アルミニウム基合金における応力—ひずみ曲線の評価

上谷 保裕* ・ 浅井 吉夫**
池野 進*** ・ 多々 静夫***

An evaluation of stress-strain curves in Al-base alloys

Yasuhiro UETANI*, Yoshio ASAI**
Susumu IKENO*** and Shizuo TADA***

Tensile tests have been carried out at room and low temperatures in order to examine the applicabilities of Hollomon equation $\sigma = K_H \epsilon^{n_H}$ and Ludwik equation $\sigma = \sigma_0 + K_L \epsilon^{n_L}$ to the stress-strain curves of Al-Mg, Al-Cu and Al-Zn alloys. Hollomon equation does not hold in each alloy, and the higher the solute concentration, the larger the deviation from the linearity on log-log plots. On the other hand, Ludwik equation agrees well with the observed stress-strain relationship in low strain ranges where values of n_L are approximately equal to those calculated from the slopes of log-log plots of $d\sigma/d\epsilon$ and strain. The amount of strain to maximum load which is predicted from Ludwik equation in higher strain ranges is fairly close to the observed one.

Keywords: Hollomon equation, Ludwik equation, strain at the maximum load, stress-strain curves, Al-base alloys

(Received August 19, 1985)

1. 緒 言

これまで、アルミニウム基合金においては実験的な加工硬化式として Hollomon 式¹⁾が頻繁に用いられている^{2)~8)}。この Hollomon 式以外にも著名な実験式はいくつか挙げられる^{9)~11)}が、Hollomon 式は他の式に比べてその形が単純であり、応力とひずみの両対数プロットの直線近似により容易に各定数が求められること。さらに定数 n_H が最大荷重点までの伸びとかなりよい関係があること^{12), 13)}等もこの式が多用される要因であろう。

しかし、Hollomon 式では応力—ひずみ曲線のひずみ初期の領域を近似できないこと¹⁴⁾が良く知られており、実際には低ひずみ領域を無視して 5~10%以上のひずみ域で直線近似がなされるのが一般的である^{6), 7)}。また Ratke ら¹⁵⁾は種々の合金における応力—ひずみ曲線を微小ひずみ領域で解析し、Hollomon 式が特に実測値とのずれが大きく、純アルミニウムやアルミニウム合金においても適用できないのではないかと述べている。従つて、

Hollomon 式がアルミニウム基合金に適用されうるかどうかを再検討する必要があると思われる。

そこで、本研究ではまずアルミニウム基合金において Hollomon 近似する場合にどのような問題点があるのかを調べた。また、Hollomon 式の検討結果から、応力—ひずみ曲線は Ludwik 式⁹⁾を用いればより良く近似することになると予想されたが、Ludwik 式を用いてアルミニウム基合金の応力—ひずみ曲線を詳細に調べた報告はほとんど無く¹⁶⁾、アルミニウム中の溶質濃度の影響など不明の点が多い。そこで、Al-Mg, Al-Cu, Al-Zn 合金を用いて検討した結果についても報告する。

2. 実験方法

純度99.99%のアルミニウムと亜鉛、99.9%のマグネシウムならびに Al-33%Cu 母合金の各鋳塊を使用して大気中溶解により、純アルミニウム、Al-0.5, 1, 3, 5% Mg 合金、Al-0.5, 1, 2, 4%Cu 合金および Al-1, 2, 4% Zn 合金の各合金を鋳造した。各合金の化学組成を

* 富山県立技術短期大学 (射水郡)。Toyama Prefectural College of Technology.

** 富山大学大学院 (富山市) (現、武内プレス工業㈱)。Graduate School, Toyama University (Toyoma).

*** 富山大学工学部 (富山市)。Faculty of Engineering, Toyama University (Toyoma).

Table 1 Analysis of specimens (wt%)

alloys	Mg	Cu	Zn	Al
0.5%Mg	0.46	—	—	bal.
1%Mg	1.04	—	—	bal.
3%Mg	3.06	—	—	bal.
5%Mg	4.96	—	—	bal.
0.5%Cu	—	0.37	—	bal.
1%Cu	—	0.92	—	bal.
2%Cu	—	1.80	—	bal.
4%Cu	—	3.96	—	bal.
1%Zn	—	—	0.70	bal.
2%Zn	—	—	2.00	bal.
4%Zn	—	—	3.60	bal.

Table 1 に示す。これらを厚さ 10 mm まで熱間圧延後、冷間圧延により厚さ 1 mm の板材とし、平行部長さ 18.5 mm (標点間長さ 18 mm)、幅 6 mm、厚さ 0.9 mm の試験片形状に仕上げた。結晶粒度調整は塩浴中で行い、所定の温度で 30 min 保持後、水冷した。平均結晶粒径は Al-Mg 合金では主に 45 μm とした。一方、Al-Cu 合金では 4%Cu 合金の溶体化処理温度が高温となり、平均結晶粒径が 150 μm となつたので、他の濃度の合金も 4%Cu 合金と合わせて 150 μm に粒径調整した。Al-Zn 合金においても、やはり、4% Zn 合金に溶体化処理が必要であつたため結晶粒径を 150 μm に調整した。

引張試験はインストロン型の試験機 (島津製 DSS-5000) を使用し、室温と液体窒素中において、初期ひずみ速度 $9.26 \times 10^{-4}/\text{sec}$ にて行つた。この場合、荷重-時間曲線の記録は X-t 計録計の他に試験機に直結した A/D コンバータを介してパソコン (YHP 製 HP-85) によつても計測記録した。このときの荷重の計測誤差は各荷重の値に対して平均約 0.5% 以内であつた。

本実験では引張チャートから真応力を $\sigma = S(1 + e)$ 、真ひずみを $\epsilon = \ln(1 + e)$ (S は公称応力、 e は公称ひずみ) で計算した値を用いて応力-ひずみ曲線を解析した結果について報告する。また、あらかじめ 3 mm 間隔で試験片表面にけがき線を入れ、引張り変形中の試験片を写真撮影して各場所の変形量を測定したところ、標点間内では最大荷重を過ぎるころで局部収縮が始まるころには変形量の局部的増大が認められたが、それまではほぼ均一に変形していた。なお、本実験においては真応力、真ひずみを応力、ひずみと呼び、最大荷重までのひずみ領域での真応力-真ひずみ曲線を応力-ひずみ曲線と称する。

Fig. 1 Plots of $\log \sigma$ against $\log \epsilon$ in pure Al and Al-Mg alloys deformed at 77 K. The curves were obtained by employing Hollomon equation¹⁾.

σ : stress, ϵ : strain

3. 実験結果および考察

3.1 Hollomon 式の検討

Fig. 1 は Hollomon 式

$$\sigma = K_H \epsilon^{n_H} \quad (1)$$

(ここで σ は応力、 ϵ はひずみ、 K_H と n_H は定数) を用いて、Al-Mg 合金の応力-ひずみ曲線を面対数プロットした結果である。図は液体窒素中における変形の場合であるが、図から分かるように純アルミニウム試料においてさえ、このプロットでは応力とひずみの関係が曲線のように見られ直線近似が困難である。また、マグネシウム濃度が増すと、明らかに両者の関係は曲線を描いている。このような傾向はいずれの合金系においても、また室温変形の場合でも同様であつた。

今、仮に応力とひずみの関係が Hollomon 式で表されるならば、Fig. 2(a)に図式的に示すような曲線となる。ここで注意すべき点は $\epsilon = 0$ の時、 $\sigma = 0$ であることである。しかし、実際の金属、合金の応力-ひずみ曲線においては同図(b)に示すように $\epsilon = 0$ の時に $\sigma = A$ という降

Fig. 2 Schematic illustrations of σ - ϵ curve.

(a) theoretical σ - ϵ curve according to Hollomon equation. (b) experimental σ - ϵ curve. (c) a plot of $\log(\sigma - A)$ against $\log \epsilon$ according to equation (2) which corresponds to Ludwik equation²⁾. The plot gives a straight line.

伏あるいは比例限に相当する応力値が存在する。そこで、Fig. 3 に

$$\sigma = A + K \epsilon^n \quad (2)$$

として、定数 A , K および n をいろいろ変えて σ と ϵ の両対数プロットを行つた結果を示す。Fig. 3(a) においては K と n はそれぞれ一定である。図から分かるように、 $A=0$ の場合は直線となるが、 $A>0$ の場合は曲線となり、 A の値が大きいほどその曲率は大きくなることが分かる。従つて、実際の金属および合金では塑性変形開始に要する応力(A)が存在するので応力-ひずみ曲線を Hollomon 式を用いて両対数プロットすると必ず曲線となることになる。こうした曲線の曲率におよぼす影響は A のみではなく、他の定数にもある。Fig. 3(b) は K と A が一定の場合に n の値の影響を見たものである。この場合には n の値が大きいと曲率が大きくなり、 $n=1$ で最も大きくなる。

さて、Hollomon 式を用いて応力-ひずみ曲線を両対数プロットした場合にひずみ量とともに応力が曲率をもつて上昇する現象は Pysz ら¹⁷⁾ によつて Cu-Zn 合金においても報告されている。彼らはこの現象を Double-n 現象として取り扱っているが、上述のように、Hollomon 式を用いると実際の応力-ひずみ曲線とは異なってしまうので、そうした現象を取り扱う時には厳密な検討と整理上での見直しが必要であらう。

3.2 Ludwik 式による応力-ひずみ曲線の検討

3.2.1 Ludwik 式の適用できるひずみ範囲

今、仮にアルミニウム基合金において、(2)式で示した関係が成立つならば、Fig. 2(c)で見えるように $(\sigma - A)$ と ϵ の両対数プロットは直線となる。ここで、(2)式は

Fig. 3 Plots of $\log \sigma$ against $\log \epsilon$ according to Hollomon equation (schematic illustrations).

(a) varying A , (b) varying n .

Fig. 4 Plot of $\log(\sigma - \sigma_0)$ against $\log \epsilon$ according to Ludwik equation in Al-5%Mg alloy deformed at 77 K.

-----: experimental, —: Ludwik equation.

$$\sigma = \sigma_0 + K_L \epsilon^{n_L} \quad (3)$$

(σ_0 , K_L , n_L は定数) と表現でき、この式はその形だけみると、すでに Ludwik が提唱した⁹⁾ のものと同じとなる。そこで、以下ではこの形の式を Ludwik 式と呼ぶ。今、(3)式が Al-5%Mg 合金の液体窒素中の変形の場合

Fig. 5 Plots of $\log(\sigma - \sigma_0)$ against $\log \epsilon$ according to Ludwik equation in pure Al. ----: experimental, —: Ludwik equation.
(a) deformed at room temperature
(b) deformed at 77 K.

について適用できるかどうかを調べた結果を **Fig. 4** に示す。ここで、この場合の σ_0 はコンピュータによる回帰から比例限と想定された値を用いた。この図から、Al-5%Mg 合金では Ludwik 式による近似が低ひずみ領域でかなり良く合っていることが分かる。しかし、高ひずみ領域でこの低ひずみ領域の近似線の外挿から外れ下回っている。このようなずれは **Fig. 5(a)** に示すように純アルミニウムにおいて一層顕著であり、比較的の低いひずみ域から生じている。他の合金系においても **Fig. 4, 5** と同様な結果が得られ、Ludwik 式によつては、応力-ひずみ曲線全体を近似できなかつた。しかし、低ひずみ領域ではかなり良い近似がいずれの合金においても可能であつた。

ひずみ量が増すと低ひずみ領域の近似線の外挿から外れるのは、実際の応力が外挿線の近似値よりも低いこと

Fig. 6 Plot of $\log(\sigma - \sigma_0)$ against $\log \epsilon$ and slip bands of specimen surface in pure Al deformed at room temperature. The specimen had a grain size of 90 μm .

Fig. 7 Schematic $(\sigma - \sigma_0) - \epsilon$ curves according to Ludwik equation.
(a) varying n_L , (b) varying K_L .

Table 2 σ_0 , K_L and n_L (obtained by the use of Ludwik equation) at lower strains in various Al-base alloys

alloys	deformation temperature					
	room temperature			77 K		
	σ_0 (MPa)	K_L (MPa)	n_L	σ_0 (MPa)	K_L (MPa)	n_L
pure Al*	7.0	230	0.64	14.7	574	0.81
0.5%Mg*	13.0	299	0.63	23.2	596	0.82
1%Mg*	20.0	350	0.64	33.0	630	0.83
3%Mg*	71.0	715	0.81	85.3	1015	0.94
5%Mg*	110.0	835	0.83	116.0	1165	0.94
pure Al**	6.6	264	0.74	12.7	534	0.85
0.5%Cu**	15.0	305	0.74	12.7	534	0.85
1%Cu**	19.2	391	0.73	23.5	563	0.83
2%Cu**	34.0	543	0.76	49.8	723	0.82
4%Cu**	110.0	667	0.71	110.0	806	0.74
1%Zn**	8.2	337	0.77	15.4	518	0.88
2%Zn**	10.2	320	0.76	16.9	529	0.85
4%Zn**	16.1	328	0.71	44.0	440	0.67

*: grain size 45 μm .**: grain size 150 μm .

から、変形が進むとともに動的回復による軟化が激しくなるためと思われる。すなわち、純アルミニウムでは Al-5%Mg 合金のような高マグネシウム濃度の合金と比較して交差すべりが発生し易いので、後者に比べれば前者の方がセル形成などにより動的回復が生じ易い^{18),19)}。その結果純アルミニウムの方が軟化が激しくなり、より低いひずみからずれが始まるのではないかと考えられる。**Fig. 6** には室温変形の場合に直線近似されるひずみ域とずれ始めて間もないひずみにおいて、試料表面のすべり模様観察を行った時の一例を示す。図中の写真は所定のひずみまで変形した後、生じたすべり帯を一旦除去し、その後さらに0.5%のひずみ量を付加した時の組織である。写真から分かるように、Ludwik 式による近似が可能であるひずみ範囲では比較的直線的なすべり帯が見られるのに対し、ひずみ量が大きく Ludwik 式の近似線からそれて応力値が下回る時にはすべり帯が非常に波状となり、交差すべりが多発していることがうかがえる。また、一般に交差すべりの難易は熱活性の問題であり、変形温度と密接に関係する¹⁹⁾ので、低温になれば軟化はしにくくなると予想される。そこで純アルミニウムを液体窒素中で試験した結果が **Fig. 5(b)** であり、明らかに室温変形の図(a)に比べてずれ始めるのが高ひずみ側へ移行しており、軟化が生じにくくなったと推察される。

3.2.2 低ひずみ領域における Ludwik 式の定数 K_L および n_L の検討

Table 2* に Ludwik 式が適用できる低ひずみ領域での σ_0 , K_L と n_L の値を示す。 K_L および n_L は、Al-Mg 合金では室温および液体窒素中の変形の双方においてマグネシウム濃度が高くなるとともにいずれも高くなる。従って、Al-Mg 合金においてはマグネシウム濃度が増すほど、 n_L が大きくなるので応力-ひずみ曲線が直線的になり、同時に K_L も大きくなることから加工硬化量が増すことになる。一方、Al-Cu 合金においては n_L はほとんど銅濃度により変化せず、 K_L が銅濃度とともに大きくなっている。従って、この場合には応力-ひずみ曲線の形状が銅濃度の増加とともに変化しているようであるが、これは K_L の増加により硬化量が大きくなったためである (**Fig. 7(b)**参照)。また、Al-Zn 合金の場合は亜鉛濃度の増加による固溶硬化は見られており、各ひずみにおける応力値は亜鉛濃度の増加とともに上昇した。しかし、**Table 2** から分かるように亜鉛濃度によつては K_L , n_L ともにほとんど変化していない。従って、亜鉛濃度の増加は加工硬化にはほとんど影響しないと思われる。

さて、Ratke ら¹⁵⁾ は実際の応力-ひずみ曲線を両対数プロットし、また Hollomon, Ludwik 等の加工硬化式を用いて応力-ひずみ曲線を近似した後、さらに両対数プロットした。得られた双方の両対数プロットを再び微小ひずみ域で解析し、その傾きを求めて比較した。その結果、実測された傾きの値と近似曲線から得られた値にあまり良い一致が認められず、特に Hollomon 式における結果が不一致の程度が大きいと報告している。また、Adams ら²⁰⁾ は応力-ひずみ曲線を微小ひずみ域で解析すると、その傾きの値がひずみ量の増加とともに単純な指数関数に乗つては変化しないことから、応力とひずみの関係は単一の指数曲線では表せないとしている。このような微小ひずみ域における解析と n_L との関係がどのようなものであるかを知るために、本実験においても Crussard-Jaoul 法^{21),22)}により応力-ひずみ曲線の解析を行った。**Fig. 8** は純アルミニウムの液体窒素中での変形の場合の応力-ひずみ曲線を $\log(d\sigma/d\varepsilon) - \log \varepsilon$ プロットした結果である。なお、この場合は $d\varepsilon = \Delta\varepsilon = 0.4\%$ として硬化率 ($d\sigma/d\varepsilon$) を計算した。図から分かるように、ひずみ量が約0.5%以下で硬化率の急激な低下が見られる。この急激な低下についてはさらに詳細な検討が必要

* Al-3,5%Mg 合金、Al-2,4%Cu 合金および Al-4% Zn 合金の室温変形においては荷重-伸び曲線にセレーションが発生したため、応力-ひずみ曲線も実際にはわずかにゆらいでいた。しかし、Hollomon および Ludwik 式による近似を行う場合には、このゆらぎの程度が小さかつたためか、ほとんどその影響は見られなかった。一方、加工硬化率 ($d\sigma/d\varepsilon$) はセレーションが生じると測定不可能であった。

Fig. 8 Plot of $\log(d\sigma/d\varepsilon)$ against $\log \varepsilon$ according to C-J method^{(20), (21)} in pure Al deformed at 77 K. The slope of a straight lines in the figure gives (n_L-1) by equation (5).

Fig. 9 Approximation of experimental σ - ε curve for Al-3%Mg alloy deformed at 77 K by the use of Ludwik equation.

.....: experimental data (selected).
 —: approximation at lower strains.
 ----: approximation at higher strains.

であるが、現時点ではよく分からない。今、約0.5%を超えるとひずみ量の増加に伴い硬化率がほぼ直線的に減少するひずみ領域が見られる。この直線のこう配から求めた n_L と先に Fig. 5(b) から得られた n_L の値が大体一致していた (Table 2 参照)。ところが、さらにひずみ量が増すと再び硬化率が急激に低下している。この再び硬化率が減少し始めるひずみ量は Fig. 5(b) に示した Ludwik 式による近似線から実測値が下回り始めるひずみ量とほぼ一致していた。このような結果は各合金によっても同様であった。この結果から明かなように、Ludwik 式を用いて近似を行う場合、全ひずみ領域を無理に近似してしまえば硬化率の変化とは当然合わなくなる。Ratke らや Adams らは本実験で行ったようにひずみ領域を区切って近似しなかったため実測値との相違が生じたものと思われる。また、当然ながら Hollomon

Table 3 Strain at maximum load in various Al-base alloys

alloys	deformation temperature					
	room temperature			77 K		
	ε_m	ε_{mL}	ε_{mH}	ε_m	ε_{mL}	ε_{mH}
pure Al*	0.26	0.34	0.38	0.39	0.43	0.49
0.5%Mg*	0.24	0.31	0.33	0.41	0.48	0.58
1%Mg*	0.24	0.31	0.34	0.40	0.47	0.56
3%Mg*	0.24	0.35	0.41	0.45	0.54	0.58
5%Mg*	0.26	0.37	0.41	0.45	0.51	0.61
pure Al**	0.28	0.35	0.40	0.41	0.48	0.62
0.5%Cu**	0.25	0.35	0.42	0.40	0.46	0.54
1%Cu**	0.25	0.37	0.44	0.43	0.50	0.60
2%Cu**	0.24	0.34	0.41	0.38	0.46	0.55
4%Cu**	0.20	0.28	0.34	0.36	0.42	0.45
1%Zn**	0.31	0.32	0.36	0.39	0.44	0.60
2%Zn**	0.30	0.34	0.38	0.39	0.46	0.60
4%Zn**	0.21	0.32	0.38	0.27	0.40	0.47

*: grain size 45 μm .

** : grain size 150 μm .

ε_m : experimental value.

ε_{mL} : calculated from Ludwik equation.

ε_{mH} ($=nH$): calculated from Hollomon equation.

式を用いた場合は近似曲線自体が変ってしまうので実測値とは異なるはずである。

さて、ここで Hollomon 式で応力-ひずみ曲線を近似すると、変形機構が変化せず無限に材料が変形すれば、Fig. 3(a) から分かるように、いずれは Ludwik 式の持つ傾き n_L に n_H が近づくとという事実が注目される。このことから、ひずみ量の大きな領域では Hollomon 式によっても応力-ひずみ曲線が比較的近似されうる可能性がある。このことが Hollomon 式により応力-ひずみ曲線を比較的高ひずみ領域で近似すると、最大荷重点までのひずみ量と n_H の値とに良い関係が得られると報告されている^{(12), (13)} ことの理由ではないかと考えた。そこで、以下に最大荷重点までのひずみ量と n_L および n_H との関係調べた結果について述べる。

3.3 Hollomon 式と Ludwik 式による最大荷重点までのひずみ量の評価

最大荷重点までのひずみ量 ε_m は、

$$\sigma = d\sigma/d\varepsilon \quad (4)$$

という条件を用いて計算され、Hollomon 式では $\varepsilon_m = n_H$ が導かれる。(4)の持つ意味は $d\sigma/d\varepsilon$ - ε 曲線と σ - ε 曲線の交点が ε_m となることである。この条件は Ludwik 式においても適用される。ここで、Ludwik 式を用いて計算した ε_m を ε_{mL} とする。さて、この時に重要なのは (4) 式より $d\sigma/d\varepsilon$ - ε 曲線と σ - ε 曲線の交点は、実際の

応力—ひずみ曲線が描く形状を最大荷重点近傍でいかに正確に近似できるかにより異なるということである。従つて、低ひずみ領域で得られた値はこうした検討には使用できない。なぜならば、高ひずみ領域では動的回復の影響が強く、応力—ひずみ曲線の形状が変化してしまっているからである (Fig. 5, 8 参照)。そこで、Ludwik 式の近似により、低ひずみ領域からの外挿からはずれて下回る高ひずみ領域が最大荷重点に至るまで近似できないかと試みたのが Fig. 9 である。図から分かるように高ひずみ領域においても、低ひずみ領域とは別の近似曲線で実際の応力—ひずみ曲線がよく近似できる。

このような結果は他の合金においても同様であり、本実験に用いた合金では最大荷重点までの応力—ひずみ曲線を 2 本の近似曲線によりほぼ近似できた。この高ひずみ側の近似曲線を用いて最大荷重点までのひずみ量と ϵ_{mL} との比較を行ったのが Table 3 である。 ϵ_{mL} の値の方がいずれの合金においても実測値よりも高いが、比較的に近い値が得られている。この実測値と ϵ_{mL} の値の相違は本実験で行った近似がなお若干の誤差を持つていることを示しており、さらに厳密な近似を行えば、より正確に実測値と合うものと推測される。ここで、比較のために Ludwik 式で用いたのと同様のひずみ範囲を用いて Hollomon 式による近似を行った結果を表中に併記している。いずれの場合も ϵ_{mL} よりも n_H が大きな値をとっている。しかし、本結果においても ϵ_m が大きくなれば n_H も大きくなるという相関関係は持っているようである。従つて、先に推測したように本実験に用いた合金の高ひずみ側ではひずみ領域を限つて近似すると、Hollomon 式によつても Ludwik 式によるよりも精度は劣るが、実際の応力—ひずみ曲線がある程度近似されうることが推察される。

4. 結 言

アルミニウム基合金において多用されており、実験的な加工硬化式の代表的な存在である Hollomon 式の妥当性を Al-Mg, Al-Cu および Al-Zn 合金の実際の応力—ひずみ曲線の形状に基づいて再検討したところ、要約すると以下のような結論が得られた。

(1) Hollomon 式は実際の金属材料が有する降伏応力 (あるいは比例限) を評価できないという根本的な欠陥を持ち、このことが、Hollomon 式による近似における応力とひずみの両対数プロットに曲率を持たせる原因となることが実証された。

(2) Hollomon 式の欠陥を修正した形を持つ Ludwik

式を用いると、動的回復が激しくなるとされるひずみ量より小さいひずみ範囲でかなり良く応力—ひずみ曲線を近似できた。そのひずみ量よりも大きいひずみ範囲でも、ひずみの小さい範囲とは異なる近似線によりほぼ近似できた。このように応力—ひずみ曲線に 2 本の近似曲線が必要だが、従来 Ludwik 式では低ひずみ領域が良く近似でき、高ひずみ領域では近似が難しいといわれる理由であろう。

(3) Ludwik 式の高ひずみ領域で近似される曲線を用いて計算した最大荷重点までのひずみ量は実測値に対して比較的近い値が得られた。同じひずみ領域を用いて Hollomon 式で近似すると、Ludwik 式から求めた値よりもいづれも n_H の値が高かった。

参 考 文 献

- 1) J. H. Hollomon: *Trans. AIME*, **162** (1945), 268.
- 2) D. C. Ludwigson: *Met. Trans.*, **2** (1971), 2825.
- 3) B. A. Riggs: *Sheet Metal Industries*, **50** (1973), 620.
- 4) 宮川, 朴, 西村: 塑性と加工, **4** (1963), 483.
- 5) W. Heye, H. P. Scattler: *Materialprüf.*, **13** (1971), 273.
- 6) 金森他: 軽金属, **27** (1977), 348.
- 7) 西村他: A1100 板の成形性, 研究委員会金属成形部会編, 軽金属学会, (1982).
- 8) E. S. Kayali, A. Plumtree: *Met. Trans. A*, **13A** (1982), 1033.
- 9) P. Ludwik: *Elemente der Technologischen Mechanik*, Springer-Verlag, Berlin, (1909).
- 10) H. W. Swift: *J. Mech. Phys. Solids*, **1** (1952), 1.
- 11) E. Voce: *J. Inst. Metals*, **74** (1948), 537.
- 12) G. Jagaden, J. Voinchet, P. Rocquet: *Sheet Metal Industries*, **45** (1968), 789.
- 13) R. G. Davies: *Met. Trans. A*, **10A** (1979), 113.
- 14) 加藤: 金属塑性加工学, 加藤著, 丸善, (1980), 36.
- 15) L. Ratke, P. Ian Welch: *Z. Metallkde.*, **74** (1983), 226.
- 16) B. Jaoul: 金属の塑性, 諸住, 舟久保記, 幸田監修, 丸善, (1969), 395.
- 17) G. Pysz, M. Krumnacker, G. Naether: *Neue Hütte*, **23** (1978), 136.
- 18) D. J. Lloyd, D. Kenny: *Met. Trans. A*, **13A** (1982), 1445.
- 19) 丸川: 転位論—その金属学への応用—, 日本金属学会編, 丸善, (1971), 65.
- 20) C. Adams, J. B. Beese: *J. Eng. Mater. Tech.* (Trans. ASME), **96** (1974), 123.
- 21) C. H. Crussard, B. Jaoul: *Rev. Metallurgie*, **47** (1950), 589.
- 22) B. Jaoul: *J. Mech. Phys. Solids*, **5** (1957), 95.