

······
論 文
 ······

고 망간강 2상 혼합조직의 열적 안정성에 관한 연구

위 명 용

충북대학교 공과대학 금속공학과

A Study on the Thermal Stability of Duplex High Mn-Steel Structure

Myeong Yong Wey

Dept. of Materials Eng. Chungbuk Nat. Univ.

ABSTRACT

The thermal stability of duplex high Mn-steel structure have been investigated using 15%Mn-1.0~2.4%C steels which are composed of γ - and θ -phases in the range of temperature from 900 to 1100°C, and time from 50 to 300h.

The results are as follows ;

- 1) 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 :

$$\bar{r}^2 - \bar{r}_0^2 = k_0 \cdot t$$

- 2) The grain growth of duplex, ($\gamma + \theta$), structure is slower than that single phase because the chemical composition of γ - and θ -phases differs esch others.
- 3) The grain of ($\gamma + \theta$) duplex structure grow slowly in a mode of Ostwald ripening. Because grain boundaries of γ -phase migrate under a restriction of pinning by θ -phases.
- 4) In the duplex structures, the dispersed structures change to the dual-structures, as the volume fraction of the dispersed second-phase increase. Consequently, the growth-law, which is controlled by boundary-diffusion change to that of the volume diffusion-mechanism.

KEY-WORD : Duplex, Thermal Stability, Growth Mechanism, Grain-Growth Material-Design.

1. 서 론

금속재료에는 물리적, 기계적성질이 틀리는 두 상 이상으로 구성된 혼합조직을 갖는 것이 많이 있다. 일반적으로 2상혼합조직이라 불리우는 것도 Becker¹⁾ 등에 의하면, Duplex, Dispersion, Net 그리고 Dual-phase

등으로 분리되어 불리어진다. 이와같은 2상혼합조직중 실용화되어 있는 재료를 예로 들면 페라이트-펄라이트강, ($\alpha + \gamma$)2상스텐레스강, 9%Ni 저온강, 비조질강, TRIP 강등 2상혼합조직을 가짐으로서 단상조직에서 가질 수 없는 특성을 갖는 금속재료들이 많이 있다. 이들 2상혼합조직의 우수한 많은 특성의 원인중 공통되는 것

은 그 결정립이 대단히 미세하다는 사실이다. 결정립 미세화는 재료강화법중 가장 기초적이고 가장 신뢰성이 있다는 점에서 지금까지 그 재료의 강도나 인성등 기계적성질을 주로 그 대상으로 많은 연구가 되어왔다²⁾. 그러나 2상조직이 왜 미세하며 또한 미세조직이기 때문에 따라야하는 조직의 열적안정성에 관해 계통적으로 연구된 것은 아직 거의 보고되어 있지 않는 것이 현실이다.

본 연구에서는 단상 및 2상혼합조직에 대한 결정립성장 현상을 정량적으로 검토하여 그 성장기구와 성장속도정수를 지배하는 인자들을 열역학적으로 밝혀 2상혼합조직이 미세한 이유를 조사함으로써 2상혼합조직을 가지는 고 망간강의 열적 안정성에 대한 기초정보를 얻으려는 것을 그 목적으로 하였다.

2. 실험 방법

2.1. 실험 재료

($\gamma + \theta$)2상혼합조직의 결정립성장을 넓은 온도범위에 걸쳐 조사하기 위해 실온에서도 안정한 γ 상이 얻어질

Table 1. Chemical Composition of Specimens and Volume Fraction of M_3C at 900, 1000 and 1100°C

Specimen No.	Chem. compo.(wt%)		Vol. fraction of M_3C		
	C	Mn	900°C	1000°C	1100°C
T1	1.30	14.7	0.04	—	—
T2	1.51	14.8	0.07	—	—
T3	1.67	14.7	0.12	0.06	—
T4	2.01	14.7	0.19	0.13	—
T5	2.12	14.7	0.26	—	0.09
T6	2.44	14.8	—	0.25	0.15

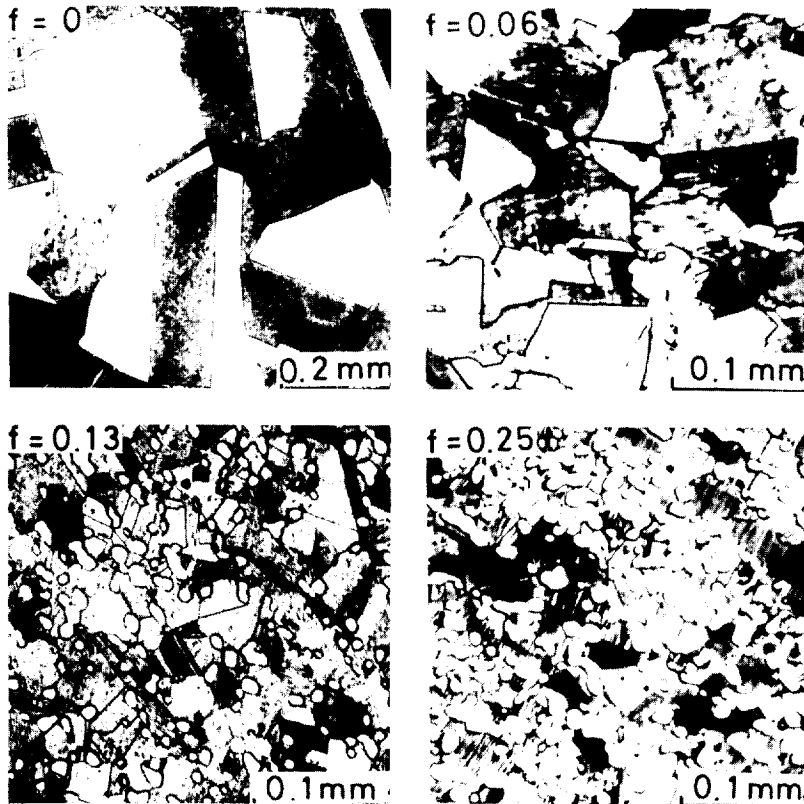


Photo 1. Microstructures of 15% Mn steels containing various ratios of θ -phase, annealed at 1000°C for 15h.

수 있도록 Fe-15%Mn-C 강을 기본계로 하는 Fe-Mn-C 계 상태도³⁾를 참고하여 실험용 재료를 제작하였다. Table 1은 본 실험에서 사용한 시료의 화학조성과 θ 상의 체적분율을 나타낸 것이다.

이들 시편은 전해철(99.95%), 전해망간(99.9%) 및 고순도 흑연을 소재로 하여 알곤분위기에서 300g 씩 고주파용해로로 제작하였다. 이렇게 얻은 강괴를 열간단조후 절삭하여 8mm 각 시편으로 하고 이것으로부터 5mm 폭의 시편을 잘라내어 열처리에 사용하였다. 열처리는 각 시편을 투명석영관에 진공봉입하여 900~1100°C의 온도범위에서 50~300h 가열로 결정립을 성장시켰다.

2.2. 조직 해석

열처리가 끝난 시편은 중심부를 절단하여 연마후 에칭하여 조직을 나타내었다. 이때 사용한 에칭액은 5%

Nital 에 포화피크린산을 혼합시킨 수용액이었다. 각 시편에 대하여 10배씩 조직사진을 찍어 화상처리장치에 의해 결정립크기와 θ 상의 입자크기 및 체적분율 등을 구하였다. 또 2상혼합조직중 γ , θ 두 상중의 Mn의 농도는 EPMA로 분석하였다. 이 때 사용한 장치는 SHIMATZU사의 ARL-EMX형으로 가속전압 20KV, 시료전류 0.03 μ A의 조건하에서 점분석 하였다.

3. 실험결과

3.1. 현미경 조직

1000°C에서 150h 가열하였을 때의 2상조직을 단상조직과 비교하여 나타낸 것이 Photo 1이다. 부식된 검은 상이 γ 상이고 흰상은 θ 상이다. 이 조직사진을 보아 알 수 있듯이 ($\gamma + \theta$) 2상의 결정립은 γ 단상에 비하여 훨씬

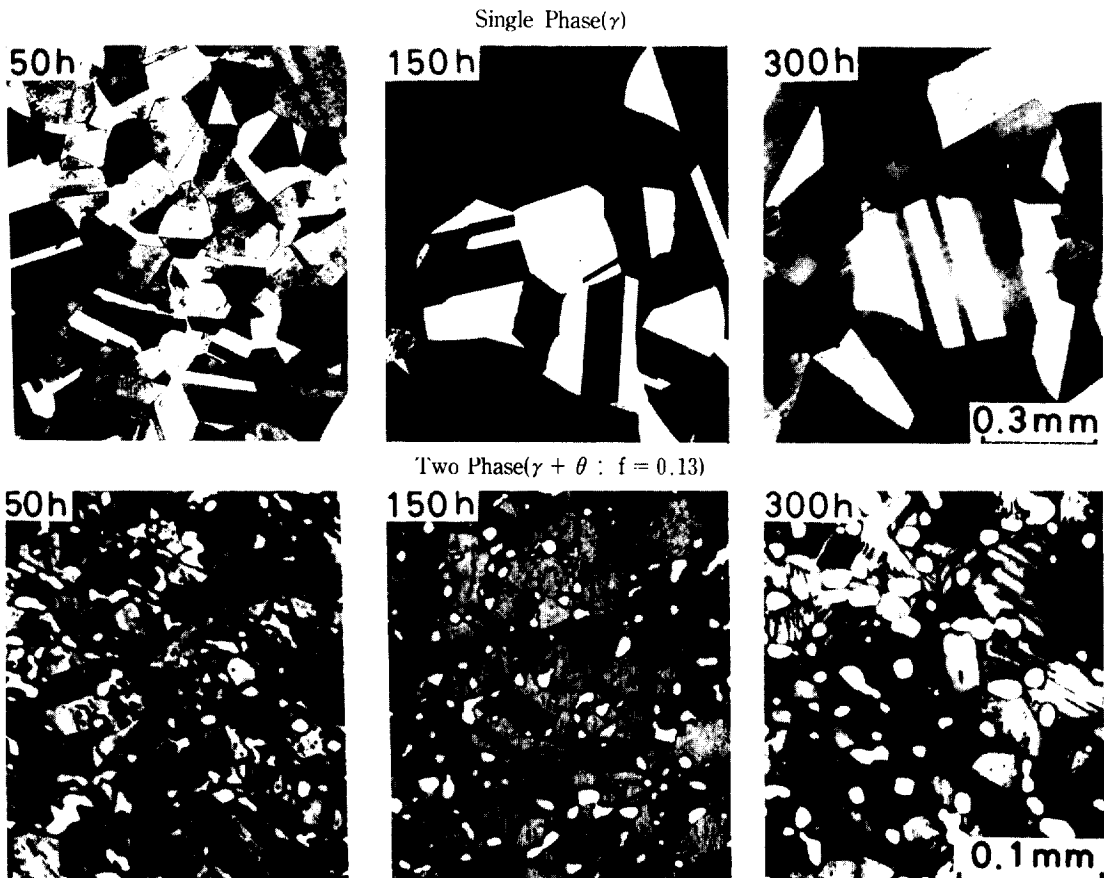


Photo 2. Microstructures of single- and two-phase steels, annealed at 1000°C for 50, 150, and 300 h.

선 미세함을 알 수 있다. 또 이들 2상혼합상과 γ 단상결정립을 1000°C에서 50~300h 가열하였을 때의 결정립성장거동을 나타낸 것이 Photo 2이다. 여기에서도 2상혼합조직은 γ 단상에 비해 장시간의 가열에도 대단히 느리게 성장하여감을 볼 수 있다. 이와 같은 경향은 900°C 및 1100°C의 경우에도 같은 경향을 나타냈다.

3.2. 오스테나이트 결정립과 탄화물립자의 평균반경

Fig.1은 θ 상의 체적분율을 달리한 5종류의 2상혼합조직과 γ 단상조직을 900°C에서 50~300h 가열하였을 때의 γ 결정립의 평균반경과 가열시간과의 관계를 나타낸 것이다. γ 단상에 비해 2상혼합조직의 결정립성장이 현저하게 느린것을 알 수 있다. 그리고 Fig.2는 위와 같은 열처리를 하였을 때 2상혼합조직중 γ 결정립과 θ 상 탄화물립자 크기의 경시효과를 나타낸 것이다. 여기에서 탄화물립자는 시간의 경과에 따라 느리게 성장하는데 비해 γ 결정립은 그 성장속도가 매우 빠르며 또한 탄화물의 체적분율이 증가함에 따라 성장속도가 감소됨을 알 수 있다. 이와 같은 현상은 1000°C와 1100°C에서도 같은 경향을 나타내었다.

이상과 같은 사실로서 2상혼합조직의 결정립성장은 제2상인 탄화물의 체적분율과 탄화물의 성장에 크게 지배되어짐을 알 수 있다.

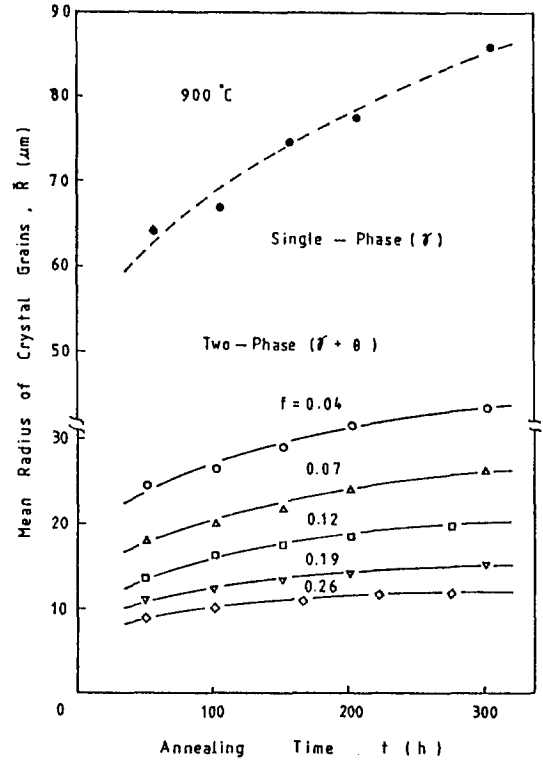


Fig.1. Growth of γ -grains in single-and two-phase steels at 900°C.

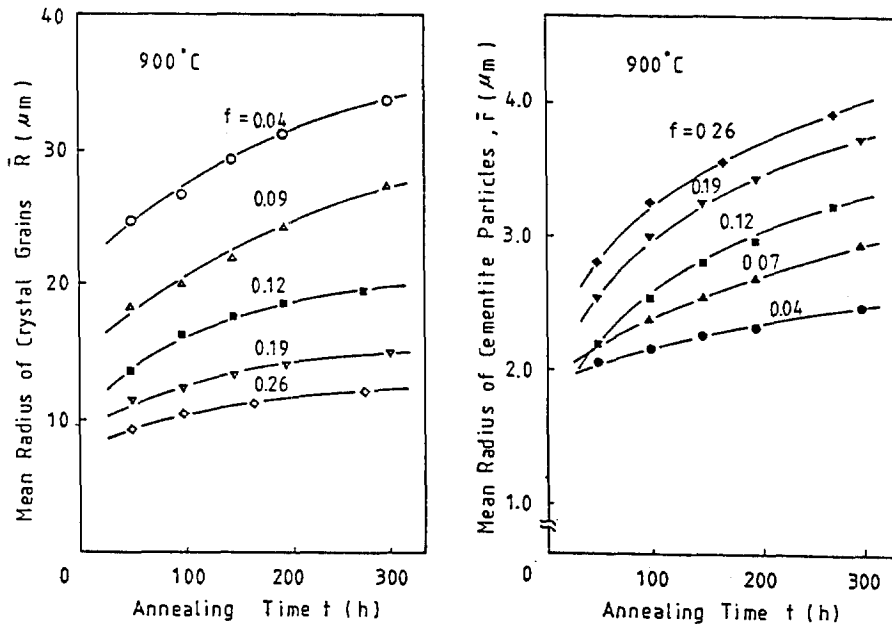


Fig.2. Growth of γ -grains and cementite particle in two-phase steels at 900°C.

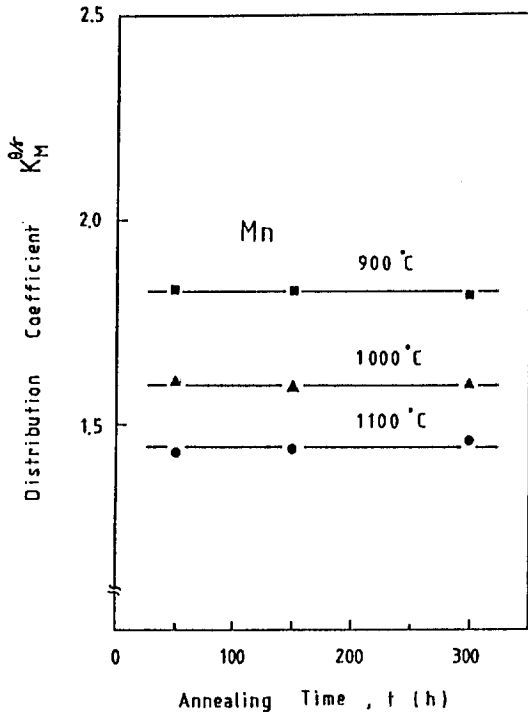


Fig. 3. Distribution coefficient of Mn between cementite and austenite at 900, 1000 and 1100°C.

3.3. γ, θ 두 상에서의 Mn의 분배

각 온도에서 γ 상과 θ 상중의 Mn 농도는 EPMA에 의해 평가하였다. 그 결과 γ, θ 두 상중의 Mn 조성은 가열시간에 의존하지 않고 거의 일정한 비율로서 두 상중에 분배 고용하고 있음을 확인할 수 있었다. Fig. 3은 이와 같이 평가한 분배계수($K_M^{\delta/\gamma} \approx U_M^{\delta}/U_M^{\gamma}$)와 가열시간과의 관계를 나타낸 것이다. 또 Fig. 4는 이 $K_M^{\delta/\gamma}$ 값의 온도의존성을 나타낸 것인데 이것은 종래의 연구결과^{4,5)}와 거의 좋은 일치치를 보여주어 본 연구의 측정값이 타당한 것으로 판단되었다.

4. 고 찰

4.1. 단상조직의 결정립성장

결정립성장은 입계에너지의 총합을 감소하기 위해 일어나는 현상으로서 입계의 이동을 동반하여 큰 결정립은 성장하고, 보다 작은 결정립은 수축, 소멸하여 그

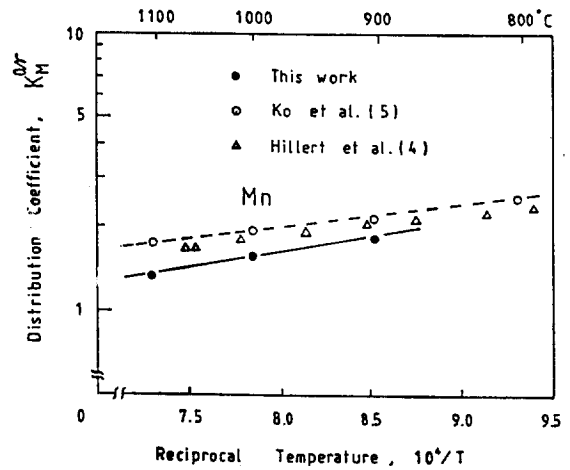


Fig. 4. Temperature dependence distribution coefficient for Mn.

결과 전체로서는 입경의 평균치가 증대하여 가는 과정이다. 일반적으로 석출물이나 제2상입자가 존재하지 않는 경우의 결정립성장속도 dR/dt 는 이동현상에 관한 일반식에 따라 다음과 같이 표현된다.

$$dR/dt = M \cdot \Delta G \dots\dots\dots (1)$$

이 식에서 R은 결정립 반경이고 M은 입계의 이동도로서 순금속인 경우에는 입계의 두께를 δ , 입계확산계수를 $D^{\delta\delta}$, 가스정수를 R'라고 할 때, Turnbull⁶⁾에 의하면 $M \approx D^{\delta\delta}/\delta R^2 T$ 의 관계값을 가지는 것으로 알려져 있다. 그러나 합금원소나 불순물 원자의 영향을 고려한 현실적인 점을 고려한 Hillert⁷⁾에 의하면 다음과 같은 관계값을 갖는 것으로 알려져 있다.

$$M \approx \frac{\delta \cdot V \cdot D_M}{\delta \cdot R' \cdot T \cdot (K_M^{se\delta} - 1)^2 \cdot x_M} \dots\dots\dots (2)$$

이 식중 D_M 은 불순물원자(M)의 체확산계수, V는 몰용적, σ 는 계면에너지, $K_M^{se\delta}$ 는 M 원자의 입계에 대한 편석계수, x_M 은 M 원자의 농도이다. 한편 ΔG 는 구동력으로서 Gibbs-Thomson의 식에 의하면 다음과 같다.

$$\Delta G = 2\delta V/R \dots\dots\dots (3)$$

따라서 위의 (1)식에 이들의 값을 대입하면 다음과 같은 관계식이 얻어진다.

$$(\bar{R})^2 - (\bar{R}_0)^2 = k_2 \cdot t \dots\dots\dots (4)$$

$$K_2 = \frac{\sigma \cdot V \cdot D_M}{2 \cdot \delta \cdot R' \cdot T \cdot (K_M - 1)^2 \cdot x_M} \dots\dots\dots (5)$$

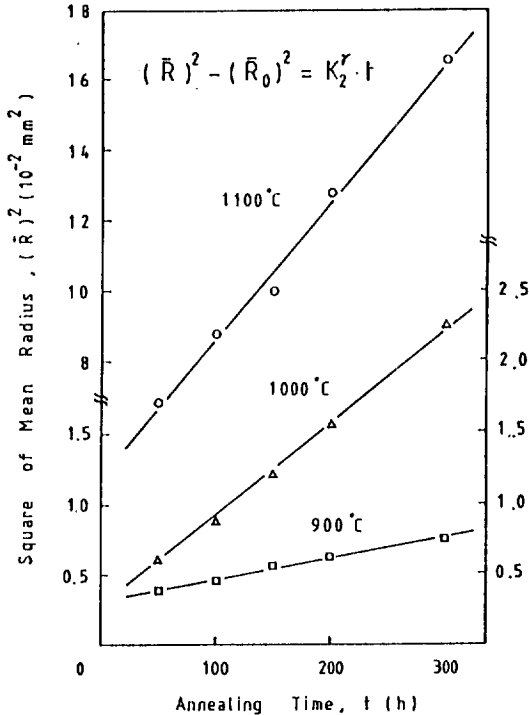


Fig. 5. Relation between $(\bar{R})^2$ and t in single-phase steels at 900, 1000 and 1100°C.

(4) 식중 R_0 는 초기값이다. 실제로 본 연구의 단상에 대한 실험값을 (4)식에 의해 정리하여 본 결과 Fig.5와 같이 $(\bar{R})^2 : t$ 사이에 직선관계가 잘 성립됨을 알 수 있었다. 이와 같은 사실을 좀 더 확인하기 위하여, 본 실험에서 얻은 직선관계의 기울기 즉, 속도정수값을 구하고 (5)식에 가장 적절하다고 생각되는 계산값⁸⁻¹¹⁾을 대입하여 구한 속도정수값을 Table 2에 정리하였다. 이 표를 보아 알 수 있듯이 실험값과 계산값은 대체로 잘 일치함을 알 수 있다. 따라서 본 실험에서 사용한 단상의 경우 (4)식의 2승칙이 잘 적용됨을 알 수 있다.

4.2. 2상혼합조직에 대한 결정립 성장

$(\gamma + \theta)$ 2상혼합조직에 대한 결정립성장도 입계 혹은 γ/θ 이상계면에너지의 총합을 감소시키기 위해 일어나는 현상이다. 그러나 이 때의 과정은 계면이동과 γ/θ 이상계면이동과의 복합과정이며 특히 후자는 조성변환을 동반해야하기 때문에 장거리확산을 필요로하여 전자보다는 훨씬 느리다. 따라서 $(\gamma + \theta)$ 2상혼합조직에 대한 결정립성장은 γ/θ 이상계면의 이동과정에 의해 지배되게 되

Table 2. Composition of Experimental Rate Constant with the Theoretical One Estimated by Eqns. (4-5)

Temperature (°C)	K_2 (mm ² /sec)	
	Experimental	Theoretical
900	5.4×10^{-9}	6.1×10^{-10}
1000	2.15×10^{-8}	4.7×10^{-9}
1100	2.95×10^{-8}	2.7×10^{-8}

$\sigma = 6 \times 10^{-7} \text{ J/mm}^2$ $V^{cem} = 23 \times 10^3 \text{ mm}^3/\text{mol}^{(10)}$
 $\delta = 3 \times 10^{-7} \text{ mm}$ $V^{\gamma} = 7 \times 10^3 \text{ mm}^3/\text{mol}$
 $R' = 8.314 \text{ J/mol} \cdot \text{K}$ $K_{Mn}^{seg} = 1.5$
 $\delta D^{gb} = 5.4 \times 10^{-5} \exp(-155 \times 10^3/R' T) \text{ mm}^2/\text{sec}^{(9)}$
 $D_{Mn}^{(11)} = 0.178 \times 10^2 \exp(-264 \times 10^3/R' T) \text{ mm}^2/\text{sec}^{(11)}$

므로 단상조직에서의 입성장에서와 같이 단순히 2승칙이 성립되지 않음을 예측할 수 있다.

4.3. γ 상의 결정립성장에 미치는 제2상입자의 영향

우리는 Photo 1과 Fig.1에서 제2상입자가 존재할 때의 모상의 결정립성장은 크게 억제됨을 알았다. 이와 같이 모상중에 제2상입자가 균일하게 분산되어 있을 경우, 제2상입자의 성장억제효과는 구동력의 자유에너지에 영향을 준다고 알려져 있다. 따라서 제2상입자가 존재하는 경우의 입계의 이동속도 dR/dt 는 (1)식 대신 다음과 같이 표현될 수 있다.

$$dR/dt = M \cdot (\Delta G - P) \dots\dots\dots (6)$$

이 식중 P 는 제2상입자에 의한 일종의 구속력 즉, pin 지지력으로 일찍이 Zener¹²⁾에 의해 상세히 검토 해석되었다. 그에 의하면 기질과 제2상입자를 합한 1몰당의 pin 지지력의 총합인 P 값은 다음과 같은 값을 갖는다.

$$P \approx \frac{3}{2} \cdot \delta \cdot V \cdot \frac{f}{r} \dots\dots\dots (7)$$

여기에서 f 는 제2상입자의 체적분율이고 r 는 제2상입자의 반경을 의미한다. 한편, 결정립성장을 위한 구동력 ΔG 는 Gibbs-Thomson 식에서 $\Delta G = 2\sigma V/R$ 이었으므로 (6)식은 다음과 같이 표현된다.

$$dR/dt = 2\sigma VM \left(\frac{1}{R} - \frac{3}{4} \cdot \frac{f}{r} \right) \dots\dots\dots (8)$$

따라서 pin 지지력과 결정립성장의 구동력 ΔG 가 평형을

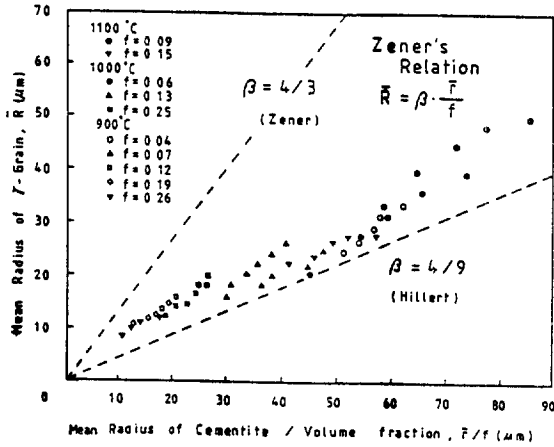


Fig. 6. Relation between grain size, \bar{R} , particle size, \bar{r} , and volume fraction, f in two-phase steels.

취할 때의 상태를 정상상태라 하면 이 조건을 만족하기 위해서는 $dR/dt = 0$ 이어야 한다. 그러므로 다음과 같은 식을 얻을 수 있다.

$$R = \frac{4}{3} \cdot \frac{\bar{r}}{f} \dots\dots\dots (9)$$

이 식은 pin 저지력에 대한 Zener의 관계라 불리워지는데, 그 후 pin 저지력을 받을 때의 입계와 제2상입자의 국부적인 기하학적인 형상등의 고찰에 의해 수정되어¹³⁻¹⁶⁾ 다음과 같은 형식으로 표현되어 지고 있다.

$$\bar{R} = \beta \cdot \frac{\bar{r}}{f} \dots\dots\dots (10)$$

여기에서 \bar{R} 와 \bar{r} 는 모상의 결정립과 제2상입자의 평균 반경을, 그리고 β 는 Pin 저지력 계수라 불리우는 parameter로서 연구자들에 따라 그 값이 다르나, 대체로 4/9~4/3범위의 값으로 알려져 있다. Fig.6은 본 연구에서 사용한 15%Mn 강중의 탄화물 (Fe, Mn)₃C의 평균반경 \bar{r} 와 γ 상의 결정립 평균반경 R 에 대해 Zener의 관계의 적용 여부를 검토한 것으로, (10)식이 잘 성립함을 알 수 있다. 이상과 같은 사실로서 Zener의 관계는 분산입자와 모상의 결정립성장이 정상상태하에서 성장하는 경우의 분산조직이나 2상조직에 일반적으로 잘 적용되며, 또 Pin 저지력을 받으면서 성장하는 γ 상 결정립의 성장은 제2상입자의 성장에 의해 지배되어짐을 알 수 있다.

4.4. 제2상입자의 Ostwald 성장

기질상에 에워싸인 제2상입자가 그 계면에너지를 구동력으로 하여 성장하는 현상은 일찍부터 Ostwald 성장이라 불리워 지금까지 Greenwood¹⁶⁾, Lifshitz-Slyozov¹⁷⁾ 및 Wagner¹⁸⁾ 등에 의해 이론 및 실험적으로 많은 연구가 되어 왔다. 그 결과, 제2상입자가 모상중에서 random하게 분산되어 있어 체확산에 의해 지배되는 경우와, 제2상입자가 결정립의 코-너에만 존재하여 입계확산에 의해 지배되는 두가지 경우가 있는데, 그 성장칙은 각각 다음과 같이 표현됨이 알려져 있다¹⁹⁻²²⁾.

$$\begin{aligned}
 & (\bar{r})^3 - (\bar{r}_0)^3 \\
 &= \left(\frac{2}{3}\right)^2 \cdot \frac{2 \sigma V^{cem} D_M}{R' T (K_M - 1)^2 \cdot \lambda_M} \cdot t \approx K_3 \cdot t \dots\dots\dots (11) \\
 & (\bar{r})^4 - (\bar{r}_0)^4 \\
 &= \left(\frac{3}{4}\right)^3 \cdot \frac{2 \sigma V^{cem} \delta D_M}{R' T} \cdot \frac{K^{ab}}{(K_M - 1)^2 \cdot \lambda_M} \cdot t \approx K_4 \cdot t \\
 & \dots\dots\dots (12)
 \end{aligned}$$

여기에서 σ 는 θ/γ 계면에너지, V^{cem} 은 제2상입자인 θ 의

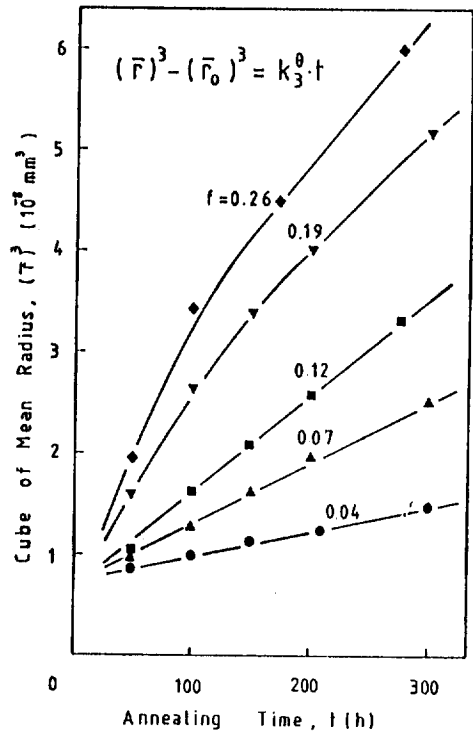


Fig. 7. Relation between $(\bar{r})^3$ and t for cementite particles in two-phase steels at 900°C.

물용적, K_M 은 합금원소 M의 θ/γ 에의 분배계수, D_M 및 $D^{\theta\theta}$ 는 합금원소 M의 체확산 및 입계확산계수, $K^{\theta\theta}$ 는 M의 입계에의 편석계수 그리고 δ 는 입계의 두께이다.

본 연구에서도 제2상입자인 탄화물상(θ)의 성장칙이 체확산지배인지, 아니면 계면확산지배하에서의 성장인지를 확인하기 위해 앞에서 얻은 Fig.2의 실험결과를 $(r)^3 : t$ 와 $(r)^4 : t$ 의 두 관계로 정리하여 본 것이 Fig.7과 Fig.8이다. 그 결과, 그 어느 경우도 직선관계가 잘 성립되어지기 때문에 이 직선관계만으로는 확정적으로 어느 지배하의 성장이라고 말할 수가 없다. 따라서 Fig.7과 Fig.8에서 그 직선의 기울기로부터 성장속도정수를 구하는 한편, (11)식과 (12)식에 가장 적절하다고 생각되는 문헌값⁸⁻¹¹⁾을 대입하여 이론값으로서의 k_3 와 k_4 값을 계산하여 (Table 3)에 같이 정리하였다. 이 때 (11)식중의 K_M 에는 Mn의 분배계수를, (12)식중의 $K^{\theta\theta}$ 에 대해서는 Lee²³⁾등의 실험결과를 참고로하여 $K^{\theta\theta} \approx 1.5$ 로 하였다.

Table 3의 결과를 비교하여 보면 4승칙으로 정리한 쪽이 실험값과 전반적으로 좋은 일치를 나타내었다. 이러한 결과를 참고로 4승칙으로 정리하였을 때의 속도정수 K_4 를 체적분율과 관련시켜 정리한 것이 Fig.9다. 이 그림에 $f \rightarrow 0$ 인 경우의 K_3 와 K_4 의 계산값도 삽입하였다. 여기에서 알 수 있는 것은 제2상입자의 성장기구는 그 체적분율과 깊은 관계를 가지고 있다는 사실이다. 즉, 체적분율이 약 0.1을 기준으로 그 이하에서는

3승칙이, 그 이상에서는 4승칙에 의해 얻어진 계산값과 좋은 일치를 보인다는 사실이다. 그러므로 γ 상중에서의 제2상입자의 Ostwald 성장은 단일 기구가 아니고, 그

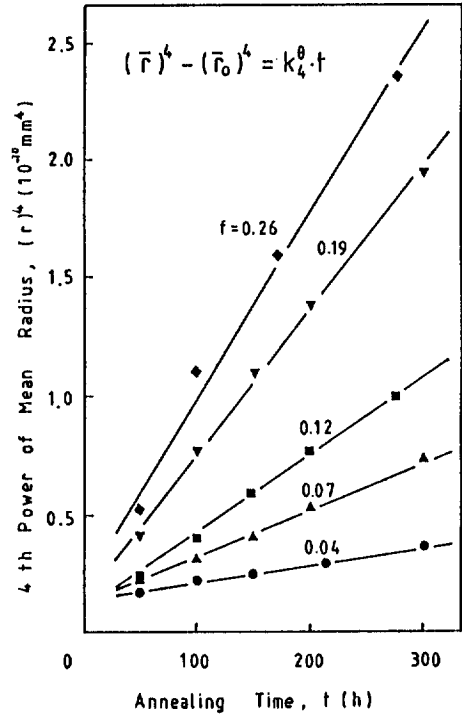


Fig. 8. Relation between $(\bar{r})^4$ and t for cementite particle in two-phase steels at 900°C.

Table 3. Comparison of Experimental Rate Constant with the Theoretical One, Estimated by Eqns. (4-11) and (4-12).

Temp. (°C)	f	k_3 (mm ³ /sec)		k_4 (mm ⁴ /sec)	
		Experimental	Theoretical	Experimental	Theoretical
900	0.04	7.04×10^{-15}	1.28×10^{-16}	2.00×10^{-17}	1.18×10^{-16}
	0.07	1.64×10^{-14}	1.31×10^{-16}	5.67×10^{-17}	1.21×10^{-16}
	0.12	2.78×10^{-14}	1.36×10^{-16}	1.02×10^{-16}	1.26×10^{-16}
	0.19	3.87×10^{-14}	1.44×10^{-16}	1.68×10^{-16}	1.33×10^{-16}
	0.26	5.00×10^{-14}	1.51×10^{-16}	2.26×10^{-16}	1.40×10^{-16}
1000	0.06	6.10×10^{-14}	6.15×10^{-15}	3.55×10^{-16}	7.91×10^{-16}
	0.13	1.77×10^{-13}	6.39×10^{-15}	1.00×10^{-15}	8.23×10^{-16}
	0.25	2.70×10^{-13}	6.82×10^{-15}	1.77×10^{-15}	8.78×10^{-16}
1100	0.09	3.33×10^{-13}	2.12×10^{-14}	3.07×10^{-15}	3.84×10^{-15}
	0.15	4.22×10^{-13}	2.17×10^{-14}	4.10×10^{-15}	3.94×10^{-15}

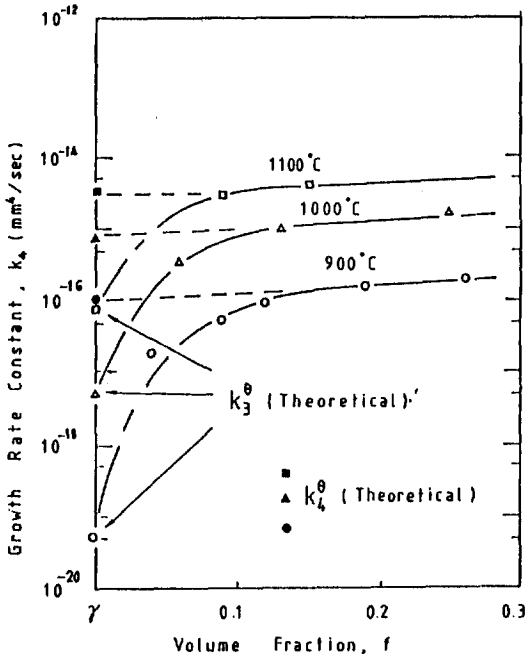


Fig. 9. Growth rate constants for cementite particles in two-phase steel at 900, 1000 and 1100°C. The value for K_3^{θ} is translated into that for 4th power law.

입자의 체적분율의 대·소에 따라 성장기구를 달리한다고 해석되며, 그 성장기구가 변하는 임계의 체적분율은 $f \approx 0.1$ 로 추정된다. 이상의 사실을 정리하면 체적분율이 작은 분산조직 ($f < 0.1$)에서는 그 성장기구를 체확산이 지배하고, 2상조직 ($f > 0.1$)이 되면 제2상입자가 거의 다 임계에 존재하기 때문에 입계확산지배하의 성장기구를 취한다고 하겠다.

5. 결론

($\gamma + \theta$) 2상혼합조직을 갖는 Fe-15%Mn-C 계의 고망간강을 시료로하여 그 결정립성장 현상을 넓은 온도 범위에서 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 단상조직의 결정립성장은 2승칙에 따른다.
- 2) 2상혼합조직의 결정립성장은 단상의 경우보다 훨씬 느리다. 이것은 2상혼합조직을 구성하고 있는 γ 상과 θ 상의 화학조성이 다르기 때문이다.

3) 2상혼합조직의 결정립성장은 θ 상이 γ 결정립을 pin 지지하기 때문에 그 결정립성장의 율속과정은 입계이동이 아닌 θ 상의 Ostwald 성장에 의해 율속된다.

4) 2상혼합조직에서는 제2상의 체적분율의 증가와 함께 분산조직으로부터 2상조직으로 변화해 가며 이에 따라 체확산지배형의 3승칙으로부터 입계확산지배형의 4승칙으로 이행된다.

「후 기」

본 연구는 1991년도 한국과학재단 연구비에 의해 이루어진 것으로 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. J. Becker, E. Hornbogen and P. Stratman : *Z. Metallk.*, 71 (1980) 47.
2. 小若正論 : *日本金屬學會報*, 17 (1978) 657.
3. B. Uhrenius : *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, ed. by D. V. Doane and J. S. Kirkaldy, The Metallurgical Society of AIME, (1978) 28.
4. M. Hillert, T. Wada and H. Wata : *J. Iron Steel Inst.*, 205 (1967) 539.
5. 高武盛, 佐久間健人, 西澤泰二 : *日本金屬學會誌*, 40 (1976) 593.
6. D. Turnbull : *Trans. AIME*, 19 (1951) 661.
7. M. Hillert, *The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids*, Inst. of Metals (1961) 231.
8. E. D. Hondros : *Proc. Roy. Soc.*, A286 (1965) 479.
9. J. Fridbery, L. E. Törndahl and M. Hillert : *Jernkont Ann.*, 153 (1969) 263.
10. R. Benz, J. F. Elliott and J. Chipman : *Met. Trans.*, 4A (1973) 1975.
11. 及川洪 : *鐵と鋼*, 68 (1982) 1489.
12. C. Zener : Quoted by C. S. Smith, *Trans. AIME*, 175 (1948) 47.
13. T. Gladman : *Proc. Roy. Soc.*, A294 (1966) 298.
14. M. F. Ashby, J. Harper and J. Lewis : *Trans. Met. Soc. AIME*, 245 (1969) 413.

15. P. Hellman and M. Hillert : *Scand. J. Met.*, 4 (1975) 211.
16. G.W. Greenwood : *Acta Met.*, 4 (1956) 243.
17. I.M. Lifshite and V.V. Slyozov : *J. Phys. Chem. Solids*, 19 (1961) 35.
18. C. Wagner : *Z. Elektrochem.*, 65 (1961) 581.
19. M.Y. Wey, T. Sakuma and T. Nishizawa : *Trans. JIM*, 22 (1981) 733.
20. S. Björklund, L.F. Donaghey and M. Hillert : *Acta Met.*, 20 (1972) 867.
21. M.H. Speicht : *Acta Met.*, 16 (1968) 133.
22. A.J. Ardell : *Acta Met.*, 20 (1972) 601.
23. H.J. Lee and J.W. Morris : *Met. Trans.*, 14A (1983) 913.