

UDC 669.15'24'295-194.56 : 669.14.018.41 : 669.14.018.282 :
669.112.227.3 : 539.4

論 文

Fe-Ni 合金におけるウィッドマンステッテン状
逆変態オーステナイトと機械的性質*

姫野 誠**・柴田 浩司***・藤田 利夫***

Effects of the Widmanstätten-like Reversed Austenite on
Mechanical Properties in Fe-Ni Alloys

Makoto HIMENO, Koji SHIBATA, and Toshio FUJITA

Synopsis:

The effects of morphology, size and stability of reversed austenite ($\gamma_{rev.}$) on the mechanical properties have been investigated in very low C-high Ni-Steels with particular reference to the Widmanstätten-like $\gamma_{rev.}$ (γ_W). The main results are summarized as follows:

- (1) Precipitation of γ_W caused increase of tensile strength and yield strength of steels investigated.
- (2) Strengthening by the precipitation of relatively stable γ_W was detrimental for the increase of ductility at low temperature, which is the characteristic of low C-Ni-Steels.
- (3) When the stability γ_W was relatively low, the high ductility at low temperature was obtained together with remarkable strengthening by γ_W .
- (4) Increase of absorbed energy together with some strengthening was observed in the steels in which small amounts of very fine γ_W precipitated.
- (5) The marked strengthening by the precipitation of a large amount of γ_W decreased absorbed energy. Precipitation of (γ_{LB}) along the lath boundaries did not cause remarkable increase of hardness but the decrease of absorbed energy by large amounts of γ_{LB} was smaller than that by γ_W .

1. 緒 言

近年、鉄鋼材料の高強度化への要求に伴い、一般に、強度とは相反する性質とされている延性、靱性をいかに付加するかが問題とされ、また極低温まで十分な靱性を保持する bcc 系鋼の開発も望まれている。このような要求に対し、マルエージ鋼、低温用鋼を対象として、bcc に比べ高い延性、靱性を備えた fcc 結晶構造を有するオーステナイト (γ) 相を導入することにより、優れた性質を得ようとする試みが多くなされている^{1)~5)}。しかし、 γ 導入の効果については、有効であるとする報告と否定的な報告があり、定説がない。これは逆変態 γ ($\gamma_{rev.}$) の導入と同時に起こるマトリクスの回復、他の析出現象など種々の要因の影響で、 $\gamma_{rev.}$ の効果だけを取り出すことが困難なためと考えられ、各要因の寄与を正確におさえた研究が望まれている。

一方、 M_s 点が室温付近の Fe-Ni 基合金において、拡散が十分に関与できるような方法で逆変態させることにより、ウィッドマンステッテン状の $\gamma_{rev.}$ (γ_W) が生成する場合があります⁶⁾⁷⁾、このような $\gamma_{rev.}$ が機械的性質にどのように影響するかは、興味深い問題である。

本研究では、特にこの γ_W に注目し、 $\gamma_{rev.}$ の形状、量、安定度などが機械的性質にどのような影響を与えるかを調べることを目的とした。

2. 実験方法

Table 1 に供試鋼の化学組成を示す。いずれも電解鉄、電解ニッケルを原料として、高周波誘導真空溶解炉により溶製されたものである。鋼 A~C は、 γ_W の生成を促進するため少量の Al, Ti が添加されており、Ni 量により変態温度域を変化させたものである。(Al, Ti の γ_W 生成促進作用については別に報告する⁷⁾⁸⁾。)

* 昭和 51 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 4 月 21 日受付 (Received April 21, 1978)

** 東京大学工学部大学院 (現 川崎製鉄) (Graduate School, The University of Tokyo, Now Kawasaki Steel Corp.)

*** 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku Tokyo 113)

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	Ni	Al	Ti	O
A	0.002	—	0.009	24.7	0.084	0.056	0.003
B	0.002	—	0.021	22.5	0.083	0.051	0.005
C	0.002	—	0.009	20.4	0.075	0.052	0.003
D	0.004	0.08	0.20	24.2	0.083	0.053	0.004
E	0.005	0.09	0.20	24.1	0.025	0.002	0.004
F	0.003	0.15	0.20	26.9	0.025	0.002	0.005

鋼 D, E は Ni 量を約 24% にそろえ, Al, Ti を添加したものおよびこれらを低く抑えたものである。鋼 F も Al, Ti は低く抑えてあるが, Ni 量が 27% と多くなっており, ($\alpha + \gamma$) 2 相温度域での長時間等温保持により γ_w が生成する⁷⁾。

鋼塊を 1200°C で熱間鍛造・圧延して 14 mm および 8 mm 厚の板材とし, 8 mm 厚板材はさらに約 1 mm 厚まで冷間圧延を行ない, 冷延材より引張試験片を, 14 mm 厚熱延材より標準シャルピー試験片を作製した。アルゴン雰囲気中 900°C × 1 h の溶体化処理後, -78°C × 3 h の深冷処理を行ない, その後の γ_{rev} 導入熱処理に供した。なお, 鋼 A ~ E は深冷処理状態でほぼ完全にラス状マルテンサイト組織であるが, 鋼 F は M_s 点が低いため約 4% の残留オーステナイト ($\gamma_{ret.}$) が存在した*。

γ_{rev} の導入は, 鋼 A ~ C では 0.5°C/min の加熱速度で逆変態途中の温度まで加熱後空冷する方法により行ない, 鋼 D ~ F では ($\alpha + \gamma$) 2 相温度域 (鋼 D, E で 460 および 490°C, 鋼 F で 400 および 460°C を採用) で, 1~30 h (一部 100 h) 等温保持する方法により行なつた。

上記のような熱処理により種々の形状, 量, 安定度の γ_{rev} を導入した試料について, 0 ~ -196°C の温度範囲で引張諸性質を調べた。また, 靱性への影響を調べるため, 鋼 D ~ F を用いて, -196°C でシャルピー試験を行なつた。

各熱処理による微視組織の変化は 150 kV 透過電顕により観察し, γ_{rev} の定量は熱延材を用いて MILLER の X 線回折法⁹⁾ により行なつた。なお, 引張試験に用いた冷延材の γ_{rev} 量は冷間圧延集合組織のため X 線による定量に問題があり一部しか行なわなかつたが, 電顕で見ると熱延材との差はほとんど認められなかつた。

3. 実験結果

Photo. 1 は鋼 A ~ C を 0.5°C/min の加熱速度で逆変態途中の各温度まで加熱後空冷したときの透過電顕組織

* 本論文では, 焼入れ時に残留する γ を $\gamma_{ret.}$, その後の焼もどし時に逆変態により導入された γ を γ_{rev} として区別する。

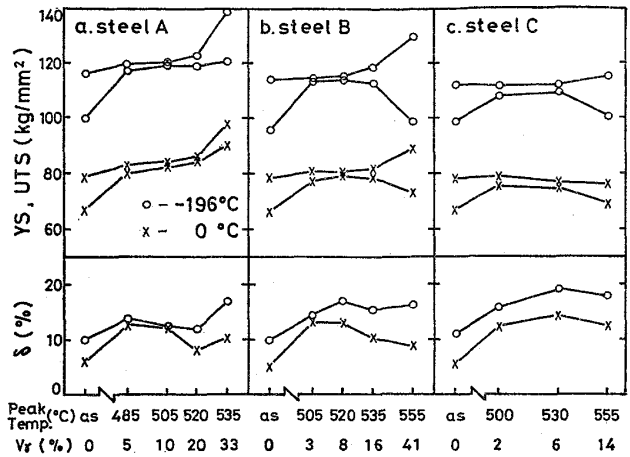


Fig. 1. The changes of tensile properties as functions of temperature as well as volume fraction of austenite formed when heated to each temperature at 0.5°C/min, (a) steel A, (b) steel B, and (c) steel C.

である。いずれの鋼も, 逆変態初期にラス境界に沿つた γ_{rev} (γ_{LB}) が観察され, その後 γ_w の量が増していくという組織変化を示すが, Ni 量が少なく変態温度域の高い鋼ほど生成する γ_w は粗大で, 密度も疎となつている。

Fig. 1 に鋼 A ~ C の 0°C と -196°C における引張強さ (UTS), 降伏強さ (YS) および破断伸び (δ) の変化を, 横軸に γ_{rev} 導入の際の最高加熱温度をとつて示す。図中, 最高加熱温度の下に, 導入された γ_{rev} 量の測定結果 (V_r) を示した。

鋼 A ~ C に共通して, 逆変態のごく初期 (γ_{LB} が観察される段階) に, YS および δ の著しい増大が認められ, この際 UTS も若干上昇している。逆変態の生起および進行による γ_w の生成およびその量の増大に伴い, UTS は鋼 C の 0°C での結果を除き, 単調増加を示している。一方, YS の方は, 逆変態初期の著しい増大のあとは UTS ほど増加傾向は大きくなく, 鋼 B, C では高温側で低下を示している。 δ は逆変態初期の大きな増大ののち, 強度の上昇とともに低下する傾向を示している。ここで鋼 A, B において, 逆変態の初期の温度まで加熱したものは 0°C と -196°C での δ の値の差が小さくなつてはいるが, その後高温まで加熱すると再びその差が大きくなつている。

次に, 鋼 D, E における 460°C 等温保持の結果を示す。Photo. 2 はその透過電顕組織である。少量の Al, Ti を含む鋼 D では, 等温保持初期には γ_{LB} のみが観察されるが, 3 h 保持程度で極微細な γ_w が観察されはじめ, 長時間保持により Photo. 2 (b) に示すように,

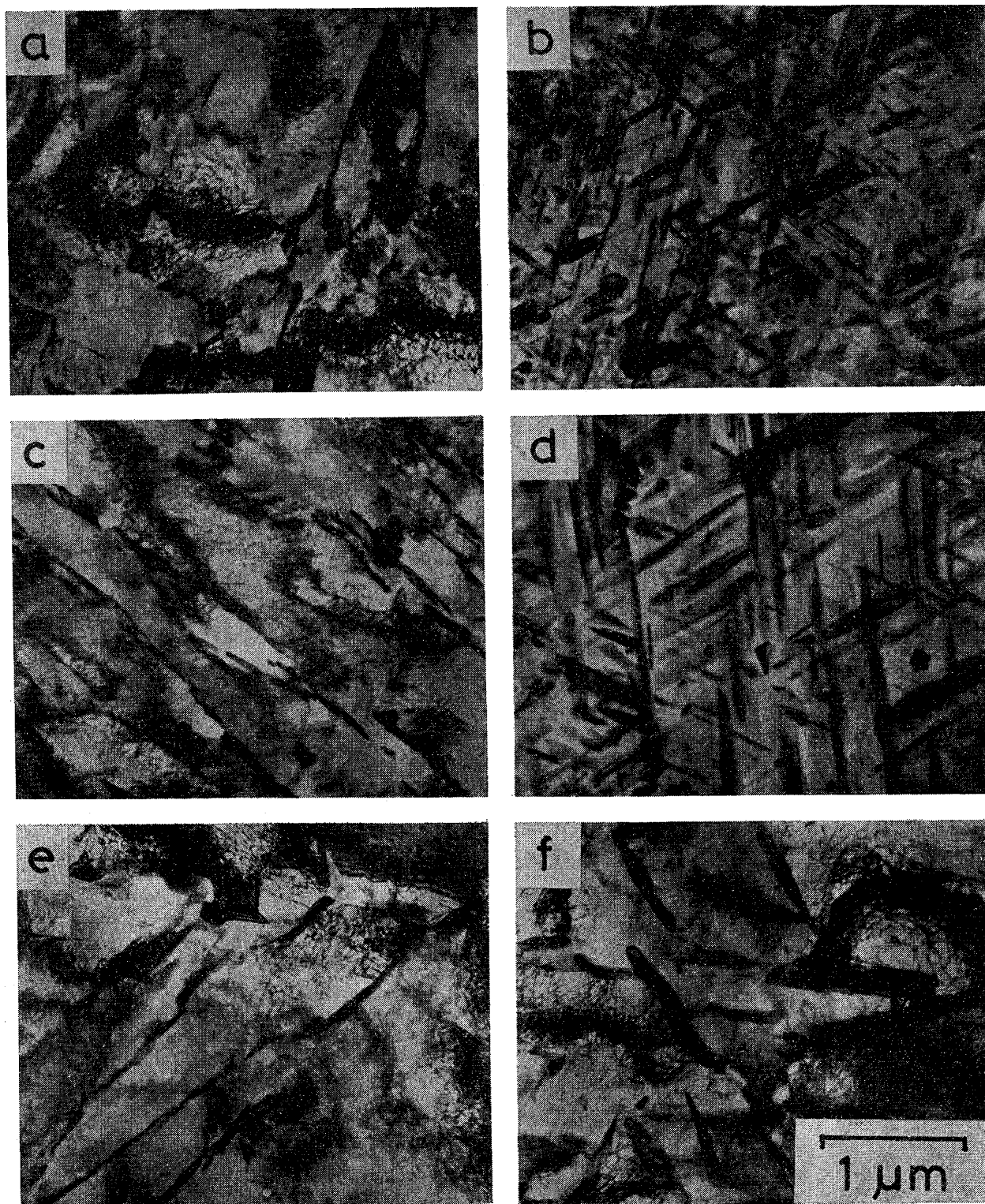


Photo. 1. Microstructures of steel A~C heated to each temperature at 0.5C/min, (a) steel A, 485°C (b) steel A, 535°C, (c) steel B, 505°C, (d) steel B, 555°C, (e) steel C, 500°C, and (f) steel C, 555°C.

γ_W が非常に高密度に生成する。これに対し, Al, Ti 量の少ない鋼 E では, 全保持時間にわたり, 観察される $\gamma_{rev.}$ はすべて γ_{LB} であり, γ_W の生成は認められなかった。

Fig. 2 に鋼 D, E の 460°C 等温保持による, 0°C, -196°C における UTS, YS, δ および -196°C における V-ノッチシャルピー吸収エネルギー (vE) の変化を示す。ここでも導入された $\gamma_{rev.}$ 量を保持時間の下

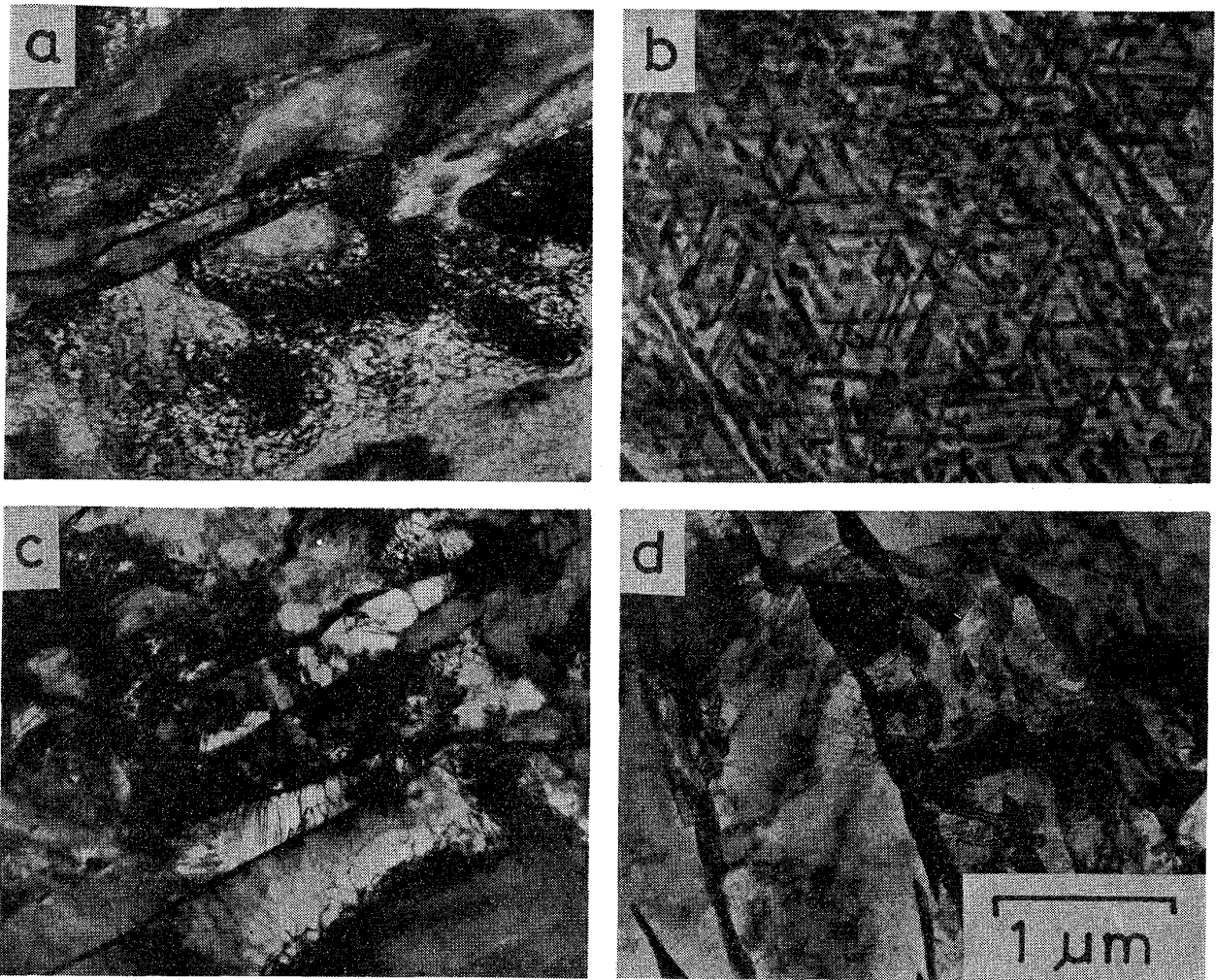


Photo. 2. Microstructures of steel D and E aged at 460°C, (a) steel D, 1 h, (b) steel D, 30 h, (c) steel E, 1 h, and (d) steel E, 30 h.

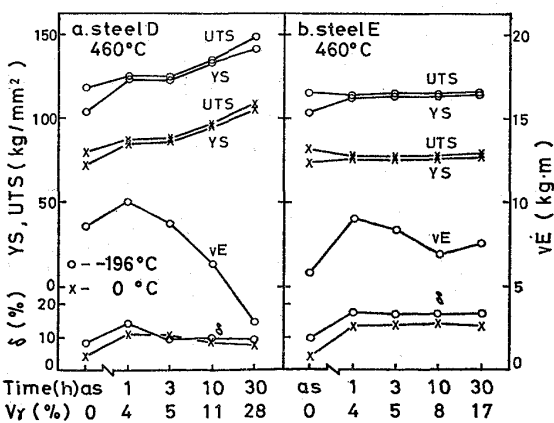


Fig. 2. Effects of holding time at 460°C and volume fraction of γ on tensile properties and absorbed energy, (a) steel D and (b) steel E.

に付記した。

鋼Dにおける YS, UTS は, 等温保持初期, γ_{LB} のみが観察される段階で大きく増大し, その後も γ_w 量の

増加とともに単調増大を示している。 δ は等温保持の初期に大きな増大を示したのち, 強度の上昇とともに若干低下する。ここで保持時間 3 h 以上で, 前述の鋼 A, B の逆変態初期の場合と同様に, 0°C と -196°C での δ の差が小さくなる現象が認められる。 vE も初期に増大を示すが, 長時間側で強度の上昇とともに大きく低下している。

Al, Ti 量が少なく γ_w の生じない鋼Eでは, 等温保持初期に YS は若干上昇するが, UTS は低下を示し, その後長時間側で γ_{rev} 量が増しても YS, UTS はほとんど変化しない。 δ も初期に大きな増大を示したのち長時間側までほぼ同じ値をとっているが, 本鋼の場合, 前述の鋼 A, B および D で見られたような, 0°C と -196°C での δ の差が小さくなる現象は, 全保持時間にわたって認められない。 vE は等温保持初期に大きく増大するが, 長時間で γ_{rev} 量の増加とともに, 強度の変化がほとんどないにもかかわらず低下する傾向を示している。

次に鋼 D, E の 490°C 等温保持の結果を Fig. 3 に示す. 490°C 保持による組織変化は 460°C 保持の場合と同様, 鋼 D で γ_W , 鋼 E で γ_{LB} が生成するが, 鋼 D で

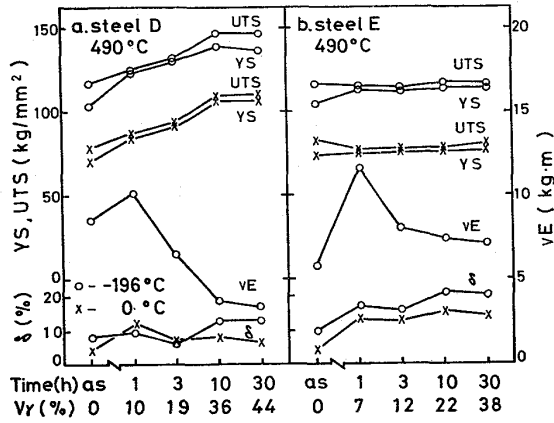


Fig. 3. Effects of holding time at 490°C and volume fraction of γ on tensile properties and absorbed energy, (a) steel D and (b) steel E.

は 1 h 保持で既に非常に微細な γ_W が γ_{LB} に混じって生成しているのが観察された. 長時間側では, Fig. 3 の下部に示すように γ_{rev} 量が非常に多くなり, γ_{rev} そのものも 460°C 保持に比べかなり粗大になる.

鋼 D における YS, UTS は 460°C 保持の場合と同様, γ_{rev} 量の増大とともに上昇するが, 長時間側で特に -196°C において加工硬化量 (すなわち YS と UTS の差) が増大を示している. δ の変化において, 短時間側で 460°C 保持の場合と同様, 0°C と -196°C で の値の差が小さくなる現象が認められ, -196°C の方がかえって小さな値を示している. しかし, 長時間側では -196°C における δ が増大を示し, 0°C における値との差が大きくなっている. VE は 460°C 保持の場合と同様, 等温保持初期に増大したのち, 長時間側で低下を示している.

鋼 E の 490°C 保持の結果も 460°C の場合とほぼ同じであるが, 長時間側で UTS の若干の増大および δ の上昇 (特に -196°C で著しい) が認められる.

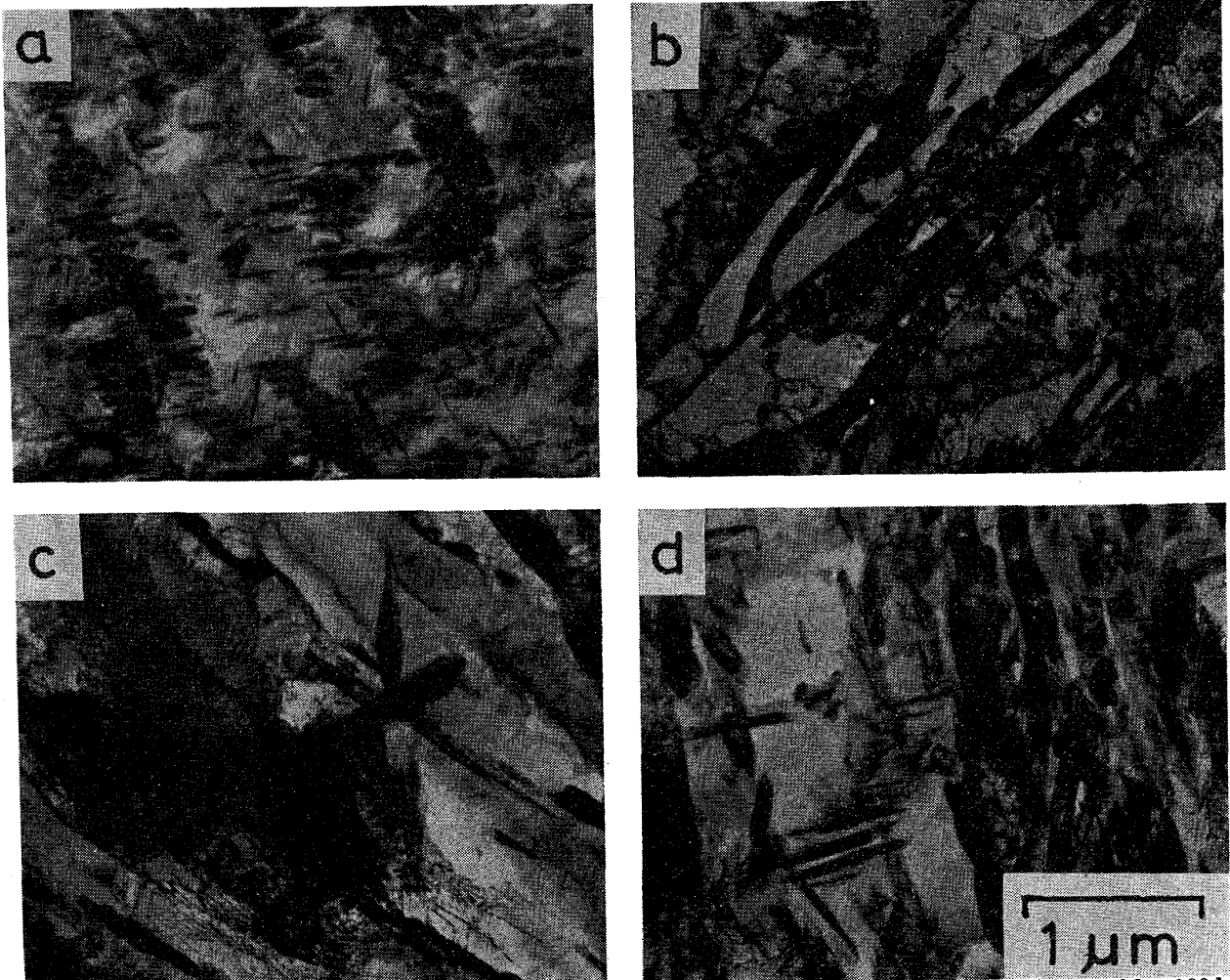


Photo. 3. The changes of microstructures in steel F with isothermal heat treatments, (a) 400°C x 100 h, (b) 460°C x 3 h, (c) 460°C x 10 h, and (d) 460°C x 30 h.

4. 考 察

最後に鋼Fに関する実験結果を示す。Photo. 3は鋼Fを400および460°Cで等温保持したものの微視組織である。鋼FにおけるAl, Tiの量は前述の鋼Eとほぼ同じであるが、鋼Eで観察された $\gamma_{rev.}$ がすべて γ_{LB} であるのに対し、Ni量が27%と多くなっている鋼Fでは、400°C×100hの等温保持によりPhoto. 3(a)のような微細な γ_W が生成する。しかし、Photo. 1のbあるいはPhoto. 2のbと比較すると、その密度は非常に微細なものを含めるとAl, Tiを含む鋼A, Dよりは低い。また460°Cにおいても、3h程度保持したものは γ_{LB} しか観察されないが、10および30hになるとかなり粗大ではあるが γ_W が生成している。

Fig. 4に鋼Fの400および460°C保持による機械的性質の変化を示す。なお、本鋼では焼入れ状態で約4%の $\gamma_{ret.}$ を含むため、図中 $V\gamma$ (%)は $\gamma_{ret.}$ と $\gamma_{rev.}$ を合わせた値である。

■ 400°Cでの等温保持により、長時間側でPhoto. 3, (a)に示すように微細な γ_W が生成するが、これに伴いYS, UTSは増大を示す。しかし δ および vE は強度の上昇に伴って低下する傾向を示している。

460°C保持では、3h保持まではUTSが低下を示し、3hと10hの間で上昇している。これは組織観察上10h保持以上で γ_W が観察されることを考えると、興味深い結果である。 δ および vE は等温保持初期に増大を示すが、長時間側で鋼D, Eと同様な vE の低下が認められる。

■ なお、本鋼の場合400および460°C保持に共通して、加工硬化量(YSとUTSの差)が0°Cでは小さく、-196°Cで大きくなっている。

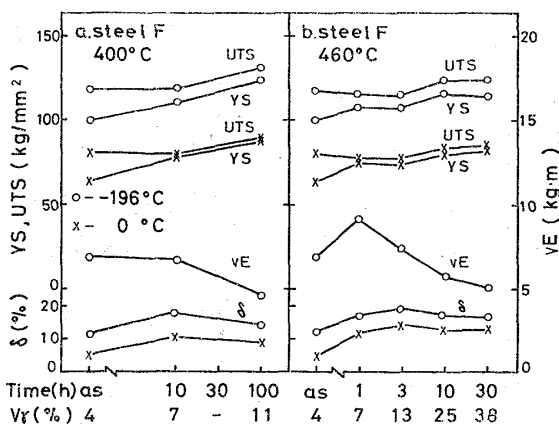


Fig. 4. Effects of holding time and volume fraction of γ on tensile properties and absorbed energy in steel F aged at (a) 400°C and (b) 460°C.

4.1 $\gamma_{rev.}$ の強度への影響

本研究で用いた鋼の多くにおいて、 $\gamma_{rev.}$ の導入に伴ってYS, UTSが増大を示したが、この強度上昇に寄与する可能性のある要因としては、次の3つが考えられる。

(1) 微細に生成した γ_W が転位の運動を妨げることによる強化、あるいは γ_W がマルテンサイトラスを分断することによる細粒化強化。

(2) $\gamma_{rev.}$ 以外の要因(微量添加元素の影響)による強化。

(3) $\gamma_{rev.}$ の加工誘起変態によるUTSの増大

このほかに、 γ_{LB} がマルテンサイトパケットを分断することによる細粒化強化も考えられるが、生成する $\gamma_{rev.}$ がすべて γ_{LB} である鋼E(Fig. 2, 3)において、 $\gamma_{rev.}$ の導入によりYSは若干上昇するがUTSの増大は認められず、この γ_{LB} による細粒化強化が仮にあつたとしても、あまり大きなものではないことを示している。また、この場合の若干のYSの上昇にしても、この程度の上昇は、一般の極低炭素マルテンサイト鋼における $\gamma_{rev.}$ の生じない単なる焼もどしにおいても認められ、焼入れ状態のマルテンサイトにおける転位の可動性等からの説明もなされており¹⁰⁾、単純に γ_{LB} の効果と考えることはできない。したがって、鋼A~Dの逆変態初期、 γ_{LB} のみが観察される段階におけるYSおよびUTSの増大は、本実験で採用された電顕観察の倍率ではとらえることのできない微細な γ_W あるいは他の何らかの析出現象が寄与しているものと考えられる。

そこで、強化要因の1番目に挙げた γ_W の析出強化あるいは細粒化強化、および2番目の微量添加元素の影響について考えてみる。鋼A~DおよびFに関する実験結果は、 γ_W の生成によりYS, UTSが増大することを示唆しているが、微量添加元素(特にAl, Ti)が何らかの形で強化に寄与している可能性も考えられる。しかし $\gamma_{rev.}$ の導入によりほとんど強度上昇を示さない鋼EとAl, Tiなどの微量元素量のほぼ等しい鋼Fにおいて、 γ_W が生じることによりYS, UTSの増大が認められることは、Al, Tiなどの影響から独立した形で γ_W による強化作用の存在を示しているものと考えられる。

微細に析出した γ が強化作用を有するという報告は従来いくつか見られるが^{11)~13)}、田中ら¹²⁾はFe-Ni-Co合金における γ 生成過程で硬度上昇が生じる場合、マルテンサイト中の溶質原子の濃度変化に対する格子定数変化が大きいことから、格子歪が1つの原因になつていると

考えている。しかし、Fe-Ni 2元合金において生ずる微細 γ_{rev} が強化に寄与するという報告は見られないようであり、詳しい機構については明らかでない。条件が整い微細な γ 中の溶質濃度がかなり高くなれば Fe-Ni-Co 合金ほどでないにしろ格子歪が生ずることも考えられるし、また γ の方が剛性率が高く母相との剛性率の差も強化に寄与することも考えられる。

鋼AからB、CとNi量が減り、逆変態温度域が高くなるにつれ、Fig. 1に見られるように逆変態初期の強化が減少しているが、これはこの順に γ_w の密度および微細さが減少し、上記 γ_{rev} による強化機構が弱まってくるからと考えられる。

一方、Al Tiを含むと微細な γ_w が密に生じることが観察されたが、Fig. 2, 3からもわかるようにAl, Tiはまた逆変態の進行を促進する効果を有しているようである。

Fig. 4の鋼Fの結果では、逆変態初期に上記硬化が観察されないが、これは鋼Fが他鋼より逆変態温度域が低いので微細な γ_w が生成されるが、Al, Ti量が低いため鋼A, Dに比べれば密に生成されず、また逆変態の進行も遅れ、焼もどしによる軟化とのかね合いの結果そうなるのではないかと考えられる。しかし時間の経過とともに γ_w が増加し強度も上昇する。

ここで、鋼Fにおいて、全保持時間にわたり -196°C における加工硬化量 (YS と UTS の差) が 0°C のそれにくらべ大きな値を示していることは、鋼DやE (Fig. 2, 3)と大きく異なる実験結果である。この原因の1つに鋼Fが焼入れ状態ですでに含んでいる γ_{ret} の存在が考えられる。つまり、 $400\sim 460^\circ\text{C}$ 程度の温度で導入された γ_{rev} は比較的安定度が高いのに対して、焼入れ時存在する γ_{ret} はその後の γ_{rev} 導入熱処理により溶質原子濃度が若干高められたとしても γ_{rev} よりは安定度が低く、この安定度の低い γ_{ret} が低温における変形で加工誘起変態を起こすことにより加工硬化量を増大させていると考えられる。

γ_{rev} と γ_{ret} の安定度の相違について考察すると以下のようなになる。本研究で用いた加熱温度は平衡状態図の $\alpha + \gamma$ 2相域にあり、 γ_{rev} は $\alpha'(C_0) \rightarrow \alpha(C_1) + \gamma_{rev}(C_2)$ なる反応で生じ溶質原子を濃縮する。ここでCは溶質濃度で $C_1 < C_0 < C_2$ である。一方、 γ_{ret} は平衡論的には $\gamma_{ret}(C_0) \rightarrow \alpha(C_1) + \gamma(C_2)$ なる反応で分解することが考えられるが、熱膨張曲線に、この反応に対応する膨張が観察されなかつたことや、組成はわずかに異なるが類似鋼である Fe-25.4Ni-2.4Cr 合金における磁気測定結果でもこのような残留オーステナイトの分解は見られな

かつた¹⁴⁾ ことから、この種の合金ではおそらく γ 中の置換型原子の拡散速度が低いため、 γ_{ret} が分解しにくいものと考えられる。しかし γ_{ret} は分解しない場合でも、実験的に確めてはいないが、周囲の α' から溶質原子を吸収し溶質濃度を上げ、系全体の自由エネルギーを下げる可能性が考えられる。その場合でも γ 中の拡散速度が低いため溶質原子の濃縮はわずかであろう。このような理由で γ_{rev} の方が γ_{ret} より化学的に安定となる。

さらに γ_{ret} は微細 γ_{rev} より大きいと考えられるが、EASTERLINGら¹⁵⁾¹⁶⁾、KINSMANら¹⁷⁾のCu-Fe合金中に微細析出するFe粒子の変態挙動に関する研究、およびPORTERら¹⁸⁾、牧ら¹⁹⁾のマルテンサイト変態におよぼすオーステナイト結晶粒径の効果に関する研究結果から、微細に生じた γ_{rev} は周囲の母相からの拘束力により変態しにくいこと、比較的大きな γ_{ret} は変態の際の拘束力を緩和する可能性をより多く有していると考えられることから、 γ_{ret} は γ_{rev} より不安定であろうと推察される。上記研究者らの結果では粒径が小さくなるとマルテンサイト中の微視組織が変化することが認められている。

しかし4%程度の γ_{ret} の加工誘起変態で -196°C における加工硬化挙動をすべて説明できるかという疑問も残り、今後さらに深めなければならぬ問題であろう。

以上のことから、鋼Fにおける強度上昇には安定度の低い γ_{ret} のTRIP現象が多少寄与していることも考えられる。しかし、TRIP現象はUTSの増大には寄与してもYSを増大させる働きはないと考えられ、鋼Fの 400°C 、100h保持のものYSが焼入れ状態でのUSTより大きな値を示すことは、TRIP現象以外の何らかの強化機構、すなわち γ_w の析出強化あるいは細粒化強化が存在することを示している。

以上、 γ_{rev} 導入の強化要因について考えてきたが、一般に γ_{rev} の導入は次のような強度低下要因を持つと考えられる。

まず、強度に関して単純な混合則が成り立つとすればマルテンサイト相に比べ強度の低い γ 相が生じることにより材料全体の強度は低下することが考えられる。次に、 γ_{rev} 導入熱処理によりマルテンサイト相自体の回復軟化が起こることも考えなくてはならない。3番目に、 γ_{rev} がいわゆる応力誘起変態を起こすことによりYSを低下させる可能性がある。すなわち、 γ_{rev} の安定度が低く、マルテンサイト母相自体の降伏強さより小さな応力でマルテンサイト変態を起こすような場合、YSを低下させる。

試料の強度は以上挙げたような各種の強化要因および強度低下要因の大小関係により支配されると考えられるが、ここでこのことを鋼A~Cに関する結果 (Fig. 1) について検討してみる。

鋼A~Cにおける UTS が、加熱温度が高くなり γ_w が増加するのに伴い、鋼Cの 0°C における結果を除き、すべて単調増加を示すのは、 γ_w による析出強化、細粒化強化、 $\gamma_{rev.}$ の TRIP 効果などの UTS 増大要因の総和が、 γ 相の低強度にもとづく強度低下、マルテンサイト母相の回復などの UTS 低下要因の総和を上回っていることを示す。これに対し、鋼Cにおける 0°C の結果のみが $\gamma_{rev.}$ 量の増大とともに低下を示すのは、この鋼で生成する γ_w が鋼A, B に比べて粗大で、第1の強化原因すなわち γ_w の析出強化、細粒強化が小さいためと考えられる。つまり、-196°C では $\gamma_{rev.}$ の TRIP 効果による UTS 上昇作用のため、かろうじて強化要因の総和の方が大きいものの、試験温度 0°C では TRIP 効果による強度上昇が小さくなり、強度低下要因の総和の方が大きくなるため UTS は低下を示すものと考えられる。

次に YS の変化についてみると、 $\gamma_{rev.}$ が YS に与える影響の中で UTS の場合と大きく異なる点は、すでに述べたように、UTS においては TRIP 現象が強化要因として働くのに対し、YS ではいわゆる応力誘起変態により強度低下要因として働く可能性があることである。また、応力誘起変態による YS の低下がないにしても、少くとも TRIP 現象が YS を増大させる要因として働くことはない。鋼A~Cすべてにおいて、 $\gamma_{rev.}$ を高温で導入したもののほど YS と UTS の差が大きくなっていることは、高温で導入した $\gamma_{rev.}$ ほどの安定度が低く TRIP 現象を起こしやすいことを示唆している。

4.2 $\gamma_{rev.}$ の延性・靱性への影響

鋼A, B (Fig. 1) における逆変態初期および鋼D (Fig. 2, 3) を 460 あるいは 490°C で等温保持した場合、0°C と -196°C における δ の差が小さくなる現象が認められるが、これに関して Fig. 5 に鋼Aに各熱処理を施したものにおける引張特性の試験温度依存性を示す。Fig. 5 を見ると、焼入れ状態 ((a)) および 520°C、535°C まで加熱したもの ((d), (e)) では試験温度の低下とともに δ は増大を示しているが、485 あるいは 505°C まで加熱したもの ((b), (c)) では δ の試験温度依存性が小さくなっている。一般に低炭素含 Ni 鋼では γ が存在していなくても低温になるほど δ が増大を示すことはよく知られており²⁰⁾、485 および 505°C まで加熱したもので低温の δ の増大が認められないの

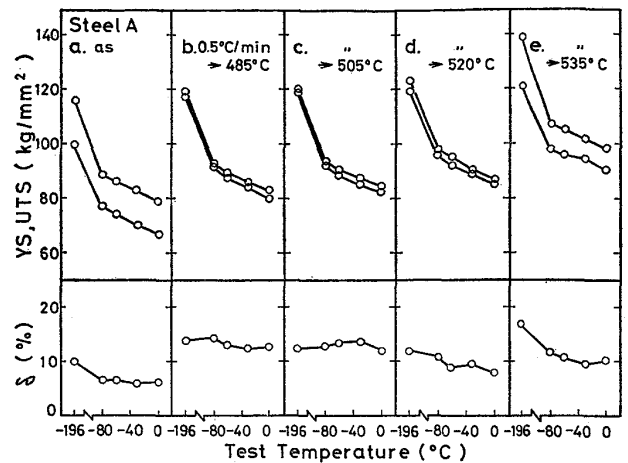


Fig. 5. Temperature dependence of tensile properties in steel A heated to each temperature at 0.5°C/min.

は、これを阻害する何らかの作用が働いているものと考えられる。

ここで、Fig. 2, 3 において鋼Dと鋼Eの結果を比較すると、 γ_w の生成により UTS が増大を示す鋼Dにおいて 0°C と -196°C の δ の差が小さくなる現象が認められ、 $\gamma_{rev.}$ の導入による強度上昇の起こらない鋼Eではこのような現象は認められない。このことから、低温での δ の増大を阻害しているのは γ_w の生成による強度上昇であろうと考えることができる。

ところが、Fig. 5 において 520 あるいは 535°C まで加熱したものでは、485°C、505°C 加熱したもの に比べ、強度はさらに高くなっているにもかかわらず低温での著しい δ の増大が認められ、これは γ_w による強度の上昇が低温での δ の増大を阻害するという考え方に反する結果であるように思われる。しかし、前節の UTS, YS の変化に関する考察のところでも述べたように、高温域で導入された $\gamma_{rev.}$ は安定度が低く TRIP 現象を起こしやすいと考えられ、高温まで加熱して $\gamma_{rev.}$ を導入したものにおける低温での δ の増大は、この TRIP 現象により一部もたらされるものと考えられる。

そこで、鋼A~Cにおいて導入温度の違いによる $\gamma_{rev.}$ の安定度の差を調べるために行なつた実験の結果を Fig. 6 に示す。実験は、冷間圧延材から平行部幅 15mm の大型引張試験片を作製し、0.5°C/min の加熱速度で図中に示す各温度まで加熱することにより $\gamma_{rev.}$ を導入したのち、-196°C における引張試験前後およびその途中の加工度における $\gamma_{rev.}$ 量を X線により測定したものである。この際、引張試験片として冷間圧延材を用いたため、集合組織の影響で $\gamma_{rev.}$ の正確な量は求められず、なかには引張変形による集合組織の変化のため変形

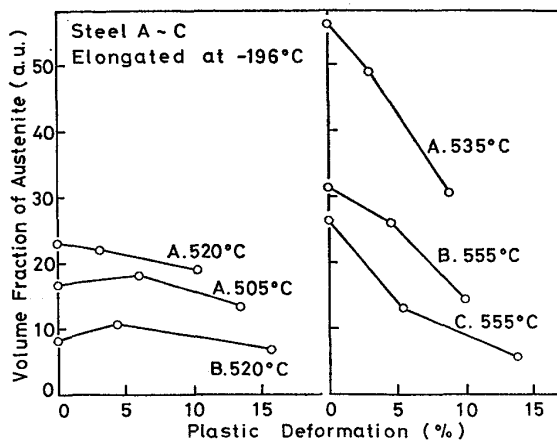


Fig. 6. The change of volume fraction of γ with the tensile deformation at -196°C in steel A~C heated to each temperature at $0.5^\circ\text{C}/\text{min}$.

途中の加工度における γ_{rev} 量の測定値が変形前より若干大きな値を示しているものもあるが、 γ_{rev} 量の相対的な変化を調べるには十分であると思われる。

Fig. 6 を見ると、535 あるいは 555 $^\circ\text{C}$ まで加熱したものにおける変形に伴う γ_{rev} 量の減少率は、505 $^\circ\text{C}$ 、520 $^\circ\text{C}$ 加熱のものに比べ大きくなっている。

一方、オーステナイトが不安定すぎて加工により早期に変態が進行してしまうような場合、有効な TRIP 効果とならないことが従来の研究から指摘されているが、Fig. 6 の 535 あるいは 555 $^\circ\text{C}$ 加熱材の加工による γ 量の変化は、たとえば Fe-11Ni 系合金²⁰⁾におけるよりは安定であり、TRIP 効果が低温での δ の増加に寄与していることを示唆しているものと考えられる。

Fig. 3 の鋼 D においても、490 $^\circ\text{C}$ 保持の結果を見ると、短時間では 0 $^\circ\text{C}$ と -196°C の δ の差が小さくなる現象が認められるが、長時間側で -196°C における δ の増大が認められ、この際 YS と UTS の差も増加している。

しかし、Fig. 1 の鋼 B における室温での結果および鋼 C の結果では、555 $^\circ\text{C}$ 保持の場合加工によりオーステナイトが変態し、加工硬化量が増えても δ の増大が認められない。鋼 B の場合、測定点が少なく、535 $^\circ\text{C}$ と 555 $^\circ\text{C}$ との間での測定を加えれば 555 $^\circ\text{C}$ で δ の増加が見られるのではないかと考えられるが、鋼 B、C の結果についての説明はさらに詳細な実験に待たねばならぬであろう。ただ、一般にオーステナイト相自身加工硬化量が大きく、加工硬化の増大を全て TRIP 現象から説明することはできないし、前にも述べたように低温になるほど δ が増大する現象を TRIP 効果だけから考えることも出来ない²⁰⁾。加工誘起変態が生じる場合でも必ず δ の増

大をもたらすとは限らず、変態速度、加工速度等の条件によつて δ の増大量およびその最大値を示す温度が異なることが明らかにされている。また γ_{rev} の存在状態の差が加工誘起変態の δ の増加におよぼす効果に相違をもたらす可能性も考えられる。

最後に γ_{rev} の導入が靱性に与える影響についてみると、まず鋼 D~F (Fig. 2~4) すべてにおいて、等温保持初期に vE が増大を示していることが注目される。安定度の高い γ_{rev} が導入されるような熱処理により靱性が向上する現象は、低温用鋼などを扱った過去の研究の多くで認められ、この原因の 1 つとして降伏点の低下が考えられているが、本実験で用いた鋼では γ_{rev} 導入による降伏点の低下は認められず、特に鋼 D (Fig. 2(a), 3(a)) において γ_w の微細析出によると思われる YS と UTS の増大が同時に起つていることは興味深い結果である。

保持時間が長くなり、 γ_{rev} 量が増大するとともに、全鋼種、特に γ_{rev} の生成によりほとんど強度上昇を示さない鋼 E においても vE が低下を示すことは、大量の γ_{rev} の導入が靱性にとって有益でないことを示唆している。また、Fig. 3 の鋼 D、E、490 $^\circ\text{C}$ 保持の結果は、長時間で TRIP 現象によると思われる δ の増大が起こっているにもかかわらず vE は低下しており、TRIP 現象を起こすような比較的安定度の低い γ_{rev} は延性には有効に働くが、シャルピー試験で評価する限りにおいて靱性への好影響は認められないこともあることを示している。

つぎに、Fig. 2, 3 における鋼 D と鋼 E の vE の変化を比較すると、 vE の低下率は鋼 D の方が明らかに大きく、 γ_w の生成による長時間側での著しい強度上昇が、靱性にとって有害であることを示している。しかし、短時間側では既に述べたように、 γ_w の生成によると思われる強度上昇と靱性の向上が共存しており、微細な γ_w の生成による強化はその限りでないと考えられる。

以上、 γ_{rev} の靱性への影響については、シャルピー衝撃試験により評価したが、き裂伝播特性や安定き裂成長を考慮した J 値などの破壊靱性諸特性におよぼす効果は、今後確かめられなければならない課題である。また、本研究で用いた鋼は、高 Ni かつ低炭素で母相自体が延性的なものであり、母相の強度の高い材料では異つた効果が現われる可能性もある。

5. 結 言

高 Ni マルテンサイト鋼の逆変態時に生成する γ_w に注目して、 γ_{rev} の形状、量、安定度などが機械的性質

にどのように影響するかを調べ、以下の知見を得た。

(1) γ_w の生成に伴い、強度が増大する現象が認められた。これについて、微量元素量のほぼ等しい 24% Ni 鋼 (E) と 27% Ni 鋼 (F) の比較から、微量元素 (特に Al, Ti) の影響から独立した形で γ_w による強度上昇が確かめられた。

(2) 比較的安定度の高い γ_w の生成により強化された場合、含 Ni 鋼特有の性質である低温での δ の増大が阻害されることがあるが、導入された γ_w の化学的あるいは機械的安定度が適当で TRIP 現象を起こすと考えられる場合には、強度の上昇と同時に低温での優れた延性が得られた。

(3) 少量の γ_{rev} の導入と同時に vE は増大を示したが、 γ_{rev} が多量になると低下した。低下の程度は、 γ_{LB} より γ_w を有する組織の方が大きかった。

(4) 少量の Al, Ti を含む鋼 (D) において、等温保持初期に、 γ_w の微細析出によると考えられる強度の上昇と、前述の衝撃値の増大が同時に得られた。しかし、 γ_w の大量の導入による強度の著しい上昇は、衝撃値を大きく低下させた。

最後に試料の作製に大変お世話いただいた金属材料技術研究所工業化研究部の中川部長はじめ皆さんに心より感謝致します。

文 献

- 1) S. D. ANTOLOVICH, A. SAXENA, and G. R. CHANANI: *Met. Trans.*, 5 (1974), p. 623
- 2) C. A. PAMPILLO and H. W. PAXTON: *ibid.*, 3 (1972), p. 2895
- 3) S. JIN, D. HUANG, and J. W. MORRIS, Jr.:

ibid., 7A (1976), p. 637

- 4) S. K. HUANG, S. JIN, and J. W. MORRIS, Jr.: *ibid.*, 6A (1975), p. 2015
- 5) K. SHIBATA, M. HIMENO, T. KATO, T. FUJITA, and T. ARAKI: "New Aspects of Martensitic Transformation" (Proceeding of the First JIM International Symposium), 1976, p. 375
- 6) 藤田利夫, 佐川竜平, 柴田浩司, 姫野 誠, 加藤俊幸: *鉄と鋼*, 62 (1976) 4, S 330
- 7) 姫野 誠, 柴田浩司, 藤田利夫: 日本金属学会春期講演概要, (1977) p. 197
- 8) 柴田浩司, 姫野 誠, 藤田利夫: *鉄と鋼* (未発表)
- 9) R. L. MILLER: *Trans. ASM*, 57(1964), p. 892
- 10) S. FLOREEN: *Trans. AIME*, 230(1964), p. 842
- 11) J. R. MIHALISIN: *Trans. ASM*, 59(1966), p. 60
- 12) 田中 実, 鈴木朝夫, 小村淳輔: 日本金属学会誌 31 (1967), p. 1016
- 13) V. V. SAGARADZE, K. A. MALYSHEV, Yu. A. VASEVA, and L. V. SMIRNOV: *Fiz. metal., metalloved*, 37 (1974)5, p. 1050
- 14) 望月一雄, 柴田浩司, 藤田利夫, 荒木 透: *鉄と鋼* (投稿中)
- 15) K. E. EASTERLING and G. C. WEATHERLY: *Acta Met.*, 17 (1969), p. 845
- 16) K. E. EASTERLING and P. R. SWANN: *ibid.*, 19 (1971), p. 117
- 17) K. R. KINSAMAN, J. W. SPRYS, and R. J. ASARO: *ibid.*, 23 (1975), p. 1431
- 18) L. F. PORTER and D. S. DABKOWSKI: in "Ultra Fine Metals", ed. by J. J. Burke and V. Weiss, Syracuse Univ. Press, 1970, p. 133
- 19) 牧 正志, 友田 陽, 田村今男: 日本金属学会誌 38 (1974), p. 871
- 20) 長井 寿, 柴田浩司, 藤田利夫: *鉄と鋼*, 64 (1978), p. 749