

論 文

UDC 669.15'24'26-194.56 : 669.14-426.2 : 621.778.019-426 : 539.4 : 539.389.2

オーステナイト系ステンレス鋼線の圧造性におよぼす
強度と加工硬化特性の影響について*

川 端 義 則**・西 村 強**

若 宮 辰 也**・山 岡 幸 男**

The Effect of Strength and Work Hardening Characteristics on the
Headability of Austenitic Stainless Steel WiresYoshinori KAWABATA, Tsuyoshi NISHIMURA,
Tatsuya WAKAMIYA, and Yukio YAMAOKA

Synopsis:

There have been studied the effects of volume fraction of martensite, stacking fault energy, austenite grain size and solid solution hardening on the strength, work hardening behavior and other mechanical properties of austenitic stainless steel wires. We tried to evaluate systematically the headability of the relationship between the mechanical and physical properties and the headability.

The main results are as follows:

(1) The work hardening behavior (n -value) is mainly decided by volume fraction of martensite and stacking fault energy, that is, steel KSS 70 containing 3% Cu (18Cr-9Ni-3Cu) and SUS 384 (16Cr-18Ni) show lower n -value than SUS 305 J1 (18Cr-13Ni) as a result of high stacking fault energy even in the presence of strain induced martensite.

(2) The yield strength becomes higher with the increase of solution elements such as C, N, and Mo and with the decrease of austenite grain size following the Petch relationship.

(3) In SUS 304-7 (18Cr-8Ni), the n -value and elongation decrease slightly with the increase of austenite grain size. On the other hand, a contrary tendency is seen in the stable alloys such as SUS 384, 385, 305 J1 and etc. In the tensile test, the reduction of area gradually decreases with the increment of grain size.

(4) There can be seen an obvious relationship between the headability of each specimen ranked from 1st to 8th and the hardening factor $H.F.$, defined as yield strength times n -value, that is, the low hardening factor results in an excellent headability.

(5) Factors affecting headability can be classified to two groups such as; (i) strain induced martensite, stacking fault energy, and grain size which affect headability as a result of the change in yield strength and n -value, (ii) inclusion, surface scratch, and heading technique which affect headability without change in yield strength or n -value.

1. 緒 言

以前よりオーステナイト系ステンレス鋼のマルテンサイト変態と機械的性質に関する研究は数多く見受けられるが^{1)~6)}, 工業的に用いられている加工方法と材質特性との関係については報告が少なく, 引抜加工⁷⁾, 打抜加工⁸⁾, のほかほとんどがステンレス鋼薄板のプレス成

形^{9)~13)}に関するものであり, これらの研究では成形中に加工硬化が刻々上昇するような条件にすると成形性が向上するという結果が多いようである. しかし, 現在多量に用いられているオーステナイト系ステンレス鋼線のネジ頭部の圧造加工に関しては, 近年, 加工速度の増大とともに 苛酷な加工に耐える材料が要求されるようになり, 材質の改良も進んでいるが解決しなければならない

* 昭和 49 年 4 月 本会講演大会にて発表 昭和 49 年 7 月 8 日 受付 (Received July 8, 1974)

** 神鋼鋼線工業(株) (Shinko Wire Company, 7-2, Doicho, Amagasaki, 660)



Photo. 1. Typical mode of cracks generated in austenitic stainless steel fastener by heading.

問題も多く残されている。例えば、圧造加工においてはネジ頭部に Photo. 1 に示すような大きな割れが発生することがあり、この原因としては強度、偏析、線表面疵などの線側要因以外に工具、潤滑、圧造技術の巧拙なども考えられるが不明な点が多い。この原因を明白にさせるためには個々の因子をとりあげ、それらと圧造性との関係を調べるのが重要であり、材質の改善にもつながると考えられる。そこで、本研究ではオーステナイト系ステンレス鋼線の材質特性によって圧造加工性がどのように影響されるかを明らかにすることを目的として実験を行なった。

2. 供試材料

実験に用いた材料の化学成分を Table 1 に示す。鋼種は 8 種類で KSS 70 以外はすべて JIS 規格内の成分のものを用いた。鋼種の特徴として、SUS 201 は低 Ni 高 Mn で C と N が多く、SUS 316 は Mo、KSS 70 は Cu が多い。他はすべて Cr-Ni 系で SUS 305 J1 はネジ用として最も多用されている鋼種である。これらの鋼種は成分によつてオーステナイトの安定度が異なるので平山の式¹⁴⁾と ANGEL の式¹⁵⁾に従つて Ni 当量と M_{d30} を計算し Table 1 に示した。ここで M_{d30} とは 30% の引張歪を与えたときに 50% のマルテンサイトが発生する温度を示している。KSS 70 は Ni 当量と M_{d30} の式中に Cu の影響が含まれていないので計算値は正確なものとはいえない。また、平山の式中には N の影響は含まれていないが、計算値は C+N とした。Ni 当量と M_{d30} の値から推定したオーステナイトの安定性は必ずしも一致しておらず断定はできないが、304-7, 385, KSS 70 は計算値より考えるかぎり室温では不安定な鋼種のようなのである。

供試材の製作は次のような方法によつた。すなわち、強度、加工硬化、固溶硬化、積層欠陥エネルギーの影響を調べるために用いた材料は溶解・ casting 後、熱間圧延によつて $5.5\text{ mm}\phi$ の線材としたのち、表面疵取りのためピーリングによつて約 $5\text{ mm}\phi$ とし、工業用焼鈍炉を用いて 1142°C 2.91 min 加熱後水靱処理を行ない、脱スケールのため酸洗いしたものを用いた。 $5\text{ mm}\phi$ の場合、熱処理後はすべての鋼種でオーステナイト粒径は 47.2

Table 1. Chemical composition, Ni_{eq} , and M_{d30} , of the alloys.

Alloy	Nominal composition	Rod Dia. (mm)	Chemical composition (wt%)								Ni_{eq}^* (%)	M_{d30}^{**} ($^{\circ}\text{C}$)
			C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N		
SUS 201	17Cr-4.5Ni-6Mn-N	5.06	0.12	0.47	6.63	4.34	17.50	—	0.05	0.12	25.61	-16.72
SUS 304-7	18Cr-8Ni	5.06	0.06	0.36	0.82	8.05	18.60	—	0.13	—	21.84	44.7
SUS 304-8	18Cr-11Ni	5.03	0.05	0.50	1.67	11.04	18.62	—	0.29	—	25.70	2.67
SUS 305J1	18Cr-13Ni	5.00	0.05	0.42	0.96	12.75	17.38	—	0.15	—	25.92	16.96
SUS 316	18Cr-12Ni-2.5Mo	5.60	0.04	0.61	1.79	12.81	16.58	2.36	0.21	—	28.50	-27.16
SUS 384	16Cr-18Ni	5.01	0.04	0.46	1.61	18.12	15.12	—	0.13	—	30.31	-11.28
SUS 385	12Cr-15Ni	4.98	0.02	0.44	0.77	14.84	11.50	—	0.17	—	23.53	85.73
KSS 70***	18Cr-9Ni-3Cu	4.97	0.02	0.39	0.82	9.09	17.71	—	3.21	—	21.87	55.09

* Ni_{eq} equivalent (HIRAYAMA¹⁴⁾)

** M_{d30} (ANGEL¹⁵⁾)

*** Shinko Wire trade name.

$$Ni_{eq} = Ni + 0.65Cr + 0.98Mo + 1.05Mn + 0.35Si + 12.6C \quad (\%)$$

$$M_{d30} = 413 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 13.7Cr - 9.5Ni - 18.5Mo \quad (^{\circ}\text{C})$$

±9.8 μm 以内であつたので実験結果は 粒径一定として整理した。さらに機械的性質におよぼす結晶粒度の影響を調べた材料は前加工として 6, 14, 26, 54, 75.5% の伸線加工を与えた 2.5 mmφ の線に 1150°C 1.87 min の光輝焼鈍を施し、オーステナイト粒径を変化させて用いた。

3. 実験方法

引張試験にはインストロン型試験機を用いた。強度や加工硬化は直径 5 mm の線で引張速度 5 mm/min ($\dot{\epsilon} = 4.2 \times 10^{-4}$ /sec) で調べた。オーステナイト粒の大きさの機械的性質におよぼす影響は直径 2.5 mm の線を引張速度 10 mm/min ($\dot{\epsilon} = 8.4 \times 10^{-4}$ sec) で試験して調べた。引張試験は室温で行ない、特に恒温槽などを用いて制御は行なわなかつたが、引張速度が小さいので変形による発熱は小さいと考え、試験中の温度上昇の影響は考慮しなかつた。引張試験片は JIS 9 B 号で、標点距離は 200 mm である。

加工によつて生じた マルテンサイト量の測定は X 線によつて (111)_r, (200)_r, (110)_{a'} の積分強度を測定し、(1) 式を用いて推定した¹⁶⁾。

$$\alpha' = \frac{1}{1 + I_r/I_{a'} \cdot G} \times 100(\%) \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここに α' : マルテンサイトの体積率

$I_r, I_{a'}$: オーステナイトおよびマルテンサイトの積分強度。

G : 定数, (111)_r—(110)_{a'} ピークの組合せのとき 1.33, (200)_r—(110)_{a'} ピークのとき 3.13。

X線回折に用いた測定条件は下記のとおりである。

ターゲット	Co
フィルター	Fe
管電圧	45 kV
管電流	20 mA
時定数	1
走査速度	1°/min

なお線材では加工によつて優先方位が生じ、これが、マルテンサイト定量に影響すると考えられるが、本研究の場合はマルテンサイトの相対的な量に注目したので特に補正はしなかつた。

オーステナイトの積層欠陥エネルギーの測定は 5 mmφ の線より湿式研磨によつて 50~100 μm 厚の薄板を切り出

し、水酢酸と過塩素酸の混合液でジェットポリシング装置を用いて薄膜を作成し電子顕微鏡で拡張転位節の半径を測定して(2)式¹⁷⁾に代入して求めた。測定に際しては 1 鋼種 20~30 枚の写真を撮影したが対称性のよい形の整つた拡張転位節は 1~3 ケ程度しか見つからなかつた。

$$\gamma = \frac{\mu b^2}{4\pi KR} \ln\left(\frac{R}{b}\right) \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここに γ : 積層欠陥エネルギー (erg/cm²)

b : 半転位のバーガスベクトル (1.46 Å)

R : 拡張転位節の半径 (cm)

K : 定数 (0.87)

μ : 剛性率 (8.06×10^{11} deny/cm²)

なお、オーステナイト粒径は通常用いられている線分析法により求めた。なお、双晶境界は測定より除外した。

4. 実験結果

オーステナイト系ステンレス鋼線の強度、加工硬化やその他の機械的性質は成分や粒径が相互に関連して複雑であるが、本実験ではネジ成形時の圧造性の難易がどのような特性によつて支配されているかを調べることに重点を置いているので、まず用いた供試材の強度、加工硬化特性、およびこれらの特性とマルテンサイト量、積層欠陥エネルギーとの関連性や結晶粒度の影響を調べ、次いで、種々の特性値と圧造性との関係を比較して圧造性を支配する因子を明確にすることを試みた。

4.1 オーステナイト系ステンレス鋼線の強度と加工硬化特性におよぼす諸因子について

4.1.1 加工硬化特性におよぼすマルテンサイト量と積層欠陥エネルギーの影響

Fig. 1 に供試材の応力-歪曲線を示す。すでに述べたように線径、引張速度、試験温度、粒径は一定である。Fig. 1 は 8 種類のオーステナイト系ステンレス鋼線のうちで、201, 304-7 は加工硬化が著しく、384, 385, KSS 70 は小さく、304-8, 316, 305 J 1 はそれらの中間であることを示している。また、加工硬化の著しい 304-7 の応力-歪曲線にマルテンサイトの発生に原因すると考えられるセレーションが現われている。引張中のセレーションについては Fe-Ni-Cr-C 合金において矢島ら¹⁸⁾によつても報告されている。加工硬化の大きい鋼種は最近 TRIP 現象として注目されているように¹⁹⁾非常に大きな伸びを示している。Fig. 2 は Fig. 1 の応力-歪曲線を真応力-真歪曲線に変換し公称歪で 10% 区間ごとに平均の加工硬化指数 (n 値) を求め、歪によつてどのように

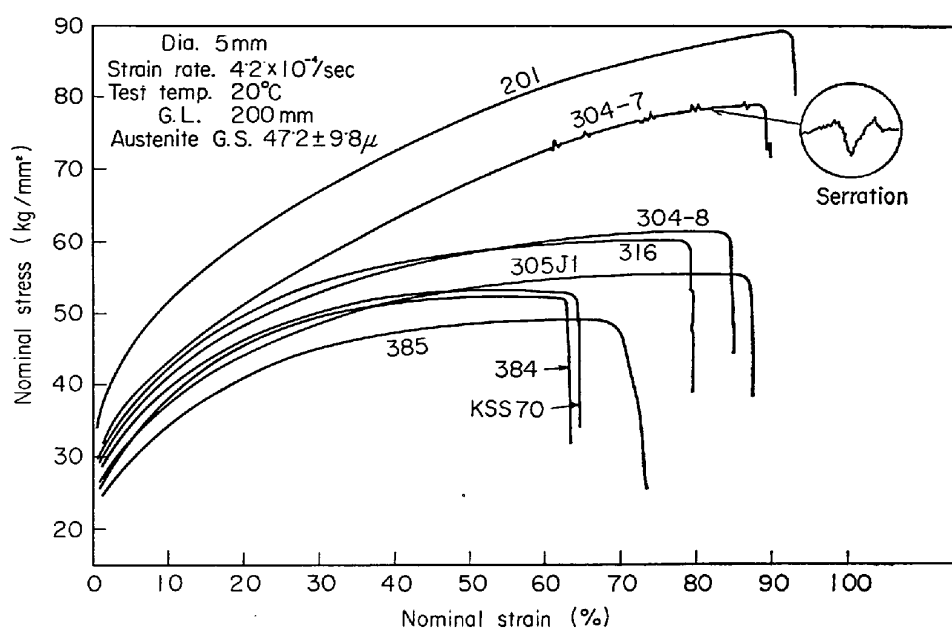


Fig. 1. Stress-strain curves for several austenitic stainless steel wires.

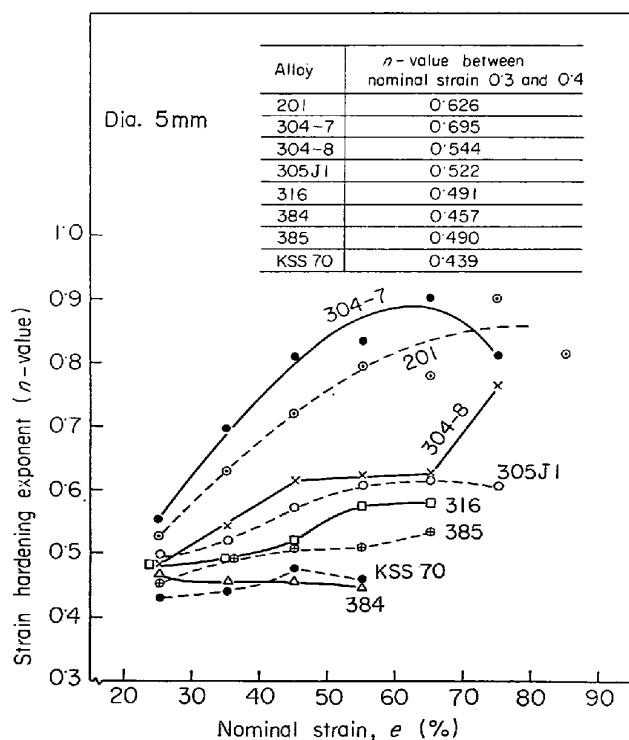


Fig. 2. Change in strain hardening exponent (n -value) with nominal strain.

n 値が変化するかを示したものである。201, 304-7 は n 値が大きく歪に対して n 値は刻々変化しているが, 384, 385, KSS 70 は強度も低く n 値の変化は小さく n 値のレベルそのものも低い。304-8, 305 J 1, 316 は 8 種類の供試材の中では中間的な n 値を示すようである。 n 値が高く歪とともに次第に上昇するような鋼種はオース

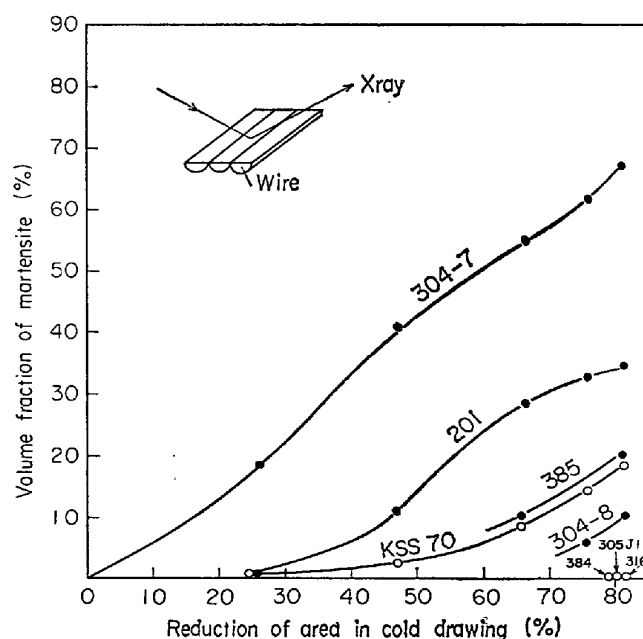


Fig. 3. Increase in volume fraction of martensite phase after cold drawing.

テナイトが不安定と考えれば Fig. 2 よりオーステナイトは

384→KSS 70→385→316→305 J 1→304-8→201
→304-7

の順に不安定であるといえる。この傾向は Ni 当量, M_{d30} の計算値から推定されるオーステナイトの不安定性とは一致しない。広い化学組成にわたってこれらの計算を行なうことは妥当性をもたないを考える。

Table 2. Stacking fault energy.

Determined in this study			Other study	
Alloy	Nominal composition	S · F · E (erg/cm ²)	Nominal composition	S · F · E (erg/cm ²)
SUS 201	17Cr-4.5Ni-6Mn-N	13.8 13.3 16.2	18Cr-5Ni-8Mn	16.0 ⁽²¹⁾
SUS 304-7	18Cr-8Ni	12.5 13.5 13.7	18Cr-8Ni	11.0 ⁽²²⁾
SUS 305J1	18Cr-13Ni	22.8 29.5 31.3	18.7Cr-15.9Ni	23.6 ⁽²³⁾
SUS 385	12Cr-15Ni	22.4	13Cr-14Ni	33.1 ⁽¹⁷⁾
KSS 70	18Cr-9Ni-3Cu	25.5 29.6 30.6	17.8Cr-10Ni-5.2Cu	25~30 ⁽²⁴⁾

ところで、オーステナイト系ステンレス鋼の加工硬化はマルテンサイト量や積層欠陥エネルギーによつて大きく変化することはよく知られている¹⁹⁾²⁰⁾。以下はこれらの因子を Fig. 2 との関連において調べた議論である。Fig. 3 は伸線加工によつてマルテンサイトがどの程度発生するかを示したもので、各鋼種のマルテンサイト発生を目安を与えるものである。これをみると

384, 305 J 1, 316→304-8→KSS 70→385→201
→304-7

の順にマルテンサイトは発生しやすいことが判る。なお、この傾向はインストロン型引張試験機によつて 35%の引張歪を与えたのち除荷して試片平行部の磁化の強さを測定しても確認された。ここで注目すべきことは Fig. 2 で示した KSS 70, 385 の n 値が 305 J 1 などよりかなり小さいにもかかわらず、マルテンサイトは発生しやすいという点である。そこで、この原因も含めて加工硬化と積層欠陥エネルギーとの関係を調べるため、5 鋼種について積層欠陥エネルギーの測定を行なつた。その結果が Table 2 であり、測定数が少ないため正確とは言いがたいが、文献値とほぼ近い値が得られた。Table 2 より、201, 304-7 は積層欠陥エネルギーが低く、したがつて加工硬化しやすいが、305 J 1, KSS 70 は高く、加工硬化しにくいと考えられる*。特に 18Cr-9

Ni に 3% の Cu を添加すると積層欠陥エネルギーは急上昇するようである。18Cr-10Ni 鋼に種々の元素を添加したときの積層欠陥エネルギーの変化については NUTTING によつて詳しく報告されており²⁴⁾、それによると Cu は 1 原子 % あたり 3.6 erg/cm²、Ni は 1.4 erg/cm² と両元素とも著しく上昇させるようである。したがつて、以上のことから KSS 70 や 385 の n 値がかなり低くなつてゐる理由はマルテンサイトの発生による加工硬化の増大傾向を積層欠陥エネルギーの高いことによる加工硬化の減少傾向が打消すことにあるといえる。この結果、KSS 70 や 385 の n 値は全体として低くなると推定される。ゆえに、Fig. 2 に示した n 値の傾向は主にマルテンサイト量と積層欠陥エネルギーの相乗あるいは相殺作用によつて決まると考えられ、そのような点でマルテンサイトが発生しやすく、しかも積層欠陥エネルギーの低い 201 や 304-7 はきわめて大きな加工硬化を示すのであろう。

4.1.2 降伏応力におよぼす固溶成分の影響

PICKERING²⁵⁾によると M_d 点が 0°C 以下で δ フェライトを含まず、粒径が一定な場合のオーステナイト系ステンレス鋼に C, N, Si, Cr, Mo が固溶したときの降伏応力の増分は (3) 式で示される。(Ni, Mn, Cu は寄与なし)

$$\Delta Y_{cal.} = 36.8 C + 2.08 Si + 0.384 Cr + 1.5 Mo + 51.2 N \dots\dots\dots (3)$$

ここに $\Delta Y_{cal.}$: 各元素が 1 wt% 固溶したときの降伏応力の増分 (kg/mm²)

* オーステナイト系ステンレス鋼を加工すると ϵ マルテンサイトが発生することはよく知られており、電顕観察の結果でも確認できたが、 ϵ マルテンサイトは積層欠陥の集合体であるという考えもあり、加工硬化に対する寄与は必ずしも明らかでない。また、 ϵ マルテンサイトは薄板状で X 線回折による定量化も困難なことから、本研究では加工硬化におよぼす影響は考えなかつた。

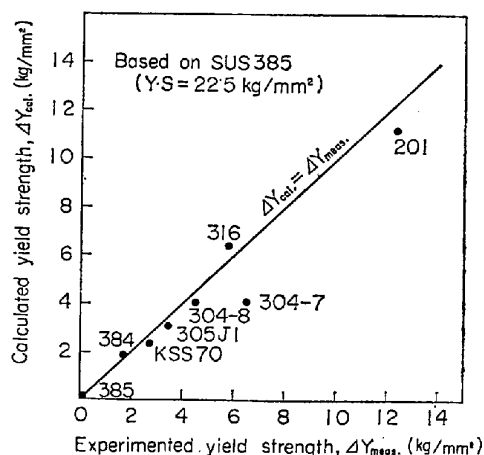


Fig. 4. Comparison of measured yield strength increment ΔY_{meas} obtained from difference in yield strength between SUS 385 and several alloy used with yield strength increment ΔY_{cal} calculated from Pickering's equation.

本研究の場合は M_d 点が 0°C 以下ではないが、オーステナイト粒径は $47.2 \pm 9.8 \mu$ とほぼ一定であり、 δ フェライトもなく、また 304-7 でも降伏歪付近ではマルテンサイトは発生しないので (3) 式を適用して各鋼種の降伏応力を整理することを試みた。結果を Fig. 4 に示す。この図は次のようにして作成された。すなわち、供試材のうちで最も降伏応力の低い 385 (Y.S = 22.5 kg/mm²) を基準にして、この値と各鋼種の降伏応力の測定値との差分を降伏応力増加量の測定値 ΔY_{meas} とする。一方 Table 1 の化学成分より、385 の成分値と各鋼種の成分値との差を各元素について求め、この値を (3) 式に代入して降伏応力増加量の計算値 ΔY_{cal} とする。そして ΔY_{cal} と ΔY_{meas} の関係を図示したのが Fig. 4 である。図中の各実験点は $\Delta Y_{cal} = \Delta Y_{meas}$ の直線の上につけていとみられ、ステンレス鋼線の場合にも PICKERING の式は適用できるようなのである。Fig. 4 より、C と N の多い 201 と Mo の多い 316 は降伏応力の増加量が多いことがわかるが、このことは Fig. 1 の結果と一致する。実用ステンレス鋼の降伏応力を N が著しく高めることは N を 0.15% 添加した 316 に関する深瀬²⁶⁾らの研究でも確かめられている。

4.1.3 降伏応力および引張特性におよぼすオーステナイト粒径の影響

結晶粒径の機械的性質におよぼす影響は 201, 304-7, 305J1, KSS 70, 384 に限って調べた。Fig. 5 はオーステナイト粒径と降伏応力の関係を示したもので、種々の金属で一般にみとめられているように (4) 式の PETCH

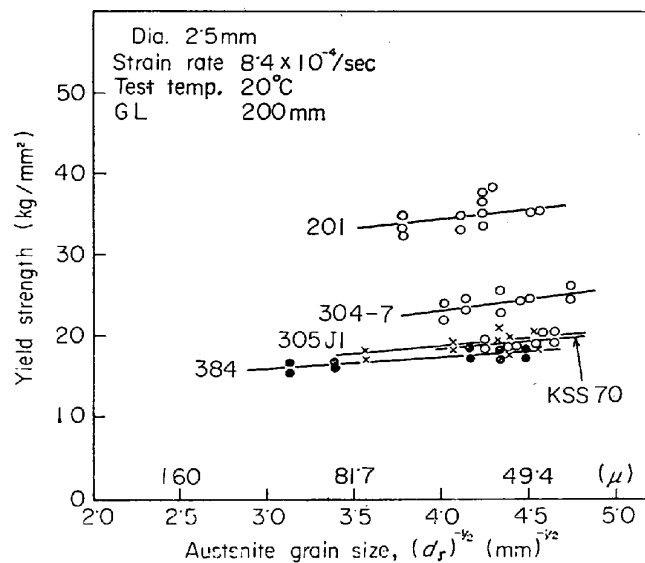


Fig. 5. Relationship between yield strength and reciprocal square root of austenite grain size of several austenitic stainless steel wires.

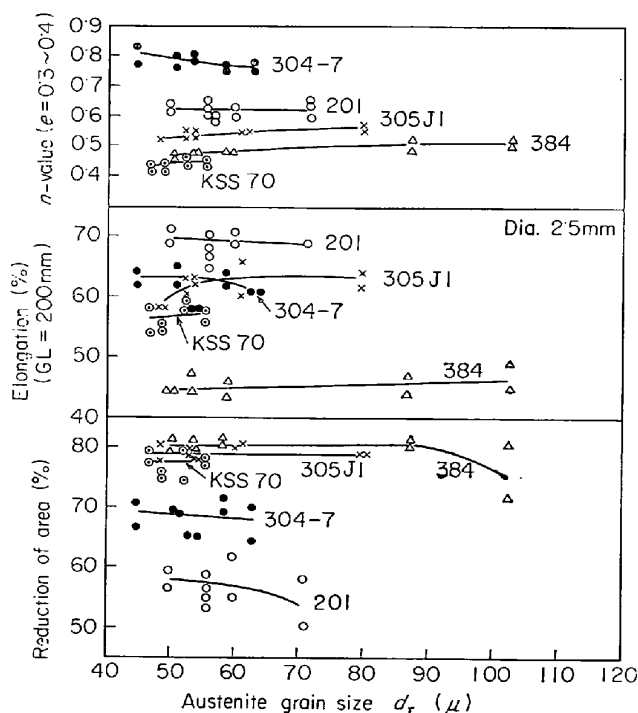


Fig. 6. Effect of austenite grain size on tensile properties of austenitic stainless steel wires.

の関係が成立しており、細粒ほど降伏応力は高くなっている。

$$\sigma_Y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \dots \dots \dots (4)$$

ここに σ_Y : 降伏応力 (kg/mm²)

σ_0 : 摩擦力 (kg/mm²)

k_y : 定数 ($\text{kg/mm}^{3/2}$)

d : 粒径 (mm)

そして、この直線の勾配 k_y は 5 鋼種ともに $2.2 \sim 2.6 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の範囲内にあり、ほぼ同じ値を示す。切片より求まる摩擦力 σ_0 は 201 で 24.1 kg/mm^2 , 304-7 で 12.2 kg/mm^2 , 305 J 1, KSS 70, 384 は $8.4 \sim 8.5 \text{ kg/mm}^2$ で C と N の多い 201 が特に高いようである。ステンレス鋼の σ_0 と k_y については他の研究者も報告しており、HAYDEN²⁷⁾は、19.3 Cr-20 Ni について $\sigma_0 13.5 \text{ kg/mm}^2$, $k_y 1.02 \text{ kg/mm}^{3/2}$, 田村²⁸⁾は 20.4 Cr-17.6 Ni について $\sigma_0 5.0 \text{ kg/mm}^2$, $k_y 1.5 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の値を報告しており、本実験の結果もほぼ妥当な値と思われる。

Fig. 6 はオーステナイト粒径と伸び、絞り、 n 値の関係を示したものである。 n 値はオーステナイト系ステンレス鋼の場合、 n 乗硬化式は全歪で成立しないので、公称歪 ϵ が $0.3 \sim 0.4$ の平均値を用いた。Fig. 6 から、各特性値は粒径によつてそれ程大きな影響はうけないようであるが、およそ次のような特徴がみとめられる。

(1) n 値はオーステナイトの不安定な 304-7 では粒径が大きくなるほど少し小さくなるが、逆に安定な鋼種である 384, 305 J 1, KSS 70 では若干増加するようである。

(2) 伸びも n 値の傾向と全く同様で、304-7 では粒径増加とともに低下し、KSS 70, 384 などでは上昇する。

(3) 絞りは 5 鋼種とも粒径が大きくなると低下する傾向が見られるが、384, 305 J 1, KSS 70 などのオーステナイトの安定な鋼種は変化が小さい。

以上、オーステナイト系ステンレス鋼線の強度、加工硬化やその他の機械的性質におよぼすマルテンサイト量、積層欠陥エネルギー、固溶成分、オーステナイト粒径の影響について述べたので、次に本研究の主目的である種々の特性値と圧造性の関係を調べ、圧造性の良否を判断するにはどのような特性値を考えればよいかを示す。

4.2 圧造性におよぼす機械的性質と材質特性の影響

Fig. 7 に圧造性と降伏応力、伸び、絞り、 n 値との関係を示す。 n 値としては Fig. 2 の結果を用いて公称ひずみ 0.3 から 0.4 までの値の平均値を使つた。ところで通常、工業的に用いられている圧造性という表現の中にはネジ頭部成形時の割れ発生の有無以外に圧造パンチの寿命の長短も含まれており、定量的に評価する事が困難な場合が多い。そこで、Fig. 7 では通常ネジ成形メーカなどでいわれている評価²⁹⁾に従つてもつとも圧造性の

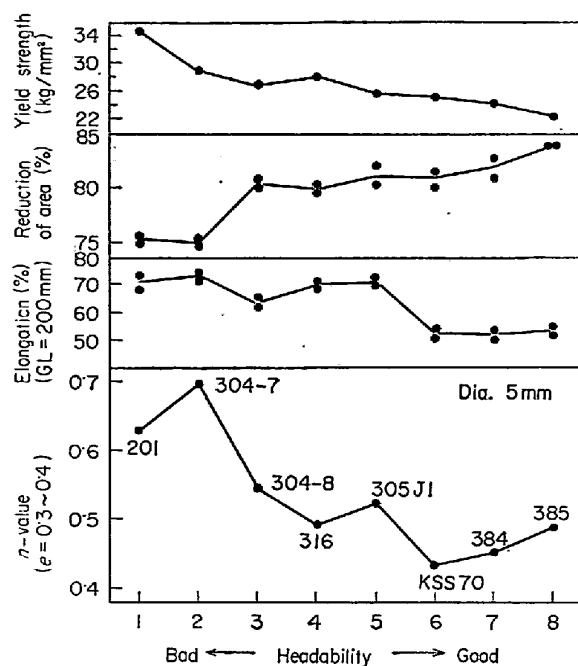


Fig. 7. Effect of mechanical properties and n -value on the relative headability.

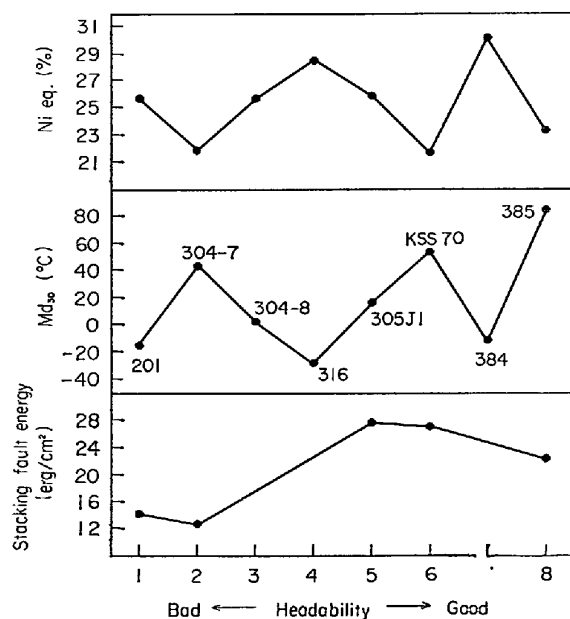


Fig. 8. Effect of Md_{30} , $Ni_{eq.}$ and stacking fault energy on the relative headability.

悪い 201 から、もつとも秀れている 385 までについて圧造性の順列を決め (1~8 順位)、各鋼種間でどちらか圧造性が秀れているかという相対的な値でデータを整理した。Fig. 8 は同様に相対的な圧造性の指標と Ni 当量、 Md_{30} 、積層欠陥エネルギーとの関係を示したものである。従来から圧造性のよい材料の目安としては、(1) 強度が低いこと、(2) 加工硬化が小さいこと、(3) 絞りが大きいこと、などが考えられており、Fig. 7 の結果で

も傾向としては同じようなことがいえるが、必ずしもそのようにならない鋼種もあり、また、伸び、絞りなども各鋼種間で差がない場合があり、大略は知りえても個々の特性値のみから圧造性の明白な判断は得がたいようである。また、Fig. 8 から判るように圧造性と Ni 当量、 M_{d30} 積層欠陥エネルギーのような材質特性との間には良い相関関係はみとめられない。そこで、圧造性をより適確に判断することが可能な新しいパラメータを導入する試みを行なった。

4.3 降伏応力と加工硬化指数 (n 値) の組合せによる圧造性の評価

圧造性をもつとも適確に表わすパラメータとして(5)式に示す硬化係数 $H \cdot F$ なるものを考えてみた。これは定義から判るように前項で圧造性を良好ならしめるものとしてあげたもののうち、因子(1)(2)の影響を合せて量的に評価するものである。明らかに $H \cdot F$ が小さいほど圧造性はよくなると予想される。

$$H \cdot F = Y \cdot S \times n \quad (\text{kg/mm}^2) \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここに $Y \cdot S$: 降伏応力 (kg/mm^2)

n : 公称歪 0.3~0.4 の間の平均の n 値*

なお、この硬化係数 $H \cdot F$ というパラメータはFig. 9に示すように引張強さと明瞭な直線関係がみとめられることより考えて、引張強さを降伏応力と加工硬化指数 (n 値) に分解したような性格をもつものとも推定される。圧造性と $H \cdot F$ とは強い相関性があることはFig. 10から明らかである。圧造性のもつとも悪い 201 からもつともよい 385 に至るまで、各鋼種間の圧造性の良否の傾向は硬化係数というパラメータでよく整理される。通常、圧造性がすぐれているといわれている KSS 70, 384, 385 は硬化係数が 11 kg/mm^2 を示しており、硬化係数が小さい値を示すほど圧造性の秀れていることの基準となると考えられる。201 や 304-7 はネジ圧造は困難であり、硬化係数も 20 kg/mm^2 以上と高い。しかしながら、上述の圧造性という評価は Fig. 7, Fig. 8 でも述べたごとく定性的な評価であり、より定量的なデータを用いて圧造性を表わし硬化係数との関係を調べる必要がある。

そこで、ステンレス鋼線を円柱状に切断し、工具を用いて樽型に圧縮したときの側面の割れ発生限界歪を求めている他の研究者の定量的データを用いて硬化係数との関係を調べ、Fig. 10 で求めた定性的データの傾向が妥

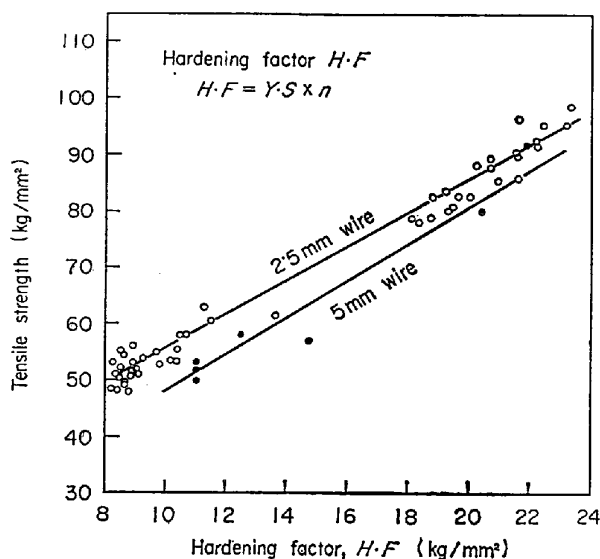


Fig. 9. Relationship between tensile strength and hardening factor defined as $Y \cdot S \times n$ -value.

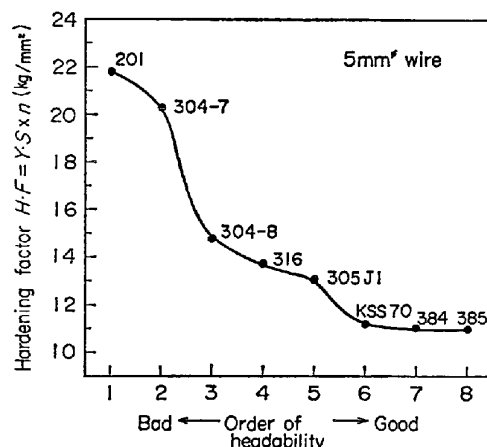


Fig. 10. Relationship between relative headability and hardening factor $H \cdot F$ defined as $Y \cdot S \times n$ -value.

当かどうかを検討した。Fig. 11 はその結果である。図に示した白点は尾田³⁰⁾、黒点は裏川³¹⁾の値で、尾田の値は側面に割れが発生する時の圧縮加工率を示し、裏川らの値は 100 個の圧縮試料のうち 10 個に割れが発生するような加工率を示している。なお、尾田や裏川らは n 値と降伏応力は求めているが、Fig. 11 中に化学成分値を示すごとく、JIS 規格範囲内で Table 1 に示した著者らが用いた同一鋼種の成分値と近似しているので硬化係数は本研究で測定した値を用いた。Fig. 11 の結果から判るごとく、限界圧縮率の高い KSS 70, 384, 385 は硬化係数も低い値を示しており、硬化係数が高くなると限界圧縮率が低下し、急に割れが発生しやすくなる。前述のごとく、圧造性の内容には工具寿命の長短も含ま

* 公称歪 0.3~0.4 の平均の n 値を用いた理由は特にない。しかし通常、ネジ用ステンレス鋼線を圧造したときの頭部硬さの分布は H_v 250~380 であり、一方、引張歪で 0.4 附近の強さに対応する硬さは H_v 230~260、伸線加工による歪で 0.4 附近の硬さは H_v 300~340 である。そこでネジ頭部の硬さ、変形状態を表わすものとして公称歪のみ 0.3~0.4 の平均の n 値をとつてみた。

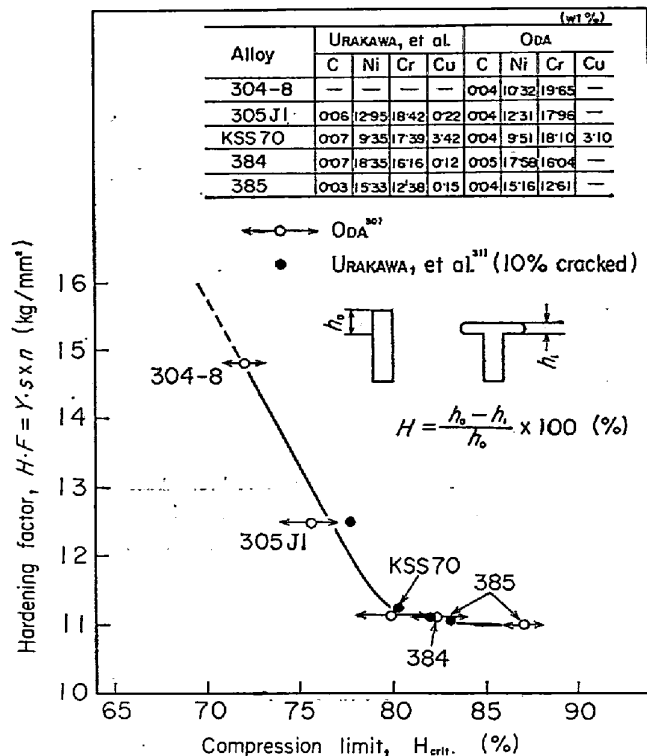


Fig. 11. Relationship between compression limit $H_{crit.}$ and hardening factor $H \cdot F$ obtained by using experimental results of other investigators.

れているので割れの傾向のみでは断定できないけれども、一般に割れやすい材料は工具寿命を短くすることにも判っているので、Fig. 11 の傾向は圧造性そのものの傾向と考えて誤りはないであろう。したがって Fig. 10 の結果およびこれを量的にうらづけたといえる Fig. 11 の結果から、 $H \cdot F$ なるパラメータはオーステナイト系ステンレス鋼線の圧造性を適確に推定するための特性値であると結論する。

5. 考 察

従来からネジの圧造性を判断する指針は引張強さが用いられており、引張強さが低いほど圧造性は秀れているという事実がある。しかし引張強さは加工硬化と変形による断面減少との力の釣り合いが破れた点を示す値であり、均一伸びが変わると引張強さは異なり、降伏応力などにも大きく影響される見かけの値であり、組織・成分などとの直接的関連性にも乏しい。これに反して、降伏応力や n 値は Fig. 3~6, Table 2 に示したマルテンサイト量、成分、粒径などに対応した特性と考えられ、均一伸びなどにも影響されないで、(降伏応力 $\times n$ 値)、すなわち硬化係数で圧造性が整理できれば圧造性の秀れ

Table 3. Classification of many factors affect headability.

Factor A (depend on $H \cdot F$)	Factor B (not depend on $H \cdot F$)
Strain induced martensite	Inclusion
Stacking fault energy	Wire surface (scratch)
Austenite grain size	Lubrication
Solid solution hardening	Heading technique
Heading temperature	

た線を製造するための適切な成分、熱処理、機械的性質などはどのようなものであるかを推定することが可能と思われる。また表面疵や潤滑条件など $H \cdot F$ とは直接結びつかないで圧造性に影響すると考えられる因子についても材質特性と分離して考えることができるであろう。

Table 3 はこのような点を考えて、圧造性に影響する種々の因子を因子 A と因子 B のグループに分類したもので、因子 A グループには $H \cdot F$ に影響する因子が、因子 B にはほとんど影響をおよぼさない因子が含まれる。

そこで Fig. 2~Fig. 6, Table 2 に示した強度、加工硬化挙動と材質特性との関係から、因子 A グループについて圧造性を改善するための具体的条件をあげると、(1) マルテンサイトの発生が少ないこと (Ni を多く添加してオーステナイトを安定にする)。 (2) Cu, Ni を多くして積層欠陥エネルギーを高くする。 (3) 粒径を大きくする。 (4) C, N, Mn, Si を少なくする。 (5) 温間加工を行なう。などが考えられ、(1)~(2) は n 値を小さくし、(3)~(4) は主に降伏応力を低くするので結局、硬化係数が小さくなり、圧造性が改善される。(5) に示した温間加工は温度上昇によるオーステナイトの積層欠陥エネルギーの上昇³²⁾³³⁾、降伏応力の低下³⁴⁾、やマルテンサイトが発生する鋼種ではオーステナイトを安定にすることによるマルテンサイト変態の抑制³⁵⁾など硬化係数を小さくさせる相乗作用が期待できるので有効であり、工業的にも現在 200°C 程度での温間圧造が行なわれている。

これに反して、因子 B グループには硬化係数すなわち降伏応力や n 値にあまり影響をおよぼさないで圧造性を左右する条件が含まれており、これらには (1) 介在物、(2) 表面疵、(3) 潤滑の適否、(4) 圧造技術の熟練度、などが考えられる。そして、(1) はしばしば線内部のパイプ疵として存在するため重要であり、(2) の表面疵は特に長手方向の線状疵、引き疵、折込み疵などが影響

する。(4)は工具のセッティングが不備のため線と工具の中心線が合っていない場合に考慮しなければならない問題であり、(4)が特に材質との関連がうすい。因子Bの条件は304-8のように硬化係数が $14 \sim 16 \text{ kg/mm}^2$ と高い材料の場合には特に影響が大きく、因子Bのわずかな変化によつて大きな割れに結びつくと考えられるので十分な注意が必要である。

以上、圧造性を硬化係数で評価し、この硬化係数に対する影響の仕方により因子AとBの2つのグループを考え、この因子A、Bグループによつて圧造性を再評価して材質特性、機械的性質、圧造条件など広い範囲にわたつて圧造性を理解することを試みた。今後、材料に対してはさらに苛酷な条件が要求されると考えられるので、上述のような総合的な圧造性評価の試みは圧造用オーステナイト系ステンレス鋼線の材質改善に1つの指針を与えるものと思われる。

6. 結 論

8種類のオーステナイト系ステンレス鋼線の降伏応力、加工硬化特性やその他の機械的性質におよぼすマルテンサイト発生傾向、オーステナイトの積層欠陥エネルギー、粒径、固溶硬化の影響を調べ、これらの特性値が圧造性とどのように関連するかを検討した結果、次のことが明らかとなった。

(1) 加工硬化挙動はおもにマルテンサイト量の多少と積層欠陥エネルギーによつて左右され、KSS 70や385のようにマルテンサイトが生成されても積層欠陥エネルギーが高いと加工硬化は小さい場合がある。

(2) 降伏応力の増加にはC, N, Mo, Siの寄与が大きい。この寄与の大小はPICKERINGによつて求められた式を用いることにより推定できる。

(3) 降伏応力と粒径との間にはPETCHの関係が成立し、粒径が小さいと降伏応力は高くなる。 n 値と伸びは304-7では粒径増加とともに少し小さくなるが、384, 385, 305 J1などの安定な鋼種では逆の傾向を示す。絞り粒径が大きくなるに従つて少し低下する。

(4) 降伏応力と n 値の積で定義した硬化係数により圧造性が適確に評価できる。すなわち、硬化係数が小さいほど圧造性は良い。硬化係数と引張強さとの間に大略、直線的関係があり、引張強さによつて圧造性はある程度評価できるが、硬化係数による方が、材質的条件をよりよく理解でき、より精密な評価が可能である。

(5) 圧造性を变化させる多くの要因は2つのグループに分けることができる。すなわち、マルテンサイト量、積層欠陥エネルギーや粒径などのように降伏応力や n 値

を变化させる結果として圧造性に影響するグループと介在物、表面疵や圧造の熟練度など降伏応力や n 値にほとんど変化を与えずに圧造性を左右するグループである。

文 献

- 1) G. W. FORM and W. M. BOLDWIN: Trans. ASM, 48(1956), p. 474
- 2) J. P. BRESSANELLI and A. MOSKOWITZ: *ibid.*, 59(1966), p. 223
- 3) 田村今男: 鉄と鋼, 56(1970)3, p. 429
- 4) 平山, 小切間: 金属学会誌, 34(1970)8, p. 830
- 5) 友田, 牧, 田村: 材料, 22(1973)235, p. 329
- 6) 平野, 須藤, 柚島: 金属学会誌, 33(1969)8, p. 975
- 7) H. JARLEBORG: Wire and Wire Products, 41(1966) Jan., p. 80
- 8) 川瀬, 竹添: 鉄と鋼, 60(1974)4, p. S 319
- 9) C. K. DAVERS: Metal Prog., (1974) Aug., p. 115
- 10) 福田, 林: 鉄と鋼, 54(1968)3, p. S 150
- 11) 武井: 金属学会々報, 12(1973)11, p. 815
- 12) 河合, 後藤, 松田: 塑性と加工, 15(1974) 156, p. 11
- 13) 五弓, 鈴木: 金属学会誌, 28(1964), p. 452
- 14) 平山, 小切間: *ibid.*, 34(1970)5, p. 507
- 15) ANGEL: JISI, (1954)5, p. 165
- 16) DURNIN: *ibid.*, (1968), p. 80
- 17) J. F. BREEDIS: Trans. ASM, 230(1964), p. 1583
- 18) 矢島, 宮崎, ほか: 金属学会春期講演集, (1972) p. 137
- 19) 田村, 牧, ほか: 金属学会誌, 33(1969)2, p. 1376
- 20) 長谷川正義監修: ステンレス鋼便覧, (1973), p. 454 [日刊工業新聞社]
- 21) I. KASAVA, et al.: Prakt. Mettalog., 9(1972)12, p. 686
- 22) A. R. TROIANO, et al.: Trans. ASM, 62(1969), p. 858
- 23) A. W. RUFF, et al.: Met. Trans., 2(1971), p. 505
- 24) J. NUTTING, et al.: ISI Spc. Rep., (1965) 86, p. 140
- 25) PICKERING, et al.: JISI, (1969) July, p. 1017
- 26) 深瀬, 江波戸: 鉄と鋼, 57(1971), p. S 161
- 27) HAYDEN, et al.: Trans. ASM, 61(1968), p. 486
- 28) 田村, ほか: 鉄と鋼, 59(1973)3, p. 454
- 29) ステンレス協会編: 「ステンレス鋼線の手引」(1971), p. 34
- 30) 尾田: 「ステンレス鋼線の加工特性と利用技術」セミナーテキスト (1971) p. 13, 日本経営幹部協会
- 31) 裏川, ほか: 私信
- 32) 須藤, 友野: 金属学会誌, 37(1973)10, p. 1082
- 33) ABRASSART: Met. Trans., 4(1973) Sep., p. 2205
- 34) 学振第129委員会第3分科会編: 金属材料高温強度データ集 (1968), p. 51 [養賢堂]
- 35) C. B. POST and W. S. EBERY: Trans. ASM., 39(1917), p. 868