(Fe_{1-x}V_x)₃Al 合金 ($x \leq 1/3$) の高温変形挙動に及ぼす規則-不規則変態の影響

馬 洵 潤* 西 野 洋 一

名古屋工業大学大学院工学研究科物質工学専攻

J. Japan Inst. Metals, Vol. 69, No. 10 (2005), pp. 880-885
© 2005 The Japan Institute of Metals

Effects of Order-Disorder Transition on High-Temperature Deformation Behavior of (Fe_{1-x}V_x)₃Al Alloys ($x \leq 1/3$)

Jun Mabuchi* and Yoichi Nishino

Department of Materials Science and Engineering, Nagoya Institute of Technology, Nagoya 466-8555

The mechanical properties of (Fe_{1-x}V_x)₃Al alloys including the Heusler-type Fe₂VAl ($x = 1/3$) have been investigated using high-temperature compression tests with attention to an increase in the D0₃(L2₁)-B2 transition temperature T_c by the V substitution. The yield stress peak substantially shifts to higher temperatures with increasing T_c and can be found at around 1270 K for Fe₂VAl. The strain rate sensitivity exponent m is near zero in the temperature range where the plateau with a rather low yield stress appears, but rises sharply around the peak temperature, reaching $m = 0.40$ at 1300-1400 K for Fe₂VAl. Thus superplastic behavior is always expected to occur in the (Fe_{1-x}V_x)₃Al system when deformed at temperatures above that of the yield stress peak under a strain rate range of 10^{-4} - 10^{-3} s⁻¹. In spite of large-grained Fe₂VAl, the grain size becomes much finer after deformation up to a strain of 120%: from about 400 μm to 30 μm. Dynamic recovery and recrystallization process similar to that in Fe₃Al is proposed as the superplastic deformation mechanism.

(Received May 9, 2005; Accepted August 9, 2005)

Keywords: Fe₂VAl, mechanical properties, Heusler alloy, yield stress peak, superplasticity, strain rate sensitivity

1. 緒 言

Fe₃Al 合金は耐酸化性や耐食性に優れており、さらに温度の上昇とともに降伏応力が増加することから高温構造材料として注目されている。降伏応力の逆温度依存性の原因については必ずしも明らかになっていないが、降伏応力のピーク温度が D0₃-B2 変態温度 T_c にほぼ一致することから D0₃ 規則度の低下に起因すると考えられている¹⁾。したがって、Fe₃Al に第 3 元素を添加して T_c を上昇させることができれば、それにもよって降伏応力ピークが高温側にシフトする可能性がある。Dihem と Mikkola²⁾ によると、Fe₃Al に Mo や Ti を添加すると T_c が上昇し、高温強度が大幅に向上することが確認されている。このような第 3 元素の添加による高温強度の改善は他の研究者によっても報告されている³⁻⁵⁾。最近になって、Stein ら⁶⁾は Fe₃Al に Ti やその他の遷移元素を添加した合金について高温強度特性を詳細に研究した。その結果、 T_c の上昇にもかかわらず降伏応力のピーク温度が上昇しないことから、D0₃-B2 変態と降伏応力の逆温度依存性の間には関係がないと結論している。

降伏応力ピークと D0₃-B2 変態の関連性を明らかにするために、我々はこれまで Fe₃Al の Fe の一部を V で置換した合

金 (Fe_{1-x}V_x)₃Al について降伏応力の温度依存性を調べてきた⁷⁾。この合金では V 組成 x の増加とともに T_c が上昇するが、それに対応して降伏応力ピークが高温側にシフトすることを見出した。(Fe_{1-x}V_x)₃Al 合金系では、 $x = 1/3$ の V 組成においてホイスラー構造の Fe₂VAl を形成するが、このホイスラー合金の T_c は (Fe_{1-x}V_x)₃Al の中で最高温度の 1370 K にも達する⁷⁾。したがって、Fe₂VAl の降伏応力ピークは、これまで調べてきた V 組成 ($0 \leq x \leq 0.30$) の合金よりも高温側で発現する可能性がある。

一方、Fe₃Al は 1000 K 付近で超塑性を示すことが報告されている⁸⁻¹³⁾。一般に、金属間化合物は脆くて塑性加工が困難であることが多いが、超塑性を利用することができれば成形加工への応用が期待できる。金属間化合物の超塑性については、Ni-Al 系や Ti-Al 系など各種規則構造の合金で報告されているが¹⁴⁻²¹⁾、ホイスラー合金 (L2₁ 構造) の超塑性に関する研究はほとんど行われていない。ホイスラー合金はスピントロニクス材料や強磁性形状記憶合金など新しい分野での利用が期待されており、Fe₂VAl についても熱電変換材料としての応用が検討されている²²⁾。実用材料の観点からも、ホイスラー合金の力学特性、とくに超塑性の可能性を明らかにすることは重要である。

以上のような背景から、本研究では Fe₂VAl の降伏応力ピークと超塑性という 2 つの現象に注目した。まず、(Fe_{1-x}V_x)₃Al における低 V 組成 ($x < 0.30$) の合金と比較して、

* 名古屋工業大学大学院生 (Graduate Student, Nagoya Institute of Technology)

Fe₂VAl ($x=1/3$) の降伏応力ピークが現れる温度範囲を調べ、D0₃(L2₁)-B2 変態との関連性について系統的に検討した。さらに、超塑性発現の目安としてひずみ速度感受性指数 (m 値) を評価することによって、Fe₂VAl を中心とする合金系について超塑性の可能性および発現条件を明らかにする。従来、Fe₃Al における降伏応力ピークと超塑性に関する研究は個別に行われてきたが、本研究ではこの 2 つの現象の対応関係についても検討する。

2. 実験方法

本研究では Fe₂VAl に注目して高温変形を行うが、比較のために (Fe_{1-x}V_x)₃Al 合金 ($x=0, 0.10$) も作製した。これらの合金について、純度 99.99% の Fe と Al および純度 99.9% の V を用いてアーク溶解によりボタン状インゴットを作製した。組成分析は ICP 発光分析により行い、目標とした組成からのずれが 0.3 at% 以内であることを確認した。これらのインゴットを 5×10^{-3} Pa の真空中において 1273 K で均質化焼鈍 (173 ks) した後、圧縮試験用試料 (3 mm × 3 mm × 7 mm) と電気抵抗測定用試料 (1 mm × 1 mm × 15 mm) および X 線回折用試料 (粉末) に成形した。各試料を石英ガラスのカプセルに真空封入し、1273 K で 3.6 ks 保持した後、673 K で 14.4 ks の規則化焼鈍をしてから炉冷した。X 線回折測定 (CuK α 線) により、すべての試料は D0₃(L2₁) 単相であることを確認した。また電気抵抗の温度依存性を測定して、その屈曲点から D0₃(L2₁)-B2 変態温度を求めた⁴⁾。

圧縮試験には高温圧縮変形装置を装備した万能試験機 (AUTOGRAPH, DSS-2000) を用い、試料と圧縮治具の間に挿入したアルミナ製耐圧板を介して均一に圧縮荷重を负荷した。圧縮変形は真空中 (5×10^{-3} Pa), 300~1473 K において初ひずみ速度 $1.2 \times 10^{-4} \sim 1.2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で行った。なお、試料を試験温度で 1 時間保持して、ほぼ平衡な規則度が得られた後に圧縮試験を行った。測定した荷重-変位曲線から真応力-真ひずみ曲線を求めた。また、ひずみ速度感受性指数 (m 値) を求めるためにひずみ速度急変実験を行った。この場合、圧縮試験中にひずみ速度を $\dot{\epsilon}_1 = 1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ から $\dot{\epsilon}_2 = 2.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ に急変し、急変前の変形応力 σ_1 と急変後の変形応力 σ_2 から

$$m = \Delta \log \sigma / \Delta \log \dot{\epsilon} = (\log \sigma_1 / \sigma_2) / (\log \dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2) \quad (1)$$

によって m 値を求めた²³⁾。

さらに、変形前後の試料について結晶粒径の変化を調べた。試料表面をバフ研磨によって鏡面に仕上げた後、エッチング液 (8CH₃COOH + 4HNO₃ + HCl) で表面を腐食して光学顕微鏡により組織観察を行った。変形前の試料は粗大粒組織を呈しており、平均結晶粒径は約 400 μm であった。

3. 実験結果と考察

3.1 応力-ひずみ曲線

Fig. 1 は、Fe₂VAl について 300~1373 K で変形したときの応力-ひずみ曲線である。圧縮試験は初ひずみ速度 $1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で行い、650 MPa 付近で圧縮変形装置の限界荷重

Fig. 1 True stress-strain curves of Fe₂VAl measured at 300–1373 K with initial strain rate of $1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; each curve is shifted along the abscissa.

に達したために試験を終了した。300 K では、約 200 MPa で降伏した後に直線的に加工硬化した。このとき 4~5% 程度のわずかな塑性変形は可能であるが、変形中に粉々に破壊する場合もあった。Fe₂VAl と同じホイスラー構造をもつ Cu₂MnAl の単結晶では、適切な結晶方位を選べば室温でも 20% ほど変形できるが²⁴⁾、条件によっては全く塑性変形を起こさず破壊する²⁵⁾。このような代表的なホイスラー合金と同様に、Fe₂VAl も室温では塑性変形しにくい材料であり、冷間圧延のように大きな変形をとまなう塑性加工は困難である。

一方、高温で変形した場合、温度の上昇にともなって加工硬化は緩やかになった。1300 K 以上の高温では加工硬化することなく変形しており、とくに 1373 K では応力一定の状態で 100% 以上まで変形できることを確認した。つまり、Fe₂VAl を 1300 K 以上の高温で変形した場合、超塑性を発現する可能性があることを示している。

3.2 降伏応力とひずみ速度感受性の温度依存性

Fe₂VAl における降伏応力ピークを調べるために、Fig. 1 の応力-ひずみ曲線から 0.2% 耐力によって降伏応力を求めた。Fig. 2(a) には、比較のために (Fe_{1-x}V_x)₃Al 合金 ($x=0, 0.10$) の降伏応力の温度依存性も示したが、以前に報告した結果⁷⁾ とよく一致している。また、図中の矢印は電気抵抗測定により決定した D0₃(L2₁)-B2 変態温度 T_c である。Fe₃Al ($x=0$) および $x=0.10$ の合金において降伏応力は逆温度依存性を示し、それぞれ 800 K および 1000 K 付近でピークを形成した。一方、Fe₂VAl の降伏応力は約 1100 K までは比較的低い値を保っているが、それ以上で急激に上昇しており 1270 K でピークを形成した。このように、ベースの Fe₃Al ($x=0$) からホイスラー組成の Fe₂VAl ($x=1/3$) まで、V 組成の増加とともに T_c は上昇し、それにとまって降伏応力

Fig. 2 Temperature dependence of (a) yield stress σ_y and (b) strain rate sensitivity exponent m in $(\text{Fe}_{1-x}\text{V}_x)_3\text{Al}$ alloys with $x = 0, 0.10$ and $1/3$ (Fe_2VAl). The arrows denote the $\text{D}_0_3(\text{L}_2)_1\text{-B}_2$ transition temperatures.

ピークは高温側へシフトした。ただし、V 組成が大きくなると降伏応力ピークは T_c よりも低温側で現れる傾向がある。 $(\text{Fe}_{1-x}\text{V}_x)_3\text{Al}$ 合金では、 $\text{D}_0_3\text{-B}_2$ 変態温度付近において D_0_3 規則度の減少によって降伏応力ピークが現れるが⁷⁾、今回の結果は、 Fe_2VAl においても $\text{L}_2\text{-B}_2$ 変態と降伏応力ピークの関連性を示唆している。さらに、V の代わりに Mo で置換した $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mo}_x)_3\text{Al}$ 合金でも、同様に降伏応力ピークと $\text{D}_0_3\text{-B}_2$ 変態との関連性が確認されている²⁶⁾。また、 Fe_2VAl と同じホイスラー構造をもつ Fe_2MnAl ²⁷⁾ や Ag_2MnZn ²⁸⁾ でも高温で $\text{L}_2\text{-B}_2$ 変態が起きるが、やはり変態点からわずかに低い温度で降伏応力ピークを形成する。ところが、融点まで L_2 構造が安定な Ni_2CuSn では降伏応力の逆温度依存性は観測されず、温度の上昇とともに強度が減少していく²⁹⁾。本研究の結果は、 Fe_2VAl のようなホイスラー合金において、 $\text{L}_2\text{-B}_2$ 変態に対応して降伏応力ピークが発現することを裏付けるものである。

つぎに、 Fe_2VAl における超塑性の可能性を検討するためにひずみ速度感受性指数 (m 値) を評価した。一般に、 $m \geq 0.30$ のとき超塑性が現れることが知られている³⁰⁾。 Fe_3Al の

場合には 1123 K で $m = 0.40$ に達しており、620% もの超塑性伸びを示す⁸⁾。Fig. 2(b) は、ひずみ速度急変実験から求めた m 値の温度依存性である。比較のために、 $(\text{Fe}_{1-x}\text{V}_x)_3\text{Al}$ 合金 ($x = 0, 0.10$) の m 値もプロットしてある。 Fe_2VAl の m 値は 1200 K 付近まではほぼ 0 であるが、それ以上で急激に上昇し、1330 K で最大の $m = 0.35$ に達した。しかし、それより高温において m 値は減少する傾向がある。したがって、 Fe_2VAl では 1300~1400 K の温度範囲において超塑性を発現すると考えられる。

Fig. 2(b) に示したように、 $(\text{Fe}_{1-x}\text{V}_x)_3\text{Al}$ 合金では V 組成 x の増加とともに m 値が上昇を始める温度が高温側にシフトするが、いずれの V 組成でもさらに高温のピーク温度付近では $m \geq 0.30$ となっている。Fig. 2(a) と (b) を比較すると、V 組成の増加とともに降伏応力のピーク温度は高くなるが、 m 値が上昇を始める温度についても $x = 0$ ではおよそ 800 K、 $x = 0.10$ では 970 K、 $x = 1/3$ では 1220 K と V 組成とともに変化しており、各組成の合金における降伏応力のピーク温度とよく対応していることがわかる。この理由は明らかではないが、 $\text{D}_0_3(\text{L}_2)_1\text{-B}_2$ 変態に関係があるものと考えられる。変態温度 T_c 近傍では、 $\text{D}_0_3(\text{L}_2)_1\text{-B}_2$ 変態のために規則度が低下しており、これに関連して降伏応力ピークが現れるのは前述したとおりである。一方、規則合金では規則-不規則変態の前後で拡散係数が急激に増加することが知られている³¹⁾。したがって、 T_c 付近では規則度の低下にともなって拡散も活発に起きるようになり、転位によるすべり変形にも影響を与えるようになる。このような変形機構の変化が m 値の急激な上昇に関係していると推測される。つまり、降伏応力ピークとそれを境にして起きる m 値の急激な上昇は、どちらも $\text{D}_0_3(\text{L}_2)_1\text{-B}_2$ 変態に起因する現象である。

3.3 超塑性に及ぼすひずみ速度の影響

本研究のひずみ速度急変実験では、初ひずみ速度を $1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ として m 値を決定したが、一般に m 値はひずみ速度によって変化することが知られている。そこで、ひずみ速度により m 値がどのように変化するかを調べ、超塑性に最適な変形条件を明らかにする。ここでは、とくに大きな m 値を示した 1373 K と 1473 K について圧縮試験を行った。まず、ひずみ速度を急変した場合と一定のひずみ速度で変形した場合について変形応力の再現性を確認する必要がある。Fig. 3 は 1373 K における応力-ひずみ曲線であるが、 $\dot{\epsilon}_1 = 1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ と $\dot{\epsilon}_2 = 2.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の間でひずみ速度を急変した場合(破線)とそれぞれを初ひずみ速度として定速変形した場合(実線)を比較してある。ひずみ速度を急変する前後の変形応力は、それぞれのひずみ速度で定速変形した場合とほぼ一致していることがわかる。したがって、どちらの方法を用いても m 値は同じような値になる。

Fig. 4 は、(a) 1373 K と (b) 1473 K において初ひずみ速度 $1.2 \times 10^{-4} \sim 1.2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で変形したときの応力-ひずみ曲線である。まず 1373 K では、変形応力はひずみ速度の増加にともなって上昇した。また、 $1.2 \times 10^{-4} \sim 1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度範囲では加工硬化することなく変形しているのに対し、それ以上の速いひずみ速度では加工硬化が認められ

た. 一方, 1473 K では変形応力が 1373 K に比べて全体的に大きく減少したが, ひずみ速度には依存している. また, $2.4 \times 10^{-3} \sim 1.2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ では応力-ひずみ曲線にセレーシ

Fig. 3 True stress-strain curves of Fe₂VAI measured at 1373 K with initial strain rate of $\dot{\epsilon}_1 = 1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ and $\dot{\epsilon}_2 = 2.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Also shown by the dotted curve is the stress-strain curve where downward and upward changes of strain rate were conducted as marked by the open arrows.

Fig. 4 True stress-strain curves of Fe₂VAI measured at (a) 1373 K and (b) 1473 K with initial strain rate of $1.2 \times 10^{-4} \sim 1.2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

ョンが現れた. このようなセレーシ ョンは Fe₃Al³²⁾ や NiAl³³⁾, Ni₃(Si, Ti)¹⁸⁾ における超塑性でも観察されており, Vedula と Stephens³³⁾ によれば動的再結晶に起因する現象である. また Takasugi ら¹⁸⁾ は, 動的再結晶に際して結晶核の生成によって応力の降下が始まる可能性があることを指摘した. 今回観察されたセレーシ ョンは, Fe₂VAI の高温変形中に動的再結晶が起きていることを示していると考えられる.

Fig. 4 から m 値を求めるために, $\epsilon = 0.1$ における変形応力とひずみ速度を両対数プロットした結果を Fig. 5 に示す. Fig. 5 には 1273 K での結果も示した. 式(1)によれば, m 値はグラフの傾きに対応する. いずれの温度においても, $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度範囲で直線関係が認められる. 1273 K では $m = 0.28$ であり, 1373 K において $m = 0.40$ まで上昇するが, 1473 K で $m = 0.32$ に減少している. 1373 K において 10^{-3} s^{-1} 以下のひずみ速度のときに m 値が最大になるので, この条件が Fe₂VAI における超塑性の発現に最も適していると考えられる. しかし, ひずみ速度が $1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ より大きくなると, すべての温度で直線関係から外れていく. これはひずみ速度を大きくしすぎると m 値が小さくなり, 超塑性が起きにくくなることを示している. 実際, Fig. 4 のように, 1373 K では $1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ より大きいひずみ速度で加工硬化が認められ, 超塑性的な変形挙動が見られなくなっている.

Fig. 2(b) のように, Fe₂VAI のひずみ速度急変実験では 1330 K 付近で m 値が最大であり, Fig. 5 から求めた m 値の温度依存性と定性的に一致している. 一方, Fe₃Al でも m 値は温度の上昇とともに増大するが, 1123 K で最大の $m = 0.40$ に達した後減少することが報告されている⁸⁾. したがって, m 値は温度の上昇とともに大きくなるが, 材料によ

Fig. 5 Relation between flow stress at $\epsilon = 0.1$, $\log \sigma$, and strain rate, $\log \dot{\epsilon}$, measured at 1273–1473 K in Fe₂VAI. The slope of the curves is equal to the strain rate sensitivity exponent m .

って決まる特定の温度で最大値を示すことがわかった。

3.4 超塑性による結晶粒微細化

一般に、超塑性は微細結晶粒の材料で起きやすいことが知られている。たとえば Ni-Al 系や Ti-Al 系の金属間化合物では、試料に強加工を施したり、粉末試料を焼結して微細結晶粒組織とすることによって超塑性が現れる¹⁷⁻²¹⁾。ところが、今回の実験で用いた試料はアーク溶解によって作製しているので、変形前には粗大な結晶粒であるにもかかわらず超塑性的な変形挙動が観察された。そこで、 Fe_2VAl について変形前後の結晶粒組織を光学顕微鏡で観察した。Fig. 6(a) は変形前の Fe_2VAl , (b) は 1373 K においてひずみ速度 $4.8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で 120% 変形した試料の光学顕微鏡写真である。変形前の試料では平均結晶粒径が約 400 μm であった。一般的な超塑性材料の結晶粒径は数十 μm であるので、それに比べてはるかに大きい結晶粒である。ところが 1373 K で変形すると、Fig. 6(b) のように平均結晶粒径が約 30 μm まで微細化している。これまでに、 Fe_3Al や FeAl 合金では変形前に数百 μm の粗大な結晶粒をもっているにもかかわらず超塑性を示すことが報告されている⁸⁻¹³⁾。この場合、以下のような結晶粒微細化のメカニズムが提案されている。Lin ら^{8,13)} は、変形にともなって結晶粒内に形成された低角度粒界に転位が吸収され、大角度粒界化することを提案している。このような連続再結晶では、大きな結晶粒の中に新しい結晶粒が形成されて微細化が進行する。一方、Chu ら^{32,34)} によれば、変形にともなって大角度粒界付近に亜粒界が形成され、それらを吸収するように大角度粒界が移動するが、突き出た粒界部分から微細な再結晶粒が発生、成長する。このような動的再結晶によって大角度粒界付近から優先的に微細化が進行する。本研究の結果では、超塑性が最も起きやすい温度よりもやや低温 (1273 K) で変形したときに、大角度粒界付近において微細な再結晶粒の形成が観察された。Fig. 6(b) のように、1373 K で変形したときの結晶粒微細化の理由については必ずしも明らかではないが、粗大粒組織における超塑性では、変形によるひずみエネルギーの蓄積と動的再結晶によるひずみエネルギーの解放とが釣り合っていると考えられる。

一方、Fig. 6(c) は 1473 K においてひずみ速度 $4.8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で 170% 変形したときの結晶粒組織である。このときの平均結晶粒径は 200 μm であり、変形前よりは小さくなっているが、1373 K で変形した試料 (Fig. 6(b)) に比べるとかなり大きい。また、1473 K で変形すると Fig. 4(b) のようにセレーションが観測されたことから、核生成・成長をともなう動的再結晶が起きていると予測できる。ところが、1473 K という高温であるので再結晶粒の成長が速く、変形中の結晶粒微細化が抑制されている可能性がある。このため、1473 K では 1373 K より結晶粒が大きくなっていると考えられる。1373 K 付近では結晶粒が最も微細化されており、Fig. 2(b) と Fig. 5 に示したように m 値が最も大きくなったが、1473 K 付近では m 値は減少する傾向にあり、超塑性の最適条件から外れている。したがって、1300~1400 K の高温変形中の動的再結晶に起因して結晶粒が数十 μm の大きさまで微細化される場合に $m \geq 0.30$ となり、このような条件のもとで

Fig. 6 Optical micrographs of Fe_2VAl (a) undeformed, (b) deformed up to $\epsilon = 1.2$ at 1373 K and (c) deformed up to $\epsilon = 1.7$ at 1473 K.

超塑性が発現すると考えられる。

4. 結 言

本研究では、ホイスラー型 Fe_2VAl および $(\text{Fe}_{1-x}\text{V}_x)_3\text{Al}$ 合金における降伏応力ピークと $\text{D0}_3(\text{L2}_1)\text{-B2}$ 変態の関連性について検討した。さらに、これらの合金における超塑性の発現条件を明らかにするとともに、降伏応力ピークと超塑性の相互関係について考察した。 Fe_2VAl においても降伏応力

の逆温度依存性が観測され、約 1270 K で明瞭な降伏応力ピークを形成した。(Fe_{1-x}V_x)₃Al 合金においては T_c の上昇にともなって降伏応力ピークが高温側にシフトするが、本研究ではホイスラー組成 ($x = 1/3$) の Fe₂VAl まで系統的にシフトすることを明らかにした。これは、降伏応力ピークと D0₃(L2₁)-B2 変態との関連性を支持する結果である。

一方、Fe₂VAl のひずみ速度感受性指数 (m 値) は降伏応力のピーク温度付近で急激に増加した後、1300~1400 K の温度範囲で $m \geq 0.30$ となり超塑性を発現する。また、(Fe_{1-x}V_x)₃Al 合金において降伏応力のピーク温度と m 値が上昇を始める温度が常に一致した。したがって、降伏応力ピークと m 値の上昇は、どちらも D0₃(L2₁)-B2 変態にともなう規則度の低下に起因している。また、本研究で用いた Fe₂VAl は、変形前には平均粒径 400 μm という粗大な結晶粒であるにもかかわらず、100% 以上の変形により約 30 μm まで微細化されていた。さらに、変形初期にはセレーションが観測されたことから、この合金の超塑性は Fe₃Al と同様に変形中の動的再結晶に起因すると考えられる。今後は、本研究で明らかにした超塑性発現条件のもとで引張変形を行い、実際に大きな超塑性伸びを確認する必要がある。

文 献

- 1) N. S. Stoloff and R. G. Davies: Acta Metall. **12**(1964) 473-485.
- 2) R. S. Doherty and D. E. Mikkola: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 81, ed. by N. S. Stoloff, C. C. Koch, C. T. Liu and O. Isumi (MRS, Pittsburgh, 1987) pp. 329-334.
- 3) C. G. McKamey and J. A. Horton: Metall. Trans. **20A**(1989) 751-757.
- 4) Y. Nishino, S. Asano and T. Ogawa: Mater. Sci. Eng. A **234-236**(1997) 271-274.
- 5) S.-M. Zhu, K. Sakamoto, M. Tamura and K. Iwasaki: Mater. Trans. **42**(2001) 484-490.
- 6) F. Stein, A. Schneider and G. Frommeyer: Intermetallics **11**(2003) 71-82.
- 7) Y. Nishino and Y. Makino: Mater. Sci. Eng. A **319-321**(2001) 368-371.
- 8) D. Lin, T. L. Lin, A. Shan and M. Chen: Intermetallics **4**(1996) 489-496.
- 9) D. Lin, A. Shan and D. Li: Scripta Metall. Mater. **31**(1994) 1455-1460.
- 10) D. Li, A. Shan, Y. Liu and D. Lin: Scripta Metall. Mater. **33**(1995) 681-685.
- 11) D. Lin, D. Li and Y. Liu: Intermetallics **6**(1998) 243-256.
- 12) D. Lin and Y. Liu: Mater. Sci. Eng. A **268**(1999) 83-89.
- 13) D. Lin and Y. Liu: Mater. Sci. Eng. A **329-331**(2002) 863-871.
- 14) D. Jiang and D. Lin: Mater. Lett. **57**(2002) 747-752.
- 15) F. Sun and D. Lin: Scripta Mater. **44**(2001) 665-670.
- 16) D. Lin and F. Sun: Intermetallics **12**(2004) 875-883.
- 17) M. S. Kim, S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi: Mater. Trans. JIM **30**(1989) 77-85.
- 18) T. Takasugi, S. Rikukawa and S. Hanada: Acta Metall. Mater. **40**(1992) 1895-1906.
- 19) T. G. Nieh and W. C. Oliver: Scripta Metall. **23**(1989) 851-854.
- 20) S. C. Cheng, J. Wolfenstine and O. D. Sherby: Metall. Trans. **23A**(1992) 1509-1513.
- 21) H. Fukutomi, C. Hartig and H. Mecking: Z. Metallk. **81**(1990) 272-277.
- 22) Y. Nishino, H. Kato, M. Kato and U. Mizutani: Phys. Rev. B **63**(2001) 233303/1-4.
- 23) W. A. Backofen, I. R. Turner and D. H. Avery: Trans. Am. Soc. Met. **57**(1964) 980-990.
- 24) M. L. Green and G. Y. Chin: Scripta Metall. **9**(1975) 1201-1203.
- 25) Y. Umakoshi, M. Yamaguchi and T. Yamane: Acta Metall. **32**(1984) 649-654.
- 26) Y. Nishino and T. Tanahashi: Mater. Sci. Eng. A **387-389**(2004) 973-976.
- 27) M. Wittmann, I. Baker and P. R. Munroe: Phil. Mag. **84**(2004) 3169-3194.
- 28) M. Yamaguchi and Y. Umakoshi: J. Mater. Sci. **15**(1980) 2448-2454.
- 29) J. Mencl, J. Götzová, P. Kratochvíl and P. Lukáč: Intermetallics **3**(1995) 201-207.
- 30) T. G. Nieh, J. Wadsworth and O. D. Sherby: *Superplasticity in Metals and Ceramics*, (Cambridge University Press, Cambridge, 1997) pp. 125-144.
- 31) C. T. Liu: Int. Metals Rev. **29**(1984) 168-194.
- 32) J. P. Chu, I. M. Liu, J. H. Wu, W. Kai, J. Y. Wang and K. Inoue: Mater. Sci. Eng. A **258**(1998) 236-242.
- 33) K. Vedula and J. R. Stephens: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 81, ed. by N. S. Stoloff, C. C. Koch, C. T. Liu and O. Isumi, (MRS, Pittsburgh, 1987) pp. 381-391.
- 34) J. P. Chu, J. H. Wu, H. Y. Yasuda, Y. Umakoshi and K. Inoue: Intermetallics **8**(2000) 39-46.