

論 文

低合金2相鋼の結晶粒成長

高山 武盛*・魏 明 鏞*²・西沢 泰二*³

Grain Growth in Dual-Phase Steel

Takemori TAKAYAMA, Myeong Yong WEY, Taiji NISHIZAWA

Synopsis:

The grain growth characteristics of dual-phase steels have been investigated using 3%Si-0.3%Cr-0.02~0.13%C steels which are composed of α - and γ -phases at 900~1300°C.

The grain growth in single-phase region proceeds by grain boundary migration, and the relation between mean radius \bar{r} and annealing time t is described as follows,

$$(\bar{r})^2 - (\bar{r}_0)^2 = k_2 \cdot t \quad (1)$$

In the case of dual-phase steels, the grain growth is in need of diffusion of alloying elements, because the chemical composition of α - and γ -phases differs each other. The grains of the minor phase grow slowly in a mode of Ostwald ripening, while the grain boundaries in the major phase migrate under a restriction of pinning by the minor phase grains. It follows as a consequence that the grains of both the phases grow slowly, obeying the following equations,

$$(\bar{r})^3 - (\bar{r}_0)^3 = k_3 \cdot t \quad (2)$$

$$(\bar{r})^4 - (\bar{r}_0)^4 = k_4 \cdot t \quad (3)$$

In the α -rich dual-phase steels, the growth rate is controlled by volume-diffusion in the α -phase, and the growth law is expressed by eq. (2). In the γ -rich dual-phase steels, however, boundary-diffusion is predominant than volume-diffusion in the γ -phase, and the growth law is expressed by eq. (3).

1. 結 言

低合金2相鋼はフェライト (α 相) と、オーステナイト (γ 相) からの変態組織 (マルテンサイトまたはベイナイト) との複合組織であり, 混合組織鋼あるいは複合組織鋼とも称せられている. この2相鋼は従来の低合金高張力鋼よりも伸び, 絞りが大きく, 加工性が際立つて優れていて, 自動車用鋼板等に適するために, 近年, 多くの研究がなされてきた^{1)~3)}. その結果, 優れた機械的性質の根源は主として, 2相鋼の結晶粒径が極めて微細 (数マイクロ程度) であることから由来すると理解されるようになった. しかしながら, 2相鋼の結晶粒がなぜ微細であるかについての基礎的な検討はなお不十分であると考えられる. そこで本研究では, 広い温度範囲にわたって [$\alpha+\gamma$] 2相組織となるような Fe-3%Si-0.3%Cr-C 系の鋼を用いて, 結晶粒の成長速度を測定し, また, その成長機構について考察した.

2. 実 験 方 法

2.1 実験試料

供試材としては Fig. 1 に示した Fe-Si-C 系状態図

を⁴⁾ 参照して, 広い温度範囲で [$\alpha+\gamma$] 2相組織となるような 3%Si 鋼を基本系に選び, $\alpha:\gamma$ の比率が変わるように炭素濃度を 0.02~0.13%C に調整し, また, 0.3%Cr を添加して黒鉛の析出を防止した. Table 1 の D1~D7 がその化学組成である. これらの試料は電解鉄 (99.95%), シリコン (99.9%), 電解クロム (99.2%) および高純度黒鉛を素材とし, アルゴン雰囲気のもとで, アルミナるつぼを使用して 0.25 kg ずつ高周波溶解した. なお, Table 1 の A1 と F1 は, γ および α 単相域における結晶粒成長を実験するための比較試料である.

Table 1. Chemical composition and γ -phase content of specimens.

Specimen	Chemical composition (wt%)			Volume fraction of γ -phase at 1100°C
	C	Si	Cr	
D1	0.028	3.01	0.31	0.1
D2	0.039	3.11	0.29	0.2
D3	0.051	3.05	0.29	0.3
D4	0.082	3.03	0.31	0.45
D5	0.102	3.05	0.33	0.55
D6	0.118	3.02	0.33	0.65
D7	0.126	3.03	0.24	0.7
A1	0.541	1.01	0.27	1.0
F1	0.002	2.94	0.28	0.0

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 9 月 17 日受付 (Received Sept. 17, 1981)

* 東北大学工学部 (現:(株)小松製作所) 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Now Komatsu Co., Ltd.)

*² 東北大学大学院 (Graduate School, Tohoku University)

*³ 東北大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Aza-Aoba Aramaki Sendai 980)

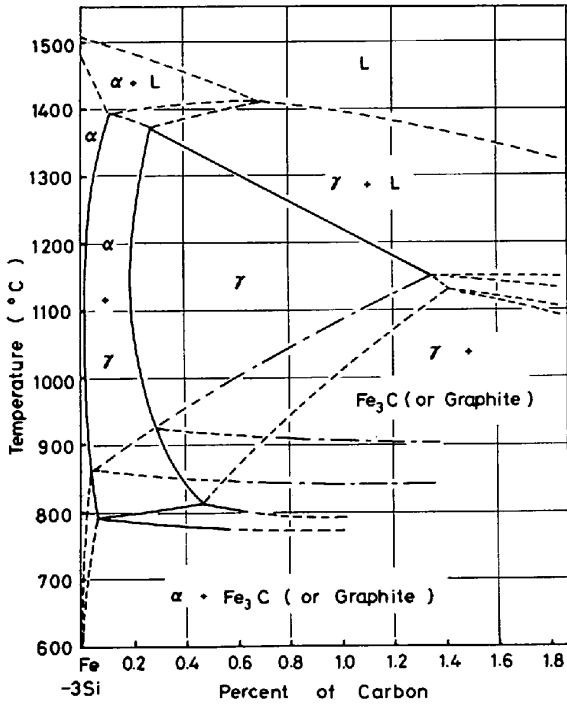


Fig. 1. Vertical section diagram of Fe-Si-C system at 3 wt% Si; after Satō⁴⁾.

2.2 試片の調整と組織解析

各試片を熱間鍛造後、1100°Cで1h加熱して均質化し、冷間圧延と中間焼なましを行って結晶粒を整え、33%の最終冷間圧延によって厚さ4mmの板状としたものを5mm幅に切断して、実験試料とした。これを約1/3気圧のアルゴンガスとともに透明石英カプセル中に封入し、900~1300°Cの各温度で種々の時間加熱し、カプセルを水中で割りながら焼入れて、結晶粒径測定用の試片とした。

エッチング液としては2相鋼とα単相鋼の場合は5%ナイトル、γ単相鋼の場合には飽和ピクリン酸水溶液+界面活性剤を使用し、各試料について10枚ずつ組織写真を撮影して、画像解析装置Luzex-450によってα、γ両相の容積率 f_α 、 f_γ 、ならびに平均結晶粒半径 \bar{r}_α 、 \bar{r}_γ を求めた。

2.3 α、γ両相の組成分析

2相鋼中の合金元素がα、γ両相に一定の比率で分配固溶していることを確かめるために、D5の試料についてSiとCrのEPMAによる分析を行った。使用した

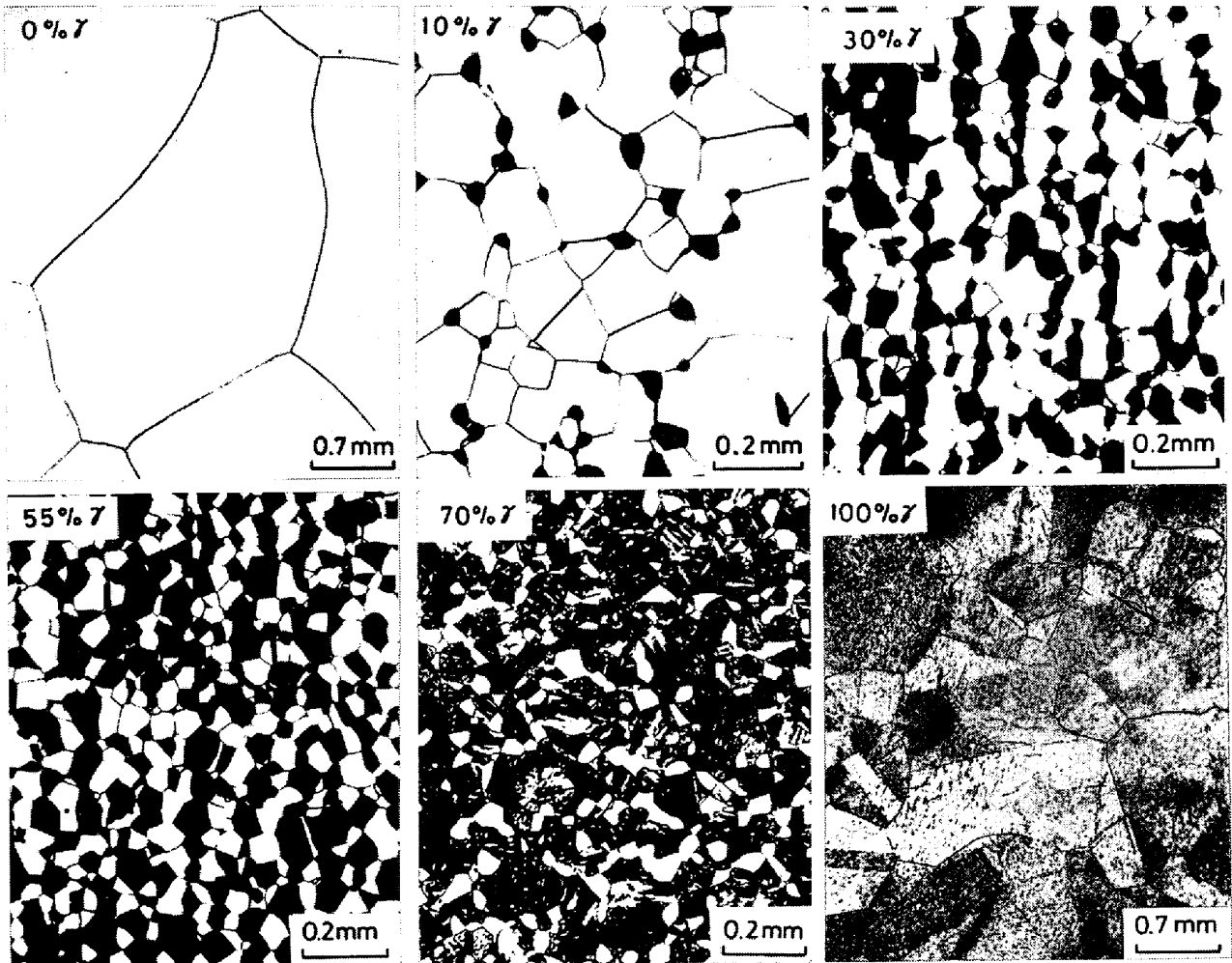


Photo. 1. Microstructure of steels containing various ratios of γ-phase, annealed at 1100°C for 30 h.

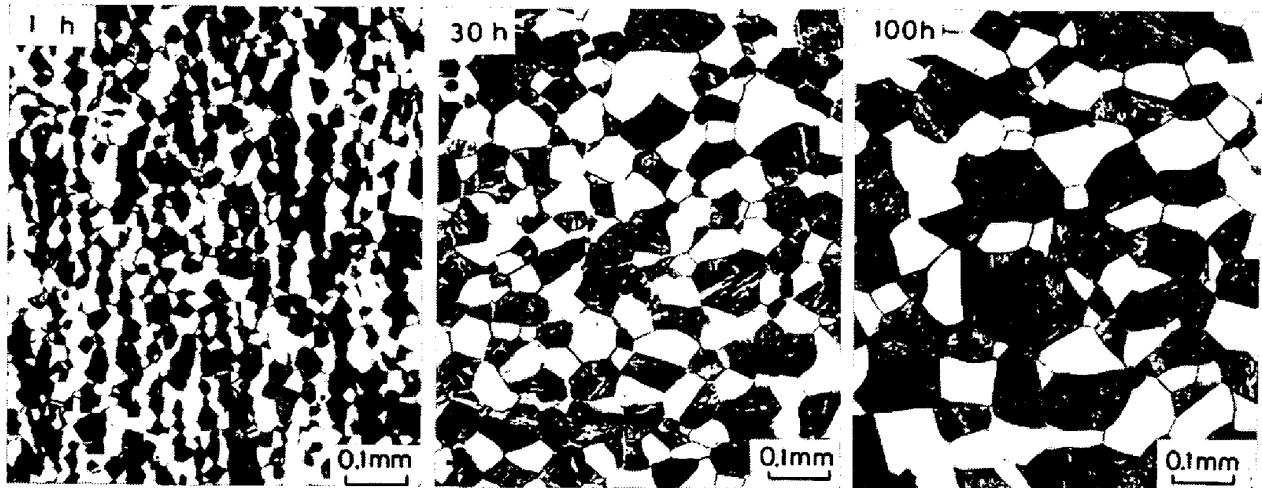


Photo. 2. Microstructure of dual-phase steel (55% γ) annealed at 1100°C for 1, 30 and 100 h.

装置は島津製 ARL-EMX 型であり、加速電圧 20 kV、試料電流 0.03 μ A の条件で点分析した。分光結晶には SiK α 線に対して ADP, CrK α 線に対して LiF を用いた。

3. 実験結果

3.1 顕微鏡組織

1100°C で 30 h 加熱したときの 2 相鋼 (D1, D3, D5 および D7) の組織を单相鋼 (F1, A1) の組織と比較して Photo. 1 に示した。腐食されている相が γ , 白色相が α である。これらの組織写真に明らかなように、2 相鋼の結晶粒は单相鋼のそれに比して格段に細かい。しかし Photo. 2 に示したように、2 相鋼の結晶粒は成長が停止しているわけではなく、長時間の加熱によつてゆつくりと成長することがわかった。なお、900, 1000, 1200, 1300°C で加熱した試料も、1100°C の場合と全く類似した組織であつた。

3.2 結晶粒の平均半径

2 相鋼 (D5) と单相鋼 (F1, A1) を 1100°C で加熱した場合の、結晶粒半径の変化を Fig. 2 に示した。また Fig. 3 は 1100°C で加熱した 2 相鋼の α 相結晶と γ 相結晶の平均半径の経時変化であり、Fig. 4 は 1100°C で 30 h 加熱した場合の α , γ 両相の結晶粒の平均半径を、 γ 相の容積率に対して図示したものである。これらの実験値については次節で詳しく解析するが、要するに、(1) 2 相鋼の結晶粒は单相鋼よりもはるかに細かい。(2) 2 相鋼の組織の過半を占める相 (以下主相と呼ぶ) の結晶粒の方が残余の相 (以下副相と呼ぶ) の結晶粒よりも大きい。(3) α , γ 両相が等量ずつ存在するような 2 相鋼の場合に、両相を総合した平均結晶粒半径がもつとも細かいことが知られた。

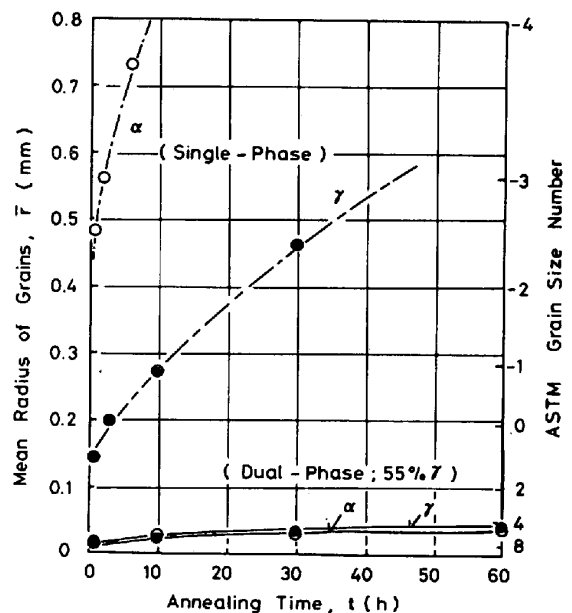


Fig. 2. Grain growth in single- and dual-phase steels at 1100°C.

Table 2. Partition of Si and Cr between α - and γ -phases in dual-phase steel (D5), annealed at 1100°C.

Annealing time (h)	Si(wt%)		Cr(wt%)		Partition coefficient	
	α	γ	α	γ	$K_{Si}^{\alpha/\gamma}$	$K_{Cr}^{\alpha/\gamma}$
1	3.09	2.70	0.32	0.35	1.15	0.91
3	3.10	2.71	0.32	0.34	1.15	0.94
10	3.11	2.72	0.31	0.36	1.15	0.86
30	3.10	2.70	0.33	0.34	1.15	0.97
100	3.14	2.76	0.31	0.35	1.14	0.89

3.3 α , γ 両相への Si, Cr の分配

1100°C で加熱した 2 相鋼 (D5) の α , γ 両相中の Si と Cr 濃度は Table 2 に示したように、1 h 以上の加熱ではほとんど変化しないことが確かめられた。このことは、1 h の加熱ですでに平衡分配に到達したことを

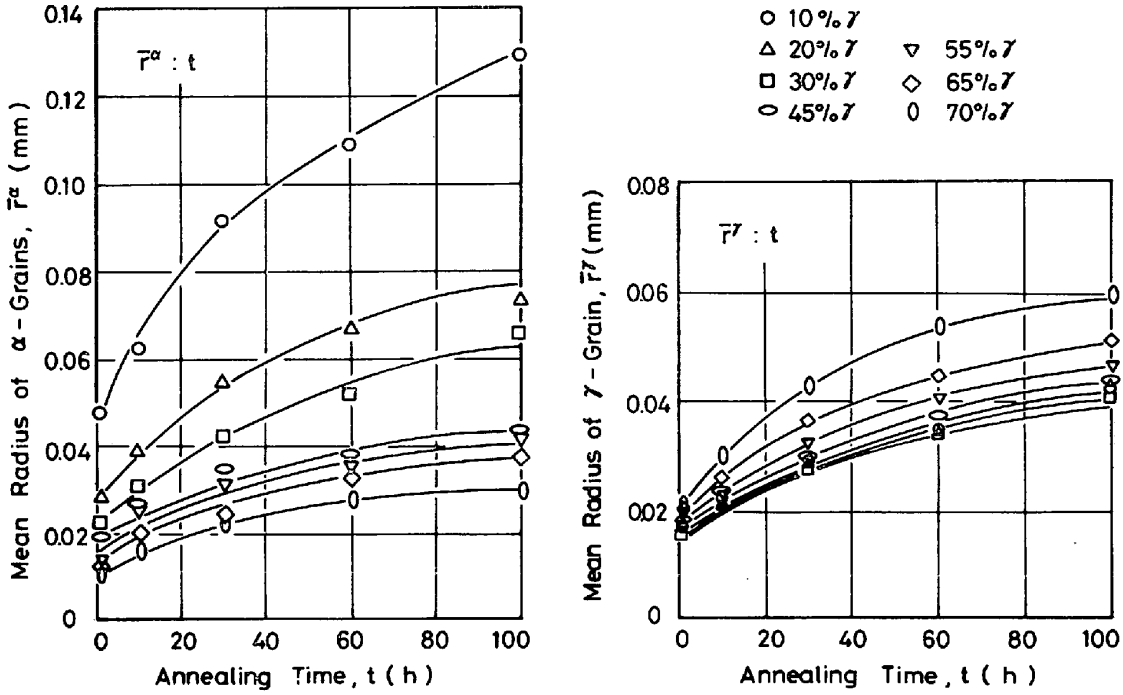


Fig. 3. Grain growth in dual-phase steels at 1100°C.

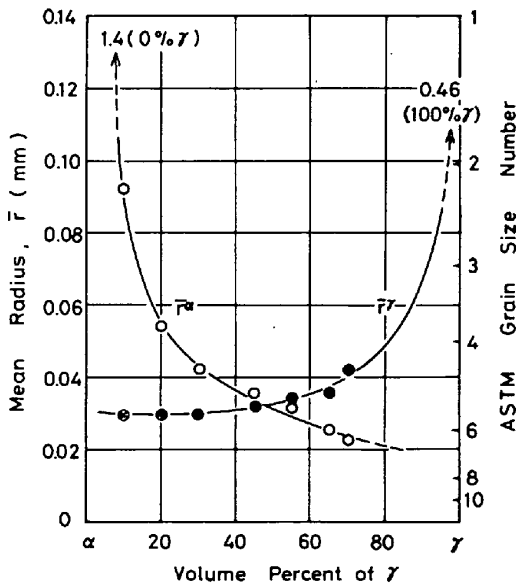


Fig. 4. Grain size of α - and γ -phases in dual-phase steels annealed at 1100°C for 30 h.

意味している。

4. 解析と考察

4.1 単相鋼の結晶粒成長則

結晶粒の成長は粒界エネルギーの総和を低減するために起こる現象であつて、単相組織における結晶粒径の経時変化はつぎのように、2乗則によつて記述される⁵⁾。

$$(\bar{r})^2 - (\bar{r}_0)^2 = k_2 \cdot t \quad \dots \dots \dots (1)$$

上式の \bar{r} は結晶粒の平均半径、 \bar{r}_0 はその初期値であ

Table 3. Rate constant for grain growth in pure iron at 1100°C, estimated by eq. (2).

$\sigma = 6 \times 10^{-7} \text{ J/mm}^2$ ⁷⁾ , $V = 7 \times 10^3 \text{ mm}^3$	$k_2 \approx 2 \times 10^{-4} \text{ mm}^2/\text{s}$
$\delta D_{gb} = 8 \times 10^{-11} \text{ mm}^3/\text{s}$ ⁸⁾ , $\delta = 3 \times 10^{-7} \text{ mm}$	

り、また速度定数 k_2 は不純物原子の影響を無視すると、次式のように近似される⁶⁾。

$$k_2 \approx \frac{\sigma V D_{gb}}{2 \delta R T} \quad \dots \dots \dots (2)$$

ここで σ は粒界エネルギー、 V はモル容積、 D_{gb} は粒界拡散係数、 δ は粒界の幅、 R はガス定数である。(2)式中の各パラメータに純鉄についての適応値⁷⁾⁸⁾を代入すると、Table 3 に示したように $k_2 \approx 2 \times 10^{-4} \text{ mm}^2/\text{s}$ と見積もられる。

本研究における単相鋼 (A1, F1) についての実験値 (Fig. 2) を (1) 式に準じて整理すると、Fig. 5 のように2乗則がよく当てはまることがわかつた。しかし、直線の勾配から求められた速度定数はつぎのように、上記の純鉄についての推定値よりも1~2桁小さい。

$$k_2^A \approx 1.6 \times 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{s}, \quad k_2^F \approx 1.2 \times 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{s}$$

この不一致は明らかに、(2)式が不純物原子の dragging 効果⁹⁾¹⁰⁾を全く考慮していないことから由来する。なお A1 (γ 相) の結晶粒の方が F1 (α 相) のそれよりも成長が遅い理由は、粒界に偏析した不純物原子が粒界に引きずられるときの移動度が γ あるいは α 相中における体拡散係数に依存し、その値が $D_r \ll D^\alpha$ であるため

に、 γ 相の結晶粒界の方が不純物原子による dragging の効果を著しく受けて、移動しにくくなるものと考えられる。

4.2 2相鋼における副相の結晶成長

2相鋼における結晶粒成長もまた粒界あるいは α/γ 界面のエネルギーの総和を減ずるために起こる現象である。しかしその過程は、粒界の移動と α/γ 界面の移動との複合過程であり、後者は組成変換を伴うので前者よ

りもはるかに遅い。故に、2相鋼における結晶粒成長は α/γ 界面の移動過程によつて律速され、(1)式とは異つた成長則が成立すると考えられる。実際に、前掲の Fig. 3 のデータを整理してみると、Fig. 6 に示したように、 $(\bar{r})^3:t$ の間に直線性が見られ、また 70% γ の試料 (D7) の場合には、Fig. 7 に示したように、 $(\bar{r})^4:t$ の間に直線性が認められた。

以下では、2相鋼における結晶粒成長が3乗則または4乗則に律せられる理由について考察する。

4.2.1 体拡散支配のオストワルド成長

よく知られているように、基質相に囲まれた分散粒子が界面エネルギーを駆動力として成長する現象はオストワルド成長とよばれ、3乗則によつて記述される¹¹⁾⁻¹³⁾。

$$(\bar{r})^3 - (\bar{r}_0)^3 = k_3 \cdot t \dots\dots\dots (3)$$

上式中の速度定数 k_3 はつぎのように近似される¹⁴⁾¹⁵⁾。

$$k_3 \approx \left(\frac{2}{3}\right)^2 \frac{2\sigma V D_M}{RT(K_M - 1)^2 x_M} \dots\dots\dots (4)$$

ここで σ は界面エネルギー、 V はモル容積、 D_M は分散粒子の成長を律速する M 原子の基質中での体拡散係数、 x_M は基質中の M 原子の濃度 (原子分率)、 K_M は第2相と基質相との M 原子の濃度比すなわち分配係数である。

2相鋼は α, γ 両相の複合組織であるが、主相と副相の容積率の差が著しい D1, D2 の試料のような場合には、副相を分散相とみなして(3), (4)式を適用し得ると考えられる。そこで、主相中での Si 原子の体拡散が

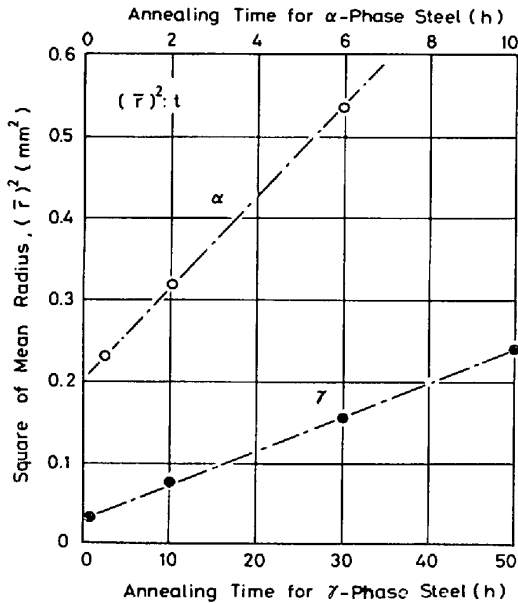


Fig. 5. Relations between $(\bar{r})^2$ and t in single-phase steels at 1100°C.

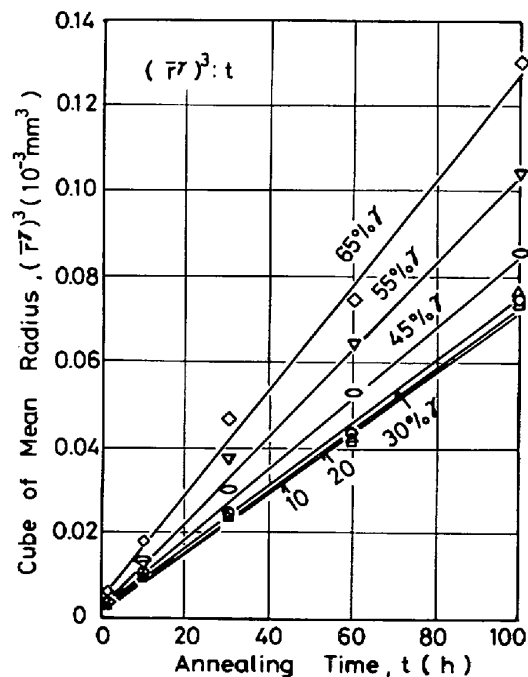
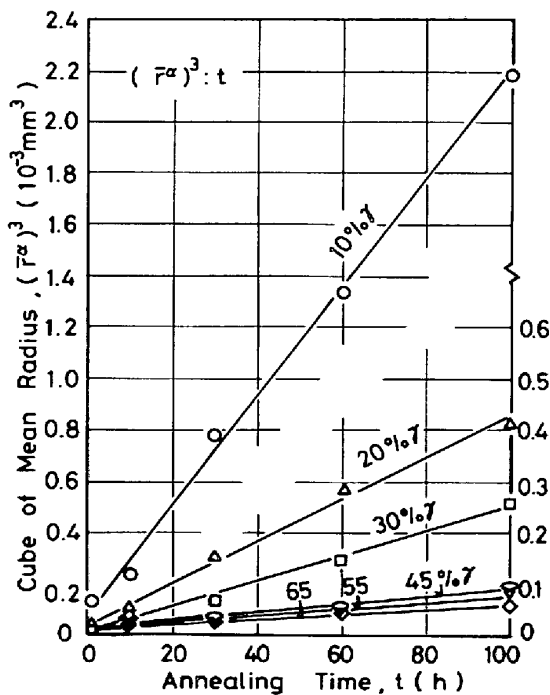


Fig. 6. Relations between $(\bar{r})^3$ and t for α - and γ -phases in dual-phase steels at 1100°C.

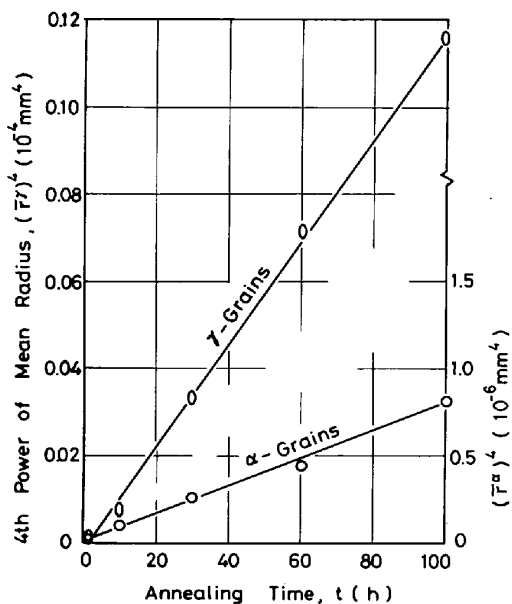


Fig. 7. Relations between $(\bar{r})^4$ and t for α - and γ -phases in dual-phase steel ($\sim 70\% \gamma$) at 1100°C .

Table 4. Rate constants for grain growth in dual-phase steel at 1100°C , estimated by eq.(4), provided that each phase grows in the mode of Ostwald ripening controlled by volume diffusion of Si in the matrix phase.

$\sigma = 6 \times 10^{-7} \text{ J/mm}^2$ 7) $V = 7 \times 10^3 \text{ mm}^3$ $K_{\text{Si}}^{\alpha/\gamma} = 1.15$	$D_{\text{Si}}^{\alpha} = 1.5 \times 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{s}$ 8)	$k_{\gamma}^{\gamma} \approx 4 \times 10^{-10} \text{ mm}^3/\text{s}$
	$D_{\text{Si}}^{\gamma} = 7 \times 10^{-9} \text{ mm}^2/\text{s}$ 8)	$k_{\alpha}^{\alpha} \approx 2 \times 10^{-12} \text{ mm}^3/\text{s}$

律速過程であると仮定して、(4)式中の K_M に Si の分配係数 $K_{\text{Si}}^{\alpha/\gamma}$ の値 (Table 2) を代入し、その他のパラメータに適正と思われる文献値⁷⁾⁸⁾ を代入して速度定数を計算したところ、Table 4 に示したような数値が得られた。一方、Fig. 6 に示した D1~D6 の試料についての $(\bar{r})^3 : t$ の直線関係から各相の結晶成長の速度実数を求めたところ、Fig. 8 のような結果が得られた[†]。この図で白丸は α 相の速度定数、黒丸が γ 相の速度定数であり、 γ 相の容積分率を $f_{\gamma} \rightarrow 0$ に外挿したときの値 (k_{γ}^{γ}) が γ 相のオストワルド成長の速度定数に相当するもので、Table 4 に示した計算値 (k_{γ}^{γ}) とかなりよく一致している。しかし α 相の容積分率を $f_{\alpha} \rightarrow 0$ に外挿したときの値 (k_{α}^{α}) は計算値 (k_{α}^{α}) よりも 2 桁近く大きい。このことは、 γ 相が主相で α 相が副相の 2 相鋼では、 α 相が体拡散とは異なる機構、おそらく粒界拡散によつて律速されながら成長したことを意味しており、この点について次項で考察する。

4.2.2 粒界拡散支配のオストワルド成長

分散粒子が基質相の結晶粒のコーナーにだけ存在し、

† 図中に示した k_{α}^{α} , k_{γ}^{γ} および k_{α}^{γ} の値は、後出の(12)式を使つて、 k_{β} の値に換算したものである。

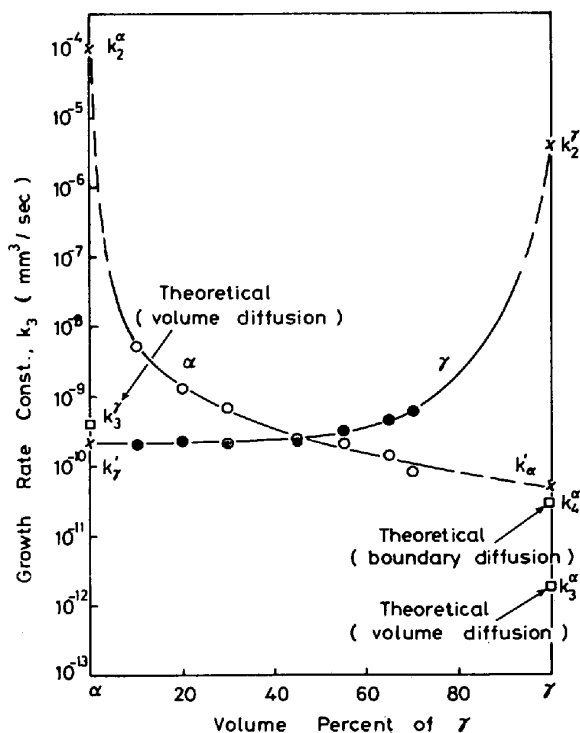


Fig. 8. Rate constants for grain growth of α - and γ -phases in dual-phase steels at 1100°C . The values for k_{α}^{α} , k_{γ}^{γ} and k_{α}^{γ} are translated into those for the cube law.

Table 5. Rate constant for grain growth of α -phase locating at grain corner of γ -phase at 1100°C .

$\sigma = 6 \times 10^{-7} \text{ J/mm}^2$ 7) $V = 7 \times 10^3 \text{ mm}^3$, $K_{\text{Si}}^{\alpha/\gamma} = 1.15$ $\delta D_{\text{Si}}^{\gamma} = 8 \times 10^{-10} \text{ mm}^3/\text{s}$ 8), $K_{\text{Si}}^{\beta/\gamma} = 7$ 9)	$k_{\alpha}^{\alpha} \approx 10^{-12} \text{ mm}^4/\text{s}$
---	--

粒界を拡散経路としてオストワルド成長する場合には、次式のように 4 乗則にしたがうことが知られている¹⁶⁾¹⁷⁾。

$$(\bar{r})^4 - (\bar{r}_0)^4 = k_4 \cdot t \dots\dots\dots (5)$$

ここで速度定数 k_4 はつぎのように表される¹⁸⁾。

$$k_4 \approx \left(\frac{3}{4}\right)^3 \frac{2\sigma V \delta D_{\text{Si}}^{\beta/\gamma}}{RT} \cdot \frac{K_{\text{Si}}^{\beta/\gamma}}{(K_{\text{Si}}^{\alpha/\gamma} - 1)^2 x_{\text{Si}}} \dots\dots\dots (6)$$

上式中の粒界拡散係数 $D_{\text{Si}}^{\beta/\gamma}$ についての実験はあまり多くなされていない。とくに本研究の対象である Si についての実験値は見当たらないので、ここでは純鉄の粒界拡散係数の 10 倍と仮定した。その根拠は、 α , γ 両相における Si の体拡散係数が、ともに純鉄の自己拡散係数の約 10 倍であることによる。また、粒界への Si の偏析係数 $K_{\text{Si}}^{\beta/\gamma}$ については、吉田¹⁹⁾ の実験結果を参照して $K_{\text{Si}}^{\beta/\gamma} (= x_{\text{Si}}^{\beta}/x_{\text{Si}}^{\gamma}) = 7$ とした。これらの値を使つて(6)式で速度定数を計算すると、Table 5 に示したように $k_4 \approx 10^{-12} \text{ mm}^4/\text{s}$ と推定された。

一方, $(\bar{r}^\alpha)^4 : t$ の比例係数 (Fig. 7) から速度定数を見積もると, $k_4^a = 2 \times 10^{-12} \text{mm}^4/\text{s}$ となつた. この値は上記の計算値と非常によく一致する. したがつて, γ 相の粒界に存在する α 相のオストワルド成長は粒界拡散によつて律速されるものと判断される. 以上のように, γ 相が主相で α 相が副相のときは粒界拡散支配, α 相が主相で γ 相が副相のときは体拡散支配となる理由は, α, γ 両相および粒界における拡散係数の大小関係によるものであつて, 1100°C での値を比較すると $D_{\alpha}^{\gamma} \times 10^5 \approx D_{\gamma}^{\alpha} \times 10^3 \approx D_{\alpha}^{\alpha}$ である¹². この結果, 拡散性の悪い γ 相が基質相のときは粒界拡散が, また, 拡散性の良い α 相が基質相のときは体拡散が主過程となるものと考えられる.

4.3 副相によつてピン止めされた主相の結晶粒成長則

4.3.1 分散粒子による粒界のピン止め

ZENER ら²⁰⁾²¹⁾ の解析によれば, 粒界上に存在する半径 r_1 の球状粒子は 1 個あたり $\pi r_1 \sigma$ のピン止め力を粒界に与える. このような球状粒子が基質中に均一に分散しているときは, 1 モルあたりのピン止め力の最大値はつぎのように概算される.

$$P_{\max} = \frac{3}{2} \frac{f_1}{r_1} \cdot \sigma V \dots\dots\dots (7)$$

ここで f_1 は球状粒子の容積分率, V は基質相と分散相あわせて 1 モルの容積である.

基質相の結晶粒は粒界エネルギーにもとづく駆動力 ($2\sigma V/\bar{r}$) と, (7) 式で表されるピン止め力を受けながら成長する. この粒成長が定常状態に達すると, 駆動力とピン止め力との間に一種のバランスが生じ, その結果, 結晶粒半径 \bar{r} と, 分散粒子の半径 r_1 との間につぎの比例関係が成立する⁶⁾²²⁾²³⁾.

$$\bar{r} = \beta \cdot \frac{r_1}{f_1} \dots\dots\dots (8)$$

ここで比例係数 β の値は $2/9 \sim 4/3$ と推定されている.

上記のようなピン止め効果は本来, 微量の析出相について考えられたものであるが, 2 相鋼の主相と副相との関係にも類似性があると思われるので, \bar{r}^α と \bar{r}^γ との関係も容積分率 f_r を考慮して整理してみたところ, Fig. 9 のように, (8) 式の関係がよく成立することがわかつた. なお, 比例係数 β の値は, γ 相の分率が少ないときは $\beta \rightarrow 2/9$ となつたが, $f_\alpha \approx f_\gamma$ では $\beta \approx 1/2$ となつた.

4.3.2 2 相鋼における主相の結晶粒成長

以上の考察によつて, 2 相鋼中の主相 (α または γ

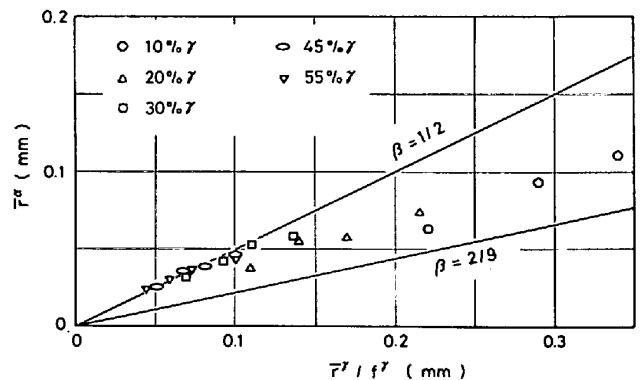


Fig. 9. Relation between grain radii of α - and γ -phases in dual-phase steels at 1100°C .

相) の結晶粒は副相 (γ または α 相) の結晶粒によつてピン止めされながら成長することがわかつた. ところで 4.2 に述べたように, 副相の結晶粒は γ 相の場合 3 乗則, α 相の場合は 4 乗則にしたがつて成長するので, これらの成長則と (8) 式とから, 主相の成長則がつぎのように導かれる.

α 相が主相の場合;

$$(\bar{r}^\alpha)^3 - (\bar{r}_0^\alpha)^3 = \left(\frac{\beta}{f_r}\right)^3 \cdot k_3^a \cdot t \dots\dots\dots (9)$$

γ 相が主相の場合;

$$(\bar{r}^\gamma)^4 - (\bar{r}_0^\gamma)^4 = \left(\frac{\beta}{f_\alpha}\right)^4 \cdot k_4^a \cdot t \dots\dots\dots (10)$$

これらの関係式が実際に 2 相鋼の粒成長に当てはまることは, さきに示した Fig. 6 および Fig. 7 に明らかである.

4.4 結晶粒の到達可能半径

以上を要約すると, 単相鋼と 2 相鋼の結晶粒成長は次式によつて記述される.

$$(\bar{r})^n - (\bar{r}_0)^n = k_n \cdot t \dots\dots\dots (11)$$

ただし単相鋼の場合は $n=2$, 2 相鋼の場合は $n=3$ または 4 である. (11) 式によれば結晶粒は無限に成長を続けるが, しかし生長速度はしだいに緩慢になる. そこで 1 h あたりの成長率が 0.1% となつたときの粒径を, 事実上到達し得る限界の半径 (Attainable radius) と考えて \bar{r}_a と表すと, \bar{r}_a と k_n との関係が (11) 式からつぎのように得られる.

$$\bar{r}_a = \left(\frac{60^2}{0.001} \cdot \frac{k_n}{n}\right)^{1/n} \dots\dots\dots (12)$$

Fig. 10 は左側の軸に \bar{r}_a の値を対数目盛で示し, 右側の 3 本の軸に (12) 式によつて換算した速度定数 k_n ($n=2, 3, 4$) の値を対応させて, 2 相鋼と単相鋼における結晶粒成長の速度定数をアレニウス・プロットしたものである. なお図中には, オーステナイト中に分散している

¹² 粒界拡散係数は bcc 相の粒界でも fcc 相の粒界でもほとんど大差がないことが知られている²¹⁾.

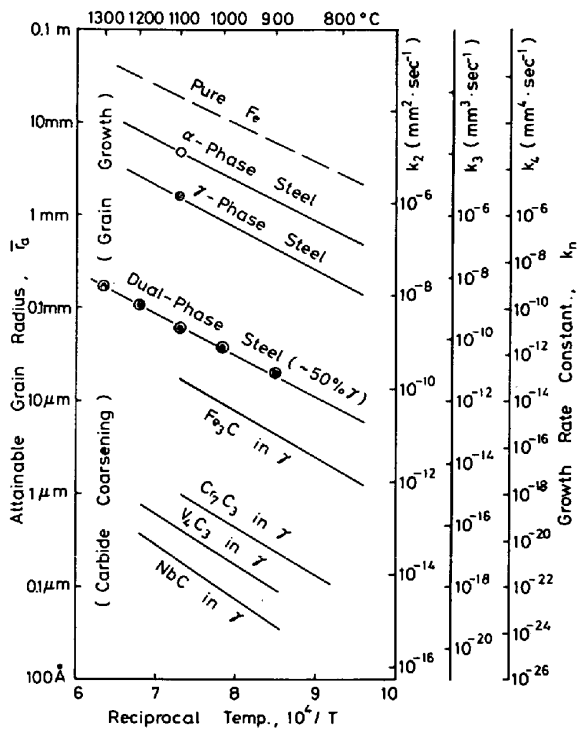


Fig. 10. Growth rate constants and attainable radius of grains and particles in steel.

初析の炭化物粒子の速度定数¹⁵⁾も併記した。このような図示法は、鋼中における各種の成長現象の速度、いいかえると鋼の組織の熱的安定性を総括して考察するのに極めて便利である。

5. 結 言

3%Si 鋼を基本系とする $[\alpha + \gamma]$ 2 相鋼を 900~1300°C で加熱した際の結晶粒成長について検討し、つぎの結果を得た。

(1) 2 相鋼は単相鋼よりも結晶粒の成長速度が格段に遅い。この主因は、2 相鋼を構成している α 相と γ 相の化学組成が異なるために、これら両相の結晶粒が成長するには溶質原子の拡散を必要とするからである。

(2) 2 相鋼の過半を占める相 (主相) の結晶粒は、残余の相 (副相) の結晶粒によつてピン止め効果を受けながら成長する。一方、副相の結晶粒はオストワルド成長機構によつて成長する。

(3) α 相が主相の場合には、副相の γ 相結晶粒は体拡散律速型のオストワルド成長機構によつて成長し、3 乗則 ($\bar{r}^3 - \bar{r}_0^3 = k_3 t$) に従う。この γ 相結晶粒によるピン止め効果のために、主相の α 相結晶粒もまた、3 乗則に

従つて成長する。

(4) γ 相が主相の場合には、体拡散速度が遅いので、副相の α 相結晶粒は粒界拡散律速型のオストワルド成長機構によつて成長し、4 乗則 ($\bar{r}^4 - \bar{r}_0^4 = k_4 t$) で記述され、そのピン止め効果のために、主相の γ 相結晶粒もまた、4 乗則に従つて成長する。

文 献

- 1) S. HAYAMI and T. FURUKAWA: Micro-Alloying 75, Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels, Union Carbide Corp. (1975), p. 78
- 2) Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Proceeding of AIME Symposium, ed. by A. T. DAVENPORT (1979)
- 3) Structure and Properties of Dual-Phase Steels, AIME Symposium, ed. by J. W. MORRIS, Jr. (1979)
- 4) T. SATO: Tech. Rep. Tohoku Univ., 9 (1929/30), p. 515
- 5) J. E. BURKE and D. TURNBULL: Recrystallization and Grain Growth, Progress in Metal Physics, 3 (1952), p. 220
- 6) M. HILLERT: Acta Met., 13 (1965), p. 227
- 7) E. D. HONDROS: Proc. Roy. Soc., A 286 (1965), p. 479
- 8) J. FRIDBERY, L.-E. TÖRNDAHL, and M. HILLERT: Jernkont. Ann., 153 (1969), p. 263
- 9) K. LÜCKE and K. DETERT: Acta Met., 5 (1957), p. 628
- 10) J. W. CAHN: Acta Met., 10 (1962), p. 789
- 11) G. W. GREENWOOD: Acta Met., 4 (1956), p. 243
- 12) I. M. LIFSHITZ and V. V. SLYOZOV: J. Phys. Chem. Solids, 19 (1961), p. 35
- 13) C. WAGNER: Elektrochem., 65 (1961), p. 581
- 14) S. BJÖRKLUND, L. F. DONAGHEY, and M. HILLERT: Acta Met., 20 (1972), p. 867
- 15) M. Y. WEY, T. SAKUMA, and T. NISHIZAWA: Trans. JIM, 22 (1981), in press
- 16) M. H. SPEIGHT: Acta Met., 16 (1968), p. 133
- 17) A. J. ARDELL: Acta Met., 20 (1972), p. 601
- 18) 魏明鏞, 高山武盛, 西沢泰二: 日本金属学会誌に投稿予定
- 19) 吉田光彦: 日本金属学会講演概要 (1981/11), p. 317
- 20) C. ZENER: Quoted by C. S. SMITH: Trans. TMS-AIME, 175 (1949), p. 15
- 21) M. F. ASHBY, J. HARPER, and J. LEWIS: Trans. TMS-AIME, 245 (1969), p. 413
- 22) T. GLADMAN: Proc. Roy. Soc., A 294 (1966), p. 298
- 23) P. HELLMAN and M. HILLERT: Scand. J. Met., 4 (1975), p. 211