



Title	18-8型オーステナイト鋼の加工変態開始点と応力について
Author(s)	萩原, 巖; Hagiwara, Iwao; 金沢, 正午 他
Citation	北海道大學工學部研究報告, 36, 45-55
Issue Date	1965-05-25
Doc URL	<a href="https://hdl.handle.net/2115/40759">https://hdl.handle.net/2115/40759</a>
Type	departmental bulletin paper
File Information	36_45-55.pdf



# 18-8型オーステナイト鋼の加工変態開始点と 応力の関係について

萩原 巖  
金沢 正午\*  
富岡 由夫\*\*

## The Relation between the Start of Transformation and Applied Stress on 18-8 Type Austenitic Steel

Iwao HAGIWARA  
Shogo KANAZAWA  
Yoshio TOMIOKA

### Abstract

The relation between the start temperature of transformation by deformation ( $M'd$ ) and applied tensile or compressive stress was studied in 18-8 type austenitic steel. Consequently, it was found that……(1) As we inferred in the introduction,  $M'd$  temperature increases with applied stress, (2) and this rate of increase is very large, compared with the value known up to now. (3) As for the effect of the tensile stress or the compressive stress on the  $M'd$ , the latter is bigger than the former on the point of raising the  $M'd$  temperature.

The above facts will be understood well, if we grant that  $\epsilon'$  phase will be produced at  $M'd$  temperature in the first from  $\gamma$  phase.

### I. 緒 論

Fe-30% Ni オーステナイト合金に対する加工温度と変態量の関係については、Scheil<sup>1)</sup>とMcReynolds<sup>2)</sup>の実験とがある。又、18-8型オーステナイト鋼についてはCohen<sup>3)</sup>等の実験がある。それらは変態量を電気抵抗又は体積変化から求めている。それによれば変態量は加工度又は荷重と共に増加するが、温度上昇に伴なって次第に減少し、それ以上加工、または荷重を与えても最早変態を起し得ない温度  $Md$  が存在する。この温度  $Md$  をMc Reynolds<sup>2)</sup>は $\alpha$ 相が $\gamma$ 相よりも安定になり初める点であろうと考えた。しかし、或る応力の下で変態量が零になるという温度は見方を変えればその応力による変態開始点であるから、それは冷却変態における  $M's$  に相当したものであると言える。その様な点 (今後これを  $M'd$  とし、冷却変態の  $M's$  と区別する。) は当然応力の函数であり、その関係は  $M's$  に対する応力の関係と多分に類似なも

\* 富士製鉄中央研究所 (当時北大工学部)

\*\* 函館工業高等専門学校 (当時北海道学芸大学函館分校)

のと推定される。しかる時は、 $M'd$  は応力の増加と共に次第に上昇し、その上限の温度が  $Md$  なのであってそれは必ずしも  $\Delta F^{r\alpha'}=0$  なる温度  $T_0$  でなければならぬとは限らない。即ち  $T_0$  に達しない以前でも加工硬化性が減少すると  $M'd$  に必要な応力に達し得ない場合が生ずるからである。McReynalds の求めた  $Md$  は  $M_s$  以上  $75^\circ\text{C}$  の点であるが、同じ成分に対する Kaufman と Cohen<sup>4)</sup> の  $\Delta F^{r\alpha'}$  の曲線によれば、その  $T_0$  は  $M_s$  以上約  $200^\circ\text{C}$  であるのはこの実証と見てよいであろう。従来の実験では  $Md$  点に重点を置き上述の様な  $M'd$  と応力の関係については注目が払われていないので、この間の事情は不明であり、一部に疑問の点<sup>3)</sup> がありながらも一般には  $Md$  点は加工度や荷重に関係なく一定であると理解されているのが現状である。よって著者らは 18-8 型オーステナイト鋼を用いて  $M'd$  と応力との関係について実験を試みた。特にこの鋼種を択んだ理由は、現在その硬度増加の方法として加工変態が実際に利用されているからである。

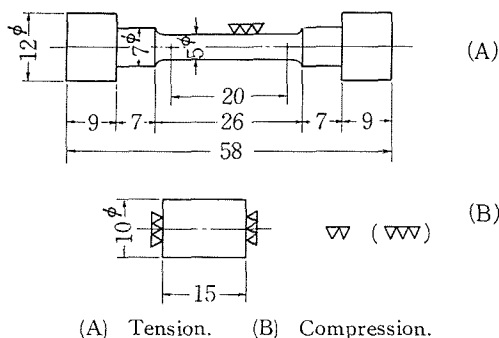
また従来の実験が圧縮加工か引張加工のいずれか一方のみについて行なわれたのに対し、この研究では特に引張加工と圧縮加工が変態に与える作用の相異に重点をおいて実験を行なった。その結果、従来の Fe-30% Ni オーステナイト鋼、その他の鋼種における実験から推測されるころとは著しく異なって、18-8 型オーステナイト鋼の変態機構の特異性を間接的に示していると考えられる現象が認められた。この鋼種の変態機構に特異性があること、そして未だその問題に不明の点が多いことについては西山<sup>5)</sup> の論文に述べられているので茲では省略する。

## II. 試料及び実験装置

試料は市販の 13 mm  $\phi$  の 18-8 ステンレス鋼で、その組成は Table 1 に示した。試験片は Fig. 1 に示した様に、引張試験片は直径 5 mm、平行部長さ 24 mm、また圧縮試験片は 10 mm

Table 1. Composition of specimens

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ms. ( $^\circ\text{C}$ )
0.07	0.73	1.82	0.028	0.026	9.84	19.58	100~183



(A) Tension. (B) Compression.

Fig. 1. Specimens used in this investigation.

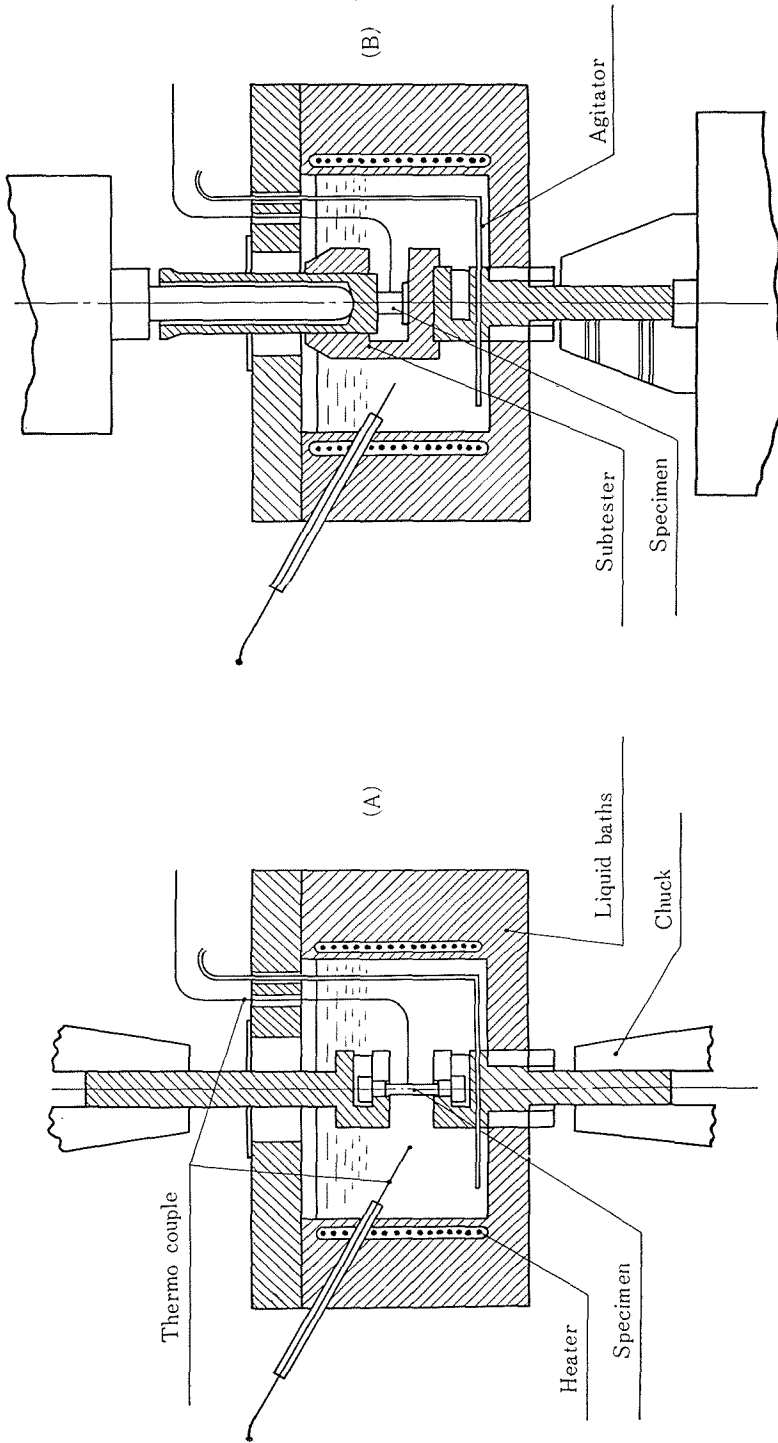


Fig. 2. Aparatus of experiment. (A) Tension. (B) Compression.

直径の 15 mm 長さのものを用いた。オーステナイト鋼の加工では塑性変形が多く生ずることによる傾きや曲りの発生を考慮して  $L/D$  を 1.5 にとり、且つ、その荷重法にも後述の特別の装置を用いた。しかしながら、 $L/D$  が小さくなることは端面の摩擦影響がつよく現われ、試料内の変形の分布もその影響を受けるので、予め、その点についての検索実験を行なった。(後述) 試験片はすべて真空中で  $1100^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$  加熱後油冷し、均一なオーステナイト組織とした。負荷は 50 トン アムスラー型万能試験機により行ない、これに Fig. 2 に示す様な恒温槽を取付けた。恒温槽は引張りの場合は Fig. 2(A) を、圧縮の場合は Fig. 2(B) を用い、且つ、圧縮の場合には同図に示す様な補助装置を用い圧縮の垂直性を期した。恒温浴は  $0^{\circ} \sim 100^{\circ}\text{C}$  は水、 $120^{\circ} \sim 380^{\circ}\text{C}$  はシリコンオイルを用いた。 $0^{\circ}\text{C}$  以下の場合には  $-100^{\circ}\text{C}$  まではエチルアルコールに液体空気を滴下させ、 $-183^{\circ}\text{C}$  は液体空気そのまま用いた。負荷試験は試料中央表面に取付けた熱電対が所定の温度になった後、10 分保持後行なった。荷重速度は出来るだけ遅くし変形による温度上昇をさけた。このため速度は略  $14.8 \text{ kg/mm}^2\text{-min}$  とした。検鏡は引張試験片の時は略中央の平行部を加工の影響に注意深く切断および研磨し、圧縮試験片は予め端面より 3 mm の点にマークを附しておいた個取までマイクロポリッシャーで削り落した。

検鏡面はバフ研磨後、更に研磨による加工の影響を除くため次の条件で電解研磨を行なった。電解液は無水錯酸：過塩素酸 = 3：1、電流密度

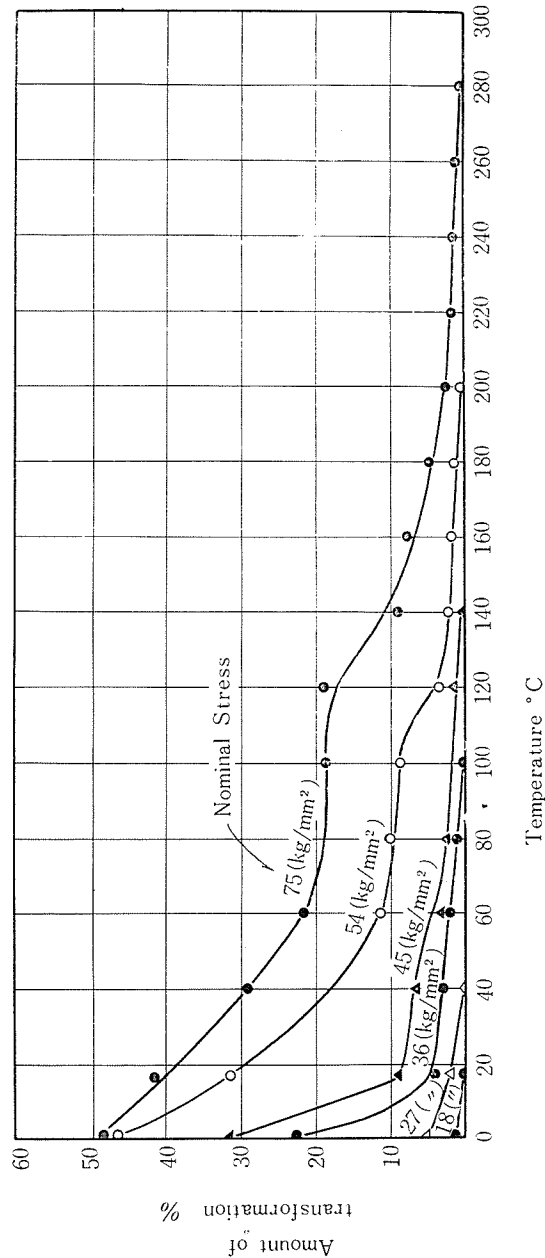


Fig. 3. Effect of applied compressive stress on the amount of transformation at various temperature.

13.3 A/dm<sup>2</sup>, 電圧 12 volt, 電解時間 2 分間である。腐蝕は marble 液を用い 15 秒行なった。変態生成物 ( $\epsilon'$  マルテンサイト\* と  $\alpha'$  マルテンサイトを併せて以後かく名づける。) の量は検鏡部の外周部, 中央部を除いた部分を 10 枚写真にとり, Point counting 法により求めた。

圧縮試験片の端面の影響を調べるために試験片の総断面についての変態生成物の分布を見ると, 端面直下では変態せぬ部分がある。これは三軸圧力を受けるための現象として予期されたところである。 $L/D$  が小くなる場合に心配されたことは, 上記の端面に生ずる変形せぬ円錐によって生ずる局部的附加剪断変形の影響であったが, 実際にはその作用は認められず前述した検鏡部の組織は略均一であり, 且つ, それは試料全体の平均に近いものであった。

True stress は検鏡部に対応した位置における値を求めた。即ち, 引張では試片中央平行部の直径を測定して算出し, 圧縮の場合は予め端面より 3 mm の位置に附したマークの部分の直径を測定して算出した。

### III. 実験結果

#### 1. 荷重—温度—変態量曲線

種々の圧縮荷重 (これを nominal stress で現わした) における変態生成物の量と保持温度の関係を図 3 に, また引張荷重の場合を図 4 に示した。引張荷重の場合は Nominal stress が 54 kg/mm<sup>2</sup> において  $M'd$  に至る前に破断を生ずるため, それ以上の荷重試験を行なうことを止めた。

Fig. 3 の曲線を従来の実験結果<sup>1), 2), 3)</sup> と比較するならば, 後者の場合は各荷重曲線がすべ

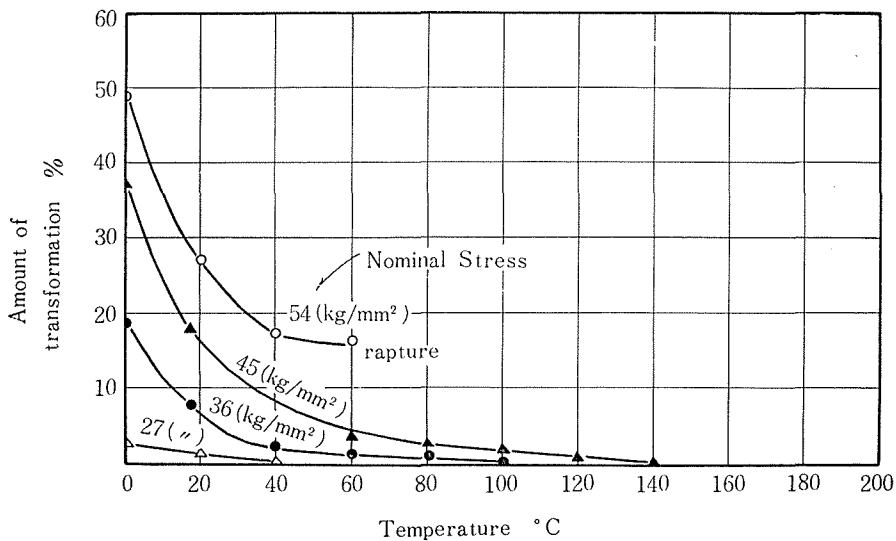


Fig. 4. Effect of applied tensile stress on the amount of transformation at various temperatures.

\* 西山に従い  $\epsilon$  とせず  $\epsilon'$  を用いた。

て或る一定の共通した温度  $Md$  に向って減少を続け、18-8 型オーステナイト鋼では  $Md=80^{\circ}\text{C}$  が得られている<sup>3)</sup> のに対し、Fig. 3 においては各荷重において夫々異なった終点  $M'd$  を持っており従って  $Md$  点を見究めることが出来なかった。この相異は本実験では比較的加工度の少ない範囲に実験の重点を置いたことや顕微鏡により微量の変態に注目したことによるものであろう。なお本実験においては  $54\text{ kg/mm}^2$  の  $120^{\circ}\text{C}$  において圧縮加工度は 15%、また  $72\text{ kg/mm}^2$   $120^{\circ}\text{C}$  では 20% であるからその最高加工度は従来の実験の下限以上には達している。

## 2. $M'd$ と応力の関係

前節の実験結果より true stress と  $M'd$  の関係を求めると Fig. 5 の様になる。但し、引張応力の場合には前述の如く高温では破断のために  $M'd$  の測定数が不足であったので特に零度以下の実験結果を附加えた。

これによると次の様なことが見出された。(1) 応力の増加と共に加工変態開始温度  $M'd$  は次第に上昇すること。(2)  $M'd$  に対する引張応力と圧縮応力の相異が応力の増加に伴って著しくなり圧縮応力の方が  $M'd$  を上昇せしめる作用が大きき、 $300^{\circ}\text{C}$  に至っても  $Md$  点に達する傾向が認められない。

## 3. 顕微鏡組織

Photo 1 (A) は無荷重状態の組織を、また Photo 2 (A), (B), (C), (D) には圧縮荷重 1060 kg ( $54\text{ kg/mm}^2$  nominal stress) の場合に於ける温度と組織の関係を示した。 $0^{\circ}\text{C}$  に於いては直線状に長く平行した多数の変態生成物が見られ、それらは一つの結晶粒内で 4 方向に現われてい

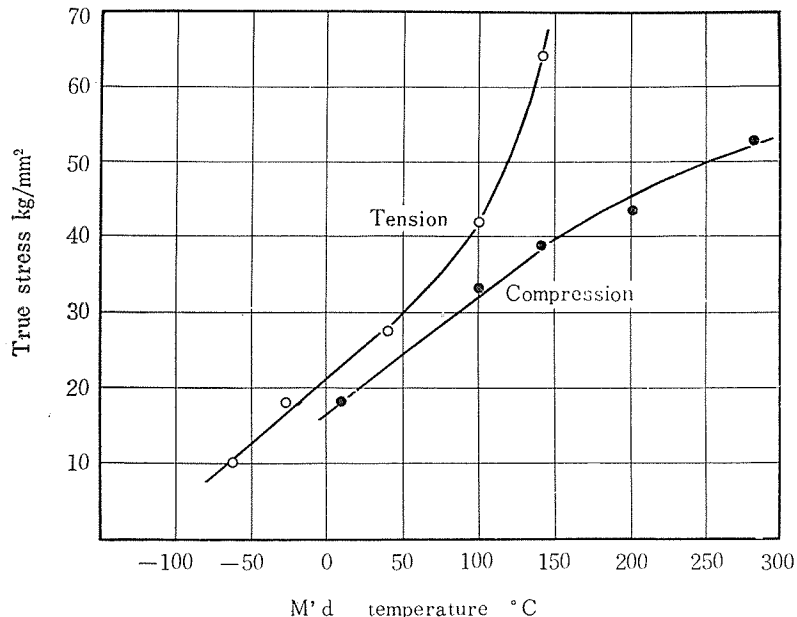
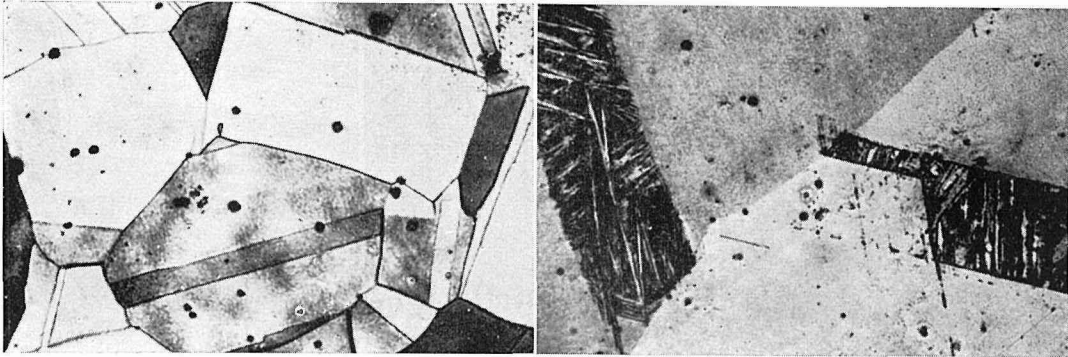


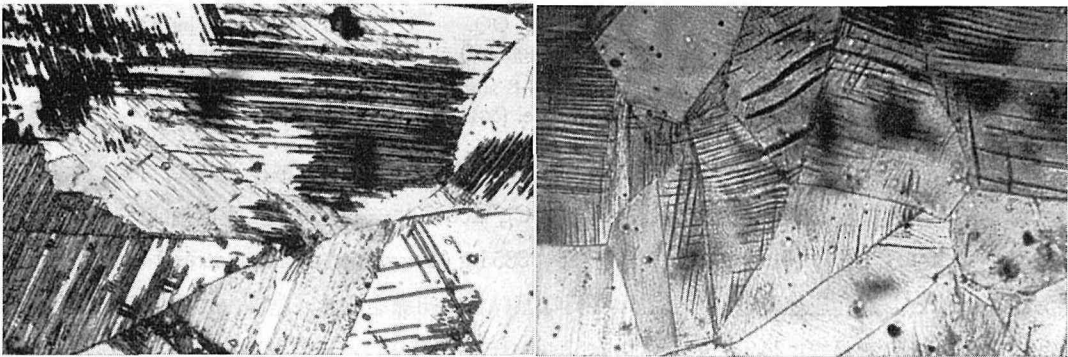
Fig. 5. Effect of applied tensile and compressive stress on the  $M'd$  temperature.



(A) 1100°C×1 hr. OQ.

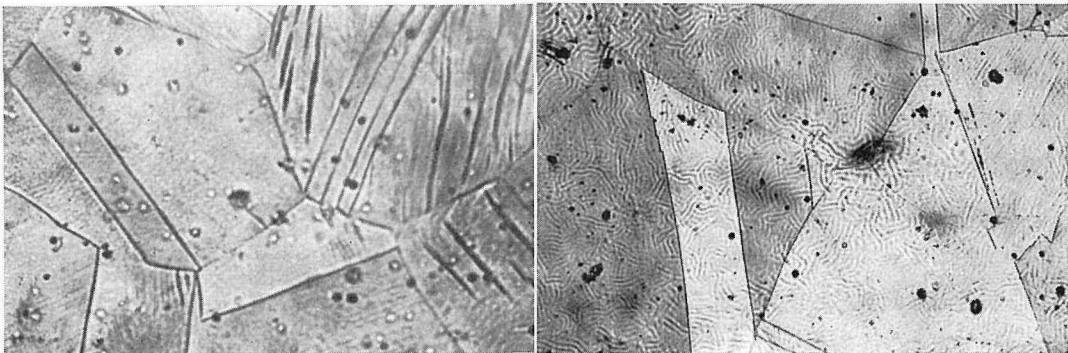
(B) 1100°C×1 hr. OQ. -183°C×10 min

**Photo. 1** Micro-structure of 18-8 stainless steel, electro-polished and etched by Marble. (×480)



(A) 1100°C×1 hr. OQ.  
Compression (54 kg/mm<sup>2</sup>) at 0°C

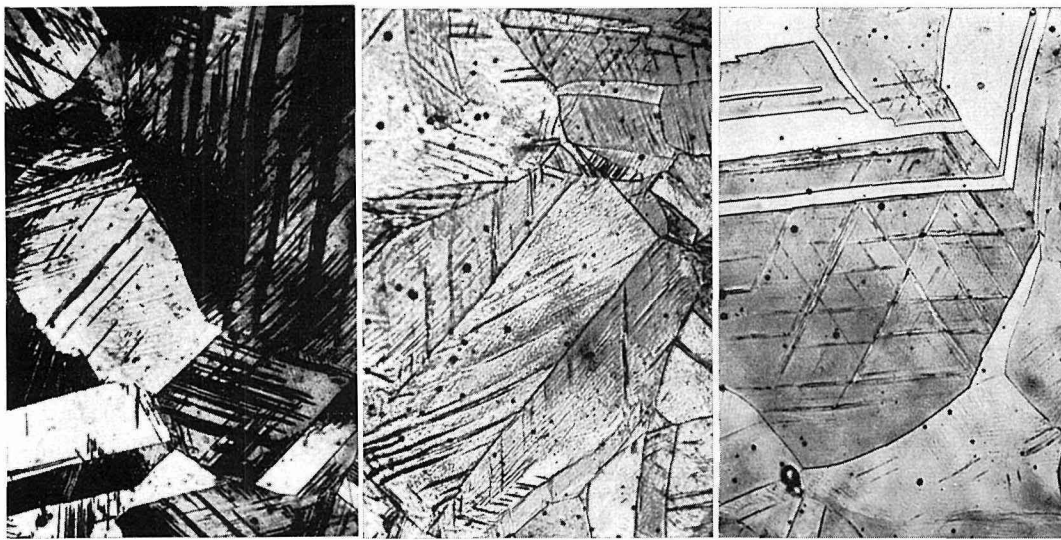
(B) 1100°C×1 hr. OQ.  
Compression (54 kg/mm<sup>2</sup>) at 60°C



(C) 1100°C×1 hr. OQ.  
Compression (54 kg/mm<sup>2</sup>) at 120°C

(D) 1100°C×1 hr. OQ.  
Compression (54 kg/mm<sup>2</sup>) at 200°C

**Photo. 2** Micro-structure of 18-8 stainless steel electro-polished and etched by marble. (×480)



(A) 1100°C×1 hr. OQ. Tension (45 kg/mm<sup>2</sup>) at 0°C  
 (B) 1100°C×1 hr. OQ. Tension (45 kg/mm<sup>2</sup>) at 60°C  
 (C) 1100°C×1 hr. OQ. Tension (45 kg/mm<sup>2</sup>) at 100°C

**Photo. 3** Micro-structure of 18-8 stainless steel electropolished and etched by marble. (×480)

る (Photo 2 A)。60°C または 120°C と高温になると変態生成物の量の減少と共に、直線状ではなく寧ろ多少波を打つたものになる (Photo 2 B, C)。200°C に至ると完全に変態生成物は認められない (Photo 2 D)。Photo 3 (A) には引張荷重 885 kg (45 kg/mm<sup>2</sup> nominal stress) の 0°C に於ける組織を示した。圧縮の場合と同様の平行な直線状の組織を生じ、結晶内に焼鈍双晶があるところではその境界線に平行しているのが認められる。Photo 3 (B), (C) はそれぞれ 60°C, 100°C に於ける引張荷重 (45 kg/mm<sup>2</sup> nominal stress) の場合である。写真 (C) の中央の部分に互いに約 60° の角度で交った三方向の直線状変態生成物が見られ、且つ、その一つの方向は明らかに双面に平行している。なお、引張の場合は圧縮の場合に比べて波打つ傾向が少ないようである。

加工変態生成物と冷却変態生成物の相違を見るために -183°C (液体素室) に深冷した場合の組織を Photo 1 (B) に示した。変態はすべて狭い焼鈍双晶内だけに生じ、且つ、その組織も笹の葉状を呈し、その方向も数方向を示しているようで恐らく (225)<sub>r</sub> habit の α' と推定され、加工変態組織とは明らかに相違が認められる。この α' 変態によってマルテンサイト化した双晶が隣接のオーステナイト結晶粒界を超えて、積層欠陥らしき線状組織を誘発しているのが認められるのは興味ある現象と思う。

加工変態生成物が、(1) 4 方向以上の晶癖面が認められないこと、(2) オーステナイト中の焼鈍双晶の Coherent boundary (111)<sub>r</sub> 面の輪郭に平行であること、(3) その検鏡面が (111)<sub>r</sub> 面であると見られる場合 (Photo 3 C) のものが互いに 60° の正三角形を示していること、等から加工変態生成物は (111)<sub>r</sub> 面に生じたものであると認めて差支えなからう。その組織は如何にも Fe-Mn 合金に見られる ε' マルテンサイトに似ている。一般に 18-8 型オーステナイト鋼には

$\epsilon'$  と  $\alpha'$  のマルテンサイトが生ずることが知られているが、常温加工 (7% 引張) で  $\epsilon'$  のみが現われること (西山<sup>5)</sup>) もあり、また深冷で (111) habit の  $\alpha'$  が認められること (Venable<sup>6)</sup>, 今井<sup>7)</sup>) もあるのでこの顕微鏡で認められた (111) 面の変態生成物が、その何れに属するものであるかは不明である。この研究においては  $\epsilon'$  と (111)<sub>r</sub> habit の  $\alpha'$  および (225)<sub>r</sub> の  $\alpha'$  との識別を試みることをしなかったが、それは後続の研究課題とする。

#### IV. 考 察

以上の実験結果により諸論における予想の如く  $M'd$  点が応力によって可成り高温まで増加を続けることが判明した。しかし、その応力  $\sigma$  に対する  $M'd$  の増加割合  $dM'd/d\sigma$  が、一般に  $M's$  に対する応力の影響として知られている値に比べると著しく大きいことが注目すべき第一の問題点である。例えば Fe-20%, Ni (0.5% C) 鋼に対する実験<sup>8)</sup> によれば引張で約 1.3 °C/kg/mm<sup>2</sup>, 圧縮で 0.95°C/kg/mm<sup>2</sup> の割合であるのが、本研究の場合は常温附近において引張で約 5.8°C/kg/mm<sup>2</sup>, 圧縮で 6.4°C/kg/mm<sup>2</sup> であり、その正負の平均値 (これは迂り応力のみ作用を現わすものである。) を比べると Fe-Ni オーステナイト鋼の 5 倍以上の増加割合を示している。また  $M_s$  点が 200°C 附近にあるところの高炭素鋼においてさえ引張において約 2.8°C/kg/mm<sup>2</sup> の増加割合であるに過ぎない<sup>9)</sup>。

Athermal 変態の  $M's$  と恒温加工変態の  $M'd$  とでは核の生成と生長に対する熱揺動の寄与や、変形転位への拡散の影響などの点において異なることを考慮しなければならないが、比較的低温の部分では大体において  $M_s$  と同様な関係にあると考えてよからう。しかるときは晶癖面に沿った迂り変形  $r$  と、それに直角な方向の膨脹  $\epsilon$  とに対する外部応力のなす仕事は次式で与えられる。

$$U = \frac{1}{2} \sigma r \sin 2\theta + \frac{1}{2} \sigma \epsilon (1 + \cos 2\theta)$$

$\theta$  は応力の方向と晶癖面のなす角であり、 $U$  の最大値  $U_{\max}$  は  $\tan 2\theta = r/\epsilon$  において生ずる。今仮りに、18-8 型オーステナイト鋼においても Fe-30% Ni 合金の場合と同様に (259) habit の  $\alpha'$  が生ずるものとして Patel ら<sup>8)</sup> の計算法に従い  $r/\epsilon = 0.20/0.04 = 5$  とし、且つ

$$\frac{dM'd}{d\sigma} = \frac{U_{\max}}{\frac{\partial \Delta F}{\partial T} (\alpha' \rightarrow r) \text{ at } M'd}$$

によって Fe-Ni-Cr 合金の  $\Delta F (\alpha' \rightarrow r)$  に対する Kaufmann<sup>10)</sup> の計算式による 17% Cr-10% Ni 合金に対する常温附近の  $\partial \Delta F / \partial T (\alpha' \rightarrow r)$  の値<sup>11)</sup> を用いて計算すると引張に対し 2.9°C/kg/mm<sup>2</sup>, 圧縮に対して 1.9°C/kg/mm<sup>2</sup> が得られた。これは前記の Fe-Ni 合金鋼の  $M_s$  附近の値よりは大きく、大体高炭素鋼と略等しい値であるが、本研究における測定値とはやはり著しい距たりが認められる。そのみならず  $dM'd/d\sigma$  の値が上述の如く従来の測定値や計算値とは全く反対に圧縮の方が引張よりも大なる値を示したことは注目すべき第二の問題点であり、以上二つの

点が 18-8 型オーステナイト鋼の変態機構が Fe-Ni 合金や高炭素鋼などと本質的な相違があることを間接的に示しているものであると云い得るであろう。

勿論、これだけの実験から変態機構を論ずることは無理ではあるが、それがどの様なことを暗示しているかを考えて見ることは許されるであろう。先ず第一の問題点、即ち  $dM'd/d\sigma$  が (259) habit の  $\alpha'$  マルテンサイト変態と考えたものより著しく大きいことは、 $M'd$  点で発生する初期変態生成物が恐らく  $\epsilon'$  マルテンサイトであろうことを示しているのではあるまいか。 $\gamma \rightarrow \epsilon'$  変態に要する自由エネルギーの変化は  $\gamma \rightarrow \alpha'$  のそれよりも著しく小さいことはよく知られており、それだけ変態エネルギーに対する応力の寄与が大きいことがこれによって了解される。しかし、 $\partial \Delta F / \partial T (\epsilon' \rightarrow \gamma)$  の値はそれが平衡相でないために未だ詳らかでないので  $M'd$  の応力による変化の算定は今後のこの方面の研究の進展にまつものである。

また第二の問題点、即ち引張と圧縮の  $M'd$  に対する作用が (259) habit の  $\alpha'$  マルテンサイトと考えた場合と全く反対に現われたということも  $M'd$  変態が  $\gamma \rightarrow \epsilon'$  であることを物語るものであろう。何故ならば  $\gamma \rightarrow \epsilon'$  変態は  $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態とは反対に容積の収縮を伴うからである。即ち、Breedis<sup>12)</sup> らの測定結果によれば  $\gamma \rightarrow \epsilon'$  における (111) <sub>$\gamma$</sub>  の間隔、および (220) <sub>$\gamma$</sub>  の間隔の変化は次のようである。

$$\delta_1 = \frac{d_{(111)} - d_{(0002)}}{d_{(0002)}} = 6.3 \times 10^{-3}$$

$$\delta_2 = \frac{d_{(220)} - d_{(1\bar{2}1\bar{0})}}{d_{(1\bar{2}1\bar{0})}} = 1.2 \times 10^{-3}$$

特にその (111) 面に直角に起る 0.63% の収縮は  $\gamma \rightarrow \alpha'$  の 4% の膨脹に比べると軽微ではあるが、応力効果が逆転することの説明にはなり得るであろう\*。

以上のことからして、少なくとも  $M'd$  点においては先ず  $\gamma \rightarrow \epsilon'$  変態が開始し、その後も変形が与えられると引続いて  $\epsilon' \rightarrow \alpha'$  の転移となるのであろう。しかし、この問題の真の解明は今後の研究にまたねばならない。

## V. 総 括

18-8 型オーステナイト鋼を用い、恒温加工時に於ける変態開始点  $M'd$  と、引張、圧縮応力の関係について実験した。この結果次のことが明らかになった。

(1) 緒論で推論した様に  $M'd$  は応力と共に増加する。(2) その増加率は従来知られているマルテンサイト変態に及ぼす値に比べて著しく大きい。(3)  $M'd$  に対する引張応力と圧縮圧力の相異は従来考えられているのと反対で、圧縮応力の方が  $M'd$  を上昇させる作用が大きい。

以上の実験結果は  $M'd$  において、先ず  $\epsilon'$  が生成するものであると考えれば、よく説明することが出来る。しかし、その詳細な解明は今後の研究にまちたい。

\*  $\partial \Delta F / \partial T (\gamma \rightarrow \epsilon')$  の値もまた小さいと推定されるからである。

最後に本研究を行なうにあたって便宜を与えられた函館市立工業指導所長多田新平氏、並びに函館酸素株式会社計良嘉宏氏に深甚なる謝意を表す。尚、本研究は昭和39年度北海道科学研究費補助金によって行なわれた。

#### 文 献

- 1) Scheil, E.: *Z. anorg. Chem.*, 207 (1932), 21.
- 2) McReynolds, A. W.: *J. Appl. Phys.*, 20 (1949), 896.
- 3) Fiedler, H. C., Averbach, B. L. and Cohen, M.: *Trans. Amer. Soc. Metals*, 47 (1955), 267.
- 4) Kaufman, L. and Cohen, M.: *J. Metals*, N. Y. 8 (1956), 1393.
- 5) 西山・清水・盛川: *金属学会誌*, 27 (1963), 497.
- 6) Venable, J. A.: *Phil. Mag.*, 7 (1962), 35.
- 7) 今井・泉山・佐々木: *金属学会誌*, 27 (1963), 513.
- 8) Patel, J. R. and Cohen, M.: *Acta Met.*, 1 (1953), 531.
- 9) Porter, L. F. and Rosenthal, P. C.: *Acta Met.*, 7 (1959), 504.
- 10) Kaufman, L.: *Trans. AIME*, 215 (1959), 218.
- 11) 今井・泉山: *金属学会誌*, 27 (1963), 170.
- 12) Breedis, J. F. and Robertson, W. D.: *Acta Met.*, 10 (1962), 1077.