



저작자표시-비영리-동일조건변경허락 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.
- 이차적 저작물을 작성할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



동일조건변경허락. 귀하가 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공했을 경우에는, 이 저작물과 동일한 이용허락조건하에서만 배포할 수 있습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

工學碩士 學位論文

저탄소 주강의 고온연성에 미치는  
유화물의 영향



2008年 2月

釜慶大學校 大學院

소재프로세스공학과

朴宰逸

工學碩士 學位論文

저탄소 주강의 고온연성에 미치는  
유화물의 영향

指導教授 朴 興 日

이 論文을 工學碩士 學位論文으로 提出함



2008年 2月

釜慶大學校 大學院

소재프로세스공학과

朴 宰 逸

朴宰逸의 工學碩士學位論文으로 認准함

2008年 2月



주 심 工學博士 徐 源 贊 (印)

위 원 工學博士 朴 興 日 (印)

위 원 工學博士 金 星 圭 (印)

# 목 차

## Abstract

1. 서 론	1
2. 실험방법	
2.1 시험편 제작	4
2.2 Gleeble 고온인장시험	8
3. 결과 및 고찰	
<b>3.1 Gleeble 시험편 화학조성</b>	12
3.2 고온파단형태 변화	12
3.3 파단 후 미세조직 변화	19
4. 결론	27
5. 참고 문헌	28

# Influence of Sulfide Inclusions on the Hot Ductility of Low Carbon Steel Castings

Jae-II Park

Department of Materials Processing Engineering, Graduate School,  
Pukyong National University

## Abstract

The influence of sulfide inclusions on the hot ductility of low carbon steel castings was studied by hot tensile test using Gleeble test equipment. The Gleeble heating tensile test and cooling tensile test was performed at 1340, 1360, 1380 and 1400 °C, respectively. On the heating tensile test, test temperature was gradually higher, it was found that the ductility fracture was transformed into the brittle fracture, the hot ductility decreased. On the other hand, on the cooling tensile test, the ductility fracture and the brittle fracture were observed at the same test temperature, the hot ductility was . The results from microstructure on the cooling tensile specimens, sulfide inclusions were found in grain boundary in case of brittle-fractured specimen, in grain in case of ductile-fractured specimen. Components of sulfide inclusions analyzed by EPMA. The results show that sulfide inclusions in grain boundary had FeS, those in grain had MnS.

Key words : Low carbon steel castings, Sulfide inclusions, Hot ductility, Gleeble test

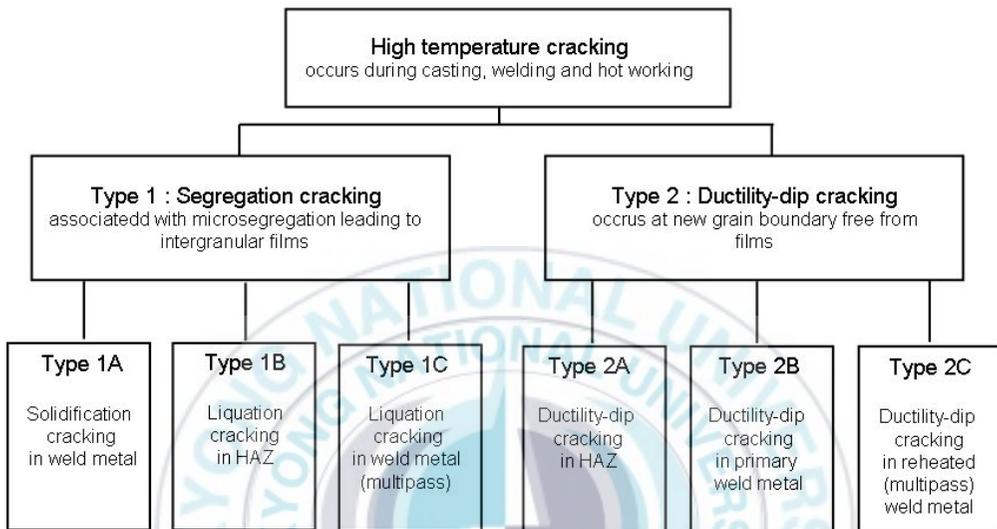
# 1. 서론

현재 선박 제조 산업이 크게 활성화되어있으며, 그에 따라 선박 엔진용 부품의 수요가 늘어나고 있다. 선박 엔진용 부품으로는 main bearing support (MBS), chain weel, properller boss 등의 대형주강품이 사용되고 있다. 선박 엔진용 부품은 매우 크고, 사형주형이 사용되기 때문에, 응고 시간이 길어져 주강품 내에 합금 성분의 편석, 수축공 등의 결함이 발생할 수 있다. 그렇기 때문에 결함검사를 통해 주강품의 표면 또는 내부에 결함이 확인되면, 가우징 또는 절삭하여 결함부를 제거한다. 그리고 결함 제거부는 그라인딩하고 재검사를 하여 결함의 잔류 여부를 확인받게 되는데, 재검사에서 결함이 존재하지 않으면 결함 제거부에 보수용접을 한다. 하지만 종종 주강품의 보수용접부 또는 열영향부에서 균열이 발생되기도 하는데, 이 균열은 주강품을 폐기시키거나 사용 중에 균열파괴 사고의 원인이 되기도 한다[1].

용융된 금속이 고온에서 응고할 때 발생하는 균열은 주로 고온균열로써 크게 응고균열과 연성저하균열로 분류할 수 있다(Fig. 1참조)[2]. 응고균열은 용융되었던 금속이 응고되는 과정에서 함유된 불순물 원소의 입계편석에 의해 최종 응고부에 주로 발생한다. 액화균열은 용융부 또는 열영향부 조립역의 결정입계에 편석된 불순물 원소가 재용융되어 발생한다. 연성저하균열은 냉각 중 600 ~ 900 °C 범위에서 재결정에 의해 새롭게 형성된 입계를 따라서 발생한다[3]. 대형주강품의 경우, 응고속도가 매우 느리기 때문에 합금성분의 편석이 일어난다. 특히, 강에 함유되어있는 S는 확산 속도가 늦어서 응고 중에 편석이 심하게 일어나며, Fe와 반응하여, FeS 등의 저융점 화합물(FeS의 융점: 940 °C)을 결정입계에 생성시킨다. 결정입계에 생성되는 저융점 화합물은 응고할 때 낮은 온도까지 액상으로 남

아있기 때문에, 응고에 의한 인장응력이 작용하면 쉽게 파괴되어 균열을 형성한다. 그러나 S의 나쁜 영향은 Mn의 첨가로 억제할 수 있다. Mn은 S와 반응하여 FeS보다 먼저 MnS를 형성하기 때문에 S의 편석에 의한 저융점 화합물의 형성을 방지할 수 있다. 형성된 MnS는 용융온도가 1620 ℃로 높아 강중에 Mn양이 증가하면 입계의 액상필름 형성이 어려워지기 때문에 고온균열을 피할 수 있다[4]. 하지만 잉여의 S가 존재하면 MnS - FeS 공정상 또는 FeS - (Mn, Fe)S 화합물 조성의 액상 필름이 형성되는데 이들은 응고온도가 낮고 이면각이 작기 때문에 고온균열을 촉진된다[5]. 따라서 제품에 미치는 유화물의 영향은 매우 중요하며, 이미 많은 연구가 이루어져있다[6-10]. 하지만 주강에 대한 연구는 아직 미흡한 실정이다. 그렇기 때문에 주강이 고온에서 응고될 때, 또는 주강을 용접을 할 때 유화물이 주강에 미치는 영향에 대한 연구는 반드시 필요하다.

본 연구는 대형주강품의 고온연성에 미치는 유화물의 영향을 알아보기 위해, 제품중량 9 톤인 MBS 저탄소 주강품에서 시험편을 채취하여 Gleeble 고온인장시험을 하였다.



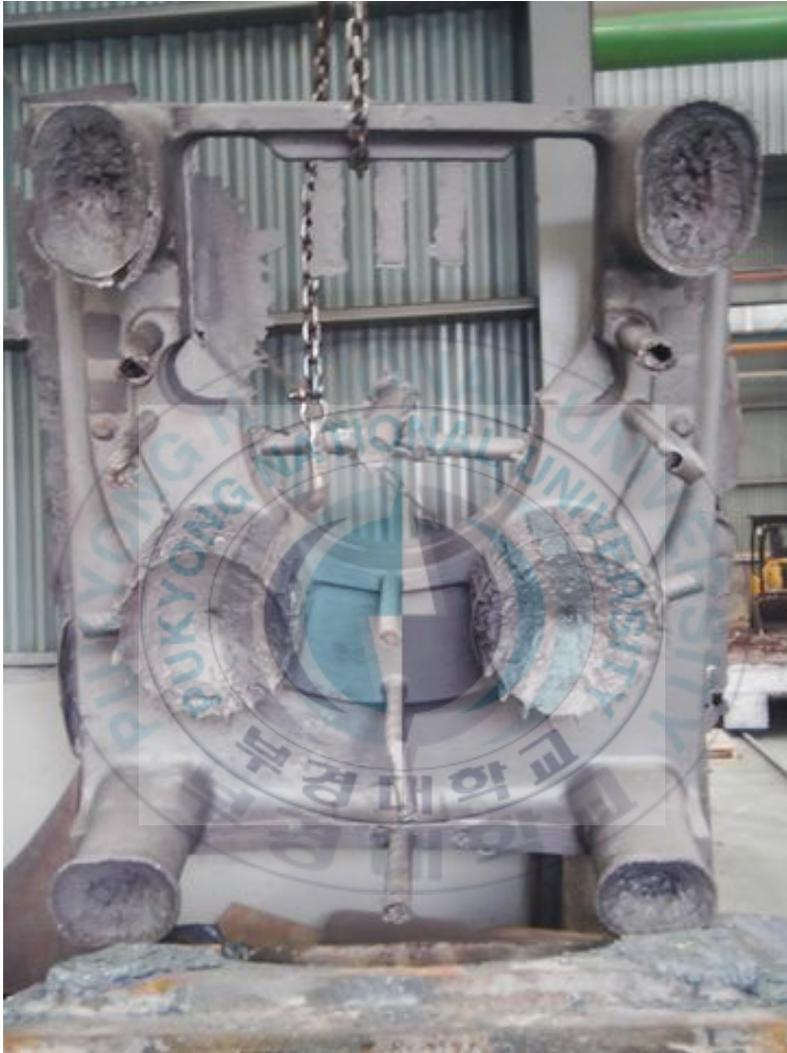
**Figure 1** Classification systems for hot cracking[5].

## 2. 실험방법

### 2.1 시험편 제작

본 연구에 사용된 저탄소 주강품(MBS)의 주입중량은 16000 kg, 단중은 9000 kg이며, 주입온도는 1546 °C이다. 화학조성은 0.17 % C - 0.45 % Si - 0.75 % Mn, P와 S는 0.035 % 이하, 그리고 Mn/S비는 40 이상이 되도록 하였다. 시험편은 저탄소 주강품의 압탕부에서 채취하였다. Fig. 2는 본 연구에 사용된 MBS의 모습과 시험편 채취를 위해 절단된 압탕을 나타낸다. Fig. 3은 대형주강품의 압탕부와 제품부에 대하여 설피프린트를 한 것이다. 압탕 중심부에 정편석과 압탕 표면부와 제품부까지 역 V편석이 발생한 것이 관찰되고 있다. 유화물의 영향을 보다 명확히 관찰하기 위해 압탕부에서 시험편을 채취하였다. 채취된 시험편은 Gleeble 시험을 하기 위해 Fig. 4에 나타난 형태와 치수로 가공되었다. Gleeble 시험편은 봉상시험편으로, 직경은 10 mm이며, 길이는 116 mm이다. 시험편의 양 끝부분은 Gleeble 시험기에 장착하기 위해 나사가공을 하였다.

가공한 Gleeble 시험편은 아르곤 가스분위기에서 응력제거 열처리를 하였다. 열처리 조건으로 분위기가스 유량은 5 liter/min., 승온속도는 100 °C/hr 이며, 910 °C에 도달했을 때 30분을 유지한 후 노냉을 하였다.



**Figure 2** Heavy-section steel castings used for this study(Pouring weight : 16,000 kg).

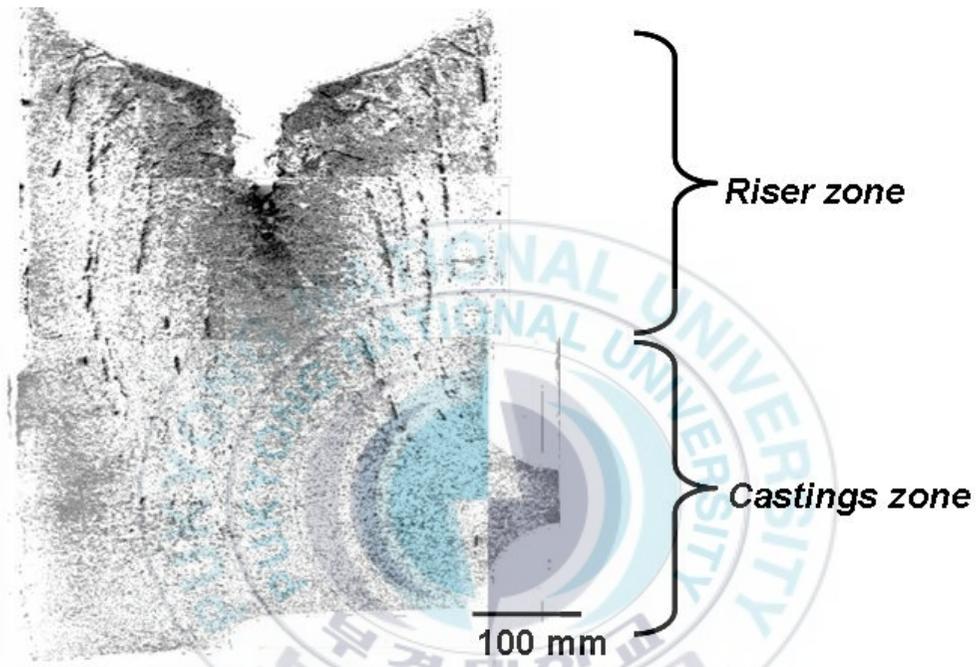
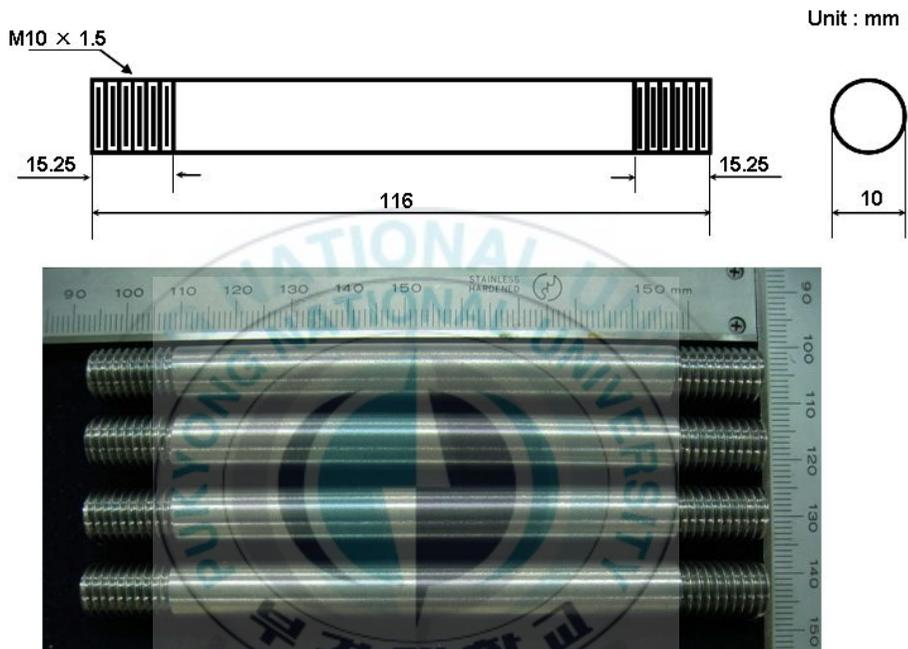


Figure 3 An example of sulfur print for a heavy-section steel castings.



**Figure 4** Dimension and shape of Gleeble test specimens.

## 2.2 Gleeble 고온인장시험

Gleeble 시험은 시험편의 단면수축률을 측정하여 고온연성을 평가하는 시험법이다[11].

Fig. 5는 본 시험에 사용된 Gleeble 시험기와 챔버 내부의 모습을 나타낸다. Gleeble 시험편의 중심에 R type 열전대를 연결하고, 시험기 챔버 내부에 시험편을 장착하였다. 그 다음 시험편에 연결된 R type 열전대를 챔버 내 센서와 연결시킨 후, 챔버 내부를 진공상태로 만들었다. 챔버 내부가 진공상태가 되면, 21 kJ/cm 에 해당하는 열사이클로 가열하면서 (가열시간 7 sec) 목적한 시험온도에 도달하면 유지시간을 가진 후 50 mm/sec의 속도로 인장응력을 가해줘 시험편을 파단시켰다. 가열과정시험을 통해 단면수축률이 0이 되는 온도(NDT : non ductility temperature)를 확인하고 목적하는 온도에서 냉각과정시험을 하였다. 즉 NDT까지 가열한 다음 50 °C/sec의 냉각속도로 냉각시키면서 원하는 시험온도에 도달했을 때 가열과정에서와 동일한 조건으로 인장하였다.

탄소함량이 0.18 wt. % 일 때, 탄소강은 1405 °C 부근에서 연성취성전이온도가 관찰된다[12]. 이를 바탕으로 1400 °C에서 예비시험을 하였으며, 예비시험 결과 시험편은 취성파단이 일어났다. 따라서 가열과정시험은 1340, 1360, 1380 및 1400 °C에서 시행하였으며, 냉각과정시험은 1400 °C까지 가열시킨 후 50 °C/sec의 속도로 냉각시키면서 1340, 1360 및 1380 °C에서 시행하였다. 가열과정시험과 냉각과정시험의 인장속도는 50 mm/sec로 동일하다.

Table 1은 본 실험에 사용된 Gleeble 시험편의 화학조성을 나타낸다. Gleeble 시험편 번호는 1에서 9까지이며, 가열시험은 시험편 1에서 4까지 사용하였으며, 시험편의 번호 앞에는 가열과정의 의미로 H를 주기하였다.

냉각시험은 시험편 5에서 9까지 사용하였으며, 시험편 번호 앞에는 냉각 과정의 의미로 C를 주기하였다.

Gleeble 시험을 한 다음, 각 시험온도에서 얻어진 시험편의 파단면 직경은 마이크로미터로 측정하고, 단면수축률을 계산하였다. 그리고 시험편에서 열영향을 받지 않은 부분을 절단하여 분광분석기를 이용해 시험편들의 화학조성을 분석하였다. 또한 주사전자현미경(이하 SEM)을 이용해 파단면을 관찰하였으며, 파단면을 수직으로 절단하고 광학현미경으로 미세조직을 관찰하였다.





**Figure 5** Gleeble test equipment for tensile test at elevated temperature.

**Table 1** Chemical compositions of Gleeble specimens.

No.	Compositions(wt. %)						$C_E^*$	Mn/S ratio	Remark
	C	Si	Mn	S	P	Fe			
1	0.22	0.48	0.78	0.011	0.013	Bal.	0.35	60	H1
2	0.21	0.48	0.78	0.013	0.009	Bal.	0.34	87	H2
3	0.17	0.48	0.75	0.014	0.012	Bal.	0.30	62	H3
4	0.28	0.48	0.76	0.022	0.013	Bal.	0.41	59	H4
5	0.17	0.47	0.75	0.013	0.010	Bal.	0.30	75	C5
6	0.23	0.48	0.76	0.017	0.018	Bal.	0.36	42	C6
7	0.26	0.51	0.81	0.026	0.021	Bal.	0.40	38	C7
8	0.17	0.46	0.75	0.012	0.009	Bal.	0.36	83	C8
9	0.29	0.50	0.77	0.018	0.013	Bal.	0.42	60	C9

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 Gleeble 시험편 화학조성

Table 1은 Gleeble 시험편의 화학조성을 나타낸다. 시험편들은 저탄소 주강품의 동일한 위치에서 채취되었음에도 불구하고, 성분 함량 차이가 있음이 나타났다.

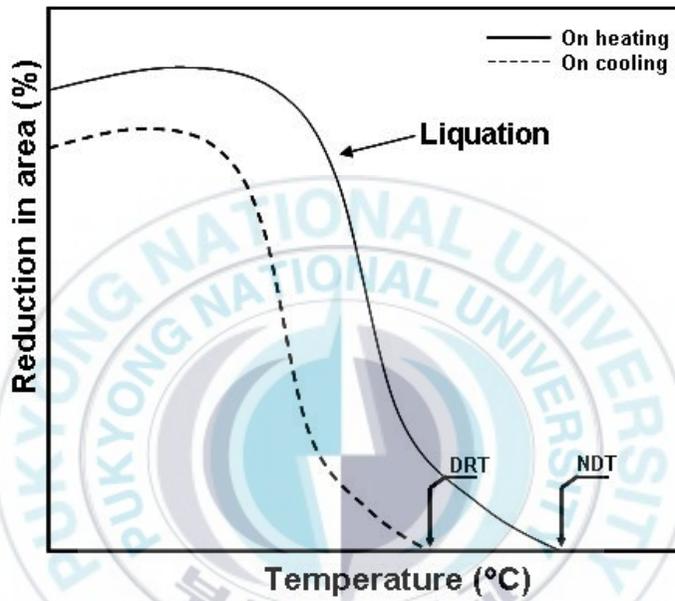
주강품의 크기가 매우 크며, 사형주형을 사용하기 때문에 응고속도는 매우 느리다. 따라서 합금성분의 편석이 발생하게 된다. 시험편 채취 위치가 압탕부이기 때문에 동일한 위치에서 시험편을 채취하여도 합금성분의 편석이 발생하고 있음을 알 수 있다.

#### 3.2 고온파단형태 변화

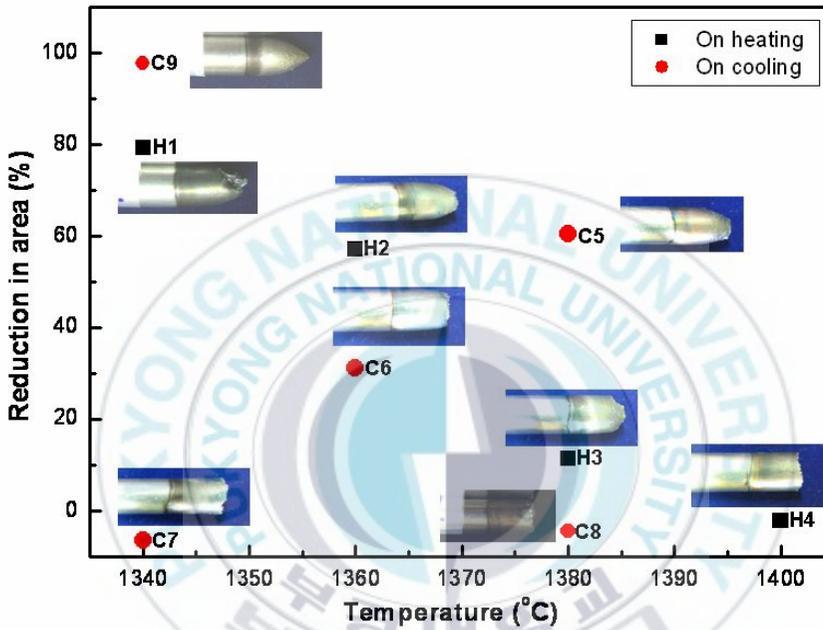
Fig. 6은 Gleeble 시험에서 가열시험과 냉각시험을 통해 탄소강판에서 나타나는 전형적인 단면수축률 변화를 보여준다[11]. 가열시험의 경우 특정 온도에서 결정입계 액화가 발생하며, 결정입계 액화가 발생하면 응력이 가해질 때 쉽게 결정입계가 서로 떨어져 나가게 된다. 그렇기 때문에 급격히 단면수축률은 감소하게 된다. 냉각시험의 경우 단면수축률이 0인 온도까지 가열한 후 냉각하기 때문에 특정 온도에서 결정입계가 다시 응고하게 되며 단면수축률은 증가하게 된다. 이러한 단면수축률의 변화를 사용해 고온연성의 변화를 추측할 수 있다.

Fig. 7은 Gleeble 시험편의 가열과정시험과 냉각과정시험에서 시험온도에 따른 파단형태와 단면수축률 변화를 종합정리한 것이다.

1340 °C까지 가열하고 인장응력을 가해준 시험편의 파단면은 인장방향



**Figure 6** Typical variation of reduction in area on Gleeble test[11].



**Figure 7** Reduction in area with Gleeble test temperature.

으로 늘어나는 연성과단형태를 보였다. 시험온도가 1360 °C, 1380 °C로 상승할수록 시험편은 연성은 감소하였으며, 1400 °C에서 취성과단형태가 관찰되었다. 즉, H1 시험편과 H4 시험편의 파단형태를 비교하여보면 시험온도가 상승할수록 연성과단에서 취성과단으로 변화함을 알 수 있다. 그리고 단면수축률은 H1 시험편에서 79 %, H2 시험편에서 57 %, H3 시험편에서 11 %, 그리고 H4 시험편에서 0 %로 시험온도가 상승할수록 단면수축률은 급격하게 감소하여 1400 °C에서 시험편은 완전한 취성을 나타내었다. 가열과정에서 시험온도에 따른 파단형태와 단면수축률의 변화는 Fig. 6에 나타난 가열시험에서 관찰되는 탄소강의 단면수축률 변화와 동일한 경향을 나타내었다. 즉, 가열시험에서 시험온도가 상승할수록 고온연성은 낮아짐을 알 수 있다.

1380 °C에서 냉각과정시험한 경우 C5 시험편의 파단형태는 인장방향으로 늘어난 연성과단형태가 관찰되었다. C8 시험편은 취성과단형태를 보였다. 1360 °C에서 인장한 C6 시험편의 경우 연성과단을 보이면서 C5 시험편보다 연성이 감소하였다. 1340 °C의 경우 C7 시험편은 취성과단형태를 보였고, C9 시험편은 바늘끝같이 길게 늘어나는 연성과단형태를 보였다. 그리고 C5와 C8 시험편의 단면수축률은 각각 60 %와 0 %, C6 시험편에서 31 %, 그리고 C7과 C9 시험편에서 각각 0 %와 97 %로 측정되었다. 냉각시험에서 동일한 냉각시험조건임에도 1380 °C와 1340 °C에서 연성과단과 취성과단이 동시에 관찰되었으며, 단면수축률 역시 매우 불규칙하였다. 냉각시험에서 시험온도에 따른 파단형태와 단면수축률의 변화는 Fig. 6에 나타난 냉각시험에서 관찰되는 탄소강의 단면수축률 변화와는 다른 경향을 나타내었다. 즉, 냉각시험에서 동일한 시험온도일 때 고온연성의 변화폭이 넓다는 것을 알 수 있다.

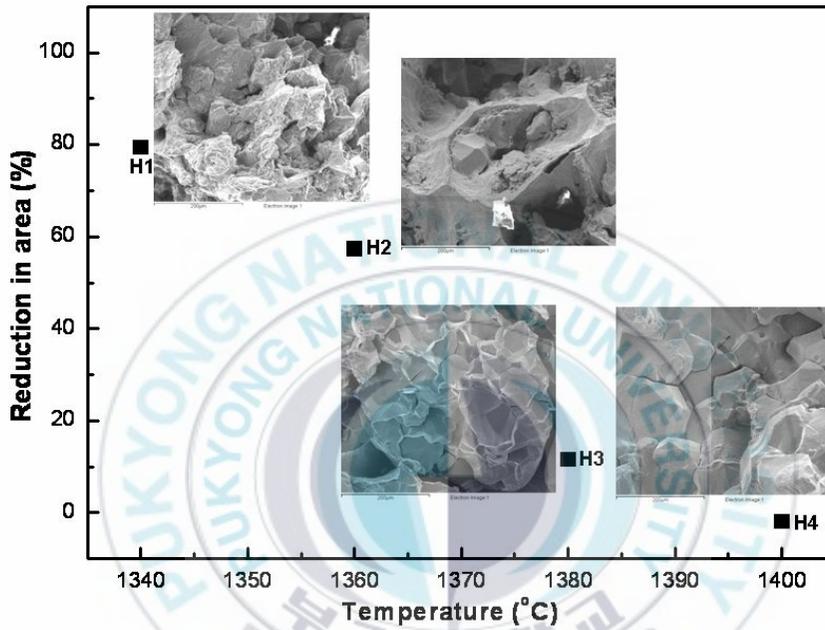
대형주강품에서 채취된 Gleeble 시험편에 대한 가열과정시험과 냉각과

정시험결과, 가열과정시험은 일단 탄소강판에서 관찰되는 전형적인 고온 연성 변화의 추이를 나타내었으나, 냉각과정시험에서는 대형주강품의 연성변화가 매우 심하게 나타나는 고온파단특성을 보였다.

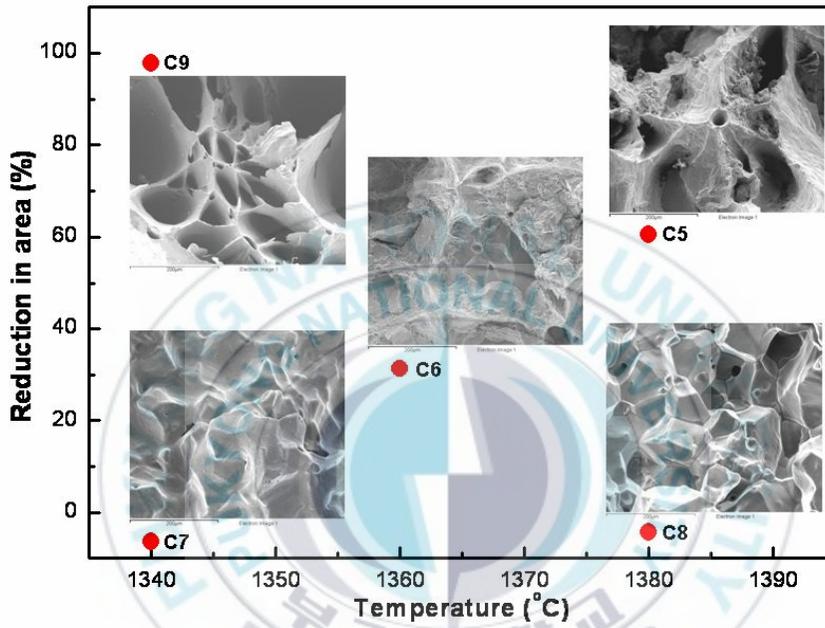
Fig. 8은 가열과정의 시험온도에 따른 주사전자현미경 파단면 형태를 나타낸다. 시험온도가 높아질수록 취성과단 경향이 높아졌다. Fig. 9는 냉각과정의 시험온도에 따른 주사전자현미경 파단면 형태를 나타낸다. C5 및 C7 시험편을 보면 시험온도가 낮아질수록 연성에서 취성과단형태로 변화하였다. 그러나 C8 및 C9 시험편을 보면 시험온도가 낮아짐에도 불구하고 연성과단형태를 나타내었다.

냉각시험을 하였을 때, 시험편의 파단면에서 C5와 C8 그리고 C7과 C9 시험편은 같은 시험조건임에도 불구하고 전혀 다른 파단형태를 나타내는 것이 관찰되었다.





**Figure 8** SEM fractography of tensile-fractured specimens on heating test.



**Figure 9** SEM fractography of tensile-fractured specimens on cooling test.

### 3.3 파단 후 미세조직 변화

파단부 단면의 미세조직을 관찰하기 위해 파단부를 수직방향으로 절단하였고, 절단한 단면은 사포와 알루미나 현탁액을 사용해 연마하였다. Fig. 10은 Gleeble 가열과정의 시험온도에 따른 미세조직 변화를 나타낸다. 1340 °C에서 시험한 H1 시험편의 미세조직에서 인장한 방향으로 늘어난 형태의 공공이 관찰되었고, 1400 °C에서 시험한 H4 시험편의 미세조직에서 파단부에서부터 결정입계를 따라 시험편 내부로 전파되는 균열이 관찰되었다. Fig. 11은 Gleeble 냉각과정의 시험온도에 따른 미세조직 변화를 나타낸다. 1380 °C에서 시험한 C5 시험편의 미세조직에서 인장한 방향으로 늘어난 형태의 공공이 관찰되었으며, 1340 °C에서 시험한 C7 시험편의 미세조직에서 파단면에서부터 결정입계를 따라 시험편 내부로 전파되는 균열이 관찰되었다. 하지만 C8 시험편의 미세조직에서 같은 시험온도에서 인장한 C5 시험편과는 다르게 파단면에서부터 결정입계를 따라 시험편 내부로 전파되는 균열이 관찰되었으며, C9 시험편은 같은 시험온도에서 인장한 C7 시험편과는 다르게 인장한 방향으로 늘어난 형태의 공공과 공공 내부에 유화물이 관찰되었다. 시험편에 인장응력이 가해져, 시험편이 소성변형 되면 시험편 내부에 존재하는 개재물이나 제2상이 기판으로 작용해 개재물 위치에 우선적으로 공공이 발생한다. 이 공공이 서로 결합하여 균열을 형성하고 균열이 성장하여 파단이 일어나는 것이다. C9에서 관찰된 공공 내부의 개재물이 좋은 예이다.

Gleeble 가열과정 시험결과는 일반 탄소강과 유사한 연성변화 추이를 보였다. Fig. 10의 경우를 보면 1360 °C에서 공공만 관찰되며, 1380 °C에서 파단부에서 균열이 조금씩 관찰되었다. 그리고 1400 °C에서 균열이 입계를 따라 전파되고 있는 것이 명확히 관찰되었다. 즉, 1380 °C부터 결정

입계가 조금씩 결정입계 액화가 발생하기 시작하였으며, 1400 °C에서 결정입계 액화가 많이 발생된 것을 뜻한다.

Gleeble 냉각과정 시험결과는 일반 탄소강과 다른 연성변화 추이를 보였다. 동일한 시험온도에서 연성과단과 취성과단이 동시에 관찰되고, 단면 수축률 변화도 불규칙함이 관찰되었다.

Fig. 12는 Gleeble 냉각과정시험에서 전형적인 취성과단형태와 연성과단 형태를 보인 C8(1380 °C) 시험편과 C9(1340°C) 시험편의 미세조직을 비교 정리한 것이다.

연성과단이 일어난 C9 시험편의 경우 결정입내에 공공이 관찰되며, 공공 내부에 유화물이 관찰되었다. 취성과단이 일어난 C8 시험편은 C9 시험편과 다르게 모재에서 관찰되지 않았던 유화물이 결정입계를 따라 관찰되었다.

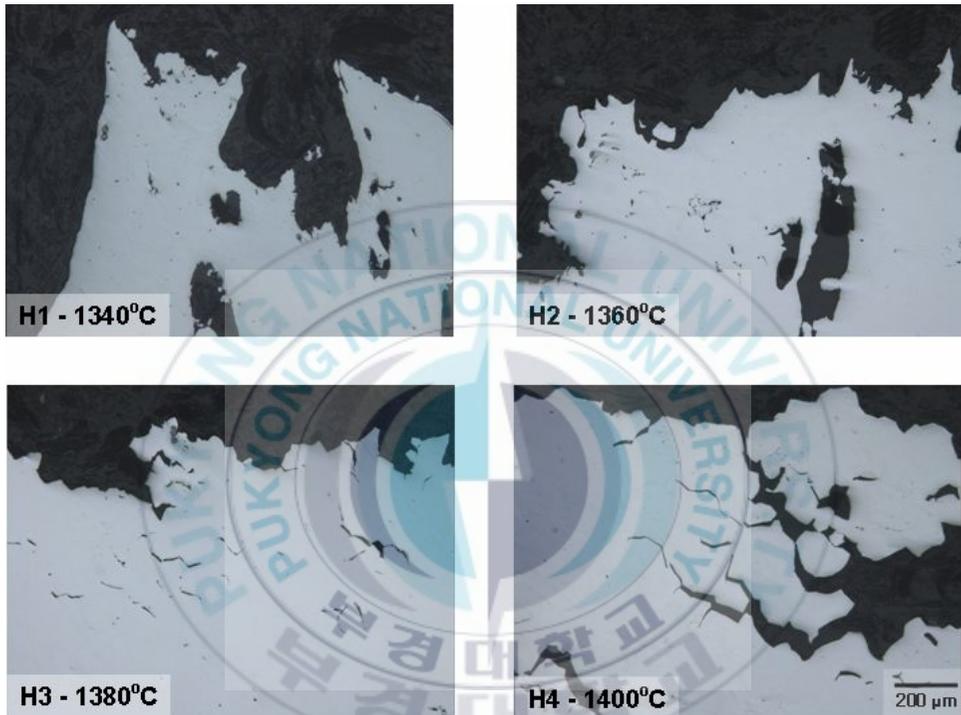
Fig. 13과 Fig. 14는 각각 Fig. 12에서 관찰된 입계 유화물(C8 시험편)과 입내 유화물(C9 시험편)의 Fe, Mn 및 S 성분에 대한 EPMA 분석결과를 보여준다. 여기서 취성과단을 일으킨 시험편의 결정입계 유화물은 FeS가 높은 (Fe, Mn)S 유화물로 보이며, 연성과단을 일으킨 시험편의 결정입내 유화물은 MnS유화물로 판단된다.

대형주강품의 유화물 편석에 기인하는 결함을 제어하기 위하여 Mn/S 비가 40 이상 되도록 성분조성을 관리할 것이 추천되고 있다. 본 실험에 사용된 C8 시험편의 Mn/S비는 83이고, C9 시험편의 Mn/S비는 60이었다 (Table 1참조). C8 및 C9 시험편 모두 Mn/S비가 40이상임에도 불구하고 취성과단 및 연성과단의 Gleeble 시험결과를 보였으며, 특히 Mn/S비가 상대적으로 높은 C8 시험편이 취성과단을 나타내는 특이점이 관찰되었다. 이는 (Fe, Mn)S 유화물을 구성하는 FeS 화합물은 결정입계에 생성되기 쉬운 저용점의 유화물이며, MnS 유화물은 결정입내에 생성되기 쉬운 고

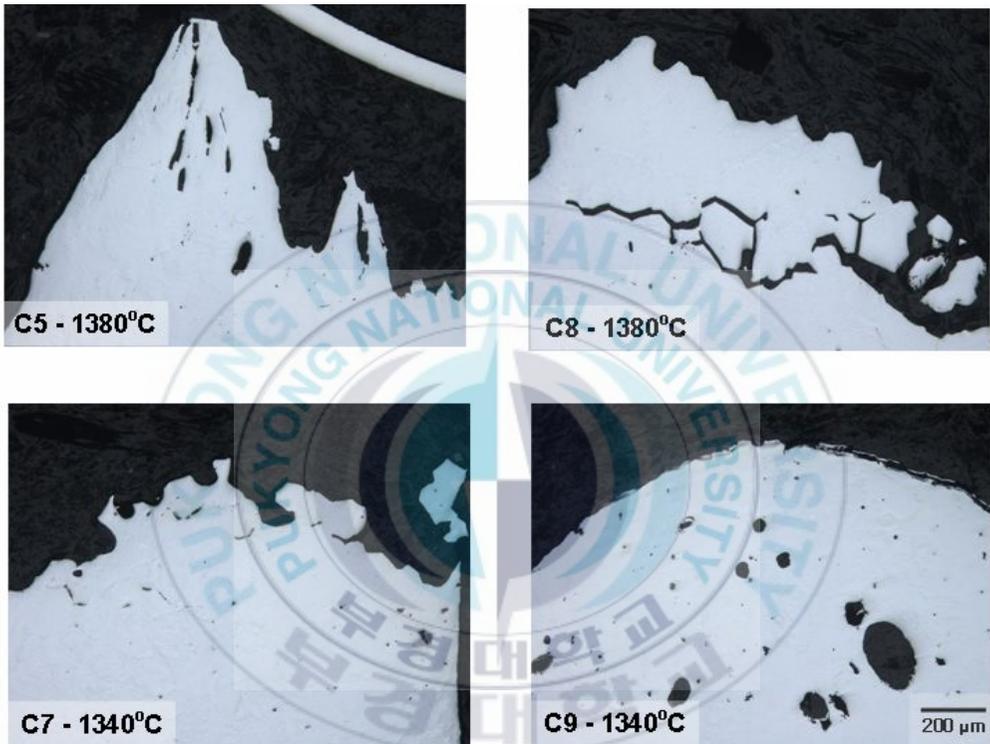
용점의 유화물이기 때문으로 판단된다.

따라서 냉각시험에서 연성과단과 취성과단이 동시에 관찰되는 경향의 원인은 유화물의 생성위치와 성분조성 때문이므로 유화물의 생성위치와 성분조성은 주강의 고온연성거동에 중요한 영향을 미친다는 것을 알 수 있다.

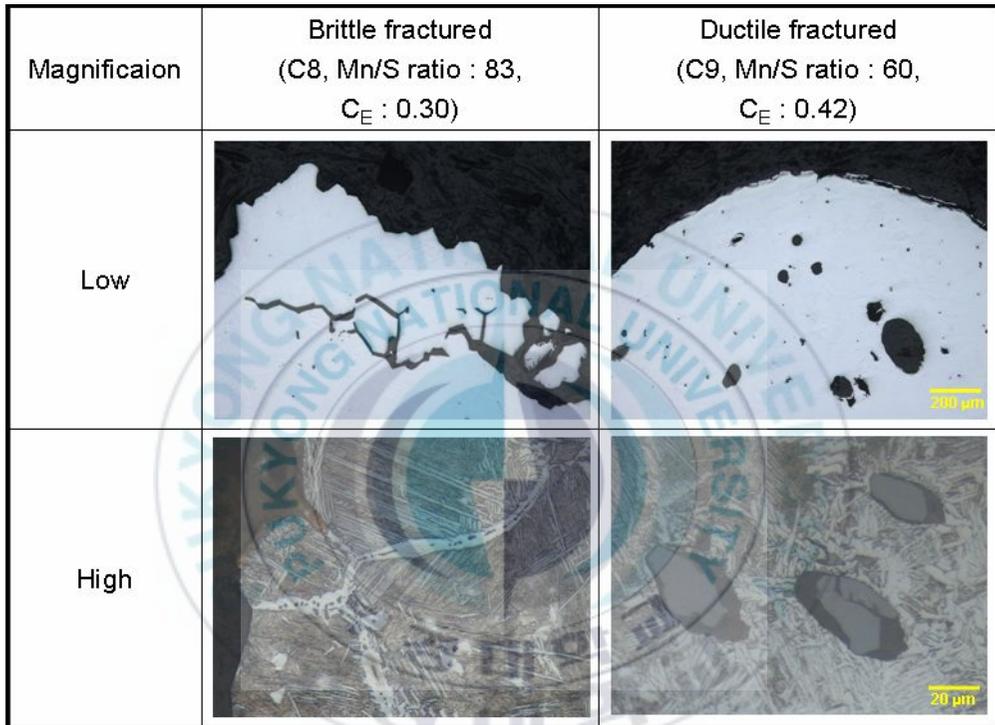




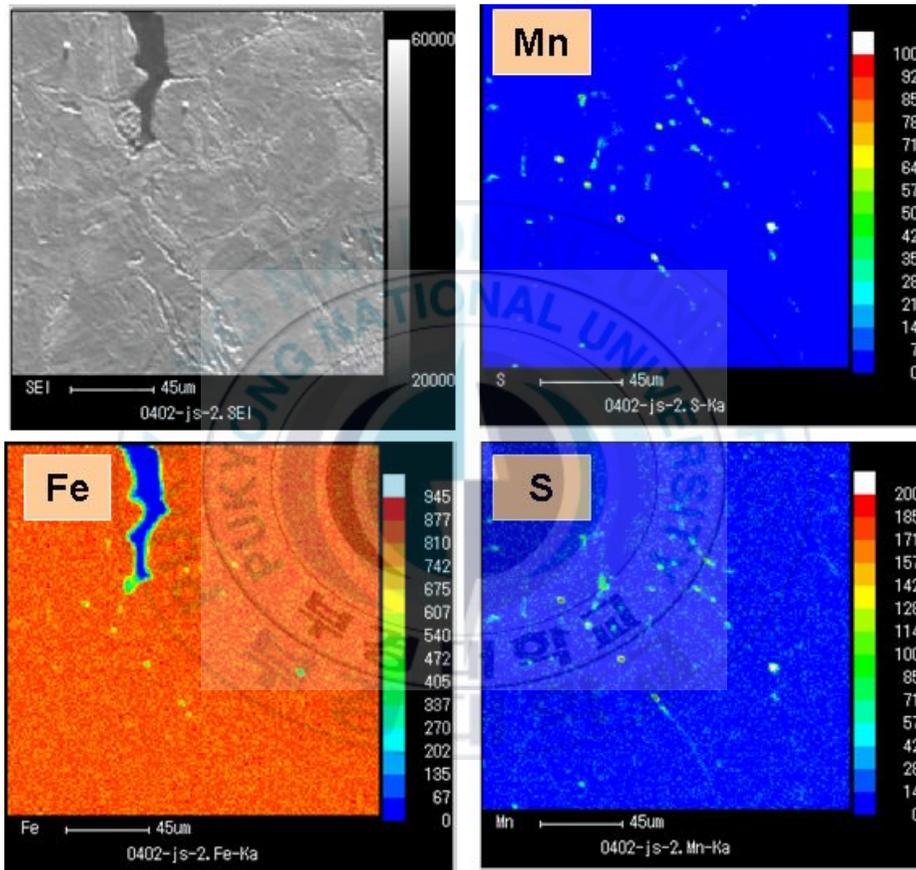
**Figure 10** Microstructure of tensile fractured specimens on heating test.



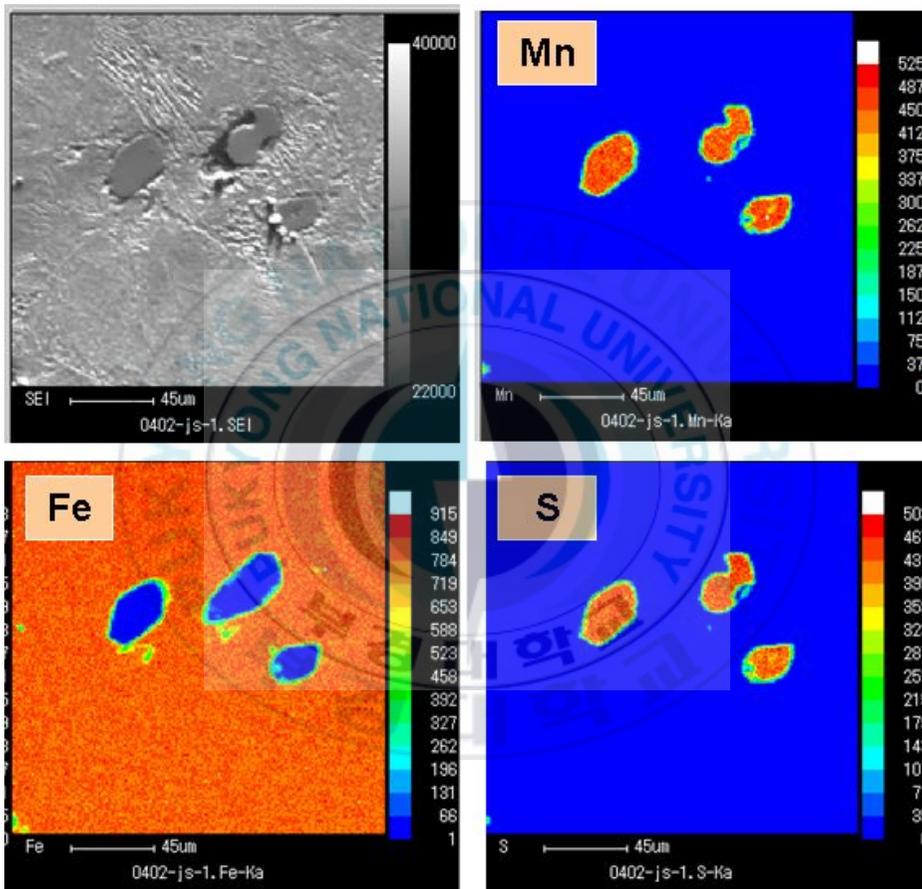
**Figure 11** Microstructure of tensile fractured specimens on cooling test.



**Figure 12** Typical microstructure of brittle and ductile specimens.



**Figure 13** EPMA results of brittle-fractured specimen.



**Figure 14** EPMA results of ductile-fractured specimen.

## 4. 결론

Gleeble 고온인장시험으로 대형주강품의 고온파단형태에 미치는 유화물의 영향을 검토한 결과는 다음과 같다.

- 1) 대형주강품의 고온파단형태는 고온시험온도보다 유화물의 생성위치와 조성에 큰 영향을 받았으며, Gleeble 냉각과정시험에서 고온취성파단에 미치는 유화물의 영향이 뚜렷하게 관찰되었다.
- 2) 유화물이 입계에 생성되면 취성파단형태를 보이고, 유화물이 입내에 생성되면 연성파단형태를 보였다.
- 3) 입계에 생성된 유화물은 용점이 낮은 (Fe, Mn)S계 유화물이고, 입내에 생성된 유화물은 MnS계 유화물로 확인되었다.

## 5. 참고문헌

- [1] H.I.Park : Journal of Korean Foundrymen's Society, "A Case Study on the Solidification Behavior and Defects of Heavy Steel Castings", Vol. 26, No. 2 (2006) 57 - 62
- [2] Korea Welding Society : "Handbook of Welding & Joining", (1999) 878 - 879
- [3] Sindo Kou : John Wiley & Sons, "Welding Metallurgy", (1987) 216-227
- [4] H.S.Park : Journal of Korean Institute of Metals and Materials, "Cracking in Welds and Its Prevention", Vol. 20, No. 2 (2002) 1-3
- [5] H.C.Jung : Journal of Korean Welding Society, "Weld Hot Cracking in C-Mn Steel", Vol. 17, No. 5 (1999) 1-9
- [6] Alpay Ankara, Haldun Bulent Ari : Materials & Design, "Determination of Hot Crack Susceptibility in Various Kinds of Steels", Vol. 17, No.5 (1996), 261-265
- [7] A.Chojecki, I.Telejko, T. Bogacz : Theoretical and Applied Fracture Mechanics, "Influence of chemical composition on the hot tearing formation of cast steel", Vol. 27, No. 2 (1997) 99-105
- [8] G. Van Drunen, J. K. Brimacombe and F. Weinberg : Ironmaking and Steelmaking, "Internal Cracks in Strand-Cast Billets", No. 2 (1975) 125-133
- [9] Y. H. Lee, C. H. Lee and D. Lundin : Journal of Korea Welding Society, "HOT Ductility Behavior and Hot Cracking Susceptibility of Type 303 Austenitic Stainless Steel", Vol. 6, No. 1 (1988) 35-45

- [10] G. Y. Li, X. F. Li and L. G. Ao : Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.), "Investigation on Hot Ductility and Strength of Continuous Casting Slab for AH32 Steel", Vol. 19, No. 1 (2006) 75-78
- [11] D.Y.Son : Graduate School of Pukyong National University master's degree thesis, "Effects of Heat Treatment Condition on the Welding Cracking Susceptibility of Mod. 9Cr-1Mo Cast steel", (2004) 58-68
- [12] F. Weinberg : Metall. Trans. B, "Ductility of Continuously-Cast Steel Near the Melting Point Hot Tearing", Vol. 10B (1979) 219-227

