

解 説

TRIP 鋼 について*

(加工誘発変態と変態誘起塑性)

田 村 今 男**

On the TRIP Steel

(Strain-induced transformation and transformation-induced plasticity)

Imao TAMURA

1. はじめに

オーステナイトを臨界冷却速度以上で普通に冷却すると Ms 点に達してはじめてマルテンサイト変態を開始するが、Ms 点以上でも応力を加えたり、加工するとマルテンサイト変態をおこす。温度が上がるほど変態量は少なくなり、あまり高温になると加工してもマルテンサイト変態をおこさないようになる。この臨界の温度を M_d 点と呼ぶ。このことはすべての鋼についていえることであるが、18-8ステンレス鋼のような高合金鋼で、オーステナイトが比較的安定で Ms 点が室温付近にある鋼において明りように認められる現象である。すなわち、 M_d 点以下でオーステナイトを加工するとマルテンサイト変態をおこしながら変形する。このような加工によつて変態が誘発される現象を加工誘発変態 (strain-induced transformation) という。そしてこのとき、きわめて大きな塑性を示すことがある。これを変態誘起塑性 (transformation-induced plasticity) という。

このような現象については、従来、主としてオーステナイト系ステンレス鋼について研究され、その他の鋼についてはほとんど研究を見ない。田村ら¹⁰⁾¹⁴⁾¹⁸⁾²⁰⁾が Fe-Ni および Fe-Ni-C オーステナイトについて研究したのははじめてのようである。そして後述するように、非常に特徴ある挙動を明らかにした。しかし、ステンレス系鋼については十数年も前から種々な研究が行なわれ、かなりの解明がなされている。それにもかかわらず、この現象を実際に応用しようとする試みが非常に少なく、わずかにステンレス鋼の冷間加工性を改良するような試みがあつたのみである (5・2 節参照)。1967年、ZACKAY らは、はじめて変態誘起塑性を利用してきわめて延性靱性に富む鋼を開発しようと考えた。それは変態誘起塑性とオースフォームによる強化処理を併用することによつてきわめて強靱な鋼の開発を目指したもので、彼らによると約 200 kg/mm² 程度の強度と 25~30% の伸びを示す鋼が報告されており、この強度と延性の組み合わせは従来得ることのできなかつた驚くべき値である。彼らはこのような鋼を TRIP 鋼と呼び、高強度水準の鋼を積極的に靱化する方向を示したものとして注目される。TRIP とは transformation-induced plasticity を略

した言葉である。

このようなマルテンサイト変態をおこさせながら加工すると加工硬化が著しく、加工誘発変態をおこした後の材料は非常に強化しているが、延性、靱性は低下する。この処理はステンレス鋼などの強化処理として加工熱処理の一つに数えられている。いまここで問題とする TRIP 鋼は、応力がかかるとマルテンサイト変態をおこすような条件を整えてやると、変態誘起塑性をおこして非常に延性が大きいということである。両者を混同してはならない。

本稿は TRIP 鋼について解説するのが目的であるが、その前に加工誘発変態についての基礎的な問題から考えてみることにする。

2. 加工誘発マルテンサイト変態

2.1 マルテンサイト変態の駆動力と応力の作用^{2)~8)}

図1はオーステナイトとマルテンサイトの化学自由エネルギーと温度の関係を示す説明図である。温度 T_0 で

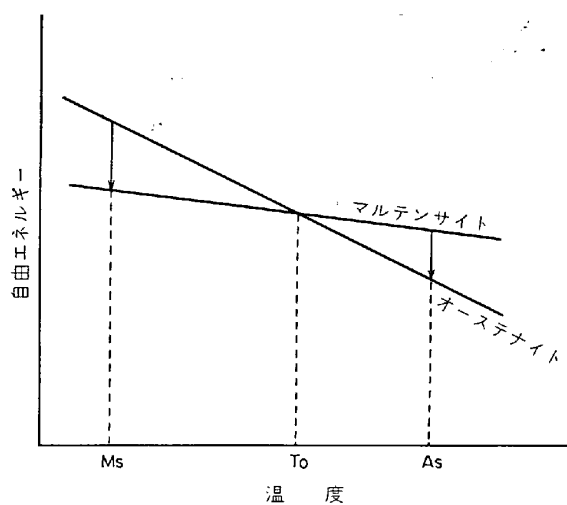


図1 オーステナイトとマルテンサイトの自由エネルギー温度関係説明図

* 昭和44年9月22日受付 依頼解説

** 京都大学工学部 工博

オーステナイトとマルテンサイトの自由エネルギーが等しくなり、 T_0 以下の温度でオーステナイトはマルテンサイトに変態する可能性をもっている。 T_0 以下のある温度 T_1 におけるマルテンサイトへの変態の駆動力は、その温度 T_1 におけるオーステナイトの自由エネルギーとマルテンサイトの自由エネルギーの差で示される。そして、温度が下がるほど駆動力が大きくなる。この駆動力がマルテンサイト変態をおこすための抵抗（障害）に打勝つようになる温度に達して、はじめて変態がおこる。その温度が M_s 点である。すなわち、 M_s 点まで温度が下がらなければ変態がおこらない。一般に M_s 点は T_0 より $200 \sim 300^\circ\text{C}$ 低温で、 M_s 点での駆動力は $200 \sim 400 \text{ cal}/\text{mol}^{23)}$ といわれている。この駆動力は化学的駆動力である。

普通の拡散変態の場合では、自由エネルギーの等しくなる温度以下になれば変態をおこすことができる。ただ過冷度が小さいと変態をおこすのに長時間必要であり、過冷されるほど早くおこるだけで、それは変態速度の問題であつて、駆動力が少しでもあれば変態は進行する。それは変態が熱活性化過程であるからである。マルテンサイト変態の場合は拡散変態の場合と根本的に異なり、駆動力がある程度の大きさに達しなければ変態は進行しないと考えられる。すなわち、マルテンサイト変態は熱活性化過程でない (athermal) と考えられる点に大きな特色がある。しかし、等温変態マルテンサイトも認められているので、athermal であると断言することにも問題は残る。

マルテンサイト変態は結晶格子のせん断機構によつておこり、膨張をとまなうから、オーステナイト結晶中でそのようなせん断と膨張をおこすために、それだけの仕事をする必要がある。また、界面エネルギーなどの増加をとまない、これらがすべてマルテンサイト変態のための抵抗として表現される。そして駆動力、すなわち自由エネルギー変化がこれらの変態のための仕事のエネルギーとして消費されるわけである。

このようなマルテンサイト変態に対する応力や塑性変形の効果について簡単に大体の考え方を整理してみると、まずせん断応力をとまなわない静水圧的 (hydrostatic) 応力については、マルテンサイト変態時に膨張をとまなうから、ルシャテリエの法則に従つて、静水圧的応力によつて図 1 の化学的自由エネルギー関係が変化し、 T_0 温度が変化する。圧縮応力の場合 T_0 は低温に移行し、引張応力*では高温に移行する。したがつて M_s 点も T_0 に応じて変化する。単軸応力の場合には引張でも圧縮でもせん断応力が働くから、主として次に述べるせん断応力の作用を考えなければならないが、この静水圧的応力の効果も無視することはできない。これは単軸的であるから dilatation の効果²⁾と呼んでいる。

せん断応力がかかると、オーステナイトからマルテンサイトへのせん断機構を助長するように働く。そしてせん断応力が機械的な仕事をし、その仕事量と化学的駆動力の和が変態をおこすために必要な駆動力に等しくなつたとき (変態抵抗に打ち勝つたとき) 変態がおこる。その温度がそのせん断応力下での M_s となる。このような

点を普通 M_s' で示す。すなわち、機械的な仕事*が化学的駆動力に加勢することにより M_s 点が上昇する。

PATEL²⁴⁾は、単軸引張または圧縮時の変態誘発に寄与する機械の仕事量 U をせん断応力による仕事量 ($\tau\gamma_0$) と静水圧的応力による仕事量 ($\sigma\epsilon_0$) の和と考え、

$$U = \tau\gamma_0 + \sigma\epsilon_0 \dots\dots\dots (1)$$

とおいた。ここに τ は晶癖面に働くせん断応力で、常に正の値をもつ。 γ_0 は晶癖面での変態せん断量である。 σ は晶癖面に垂直な方向に働く引張または圧縮応力で、引張のときは正、圧縮のときは負の値である。 ϵ_0 は晶癖面に垂直方向の変態時の膨張量 (dilatation) である。この U で示される機械の仕事量が化学的駆動力に加算されるわけである。いま試片にかかる外部からの単軸引張または圧縮応力を σ_1 とすると、

$$\tau = \frac{1}{2}\sigma_1 \sin 2\theta \dots\dots\dots (2)$$

$$\sigma = \pm \frac{1}{2}\sigma_1 (1 + \cos 2\theta) \dots\dots\dots (3)$$

で示される。ここに θ は晶癖面の垂直方向と外部応力軸とのなす角度である。(3)式で外部応力が引張のとき正で、圧縮のとき負である。すなわち、

$$U = \frac{1}{2}\gamma_0\sigma_1 \sin 2\theta \pm \frac{1}{2}\epsilon_0\sigma_1 (1 + \cos 2\theta) \dots\dots\dots (4)$$

Fe-Ni 合金のマルテンサイト変態時 γ_0 は約 0.2 であり、 ϵ_0 は 0.04 程度である。応力下で M_s' 点ではじめて変態をおこすときは、 U が最大の部分でマルテンサイトを発生する。そのことから Fe-Ni 各合金では引張応力のとき $\theta = 39.5^\circ$ 、圧縮のとき $\theta = 50.5^\circ$ となる。これらの値を代入して Fe-20%Ni-0.5%C 合金について計算すると、 1000 psi (約 $0.7 \text{ kg}/\text{mm}^2$) の外部引張応力によつて M_s 点は 1.07°C だけ上昇し、 1000 psi の外部圧縮応力によつて M_s 点は 0.72°C だけ上昇することになる。これは実測値とよく一致すると述べている。静水圧圧縮応力のみではせん断応力が働かないから、 1000 psi の静水圧力で 0.38°C だけ M_s 点が低下する。

塑性変形を与えるときは、その過程において大きなせん断応力が働くと同時に、転位の集積などによつて局部的に多数の応力集中部 (stress centre) を発生し、変態に寄与するせん断応力がより有効に作用するであろう。しかし、変形の進行にともなつて転位密度を増大したり、その他の格子欠陥を増して加工硬化をおこし、セル構造の形成など種々な組織的な変化をとまない、このために変態に寄与する機械的応力や stress centre の増大も予測されると同時に、変態に対する抵抗の増大も予測される。これらの詳細についてはまだ十分に考察できない段階であるが、塑性加工にはマルテンサイト変態を促進させる (オーステナイトを見かけ上不安定化する) 因子とみられる (オーステナイトを安定化する) 因子があり、これらの兼ね合いによつて変態の促進 (変態誘発) やオーステナイトの加工安定化の現象がおこるものと考えられる。しかし、少なくとも M_s と T_0 の間の温度における変態誘発効果は、単なる弾性域内のせん断応力によるよりも塑性加工のほうが大きいということは疑う余地はない。局部的な stress centre の効果はきわめて大きいはずである。ANGEL²⁵⁾はステンレス鋼の加工誘発変

* 静水圧的引張応力は現実的ではないが、考えることはできる。

* この機械的な仕事を機械的駆動力と考えればわかりやすい。

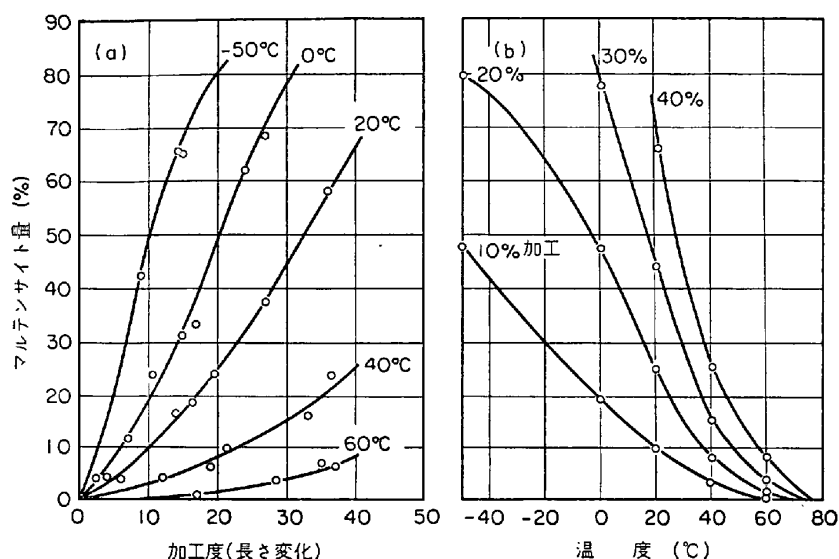


図2 ステンレス鋼(18.5%Cr, 8.48%Ni, 0.058%C)オーステナイトの加工誘発変態 (a) 加工度の影響 (b) 加工温度の影響

態に対しても(4)式を適用して説明できると述べている。平山ら⁹⁾はオーステナイトの変形抵抗とマルテンサイトの変態歪量の積を機械的仕事量と単純に考えて、変形抵抗を 95 kg/mm^2 とすると圧縮時の仕事量は 132 cal/mol 、引張時のそれは 192 cal/mol となり、これだけの仕事量で変態を誘発すると考えている。

M_s 点以上 (T_0 以下) でせん断応力がかかたり、塑性加工されると、化学的駆動力に機械的応力が加勢して変態がおこるようになり、機械的応力が非常に大きくなれば、理想的には温度 T_0 においても変態が可能となり、 M_d は T_0 に一致するであろうと考えられる。しかし、現実には M_d は T_0 よりも低温にある。すなわちある程度の化学的駆動力なしに機械的応力だけで変態をおこさせることはできない。機械的応力がマルテンサイト変態をおこさせるだけの応力に到達しないうちに、オーステナイトがすべり変形をおこして応力を開放してしまうためである。

このような塑性加工によつて加工誘発変態をおこす一例を図2⁹⁾に示す。18.5%Cr, 8.48%Ni, 0.058%C ステンレス鋼オーステナイトを種々な温度で引張つて加工すると、図2(a)のように変態が誘発されてマルテンサイト量が増加する。加工温度との関係をとると(b)のようである。温度が低く、 M_s 点に近づくほど変態量が多い。 M_s 点以下でも残留するオーステナイトが誘発変態をおこす。

このような誘発変態は、上図のように加工度、加工温度に大きく関係するばかりではなく、まず第1に化学組成によつて M_s や M_d が変化するため、これらの温度と加工温度の関係が適当でなければならない。すなわちオーステナイトの安定度などがきわめて重要な因子である。そのほか、加工方法、ひずみ速度、結晶粒度などにも関係する。

2.2 加工誘発変態と化学組成

化学組成の効果として2つの効果が考えられる。第1の効果はオーステナイトの安定度に対する作用で、安定

度によつて T_0 および M_s 点が変わる。第2の効果としてオーステナイトの積層欠陥エネルギーに対する作用で、主として M_s と M_d の温度差に影響をおよぼす。

2, 3の合金元素(Co, Alなど)を除き、すべての合金元素が鋼に添加されると、オーステナイトは多少にかかわらず安定化する。Ni, Mn, C, N, Cuなどのオーステナイト安定化元素は、オーステナイトとマルテンサイトの化学自由エネルギーの等しくなる温度(図1の温度 T_0)を下げオーステナイトを安定化する。これが本来の化学安定化である。この場合、 M_s を下げるばかりではなく、加熱によつてオーステナイトを生成し始める A_s 点も低温になるのが特徴である。Crはフェライト安定化元素の中に入るが、数% Crまでは T_0 点を下げ、オーステナイトを著しく安定化する。フェ

ライト安定化元素は T_0 温度を上げるにもかかわらずオーステナイトを安定化する。この場合、 M_s 点は下がるが、 A_s 点を上げ、 M_s と A_s の温度差を大きくするのが特徴である。マルテンサイトがせん断機構で生成されるが、オーステナイトのせん断に対する抵抗が大きければ変態がおこりにくい(変態抵抗が増大し、大きな駆動力を必要とする)と考え、これらの合金元素の添加によつて、オーステナイトが固溶強化されて変態がおこりにくくなるものと考えられている。すなわち、機械的効果(mechanical effect)による安定化である。一般にオーステナイトはフェライト安定化元素によつてよく強化されることは周知の事実である。(文献10)参照)

C, Cr, Mn, Niなどはオーステナイトの安定化作用が非常に大きく、これらが合金した場合、 M_s 点が室温以下になることは珍らしくなく、オーステナイト系ステンレス鋼はその代表的な例である。加工誘発変態を室温付近でおこさせるためには、 M_s 点は室温付近あるいはそれ以下でなければならない。

FLOREENら¹¹⁾¹²⁾は18-8ステンレス鋼オーステナイトの安定度に対する組成の変動や添加元素の影響について研究し、各元素をNi当量で示し、Ni当量が多いほどオーステナイトは安定化するので、同じ温度、同じ加工度で加工しても誘発マルテンサイト量は少なくなることを示した。彼らによると、Ni当量はオーステナイトの安定度を示すもので、

$$\begin{aligned} \text{Ni当量}(\%) = & \text{Ni}\% + 0.68 \times \text{Cr}\% + 0.55 \times \text{Mn}\% \\ & + 0.45 \times \text{Si}\% + 27 \times (\text{C}\% + \text{N}\%) \\ & + 1.0 \times \text{Mo}\% + 0.20 \times \text{Co}\% \end{aligned}$$

で示される。平山ら⁹⁾によると、

$$\begin{aligned} \text{Ni当量}(\%) = & \text{Ni}\% + 0.65 \times \text{Cr}\% + 0.98 \times \text{Mo}\% \\ & + 1.05 \times \text{Mn}\% + 0.35 \times \text{Si}\% + 12.6 \times \text{C}\% \end{aligned}$$

で示されている。そして、Ni当量が25.5~26.0%以上では M_d は室温以下で、室温加工でマルテンサイト変態を誘発しない。20.5~25.5%の間では室温加工でマルテンサイト変態を誘発し、Ni当量が低いほどその量は

多い。20.5% で M_s 点は室温となり、20.5% 以下では普通の冷却マルテンサイト (thermally transformed martensite) と加工誘発マルテンサイトが混在する。17% で室温が M_f 点付近となり、17% 以下ではほとんど全部冷却マルテンサイトとなり、加工しても当然、誘発マルテンサイトは現われない。しかし、これらのことは 18-8 ステンレスを中心とした組成の鋼についていえることである。

合金元素の第 2 の効果として、オーステナイトの積層欠陥エネルギーに対する作用を考えなければならない。合金元素が添加された場合、その種類、量に応じてオーステナイトの積層欠陥エネルギーが変化するが、その挙動の詳細についてはいまだ十分に解明されていない。18-8 ステンレス鋼を中心とした組成の場合、Ni 量が増すとこのエネルギーが上がり、Cr 量を増すと低下することは確かなようである。純鉄に Ni や C が添加されるとオーステナイトの積層欠陥エネルギーは一度下がり、高合金で再び上昇するという報告がある¹³⁾が、最低のエネルギーでも 18-8 ステンレス鋼のそれに比して高い。定性的には Ni, C, Cu, Nb などはオーステナイトの積層欠陥エネルギーを上げるとも下げるとは少なく、Cr, Mn は顕著に下げる傾向がある。(文献 10 参照)

オーステナイトの積層欠陥エネルギーが低いと加工によつて ϵ -相を生成しやすく、この ϵ -相自身がマルテンサイトの的に生成され、 ϵ' -マルテンサイトと呼ばれることがある。しかもこの ϵ -相が α' -マルテンサイト変態の核ないしは刺戟となつて、 α' -マルテンサイト変態を誘発促進する。このために小さいせん断応力によつても、あるいは比較的高温でも ϵ -相を生成してマルテンサイト変態を促進する。その結果、 M_d 点は高温となり M_s と M_d の温度差がこのエネルギーの高いオーステナイトに比して大きくなる。すなわち、加工誘発変態をおこす温度範囲が広がるわけである*。

2.3 加工誘発変態に及ぼす諸因子

M_d 点以下で加工するとマルテンサイト変態を誘発するが、その変態量は加工温度が低いほど多く、ある一定の温度では加工度とともに増加するけれども、次第にある一定の変態量に漸近する傾向がみられる。すなわち、加工温度に応じて変態しうる最大量があるようである。

図 3¹⁴⁾は Fe-28.7%Ni-0.26%C オーステナイトを種々な温度で引張試験を行ない、破断部のマルテンサイト量を測定したもので、加工度は必ずしも一定していないが、温度が低いほど変態量の多いことを示している。

図 4¹⁵⁾は AISI 303 ステンレス鋼の加工誘発マルテンサイト量に及ぼす加工温度、ひずみ速度の影響を示している。縦軸は磁気測定によるスケールの読みで、絶体量がわからないマルテンサイト量に関するものである。引張試験片破断部について行なつたもので、加工度は一定していない。加工温度が低いほど変態量は多く、ひずみ速度が高くなると変態量は少なくなる。しかし、ひずみ速度が 10^2 以上で変態量が再び上昇する傾向がある。

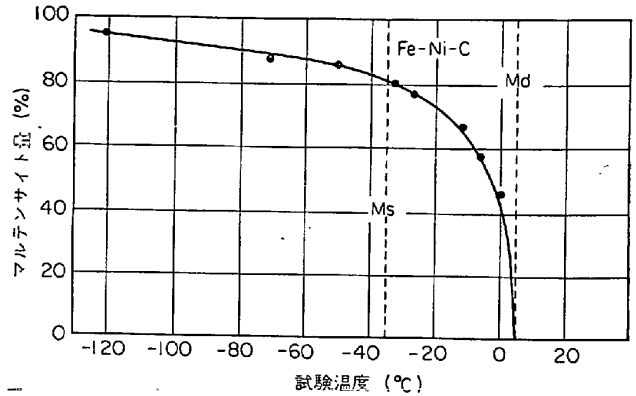


図 3 Fe-28.7%Ni-0.26%C オーステナイトの種々な温度における引張破断部のマルテンサイト量

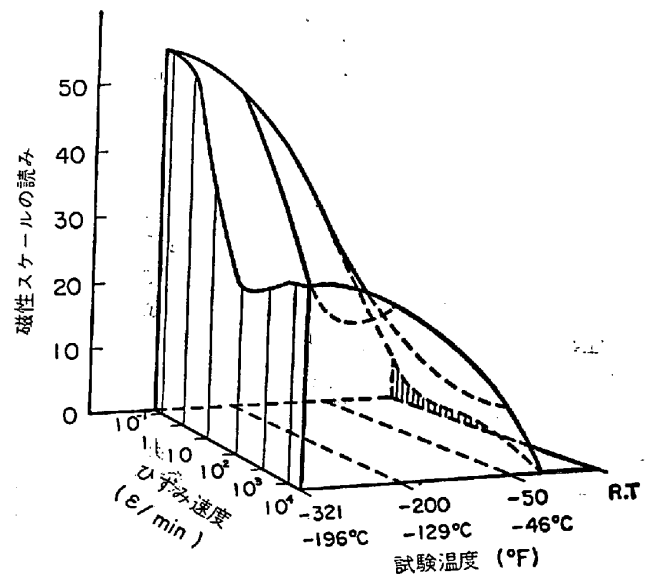


図 4 AISI 303 ステンレス鋼の引張破断部の磁性 (マルテンサイト量を示す) に及ぼすひずみ速度と試験温度の影響

図 5¹⁶⁾は 301 ステンレス鋼試片 (ゲージ長さ 2 in) を 70°F で種々なひずみ速度で引張試験したときの引張性質と破断部のマルテンサイト量を示している。引張性質については後述するが、誘発マルテンサイト量はひずみ速度とともに、はじめ減少するが、ある程度以上のひずみ速度となるとほとんど変化しない。しかも、これは空气中の試験の場合であつて、水中で試験するとほとんどひずみ速度の影響は認められない。これは、空气中ではひずみ速度が上昇すると試片温度が上昇するため、水中では冷却効果が大きいためにひずみ速度依存性が現われにくい。このことは深瀬ら¹⁷⁾も指摘している。

オーステナイト結晶粒度も誘発マルテンサイト量に影響するであろうと考えられるが、いまだその研究報告をみない。田村ら¹⁸⁾の予備的な実験によると、Fe-Ni 系で結晶粒が細かいほど変態量が多いようである。また加工法によつても変化する。引張応力では圧縮応力のときよりも誘発マルテンサイト量が多い。POWELL ら¹⁹⁾は 304 ステンレス鋼の加工硬化に関しては、加工度をせん断ひずみ γ で表現すれば、ねじり加工も引張加工も同程度に

* オーステナイトの積層欠陥エネルギーが高くなるとマルテンサイト変態機構も Seibiebung から Umklapp に変わつてゆく¹⁰⁾。オーステナイトの加工硬化度も低下する。

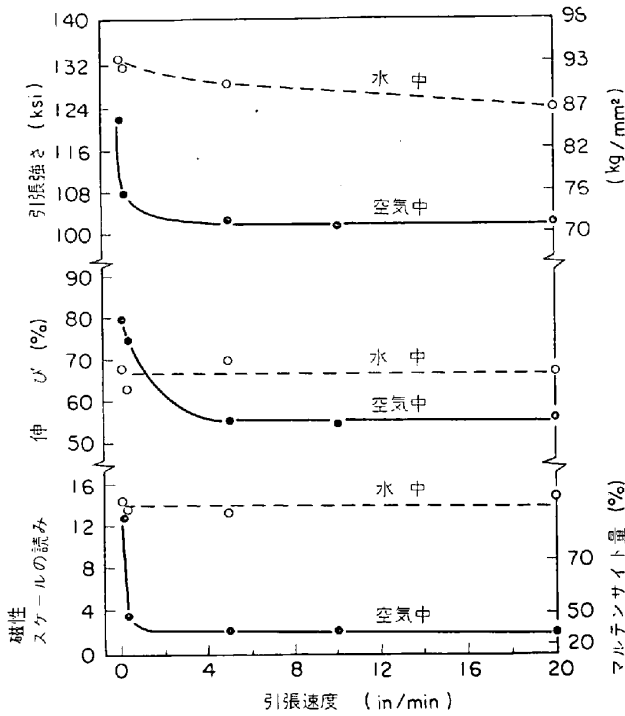


図5 AISI 301 ステンレス鋼の 70°F での引張性質および破断部の磁性(マルテンサイト量)に及ぼすひずみ速度と雰囲気の影響(ゲージ長さ 2 in)

評価できることを示している。γはねじりの場合

$$\gamma = \frac{r}{L} \theta \dots\dots\dots (5)$$

引張の場合

$$\gamma = \sin h \frac{3}{2} \epsilon \approx \frac{3}{2} \epsilon \dots\dots\dots (6)$$

で示される。ここにθは棒両端におけるねじり角、Lは試験棒の長さ、rはその半径である。εは引張ひずみ量である。

3. 加工誘発マルテンサイトの形態

3-1 オーステナイトの積層欠陥エネルギーの高い合金の場合²⁰⁾

加工誘発マルテンサイト変態や変態誘起塑性性に関しては、従来、ステンレス系の鋼について多くの研究がなされているが、オーステナイトの積層欠陥エネルギーの高い合金についてはほとんどその研究を見ない。田村ら¹⁰⁾はこのエネルギーの高い Fe-28.7%Ni-0.26%C および Fe-30.8%Ni-0.005%C 合金について研究を行なった。

Fe-28.7%Ni-0.26%C 合金を例にとつて簡単に述べると、この合金の M_s 点は約 -35°C、M_d 点は約 +5°C であつた。この合金はオーステナイトの積層欠陥エネルギーが比較的高く、M_s 点以下の -60°C に冷却して冷却マルテンサイトを生成させると、爆発的 (burst) に変態をおこし、写真 1²⁰⁾ のような mid-rib (心骨) のあるレンズ状のマルテンサイトを稲妻状に生成する。このマルテンサイトの透過電子顕微鏡組織は写真 2²⁰⁾ のように mid-rib の部分に変態双晶のある部分双晶マルテンサイ

ト (partially twinned martensite) である。これらの特徴から、このマルテンサイトは晶癖面が {259}_r で、西山の関係に従つて変態する急転変態 (Umklapp) マルテンサイトであろうと考えられる。

このオーステナイトを M_s と M_d の間の -11°C で引張加工すると、写真 3 (a)(b)²⁰⁾ に示すようなきわめて特徴あるマルテンサイトを生成する。細かいマルテンサイトが雁が群飛するごとく生成され、または杉の葉を束ねたように生成する (両者は組織観察面におけるマルテンサイト葉の切り方の相違であろう。) 方向性があり、しかもむらがつて生成し、オーステナイトとの境界がきわめて乱れている。変形双晶や mid-rib を認め難い。方向性やむらがつてマルテンサイトが生成するのは、多結晶体の各結晶粒の方向と引張応力によつてかかるせん断応力の方向とのかね合ひである。方位が好都合な結晶粒にむらがつてその方向に生成する。加工度を増すとこのようなマルテンサイト量が増加する。また加工温度が下ると、低加工度でも誘発マルテンサイト量が多くなる。写真 4²⁰⁾ はこのようなマルテンサイトの一つの透過電子顕微鏡組織である。変態双晶も mid-rib も認められず、転位密度の高い変態双晶のないマルテンサイトである。そして結晶方位関係は K S 関係に近く、摺動変態 (sc-

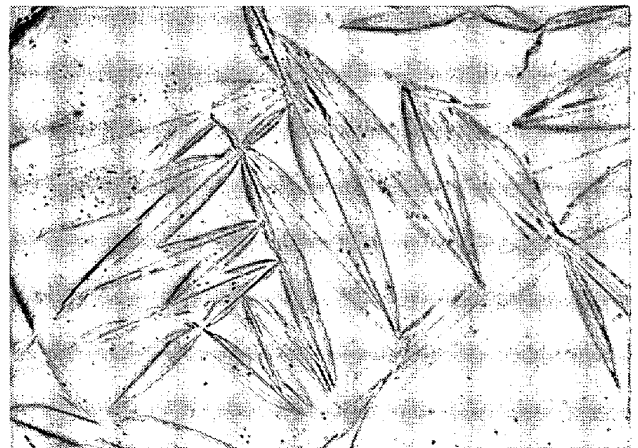


写真 1 Fe-28.7%Ni-0.26%C 合金の冷却マルテンサイトの形態 (光学顕微鏡組織) ×400 (1/2)

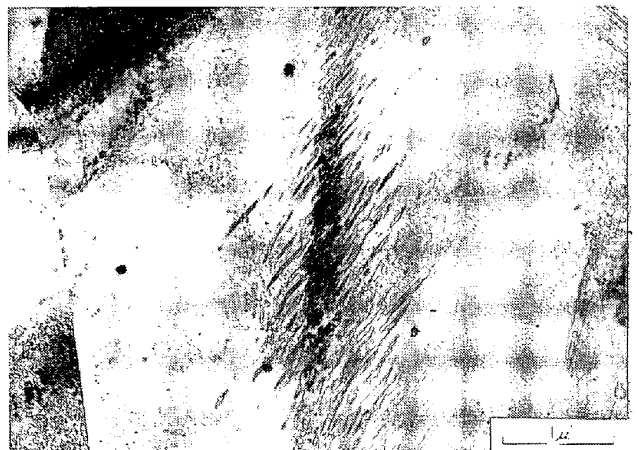


写真 2 Fe-28.7%Ni-0.26%C 合金の冷却マルテンサイトの透過電顕組織



写真 3 Fe-28.7%Ni-0.26%C オーステナイトを -11°C で 34% 引張加工したときの光学顕微鏡組織。(a)(b)は視野の相違 $\times 400$ (1/2)

hiebung) マルテンサイトのようである。すなわち、このような合金においては、加工誘発マルテンサイトは普通冷却によって生成されるマルテンサイトと変態機構が変わっているような印象をうける。このようなマルテンサイトを生成するとき引張試験において異常に大きな伸びを示す (-11°C で 110%の伸び)。

写真 5²⁰⁾はこの合金を -11°C で 73% 引張加工し、研磨、腐食して誘発マルテンサイトを組織として出しておき、それを -60°C に冷却して冷却マルテンサイトを生成させたもので、この冷却マルテンサイトは加工されたオーステナイトから生成したものであるから、オースフォームドマルテンサイトとすることができる。このオースフォームドマルテンサイトは表面起伏として観察することができる。オースフォームドマルテンサイトはもちろん形は不規則ではあるが、大体レンズ状に近く、稲妻状に生成されており、普通の冷却マルテンサイトに似ており、それに比して、誘発マルテンサイトは根本的にその形態の違うことが認められる。また、このような合金の冷却マルテンサイトを加工すると双晶変態をおこすのが普通である²¹⁾が、誘発マルテンサイトはそのような加工マルテンサイトとも形態が非常に違う。すなわち、誘発マルテンサイトの形態はオースフォームのためでもないし、変態後の変形のためでもない、独特の形態を示

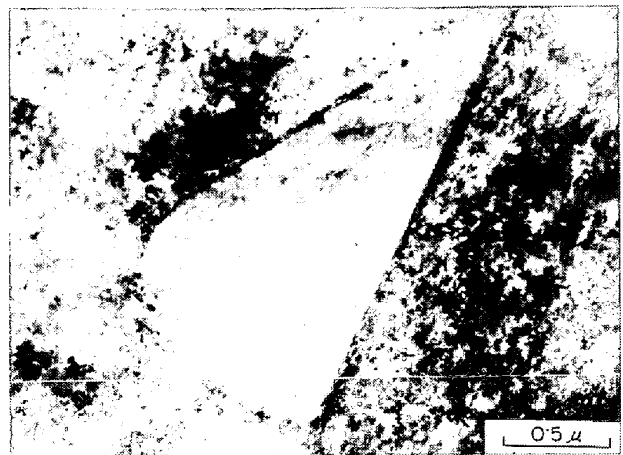


写真 4 Fe-28.7%Ni-0.26%C オーステナイトを -15°C で 47% 引張加工したときに生成された加工誘発マルテンサイトの透過電子顕微鏡組織



写真 5 Fe-28.7%Ni-0.26%C オーステナイトを -11°C で 73% 引張加工し、研磨、腐食して加工誘発マルテンサイトを組織として出した後、 -60°C に冷却して冷却マルテンサイト (オースフォームドマルテンサイト) を表面起伏として現出させた光学顕微鏡組織 $\times 350$

す。

図 6¹⁴⁾に示すように、このようなマルテンサイトの誘発生成によって、応力-歪曲線は細かいノコギリ状 (serration) を示す。引張加温度が M_s 点に近付くと、応力がかかっただけで、いまだ塑性変形が開始されないうちにマルテンサイト変態を誘発し、大きな serration を示す。このような M_s 点直上での荷重初期に誘発変態したマルテンサイトは、冷却マルテンサイトとほとんど同じ形態を示し、mid-rib のあるレンズ状マルテンサイトである。ただ形は少し不規則で、生成後の加工のために双晶変形をおこしている。しかし、変形が進行してゆくと前述の特異なマルテンサイトも生成される。

M_s 点以下で加工すると、残留オーステナイトから加工誘発マルテンサイトを生成する。この場合、冷却マルテンサイトと同じ形態のマルテンサイトを生成するが、 M_s 点直下では写真 3 に示すような形態のマルテンサイトも少々認められる。

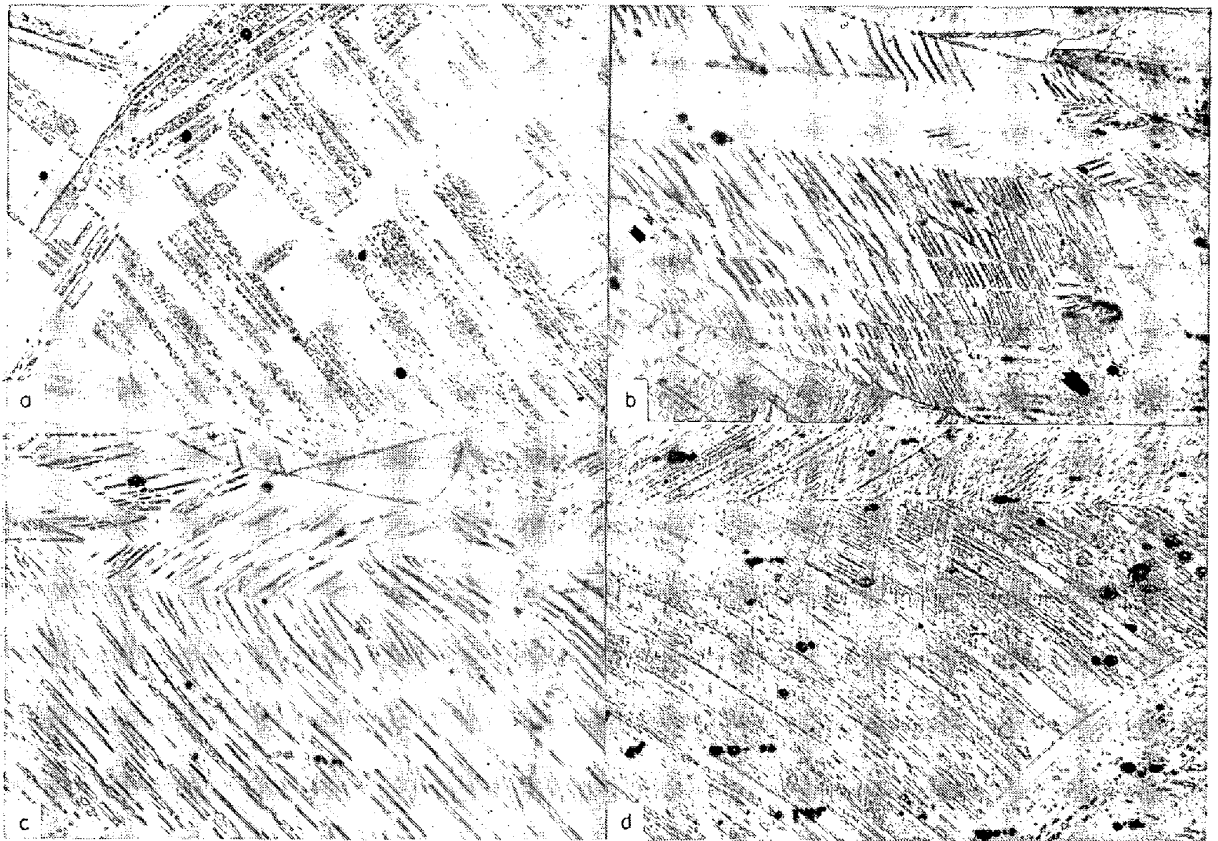


写真 6 Fe-15.2%Cr-12.6%Ni-0.002%C オーステナイトから生成した加工誘発マルテンサイトの形態 (光学顕微鏡組織 ×300) (a) -100°C 冷却マルテンサイト, (b) 51°C, 48.2%引張加工, (c) 16.5°C, 88.2% 引張, (d) -19°C, 76.1%引張

3.2 ステンレス鋼系合金の場合¹⁴⁾

オーステナイトステンレス系合金は、一般にオーステナイトの積層欠陥エネルギーが低く、マルテンサイト変態においてまず ϵ' -マルテンサイトの生成が先行し、その ϵ -相が核あるいは刺戟となつて α' -マルテンサイトが生成されると考えられる。しかも hcp ϵ' -マルテンサイトはオーステナイトの積層欠陥から容易に生成されるので、加工によつてきわめて誘発されやすい。また α' -マルテンサイトは KS 関係による *schiebung* マルテンサイトである。この場合には、前述の Fe-Ni-C 系合金のようにオーステナイトの積層欠陥エネルギーの高い場合のような特異な現象は現われず、冷却マルテンサイトも加工誘発マルテンサイトも同じ形態である。

写真 6¹⁴⁾は Fe-15.2%Cr-12.6%Ni-0.002%C オーステナイトから生成した加工誘発マルテンサイトの形態を示している。(M_s は -58°C, M_d は約 +124°C)。-100°C に冷却しただけで生成したマルテンサイトは、ウィッドマンテッテン状で ϵ' -マルテンサイトと α' -マルテンサイトの共存している組織である (しかし、この状態では ϵ' -マルテンサイトは α' -マルテンサイトに変態して、 ϵ' のままでほとんど残っていないこともある)。このオーステナイトを M_d と M_s の間で引張加工をすると、この写真の (b), (c), (d) に示すように低温になるほど密にマルテンサイトを生成する。もちろん加工度にも関係する。組織が変形によつて彎曲している点だけが冷却マルテンサイトと違う点である。

4. 加工誘発変態をおこす材料の機械的性質

4.1 応力-ひずみ曲線

田村ら¹⁴⁾は Fe-28.7%Ni-0.26%C 合金を用いて、種々な温度で引張試験を行なつた。その応力-ひずみ曲線を図 6¹⁴⁾に示す。この合金の M_s 点は約 -35°C, M_d 点はほぼ +5°C である。0°C でも少しはマルテンサイトを誘発するが、-11°C でかなり誘発し、細かい serration を示している。この serration は温度が下がるほど

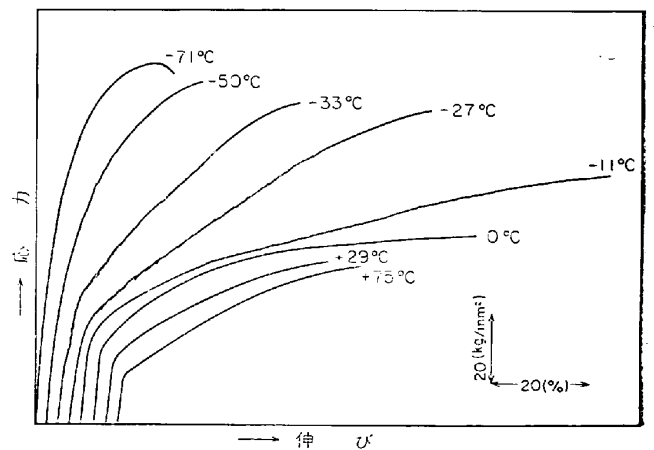


図 6 Fe-28.7%Ni-0.26%C オーステナイトを種々な温度で引張つた時の応力-ひずみ曲線

粗くなり、しかも低応力の変形初期からおこるようになる。M_s 点以下になると再び細かくなり、ついに認められなくなる。-11°C では細かい serration が破断するまで続いており、マルテンサイト変態が次々と続いておこっていることを示し、しかも、ここで誘発されるマルテンサイトは写真 3 に示したような特異なマルテンサイトである。そしてこの温度では伸びがきわめて大きく、110% にもおよぶ。典型的な変態誘起塑性を示す。加工温度が低温になつてマルテンサイトが初期に多く誘発されるほど曲線は立つてくるが、伸びは減少する。

このような傾向はオーステナイトの積層欠陥エネルギーの低いステンレス系鋼の場合も同様であるが、細かい serration は認め難い。POWELL ら¹⁹⁾、GUNTNER ら²²⁾ は 4°K 付近 (液体ヘリウム温度) ではげしい serration を認めているが、その原因は理解し難い。マルテンサイトの双晶変形のためかも知れない。あるいは極低温で Umlapp マルテンサイト変態をおこすようになるためかもしれない。

図 7 は図 6 を真応力-真歪曲線に書き換えたものである。普通の金属および合金においては、その加工硬化挙動は大略次式を満足するが、図 7 からわかるように、変

態を誘発するときは、真応力-真ひずみ曲線が上向きとなり、上方にずれて、次式を満足しないことがわかる。-11°C の場合がその典型的な例である。

$$\sigma = K\epsilon^n \dots\dots\dots (7)$$

ここに σ は真応力、 ϵ は真ひずみ、 K は強度因子、 n は加工硬化指数である。

すなわち、加工誘発変態をともなうときは異常な加工による硬化を示し、 n の値はひずみ量とともに増加する。たとえば、図 7 のひずみ 10% おきに上式を用いて n を計算してプロットすると、図 8¹⁴⁾ のようになる。加工誘発変態をおこす -11°C、-33°C ではひずみ量とともに n 値は上昇する。-11°C で最も顕著である。

LUDWIGSON ら²³⁾ はこのような応力-ひずみ曲線を解析した。すなわち、公称ひずみを ϵ_0 とすると、真ひずみは $\epsilon = \ln(1 + \epsilon_0)$ で示される。それゆえ (7) 式は

$$\sigma = K[\ln(1 + \epsilon_0)]^n \dots\dots\dots (8)$$

と書きかえられる。加工誘発変態をともなうときは、オーステナイトの加工硬化と、マルテンサイトの誘発変態とそのマルテンサイトの強さへの寄与によつて、上述のような曲線になるものとする。マルテンサイトの加工硬化については考えない。いま、オーステナイトの加工硬化だけを考えると上式が成立しなければならない。すなわち、

$$\sigma_A = K[\ln(1 + \epsilon_0)]^{n_A} [VFA] \dots\dots\dots (9)$$

で示される。この式において、 σ_A は公称ひずみ ϵ_0 のときのオーステナイトの加工硬化の寄与を示す。[VFA] はそのときのオーステナイトの体積比 (volume fraction) である。 K はオーステナイトの強度因子で、 n_A もオーステナイトの加工硬化指数である。

誘発変態量は ϵ_0 に比例すると考えるのが最も簡単であるが、マルテンサイト変態では自触媒作用もあると考えられる。また、変態すればオーステナイト量がそれだけ減少するから [VFA] にも関係する。これらを考慮して誘発変態量 [VFM] は

$$[VFM] = A\epsilon_0^B [VFA] \dots\dots\dots (10)$$

とおくことができる。ここに A は比例定数、 B は自触媒作用に関係する指数である。[VFM] + [VFA] = 1 であるから、(10) 式を書きなおすと、

$$[VFM] = (1 + \epsilon_0^{-B/A})^{-1} \dots\dots\dots (11)$$

従つて、

$$[VFA] = 1 - (1 + \epsilon_0^{-B/A})^{-1} \\ = (1 + A\epsilon_0^B)^{-1} \dots\dots\dots (12)$$

それゆえ (9) 式は

$$\sigma_A = K[\ln(1 + \epsilon_0)]^{n_A} [1 - (1 + A\epsilon_0^B)^{-1}] \dots\dots (13)$$

ここで A はオーステナイトの加工誘発変態傾向を示すもので、 B はマルテンサイトが生成されたとき、それが次々と変態を誘発する刺戟作用の大小を示すものである。普通冷却変態の場合でもこのような自触媒作用は認められる。

真応力に対するマルテンサイト強さの寄与 σ_M は、[VFM] に比例するとも考えられるが、誘発マルテンサイト生成初期では [VFM] が少なくてもかなり大きく寄与すると思われるので、

$$\sigma_M = C[VFM]^q \dots\dots\dots (14)$$

と考える。ここに C は定数である。すなわち (11) 式より

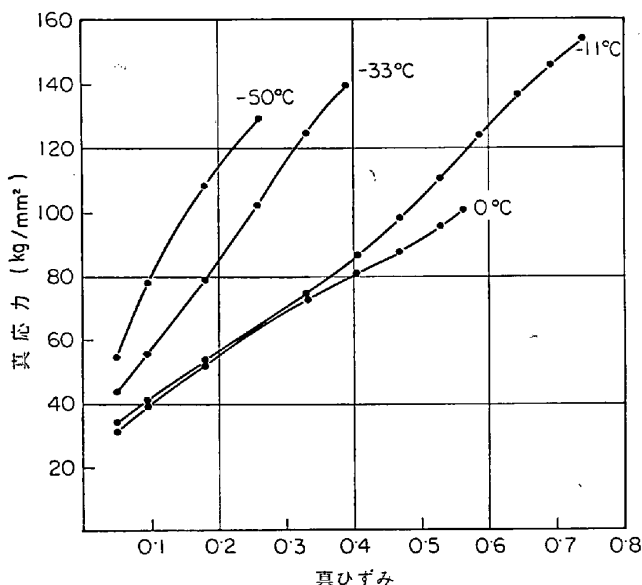


図 7 図 6 の中の曲線の真応力-真ひずみ曲線

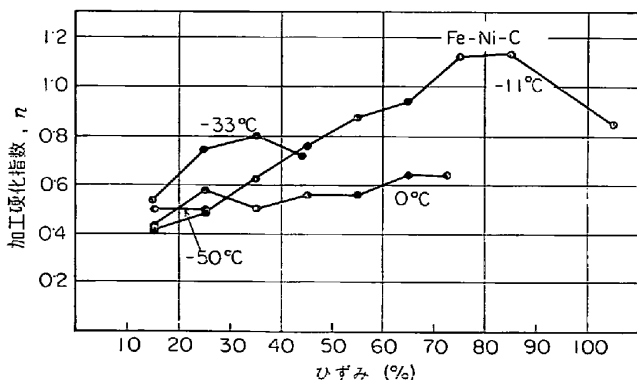


図 8 図 7 の曲線のひずみ 10% おきに求めた加工硬化指数とひずみの関係

$$\sigma_M = C(1 + \epsilon_0^{-B/A})^{-Q} \dots\dots\dots (15)$$

ここでCは完全にマルテンサイト組織であるときの変形抵抗を示すもので、前述のKと同じ性格のものである。すなわち、マルテンサイトの強度因子である。Qはオーステナイト中にマルテンサイトが混在することによる強度上昇度を示すもので、マルテンサイト混在による強化指数とすることができる。

加工誘発変態をともなうときの真応力を σ とすると、

$$\sigma = \sigma_A + \sigma_M \dots\dots\dots (16)$$

とおくことができる。それゆえ

$$\sigma = K[\ln(1 + \epsilon_0)]^{n_A} [1 - (1 + \epsilon_0^{-B/A})^{-1}] + C(1 + \epsilon_0^{-B/A})^{-Q} \dots\dots\dots (17)$$

で示される。

彼らはさらに種々なステンレス鋼について実験し、K, n_A, A, B, C, Qの値を求め、これらの値が化学組成によつてどのように変化するかを考察した。すなわちKはオーステナイトの合金元素による固溶強化の程度によつて変化する。n_Aは約0.18でほとんど変化はなかつた。Aはオーステナイト安定度と関係があり、当然化学組成によつて変化する。積層欠陥エネルギーにも関係するはずであるが、ステンレス鋼の範囲内で実験しているので顕著に現われていない。Bは約3.0の値を示しほとんど一定であつた。CにはC, Nの効果が著しい。Qは複雑であるが、1内外の値である。マルテンサイトの加工硬化が大きいとQは大きくなる。一つの重要な因子である。図9²³⁾はK, A, C, Qが単独に変化したとき、真応力-真ひずみ曲線の形がどのように変化するかを示すもので、Kは大勢に影響少なく、Aが小さいほど同じ強度水準で伸びは大きくなる。しかし、非常に小さくなつてしまうと加工誘発変態をほとんどおこさなくなることを意味し、変態の効果がなくなる。それゆえ、Aは0であつては効果がない。少しずつ変態をおこしていくことが好ましいことを示している。Cが大きくなると

強度水準が上昇する。Qが大きいほど伸びは大となる。しかし、現実にはこれらを単独に変化させることはできないので、複雑である。

POWELLら¹⁹⁾はこのような応力-ひずみ曲線におよぼすひずみ速度の影響を述べているが、試験温度の影響の方が大きい。

4.2 引張性質

田村ら¹⁴⁾は Fe-28.7%Ni-0.26%C(M_s-35°C, M_d+5°C); Fe-30.8%Ni-0.005%C(M_s-57°C, M_d-15°C) および Fe-12.62%Ni-15.18%Cr-0.002%C (M_s-58°C, M_d+124°C) の3つの合金を用いている異なる温度で引張試験を行なつた。その結果を図10¹⁴⁾, 図11¹⁴⁾, 図12¹⁴⁾に示す。すべて全く同じ傾向を示している。

0.2% 耐力はM_s点までは引張加工温度低下に従つてわずかに上昇し、M_s点付近から少し急に上昇している。これはM_s点までは誘発マルテンサイトはほとんどこの耐力に影響せず、オーステナイトのみの耐力に依存するからである。しかし、ステンレス系鋼のときはM_s点以下でもあまり上昇しない。これは、前述のように、オーステナイトの積層欠陥エネルギーが低く、M_d-M_s-M_fの温度差が非常に大きくて、M_s点以下に冷却されて生成されるマルテンサイト量は、温度によつてそんなに急に多くならず、残留オーステナイトが多いためである。

引張強さはM_d以上ではほとんど同程度で、M_d以下の加工で急に上昇し、M_s以下になるとその上昇度は低下する。これは最終的に存在するマルテンサイト量に関係するからである。図3と図10を比較して、引張強さと破断部のマルテンサイト量が比較的良好に対応していることからもうなずかれることである。ステンレス系鋼のときはM_s以下でもかなり急に引張強さは上昇している。これははじめ残留オーステナイトが多く、それが誘発変態をおこすためであろう。

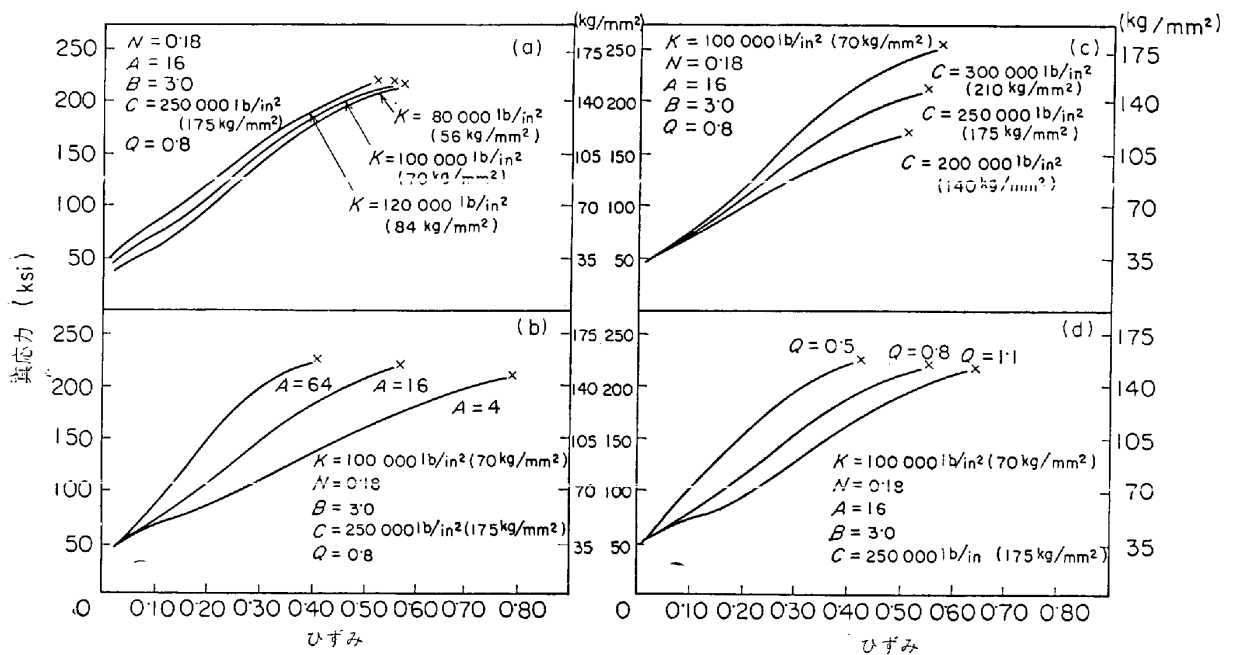


図9 真応力-真ひずみ曲線に及ぼす K, A, C, Q の効果

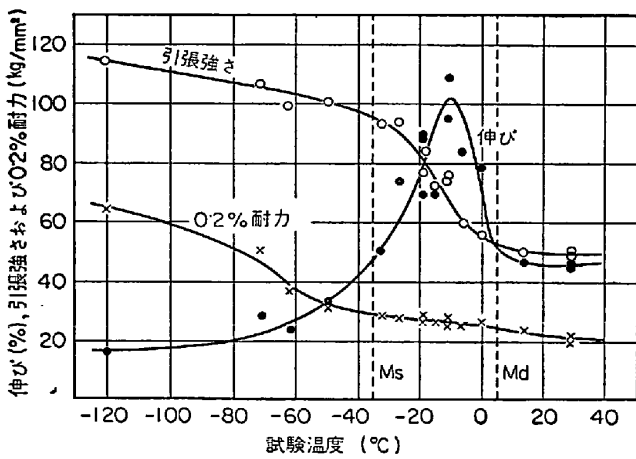


図10 Fe-28.7%Ni-0.26%C 合金の引張性質と試験温度の関係

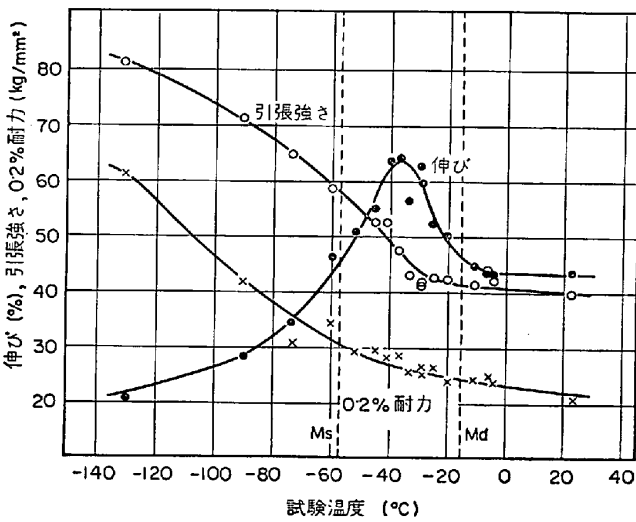


図11 Fe-30.8%Ni-0.005%C 合金の引張性質と試験温度の関係

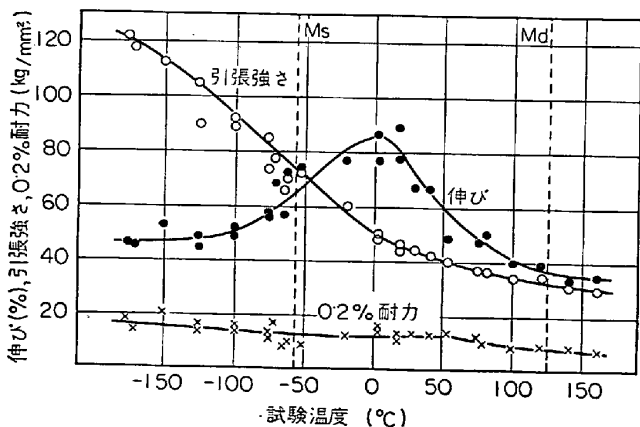


図12 Fe-15.2%Cr-12.6%Ni-0.002% 合金の引張性質と試験温度の関係

最も重要なものは伸びの変化である。伸びは M_d 以上の温度ではほとんど一定の値を示し、 M_d 以下になると急に上昇し、ある最大値を経て低下してゆく。この最大

値が M_d と M_s の間にあり、誘発マルテンサイトが少しずつ次々と破断にいたるまで生成されるような温度で最大の伸びを示す。 M_s 点に近づくと多量のマルテンサイトを誘発するが、一度に多量のマルテンサイトを初期に誘発しても伸びにはあまり有効ではない。すなわち、前節で述べた A の値が大きくても伸びは大きくならない。また、あまり小さくてもだめであることがわかる。オーステナイトの積層欠陥エネルギーの高い Fe-Ni 系合金では M_d - M_s の温度範囲が狭く、伸びのピークはきわめてシャープである。そして Fe-Ni-C 合金の場合、 -11°C 付近で 100% 以上の伸びを示す。しかも 70 kg/mm^2 程度の引張強さを示す。これに対し、Fe-Ni 合金では引張強さも低く、伸びの最大値も 65% 程度である。これは前節で述べた C と Q の値が小さいためであろう。炭素量が重要であることを示している。ステンレス系合金では M_d - M_s の温度差が大きく、そのため伸びの大きい温度範囲が広い。また、 M_s 以下でもかなりの伸びを保有する。残留オーステナイトの変態誘発効果である。

このように、マルテンサイト変態を誘発することによって異常な伸びを示す現象を変態誘起塑性という。

変態誘起塑性に最も大きく影響するのは化学組成であるが、化学組成が変わるとオーステナイトの安定度が変わり、 M_s 点の変動する効果と、 M_d - M_s 温度範囲が変化するわけで、これは伸びのピーク温度およびその温度範囲を決めるものである。試験温度を一定とした場合には前節の A の値に関係するものである。いま、構造用鋼の伸びの改善にこの現象を役立たせるためには、ピーク温度が室温付近になるように化学組成を配合しなければならない。このほか、 C 、 Q の値にも化学組成が影響し、伸びのピークの高低に関係するであろうと考えられるがその関係は複雑で今後の研究にまたなければならない。

図 5 でも示したように、ひずみ速度が上昇すると温度が上昇して誘発変態量を少なくし、それに従って強さも伸びも減少する。しかし、ある程度以上のひずみ速度になると一定の値を示すようになる。試片の冷却をよくすると、ひずみ速度の影響はほとんど現われない。図 13¹⁶⁾ は 301 ステンレス鋼の場合について試験温度の関係として示したもので、ひずみ速度が大となると、引張強さ、誘発マルテンサイト量、伸びはすべて低温側に移動する。しかも伸びの最高値は低くなる。FORM¹⁵⁾ は 303 ステンレス鋼について研究し、図 14¹⁵⁾ のような延性 (ductility)、ひずみ速度、試験温度の関係を示している。ひずみ速度が大となると延性のピーク高さは下がるが、延性の大きい温度範囲が広くなり、また、ひずみ速度がある程度以上となると少し延性が改善される傾向を示している。図 14 と図 4 を比較してわかるように、誘発変態が少しずつ徐々におこる温度で変態誘起塑性が大きいことが理解される。

オーステナイト結晶粒度の影響についての研究は見当たらないが、田村ら¹⁹⁾ の予備的な研究によれば、Fe-Ni 系において結晶粒直径が小さくなるほど伸びのピーク温度は低温になり、ピーク高さは高くなる傾向が認められた。

4.3 変態誘起塑性と超塑性

1954 年 BOCHVAR らが共析組成の Al-Zn 合金で、共析温度直下で著しい塑性を示すことを発見し、これを

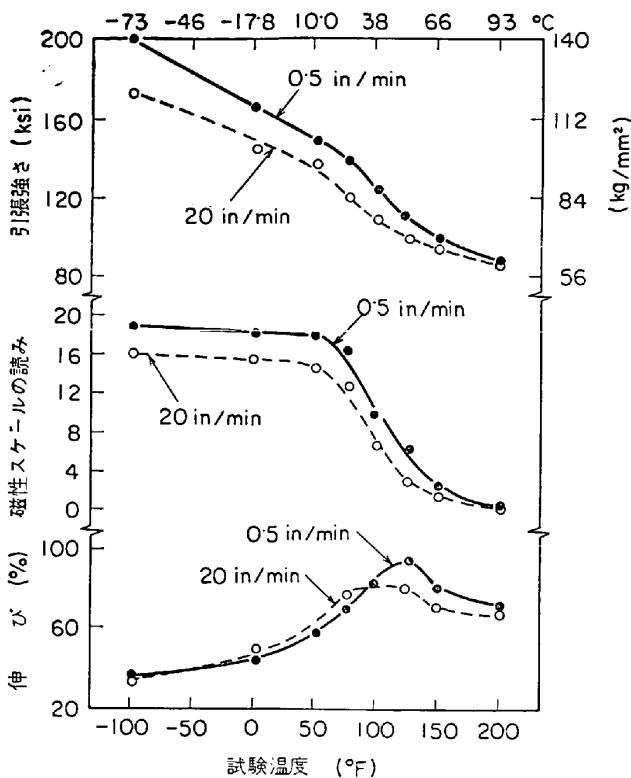


図13 AISI 301 ステンレス鋼の引張性質と試験温度、ひずみ速度の関係(ゲージ長さ 2 in)

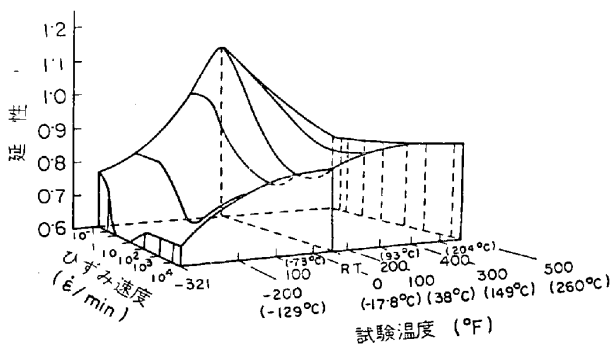


図14 AISI 303 ステンレス鋼の延性と試験温度、およびひずみ速度の関係(延性は $2 \ln(d_0/d_f)$ で表わし、 d_0 は引張試験前の試片厚さ、 d_f は破断部の厚さ)

超塑性と呼んだ。その後、いろいろな合金で、ある特別な条件下で異常な塑性を示すことが発見され、それらはすべて超塑性と呼ばれており、明確な定義はないようである。たいていの場合、応力下で組織変化をともしながら変形し、異常な伸びを示す。この伸びは数百%におよぶことは珍らしくない。この場合、例外なしに重要な要件は、(1) 組織変化をともしながら変形すること、(2) 加工硬化度あるいはひずみ速度依存性が適当に大きくてネッキングをおこしにくいこと、(3) 結晶粒が細かいこと、が挙げられる。このうち(3)は必須条件ではなく、超塑性を助長する因子である。組織変化としては、変態途中の二相共存状態が最も多い。これらの超塑性の多くは一種のクリープ現象であつて、普通の引張試験の

ようなひずみ速度では観察されないことが多い²⁴⁾。

鉄鋼においては $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ 変態、パーライト変態途中でこの現象がみられ、純鉄はもちろん炭素鋼、軸受鋼などすべての鋼は変態途中で超塑性現象を示す²⁵⁾。もちろんこれらは一種のクリープ現象である。しかし、フェライトとオーステナイトが混合したいわゆる microduplex 組織を示すステンレス系の鋼では、1 600~1 800°F の温度で引張つて超塑性を示す²⁶⁾²⁷⁾。

これらはすべて高温における現象であつて、室温付近における鋼の延性、靱性の向上に役立てるためにはあまり意味はない。室温付近で、二相共存して靱性に寄与させるためにはマルテンサイト変態によらなければならない。しかも数百%というような大きな伸びでなくても、200 kg/mm² 程度の強度で 30% 程度の伸びがあれば十分である。この意味で、前述のマルテンサイト変態誘起超塑性がきわめて注目されるわけである。

上述のような観点からすれば、変態誘起超塑性は一種の超塑性現象であるということができる。すなわち、加工によつてマルテンサイト変態をおこし、そのために加工硬化指数が非常に大きいような挙動を示す。普通の合金の場合には、真応力-真ひずみ曲線は(7)式に従い、 n の値が大きいほど加工硬化が著しく、ネッキングがおこりにくい。しかし、誘発変態をともしるときには、加工硬化そのものではないが、マルテンサイトを生成することによつて加工硬化が大きいと同様な作用をして、ネッキングをおこしにくくする。さらに考えなければならないことは、ネッキングをおこしにくくても、早期に破断してしまつてはお話にならないということである。応力集中部で変態を誘発することにより、応力集中を緩和し割れの発生をおこしにくくするばかりではなく、その成長も防止する作用がある。このようなネッキング防止作用と応力集中防止作用の2つが全伸びを大きくする基本的な原因であろう。

高温における超塑性現象とマルテンサイト変態誘起超塑性との相違は、原子空孔の役割の相違にあると考えられる。高温では原子空孔の移動が容易で早いため、二相境界での異常すべりが可能で、そのために数百%にもおよぶ伸びを示すが、マルテンサイト変態誘起超塑性では温度が低いので、原子空孔の寄与の可能性が少なく、伸びはせいぜい 100% 程度になる。鉛のようには変形できない。変形進行によつてマルテンサイト量を徐々に増し、ある程度以上の量となるとその温度で変態はそれ以上おこりえなくなり、ネッキング防止と応力集中緩和の作用が減少して破断にいたる。変態に限度があるのは、オーステナイトの加工安定化とも関係があるかもしれない。あるいは変態量に限度がなくても、マルテンサイト量が多くなつて、マルテンサイト内で割れを発生して破断にいたるのかもしれない。

とにかく、変態誘起超塑性をおこすときはネッキングをおこしにくいことは、BRESSANELL ら¹⁶⁾ および ZACKAY ら¹⁷⁾ によつても実証されている。

4.4 その他の機械的性質

前節で、割れ先端の応力集中部で変態が誘発されると応力集中を緩和するであろうことを述べたが、ANTOLOVICH²⁸⁾ は深いノッチの先端で割れ進行に先立つてマルテ

ンサイト変態が誘発されてゆく場合、変態によつて消費されるエネルギーのために破壊靱性 (K_{IC}) はそれだけ大きくなることを考察している。しかし、推測の域を出ていない。実際に K_{IC} が大きいことは後述する。

前にひずみ速度の影響について述べたが、そのひずみ速度が非常に大きくなつたときの吸収エネルギー、すなわち衝撃値が実用上非常に重要である。しかし、変態を誘発する場合の衝撃値についての研究は見当たらない。

FLOREENら²⁷⁾²⁹⁾³⁰⁾はオーステナイトとフェライトの二相が細かく分布した microduplex 組織をもつステンレス系合金の室温付近における性質について研究している。この場合、合金の組成、処理条件によつてはマルテンサイト変態を誘発する場合がある。このような場合も引張性質などについては前述とほとんど同じである。衝撃値については、マルテンサイト変態を誘発するような組成で衝撃値が高く、遷移温度が低い傾向を示しているが、変態の誘発とどのような関係にあるかについては明言を避けている。

マルテンサイト変態を誘発しながら疲労がおこる場合についても研究はあまりなされていないが、変態を誘発すると S-N 曲線が左下に下がるというデータもあるし(泉³¹⁾)、あまり大きな影響がないという意見もある³¹⁾。

5. TRIP 鋼

5.1 TRIP 鋼の組成、処理、機械的性質

上記のように加工誘発マルテンサイト変態および誘起塑性については、主としてステンレス系の鋼について地道な研究が積み重ねられていたが、この変態誘起塑性を室温付近でおこさせることによつて、鋼の延性、靱性を積極的に改善しようと考えたのが ZACKAYら¹⁾である。すなわち、141 kg/mm²以上の強さをもつ鋼で強度と靱性を両立させようと考えた。その原理は、オースフォームによつて強化し、変態誘起塑性によつて延性、靱性を向上しようとするものである。そして、このような鋼を TRIP 鋼と呼んだ。または self-healing steel (自分で傷を癒やす鋼)とも呼ばれる³²⁾。切欠や割れ先端における応力集中を自分自身で解消するような性質をもつからである。

オースフォームによつて大きな強化をおこさせるためには、炭素をある程度(約 0.1% C)以上含有することが必要であり、さらに Mo, V, Ti などの焼もどし二次硬化をおこさせる元素を含有するとオースフォームの効果が一層顕著になる¹⁰⁾³²⁾。変態誘起塑性を利用するためには、室温(その材料の使用温度)で多量のオーステナイトが存在し、そのオーステナイトはその温度で M_d と M_s の間にあり、変態誘起塑性を示すことが必要である。

ZACKAY ら¹⁾は表 1¹⁾に示すような鋼を使用した。A シリーズの鋼では C, Mo によつてオースフォームによる強化を大きくし、C, Cr, Ni, Mn によつて M_s および M_d 点を調整し、C, Mo, Si によつてオーステナイトを強化し^{*}、C, Mn などによつてマルテンサイトを強化しようとしているような意図がうかがわれる。炭素はあらゆる点で寄与が大きい。B, C および D 鋼についても同じであるが、 M_s , M_d の調整を主として Ni によつ

表 1 ZACKAY らの使用した TRIP 鋼の組成

記号	化学組成 (%)					
	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C
A-1	8.89	8.31	3.80	2.02	1.92	0.31
A-2	8.88	7.60	4.04	2.08	1.96	0.25
A-3	8.80	7.80	4.00	0.92	1.90	0.25
B	—	24.40	4.10	—	—	0.25
C	—	22.0	4.00	1.48	—	0.23
D	—	20.97	3.57	1.48	—	0.24

て行なつたものである。それゆえ、A シリーズの鋼では Cr, Mn を含有するために、オーステナイトの積層欠陥エネルギーが低く、 M_s と M_d の温度差が大きくて、変態誘起塑性の大きい温度範囲が広いと、少し M_s , M_d の調整が狂つてもかなりの延性を示す。実用上取扱いやすいわけである。そればかりではなく、オーステナイトの加工硬化も大きい。これに反し、B, C, D 鋼ではオーステナイトの積層欠陥エネルギーが A シリーズの鋼に比して高いから、 M_s , M_d をかなり厳密に調整しないと室温で変態誘起塑性が有効に作用しない。しかし、うまく調整すれば A シリーズに勝るとも劣らない変態誘起塑性を示すはずである。しかし、オーステナイトの加工硬化は少ない。これらのような組成の鋼が強靱化に最も有効な

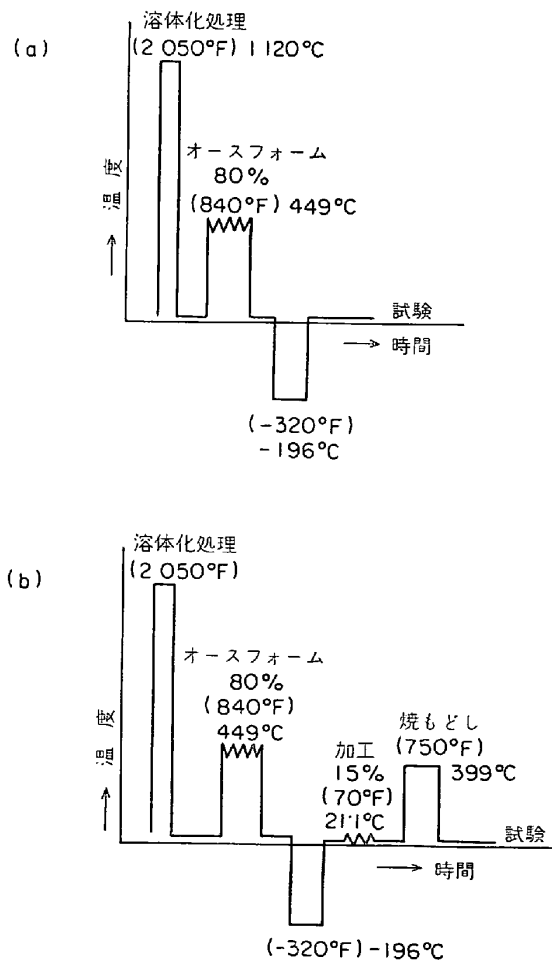


図15 TRIP 鋼についての ZACKAY らの処理法

* オーステナイトの固溶強化には C, N などの浸入型固溶元素が最も大きく働き、Mo, Si などのフェライト安定化元素などが浸入型元素の次に有効である。

表 2 TRIP 鋼の処理条件と機械的性質

実験 番号	鋼	オースフォーム		最低冷却 温度 (°C)	焼もどし保持時間		降伏強さ (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸 び (%)
		(%)	(°C)		(°C)	(min)			
1	A 1	—	—	—	—	—	38.7	56.2	35
2	A 2	10	499	-196	—	—	72.4	121.6	58
3	A 2	15	499	-196	—	—	77.3	120.2	56
4	A 2	20	499	-196	—	—	85.8	118.1	81
5	A 2	25	499	-196	—	—	99.1	136.4	48
6	A 2	30	499	-196	—	—	104.1	136.4	42
7	A 1	80	399	-196	—	—	151.9	168.0	26
8	A 1	80	449	-196	—	—	156.1	178.6	41
9	A 1	80	449	-196	—	—	157.5	180.7	36
10	A 2	80	449	-196	—	—	139.2	170.1	35
11	B	80	499	-17.8	599	30	112.5	120.2	49
12	B	80	499	-196	—	—	115.3	123.7	41
13	B	80	499	-196	—	—	113.2	123.7	40
14	B	80	499	-196	—	—	117.4	123.7	41
15	A 3	83	499	21.1	—	—	146.2	198.3	27
16	A 3	83	499	-196	—	—	143.4	197.6	30
17	A 3	83	499	-196	499	30	151.2	204.6	27
18	A 3	83	593	21.1	—	—	125.9	202.5	25
19	A 3	83	593	-196	—	—	130.8	203.9	25
20	A 3	83	593	-169	449	30	130.1	208.1	26

実験 番号	鋼	オースフォ ーム		最低冷却 温度 (°C)	第1回焼も どし		変態途中 加工温度		最低冷却 温度 (°C)	最終焼も どし		降伏強さ (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸 び (%)
		(%)	(°C)		(°C)	(min)	(%)	(°C)		(°C)	(min)			
21	A 1	80	449	-196	—	—	15	26.7	—	249	30	191.1	191.9	26
22	A 1	80	449	-196	—	—	15	21.1	—	349	30	203.9	203.9	24
23	A 1	80	449	-196	—	—	15	21.1	—	399	30	206.0	206.0	26
24	A 1	80	449	-196	399	30	15	21.1	—	299	30	199.7	199.7	26
25	A 2	76	449	-196	—	—	4	-196	—	249	60	201.8	209.5	22
26	A 2	76	449	-196	—	—	4	-196	—	349	60	216.5	217.2	21
27	A 2	76	449	-196	—	—	4	-196	—	449	60	213.0	86.5	22
28	A 2	14	249	-196	—	—	—	—	—	—	—	72.4	99.1	36
29	A 2	15	249	—	449	30	—	—	—	—	—	78.0	128.7	73
30	A 2	27	249	—	—	—	—	—	—	—	—	85.1	108.3	38
31	A 2	27	249	—	249	30	—	—	—	—	—	82.3	114.6	45
32	A 2	27	249	—	249	30	—	—	—	—	—	85.1	131.5	75
33	A 2	60	449	-196	—	—	10	-196	—	—	—	182.1	215.8	19
34	C	80	499	35.0	499	10	—	—	-109	499	30	99.1	102.7	46
35	B	80	499	—	499	10	—	—	-70	499	10	110.4	118.8	48
36	D	80	499	-196	499	30	—	—	-109	499	30	109.7	116.7	30
37	B	80	21.1	—	—	—	—	—	—	449	30	210.9	210.9	27

鋼であるかどうかについては今後の研究にまたなければならぬが、ZACKAY らの研究の範囲では、9%Cr, 8%Ni, 4%Mo, 2%Mn, 2%Si, 0.3%C を基本とする鋼がよいように述べている。

これらの鋼の処理法としては、図15に示すように、2050°F (1120°C) で溶体化処理し、室温に冷却すると全部オーステナイトである (M_s は室温以下)。これを450°C 付近でオースフォームし、サブゼロしてマルテンサイト変態をおこさせる。しかし、これらの鋼ではきわめてわずかししかマルテンサイト変態をおこしていない。 M_s 点が低すぎるような印象を受ける。マルテンサイト量が多いほど強さは高くなるから、これらを室温加工してオーステナイトを加工硬化させるばかりでなく、マルテンサイト変態をある程度誘発させてマルテンサイト量を調整 (強さの調整) し、これによつて強さは 141~211

kg/mm² 程度になる。そうすると、もちろん伸びは 80%程度から 25~30% に低下する。場合によつては 400°C で焼もどしする。このような処理によつて、残留オーステナイトがかなり多量に存在したオースフォーム強化鋼が得られるわけである。しかし、この処理が最良であるかどうかについては検討の余地はある。

表 2はこれらの鋼のいろいろな処理によつて得られる引張性質を示している (ひずみ速度 0.04/min)。オースフォームしなければ強さも伸びも小さいことが注目される (実験1)。オースフォームすると、20% オースフォームまでは強さも伸びも上昇し、118 kg/mm² の引張強さと 81% にもおよぶ驚くべき伸びを示すようになる。それ以上オースフォームすると強さは上昇するが伸びは下る。しかし、80%オースフォームで約176 kg/mm² の引張強さと 30% 以上の伸びを示している。この強さと

伸びの組み合わせは全く驚くべきものである。そして A3 鋼では約 211 kg/mm² の引張強さを持ち、約 25% あるいはそれ以上の伸びをもつ性質が得られている。このような驚くべき強靱性はこの表の多くの所で発見することができる。

この表では一般に、オーステナイトの積層欠陥エネルギーの低い A シリーズの鋼のほうが、B, C, D 鋼より

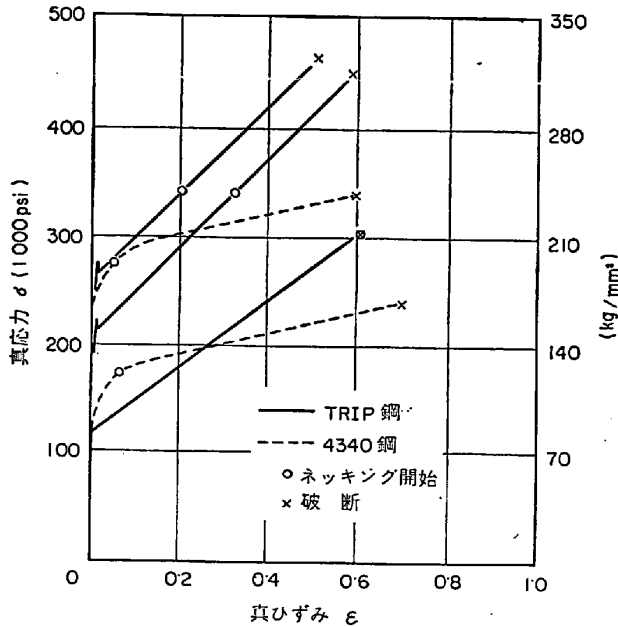


図16 TRIP 鋼と 4340 鋼の真応力-真ひずみ曲線 (表 2 における実験番号 4, 8, 23 の場合)

もすぐれた性質を示している。しかし、実験 37 で B 鋼がよい性質を示している。これはオーステナイトの積層欠陥エネルギーの高い合金でも、誘発変態が好都合におこる条件ではすぐれた塑性を示すからである。しかし、このエネルギーの低い鋼のほうがすぐれた塑性を示す条件が広いから実用上好ましい。

元来、ネッキングや割れの発生をおこさなければ、いかに高強度水準の材料でも伸びが大きいわけであるが、一般に、高強度水準の材料は転位源の活動や転位の運動が困難になつているので、応力集中の緩和ができず、割れを発生して早期に破断する。しかし、TRIP 鋼では多量に存在するオーステナイトの誘発変態によつて応力緩和が有効に行なわれるばかりではなく、本来の加工硬化とは言えないが、マルテンサイトを生成することにより見かけの加工硬化度が大きく、ネッキングもおこしにくい。図 16 は TRIP 鋼と 4340 鋼を比較してネッキングのおこりにくいことを示している。TRIP 鋼の応力-ひずみ曲線の特徴は前にも述べたが、表 1 に示す鋼では図 17 に示すように降伏後 リューダースバンドを生成しながら serration をおこしながら伸びてゆく。ZACKAY ら³³⁾³⁴⁾は TRIP 鋼の引張試験中の映画を撮影し、リューダースバンドの進行と serration の発生を明確に示した。これは田村ら³⁵⁾のマルテンサイトの引張試験の場合と似た点も多い。

また、この映画の中でスリット切欠試験片の引張試験を行なつていながら、割れは少し固くなつた餅を引き裂くように割れてゆき、決して走らない。いかに切欠靱性が大きいかを如実に示した。写真 7³³⁾はスリット切欠底部

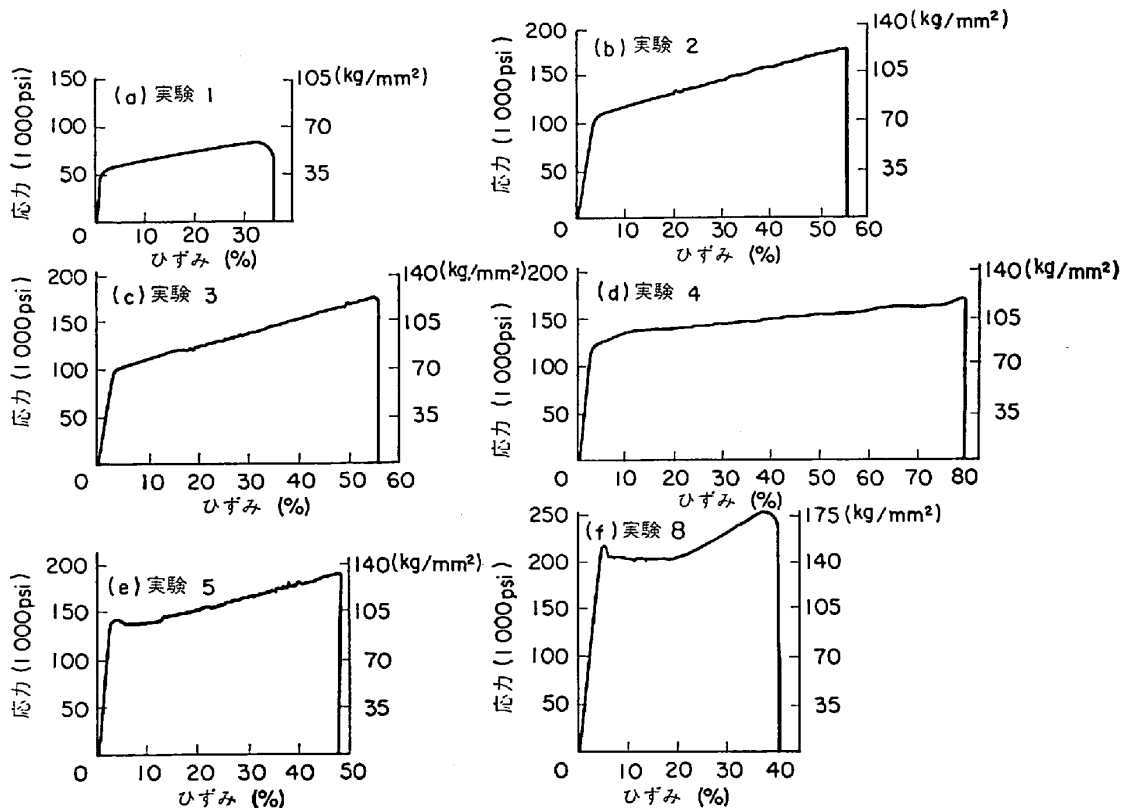


図17 TRIP 鋼の応力-ひずみ曲線 (実験番号は表 2 と同じ)

表 3 TRIP 鋼の引張性質におよぼすオースフォーム(伸線)加工度の影響

線直径 (in)*	加工度 (%)**	降伏強さ (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)***	伸び (%)	絞り (%)
0.171	53	122.3	140.6	49	53
0.168	55	116.7	139.2	44	52
0.157	61	142.0	155.4	42	59
0.149	65	138.5	147.6	40	55
0.141	68	147.6	157.5	40	58
0.110	81	159.6	172.3	32	55
0.100	84	155.4	196.9	40	54

* 0.25 in 直径の線のコイルから 427~454°C で、この直径に伸線した。

** 断面減少率 (%)

*** ひずみ速度 0.05/min

での割れの進行状況を示すものである。この映画は日本鉄鋼協会昭和 43 年度秋期仙台大会で筆者によつて上映された。しかし、映画はきわめて定性的であり、また前述の単軸引張試験による結果だけでは十分に靱性を評価できないので、三軸応力のかかる破壊靱性についてこの材料を考えてみなければならない。GERBERICH ら³⁶⁾は 9%Cr, 8%Ni, 4%Mo, 2%Mn, 2%Si, 0.3%C の標準組成付近の TRIP 鋼 (M_d 点は約 250°C) を用いて K_C 値と K_{IC} 値を求めた。その結果、162 kg/mm² の

表 4 TRIP 鋼の種々な温度における引張性質

試験温度 (°C)	引張強さ* (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	磁気感応
-196	190.5	8	23	強
-73	246.1	22	52	強
21.1	174.1	34	55	強
93	166.6	12	46	弱
204	154.7	6	32	弱
316	146.2	7	42	弱
427	137.8	6	39	弱
538	132.2	8	38	弱

* 427°C~454°C で 80% 伸線、線直径 0.115in、ひずみ速度 0.05/min

表 5 TRIP 線の引張性質におよぼすひずみ速度の影響

ひずみ速度 (min ⁻¹)	降伏強さ (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)
0.005	147.6	170.8	38	57
0.05	158.2	174.3	34	55
0.10	157.5	175.1	20	63
1.0	156.8	177.1	12	52

試験温度: 21.1°C

降伏強さ水準で K_C (室温) 250 ksi- $\sqrt{\text{in}}$ (875 kg/mm² $\sqrt{\text{mm}}$) 内外、 K_{IC} 室温で約 325 kg/mm² $\sqrt{\text{mm}}$ 、-196°C で約 486 kg/mm² $\sqrt{\text{mm}}$ という大きな値を得ている。これはマルエージング鋼に勝るとも劣らない値である。しかし測定法に問題がある。たとえば、 K_C の測定においては単純刃状ノッチ試片で行ない、厚さが 0.08in で薄すぎる。また、 K_{IC} の測定では 0.5 in 厚の試片を用いているがそれでも 486 kg/mm² $\sqrt{\text{mm}}$ の値に対しては薄すぎる。また、荷重-たわみ曲線は TRIP 鋼特有の不規則性を示し、直線部からずれる点をどこにおくか曖昧である。そのとりかたでかなり値が違う。ひずみ速度の影響も温度依存性もいまだ十分でない。変態を誘発するために特異な破面を示すことは注目すべきことで、今後の研究が待たれる。

衝撃値や疲労強度についての実験値がいまだ報告を見ないのは不思議であるが、衝撃値については二相共存ステンレス鋼で 4.4 節でふれたように、その強度水準に応じた普通程度の値よりも少し高い程度と考えられる。しかし、伸びのような驚くほどの高い値を示さないよう

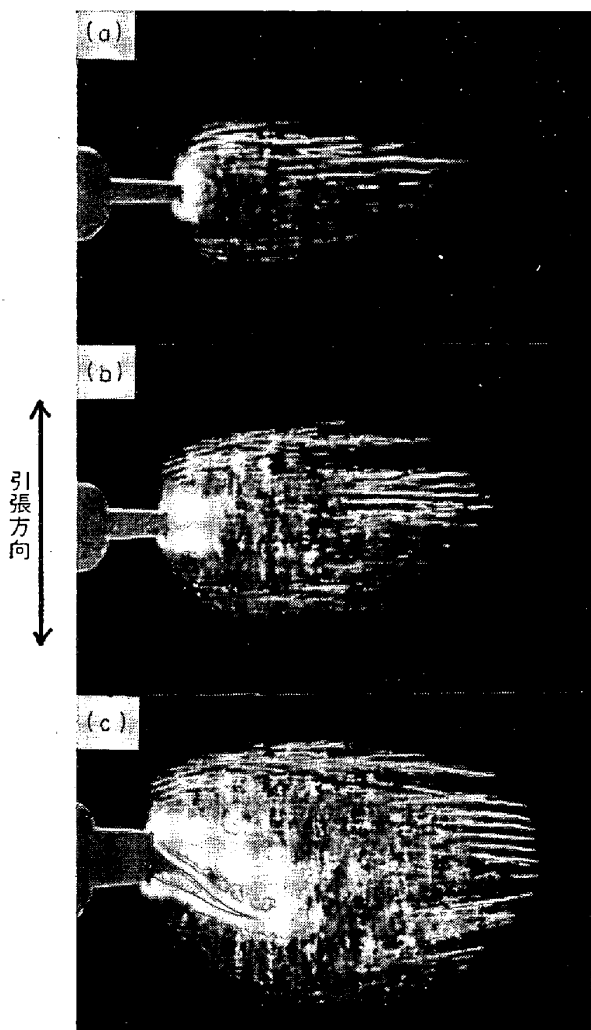


写真 7 スリット切欠 TRIP 鋼試片の切欠底部における割れの進行状況

ある。疲労強度についてはほとんどわかっていない³¹⁾。

5.2 TRIP 鋼の実用化, 用途および発展の方向

変態誘起塑性を利用してステンレス鋼の被加工性を向上させるのに利用されている。たとえば, 301 ステンレス鋼の組成を少し改良して, 室温加工で変態誘起塑性がおこるようにして伸線を容易にしたり³⁷⁾, 自動車のホイールカバーの複雑な形の深しぼりを容易にする³⁷⁾³⁸⁾ことに応用されている。しかし TRIP 鋼の本筋は超強靱鋼である。

Crucible Steel Corp. では上記標準組成の TRIP 鋼の実用化の研究を進め³⁷⁾, 線, 棒, 板状の TRIP 鋼を市販するにいたっている。工業生産上困難な点は, オースフォーム時の変形抵抗がかなり大きいので強固な圧延機などの加工機が必要である。また, そのときの潤滑剤にも問題があるが, Crucible ではこれを克服している。線材が当面の商品として有効のようである。同社製品の線材の性質は, 表 3³⁷⁾, 表 4³⁷⁾, 表 5³⁷⁾のようである。表 3 はオースフォーム加工度の影響で, 加工度(断面減少率%)が上昇するほど強さを増し, 伸び, 絞りはそんなに低下していない。表 4 は引張試験温度の影響で, 200°F (93°C) 以上では M_d 以上となり変態を誘発しない。徐々に変態を誘発する 70°F (21.1°C) 付近で伸びが最も大きいのは, 前にも述べたとおりである。そしてこのような温度で強さも高い。表 5 は室温試験におけるひずみ速度の影響を示している。ひずみ速度が大となると強さは高く現われ, 伸びは減少するが, 絞りはあまり変わらない。マルテンサイトの誘発が少なくなるためであろう。板についても同じことがいえるが, 圧延方向に対して縦方向と横方向を比較すると, 横方向の方が強さは高く, 伸びは著しく減少し, 方向性が著しく現われる。そのほか TRIP 鋼は応力腐食割れや水素割れをおこしにくい。溶接も可能であろうと考えられている。

TRIP 鋼の用途としては³⁷⁾³⁹⁾, 超強靱鋼, とくに延性靱性を重要視する用途に使用されるのはもちろんであるが, 残留オーステナイトが多いので低温脆性もおこしにくいであろうと考えられ, 低温用圧力容器材として好ましい。また, 耐食性にも恵まれており, 応力腐食割れや水素割れもおこしにくいので (9%Cr, 8%Ni, 4%Mo, 2%Mn, 2%Si, 0.3%C の場合), 化学機械装置や海洋開発用の潜水艇(バチスカーフ), 構築物などの構造用材料として注目される。そのほか, ねじ, ボルト材, 外科用針, 防弾鋼板, 高張力線やケーブルなど, いろいろな用途が考えられる。非常に広い可能性をもっている。しかも組成的にステンレス鋼程度の合金鋼で, マルエージング鋼よりも安価である点も注目される。しかし, 現状では衝撃, 疲労などについての基本的な性質についての研究が不十分であるばかりではなく, その他不明な点が非常に多い。

前にも述べたように, ZACKAY らの提唱している TRIP 鋼の組成, 処理法は必ずしも最良のものとはいえず, いろいろな改良あるいは発展の方向が考えられる。まず組成的に Mn を多くして Ni 量を減じることも一つの方向であろう。ZACKAY ら⁴⁰⁾も 13%Mn, 8%Cr, 0.21%N 鋼を 350°C で 60% オースフォームすることにより, 105 kg/mm² の強度と 50% の伸びが出たと報告している。また, 強化法としてオースフォームングを採用

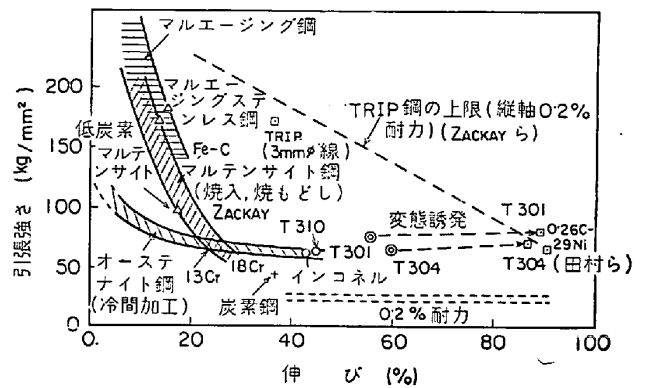


図18 鉄鋼材料の強度と延性

しているが, 必ずしもオースフォームによらなくても, 析出などのいろいろな強化法が考えられる。特にこの種の鋼では M_s 点の調整が非常にむずかしく, 少しの組成の変動によつて大きく M_s 点に変化する。それゆえ, 25%Ni マルエージング鋼や 17-7 PH ステンレス鋼のようにオースエージ(usage)することによつて M_s 点を調整し, しかもオースエージの析出によつて強化するならば, よりすぐれた TRIP 鋼が開発される可能性がある⁴¹⁾。

従来, 高い強度水準となると, 延性, 靱性が低下するのは当然のことであり, 延性, 靱性の不足なときは強さを犠牲にすることによつて補い, 延性靱性は出たところ勝負であつたが TRIP 鋼の考え方は高い強度水準で積極的に靱化しようとする一つの方向を示したもので, きわめて注目される。図 18⁴⁰⁾⁴¹⁾ は鉄鋼材料の強さと伸びの関係を示したもので, 変態誘起塑性を利用すれば, きわめて強靱な鋼の開発の可能性を示している。

6. む す び

以上, 加工誘発マルテンサイト変態, マルテンサイト変態誘起塑性, および TRIP 鋼についての概要を解説した。定性的な説明で不十分な点も多々あると思われるが, TRIP 鋼の考え方が超強靱鋼発展の一つの大きな方向であり, その原理の概要と重要性を感知していただくことができれば幸である。

本稿執筆に当たり, 時実正治助教および牧正志君の援助を得た。ここに感謝の意を表するとともに, 引用させていただいた文献の著者にも敬意を表するものである。

文 献

- 1) V. F. ZACKAY, E. R. PARKER, D. FAHR, and R. BUSH: ASM Trans. Quart., 60 (1967), p. 252
- 2) J. R. PATEL and M. COHEN: Acta Met., 1 (1953), p. 531
L. KAUFMAN and M. COHEN: Progress in Metal Physics, 7 (1958), p. 165
- 3) M. COHEN, E. S. MACHLIN, and V. G. PARANJPE: Thermodynamics in Physical Metallurgy, (1950), p. 242, ASM
- 4) J. ANGEL: J. Iron Steel Inst., 177 (1954), p. 165

- 5) 平山, 小切間: 日本金属学会, 昭和44年度春期大会講演概要, p. 190
- 6) 萩原, 金沢: 日本金属学会誌, 25 (1961), p.213
- 7) M. G. H. WELLS and D. R. F. WEST: J. Iron Steel Inst., 200 (1962), p. 710
- 8) R. P. REED and C. J. GUNTNER: Trans. AIME, 230 (1964), p. 1713
- 9) H. C. FIEDLER, B. L. AVERBACH, and M. COHEN: Trans. ASM, 47 (1955), p. 267
- 10) 田村: 鉄鋼材料強度学—強靱化と加工熱処理, (1969), p. 46 日刊工業新聞社
- 11) S. FLOREEN and J. R. MIHALISIN: ASTM Spec. Tech. Publ., No 369, (1965), p. 17
- 12) S. FLOREEN and C. R. MAYNE: ASTM Spec. Tech. Publ., No 370 (1965), p. 47
- 13) W. CHARNOCK and J. NUTTING: Metal Sci. J., 1 (1967), p. 123
- 14) 田村, 牧, 波戸, 油井: 日本金属学会誌, 33(1969) p. 1383 田村: 第14回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集, p. 17 (1969)
田村, 牧: 『変態中の加工と機械的性質』討論会テキスト (1969) 日本金属学会, p. 12
- 15) G. W. FORM and W. M. BOLDWIN Jr.: Trans. ASM, 48 (1956), p. 474
- 16) J. P. BRESSANELLI and A. MOSKOWITZ: Trans. ASM, 59 (1966), p. 223
- 17) 深瀬, 江波戸, 大久保, 松尾: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 38
- 18) 田村, 牧, 波戸: 未発表
- 19) G. W. POWELL, E. R. MARSHALL, and W. A. BACKOFEN: Trans. ASM, 50 (1958), p. 478
- 20) 田村, 牧, 波戸: 日本金属学会, 33(1969) p. 1376
- 21) 田村, 吉村, 岩崎, 茨木: 日本金属学会誌, 28 (1964), p.820
田村: Trans. ISIJ, 6 (1966), p. 249
田村, 大山: 日本金属学会誌, 30 (1966) p.1081
- 22) C. J. GUNTNER and R. P. REED: Trans. ASM, 55 (1962), p. 399
- 23) D. C. LUDWIGSON, J. A. BERGER: J. Iron Steel Inst., 207 (1969), p. 63
- 24) W. A. BACKOFEN, I. R. TURNER, and D. H. AVERY: ASM Trans. Quart., 53 (1964), p.980
- 25) D. OELSCHLAGEL and V. WEISS: ASM Trans. Quart., 59 (1966), p. 143
- 26) H. W. HAYDEN, R. C. GIBSON, H. F. MERRICK, and J. H. BROPHY: ASM Trans. Quart., 60 (1967), p. 3
- 27) R. C. GIBSON, H. W. HAYDEN, and J. H. BROPHY: ASM Trans. Quart., 61 (1968), p.85
- 28) S. D. ANTOLOVICH: Trans. AIME, 242 (1968), p. 2371
- 29) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 474
- 30) S. FLOREEN and H. W. HAYDEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 489
- 31) 蒲地: 『変態中の加工と機械的性質』討論会テキスト, 日本金属学会, p.126
泉: 私信
- 32) 田村: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 140
- 33) Steel, Oct. 9 (1967), p. 73
- 34) E. R. PARKER and V. F. ZACKAY: Scientific American, 219 (1968), p. 36
- 35) 田村, 時実, 芦田: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 695
- 36) W. W. GERBERICH, P. L. HEMMINGS, M. D. MERZ, and V. F. ZACKAY: ASM Trans. Quart., 61 (1968), p. 843
W. W. GERBERICH, P. L. HEMMINGS, and V. F. ZACKAY: Trans. AIME, 245 (1969), p. 1124
- 37) E. J. DULIS and V. K. CHANDHOK: Metal Progress, 95 (1969) Jan., p. 101
- 38) C. K. DIVERS: Metal Progress, 86 (1964) Aug., p. 115
- 39) Time, Aug. 18 (1967), p.159
- 40) 深瀬, 江波戸 『変態中の加工と機械的性質』討論会テキスト (1969) 日本金属学会, p. 20
- 41) 田村, 牧, 岡: 未発表