した板状試験片を均質化し、X 線回折 (ディフラクトメータ, $\text{Cu K}\alpha$) により hcp の Cu_3Ti 構造であることを確かめたのち、応力腐食溶液に浸漬した。その結果 3 hr の浸漬で腐食減量は 0.3 mg/cm^2 であった。この値は Cu-4% Ti 合金の 54 min 時効材では減量が 11.1

mg/cm^2 であったことに比べてきわめて低い。また不連続析出で占められた過時効材を腐食させると安定相 Cu_3Ti は腐食液中で安定であることが X 線回折線の強度変化から知られた。Fig. 5 に示したように腐食前後の回折強度を比較すると、Ti 濃度の低いマトリックスの回折線は腐食後はほとんど観察されない。そして前述したように銅が選択的に溶出することから本時効合金では高 Ti 濃度領域よりも低 Ti 地質がより溶解しやすいことが考えられる。

IV. 考察および総括

本系合金の変調構造の波長(λ)は時効時間(t)の 1/2 乗に比例して成長するといわれる⁽¹²⁾⁽¹³⁾。本実験においてもこの関係が成り立つとして時効の短時間側に外挿して波長を求める⁽¹⁴⁾と Table 3 のようになる。本合金の粒内割れは変調構造に起因しておこると考え、いま一定波数(10^4 個)中の割れの数で示すと Fig. 6 のようになる。すなわち時効時間の増大とともに一定波数中における粒内割れの発生頻度が高くなるが 16 hr 以上の時効ではあまりふえないことが示される。

本系合金における 450°C 時効に伴う溶質原子濃度分布状態の変化を宮崎ら⁽¹⁵⁾は X 線回折により、辻本ら⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾は X 線小角散乱によりそれぞれ研究した。それらの結果によれば、時効初期の変調構造の濃度分布波形については一致をみない。しかし実験の範囲内ではいずれの研究においても 450°C 時効に伴い濃度変動は大きくなる。すなわち辻

Table 3 Variation in wave length of modulated structure and the number of transgranular cracks with the aging time.

Aging time (min)	Wave length ⁽¹⁴⁾ (Å)	Number of transgranular cracks (number/mm)
1	85	0
1.83	93	1.5
3	100	11
12	125	28.5
54	170	60.5
240	240	89
960	350	100
2880	490	82.5

Fig. 5 X-ray diffraction diagram of Cu-4% Ti alloy aged at 450°C for 500 hr.

(a) As-electropolished specimen.

(b) Specimen immersed in 6 N aqueous ammonia containing 10.2 g/l of copper for 24 hr. Solid lines represent the diffraction of Cu_3Ti and dotted ones represent the diffraction of the matrix.

Fig. 6 Relationship between the number of transgranular cracks in 10^4 waves of modulation and the aging time at 450°C.

本ら⁽¹⁷⁾は1 hr, 宮崎ら⁽¹⁵⁾は約7 hr までの時効について濃度差の増大を報告している。このような濃度差の増大に原因して, 低 Ti 濃度域と高 Ti 濃度域との間の局部腐食性が増し, 同数の波数中に多くの割れが発生したと考えられる。それ以上長時間の時効により割れ発生頻度を増す理由は明らかでないが, 濃度差以外の原因としては整合歪があげられよう。すなわち本系合金は約8 hr 以上の時効ではマトリックスと整合な中間相が析出しているといわれる⁽¹⁵⁾。中間相の格子常数はマトリックスのそれと異なる⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾から中間相の生成とともに整合歪が大きくなり, ピットの発生を容易にすることも考えられる。

1 mm 長さ中に存在する割れの数12 hr の時効で最も多かった。このとき割れ数は1 cm 当り約 10^3 個である。前述のように応力下で発生したピットが試料表面で応力方向に対し垂直に連結して割れを形成したとすれば, ピットの発生点は1 cm² 当り 10^6 個となる。これは通常の多結晶の転位密度と比べ1~2ケタ低い値であるが静的な転位が必ずしも化学的浸食の発生を導くものでないこと⁽⁶⁾を考えれば, 粒内割れの本実験で得られた最高値 10^3 個/cm を大きくこえることはないかと推察される。

次に, 本合金の割れの深さは約1 hr の時効までは時間とともに深くなるが, 4 hr 以上の時効では逆に深さの減少がみられた(Fig. 4)。割れ深さの増大は有効断面積の減少を導き材料の破損に関係する。それゆえ, Fig. 4に示した1 hr の SCC 試験後の割れの深さは各種時効処理材の SCC 感受性を表わしていると考えられる。前述したように本系合金の時効初期における濃度分布形態については正弦波形とするもの⁽¹⁵⁾およびゾーンコンプレックスとするもの⁽¹⁷⁾⁽²⁰⁾があり一致をみない。辻本ら⁽¹⁷⁾によれば450 °C 時効初期においてマトリックス濃度の緩慢な減少と析出量の増大がおこる。凝集反応により析出物(ゾーン)は成長するからマトリックス濃度が固溶限まで低下すれば析出量はもはや増えず凝集反応によりゾーン表面積が減少する。宮崎ら⁽¹⁵⁾によれば80~100 min でマトリックス濃度が固溶限まで低下する。本合金の SCC 感受性の変化とこれらの研究結果を考えあわせると約1 hr までの時効による感受性の増大は析出量の増加と対応し, 4 hr 以上の時効による感受性の減少はゾーンの凝集により析出物の表面積が減少することと対応しているといえる。このことが本合金の SCC 感受性とどのような機構で関係しているのかを次に検討する。

前述のように本合金は銅が優先的に溶出する。それゆえ低 Ti 濃度領域(マトリックス)は高 Ti 濃度領域(ゾーン)に対してアノード的であると考えられ, ゾーンはカソードと推察される。したがって時効初期は析出量の増大とともにカソード面積が増え, アノード面積が減少するが約80~100 min を境にカソード面積は減少しアノード面積は増える。Fig. 7 は本合金の分極曲線である。図から明らかな

Fig. 7 Current-potential curves of Cu-4% Ti alloy aged at 450°C for 54 min in 6N aqueous ammonia containing 10.2 g/l of copper.

うにカソード分極曲線に限界電流値⁽²¹⁾⁽²²⁾(i_L)がみられる。 i_L の値は溶液中の銅濃度を減少すると低下し⁽²³⁾, 溶液を少し攪拌するとこの i_L は上昇した。このことから i_L は溶液中の主として銅錯イオンの拡散に関係しているものと推察され, 腐食量を規定していると思われる。したがってカソード反応を促進しアノード溶解を助長すれば腐食量は増大する。逆にカソード面積が減少すればカソード反応が抑制され腐食電流は低下する。カソード面積の減少は相対的にアノード面積を増加させアノード電流密度を減じ, 局部腐食が緩和される。これらのことが本実験において4 hr 以上の時効による SCC 感受性低下の要因であると推察される。最近 Pugh ら⁽²⁴⁾は α 黄銅を非変色皮膜形成アンモニア水溶液中で SCC 試験及び腐食減量試験を行ない α 黄銅の溶解はカソード反応に律速され, 酸素の供給が腐食速度をコントロールすることを指摘した。本合金でも銅錯イオン存在下で Fig. 7 に示したようにカソード反応が腐食量を支配している。

以上の考察から本合金の時効による SCC 感受性の変化は粒内に生成した微細構造の変化に関連して次のように説明される。54 min までの時効によって生成した変調構造は時効による析出量の上昇とマトリックスの Ti 濃度の低下とにより局部腐食性を増す。このことは変形によって露出した新生面の活性溶解を助長し割れの迅速な進展を導くと考えられる。しかし長時間の時効ではゾーン表面積の減少によりカソード面積が減少する。そのために新生面のアノード溶解が抑制され割れ感受性が減少する。このときマトリックスとゾーンとの濃度差の上昇による局部腐食能が増してもアノード溶解がカソード反応で律速されており, カソード面積の減少がアノード溶解を抑え感受性は減少する。また不連続析出物の出現によっても粒界割れ感受性が減少することは前報⁽⁷⁾で指摘したとおりである。平衡

相 Cu_3Ti は腐食液に安定で, かつ選択腐食されるマトリックスよりも硬い。したがって応力下での変形はマトリックスまたはこれと Cu_3Ti 相との界面に集中すると考えられる。しかし変形によって露出した新生面は変調構造のような濃度変動をもたなく, さらに Ti 濃度も低いため割れを導かず, 不連続析出物内部を割れは通り難いと考えられる。

終りに試料の分析を行なっていたいただいたタツタ電線株式会社, 浜口八郎氏はじめ化学研究室の皆様に深く感謝申し上げます。

文 献

- (1) J.D. Boyd and R.G. Hoagland : Corrosion, **30** (1974), 102.
- (2) N.Ohtani and R.A.Dodd : Corrosion, **21** (1965), 161.
- (3) H.H.Uhlig and J.Sava : Trans. ASM, **56** (1963), 361.
- (4) H.H.Uhlig and J.Sava : 2nd International Congress on Metallic Corrosion, (1963), New York, NACE, (1966), 211.
- (5) 堀 茂徳, 竹本 正 : 金属学会誌, **37** (1973), 257.
- (6) H.W.Pickering and P.R.Swann : Corrosion, **19** (1963), 373 t.
- (7) 竹本 正, 堀 茂徳 : 金属学会誌, **38** (1974), 743.
- (8) 大谷南海男, 松本 長, 俵 穰 : 金属学会誌, **33** (1969), 425.
- (9) 伊藤直也 : 金属学会会報, **8** (1969), 708.
- (10) 村上陽太郎, 吉田博行, 猪飼 靖 : 金属学会誌, **29** (1965), 1215.
- (11) E.N.Pugh, J.V.Craig and A.J.Sedriks : Proceedings of Conference on Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking, Ohio State University, (1967), 118.
- (12) W.E.Krull, E.A.Starke, Jr. and R.W.Newman : Mater. Sci. Eng., **9** (1972), 211.
- (13) J.A.Cornie, A. Datta and W.A.Soffa : Met. Trans., **41** (1973), 727.
- (14) 池野 進, 佐治重興, 堀 茂徳 : 金属学会誌, 投稿中.
- (15) 宮崎 亨, 矢島悦次郎, 須賀久明 : 金属学会誌, **34** (1970), 1184.
- (16) 辻本得蔵, 斎藤一男, 橋本健紀 : 金属学会誌, **37** (1973), 61.
- (17) 辻本得蔵, 橋本健紀, 斎藤一男 : 金属学会誌, **37** (1973), 67.
- (18) E.G.Nestrenko and K.V.Chuistov : Fiz. Metal. Metalloved., **9** (1960), 415.
- (19) Ye.G.Nestrenko and K.V.Chuistov : Fiz. Metal. Metalloved., **12** (1961), 567.
- (20) 辻本得蔵, 斎藤一男 : 金属学会誌, **37** (1973), 179.
- (21) 伊藤伍郎 : 腐食科学と防食技術, コロナ社, (1969), 89.
- (22) 大谷南海男 : 金属表面工学, 日刊工業新聞社, (1967), 57.
- (23) 竹本 正, 堀 茂徳 : 未発表.
- (24) E.N.Pugh and J.A.S.Green : Met. Trans., **2** (1971), 3129.

Al-Mg 系 γ 相の硬度, 比抵抗, 熱電能の温度および組成依存に関する研究

福 地 正 明* 渡 辺 勝 也*

Masaaki Fukuchi and Katsuya Watanabe : Temperature and Composition Dependence of Hardness, Resistivity and Thermoelectric Power of the γ -Phase in the Al-Mg System. The effects of temperature and composition on hardness, electrical resistivity and thermoelectric power of the γ -phase were studied in relation to a covalent component of interatomic forces. From the temperature dependence of resistivity and thermoelectric power, it was possible to assume the existence of a narrow energy band of high density which seems to be related to a homopolar Al-Al bond. The strength of the bond appears to be affected by an introduction of compositional defects. When the composition of the γ -phase deviates from stoichiometry, the strength would be reinforced by excess aluminum but weakened by excess magnesium. The temperature of hardness-softening is relatively high, $0.72-0.79 T_m$, suggesting the contribution of the homopolar bond to the mechanical properties of the compound.

(Received September 17, 1974)

I. 緒 言

金属間化合物の機械的性質は温度に大きく影響され, 一般的には低温では硬くかつ脆いが高温では軟化し, 延性がみられるようになる。この軟化が始まる温度は絶対温度で

融点の $0.4-0.75$ 程度であって化合物の種類によって差がある⁽¹⁾⁻⁽³⁾。脆性が著しい低温領域においても多くの化合物はすべり変形が可能であるが, 同一結晶型であってもすべり系が異なる場合が知られている。たとえば CsCl 型化合物の場合, AgMg や CuZn など比較的金属結合の割合

* 北海道大学工学部 (Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo)