Cu-Zn, Cu-Al α 固溶体の中間温度脆化*

山 縣 裕** 和 泉 修**

Hiroshi Yamagata and Osamu Izumi: Intermediate Temperature Embrittlement of α Solid Solution Cu-Zn and Cu-Al Alloys. The effects of Zn concentration, strain rate and orientation on the intergranular fracture of α brass bicrystals were investigated. Also, the effects of grain size and cold-working were examined using polycrystalline specimens. The results are summarized as follows:

(1) No distinct difference in fracture behaviours is observable between in 80/20 brass and in 70/30 brass bicrystals.

(2) The transition of fracture mode from transgranular to intergranular in the lower temperature range is strain rate dependent, but that from intergranular to transgranular fracture in the higher temperature range is not sensitive to the strain rate.

(3) If the orientation of each component crystal is chosen in such a way that the secondary slip system is operative from the early stage of deformation, the fracture mostly occurs transgranularly or intergranular fracture is observable only within a very narrow temperature range.

(4) It is suggested, therefore, that the deformation in the interior of grains is a dominating factor in the intermediate temperature embrittlement.

(5) In α brass polycrystals, fine grained specimens show two ductility minima in the range of intermediate temperature embrittlement, and they are correlated to the deformation behaviour of α brass bicrystals and single crystals.

(Received June 21, 1978)

I. 目 的

前報で α 黄銅双結晶を用い、中間温度付近における粒界破壊の微視的過程について検討した⁽¹⁾。 α 黄銅の中間温度脆化は複雑なひずみ速度および合金組成依存性を示すとされているが、その原因については明らかでない。そこで本報では前報と同様 α 黄銅双結晶を用い、粒界破壊におよぼす合金組成の影響、双結晶方位依存性およびひずみ速度依存性等に関して検討し、 α 黄銅および α Al 青銅多結晶材の延性との比較を試みた。

II. 実 験 方 法

本実験に用いた 70/30, 80/20 α 黄銅双結晶の作製方法は前報⁽¹⁾と同じである。引張り試験は、粒界を平行部中央に引張り軸に対し垂直に入れた平行部 1 mm $\times$ 5 mm $\times$ 20 mm の試料を用い、引張り速度は 0.2~200 mm/min, おおの初期ひずみ速度で約 2×10^{-4} ~ 2×10^{-1} /s である。

中間温度における伸びの粒径依存性を比較した α 黄銅多結晶材は、 α 黄銅双結晶と同様の Cu-30 wt%Zn である。試験片は平行部 $4\phi \times 30$ mm の丸棒首つり型であり、粒径は 823 K-3 h の焼鈍で約 23 μ m のものおよび 1073 K-1 h で約 400 μ m のものを得た。

中間温度脆化におよぼす冷間加工の影響は、Cu-6 wt% Al を用い試験した。材料は OFHC-Cu と高純度 Al を真空溶解によって溶解したもので、主な不純物は Fe+Pb <0.002 wt% である。引張り試験片は平行部 2 mm $\times$ 4 mm $\times$ 35 mm の板状であり、最終焼鈍 823 K-3 h で約 25 μ m の粒径を得た。

冷間加工に伴う半価幅の変化は、X線ディフラクトメーターを用い CuK α の (420) 回折線の幅をチャート紙より求める方法によった。

III. 実 験 結 果

1. 80/20 黄銅双結晶の粒界破壊

Fig.1 に 80/20 黄銅双結晶の応力-伸び線図を示す。試料方位は図中のステレオ三角形中におおのの構成結晶の軸方位で表示する。図中破線はセレーションを示す領域であり、ひずみ速度は 1.67×10^{-4} /s である。図の特徴は、前報の 70/30 黄銅の結果⁽¹⁾と類似しているが、明瞭な高温降伏現象は認められなかった。Fig.2(b)に同じ双結晶の 0.2% 降伏応力に見られる温度依存性を示す。図の 80/20 黄銅でも前報の 70/30 黄銅と同様、変形応力の中間温度での極大が、低速 (1.67×10^{-4} /s) では見られる。しかし、この

** 東北大学金属材料研究所 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, Sendai)

* 1977 年 4 月日本金属学会東京大会および 10 月伸銅技術研究会東京大会に一部発表; 銅合金 α 固溶体の変形挙動の温度依存性に関する研究 (第 3 報)

極大を示す温度は 70/30 黄銅が約 650 K 付近であったのに対し、やや高温(約 723 K)にある。またひずみ速度を増すと ($8.35 \times 10^{-4}/s$)、不明瞭ではあるが降伏応力の極大値を示す温度は高温側へずれる傾向にある。

本実験の 80/20 黄銅の破壊挙動も前報の 70/30 黄銅と極めて類似する。Fig.2(a)に伸びの温度依存性を示す。図中の記号 T.G. は粒内破壊、I.G. は粒界破壊を示す。ただし、粒界破壊領域における伸びの極小を示す温度が、降

Fig.1 Stress-elongation curves of Cu-20%Zn bicrystal at various temperatures with an initial strain rate of $1.67 \times 10^{-4}/s$. Dashed curves show serrations. The tensile axis of each component crystal is shown in the stereographic triangles.

Fig.2 Elongation(a) and yield stress(b) vs temperature of Cu-20%Zn bicrystal. T.G.: trans granular fracture, I.G.: inter granular fracture.

伏応力の極大を示す温度と対応して 70/30 黄銅の場合より、やや高温側へずれる傾向にある ($1.67 \times 10^{-4}/s$ の場合)。高ひずみ速度の場合 ($8.35 \times 10^{-4}/s$) は、低ひずみ速度の場合より伸びは増加するが、しかし変形応力の極大を示す温度と伸びの極小を示す温度の対応は、あまり明瞭でなくなる。

2. 粒界破壊挙動のひずみ速度依存性

Fig.3 は 70/30 黄銅双結晶を用い、粒界破壊の出現する温度領域のひずみ速度依存性を見たものである。図中に構成結晶の軸方位を並記する。図中の記号 I は粒界破壊、T は粒内破壊を意味しており、各記号の下に示した数値は上段が 0.2% 降伏応力 (MPa)、下段 () 内が破断までの伸び (%) である。図より明らかなように低温側の破壊様式の遷移点は、ひずみ速度の増加につれ高温側へ移るが、高温側の粒内破壊に再び移る点は、ひずみ速度依存性がほとんど見られない。また低温側の破壊様式の遷移する付近の粒界破壊で見られる伸びは 62~71% と同程度であり、さらにかなりの高ひずみ速度 ($1.67 \times 10^{-1}/s$) まで粒界破壊が見られる。低ひずみ速度で変形すると降伏応力の極大を示す温度と伸びの極小を示す温度がほぼ一致することを示した。しかし Fig.3 に示したようにひずみ速度を $1.67 \times 10^{-3}/s$ 以上になると、粒内破壊を示す 793 K の方が粒界破壊を示す 723 K より降伏応力の値は大きい。

以上は全体の傾向であるが、低温側の遷移挙動について見掛け上の活性化エネルギーを求めてみる。低温側の破壊の遷移挙動はアレニウス型の次式に従うとし

Fig.3 Temperature and strain rate dependence of the fracture behaviours. The tensile axis of each component crystal is shown in the stereographic triangles. T: trans granular fracture, I: inter granular fracture. The upper values under the marks are 0.2% yield stress (MPa) and the lower brackets are total elongation (%).

Fig. 7 The effect of grain size on the ductility in the intermediate temperature range. Specimen; 70/30 brass polycrystals.

5. 中間温度脆化におよぼす冷間加工の影響

α 黄銅と極めて良く似た変形挙動を示す、Al 青銅でも中間温度領域において延性の低下が見られる⁽⁵⁾。Fig. 8(a) は室温 (291 K) で引張りにより程度の異なる予ひずみを与えた後、その中間温度脆化におよぼす影響を見たものである。試験温度としては、予ひずみを加えていない試験片において最も脆化した⁽⁵⁾ 673 K を選んだ。各試料のひずみ速度は、平行部長さが予ひずみ量によって異なっているのでも一律ではないが、いずれも引張り速度で 1 mm/min である。図より伸びは予ひずみ量約 40% まで漸減するが、それ以上では増加する傾向にある。Fig. 8(b) は (420) 反射の半価幅を予ひずみを変え室温で測定したものである。半価幅は約 40% 以上で一定となる傾向にある。この場合、673 K での加熱に伴う影響に関しては、余り明らかでないのでも Fig. 8 の (a) (b) を直接関係づけることは、適当でないかもしれない。しかし加熱に伴って回復等が起こるにしても Fig. 8(a) のような伸びの変化は単純には期待されず、冷

Fig. 8 The effect of pre-strain on the ductility (a) and the variation of half-width (b).

間加工による内部組織の変化が脆化に何らかの影響を与えたことによると考えられる。

IV. 考 察

1. 粒界破壊におよぼす合金組成およびひずみ速度の影響

III. 1. で述べたように低ひずみ速度で比較した場合、80/20 黄銅では、前報の 70/30 黄銅に比べ変形応力の逆温度依存性の極大値を示す温度が高温へずれる。またそれに対応して伸びの極小点も高温側へずれる。このような低濃度合金ほど変形応力の極大値を示す温度が高温側へずれる現象は、 α 黄銅と極めて類似した変形挙動を示す α Al 青銅において報告されている⁽⁸⁾ のと同様である。ただし、この原因については余り明らかでない。

前報で述べたように、粒界すべりが本合金の粒界割れを誘起するとする機構が提案されているが、Fig. 3 で示したように $10^{-4}/s$ というかなりの高ひずみ速度でも粒界破壊が見られ、粒界すべり機構を間接的に否定する。

粒界破壊によって中間温度脆化が生じる温度領域に関しては、大森らが次のような報告を行なっている⁽⁹⁾。すなわち、各種組成の α 黄銅を 2 種類のひずみ速度 ($10^{-3}/s$ と $10^2/s$ の程度) で引張り試験を行ない脆化挙動を調べた。そして中間温度脆性の出現する温度領域は高速引張りの時も高温側へ移らないこと、および 10% 以上の亜鉛を含む黄銅は、高速引張りにおいてもかなりの脆化を示すことから α 黄銅の中間温度脆化は拡散過程にその原因を求め難く、むしろ粒界の変形特性に依存する現象であるとした。また、極小延性を示す温度が高ひずみ速度で変形した場合でも高温側へ移らない傾向は、著者らも多結晶材で確認している⁽⁵⁾。双結晶を用いた本実験の場合も III. 2. で述べたように粒界破壊の起こる温度領域中、高温側の終了温度にひずみ速度依存性が見られないことから、高ひずみ速度を用いても粒界破壊の生じる温度範囲は単純に高温側へずれる訳ではない。高温側の粒界破壊の終了温度に見掛け上のひずみ速度依存性がないことは、後で検討することとし、まず低温側で粒界破壊が開始する温度について考えてみる。

III. 2. で示したように粒界破壊が低温で開始する温度は、明瞭なひずみ速度依存性を示す。すなわち粒界破壊の開始は、見掛け上熱活性化過程に依存している。粒界破壊の開始温度は、前報の 70/30 黄銅双結晶および本報の III. 1. で示したように変形応力が動的ひずみ時効現象に伴って逆に増加し始める温度にほぼ対応している。また低速変形では、極小伸びを示す温度も変形応力が極大を示す温度に対応している。前報で示したように双結晶の粒界破壊は、微小なクラックの延性的合体によるものと考えられるが、このクラックの発生は、粗大すべり帯による粒界での応力集中による⁽⁵⁾ のと思われる。変形応力の逆温度依存性および続報で述べるような粗大すべりの発生に由来する応力集

中の程度は拡散過程に依存する動的ひずみ時効現象によるものであり、従って、低温側で粒界破壊の開始する温度が高ひずみ速度にすると高温側へ移り、その見掛け上の活性化エネルギーは亜鉛の拡散の活性化エネルギーに近いことが理解される。

2. 粒界破壊の構成結晶方位依存性

III.3. において構成結晶の方位が種々異なる双結晶の粒界破壊挙動を検討した。その結果、変形初期より2次すべり系が働き易い方位を構成結晶の両方の軸方位に選ぶと、粒界割れが全く生じないか、または粒界割れを生じる温度範囲が狭くなることを示した[†]。これは本合金の粒界破壊が、本質的に粒内のすべり変形と重要な関係を持つことを示している。前報で α 黄銅単結晶の変形に伴う軸方位の回転を測定し、中間温度領域においても主すべり系が優先して働くことを示した⁽²⁾。この結果を考え併せると、2次すべり系が変形初期より働き易い方位の組合せは、すべり系同士の相互作用によって粒界への応力集中が起こり難く、粒界破壊を生じ難くするものと考えられる。さらに結晶方位の影響として、粒界の破壊挙動は粒界の微視的な構造に依存するかも知れない。しかし前報で検討したように本合金に見られる巨視的尺度での粒界破壊は、粒界面そのものの分離を伴うようにも見受けられない⁽¹⁾。よって構成結晶方位の影響はおおのこの結晶の変形挙動とそれに伴う応力集中のし易さの程度に現われるものと考えられる。

すべり系同士の切り合いによって粒界への転位集積が妨げられることは、あらかじめ低温で強加工を行ない、その後中間温度で変形しても粒界割れが起き難くなる現象と同様であると考えられる。III.5. でX線によって測定した半価幅が冷間加工量の増加につれ一定となるのに伴い、伸びは回復する傾向にあることを示した。これは強加工を加えると粒内のフラグメンテーションが十分に進行し粒界自体が変形の障害として重きをなさなくなるため、粒界割れが生じ難くなることによるものと考えられる。 α Al 青銅は積層欠陥エネルギーが低く、室温においても粒界への転位集積は顕著である⁽⁵⁾。約40%ひずみまでの伸びの低下は、40%付近までの冷間加工を加えると加工度に応じて粒界への転位集積による応力集中が生じ、それが動的ひずみ時効の生じる温度範囲で変形を加えることでさらに大きくなることに由来するものと考えられる。また約40%の予ひずみで残留応力が最大となり延性が最も低下する現象は、70/30 黄銅の焼鈍脆化現象でも報告されている⁽¹⁰⁾。

3. 高温における粒界破壊の終了

前報で α 黄銅単結晶は、全温度範囲で優れた延性を示すことを明らかにした。すなわち本合金は粒界がなければ、本質的にかなりの延性を持つ。以下に粒界破壊の高温側で

の終了を単結晶の伸び変化と関係づけて考察する。

低ひずみ速度(1.67×10^{-4} /s)では、双結晶の極小伸びが見られる温度と変形応力の極大が見られる温度は、ほぼ一致した。しかしIII.3. で見たように高ひずみ速度では、降伏応力が約773Kを越えても依然増加する傾向が見られるにもかかわらず、粒界破壊の現われる温度領域は高温側へずれない。この場合、降伏応力の極大値が高ひずみ速度にすると高温側へ移るのは、動的ひずみ時効現象のひずみ速度依存性に対応していると考えられる。高温において粒界破壊が見られなくなる原因については、変形応力の逆温度依存性の終了および粒内にサブバウンダリーが形成され⁽⁵⁾粒界への応力集中の程度が低下することにより、微小クラックが生じ難くなるためであると思われる。さらに前報で指摘したように、巨視的粒界破断が生じるには、微小なクラックが延性的に合体する必要がある。しかし、単結晶が200% 近くの伸びを示すことより推察されるように、高温領域では延性的合体過程も生じ難くなり、巨視的粒界破断が見られなくなるものと考えられる。この高温領域において単結晶の伸びはひずみ速度感受性指数(m 値)との関連性が大きく、 m 値の変化は超塑性材において示されているように、 α 黄銅の場合もひずみ速度に対し単調な変化を示さない。そして m 値の変化に対応して、伸びのひずみ速度依存性も複雑に変化する⁽²⁾。このような単結晶の延性挙動でクラックの合体過程を類推すると、合体過程の生じ難さはひずみ速度の変化に対し単純な温度依存性を示さず複雑である。これが高温側に見られる遷移挙動に見掛け上のひずみ速度依存性が見られない原因であると考えられる。一方、低温側の遷移挙動について、延性的合体過程を考えると、この温度付近には単結晶に極小伸びが見られ、極小伸びの現われる温度はひずみ速度の増加につれ単純に高温側へ移る⁽²⁾。すなわち、そのひずみ速度依存性は温度に対し単調であり、極小伸びから類推される内部くびれの生じ易さもひずみ速度増加につれ単純に高温側へ移ると考えられる。よって低温側の破壊様式の遷移挙動の場合は、主として微小な割れ発生の難易度に依存するものであると考えられる。

4. 中間温度脆化の粒径依存性

α 黄銅および α Al 青銅では中間温度脆化領域において粒径のオーダーの長い直線のすべり帯が観察され、低温および高温領域における変形組織と著しく異なっている⁽⁵⁾。粒界への転位集積による応力集中の程度は、一般にすべり線長さを L とすると、近似的に $\sqrt{L}$ に比例するとされている。粒界近傍の延性的破壊であると考えられる本合金の中間温度脆化に関して、実験的に求まり得る巨視的な値である伸びや見掛け上の破壊応力と粒径の関係を論じるのは難しい。しかし中間温度域においても粒界への転位集積は確認されている⁽⁵⁾。粒界近傍への応力集中が微小なクラックの形成に関係すると、粒径の大なるほど割れは生じ易い

[†] 高ひずみ速度にすると粒界破壊の生じる温度範囲が狭くなる現象とある種の方位の組合せによって粒界破壊し難くなることは本質的に異なる⁽⁵⁾。

ことになる。またクラックの入った後は、その延性的合体過程が破断の支配的過程となる。そこで多結晶材の場合、この過程を考えてみる。

Fig. 9 に多結晶材の破断する過程を模式的に示した。(1)はすべり面に働くせん断応力(τ_N)の働きによって微小な割れが生じる過程であり、(2)は垂直応力(σ)の働きによってそれが合体する過程で(図中の横方向の矢印は、クラックの伝播方向)、双結晶においてはここまでである。多結晶材では、さらに(3)に示した粒界割れが粒内を横切り合体する過程が存在する。すなわち、(1)、(2)、(3)、3つの過程の複合した結果として材料は破断する。そしてこの内、最も生じ難い過程が、中間温度における延性を支配する。第2段階(2)については、双結晶の破壊応力(σ_F)を単結晶の変形応力および延性と関連づけずに検討した⁽¹⁾。第3段階(3)の粒径依存性に関し、ここでは Fig. 10 に示すような粒界割れを含む材料について考えてみる。結晶粒を図のような正方形で考え、引張り軸方向に垂直な粒界が割れているとする(これは、中間温度脆化域で引張り軸に

対し垂直な粒界の割れが多いこと⁽¹¹⁾に対応する)。粒径を数倍変えても垂直方向の粒界がすべて同じように割れていとなると、単位断面積あたりの粒界割れの密度は同じである。しかし割れ先端での応力集中は割れの長いほど大きく、粒内破断が生じ割れが合体するのに必要な外力は小さくて済む。定性的には Orowan による Griffith の式を修正した次式⁽¹²⁾で説明される。長さ C の割れが外力 σ で拡大するには、クラックの表面エネルギー(ρ)、塑性仕事(W)およびヤング率(E)を用い、

$$\sigma \approx \{E(\rho+W)/C\}^{1/2} \quad (2)$$

式(2)より割れの長さ(C)の大きいほど、加える外力(σ)は小である。これは粒径の小さいほど、粗大粒に比べ粒界割れの合体過程も起こり難いことを示す。III. 4. で示した 70/30 黄銅の伸びの粒径依存性を見ると、細粒(23 μm)の試料は 673 K 付近で一旦、伸びが回復する傾向にある。しかし粗大粒(400 μm)の方は見られない。Fig. 9 における粒界割れが貫粒割れによって合体する過程を、単結晶の延性挙動と関係づけた場合、細粒試料では粒界割れが生じてもクラック長さが短く合体し難く、また粒径が小さいため粒界割れ自体も生じ難いことより単結晶的な延性の変化⁽²⁾を示すといえる。

V. 結 論

α 黄銅双結晶の粒界破壊挙動におよぼす合金組成、ひずみ速度および構成結晶方位の影響を検討した。その結果を要約すると以下の通りである。

(1) 80/20 黄銅双結晶においても、70/30 黄銅と同様な粒界破壊挙動の温度依存性を示す。

(2) 70/30 黄銅双結晶の粒界破壊挙動は、その低温側の開始温度において明瞭なひずみ速度依存性を示すが、高温側の終了温度においてはひずみ速度依存性があまり見られない。

(3) 変形初期から2次すべり系が働き易い方位を構成結晶の両方の方位に選ぶと、双結晶は粒界破壊し難くなる。

(4) 以上の挙動は中間温度脆化において、粒内変形挙動が重要な役割りを果たすことを示す。

α 黄銅および α Al 青銅多結晶材を用い、延性の粒径依存性および中間温度脆化におよぼす冷間加工の影響を調べた。その結果を要約すると次の通りである。

(5) 粗大粒に比べ、細粒試料では 673 K 付近に伸びの一旦回復する傾向が見られ、これは双結晶および単結晶の延性挙動と関係づけられる。

(6) 室温において約 40% の冷間前加工により中間温度脆化は最も強く現われ、それ以上の強加工を加えると中間温度における延性が回復する。

本実験で用いた多結晶試料の作製にあたっては、鈴木善彦氏を始めとする東北大学金属材料研究所、工業化試験室および同所工場、笹森賢一郎氏、川村秀夫氏のお世話になった。ここに付記しお礼申し上げる。

Fig. 9 Fracture process of polycrystalline α brass.

Fig. 10 Schematically illustrated fracture process of polycrystalline α -brass. C: crack length. The fracture stress σ_2 is larger than σ_1 .

文 献

- (1) 山縣 裕, 和泉 修: 日本金属学会誌, **42**(1978), 1096.
- (2) 山縣 裕, 和泉 修: 日本金属学会誌, **42**(1978), 1012.
- (3) G.T.Horne and R.F.Mehl: Trans. AIME, **191**(1955), 155.
- (4) J.J.Hauser and K.A.Jackson: Acta Met., **9**(1961), 1.
- (5) 山縣 裕: 東北大学博士学位論文, (1978).
- (6) 川崎正之: 新版材料篇, 非鉄材料 I, 日本金属学会, (1962), 74.
- (7) C.C.Koch and A.R.Troiano: Trans. ASM, **57**(1954), 519.
- (8) H.Suzuki and E.Kuramoto: Proc. Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, Supplement to Trans. JIM, Vol. 9, (1968), 697.
- (9) 大森正信, 若狭邦男, 吉永芳豊: 日本金属学会誌, **37**(1973), 1188.
- (10) S.Sato, T.Otsu and E.Hata: J.Inst. Metals, **99**(1971), 118.
- (11) J.N.Greenwood, D.R.Miller and J.W.Suiter: Acta Met., **2**(1954), 250.
- (12) 横堀武夫: 材料強度学, 岩波書店, (1970), 51.

中間温度領域における Cu-Zn, Cu-Al α 固溶体合金の変形および破壊組織*

山 縣 裕** 和 泉 修**

Hiroshi Yamagata and Osamu Izumi: Effects of Deformation Temperature and Alloying Content on the Deformation and Fracture Behaviours of α Cu-Zn, α Cu-Al Alloys. Deformation and fracture behaviour of α Cu-Zn, α Cu-Al alloys were examined by microstructural observations. The results are summarized as follows:

(1) The distribution of slip bands of 70/30 brass changes remarkably as the deformation temperature is raised. Though the straightness of slip bands does not change upto about 720 K, the distribution of them becomes coarser as the deformation temperature is raised at intermediate temperatures. Also, the deformation structure at high temperatures (above about 720 K) is characterized by subboundaries and recrystallization, however, free dislocations are observed in the regions surrounded by subboundaries.

(2) Though remarkable intergranular fractures are observed at the intermediate temperature range, the fractured surfaces show dimple patterns. Also, similar facet structures and dimple arrangements to those observed in α brass bicrystals are found even in α brass and α Cu-Al polycrystals.

(3) In high concentrations of alloys planar arrangements and pile ups of dislocations are observed, but cell structures are observed in low concentrations of alloys.

(4) All the structural observations correspond to the behaviour of deformation and fracture of the alloys reported in the preceding papers.

(Received June 21, 1978)

I. 目 的

前報で α 黄銅単結晶⁽¹⁾および双結晶⁽²⁾を用い, 中間温度領域における変形挙動と延性について検討した. その結果, 中間温度脆化は主として顕著な粒界破壊によるものであり, それには動的ひずみ時効現象が重要な役割りを果たすことを明らかにした.

従来, 中間温度脆化も含め, 一般の高温破壊の研究において, 延性の低下を招く主要な個所であるとされる粒界および相境界の移動やすべりについては, 多くの検討がなさ

れている. しかし, 高温変形では回復再結晶等が顕著なこともあり, 粒内の高温変形挙動を考慮した報告は少ない. 結晶性固体の破壊においては, 塑性変形の不均一さが重要な役割りをするとされており, 低温での破壊現象は個々の材料に個有なすべり変形の不均一さと関連づけ検討されていることが多い⁽⁴⁾. また前報で中間温度脆化には, 動的ひずみ時効現象の生じる温度領域での粒内変形挙動が重要な役割りを果たすことを示した⁽²⁾⁽³⁾. そこで本報告では, 中間温度付近における粒内変形組織の特徴について検討するのを第一の目的とした.

** 東北大学金属材料研究所 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, Sendai)

* 1977 年 10 月日本金属学会広島大会および 10 月伸銅技術研究会東京大会に一部発表; 銅合金 α 固溶体の変形挙動の温度依存性に関する研究 (第 4 報)