

## 論 文

UDC 669.15'26'28-194.2 : 669.15'24'26-194.3 : 669.245 : 539.3 : 669.112.228.1

## Ni 基合金の熱間変形抵抗の予測と合金元素の影響\*

田 村 学\*\*・亀 村 佳 樹\*\*\*

## Influence of Alloying Elements and Prediction of Hot Deformation Resistance in Ni-base Alloys

Manabu TAMURA and Yoshiki KAMEMURA

## Synopsis:

For the purpose of quick and precise estimation of hot deformation resistance in Ni-base alloy, hot torsional tests were carried out on solid sectioned specimens of 42 kinds of alloys. The results were analyzed by means of a multiple regression equation based on Ludwick's semi-logarithmic formula and Zener-Hollomon's relation. Variables of the equation are not only strain rate and temperature but also alloy contents of 11 elements, i. e. C, Si, Mn, Cr, Co, Fe, Mo, W, Al, Ti and Nb.

Examinations of fitness of the equation were made on all of the Ni-base alloys, some 18-8 stainless steels and a low alloy steel. Consequently the fitness of the equation was fairly well except for an alloy containing a large amount of  $\gamma'$  particles and the confidential limit for the estimation at 95% level was  $\pm 3.6$  kg/mm<sup>2</sup>. The equation also applied to prediction of deformation resistance under hot extrusion conditions and good correlation was found between the observed and calculated values.

Among the elements, W, Mo, Cr and Co strengthened, in the order of magnitude, the Ni matrix, while Fe softened slightly. C and Nb also showed considerable strengthening effect, though its reliability was a little bit low. It was found that hot deformation resistance was strongly influenced by lattice constant, diffusion constant, Young's modulus and melting point but not by stacking fault energy. This leads to predict that Ta should show considerable strengthening effect.

## 1. 緒 言

近年優れた Ni 基耐熱耐食合金が開発されつつあるが、一般にこれらの合金の熱間変形抵抗は高く熱間押出加工においては押出容量が製造上の問題となる。このような加工法において材料の熱間変形抵抗を精度よく予測できれば押詰りを防止でき、加工スケジュールの最適化を計ることができる。今までに熱間変形抵抗と温度および歪速度の関係を示す実験式が提案され、その有用性が多くの材料で検証されてきたが<sup>1)2)</sup>、これらの式を使って熱間変形抵抗を予測する場合小規模と言えども実験室的データを求め、それを内外そうしなければならぬという不便さがある。西ら<sup>3)</sup>が一つの試みとして耐熱鋼の熱間変形抵抗を (Cr+Ni+Co) 量で整理しているように、より簡便な変形抵抗の予測のためには実験予測式の中にどのように化学組成の因子をとり入れるかが問題と

なる。

そこで本研究では Ni 基合金の熱間加工性の研究のために従来から蓄積されてきた中実振り試験結果を解析し、重回帰分析により任意の組成の Ni 基合金の任意の加工条件に対する熱間変形抵抗の予測式を求め実測の熱間押出変形抵抗との対比検討を行なった。

## 2. 実 験 方 法

2.25 Cr-1 Mo 鋼, 18-8 ステンレス鋼, HK 40, Incoloy Alloy 800, Alloy 802, Inconel Alloy 600, Alloy 617, Hastelloy X の 14 種の実用合金, 開発中の 3 種の Ni 基超合金<sup>4)</sup>(SSS 410, SSS 113M, R 4286) および Cr を 18~30%, Mo を 0~20%, W を 0~15%, Co を 0~9%, Fe を 0~40% に変化させた 25 種の Ni 合金の試験溶解材, 計 42 種の鍛造材または圧延材を供試材とした。Table 1 に簡単のために供試材の

\* 昭和 52 年 4 月, 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 8 月 7 日受付 (Received Aug. 7, 1978)

\*\* 日本鋼管(株)技術研究所 工博 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K. 1-1, Minamiwataridacho Kawasaki-ku, Kawasaki)

\*\*\* 日本鋼管(株)技術研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

Table 1. Maximum values of chemical composition of alloys tested (wt%).

C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Fe	Mo	W	Al	Ti	Nb
0.40	0.67	1.77	29.6	76.0	31.0	95.8	20.0	20.2	2.04	2.47	0.78

化学組成の最大値だけを示す。各元素の最小値は実質的に0である。振り試験には  $10\phi \times 30 \sim 50$  GL mm の中実試験を用意し、両端拘束型振り試験機<sup>5)</sup>にて110および830 rpm, 800°~1300°C の条件で各合金とも最低3水準、合計244本の試験を行なった。

熱間変形抵抗を測定する方法には圧縮、引張および振り試験があり、それぞれ長所欠点があるが<sup>2)6)7)</sup> (i) 高歪範囲まで一定の歪速度が得られる (ii) 高歪速度の試験が容易である (iii) 熱間変形能も同時に簡便に測定できるとの理由から両端拘束型の中実振り試験を採用した。中実振り試験のトルクから次式によつて定常熱間変形抵抗 $\alpha$ を求めた(付録参照)。

$$\sigma = 12\sqrt{3} T_m / \pi d^3 \dots\dots\dots (1)$$

$$\dot{\epsilon} = \frac{2}{3\sqrt{3}} \left( \frac{\pi d N}{L_0} \right) \dots\dots\dots (2)$$

ここで  $T_m$  は最大トルク,  $d$  は試験片直径,  $N$  は単位時間の回転数および  $L_0$  は標点長さである。(1), (2)式は一見通常の式と変わらないがとくに(2)式の係数  $2/3$  が精度を補償するために重要である。

熱間押出法では外径170 mm の鋼片からユージン・セジュールネ方式により外径50~86 mm の管に押し出した。Table 2 に振り試験と熱間押出試験の条件を対比して示す。

### 3. 変形抵抗の数式化

#### 3.1 温度および歪速度との関係

クリープ変形域も含めて熱間加工域では GAROFALO<sup>1)</sup> SELLARS<sup>2)</sup> が提案した次式が成立することが知られている。

$$\dot{\epsilon} = A (\sinh \alpha \sigma)^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \dots\dots\dots (3)$$

ここで  $T$  は絶対温度,  $R$  はガス定数,  $A$ ,  $\alpha$ ,  $n$  および  $Q$  は材料定数である。しかし、解析的にこの定数を

Table 2. Test conditions.

Item	Torsion	Extrusion
Temperature (°C)	800~1300	1140~1240
Strain rate (1/sec)	0.44, 5.56	6~20
Strain	0.05~0.20	1.87~3.09

求めることができないので次のような工夫が必要である。変形抵抗が高い場合  $2 \sinh x \sim \exp x$  の近似を行なうと(3)式は

$$\sigma = \frac{1}{n\alpha} \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{n\alpha} \cdot \frac{1}{RT} - \frac{\ln A'}{n\alpha} \dots\dots\dots (4)$$

と書き改められ, Fig. 1 に示すような  $\sigma-1/T$  プロットから  $n\alpha$ ,  $Q/n\alpha$  が求められる。変形抵抗が低い場合は  $\sinh x \sim x$  と近似して  $\ln \sigma-1/T$  プロットから  $n$ ,  $Q/n$  を求め, この2つの作業から  $\alpha$  を決定し, さらに Fig. 2 に示す  $\ln \sinh \alpha \sigma-1/T$  プロットから(3)式の4つの定数を求めることができる。また同時に Fig. 2 に示したようなプロットから(3)式の有用性が確かめられる。

Table 3 に数種の合金について求めた(3)式の材料定数を示す。なお、高温で材料が一部溶融するため高温側のデータを解析から除外した場合または1300°C の変形抵抗が十分高い材料の場合には(4)式だけでデータが説明できるため、表中一部の高合金の定数は求めることができなかった。表中の18-8 ステンレス鋼の  $n \sim 5$  は GAROFALO<sup>8)</sup> が求めた  $n=4.5$  に近い値であり、見かけの活性化エネルギー  $Q \sim 100$  Kcal/mol は SELLARS<sup>9)</sup> が求めた値  $Q \sim 99$  kcal/mol と良く一致をしており、今回試験したデータは他の研究者のデータと同質であることがわかる。

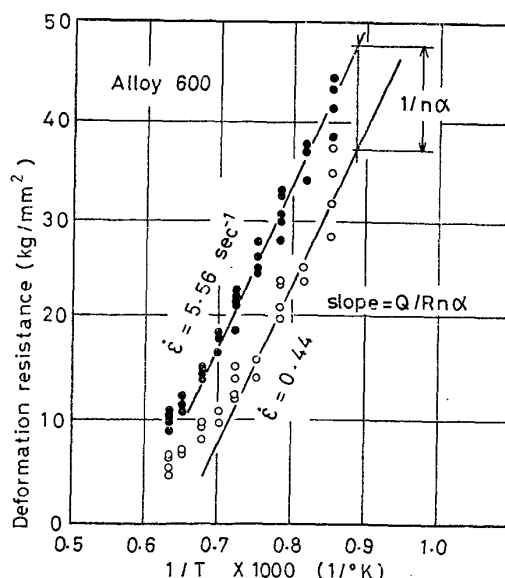
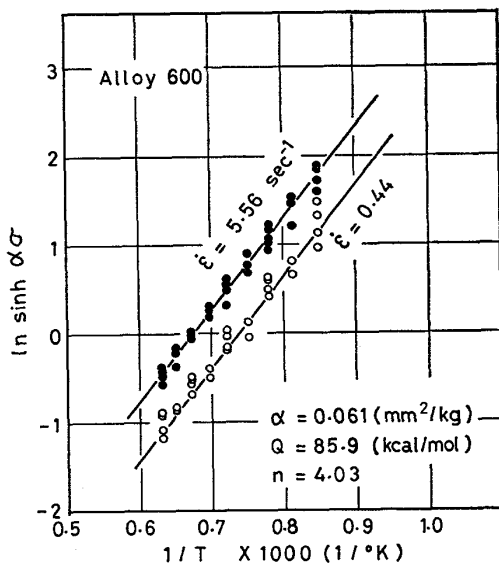
Fig. 1.  $\sigma-1/T$  plot for Alloy 600 (16Cr-8Fe-Ni).

Table 3. Material constants of Eq (3) or (4).

Alloy	$\ln A$ ( $A : 1/\text{sec}$ )	$n$	$\alpha$ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ ) <sup>-1</sup>	$Q$ kcal/mol	$\ln A'$ ( $A' : 1/\text{sec}$ )	$1/n\alpha$ kg/mm <sup>2</sup>	$Q/n\alpha$ kcal kg/mm <sup>2</sup> mol
2.25Cr1Mo	30.98	3.24	0.188	93.0	—	1.56	152
SUS304	36.39	5.53	0.088	103.1	—	2.04	211
SUS321	43.35	5.85	0.104	126.8	—	1.56	209
SUS347	37.11	3.73	0.135	111.7	—	2.00	222
SUS316	38.43	5.45	0.094	113.1	—	1.96	220
17-14-4Mo	37.85	4.92	0.106	115.7	—	1.92	221
SUS317L	35.90	5.24	0.079	104.2	—	2.38	249
SUS310	42.01	4.55	0.129	128.9	—	1.69	220
HK40	—	—	—	130.2	38.72	1.92	249
Alloy 802	—	—	—	97.4	29.79	2.63	260
Alloy 800	26.37	2.95	0.108	78.9	—	3.13	247
Alloy 600	30.87	4.03	0.061	85.9	—	4.17	358
Hastelloy X	—	—	—	119.0	35.20	2.94	350
R4286	—	—	—	139.0	42.20	2.94	408
Alloy 617	—	—	—	167.8	50.87	2.94	494
SSS410	—	—	—	170.2	50.08	3.03	513
SSS113M	—	—	—	118.2	36.05	5.00	513
Average	—	4.55	0.109	117.9	—	2.58	299.8

Fig. 2.  $\ln \sinh \alpha \sigma - 1/T$  plot.

以上 GAROFALO および SELLARS らが提案した  $\sinh$  型の実験式によつて広い加工範囲のデータを整理できることが検証されたが、変形抵抗が高い Ni 基合金についての予測を迅速かつ精度よく行なうという工学的な立場からは(3)式の4つの定数を求めることは必ずしも得策でなく、(4)式の高応力近似式の方が簡便であると言える。

### 3.2 化学組成を加味した変形抵抗の数式化

(4)式の係数  $1/n\alpha$  および  $Q/n\alpha$  はそれぞれ材料の熱間変形抵抗に及ぼす歪速度および温度依存性を示している。Table 3 に示したように  $1/n\alpha$  および  $Q/n\alpha$  は高合金になるほどその値が大きくなり、合金組成と一定

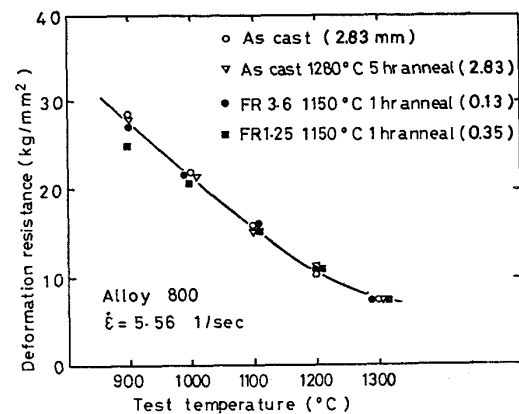


Fig. 3. The effect of forging ratio and soaking on deformation resistance of Alloy 800 (22Cr-32Ni-Al-Ti-Fe). (FR denotes forging ratio and numbers in parenthesis indicate average grain diameter.)

の相関があると考えられる。

そこで次のような考えに従つて重回帰分析式を設定した。熱間加工領域では析出相は固溶または凝集粗大化するので析出相は変形に寄与せず、組織としては面心立方晶の一相とみなせる。この場合(4)式の係数  $1/n\alpha$ ,  $Q/n\alpha$  および  $\ln A'/n\alpha$  が Ni 基地に対する合金濃度の1次結合で表わせる。Fig. 3 に示すように実験範囲内では熱間変形抵抗は熱処理条件および結晶粒径にほとんど依存せず、これらの因子を解析の対象外とすることができる。Ni 基合金に使用されている合金元素はおよそ 23 種あるが、P, S, B および Zr など最大数 100 ppm しかな含まれない元素を除き C, Si, Mn, Cr, Co, Fe, Mo, W, Al, Ti および Nb の合計 11 元素を解析の対象と

した。したがって最終的な回帰式はガス定数  $R=1.98$  Kcal/mol $^{\circ}$ K として次式のようになる。

$$\sigma = A(c_i) \ln \dot{\epsilon} + B(c_i) \frac{503.4}{T} - C(c_i) \dots\dots\dots (5)$$

ここで  $\sigma$  は変形抵抗 (kg/mm $^2$ )、 $\dot{\epsilon}$  は歪速度 (1/sec)、 $T$  は絶対温度 ( $^{\circ}$ K) で、 $A(c_i)$ 、 $B(c_i)$  および  $C(c_i)$  は  $c_i$  を  $i$  元素の合金量 (wt%) として、たとえば

$$A(c_i) = A_0 + \sum A_i c_i \dots\dots\dots (6)$$

と表わせる。定数  $A_0$ 、 $B_0$  および  $C_0$  は当然純 Ni に対する (5) 式の回帰係数を意味する。

3.3 振り試験の解析結果

試験水準の偏りを無視して (5) 式によつてすべてのデータを重回帰分析した。Table 4 に (5) 式の回帰係数  $A_i$ 、 $B_i$ 、 $C_i$ 、 $A_0$ 、 $B_0$ 、 $C_0$  を示す。表中では (5) 式に対する重回帰分析において各係数を 0 に対して F 検定し 95% 有意水準に達しないものをカッコで示した。これらの値は (i) 該当元素の試験水準が少ないかまたは (ii) 他の元素との交互作用をもつために (6) 式のような一次結合で表わすことに無理があるかのいずれかを意味している。予測の精度をあげるためには追加試験が必要である。なお  $B(\text{Si})$  および  $B(\text{Al})$  は試験水準が十分でなく回帰係数を求めることができなかった。Table 4 に示した回帰係数のうち Fe に対する歪速度依存項  $A(\text{Fe})$  および温度依存項  $B(\text{Fe})$  はともに負の値を示している。このことは Ni に対して Fe は軟化作用があることを示している。逆に Mo および W は大きな強化作用があり、Cr および Co はそれほど大きな強化作用を示さないことがわかる。

Table 4 と (5)、(6) 式を使つて求めた熱間変形抵抗の計算値と実測値の比較図を Fig. 4 に示す。散布図の相関係数は 98.6% ときわめてよく、推定値の両側 95%

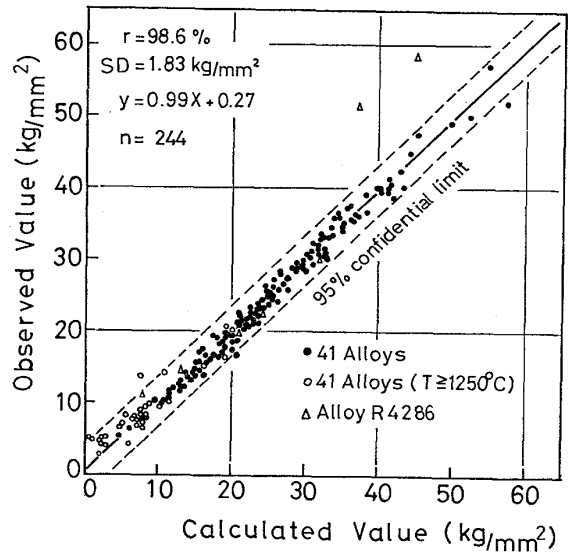


Fig. 4. Comparison of calculated values and observed values of hot deformation resistance (See Table 4 and Eqs. (4), (6)).

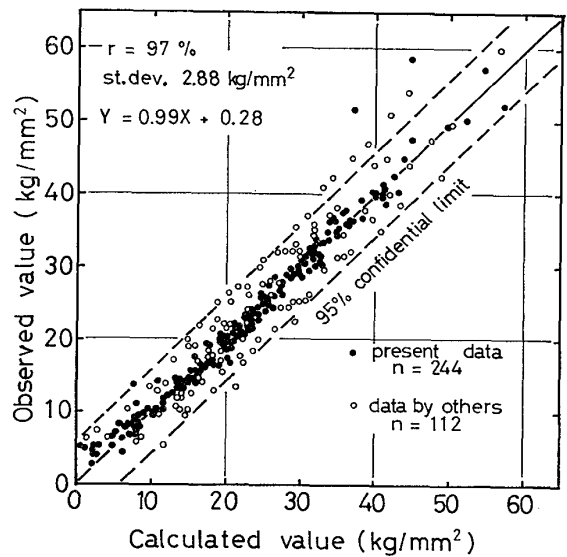


Fig. 5. Evaluation of the regression equation (Eq. (5) and Table 4) of hot deformation resistance by using data by other workers.<sup>10-14)</sup>

Table 4. Regression coefficients of Eqs. (5) and (6). Parentheses denote insignificant at 95% level.

Element	Coefficient		
	$A_i$ kg/mm $^2$ wt%	$B_i$ (kg $^{\circ}$ K/ mm $^2$ wt%)	$C_i$ kg/mm $^2$ wt%
C	(1.88)	(56.10)	14.29
Si	(0.80)	—	(0.59)
Mn	(-0.54)	(3.75)	2.90
Cr	0.004	1.65	0.36
Co	-0.05	0.91	(0.19)
Fe	-0.02	-1.46	-0.48
Mo	0.09	7.66	1.98
W	0.07	9.62	2.78
Al	(-0.58)	—	0.94
Ti	0.21	(29.60)	10.40
Nb	(0.24)	18.90	(4.90)
Constant	3.27	245.40	76.10

の信頼幅は  $\pm 3.6$  kg/mm $^2$  である。図中では約 1050  $^{\circ}$ C 以下で  $r'$  を析出する R 4286 合金 ( $\Delta$ 印) および 1250  $^{\circ}$ C 以上のデータ ( $\circ$ 印) を他のデータと区別して示した。95% の信頼限界からはずれている R 4286 合金の高応力側の 2 点のデータはいずれも 1000  $^{\circ}$ C のデータであり、この温度では  $r'$  相が析出して硬化するために固溶元素の 1 次結合で表わした (6) 式による計算値よりも実測値が大きくなったものと考えられる。一方、高温側のデータが計算値よりも若干高くなつ

Table 5. Maximum values of chemical composition of torsion data by other workers<sup>10)~14)</sup> (wt%).

C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Fe	Mo	W	Al	Ti	Nb
0.39	1.72	6.39	49.4	76.2	49.8	65.1	9.0	14.5	1.20	2.58	3.42

ているのはより一般的な(3)式を(4)式のように高応力側で近似させたことに起因している。しかし、その推定誤差は図に示すとおり僅かである。

Fig. 5 は今回求めた予測式を文献の振り試験データ<sup>10)~14)</sup>を使って評価したものである。文献データの化学組成の最大値を Table 5 に示す。文献データは比較のために示した本実験データよりも若干ばらつきが大きい、系統的な偏りは少なく、本実験予測式の妥当性が理解できる。文献値の方がばらつきが大きくなった原因は (i) 試験方法の違い (たとえば文献データの中には両端自由のデータも含まれる。) (ii) グラフからの読取誤差 (iii) Table 4 に示した C, Si, Mn, Al, Ti および Nb の回帰係数は必ずしも十分な信頼性がないことおよび (iv) 文献データの成分範囲は Si, Mn, Cr, Co および Nb の上限が Table 1 に示した範囲を超えていることにあると考えられる。

### 3.4 熱間押出変形抵抗の推定結果

熱間押出力は Fig. 6 (a) に示すように押出開始時にピークを生じ、その後低下して定常変形に至る。押出容量としてまず問題になるのはこのピーク押出力であり、その大きさは定常押出力の約 20% 増との説<sup>15)</sup>もあるが、実験的には Fig. 6 (b) に示すように低速押出の場合にはピーク/定常部の押出力の比率が高くなるこ

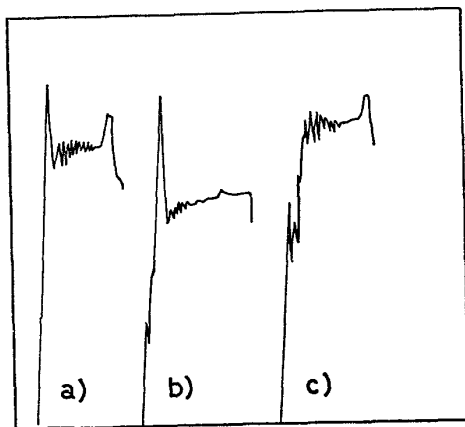


Fig. 6. Typical extrusion force-time curves a) Normal extrusion : 1 200°C, ram speed 255 mm/sec, b) Slow extrusion : 1 200°C, ram speed 159 mm/sec, c) Canning extrusion : 1 150°C, ram speed 234 mm/sec.

とが確められている。Ni 基合金の押出では変形抵抗および変形能の観点から低速押出がよいとされている<sup>16)</sup>が Fig. 6 (a) (b) のような場合にはそのメリットは少ない。しかし、鋼片頭部に軟金属を付けるか、鋼片全体を軟金属で包んでしまうキャニシング鋼片を使用する方法によれば Fig. 6 (c) に示すように見かけ上押出開始時に必要なピーク力がなくなり押出機の容量を十分に活用できることがわかる。すなわち、変形抵抗の高い合金の場合このような工夫をすれば実質的に問題となるのはやはり定常変形抵抗ということができる。

熱間押出変形抵抗の算出には定常押出力  $P$  を与える古典的なザックスの式に壁面摩擦を考慮した次式<sup>17)</sup>を用いた。

$$P = S_0 \sigma \ln \delta \exp\left(\frac{4fL}{D_0 - d_0}\right) \dots\dots\dots (7)$$

ここで  $L$  は鋼片長さ、 $S_0$  はコンテナ内断面積、 $D_0$  はコンテナ内径および  $d_0$  はマンドレル直径である。 $\delta$  は押出比 (押出前後の金属の断面積比) であり本実験では 6.5~22.3 である。 $f$  はコンテナの摩擦係数であり鋼片の形状寸法を変化させた実験からガラス潤滑の場合  $f=0.02$  が適当と判断した。

熱間押出時の平均歪速度  $\dot{\epsilon}$  は定義から次式によつて求めることができる。

$$\dot{\epsilon} = S_0 V \ln \delta / M \dots\dots\dots (8)$$

ここで  $V$  はラム速度および  $M$  は変形域の体積であり、理想状態としてダイス角を  $120^\circ$  とする球分によつて囲まれる体積を変形域とした。

熱間押出変形抵抗の計算値は鋼片の加熱温度と(8)式から求まる歪速度および化学組成を(5)(6)式 (Table 4) に代入して求めた。計算値と実測値の相関図を Fig. 7 に示す。図の回帰係数は 1 よりもかなり小さく、予測の絶対値については問題が残るが、相関性は良いので(5)(6)式および Fig. 7 を用いれば Ni 基合金の熱間押出変形抵抗の工学的な予測が可能となる。絶対値が若干合わないことについては HUGHES<sup>18)</sup>らが指摘した加工開始までの鋼片の冷却、SHEPPARD<sup>19)</sup>、CHILDS<sup>20)</sup>らが指摘している加工発熱の問題の他に適正な歪速度および壁面摩擦係数の推定算出の問題を検討する必要がある。

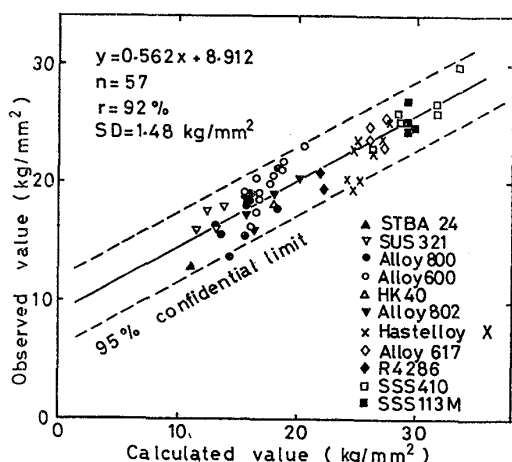


Fig. 7. Relation between deformation resistance of several alloys observed under hot extrusion conditions and the calculated values (See Eqs. (5)~(8) and Table 4).

4. 予測式の検討

前節までに合金元素の含有量も加味した熱間変形抵抗の予測式を与え、実用的にもかなりの精度で推定できることを確めた。しかし、Table 4 に示した回帰係数は限られたデータから帰納した結果であり、それぞれの元素に割当てられた係数に十分な精度があるとは言えないので各合金元素の強化作用と合金のヤング率などの物理的性質の関係を求め、その結果から逆に Table 4 の各係数についての信頼度を推定する。

与えられた温度と歪速度に対し、前節と同じ理由で熱間変形抵抗は次の式で表わされるものとする。

$$\sigma = \sigma(\text{Ni}) + \sum c_i W_i \dots\dots\dots (9)$$

ここで  $\sigma(\text{Ni})$  は純 Ni の変形抵抗であり、 $W_i$  は  $i$  という合金元素を単位 at% 添加したときに Ni 基地が強化される大きさを意味しており、以下強化係数と呼ぶ。この値は高温、低歪速度ほど小さくなる傾向にあるが、最もデータが多い  $1150^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 5 \text{ sec}^{-1}$  の条件での値を次の3つの方法から求め結果を Table 6 に示す。(i)  $1100 \sim 1200^\circ\text{C}$  のデータを直接 (9) 式に代入し重回帰分析する。(ii) Table 4 の値と上記加工条件を (5) 式に代入する。(iii) 熱間加工温度でも HK 40 および Hastelloy X などには若干炭化物が認められるので炭素と炭化物生成元素の交互作用をとり入れて (9) 式と同様な回帰分析を行なう。

Table 6 から強化作用の大きな元素は大きさの順に W, Mo, Cr, Co であり Fe は軟化作用をもつことが定量的に理解できる。クリープ変形域ではクリープ速度が拡散速度、ヤング率、積層欠陥エネルギー<sup>21)~23)</sup> および

Table 6. Strengthening factors for deformation resistance of pure Ni under the condition,  $1150^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 5 \text{ sec}^{-1}$ . (kg/mm<sup>2</sup>/at%) Parentheses denote insufficient confidence.

Element	Range	Average
C	1.65~ 23.97	(9.13)
Si	-1.09~ 0.33	(-0.52)
Mn	-2.30~ 0.21	(-0.97)
Cr	0.19~ 0.55	0.31
Co	0.05~ 0.11	0.09
Fe	-0.10~ -0.07	-0.09
Mo	0.93~ 1.42	1.20
W	1.79~ 2.25	1.98
Al	-0.86~ 0.10	(-0.26)
Ti	-1.17~ 0.34	(-0.62)
Nb	2.82~ 3.46	(3.23)

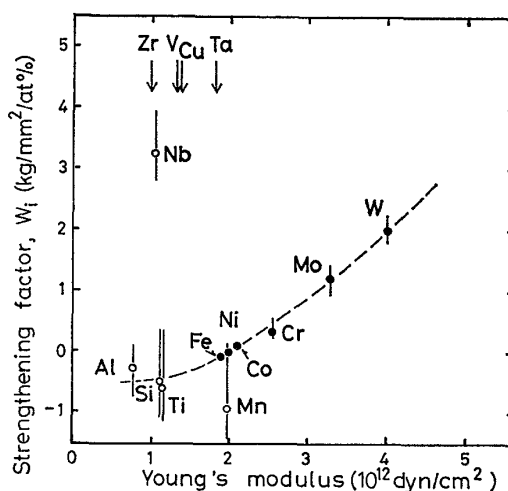


Fig. 8. Relation between strengthening factor and YOUNG'S modulus at room temperature for each element<sup>25)</sup>.

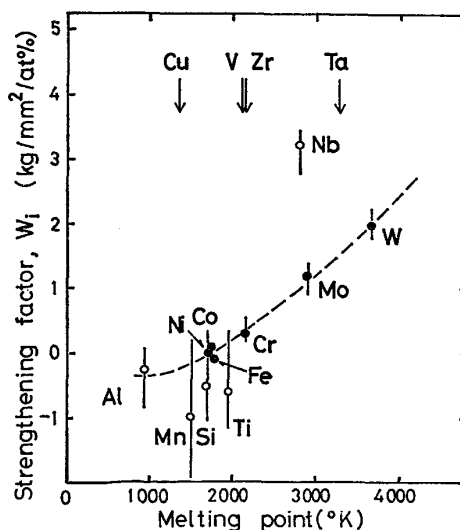


Fig. 9. Relation between strengthening factor and melting point for each element.

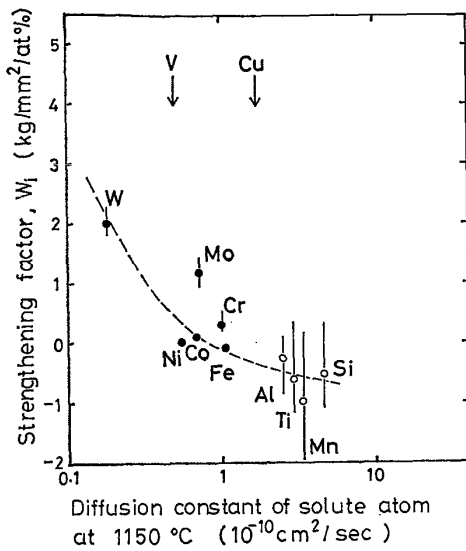


Fig. 10. Relation between strengthening factor and diffusion constant for each solute atom at 1150°C<sup>25)</sup>.

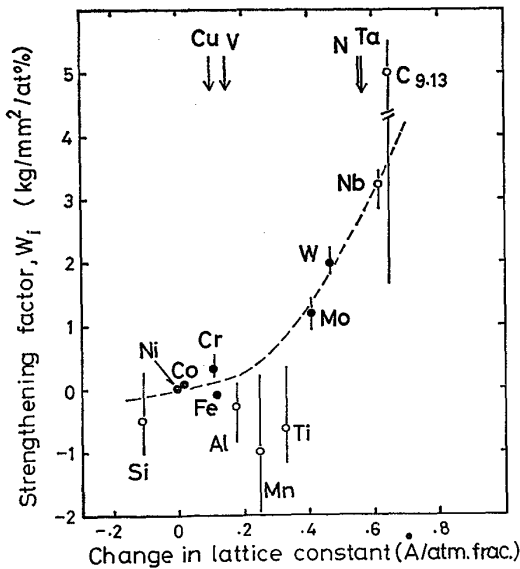


Fig. 11. Relation between strengthening factor and change in lattice constant at room temperature of dilute Ni based alloys<sup>26)</sup>. The value for carbon is substituted by the value for 18-8 stainless steel<sup>27)</sup>.

格子定数<sup>24)</sup>と密接な関係があることが知られているので熱間加工域で求めた各合金元素の強化係数とこれらの物理量との関係を Fig. 8~12 に示す。各図のうち信頼度の高い場合に●印で示し参考値(○印)と区別し、同時に Table 6 の範囲も示した。Fig. 8~11 から Nb, Mn, Ti などの例外を除けばヤング率および融点が高く、自己拡散をおそくさせる元素で格子定数を大きくさせる元素ほど強化作用が大きいことがわかる。

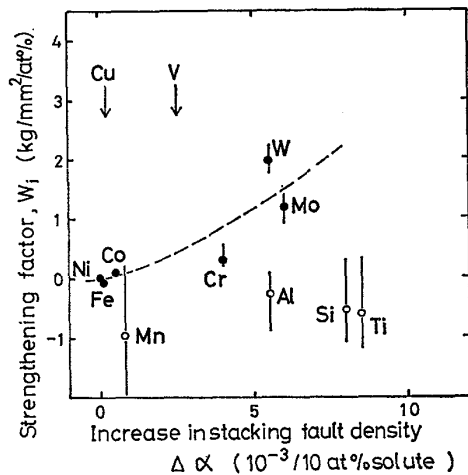


Fig. 12. Relation between strengthening factor and increase in stacking fault density<sup>28)</sup>.

積層欠陥エネルギーについては系統的に調べたデータがなかったのでやすり粉から求めた積層欠陥密度<sup>28)</sup>の増分  $\Delta\alpha$  と  $W_1$  の関係を求めたが、積層欠陥密度と積層欠陥エネルギーは逆相関の関係にあるので Fig. 12 の結果は積層欠陥エネルギーを低くする元素ほど強化作用が強いと読み変えることができる。

DELÉHOUEZÉ ら<sup>28)</sup>は Cu, Ag および Pb 合金の積層欠陥密度と溶質原子と溶媒原子の差の間に一定の関係があることを見出し、この考えを遷移金属である Ni 合金にも適用し、Ni の“価電子”との差の大きな Ti, Mo, W, V ……が積層欠陥エネルギーを減少させるとしている。他方、いくつかの Ni 合金で平均電子空孔数と積層欠陥エネルギーの間に逆相関の関係があることが実験的に明らかにされている<sup>29)</sup>。この考えによれば平均電子空孔数を大きくする Al, Ti, Nb, Cr, W, Mo ……が積層欠陥エネルギーを減少させることになる。しかし、いずれの考えに立つにせよ Al, Ti はそれほど大きな強化作用をもたないことは Table 4, 6 から明らかであり、したがって、Ni 基合金の熱間加工領域では積層欠陥エネルギーは熱間定常変形抵抗の支配的な因子とは考えにくい。

本実験でとりあつかっていない元素の強化係数を推定するために Fig. 8~12 の横軸の値がわかっている元素の位置をそれぞれの図中に矢印で示した。またこの推定の確度を高めるために Fig. 8~12 に示した物理定数と密接な関係にある各元素の電子状態と強化係数の関係を Fig. 13 に示す。図から外殻電子の数が 5~6 個で閉殻が大きい元素ほど強い強化作用があることがわかる。Fig. 8~13 を比較して総合的に判断すると強い強化作用を示すと予想される元素は Ta であり、V, Zr は Cr

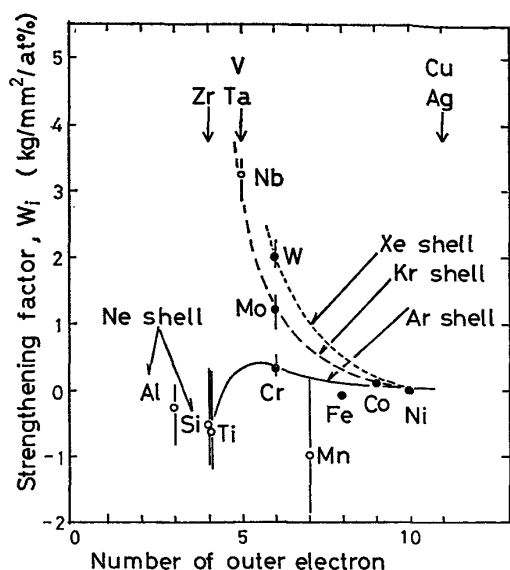


Fig. 13. Relation between strengthening factor and number of outer electron.

と同じ程度の強化作用をもち、Cu, Ag はほとんど強化作用を示さないと推定される。

Nb の強化係数はヤング率および融点の関係から推定すると測定値は異常に高く、逆に Mn の強化係数は Fig. 8, 9, 11~13 から推定すると測定値は若干低目であり今後結果の見直しが必要と考えられる。

以上から Ni 基合金の熱間変形抵抗を高める主要な元素は W, Mo, Ta, Nb および C と考えられる。これらの元素はいずれも格子定数を大きくさせる元素であり、置換型元素の場合にはヤング率および融点が高く、拡散係数を小さくさせるという特徴がある。(5) 式および Table 4 の値を使えば任意の組成の任意の加工条件での変形抵抗を推定できる。この予測式は Ni 合金について解析した結果であるが、Fig. 4 に示したように加工状態で面心立方晶であれば 2.25 Cr-1 Mo 鋼に適用しても大きな誤差を生じない。また、Fig. 7 に示したようにこの式を使つて歪速度の大きな熱間押出変形抵抗を予測しても実用的に十分な精度をもつことがわかつた。しかし、このような回帰式は内そう値に対して信頼度が高いという性質があるので Table 4 に示した値のうち危険率 5% で有意性をもたない C, Si, Mn, Al, Ti および Nb については Table 1 に示した化学組成範囲を超えないように式を活用するのがよい。たとえば Mn の場合には Table 1 に示した 1.77 wt% を超えた時残りを切捨てるのが適当であろう。また Ta, N のように測定値がない場合元素の類似性から Nb または C の値を代用する方法もある。

## 5. 結 言

任意の化学組成の Ni 基合金の任意の加工条件における熱間変形抵抗を迅速、正確に予測するために、低合金鋼から Ni 基合金までの広い組成範囲の材料の中実振り試験を行ない、結果を重回帰分析して次の結論を得た。

(1) 重回帰分析により C, Si, Mn, Cr, Co, Fe, Mo, W, Al, Ti および Nb の含有量と温度および歪速度を変数とする Ni 基合金の熱間変形抵抗の予測式を確立した。この予測式の推定精度は  $\pm 3.6 \text{ kg/mm}^2$  であり、大量の  $\gamma'$  相を含まない Ni 基合金、18-8 ステンレス鋼などに適用できる。

(2) 熱間押出変形抵抗の予測にもこの式が活用でき、これによつて熱間押出時の押詰り防止による操業の安定化および製造スケジュールの最適化が容易になる。

(3) Ni 基合金の強化作用の大きな元素は大きさの順に W, Mo, Cr, Co であり、Fe は弱軟化作用を示す。十分な精度はないが C および Nb も大きな強化作用をもつ。予測式の精度をあげるには C, Nb の他に Al, Si, Mn および Ti の効果を検討する必要がある。

(4) Ni 基合金の熱間変形抵抗を支配する因子としては格子定数、拡散定数、ヤング率および融点の寄与が大きく、積層欠陥エネルギーの寄与はあまり大きくない。

(付 録)

中実振り試験による定常変形抵抗の求め方

直径  $d$ 、平行部  $L_0$  の中実試験片を単位時間当り  $N$  回転で振り試験を行なう時中心から  $r$  の位置の剪断歪速度  $\dot{\gamma}$  および  $m$  回転した時の剪断歪量  $\gamma$  はそれぞれ次式で与えられる。

$$\dot{\gamma} = 2\pi r N / L_0 \dots\dots\dots (A 1)$$

$$\gamma = 2\pi r m / L_0 \dots\dots\dots (A 2)$$

一定温度の振り試験の剪断応力  $\tau$  を  $\gamma$  と  $\dot{\gamma}$  の関係とすればトルク  $T_q$  は定義から

$$\begin{aligned} T_q &= 2\pi \int_0^{d/2} \tau r^2 dr \\ &= \frac{\pi d^3}{12} \tau(d/2) - \int_0^{d/2} \frac{\partial \tau}{\partial \dot{\gamma}} \frac{d\dot{\gamma}}{dr} \frac{2\pi}{3} r^3 dr \\ &\quad - \int_0^{d/2} \frac{\partial \tau}{\partial \gamma} \frac{d\gamma}{dr} \frac{2\pi}{3} r^3 dr \dots\dots\dots (A 3) \end{aligned}$$

となる。トルクが最大付近で一定となる場合  $m$  の値に関係なく  $dT/dm=0$  が成立し、そのためには  $\partial \tau / \partial \dot{\gamma} = 0$ 、すなわち (A 3) 式の第 3 項は 0 となる。その時のトルクを  $T_m$  とすれば (A 1) および (A 3) 式から

$$T_m = \frac{\pi d^3}{12} \tau(d/2) - \int_0^{d/2} \frac{\partial \tau}{\partial \ln \dot{\gamma}} \frac{2\pi}{3} r^3 dr \dots (A 4)$$



高応力の高温変形においては  $K_1$  を定数として

$$\dot{\gamma} = K_1 \exp(n_1 \tau)$$

または

$$\frac{d\tau}{d \ln \dot{\gamma}} = \frac{1}{n_1} \quad (\text{定数}) \quad \dots\dots\dots (A 5)$$

なる関係が実験的に成立する<sup>2)</sup>。(A5) 式を (A4) 式に代入すると振り試験片の最外皮の定常剪断応力  $\tau(d/2)$  は

$$\tau(d/2) = 12T_m / \pi d^3 + 1/3n_1 \dots\dots\dots (A 6)$$

で与えられる。(A5) 式においてクリーブ領域で成立つとされている Power law  $\dot{\gamma} \propto \tau^{n_2}$  を用いても (A6) 式で  $n_1$  と  $n_2$  を置換えた式が導かれる。この式は導入法は違うが FIELDS<sup>30)</sup>, ORMEROD<sup>31)</sup> および矢吹ら<sup>32)</sup> が導いた式と本質的に等価である。(A6) 式に見合う歪速度は (A1) 式から次のように求められる。

$$\dot{\gamma}(d/2) = \pi d N / L_0 \dots\dots\dots (A 7)$$

しかし、(A6) 式から定常変形抵抗を算出するには少なくとも 2 水準以上の歪速度を変化させた実験から  $n_1$  を求めておかなければならない。それでは簡便な試験法という中実試験の意味が薄れる。そこで (A6) 式の右辺第 2 項を無視して

$$\tau_a = 12T_m / \pi d^3 \dots\dots\dots (A 8)$$

を中実振り試験の定常剪断変形抵抗とする。(A8) 式でミーゼスの降伏条件から  $\sigma = \sqrt{3} \tau_a$  とすれば本文 (1) 式が得られる。ただし、この簡便式を使うことによる歪速度の補正を行なう必要がある。(A8) 式に見合う平均剪断歪速度  $\dot{\gamma}_a$  は次式で与えられるものとする。

$$\dot{\gamma}_a = \int_0^{d/2} \dot{\gamma} 2\pi r dr / \int_0^{d/2} 2\pi r dr \dots\dots\dots (A 9)$$

(A1), (A7) および (A9) 式から

$$\dot{\gamma}_a = \frac{2}{3} \dot{\gamma}(d/2) \dots\dots\dots (A 10)$$

ミーゼスの降伏条件に見合う相当歪速度は  $\dot{\epsilon} = \dot{\gamma} / \sqrt{3}$  として本文 (2) 式を得る。

さて、中実振り試験の定常変形抵抗の計算式 (A6) (A7) 式を (A8) (A9) 式のように簡略化したことによる誤差は次のとおりである。(A6) 式で  $\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_a$  における値を求め (A8) 式との差分をとると

$$\begin{aligned} \Delta\tau &= \tau_a - \left\{ \tau_a + \frac{1}{3n_1} + \frac{d\tau}{d \ln \dot{\gamma}} \ln(\dot{\gamma}_a / \dot{\gamma}(d/2)) \right\} \\ &= \frac{1}{n_1} \left( \ln \frac{3}{2} - \frac{1}{3} \right) \\ &= 0.072 / n_1 \dots\dots\dots (A 11) \end{aligned}$$

本文 (4) 式と (A5) 式をミーゼスの降伏条件を使って比較すれば  $n_1 = \sqrt{3} n\alpha$  であり、Table 3 から  $n\alpha = 0.2$  を代入すると相当応力に換算した本簡便法の誤差は

$$\begin{aligned} \Delta\sigma &= 0.072 / n\alpha \\ &\leq 0.36 \text{ kg/mm}^2 \dots\dots\dots (A 12) \end{aligned}$$

この値は高々測定誤差の範囲であり、Fig. 4 に示した実測値の大きさと比較すると無視できる誤差と言える。

(A5) 式で Power law を使つても (A12) に示す値と同じ程度の近似誤差を導くことができる。すなわち、簡便法による変形抵抗の値は厳密な解よりもわずかに大きい、実用上問題がないと言える。

文 献

- 1) F. GAROFALO: Trans. AIME, 227 (1963), p. 351
- 2) C. M. SELLARS and W. J. McG. Tegart: Int. Metall. Reviews, 17 (1972), No 158, p. 1
- 3) Y. NISHI, H. NOMURA, and K. SHIRATANI: Trans. ISIJ, 15 (1975), p. 531
- 4) R. WATANABE and Y. CHIBA: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 671
- 5) 両角不二雄: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1859
- 6) F. A. HODIERNE: J. Inst. Metals, 91 (1962), p. 267
- 7) 加藤健三: 金属塑性加工学, (1971), p. 50 [丸善]
- 8) F. GAROFALO, W. F. DOMIS, and F. VON GEMMINGEN: Trans. AIME, 230 (1964), p. 1460
- 9) C. M. SELLARS and W. J. McG. TEGART: Mém. Sci. Rev. Mét., 63 (1966), p. 731
- 10) 太田定雄, 渡瀬保夫: 学振 123 報告, 12 (1971), p. 163
- 11) 西 義徹, 野村 宏, 白谷勝典: 学振 122 報告, 15 (1974), p. 163
- 12) 学振 122-123 合同委員会: 高温ガス炉耐熱材料調査報告書 (第 2 集), (1974), p. 131
- 13) 石川英次郎, 水野博司, 山崎光雄, 猪狩 卓: 学振 123 報告, 16 (1975), p. 179
- 14) 渡辺力蔵: 私信
- 15) R. J. COURTNEY: J. Inst. Metals, 99 (1971), p. 261
- 16) A. F. CASTLE and T. SHEPPARD: Metals Tech., 3 (1976), p. 465
- 17) 例えば 加藤健三: 金属塑性加工学, (1971), p. 212 [丸善] または 藤岡 茂: 塑性と加工 (和田編), 金属工学講座, 6 (1963), p. 298 [朝倉書店]
- 18) K. E. HUGHES and C. M. SELLARS: JISI, 218 (1972), p. 661
- 19) T. SHEPPARD and D. RAYBOULD: J. Inst. Metals, 101 (1973), p. 33
- 20) T. H. C. CHILDS: Metals Tech., 1 (1974), p. 304
- 21) O. D. SHERBY: Acta Met., 10 (1962), p. 135
- 22) C. R. BARRETT and O. D. SHERBY: Trans. AIME, 233 (1965), p. 1116
- 23) W. R. JOHNSON, C. R. BARRETT, and W. D.

- Nix: *Met. Trans.*, **3** (1972), p. 963
- 24) 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: *鉄と鋼*, **63** (1977), p. 980
- 25) 日本金属学会: *金属データブック*, (1974), p. 26, p. 35 [丸善]
- 26) *W. B. PEARSON: Hand Book of Lattice Spacings and Structures of Metals*, (1958) [Pergamon Press]
- 27) *D. J. DYSON and B. HALMES: JISI*, **208** (1970), p. 469
- 28) *L. DELÉHOUZÉE and A. DERUYTTERE: Acta Met.*, **15** (1967), p. 727
- 29) *R. F. DECKER: Steel-Strengthening Mechanisms Symposium*, (1969), p. 147, Zurich, Switzerland [Climax Molybdenum Co.]
- 30) *D. S. FIELDS and W. A. BACKOFEN: Proc. ASTM*, **57** (1957), p. 1259
- 31) *H. ORMEROD and W. J. McG. Tegart: J. Inst. Metals*, **89** (1960), p. 94
- 32) 矢吹 豊, 神尾 弘: *鉄と鋼*, **52** (1966), p. 1687