

鋼の加工熱処理における基礎過程



田 村 今 男*



Some Elementary Steps in the Thermomechanical Processing of Steels

Imao TAMURA

1. はじめに

鋼の加工熱処理とは加工と熱処理を併用した処理で、種々な方法が考えられるが、制御圧延・加速冷却とオースフォーム・加工焼入れの二種が実用的に有用なものであろう。前者は加工硬化オーステナイト (γ) からのフェライト (α) への変態 (拡散変態) を主体とし、微細 α 粒を得ることによつて強靱な鋼材を生産するのに利用され、後者は加工硬化した γ からのマルテンサイトへの変態を主体とし、強化してしかも靱性があまり低下しないことを特徴とする。いずれも省エネルギーや生産工程の合理化にも大いに役立つ。

これらの加工熱処理の基礎過程として、

- (1) オーステナイトの熱間変形挙動と加工直後の再結晶
- (2) $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の Kinetics と α の結晶粒径
- (3) 加工硬化した γ からの α への変態と加速冷却及び α の結晶粒径
- (4) マルテンサイト変態と鉄マルテンサイト組織
- (5) 加工硬化した γ から生成したマルテンサイトの組織と強靱性
- (6) 加工硬化 γ と再結晶 γ の焼入性

について、著者らの研究結果をもとにして要約して述べてみたいと思う。

2. オーステナイトの熱間変形挙動と再結晶

2.1 熱間変形挙動と金属組織変化^{1)~5)}

Fig. 1 に動的回復型 (Al 型) と動的再結晶型 (Cu 型) の熱間加工時の真応力-真ひずみ曲線の説明図を示している。オーステナイトは動的再結晶型であることはよく知られている。動的再結晶型は応力増加に従つてはじめ加工硬化し、しだいに転位密度を増すが (一部回復によ

り消滅する), ついに再結晶をおこして軟化し, ϵ_s から加工硬化と再結晶 (+回復) 軟化とが釣り合つて一定の応力で変形するようになる (Steady dynamic recrystallization). このとき再結晶の核はピークひずみ (ϵ_p) の $0.7\epsilon_p$ 付近から発生すると言われている。

ピーク値 (σ_p, ϵ_p) や定常値 (σ_s, ϵ_s) は Zener-Hollomon パラメーター (Z) とともに大きくなる⁴⁾, Z は

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots (1)$$

で示される。ここに $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度 (s^{-1}), R はガス定数 (J/mol), Q は活性化エネルギー (J/mol), T は温度 (K) である。

Fig. 2 は Fe-31Ni-0.3C オーステナイト合金を $1.7 \times 10^{-2} s^{-1}$, 1272 K (1000°C) で引張変形したときの光

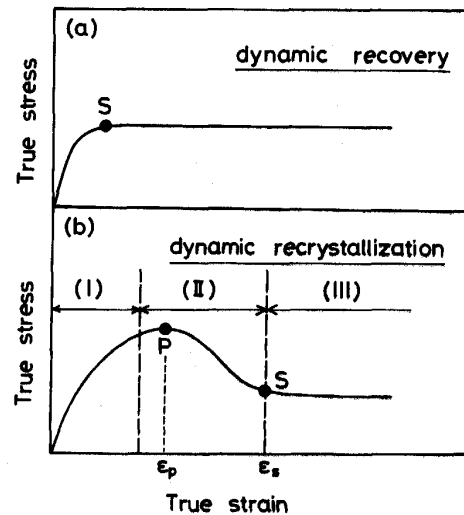
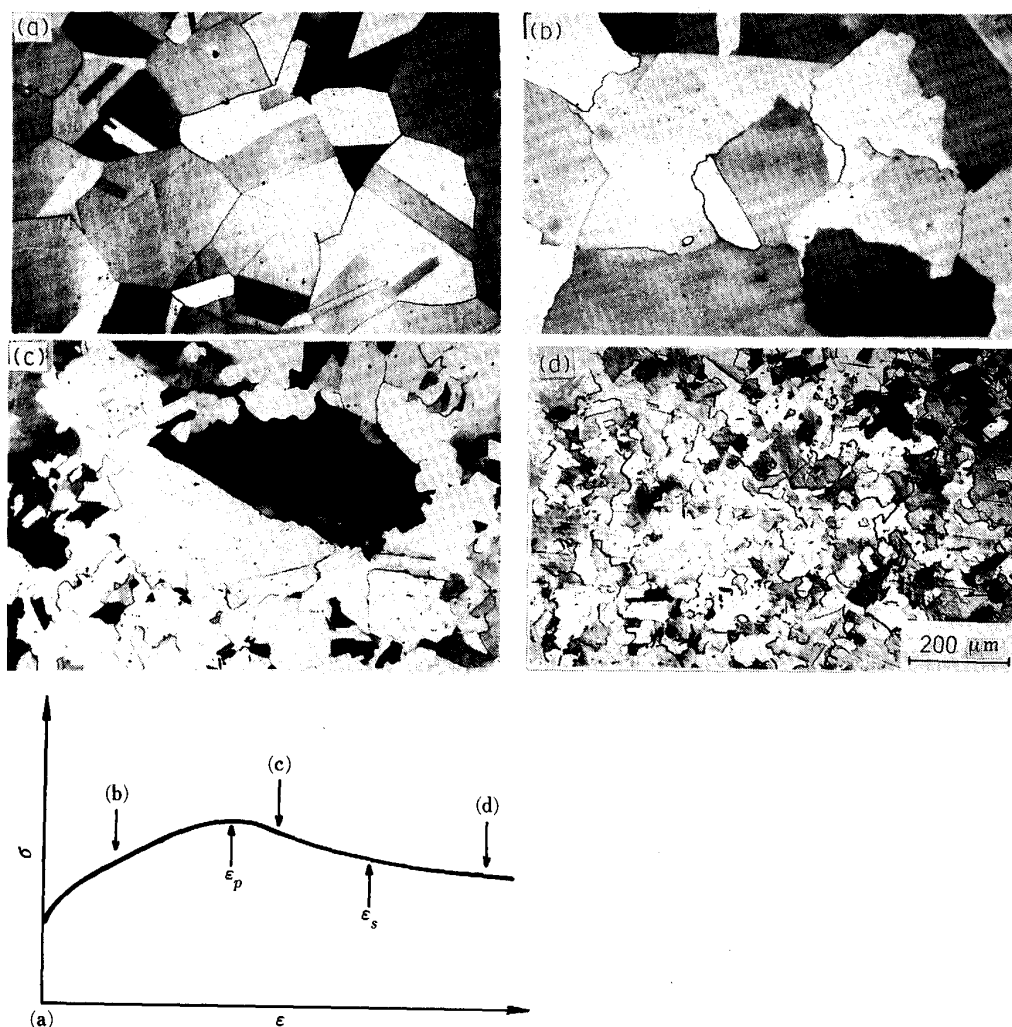


Fig. 1. Schematic illustration of two types of true stress-true strain curves accompanying the steady state deformation at elevated temperatures.

昭和 62 年 4 月本会講演大会における西山賞受賞記念特別講演 昭和 62 年 5 月 11 日受付 (Received May 11, 1987)

* 京都大学名誉教授 (現:住友金属工業(株)顧問) 工博 (Professor Emeritus, Kyoto University, Now Technical Advisor, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

Key words : steels ; thermomechanical treatment ; cooling velocity ; microstructure ; phase transformation ; mechanical property ; work hardening ; recrystallization ; dislocation density ; strain rate.



(a) Before testing ($\epsilon=0$) (b) $\epsilon=0.08$ (c) $\epsilon=0.24$ (d) $\epsilon=0.40$

Fig. 2. Optical micrographs showing the formation process of dynamically recrystallized austenite in Fe-31Ni-0.3C austenitic alloy deformed at 1 000°C, $1.7 \times 10^{-2}/s$.

学顕微鏡組織の変化を示している。(a)は変形前のオーステナイト組織で、オーステナイト粒は等方的で粒界はスムーズで平面的である。そして多くの焼鈍双晶が粒内にある。(b)は少し加工した組織($\epsilon=0.08$)であり、少々加工硬化しているはずである。粒界は細かく鋸状となり、粒界のバルジングも観察される。(c)は ϵ_p を少し超えた付近まで加工したときの組織である。もとの粒界に新しい粒が生成しているのが認められ、その新しい粒内には焼鈍双晶が非常に少ないのが一つの特徴である。さらに最初からの変形された結晶粒は楕円形に伸びているばかりではなくて、少し粗大化(Strain-enhanced coarsening)をおこしているように見える。(d)は定常的動的再結晶変形をおこす範囲まで加工したときの組織である。そこでは加工硬化と再結晶軟化が釣り合っている。この組織は再結晶の種々な段階にある小さい粒から変形の進んだ大きい粒までの結晶粒が混在している。

動的再結晶は初期オーステナイト粒径が小さいほどお

こしやすいが、動的再結晶をおこしたあとの平均粒径(\bar{d})はZのみの関数として示される。

$$\bar{d} = A \cdot Z^{-p} \dots\dots\dots (2)$$

ここにA及びpは常数である。Aは炭素鋼のとき大きく(4×10^{-4})、合金鋼で小さくなる(10^{-5})。特にNb含有(Microalloy)鋼や高合金鋼で小さい($10^{-5} \sim 10^{-6}$)。またpはすべての鋼で0.3~0.4の値である⁴⁾。

2.2 熱間加工直後保持による再結晶¹⁷⁾

熱間加工初期の加工硬化段階で加工を終了し、その温度で保持すると普通の静的再結晶がおこる。もちろんこのときのひずみ量があまりに小さくて再結晶のための駆動力に達していないときは再結晶をおこすことができず、静的な回復をおこすのみである。

他方、熱間加工後期の定常的動的再結晶段階まで変形して後その温度に保持すると、動的再結晶につづいた再結晶がおこる。すなわち動的再結晶によつて生成した再結晶核あるいは少し成長した再結晶粒は、変形が止まつ

ても温度がその温度にあるから成長をつづける. このよ
うな再結晶をメタダイナミック再結晶 (Metadynamic
recrystallization) またはポストダイナミック再結晶
(Post-dynamic recrystallization) という.

上記 2 者の中間 ($\epsilon_p - \epsilon_s$ の間の部分的動的再結晶領域)
に加工された試片では, 動的再結晶をおこしている部分
ではメタダイナミック再結晶を, 加工硬化だけしている
部分では静的再結晶をおこす.

数回のパスによつて熱間加工される場合, その前のパ
スでの加工度やパスとパスの間の時間 (Δt) の長さ
と温度 (T) に応じて加工硬化が累積してゆくこともあ
るし, 中途半端な再結晶を繰り返すこともある. たとえ
ば Δt が短ければ再結晶をおこさず, 少しの回復の後
に次の加工に入るため再結晶の累積がおこる.

このとき, 前回のパスの降伏応力を σ_1 , 除荷時の
応力を σ_m , 再荷重したときの降伏応力を σ_2 とす
ると, 前回と今回との間の時間 (Δt) 内におこつた
軟化度 X は

$$X = \frac{\sigma_m - \sigma_2}{\sigma_m - \sigma_1} \dots\dots\dots (3)$$

で示される.

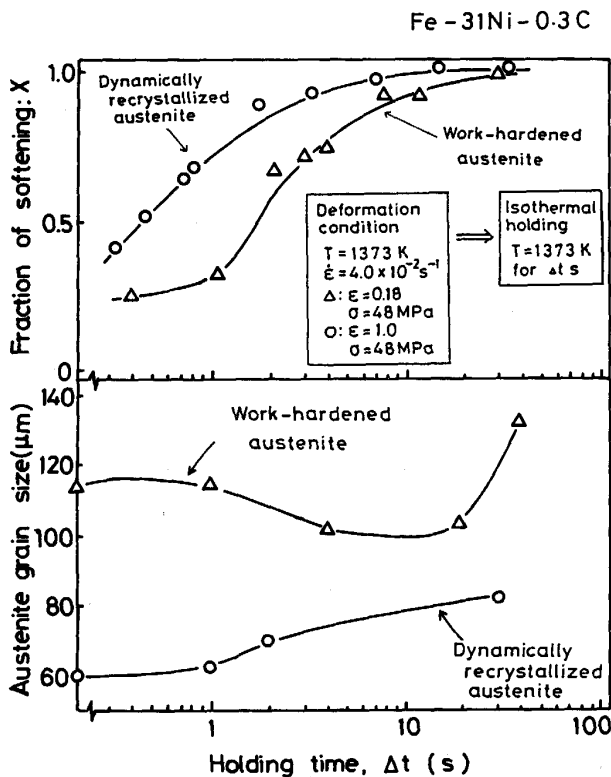


Fig. 3. Change in fraction of softening (a) and austenite grain size (b) with the isothermal holding time of work-hardened austenite and dynamically recrystallized austenite in Fe-31Ni-0.3C austenitic alloy.

Fig. 3 は Fe-31Ni-0.3C オーステナイト合金を 1373 K, $4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で加工硬化状態まで ($\epsilon=0.18$) と定常動的再結晶状態 ($\sigma=1.0$) まで加工して, 除荷してその温度に保持したときの保持時間 (Δt) と軟化度 (X) 及びオーステナイト結晶粒径の変化を示している. 金属組織の変化は加工硬化の場合 Photo. 1 に, 動的再結晶の場合, Photo. 2 に示す. Fig. 3, Photo. 1 及び Photo. 2 によれば, 加工硬化状態よりも動的再結晶状態の方が γ の結晶粒が細くなるように見えるが, これは加工度が小さいためであつて, Z を大きくして加工硬化領域を広くし, 加工硬化の加工度を大きくしてやると Photo. 3 のようになり, γ の結晶粒は非常に細くなる. Δt (保持時間) が長くなるに従つて焼鈍双晶がたくさん現れるようになる.

3. $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の速度論と結晶粒径

3.1 オーステナイトの等温変態速度論

オーステナイトの等温変態の速度式 (Kinetics) とし

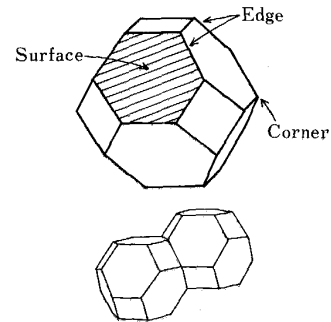


Fig. 4. Schematic diagram of austenite grain as a tetrakaidecahedron and showing 3 types of nucleation sites of ferrite.

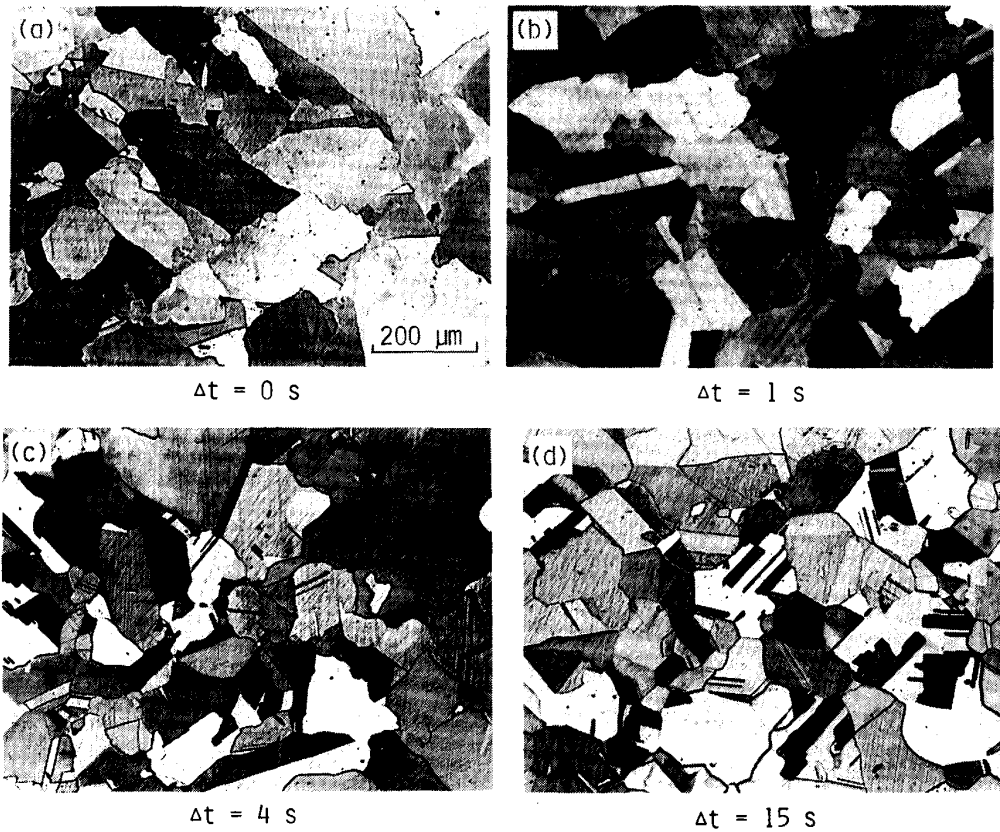
Table 1. The values of n and m in eq. (2-2) for various transformation conditions.

$$X = 1 - \exp \left[-k(T) \frac{t^n}{d^m} \right]$$

Mechanism	Site saturation		Nucleation & growth	
	n	m	n	m
Grain surface	1	1	4	1
Grain edge	2	2	4	2
Grain corner	3	3	4	3

Table 2. The values of n and m for various transformation modes.

Transformation	n	m	Nucleation
Pearlite	4	2	Edge nucleation nucleation & growth
Ferrite	1	1	Surface nucleation near site saturation
Bainite	4	0.6	Grain boundary, inside grain nucleation & growth



(a) As-deformed ($\Delta t=0s$) (b) $\Delta t=1s$ (c) $\Delta t=4s$ (d) $\Delta t=15s$

Photo. 1. Change in optical microstructure of work-hardened austenite (deformed at 1 100°C, $\dot{\epsilon} = 4.0 \times 10^{-2}/s$, $\epsilon = 0.18$) during isothermal holding at 1 100°C for Δt in Fe-31Ni-0.3C austenitic alloy.

て JOHNSON-MEHL の式がよく使用されるが、衆知のごとく $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態においては α の核生成は γ の粒界でおこる。JOHNSON-MEHL の式は均一核生成の場合である。そこで著者らはこの速度式を

$$X = 1 - \exp \left[-k(T) \frac{t^n}{d^m} \right] \dots\dots\dots (4)$$

であらわし、 γ の粒の大きさ (粒径 d) を速度式の中に導入した。ここに $k(T)$ は速度定数で、等温変態線図の 50% 変態曲線と直接関係付けられる⁷⁾。 m 及び n は定数で、Table 1 に示されている。これらの値は変態機構と核生成位置によって変化する。いま、Fig. 4 に示すように γ 結晶粒を 14 面体 (Tetrakaidecahedra) と仮定し、粒界の各位置をこの図に示すように Surface (2 個の粒界), Edge (3 個の粒が集まった線) 及び Corner (4 個の粒が 1 点に会した点) に分けられる。種々な実験の結果^{7,8)} 各変態によって Table 2 に示すような m, n の値を示した。

なお、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の場合は、変態温度が A_3 に近いときは Edge nucleation と思われる値となるが、少し過冷されると Surface uncleation と思われる。核発生は変態初期にたくさんの核を発生するので Site saturation と

書いたが、厳密な意味ではない。

3.2 オーステナイトの連続冷却変態速度論^{7,8)}

SCHEIL⁹⁾ は連続冷却変態線図と等温変態線図の関係を導出した。彼の考えによると、連続冷却時の各温度における核生成時間に対する微少部分 (Fractional nucleation time) (潜伏期 Incubation period の消費) の和が 1 に達したとき連続冷却変態がスタートする。すなわち、

$$\int_{t=0}^{t=t^n} \frac{dt}{\tau(T)} = \int_{T_e}^T \frac{dt}{dT} \cdot \frac{dT}{\tau(T)} = 1 \dots\dots\dots (5)$$

いま $\tau(T)$ を潜伏期と考えるよりも、ある変態量 X に達するまでの時間と考えてもよい。(4)式と(5)式を組み合わせ、

$$X(T) = 1 - \exp \left[-\frac{1}{d^m} \left\{ \int_{T_e}^T \frac{k(T')^{1/n}}{Q(T')} \cdot dT' \right\}^n \right] \dots\dots\dots (6)$$

ここに $Q(T) = -\frac{dT}{dt}$ (冷却速度) である。この(6)式は $Q(T)$ の冷却速度で γ から冷却途中温度 T での変態量を示している。さらに(4)式と(6)式により

$$t(T) = t_{eq} = \frac{1}{k(T)^{1/n}} \int_{T_e}^T \frac{k(T')^{1/n}}{Q(T')} \cdot dT' \dots\dots (7)$$

が得られる。この式は、 $Q(T)$ で温度 T_e (平衡温度) か

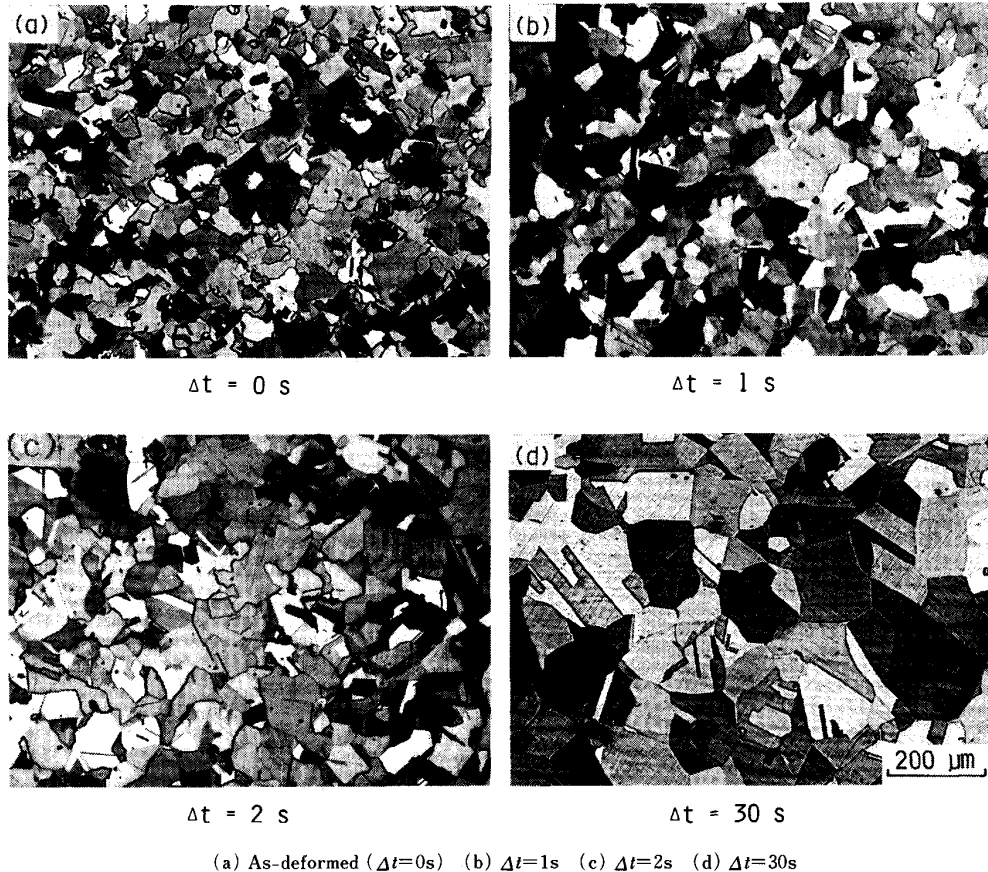


Photo. 2. Change in optical microstructure of dynamically recrystallized austenite (deformed at 1 100°C, $\dot{\epsilon} = 4.0 \times 10^{-2}/s$, $\epsilon = 1.0$) during isothermal holding at 1 100°C for Δt in Fe-31Ni-0.3C austenitic alloy.

ら T までの冷却によつて変態する変態量は温度 T で時間 $t(T)$ だけ等温保持して得られる変態量に等しいことを示している。それ故、我々は $t(T)$ を等価冷却時間 t_{eq} と呼んでいる。 t_{eq} はその温度までの連続冷却による変態量を得るに等しいその温度での等温保持時間を意味する。冷却速度 $Q(T)$ で冷却する途中各温度におけるこのような t_{eq} の温度軌跡によつて作られる曲線は等価冷却曲線と呼ばれ¹⁰⁾¹¹⁾、与えられた冷却曲線についての変態挙動を TTT 曲線の上に t_{eq} 曲線を書くことによつて、TTT 曲線と組み合わせてその冷却のときの変態挙動を予測することができる。

3.3 オーステナイトから変態したフェライトの結晶粒径^{12)~18)}

3.3.1 等温変態の場合

γ から生成した新相の結晶粒径は変態過程と直接関係している。新相の結晶粒径 D_v は γ の単位体積当たり生成する新相の核の数によつて決められる。ただし、一つの核が一つの結晶粒を形成すると仮定する。新相の粒子数を n_v とすると

$$n_v = \int_0^\infty I(1-X)dt \dots\dots\dots (8)$$

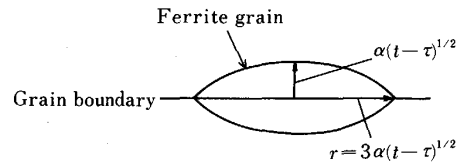


Fig. 5. Schematic drawing of a ferrite grain nucleated at an austenite grain boundary.

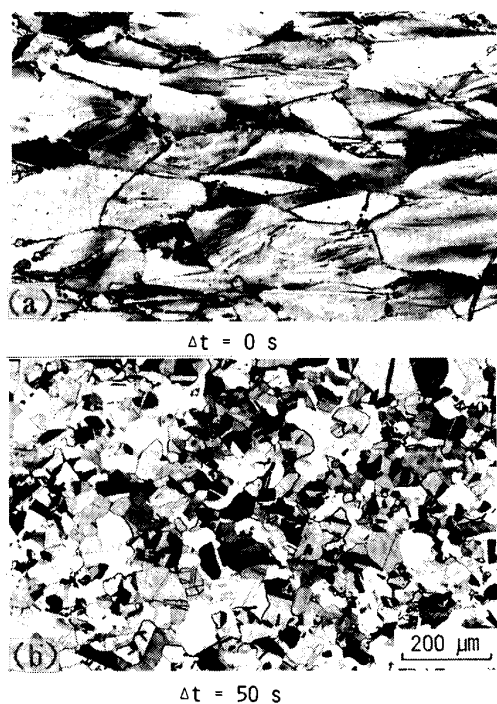
また、

$$D_v = \left(\frac{2}{3n_v} \right)^{1/3} \dots\dots\dots (9)$$

で示される。ここに I は核発生速度 (個/cm³・s)、 X は変態量である。

ところが、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態において α 核は粒界面 (Grain boundary surface) に生成し、Fig. 5 に示すように 1:3 のアスペクト比を持った楕円体に成長する。粒界面の単位面積当たり生成する粒の数は

$$\begin{aligned} n_s &= I_s \int_0^\infty \exp\left(-\frac{9}{2} \pi \alpha^2 I_s t^2\right) dt \\ &= \frac{1}{3\sqrt{2}} \left(\frac{\sqrt{I_s}}{\alpha} \right) \dots\dots\dots (10) \end{aligned}$$



(a) Work-hardened austenite (deformed at 900°C, $\dot{\epsilon} = 3/s$, $\epsilon = 1.0$) (b) Static recrystallized austenite (isothermally held at 900°C for 50 s of structure (a))

Photo. 3. Optical micrographs showing the static recrystallization occurring during isothermal holding of heavily work-hardened austenite in Fe-31Ni-0.3C austenitic alloy.

ここに I_s は粒界面の単位面積当たりの核生成速度, α は厚さ方向の成長速度を示す Parabolic rate constant である. α 粒径 D_α は

$$D_\alpha = \left(\frac{2}{3n_s \cdot S_{gb}} \right)^{1/3} \dots\dots\dots (11)$$

ここに S_{gb} は γ 単位体積当たりの粒界面積である

$$S_{gb} = \frac{4}{\sqrt{\pi} D_\gamma} \dots\dots\dots (12)$$

で示される. ここに D_γ は γ 粒径である.

(10)式と(12)式を(11)式に入れると

$$D_\alpha = \left(\frac{2}{\pi} \right)^{-1/6} \left(\frac{\sqrt{I_s}}{\alpha} \right)^{-1/3} D_\gamma^{1/3} \dots\dots\dots (13)$$

$$\begin{aligned} \frac{D_\gamma}{D_\alpha} &= \left(\frac{S_{gb} \cdot \sqrt{I_s}}{2\sqrt{2} \cdot \alpha} \right)^{1/3} \cdot D_\gamma \\ &= \frac{2}{\pi}^{1/6} \left(\frac{\sqrt{I_s}}{\alpha} \right)^{1/3} \cdot D_\gamma^{2/3} \dots\dots\dots (14) \end{aligned}$$

ただし, この導出のためには I 及び α を定数と考え, また一つの核が一つの結晶粒に成長すると考えている.

同様な方法で, 均一核生成の場合及び Grain edge nucleation の場合も次のように得られる.

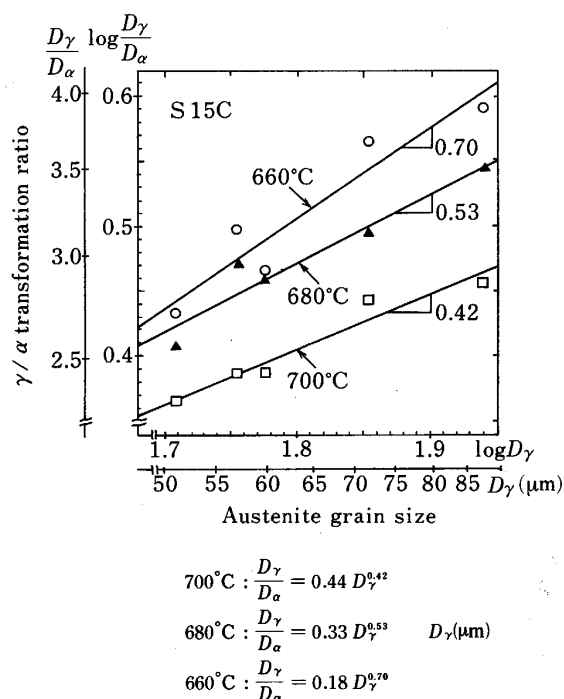


Fig. 6. An example of D_α - or D_γ/D_α - D_γ relationship for S15C steel.

$$\left. \begin{aligned} D_\alpha &= 0.974 \left(\frac{\sqrt{I_h}}{\alpha} \right)^{-2/5} \\ \frac{D_\gamma}{D_\alpha} &= 1.027 \left(\frac{\sqrt{I_h}}{\alpha} \right)^{2/5} \cdot D_\gamma \quad \left. \begin{array}{l} \text{均一} \\ \text{核生成} \end{array} \right\} \\ D_\alpha &= 0.784 \left(\frac{\sqrt{I_e}}{\alpha} \right)^{-2/9} \cdot D_\gamma^{2/3} \\ \frac{D_\gamma}{D_\alpha} &= 1.275 \left(\frac{\sqrt{I_e}}{\alpha} \right)^{2/9} \cdot D_\gamma^{2/3} \quad \left. \begin{array}{l} \text{Edge} \\ \text{核生成} \end{array} \right\} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (15)$$

すべての場合 $\frac{\sqrt{I}}{\alpha}$ の値が大きいほど α 粒は微細になり, D_γ が小さいほど α 粒は小さくなる. 均一核生成のときは当然であるが α 粒径は γ 粒径に関係しない.

例えば粒界面核生成の場合を例にとると, (13)式より γ の結晶粒を 1/8 に小さくしても α の結晶粒は 1/2 にしかならない. あまり有効でないことがわかる.

次に実験結果について述べると, S15C (Fe-0.15% C-0.4% Mn) 鋼を用いて, γ 化温度を 1000~1200°C の間に変えて D_γ の大きさを種々に変え, 660, 680 及び 700°C で等温変態により α に変態させてその α 粒を求め, D_γ と D_γ/D_α の関係を実験的に求めると Fig. 6 のようになる¹⁸⁾. この曲線の傾斜から D_γ/D_α に対する D_γ の効果を知ることができる. (14)式及び(15)式を参照すると α 粒の核生成場所は 700°C で Grain edge 核生成に近く, 660°C で粒界面, 680°C では Edge と粒界面であることがわかる. 過冷されると粒界面で核生成するようになる. そして α 粒は細かくなることが

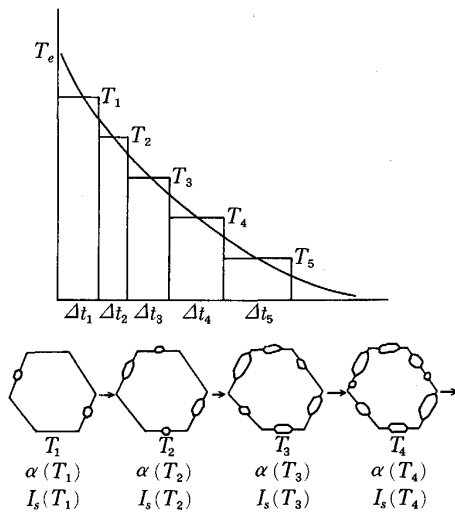


Fig. 7. Diagrams to explain the relation between isothermal and continuous cooling transformation and schematic drawing showing the formation process of ferrite during continuous cooling.

わかる。

3.3.2 連続冷却変態の場合¹⁸⁾¹⁹⁾

上述のように、過冷 γ 相からの α 相への変態は主として γ 粒界面表面核生成によつておこる。連続冷却変態はFig. 7のように階段状に短時間等温保持しながら冷却されてゆくものとする。そうすると各温度で α 相はその温度における特有の核発生速度(I)と Parabolic rate constant (α)で生成成長する(Fig. 7下図)。冷却途中の温度 T_a で核生成する α 相の核の数を N_a とすると

$$N_a = I_s(T_a) dt_a = \frac{-I_s(T_a)}{Q(T_a)} \cdot dT_a \dots\dots\dots (16)$$

ここに $Q(T)$ は冷却速度である。このようにして生成した α 核は冷却されるに従つてその瞬間温度での成長速度で成長してゆく。それ故、温度 T_a で γ 粒表面に生成した α 粒の半径 r_a は温度 T で

$$\gamma_a = 3 \left[\int_T^{r_a} \frac{\alpha^2(T')}{Q(T')} \cdot dT' \right]^{1/2} \dots\dots\dots (17)$$

温度 T_a で核生成した α 粒によつて温度 T まで冷却されたとき、 γ 粒界面表面が占有される面積は

$$\pi r_a^2 = 9\pi \int_T^{r_a} \frac{\alpha^2(T')}{Q(T')} \cdot dT' \dots\dots\dots (18)$$

γ 粒は成長を止めない、そして未変態 γ 粒表面でその温度での核生成速度で α 核を生成しつづけると考え、冷却中 T_a で生成したすべての α 粒によつて占有される拡張粒界面面積は

$$Y_{(T_a)}^{\alpha\gamma} = N_a \pi r_a^2 = - \frac{I_s(T_a)}{Q(T_a)} \cdot dT_a \cdot 9\pi \int_T^{r_a} \frac{\alpha^2(T')}{Q(T')} \cdot dT' \dots\dots\dots (19)$$

で示される。それ故、 $A_3(T_e)$ から T までの冷却途中生成される α の粒によつて占有される粒界面面積率は

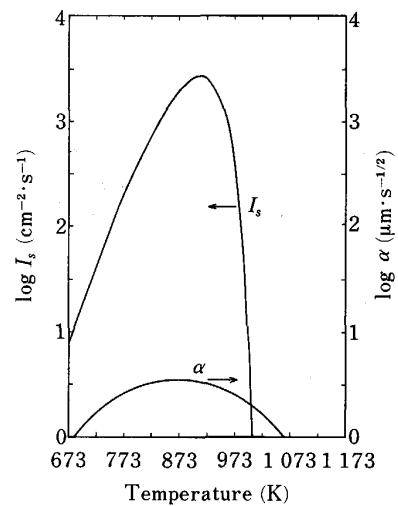


Fig. 8. Calculated parabolic rate constant α and nucleation rate I_s as a function of temperature for the steel studied (S15C).

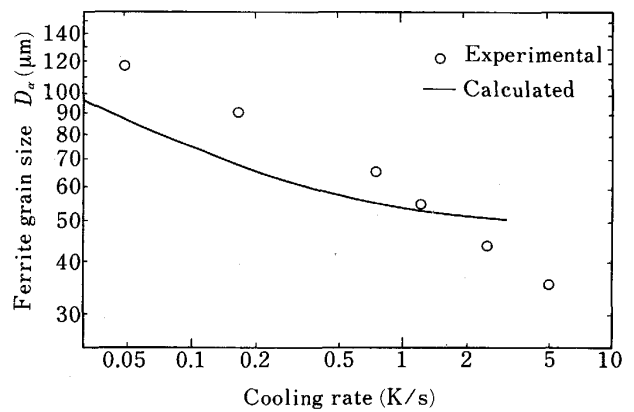


Fig. 9. Ferrite grain size as a function of cooling rate for the specimens of $D_\gamma = 151 \mu\text{m}$. Open symbol are experimental data and the solid line is calculated (S15C).

$$Y = 1 - \exp \left[-9\pi \int_T^{r_e} \frac{I_s(T_a)}{Q(T_a)} \left(\int_T^{r_a} \frac{\alpha^2(T')}{Q(T')} \cdot dT' \right) dT_a \right] \dots\dots\dots (20)$$

γ 粒界面表面の単位面積あたりに生成する α 粒の全数は

$$n_\alpha = \int_T^{r_e} \frac{I_s(T')}{Q(T')} (1 - Y) dT' = \int_T^{r_e} \frac{I_s(T')}{Q(T')} \cdot \exp \left[-9\pi \int_T^{r_e} \frac{I_s(T_a)}{Q(T_a)} \left(\int_T^{r_a} \frac{\alpha^2(T'')}{Q(T'')} \cdot dT'' \right) dT_a \right] dT' \dots\dots\dots (21)$$

それ故、 α 粒径 D_α は

$$D_\alpha = \left(\frac{2}{3(S_{sb}) \cdot n_\alpha} \right)^{1/3} \quad S_{sb} = 4 / (\sqrt{\pi} D_\gamma) \dots\dots\dots (22)$$

S_{gb} は γ 相の単位体積当たりの粒界面積である。

(21), (22)式から我々は連続冷却時の α 粒径を予測することができるはずであるが、これらの式の中に核生成速度 $I_s(T)$ と Parabolic rate constant (成長速度: α (T)) が含まれている。種々な仮定と計算によつて I_s と α の値を概算すると、変態温度の関数として Fig. 8 のようになる¹⁹⁾(0.15C-0.4Mn の場合)。核生成速度 I_s は

913 K(640°C) で最大となり、 α は 873 K(600°C) で最大となる。

Fig. 9 は上記の鋼についての(21)及び(22)式による計算値と実測値とを比較したもので、そんなによく一致しているとは言えないが大体の傾向は同じで、冷却速度が大きいほど D_α は小さい。ここに示される値は

$$D_\alpha = Q^{-0.17} (D_\gamma)^{1/3} \quad (\text{計算値}) \quad \dots\dots\dots (23)$$

$$D_\alpha = 5.7 Q^{-0.26} (D_\gamma)^{0.46} \quad (\text{実測値}) \quad \dots\dots\dots (24)$$

として数式化される。実験値をプロットすると Fig. 10 のようになる。

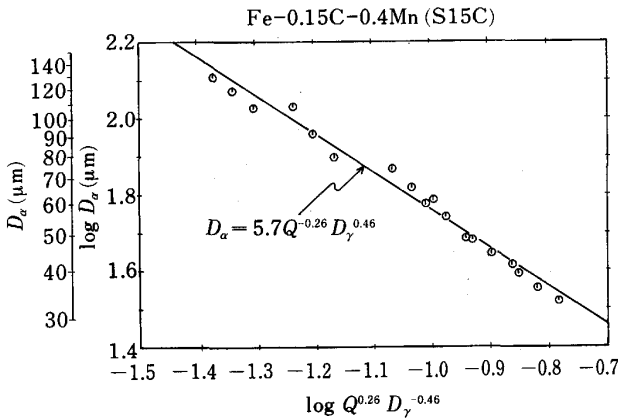
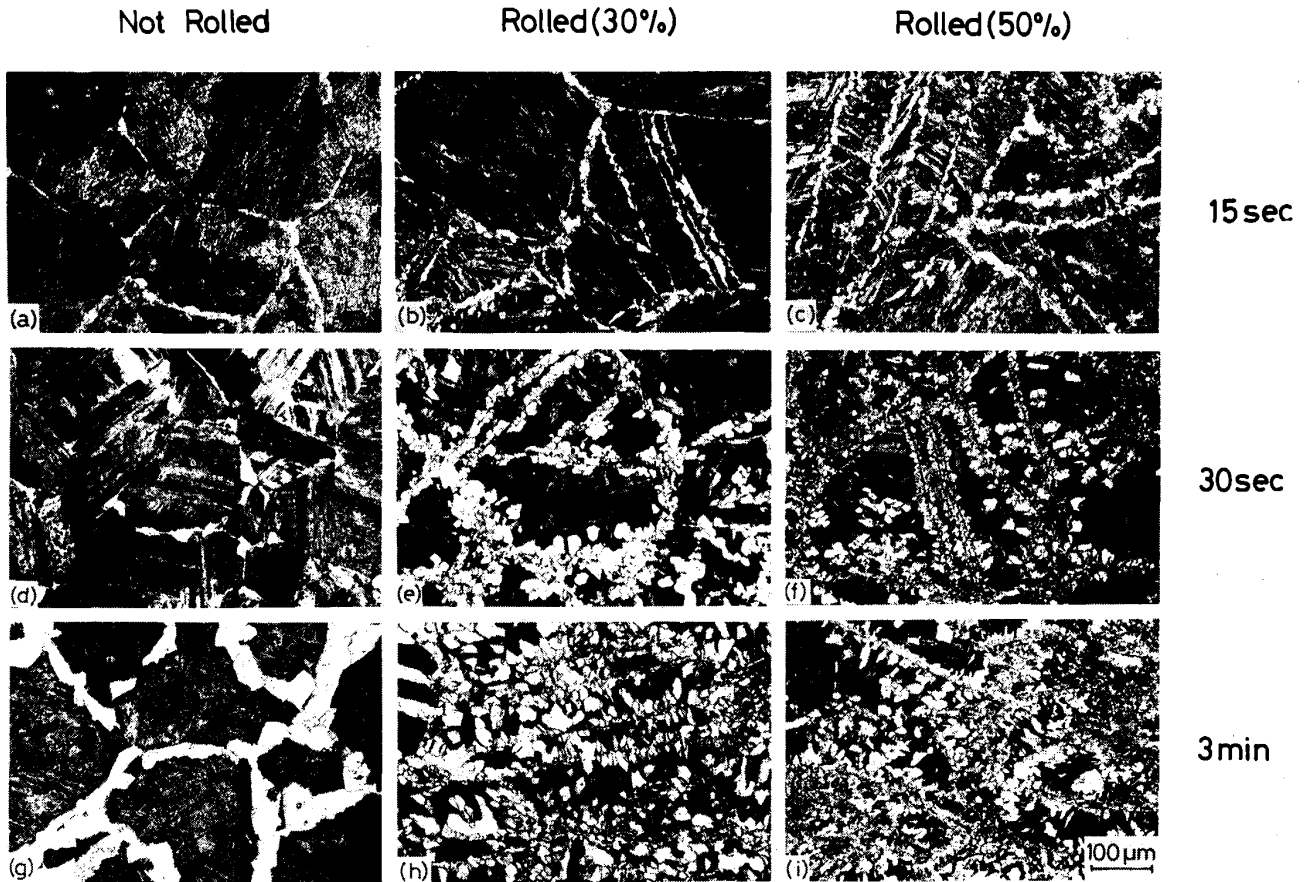


Fig. 10. Ferrite grain size as a function of $Q^{-0.26} D_\gamma^{0.46}$.

4. 加工硬化 γ から α への変態¹³⁾¹⁸⁾

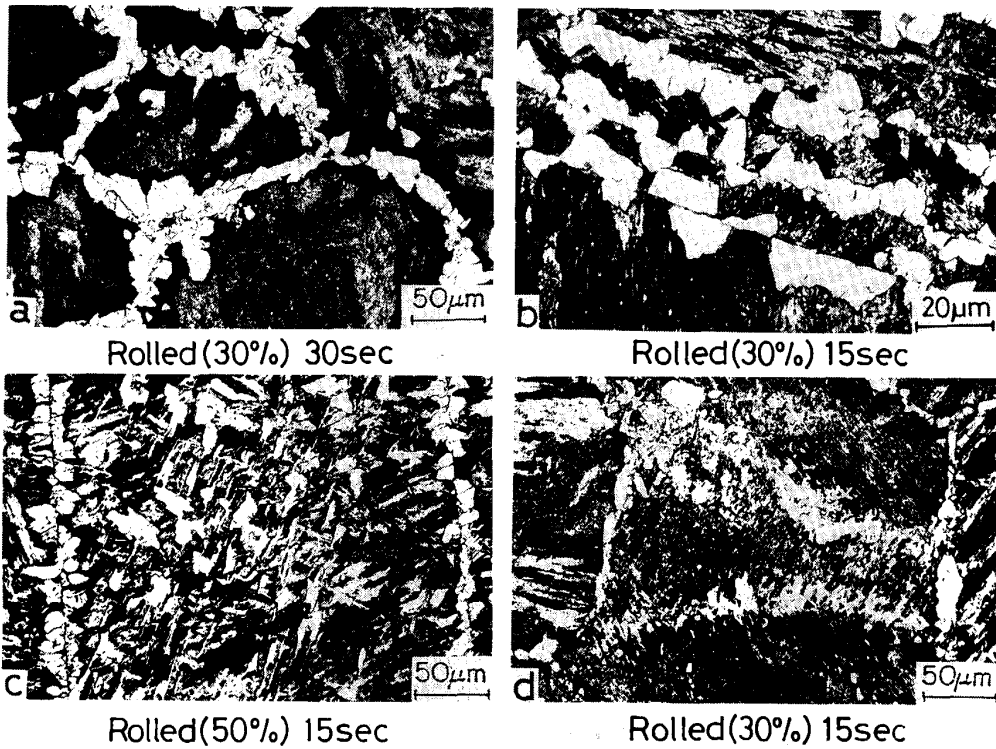
4.1 加工硬化 γ 中での α 核生成 (等温)¹³⁾¹⁸⁾

Photo. 4 は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の進行に及ぼす γ の加工の影響を示している。これは Fe-0.12C-0.04Nb-0.04V 鋼を 1200°C で 30 min γ 化し、再結晶温度以下の 840°C で 1 回のパスで圧下率 0%, 30% 及び 50% の圧延を施し、680°C のソルトバスにて 15, 30 及び 180 s 保持したときの組織である。 γ 相の加工によつて明らかに α 相の生成が助長されている。圧延しない (0%) 試片では α 相は主として γ 相の結晶粒界にのみ核生成するが、加



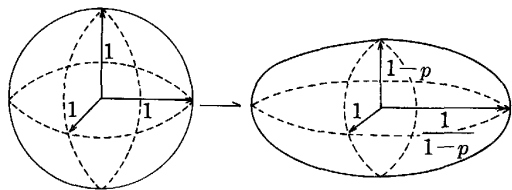
(a) Non-deformed, 15 s (b) 30% rolled, 15 s (c) 50% rolled, 15 s (d) Non-deformed, 30 s (e) 30% rolled, 30 s (f) 50% rolled, 30 s (g) Non-deformed 3 min (h) 30% rolled, 3 min (i) 50% rolled, 3 min

Photo. 4. Optical micrograph showing the effect of austenite deformation on the process of ferrite transformation at 680°C in a Fe-0.12C-0.04Nb-0.04V steel.



- a : Nucleation at grain boundaries
- b : Nucleation on annealing twin boundaries
- c : Nucleation inside grains
- d : Nucleation on deformation bands

Photo. 5. Optical micrographs showing the various types of nucleation sites of ferrite observed in deformed specimens.



(a) Before rolling (sphere) (b) After rolling (ellipsoid)

Fig. 11. The shape change of an austenite grain by the rolling with reduction p .

工された γ 相からは粒界ばかりではなくて γ 粒内の焼鈍双晶粒界や変形帯にもたくさん核生成し、しかも生成する核の数が加工度が大きいほど極めて多くなる。

Photo. 5 は加工硬化 γ から生成する α 相の核生成場所を示す。(a) は γ 粒界、(b) は焼鈍双晶境界、(c) は Dislocation cell wall と思われる場所、(d) は変形帯上に生成したと思われるものである。

γ 相の単位体積当たり加工によつて α 相核の生成速度が上昇するのは ($\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が加工によつて助長されるのは)、

(1) γ 粒が扁平になつて γ 相の粒界面積が増える (単位体積当たり)。

(2) γ 粒界表面単位面積当たりの α 核生成速度が増す。

(3) 焼鈍双晶境界、変形帯などのような γ 粒内においても核生成が可能になつてくる。

などが考えられる。

γ 粒界面積が扁平になることによつてどれほど粒界面積が増すかということを考えてみる。Fig. 11 に示すように、加工しないとき球形であつた粒が加工されることにより楕円体 (Ellipsoid) になると考えると、最初、単位の長さの半径の球とするとその表面積は

$$S_{gb}^0 = 4\pi \dots\dots\dots (25)$$

これを圧下率 p だけ変形すると、体積は不変であるから

$$S_{gb}(p) = \int_{-1/(1-p)}^{1/(1-p)} \left[4 \times \int_0^{\pi/2} \sqrt{1-(2p-p^2)\sin^2\theta} \cdot d\theta \right] \cdot \sqrt{\frac{X^2(1-p)^6}{1-X^2(1-p)^2} + 1} dX \dots\dots\dots (26)$$

となる。Fig. 12 にこの比

$$q = S_{gb}(p) / S_{gb}^0 \dots\dots\dots (27)$$

と圧下率 (p) との関係を示す。圧下率が 50% 以下ならば、それほど粒界面積が大きくなることわがかる。

Photo. 6 は γ 粒界面上に核生成した α 核の加工度による変化を組織と共に示している。(a) は加工しない

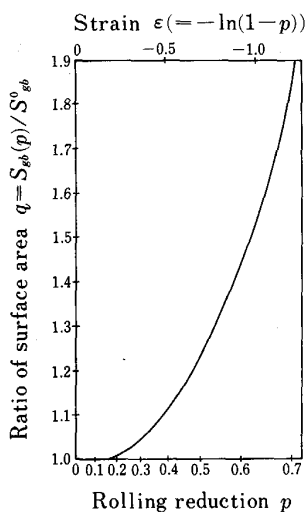
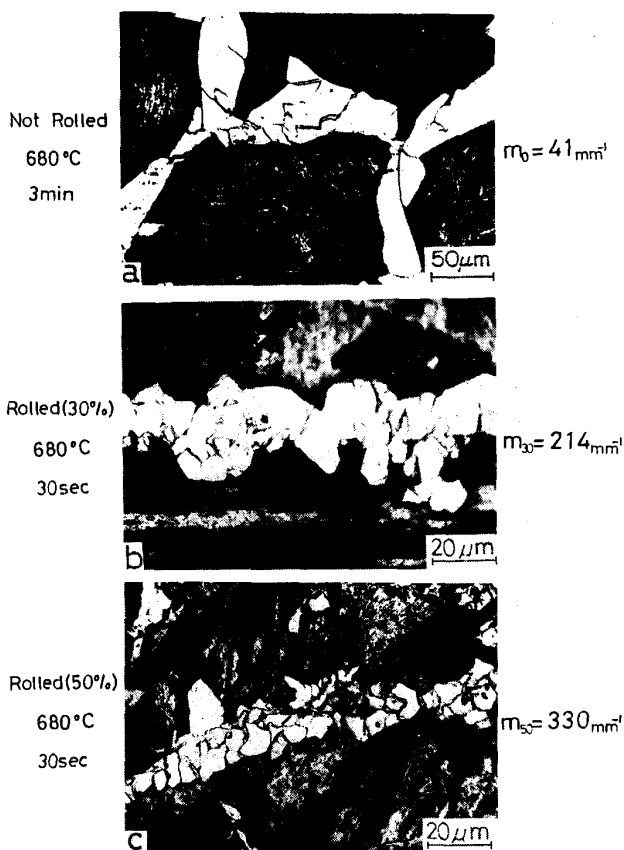


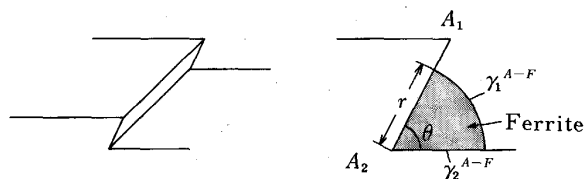
Fig. 12. The ratio of austenite grain surface area before rolling to that of after rolling as a function of rolling reduction p .



a : Non-deformed, 3 min at 680°C
 b : 30% rolled, 3 s at 680°C
 c : 30% rolled, 3 s at 680°C

Photo 6. Optical micrographs showing the effect of deformation on the number of ferrite formed on austenite grain boundaries.

γ 相の場合、(b)は30% 圧下、(c)は50% 圧下した γ 相の粒界に生成する α 粒である。粒界長さ1mm 当た



(a) A ledge on grain boundary (b) Ferrite nucleation at a ledge
 Fig. 13. Schematic drawing showing ferrite nucleation at a ledge on deformed austenite grain boundaries.

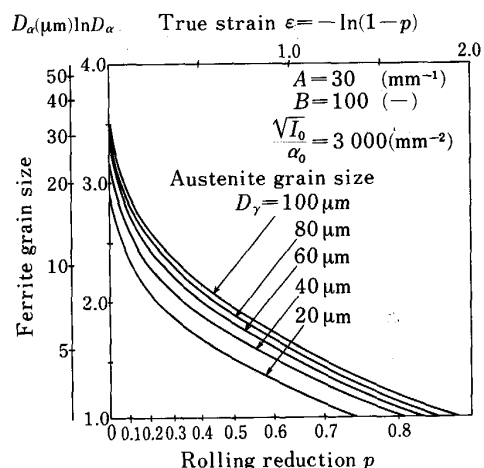


Fig. 14. Calculated ferrite grain size formed from work-hardened austenite as a function of rolling reduction for various austenite grain sizes.

りそれぞれ 41, 214, 330 個の α 粒が生成している。単位粒界面積ではこれの2乗、(10)式から核生成速度 I_0 で示すとこれの4乗でできることになり、加工度によつて核生成速度は著しく上昇し、50% 圧延で数千倍の速度になることがわかる。

このように γ 粒界面での核生成速度が著しく上昇するのは、 γ 粒のすべり変形のために Fig. 13 に示すような Ledge または Step と呼ばれるようなものがたくさんできるためであると考えられる。このような Ledge では、平面で核生成するよりも θ/π 倍核を生成しやすいと考えられる。これと同じことが焼鈍双晶境界でもおこるので、加工しないときは双晶境界は界面エネルギーが小さいので核を生成しないのであるが、 γ 相を加工したら α 核を生成するようになるわけである。

γ 相が加工硬化することによつて転位密度を増し、 α 核の成長速度が大きくなると考えられるが、簡単な計算で当たつてみてもそれほど大きくなるとは思われない。それ故、加工によつて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が助長されるのは核生成速度が増大するためであると考えられる。

4.2 加工硬化した γ 相から生成した α 粒径(等温)¹⁸⁾²⁰⁾

この問題を考えるために次のように仮定する。

(1) 粒が加工硬化して扁平になつた γ 相において、粒

界表面、焼鈍双晶粒界及び変形帯が核生成場所となる。

(2) 焼鈍双晶境界や変形帯の単位面積当たりの核生成速度は γ 粒界面(Ledgeあり)と同じである。

(3) γ 単位体積当たりの焼鈍双晶境界及び変形帯の全面積は加工ひずみ(ϵ)と二次関数的である。すなわち($\epsilon = -\ln(1-p)$)

$$S_{ab}(p) + S_{tb}(p) = A |-\ln(1-p)|^2 \dots\dots (28)$$

ここに A は定数である。

(4) 加工された γ 相についての $\sqrt{I_s(p)}/\alpha(p)$ はひずみ(ϵ)の関数として

$$\frac{\sqrt{I_s(p)}}{\alpha(p)} = \frac{\sqrt{I_0}}{\alpha_0} + B \frac{\sqrt{I_0}}{\alpha_0} \{-\ln(1-p)\}^{1/3} \dots (29)$$

とする。 I_0 及び α_0 はそれぞれ加工しない γ 相の核生成速度及び Parabolic rate const. である。 B は定数、1.3は Photo. 6 より求めたものである。

(11)式の S_{gb} は加工した γ 相に対しては

$$S_v(p) = S_{gb}(p) + S_{ab}(p) + S_{tb}(p) \dots\dots (30)$$

ここに S_v は有効界面面積である。これを用いると

$$D_\alpha = \left(\frac{S_v(p)}{2\sqrt{2}} \cdot \frac{\sqrt{I_s(p)}}{\alpha(p)} \right)^{-1/3} \dots\dots\dots (31)$$

で α 粒径が示される。

もし、 $\sqrt{I_0}/\alpha_0$ と係数 A 及び B が実験的に決定されれば α 粒径は計算できる。Fig. 14はこのような計算の一例である。ここでは $\sqrt{I_0}/\alpha_0 = 3000(\text{mm}^{-2})$ 、 $A=30$

(mm^{-1})、 $B=100$ という値を用いている。これらの値は普通の鋼で普通に観察される値である。そして D_α と p との関係を示している。 γ 粒径が小さいほど $S_v(p)$ も小さく、 D_α は小さくなる。10 μm 以下の α 粒径を加工熱処理で容易に得ることができることを示している。

4.3 加速冷却によるフェライト粒の微細化¹⁷⁾²¹⁾

最近、制御圧延のあとの加速冷却(Accelerated cooling)が流行している。これは過冷度を大きくして \sqrt{T}/α の比を大きくし、 D_α を細かくしようとする処理である。

すでに Fig. 10 において加工しないときの S15C 鋼の場合の冷却速度 D_α に対する効果を述べ、冷却速度を早くして α 生成温度を下げれば \sqrt{T}/α の値が大きくなってフェライト粒が細くなることを述べた。(24)式によれば冷却速度が10倍になると D_α は大略半分(0.55)になることを示している。冷却速度が臨界冷却速度以上となるとマルテンサイト変態をおこしてしまう。

加工硬化した $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態においても核生成速度 $I_s(p)$ と Parabolic rate constant $\alpha(p)$ もまた温度の関数で、加工しないときの I_0 及び α_0 と同様な変態温度の依存性をもつと考えられるので、加工硬化した γ の変態においても加速冷却はいつそう有効である。

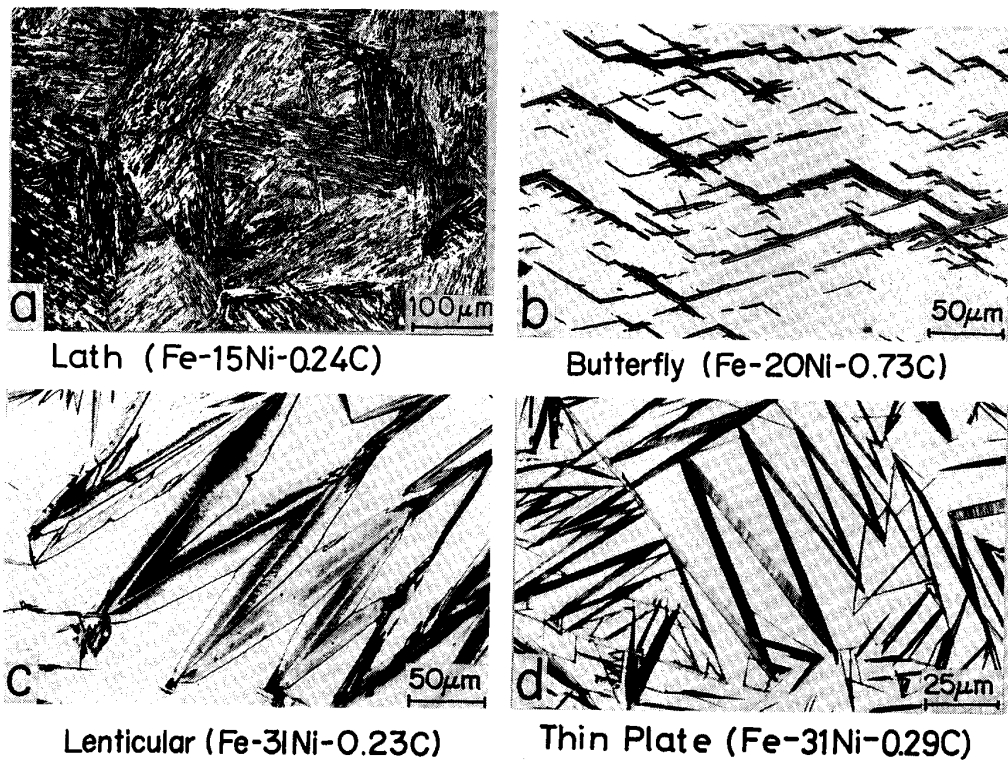
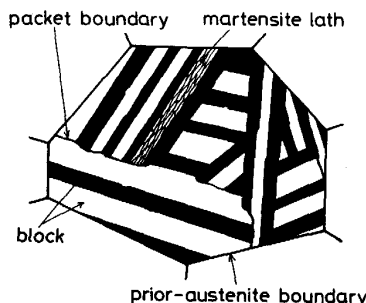
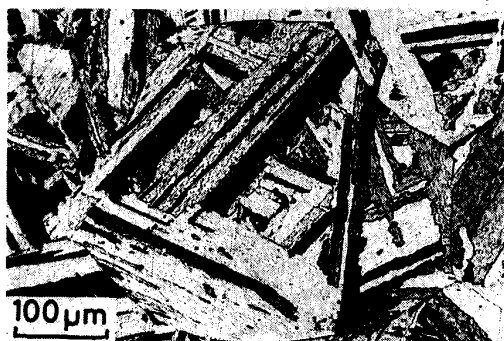


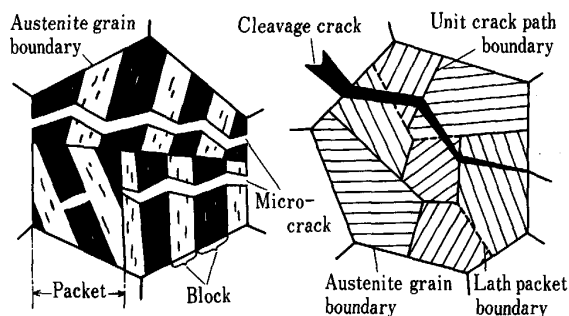
Photo. 7. Typical 4-morphologies of martensite in steels.

18%Ni maraging steel (300 ksi grade) (wt%)									
C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Fe
0.015	<0.001	<0.01	0.002	0.008	18.30	8.95	5.00	0.70	Bal.



Etchant : FeCl₃ 10 g + HCl 30 ml + H₂O 120 ml

Fig. 15. Optical micrograph (a) and schematic illustration (b) of lath martensite formed from non-deformed austenite in 18% Ni maraging steel (1 250°C, 3.6 ks→air-cool).



NAGASHIMA and MATSUDA OHMORI, OHTANI and KUNITAKE

Fig. 16. Schematic illustrations of cleavage crack propagations for two types of lath martensite.

5. 鉄マルテンサイト組織^{22)~27)}

鉄合金には Photo. 7 に示すように Lath, Butterfly, Lenticular 及び Thin-plate の四つの代表的形態がある^{22)~27)}.

Lath martensite²³⁾²⁴⁾ はこれらの中でも最も重要で、実用鋼の大部分はこのマルテンサイトである。立方晶 (bcc) で、強靱であるといわれている。晶癖面は $\{111\}_\gamma$ 、格子欠陥は転位のみである。

ここで取り上げる加工熱処理ではオースフォームや鍛造焼入れなどであるから Lath martensite を対象とする。

Fig. 15²³⁾ はマルエージ鋼に現れる Lath martensite 組織を示す。一つの γ 粒は幾つかの Packet に別れている。一つの Packet の中にはほとんどすべてのマルテンサイト Lath (マルテンサイトの単結晶) が平行に生成している領域で、晶癖面がみんな同じであることを示している。一つの Packet の中には白い Block と黒い Block

が平行に並んでいる。晶癖面は同じであるが、白と黒の Block は互いに双晶の関係にあるものが多い。一つの Block の中には同じ Variant (方位) のマルテンサイト Lath が並んでいる。Lath と Lath の境界は同じ方位の単結晶の境界であるから明瞭な境界を発見することはむずかしいが、転位密度が少し高かったり、残留 γ の Film が存在したりすると言われている。

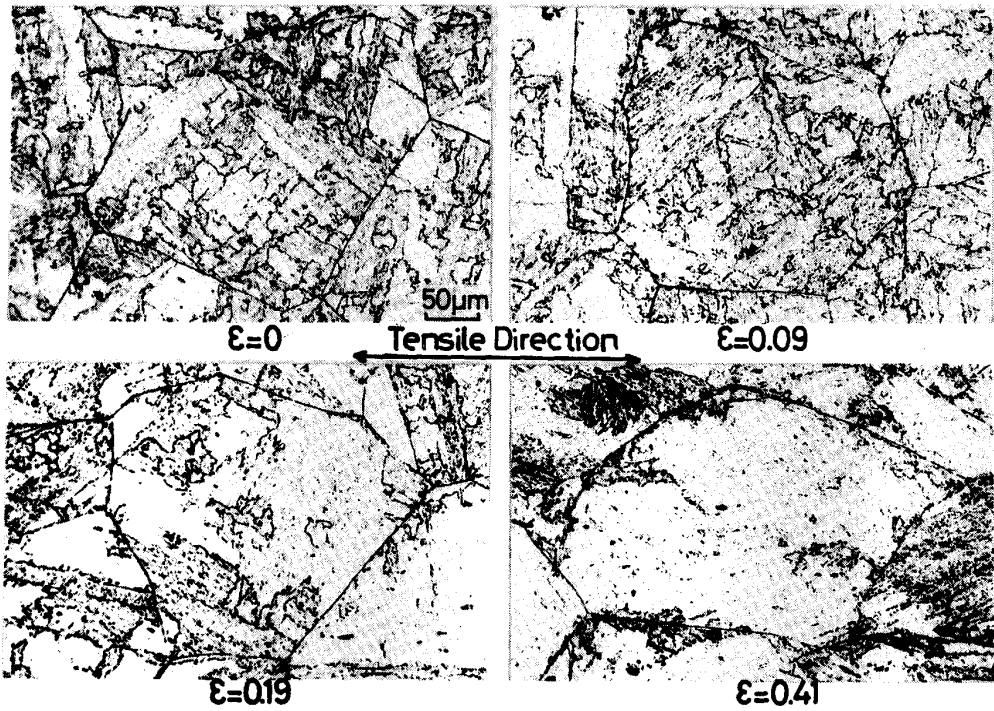
よく知られているように、Lath martensite (炭素量 0.6 以下と言われている) は C 量とともに強くなる。これが低温脆性をおこしてへき開破壊するとき $\{100\}_\alpha$ 面で割れるが、その割れ方は Fig. 16²⁸⁾²⁹⁾ のように Block がよく発達している鋼 (マルエージ鋼など) は (a) のごとく Block が破面単位となり、Block があまりよく発達していない鋼 (Fe-C 及び低合金鋼など) では Packet が破面単位となる。この大きさは GRIFFITH の Precrack の大きさとして考えることができる。そして、この大きさが小さいほど遷移温度が低いことになる。

6. 加工硬化 γ から生成した Ausformed martensite

6.1 組織

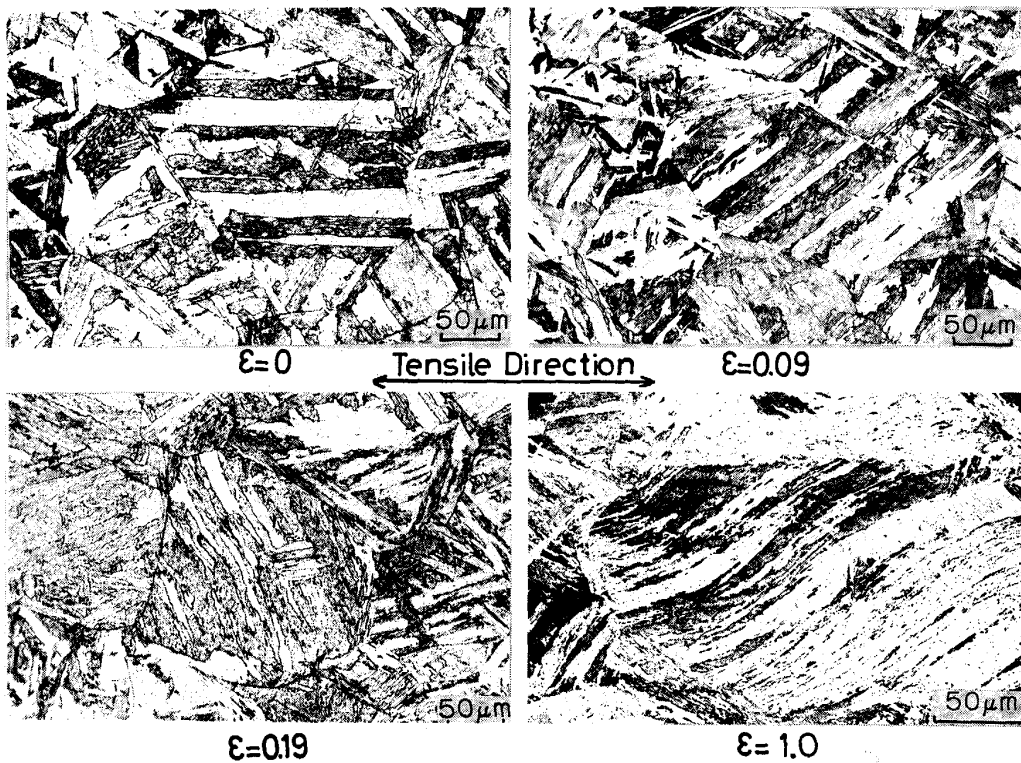
上述のマルエージ鋼を 1 250°C (1 523 K) で 2 min (120 s) オーステナイト化し、 M_d 温度以上の 500°C (773 K) まで冷却してこの温度で引張変形し、そして室温まで冷却して Lath martensite を生成させた。

Photo. 8³⁰⁾³¹⁾ は 500°C における加工度 0%, 9%, 19% 及び 41% 加工したときの Packet の組織を示している。加工しない試片では γ 粒は多くの Packet によって分割されている。しかしこの Packet の数は加工度とともに急に減少して Packet size は大きくなり、40% 加工ではもはや一つの γ 粒は大體一つの Packet になつ



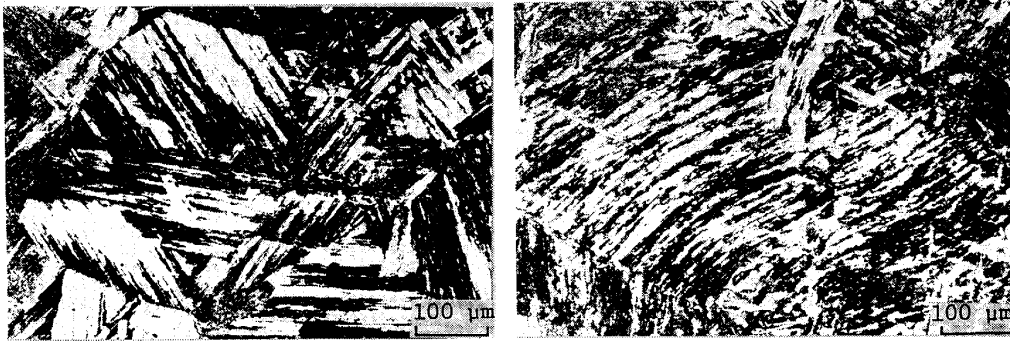
18Ni Maraging steel (Etchant : CrO_3 10 g + H_2O 90 cc)
 1 523 K 120 s \rightarrow X% deformed at 773 K \rightarrow A.C. (+ 773 K 1 200 s \rightarrow W.Q.)

Photo. 8. Structure change in martensite packet with deformation of austenite.



18Ni Maraging steel (Etchant : FeCl_3 10 g + HCl 30 cc + H_2O 120 cc)
 1 523 K 120 s \rightarrow X% deformed at 773 K \rightarrow A.C. (+ 773 K 1 200 s \rightarrow W.Q.)

Photo. 9. Structure change in martensite block with deformation of austenite.



Non-ausformed martensite (1 300°C → W.Q.)

Ausformed martensite (1 300°C 1 h → 50% rolled at 850°C → W.Q.)

Lath martensite in Nb steel (0.12C-0.04Nb)

Photo. 10. Structure change in martensite morphology of lath with deformation of austenite of Nb steel (0.12C-0.04Nb).

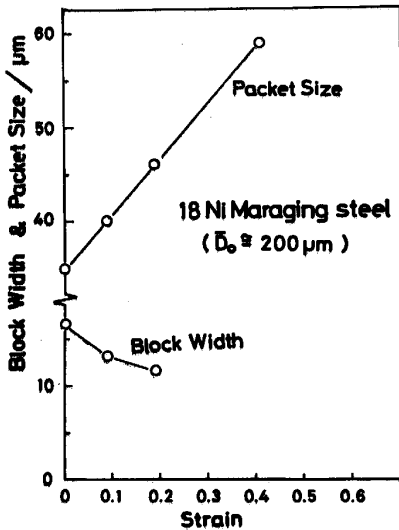


Fig. 17. Changes in the mean packet size and block width of lath martensite with the amount of deformation of austenite (ausformed at 500°C) in 18% Ni maraging steel. The mean initial austenite grain size was 200 μm.

Table 3. Chemical compositions of specimen (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Fe
0.38	0.32	0.30	0.019	0.016	25.44	Bal.

$M_s = -37^\circ\text{C}$ $M_d = 60^\circ\text{C}$

てしまっている。

Photo. 9 は前と同じ試片であるが、Block がはつきり観察できるようにエッチした場合で、加工しない試片では一つの γ 粒は明瞭に多くの Block によつて区切られている。加工度が大きくなるに従つて Block は細長く伸び、しかも波打つようになる。そしてついにはちぎれちぎれになつてしまう。

加工度に対する Packet や Block の変化の様子を Fig. 17 に示す。加工度と共に Packet は大きくなり、Block

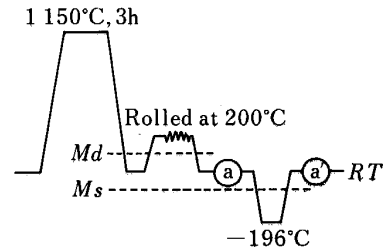
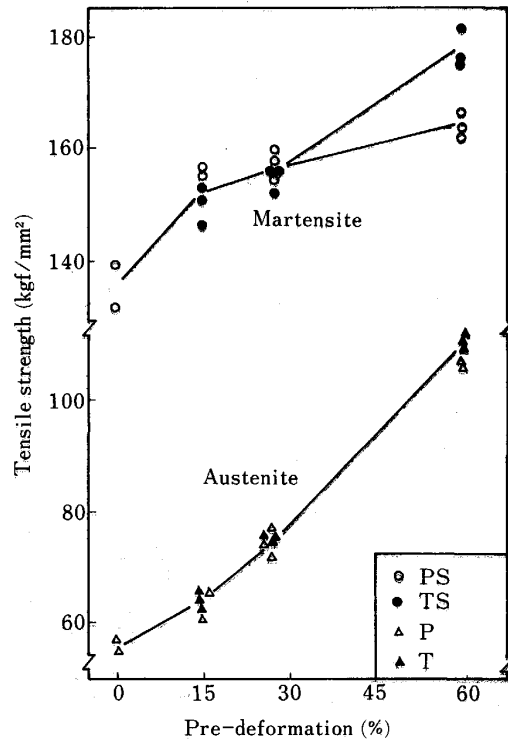


Fig. 18. Schematic illustration of schedule of thermomechanical treatment.



Test temperature : 80°C

Fig. 19. Relation between tensile strength and the degree of prior deformation at 200°C.

は小さくなることわかる。大きな加工度では Block はちぎれちぎれになり、測定できなかつた。

このような Packet や Block の変化は Fe-0.12C-0.04Nb の HSLA 鋼でも認められる (Photo. 10)³²⁾。この鋼は 1300°C(1573 K) で 30 min(1.8 ks) γ 化して、850°C(1123 K) で 50% 圧延し急冷したものである。

このような Block がよく発達した鋼の場合、Block の幅が小さいほど遷移温度は低いと考えられる³²⁾。

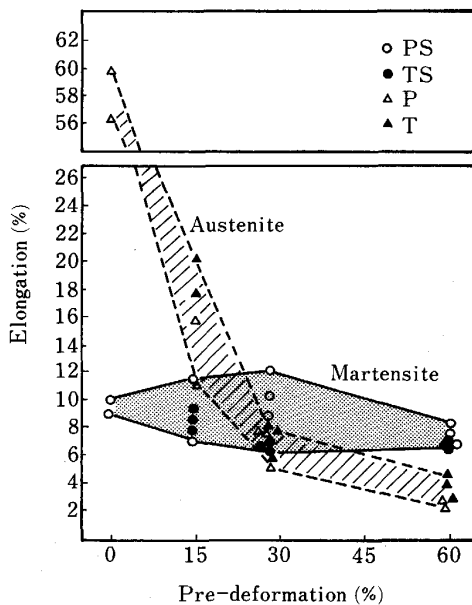
6.2 強靱性³³⁾

Table 3 に示すような Fe-Ni-C 合金ではレンズマルテンサイトを生成するが、これを用いて Fig. 18 のような加工熱処理を行い、①で加工硬化 γ 試片を②でオースフォーム・マルテンサイト試片をとり、80°C で引張試験を行った (80°C ではマルテンサイトを誘発しない)。

そのときの 200°C における加工度 (Ausform) と引張強さの関係をみると Fig. 19 のようである。 γ は加工度と共に加工硬化する。加工硬化した γ から生成したマルテンサイトも γ とほとんど同様に強度上昇をおこす。

そのときの伸びの変化をみると Fig. 20 のようである。無加工 γ は 60% ほど伸びるが、加工硬化するに従って急に伸びは低下し、60% 加工で 4% 位しか伸びない。無加工 γ から生成したマルテンサイトは 10% 位しか伸びないが、 γ が加工硬化してもそれから生成するマルテンサイトの伸びはあまり変わらず、60% 加工した γ から生成したマルテンサイトでも 8% 程度の伸びを示す。

すなわち、オースフォームすることによりマルテンサイトは強くなり、しかも伸びはわずかしこ低下しない。これがオースフォームドマルテンサイトの特徴である。

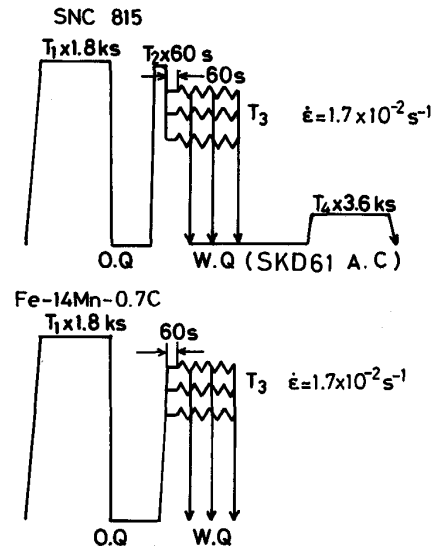


Tensile test temperature : 80°C

Fig. 20. Relation between elongation and the degree of prior deformation at 200°C.

Table 4. Chemical compositions of specimen (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
SNC 815	0.16	0.23	0.56	0.018	0.014	0.8	3.03
Fe-14Mn-0.7C	0.68	0.78	13.94	0.033	0.005	2.35	0.06



	T ₁	T ₂	T ₃	T ₄
SNC 815	1373 K	1173 K	993~1173 K	423 K
Fe-14Mn-0.7C	1373 K	—	873~1173 K	—

Fig. 21. Schematic diagrams of heat treatment and deformation schedule for each steel.

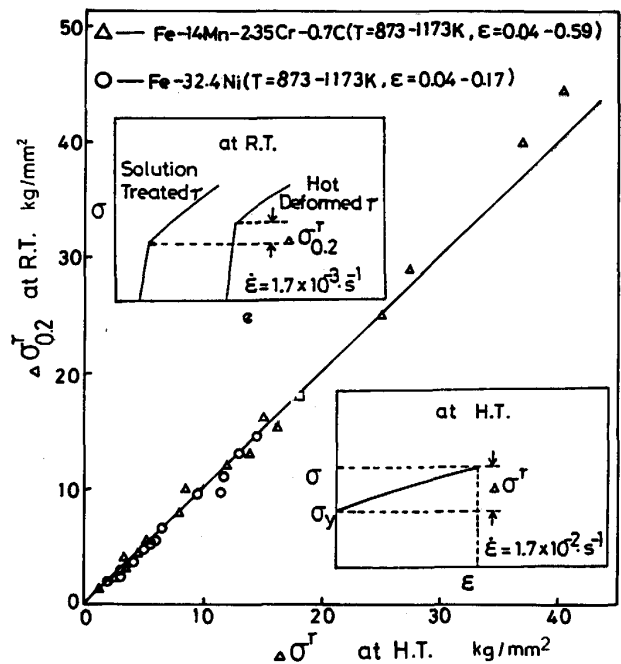


Fig. 22. Relationship between the increase in 0.2% proof stress at room temperature of ausformed austenite and the increase in flow stress of austenite on ausforming.

γ の加工硬化にともなつてマルテンサイトが強化するのは、 γ 中に塑性変形で導入された転位がマルテンサイト中に受け継がれるためである。伸びがあまり下がらないのは、加工硬化した γ 中には割れを発生する源となる応力集中が至るところで発生している。 $\gamma \rightarrow M$ 変態をおこすとき、この集中した応力を緩和するような方位（バリエーション）のマルテンサイトが生成して応力集中を解放し、割れの発生の確率を小さくするためである、と著者は考えている。

6.3 オースフォーム温度の影響³⁴⁾

従来、オースフォームと言へばS曲線の入江の温

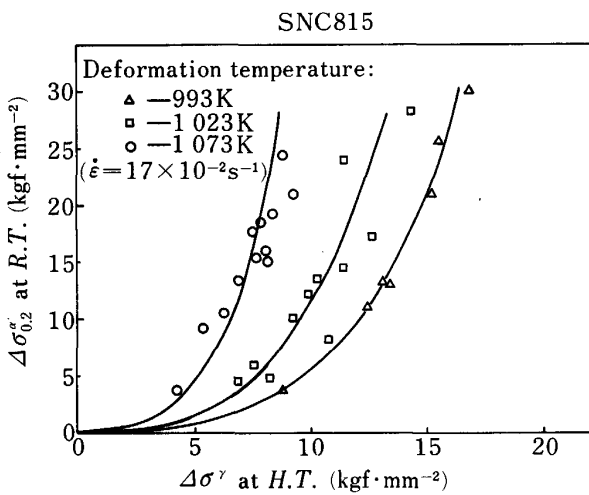


Fig. 23. Relationship between the increase in 0.2% proof stress of ausformed martensite and the increase in flow stress of austenite at ausforming.

度まで γ 相を冷却して、加工して焼入れすることになつている。この加工温度を安定 γ 範囲まで上げると処理は容易になる。そこで Table 4 に示すような SNC 815 と Fe-14Mn-2.35Cr-0.7C 合金を用いて加工温度の影響を検討した。SNC 815 は M_s 点が室温以上にあるので室温まで焼入れるとマルテンサイト組織となるが、Fe-Mn-Cr-C 合金は非磁性鋼で M_s は室温以下で、室温では γ のままである。

これらの鋼を Fig. 21 のようにオースフォームして引張試験を行つた。

Fig. 22 は室温でなお γ 相のままの鋼で、オーステナイトの性質を示す。横軸は熱間加工時の加工硬化量であり、縦軸は高温での無加工のときと加工（オースフォーム）したときの試片の室温での降伏強度の差（上昇量）をとつている。その結果では γ 相では高温の加工硬化量と室温での降伏強度の上昇は完全に比例することがわか

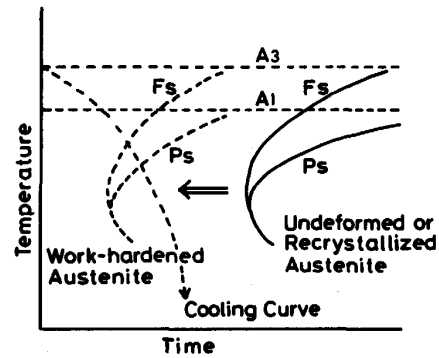
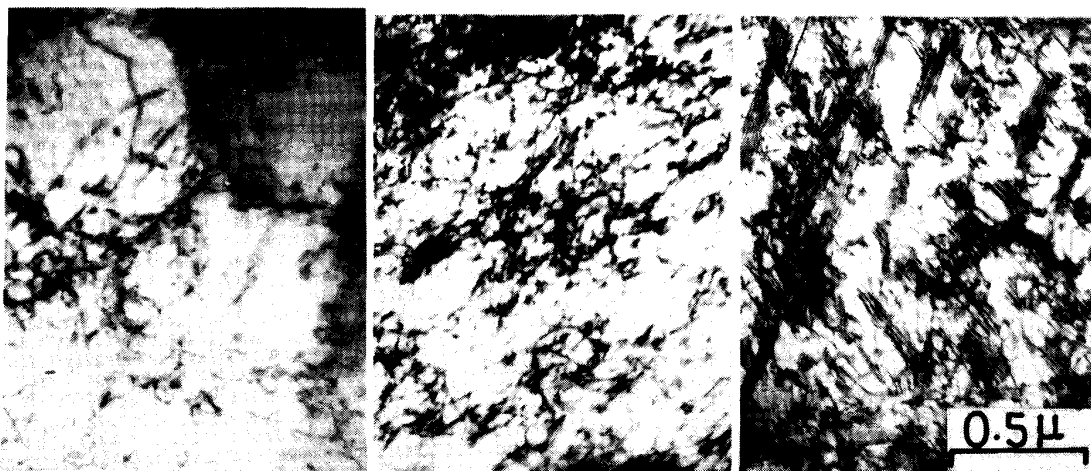


Fig. 24. Change in CCT curve by the work-hardening of austenite.

Fe-14 Mn-2.35 Cr-0.7 C



(a) 1 073 K ($\epsilon=0.20$) (b) 1 023 K ($\epsilon=0.09$) (c) 873 K ($\epsilon=0.04$)

Photo. 11. Electron micrographs of austenite deformed to the same amount of increase in the flow stress of austenite ($\Delta\sigma\gamma = 10 \text{ kg/mm}^2$) at 800, 750 and 600°C, respectively, at $\dot{\epsilon} = 1.7 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

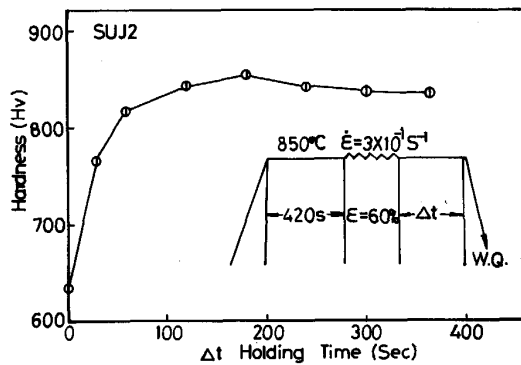


Fig. 25. Change in hardness of water-quenched specimen with holding time after deformation at 850°C in SUJ2.

る。

ところが、冷却途中でマルテンサイト変態をおこすと Fig. 23 に示すように、高温における γ の加工硬化量(横軸)と高温で無加工と加工した γ から生成したMの室温での降伏強度(0.2%耐力)の上昇量(縦軸)との関係は、まず直線的ではなくて(比例せず)、高温での加工硬化が大きいほど大きい。また加工温度が高温で γ の加工硬化がしにくい状態で無理に加工硬化させるほどMの降伏強度の上昇が大きい。すなわち低温でオースフォームすると加工硬化をおこしやすいが、それから生成したマルテンサイトの強度上昇率は少ない。

この理由は非常にむずかしいが、例えば室温でも γ 相のままている Fe-14Mn-2.35Cr-0.7C 合金を 1073 K, 1023 K 及び 873 K でほとんど同じだけ加工硬化するまで変形して透過電顕観察すると、Photo. 11 のようになり、当然のことであるが高温加工では低温加工より転位はセル構造を呈していた。すなわちセル構造転位をマルテンサイト中に受け継ぐと、均一分布した転位を受け継ぐよりも強化に有効であるのではなからうかと思う。しかしこの点は今後の問題である。

7. 加工硬化 γ と再結晶 γ の焼入性³⁵⁾

鋼の焼入冷却時に焼きが入る(マルテンサイト組織になる)かどうかは冷却途中で拡散変態がおこるかおこらないかによつて決まる。前にも述べたように、 γ が加工硬化すると著しく α の核生成が助長され、焼入性が低下することはよく知られているところである。このことを CCT 曲線(連続冷却変態曲線)上で示すならば Fig. 24 のようである。

Fig. 25 は軸受鋼第 2 種(SUJ2: 1.33Cr-0.9C)を γ と Fe_3C の二相域の 850°C で 60% 圧縮変形(歪み速度 $\dot{\epsilon}=3 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$)した試片を直ちに、または種々な時間その温度に保持した後、水冷したときの、8 mm 直径試験片の中心部の室温硬さの変化を示したものである。850°C での γ の 60% 加工組織は加工硬化 γ 中に一部動

的再結晶粒が混在し、もちろん Fe_3C 粒も存在している組織である。加工後直ちに焼入れしたときは焼入硬さは低く、ほとんど完全に焼きが入っていない。全部パーライト組織である。しかし加工後その温度に保持するとしだいに静的再結晶をおこし、焼入性もまた回復し、焼入硬さが上昇する。

オースフォームは加工硬化 γ を焼入れするところに意味がある。それ故、焼入性は低いので、Ni, Cr, Mo などの焼入性を上げる合金元素を含有した鋼がよく用いられる。 γ が加工硬化して焼入性が低下してもなお焼きが十分に入ることが望まれるわけである。

鍛造焼入れや直接焼入れ、加工焼入れと呼ばれている処理では必ずしも加工硬化や再結晶を意識していないようであるが、現実の処理を見ていると再結晶 γ を焼入れしている。このような処理では再結晶により γ 粒径が小さくなつただけ Packet や Block が小さくなり強靱になるが、前述のようなオースフォームの強靱化効果はほとんど全く現れない。しかしこれらの処理は製造工程の合理化や省エネルギーには大きな役割を果たしている。

8. む す び

加工硬化した γ 相からの拡散変態やマルテンサイト変態についてその要点を述べたつもりであるが、盛りだくさんになつてしまつたので理解しにくかつたと思いません。

つたない講演をお聞きいただいて有り難うございました。

文 献

- 1) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2073
- 2) T. MAKI, K. AKASAKA and I. TAMURA: Proc. Int. Conf. Thermomechanical Processing Microalloyed Austenite, Pittsburgh (1981), p. 217
- 3) 田村今男: 第 104・105 回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編)(1985), p. 3
- 4) 牧 正志, 田村今男: 材料, **30** (1981), p. 211
- 5) 田村今男: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 523
- 6) P. A. BECK and P. R. SPERRY: J. Appl. Phys., **21** (1950), p. 150
- 7) 梅本 実, 小松原望, 田村今男: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 400, M. UMEMOTO, N. KOMATSUBARA and I. TAMURA: J. Heat Treating, **1** (1980), p. 57
- 8) M. UMEMOTO, N. NISHIOKA and I. TAMURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), p. 629
- 9) E. SCHEL: Arch. Eisenhüttenwes., **12** (1935), p. 565
- 10) M. UMEMOTO, N. KOMATSUBARA and I. TAMURA: Proc. Int. Conf. Solid→Solid Phase Transformation, Pittsburgh (1981), p. 1111
- 11) 梅本 実, 田村今男: 熱処理, **24** (1984), p. 50
- 12) M. UMEMOTO, N. NISHIOKA and I. TAMURA: Proc. 3rd Int. Conf. Heat Treat Materials, Shanghai (1984), p. 5
- 13) M. UMEMOTO, H. OTSUKA, H. KATO and I. TAMURA: Proc. Int. Conf. HSLA Steels, Australia (1984), p. 107
- 14) 梅本 実, 田村今男: 熱処理, **24** (1984), p. 334
- 15) 梅本 実, 田村今男: 日本金属学会会報, **24** (1985), p. 262

- 16) 梅本 実, 田村今男: 熱処理, **26** (1986), p. 194, p. 309
- 17) M. UMEMOTO, H. OTSUKA and I. TAMURA: *Acta Metall.*, **34** (1986), p. 1377
- 18) M. UMEMOTO, H. OTSUKA and I. TAMURA: Proc. Int. Conf. HSLA Steels, Australia (1984), p. 96
- 19) M. UMEMOTO, Z. H. GUO and I. TAMURA: *Mater. Sci. Technol.*, **3** (1987), p. 249
- 20) M. UMEMOTO and I. TAMURA: Proc. Int. Conf. HSLA Steels, Beijing, ASM (1985), p. 97
- 21) M. UMEMOTO: *Int. Metall. Review* (投稿中)
- 22) M. UMEMOTO, E. YOSHITAKE and I. TAMURA: *J. Mater. Sci.*, **18** (1983), p. 2893
- 23) T. MAKI, K. TSUZAKI and I. TAMURA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **20** (1980), p. 207
- 24) T. MAKI, K. TSUZAKI and I. TAMURA: Proc. Int. Conf. Martensitic Trans., (ICOMAT '79), Cambridge, U. S. A. (1979), p. 22
- 25) M. UMEMOTO and I. TAMURA: 同上, p. 53
- 26) M. UMEMOTO, T. HYODO, T. MAEDA and I. TAMURA: *Acta Metall.*, **32** (1984), p. 1191
- 27) M. UMEMOTO, K. MINOTA and I. TAMURA: *Metallography*, **15** (1982), p. 177
- 28) S. MATSUDA, T. INOUE, H. MIURA and Y. OKAMOTO: Proc. Int. Symp. Toward Improv. Duc. Tough., Kyoto (1971), p. 47
- 29) Y. OHMORI, H. OHTANI and T. KUNITAKE: *Met. Sci.*, **8** (1974), p. 357
- 30) 牧 正志, 田村今男: 熱処理, **26** (1986), p. 353
- 31) I. TAMURA, K. TSUZAKI and T. MAKI: *J. de Physique Suppl.*, **43** (1982), C4-551, (ICOMAT '82)
- 32) 田村今男, 余 煥騰, 牧 正志: 未発表
- 33) 友田 陽, 田名部菊次郎, 黒木剛司郎, 田村今男: *日本金属学会誌*, **41** (1977), p. 314
- 34) C. K. YAO, S. Y. GAO, T. MAKI and I. TAMURA: Proc. 3rd Int. Conf. Heat Treat. of Materials, Shanghai (1983), p. 5
- 35) 李 付 真, 岡本善四郎, 牧 正志, 田村今男: 熱処理, **26** (1986), p. 208