

(3) (1)で述べた型の硫化物を減少するには、取鍋 [Mn] が約 0.30% の場合、濃厚偏析部の S 量が、スラブのチェック分析値で、0.10% 以下になるよう取鍋 [S] および [O] などをコントロールする必要がある。

本研究は、富士製鉄(株)室蘭製鉄所研究所非金属介在物共同研究グループの共同研究の一環として行なわれたものである。研究の遂行にあたって、種々と御協力下さった同グループの方々に深甚なる謝意を表します。

文 献

- 1) 森永, 北川, 佐藤, 林, 広谷: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1079

- 2) 森永, 大庭, 伊藤: 鉄と鋼, 49(1963)11, p. 1663
 3) 池島, 森島: 鉄と鋼, 41 (1955) 4, p. 430
 4) 細田, 森島, 酒井: 鉄と鋼, 46 (1959) 3, p. 145
 5) J. H. WHITLEY: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 144 (1941) 2, p. 9
 6) 金子, 西沢, 玉置: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 328
 7) T. SWINDEN and W. W. STEVENSON: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 146 (1942), p. 357
 8) 加藤剛志, 鉄と鋼, 48 (1962) 6, p. 9
 9) F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 189 (1958), p. 148

Fe-Ni 合金のマルテンサイト変態におよぼす

塑性変形と応力の影響*

細井 祐三**・川上 義人**

Effect of Plastic Deformation and Stress on Martensite Transformation in Fe-Ni Alloy.

Yozō HOSOI and Yoshito KAWAKAMI

Synopsis:

The form, shape and hardness of martensite structure transformed from strained austenite were investigated for an Fe-31.7%Ni alloy in order to make clear the strengthening mechanism of steel by ausforming treatment. From the results of hardening characteristics of martensite plates and of the change in X-ray diffraction lines from martensite and austenite due to deformation before transformation to martensite and also microscopic observation of the structure, it was confirmed that a strengthening by ausforming could be attributed to both the refinement of martensite structure and the change in the internal strain of martensite induced by austenite deformation prior to transformation.

The study was also extended to the determination of the influence of applied stress on martensite transformation. M_s was raised by tensile stress at the rate of $1.6^\circ\text{C}/\text{kg}/\text{mm}^2$ in the temperature range between -45°C and -30°C and at $0.16^\circ\text{C}/\text{kg}/\text{mm}^2$ in the temperature range between -51°C and -45°C . It was found that the rate of $1.6^\circ\text{C}/\text{kg}/\text{mm}^2$ showed good agreement with the result obtained from the calculation of stress dependence on M_s by Cohen's treatment. A discussion was also made to estimate the relation between the energy to initiate martensite transformation and the energy to deform the material under an applied stress.

(Received 10 Apr. 1963)

I. 緒 言

本研究は2つの部分よりなる。前半は Fe-Ni 合金のマルテンサイト変態におよぼす塑性変形の影響を特に変態後のマルテンサイトの強度、形態について調べていわゆる鋼のオースフェーミングによる強化機構を追求した

ものであり、後半はマルテンサイト変態におよぼす応力の影響を再検討したものである。

マルテンサイト変態は strain-sensitive であり歪あ

* 昭和37年4月本会講演大会にて発表

昭和38年4月10日受付

** 科学技術庁金属材料技術研究所

るいは応力の影響を受け易い。同変態におよぼす歪と応力の影響については McREYNOLDS¹⁾をはじめ 2, 3 の研究がある。実用的な問題では 18-8 系ステンレス鋼において見られるような加工により生じるマルテンサイトの問題²⁾があり、また理論的な面では FISHER ら³⁾, COHEN ら⁴⁾および PORTER ら⁵⁾が研究し変態の機構あるいは変態の核生成の問題と関連させて種々検討を試みている。しかしながら以上の報告はいずれもマルテンサイト変態の機構あるいは Ms 点に与える影響を取扱つたものであり、変態後における機械的性質およびマルテンサイトの形態について論じたものはない。著者の一人はここ数年、鋼のマルテンサイト変態前の塑性変形が変態後の機械的性質、耐食性などにおよぼす影響を研究してきた^{6)~8)}。鋼を準安定オーステナイト域において加工後焼入ると、普通の焼入れの場合に比較し鋼の強度を増すことができるが、その強化の原因は主として変態前の塑性変形によるマルテンサイト組織の微細化に依るといわれている⁹⁾¹⁰⁾。本研究の前半はこの事実を Fe-Ni 合金を用いて実証し、塑性変形を与えた後マルテンサイト変態させた場合形成されたマルテンサイトの強度、形態について論じ、いわゆるオースフォーミング処理による鋼の強化機構の基礎的裏付けを行なつたものである。

次にマルテンサイト変態におよぼす応力の影響を理論的に取扱つた上記報告^{9)~10)}を検討してみると、加えられた応力はすべてマルテンサイト変態に費されると考えられており、その材料の変形に要する応力には考慮がはらわれていない。そこで著者らはこの点に注目して、マルテンサイト変態を引張り応力下においておこさせ変態におよぼす応力の影響を再検討した。

II. 実験試料

実験に供した Fe-Ni 合金は電解 Fe および電解 Ni を高周波真空溶解炉にて溶解して作つた。溶製した鋼塊を鍛造、熱間圧延して約 9mm 厚の板とし、これより表面の酸化被膜を機械切削しておとし 4mm 厚の板に仕上げた。これを 1100°C にて 80mn 真空焼鈍後空冷(真空中)したものを焼準試料とした。試料の結晶粒平均直径は約 0.15mm であつた。化学成分は Table 1 に示す。

Table 1. Chemical composition of specimen. (%)

Ni	C	N		Fe
		Sol.	Insol.	
31.72	0.004	0.0084	0.0011	Bal

III. 塑性変形の影響

1. 実験方法

焼準試料を室温において約 80% までの圧延を与え、-60°C あるいは -196°C に急冷してマルテンサイト変態させて塑性変形の影響を調べた。すなわち変態前後における硬さ、引張り強さを測定し、またマルテンサイトの羽の大きさの変化を統計的に処理し、さらに X 線回折線におよぼす影響を検討した。圧延後サブゼロ処理をする前に試験片はすべて氷醋酸+過塩素酸溶液により電解研磨した。

2. 実験結果

(1) Ms 点におよぼす塑性変形の影響

Fe-Ni 合金の Ms 点は Ni 量の増加とともに低くなる¹¹⁾。

本研究に用いた Fe-Ni 合金の Ms 点は -51°C であることを金相学的にまず確かめた。次に常温において約 80% までの圧延加工を与えた後冷却して Ms 点におよぼす変態前の塑性変形の影響を検討した。Fig. 1 はその結果である。加工率が約 30% までは加工率とともに Ms 点は上昇し -51°C より -35°C に上がる。それ以上の加工率を与えても Ms 点は変化せず 76% の加工を与えたとかえつて Ms 点はやや低くなるが、これはオーステナイトの塑性変形によりオーステナイトの安定化が一部おこるためであろうと思われる。またこの実験により約 80% までの加工を加えても常温においては加工によりマルテンサイト変態しないことが判明した。

(2) マルテンサイトの硬さにおよぼす変態前の塑性変形の影響

常温において約 80% までの圧延加工を与え、これを -60°C および -196°C に冷却してマルテンサイト変態させ、圧延率にともなう硬化をみると Fig. 2 のごとくなる。曲線 1 は室温において圧延した場合すなわち Fe-Ni 合金の加工硬化曲線である。曲線 2 は加工後 -60°C

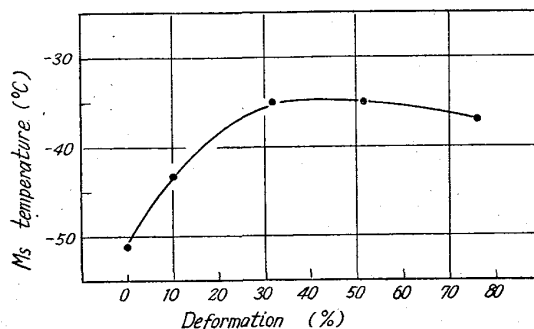


Fig. 1. Effect of deformation on Ms temperature of Fe-31.7% Ni alloy.

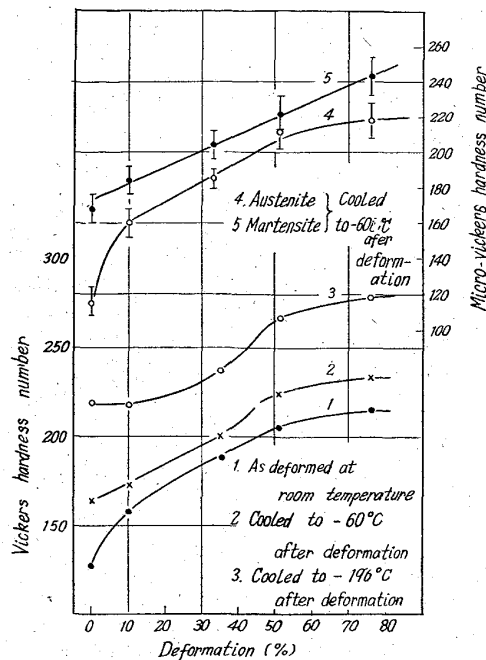


Fig. 2. Effect of deformation and sub-zero treatment on hardness of Fe-31.7% Ni alloy.

に冷却した場合、曲線3は加工後 -196°C に冷却した場合である。同図よりFe-Ni合金もマルテンサイト変態により硬化することがわかる。 -196°C に冷却した場合の方が、 -60°C に冷却した場合よりも硬化しているのはマルテンサイトの量が -196°C に冷却した場合の方が多いためである。このことは顕微鏡組織およびX線回折により確かめた。また -196°C に冷却しても100%マルテンサイト組織とはならず少量ながらオーステナイトも残存した。

曲線1と曲線3を比較するとよくわかるように、変態前の加工率が低い場合には変態後加工の影響は少くなり、加工せずに -196°C に冷却してマルテンサイト変態させた場合と硬さはあまり違わなくなる。しかし50%以上の加工を与えた場合には変態後の硬化がいちじるしい。

Table 2は焼準試料を -196°C に冷却した場合と76%加工後同温度に冷却した場合について引張り強さと伸び率を比較しまとめたものである。焼準状態で 40 kg/mm^2 の引張り強さのものが、 -196°C におけるマルテンサイト変態により 63.2 kg/mm^2 に増加する。常温における76%圧延によってもほぼ同程度の強化が得られるが、圧延後 -196°C に冷却するとさらに強化し約 78 kg/mm^2 の高い引張り強さを得ることができた。

つぎにマルテンサイト自身の硬さの変化を微小硬度計で検討すると、Fig. 1の曲線4、5に見るようにオー

Table 2. Effect of rolling treatment and martensite transformation on tensile properties of an Fe-31.7% Ni alloy

Treatment	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
Normalized	40.0	51
Treated in liquid N after normalizing	63.2	17
Rolled 76%	62.5	29
Treated in liquid N after 76% rolling	77.7	21

ステナイト地の硬さは曲線1の硬化曲線ときわめてよく一致し冷却により硬化の度合いが変化しないことを示したが、マルテンサイトの硬さは変態前の加工率が増すにつれてほぼ直線的に増加した。もし変態によつて変態前の塑性変形の履歴が消失されるものであれば、マルテンサイトそれ自身の硬さは加工率に関係なくほぼ等しくなければならない。またオーステナイト地の加工硬化の影響がそのまま残るものとするれば曲線の型はオーステナイトの硬さ曲線と平行にならなければならない。マルテンサイトの硬さがこれらにしたがわず独自の変化をしているのは興味ある現象と思われる。

(3) 顕微鏡組織

塑性変形後マルテンサイト変態させた場合の顕微鏡組織を観察すると30%までの加工を受けたものは変態後のマルテンサイトの大きさが焼準試料より得られたマルテンサイトの大きさとほとんど等しかつたが、50%以上の加工を与えた後変態させた場合には得られたマルテンサイトの大きさはかなり小さくなり、変態前の塑性変形によりマルテンサイトが微細化することを明瞭に示した。Photo. 1 (a)は焼準試料を -196°C に冷却して得られたマルテンサイト組織を示し、Photo. 1 (b)は51%圧延後 -196°C に冷却した場合のマルテンサイト組織、Photo. 1 (c)は76%圧延後のそれを示す。これらの写真に見られるように変態前の強圧延によりマルテンサイトの羽は細く短くなり組織が微細化する。

加工率にともなうマルテンサイトの羽の長さの変化をより定量的に示すために各試料につき羽の長さを多数測定し統計的に処理した結果、Fig. 3に見るように76%の変形により羽の長さは焼準試料のそれに比較して平均値で約1/2となり、また50%以上の変形を与えた場合には1%以下の危険率で焼準試料との間に有意差があ

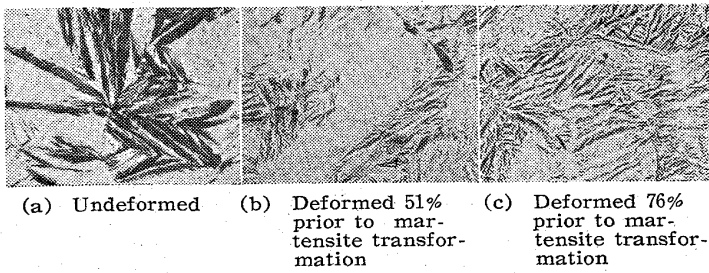


Photo. 1. Martensite structures of Fe-31.7%Ni alloy quenched in liquid nitrogen. $\times 200(2/5)$

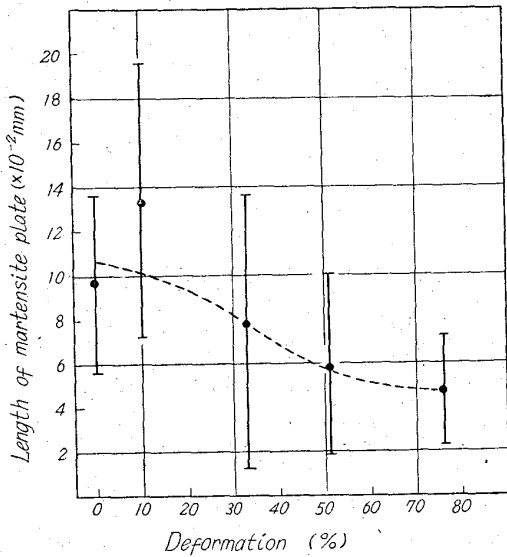


Fig. 3. Effect of deformation prior to transformation on length of martensite plate in Fe-31.7%Ni alloy.

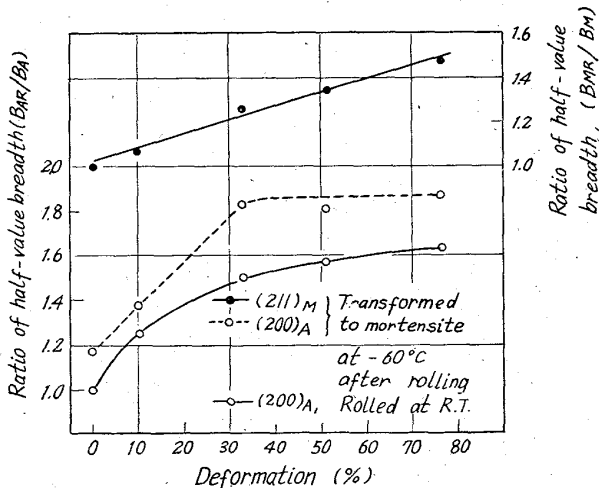


Fig. 4. Effect of deformation on half-value breadth of X-ray diffraction lines from austenite and martensite in Fe-31.7%Ni alloy. B_A and B_M represent half-value breadths of austenite and martensite in undeformed specimen respectively. B_{AR} and B_{MR} represent half-value breadths of austenite and martensite in deformed specimen respectively.

ることを確かめた。

Fig. 1 曲線3に示されたように50%以上の圧延を変態前に与えた場合とくに硬化がいちじるしいことを考えあわせると、上述したような組織の微細化も変態後の硬化に大きな影響を与えているものと考えられる。

(4) X線回折線の変化

金属材料の内部に歪が存在するとX線回折線はぼけて巾拡がりの現象をおこす。巾拡がりの程度は普通半値巾に比例すると考えてよいので内部歪の変化を知る定性的な一つの目安として加工率にもなる半値巾の変化を検討した。

Fig. 4に見るように常温において塑性変形させた場合には加工率とともに半値巾は大きくなり内部歪が増したことを示した。その変化は約30%加工率までは大きくその後緩やかになる。これを -60°C に冷却してマルテンサイト変態させるとオーステナイトとマルテンサイトの混合組織(オーステナイト約50%)が得られ、オーステナイトの半値巾は全般的に少し大きくなるが、加工率に対する変化は冷却前と同様な傾向を示す。これに対しマルテンサイトの回折線の半値巾は加工率の増加とともにほぼ直線的に増大した。このことはマルテンサイト変態前に塑性変形を与えた場合には、変態後生じたマルテンサイト内部に歪の変化が生じるが、それはオーステナイト地中に生じた歪の変化とは異なることを意味するものと思われる。そしてFig. 2のマルテンサイト自身の硬さ変化がオーステナイトの硬さ変化と異り直線的に増大していることと関連していると考えられる。

3. 考察

いわゆるオースフォーミング処理により鋼の強度を増加させることができるのは、マルテンサイト変態前の塑性変形によりマルテンサイト組織が微細化するからであるといわれている⁶⁾⁹⁾¹⁰⁾。この点を詳細に検討するために結晶粒度の大きなFe-31.7%Ni合金を用意して実験を行なった結果、変態前に50%以上の圧延を加えた場合マルテンサイト組織は微細化し機械的強度を高め得ることを明瞭に実証することができた。変態前の塑性変形によりマルテンサイト組織が微細化するのにはすでに指摘したごとくの主として次の理由によると思われる。

1) マルテンサイトは非常に成長が早いいためその組織の細かさは主として核生成の難易と核生成個所の多少により支配される。変態前の塑性変形により複雑な微小応力がいたるところに生じ、このため核生成個所が増えまた核生成を促進する。

2) オーステナイト結晶格子が加工により曲げられ、

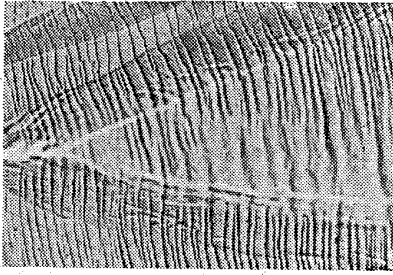


Photo. 2. Interaction of martensite plates and slip lines in Fe-31.7%Ni alloy.
×500 (3/5)

マルテンサイト結晶が大きく成長することが妨げられる。

つぎに Fig. 2 に示したようにマルテンサイト自身の硬さが変態前の加工の影響をうけしかも地のオーステナイトの加工硬化曲線にもしたがわず加工率にともなつて独自の変化をしており、また同様な傾向が回折線の半値巾の変化 (Fig. 4) にも見られ変態前の加工によりマルテンサイト結晶内部に歪の変化が起こり、その変化とは異なっている。これらのことはマルテンサイト変態前に塑性変形を与えると変態後もその影響が残ることを意味し、マルテンサイトの微細構造も異なつてくることを暗示しているものと思われる。田村ら¹²⁾はオースフェーミングした Fe-29.7Ni 合金の薄膜を電子回折し、変態前に加工した場合マルテンサイトの微細構造に影響を与えることを同様に指摘している。このように変態前の加工の影響が変態後も残るのはマルテンサイト変態が無拡散変態であるからで、拡散をともなう変態では恐らく期待できないであろう。

塑性変形後マルテンサイトの形成が始まる場合には、塑性変形によりオーステナイト地に生じた滑り線の影響を考慮する必要がある。そこで電解研磨した試料を室温で約 33 kg/mm² の応力により引張つて滑り線を生ぜしめ、これを -60°C に急冷してマルテンサイト変態させ滑り線とマルテンサイトの相互作用を観察した。Photo. 2 に見るようにマルテンサイトの羽は滑り線を横切つて成長するのが明瞭にわかり、滑り線の存在はマルテンサイト変態にはあまり影響を与えないと思われる。もちろん結晶粒界と双晶境界においては従来観察されているようにマルテンサイトの成長は止められた。

IV. 応力の影響

1. 実験方法

マルテンサイト変態におよぼす応力の影響をみるには、引張り試験を Ms 点の少し上の温度範囲 -48°C より -25°C において恒温状態で行ない、マルテンサイト

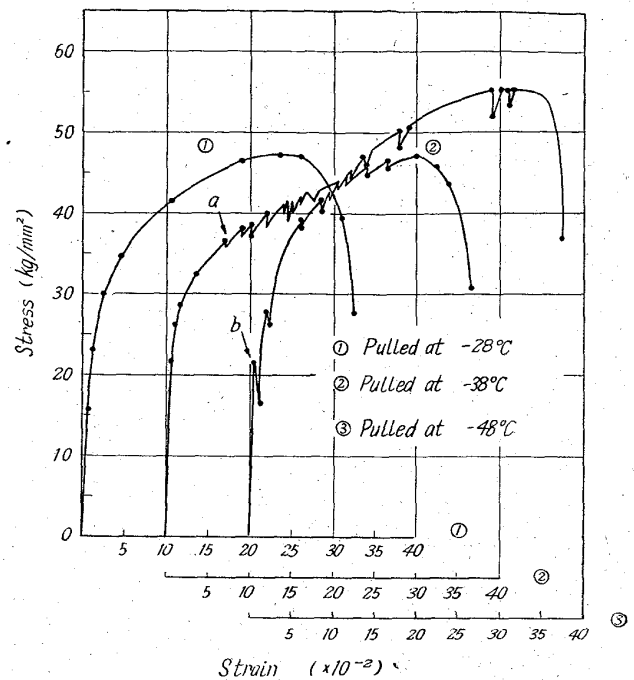


Fig. 5. Stress-strain curves of Fe-31.7%Ni alloy obtained by tension at near Ms temperature.

変態にともなう膨張による応力弛緩を応力-伸び曲線上に求め検討した。用いた引張り試験機の容量は150 kgのものであり、荷重-伸び曲線は電子管自動平衡型歪計により画かせた。試験片の寸法は平行部12mm×巾2mm×厚0.85mmである。これは前記4mmの板をさらに約1mmの厚さにまで圧延し、これを1100°Cに60mn真空焼鈍後空冷(真空中)したものより製作した。引張試験に供する前にさらに電解研磨した。このように薄い小さな試験片を用いたのは結晶粒の試験片に対する相対的大きさをなるべく大きくし、大きなマルテンサイトを成長させて現象を顕著に出させ変態を適確に捉えるためである。

2. 実験結果

Ms 点 -51°C の少し上の温度範囲 -48°C より -25°C において引張り試験した場合の応力-歪線図の代表的な例を Fig. 5 に示した。曲線1は -28°C に保持して引張つた場合、曲線2は -35°C に保持して引張つた場合、曲線3は -48°C に保持して引張つた場合である。曲線1は普通の滑らかな応力-歪曲線を現わし試料破断までにマルテンサイト変態の起らなかったことを示している。曲線2では塑性域に入ってからマルテンサイト形成による最初の応力弛緩が起こり、曲線3では弾性域と思われる範囲ですでに最初の応力弛緩が始まっている。そして曲線2、曲線3においては応力の増加に応じ

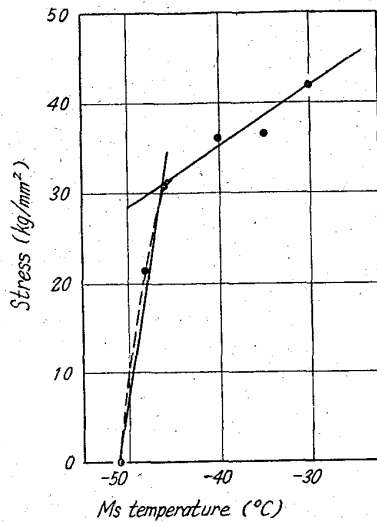


Fig. 6. Effect of stress on Ms temperature of Fe-31.7% Ni alloy.

て順次マルテンサイト変態がすすみ両曲線は鋸歯状となる。最初の応力馳緩のおこつた点(図中 a, b)がそれぞれの温度において、マルテンサイト変態をおこさせるに必要な最小の応力であると考えられる。換言すれば、a 点, b 点の応力に相当する応力を外部より与えれば -35°C あるいは -48°C においてマルテンサイトを形成せしめ得るわけである。このようにして Ms 点におよぼす外部応力の影響を求めた結果を Fig. 6 にまとめて示した。COHEN⁴⁾は Ms 点は応力の増加とともにほぼ直線的に上昇すると報告しているが、本実験の結果では Ms 点の約 5°C 以上ではマルテンサイトを形成するに要する応力は温度の上昇とともにだいたい直線的に増加しているが、Ms 点のごく近傍の温度ではマルテンサイトを形成するに要する応力は急激に減少し、一つの直線上には載らなかった。この曲線を 2 本の直線と考えて 1 kg/mm² の応力により何度 Ms 点が上昇するか $dMs/d\sigma$ を求めると -45°C ~ -30°C では 1.6°C/kg/mm², -51°C ~ -45°C では 0.16°C/kg/mm² となる。

3. 考察

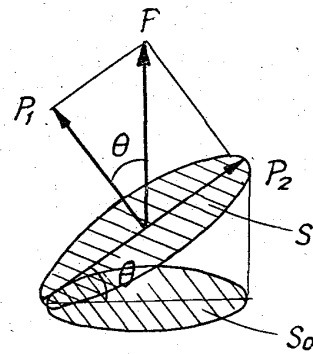
Ms 点の近傍ではマルテンサイト変態させるのに要する応力が何故急激に減少するかについて、COHEN⁴⁾の方法を用いて考察をすすめた。

外部応力が加えられたためにおこつたマルテンサイト変態による仕事 U を簡単に次のように考える。

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

ここに

- τ : 晶癖面に沿う剪断分力
- γ_0 : 変態により生じる剪断歪
- σ : 晶癖面に垂直な方向の分力



P; Applied load
S; Area of habit plane
S₀; Area perpendicular to the direction of applied load for S

Fig. 7. Relation between applied load and its component on a habit plane.

ϵ_0 : 変態により生じた歪の垂直方向の成分

今、晶癖面の垂線と外部応力の方向とのなす角を θ とし、Fig. 7 に示すように外部より与えられた荷重 P を晶癖面において垂直 P_1 , 水平 P_2 の二分力に分ければ図より明らかなように

$$\begin{aligned} \sigma &= \frac{P_1}{S} = \frac{P \cos \theta}{S_0 / \cos \theta} = \sigma_1 \cos^2 \theta \\ &= \frac{\sigma_1}{2} (1 + \cos 2\theta) \dots\dots\dots (2) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \tau &= \frac{P_2}{S} = \frac{P \sin \theta}{S_0 / \cos \theta} = \sigma_1 \sin \theta \cos \theta \\ &= \frac{\sigma_1}{2} \sin 2\theta \dots\dots\dots (3) \end{aligned}$$

(2), (3) を (1) に代入すれば

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

外部応力の影響により最初に形成されるマルテンサイトは晶癖面と応力軸が特定の角をなす場合すなわち U が最大になるような θ をもつ晶癖面で形成されると思われる。

ゆえに

$$\frac{dU}{d\theta} = \gamma_0 \sigma_1 \cos 2\theta + \epsilon_0 \sigma_1 (-\sin 2\theta) \dots\dots (5)$$

$$\frac{dU}{d\theta} = 0 \quad \text{より}$$

$$\frac{\sin 2\theta}{\cos 2\theta} = \tan 2\theta = \frac{\gamma_0}{\epsilon_0} \dots\dots\dots (6)$$

Fe-Ni 合金においては

$$\frac{\gamma_0}{\epsilon_0} = \frac{0.20}{0.04} = 5^{\circ}$$

$$\tan 2\theta = 5$$

$$2\theta = 79^{\circ} \dots\dots\dots (7)$$

すなわち $2\theta = 79^\circ$ の場合 U は最大値 U_{max} となる。

次にマルテンサイト変態に必要な driving force¹³⁾

$\Delta F^{\alpha' \rightarrow \gamma}$ の一部を外から加えられた機械的な力 U_{max} に置き換え得ると仮定すれば

$$\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'} = \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'} + U_{max}$$

U_{max} が加えられたときマルテンサイト変態に必要な化学自由エネルギーは $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ でよいということになる。そして M_s 点は Fig. 8 に示すように M_s' 点まで上昇する。

以上のように考えれば $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ あるいは $\Delta F^{\alpha' \rightarrow \gamma}$ がわかり、 U_{max} が与えられれば、 M_s が何度上昇するかを計算できる。

$\Delta F^{\alpha' \rightarrow \gamma}$ は KAUFMAN ら¹⁵⁾によれば次のごとく現わされる。

$$\begin{aligned} \Delta F^{\alpha' \rightarrow \gamma} = & (1-x)(1202 - 2.63 \times 10^{-3} T^2 \\ & + 1.54 \times 10^{-6} T^3) \\ & + x(-3700 + 7.09 \times 10^{-4} T^2 + 3.91 \times 10^{-7} T^3) \end{aligned}$$

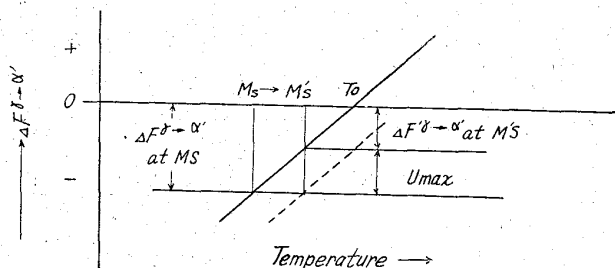


Fig. 8. Schematic diagram showing how the U_{max} changes the M_s temperature.

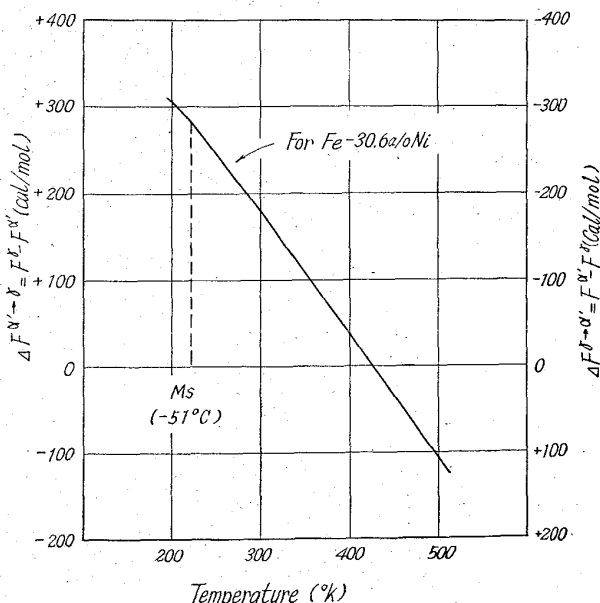


Fig. 9. Change in free energy accompanying the martensite transformation in Fe-30.6a/o Ni alloy.

$$+ x(1-x)\{3600 + 0.58T(1 - \ln T)\} \text{ cal/mol} \dots\dots\dots (8)$$

ここに x は Ni のモル分率である。

本実験に使用した Fe-Ni 合金では $x = 0.306$ であり、これを代入して $\Delta F^{\alpha' \rightarrow \gamma}$ の温度変化を求めると Fig. 9 が得られる。

これより

$$\frac{d\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'}}{dT} = 1.26 \text{ cal/mol } ^\circ\text{C} \dots\dots\dots (9)$$

外部より 1 kg/mm^2 の引張り応力が加えられたとすれば (4) 式と (7) 式より

$$\begin{aligned} U_{max} = & 12.2 \text{ kg-cm/cm}^2 \\ \approx & 2.04 \text{ cal/mol} \dots\dots\dots (10) \end{aligned}$$

ゆえに 1 kg/mm^2 の引張り応力により上昇する M_s 点を dM_s とすれば Fig. 8 より明らかなように

$$\begin{aligned} \frac{dM_s}{d\sigma} = & U_{max} / \frac{d\Delta F}{dT} \\ = & 1.62^\circ\text{C} / \text{kg/mm}^2 \dots\dots\dots (11) \end{aligned}$$

(11) 式の値を実験結果と比較すればさきにも述べたように $-45^\circ\text{C} \sim -30^\circ\text{C}$ では $1.6^\circ\text{C} / \text{kg/mm}^2$ できわめてよく一致するが、 $-51^\circ\text{C} \sim -45^\circ\text{C}$ では $0.16^\circ\text{C} / \text{kg/mm}^2$ となり約 1/10 である。 -45°C 以上では最初の変態は材料が塑性域に入ってから起っている。しかもそのような場合に計算値と実験値がよく一致するということを考えると、外部応力の作用により M_s 点以上でマルテンサイト変態をおこさせる場合には、加えられた外部応力は最初主として材料の変形に費され、マルテンサイト変態のためには有効に寄與しないので、見掛上単位応力当りの M_s 点の上昇が非常に低いのではないかと推察される。ある程度材料が変形すると材料自体の変形よりもマルテンサイト変態のために応力が使われ、そのため塑性域で計算値と実験値のよい一致がみられるのではないだろうか。

この問題をもう少し検討するために次のように考えてみる。すなわち各温度で変態に要した応力を (4) 式に代入して変態に有効に作用したエネルギーを求め、これを変態に要した機械的エネルギー ΔF_{mech} と考える。つぎにその温度において蓄えられた化学自由エネルギー ΔF_{chem} を (8) 式より計算する。その温度におけるマルテンサイト変態はこれら両エネルギー ΔF_{chem} と ΔF_{mech} が加わっておこったわけであるので、変態に要したエネルギーとしてその和を考える。各温度について $\Delta F_{chem} + \Delta F_{mech}$ を計算して温度との関係を求めると Fig. 10 を得る。同図より明らかなように -45°C 以上ではその和はだいたい一定である。 M_s 点 -51

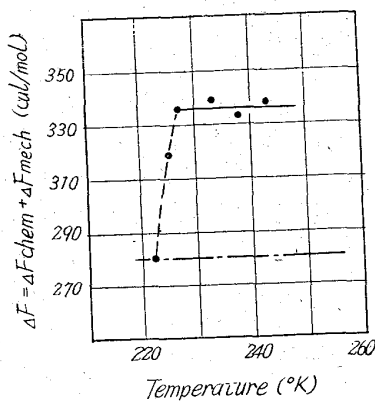


Fig. 10. Relation between temperature and free energy to transform austenite martensite induced by applied stress.

°Cにおいては外部応力の作用なしにマルテンサイト変態をするのであるからエネルギーは ΔF_{chem} のみである。-45°C 以上において変態に要したエネルギーと ΔF_{chem} との差をみると約 55 cal/mol である。Fe の臨界剪断応力はエネルギーに換算して約 47 cal/mol, Ni のそれは約 9 cal/mol¹⁴⁾ である。Fe-31.7Ni 合金においては solution hardening により臨界剪断応力は 47 cal/mol より大きくなるであろう。それゆえこの余分なエネルギー 55 cal/mol は最初の材料の変形に主として費されたものであろうと考えてもそんなに的はずれではない。すなわち Ms 点以上で外部応力によりマルテンサイト変態をおこさせる場合には材料がある程度変形するまでは、加えられたエネルギーは多くは変形に使われ変態には有効に働かないことを示すものと思われる。この問題に関してはしかし今後さらに詳細な検討が必要と思われる。

V. 総 括

オースフォーミングによる鋼の強化機構を検討するために、Fe-31.7Ni 合金を用いて塑性変形後マルテンサイト変態させ、生じたマルテンサイトの形態、硬さなどを調べた。変態前に約 50% 以上の圧延加工を加えると変態後のマルテンサイトを微細化でき硬化もいちじるしい。また変態前の塑性変形の影響は変態後も残り、マルテンサイト自身は加工率とともにほぼ直線的に硬化し、

オーステナイト地の加工硬化曲線にはしたがわなかった。同様な傾向がX線回折線の半値巾の変化にも示され、変態前の加工により変態後生じたマルテンサイトの内部歪が影響をうけることを示した。この内部歪の変化と前記した組織の微細化が硬化に寄与しているものと思われる。

つぎにマルテンサイト変態におよぼす応力の影響を検討した結果、-45°C ~ -30°C の温度範囲では 1.6°C/kg/mm² の割合で Ms 点が上昇し、-51°C ~ -45°C の温度範囲では 0.16°C/kg/mm² であつた。前者の値は COHEN の方法によつて計算した結果とよく一致したが、後者は約 1/10 であり、この相異は外部応力による材料自体の変形と関係があるのではないかと思われた。

文 献

- 1) A. W. McREYNOLDS: Jr. Appl. Phys., 20 (1949), p. 896
- 2) T. ANGEL: Jr. Iron & Steel Inst. (U.K.), 177 (1954), p. 165
- 3) J. C. FISHER, D. TURNBULL: Acta Met., 1 (1953), p. 310
- 4) J. R. PATEL, M. COHEN: Ibid. 1 (1953), p. 531
- 5) L. F. PORTER, P. C. ROSENTHAL: Acta Met., 7 (1959), p. 504
- 6) Y. HOSOI, K. E. PINNOW: Trans. Amer. Soc. Metals, 53 (1961) p. 591
- 7) 細井: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 940
- 8) 細井: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1052
- 9) J. C. SHYNE, V. F. ZACKAY, D. J. SCHMATZ: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960) p. 346
- 10) E. B. KULA, J. M. DHOSI: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 321
- 11) L. KAUFMAN, M. COHEN: The Mechanism of Phase Transformations in Metals, Inst. Metals (U.K.), (1956), p. 187
- 12) 田村, 吉村, 茨木, 多賀谷: 日本金属学会講演概要 (第50回), (1962), p. 55
- 13) M. COHEN, E. S. MOCHLIN, V. G. PARANJPE: Thermodynamics in Physical Metallurgy, Amer. Soc. Metals (1952), p. 242
- 14) G. E. DIETER JR: Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill Book Co. Inc., (1961), p. 99
- 15) L. KAUFMAN, M. COHEN: Jr. Metals, 8 (1956) p. 1393