

結晶性材料の高温変形機構

吉永, 日出男
九州大学大学院総合理工学研究科材料開発工学専攻

栗下, 裕明
九州大学大学院総合理工学研究科材料開発工学専攻

後藤, 正治
九州大学大学院総合理工学研究科材料開発工学専攻

<https://doi.org/10.15017/17500>

出版情報 : 九州大学大学院総合理工学報告. 2 (1), pp.1-9, 1980-08-08. 九州大学大学院総合理工学研
究科

バージョン :

権利関係 :

総合論文

結晶性材料の高温変形機構

吉永日出男*・栗下裕明*・後藤正治*

昭和55年5月30日 受理

High-Temperature Deformation Mechanism
in Crystalline MaterialsHideo YOSHINAGA, Hiroaki KURISHITA
and Shoji GOTO

In order to clarify the high-temperature deformation mechanism in crystalline materials, a new method of determining whether the effective stress is appreciable or not is proposed, and the method is applied to several materials including pure aluminum, pure molybdenum, Al-5.4 at % Mg alloy, titanium carbide and Mo-TiC eutectic composite.

It is found that the effective stress is negligible in the pure metals and the composite, while the stress is appreciable in the alloy and the carbide. The results are discussed by the dislocation theory.

1. 序 論

結晶性材料の塑性変形は広い試験条件のもとで主として転位の運動によって生ずる。したがって、その強度を支配する変形機構を明らかにするためには転位の運動抵抗に関する知識が必要である。

転位の運動抵抗には、その材料の内部構造にのみ依存し温度の影響をほとんど受けないものと、内部構造のみならず温度の影響を強く受けるものとに大別される。温度依存性の大きい抵抗は、転位が熱活性化過程で障害を乗り越える場合に生じ、高温程小さくなる。この種の障害にはパイエルスの障壁やラセン転位上のジョグなどが考えられる。一方温度依存性のほとんどない抵抗は、乗り起えに要する活性化エネルギーが非常に大きく、通常の温度では熱振動の助けがほとんど効かないような障害によって生ずる。この種の障害には他の転位の長範囲の応力場や転位自身が張り出すときの線張力などが考えられる。

塑性変形はこれらの抵抗に打ち勝つ応力を材料に負荷したときに生ずるので、これらの抵抗の性格に応じて、変形に必要な応力も熱活性化応力と非熱活性化応

力に分類される。

非熱活性化応力は、上述のように熱活性化過程で越えることのできない長範囲の内部抵抗に起因すると考えられることから、しばしば内部応力とも呼ばれている。また、負荷応力からこの内部応力を差引いた残りが熱活性化過程に有効に働く応力という意味で、熱活性化応力は有効応力とも呼ばれている。

転位と溶質原子との相互作用が大きい固溶体硬化型合金では、高温になると溶質原子の拡散速度が大きくなるため、運動転位のまわりにも溶質原子の濃度の高い領域すなわち溶質雰囲気¹⁾²⁾が形成される。転位がこの雰囲気を引きずるときの抵抗は、位置が固定されている障害の場合とは質的に異なるものであるが、十分高い温度ではいずれも類似の温度依存性を示すので、熱活性化応力に分類できる³⁾。

このような溶質雰囲気を引きずる転位の運動は粘性的であって、十分高温では転位速度に比例した抵抗を生ずる¹⁾。また、熱活性化過程で越えられるような障害が密に分布している場合にも、障害の平均間隔よりも十分長い距離に対して転位の平均速度を定義することができるので、転位の運動は準粘性的であると考えることができる。このように有効応力が存在する場合には、転位の運動は粘性的であって、転位速度が大き

* 材料開発工学専攻

い程すなわち、ひずみ速度が大きい程有効応力は大きくなる。

これに対して、有効応力が無視できる程小さいときには、変形応力は内部応力によって決まり、内部応力が負荷応力より低い結晶内の領域を転位は音速に近い高速度で自由飛行運動する。この場合のひずみ速度は運動転位が生み出される速度と平均自由行程によって決まると考えられる。このように、有効応力の有無は転位の運動様式に差違を与える。

転位が粘性的な運動をする場合には、転位密度が増すにつれて同じひずみ速度を与えるに必要な転位の平均速度は減少する。有効応力の転位速度依存性が大きいときには、この平均速度の減少によって生ずる有効応力の減少が転位密度の増加による内部応力の上昇を上回ることが考えられる。実際、固溶体硬化の大きい Al-Mg, Al-Cu³²⁾, Au-In³³⁾, V-Fe³⁴⁾, Fe-Mo³⁵⁾, Mg-Zn³⁶⁾ などの合金およびバイエルス応力の大きい Ge や Si³⁷⁾ で、塑性変形にともなう変形応力の減少すなわち加工軟化現象が観察されている。このような場合には、転位密度の低い方がその材料の強度は増すことになる。これに対して、内部応力の上昇の方が大きいときには、転位密度の高い方が強度は大となる。このように、材料の強度特性を考えると、変形抵抗の性格を知ることは重要である。

しかし、高温変形の場合には塑性変形にともなう内部応力の増加と同時に回復や再結晶などの動的復旧過程による内部応力の減少が進行するため問題が複雑になる。この動的復旧は高温程かつ内部応力が高い程速かに進行する。したがって、一定ひずみ速度で変形しつつある材料の内部応力は高温程低くなる。また、高ひずみ速度程変形による内部応力の増加速度が大きくなるため一定温度の変形では高ひずみ速度程内部応力は大きくなる。すなわち、高温下で変形しつつある材料の内部応力は有効応力と同様の温度およびひずみ速度依存性を示すものと考えられ、このため内部応力と有効応力の識別が困難になる。したがって、有効応力が実際上存在しないと考えるとよい程小さい場合でも恰もかなりの有効応力が存在するような変形応力の温度およびひずみ速度依存性を生ずる。

本報では、このような高温変形の場合に果して有効応力が存在しているか否かを識別し得る方法について論じ、その方法を実際に純金属、合金、遷移金属炭化物、およびそれらの複合材に適用した結果について報

告する。

2. 有効応力成分の有無を識別する方法

時間 dt の間に $d\varepsilon$ の塑性変形が生ずるときの内部応力の変化は

$$d\sigma_i = h d\varepsilon - r dt \quad (1)$$

で与えられるであろう。ここで、 h は塑性変形による内部応力の増加率で、 r は加工硬化と同時に起こる動的復旧過程による内部応力の減少速度である。

有効応力が無視できる場合には、変形応力 σ は内部応力 σ_i と等しくなるので

$$d\sigma = d\sigma_i \quad (2)$$

となる。一方、有効応力 σ_e が無視できない場合にはこの間に生ずる転位密度などの内部構造の変化により σ_e も変化すると考えられるから

$$\begin{aligned} d\sigma &= d\sigma_i + d\sigma_e \\ &= h d\varepsilon - r dt + \alpha d\dot{\varepsilon} + \beta d\varepsilon - \gamma dt \\ &= (h + \beta)d\varepsilon - (r + \gamma)dt + \alpha d\dot{\varepsilon} \end{aligned} \quad (3)$$

ここで、 α は内部構造が同じ条件のもとで、塑性ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の変化に対する有効応力の変化率、 β と γ はそれぞれ塑性ひずみ速度が同じ条件のもとでの $d\varepsilon$ と dt による内部構造の変化にもとづく有効応力の変化率である。

引張または圧縮試験では通常クロス・ヘッド速度が制御されるようになっているが、クロス・ヘッドの変位には試験機の弾性変形も含まれている。いま、試験機の弾性変形を含む試験片の見かけのヤング率を K とすると、弾性変形を含む見かけのひずみ増分は

$$d\varepsilon_a = d\varepsilon + d\sigma/K \quad (4)$$

で与えられる。ここで $d\sigma/K$ は弾性変形の寄与である。

有効応力が無視できる場合には式 (1), (2) および (4) より、記録される応力-ひずみ曲線の勾配、すなわち ε_a の増加に対する見かけの加工硬化率は

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon_a} = \frac{Kh}{K+h} \left(1 - \frac{r}{h} \frac{1}{\dot{\varepsilon}_a} \right) \quad (5)$$

で与えられる。

したがって、定常状態 ($d\sigma/d\varepsilon_a = 0$) での弾性変形を含むひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_{a0}$ は

$$\dot{\varepsilon}_{a0} = \frac{r}{h} \quad (6)$$

となる。この状態からひずみ速度を $\dot{\epsilon}_{af}$ に急に変わると、 h と r は不連続には変化しないと考えられるので、急変直後の見かけの加工硬化率は式 (5) と (6) より

$$\left(\frac{d\sigma}{d\epsilon_a}\right)_f = \frac{Kh}{K+h} \left(1 - \frac{\dot{\epsilon}_{a0}}{\dot{\epsilon}_{af}}\right) \quad (7)$$

で与えられる。

見かけのひずみ速度を不連続に変化させても、試験機系の弾性変形のために負荷応力 σ は連続的にしか変化しない。したがって、有効応力が無視できない場合には、式 (3) から明らかのように塑性ひずみ速度も連続的にしか変化できない。すなわち、見かけのひずみ速度の不連続な変化に対応して不連続に変化するものは弾性変形速度である。これに対して有効応力が無視できる場合には式 (1), (2) および (4) より、塑性ひずみ速度は見かけのひずみ速度と

$$\dot{\epsilon} = \frac{K\dot{\epsilon}_a + r}{K+h} \quad (8)$$

の関係があるので、 $\dot{\epsilon}_a$ とともに塑性ひずみ速度も不連続に変化する。

このように、有効応力が無視できない場合には見かけのひずみ速度を急変させても、急変直後の塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_f$ は急変直前の塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_0$ に等しい。

$$\dot{\epsilon}_f = \dot{\epsilon}_0 \quad (9)$$

一方、式 (4) より

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_a \left(1 - \frac{1}{K} \frac{d\sigma}{d\epsilon_a}\right) \quad (10)$$

の関係があるので、急変直前で $d\sigma/d\epsilon_a \approx 0$ を考慮すると、

$$\dot{\epsilon}_0 = \dot{\epsilon}_{a0} \quad (11)$$

である。

急変直後の見かけの加工硬化率は式 (9)~(11) より

$$\left(\frac{d\sigma}{d\epsilon_a}\right)_f = K \left(1 - \frac{\dot{\epsilon}_{a0}}{\dot{\epsilon}_{af}}\right) \quad (12)$$

となる。

式 (7) と (12) を比較すると知られるように、有効応力成分が無視できる場合とできない場合とでは、 $(d\sigma/d\epsilon_a)_f$ と $\dot{\epsilon}_{a0}/\dot{\epsilon}_{af}$ の比例係数が異なる。したがって、この比例係数を実測することにより、有効応力の有無を判定することができる。

ところで復旧効果を含まない加工硬化率 h と加工硬化を含まない復旧速度 r は一般に変形の進行とともに内部構造の変化に対応して変化するものと考えられる。したがって、場合によっては同一の h と r に対していろいろな $\dot{\epsilon}_{a0}/\dot{\epsilon}_{af}$ を与えて $(d\sigma/d\epsilon_a)_f$ を測定することが困難になる。このような場合には、上述の判定法に比べて不正確にはなるが、1回のひずみ速度急変試験によっても有効応力の有無を判定することができる最も簡便な方法は、変形の途上でクロス・ヘッドを止め応力緩和試験を行う方法である。このときは $\dot{\epsilon}_{af} = 0$ であり、これと式 (4) より停止直後の応力緩和速度 $\dot{\sigma}$ を測定すれば、 $\dot{\epsilon}_f (= -\dot{\sigma}/K)$ が求められる。この $\dot{\epsilon}_f$ が式 (8) を満足するならば $\dot{\epsilon}_0 > \dot{\epsilon}_f$ となるので、 $\dot{\epsilon}_f$ が $\dot{\epsilon}_0$ と一致するか $\dot{\epsilon}_0$ より小さいかによって有効応力の有無が判別できる。

3. 実験方法

上述の判別法が有効であるためには、見かけのヤング率 K が h に比べてあまり小さくはならない。何故ならば、 K が h に比べて小さくなると式 (7) の係数 $Kh/(K+h)$ は式 (12) の係数 K に近づき、両者の識別が困難になるからである。

実測結果によれば h は変形条件によって異なるが、しばしばヤング率 E 程度に大きい値になる。したがって、 K も E 程度に大きくすることが望ましい。しかるに、 K は

$$\frac{1}{K} = \frac{1}{E} + \frac{S}{l} \frac{1}{k_M} \quad (13)$$

で与えられる¹⁰⁾ ので、 E より大きくすることはできない。ここで、 S と l はそれぞれ試験片の断面積と長さであり、 k_M は試験機の弾性常数である。したがって、右辺第2項をできるだけ小さくする必要がある。そのため、通常のロードセルに代えて軸方向の剛性の大きい(容量荷重に対して 0.006 mm)剪断型ロードセルを用い、 k_M を大きくした。

引張試験では S/l の小さい試験片を用いることができるので、通常のインストロン型の試験機である IS-20 T 型島津オートグラフ ($k_M = 8.17 \text{ MN/m}$) を用いたが、圧縮試験の場合には S/l を小さくすることができないため k_M の特に大きい (58 MN/m) 電気油圧式試験機 (島津サーボベット特型) を用いた。

試験片には純 Al, 純 Mo, Al-5.4at% Mg, TiC および Mo-TiC 共晶複合材を用いた。純 Al は 99.99

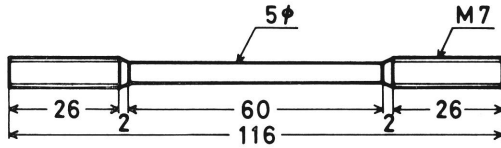


Fig. 1. The size of specimen for rapid strain rate change test (in mm).

%高純度 Al イングットより健全な部分を切り出し、冷間圧延、冷間スエージ後、機械加工によって Fig. 1 の形状の試験片に仕上げた。Al-Mg 合金は 99.99 %高純度 Al と 99.9 %純 Mg より溶製し、金型鑄造、均質化熱処理、皮むき、熱間圧延、熱間スエージ後、Fig. 1 と同一形状の引張試験片に機械加工した。これらの材料はいずれも完全焼鈍後試験に供した。それぞれの結晶粒度は 0.13 mm および 0.36 mm であった。純 Mo は大同特殊鋼より供与された電子ビーム溶解材で高さ約 3 mm、底面約 2×2 mm² の角柱状に研磨仕上して圧縮試験片とした。結晶粒径は 0.5 mm であった。TiC は東洋ソーダより供与された粉末材をラバープレスにより圧縮形成後、高周波浮遊帯域溶解し、単結晶と結晶粒径約 0.5 mm の多結晶を作製した。また、Mo-TiC 共晶複合材は TiC 粉末と Mo 粉末を調合し、プレス成形後アーク溶解してボタン状試料とした。調合比が TiC 23.5 mol%で Fig. 2 に示すようなラメラ組織の共晶材が得られた。この写真上でのラメラ幅は Mo 相で平均 0.40 μm、TiC 相で平均 0.13 μm であった。TiC と Mo-TiC も Mo と同様の圧縮試験片に仕上げた。

4. 実験結果

Fig. 3 は純 Al と Al-5.4 at % Mg 合金について急変直後の見かけの加工硬化率を見かけのヤング率 K で除して無次元化した値を見かけのひずみ速度比に対してプロットした一例である。図に見られるように両者の間にはよい直線関係があり、式 (7) または (12) の関係が成立していることが知られる。純 Al の場合、この勾配の絶対値 (= 縦軸の切片) は明らかに 1 より小さく、式 (7) から予測される関係を満足している。すなわち、純 Al では有効応力成分が無視し得る程小さいことが知られる。

これに対して、固溶体硬化の大きい Al-5.4 at % Mg 合金では、この勾配は -1 で、式 (12) の関係を

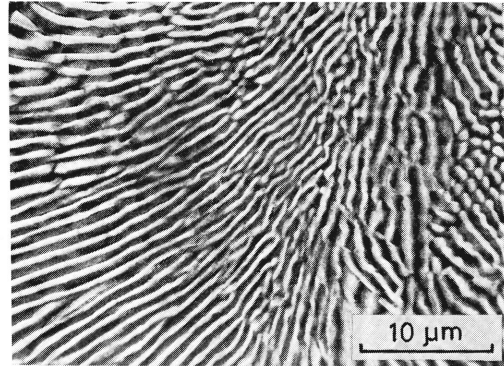


Fig. 2. Microstructure of arc-melted Mo-23.5 mol%TiC composite.

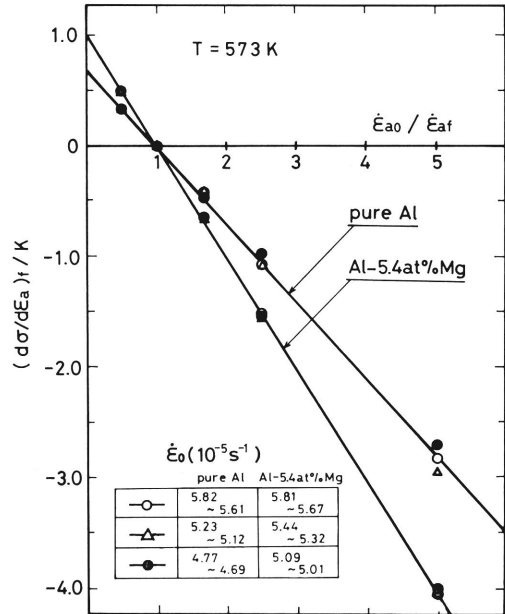


Fig. 3. The relations between work-hardening rate immediately after the change of crosshead speed divided by K , $(d\sigma/d\epsilon_a)_f / K$, and ratio of the apparent strain rates, $\dot{\epsilon}_{a0} / \dot{\epsilon}_{af}$, for the deformation at 573 K in pure aluminum and Al-5.4 at % Mg alloy.

満足している。すなわち、有効応力が存在することを示している。

Fig. 4 は TiC の高温変形に対して応力緩和試験法を適用した結果の一例で、応力緩和開始点での緩和速

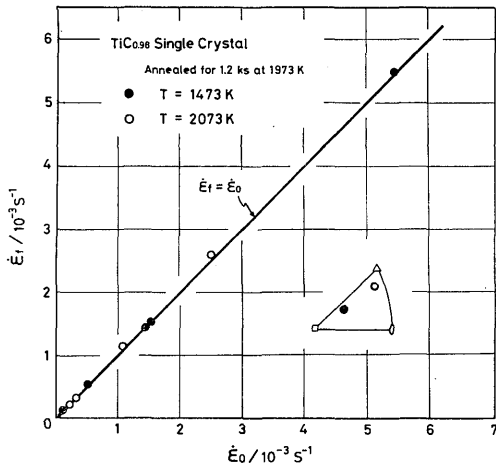


Fig. 4. The relation between $\dot{\epsilon}_f$ and $\dot{\epsilon}_0$, the strain rates immediately before and after the stress relaxation, in TiC single crystal at 1473 and 2073 K.

度から求めた塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_f$ を応力緩和直前の塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_0$ に対してプロットしたものである。図に見られるように両ひずみ速度は実験誤差内で一致している。すなわち、TiC では有効応力が無視できないことが知られる。

Fig. 5 は純 Mo についていろいろの温度における応力緩和試験の結果をまとめたもので、いずれの試験温度においても $\dot{\epsilon}_f/\dot{\epsilon}_0$ は明らかに 1 より小さく有効応力成分が無視し得ることを示している。

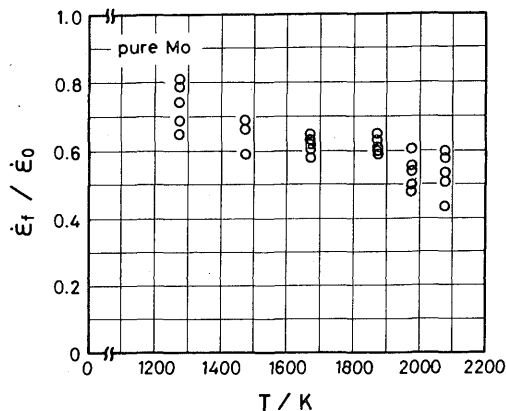


Fig. 5. The value of $\dot{\epsilon}_f/\dot{\epsilon}_0$ at various temperatures obtained by the stress relaxation test for pure molybdenum.

従来純金属の高温変形の律速機構は、ラセン転位上のジョグの非保存運動であるとする Hirsch と Warrington の説¹¹⁾ (jog drag 説) が有力視されていたが、上述の結果はこれを否定するものである。すなわち、純 Al でも純 Mo でも高温変形における有効応力は無視できる程小さく、したがって、転位の運動は jog drag のような粘性運動ではなく自由飛行型であると結論される。これに対して、Al-5.4 at % Mg 合金と TiC の高温変形には無視できない有効応力が存在することが知られた。Al-Mg 合金の有効応力はこれまでの研究^{23)~24)} により、溶質雰囲気からの引きずり抵抗によるものと考えられる。また、TiC の有効応力は共有結合性材料 (例えば Ge や Si) に特有なパイエルス応力⁹⁾ による可能性が強い。ただし、この種の炭化物では転位のすべり運動に対して障害となる炭素の拡散が高温変形を律速するという考え方^{12)~13)} もあり、本実験結果のみではそのいずれかであるかを知ることはできない。

共有結合性の Ge や Si ではその大きなパイエルス応力のため加工軟化現象の起こることが知られている⁹⁾。しかし、TiC 単結晶ではその臨界剪断応力の大きな温度依存性から有効応力が大きいと考えられるにもかかわらず、加工軟化現象が観察された例がなかつ

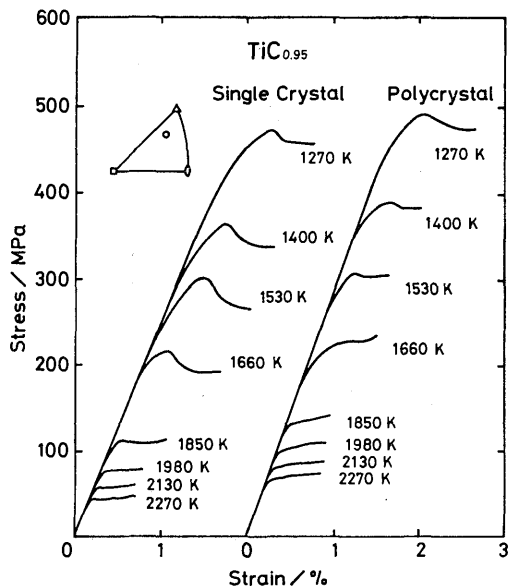


Fig. 6. Stress-strain curves of single and polycrystalline TiC at various temperatures.

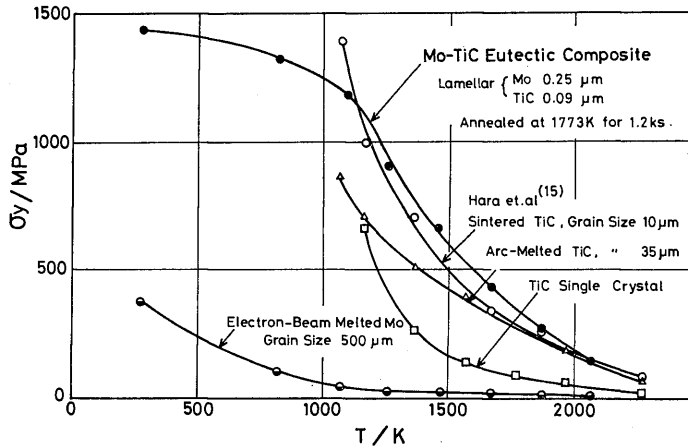


Fig. 7. Temperature dependence of yield stress in Mo-TiC eutectic composite compared with those in pure molybdenum and TiC¹⁶⁾.

た。Fig. 6 は本研究によって初めて見出された加工軟化現象を示す。この現象は試験機の剛性が十分大きくないと観察しにくくなるのが理論的に明らかにされている¹⁴⁾。したがって、この現象が観察されたのは、本研究で特に高い剛性の試験機を用いたためと思われる。この加工軟化現象はまた大きな有効応力の存在を示している。

Mo-TiC 共晶複合材は軟い Mo 相を含むにもかかわらず、Fig. 7 に示すように硬い構成相の TiC と同等以上の高温強度を示す¹⁶⁾。この材料について、圧縮変形の途上で応力緩和試験を行った結果は Fig. 8 に

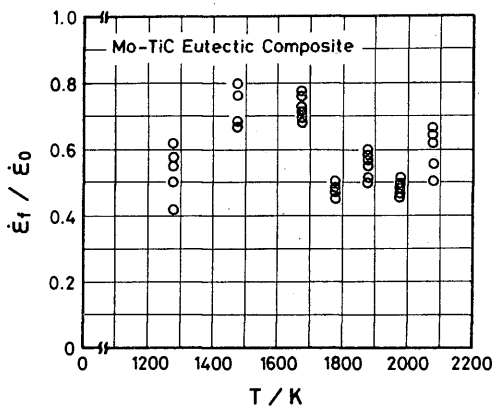


Fig. 8. The value of $\dot{\epsilon}_f / \dot{\epsilon}_0$ at various temperatures obtained by the stress relaxation test for Mo-TiC eutectic composite¹⁶⁾.

示す通りで、いずれの温度でも純 Mo の高温変形と同様、 $\dot{\epsilon}_f / \dot{\epsilon}_0 < 1$ となっている。この結果は軟い構成相である Mo の塑性変形を反映したものである。

このように、軟い相の塑性変形が起こっているにも拘らず、この複合材の高温強度が極めて大きいのは、Mo 層の厚さが $0.25 \mu\text{m}$ と薄く、硬い TiC 相によってその変形が強い面拘束を受けるためであると考えられる。すなわち、ラメラ相境界に平行でないすべり変形はすべて TiC 相によってブロックされるため転位の蓄積効果が大きく、降伏点ですべてこの蓄積転位による内部応力が

Fig. 7 のように大きくなることを示していると考えられる。高温降伏応力が低下するのは拡散を媒介として生ずる動的復旧速度が大きくなるためであろう。

この複合材の高温降伏応力が TiC 単体よりもむしろ大きいのは、TiC 層の厚さが $0.09 \mu\text{m}$ と薄いため、TiC 相がほとんど無転位化しているためではないかと思われる。変形に際して転位が相境界より生み出される可能性が強いが、TiC 相の弾性定数は Mo 相の弾性定数より約 1.5 倍大きいので、鏡像力によって転位が TiC 相中に入るのが妨げられるのではないかと思われる。

5. 考 察

5.1. 有効応力の測定限界

本研究における有効応力有無の判定は、試験機系の弾性変形を含む見かけのひずみ速度 $\dot{\epsilon}_a$ を不連続に変化させたときに、塑性ひずみ速度が連続的にしか変わらないかあるいは不連続に変化するかを実測することによって行われる。かつ、 $\dot{\epsilon}_a$ 急変直後の塑性ひずみ速度は $\dot{\epsilon}_{af}$ と負荷応力の変化速度 $\dot{\sigma}$ から求めている。この $\dot{\sigma}$ を求めるには実際上有限な応力変化 $\delta\sigma$ が必要であり、この負荷応力の変化によって、有効応力が存在する場合にも塑性ひずみ速度の変化 $\delta\dot{\epsilon}$ が生ずる。したがって、もし $\delta\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0$ が大きいと、有効応力が存在する場合にも塑性ひずみ速度が恰も不連続に変化したように観察されることになる。

いま、塑性ひずみ速度と有効応力 $\sigma_e = \sigma - \sigma_i$ の間

に

$$\dot{\epsilon} = \phi \rho b B \sigma_e \quad (14)$$

の関係があるものとする、本実験の場合 $\dot{\sigma}$ を測定する必要な $\delta\sigma$ は σ の 0.5% 程度であるので、この間に生ずる内部構造の変化は無視し得るであろうから

$$\delta\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0 \approx m^* \delta\sigma/\sigma_e \quad (15)$$

の関係が得られる。ただし、 ϕ は方位因子、 ρ は可動転位密度、 b はバーガースベクトルの大きさ、 B は転位速度が $\sigma_e^{m^*}$ に比例するときの比例係数、 m^* は転位速度の有効応力指数である。したがって、 m^* が大きいか σ_e が小さいと、 $\delta\sigma$ が小さくともかなり大きな塑性ひずみ速度の変化を生ずる。すなわち、 $\dot{\epsilon}_f$ の測定値には $(m^*/2)\delta\sigma/\sigma_e$ 程度の相対誤差が含まれていることになる。

ただ 1 回の応力緩和試験で有効応力の有無を判定する場合には、この相対誤差によって有効応力の測定限界が決まるものと考えられる。すなわち、 $\delta\sigma = -0.005\sigma$ を考慮すると、

$$\frac{\dot{\epsilon}_f}{\dot{\epsilon}_0} \approx 1 - \frac{m^*}{2} \frac{0.005\sigma}{\sigma_e}$$

より、

$$\frac{\sigma_e}{\sigma} \approx \frac{0.0025 m^*}{1 - \dot{\epsilon}_f/\dot{\epsilon}_0} \quad (16)$$

程度の変形応力に対する有効応力の寄与率が測定限界になる。

本実験の場合、純 Mo と Mo-TiC 共晶複合材において応力緩和試験により有効応力が無視し得ると判定されたが、このときの $\dot{\epsilon}_f/\dot{\epsilon}_0$ の測定値は 0.4 から 0.8 の値であった。

純 Mo の $m(=d \ln \dot{\epsilon}/d \ln \sigma)$ の値は 0.2% の塑性ひずみに対する降伏応力のひずみ速度依存性から測定されており、1273 K から 2073 K の範囲で温度の上昇とともに 11.8 から 2.5 まで低下することが知られている¹⁶⁾ ($\dot{\epsilon}$ にはほとんど依存しない)。内部応力にひずみ速度依存性がない場合には、有効応力に対する m^* は必ず変形応力のひずみ速度依存性から求められる m より小さくなるが、高温変形の場合には内部応力にもひずみ速度依存性があるので必ず小さくならない。いま、 $m^* \approx m$ として有効応力の測定限界を評価すると $m^* = 12$ の場合、 $\dot{\epsilon}_f/\dot{\epsilon}_0 = 0.4 \sim 0.8$ に対する測定限界は変形応力の 5~15% となる。ま

た、 $m^* = 2.5$ では変形応力の 1.0~3.1% となる。

Mo-TiC 共晶複合材の m の値は同じ温度範囲で温度の上昇とともに 26.9 から 3.5 まで低下することが知られている¹⁶⁾。この場合にも $m^* = m$ として有効応力の測定限界を評価すると $\dot{\epsilon}_f/\dot{\epsilon}_0 = 0.4 \sim 0.8$ に対して、 $m^* = 27$ のとき有効応力は変形応力の 11~34%、 $m^* = 3.5$ のとき 1.5~4.4% となる。以上のように、 m^* が小さいと考えられる高温では有効応力の測定限界は小さく、有効応力を無視できるが、 m^* が大きい可能性のある 1273 K 付近ではかなりの有効応力の存在を検知できなかった可能性がある。

これに対して、いろいろのひずみ速度に対する急変直後の見かけの加工硬化率を測定する方法では、上述の測定誤差は

$$\left(\frac{d\sigma}{d\epsilon_a} \right)_f = K \left\{ 1 - \frac{\dot{\epsilon}_{a0}}{\dot{\epsilon}_{af}} \left(1 + \frac{m^*}{2} \frac{\delta\sigma}{\sigma_e} \right) \right\} \quad (17)$$

の形で測定値 $(d\sigma/d\epsilon_a)_f$ に入る。ここで見かけのひずみ速度を上げる場合には $\delta\sigma > 0$ となり、下げる場合には $\delta\sigma < 0$ となる。したがって、誤差項 $(m^*/2)\delta\sigma/\sigma_e$ による $(d\sigma/d\epsilon_a)_f$ の測定誤差は $\dot{\epsilon}_{a0}/\dot{\epsilon}_{af} < 1$ で負に、 $\dot{\epsilon}_{a0}/\dot{\epsilon}_{af} > 1$ で正になる。それ故、両領域の測定点が Fig. 3 のように (1, 0) 点を通る同一の直線上に乗ることはあり得ない。つまり、この試験法で Fig. 3 のようなよい直線関係が得られ、かつその直線の勾配の絶対値が明らかに 1 より小さい場合には、 $\delta\sigma \approx 0.005\sigma$ よりもはるかに小さい有効応力しか存在しないことになろう。

ただ 1 回の応力緩和試験で有効応力の有無を検正する方法は、前述のように m^* が 10 程度以上に大きい場合には誤差が大きい、このような場合の有効応力は転位速度したがってひずみ速度に極めて鈍感である。例えば $m^* = 12$ の場合には塑性ひずみ速度が 100 倍変わっても有効応力は 1.47 倍になるにすぎない。また $m^* = 27$ の場合には 1.18 倍になるにすぎない。したがって、この方法で有効応力が無視し得ると判定した材料にも有効応力がかなり存在したとしても、その有効応力はひずみ速度にほとんど依存しない摩擦応力であると考えられ、変形応力の変化は主として内部応力の変化によると見ることができよう。

5.2. 転位の粘性運動と自由飛行運動が混在する場合

転位の運動様式が自由飛行型であることが知られた純 Al でも、高温変形では転位によって構成された

副結晶粒界が形成され、これが粘性運動することが知られている¹⁷⁾。また、Mo-TiC 共晶複合材では Mo 相の変形が転位の自由飛行運動によるものであって、TiC 相の変形は粘性的である。

このように、兩種の変形様式が混在する場合には、転位の自由飛行運動による塑性ひずみを ϵ_p 、粘性運動によるものを ϵ_v とすると、全塑性ひずみは

$$\epsilon = \epsilon_p + \epsilon_v \quad (18)$$

で表わされる。ひずみ増分による変形応力の変化を $d\sigma$ とすると、これは自由飛行運動する転位に対する内部応力の変化に等しくなければならないから

$$d\sigma = h d\epsilon_p + h'd\epsilon_v - rdt \quad (19)$$

となる。ここで、 h' は粘性ひずみによる内部応力の増加率で、副結晶粒界の移動などの場合には負となることも考えられる¹⁷⁾。

式(4)および(19)の関係と、 $\dot{\epsilon}_v$ が連続的にしか変化できないことから、急変直後の塑性ひずみ速度は

$$\dot{\epsilon}_f = \frac{1}{h+K} (K\dot{\epsilon}_{af} + (h-h')\dot{\epsilon}_{v0} + r) \quad (20)$$

となる。また、 $(d\sigma/d\epsilon_a)_0 \approx 0$ を考慮して、式(19)より

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_{a0} &= \dot{\epsilon}_0 \\ &= ((h-h')\dot{\epsilon}_{v0} + r)/h \end{aligned} \quad (21)$$

の関係が導かれる。したがって、塑性ひずみ速度比は

$$\frac{\dot{\epsilon}_f}{\dot{\epsilon}_0} = \frac{K}{h+K} \left(\frac{h}{K} + \frac{\dot{\epsilon}_{af}}{\dot{\epsilon}_{a0}} \right) \quad (22)$$

で与えられる。 $\dot{\epsilon}_v = 0$ の場合にも同じ関係が導びかれる* から、ひずみ速度急変試験の結果は、粘性ひずみの寄与の有無に拘らず、自由飛行運動する転位による h を与えることが知られる。

6. 要 約

ひずみ速度急変試験によって転位の粘性運動に対する有効応力が無視し得るかを判定し得ることを理論的に示し、実際にこの方法を純 Al、純 Mo、Al-5.4 at% Mg 合金、TiC および Mo-TiC 共晶複合材の高温変形に適用した。得られた結果は次の通りである。

(1) 引張または圧縮試験の途上で試験機のクロ

ス・ヘッド速度を急変させ、試験機系の弾性変形を含む見かけのひずみ速度を不連続に変化させたとき、有効応力が無視し得る場合には塑性ひずみ速度も不連続に変化するが、有効応力が無視し得ない場合には塑性ひずみ速度は連続的にしか変化できない。

(2) 定常変形状態から見かけのひずみ速度を急変させた直後の見かけの加工硬化率 $(d\sigma/d\epsilon_a)_f$ と見かけのひずみ速度比 $\dot{\epsilon}_{a0}/\dot{\epsilon}_{af}$ との間には直線関係が成立するが、その勾配の絶対値は有効応力が無視できないときは見かけのヤング率 K に等しく、無視し得る場合には K より小さくなる。 K より小さくなるときの勾配は純粋な加工硬化率 h と K の比によって決まる。

(3) この判定をただ1回の応力緩和試験によって行う方法は簡便ではあるが、塑性ひずみ速度の有効応力指数 m^* が大きい場合にはかなり有効応力が存在しても無視し得ると判定される危険がある。ただし、そのような有効応力は塑性ひずみ速度に鈍感なので、この簡便法で有効応力が無視し得ると判定されたときの変形応力の変化は主として内部応力の変化に対応する。

(4) 純 Al、純 Mo および Mo-TiC 共晶複合材の高温変形応力は主として内部応力によって決まる。

(5) Al-5.4 at % Mg 合金および TiC の高温変形にはかなりの有効応力が存在する。これらの有効応力はそれぞれ溶質雰囲気引きずり抵抗および共有結合結晶に特有なパイエルス応力(または副格子炭素による抵抗)と考えられる。

(6) TiC について初めて明瞭な加工軟化現象が見出されたが、この現象は上述の有効応力の存在とよく対応する。

本研究は九州大学大学院生堀田善次、高尾文雄両氏の協力によって行われたものである。また、本研究の一部は文部省科学研究費および他の一部は軽金属奨学会の研究補助金によって行われたものであり、本研究に使用した電子ビーム溶解 Mo は大同特殊鋼よりまた原料 TiC 粉末は東洋ソーダより供与されたものである。以上、特記して深く感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) A. H. Cottrell and M. A. Jaswon, Proc. Roy. Soc., A **199**, 104 (1949).
- 2) H. Yoshinaga and S. Morozumi, Phil. Mag., **23**, 1367 (1971).

* 式(22)の関係は式(8)から直接導びくこともできる。

- 3) R. Horiuchi, H. Yoshinaga and S. Hama, Trans. JIM, **6**, 123 (1965).
 - 4) R. Horiuchi and H. Yoshinaga, Trans. JIM, **6**, 131 (1965).
 - 5) A. J. R. Soler-Gomez and W. J. McG. Tegart, Metal Sci. J., **4**, 233 (1970).
 - 6) 阿部勝憲・吉永日出男・諸住正太郎, 日本金属学会誌, **41**, 203 (1977).
 - 7) H. Oikawa, M. Maeda and S. Karashima, Scripta Met., **6**, 339 (1972).
 - 8) 大塚正久・堀内 良, 日本金属学会誌, **36**, 504 (1972).
 - 9) K. Sumino, Mater. Sci. Eng., **13**, 269 (1974).
 - 10) F. Guiu and P. L. Pratt, Phys. stat. sol., **6**, 111 (1964).
 - 11) P. B. Hirsch and D. H. Warrington, Phil. Mag., **6**, 735 (1961).
 - 12) A. Kelly and D. J. Rowcliffe, Phys. stat. sol., **14**, K 29 (1966).
 - 13) J. L. Martin, P. Lacour-Gayet and P. Costa, Proc. of the Fifth International Materials Symposium, Berkley, California, 1131 (1971).
 - 14) W. G. Johnston, J. Appl. Phys., **33**, 2716 (1962).
 - 15) 原 啓二・吉永日出男・諸住正太郎, 日本金属学会誌, **42**, 1039 (1978).
 - 16) 栗下裕明・吉永日出男・高尾文雄・後藤正治, 日本金属学会誌, **44**, 395 (1980).
 - 17) S. F. Exell and D. H. Warrington, Phil. Mag., **26**, 1121 (1972).
-