

© 1992 ISIJ

論 文

Ti 合金の高温変形挙動の Zener-Hollomon 因子による検討

西元 学*・高橋 渉*・志田 善明*²

Examination of High Temperature Deformation Behaviours in Titanium Alloys by Means of Zener-Hollomon Parameter

Manabu NISHIMOTO, Wataru TAKAHASHI and Yoshiaki SHIDA

Synopsis :

High temperature deformation of pure titanium, ($\alpha+\beta$) and β titanium alloys were studied by means of compression tests over the range of strain rate from 10^{-1} s^{-1} to 10^{-3} s^{-1} and at temperatures between 973 K and 1473 K, and the results obtained were analysed by using Zener-Hollomon parameter (Z).

The following results were obtained;

(1) Maximum flow stress, σ_{\max} , was correlated with working temperature, T , and strain rate, $\dot{\epsilon}$, approximately by the following deformation equation;

$$Z (= \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)) = A (\sin h(\alpha \sigma_{\max}))^n$$

where Q : hot-working activation energy, n : stress exponent, R : gas constant, A and α : constants.

(2) The value of Q in $\alpha+\beta$ phase was much larger than that in β phase. So the deformation mechanism in $\alpha+\beta$ phase must be different from that in β phase. The value of Q in β Ti was almost the same as the activation energy for the self-diffusion of Ti.

(3) Deformation structure became to equiaxed microstructure by continuous recrystallization in the range of Z less than the critical value, Z_c . The recrystallized grain size was determined only by the deformation condition Z , and did not depend on the initial grain size.

Key words: titanium alloys; hot deformation behaviours; Zener-Hollomon parameter; flow stress; recrystallization.

1. 緒 言

多くのチタン合金が用途別に開発され、さまざまな角度から研究されてきた。しかし、チタン合金の高温時における変形挙動について基礎的な立場から研究したものは多くない。純チタンに関しては及川が hcp 構造の α -Ti, bcc 構造の β -Ti における変形抵抗-温度-歪速度の関係を Dorn の式を用いて整理している¹⁾。また、Sargent と Ashby が変形機構領域図という形でチタンの変形挙動をまとめている²⁾。チタン合金に関しては β 型チタン合金における久保木らの研究³⁾や Ti-6Al-4V における Agarwal らの研究⁴⁾や Sastry らの研究⁵⁾など

いくつか見られるが、各種チタン合金の高温変形挙動を体系的に検討したものはあまり多くない。

高温変形挙動を考える上で、高温時の変形能と変形抵抗および変形組織挙動を把握することは重要である。変形抵抗および変形組織挙動の把握において、(1)式に示す Zener-Hollomon 因子を用いる場合が多い。この因子を用いることによって、温度-歪速度-変形抵抗の一元的関係づけ、合金間の変形挙動の定量的差、変形組織挙動の把握を容易にすることができる。しかし、Fe, Cu, Ni 合金では、この因子の適用例がいくつかあるが⁶⁾⁻⁹⁾、Ti 合金ではほとんど見られない。

$$\dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A \cdot [\sin h(\alpha \sigma_{\max})]^n \dots\dots\dots (1)$$

平成 3 年 10 月 3 日受付 平成 4 年 4 月 10 日受理 (Received on Oct. 3, 1991; Accepted on Apr. 10, 1992)

* 住友金属工業(株)未来技術研究所 (Advanced Technology Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)未来技術研究所 Ph. D (Advanced Technology Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

T : 温度, $\dot{\epsilon}$: 歪速度, σ : 変形抵抗, Q : 見かけの活性化エネルギー, R : ガス定数, A, α, n : 材料定数

本研究ではチタンおよびチタン合金の高温変形挙動を幅広く考えるために純 Ti, ($\alpha + \beta$) 型 Ti 合金, Near β 型 Ti 合金, および, β 型 Ti 合金について加工温度, 加工歪速度を大きく変化させて圧縮試験を行い, Zener-Hollomon 因子を適用して Ti 合金の高温変形挙動の解析を試みた. このような手法によって高温変形挙動を調査することは, 高温変形に対する相の影響や添加元素の影響の把握に役立つばかりでなく, 熱間鍛造や熱間圧延時の適正加工条件の決定に一助を与えるものとして工業的にも有益であると思える.

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材の化学成分および熱処理条件をそれぞれ Table 1, Table 2 に示す. 今回選んだ Ti および Ti 合金は純 Ti, ($\alpha + \beta$) 型 Ti 合金の Ti-6Al-4V (Ti-6-4), Near β 型 Ti 合金の Ti-5Al-2Sn-2Zr-4 Mo-4Cr (Ti-17) と Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti-6246), そして, β 型 Ti 合金である Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo (β c-Ti) である.

素材は熱間鍛伸 (直径 90 mm → 直径 15 mm) を行い, 焼鈍あるいは溶体化処理のために Table 2 に示す熱処理を施した後, 圧縮用試験片 (直径 8 mm, 長さ 12 mm) に切り出して圧縮試験に供した.

2.2 試験方法

本研究では, 加工フォーマスター試験装置 (THERMECMASTOR-Z: 富士電波工業) により供試材に圧縮変形を加え, チタンの高温変形挙動を調査した. 高温変形挙動を広範囲の加工条件域で考えるために, 歪速度を $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ から低速度である $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ まで変化させ, 加工温度も 973 K から 1473 K まで 100

K 間隔で変化させた. 実際の試験において, 直径 8 mm で長さ 12 mm と試験片が小さいために治具 (Si_3N_4 製) との接触部で温度分布の偏りが生じ, 不均一変形をおこしやすい. それで, 試験片と治具の間に断熱材として雲母の薄板 (直径 12 mm, 厚み 0.2 mm) を挟み, 温度分布が極力均一 ($\pm 10^\circ\text{C}$ 以内) になるようにした. さらに治具との接触部に水ガラス系潤滑剤 (商品名: デルタグレース 347) を塗り摩擦力を小さくすることによって, なるべく自由変形に近い状態で試験片が変形するように工夫した. 圧縮試験は真空雰囲気 ($2.0 \times 10^{-1} \text{ torr}$ 以下) のもとで, 高周波加熱により試験片を 3.3 K/s の加熱速度で加工温度まで加熱し, その後, その温度で 5 分間保持した後, 50% 圧下の変形を与えた. 変形終了後, 直ちに Ar ガスを試験片に噴射して 50~70 K/s の冷却速度で急冷し, 高温組織を凍結させるようにした. 組織観察は圧縮軸方向に平行な中央の面を研磨し, 光顕組織観察用腐食水溶液 (フッ化水素 3 vol%, 硝酸 10 vol%) で粒界を現出させることによって行った.

2.3 Zener-Hollomon 因子

高温変形挙動が熱活性化過程に支配される場合, 温度 (T)-歪速度 ($\dot{\epsilon}$)-変形抵抗 (σ_{max}) を Zener-Hollomon 因子 (以下, Z 因子) を用いて次のように関係づけられることが知られている¹⁰⁾.

$$Z \text{ 因子} (= \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)) = F(\sigma_{max}) \dots\dots (2)$$

(2) 式を用いれば, さまざまな温度下の歪速度と変形抵抗の関係は温度補償歪速度因子 (Z 因子) によって整理されうるが, これまでの各種熱間加工の研究で用いられた F の関数形としては次に示す 3 式が代表的なものである¹⁰⁾.

$$F(\sigma_{max}) = A \cdot [\sin h(\alpha \sigma_{max})]^n \text{ 全応力領域} \dots\dots (3)$$

$$F(\sigma_{max}) = A' \cdot \exp(\beta \sigma_{max}) \text{ 高応力領域} \dots\dots (4)$$

$$F(\sigma_{max}) = A'' \cdot \sigma_{max}^{n'} \text{ 低応力領域} \dots\dots (5)$$

ここで $A, A', A'', n, n', \alpha, \beta$ は定数である.

本研究では全応力領域で良く一致する $F(\sigma_{max}) = A \cdot [\sin h(\alpha \sigma_{max})]^n$ を用いて, (1) 式に従い温度 (T)-歪速度 ($\dot{\epsilon}$)-変形抵抗 (σ_{max}) を関係づけることを試みた. しかし, 温度-歪速度-変形抵抗を関係づける際, 式の中の 4 つの定数, α, Q, n, A の値の求め方が問題となる. そこで, 著者らは次のようにして α, Q, n, A の値を求めた.

① N 個の実験データから任意に 3 つの実験データ ($\dot{\epsilon}_1, T_1, \sigma_{max1}$), ($\dot{\epsilon}_2, T_2, \sigma_{max2}$), ($\dot{\epsilon}_3, T_3, \sigma_{max3}$) を選び, (1) 式に代入して次の 3 つの関係式を作る. 4 つの未知数に対して 3 つの式を立てたが, これは操作手順②で α の値が適当に定められるので実質的な未知数は $Q, n,$

Table 1. Chemical compositions of titanium alloys tested (in wt%).

Materials	Ti	Al	Sn	Zr	Mo	V	Cr	\bar{O}
CPTi	Bal.	—	—	—	—	—	—	0.10
Ti-6-4	Bal.	6.4	—	—	—	4.1	—	0.10
Ti-17	Bal.	4.9	2.1	2.0	3.9	—	3.9	0.11
Ti-6246	Bal.	6.2	2.1	4.3	6.3	—	—	0.10
β c-Ti	Bal.	3.3	—	4.0	4.1	7.8	6.1	0.19

Table 2. Heat treatment conditions.

Materials	Heat treatment
CPTi	1373K×1h→AC
Ti-6-4	978K×1h→AC
Ti-17	1173K×0.5h→WQ
Ti-6246	1173K×1h→AC
β c-Ti	1073K×1h→WQ

Aの3つであるからである。また、3つの実験データの選び方は ${}_N C_3$ とあり存在するが、そのすべての組合せについて以下②~③の操作を行う。

$$\dot{\epsilon}_1 \exp(Q/RT_1) = A \cdot [\sin h(\alpha \sigma_{max1})]^n \dots\dots (1-1)$$

$$\dot{\epsilon}_2 \exp(Q/RT_2) = A \cdot [\sin h(\alpha \sigma_{max2})]^n \dots\dots (1-2)$$

$$\dot{\epsilon}_3 \exp(Q/RT_3) = A \cdot [\sin h(\alpha \sigma_{max3})]^n \dots\dots (1-3)$$

②適当な α を式(1-1, 2, 3)に代入する。

③式(1-1, 2, 3)を連立方程式として Q, n, A を求める。

④ ${}_N C_3$ とおりの Q, n, A から平均 \bar{Q} 、平均 \bar{n} 、平均 \bar{A} を求める。

⑤求めた $\bar{Q}, \bar{n}, \bar{A}$ および α を用いて温度-歪速度-変形抵抗を関係づけて相関係数を求める。

⑥以上の操作を何度も繰り返しても最も高い相関係数を示すときの $\alpha, \bar{Q}, \bar{n}, \bar{A}$ を求めるべき値とした。

また、求めた α, Q, n, A が有意性を持つためには実験データ数 N の数が大きく、かつ、⑥における最高相関係数値が1.0に極めて近い必要がある。本研究では10前後の実験データ数を用いたが、 α, Q, n, A という高々4つの未知数を求めるには十分なデータ数と思える。また、⑥において求めた最高相関係数値が0.99以上の時を求めた α, Q, n, A に有意性があるとし、0.99以下の時は有意性がないとした。

3. 実験結果及び考察

3.1 変形抵抗とZ因子

Fig. 1, 2に真応力-真歪曲線を示す。Fig. 1は歪速度が $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の時のTi-6-4の変形抵抗の温度による変化を示している。この図から変形抵抗が温度に影響されることがわかる。また、加工温度が1173Kの時の変形抵抗が他の温度に比較して非常に高いが、これはTi-6-4の β 変態点が1268Kで β 変態点以上の

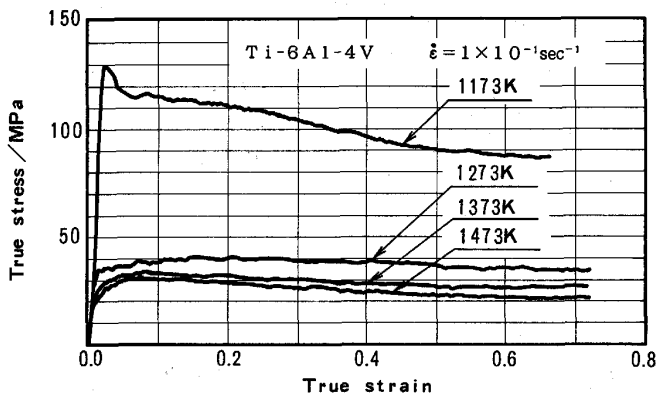
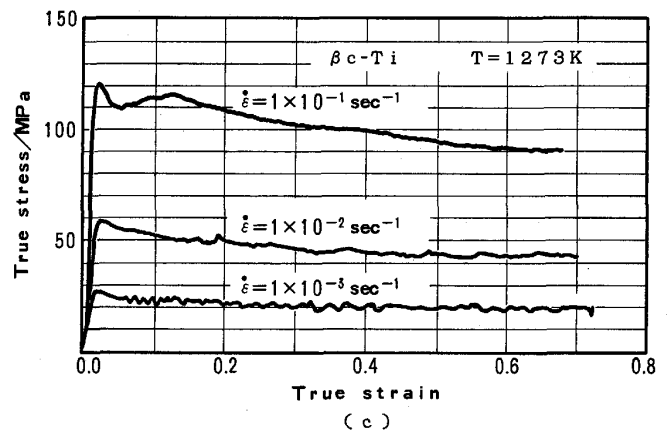
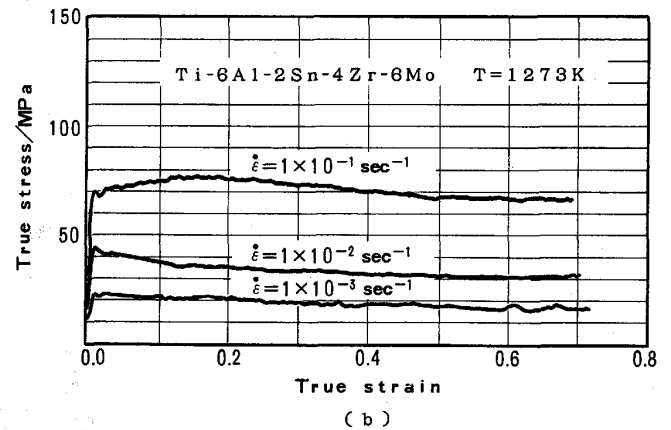
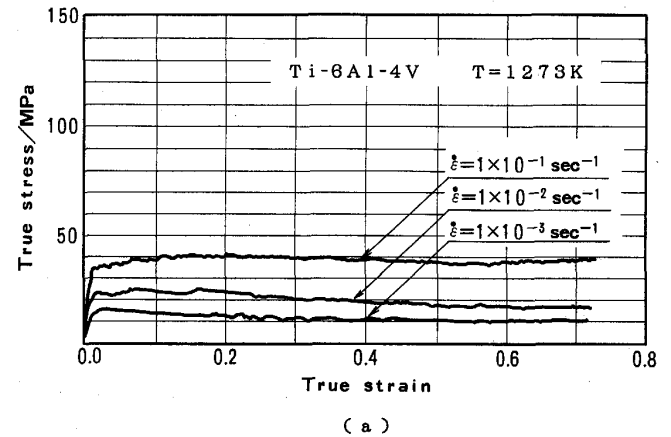


Fig. 1. True stress and true strain curves of Ti-6Al-4V at temperatures between 1173K and 1473K and at a strain rate of $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

1273 K, 1373 K, 1473 Kでは β 単相となっており変形しやすいが、 β 変態点以下の1173Kでは $(\alpha + \beta)$ 相の2相組織となっており、変形抵抗の高い α 相を含んでいるためと思われる¹¹⁾。このようなことは他のチタン合金にもみられ、変形機構が β 変態点以下と以上では大きく異なることが考えられる。また、Fig. 2は



(a) Ti-6Al-4V
(b) Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo
(c) β c-Ti

Fig. 2. True stress and true strain curves of titanium alloys at 1273K and at various strain rates between $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ and $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

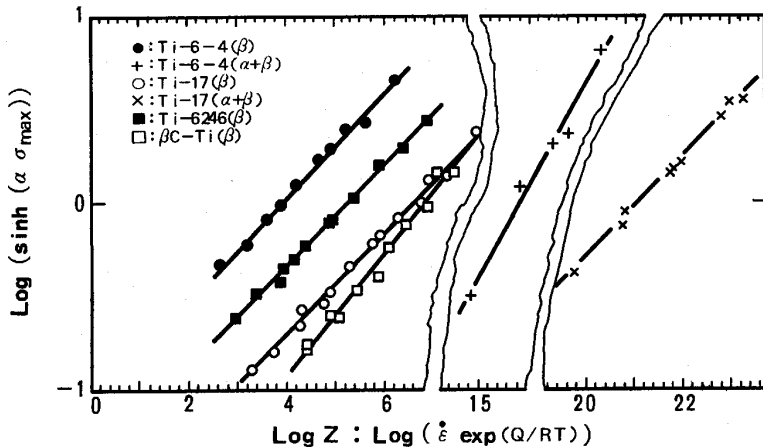


Fig. 3. Relationship between the maximum flow stress (σ_{max}) and the Zener-Hollomon parameter (Z) in various titanium alloys.

1273 K (β 単相温度域) における Ti-6-4, Ti-6246 および β c-Ti の変形抵抗の歪速度による変化を示している。この図から変形抵抗は歪速度にも影響されることがよくわかる。また、同じ加工条件でもチタン合金の種類によって変形抵抗値が大きく異なることがわかる。この差異は固溶強化によるものといえ、添加元素量の多い β c-Ti が最も高い変形抵抗値を示している。しかし、どのチタン合金においても低歪側で応力がピークを示し、その後、極緩慢に減少あるいは定常となる動的回復型の真応力-真歪曲線であることがわかる。

以上により、変形抵抗は歪速度と加工温度あるいは合金の種類などに大きく影響されることがわかる。そこで、各種チタン合金について歪速度と加工温度の影響を Z 因子を用いて解析することを試みた。

Z 因子の適用可否を調べるために、2・3 で述べた方法で α , Q , n , A の値を求め、 $\sinh(\alpha\sigma_{max})$ と $\dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ の両対数の相関をとった。その結果を Fig. 3 に示す。

この図より、各プロットは直線上に並び、 Z 因子を用いて変形抵抗と歪速度、加工温度を関係づけられることが判った。しかし、同じ Ti 合金でも ($\alpha + \beta$) 2 相温度域と β 単相温度域とは前述したとおり変形機構が異なるといえ、 Z 因子による関係づけは相ごとに分ける必要がある。そのことは、Table 3 に示すとおり見かけ上の変形の活性化エネルギー Q 値にも現れている。 β 単相域における Q 値は純 Ti が 150 kJ/mol, Ti-6-4 が 148 kJ/mol であり、Ti-17, Ti-6246, β c-Ti はそれぞれ 170, 177, 174 kJ/mol であったが、($\alpha + \beta$) 2 相温度域における Ti-6-4, Ti-17 の Q 値は 400~500 kJ/mol と β 単相温度域の場合と比べて非常に大きな値となっている。

Q 値は(1)式の中で $\exp(Q/RT)$ という形で変形抵抗に影響を与えるので、 Q 値は変形抵抗の温度依存性

Table 3. Values of activation energy for deformation (Q) and stress exponent (n) in titanium alloys.

Material	Q (kJ/mol)	n
Ti (β)	150	4.7
Ti-6-4 (β)	148	3.7
Ti-6-4 ($\alpha + \beta$)	400	2.0
Ti-17 (β)	170	3.3
Ti-17 ($\alpha + \beta$)	489	3.8
Ti-6246 (β)	177	4.1
β c-Ti (β)	174	3.0

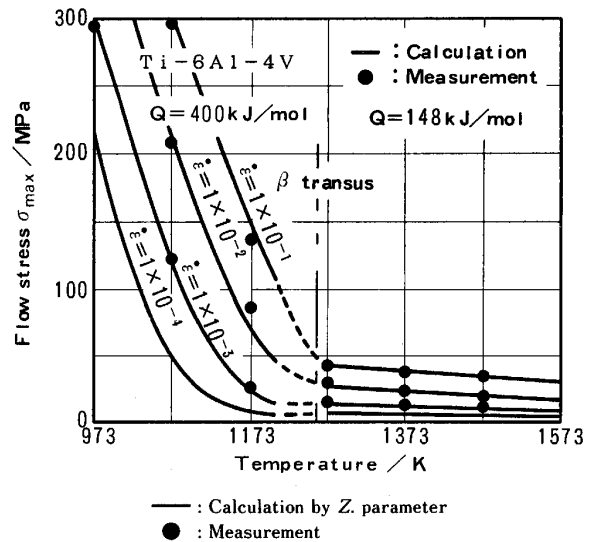


Fig. 4. Influence of deformation temperature on flow stress in Ti-6Al-4V.

に大きな影響を与え、Fig. 4 に示すように Q 値の大きい ($\alpha + \beta$) 2 相域において Ti 合金の変形抵抗の温度依存性は大きい、 Q 値の小さい β 単相域における Ti 合金の変形抵抗の温度依存性は小さい結果となっている。この Q 値について多くの研究者が拡散の活性化エネルギー Q_D の値と一致することを他の金属材料において示している^{6)~9)}。そこで、チタン、チタン合金にお

る Q と拡散の活性化エネルギー Q_D の関係について考える。Table 4 に β Ti 中における Ti, Cr, Mo, Sn, V および Zr の拡散の活性化エネルギー Q_D の値を示すが、どの添加元素も β Ti の自己拡散の活性化エネルギー¹²⁾¹³⁾と変わらない値をとり、150 kJ/mol 前後である。Table 4 より純 Ti における Q 値は自己拡散の活性化エネルギー Q_D の値とほとんど同じ値をとり、 β 相純 Ti の高温変形は Fe や Ni などと同様に拡散支配の動的復旧過程により律速されていると考えられる。また、添加元素量の多い Near β 型 Ti 合金および β 型 Ti 合金においては添加元素間の相互影響のために Q 値が Ti の自己拡散の活性化エネルギー値に比してやや高めとなったが、Ti 合金においても Q 値は成分比で大部分を占める Ti の自己拡散や各添加元素の拡散の活性化エネルギー値とあまり変わらない値となった。したがって、 β 単相温度域のチタン合金における高温変形は拡散支配の動的復旧過程により律速されていると考えられる。しかしながら、 $(\alpha + \beta)$ 2 相温度域の Q 値は α 相 Ti の自己拡散の活性化エネルギー値 (169 kJ/mol)¹⁴⁾ と β 相 Ti の自己拡散の活性化エネルギー値 (153 kJ/mol)¹²⁾ に比べて非常に大きく、 $(\alpha + \beta)$ 2 相温度域におけるチタンの変形は拡散支配の動的復旧過程とは別の変形機構に支配されていると考えられる。また、 n 値の大きさをみると β 単相温度域の Ti 合金は 3.0 から 4.1 の間の値をとり、純 Ti は 4.7、 $(\alpha + \beta)$ 域 Ti-6-4 は 2.0 となった。この n 値は対象となった加工条件域における歪速度感受性指数の逆数に相関する¹⁰⁾。そのため、 $(\alpha + \beta)$ 域の Ti-6-4 の n 値が非常に低いのは実験対象となった温度域は超塑性温度域であり、歪速度感受性指数が大きい値となったためと思われる¹⁵⁾。また、 n 値が 3.0 と低い値となる β c-Ti は歪速度感受性指数が 0.33 (1/3.0) 前後と推定され、超塑性発現の目安である歪速度感受性指数 > 0.3 を満たしている¹⁶⁾。したがって β c-Ti は加工条件によっては超塑性を示す可能性があると予測される。

3.2 加工変形組織と Z 因子

熱間加工において加工硬化と同時に軟化が生じ、加工組織は加工条件によってさまざまに変化する。高温変形

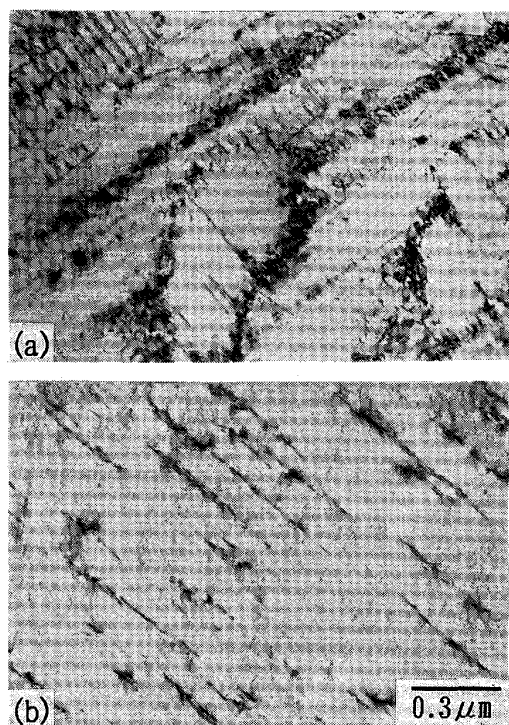
Table 4. Activation energies for diffusion of Ti¹²⁾, Cr, Mo, Sn, V and Zr¹³⁾ in β phase.

Element	Q_D (kJ/mol)
Ti	153
Cr	154
Mo	155
Sn	133
V	146
Zr	149

挙動を考える上でさまざまに変化する加工組織を一元的に整理することは有意義である。そこで著者らは Z 因子を用いて加工組織状態を表現することを試みた。

まず、観察組織が加工変形直後の組織のままであるのか、あるいは加工変形後に生じた静的再結晶組織であるのかが問題となる。しかし、その大きな違いは転位密度にあり、静的再結晶組織の場合は転位密度が非常に低いが、加工変形直後の組織の場合は転位密度が高く、転位が複雑に絡まった下部組織を形成しているところにある¹⁷⁾¹⁸⁾。そこで著者らは TEM により転位の下部組織を観察した。その結果を Photo. 1 に示す。

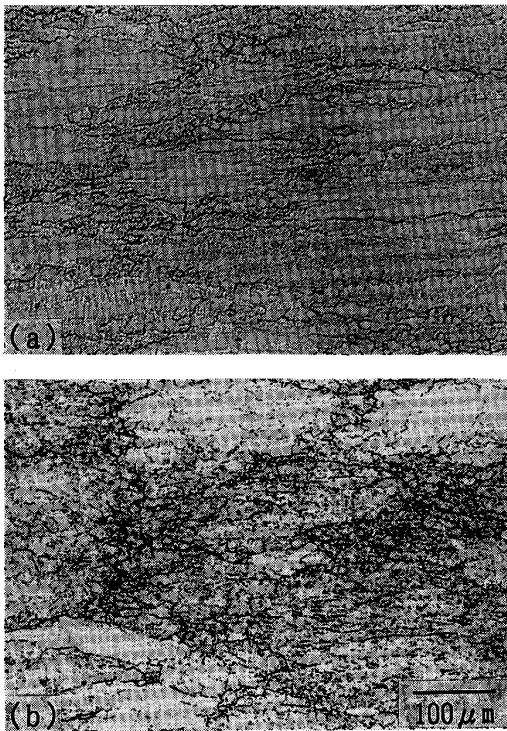
Photo. 1 (a) は β c-Ti を熱間加工 ($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 1273 \text{ K}$, 歪量 (ϵ) = 50%) し、加工後、直ちにガス冷却したときの転位組織であり、Photo. 1 (b) は鍛伸材を 1073 K まで昇温し、静的再結晶させた組織である。これらの写真から加工変形直後にガス冷却した組織と静的再結晶組織では転位の密度に大きな差があることは明らかであり、加工後、直ちにガス冷却をした場合、静的再結晶はほとんど生じていないと考えられる。幸いなことに β 変態点以上のチタン、チタン合金は積層欠陥エネルギーの大きい bcc 構造の β 相となるため、動的回復しやすく、変形が進行しても変形後の静的再結



(a) Deformation structure cooled rapidly by Ar gas ($T = 1273 \text{ K}$, $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\epsilon = 50\%$)

(b) Statically recrystallized structure ($T = 1073 \text{ K}$)

Photo. 1. Transmission electron micrographs showing the substructure in β c-Ti.



$$T = 1273\text{K} \quad \dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{s}^{-1} \quad \epsilon = 50\%$$

Photo. 2. Optical micrographs showing the deformation microstructures of (a) β -Ti and (b) Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo.

晶の駐動力となるエネルギーの蓄積が低い。そのため変形後の静的再結晶挙動はゆっくりしたものとなり、冷却速度 50~70 K/s のガス冷却で高温変形時の組織のかなりの部分を凍結できたと考えている。実際、冷却速度の大きい水冷の場合と比較したが、旧 β 粒径はあまり変わらなかった。

以下、上記の判断に基づいて軟化機構および加工変形組織について考えていく。

今回検討したチタン合金の β 単相域における主軟化機構は、Fig. 1, Fig. 2 に示した真応力-真歪曲線が典型的な動的回復型を示していることや Photo. 2 に示すように偏平化した初期結晶粒の内部に発達した副結晶粒が見られることからおそらく動的回復型であると考えられる¹⁸⁾。

次に、Photo. 3 に β -Ti の加工条件による加工組織の変化を示すが、この写真に見られるように加工条件によって組織の様子が非常に違ってくることがわかる。すなわち加工温度が高いほどあるいは歪速度が小さいほど偏平化した初期結晶粒にかわって非常にはっきりした等軸晶が発達し再結晶化される傾向にある。これは連続再結晶¹⁹⁾あるいはその場再結晶²⁰⁾といわれる現象であると考えられるが、その発達過程の詳細については明確で

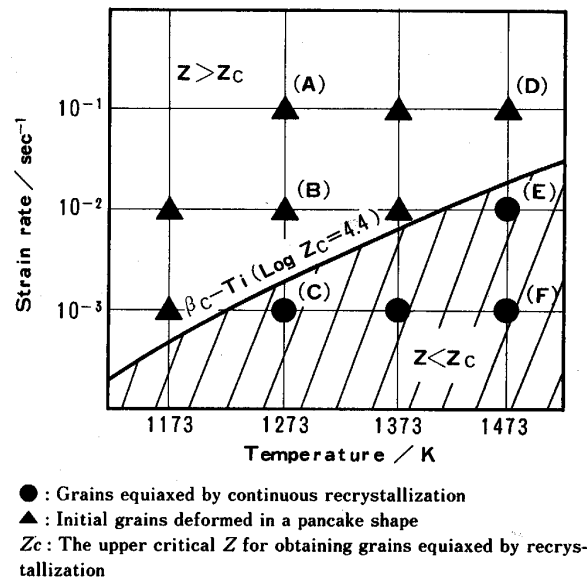


Fig. 5. Relationship between deformation structure and deformation conditions (Z) in β -Ti.

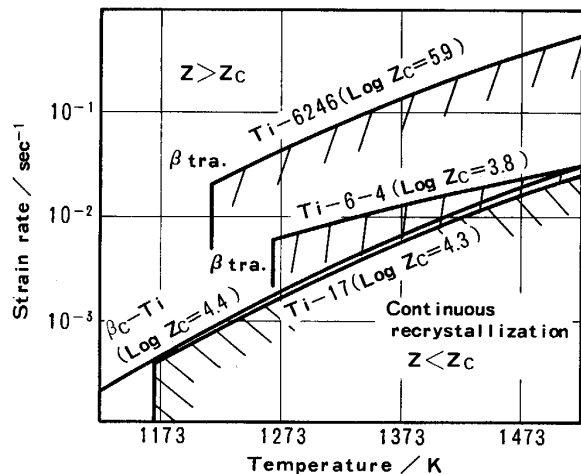
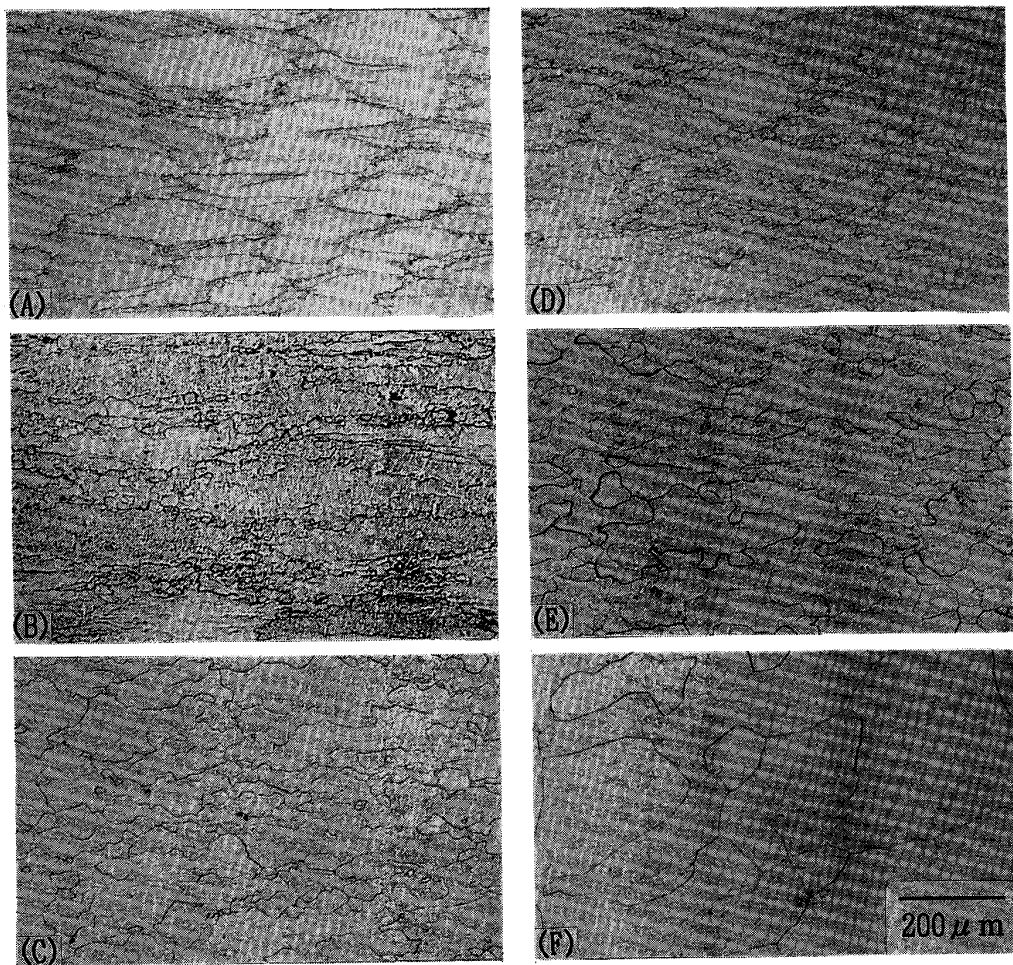


Fig. 6. Relationship between deformation structure and deformation conditions (Z) in titanium alloys.

はない。そこで、この現象を Z 因子を用いて考えてみる。

まず、連続再結晶による加工変形組織の変化について考え、その結果を Fig. 5 に示す。Fig. 5 に示すように加工変形組織において偏平化した初期結晶粒を残存している加工条件域と再結晶による等軸晶となる加工条件域の境界線を臨界の Z 値 (以下、 Z_c と称す) によって表現することが可能であり、 $Z > Z_c$ となる加工条件 (歪速度が大きく、加工温度が低い加工条件) では偏平化した初期結晶粒が残存しているが、 $Z < Z_c$ となる加工条件 (歪速度が小さく、加工温度が高い加工条件) では等



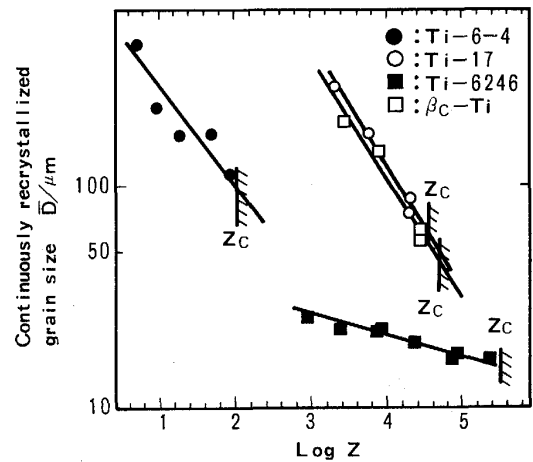
(A) $T=1273\text{K}$ $\dot{\epsilon}=1\times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ (D) $T=1473\text{K}$ $\dot{\epsilon}=1\times 10^{-1}\text{s}^{-1}$
 (B) $T=1273\text{K}$ $\dot{\epsilon}=1\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$ (E) $T=1473\text{K}$ $\dot{\epsilon}=1\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$
 (C) $T=1273\text{K}$ $\dot{\epsilon}=1\times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ (F) $T=1473\text{K}$ $\dot{\epsilon}=1\times 10^{-3}\text{s}^{-1}$

Photo. 3. Deformation microstructures of $\beta\text{c-Ti}$ under the different deformation conditions.

軸晶組織となる。そこで、他の合金についても同様に Z 値で表すことを試み、その結果を Fig. 6 に示す。Fig. 6 により各種 Ti 合金についても偏平化した初期結晶粒を残存している加工条件域と再結晶による等軸晶となる加工条件域の境界線をそれぞれの Z_c によって表現することが可能といえ、 $Z > Z_c$ となる加工条件では偏平化した初期結晶粒が残存するが、 $Z < Z_c$ となる加工条件では再結晶による等軸晶となる。したがって、Ti 合金の加工変形組織形態を Z 因子によって判断できることが明らかとなった。

次に Z 因子と等軸再結晶粒径との関係を考える。Fig. 7 に等軸再結晶組織となった場合の再結晶平均粒径 (\bar{D}) と Z 値を対数表示する。再結晶平均粒径は JIS 規格 (JIS-H0501) に基づいて、観察面上の結晶粒の個数を数え (6) 式に従って求めた。

$$\text{平均粒径}(\bar{D}) = \sqrt{\frac{S}{N}} \dots\dots\dots (6)$$



Z_c : The upper critical Z for obtaining grains equiaxed by recrystallization

Fig. 7. Relationship between continuously recrystallized grain size and Zener-Hollomon parameter (Z).

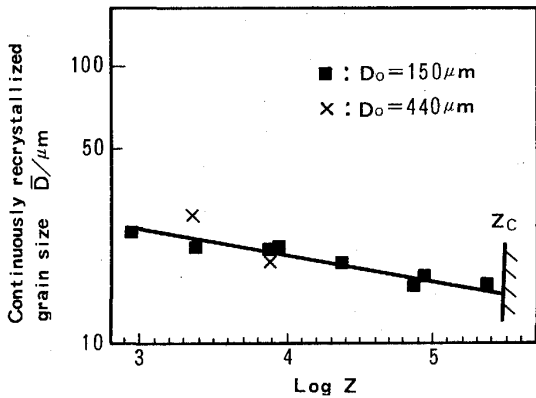


Fig. 8. Effect of initial grain size (D_0) on continuously recrystallized grain size in Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo.

S: 観察面の面積 N: 結晶粒個数

Fig. 7 より Z 値と再結晶平均粒径の対数は直線関係を持つことがわかり、(7)式が成り立つことがわかる。

$Z = C \cdot D^{-M}$ C, M: 定数 (7)

したがって、Ti合金の再結晶粒径が加工温度、歪速度から推定可能といえ、Z値が Z_c となるような加工条件で加工を行うことにより最も微細な等軸再結晶組織を得ることができる。つぎに初期結晶粒径の影響を見るために、平均初期結晶粒径が $150\mu\text{m}$ と $440\mu\text{m}$ のTi-6246の試料を用意し、加工温度 1273K 、歪速度 $1 \times 10^{-2}\text{s}^{-1}$ で50%圧下した。初期結晶粒径が $440\mu\text{m}$ の場合における再結晶の平均粒径をFig. 8にプロットして見ると初期結晶粒径 $150\mu\text{m}$ における直線上にほぼプロットされ、生じた再結晶の平均粒径は初期結晶粒径にあまり影響されない。したがって、再結晶の平均粒径の大きさは加工条件によってのみ決まることが判明した。

4. 結 論

(1)熱間でのTi合金の変形抵抗は合金の種類、加工温度域($\alpha + \beta$, β 域)ごとに、幅広い試験条件にわたりZ因子で極めて良く整理できることが判明し、各種加工条件での変形抵抗値が今後代表データ(α , Q , n , A)より推定できる。

(2)各種Ti合金の β 域での見かけの Q 値は純Tiが 150kJ/mol 、Ti-6-4が 148kJ/mol 、Near β , β 型チタ

ン合金が $170 \sim 177\text{kJ/mol}$ となり、ほぼTiの自己拡散の活性化エネルギーと同じ値となった。したがって、 β 相チタンの高温変形は拡散支配の動的復旧過程により律速されていると考えられる。

(3)検討した各種Ti合金の動的復旧過程は動的回復であり、変形中に発達した副結晶粒が傾角を増し連続再結晶する過程と考えられる。

(4)連続再結晶による等軸晶組織となる加工条件域がZ値によって表現できる。

(5)Z値と連続再結晶平均粒径の対数は直線関係をもち、初期結晶粒径にかかわらず再結晶粒径が加工温度、歪速度から推定可能である。

文 献

- 1) 及川 洪: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 271
- 2) P. M. Sargent and M. F. Ashby: Scr. Metall., **16** (1982), p. 1415
- 3) 久保木功, 本橋嘉信, 今林 守: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 824
- 4) P. Agarwal and A. H. Shabaik: Int. Conf. Mech. Behav. Mater., **2** (1976), p. 1811
- 5) S. M. L. Sastry, P. S. Pao and K. K. Sankaran: Titanium-80, ed. by H. Kimura and O. Izumi (1980), p. 873
- 6) 作井誠太, 酒井 拓: 鉄と鋼, **63** (1977), p. 285
- 7) 作井誠太, 酒井 拓, 武内和夫: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 856
- 8) 大橋正幸, 遠藤孝雄, 酒井 拓: 日本金属学会誌, **54** (1990), p. 435
- 9) 牧 正志, 赤阪耕一, 奥野耕次, 田村今男: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 1659
- 10) 酒井 拓: 高温変形と高温破壊(鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編)(1981), p. 34
- 11) 草道英武, 村上陽太郎, 木村啓造, 和泉 修: 金属チタンとその応用(1983)[日刊工業新聞社]
- 12) N. E. W. de Rea and C. M. Libanati: Acta Metall., **16** (1968), p. 1297
- 13) 長崎誠三: 金属データブック(日本金属学会編)(1974), p. 24 [丸善]
- 14) F. Dymant: Titanium-80, ed. by H. Kimura and O. Izumi (1980), p. 519 [TMS-AIME]
- 15) 井上 稔, 中筋 孝, 坂本 昭, 高橋明男, 浜井升平: 日本金属学会会報, **20** (1981), p. 298
- 16) 和泉 修, 牧 正志: 講座・現代の金属学材料編 11 金属加工(1986), p. 75 [日本金属学会]
- 17) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2073
- 18) C. Ouchi and T. Okita: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **23** (1983), p. 128
- 19) 村松尚国, 洪 命義, 遠藤孝雄: 軽金属, **39** (1989), p. 789
- 20) 古林英一: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1814