

연속주조용 탄소강에서 상변화에 따른 열팽창 및 수축 거동

김현철 · 이재현[†] · 권오덕* · 임창희*

창원대학교 금속재료공학과
*포스코 기술연구소 선강연구그룹

Thermal Expansion and Contraction Characteristics of Continuous Casting Carbon Steels

H.C. Kim, J.H. Lee[†], O.D. Kwon* and C.H. Yim*

Department of Metallurgy and Materials Science, Changwon National University
*Iron and Steel Making Research Group, Technical Research Laboratories, POSCO

(2003년 1월 9일 받음, 2003년 2월 17일 최종수정본 받음)

Abstract The air gap between the metal and mold, formed by shrinkage during solidification, causes surface and subsurface cracks in the continuous casting process. Molten crack on the surface might also occur due to improper heat transfer between them. In order to compensate the air gap in mold design, the thermal contraction is an essential factor. In this study, the thermal contraction and expansion behaviors were examined from the (α and pearlite)/ γ to γ/δ transformations in continuous casting steels by the commercial dilatometer and the self-assembled dilatometer with laser distance measurement. It was found that the thermal contraction and expansion behaviors were very dependant on the phase transformation of the γ/δ as well as (α and pearlite)/ γ . The sudden volume change from δ to γ which might cause cracks in the continuous casting process, was observed on cooling just below the melting temperature by the self-assembled dilatometer.

Key words thermal expansion/contraction coefficient, ferrite, austenite, continuous casting, phase transformation, low carbon steel

1. 서 론

연속주조 공정은 주변 제조공정의 연속화를 통하여 제품의 균일성과 실수율에 있어서 기존의 조괴공정에 비해 상당히 우수한 공정으로 전 세계 널리 보급되어 있으며 그 적용이 확대되고 있다.¹⁾ 최근 연속 주조품의 고품질, 생산성 향상, 에너지 절감 등의 요구에 따라 연속주조 공정의 꾸준한 기술개발을 통한 다양한 기술이 적용되고 있다.²⁾ 연속 주조 공정은 용강이 수냉 몰드를 통과하면서 응고가 시작되고 2차 냉각대를 지나면서 응고가 점차 내부로 진행되어 주편이 제작된다. 주편의 제작 공정에서 제품의 특성은 대부분 응고가 시작되는 주형 직하에서부터 응고가 완료되는 2차 냉각대에서 결정된다. 이와 같은 연속주조공정에서 주편의 표면 및 내부 품질은 응고가 시작되는 주형과 용강사이에서 적절한 열전달에 의해 민감한 영향을 받게된다.³⁾ 따라서 최근 초기 응고 시작 구간인 용강과 주형의 수축율을 고려하여 주형을 설계하는 기술과^{4,6)} 응고 완료 구간인 2차 냉각대에서 중심 편석 및 롤 사이의 bulging과 같은 결함을 제어하기 위하여 경압하 구조⁷⁾와 같은 새로운 기술의 적용이 시도되

고 있다.

용강의 초기 응고 구간에서 주형과 응고층 사이에서 공기 틈을 형성하며 수축하게되고 이 공기 틈은 용강에서 주형으로 열전달을 억제하여 응고층이 얇아져 용강이 유출되거나 주편 표층에 균열이 발생하게된다. 따라서 응고 수축량을 보상해주기 위하여 주형에 경사를 부여하는 기술이 시도되고 있지만 용강의 응고시 수축량, 탄소강에서 고온부의 δ/γ 상변태에 따른 수축률 변화 등 탄소강의 고온부 상변태에 따른 수축율 변화에 대한 실측자료 없이 고온부 각각의 상의 수축율 자료를 기본으로 평형 상태도상의 상분율에 따른 이론적인 계산치가 사용되고 있다.^{4,6,8)} 적절한 주형 경사 설계를 위해서는 응고시 수축량과 주형의 열변형 특성 자료가 필수적인데 주형의 열변형 특성은 온도에 따른 열변형이 고상에서 일어나므로 주형 재료의 수축량 예측이 가능하나 용강의 응고시 수축량 측정에는 응고시 불균일한 핵생성에 의해 응고시 진행되므로 측정하는 방법이 있어서 어려움이 따른다. 순철 및 탄소강의 액상 및 고상 각각의 온도에 따른 팽창 및 수축량에 대한 자료가 발표되어 있는데 고상에서는 dilatometer 방식을, 액상은 밀도측정, levitation 방식, sessile drop 방식 등으로 측정되며^{9,12)} 최근 약 6 mm 직경의 sessile drop 방법을 이용하여 온도에 따른 탄소강

[†]E-Mail : ljh@sarim.changwon.ac.kr

의 수축을 및 팽창을 측정이 시도되었다.¹⁴⁾

주형에서 용강의 응고시 액상의 수축은 유동에 의해 수축이 되더라도 용금이 보충되어 용강과 주형사이의 공기층을 형성시키지 않으며, 응고가 시작되며 공기틈이 형성되기 시작하므로 고온부의 고상이 형성되는 영역에서의 수축이 공기틈 형성을 결정하게 될 것으로 예상된다. 이 공기틈은 고상 분율이 커짐에 따라 고상의 수축에 의해 크게 형성될 것으로 판단된다. 연주시 표면의 크랙 불량 이 응고 초기 δ 상 형성 직후 γ 상의 형성에 따라 서로 다른 열수축에 의해 형성될 수 있을 것으로 예상된다. 이와 같은 응고 초기 서로 다른 상의 수축율에 따른 문제와, 주형의 적정 경사 설계를 위하여 응고초기 발생되는 δ/γ 상변태에 따른 수축율에 대한 실측치가 요구된다.

최근 적정 주형 경사 설계를 위해 δ/γ 상변태가 고려된 열수축율이 적용되고 있는데 이는 실측치가 아닌 δ 상의 부피와 γ 상의 부피를 이용하여 평형상태도상의 상분율을 적용하여 열팽창계수를 예측하고 있다.^{4,6)} 따라서 본 연구에서는 펄라이트 상변태 영역에서부터 δ/γ 고온 고상 영역까지 열팽창·수축을 실측하여 펄라이트 및 δ/γ 상변태가 열 팽창 및 수축 특성이 미치는 영향을 관찰하였고 실측치가 기존의 평형 상분율을 적용한 예측치와의 차이를 비교하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서는 (주)포스코에서 연속주조로 생산되고 있는 0.05, 0.12%C 저탄소강의 열 팽창 수축특성을 측정하였고 탄소강의 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 열 팽창·수축 계수 측정은 상용 dilatometer와 본 실험을 위해 제작된 dilatometer 방식의 전용 장비를 제작하여 측정하였다(Fig. 1). 일반적인 상용 dilatometer는 직경 2×길이 50 mm의 시편을 사용하여 온도 변화에 따른 시편 길이 변화를 LVDT(Linear Variable Differential

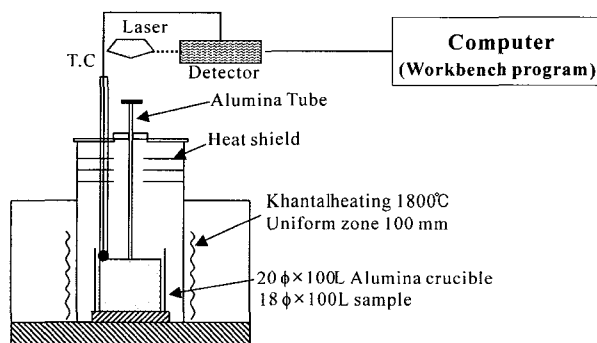


Fig 1. Schematic drawing of the self-assembled dilatometer to measure thermal expansion and contraction.

Transformer)를 이용하여 측정하게 되는데 본 전용장비는 길이변화를 노의 상부에서 레이저를 이용하여 길이변화를 측정하였다. 노의 하부에 직경 20×길이 100 mm의 도가니를 고정시키고 그 안에 직경 18×길이 50 mm의 시편을 장입하였고 시편 위에 알루미늄 튜브를 고정시켜 노의 외부에서 레이저를 이용하여 길이변화를 측정하였다. 시편의 산화 방지 및 금속과 도가니와의 반응을 막기 위해 아르곤 분위기에서 실험을 하였다. 시편의 정확한 온도를 측정하기 위해 B-type의 열전대를 시편과 접촉시켜 고정하였다. 시편의 길이변화와 온도변화는 workbench 프로그램을 이용하여 자료화하였다. 순수한 시편만의 길이변화를 계산하기 위하여 알루미늄 튜브만 장입한 상태에서 가열하여 얻어진 길이변화를 측정하여 보정하였다. 이러한 방법으로 얻어진 측정 자료로부터 일정 온도구간에서 평균 열팽창 수축 계수(α_l) 또는 미분 구간에서 열팽창·수축계수(α_d)를 구하였고 이들 실측 팽창 수축 계수는 기존의 상분율을 이용한 수치와 상호 비교하였다.

$$\alpha_l = \frac{\Delta L}{L\Delta T} \tag{1}$$

$$\alpha_d = \frac{dL}{LdT} \tag{2}$$

여기서 L은 시편의 길이, ΔL 및 ΔT 는 일정 구간에서 길이 및 온도 변화량, dL 및 dT는 미분 구간에서 길이 및 온도 변화량이다.

또한 온도 변화에 따른 길이 변화로부터 상변태 온도를 측정하여 Fe-C 평형상태도의 온도와 비교하여 본 실험의 냉각 또는 가열 온도에 따른 상변태 온도를 비교하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 상용 dilatometer에서 γ/α 상변태 온도 영역의 열팽창·수축

고온부에서 상변태에 따른 열팽창·수축을 측정을 위해 제작된 전용장비에서 측정하기에 앞서 상용 장비인 dilatometer를 이용하여 200~1000°C 온도 범위에서 γ/α 상변태 영역에서의 열팽창·수축율을 측정하였다(Fig. 2). 온도변화에 따른 길이변화(Fig. 2a, b)를 이용하여 열팽창·수축 계수를 Fig. 2(c), (d)와 같이 표준온도(T_{ref})를 이용하여 일정온도까지 평균값으로, Fig. 2(e), (f)와 같이 일정온도에서 미분치를 이용하여 구하였다. 식 (1)을 이용하여 얻어진 열팽창계수는 특정 온도를 기준으로 하여 계산하는 방식으로 길이의 변화가 직선적이거나 변곡점이 없는 경우에 적절한 방법으로 열팽창계수 계산 시

Table 1. Chemical compositions of low carbon steels.

(단위: ppm)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Nb	Ni	Ti	V	Ca	N
0.05%C	550	240	101	6	1	1	42	2	2	21	0.05	79
0.12%C	1201	262	130	17	2	2	0	1	11	1	0.05	38

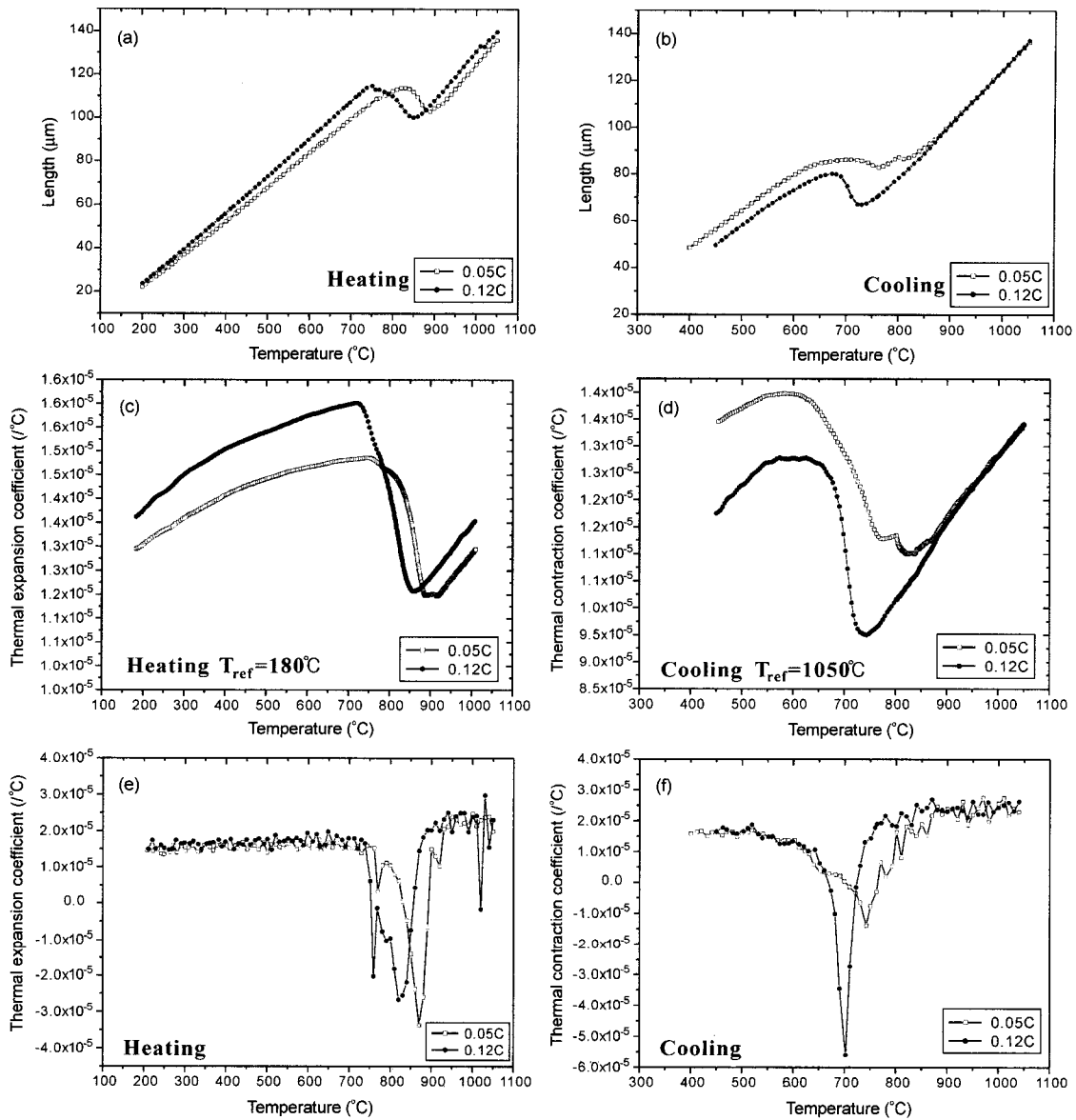


Fig. 2. Thermal expansion and contraction measurements by the commercial dilatometer. a) and b) length changes on cooling and heating, c) and d) thermal expansion and contraction coefficients by a linear method(α_l), e) and f) thermal expansion and contraction coefficients by a differential method(α_d).

표준온도에서부터 일정온도까지 평균적인 의미를 가지게 된다. 저탄소강의 경우 온도가 상승함에 따라 α (소량의 pearlite 포함) \rightarrow α (소량의 γ 상 포함) \rightarrow $\gamma \rightarrow \delta$ 상으로 변화가 일어나는데 α, δ 상의 경우 체심입방 결정격자구조(BCC: 3.53Å)를 가지고 있고, γ 상의 경우 면심입방 결정격자구조(FCC: 2.86Å)를 가지고 있어 결정격자 구조 변화에 의한 길이 변화의 변곡점을 가지게 된다. Fig. 2에서 $\alpha \rightarrow \gamma$ 상변태 영역에서 변곡점을 명확히 관찰 할 수 있었다.

3.2. 전용장비를 이용한 열팽창·수축 계수 측정

본 실험을 위해 제작된 전용 장비를 이용하여 0.05%, 0.12% C 합금에서 저온 영역(200°C)에서 고온 영역(1480°C)까지 온도에 따른 길이 변화를 측정하였고 그 결

과를 Fig. 3에 나타내었다. 위의 상용 장비에서 측정된 바와 같이 가열과 냉각시 길이의 변화가 나타나는 변곡점이 뚜렷이 존재함을 알 수 있다. 온도가 상승함에 따라 $\alpha \rightarrow \gamma$ 의 상변태와 함께 고온부에서 δ 상으로 변태를 관찰할 수 있었다. 0.05% C 합금에서 가열시 865°C에서 길이의 감소가 시작되고 918°C의 온도에서 다시 길이의 증가를 보였다. 이 합금의 경우 865°C 온도에서 BCC(α) 구조에서 FCC(γ) 구조로 활발한 상변태가 발생하고 있는 것으로 볼 수 있다. 918°C 이상의 온도에서 길이 변화의 기울기가 865°C까지의 기울기보다 약간 큰 것을 알 수 있다. 이는 γ 상의 열팽창 계수가 α 상의 열팽창 계수보다 크음을 확인 할 수 있었다. Fig. 3의 온도에 따른 길이 변화 결과로부터 미분온도 영역에서 열팽창계수를 그림 4에 나타내었다. 1480°C까지 가열 후 냉각시 0.05% C

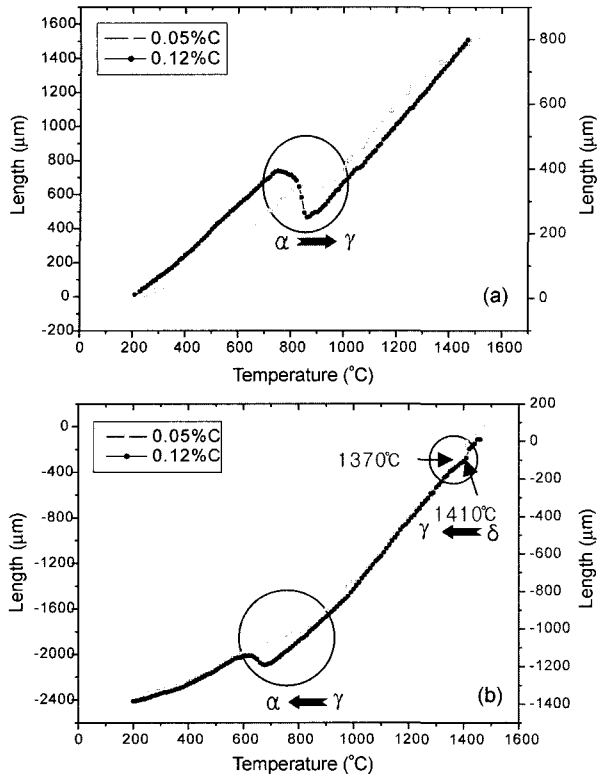


Fig. 3. Length changes a) heating from 200 to 1480°C and b) cooling from 1480 to 200°C by the self-assembled dilatometer.

합금에서는 1370°C, 0.12% C 합금에서는 1410°C 부근에서 갑자기 팽창계수가 증가하는 영역을 보여주었다(Fig. 3a, b). 1480°C의 δ상으로부터 γ상이 형성됨에 따라 길이 급격히 감소되기 때문인 것으로 판단된다. 0.12% C 합금에서도 이와 같이 냉각시 δ상에서 γ상이 형성되며 열수축 계수가 일시적으로 증가되는 현상이 Fig. 3(b)에서와 같이 감지되었으나 1500°C에서 냉각시 안정된 δ상보다는 상당량의 γ상이 포함되어 있는 상태에서 냉각되며 γ상이 형성되므로 0.05% C 합금보다는 δ/γ 상변태 경계가 명확하지 않을 것으로 예상된다. 가열시 길이 변화에서는 이와 같은 δ상의 형성에 따른 팽창계수 증가 현상이 관찰되지 않았는데(Fig. 3a, b) 이는 가열시 시편이 평형 온도에 충분히 도달하지 못하여 아직 δ상이 형성

되지 않았기 때문인 것으로 판단된다.

3.3. 열팽창 수축계수

상용 dilatometer 장비와 전용장비에서 측정된 열팽창·수축계수를 다음 Table 2에 비교 정리하였다. γ상의 팽창·수축계수가 α상보다 측정 장비와 측정 방식, 탄소 함량에 따라 약간의 차이는 있으나 평균 약 40-50% 높게 나타났다. 순철의 경우 γ상이 1100-1300°C 영역에서 2.2×10^{-5} , α상이 200-900°C 영역에서 1.55×10^{-5} 으로 γ상이 약 46% 큰 것으로 보고되어있다.¹⁰⁾ 상용장비와 전용장비 결과를 비교해 보면 전용장비에서 열팽창·수축계수가 다소 높게 측정되었으며 측정치의 변화폭이 큰 것으로 나타났다. 전용장비에서 변화 폭이 큰 것은 온도에 따른 길이 변화를 상용장비에서는 LVDT로 전용장비에서는 레이저로 측정되었기 때문인 것으로 판단된다. 이와 같은 민감한 측정은 Fig. 2c에서와 같이 좁은 영역의 δ상에서의 길이변화를 감지하는데 기여한 것으로 생각된다. δ상에서의 열수축계수는 0.05C 합금의 냉각시 길이 측정(Fig. 4c)에서 명확히 관찰할 수 있었는데 저온지역의 α상과 비슷한 수치를 보여주었으며 1480°C로부터 냉각시 γ상이 형성되며 시편의 길이가 급격히 감소하며 열수축계수가 증가하였다가 안정된 γ상이 형성되며 일정한 수축계수가 유지될 것으로 예상된다. 0.12% C 합금에서는 1480°C에서 냉각되며 δ상의 열수축 계수는 관찰할 수 없었는데 여기서는 안정된 δ상보다는 δ상과 함께 γ상이 공존 상태에서 냉각되면 γ상으로 완전히 상변태 되는 것으로 판단된다.

탄소함량에 따른 팽창 수축율은 탄소함량이 높은 0.12% C강에서 평균적으로 약간 높은 결과를 보여주었다(Table 2). 상용장비에서는 탄소함량에 따른 열팽창 수축율은 거의 비슷하거나 미소량 높았으며 전용장비에서 측정된 수치는 전반적으로 약간씩 높았다. 발표된 자료에 따르면 γ상 부피(V_γ) 및 α상 부피(V_α)의 부피변화는 다음의 식에 의해 나타내었다.¹³⁾

$$V_\alpha = V_\alpha^0 + 7.688 \times 10^{-3} C \tag{3}$$

$$V_\gamma = V_\gamma^0 + 8.154 \times 10^{-3} C \tag{4}$$

Table 2. Thermal expansion/contraction coefficients by the commercial dilatometer and self-assembled dilatometer.

Method	Alloy	Thermal ex./cont. coefficient ($\times 10^{-5}$)	Heating		Cooling	
			α	γ	α	γ
Commercial dilatometer	0.05C	α_i	1.29-1.45	1.20-1.29	1.30-1.40	1.10-1.33
		α_d	1.36-1.74	2.06-2.48	1.47-1.70	2.18-2.76
	0.12C	α_i	1.36-1.60	1.05-1.24	0.86-1.01	0.71-1.30
		α_d	1.48-1.98	1.98-2.49	1.49-1.88	2.01-2.98
Self-assembled dilatometer	0.05C	α_i	1.18-1.48	1.73-2.01	2.25-2.66	3.08-3.52
		α_d	0.80-2.08	1.25-2.65	1.39-2.12	1.44-4.59
	0.12C	α_i	1.49-1.85	1.46-2.30	3.07-3.85	4.72-5.02
		α_d	1.25-2.54	2.72-3.69	1.11-2.49	3.72-5.82

* α_i by a linear method and α_d by a differential method.

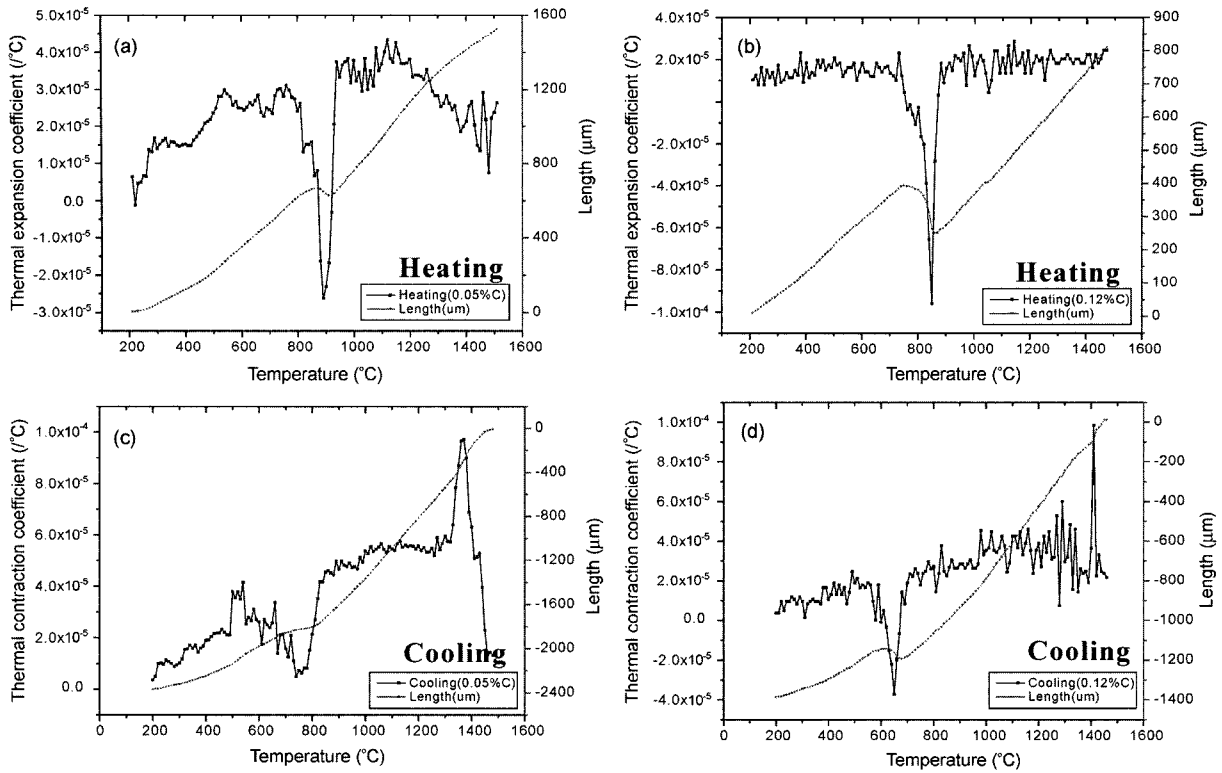


Fig. 4. Thermal expansion coefficients in a) 0.05%C and b) 0.12%C alloys, and thermal contraction coefficients in c) 0.05%C and d) 0.12%C alloys.

여기서 $V_{\alpha 0}$ 및 $V_{\gamma 0}$ 는 순철에서 α 및 γ 상의 부피이고 C는 탄소의 wt.%이다. 이와 같이 탄소함량이 증가함에 따라 열팽창 수축계수는 증가하는 것으로 나타났다.

3.4. 상변태온도

상용 dilatometer 장비와 전용장비에서 온도변화에 따른 탄소강의 길이변화 측정으로부터 상변태 온도를 구하여 다음 Table 3에 비교 정리하였다. 온도에 따른 길이 변화로부터 상변태 온도를 예측할 수 있었다. 본 합금의 상변태온도는 탄소 외 다른 합금 원소들이 있으나 대부분 미량 함유하고 있어 Fe-C 평형상태도의 상변태온도와 거의 비슷하였다. 평형 상변태 온도는 Fe-C 평형상

태도로부터 구하여 가열/냉각 조건, 탄소의 함량에 따라 측정된 상변태온도와 비교하였다. 두 합금에서 모두 가열시 평형 상변태 온도보다 높은 온도에서, 냉각시 평형 상변태 온도보다 낮은 온도에서 상변화가 일어났다. 이 결과는 열팽창 수축계수는 상변태 속도가 중요하게 작용하므로 냉각 속도 및 승온 속도가 중요한 변수임을 보여주었고, 평형상태도에 따른 상분율에 의한 열·팽창 수축 계수의 예측 결과가 실측치와 다를 수 있음을 알 수 있다.

상변태 온도 및 열팽창·수축 거동은 냉각 또는 가열 조건에 따라 달라지며 이와 함께 열팽창/수축 거동도 변할 것으로 예상된다. 본 실험에서 승온 조건은 상용 및

Table 3. Estimation of phase transformation temperatures by the thermal expansion and contraction.

Method	Alloy	Phase boundary	Phase transformation temperature (°C)		
			Fe-C diagram	on heating	on cooling
Commercial dilatometer	0.05C	Pearlite/ α	727	760	720
		$(\alpha + \gamma)/\gamma$	889	890	810
	0.12C	Pearlite/ α	727	735	630
		$(\alpha + \gamma)/\gamma$	889	850	730
Self-assembled dilatometer	0.05C	Pearlite/ α	727	865	713
		$(\alpha + \gamma)/\gamma$	889	918	793
	γ/δ	1420	-	1370	
	0.12C	Pearlite/ α	727	746	614
		$(\alpha + \gamma)/\gamma$	863	863	676
γ/δ	1467	-	410		

전용장비에서 모두 3°C/min으로 제어되었고, 냉각시에는 상용장비에서는 전 온도 구간에서 3°C/min으로 제어되었으나 전용장비에서는 1450°C 온도 영역에서는 22°C/min, 750°C 영역에서는 3°C/min으로 냉각되었다. 이와 같이 전용장비와 상용장비 모두 α/γ 상변태 영역에서 같은 승온 및 냉각속도에서 열수축 및 팽창계수가 측정되었으나 상변태 온도는 큰 차이를 보여 주었다. 전용장비에서 가열시 상용장비에서보다 높은 온도에서 냉각 시 낮은 온도에서 상변태가 일어남을 보여주었다. 상용장비에서는 직경 2 mm의 시편을 사용하였고 전용장비에서는 직경 18 mm의 시편이 사용되었으므로 시편의 크기도 상변태 온도에 영향을 크게 주는 것으로 보여진다. 큰 시편을 사용할 경우 시편 전체가 균일한 온도에 도달하는데 더 많은 시간이 걸릴 것으로 예상되므로 큰 시편을 사용한 전용장비에서 상변태가 느릴 것으로 판단된다.

상변태 온도는 탄소함량에 따라서도 차이를 보여주었는데 0.05% C 강에서 0.12% C 강 보다 더 명확한 δ 상변태 현상을 보여주었고 α/γ 상변태 영역에서도 α 상 내에 γ 함량과 α 상 내에 펄라이트의 함량에 따라 상변태 온도가 달라짐을 알 수 있다. 이와 같이 냉각 및 가열 조건, 시편의 크기, 합금 조성에 따라 상변태 온도가 달라지며 이에 따라 열팽창 및 수축 특성도 달라짐을 알 수 있다.

3.5. 기존 열팽창·수축율의 예측치와 실측치 비교

최근 적정 주형 경사 설계를 위해 적용되고 있는 열팽창 수축계수는 δ/γ 상변태가 고려되고 있으나 이는 δ 상의 부피(V_δ)와 γ 상의 부피(V_γ)를 이용하여 평형상태도 상의 상분율을 적용하여 다음과 같이 열팽창계수를 예측하고 있다. 각 상의 온도 및 탄소함량에 따른 부피와, 각 상의 분율에 따른 전체 부피는 다음 식과 같다.

$$V_\delta = [(8.154 \times C) \times 10^{-3} + 0.1234 + (9.38 \times 10^{-6} \times (T - 20))] \times 10^{-3} (\text{m}^3/\text{kg}) \quad (5)$$

$$V_\gamma = [(7.688 \times C) \times 10^{-3} + 0.1225 + (9.45 \times 10^{-6} \times (T - 20))] \times 10^{-3} (\text{m}^3/\text{kg}) \quad (6)$$

$$V = f_\gamma V_\gamma + (1 - f_\gamma) V_\delta \quad (7)$$

상기 식을 이용하여 다음 식에서 부피로부터 열팽창 계수를 구하고 있다.^{5,13)}

$$\alpha_{\text{thermal}} = \frac{\left(\frac{V}{V_{\text{ref}}}\right)^{\frac{1}{3}} - 1}{T - T_{\text{ref}}} \quad (8)$$

여기서 V 는 온도 T 에서 단위무게당 부피이고, T_{ref} 는 기준온도, V_{ref} 는 기준온도에서 단위 무게당 부피이다. 열팽창계수 계산시 기준온도는 고상선 온도로, 고상선 이상의 온도에서는 열팽창계수를 0으로 가정하였으며 δ ,

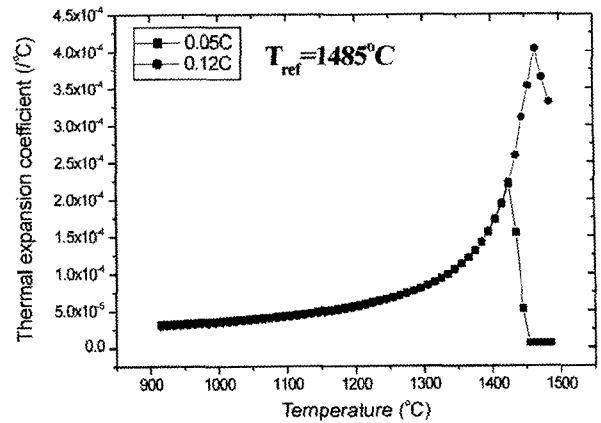


Fig. 5. Thermal expansion and contraction coefficients estimated by the equilibrium phase diagram.^{4,5)}

γ 상 분율은 평형상태도¹⁵⁾로부터 지렛대의 원리를 이용하여 계산하였다. 이때 사용한 δ 상과 γ 상의 단위무게당 부피는 1500°C의 T_{ref} 로부터 식 (5, 6)을 이용하여 계산하였다. 이를 이용하여 탄소함량에 따른 두 탄소강의 열팽창 계수를 온도에 대한 함수로 Fig. 5에 나타내었다. 계산된 세 종류 합금에서 T_{ref} 온도인 1500°C로부터 온도 감소에 따라 $\delta \Rightarrow \gamma$ 상으로도 상변태시 열팽창·수축 계수의 급격한 상승을 보이고 있다. 그 이후 온도가 낮아짐에 따라 열팽창계수는 점진적으로 감소하는 경향을 보이고 있다. 강의 길이변화를 상온에서 1500°C 부근까지 실측하여 열팽창(수축)율을 측정 결과(Fig. 4)는 이론적 계산치와는 상당한 차이를 보여줌을 확인하였다. 가열시와 냉각시에서도 수축·팽창 특성이 다르며 상변태 따른 수축·팽창 변곡 온도에서도 차이를 보여주었다. Fig. 5의 이론적 계산치에서 예측한 파와 같이 δ 상 형성에 따른 팽창·수축율의 급격한 변화는 실측 실험에서 Fig. 4(c)와 4(d)의 냉각실험으로부터 확인 할 수 있었다. Fe-0.05% C 탄소강의 평형 상태도에서는 냉각시 δ 상 영역에서 γ 단상으로 상변태는 1420°C에서 일어나나 0.05% C 합금의 냉각실험에서는 1370°C에서 γ 단상으로 상변태가 일어났다. 이와 같이 이론치와 실측치에서 상변태의 온도차이는 이론적으로 계산한 δ , γ 상의 분율은 가열·냉각시 상변태가 고려되지 않았기 때문인 것으로 판단된다.

본 연구에서는 온도에 따른 탄소강의 열 팽창 및 수축 특성은 냉각 및 가열 조건, 시편의 크기, 합금 조성에 따라 상변태 온도가 달라지며 이에 따라 열팽창 및 수축 특성도 달라짐을 알 수 있었다. 따라서 연속주조시 주형과 금속사이의 공기틈에 의한 부적절한 열전달에 의한 결합 제어를 위해서는 각 합금 및 냉각 조건에 맞는 실측된 열 수축 자료가 적용되어야 할 것이다.

4. 결 론

저탄소강(0.05% C, 0.12% C)에서 고온 영역에서 δ 상으로부터 γ 상으로 상변태시 열팽창 수축 특성을 연구하기

위하여 레이저를 활용한 dilatometer 장비를 제작하여 민감한 δ/γ 상변태 영역에서 열수축 거동을 관찰하였고, 온도에 따른 $\delta/\gamma/\alpha$ 상변태시 열팽창·수축계수를 실측하였다.

1. 탄소강의 고온부인 δ/γ 영역에서부터 γ/α 영역까지 열팽창·수축계수를 측정하였고 저온상인 α 와 같은 결정 구조를 가지는 고온 영역 상인 δ 상의 열수축 현상을 관찰하였다.

2. 고온 지역에서 δ 상으로부터 γ 상으로의 상변태 시 급격한 수축이 일어남을 확인하였고 이와 같은 급격한 수축은 연속주조강의 응고시 결함의 원인이 될 수 있을 것으로 예상된다.

3. 최근 발표되고 있는 고온부에서 δ/γ 상변태가 고려된 열팽창·수축 예측치는 평형 상분율을 이용한 것으로 본 연구의 실측치와 상당한 차이를 나타내는 것을 확인할 수 있었다. 예측치는 평형 분율에 따른 것으로 실제 열팽창·수축 특성은 냉각 및 가열 조건, 시편의 크기, 합금 조성에 따라 상변태 온도가 달라지며 상변태의 속도에 따라 열팽창 및 수축 특성도 달라짐을 확인하였다.

감사의 글

본 연구는 2000년도 포항종합제철주식회사의 연구비 지원(과제번호: 00C019)으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. J. K. Brimacombe, Metal. Trans. B, **24B**, 917 (1993).
2. W. R. Irving, Continuous Casting of Steel, the Institute of Materials, UK (1993).
3. B.G. Thomas, G. Li, a. Moita and D. Habing, Transactions Iron and Steel Mater, Oct., 125 (1998).
4. M. R. Ridolf, Finite Element Modeling Applied to Shell Solidification in Continous Casting, 3rd European Conference Continuous Casting, 167 (1998).
5. Y. M. Won, K. H. Oh, Thermal Stress Analysis of Metal and Mold in Continuous Casting Process, Posco Technical Report (1997).
6. J. E. Kelly, K. P. Michalek, T. G. O'Connor, B. G. Thomas and J. A. Dantzing, Metal. Trans. A, **19A**, 2589 (1988).
7. C. H. Yim, J. D. Lee, Y. C. Shin, Proceedings of the symposium on Solidification Process of Metals, Kor. Inst. Met. & mater., 147 (2001).
8. B. G. Thomas, Transactions Iron and Steel Mater, Dec. 53 (1998).
9. L. D. Lucas, Mem. Sci. Rev. Met., **69**, 479 (1972).
10. F. Richer, Arch. Eisenh., **41**, 709 (1970).
11. N. Ridley and H. Stuart, J. Met. Sci, **4**, 218 (1970).
12. L. D. Lucas, Mem. Sci. Rev. Met., **61**, 97 (1964).
13. P. J. Wary, Metal. Trans. B, **7B**, 639 (1976).
14. Hideo Miaukami, Akihiro Yamanaka, Tadao Watanabe, ISIJ International, **42**(4), 374 (2002).
15. M. Hansen, Constitution of Binary alloys, 2nd edition, McGraw-Hill, New York (1958).