J. of the Korean Society for Heat Treatment
Vol. 11, No. 1, March, pp.62~72

《論 文》

예열온도 변화에 따른 레일용접부의 충격인성 및 균열특성

이해우, 신용택
삼성중공업 조선플랜트연구소 용접연구팀

Impact Toughness and Cracking Behavior of a Railroad Weldment with Preheating Conditions

Hae-Woo Lee, Yong-Teak Shin
Welding Research Team, Shiping & Plant Institute,
Samsung Heavy Industries, Co., Ltd, Koje-City, Kyungnam

ABSTRACT

High carbon steel is used for rails due to the excellent wear resistance, however the welding of high carbon steel is more difficult than that of mild steel owing to the high hardenability and sensitivity to cracking at the weldment. In this study, the impact toughness and cracking behavior of a rail weldment were evaluated as function of preheating temperatures. Impact toughness were more excellent in the specimen welded with preheating temperature above 250℃ than that below 100℃, and cracks were not detected in the specimen welded with preheating temperature above 250℃.

1. 서 론

용접성은 용접 공정 및 재료의 화학조성에 따라 달라지며 탄소당량이 높은 재료일수록 용접부 결함, 즉 균열발생 가능성이 높아진다. 특히 고탄소강인 레일 용접의 경우 열영향부에서 마르텐사이트와 같은 취약한 조직을 형성함으로써 경도값이 향상되어 인성저하는 물론 균열감수성이 높아진다[1,2].

레일에 주로 이용되는 용접방법으로는 가스압접, 플래쉬버트(flash butt)용접, 엔크로즈아크(enclosed arc)용접, 테르밋(thermit)용접 및 피복아크(shielded metal arc)용접등이 이용되고 있다[3~5].

가스압접의 경우 용접결함 발생 가능성이 적어 용접품질은 우수하지만 설비투자비가 많이 소요되는 단점이 있으며, 고강도 레일강을 용접할 경우 냉각속도에 따라 용접부 물성치가 크게 변화하므로 냉각속도 관리에 유의하여야 한다. 플래쉬 버트용접은 가스압접과 마찬가지로 품질은 우수하지만 열처리형 고강도 레일의 경우 열영향부에 연화현상이 생기는 특징이 있으며 테르밋 용접은 현장에서 손쉽게 용접할 수 있는 장점은 있으나 용접부에 형성된 돌출부를 제거해야 하는 번거로움과 용접결함 발생 가능성이 높은 단점이 있다. 엔크로즈 아크용접은 철도 레일용접에 가장 많이 사용되는 용접법으로 용접부 결함 발생가능

성이 적어 우수한 용접품질을 얻을 수 있는 반면 시공시간이 많이 소요되며, 특히 0.7% 이상의 고탄소강 레일용접의 경우 용접부에 고온액화균열 발생 가능성이 높다[6~7].

탄소당량(carbon equivalent)이 높은 레일용접시 연강에 비해 균열감수성이 증가하는데, 이를 방지하기 위해서는 예열 및 층간온도 관리가 필요하다. 예열은 임계온도(critical temperture)에서 냉각속도를 느리게 하여 경화 조직 생성을 억제함은 물론 용접부와 열영향부의 수축응력(shrinkage stress)을 감소시켜 균열 감수성을 낮게할 뿐만 아니라 용접부 내의 확산성 수소량(diffusible hydrogen)을 감소시켜 underbead 균열을 방지한다[8,9].

고속으로 주행하는 철도레일 용접의 경우 우수한 용접성뿐만 아니라 내마모성, 내손상성 등을 요구하고 있으며 이를 위해서는 용접부 강도가 무엇보다도 중요하다. 특히 용접부 강도를 모재수준까지 올리기 위해서는 모재와 동급의 용가재(filler metal)를 사용하여야 하는데, 이 경우 용착금속의 연신이 작아져 under bead crack의 발생가능성이 높아진다. 철도레일의 용접과는 달리 저속으로 움직이는 크레인용 레일 용접의 경우 용접부 강도는 특별히 규정하고 있지 않으나 용접부의 내마모성을 향상시킬 목적으로 크레인 바퀴와 접촉되는 레일헤드부의 경도를 요구하고 있다.

지금까지의 대부분 레일용접은 용도에 관계없이 모재강도에 준하는 용가재를 사용하다보니 용접시공이 어려울 뿐만 아니라 용접부 균열방지 목적으로 예열온도를 지나치게 높게하여 시공하고 있는 실정이다. 본 연구에서는 용접성이 우수하고 용착금속 균열발생 가능성이 적은 50kg급 용가재를 사용하여 크레인용 레일 본체를 용접한 후 내마모성을 향상시킬 목적으로 레일헤드부를 육성용접하여 표면경도를 향상시켰으며 예열온도 변화에 균열 발생양상과 충격특성을 상호 비교평가하였다.

2. 실험 방법

2.1. 모재 및 시험편 형상

본 연구에 사용된 강재는 크레인용 JIS 50kgN 레일을 사용하였으며 시험편 형상은 Fig.1에 나타내었다.

2.2. 용접 방법

본 연구에서는 피복아크용접(SMAW : Shielded Metal Arc Welding)으로 개선없이 용접하였으며, 용접부 이면에 back plate를 이용하여 Fig.2와 같은 순서로 용접하였다. 용접봉은 저수소계 용접봉인 AWS E7016 type을 사용하였으며, 각 위치별 용접조건은 Table 1에 나타내었다. 예열온도 변화에 따른 충격특성과 균열특성을 조사하기 위하여 한 시험편은 예열온도를 100℃ 미만으로 유지하였고, 다른 시험편은 예열온도를 250℃ 이상으로 유지한 후 용접하였다. 예열은 산소, 아세틸렌 혼합가스를 이용하였

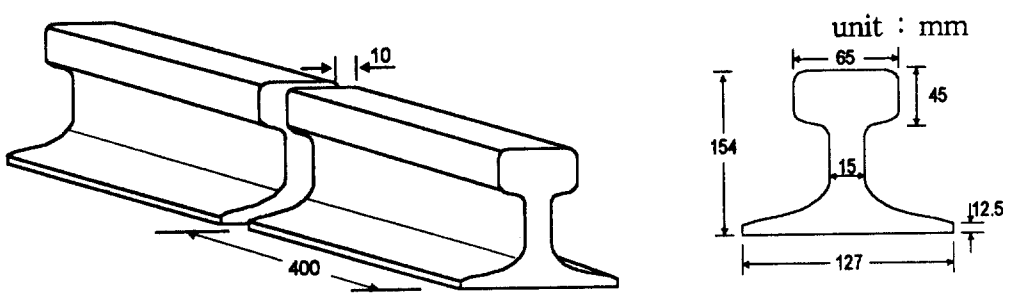


Fig. 1 Dimensions and shape of test specimen

으며 예열온도 측정은 용접시작 직전에 디지털 온도 측정기를 이용하였다.

예열온도 설정은 모재의 화학조성으로부터 구해진 탄소당량(carbon equivalent)으로부터 Urioka's report[10]을 인용하여 결정하였다. 또한 용접부의 강도 저하에 따른 내마모성을 향상시키기 위해 용접부 top surface에서 7mm깊이까지 표면경화용 용접봉(JIS DF2A－300－B)으로 육성용접하였다.

Table. 1 Welding conditions

Identification	Current(A)
Bottom (1)	110－140
Web (2)	110－125
Top (3)	150－180
Surface hardening	130－150

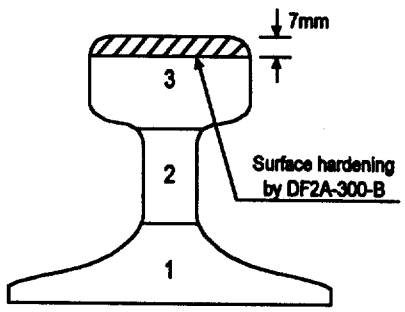


Fig. 2 Welding sequence

2.3. 화학 조성

모재 및 용접부의 화학조성은 건식분석 방법인 Spectrometer(Spectrovac－200,Baird)로 3회 분석하여 평균값을 기록하였으며 그 결과를 Table 2에 나타내었다.

Table. 2 Chemical compositions of base/weld metal

Identification		C	Si	Mn	P	S
Base metal	Spec.	0.63～0.75	0.15～0.30	0.70～1.10	0.045max.	0.050max.
	Experi.	0.71	0.25	0.82	0.017	0.009
Weld metal	Experi.	0.14	0.46	1.01	0.021	0.009

2.4. 경도 시험

경도 시험은 마크로 비커스 경도기(Macro Vickers hardness)를 사용하였으며 시험편을 정마한 후 하중 10kgf, 하중부여시간(loading time)을 10초로 하였다.

2.5. 인장 시험/충격 시험

인장 시험은 AWS Sec. D15.1에 의거 봉상(round bar)형상으로 시험편을 가공하였다. 충격 시험은 용착금속과 열영향부를 구분하여 샤르피 V－노치(Charpy V－notch)시험편을 이용하여 20℃, 0℃ 및 －20℃에서 흡수에너지를 구하였다. 각 시험편 채취 위치를 Fig.3에 나타내었다.

2.6. 미세조직 관찰시험

용접부 및 모재의 미세조직을 관찰하기 위하여

emery paper #1200까지 연마 및 정마한 후 3% nital에서 10초간 부식한 후 광학현미경으로 관찰하였다.

2.7 균열길이 관찰시험

용접후 자분탐상시험법(Magnetic Particle Inspection) 및 초음파검사(Ultra sonic test)로 용접부 균열유무를 판명하였다. 또한 균열부위를 절단하여 용접부 표면에서 1mm깊이로 기계가공후 자분탐상시험법을 실시하여 균열길이 및 형상을 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 현미경 조직

Fig. 4는 예열온도를 100℃미만으로 유지하여 용접한 시험편의 미세조직이다.

(A)는 고탄소강 조성을 가진 레일 모재의 조직으로 펄라이트와 소량의 페라이트로 구성되어 있음을 알 수 있다. 레일은 제조공정에 따라 크게 열처리 레일(heat-treated rail)과 압연 레일(as-rolled rail)로 구분되며 열처리형 레일 미세조직은 템퍼드 마르텐사이트 또는 미세 펄라이트로 구성되며, 압연 레일은 펄라이트 또는 베이나이트로 구성된다. Table 3은 제조 공정에 따른 레일 즉, 압연 레일과 열처리 레일을 비교 분석한 자료이다[6].

50kg급 용가재를 사용한 C-Mn강 용착금속의 미세조직인 (B)는 결정립계 페라이트(grain boundary ferrite)와 침상페라이트(acicular ferrite)로 구성되어 있다. C-Mn강의 용접부의 기계적 성질은 용접후 냉각중 상변태를 통하여 생성된 페라이트 형상(ferrite morphology)에 의해 가장 큰 영향을 받는데 용접부의 저온인성과 강도는 침상페라이트(acicular ferrite)량과 관계가 있음은 잘 알려져 있다[11,12]. 즉, 양호한 기계적 성질을 얻기 위해서는 용접부에 미세한 침상페라이트가 고분율로 생성되어야 하고 동시에 결정립계 페라이트나 위드만스태턴 페라이트(widmanstatten ferrite) 및 상부 베이나이트(upper bainite)의 생성을 최소화시켜야 한다. Mn, Mo는 변태온도를 떨어뜨리고 침상페라이트 생성을 촉진하며, Ni, Mn 첨가도 결정립계 페라이트와 상부 베이나이트 생성을 억제하여 침상페라이트를 생성한다고 보고되고 있다[13~15].

1300℃이상 가열되었다가 냉각된 결정립 조대화부분의 미세조직인 (C)는 용접부중 가장 취약한 부분으로 대부분 마르텐사이트로 구성되어 있다. 결정

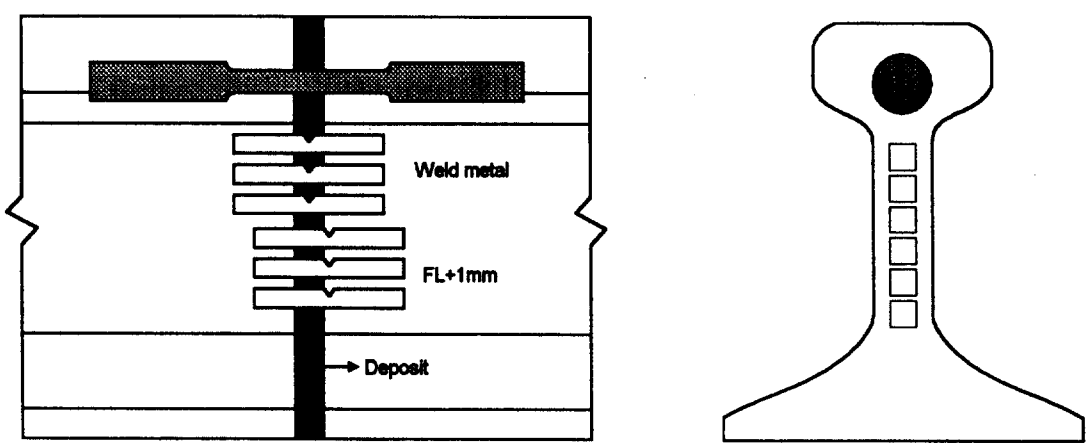


Fig. 3 The position of tensile and impact specimens

table. 3 High strength rail steels according to working process[6]

Process	Kinds	Chemical composition(wt%)								Micro-structure
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	B	
As-rolled	Normal rail	0.69	0.22	0.94	0.010	0.008	–	–	–	–	Coarse pearlite
	High Si rail	0.73	0.87	1.23	0.014	0.005	–	–	–	–	Pearlite
	Low C rail	0.33	0.32	1.19	0.019	0.019	1.22	0.18	0.007	0.002	Bainite
	Cr-V rail	0.77	0.33	1.39	0.017	0.006	0.93	–	0.143	–	Pearlite
	Cr-Mo rail	0.76	0.14	0.87	0.013	0.005	0.70	0.18	–	–	Pearlite
	Cr-Mo-V rail	0.69	0.14	0.88	0.024	0.005	0.89	0.18	0.007	–	Pearlite
Heat-treated	Q-T rail	0.68	0.22	0.91	0.013	0.016	–	–	–	–	Tempered-Martensite
	Slack-Q rail	0.77	0.18	0.87	0.021	0.007	–	–	–	–	Fine-Pearlite

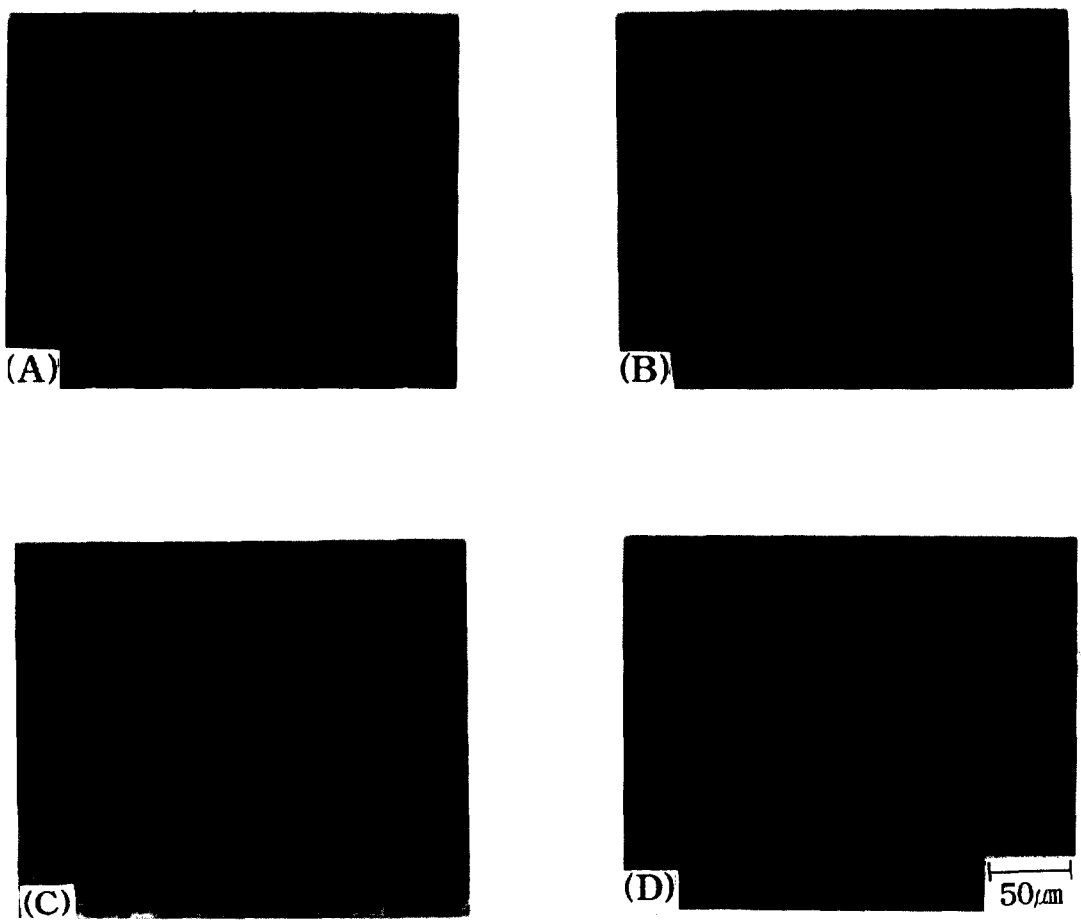


Fig. 4 Microstructure of SMAW joint for preheating temperature below 100℃

립 조대화 부분의 미세조직은 모재의 화학조성과 냉각속도에 따라 결정되는데 탄소성분이 높은 경우 냉각속도가 다소 늦더라도 마르텐사이트 변태가 가능하다.

특히, 고탄소강인 레일용접의 경우 예열을 하지 않거나 예열온도가 낮은 경우 열영향부에 최고경도(peak hardness)가 나타나 균열감수성이 커짐은 물론 인성도 급격히 저하한다. (D)는 결정립 미세화 영역으로 Ac3이상인 900~1000℃정도로 가열되었다가 냉각된 조직으로 페라이트 및 펄라이트가 균일하게 생성되어 있지 않음을 알 수 있는데 이는 용접동안 빠른 가열속도(heating rate)로 탄소원자가 충분히 확산하지 못했기 때문이다[1].

3.2. 경도 특성

Fig. 5는 용접조건에 따른 경도분포곡선으로 예열온도를 100℃미만으로 유지한 시험편이 예열온도를 250℃로 유지한 시험편보다 용착금속 및 열영향부에서 높은 경도분포를 보이고 있다. 용접부 내마모성을 향상시킬 목적으로 레일표면을 육성용접한 용접부의 경도값은 모재와 근접한 경도값을 보이고 있는데, 이는 육성용접시 사용된 JIS DF2A-300-B 표면경화용 용접재료가 타용접재료에 비해 합금원소(0.16%C, 0.7%Si, 1.9%Mn, 0.8%Cr)가 많이 첨가되어 용접부 경도가 높게 나타난다. 또 용접부 두께, 개선 형태 및 예열상태에 따라 용접부의 냉각속도가 달라지는데 Adams[16]의 연구결과에 따르면 냉각속도는 다음과 같이 표현된다.

$$\text{냉각속도 } S = -2\pi KsV\frac{(T-To)^2}{Q} \qquad (1)$$

여기서, Ks=열전도도(35W/m℃)

V=용접속도(0.001m/sec.)

Q=아크효율×전류×전압(SMAW의 아크효율=0.7)

T=냉각속도를 측정하고자하는 온도(800℃)

To=예열온도

800℃에서의 냉각속도를 구해보면,

예열이 100℃인 경우 : 51.1℃/sec.

예열이 250℃인 경우 : 31.6℃/sec.

식(1)에서 알 수 있듯이 예열온도가 250℃인 용접부가 예열온도가 100℃미만인 용접부보다 냉각속도가 감소됨을 알 수 있다. 즉, 예열온도가 높을수록 냉각속도가 느려 상대적으로 마르텐사이트 조직이 감소되었다고 판단된다.

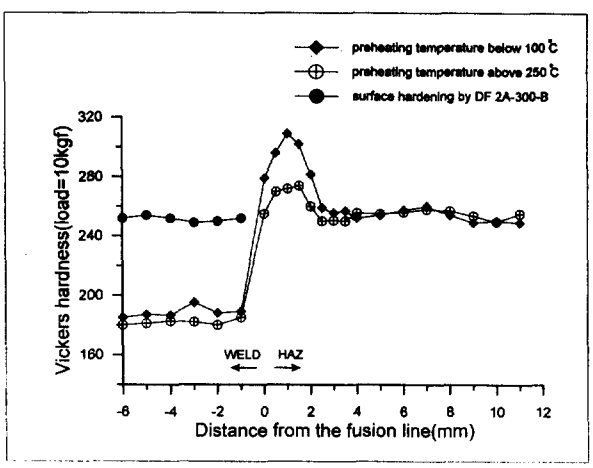


Fig. 5 Hardness profiles of weldments

3.3. 인장/충격 특성

Fig. 6은 모재 및 용접부의 인장특성을 나타낸 그래프로 예열온도가 100℃미만의 시험편이 예열온도 250℃이상으로 유지한 시험편보다 약간 높은 인장강도를 보여주고 있다. 이는 앞에서 언급한 바와 같이 예열온도가 250℃인 경우보다 경화조직인 마르텐사이트 변태가 상대적으로 더 용이하여 인장강도 상승효과를 가져온 것으로 판단된다.

Fig. 7은 용착금속에서 Fig.8은 열영향부인 fusion line+1mm에서의 흡수에너지를 나타낸 그래프이다. 용착금속의 흡수에너지를 나타낸 Fig.7의 경우 예열온도를 250℃이상으로 유지한 시험편이 100℃미만으로 유지한 시험편보다 모든 시험온도에서 높은

흡수에너지를 보이고 있다. 이는 앞절에서 설명한 바와 같이 냉각속도에 따른 조직 및 경도변화에 기인된다.

Fig. 8은 fusion line+1mm에서의 충격특성 분포곡선으로 Fig. 7의 용착금속과 비교해볼 때 매우 낮은 충격흡수에너지를 보이고 있다. 탄소성분이 높은 레일의 경우 열영향부에 마르텐사이트 같은 경화조직의 생성으로 낮은 흡수에너지를 보인것으로 생각되며 용착금속과 열영향부 모두 충격시험 온도가 낮아질수록 낮은 흡수에너지를 나타내고 있다.

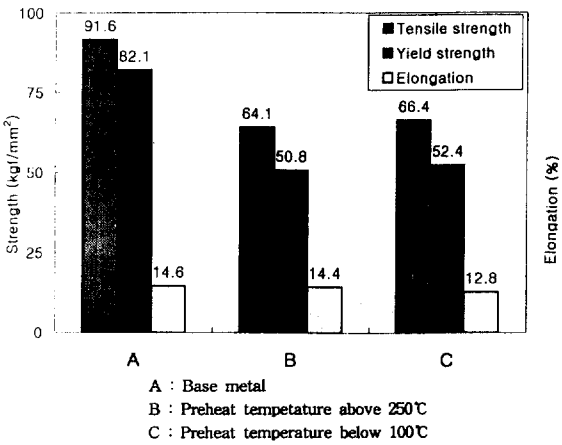


Fig. 6 Variation of tensile properties with preheating temperatures

Fig. 9는 0℃에서 충격시험 후 파면의 주사 전자현미경 사진으로 (A)와 (B)는 용착금속, (C)와 (D)는 fusion line+1mm에서의 파면조직이다. (A)는 예열온도를 250℃이상으로 유지한 용착금속의 파면조직으로 연성파면인 dimple과 취성파면인 벽개파면(Cleavage facet)이 혼재해 있다. 예열온도가 100℃미만인 (B)의 경우 (A)에 비해 dimple의 양은 줄어든 반면 벽개파면은 증가하였다. (C)는 예열온도를 250℃인 경우 fusion line+1mm에서의 파면조직으로 대부분 벽개파면 양상을 보이고 있으며 예열온도를 100℃미만으로 유지한 경우인 (D)에서도 거의 대부분 벽개파면 양상을 띄고 있으며 (C)와 비교해볼 때 벽개면이 더 조대해져 있음을 알 수 있다.

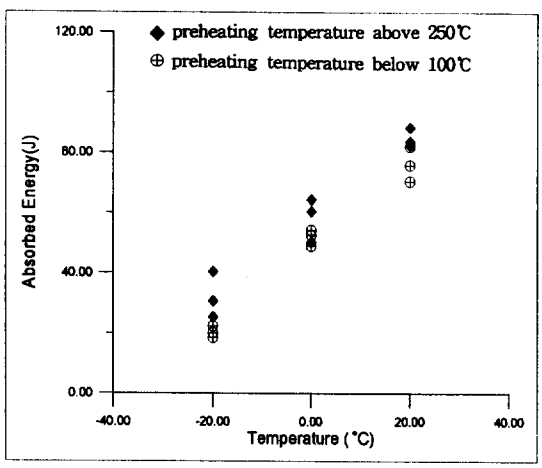


Fig. 7 Results of Charpy v-notch impact tests for weld metal

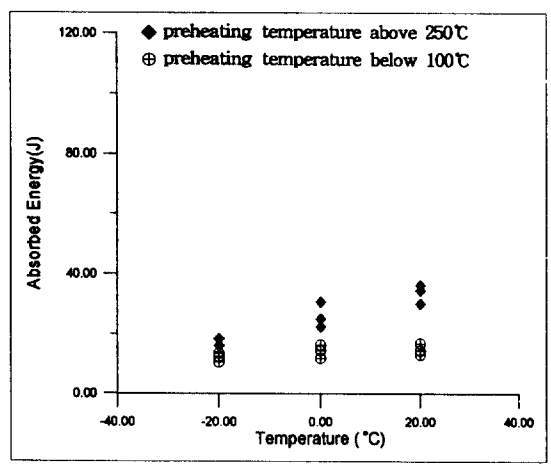


Fig. 8 Results of Charpy v-notch impact tests for fusion line+1mm

3.4. 균열 특성

용접후 자분탐상 시험법으로 용접부 결함을 확인해 본 결과 예열온도를 250℃이상을 유지한 용접부에서는 어떠한 균열도 발생되지 않았으나 예열온도를 100℃미만으로 유지한 용접부 표면에 균열이 발견되었다. Fig.10은 예열온도를 100℃미만으로 유지한 시험편에서 발생된 균열과 이 균열을 표면에서 1mm 깊이 간격으로 기계가공후 자분탐상법으로 균열을 확인한 사진이다. (A)는 용접부 표면에서 균열양상을 보여주고 있다. (B)는 (A)부분의 균열발생 부위를 절단하여 시험편 표면에서 깊이 방향으로 1mm를 기계가공한 후의 균열 양상으로 (A)에 비해 균열 길이와 크기가 큰 차이가 나지 않음을 알 수 있다. 표면에서 2mm깊이에 존재하는 균열양상을 (C)에 나타내

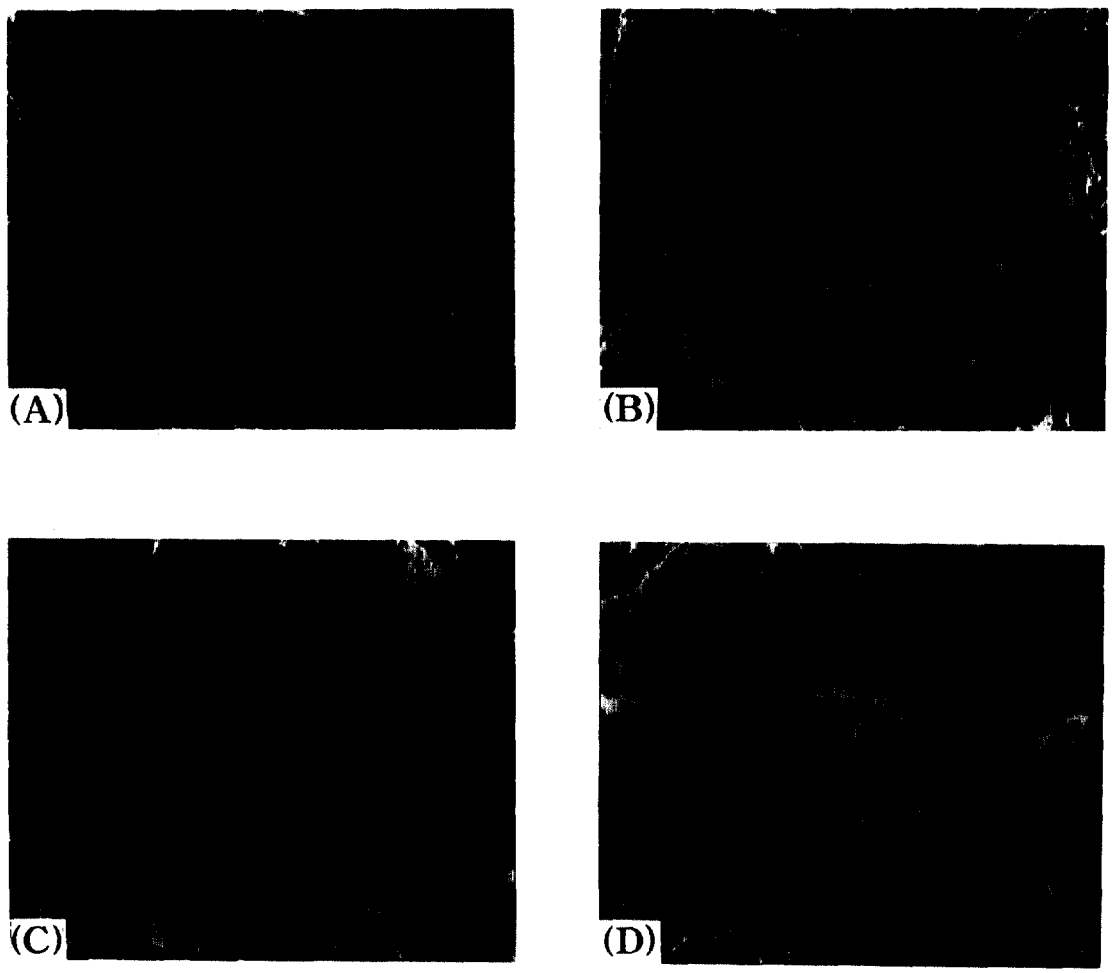
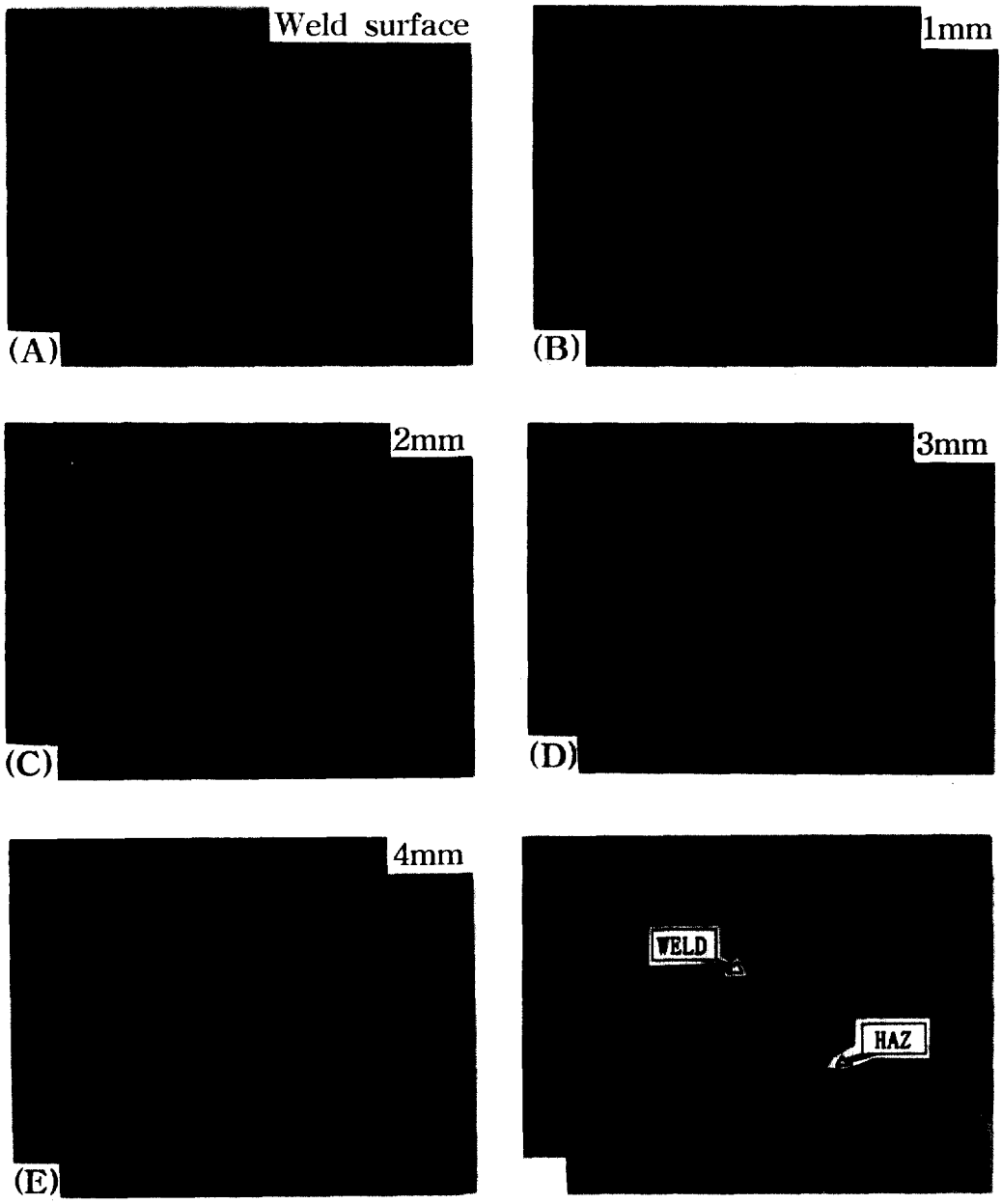


Fig. 9 SEM fractographs after impact testing at 0℃



(A) Weld surface
(B) 1mm depth below from weld surface
(C) 2mm depth below from weld surface
(D) 3mm depth below from weld surface
(E) 4mm depth below from weld surface
(F) Macrostructure of after etching

Fig. 10 Results of magnetic particle inspection at the crack area

었는데 (B)에 비해서 균열폭이나 길이가 감소하였으며 표면에서 3mm깊이인 (D)에서는 2개의 균열중 오른쪽의 균열은 사라진 반면 왼쪽의 균열만 미세하게 남아있다. 이와 같은 균열은 (E)에서와 같이 표면에서 4mm깊이에서는 완전히 소멸하였다. (F)는 균열 발생위치를 확인하기 위해 3% nital에서 부식했을 때 사진으로 균열 위치는 용착금속이 아닌 열영향부에서 발생되었음을 확인하였다. 이와 같이 균열이 용착금속이 아닌 예열온도를 100℃미만으로 유지한 시험편의 열영향부에서 발생되는 것은 빠른 냉각속도로 인한 마르텐사이트와 같은 경화조직 생성 및 용접부에 작용하는 수축응력이 크게 작용하여 균열이 발생된 것으로 사료된다. 반면 용접재료에 절대적인 영향을 받는 용착금속의 경우 50kg급 저탄소 저합금강 재료의 사용으로 균열감수성이 낮아 균열이 발생되지 않는 것으로 판단된다.

4. 결 론

50kgN급 레일에 대하여 피복아크용접시(SMAW) 시 예열온도 변화에 대한 충격특성 및 균열특성을 고찰하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 예열온도를 250℃이상으로 유지한 시험편에서는 균열이 발생되지 않았으나 예열온도를 100℃미만으로 유지한 시험편에서는 균열이 발생되었으며, 발생 위치는 용착금속이 아닌 열영향부에서 나타났다.
2. 내마모성을 향상시킬 목적으로 레일헤드부에 육성용접한 결과, 모재와 동일수준의 경도값을 얻을 수 있었다.
3. 충격특성 시험결과 예열 온도를 250℃이상으로 유지한 시험편이 예열온도를 100℃미만으로 유지한 시험편보다 높은 흡수에너지를 보였다.

참고문헌

1. Sindo Kou : Welding Metallurgy, John Willey & Sons, 1987, pp.331～333, pp.326.
2. American Welding Society : Welding Handbook, vol.4(7th), 1984, pp.16.
3. Yooich Tamula, Masahiro Veda and Toshihara Irie : 合金鋼 レー ルの開發, 日本鋼管技報, No.79, 1978, pp.23～34.
4. 日本溶接學會 : 溶接接合便覽, 1989, pp.1348～1350.
5. 鈴木春義 : 最新 熔接핸드북, 大光書林, pp.471～472.
6. 中田充則, 田村庸一 : レー ルの 溶接, 日本鋼管技報, No.88, 1981, pp.57～71
7. Hideki Shitara : An Enclosed Arc Welding Process for Head Hardened Rails, QR of RTRI, Vol.34, No.3, 1993.
8. The Lincoln Electric Company : The Procedure Handbook of Arc Welding, 12th, 1993, pp.3.3.1.
9. American Welding Society : Welding Handbook, 8th, 1987.
10. Nobutaka Yurioka : A Chart Method to determine necessary Preheat Temperature in Steel Welding, Journal of Japan Welding Society, 1995, pp.347～350
11. J. Schuster and O. Gentzsch : The Welding of Fine Grained Structural Steels…, Welding International, No. 9, 1989, pp.85～89.
12. Committee of Weld, Metallurgy of JWS : Classification of Microstructures in Low C Low Alloy Steel Weld, Metal and Terminology, Ⅸ－1283－83.
13. Evans, G. H : The Effect of Mn on the Microstructue and Properties of Weld Metal Deposits, Welding Journal, Vol.59, No.8, 1980, pp.67
14. Dolby, R. E. : Factors Controlling Weld Toughness, Welding Institute Research, Rep.

14, 1976, pp.86

15. Liu, S and Olson, D. L. : The Role of Inclusion in Controlling HSLA Steel Weld Microstructure, Welding Journal, Vol.65, No.6, 1986, pp.39~49.

16. Adams : Cooling Rates and Peak Temperatures in Fusion Welding, Welding Journal Research Supplement, 1958, pp.210-215