

Fe-3.5 at%Mo 固溶硬化合金の 高温変形挙動の予測

森川 龍哉[†] 岡崎 俊宏^{††}
中島 英治 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

J. Japan Inst. Metals, Vol. 59, No. 1 (1995), pp. 8-14

Prediction of Deformation Behavior of an Fe-3.5 at%Mo Solution-Hardened Alloy at High Temperature

Tatsuya Morikawa, Toshihiro Okazaki,
Hideharu Nakashima and Hideo Yoshinaga

*Department of Materials Science and Technology, Graduate School of Engineering Sciences,
Kyushu University, Kasuga*

In order to establish the prediction method of high temperature deformation behavior, a bcc solution-hardened Fe-3.5 at%Mo alloy was deformed in tension at temperatures from 1050 K to 1150 K along three different paths of constant strain rate and continuously varying strain rate, and it was inspected whether or not the prediction method proposed for fcc solution-hardened Al-Mg alloys could be applied to the deformation behavior of the bcc alloy.

It is found that the method can be applied to the bcc alloy with some modification of the parameters used for the prediction, and the limiting conditions of the applicability can be explained by the break away of dislocations from the solute atmosphere in the same way as that for fcc alloys.

(Received September 12, 1994)

Keywords: iron-molybdenum alloy, high temperature deformation, stress relaxation test, solution hardening, internal stress, solute atmosphere, dislocation density

I. 緒 言

金属材料の高温における変形応力は定常変形状態では温度とひずみ速度によって一義的に決まるが、ひずみ速度が刻々変化する条件のもとでは変形の前歴に強く依存する。金属材料の熱間加工はひずみ速度や温度が変化する複雑な変形履歴を伴うので、変形応力の変形履歴依存性を明らかにし、この予測を行うことは重要な課題である。

宮川ら⁽¹⁾⁽²⁾は最近、変形の基礎理論に基づいた変形応力の予測法を提案し、fccの固溶硬化合金であるAl-Mg合金についての変形応力の経路^{†††}依存性を再現し得ることを示してきた。しかし、この方法が結晶形の異なる合金系にも汎用し得るか否かについては未だ実証されていない。そこで本研究では、実用材料としての用途が広いbccの鉄系合金の中から固溶硬化の大きいFe-Mo合金を選び、変形応力の経路依存性を実験的に明らかにするとともに、上述の予測法により実測結果を再現し

得るか否かを調べた。

II. 実験方法

1. 高温引張試験

引張試験には、新日本製鉄(株)より供与された両端にM6のネジ部を持つゲージ部長さ20mm、直径3.5mmのFe-3.5 at%Mo合金丸棒試験片を用いた。この試験片を7.0 mPaの真空下で1123 K-14.4 ks再結晶処理した後、引張試験に供した。再結晶処理後の試験片はほぼ等軸晶で、平均結晶粒径はlinear intercept法⁽³⁾で測定した結果約0.6mmであった。

試験機は島津サーボバルサー EHF2型(株)島津製作所製を改良したもの⁽⁴⁾を用い、いろいろのひずみ速度での定速引張試験と2つの経路で引張速度を変化させる試験を、1050, 1100 Kおよび1150 Kの各温度、一気圧のアルゴンガス(純度5N)雰囲気中で行った。

定速引張試験は $2.5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ ~ $1.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の初期ひずみ速度範囲で行い、定速を含めて3つの変形経路は比較のため前報⁽¹⁾のAl-Mg合金の場合と同じにした。すなわち定ひずみ速度引張試験のひずみ速度は $7.2 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ で、これを経路1

[†]九州大学大学院生

^{††}九州大学大学院生、現在：トヨタ自動車(株)

^{†††}ひずみ-時間空間における経路。

の試験とする。ひずみ速度を大きい側から小さい側へ変化させる ($3.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 2.4 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$) 引張試験を経路 2 の試験, 小さい側から大きい側へ変化させる ($2.4 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1} \sim 3.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) 引張試験を経路 3 の試験とする。ただし, これらはいずれも 1800 s (ひずみ 0.13) までの平均ひずみ速度が経路 1 の試験と同じになるようにしている。すなわち, ひずみ速度が変化する 2 つの変形経路は次式で表せるようにした。

$$\epsilon_a = A \left\{ \exp\left(\frac{B}{1800} t\right) - \exp\left(-\frac{C}{1800} t\right) \right\}$$

ただし, 定数 A, B, C の間には

$$A = \frac{0.13}{\exp B - \exp(-C)}$$

の関係がある。ここで ϵ_a は制御できる見かけのひずみ (試験片および試験機の弾性変形を含む), t は秒を単位とする時間である。定数 B, C の値は, 経路 2 の場合 $(B, C) = (0, 5)$, 経路 3 の場合 $(B, C) = (5, 0)$ としている。

用いた試験機はステッピングモーターを介してクロスヘッドを定速で動かす機構をもつので, ステッピングモーターを計算機からのパルスによって上式のひずみと時間の関係を満たすように駆動させ, ひずみ速度を制御した。経路 2, 3 の試験では, いずれも 13% 変形後に経路 1 と同じひずみ速度に急変し, さらに 5% 程度変形した。

試験片の加熱には上, 中, 下の 3 つの部分からなるカンタル線による抵抗加熱炉を用いた。上段と下段はスライダックによる手動操作により制御し, 中段は PID 方式により自動制御した。温度の測定には白金-白金 13% ロジウム熱電対を用い, 試験片ゲージ部の上端, 中央および下端に直接スポット溶接し, 試験ごとに毎回温度を測定した。上記の温度制御法により, 平行部の温度を $\pm 2 \text{ K}$ 以下, 試験中の温度変動を $\pm 1 \text{ K}$ 以下に抑えることができた。

2. 応力緩和試験

本合金中の転位運動が粘性的であることを確認するため, 変形応力に占める内部応力成分 (転位同士の長距離相互作用による非熱活性化応力成分) を測定するために, 応力緩和試験も行った。緩和試験は, 1050, 1100 K および 1150 K のそれぞれの温度で, ひずみ速度 $7.2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ で定常変形状態に入った後にクロスヘッドを停止して行った。一般に, 試験機系の弾性変形を含む見かけのひずみ速度 $\dot{\epsilon}_a$ は, 試験片の塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ と弾性ひずみ速度 $\dot{\sigma}/K$ の和として次式で表される。

$$\dot{\epsilon}_a = \dot{\epsilon} + \frac{\dot{\sigma}}{K}$$

ここで, $\dot{\sigma}$ は変形応力の時間変化, K は試験機系の弾性変形を含む試験片の見かけのヤング率 (combined machine stiffness) である。

クロスヘッドを停止すると $\dot{\epsilon}_a$ が 0 になるので, 試験片の真の塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は次式で示される。

$$\dot{\epsilon} = -\frac{\dot{\sigma}}{K}$$

緩和中の各応力に対して, 緩和曲線の勾配より上式から塑性ひずみ速度が求められる。測定にはアナライジングレコーダー AR1100 (横河電機 (株) 製) を用い, 1 ms のサンプリング時間で

緩和開始後約 6 s 間, 荷重変化を記録した。得られた緩和曲線を 3 次から 5 次の多項式により近似し, 解析的に勾配を求めた。

転位が粘性的に運動しているならば, 応力緩和開始直前と直後の塑性ひずみ速度は一致することが知られている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。そこで, これらの塑性ひずみ速度が一致するか否かを調べるとともに, 一致するものについて内部応力を求めた。内部応力は, 緩和中の各応力に対するひずみ速度をプロットし, 応力緩和開始点近傍の直線部分をひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 0$ に外挿する方法 (菊池法⁽⁷⁾⁽⁸⁾) を用いて求めた。

III. 実験結果

Fig. 1 に定速引張試験における定常変形応力 (飽和応力) をヤング率 E で規格化したものとひずみ速度との関係を両対数プロットで示す。1050 K の高ひずみ速度側で直線関係からずれるが, その他のところでは両者の間にはよい直線関係が得られ, ベキ乗則が成り立っていることがわかる。直線の傾きで示される応力指数は各温度でほぼ等しく, 約 3.5 であった。この値は同じ合金系において, 転位の溶質雰囲気引きずり運動が変形を律速している場合に得られる値⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾ とほぼ等しい。

また, **Fig. 2** に $\sigma/E = 2.0 \times 10^{-4}$ におけるひずみ速度のアレニウスプロットを示す。直線の傾きから得られる変形の活性化エネルギーは $294 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ であった。この値は Fe-Mo 合金中のモリブデンの固有拡散の活性化エネルギー $285 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ⁽¹²⁾ とほぼ等しい値である。これより, 1100 K と 1150 K では **Fig. 1** のひずみ速度全域において, 定常変形はモリブデン原子の雰囲気を引きずる転位の運動に律速されていると考えられる。しかし, **Fig. 1** に示したように, 1050 K では約 $4 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 以上のひずみ速度で直線関係からずれること (pow-

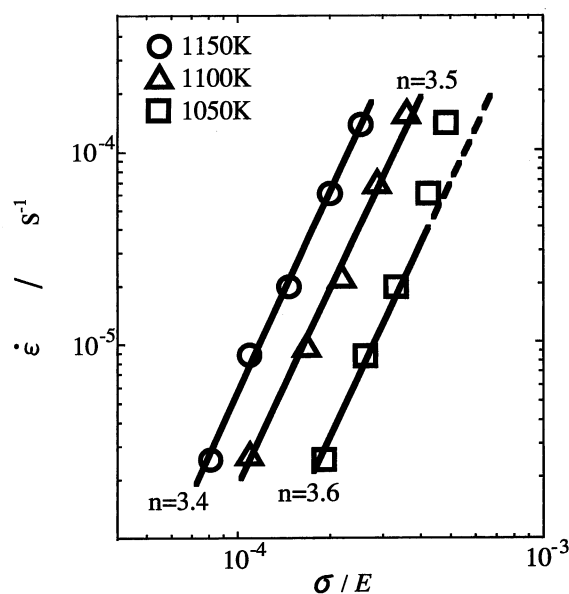


Fig. 1 Steady-state stress as a function of strain rate in tensile test.

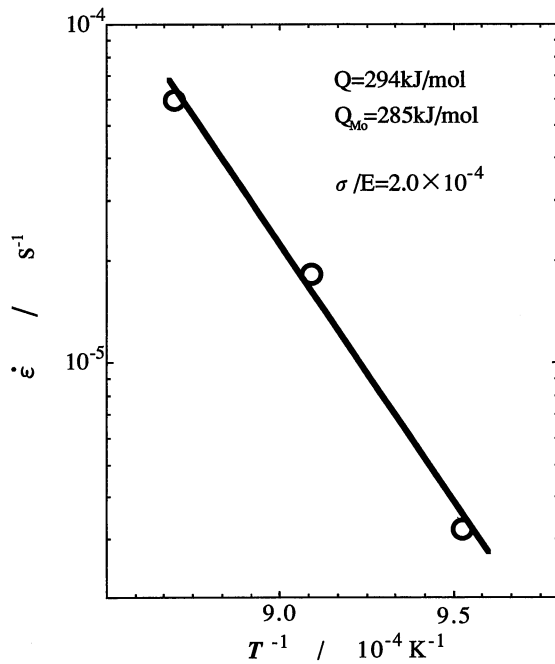


Fig. 2 Arrhenius plot of the strain rate in steady-state deformation at $\sigma/E=2.0 \times 10^{-4}$.

er law break down)から、変形の律速機構が変化しているものと思われる。

Fig. 3は応力緩和開始点前後の塑性ひずみ速度、 $\dot{\epsilon}_0$ と $\dot{\epsilon}_{r0}$ の関係を示したものである。図の縦線は5~7回行った測定結果の範囲を示し、データ点はその平均値を示す。ばらつきはあるが、1150 Kと1100 Kでは両塑性ひずみ速度はほぼ一致していると言える。しかし、1050 Kでは緩和直後の塑性ひずみ速度は直前の値より低く、緩和開始点において塑性ひずみ速度

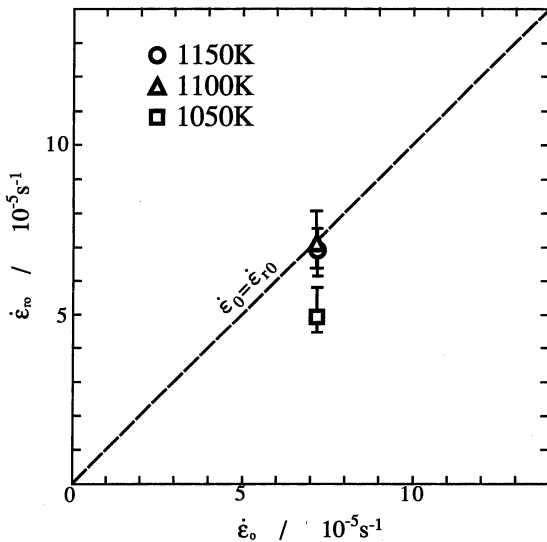


Fig. 3 Relationship between the plastic strain rates just before and after stress relaxation, $\dot{\epsilon}_0$ and $\dot{\epsilon}_{r0}$.

が不連続に減少することを示している。これより、1050 Kにおける変形では、 $7.2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度で、少なくとも一部の転位は溶質雰囲気から離脱したと考えられる。これは、Fig. 1に示したべき乗則が成立しなくなる条件と一致する。したがって、前節で述べた内部応力の測定法はこの試験条件の変形には適用できない。

Fig. 4に、経路2, 3において、見かけのひずみ速度を $7.2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ に急変させた前後の塑性ひずみ速度、 $\dot{\epsilon}_0$ と $\dot{\epsilon}_f$ の関係を示す。見かけのひずみ速度を $2.4 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ から $7.2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ に急増させた前後の塑性ひずみ速度は各温度ともほぼ一致している[†]。しかし、見かけのひずみ速度を $3.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ から $7.2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ に急減させたところでは、1150 Kでの値が不連続に変化し、急減前の値よりかなり小さくなっている。したがって、1150 Kにおけるひずみ速度急減直前の変形では溶質雰囲気から離れて運動していた転位が多く、変形応力は内部応力がほとんどを占めていたと考えられる。

Fig. 5に各温度、各変形経路の応力-ひずみ曲線を示す。1050 Kと1100 Kにおける経路1では、変形初期に変形応力が最大となり加工軟化を起こす高温降伏現象が見られ、その後加工硬化せず変形応力一定の定常変形状態に入っている。1150 Kでは大きな加工軟化は見られないが、変形初期の加工硬化がほとんどない。これらはいずれも固溶硬化合金に特有の挙動である。

ひずみ速度が初め大きく次第に減少する経路2では、いずれの温度でも変形初期において変形応力は増大するが、高温降伏現象は見られず、変形応力はひずみとともに単調に減少している。ひずみ速度が初め小さく次第に増加する経路3でも、

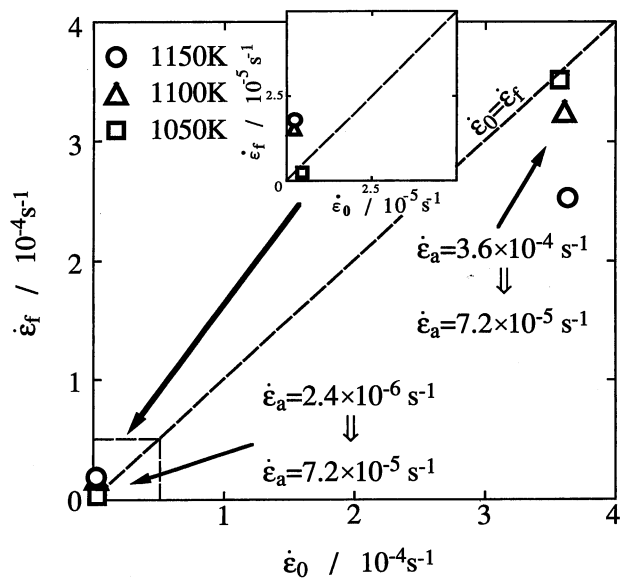


Fig. 4 Relationship between the plastic strain rates just before and after the apparent strain rate change, $\dot{\epsilon}_0$ and $\dot{\epsilon}_f$.

[†] 内挿した拡大図で一致しない測定点があるように見えるが、ひずみ速度が低いため、測定誤差が大きかったためと思われる。

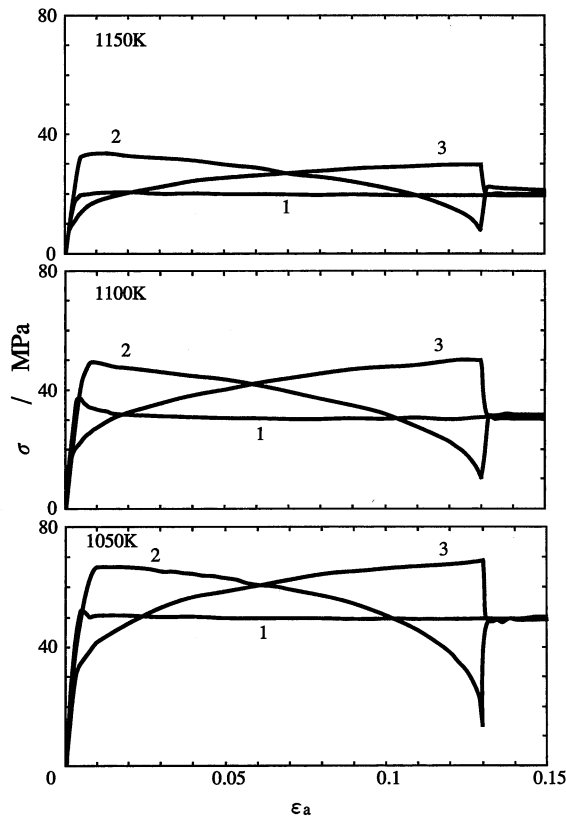


Fig. 5 Experimental deformation path dependence of flow stress at 1050, 1100 and 1150 K. Path 1: $\dot{\epsilon}_a = \text{const.} = 7.2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Path 2: $\dot{\epsilon}_a$ is gradually decreased from $3.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ to $2.4 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$. Path 3: $\dot{\epsilon}_a$ is gradually increased from $2.4 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ to $3.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

変形初期には加工軟化は見られず、変形応力は単調に増加する。その結果、ひずみ13%での変形応力はそれぞれの経路によって大きく異なり、明瞭な変形経路依存性を示している。

13%変形後は経路2と3のひずみ速度も経路1と同じになるため、各変形応力は急速に経路1の定常変形応力に近づいている。これより、ひずみ速度一定での定常変形応力はいろいろな変形の前歴に依存しないことがわかる。以上の変形挙動は既報⁽¹⁾⁽²⁾のAl-Mg合金と一致している。

IV. 変形挙動の予測

1. 予測法

ここで用いた変形応力の予測式の導出は宮川らによって詳細に述べられている⁽¹⁾⁽²⁾ので、ここではその骨子のみを述べる。

固溶硬化合金の高温における変形応力 σ は、転位の長距離相互作用による内部応力 σ_i と転位の溶質雰囲気引きずり抵抗に基づいた有効応力 σ_e の和で与えられる。

$$\sigma = \sigma_i + \sigma_e \quad (1)$$

ここで σ_i は転位密度 ρ の関数として

$$\sigma_i = \alpha M G b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

で与えられ、 σ_e は転位密度とひずみ速度の関数として

$$\sigma_e = \frac{M^2}{2\rho b B} \dot{\epsilon} \quad (3)$$

で与えられる。ここで、 α は定数、 M はテーラー因子、 G は剛性率、 b は転位のバーガスベクトルの大きさ、 B は転位の易動度である。式(1)、(2)と(3)より変形応力 σ は σ_i のみの関数として

$$\sigma = \sigma_i + \frac{\alpha^2 M^4 G^2 b}{2\sigma_i^2 B} \left(\dot{\epsilon}_a - \frac{\dot{\sigma}}{K} \right) \quad (4)$$

と表せる。したがって、内部応力がわかれば変形応力が求められる。

宮川らは内部応力の変化速度を

$$\frac{d\sigma_i}{dt} = A \frac{\sigma_{is} - \sigma_i}{\sigma_i} \left(\dot{\epsilon}_a - \frac{\dot{\sigma}}{K} \right) - r_1 D \sigma_i^3 - r_2 D \sigma_i^2 \exp(-\delta \epsilon) \quad (5)$$

で与えている。ここで、右辺第一項は変形による内部応力の増加速度、第二項は回復速度、第三項はネットワークを形成していると考えられる初期転位の回復速度である。ここで、

$$A = \beta_0 \frac{\alpha^2 M^3 G^2 b}{4\sigma_{is}} \quad (6)$$

σ_{is} は回復がないときの飽和内部応力、 β_0 は変形による転位の増殖係数である。また、

$$r_1 = \frac{r_{01}}{2(\alpha M G b)^2}, \quad r_2 = \frac{r_{02}}{2\alpha M G b} \quad (7)$$

で、 r_1, r_2 は回復速度係数、 r_{01}, r_{02} は温度に依存すると考えられる定数、 δ は初期転位の効果がひずみとともに減衰する減衰係数である。

変形に伴う内部応力の変化は、式(5)を変形経路に沿って積分することによって得られる。予測に必要なパラメータは、宮川らと同様⁽¹⁾⁽²⁾、1つの定ひずみ速度試験で求めた応力ひずみ曲線と、同じ材料を用いて得たNakashimaらの回復速度の測定結果および今回の応力緩和試験によって得た内部応力の測定値を参考にして次節で述べるように決定した。

前章に示したように、1050 Kでは平均ひずみ速度が転位が溶質雰囲気から離脱する条件に入っていると考えられることから、変形応力の予測は1100 Kおよび1150 Kについて行った。 B の値は、計算機上で仮想格子中の転位を動かし、転位と溶質原子との相互作用エネルギーの勾配から、溶質雰囲気引きずり抵抗を算出する方法によって求めた⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。予測に用いた各温度での、 G, D および B をTable 1に示す。なお、テーラー因子は2として計算した。

2. パラメータの決定

前節で導出した予測式中のパラメータは、転位密度と内部応力を関係づける α 、回復速度式中の r_{01} と r_{02} 、加工硬化率式中

Table 1 Shear modulus⁽¹⁹⁾ G , diffusion coefficient⁽¹²⁾ D , and mobility of dislocation B used for the prediction.

T (K)	G (GPa)	D ($\text{m}^2 \text{s}^{-1}$)	B ($\text{m}(\text{Pa} \cdot \text{s})^{-1}$)
1050	43.0	8.22×10^{-17}	3.87×10^{-15}
1100	39.6	3.40×10^{-16}	1.84×10^{-14}
1150	37.3	1.25×10^{-15}	7.59×10^{-14}

の β_0 と σ_{is} , および δ の 5 つである。

α は今回行った応力緩和試験の結果を参考にして求めた。1100 K と 1150 K での定常変形状態 ($\dot{\epsilon}=7.2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) における応力緩和試験より、菊池法で求めた内部応力の平均値は 1100 K では 24.3 MPa, 1150 K では 12.0 MPa であった。Nakashima ら⁽¹⁵⁾ が応力急変試験から求めた $\Delta\dot{\epsilon}/\Delta\sigma (= (2/M^2) \rho b B)$ の値に、Table 1 に示した B の値を用いて ρ を求め、これと今回測定した σ_i との関係から、式(2)によって α の値を求めた。得られた α は 1100 K で 0.53, 1150 K で 0.64 であった。しかし、本来 α は内部応力の発現機構に関するパラメータであるので、温度に依存するとは考えられない。したがって、温度による α の相違は実験誤差によるものと考え、これらの平均値をとり、 $\alpha=0.58$ とし、両温度で同一の値を用いた。

r_{01} は次に示す内部応力 σ_i と回復速度 r の関係から求めた。 r には Nakashima ら⁽¹⁵⁾ が Fe-3.5 at%Mo 合金について応力急変法によって求めた値を用いた。彼らによれば、 r は

$$\frac{r}{E} = R_0 \left(\frac{\sigma_i}{E} \right)^3 \exp \left(-\frac{Q_r}{RT} \right) \quad (8)$$

で与えられる。ここで、 E はヤング率、 $R_0=1.3 \times 10^{21} \text{ s}^{-1}$, $Q_r=290 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$, RT は通常の意味である[†]。上式に内部応力の値を代入すると、1100 K と 1150 K での回復速度 $r=r_1 D \sigma_i^3$ はそれぞれ $16.9 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$ および $6.31 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$ となる。この値から r_{01} を式(7)によって求める ($r_{01}=2(\alpha M G b)^2 r / D \sigma_i^3$) と、1100 K で 1.57×10^3 , 1150 K で 1.51×10^3 となる。

宮川ら⁽²⁾ は、転位の上昇運動に関する Lothe と Hirth の理論⁽¹⁶⁾ に基づき、吉永ら⁽¹⁷⁾ が導いた式を用いて、回復速度係数を

$$r_{01} = \frac{2.2 \Omega G}{(1-\nu) k T \ln(l/b)}$$

で与えている。ここで Ω は原子容、 l は平均転位間隔である。これによると、 r_{01} は剛性率に比例し、絶対温度に逆比例することがわかる。この温度依存性を用いると、1150 K と 1100 K での r_{01} の比は 0.900 となるが、上述のようにして求めた r_{01} の比は 0.961 である。両者には約 7% の差があるが、ほぼ一致していると見ることができる。

式(5)より、定常変形状態では $\dot{\sigma}=0$, $\dot{\sigma}_i=0$ であり、 r_2 を含む項は変形が進行するにつれ消滅するので、次式が得られる。

$$A = r_1 D \sigma_i^3 \frac{\sigma_i}{\sigma_{is} - \sigma_i} \frac{1}{\dot{\epsilon}_a}$$

A と r_1 にそれぞれ式(6)と(7)を代入すると、

$$\beta_0 = r_{01} 2D \frac{\sigma_{is}}{\alpha^4 M^5 G^4 b^3} \frac{\sigma_i^4}{\sigma_{is} - \sigma_i} \frac{1}{\dot{\epsilon}_a}$$

となる。 β_0 の値は前述の α と r_{01} より上式によって求めた。

σ_{is} の値は Al-Mg 合金における値 ($\sigma_{is}=300 \text{ MPa}$) を参考に弾性定数の相違を考慮して $\sigma_{is}=500 \text{ MPa}$ とした。 r_{02} と δ の値は各温度での定ひずみ速度引張試験において、変形初期の変形応力の変化を最もよく再現する値を重回帰法で決定した。

Table 2 に 1100 K と 1150 K における各パラメータの値をまとめて示す。

[†] 式(5)に用いられている r_1 と R_0 の間には、 $r_1=R_0/(D_0 E^2)$ の関係がある。ただし、 D_0 は拡散係数の頻度因子。

Table 2 The parameters used for the theoretical prediction of flow stress in an Fe-3.5 at%Mo alloy.

Temperature (K)	r_{01}	$\beta_0 (\text{m}^{-1})$	$r_{02} (\text{m}^{-1})$	δ
1100	1.67×10^3	2.03×10^7	1.20×10^{10}	70
1150	1.51×10^3	3.58×10^6	5.20×10^8	30

3. 実験結果と計算結果の比較

Fig. 6 に 1100 K と 1150 K における応力-ひずみ曲線の予測結果を実験結果と比較して示す。1100 K においては、経路 2 の変形初期を除くと、大幅な変形応力の不一致はなく、計算結果はよく実験結果を再現している。1150 K においては、経路 2 の変形中期以降においては計算結果は実験結果をよく再現しているが、経路 2 の初期、経路 3 の変形後期においては実験結果との不一致が大きい。計算で求めた変形応力が実験で得た変形応力を上回る領域は、下に述べる理由で生じたと考えられる。

Fig. 7 と Fig. 8 にそれぞれ 1100 K および 1150 K におけるひずみの変化に伴う転位密度の変化(a)と転位速度の変化(b), および転位速度と溶質雰囲気引きずり抵抗の関係(c)の予測結果を示す。(a)の転位密度変化の曲線はその形状が計算で得られた変形応力の変化とほぼ対応している。

(c)は転位の易動度 B の評価に用いた計算結果で、 B の値は図中の直線部の勾配の逆数である。溶質雰囲気引きずり抵抗と転位速度の比例関係が成立しなくなる転位速度 v_{cr} は転位が雰囲気から離脱し始める速度と Al-Mg 合金ではよく対応してい

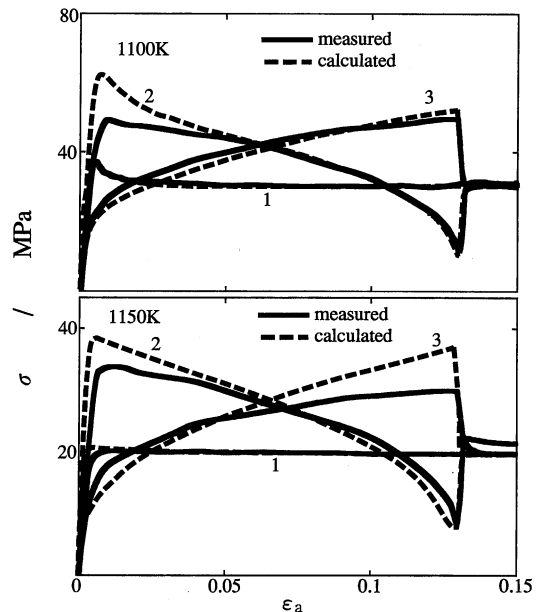


Fig. 6 Stress-strain curves measured (solid lines) and predicted (dashed lines) for paths 1, 2 and 3 at 1100 K and 1150 K.

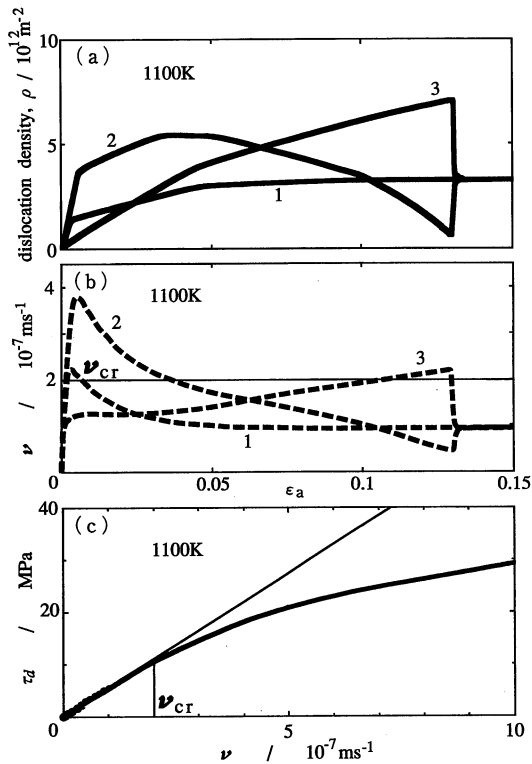


Fig. 7 Apparent strain, ϵ_a , dependence of predicted dislocation density (a), apparent strain dependence of predicted dislocation velocity (b), and dislocation velocity, v , dependence of solute atmosphere drag stress, τ_d (c), at 1100 K.

る⁽¹⁸⁾. 本合金の場合、 v_{cr} は1100 Kで約 $2 \times 10^{-7} \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 、1150 Kで約 $5 \times 10^{-7} \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ であるが、図(b)に見られるように、1100 Kでの経路2の変形初期における転位速度および1150 Kでの経路2の変形初期と経路3の変形後期の転位速度がこれを大きく上回っている。以上の検討により、変形応力の計算値と実験値の不一致は、いずれの場合もひずみ速度が大きいために転位の一部分が溶質雰囲気から離脱して運動し始めることに起因しているものと思われる。1150 Kの経路3の変形後期における計算値と実験値の不一致は、Fig. 5に示した実験結果とも対応しており、このことは本予測法の妥当性を示すものと考えられる。このように、経路3の終点での転位速度が1100 Kでは v_{cr} に達せず、より高温の1150 Kで v_{cr} を越えるのは、転位密度が減少する効果によるものと考えられる。

V. 結 言

体心立方晶固溶硬化合金の変形挙動の予測法を確立するために、Fe-3.5 at%Mo合金の高温変形挙動の経路依存性を調べ、面心立方晶固溶硬化合金に適用された変形挙動予測法が適用可能であるか否かを検討し、以下の結論を得た。

(1) 1050~1150 Kでの定速変形によって得た変形の活性化エネルギーは $294 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ で、Fe中のMo原子の固有拡散の活性化エネルギー $285 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ に近いことがわかった。こ

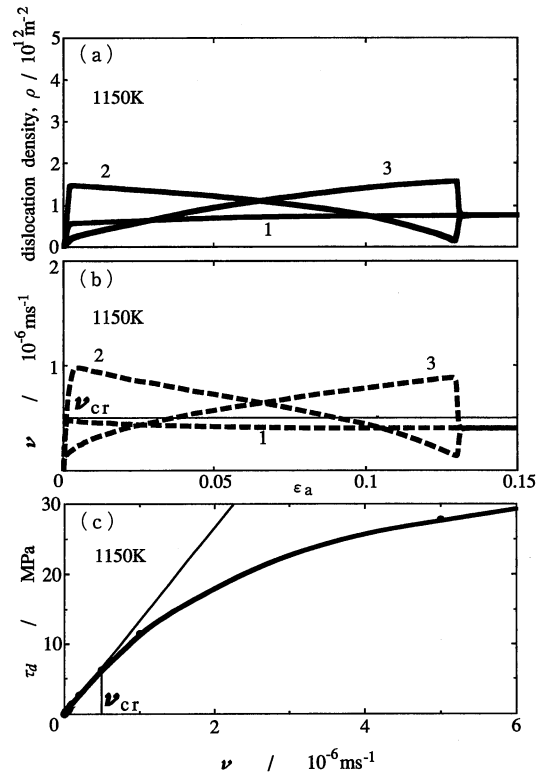


Fig. 8 Apparent strain, ϵ_a , dependence of predicted dislocation density (a), apparent strain dependence of predicted dislocation velocity (b), and dislocation velocity, v , dependence of solute atmosphere drag stress, τ_d (c), at 1150 K.

れより、この合金の変形にはMo原子の拡散に律速される溶質雰囲気引きずり抵抗の寄与が大きいと考えられる。

(2) 変形経路を変化させる実験で得られた応力-ひずみ曲線は経路に大きく依存した。しかし、定常変形状態に入ったときの変形応力は変形の前歴によらず一定であった。

(3) 溶質雰囲気引きずり機構を前提とした変形応力の予測法によって算出した3つの変形経路に沿う変形応力は、溶質雰囲気引きずり機構が働くと考えられる変形条件では、おおむね実験値を再現した。

(4) 実験値と計算値で変形応力に不一致が見られた部分は、ひずみ速度が大きく、本予測法で求めた転位速度と溶質雰囲気引きずり抵抗の比例関係が崩れている部分に対応している。これより、変形応力の不一致は転位の溶質雰囲気離脱に起因するものと思われる。

これらの結果はAl-Mg系合金の結果と一致し、本予測法が、固溶硬化合金の高温変形が転位の溶質雰囲気引きずり運動で律速されている場合に、広く使用できることを示すものである。

本研究で用いたFe-Mo合金は新日本製鐵株式会社より提供されたものである。また、本研究に関し有明工業高等専門学校の宮川英明教授より貴重な御意見をいただいた。ここに記して深い感謝の意を表す。

文 献

- (1) 宮川英明, 吉武秀介, 中島英治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **55**(1991), 928.
- (2) 宮川英明, 中島英治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **56**(1992), 531.
- (3) A. W. Thompson: *Metallography*, **5**(1972), 366.
- (4) 吉永日出男: *金属*, **49**(1979), 15.
- (5) 阿部勝憲, 吉永日出男, 諸住正太郎: 日本金属学会誌, **40**(1976), 393.
- (6) K. Abe, H. Yoshinaga and S. Morozumi: *Trans. JIM*, **18**(1977), 479.
- (7) 菊池潮美, 富田邦和, 元山義郎, 足立正雄: *軽金属*, **30**(1980), 480.
- (8) 菊池潮美, 元山義郎, 足立正雄: *軽金属*, **30**(1980), 449.
- (9) H. Oikawa: *Phil. Mag.*, **A37**(1978), 707.
- (10) H. Oikawa and S. Nanba: *Trans. ISIJ*, **27**(1987), 402.
- (11) 佐伯真事, 及川 洪, 辛島誠一: 日本金属学会誌, **43**(1979), 135.
- (12) 野原清彦, 平野賢一: 日本金属学会誌, **40**(1976), 1053.
- (13) H. Yoshinaga and S. Morozumi: *Phil. Mag.*, **23**(1971), 1367.
- (14) 中島英治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **56**(1992), 254.
- (15) H. Nakashima, H. Nakagaki, H. Kurishita and H. Yoshinaga: *Trans. ISIJ*, **27**(1987), 395.
- (16) J. Lothe and J. P. Hirth: *Theory of Dislocations.*, (1968).
- (17) 吉永日出男, 当摩 建, 諸住正太郎: 日本金属学会誌, **38**(1974), 826.
- (18) 坂本正雄: 日本金属学会会報, **20**(1981), 912.
- (19) D. J. Dever: *J. Appl. Phys.*, **43**(1972), 3293.