

## 용접 열영향부 미세조직 및 재질 예측 모델링 : I. 용접부 재질 예측 모델 기술 개발 연구 동향

문 준 오\* · 이 창 희\*

\*한양대학교 신소재공학과

### Prediction Model for the Microstructure and Properties in Weld Heat Affected Zone : I. Trends in The Development of Model for the Prediction of Material Properties in the Weld HAZ

Joon-Oh Moon\* and Chang-Hee Lee\*

\*Div. of Mater. Sci. and Eng., Hanyang Univ., 17 Haengdang Seongdong ku, Seoul 133-791, Korea

#### Abstract

HAZ (Heat Affected Zone) which occurs during welding thermal cycle has an important effect on the mechanical properties of the weld metal. So there were many efforts to develop the model which is able to predict the microstructure and mechanical properties in weld HAZ and lots of metallurgical models have reported since early 1940. These models are justifiable based on the reasonable assumption and analytical approach, but they also have limitation by interesting alloying system and assumption in each literature. Therefore, this study summaries the previous models for prediction of properties in weld HAZ. Then several issues to solve for developing the more reliable model were proposed.

\* Corresponding author : chlee@hanyang.ac.kr

(Received August 19, 2005)

Key Words : Heat Affected Zone, Modeling, grain growth, Phase transformation

#### 1. 서 론

철강은 고도의 정보 지식 사회인 현대에 있어서도 그 사용 가치가 크며, 실제로 많은 기간산업에 이용되고 있다. 교량이나 건축물과 같은 대형 구조물의 건설에서부터, 자동차, 전자 및 소재 부품 산업에 이르기까지 거의 대부분의 분야에서 철강은 높은 비율로서 이용되고 있다. 더욱이, 최근 산업과 기술의 발달로 인해 소비자들은 더욱 우수한 기계적 성질 및 특성을 갖는 재료를 요구하게 되었다. 특히, 구조물이 대형화 되며, 그 구조가 복잡해 짐에 따라, 구조물의 안정성에 대한 요구 또한 더욱 높아지고 있는 추세이다. 이러한 요구에 따라, 철강의 성질에 대한 과학적인 연구 및 보다 우수한 성질을 갖도록 재연하고 조절하는 방법에 대한 폭

넓은 연구가 수행되어 왔다. 일반적으로 강의 이러한 다양한 성질은 강의 미세조직에 많이 의존한다는 사실이 밝혀졌으며, 이러한 이유로 강의 생산 공정 중에 이러한 미세조직을 제어하고자 하는 기술들이 개발되어 왔다.

이처럼, 그 사용 목적에 맞는 우수한 열, 물리적 성질을 갖도록 제조된 철강 제품들은 대부분 사용시 용접 공정을 거치게 되며, 이 때, 접합부는 급열, 급랭의 극심한 열사이클 중에 모재와는 전혀 다른 미세 조직 및 기계적 성질을 갖게 된다. 이와 같은 미세조직의 변화는 접합부의 기계적 성질에 영향을 미치고, 이에 따라 구조물의 안정성에도 영향을 미치게 된다. 특히, 액상 변태가 일어나는 Weld metal 주위의 고상 변태가 일어나는 HAZ (Heat Affected Zone)는 재료의 잔류 응력 및 변형에 영향을 미치게 되고, 저온 균열, 응력

부식 균열 등을 자주 일으킴으로써 구조물의 안정성에 큰 영향을 미친다. 특히, Fusion line 근처에서 나타나는 CGHAZ (Coarse-grained HAZ)는 인성의 감소가 일어나는 부분으로써 제어가 필요한 부분이다<sup>1)</sup>.

다음의 그림 1은 일반적인 용접 열사이클 및 열사이클 도중 모재가 겪는 야금학적 현상을 보여주고 있다. 그림에서 보듯이 모재는 먼저 가열 중에 오스테나이트로의 상변태를 겪게 되며, 오스테나이트 결정립은  $A_{c3}$  온도 이상부터 Peak 온도를 거쳐  $A_{r3}$  온도까지 도달하는 동안 성장하게 된다.

이러한 오스테나이트 결정립의 성장 정도는 냉각 중 상변태 시 합금의 경화능 및 핵생성 사이트에 영향을 미침으로써 용접부 조직의 형상 및 기계적 성질에 큰 영향을 미친다. 한편 모재 내에 석출물이 존재하는 경우, 이러한 석출물 또한 고온의 열처리 과정 중에 조대화 또는 용해됨으로써 그 크기가 변하게 되며, 이러한 석출물은 오스테나이트 결정립의 이동을 방해함으로써 결과적으로 용접부 결정립의 미세화를 촉진한다<sup>2)</sup>. 다음으로  $A_{r3}$  이하에서는 재료의 경화능 및 용접 조건에 따른 냉각 속도의 변화에 따라 오스테나이트에서 페라이트, 베이나이트 또는 마르텐사이트 등의 다양한 상으로 변태하게 된다. 이와 같은 상변태 거동은 용접부 미세조직에 결정적인 영향을 미침으로써 용접부의 재질을 결정짓는다.

이러한 용접 열사이클 후, 용접부의 미세조직을 예측하고, 이에 따른 기계적 성질을 예측 할 수 있다면, 적정 용접 조건을 선정하고, 용접부의 결함들을 미리 예측 함으로써, 용접공정 중의 생산성 및 구조물의 안정성 확보에 도움을 주리라 생각된다. 이러한 측면에서, 용접부의 미세조직을 예측하고자 하는 많은 연구들이 수행되어 왔다<sup>3,5)</sup>. 따라서 본 연구에서는 먼저 앞서 언급한 바와 같이 용접 열 사이클 동안 재료가 거치게 되

는 각각의 야금학적인 현상에 대한 기존의 연구 결과 및 모델들을 고찰할 것이며, 이를 통해 기존 모델들의 미비점을 분석함으로써 보다 신뢰성 있는 용접부 재질 예측 모델 작성을 위한 방안을 제시하고자 한다.

## 2. 국내 외 연구 동향

용접부 모델링에 대한 연구는 주로 일본, 미국, 유럽 등지의 선진국을 중심으로 이루어져왔으며, 1940년 이후 시작되었다. 모델링의 초기에는 용접 시 열 입력에 의한 잔류응력을 용접부의 주된 안정성 Factor로 인식하여, 용접부의 열 전달 현상, 응력, 변형 등에 대한 연구에 집중하였다. 하지만 1950년 이후, Weldability에 대한 개념적 접근을 통해 용접부의 경도, 저온균열, 탄소 당량 등에 대한 연구를 통해 실험식을 도출하였다. 최근에는 용접부의 상변태 현상 및 결정립 성장에 대한 모델을 작성하기 위해 이론적/실험적으로 많은 연구가 이루어지고 있으며, SYSWELD 등의 컴퓨터 시뮬레이션 기법이 도입되고 있다<sup>6,7)</sup>.

국내에서는 모델링에 대한 인식 부족으로 인해 선진국에 비해 늦은 1970년경부터 연구가 시작되었다. 초기에는 주로 기계공학 분야에서 용접 열 전달 현상에 대한 해석을 수행하였다. 1990년에 이르러서는 POSCO를 중심으로 압연 등 제강 공정 중의 미세조직 및 성질 변화에 대한 모델화 연구가 주로 진행되었지만, 용접부 재질 예측 모델에 대한 체계적 연구는 이루어지지 않았다. 2000년에 이르러서 POSCO 및 일부 대학을 중심으로 용접부 재질 예측 관련 연구가 이루어지고 있으나 아직은 초보단계로써 보다 지속적이고 체계적인 연구가 필요한 실정이다.

따라서, 본 연구실에서는 이러한 필요성을 인식하고 1995년부터 용접부 재질 예측 모델을 작성하고자 연구를 수행해 왔으며, 우수한 연구 성과 및 연구 논문을 발표 중에 있다. 다음은 본 연구실에서 수행 중인 연구 내용을 정리한 것이다.

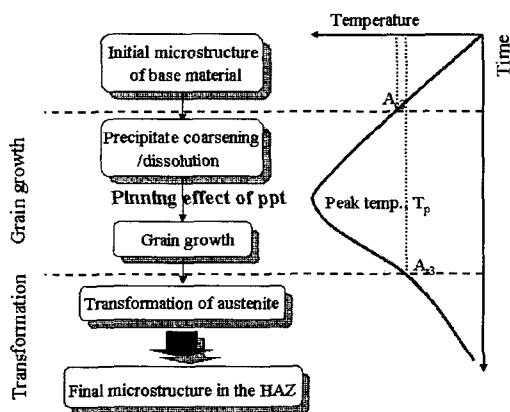


Fig. 1 Metallurgical phenomena in steel HAZ

1. 가열중 상변태 거동에 미치는 초기 결정립 크기의 영향
2. 석출물 - free 오스테나이트 결정립 성장 예측 모델
3. 입계석출물 크기를 고려한 석출물 조대화 예측 모델
4. 입방체 석출물의 결정립 성장 억제 효과에 대한 연구
5. 단일 석출물의 영향을 고려한 오스테나이트 결정립 성장 예측 모델
6. 복합 석출물의 영향을 고려한 오스테나이트 결정립 성장 예측 모델
7. 페라이트/필라이트 상변태 Kinetic model
8. 용접부 기계적 성질 (경도, 인성 등) 예측 모델

앞으로 위와 같은 용접부에서 발생하는 다양한 야금학적 현상에 대한 연구 결과를 발표함으로써 용접부 재질 예측을 위한 체계적인 모델을 제시하고자 한다.

### 3. 용접부의 야금학적 현상(Metallurgical Phenomena in Weld HAZ)

#### 3.1 용접 열사이클 예측 모델

앞 절에서 언급한 야금학적 현상들은 재료의 성분에 의존할 뿐만 아니라, 주어진 용접 공정 조건에 의한 열 사이클에 크게 의존하게 된다. 따라서, 용접 공정 조건에 의해 영향 받는 용접 열 사이클 해석이 선행되어야 한다.

용접 공정 시 재료가 경험하는 열 사이클은 1970년 대부터 많은 연구자들에 의해 연구되어 왔다. 특히, Rosenthal<sup>8)</sup>, Rakalin<sup>9)</sup>, Myers<sup>10)</sup> 등은 용접 열원을 각각 point, line, plane source로 가정하여 모델화하고자 하였으며, Pavelic<sup>11)</sup> 등과 Kou<sup>12)</sup>는 Gaussian flux distribution으로 열원을 가정하여, 실제 Arc의 형상을 고려하였다. Goldak<sup>13)</sup> 등은 arbitrary function을 도입하여 움직이는 열원의 형태 변화도 고려하였으며, Key<sup>14)</sup> 등은 electrode angle, arc length, joint design 및 shielding gas 등의 영향을 고려하여 용접 열원을 해석하고자 하였다. 이와 같이 용접 열원에 의해 발생하는 물리적인 현상을 해석적으로 접근한 많은 연구가 진행되었으나, 실제 현상에서 발생하는 모든 현상을 해석적으로 접근하는 방법에는 어느 정도 한계가 있기 때문에, 컴퓨터를 이용하여 FDM, FEM 등의 수치 해석적 기법을 통한 용접 열원 및 열 전도 해석 연구가 진행되고 있다. 이러한 해석방법을 통해 용접부에서의 유동현상, 표면에서의 대류, 복사 및 재료 내부에서의 상변화에 의한 잠열을 고려한 전도 해석 등 수학적으로 접근하기 곤란한 부분까지 접근이 되고 있다. 용접 열 사이클에 대한 이러한 다양한 접근 방법은 다음 Eq.2의 열전도 방정식을 기초로 하고 있다<sup>15)</sup>.

$$\frac{\partial}{\partial x} \lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} \lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z} \lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} + Q = \rho c \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2)$$

여기서, Q는 열원(W/m<sup>3</sup>), λ는 thermal conductivity [W/mK], ρc는 volumetric specific heat [J/m<sup>3</sup>K]를 의미한다.

Easterling은 순간적인 입열 및 재료의 열적 특성의 등방성(isotropy)을 가정함으로써, 다음과 같이 열원으로부터의 고정된 위치에서의 시간에 따른 온도 변화에

대한 식을 유도하였다<sup>1)</sup>.

$$T - T_0 = \frac{q/v}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4at}\right) \quad (3)$$

여기서, T<sub>0</sub>는 예열온도(K), t는 시간(sec), q/v는 Eq. 1의 용접 입열량이며, a는 thermal diffusivity(m<sup>2</sup>s<sup>-1</sup>), r은 열원으로부터의 radial distance를 나타내며, 직교 좌표계에서의 (x<sup>2</sup> + y<sup>2</sup> + z<sup>2</sup>)<sup>1/2</sup>에 해당한다. 한편, Eq. 3은 3차원적인 heat flow를 가정한 것으로, 재료의 두께가 감소함에 따라 heat flow의 차원이 감소하게 된다. 이러한 heat flow의 차원에 대한 임계 두께(critical thickness)는 Eq.4에 의해 정의된다.

$$d_{crit} = \left\{ \frac{q}{2\rho cv} \times \left( \frac{1}{773 - T_0} + \frac{1}{1073 - T_0} \right) \right\}^{1/2} \quad (4)$$

따라서, 재료의 두께가 이러한 임계 두께보다 작은 경우에는 2차원적 heat flow의 가정으로부터 유도된 다음 식을 사용할 수 있다.

$$T - T_0 = \frac{q/v}{d(4\pi\lambda\rho ct)^{1/2}} \exp\left(-\frac{r^2}{4at}\right) \quad (5)$$

Eq. 3과 5를 시간에 대해 미분함으로써, 용접 열원으로부터의 거리에 따른 peak 온도 및 그 온도에 도달하는 시간을 구할 수 있을 뿐만 아니라, 열원으로부터의 특정 위치에서의 시간에 따른 온도 변화를 계산할 수 있다.

#### 3.2 가열 중 상변태

용접 시 가열 도중 발생하는 오스테나이트로의 상변태 현상은 A<sub>c3</sub>온도 직상에서의 오스테나이트 결정립 크기에 영향을 미치며, 이러한 초기 오스테나이트 결정립 크기는 용접부의 미세조직에 영향을 미칠 수 있다. 단, 오스테나이트 결정립 성장이 대부분 1000℃ 이상의 고온에서 발생하기 때문에 Peak온도가 1300~1400℃에 이르는 CGHAZ 영역에 있어서 A<sub>c3</sub>온도 직상에서의 오스테나이트 결정립 크기의 영향은 무시할 수 있다<sup>3)</sup>. 하지만 Peak온도가 낮은 FGHAZ의 영역의 경우, A<sub>c3</sub>온도 직상에서의 초기 오스테나이트 결정립 크기는 용접 후, 미세조직에 영향을 미칠 수 있다.

일반적으로 높은 가열 온도에 따른 결정립의 조대화 현상에 의해 CGHAZ의 경우가 다른 열영향부에 비해

용접부의 기계적 성질을 떨어뜨리는 주요 인자로 취급되고 있기 때문에 이러한 가열 중 상변태 현상은 냉각시에 비해 무시되는 경우가 많으며, 거의 연구가 이루어지고 있지 않다. 하지만 용접부의 미세조직 및 기계적 성질에 대한 정확한 예측을 위해서는 가열 중 발생하는 상변태 거동에 대한 고려가 필요하리라 생각된다.

### 3.3 석출물 거동 예측 모델

앞서 언급한 바와 같이 석출물이 존재하는 경우, 용접 열 사이클에 따라 석출물의 coarsening 및 dissolution이 발생하게 되고, 이에 따라 석출물에 의한 결정립 성장 억제효과의 변화가 발생하게 된다. 일반적으로 석출물의 coarsening은 평형 용해 온도(equilibrium dissolution temperature)보다 훨씬 낮은 온도에서 일어나며, dissolution은 평형 용해온도 보다 높은 온도에서 일어나게 된다.

#### (1) 석출물 조대화

분산된 석출물들이 모재 내에서 어느 정도 용해도를 갖는다면, 보다 작은 크기의 입자들은 용해되어 보다 큰 입자로 석출(성장)하려는 경향이 있다. 이러한 현상의 구동력은 전체 시스템의 계면 에너지 감소에 의해 주어진다. 이러한 석출물의 coarsening에 대한 이론은 Lifshitz와 Slyovoz 및 Wagner<sup>16)</sup>에 의해 각각 발전되었다. Coarsening은 일반적으로 matrix를 통한 체적확산(volume diffusion)에 의해 지배되며, 정상 상태(steady state)에서의 평균 입자 반경은 다음과 같이 표현된다.

$$r^3 - r_0^3 = \frac{8\gamma D_m C_m (V_m)^2}{9RT} t \tag{6}$$

여기서,  $r_0$ 는  $t=0$ sec에서의 석출물 반경,  $v$ 는 석출물

과 matrix 사이의 계면에너지,  $D_m$ 은 확산계수,  $C_m$ 은 matrix에서의 용질의 농도,  $V_m$ 은 석출물의 molar volume을 의미한다.

이러한 고전적인 Lifshitz Slyovoz Wagner 이론은 많은 가정을 통해서 수립되었다. 이러한 가정 중에 대표적인 것이 입자가 조대화하는데 있어서 석출물 분율의 변화가 없다는 것으로, 즉, coarsening 동안 주위 matrix로의 solute의 고용은 없다는 것을 의미한다. 다음의 표1은 대표적인 석출물 조대화에 대한 이론식을 보여주고 있다.

#### (2) 석출물 용해

Coarsening이 surface energy 감소를 구동력으로 하는 반면, dissolution은 상변태에 따르는 자유에너지 변화를 구동력으로 하는 현상이다. 이러한 dissolution kinetics에 대해, 용해하는 입자 주위의 확산장(diffusion field)에 대한 다양한 가정을 기초로 많은 해석적 모델이 제안되어 왔다. 이들 중 Whelan에 의한 모델이 대표적이다. Whelan<sup>17)</sup>은 Fig. 2에서 보이는 바와 같이 무한한 matrix에 존재하는 하나의 구형 입자를 가정하였다. Fig. 2의 상황은 구성원소 A의 농도가 bulk보다 석출물/matrix계면에서 보다 높은 경우로, 이 경우, 원자들은 석출물로부터 주위 matrix로 확산, 즉 용해되려는 경향이 있다. 석출물/matrix 계면이 stationary 즉, 확산장은 계면의 위치 변화에 무관하다는 가정으로부터 일정한 온도에서의 구형 입자의 dissolution 속도에 대한 식, Eq.7을 유도하였다.

$$r^2 = r_0^2 - 2\alpha D_m t \tag{7}$$

여기서,  $\alpha$ 는 dimensionless supersaturation이며, Fig. 2에서 정의되고 있으며, 확산속도를 지배하는 구성 원소에 대한 석출물/matrix 계면의 평형 농도와 석

Table 1 Modification of particle coarsening kinetics (Arranged Chronologically)<sup>2)</sup>

Reference	Equation	Assumption
F. C. Liao et al	$l^3 - l_0^3 = 12 \left( \frac{D_b \Omega^2 C_0 \gamma}{RT} \right) \cdot t$	1. 입방체 석출물 2. 부피 확산 고려
	$l_t = l_0 + 2 \cdot \left[ D_b^\alpha \cdot \frac{(C_0 - C_e)^2}{(C_\beta - C_0)(C_\beta - C_e)} \right]^{1/2} \cdot t^{1/2}$	1. 입방체 석출물 2. 재 석출 고려
	$l_t^4 - l_0^4 = \left( \frac{512}{81} \right) \cdot \left( \frac{D_{gb} w \Omega^2 \gamma C}{ABRT} \right) \cdot \Delta t$	1. 입방체 석출물 2. 결정립계 확산 고려

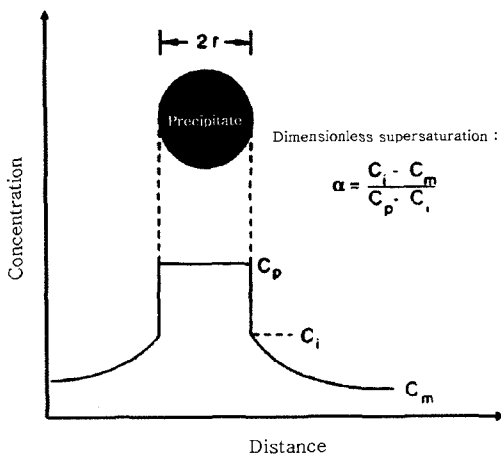


Fig. 2 Schematic representation of the concentration profile around a dissolving spherical particle in an infinite matrix.

출물의 농도의 비로  $\alpha \approx C_i / C_p$  단순화될 수 있다. 여기서,  $C_i$ 는 계면에서의 평형농도로, solubility product를 이용하여 계산할 수 있으며,  $C_p$ 는 석출물의 농도이다. 한편, dissolution에 의한 석출물의 분율 변화는 Agren<sup>18)</sup>에 의해 다음과 같이 시간의 함수로 표현된다.

$$f = f_0 \left( \frac{r}{r_0} \right)^3 = f_0 \left[ 1 - \frac{2\alpha D_m t}{(r_0)^2} \right]^{3/2} \quad (8)$$

여기서,  $f_0$ 는  $t=0$ sec에서의 석출물의 초기 부피 분율을 나타낸다.

### 3.4 오스테나이트 결정립 성장 예측 모델

일정한 온도 조건에서 결정립 성장 방정식은 '결정립 성장 속도는 결정립 곡률에 비례한다'라는 실험적 현상으로부터 Eq.9로 표현되며, 곡률과 결정립 크기의 관계로부터 결정립 성장 속도가 결정립 크기에 반비례한다는 Eq.7의 형태로 표현된다.

$$\frac{dD}{dt} \propto \kappa \quad (9)$$

$$\frac{dD}{dt} = \frac{K}{D} \quad (10)$$

여기서,  $D$ 는 평균 결정립 크기이며,  $\kappa$ 는 결정립계의 곡률을 나타낸다. 한편,  $K$ 와  $t$ 는 각각 비례상수와 시간을 의미한다. 한편, 위 식의 적분으로부터 Eq.11의 등온 결정립 성장 방정식이 유도된다.

$$D^2 - D_0^2 = Kt \quad (11)$$

여기서,  $D_0$ 는  $t=0$ sec의 시간에서의 결정립 크기(초기 결정립 크기)를 나타낸다. 그러나, 많은 실험적 관찰 결과, 대부분의 재료는 Eq.11 형태의 이상적인 parabolic growth law를 따르지 않음이 보고되었으며, 다음과 같은 일반화된 형태의 결정립 성장 방정식이 적용되고 있다.

$$D^{1/n} - D_0^{1/n} = Kt \quad (12)$$

특히,  $D_0$ 가 매우 작은 경우를 가정하면, Eq.12는 다음과 같이 간단한 형태로 변형될 수 있다.

$$D = kt^n \quad (13)$$

양변에 자연로그를 취하면,  $\ln t$ 에 대한 간단한 1차 함수의 형태로 표현되기 때문에, 대부분의 연구에서는 Eq.13의 형태를 기초로 하여 실험적인 등온 결정립 성장 거동을 선형 fitting함으로써, time exponent인  $n$ 과 rate constant인  $K$ 를 구하는 방법을 이용하고 있다.

이러한 연구에 따르면, time exponent  $n$ 은 순수한 금속이나, melting point 부근의 온도에서는 이상적인 parabolic growth와 같이 0.5의 값을 가지지만, 대부분의 경우에는 0.1에서 0.4사이의 값을 갖는 값으로 보고 되고 있다. Fig. 3은 다양한 재료에 대해 보고되고 있는  $n$  값을 보이고 있다. 한편,  $n$ 값이 이와 같이 이상적인 0.5보다 작은 이유로는 결정립계와 matrix에 고용된 용질 원자(solute atom)사이의 상호작용, 석출물 또는 개재물과 같은 제 2상과의 상호 작용 및 자유 표면에서의 thermal grooving 등이 제시되고 있다.

한편, Rath 등은 결정립 성장을 grain boundary

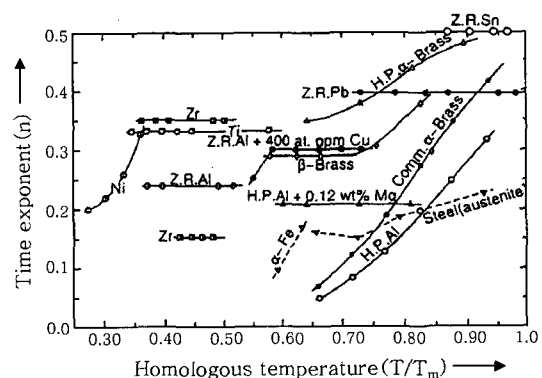


Fig. 3 Temperature dependences of the time exponent in isothermal grain growth

energy를 구동력으로 하는 계면의 이동으로 간주함으로써, 결정립 성장 속도를 다음과 같이 결정립계의 mobility와 구동력의 함수로 표현하였다.

$$V = \frac{dD}{dt} = M(F_g)^m \tag{11}$$

여기서, V는 결정립계의 이동속도, M은 결정립계의 mobility로 Arrhenius type의 방정식으로 표현될 수 있다.  $F_g$ 는 결정립 성장에 대한 구동력을 나타내며, 결정립 크기와 계면에너지의 함수이다. 한편, m은 driving force exponent이며, 결정립 성장에 대한 구동력의 efficiency로 정의된다. 한편 다음의 표 2는 다양하게 보고 되고 있는 결정립 성장 모델을 정리한 것이다.

표 2에서 보듯이 지금까지 보고된 대부분의 결정립 성장 모델의 경우, 특정 합금 성분만을 그 대상으로 하고 있다. 이러한 제한성으로 인해 다른 합금성분에 적용 시 모델의 신뢰성이 떨어지는 결과를 발생시킨다. 따라서 대부분의 상용화된 강재 성분 범위를 포괄할 수 있는 일반화된 합금성분의 함수로써의 결정립 성장 모델의 작성에 대한 연구가 필요하리라 생각된다.

### 3.5 냉각 중 상변태에 대한 예측 모델

용접부의 최종 미세조직 및 기계적 성질은 가열 사이클 중 형성된 오스테나이트의 상변태 현상에 좌우된다. 열역학은 상변태 현상에 대한 상변태가 일어날 수 있는가에 대한 해답을 제공하지만, 상변태가 얼마나 빠르게 또는 느리게 일어나는가에 대한 답을 줄 수 없다. 따라서, 용접 열 영향부의 최종 미세조직을 예측하기 위해서는 이러한 변태 속도 즉, 오스테나이트 변태 kinetics에 대한 이해/모델화가 필요하다.

#### (1) 오스테나이트 변태 조직 구분

오스테나이트의 변태 조직에 대한 분류는 1900년대 초부터 이루어져 왔으며 크게 페라이트, 펄라이트, 베이나이트, 마르텐사이트로 구분된다. Dube에 의하면, 페라이트 조직은 현미경을 통해 관찰되는 morphology에 따라 grain boundary allotriomorph, Widmanstatten sideplates, Widmanstatten sawteeth, idiomorphs, intergranular Widmanstatten plate 등으로 구분된다. 강의 변태 조직은 아직까지 분류 기준 및 연구자들에 따라 다양한 명칭으로 불리고 있으며, 이러한 명칭의 통일을 위해 변태 기구 및 열역학적/속도론적 정의를 위한 노력이 진행되고 있다.

#### (2) 합금성분의 영향

상변태 현상에 대한 합금 원소의 영향은 최근 핵생성 및 성장 측면에서 많은 연구가 이루어지고 있다. Fe-C계와 Fe-C-X계의 비교를 통한 페라이트 변태에 대한 영향은 다음과 같다. 열역학 측면에서 통상 Si, Mo, Cr 등은  $A_{e3}$  온도를 증가시키며, 따라서 핵생성 속도는 동일 온도에서 Fe-C계에 비해 빨라진다. Ni, Mn 등은  $A_{e3}$  온도를 감소시키며 이에 따라 핵생성 속도는 동일 온도에서 Fe-C계에 비해 느려진다. 그러나, 이것을 동일 체적 자유에너지에 대해 고려하면 Fe-C계의 경우 가장 빨리 최대 핵생성 속도에 도달하는 것을 알 수 있고, Si, Mo, Cr은 핵생성 속도의 약간의 감소를 가져오는 반면, Ni과 Mn은 상당한 감소 효과를 보인다. 이는 속도론적 측면에서 합금 원소의 첨가는 오스테나이트의 계면에너지를 감소시킴으로써 핵생성 속도를 감소시킬 뿐만 아니라, 특히 Mn과 Ni은 핵생성시 체적 자유에너지를 감소시킴으로써 Grain boundary allotriomorph의 핵생성 속도를 더욱 감소시키는 것으로 보인다. 특히, Mn은 Ni에 비해 오스테나이트의 입계에너지를 크게 감소시키면서 핵생성 속도를 더욱 감

Table 2 Reported grain growth model [  $D^{1/n} - D^{1/n}_0 = Kt$ ,  $K = K_0 \exp(-Q/RT)$  ]

	Steel type	1/n	$K_0$	$Q_{app}$
C. M. Sellars et. al.	C Mn	10	$3.87 \times 10^{32}$ (T>1273) $5.02 \times 10^{53}$ (T<1273)	400000 914000
S. Namba et. al.	Low C Mn	2	$4.27 \times 10^{12}$	66000
T. Senuma et. al.	0.22C 0.9Mn	2	$1.44 \times 10^{12}$	63780
P. D. Hodgson et. al.	C Mn and C Mn V	7	$1.45 \times 10^{27}$	400000
P. J. Alberry et. al.	0.5Cr Mo V	2.73	$1.41 \times 10^{13}$	460000
Jiao et. al.	Si Mn TRIP	$0.531 + 307.404$ $5.214 + 8406/T$	$8.74 \times 10^4$ (T<1150) $1.29 \times 10^5$ (1150<T)	35450.9 1612916

소시키는 것을 알 수 있다. Mo, Cr은 고온에서의 핵생성시 체적 자유에너지를 증가시키나 오스테나이트의 입계 에너지 감소 효과보다 크기 때문에 핵생성 속도는 증가한다. 그러나 저온에서는 감소하는 경향을 보이고 있는데 이는 solute-drag effect에 기인하는 것으로 보인다. 성장 측면에서 보면, C에 비해 X의 확산 속도가 매우 느리기 때문에 고온에서는 계면에서의 국부(local) 평형이 가능하며 이에 따라 X의 partitioning이 관찰되나 어느 입계 온도 이하에서는 이러한 국부 평형이 사라지고 X의 partitioning이 없어진다. 이러한 평형을 para-평형이라 하며, para-평형에 의한 성장 속도론적 해석이 저온에서의 페라이트 성장 속도 해석에 많이 적용되고 있다. 하지만, 아직도 합금 원소에 따른 속도론적인 비교는 확산 기구, 편석, 탄화물의 석출에 의한 영향 등 매우 복잡한 인자들의 영향이 중첩되어 있기 때문에 이론과의 비교가 일반적인 정성적 결과를 도출해내지 못하고 있다.

**(3) 오스테나이트 결정립 크기의 영향**

오스테나이트 결정립계는 일반적으로 불균일 핵생성 site(heterogeneous nucleation site)로 작용함으로써 변태 속도에 영향을 주는 것으로 알려져 있다. 즉, 결정립 크기가 증가함에 따라 핵생성 site 밀도가 감소하고 이에 따라 변태 속도가 감소한다. 이러한 변태 속도의 저하는 페라이트와 펄라이트에서의 일반적인 관찰 결과와 일치한다.

한편, 베이나이트 변태 속도에 대한 오스테나이트 결정립 크기의 영향은 많은 연구에도 불구하고 일관된 경향이 보고되고 있지 않다. Barford et al.과 Umemoto et al.는 오스테나이트 결정립 크기 감소에 의한 핵생성 site 밀도의 증가가 베이나이트 변태 속도를 가속시키는 것으로 보고하였다. 반면, Graham et al.은 베이나이트 plate의 성장은 matrix에 의해 저항을 받으며, 작은 오스테나이트 결정립에서 그 저항이 크기 때문에 변태 속도가 저하된다고 보고하였다. Dey에 역시 이러한 변태 속도의 가속화를 관찰하였다. 반면, Davenport et al.은 결정립 크기는 베이나이트 변태에 거의 영향을 주지 않는다고 보고하고 있다. 최근 Matsuzaki et al.은 이러한 결정립 크기의 영향이 합금에 따라 다르며, 이러한 속도론적 차이가 미세조직의 morphology와 관계 있음을 실험적으로 관찰하였다.

**(4) 등온 변태 속도 모델**

등온 변태시의 핵생성 및 성장을 최초로 수식화하는 개념을 정립한 것은 Goler et al.<sup>33)</sup>였다. 이들은 핵생

성 속도를 일정하다고 가정함으로써, 등온 변태 거동을 수식화하였으나, 성장 입자간의 충돌(impingement)을 고려하지 않았다. 따라서, 변태 초기에는 어느 정도 실험 데이터와 일치하였으나, 변태가 진행됨에 따라 큰 차이를 보이고 있다. 이 후 이러한 성장 입자간의 충돌 현상은 Johnson과 Mehl<sup>34)</sup>과 Avrami<sup>35)</sup>에 의해 고려되었다. 이들은 확장 부피(extended volume)의 개념을 도입하고, 실제 변태 부피와 확장 부피 사이의 확률적 관계를 이용하여 성장 입자간의 충돌 현상을 고려하였다.

확장 부피는 이미 변태된 지역에서 핵생성되는 가상의 핵(phantom nuclei)의 성장을 고려하는 것으로, 모든 핵들은 상호 충돌없이 계속적으로 성장한다는 것을 의미하며, 따라서, 실제 변태되는 부피에 비해 크다. 이러한 확장 부피와 실제 변태 부피의 관계는 다음과 같이 표현될 수 있다.

$$dV^\beta = (1 - \frac{V^\beta}{V})dV_e^\beta \tag{12}$$

여기서,  $V$ 는 전체 부피,  $dV^\beta$ 와  $dV_e^\beta$ 는 각각 실제 변태 부피와 확장 부피의 변화를 나타낸다.

Johnson et al.<sup>34)</sup>은 주어진 온도에서의 일정한 핵생성 및 성장 속도, 균일 핵생성(homogeneous nucleation) 및 구형 성장(isotropic growth)을 가정함으로써, 다음과 같은 등온 변태 속도식을 유도하였다.

$$X = 1 - \exp(-\frac{\pi}{3} I_V G^3 t^4) \tag{13}$$

여기서,  $I_V$ 는 핵생성 속도,  $G$ 는 성장속도를 의미한다.

한편, Avrami<sup>35)</sup>는 불균일 핵생성에 대한 고려를 통해 핵생성 속도의 변화를 수식화하였다. Avrami는 핵생성은 특정 site에서만 발생하며, 이러한 site는 변태가 진행됨에 따라 소진된다는 가정으로부터 다음과 같이 수식화하였다.

$$X = 1 - \exp[(8\pi C_0 G^3 / \nu^3) \{ \exp(-\nu t) - 1 + \nu t - \frac{(\nu t)^2}{2} + \frac{(\nu t)^3}{6} \}] \tag{14}$$

$C_0$ 는 모상(parent phase)의 단위 부피당 핵생성 site의 수이며,  $\nu$ 는 개개의 핵생성 site가 핵이 되는 빈도(frequency)를 나타낸다. Eq.14에 대한 극한의 경우로  $\nu$ 가 매우 작거나 큰 경우를 고려하면 다음과 같다.  $\nu$ 가 매우 작은 경우 Eq.13과 동일한 형태를 가지며,  $\nu$ 가 매우 큰 경우에는 다음과 같이 표현된다.

**Table 3** Various empirical equations for Vickers hardness of martensite

Author	Empirical equation
Satoh et al. <sup>39)</sup>	$H_M = 812C + 293$
Lorenz et al. <sup>40)</sup>	$H_M = 802C + 305$
Beckert et al. <sup>41)</sup>	$H_M = 939C + 284$
Leshie <sup>42)</sup>	$H_M = 1667C - 926C^2 + 150$
Yurioka et al. <sup>43)</sup>	$H_M = 884C - 265.2C^3 + 294$
Maynier et al. <sup>44)</sup>	$H_M = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21\log R$ *R: Cooling rate[°C/h]

**Table 4** Various empirical equations for Vickers hardness of bainite

Author	Empirical equation
Lorenz et al. <sup>40)</sup>	$H_B = 350CE_B + 101$ * $CE_B = C + Si/11 + Mn/8 + Cu/9 + Ni/17 + Mo/6 + V/3$
Yurioka et al. <sup>43)</sup>	$H_B = 145 + 130 \tanh(2.65CE_{II} - 0.69)$ * $CE_{II} = C + Si/24 + Mn/5 + Cu/10 + Ni/18 + Cr/5 + Mo/2.5 + V/5 + Nb/3$
Maynier et al. <sup>44)</sup>	$H_B = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + (98 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo)\log R$ *R: Cooling rate[°C/h]

$$X = 1 - \exp\left(-\frac{4\pi C_0}{3} G^3 t^3\right) \quad (15)$$

이러한 결과들로부터 핵생성 및 성장 변태 거동은 다음과 같은 Avrami-type의 방정식으로 일반화될 수 있다.

$$X = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (16)$$

여기서, n은 핵생성 및 성장 모드, 성장 차수(growth dimension) 및 핵생성 site와 관계 있는 인자인 반응 상수(reaction constant)이며, K는 핵생성 속도 및 성장 속도에 의해 결정되는 속도 상수(rate constant)이다. 위의 유도 과정으로부터 3차원의 핵생성과 성장(특히, linear growth)의 경우  $3 \leq n \leq 4$ 의 값을 가지는 것을 알 수 있으며, 이 값의 범위는 일정한 핵생성

속도(n=4)로부터 site saturation(n=3)의 경우에 해당한다.

한편, Cahn은 핵생성 site로써 grain boundary surface, edge 및 corner를 고려하여 등온 변태에 대한 이론적 모델을 제시하였다. 변태가 진행됨에 따라 핵생성 site가 고갈되어 더 이상의 핵생성이 없는 site saturation의 개념을 도입하였으며, site saturation이 발생하기 전에는 특정 site에서의 핵생성이 전체 변태 거동에 거의 영향을 미치지 않으며, random volumetric nucleation과 같은 거동(n=4)을 나타냄을 보였다. 또한 site saturation이 발생한 후에는 Avrami 반응 상수(n)가 핵생성 site에 의존하며, grain corner, edge 및 surface에 대해 각각 3, 2, 1의 값을 갖는 것을 보였다. Umemoto는 실제 페라이트의 성장 속도가 시간에 의존한다라는 사실을 고려하여 Cahn의 모델을 수정/제안하였다. 그는 변태 초기 site saturation이 일어난 경우, 핵생성 위치에 따라 반응 상수가 1/2(grain boundary surface), 1(grain edge), 3/2(grain corner)의 값을 갖는다는 사실을 이론적으로 증명하였다. 또한 Cahn<sup>36)</sup>와 Umemoto et al.<sup>37)</sup>은 이러한 불균일 핵생성(heterogeneous nucleation)에 의한 변태 속도식을 이론적으로 전개하여, 등온 변태식의 일반 형태가 다음과 같이 표시됨을 보였다.

$$X = 1 - \exp\left(-\frac{K}{d^m} t^n\right) \quad (17)$$

d는 오스테나이트 결정립 크기이며, m은 결정립 크기의 영향 지수로써 변태 기구와 핵생성 장소에 의해 결정되는 상수이다

. 핵생성 site에 따라 grain boundary surface의 경우, m은 1, edge는 2, grain corner는 3의 값을 갖는다.

### 3.6 용접부 기계적 성질 예측 모델

용접 열 영향부의 기계적 성질은 앞서 언급한 바와 같이 재료의 조성 및 용접 입열량에 따른 냉각 속도에 의존하는 미세조직적 변화에 영향을 받는다. Fig. 4는 용접 열 영향부에서 일반적으로 관찰되는 냉각 시간( $\Delta t_{8/5}$ )에 따른 경도의 변화를 간략하게 보이고 있다. 경도는 그림에서 보듯이 냉각 속도에 따라 3 영역으로 뚜렷이 구별된다. 매우 빠른 냉각 속도의 경우, 100% 마르텐사이트에 의한 최대 경도를 보이는 반면, 느린 냉각 속도에서는 탄소 당량(carbon equivalent)에 따라 베이나이트, 페라이트 등과 같은 비 마르텐사이트 상에 의한 낮은 경도를 보인다. 이러한 두 냉각 속도



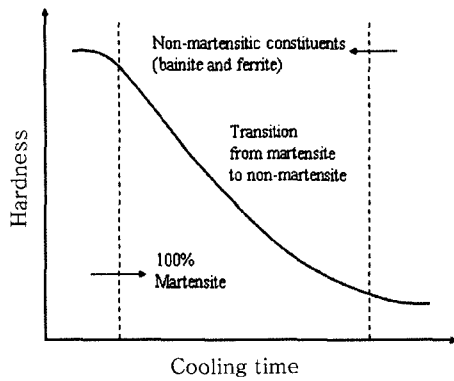


Fig. 4 Typical hardness versus cooling time curve in HAZ

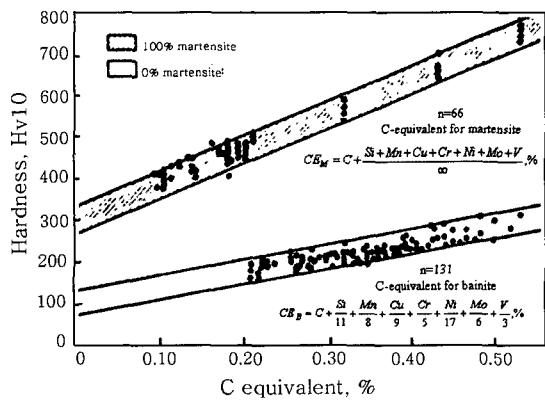


Fig. 5 Hardness of the Martensite and bainite in the HAZ as a function of their carbon equivalent

사이에서는 마르텐사이트와 이외의 변태 상의 천이(즉, 공존)에 의한 경도의 감소가 관찰된다.

마르텐사이트의 경도는 Fig. 5 에서 보듯이 주로 탄소의 함량에 의존하는 것으로 알려져 있으며<sup>38)</sup>, 경도값에 대한 다양한 실험식들<sup>39,40)</sup>이 보고되고 있다. 표. 3 은 여러 연구자들에 의해 제시된 마르텐사이트의 비커스(Vickers) 경도에 대한 실험식을 보이고 있다. Maynier et al.의 실험식은 특히 합금 원소의 영향과 냉각 속도의 영향을 포함하고 있다. 탄소에 비해 다른 합금 원소의 고용 강화 효과에 의한 경도값의 증가는 매우 작은 것을 알 수 있다. 한편, 냉각속도는 auto-tempering에 의한 경도 감소 효과를 고려하기 위한 것으로서, 냉각 속도가 감소함에 따라 경도가 감소하는 경향을 표현하고 있다.

베이나이트 경도 역시 다양한 실험식이 제시되고 있으며, Table 4에서 보이고 있다.

강의 경도에 대한 합금 원소의 영향은 대부분의 경우, 강의 경화능(hardenability)에 대한 지수로서의 탄소 당량(carbon equivalent)을 이용하고 있으며,

문헌에 많은 탄소 당량에 대한 식이 제시되고 있다. 탄소 당량의 개념은 최초 hydrogen assisted cracking과 같은 저온 균열 민감도(cold cracking susceptibility)를 평가하기 위해 도입되었으나, 용접 열 영향부의 경도를 계산하는데 널리 사용되고 있다.

용접 열 영향부의 경도는 저온 균열에 대한 임계 응력(critical stress)을 예측하는데 이용될 수 있으며, 냉각 시간( $\Delta t_{8/5}$ )과 탄소 당량의 함수로써 많은 실험식들<sup>40-44)</sup>이 제안되고 있다.

#### 4. 결 론

구조물의 제작에 있어서 필수적으로 적용되는 용접 공정 중에 발생하는 열영향부는 모재의 성질을 변화시키며 구조물의 안정성을 떨어뜨린다. 따라서 용접 중의 모재의 미세조직 변화를 예측하고자 하는 많은 연구가 수행되어 왔으며, 이러한 연구 결과 많은 모델들이 발표되어 왔다. 본문에서 확인한 바와 같이 모델들은 주로 용접부에서 발생하는 야금학적 현상들을 수식적으로 표현하고 있으며, 이러한 모델들의 신뢰성은 실험결과와의 비교를 통해 확인되고 있다. 하지만 대부분의 모델들의 경우에 특정 합금 성분만을 다루고 있으므로, 일반적인 모델로 사용하기에는 문제가 있다. 따라서 용접부에 대한 보다 정확한 재질 예측을 위해서는 전반적인 합금성분계를 고려한 체계적이고 지속적인 연구가 필요하리라 판단된다.

#### 참 고 문 헌

1. K. Easterling : Introduction to the physical metallurgy of Welding, Butterworths, (1983), 104
2. Stephen Liu, Fang Chun Liao : Mat Sci & Eng A244 (1998) 273-283
3. Sangho UHM, Joonoh MOON, Changheel LEE, Jihyun YOON and Bongsang LEE : ISIJ Int, 44-7(2004), 1230-1237
4. Y. Li, D. N. Crowther, M. J. W. Green, P. S. Mitchell and T. N. Baker : ISIJ Int, Vol. 41
5. Φ. Grong : Metallurgical Modeling of Welding, The Institute of Materials
6. Sysweld+ User Manual(Ver. 10), Framasoft+CSI, 1996
7. J. B. Leblond and J. C : Devaux, Acta Metall., 32, 1984
8. Rosenthal : D., Zeme Congress National des Science, Brussels, (1935), 1277
9. R. R. Rykalin : Welding in the World, 1012(1974) 227 [10]
10. P. S. Myers, O. A. Uyebara and G. L. Borman : Welding Research Council Bulletin (1967), 123
11. V. Pavelic, R. Tanbakuchi, O. A. Uyebara and P. S.

- Myers : Welding Journal, 48(1969), 295
12. S. Kou : Metall. Trans. A, 13A(1982), 363
  13. J. A. Goldak, A. Chakravarti and M. J. Bibby  
Trans. AIME, 15B(1984), 299
  14. J. F. Key, H. B. Smartt, J. W. Chan and M. E.  
McIlwain : Proceedings Int. Conf. on "Welding  
Technology for Energy Applications", Gatlingburg,  
TN, 1982
  15. A. Bejan : Heat Transfer, (1966), 211
  16. C. Wagner : Z. Electrochem., 65(1961), 581
  17. M. J. Whelan : Metal Sci. J., 3(1969), 95
  18. J. Agren : Scand. J. Metall., 19(1990), 2
  19. R. E. Reed Hill : "Physical Metallurgy of Principles  
(3th Ed.)" Boston, PWS, 1996
  20. W. C. Leslie : "Physical Metallurgy of Steels(4<sup>th</sup> ed.),  
"Elsevier Science, 1982
  21. B. B. Rath and H. hu : Trans. TMS AIME, 245(1969),  
1243
  22. B. B. Rath and H. hu : Trans. TMS AIME, 245 (1969),  
1577
  23. P. A. Manohar, D. P. Dunne, T. Chandra and C.  
R. Killmore. : ISIJ Int, 36 (1996), 194
  24. C. A. Dube, H. I. Aaronson and R. F. Mehl: Rev.  
Met., 55(1958), 201
  25. 일본 철강협회 : 제 128회 서산 기념 기술 강좌, 접합 기술 최근  
진보(1989)
  26. W. T. Reynolds, Jr., M. Enomoto and H. I. Aaronson :  
Phase Transformations in Ferrous alloys, TMS AIME,  
Warrendale PA, (1984), 155
  27. J. Barford and W. S. Owen: J. Iron Steel Inst.,  
197(1961), 146
  28. M. Umemoto, K. Horiuch and I. Tamura: Trans.  
ISIJ, 22(1982), 855
  29. L. W. Graham and H. J. Axon: J. Iron Steel Inst.,  
191(1959), 361
  30. A. D. Davenport: Trans. AIME, 145(1941), 301
  31. R. M. Dey: Trans. Ind. Inst. of Metals, 39(1986), 169
  32. A. Matsuzaki and H. K. D. H. Bhadeshia: Mater.  
Sci. Technol., 15(1999), 519
  33. F. V. Goler and G. Sach: Zeit. F. Phys., 77(1932), 281
  34. W. A. Johnson and R. F. Mehl: Trans. AIME, 125  
(1939), 416
  35. M. Avrami: J. Chem. Phys., 7(1939), 1103
  36. J. W. Cahn: Acta Metall., 4(1956), 449
  37. M. Umemoto: Control and Prediction of Structure  
and Property, ISIJ, Tokyo, Japan, (1988), 105
  38. K. Lorenz and C. Duren: Conf. on Steels for Pipe  
and Pipeline Fittings, London, Oct. 21-23(1981)
  39. K. Satoh and T. Terasaki: General Assembly of  
JWS, 25(1979), 98
  40. K. Lorenz and C. Duren: IIW Doc. IX-B-II-82,  
(1982)
  41. M. Beckert and R. Holz: Schweissttechnik, 23(1973), 344
  42. W. C. Leshie: The Physical Metallurgy of Steels,  
Mcgraw Hill, New York, (1982)
  43. N. Yurioka, M. Okumura, T. Kasuya and H. J. U.  
Cotton: Metal Const., 19(1987), 44. 217R
  44. P. Maynier, J. Dollet and B. Jungmann: Proc. Of  
AIME Symposium, Oct. 24 26, (1977), 518