階ではモード(II)のみによって伸び、 V_f の小さい場合はマルチプルネッキングを生じて、大きな伸び量を示す。ヘリカル径の最小限度は V_f が小さい程大きい。

文 献

- (1) Y.Kagawa, H.Okuhara, Y.Watanabe, E.Nakata and S.Yoshida: *Composite Materials; Mechanics, Mechanical Properties and Fabrication*, Ed. by K.Kawata and T.Akasaka, Japan Society for Composite Materials, Tokyo, (1981), 213.
- (2) 香川 豊, 大石義和, 吉田 進, 中田栄一: 日本複合材料学会誌, **7**(1981), 140.
- (3) Y.Kagawa, S.Yoshida and E.Nakata: *Proceedings of the 25th Japan Congress on Materials Research*, The Society of Materials Science, Kyoto, (1982), 340.
- (4) 香川 豊, 奥原 元, 中田栄一, 吉田 進: 日本金属学会誌, **46**(1982), 313.
- (5) G.A.Cooper: *J.Mat.Sci.*, **2**(1967), 409.
- (6) 酒井昌宏, 渡辺 治, 渡辺勝也: 日本金属学会誌, **43**(1979), 181.
- (7) 小沢英一, 渡辺 治: 日本金属学会シンポジウム講演予稿, (1977・10月), 141.
- (8) E.Ozawa and O.Watanabe: *Proc. 2nd Japan-USSR Symposium on Composite Materials*, Ed. by T.Hayashi and N.Igata, Japan Society for Composite Materials, Tokyo, (1980), 1.
- (9) G.Branfield and H.Pursey: *Phil.Mag.*, **44**(1953), 437.
- (10) R.M.Vannet, S.M.Wolf and A.P.Levitt: *Met. Trans.*, **1**(1970), 1569.
- (11) H.R.Piehl: *Trans.Met.Soc. AIME*, **233**(1965), 12.
- (12) 日本バネ協会編: ばね, 丸善, (1962), 129.

日本金属学会誌 第 46 巻 第 6 号 (1982) 639-645

Cu-Ti 合金の極低温における強度と延性

佐 治 重 興* 小 川 隆 生** 堀 茂 徳*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 46, No. 6 (1982), pp. 639-645

Strength and Ductility at Cryogenic Temperature in Cu-Ti Alloy

Shigeoki Saji*, Takao Ogawa** and Shigenori Hori*

A quenched material (No.1), an aged material (No.2), a cold-rolled and aged material (No.3) and an aged, cold-rolled and anneal-hardened material (No.4) of a Cu-4 wt%Ti alloy were tensile-tested at temperature range from 4 to 70 K and at room temperature. Microstructures were also observed before and after the tests. Results obtained were summarized as follows:

(1) The strength at cryogenic temperature in each material was high in the order of the material No.4, 3, 2, 1. On the other hand, the ductility was large in the reverse order. These orders were as the same as those at room temperature.

(2) The yield stress (the elastic limit) and U.T.S. in all the materials increased essentially in straight lines with decreasing temperature from room temperature to about 4 K. The increases in the strength were not large, and the temperature dependence of the yield stress was ascertained to be due to that of the shear modulus in the materials No.1 and 2, but the temperature dependence of the yield stress in the materials No.3 and 4 could not be ascribed to the temperature dependence of the shear modulus only.

(3) The elongation to fracture was divided into the uniform elongation and the localized elongation. The uniform elongation increased exponentially with decreasing test temperature in all the materials. The increase in the uniform elongation was due mainly to the difficulty of cross slip of dislocations at lower temperature, and more twins generated during deformation at lower temperature might play a role in retarding cross slip of dislocations. When the uniform elongation, ϵ_U was larger than about 0.15, the value of ϵ_U was in good agreement with an average value of the two work-hardening exponents, $(n_1 + n_2)/2$. Differences in the uniform elongation among the materials could be explainable in terms of the stacking fault energy and inhomogeneity of the deformation structure induced during thermomechanical processing.

(Received February 20, 1982)

* 大阪大学工学部金属材料工学科 (Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

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

I. 緒 言

近年、強力な超電導マグネットの開発と応用など、低温工業の発展とともに優れた強度と靱性あるいは延性を有する極低温用の構造材料が望まれている。また、低温用材料に対する要望は多様である⁽¹⁾。体心立方構造を有する金属や合金は極低温では脆性を示す。優れた低温用材料として知られるステンレス鋼も極低温では応力誘起マルテンサイト変態によって靱性が減少するとともにその磁性が問題となる⁽¹⁾⁽²⁾。銅合金は極低温でも延性破壊を示すので安定であり、非磁性の有利性がある。

比較的最近に開発され、優れたスプリング材として実用されている Cu-Ti 合金の室温における強度は適当な熱処理や加工・熱処理によって著しく向上する⁽³⁾⁽⁴⁾。しかし、このようにして強化された本合金の極低温における機械的性質については全く知られていない。本研究では適切な熱処理や加工・熱処理によって強化された Cu-4 wt%Ti 合金の極低温における強度と延性が調べられた。

II. 試料および実験方法

Cu-4%Ti 合金が電解銅とスポンジチタンから真空中で溶解・铸造された。铸塊 (40 mm × 40 mm × 150 mm) は 1123 K で 1440 min の均質化処理を施された後、熱間鍛造および冷間圧延によって 6 mm および 15 mm 厚の板材とされた。合金中の Ti 含有量は 3.88 wt% (5.08 at%) であり、Fe, Ni, Sn, Pb, Sb, As, Si などの不純物の総量は約 370 wt ppm であった。上記の板材に対して Table 1 に示す 4 種類の熱処理あるいは加工・熱処理過程が施された。Table 1 における No.1 の熱処理後の平均結晶粒径は約 114 μm であった。Fig.1 に示された寸法の引張試験片が

Table 1 Thermal and thermomechanical processes given on Cu-4 wt%Ti alloy in the present work.

Material	Processing
No.1	Solution-treatment at 1163 K for 90 min followed by Quenching into ice water
No.2	No.1 + Aging at 723 K for 180 min
No.3	No.1 + Cold-rolling by 60% reduction + Aging at 723 K for 60 min
No.4	No.1 + Aging at 723 K for 180 min + Cold rolling by 60% reduction + Anneal-hardening at 723 K for 2 min

Fig.1 Dimension of test specimen in mm.

Fig.2 Illustration of the continuous flow cryostat for tensile test at cryogenic temperature.

No.1 の処理を受けた板材から、あるいは No.3 および 4 の処理の圧延加工後の板材から機械加工によって切りだされた。また、No.2, 3 および 4 処理における最後の熱処理は引張試験片の形状に切り出された後に施された。

引張試験はインストロン試験機を用い、4 K から 70 K の範囲の種々の温度および室温で行われた。極低温 (4~70 K) での試験は Fig.2 に示された連続フロー・クライオスタットの中で行われ、冷媒としての He ガスは 2 台の真空ポンプで流された。試験温度は He ガスの流量とクライオスタット中に内蔵されたヒーターからの発熱によって ±1 K の精度で調節された。室温から 4 K まで冷却するのに要する時間は約 180 min で、必要な液体ヘリウム量は約 8000 mL である。引張試験のクロス・ヘッド速度は 0.5 mm/min で行われ、破断伸びの測定は試験前後のゲージ長さの変化から求められた。均一伸びやくびれ発生後の伸びの値はチャート紙上に記録された荷重・伸び曲線から真歪に換算された値である。光学および透過電顕組織の観察は引張試験後の試験片を用いて行われた。

III. 実験結果と考察

1. 顕微鏡組織と強度

No.1 材では Photo.1 (a) の微細な波状コントラストが示すように、溶体化処理温度からの焼入れ中に分解が起って Ti に富むゾーンと Ti に貧しいゾーンが周期的に配列

するいわゆる変調構造が形成されている⁽⁵⁾。No.2 材では時効によって分解がさらに進み、Photo.1(b)にみるように変調構造の波長やゾーンの大きさがより大きくなっている⁽³⁾。本研究で採用した 723 K-180 min の加熱によってこの合金の時効処理で得られる最高強度にほぼ近い値が得られている。No.3 材では時効処理前の加工硬化とその後の析出硬化が複合されてより高い強度が得られる⁽⁶⁾⁽⁷⁾。No.4 材は時効によって最高に近い状態まで強化した材料を圧延加工によって強化した上、さらに焼鈍硬化⁽⁴⁾⁽⁷⁾を付与し、最も強くしたものである。No.3 および 4 材では Photo.2 の光顕組織にみるように、変形帯が不均一に分布

Photo.1 Modulated structures in the materials No.1, (a) and No.2, (b). -T.E.M.-

Photo.2 Inhomogenous structure induced during the thermomechanical processing in the material No.4. -O.M.-

している。電顕観察によると変形帯から離れた領域では No.2 材におけると同様の変調構造である⁽⁴⁾⁽⁶⁾。

Fig.3 は各処理材の降伏応力(弾性限)と引張強さの試験温度に対するプロットを示す。各処理材の極低温での強度は室温と同様、No.4, 3, 2, 1 材の順で高い。また、各材の強度は温度降下とともにほぼ直線的に上昇している。図中の各直線は室温でのデータを含めた各測定値から最小自乗法によって引いたものである。前処理を除き、本実験と同じ各処理を施した板状試験片を用いて、77~293 K の温度域で引張試験を行った結果でも強度は温度降下とともに直線的に上昇し、それらの直線の温度勾配は Fig.3 に示した対応する各直線の勾配とほぼ一致した。しかし、板状試験片の強度の値は、いずれの各処理材および試験温度についても、本実験での測定値の 77~293 K への外挿値に比べ低かった。その原因については、前処理の違いにより板状試験片では集合組織⁽⁶⁾が発達しているためと考えているが、詳細は不明である。各処理材の強度の温度依存性は小さく、4~6 K における No.1, 2, 3, 4 材の降伏応力の値は室温の値のそれぞれ約 1.4, 1.1, 1.1, 1.2 倍となっている。引張強さについてもその比は約 1.2~1.3 程度である。

本合金における変調構造の形成がスピノード分解⁽⁸⁾⁽⁹⁾に因るかあるいは核生成-成長の過程⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾に因るかについて従来から議論があるが、先に著者ら⁽⁵⁾は 723 K 時効においては Al-Cu 合金の GP ゾーンの形成における 3 相モデル⁽¹²⁾と同様の核生成-成長の過程であろうと報告した。本実験の変調構造では Ti に富むゾーンが矩形波的濃度分布をもって緻密に分散しているものと考えられる。このよ

Fig.3 Temperature dependence of yield stress (the Elastic limit) and ultimate tensile strength for the materials No.1, 2, 3 and 4.

うなゾーンのまわりの整合ひずみによる内部応力の場を転位が内部応力に打ち勝って動くために必要な応力すなわち降伏応力については析出硬化の場合と同様に考えることができる。

Mott-Nabarro⁽¹³⁾によれば析出粒子の分散間隔が析出粒子の内部応力によって転位がわん曲し得る曲率半径に近い場合には、内部応力場に横たわる転位を動かすに必要な応力は転位に働く平均内部応力に等しい。その時、降伏応力は次式で表わされる。

$$\tau \approx 2\mu\epsilon f \quad (1)$$

ここで、 μ は剛性率、 ϵ はひずみ量、 f は析出物の占める体積率。Mott-Nabarro 理論によれば降伏応力は剛性率あるいは立方晶では $\mu=3/8E$ であるからヤング率に比例することになる。

本実験で得られた降伏応力の小さい温度依存性は剛性率の温度依存性によるものと考えられるので、両者の温度依存性の対応を検討した。各試験温度での降伏応力の値を室温での値で標準化した値を縦軸に、同様に標準化したヤング率の値を横軸にとってプロットすると Fig. 4 のようになった。各プロットは No. 3, No. 4 材を除き、 σ_T/σ_{293} 対 E_T/E_{293} が 1 となる直線上あるいはその近傍に存在する。このことは No. 1 および 2 材における降伏応力の温度依存性が剛性率の温度依存性とほぼ対応することを示す。一方、加工によって導入された諸欠陥が複雑な状態で残存すると考えられる No. 3 および No. 4 材では直線からのずれは大きく、剛性率の温度依存性だけでは説明できない。No. 3 および 4 材の極低温における耐力の値は 4~6 K においてはそれぞれ約 1000 MPa および 1300 MPa に達する。これらの値は極低温用構造材として凡用されている SUS 304 ステンレス鋼の耐力をはるかにしのぐ。前者は

Fig. 4 Normalized yield stress, σ_T/σ_{293} vs normalized Young's modulus, E_T/E_{293} for the materials No. 1, 2, 3 and 4 tested at various temperatures (σ_T, E_T : yield stress and Young's modulus at test temperature, σ_{293}, E_{293} : yield stress and Young's modulus at room temperature, respectively).

SUS 316 LN ステンレス鋼の耐力にほぼ匹敵し、後者はその値をも優越している⁽¹⁴⁾。

2. 延 性

一般に、FCC 金属ではほぼ最大荷重点までくびれを発生せずに一様に変形すると考えられている⁽¹⁵⁾。本研究で、各引張試験における均一伸びに対する真歪、 ϵ_U の値を求めるとその大小は No. 4 材を除き、それぞれの破断伸びあるいはその真歪 ϵ_F の値の大小にほぼ対応した。各処理材の ϵ_U の値を試験温度に対してプロットした図が Fig. 5 である。各測定点は一試験片の測定値である。測定値にバラツキはあるが、No. 1, 2, 3, 4 材の順に大きい。この順序は前述の強度と逆転しているが、同一合金では強度が向上するような処理を施せば程度の差はあるが、延性は低下するという一般的傾向に合致している。しかし、本合金の場合 Fig. 5 でも明らかなように温度降下にもなう均一伸びの向上は指数関数的であり、4~6 K における均一伸びの値は室温におけるそれのおよそ 1.5~3 倍となる。とくに、No. 2 材の均一伸びの向上は顕著である。No. 4 材の場合低温における ϵ_U の向上は少いが、Fig. 6 で分かるようにくびれ発生後の伸びに対応する、 $\epsilon_F - \epsilon_U$ の値が他の処理材のそれらに比べて大きい。一方、No. 2 材の $\epsilon_F - \epsilon_U$ の値は他の処理材の値に比べて全温度域にわたってとくに低い。この結果は、温度低下にもなう同材の均一伸びの顕著な向上と対照的である。4~6 K での全伸びに対するくびれ伸びの割合は No. 1, 2, 3 および 4 材についてそれぞれ約 6, 3, 15 および 33% である。加工による不均一性がより多く残っていると考えられる No. 4 および 3 材でのくびれ伸びの値が大きい。各引張試験で得られた断面収縮率すなわち絞り値を試験温度に対してプロットすると Fig. 7 のようになった。測定点はかなり大きいバラツキを示すが、各試験温度において No. 1 材の絞り値は最も高く、No. 2

Fig. 5 True strain, ϵ_U corresponding to uniform elongation vs temperature in tensile test of the materials No. 1, 2, 3 and 4.

Fig.6 True strain, $\epsilon_F - \epsilon_U$ corresponding to localized elongation vs test temperature for the materials No.1, 2, 3 and 4.

Fig.7 Reduction of area vs test temperature for the materials No.1, 2, 3 and 4.

材の値は No.3 や 4 材のそれに比べて低い。

絞り値は均一伸びによる断面積の減少とくびれ発生から破断までの局所的な断面減少との和であるから、均一伸びが小さい No.4 材での比較的高い絞り値はくびれ伸びが大きいことに因る。4~6 K で No.3 および 4 材は約 1000 および 1300 MPa の高い耐力を示すとともに約 40~45% の高い絞り値を示す。かくして、本合金の加工・熱処理材は高い強度を要求される極低温用構造材として有望であることを示す。

引張試験における真応力 - 真歪曲線が材料や材質によっては歪量の小さい領域を除いてつぎの式で近似される⁽¹⁵⁾。

$$\sigma = K \epsilon^n \quad (2)$$

ここで、 σ は真応力、 ϵ は真歪、 n は加工硬化指数、 K は

定数である。上の関係が成立つ時、くびれ発生の条件から均一伸びの量、 ϵ_U は n 値に等しくなる。上述のごとく、No.1, 2 および 3 材においてはくびれ伸びの全伸びに占める割合が小さいことから、その延性の程度は均一伸びの大小によって決まると考えられる。そこで、各処理材のいくつかの温度での引張試験について、真応力 - 真歪曲線から $\ln \sigma$ と $\ln \epsilon$ の関係をプロットすると Fig.8 のようになる。 $d \ln \sigma / d \ln \epsilon$ で表わされる n 値は歪量とともに変化し、その変化は 4 段階に区分できる。多くの研究で n 値は歪量に対して一定ではなく大きく変化すると報告されている⁽¹⁶⁾。Fig.8 において、降伏直後の低歪域では n 値は高く、歪量とともに減少し、続く歪域で n 値は一定の値 n_1 をとる。その後 n 値の連続的に変化する歪域を経て再び一定の n 値、 n_2 をくびれ発生点までとる。 ϵ_U の値が小さい場合、例えば No.4 材のように、 n 値が急激に上昇する段階のみが存在するか、あるいは No.3 材の 293 K 試験のように、急激な n 値の上昇に続いて n 値一定の歪域がわずかに存在する。 n_1, n_2 の大きさおよびそれぞれに対応する歪域の大きさは各処理材、試験温度によって異っているが、いずれも n_2 をとる歪域は大きく、 n_2 と n_1 をとる歪域を合わせた歪量は全歪中でかなり大きい割合を占める。同一処理材については、試験温度が低くなるほど n_1 および n_2 値が大きくなり、とくに n_2 の値が顕著に大きくなる。また、試験温度が同程度の場合は n_1 および n_2 の値がともに No.1, 2, 3 材の順で大きい。 n_2 および n_1 の値が大きい場合に ϵ_U や破断伸びの値が大きくなっているため、平均的な加工硬化指数、 $(n_1 + n_2) / 2$ と ϵ_U との対応を Fig.8 の各場合について検討した。その結果が Fig.9 に示されている。

Fig.8 Relations between $\ln \sigma$ and $\ln \epsilon$ in the true stress-strain diagrams for the materials No.1, 2, 3 and 4, tensile-tested at the indicated temperature. The $n (=d \ln \sigma / d \ln \epsilon)$ values show the work-hardening exponents, the marks $\odot$ correspond to the end of uniform elongation.

る。Fig.9 で ϵ_U の値が約 0.15 以上の場合はいずれのプロットも傾き 45° の直線上にはほぼ載っている。すなわち、均一伸びの値は平均的な加工硬化指数 $(n_1+n_2)/2$ の値とはほぼ一致する。 ϵ_U の値が小さく、一定数となる n 値が一つしかない場合はその値を採用したが、図中の Δ および $\square$ 印がそうした場合であり、プロットは直線から大きくずれている。

試験温度が低くなるほど $(n_1+n_2)/2$ の値が大きくなるのは主として転位の交差すべりが起り難くなるためであろう。斉藤⁽¹⁷⁾は Cu-4 wt%Ti 合金の種々の時効材について、77~523 K の温度域で引張試験を行い、組織観察を行った結果から、特定の時効材に限り、243~523 K の比較的高温域でのみ応力-歪曲線にセレーションがみられ、変形双晶は低温になるほど観察され難いと報告している。本実験では各処理材ともすべての温度域で変形双晶が観察され、その体積率は変形温度が低い程多くなる傾向にある。

Photo.3 は No.2 材を 28 K で 3% 塑性歪まで引張った試験片の変形双晶を示す。ただし、68 K より高温での変形ではセレーション現象はみられなかった。低温変形では変形中に生じたより多くの双晶が加工硬化指数をより大きく

Fig.9 Relations between the average value of work-hardening exponents $(n_1+n_2)/2$ and true strain, ϵ_U corresponding to uniform elongation for the materials No.1, 2, 3 and 4, tensile-tested at the indicated temperatures.

Photo.3 Twins generated during tensile deformation at 28 K. Plastic strain=0.03

している可能性はある⁽¹⁸⁾。本合金の極低温における変形双晶についてはその詳細を別に報告する。つぎに同一試験温度では $(n_1+n_2)/2$ の大きい順は No.1, 2, 3 材の順である。この点は各処理材中の積層欠陥エネルギーの大きさを考察することによって説明できる。すなわち、各処理材の地質中の固溶 Ti 量は No.1, 2, 3 材の順に多い。No.3 材では時効前の圧延加工によって過飽和固溶体の分解が最も促進されている⁽⁶⁾。一般に、固溶体中の溶質原子の増加にともなうその積層欠陥エネルギーは減少する⁽¹⁹⁾。そして積層欠陥エネルギーのより低い材料中では転位の交差すべりがより困難となり、加工硬化指数は増大することになる。No.4 材の地質中の固溶 Ti 量は No.2 材のそれとはほぼ同程度と考えられるが、時効後に加えられた圧延加工によって変形帯や双晶の不均一な分布が最も顕著である。このような不均一さが不均一変形をもたらし、均一伸びを最も低くしていると考ええる。

IV. 結 論

Cu-4 wt%Ti 合金の焼入れ材 (No.1)、時効材 (No.2)、加工-時効材 (No.3) および時効-加工-焼鈍材 (No.4) について、約 4~70 K の極低温域および室温で引張試験を行い、組織観察の結果を合わせてつぎの結論を得た。

(1) 極低温における強度は室温におけると同様、No.4, 3, 2, 1 の順に高く、破断伸びは No.1, 2, 3, 4 の順に大きい。各処理材の強度と延性は温度降下とともに向上し、とくに延性の向上は顕著である。

(2) 強度は各処理材とも室温から 4 K まではほぼ直線上で上昇するが、その温度依存性は小さく、4~6 K における降伏応力や引張強さの値は室温の値の約 1.1~1.4 倍の程度であった。No.1 および 2 材の降伏応力の温度依存性は剛性率の温度依存性に因ることが確かめられた。No.3 および 4 材の降伏応力の温度依存性はより複雑である。

(3) 各処理材の破断伸びは均一伸びと局所的なくびれ伸びに分けられ、均一伸びは試験温度の降下とともに指数関数的に上昇した。これは主として温度降下とともに転位の交差すべりがより困難になることに因るが、変形双晶の寄与も考えられる。均一伸びの値がおおよそ 15% を越える時、材質、試験温度によらず、均一伸びに対応する真歪の値は平均的な加工硬化指数 $(n_1+n_2)/2$ の値とはほぼ一致した。各処理材の均一伸びの大小関係は積層欠陥エネルギーの大小および加工組織の不均一性の程度によって説明される。加工による不均一組織を有する No.3 および No.4 材では早期にくびれが発生し、くびれ伸びと絞りが比較的大きい。

おわりに、試料の分析ではタツタ電線分析センター(株)の御厚意に感謝します。また、本実験は大阪大学低温センター脆性試験機室のインストロン試験機および連続フロークライオスタットを用いて行われたものであり、関係各位に感謝します。

文 献

- (1) 津谷和男：低温工学，11 (1976)，149.
- (2) D.C.Larbalestier and H.W.King：Cryogenics，13 (1973)，160.
- (3) 池野 進，佐治重興，堀 茂徳：日本金属学会誌，38 (1974)，446.
- (4) 佐治重興，浅野和之，堀 茂徳：日本金属学会誌，38 (1974)，1186.
- (5) 佐治重興，池野 進，堀 茂徳：日本金属学会誌，42 (1978)，63.
- (6) S.Saji and E.Hornbogen：Z.Metallk.，69 (1978)，741.
- (7) 池野 進，佐治重興，堀 茂徳：日本金属学会誌，42 (1978)，275.
- (8) 宮崎 亨，矢島悦次郎，須賀久明：日本金属学会誌，34 (1970)，1184.
- (9) D.E.Langhlin and J.W.Cahn：Acta Met.，23 (1975)，329.
- (10) 辻本得蔵，斎藤一男，橋本健紀：日本金属学会誌，37 (1973)，61，67.
- (11) 辻本得蔵，斎藤一男：日本金属学会誌，37 (1973)，173，179.
- (12) A.Guinier：Acta Met.，3 (1955)，510.
- (13) N.F.Mott and F.R.Nabarro：Report of a Conference on the Strength of Solids，Physical Society，London，(1948)，1.
- (14) 極低温金属材料データ集，低温工学協会・冷凍部会・安全委員会編，(1981)．
- (15) 木原諄二：日本金属学会会報，17 (1978)，478.
- (16) 五弓勇雄，木原 諄：塑性と加工，9 (1968)，691.
- (17) K.Saito：J.Phys. Soc. Japan，27 (1969)，1234.
- (18) 笹野久興，木村啓造：日本金属学会誌，41 (1977)，933.
- (19) A.Howie and P.R.Swann：Phil. Mag.，6 (1961)，1215.

日本金属学会誌 第 46 巻 第 6 号 (1982) 645-651

急冷凝固した Al-Pb 合金の凝固組織

池 田 徹 之* 西 成基**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 46, No. 6 (1982), pp. 645-651

On the Structure of Al-Pb Alloys Solidified by Rapid Cooling

Tetsuyuki Ikeda* and Seiki Nishi**

Two experiments with hyper-monotectic Al-2 to 8 mass%Pb alloys have been performed by rapid cooling from the single liquid phase (above the miscibility gap) with cooling rates from 70 to 1000 K/s. It was found that lead particles existing in the microstructure were homogeneously distributed in the aluminium matrix and the gravity segregation could be prevented. The lead particles consisted of small L_1 solid phase formed by the monotectic reaction and large L_2 solid phase formed by the separation into two liquid phases ($L_1 + L_2$). The shape of lead particles were approximately spherical and the mean particle size was about $1\mu\text{m}$ in the L_1 solid phase and 1 to $6.5\mu\text{m}$ in the L_2 solid phase.

(Received October 12, 1981)

I. 緒 言

Al-Pb 系合金は、Fig. 1⁽¹⁾に示すように 2 液相分離域が高温まで非常に広がっており、また偏晶点も低鉛側 (1.5% Pb, 931.5 K) にある。しかもアルミニウムと鉛の比重差が大きいので鉛の重力偏析がおこり均質な合金へ溶製しにくい。鉛は低融点金属で、アルミニウム中にほとんど固溶しない。しかしアルミニウム基地中へ鉛を一様に分散させた軸受合金は、摺動時鉛の熔融流動のために錫基ホワイトメ

タルに匹敵するなじみ性とかじりにくさを与える。その上、現在広く使用されている Al-Sn 合金のすぐれた耐摩耗性をも付与される。このような合金への要望が高くなり、現在開発途上にある。これには、如何にして鉛の重力偏析を防ぎ、アルミニウム中に鉛を均一分散させるかの問題がある。この問題点を解決する製造法として下記の方法などが研究されている。(1) 粉末焼結法⁽²⁾、(2) 微小重力下での凝固 (宇宙冶金)^{(3)~(6)}、(3) 鉛の均一分散に有効な元素の添加 (鉛化合物を核として鉛相を凝集)⁽⁷⁾、(4) 急熱

* 豊橋技術科学大学生産システム工学系 (Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology, Toyohashi)

** 豊橋技術科学大学 (Toyohashi University of Technology, Toyohashi)

本報で示す合金組成はすべて質量百分率 (mass%) で示す。