

低炭素鋼 熔接金屬의 凝固龜裂에 미치는 炭素含量的 影響

鄭 鎬 信* · 嚴 東 錫** · 益 本 功***

The Effect of Carbon Content on Hot Cracking of Low Carbon Steel Weld

H. S. Jeong · D. S. Um · I. Masumoto

Key Words : Welded Low Carbon Steel(저탄소강 용접부), Carbon Content(탄소 함유량), Hot Cracking(고온 균열), Hot Cracking Susceptibility(고온 균열 감수성), Segregation of Silicon(규소의 편석), Peritectic Reaction(포정 반응)

Abstract

The effect of carbon content on hot cracking of welded carbon steel was investigated. Eight steel plates whose carbon content range from 0.02 to 0.23 percent were welded by autogeneous gas tungsten arc process.

Constant strain was applied to the hot crack test specimen under the strain rate of 0.15 mm per second during welding.

The hot cracking susceptibility was high in the range of 0.02-0.05 and 0.12-0.23 percent carbon contents. The critical carbon content immune to hot cracking is in the range from 0.07 to 0.12 percent carbon.

By electron probe microanalyser, manganese segregation was not seen significantly in the whole carbon range. But segregation of silicon was higher in the region of low carbon contents. However, sulphur was segregated remarkably in the region between 0.18 and 0.23 percent carbon by peritectic reaction.

Very small amount of dendritic structure was observed in the region from 0.02 to 0.05 percent carbon but the predominant solidification structure was smooth by cellular growth. The higher the carbon content is, the more the columnar dendritic structure was observed.

* 산업과학기술연구소

** 부산대학교 공과대학

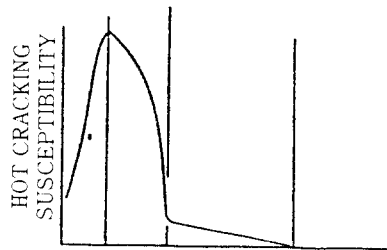
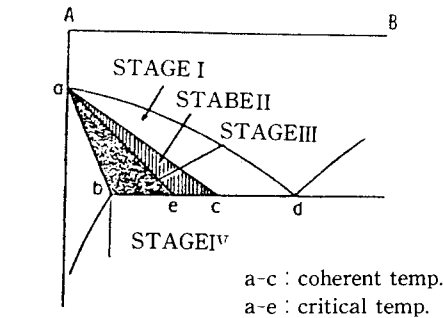
*** 日本名古屋大學 工學部

1. 서 론

低合金高張力鋼의 용접시 炭素含量이 현저하게 낮아질수록 凝固龜裂이 발생하기 쉽다는 연구 결과가 있다.¹⁻⁵⁾

鋼의 주조 및 용접시에 생기는 응고균열에 대해서는 이미 많은 연구 결과가 얻어졌고, 종래의 응고균열의 機構로서 收縮脆化說, 變形理論(strain theory), 液膜說, 液相의 형상과 분포에 의한 說 등 여러 가지 說이 제안되어있다.

Fig.1은 Pumphery⁶⁾의 收縮脆化說을 Borland가 발전시킨 것이다. Borland는 합금의 응고온도 범위를 同圖와 같이 4단계로 분류하고, 균열이 발생하는 임계응고범위(critical solidification range, CSR)를 정의하고 있다. 同圖에 의하면, 液相線과 固相線과의 온도차 즉 凝固溫度範圍가 가장 큰 同圖b의 合金組成이 가장 응고균열을 발생시키기 쉽지만 이 組成의 左右에서는 응고온도 범위가



- STAGE I : DENDRITES FREELY DISPERSED IN LIQUID. NO CRACKING
- STAGE II : INTERLOCKING OF GRAINS. LIQUID 'HEALING' POSSIBLE IF CRACKS FORM. 'ACCOMODATION' NOT IMPORTANT.
- STAGE III : CRITICAL SOLIDIFICATION RANGE. NO 'HEALING' OF CRACKS POSSIBLE IF 'ACCOMODATION' STRAIN EXCEEDED.
- STAGE IV : SOLIDIFICATION. NO CRACKING. A-C-E : BRITTLE RANGE.

Fig.1. Effect of constitutional features on cracking susceptibility in binary systems

가 좁아지므로 同圖의 하부에 나타난 바와 같이 凝固龜裂感受性은 낮아져야 할 것이다.

鋼의 용접금속의 응고균열에 미치는 합금 원소의 영향에 대해서는 Wilkinson등이 Houldcroft 시험에 의하여 鋼의 용접금속의 凝固龜裂感受性(hot cracking susceptibility, HCS)과 합금 원소 함량과의 관계로서 다음 식을 제안하고 있다.⁷⁾

$$HCS \propto \frac{C\{[S]+[P]+[Si]/25+[Ni]/100\} \times 10^3}{3[Mn]+[Cr]+[Mo]+[V]} \dots (1)$$

또한 Cottrell은 Huxley 시험에 의하여 박판의 TIG 용접시의 균열 감수성 인자(crack susceptibility factor, CSF)와 합금원소 함량과의 관계를 다음 식으로 나타내고 있다.⁸⁾

$$CSF \propto \{ [P] \{ [C] + 0.142[Ni] + 0.282[Mn] + 0.2[Co] - 0.14[Mo] - 0.224[V] + 0.195[S] + 0.00216[Cu] \} \times 10^4 \dots (2)$$

그러나 이상의 결과들은 모두 탄소함량 약 0.1% 이상의 鋼에 대하여 얻어진 결과이고, 탄소함량 0.1% 이하의 低炭素鋼의 응고균열에 대해서는 거의 연구 결과가 보고되어있지 않다.

한편, 鋼의 인성의 향상과 저온균열의 방지라는 관점에서 최근의 용접구조용강으로는 제강기술의 진보와 더불어 탄소함량 0.1% 이하의 고장력강이 생산되고 있다.

최근 Ohshita¹¹⁾등은 탄소함량 0.011~0.192%인 低炭素鋼의 손 용접(manual arc welding) 및 gas shielded arc 용접금속의 응고균열 시험을 통하여, 탄소함량이 0.05~0.10% 이하에서는 응고균열이 발생되기 쉽다고 보고하고 있다.

또 本間¹²⁾등도 極低炭素鋼 용접금속의 응고균열에 대한 연구 결과, 탄소 함량이 0.03~0.05%의 범위에서 응고균열 발생 경향이 높다고 보고하고 있다. 그리고 그 이유로서 탄소 함량이 0.06% 이하가 되면 dendrite의 1次 arm 간격이 커지기 때문이라고 설명하고 있다. 그러나 그들의 실험 결과에서는 탄소 함량 0.03% 이하의 δ 응고 범위에서 다시 응고균열 감수성이 낮아지고 있고, 탄소 함량 0.1% 이상의 영역에서는 응고균열 감수성이 높아지고 있음에도 불구하고 dendrite의 1次

arm 간격은 탄소 함량 0.06%의 경우와 차이가 없고, 따라서 더욱 더 상세한 검토가 필요하다고 생각된다.

한편 著者들은 cast-pin 銅鑄型에 의해 탄소 함량을 달리하는 각종 탄소강의 응고균열 시험을 하여 δ 相 一相으로 응고하는 경우, 균열 발생률은 낮고, 包晶反應에 의하여 응고하는 경우와 γ 相 一相으로 응고하는 경우에는 균열 발생률이 높다고 보고하였다. 즉, 탄소 함량이 0.1% 이상일 경우에는 응고시에 包晶反應을 수반하여, δ 相의 表面層에 δ 相에 비하여 硫黃의 용해도가 낮은 γ 相이 생성되므로 殘液에 多量の 硫黃이 농축되어 최종적으로 응고되는 응고境界面에 低融點의 硫化物 film이 생성되기 때문에 응고 균열 감수성이 높아진다고 보고하였다.⁹⁻¹⁰⁾

이상과 같이 鐵-炭素 平衡狀態圖에서 包晶反應이 생기지않는 0.1% 이하의 탄소 함량과 응고균열 발생 경향과의 관계에 대해서는 고전적 이론인 응고 온도 범위에는 관계가 없고, 또 균열이 발생하기 쉬운 탄소 함량에 대해서도 아직 명쾌한 결론이 얻어져 있지 않다.

이러한 관점에서 주로 탄소 함량 0.1% 이하인 低炭素鋼의 응고균열 발생 원인을 명확히 하기 위하여 0.02~0.23%로 탄소 함량을 달리하는 시험 용해 재료의 TIG 용접중에 인장 하중을 부하하므로써 용접 금속의 응고 균열 감수성 및 응고 형태에 미치는 탄소 함량의 영향을 조사하였다.

2. 실험 방법

2.1 실험 재료

탄소 함량이 다른 8종류의 供試鋼을 용해 제조하여 실험재료 하였다.

용해에는 주원료로 순도 99.9%의 전해철을 사용하였다. 또 탈산 원소로는 순도 98%의 금속 규소와 99.9%의 전해 망간을 사용하였다.

용해 작업은 아르곤 가스 분위기 하에서 고주파 유도 가열로에 의하여 수행하였다.

탄소량 조절을 위하여 S55C 鋼材의 스크랩을 소정량 첨가하였고, 硫黃含量은 27%S의 FeS를 첨가하여 약 0.015%로 하였다.

용해에는 무라이트프 도가니를 사용하여, 1회의 용해량은 2500g이며, 전해 망간 및 금속 규소를

첨가하여 탈산한 후, 76×90×48(mm)의 鋼塊를 만들었다. 이 鋼塊를 950°C에서 열간 압연하여 판 두께 6mm의 鋼板으로 하였다.

Table 1에 이들 8종류의 供試鋼의 화학 조성을 나타낸다.

Table 1. Chemical compositions of steels used

steels	elements, wt, %					
	C	Si	Mn	P	S	Mn/S
M-1	0.02	0.24	0.27	0.003	0.014	19.3
M-2	0.03	0.14	0.33	0.004	0.014	23.6
M-3	0.05	0.14	0.55	0.004	0.016	34.4
M-4	0.07	0.21	0.96	0.005	0.016	60.0
M-5	0.09	0.14	0.70	0.006	0.016	43.8
M-6	0.12	0.20	0.89	0.006	0.015	59.3
M-7	0.18	0.19	0.76	0.009	0.014	54.3
M-8	0.23	0.11	0.50	0.011	0.013	38.5

供試鋼의 탄소 함량은 0.02로부터 0.23%까지 변화되어 있다. 기타 원소의 함량은 동일하게 하려고 하였지만 규소의 함량은 0.11~0.24%, 망간의 함량은 0.27~0.96%로 되어 있다.

硫黃의 함량은 0.013~0.016%로 거의 일정하지만, 인의 함량은 0.003~0.011%의 범위에 있다.

Fig. 2에 이들 8종류의 供試鋼을 鐵-炭素 평형 상태도 상에 나타낸다.

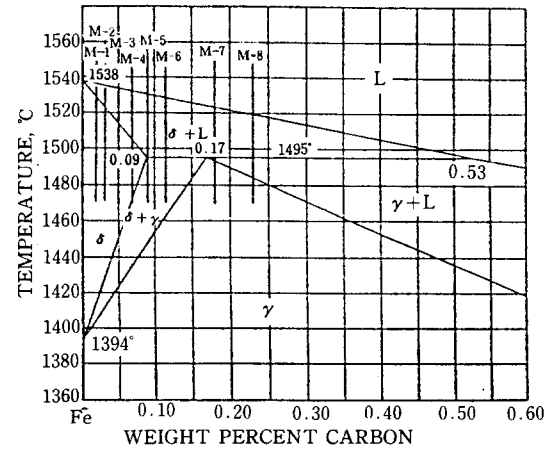


Fig.2. Used steels plotted on Fe-C equilibrium diagram²⁸⁾

2.2 응고균열 시험 방법

Fig. 3에 試作한 橫型高溫引張試驗機의 概略圖를 나타낸다.

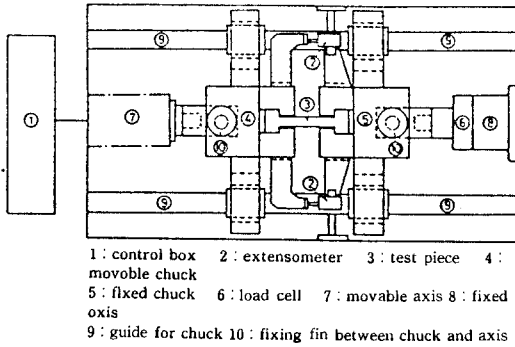


Fig.3. Solidification crack testing machine

이 시험기는 정격 최대 하중 5ton, 하중 부하 속도 0.0024~0.24mm/sec, 정하중 제어 및 定變位 제어가 가능하도록 설계되어 있다.

시험기는 DC 모우터로 구동하며 볼 스크류 잭을 통하여 시험편에 인장 하중을 부하한다. 또 하중 검출을 위하여 同圖⑥에 하중 셀을 설치하고, 변위 검출을 위해 ②의 위치에 변위계가 붙어 있다.

응고균열 시험시에는 임의의 설정 하중 및 하중 속도에서 ⑥의 하중 셀의 신호에 의한 定荷重 제어 또는 任意的 設定變位, 變位速度로 변위계 ②의 신호에 의한 定變位 제어를 할 수 있다. 또 타이머에 의하여 부하 시기를 설정하여 자동적으로 일정한 변위 또는 일정한 하중을 시험편에 부하할 수도 있다.

또한 용접 금속 중에 열전대를 삽입하여 冷却過程에서 용접 금속이 설정 온도까지 냉각되었을 때 定荷重이나 定變位를 시험편에 부여할 수 있다.

용접 중에 시험편의 변위를 변위계로 측정하여 변위가 설정치가 되었을 때 시험편에 정변위 또는 정하중을 부여할 수도 있도록 설계되어 있다.

2.3 시험편

용해 제조한 8종류의 76×90×48mm 크기의 강괴를 950℃에서 열간 압연하여 판 두께 6mm의 鋼板을 만들었다. 이들 鋼板으로부터 기계 가공에 의하여 Fig.4와 같은 치수 및 형상의 응고균열 시험편을 만들었다.

시험편에는 TIG 용접을 하기 위하여 용접 홈의 각도 90°, 깊이 3mm의 V형 홈을 가공하였다.

시험편을 시험기의 chuck ④와 ⑤로 고정 한 후, 용접 홈의 兩端部에 tab板을 놓고, TIG 용접에 의하여 용접 개시측의 tab板으로부터 용접하여

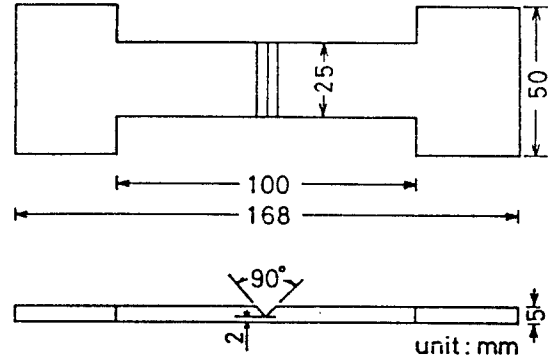


Fig.4. Shape and dimensions of solidification crack test specimens.

팅스텐 전극이 시험편의 端部에 이르렀을 때를 용접 개시 시기로 하였다.

TIG 용접은 용접 전류 180A, 아크 전압 24.5 V, 용접 속도 180mm/min, 아르곤 가스의 유량 20l/min의 조건으로 실시하였다.

부하 조건은 定變位 제어로 하였으며 부하 속도 0.15mm/sec로 최대 변위량 1.0mm를 부하하였다. 또 시험편의 표점 거리는 100mm이었다.

용접 개시 직후로부터 20초 동안의 용접 토오치의 이동 거리, 부하 하중 및 변위량을 Fig.5에 나타낸다.

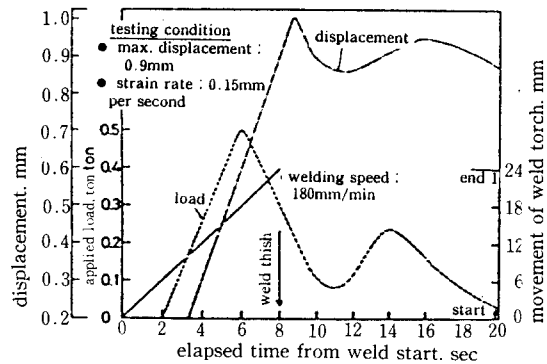


Fig.5. Changes in load and displacement during solidification crack test.

시험편의 용접 시간은 8초 동안으로 거리로 환산하여 시험편 폭 25mm중 24mm 용접하여 終端部에 크레이터를 남겼다. 인장 하중은 용접 개시 2초 후부터 부하하고, 점점 변위를 증가시켜 최대 1.02mm의 변위량을 부하하였다.

3. 실험 결과

3.1 응고균열 시험 결과

탄소 함량 0.02%로부터 0.23%까지의 탄소강의 응고균열 시험 결과, 응고균열은 크레이터에서는 거의 발생되지 않았으며, 용접 토오치가 시험편의 終端部까지 도달하였을 때 이미 응고가 완료된 부분에서 응고균열이 관찰되었다. 응고균열의 최대 길이, 최대폭 및 균열의 길이를 모두 합한 합계 길이를 X線 검사 및 실체 현미경 배율 30배로써 측정하였다. 그 결과를 Table 2에 나타내었다.

Table 2. Measured crack length in solidification crack test

steels	MCL (mm)		TCL (mm)		MCB (mm)
	A	B	A	B	
M-1	3.43	2.25	16.65	5.34	0.15
M-2	5.57	5.52	12.86	10.07	0.30
M-3	5.57	2.25	15.74	11.60	0.24
M-4	0.78	0	5.19	0	0.02
M-5	0.63	0	5.80	0	0.08
M-6	1.02	0	1.47	0	0.05
M-7	10.20	8.72	12.29	8.72	0.69
M-8	14.27	13.70	15.86	13.70	0.93

- * MCL : maximum crack length,
- TCL : total crack length
- MCB : maximum crack breadth
- * A : measured by optical microscope
- B : measured by X-ray

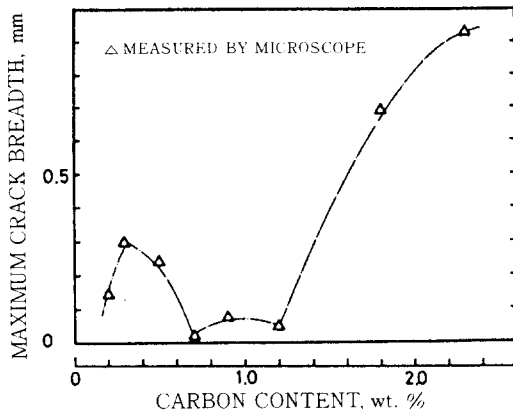


Fig. 6. Effect of carbon content on maximum crack breadth of solidification crack

Fig. 6에 탄소 함량과 응고 균열의 최대폭과의 관계를 나타낸다. 탄소 함량 0.02%로부터 0.05% 및 0.18%로부터 0.23%의 영역에서 균열의 폭이 큰 응고균열이 관찰되었다.

그러나 탄소 함량 0.07%로부터 0.12%까지의 영역에서는 매우 미세한 균열만이 관찰되었다. 특히 탄소 함량 0.07%인 시험편의 균열의 최대폭은 0.02mm로 매우 미세한 표면 균열이었다.

모든 균열의 길이를 합한 全長과 탄소 함량과의 관계를 Fig. 7에 나타낸다.

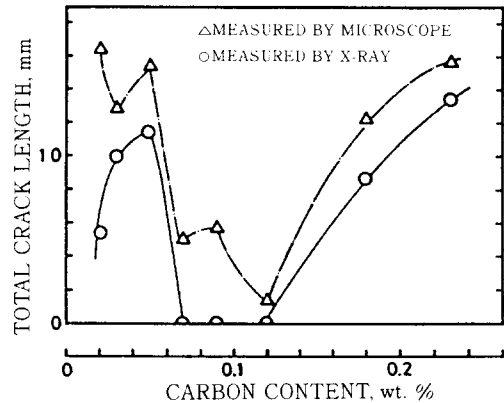


Fig. 7. Effect of carbon content on total crack length of solidification crack

同圖로부터 알 수 있는 바와 같이 탄소 함량 약 0.1% 부근에서 균열의 全長이 최소이고, 탄소함량 0.02%에서 0.05%까지의 영역과 0.18% 이상의 영역에서는 응고균열 감수성이 높아짐을 알 수 있다.

그러나 탄소 함량 0.07%로부터 0.09%까지의 영역의 응고균열은 Fig. 6에 나타낸 바와 같이 폭이 아주 좁고, 현미경으로도 식별하기 어려울 뿐 아니라 X線 사진으로는 검출되지 않는 매우 미세한 균열이었다.

탄소 함량과 최대 균열의 길이와의 관계를 Fig. 8에 나타낸다. 균열 발생 경향은 Fig. 6 및 Fig. 7과 같고, 탄소 함량이 0.07%에서 0.12%까지의 최대 균열의 길이는 매우 짧다. 그러나 이 범위보다 낮은 탄소 함량에서는 數 mm, 보다 높은 탄소 함량에서는 十數 mm의 응고균열이 발생하였다.

본 실험에서 탄소 함량 0.18% 이상의 영역에서 발생한 응고균열은 著者중 一人이 이미 報告⁹⁻¹⁰⁾

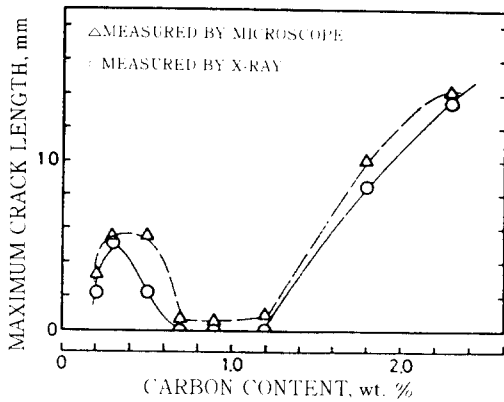


Fig.8. effect of carbon content on maximum crack length of solidification crack

한 바와 같이 包晶反應에 의한 硫黃의 편석으로 低融點 介在物의 생성에 기인하는 것으로 생각된다.

Table 1에 供試鋼의 화학 조성과 함께 Mn/S의 비를 나타내었지만, Mn/S의 값과 응고균열 감수성 사이에는 상관 관계가 없었다.

3.2 응고 조직의 관찰

용접 금속의 부식에는 SASPA-NANSA(피크린 산 포화 수용액 100ml+벤젠 질산 나트륨 1g)를 사용하였다.

Fig. 9에 M-2(0.03%C), M-5(0.09%C) 및 M-8(0.23%C) 시험편의 횡단면의 광학 현미경 사진을 나타낸다.

回圖에서 알 수 있는 바와 같이 탄소 함량 0.03%의 용접 금속에서는 셀狀晶이 融合線으로부터 용접 비이드의 중앙으로 향하여 발달하여 있고, 응고균열은 용접 비이드의 중앙부에서 발생하고 있다. 또 폭이 넓은 응고균열 주위에 미세한 균열도 관찰된다. 또 셀狀晶은 거의 柱狀狀으로 발달되어 있다.

탄소 함량 0.09%인 시험편의 응고 조직은 셀狀樹枝狀晶 또는 柱狀樹枝狀晶이 融合線으로부터 中央部로 향하여 발달되어 있고, 중앙부에서는 적은 양이기는 하나 等軸樹枝狀晶이 관찰된다. 이 경우 응고 조직의 성장 방향은 M-2에 비해 매우 복잡하다.

탄소 함량 0.23%인 시험편의 경우, 融合線으로부터 성장한 셀狀樹枝狀晶 및 柱狀樹枝狀晶은 M-

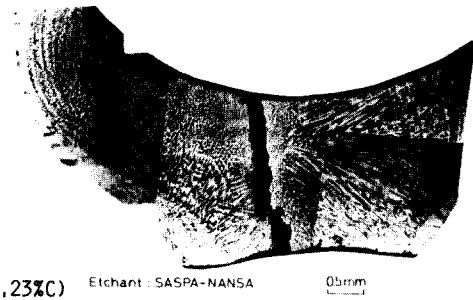
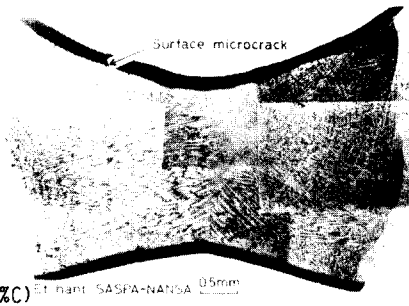
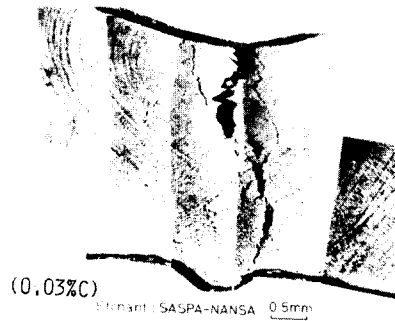


Fig.9. Transverse section of solidification cracked specimen

5의 경우에 비해 폭이 크고 粗大함을 알 수 있다. 또 용접 비이드 중앙부의 等軸樹枝狀晶도 M-5에 비해 어느 정도 큰 것을 알 수 있다.

3.3 응고균열의 파면 관찰

응고균열의 파단면을 走査型電子顯微鏡으로 관찰하였다. 그 파단면의 사진을 Fig. 10에 나타낸다.

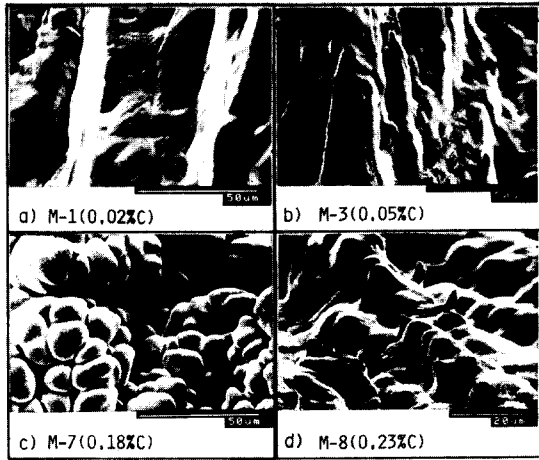


Fig.10. Comparison of fracture surface of solidification crack of different carbon contents by scanning electron microscope

탄소 함량 0.07%~0.12%의 영역에서는 Fig. 9에서 화살표로 표시한 것과 같은 미세한 표면 균열만이 존재하여 파면관찰은 불가능하였다.

Fig. 10a)는 탄소 함량 0.02%인 시험편의 응고 균열 파면으로 파면상의 응고조직은 매우 평활하며 평탄한 것을 알 수 있다.

Fig. 10b)는 탄소 함량 0.05%인 시험편의 파면을 나타낸다. 이 경우에도 파면은 평활한 것을 알 수 있다.

이상과 같이 탄소 함량 0.02~0.05%인 시험편에서는 응고균열 파면에 樹枝狀晶의 확인은 불가능하며, 매우 평활한 파면이 특징적이었다.

탄소 함량이 많은 0.18% 및 0.23%인 시험편의 응고 파면에는 Fig. 10c)~d)와 같이 樹枝狀晶이 현저히 발달되어 있다.

Fig. 10c)~d)는 각각 탄소 함량 0.18% 및 0.23%인 시험편의 응고균열 파면을 나타낸다. 이 경우 樹枝狀晶의 第2次 arm으로 생각되는 것도 많이 관찰되어, 응고 초기에 균열이 발생한 것을 뒷받침하고 있다.

3.4 EDX에 의한 파면의 분석

응고 파면상의 편석을 에너지 분산형 분광 분석 장치(EDX)에 의해 조사하였다.

그 결과 Fig. 11a)의 탄소 함량 0.03%인 경우, 파면상에 규소의 편석을 확인할 수 있다. 이 규소

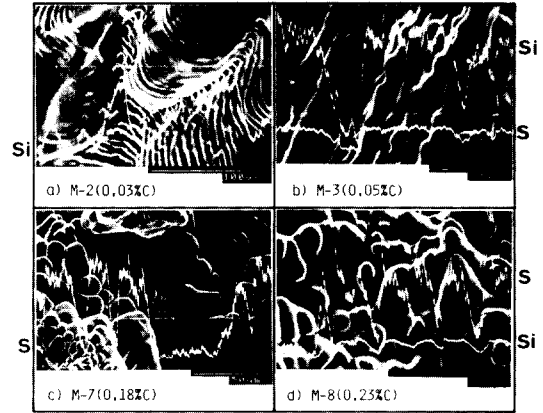


Fig.11. Analysis of segregation on solidification cracked surface of low and high carbon steels

는 비금속 개재물의 형태로 셀과 셀 사이의 경계에 편석하고 있는 것으로 추정된다.

Fig. 11b)는 탄소 함량 0.05%인 경우의 규소 및 유황의 분포를 측정할 결과이다. 유황의 분포는 비교적 균일하지만, 同圖a)와 같이 개재물의 존재 때문에 셀과 셀 사이에 규소가 편석되어 있음을 알 수 있다.

이상과 같이 탄소 함량 0.02%~0.05%의 영역에서는 응고경계면에 규소의 편석이 현저하였다. 그러나 유황의 편석은 거의 확인되지 않았다.

Fig. 11c)는 탄소 함량 0.18%인 시험편의 응고 균열 파면에 나타난 유황의 편석을 나타낸 것으로 樹枝狀晶의 응고경계면 근방에서 편석이 심한 것을 알 수 있다.

Fig. 11d)는 탄소 함량 0.23%인 시험편의 유황 및 규소의 농도 분포를 나타낸다. 유황은 樹枝狀晶의 凝固界面에서 심하게 편석되어 있다. 그러나 규소의 농도 분포는 거의 균일하여 편석은 확인되지 않는다.

이상과 같이 탄소 함량 0.05% 이하의 영역에서는 셀의 경계에 규소가 편석하지만, 탄소 함량 0.18% 이상의 영역에서는 유황의 편석이 현저하였고, 탄소 함량에 따라 응고균열 발생의 원인이 다름을 알 수 있다.

3.5 EPMA에 의한 편석의 조사

응고균열 파면의 횡단면 상에서 균열 근방을 線分析하여 탄소, 망간, 규소 및 유황의 농도 분포

를 조사하였다.

단, 탄소 함량 0.07%(M-4)와 0.12%(M-6)인 시험편에 대해서는 응고균열이 매우 미세하였으므로 용접 비이드의 표면 균열의 근방을 조사하였다.

Fig. 12~Fig. 14에는 각각 탄소 함량 0.03%, 0.09%, 0.18%인 시험편의 EPMA분석 결과를 나타낸다.

이들 결과를 비교하여 보면 탄소 함량의 변화에 따른 망간의 편석은 확인되지 않는다.

탄소 함량 0.02%~0.05%까지의 규소의 편석 상황을 대표적으로 Fig. 12에 나타내었지만 탄소

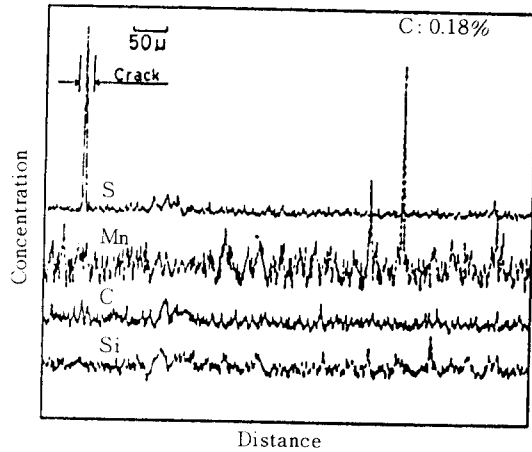


Fig. 14. Segregation of S, Mn, C and Si in specimen M-7 (0.18% C: susceptible to solidification cracking)

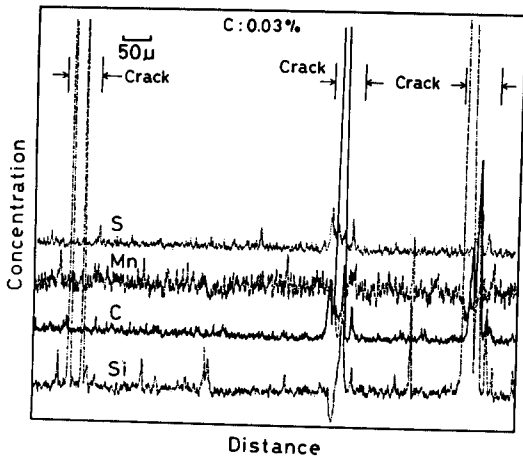


Fig. 12. Segregation of S, Mn, C and Si in solidification cracked specimen M-20 (0.03% C)

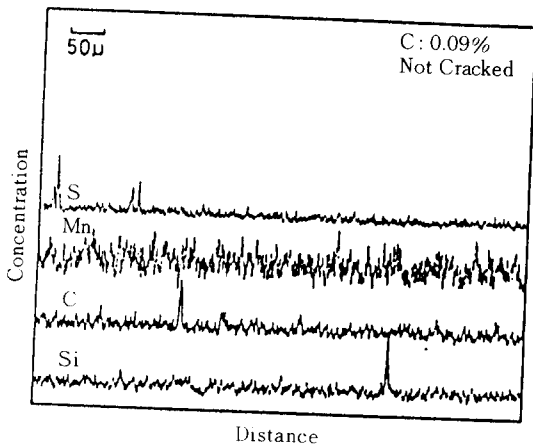


Fig. 13. Segregation of S, Mn, C and Si in specimen M-5 (0.09%)

함량 0.05% 이하의 영역에서는 규소의 편석이 심한 것을 알 수 있다. 탄소 함량이 0.07% 이상의 영역에서는 Fig. 13과 같이 규소의 편석은 거의 찾아 볼 수 없다.

또한 低炭素領域(0.02% C~0.12% C)에서는 유향이 거의 편석하지 않지만 包晶反應 발생 구역인 0.18% C 및 0.23% C에서는 응고균열 발생 부분에 유향이 심하게 편석되어 있음을 알 수 있다.

이상의 EPMA 분석 결과도 EDX에 의한 분석 결과와 같은 경향을 나타내었고, 供試鋼의 탄소 함량 0.02%~0.05%의 영역에서는 실리카(SiO₂) 또는 규산염의 응고정(凝固晶) 粒界偏析이 응고균열의 주된 원인으로 생각된다. 그러나 탄소 함량 0.18%와 0.23%인 시험편에서는 응고 종료시의 包晶反應에 의한 유향의 편석이 응고 균열의 주원인으로 생각된다.

4. 고 찰

실험 결과, 탄소 함량 0.07%~0.12%의 영역에서는 응고균열 감수성이 낮았지만, 탄소 함량 0.02%~0.05%와 0.18~0.23%의 영역에서는 응고균열 감수성이 높았다.

즉, Pumphery¹¹⁾, Singer¹²⁾, Pellini¹³⁾ 및 Borland⁶⁾의 고전적인 이론과는 관계없이 탄소 함량 0.05% 이하와 0.12% 이상에서 응고균열이 발생되기 쉽다.

탄소 함량 0.18% 및 0.23%에서 응고균열 감수

성이 높은 것은 이미 著者들⁹⁻¹⁰⁾에 의해 발표된 包晶反應에 의한 것으로 생각된다. 즉 著者 중의 한 사람은 鐵-炭素 平衡狀態圖에서 탄소 함량 0.1% 이상에서는 응고 편석 외에 包晶反應에 의하여 γ 相으로 둘러 싸인 凝固殘液은 심한 유황의 편석을 야기한다고 보고한 바 있다.

Fig. 15에는 δ 鐵 및 γ 鐵 중에서의 유황의 고용도를 나타낸다. δ 鐵에 있어서의 유황의 고용도는 0.18%이지만, γ 鐵 중에서는 0.05%로 δ 鐵의 유황 고용도가 γ 鐵의 경우보다 훨씬 크다. 따라서 包晶反應에 의하여 $\delta + \text{液相} \rightarrow \gamma$ 相으로 둘러 싸인 殘液에는 유황이 濃化된다.

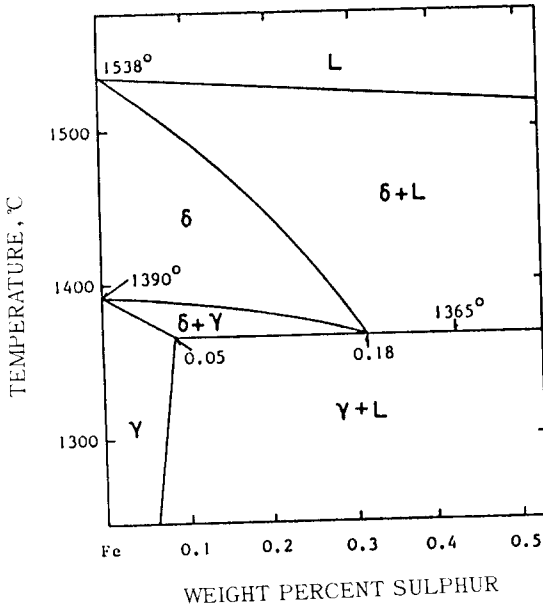


Fig.15. The solid solubility of S in δ -Fe and γ -Fe.

이에 따라 包晶反應에 의하여 응고가 완료되는 탄소 함량 0.18%와 0.23%의 시험편에서는 凝固 粒界에 유황 및 망간이 심하게 편석되어 응고균열이 발생한 것으로 사료된다.

탄소 함량 0.05% 이하에서 응고균열 감수성이 높다고 하는 결과는 本間등⁴⁾과 森³⁾의 低炭素鋼 용접 금속의 응고균열 시험 결과와 일치하고 있다. 그러나 본 실험에서는 탄소 함량 0.05% 이하의 경우, 실리카 혹은 실리케이트 개재물로 생각되는 규소의 EPMA 및 EDX의 피크가 많이 확인되었지만 本間등³⁾은 이 균열의 원인을 dendrite 一次 arm의 간격과 관련시키고 있다.

일반적으로 금속의 응고 조직은 응고 속도가 빨라질수록 미세하게 된다. 특히 응고 속도가 매우 빨라지면 柱狀 dendrite의 一次 arm 간격이 작아지고 2次 및 3次 arm이 소실되는 것은 잘 알려져 있다.

Fig. 16에는 溫度勾配G와 凝固速度R가 각각 700°C/cm 및 6cm/min인 경우, 시험편 M-1~M-8의 응고 조직을 탄소 함량과의 관계로 나타낸 것이다. 同圖에 나타낸 바와 같이 탄소 함량 0.02%인 M-1 시험편의 경우, 응고 조직은 固液界面에서 균일하게 성장하며, 탄소 함량 0.03%와 0.05%인 M-2 및 M-3는 셀 조직이다. 이들 영역에서는 Fig. 9에서 보인 바와 같이 비교적 큰 셀이 직선적으로 성장하고 있다. 따라서 탄소 함량 0.05% 이하에서는 凝固晶과 殘液과의 界面은 균일하고 平滑한 界面을 형성하기 쉽고, 실리카 및 실리케이트 介在物의 생성과 함께 응고균열 감수성이 높아지는 것으로 생각된다. 더욱 더 탄소 함량이 낮고, 純鐵에 가까워지면 응고 온도 범위가 매우 좁아져 응고균열의 발생가능성은 작아지게 될 것이다.

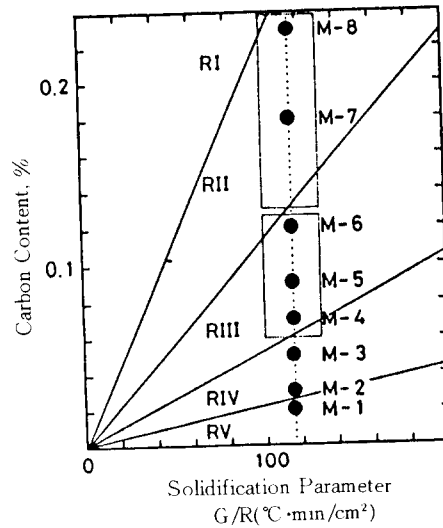


Fig.16. Change of solidification microstructures of specimen M-1 to M-8 under constant G/R

응고균열 감수성이 낮은 탄소 함량 0.07%, 0.09%, 0.12%인 M-4, M-5 및 M-6의 영역에서는 응고 조직이 주로 셀狀 dendrite이며, 凝固晶과 殘液과의 界面에는 dendrite狀의 凹凸과 枝가 있

고, 이것이 응고균열 발생 억제에 효과를 갖는 것으로 생각된다.

탄소 함량 0.18%인 M-7과 0.23%인 M-8의 응고 조직은 주로 柱狀 dendrite이며, 국부적으로 等軸 dendrite가 관찰되었다. 이 영역에서는 앞에서 설명한 包晶反應에 의한 유황의 凝固最終殘液中에서의 濃化偏析이 있고, 응고 조직은 이 濃化部의 硫化物 필름에 의한 균열을 조장하는 것으로 생각된다.

松田등¹⁴⁾은 Fe-S 二元系 합금을 사용하여 柱狀 덴드라이트 경계와 셀狀 덴드라이트 경계에 있어서의 硫化物의 형태 및 분포를 검토하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

즉 용접 금속의 필름형의 硫化物은 柱狀 덴드라이트 粒界에, 球狀硫化物은 셀 또는 셀狀 덴드라이트 粒界에 형성되며, 응고균열은 柱狀 덴드라이트 粒界의 필름형 硫化物에 따라 발생한다고 보고하였다.

본 실험에 있어서도 M-7(0.18%C) 및 M-8(0.23%C)의 응고 조직은 柱狀 덴드라이트에서 유황의 편석이 심한 것을 확인할 수 있었다.

다음에는 低炭素領域, 0.05% 이하의 범위에 있어서의 응고균열에 대하여 검토한다.

本間등⁴⁾은 0.05%C 이하에서 응고균열이 발생되기 쉬운 원인을 덴드라이트 1次 arm 간격과 결부시켜 설명하고 있다. 본 실험에 있어서도 덴드라이트 1次 arm 간격을 측정하였으나, 용접 비이드 전체에 걸쳐 1次 arm 간격은 오차가 클 뿐 아니라 측정 장소에 의한 차가 매우 컸다. 또 용질 원소인 탄소의 함량에 따라 응고 조직이 다르기 때문에 응고균열 발생 경향과 덴드라이트 1次 arm 간격과의 상관성의 도출은 무리인 것으로 생각되었다.

Fig. 17은 산화물 생성 자유 에너지와 온도와의 관계를 나타내는 Ellingham圖이다. 이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 $2C + O_2 \rightleftharpoons 2CO_{(g)}$ 반응선과 $Si + O_2 = SiO_2$ 반응선은 약 1600°C에서 교차하고 있다. 따라서 1600°C 이하의 融液에서는 $Si + O_2 = SiO_2$ 의 반응이 우선적으로 일어나게 된다. 특히 탄소 함량이 낮은 熔鋼 내에서는 규소의 산화 반응이 더욱 강하게 일어나게 되어, SiO_2 系 비금속 개재물이 증가하게 된다.

탄소 함량 0.05% 이하인 시험편 M-1, M-2 및 M-3의 응고균열은 주사형 전자 현미경 관찰에 의

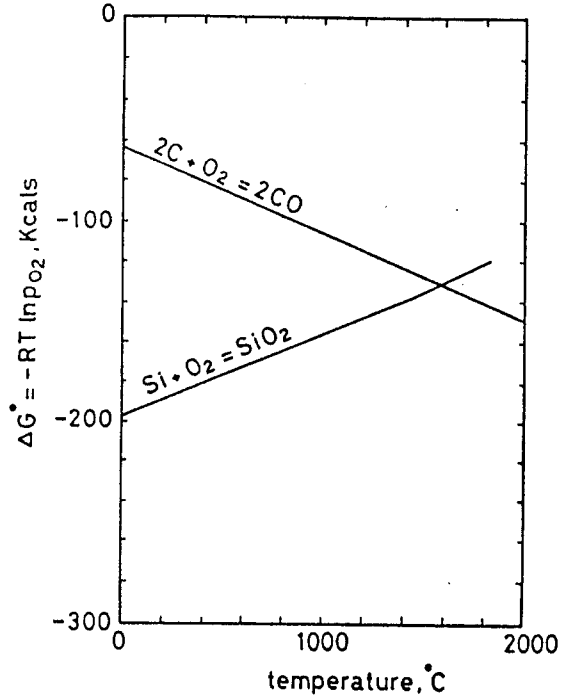


Fig.17. Standard free energies of formation of metal oxides.

하여 확인된 바와 같이 粒大하며 凹凸이 없는 結晶粒界破面을 나타내며, 이러한 균열 저항력이 적은 結晶粒 사이에 실리카 혹은 실리케이트 개재물의 生成, 偏析이 그 원인으로 생각된다.

5. 결 론

低炭素鋼 熔接金屬의 응고균열 발생 원인을 명확히 하기 위하여, 탄소 함량 0.02%~0.23%의 시험편의 TIG 용접에 의한 응고균열 시험을 통하여 다음과 같은 실험 결과를 얻었다.

1. 탄소 함량 0.02~0.05%의 영역과 0.18% 이상의 영역에서 응고균열 감수성이 높았다.
2. 低炭素領域(0.05% 이하)에서의 응고균열은 凝固晶 사이에 실리카 또는 珪酸鹽의 편석에 의한 것으로 생각된다.
3. 高炭素領域(0.18% 이상)에서의 응고균열의 主要原因은 包晶反應에 의한 유황의 편석이 融點이 낮은 필름을 형성하기 때문이다.

參考文獻

1. S.Ohshita, N.Yurioka, N.Mori and T.

- Kimura: Prevention of solidification cracking in very low carbon steel welds, Weld. Jour. Vol.62(1983) No. 5, 129s-136s.
2. 日本鋼管: 低炭素鋼材溶接高温割れ防止について, 1984.7.3 uo-84.
 3. 森 直道, 本間弘之, 若林正邦: 溶接凝固割れに及ぼす炭素量の影響, 溶接學會全國大會予稿集, 第30集(1982.3), 64-65.
 4. 本間弘之, 若林正邦, 森 直道: 極低炭素鋼溶接凝固割れ發生機構について, 溶接學會全國大會予稿集, 第31集(1982.10), 56-57.
 5. 益本 功, 鄭 鎬信: 低炭素鋼溶接部の高温割れに及ぼす炭素量の影響, 溶接學會全國大會講演集, Vol.37(1985), 222-223.
 6. J.C.Borland: Generalized theory of super-solidus cracking in welds (and casting), Brit. Weld. Jour. Vol.7(1960) No. 8, 508-512.
 7. F.J.Wilkinson and C.L.M.Cottrell: Calculating hot cracking resistance of high tensile alloy steel, Brit. Weld. Jour. Vol. 5(1958) No. 12, 557-562.
 8. C.L.M.Cottrell: Factors affecting the fracture of high-strength steels, JISI Vol. 203(1965), 597-604.
 9. 益本, 今井: 溶接鋼高温割れについて, 溶接學會誌, 第39集(1972) No. 6, 79-89.
 10. 益本, 尾崎: 凝固鋼熱間割れに及ぼす炭素含量の影響, 同上, Vol.42(1973), No. 7, 48-58.
 11. W.I.Pumphrey and P.H.Jennings: A consideration of the nature of brittleness at temperatures above the solidus in casting and welds in aluminium alloys, Jour. of Metals Vol. 75(1948), 235-256.
 12. Singer et al.: Hot-shortness of some aluminium-iron-silicon alloys of high purity, Jour. of Inst. of Metal, Vol.73(1947), 273-284.
 13. W.S.Pellini: Strain theory on hot tearing, Foundry Vol.80(1952) No. 11, 125-133.
 14. 仙田, 松田, 中川: 鐵鋼溶接部における硫化物の舉動と凝固割れ(第1報) 溶接學會誌, 第42集(1973), No. 9, 869.