

実用高強度 Al 合金の 構成方程式とその高速変形について

河 田 幸 三・橋 本 彰 三・黒 河 邦 彦

On the Derivation of the Constitutive Equations of
High Strength Al Alloys and Their High Velocity
Deformation.

By

Kozo KAWATA, Shozo HASHIMOTO and
Kunihiko KUROKAWA

Abstract: For the study of high velocity deformation of high strength Al alloys, that is, typical aerospace materials, the constitutive equation derived from microscopic standpoint such as Johnston-Gilman type one for mild steel, are needed. First, the concepts of high velocity ductility and high velocity brittleness are defined and it is stated that these phenomena are ruled by the crystal lattice systems. Next, the constitutive equations simulating high strength Al alloys are derived on the basis of thermal activation process of dislocation. The formulae to determine the micromechanical constants defining the constitutive equations from the macromechanical constants are given.

概 要

まず高速延性と高速脆性の概念が著者の一連の高速引張りの実験結果にもとづいて定義され、この現象が結晶格子型により支配されることより高速変形の研究に結晶格子型の重要なことが指摘される。代表的な高強度 Al 合金の高速変形の挙動の研究には、bcc の軟鋼における Johnston-Gilman 型構成方程式のように微視力学的観点から導かれた fcc 材料である高強度 Al 合金自体の構成方程式が必要で、これが転位の熱活性化過程を基礎として導かれる。更に、巨視的材料定数からこの構成方程式の微視力学的定数を導出する式が与えられ、実在 10 材料の定数が決定される。

1. ま え が き

代表的な宇宙航空材料である高強度 Al 合金の高速変形の挙動の研究には、軟鋼における Johnston-Gilman 型構成方程式のような微視力学的観点から導かれた構成方程式が必要である。本報告ではまず高速延性と高速脆性の概念を定義し、これらが結晶格子型に支配されることより結晶格子型の重要なことについて述べ、続いて、高強度 Al 合金を模擬する構成方程式を導き、更に巨視的な材料定数より微視力学的定数を決定する方法を求め、実在材料の定数を決定した。

2. 高速延性と高速脆性の概念の定義 [10]

著者の一人と共同研究者による一連の純金属及び合金の高速引張り実験 (Kawata et al [1] 1968) の結果は引張り破断伸び ϵ_b と引張り速度 V_1 の関係に明かに結晶格子型効果の存在することを示す. 今, $\epsilon_b \sim V_1$ 関係で, ϵ_b の静的破断伸び ϵ_{bs} に対する変化の最大値 $\Delta\epsilon_{b\max}$ の ϵ_{bs} に対する比 (%) を β 値とし, $\beta > 0$ に対し材料は高速延性 (high velocity ductility) を, $\beta < 0$ に対し材料は高速脆性 (high velocity brittleness) を示すと定義することとする. この定義をとれば, Table 1 より高速延性が fcc 材料に, 高速脆性が bcc 材料に現れている. hcp 材料では Ti に高速延性が, Zn に高速脆性が現れている. このことは Ti では軸比が fcc 材料に極めて近い 1.60 であるのに対し, Zn では 1.856 である事

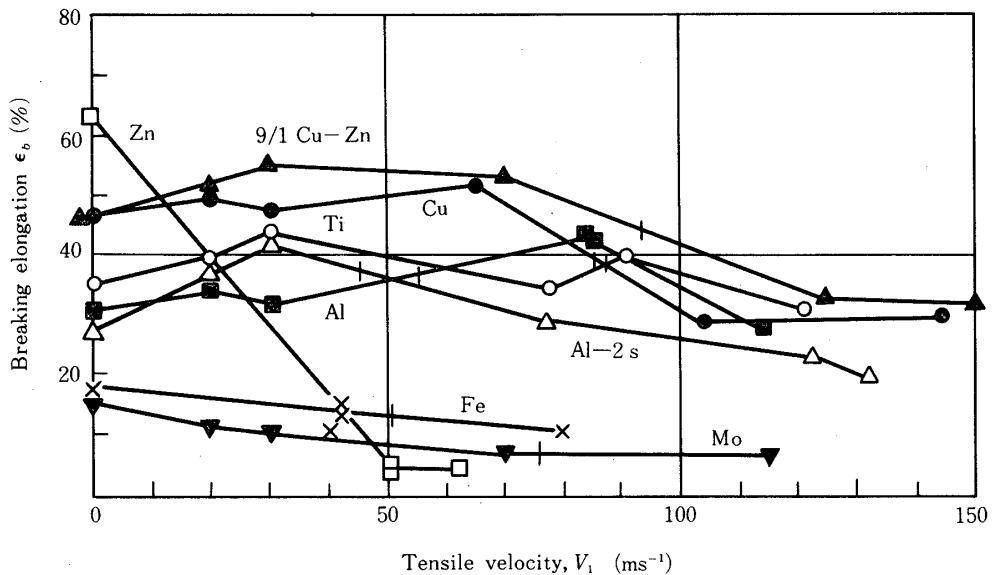


Fig 1 焼鈍純金属及び合金の高速引張りでの典型的な $\epsilon_b \sim V_1$ 関係 (Kawata et al, 1968)

Table 1 高速延性及び高速脆性における結晶格子型効果

結晶格子型	材 料	最大の破断伸び変化の静的破断伸びに対する比 (%) : β
fcc	9/1 Cu-Zn	+20.0
	Cu	+11.3
	Al	+41.9
	Al 2 S	+53.2
bcc	Fe	-40.1
	Mo	-56.6
hcp	Ti	+25.9
	Zn	-93.2

実と密接に関連していると考えられる。ともかく、金属材料の巨視的挙動の理解には、その微視力学的挙動の検討が必要であることがこの一事からしても明かである。

3. fcc 金属材料殊に高強度実用 Al 合金を模擬する 構成方程式について [2],[10],[11],[12]

本報告の目的は bcc と比較しつつ fcc 金属材料の巨視力学的挙動をその微視力学的挙動にもとづいて解明することである。そのため、fcc 金属材料殊に高強度実用 Al 合金の挙動を模擬する構成方程式の誘導を考える。

高強度 Al 合金 [3] の準静的引張りでの応力 - 歪関係の代表例は Fig.2 に示く如くで、近似的に弾 - 線型加工硬化塑性型で表現されると見て大過なからうと思われる。この型で表現した時の巨視力学定数： $\sigma_b, \sigma_y(0.2\%), \epsilon_b, E_p, H'$ を Table 2 に示す。ここで、 σ_b ：破断応力、 $\sigma_y(0.2\%)$ ：0.2%降伏応力、 ϵ_b ：破断伸び、 E_p ：塑性域での $d\sigma/d\epsilon$ 、 H' ：加工硬化係数で

$$\frac{1}{E_p} = \frac{1}{E} + \frac{1}{H'}$$

後出の H と異なることに注意されたい。Fig.3 は弾 - 線型加工硬化塑性型の2直線近似を

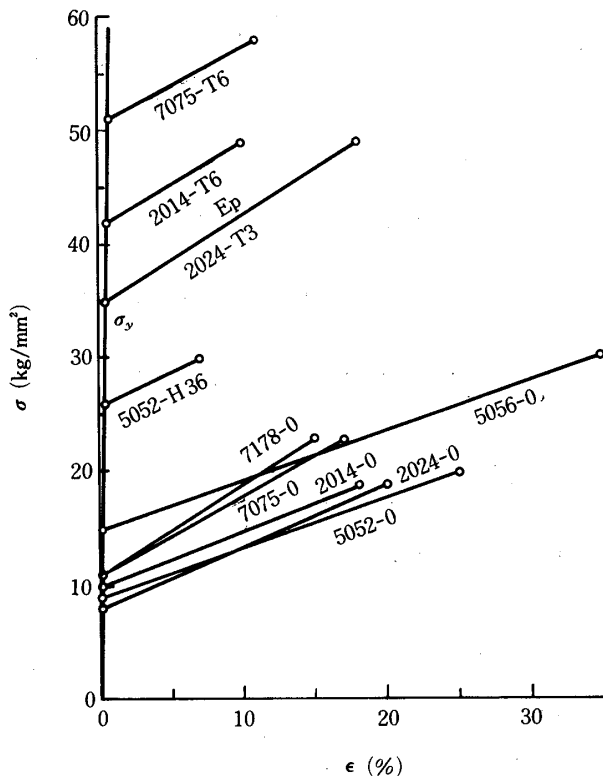


Fig. 2 高強度実用 Al 合金の準静的応力 - 歪関係

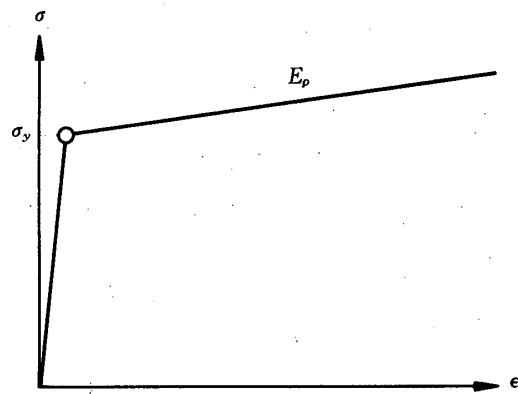


Fig. 3 弾 - 線型加工硬化塑性型の応力 - 歪関係

Table 2 高強度実用 Al 合金の巨視力学定数

材 料	σ_b [kg/mm ²]	σ_y [kg/mm ²]	ϵ_b [%]	E_p [kg/mm ²]	H' [kg/mm ²]
2014 0	19	10	18	50.56	50.92
T 6	49	42	10-13	61.95	62.49
2024 0	19	8	20	55.56	55.99
T 3	49	35	18	78.65	79.52
7075 0	23	11	17-16	73.62	74.38
T 6	58	51	11	64.81	65.40
7178 0	23	11	15-16	78.43	78.29
5052 0	20	9	25	46.22	46.52
H 38	30	26	7	58.82	59.31
5056 0	30	15	35	43.10	43.36

示す。

若干の Al 及び Al 合金の $\dot{\epsilon}=10^{-3}\sim 10^3\text{sec}^{-1}$ の範囲での flow stress の $\dot{\epsilon}$ 依存性についての知られている事実の概略は [4]~[9],

(1) Al 及び若干の 0-temper での Al 合金の flow stress の歪速度依存性は転位の熱活性化された運動の単純理論で合理的に説明され得る。

(2) 合金化の増加の主要な効果は非熱的応力成分を増大させることである。

(3) すべての材料での活性化障壁は恐らく林立転位である。

この内、(2) は次のようにもいうことが出来る：一定歪での flow stress の歪速度増分による応力増分はすべての材料において近似的に同一である。

以上をもとにして、高強度実用 Al 合金の特性を模擬する fcc 金属材料の構成方程式を導くことを考察する。

3.1 弾-完全塑性型

Seeger の flow rate より直ちに塑性歪速度として求め、活性化体積一定、応力の athermal term を 0 と仮定すると、式 (1), (1') が得られる [2].

$$\dot{\epsilon} - \frac{\dot{\sigma}}{E} = c_3 \exp \left\{ -\frac{U_0}{kT} \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_0} \right) \right\} \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} - \frac{\dot{\sigma}}{E} = c_1 \sigma \exp \left\{ -\frac{U_0}{kT} \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_0} \right) \right\} \quad (1')$$

今、(1) で $E=7190\text{ kg/mm}^2$, $c_3=4.5 \times 10^{12}\text{ sec}^{-1}$, $U_0=30.3 \times 10^{-18}\text{ kg}\cdot\text{mm}$, $\sigma_0=19.42\text{ kg/mm}^2$, k : Boltzmann 定数, $T=300^\circ\text{K}$ をとると、 $\dot{\epsilon}=\text{const.}$ での応力-歪関係として、Fig. 4, 5 のような弾-完全塑性型の関係を与える。exponential の前の項を (1') のようにとり、 $c_1=2.32 \times 10^{11}(\text{kg/mm}^2)^{-1}\text{sec}^{-1}$, 他は (1) と同じ定数とすれば、挙動は

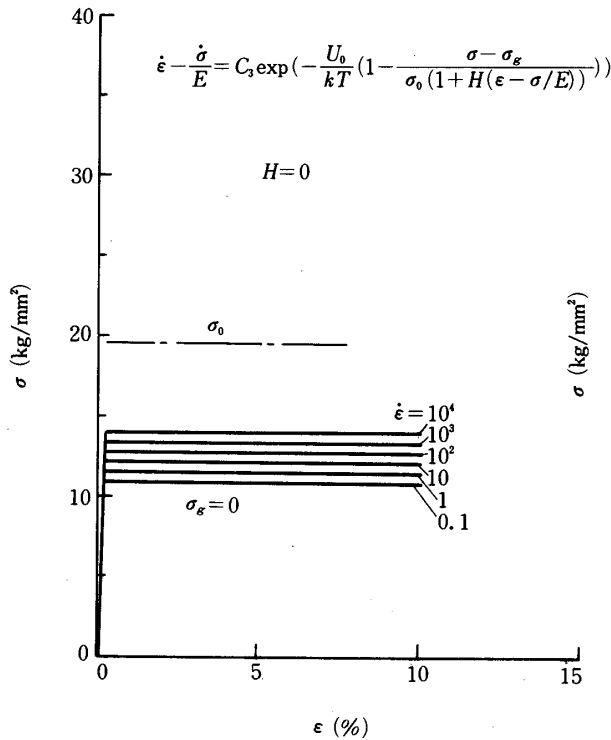


Fig. 4 弾 - 完全塑性型
〔式 (1) による〕

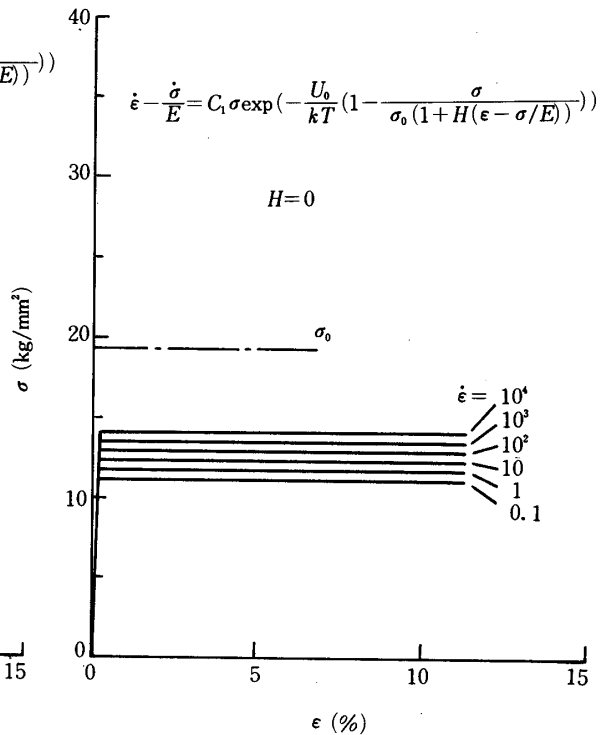


Fig. 5 弾 - 完全塑性型
〔式 (1') による〕

事実上全く同一となる。後述のように、応力波の挙動も事実上変化しないので、定数をこのようにとる限り、(1) と (1') とのよう pre-exponential term を変えても大差ない。

3.2 弾 - 線型加工硬化塑性型

(1), (1') 式の構成方程式では弾 - 完全塑性型の応力 - 歪関係を与えるので高強度実用 Al 合金を模擬するには不十分である。このため、線型加工硬化を考慮し、新しく加工硬化係数 H を導入した式 (2), (2') を考察する。また一方、athermal stress の項 σ_g も導入する。

$$\dot{\epsilon} - \frac{\dot{\sigma}}{E} = c_3 \exp\left\{-\frac{U_0}{kT} \left(1 - \frac{\sigma - \sigma_g}{\sigma_0 \left(1 + H \left(\epsilon - \frac{\sigma}{E}\right)\right)}\right)\right\} \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} - \frac{\dot{\sigma}}{E} = c_1 \sigma \exp\left\{-\frac{U_0}{kT} \left(1 - \frac{\sigma - \sigma_g}{\sigma_0 \left(1 + H \left(\epsilon - \frac{\sigma}{E}\right)\right)}\right)\right\} \quad (2')$$

これらは計算の結果、確かに弾 - 線型加工硬化塑性型の求むるものであることが知られる。H=5, 10, 80 での応力 - 歪関係を式 (2), (2') の両者について Figs. 6~11 に示す。 σ_g を分子に導入することは、塑性域の直線を σ_g だけ上へ移動させる効果をもつことが Fig. 6 に例示される。この事は H にかゝりなく成立つ。

(2) ないし (2') 式で、分母の $H \left(\epsilon - \frac{\sigma}{E}\right)$ は σ_g を導入しない形にしてある。これは

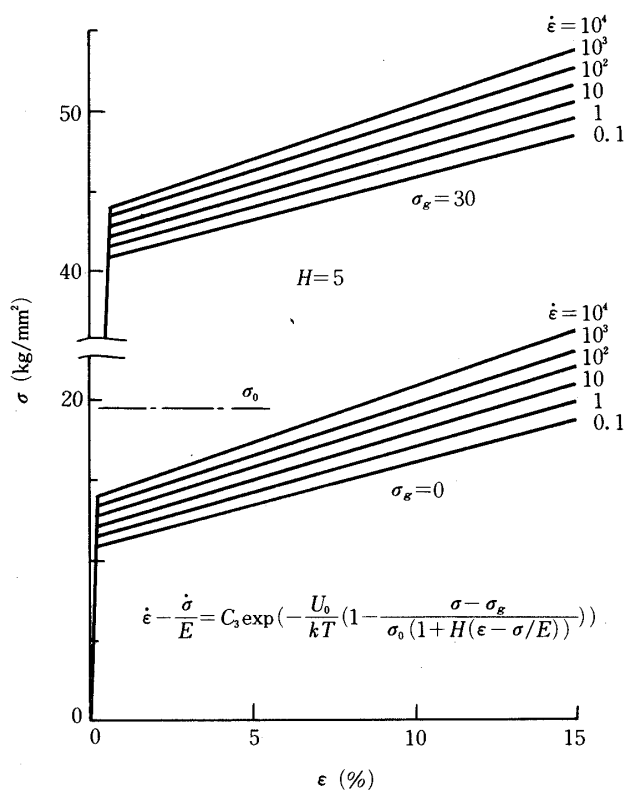


Fig. 6 弾 - 線型硬化塑性型
〔式 (2) による〕

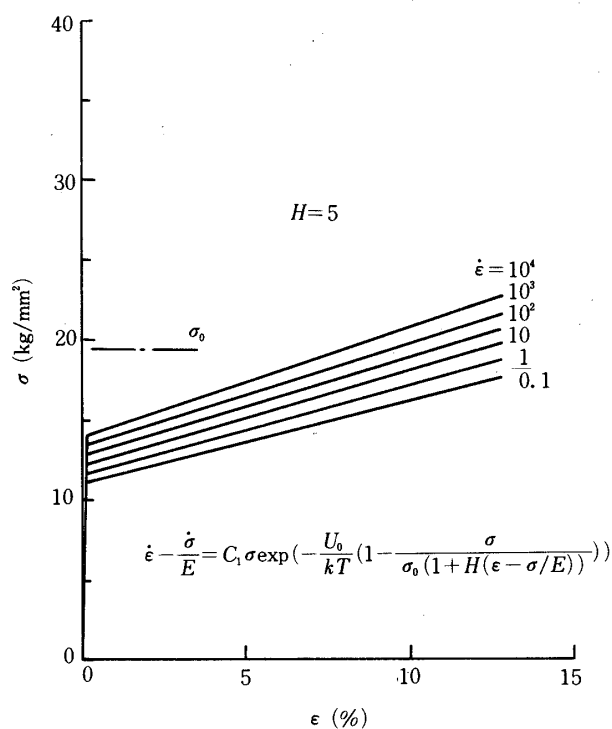


Fig. 7 弾 - 線型硬化塑性型
〔式 (2') による〕

加工硬化には全塑性歪が関連するとの観点からであるが、

$$\dot{\epsilon} - \frac{\dot{\sigma}}{E} = c_3 \exp\left\{-\frac{U_0}{kT} \left(1 - \frac{\sigma - \sigma_g}{\sigma_0 \left(1 + H\left(\epsilon - \frac{\sigma - \sigma_g}{E}\right)\right)}\right)\right\} \quad (3)$$

も検討した。この結果は後に述べる。

3.3 微視力学定数と巨視力学定数との関係

Table 2 のような実際の高強度 Al 合金での微視力学定数 σ_g , H を所与の巨視力学定数 σ_y , E_p から求めることを考える。(2) 式から出発する。

線型加工硬化を考えるから、塑性部において、

$$\sigma = \sigma_y + \frac{E_p}{1 - \frac{E_p}{E}} \epsilon_p \quad (4)$$

又、塑性域において

$$\frac{\dot{\sigma}}{\dot{\epsilon}} = E_p \quad (5)$$

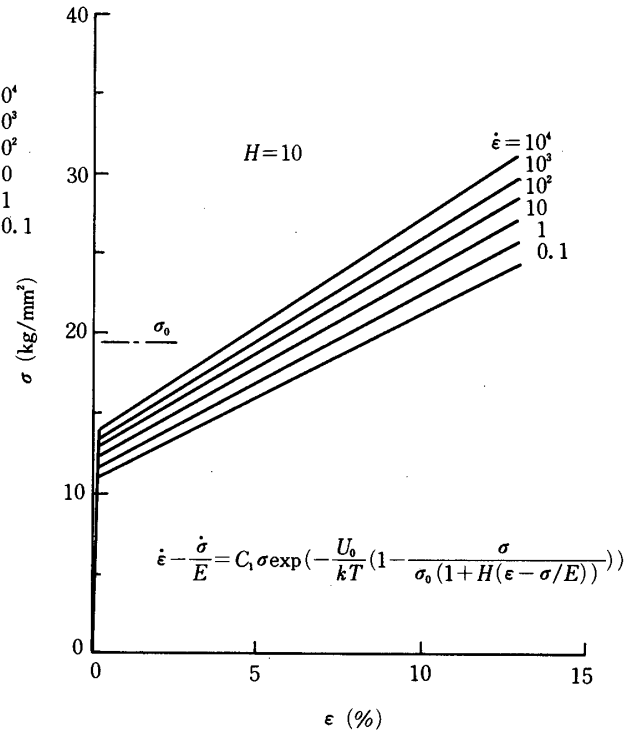
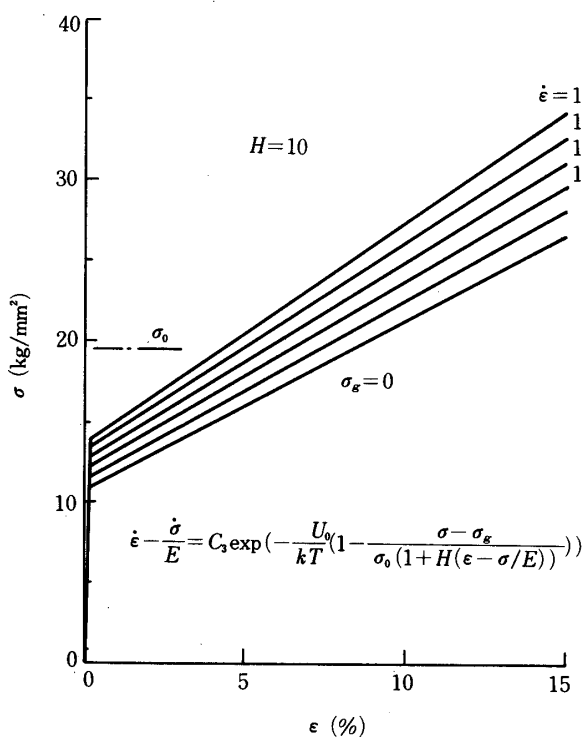


Fig. 8 弾 - 線型硬化塑性型 [式 (2) による]

Fig. 9 弾 - 線型硬化塑性型 [式 (2') による]

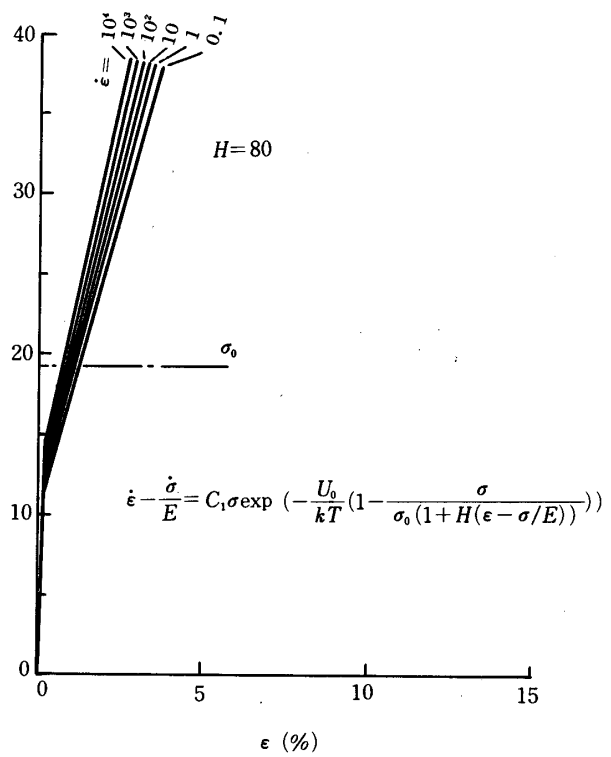
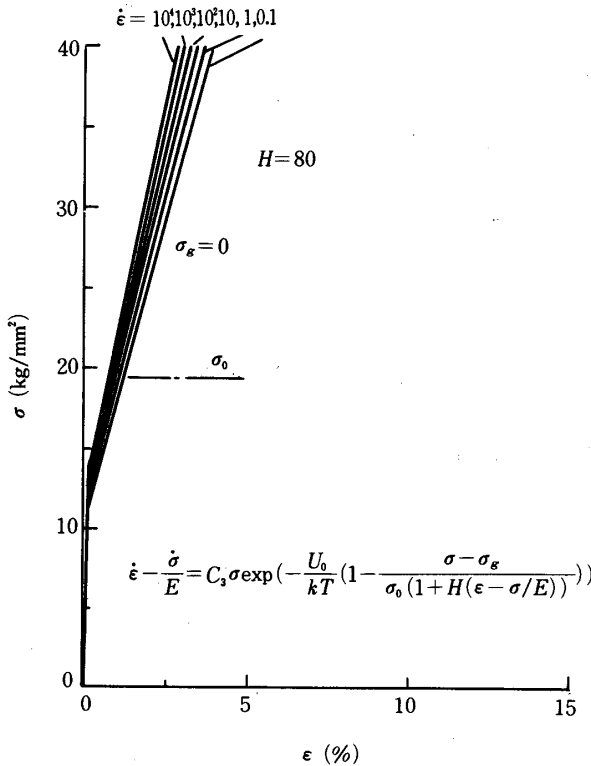


Fig. 10 弾 - 線型硬化塑性型 [式 (2) による]

Fig. 11 弾 - 線型硬化塑性型 [式 (2') による]

$$\begin{aligned}
\dot{\varepsilon} - \frac{\dot{\sigma}}{E} &= \left(1 - \frac{E_p}{E}\right) \dot{\varepsilon} = c_3 \exp\left[-\frac{U_0}{kT} \left\{1 - \frac{\sigma - \sigma_g}{\sigma_0(1 + H\varepsilon_p)}\right\}\right] \\
&= c_3 \exp\left[-\frac{U_0}{kT} \left\{1 - \frac{\sigma_y - \sigma_g + \frac{E_p}{1 - E_p/E} \varepsilon_p}{\sigma_0(1 + H\varepsilon_p)}\right\}\right] \\
&= c_3 \exp\left[-\frac{U_0}{kT} \left\{1 - \frac{(\sigma_y - \sigma_g) \left\{1 + \frac{E_p}{1 - E_p/E} \cdot \frac{\varepsilon_p}{\sigma_y - \sigma_g}\right\}}{\sigma_0(1 + H\varepsilon_p)}\right\}\right]
\end{aligned} \tag{6}$$

故に,

$$\left. \begin{aligned}
\left(1 - \frac{E_p}{E}\right) \dot{\varepsilon} &= c_3 \exp\left[-\frac{U_0}{kT} \left(1 - \frac{\sigma_y - \sigma_g}{\sigma_0}\right)\right] \\
\frac{E_p}{1 - \frac{E_p}{E}} \cdot \frac{1}{\sigma_y - \sigma_g} &= H
\end{aligned} \right\} \tag{7}$$

$E_p/E \ll 1$ とおいて,

$$\left. \begin{aligned}
\sigma_g &= \sigma_y - \sigma_0 \left\{1 + \frac{kT}{U_0} \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{c_3}\right\} \\
H &= E_p / \left\{\sigma_0 \left(1 + \frac{kT}{U_0} \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{c_3}\right)\right\}
\end{aligned} \right\} \tag{8}$$

今, 定数を

$$\frac{U_0}{kT} = 71.709, \quad \sigma_0 = 19.42 \text{ kg/mm}^2, \quad c_3 = 4.5 \times 10^{12} \text{ sec}^{-1}$$

とすれば,

$$\left. \begin{aligned}
\sigma_g &= \sigma_y - 11.530 - 0.6236 \log \dot{\varepsilon} \\
H &= E_p / (11.530 + 0.6236 \log \dot{\varepsilon})
\end{aligned} \right\} \tag{9}$$

$\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ とすると,

$$\sigma_g = \sigma_y - 9.036 \quad H = E_p / 9.036 \tag{10}$$

Table 2 のデータを用いて, σ_g と H を計算した結果を Table 3 に示す.

4. 結 論

fcc 金属材料, 殊に高強度実用 Al 合金の構成方程式を模擬した. 本報告の範囲では転位の熱活性化と非熱的の項にもとづいた議論を行っているので, 10^4 sec^{-1} 代の $\dot{\varepsilon}$ のように極めて高い $\dot{\varepsilon}$ の領域では更に別の機構, 例えば intrinsic resistance をも考慮しなくてはならぬであろう.

上述の $\dot{\varepsilon}$ の範囲内では高強度実用 Al 合金の挙動を模擬する構成方程式及びその微視力学定数と巨視力学定数との関係が明確にされたものとする.

文字通り, Seeger のように活性化体積を一定とすれば, 上記の構成方程式は弾-完全塑性型の応力-歪関係を与え, 実際の高強度 Al 合金を模擬できない. 線型硬化塑性を取入れ

Table 3 高強度実用 Al 合金の σ_g と H の計算結果

材 料	σ_g [kg/mm ²]	H (無次元)
2014 0	1	5.60
T 6	33	6.86
2024 0	-1	6.15
T 3	26	8.70
7075 0	2	8.15
T 6	42	7.17
7178 0	2	8.68
5052 0	0	5.12
H 38	17	6.51
5056 0	6	4.77

ることにより、高強度 Al 合金を模擬できる。

exponential の前の項については、const. c_3 の型と応力の 1 乗に比例する型とを検討した。与える応力-歪関係について考えれば実質的な差は殆んどない。この事は後述の応力波の挙動について考えてもいえる。

非熱的項 σ_g の導入は、同一 $\dot{\epsilon}$ での応力-歪関係について比較すれば、 $\sigma_g=0$ の場合に比べ、塑性域を σ_g だけ上方へ移動させる効果をもつことが明かとされた。

σ_g , H の値は σ_y , E_p の値から決定できるが、この際、 c_3 , U_0 , σ_0 の値が必要である。実際 10 種の高強度実用 Al 合金について σ_g , H の値が導かれた。

かくして導かれた高強度実用 Al 合金の構成方程式は、その高速変形の解析に直ちに有効に用いられる。

1978年4月10日 材料部

文 献

- [1] K. Kawata, S. Fukui, J. Seino & N. Takada: Behaviour of Dense Media under High Dynamic Pressure (ed. by IUTAM, Dunod, Paris, 1968), 313.
- [2] 河田幸三, 橋本彰三, 黒河邦彦: 第3回衝撃工学シンポジウム論文集 (東大宇航研, 1976), 197.
- [3] 日本航空宇宙学会編: 航空宇宙工学便覧 (丸善, 1974), 第8章材料, 483.
- [4] D. L. Holt, S. G. Babcock, S. J. Green, C. J. Maiden: Trans. Am. Soc Metals, 60 (1967), 152.
- [5] A. Seeger: Phil. Mag., 46 (1955), 1194.
- [6] U. S. Lindholm: Mechanical Behavior of Materials under Dynamic Loads (ed. by U. S. Lindholm, Springer, 1968), 77.
- [7] U. S. Lindholm, L. M. Yeakley: J. Mech. Phys. Solids, 13 (1965), 41.
- [8] 塩入淳平: 第2回衝撃工学シンポジウム論文集 (東大宇航研, 1975), 115.
- [9] 鈴木秀次: 金属の強さ (アグネ, 1972), 50.

- [10] 河田幸三, 橋本彰三, 黒河邦彦: 第4回衝撃工学シンポジウム論文集(東大宇航研,1977), 145.
- [11] **K. Kawata, S. Hashimoto, K. Kurokawa: presented at IUTAM Symposium on High Velocity Deformation of Solids (August 1977, Tokyo), & in printing in Proc. (Springer).**
- [12] 河田幸三: 第25回応用力学連合講演会論文抄録集(1975/10), 30.