

研究論文

철/크롬 오버레이합금의 파괴인성에 미치는 크롬탄화물 양의 영향

백 응 룰*

Effect of Volume Fraction of Chromium Carbide on Fracture Toughness of the Iron/Chromium Hardfacing Alloy

Eung-Ryul Baek*

Key Word: Fracture Toughness(파괴인성), Hardfacing(오버레이용접), Iron/Chromium Hardfacing Alloy(철/크롬 오버레이합금),

Abstract

This study aims at investigating the effect of volume fraction of chromium carbide phase (VFC) of hardfaced iron/chromium alloys on fracture toughness. The alloys were deposited twice on a mild steel plate using self-shielding flux cored arc welding process. In order to examine VFC effect, different VFC (0.28~0.62) were employed by changing the Cr and C content, while the ratio of Cr/C was fixed in the range of 5.7~6.6. Fracture toughness was constant as increasing VFC because fracture surface was developed in the eutectic phase which was grown in parallel with introduced sharp notch in the hypoeutectic alloys, but fracture toughness did not decreased in spite of increasing volume fraction of coarse primary chromium carbide phase which was easily cracked at the low stress because the growth direction of chromium carbide phase were more irregular as increasing VFC in the hypereutectic alloys.

1. 서 론

철/크롬 오버레이합금(일명 크롬탄화물형 고크롬 철계 오버레이합금)은 고경도 크롬탄화물((Cr,

Fe)₇C₃)을 다량 함유하고 있음으로 인하여 내마모성이 우수하다는 점과 가격이 매우 저렴하다는 점으로 인하여 오버레이 용접재 중에서 가장 많이 사용되고 있다¹⁾. 이 합금은 고크롬 내마모 주조합금으로 먼저 개발^{2~5)}된 후 오버레이용접용 합금으로

※ 1997년 11월 11일 접수

*정회원, 영남대학교 금속공학 및 재료공학부

도 이용되고 있으며, 미국용접협회에서는 Table 1과 같이 두 종류로 분류하고 있으나 실제로는 크롬탄화물 및 탄화물을 둘러 싸고 있는 기지상의 종류에 따라 Table 2⁶⁾와 같이 다양한 종류의 합금들이 개발되어 사용되고 있다.

Table 1. AWS iron/chromium hardfacing alloys.

	C	Mn	Cr	Mo	Si	Fe	Hardness (HRC)
RFcCr-A1	3.7-5.0	2-6	27-35	-	1.1-2.5	Bal.	53
EFcCr-A1	3.0-5.0	4-8	26-32	2	1.0-2.5	Bal.	53

그간 이 합금에 대한 연구는 미세조직의 개선을 통한 내마모성을 향상시키는 것에 주안점을 두어서 오버레이용접 층의 물성 평가는 경도 및 내마모성 이외에는 거의 이루어져 있지 않는 것⁷⁻⁹⁾이 현실이다. 반면에 고크롬철계 내마모 주조합금의 경우는 파괴인성값(K_{IC})이 크롬탄화물 분율이 0.1에서 0.45까지 증가함에 따라 30에서 20MPam^{1/2}로 점차 감소하므로¹⁰⁻¹³⁾, 크롬탄화물 양이 많은 가공정 주조합금의 경우는 낮은 충격인성으로 인하여 사용 중 파손의 위험이 있어 거의 사용되지 않고 있다.

그러나 오버레이용접법에 의하면 연강의 모재 위에 철/크롬 합금을 오버레이용접 시킴으로써 고크롬철계 주조재와 같이 충격인성 저하에 따른 사용 중 부품의 일순간 파손의 문제가 전혀 발생하지 않을 뿐만 아니라 Table 2에서 알 수 있는 바와 같이 복합탄화물형 내마모재와 같은 다양한 종류의 고합금재료의 제조가 용이하다. 그러므로 철/크롬 오버레이합금의 파괴거동에 대한 이해는 현재 저응력 마모조건 하에서만 주로 사용되고 있는 이 합금의 사용상의 한계를 보다 넓히고 향후 새로운 내마모재 개발을 위해서 매우 중요한 의미를 가지고 있다.

Table 2. Iron/chromium hardfacing alloys classification.

- Alloy composition:
 - Fe-Cr-C alloy system
 - Fe-Cr-C + Nb, Ti, V, Mo, W alloy system
- Type of chromium carbide:
 - Primary Cr₇C₃ (hypereutectic)

-Eutectic Cr₇C₃ (hypoeutectic)

- Matrix phase which is surrounding carbide phase
 - Austenite
 - Martensite (as welded or heat treated)
 - Pearlite

따라서 본 연구에서는 철/크롬 오버레이합금의 내마모성 향상에 주도적인 역할을 하는 크롬탄화물의 존재가 파괴인성에 어떠한 영향을 미치는가를 조사하였다. 이와 더불어 파단면을 주사전자현미경 (SEM)으로 관찰하여 크롬탄화물 양에 따라 달라지는 미세파괴기구를 조사함으로써 파괴인성에 미치는 미세조직 인자들의 역할을 규명하고자 하였다. 한편 오버레이용접 층의 파괴인성에 크롬탄화물 양이 미치는 영향을 평가하기 위해서 크롬탄화물을 둘러 싸고 있는 기지상은 가능한 동일한 물성을 가지게 하기 위해서 합금성분 중의 Cr/C비가 5.7~6.6로 제한하면서 동일한 오스테나이트상을 가지게 하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 재료는 Cr/C비가 5.7~6.6로 일정하면서 Cr과 C의 양을 달리하여 용착금속의 크롬탄화물 양을 28%~62%까지 변화시킨 철/크롬 오버레이합금재이며, 용착금속의 대략적인 화학조성, 크롬탄화물 양, 그리고 Cr/C비를 Table 3에 나타내었다. Table 3에서 크롬탄화물의 양은 Maratray의 식¹⁴⁾에 의하여 계산한 값이다.

Table 3. Chemical composition of the iron/chromium hardfacing weld deposits used in this study.

Alloy	Chemical composition (wt. %)					% Carbide	Cr/C
	C	Cr	Si	Mn	Fe		
No. 1	2.78	15.76	0.78	2.06	Bal.	27.8	5.67
No. 2	2.90	19.26	0.72	1.92	Bal.	31.2	6.64
No. 3	3.41	21.00	0.89	2.39	Bal.	38.4	6.16
No. 4	4.26	27.83	1.09	2.02	Bal.	52.6	6.53
No. 5	4.89	29.62	1.09	1.70	Bal.	61.4	6.06
No. 6	4.91	29.93	0.90	2.12	Bal.	61.8	6.10

오버레이용접은 Fig. 1과 같이 SS-FCAW (self-shielding flux cored arc welding) 방법으로 두께 9mm인 SS41연강 모재 위에 용접 와이어를 oscillating함으로써 비드 폭이 약 55mm가 되도록 용접하였다. 용접 와이어는 단면 형상이 lapped cored wire이며, 합금 분말을 플럭스와 함께 혼합한 후, tubular wire 가공기를 사용하여 외경이 3.2mm되게 자체 제조하였다. 모재를 약 200℃로 예열한 후 정전압 30V, 사용 전류 400A에 DC 역전극으로 용접하였다. 1층 오버레이 용접부의 두께는 4~5mm이며, 모재쪽으로의 용입 깊이는 1.0~1.5mm였다. 시험에 사용된 재료는 2층 용접한 것을 사용하였으며, 2층 용접한 시료의 오버레이 층 두께는 약 8~9.2mm였다.

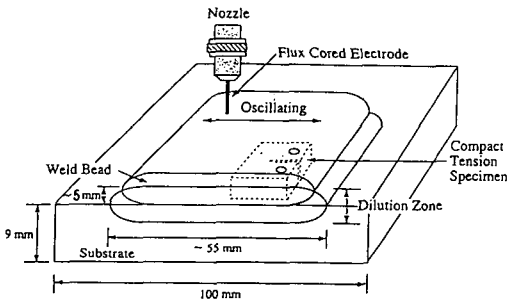


Fig. 1 Schematic diagram illustrating the cross section of the hardfaced layers.

시편의 미세조직 관찰은 용접 층에 수직 되게 절단한 후, 오버레이용접 층 표면에서 부터 2mm 아래 지점의 부위에서 실시하였다. 그리고 오버레이 용접부의 미세조직은 미세 연마 후 부식액(피크린산 1g + 염산 10 20ml + 에틸알코올 100ml) 으로 약 수초간 부식시킨 후 광학현미경 및 SEM으로 관찰하였다. 탄화물의 형상을 조사하기 위한 탄화물 추출은 오버레이용접재를 전해액(아세틸 아세테이트 400ml + 테트라메틸 암모니움 클로라이드 40g + 메타놀 3.56l) 에서 30mA, 150mV의 조건에서 20시간 전해부식을 실시하였다.

오버레이용접부는 대단히 취약하여 예비피로균열을 만들기 어렵고 초고장력강, 금속복합재료 등에서는 30~50µm 정도의 날카로운 노치를 가진 compact tension (CT) 시편으로 구한 노치파괴인성은 예비피로균열을 도입하는 평면변형파괴인성

(KIC) 과 거의 비슷한 값을 가진다는 것이 알려져 있으므로^{15~19)}, 날카로운 노치(노치반경: 30~70µm)를 가진 CT시편을 이용하여 겉보기 파괴인성(apparent fracture toughness) 즉 노치파괴인성을 측정하였다. 파괴인성 시험에 사용한 CT 시편의 형상은 Fig. 2 (a)와 같이 두께(B) 5mm, 두께(B)/폭(W)의 비 1/4이고, 시편의 모든 컷수는 ASTM-E399²⁰⁾ 규정을 따랐다. 그리고 starter notch 전방으로 약 1.3mm길이의 날카로운 노치(노치반경: 36µm)를 Fig. 2 (b)와 같이 방전가공

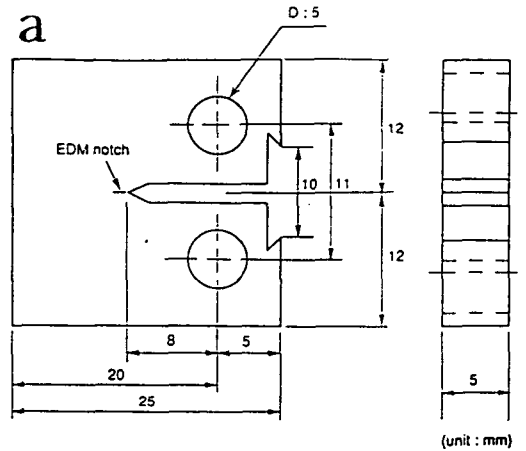


Fig. 2 (a) The shape and dimensions of the CT type fracture toughness specimen with a sharp notch(unit:mm). (b) The profile of the sharp notch introduced into the fracture toughness specimen.

(electro-discharge machining: EDM)으로 삽입하였다. 노치 파괴인성시험은 servo-hydraulic Instron(model 8501)을 사용하여 ASTM-E399 규정에 따라 실시하였고, 하중속도는 약 1MPam/sec로 하였다.

파괴시험 후 파단된 CT시편의 파면을 SEM으로 관찰하여 파괴 형태를 조사하였다.

3. 실험결과

3.1 오버레이용접 층의 미세조직

Photo. 1 (a), (b)는 오버레이용접한 Table 3의 철/크롬합금 중에서 전형적인 아공정합금(No. 2합금)과 과공정합금(No. 6합금)의 미세조직을 광학

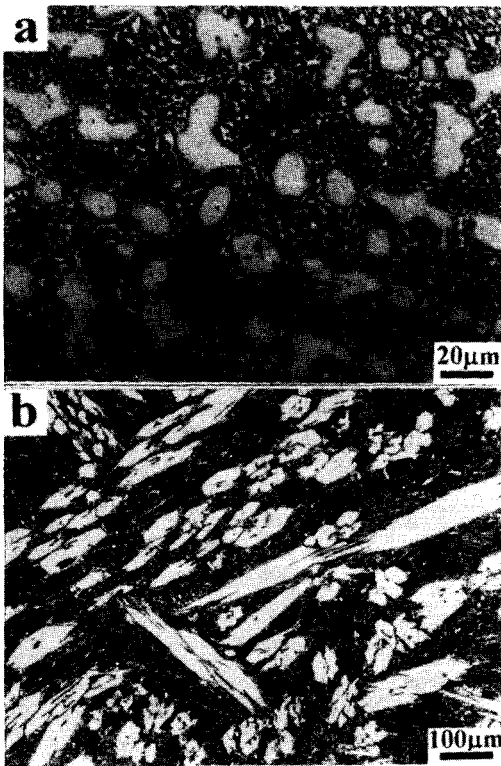


Photo 1. Optical micrographs of the chromium-carbide-type high-Cr white iron hardfacing weld deposits: (a) the No. 2 alloy (hypoeutectic), (b) the No. 6 alloy (hypereutectic).

현미경으로 관찰한 것이다. 아공정합금으로서 크롬탄화물 양이 31.2%인 No. 2합금의 오버레이 층의 조직(Photo. 1 (a))은 20µm크기의 수지상(dendritic phase)인 초정 오스테나이트와 공정조직으로 구성되어 있다. 여기서 공정조직은, 약 5µm 이하 크기의 육각기둥 형상⁷⁾인 미세한 크롬탄화물 $[(Cr, Fe)_7C_3]$ 과 오스테나이트로 구성되어 있다. 그리고 과공정합금(No. 6합금)은 약 50µm 크기의 육각기둥 형상의 조대한 일차크롬탄화물⁷⁾과 공정조직으로 구성되어 있으며, 여기서 공정조직은 약 5µm 이하 크기의 공정크롬탄화물 $[(Cr, Fe)_7C_3]$ 과 오스테나이트로 구성되어 있다.

3.2 파괴인성

Fig. 3은 미세조직 중에서 크롬탄화물 분율이 각기 다른 Table 3 합금에 대하여 크롬탄화물 분율에 따른 노치파괴인성값의 변화를 나타낸 것이다. Fig. 3으로 부터 크롬탄화물 양에 따른 노치파괴인성값(MPam^{1/2})의 변화를 살펴 보면 크롬탄화물의 양이 27.8%에서 38.4%까지 증가함에 따라 노치파괴인성값은 19.7에서 18.4로 1.3이 저하하였다. 그리고 크롬탄화물의 양이 38.4%에서 61.8%까지 증가함에 따라 노치파괴인성값은 18.4에서

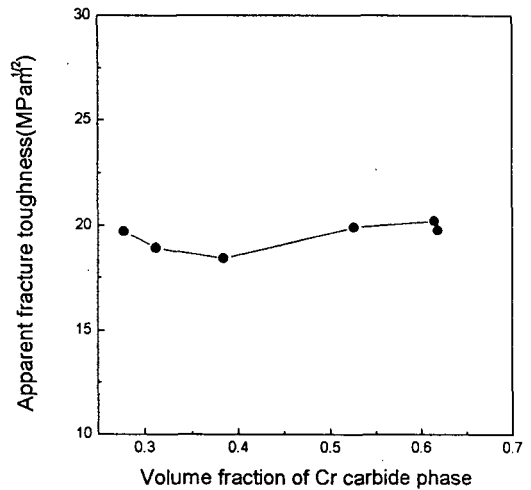


Fig. 3 Apparent fracture toughness as a function of the Cr carbide volume fraction in the chromium-carbide-type high Cr white iron hardfacing weld deposits.

20으로 다시 1.6이 증가했다.

전체적으로 보면 오버레이용접한 No.1~No.6합금에 있어서, 크롬탄화물 양에 따른 노치파괴 인성값의 변화는 매우 미약한 것으로 나타났다. 특히 일차크롬탄화물이 존재하는 과공정합금의 경우에도 탄화물 양이 증가함에도 불구하고 파괴인성값이 저하되지 않았다. 이는 크롬탄화물의 파괴인성값은 3내외²¹⁾로 매우 낮기 때문에 과공정합금의 경우에는 일차크롬탄화물이 균열 발생의 우선 진원지임을²²⁾ 감안하면 일차크롬탄화물이 많아졌음에도 불구하고 파괴인성값이 저하하지 않았다는 것은 언뜻 납득하기 힘든 점이다. 이에 대해서는 다음에 기술하는 파단면의 발생형태를 관찰함으로써 이해될 수 있다.

3.3. 파단면

Photo. 2는 미세조직 중에서 크롬탄화물 분율이 각기 다른 Table 3의 No.1, No.2, No.3, No.6합금에 대하여 노치파괴인성시험 후의 파단면을 SEM으로 관찰한 것이다. 아공정합금인 No.1, No.2합금의 파단면을 살펴 본 Photo. 2 (a), (b)에서 알 수 있는 바와같이 비교적 평탄한 파단면을 가졌다. 그러나 일차크롬탄화물이 존재하는 과공정합금인 No.3, No.6합금의 파단면은 Photo. 2 (c), (d)에서 알 수 있는 바와같이 일차크롬탄화물

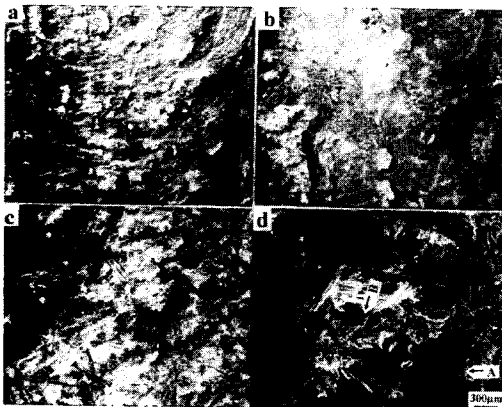


Photo 2. Fractographs of the fracture toughness specimens of (a) the No.1 alloy (27.8% CVF), (b) the No.2 alloy (31.2% CVF), (c) the No.3 alloy (38.4% CVF), and (d) the No.6 alloy (61.8% CVF).

양이 많아질수록 매우 불규칙한 파단면을 나타내 보이고 있다. 특히 크롬탄화물 양이 61.8%인 No.6합금의 파단면인 Photo. 2 (d)를 살펴보면 파단면이 매우 심한 굴곡을 보이고 있음을 알 수 있다. 즉 보다 상세히 살펴 보면 일차크롬탄화물의 성장 방향이 파단면 진행 방향과 평행한 부분에 형성되어 있는 평탄한 파단면(Photo. 2 (d)의 화살표 A)과, 일차크롬탄화물의 성장 방향이 파단면과 평행하지 않은 부분에 발생된 매우 울퉁불퉁한 파단면(Photo. 2 (d)의 화살표 B)이 상호 혼재해 있기 때문에 전체적으로 매우 불규칙한 파단면을 나타내고 있다.

Fig. 4는 Photo. 2 (a)~(d)의 파단면의 표면 거칠기를 측정된 것이다. 파단면의 거칠기 정도는 크롬탄화물의 양이 많은 시편으로 갈수록 파단면의 거칠기 정도 또한 점차 심해졌다.

Photo. 3 (a), (b)는 아공정합금인 No.2합금의 파단면을 보다 고배율에서 SEM으로 관찰한 것이다.

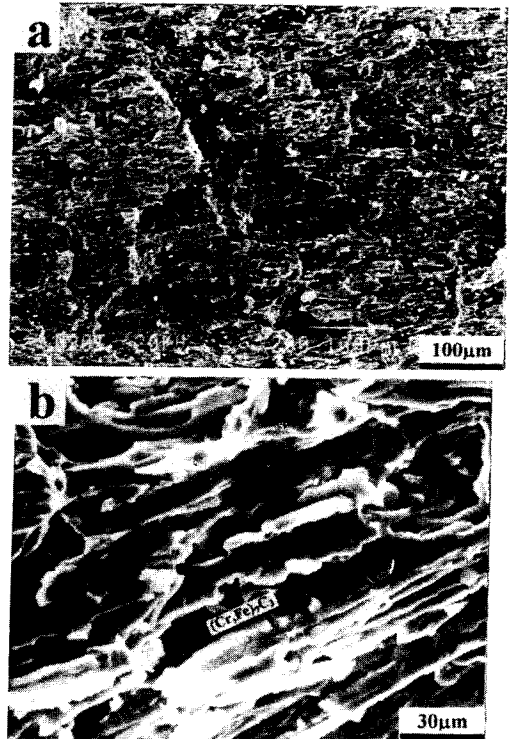


Photo 3. Fractographs of the fracture toughness specimens of the No.2 alloy containing 31.2% CVF.

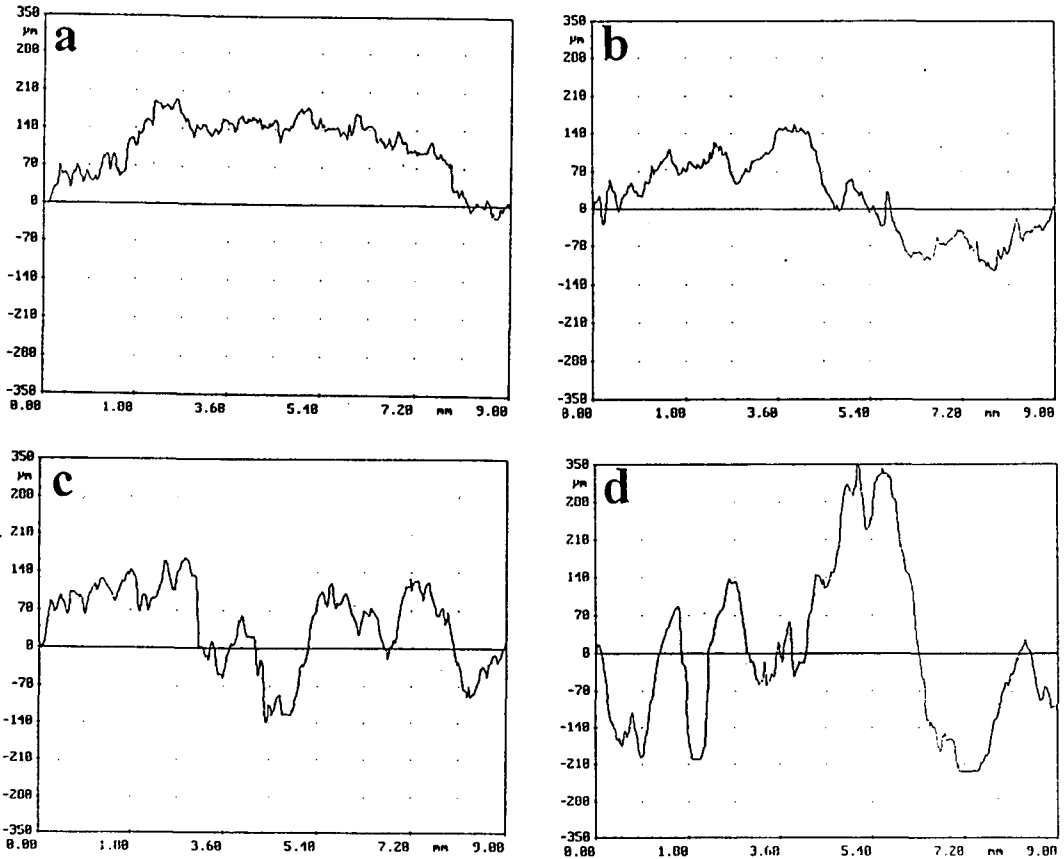


Fig. 4 Fractured surface roughness of the fracture toughness specimens of (a) the No. 1 alloy (27.8%CVF), (b) the No. 2 alloy (31.2%CVF), (c) the No. 3 alloy (38.4%CVF), and (d) the No. 6 alloy (61.8%CVF).

Photo. 3 (a)를 살펴 보면 파단면 전체가 공정조직에서 균열이 진전되면서 형성된 파단면을 나타내고 있으며, 파단면에 노출된 공정탄화물의 파면은 벽개파단면을 띠고 있다. 그리고 이들 공정탄화물은 모두가 동일 방향으로 길쭉하게 성장된 상태에서 벽개파괴되어 파단면에 노출되어 있다. 이는 공정조직(공정탄화물+기지상)의 성장방향과 파단면의 방향이 서로 평행 관계를 가졌음을 의미한다. 크롬탄화물의 구조가 Hexagonal(D10₁ 구조, a=1.398nm, c=0.451nm)이고²³⁾, c/a비가 낮으면서 Prism plane에 다수의 결함을 가지고 있으므로^{8,24)} 크롬탄화물은 탄화물의 성장방향인 c축 방향을 따라 보다 쉽게 균열이 발생된 것으로 판단된다. 따라서 본 No.2합금과 같은 아공정 오버레이용접재의 경우에는 모재면에서 부터 오버레이면 쪽으로

탄화물이 성장하므로 노치 발생면이 본 시험재에서와 같이 탄화물 성장 방향과 수평 관계일 경우에는 크롬탄화물에 균열이 보다 쉽게 발생할 것이다. 그리고 공정탄화물 사이에 존재하는 기지상인 오스테나이트는 Photo. 3 (b)에서 관찰되는 바와 같이 우선적으로 벽개파괴된 크롬탄화물과는 달리 심하게 변형되어서 탄화물 주위로 연신된 상태로 파단되었다.

Photo. 4 (a)는 과공정합금인 No.6합금의 파단면을 SEM으로 관찰한 것이다. 파단면 중에서 조대한 일차크롬탄화물이 길쭉하게 성장한 방향으로 파단면이 발생한 곳(Photo. 4 (a)의 화살표 A 부분)에는 파단면이 매우 평탄하게 형성되어져 있다. 그러나 일차크롬탄화물의 성장 방향과 수직인 방향으로 파단면이 형성된 곳(Photo. 4 (a)의 화살

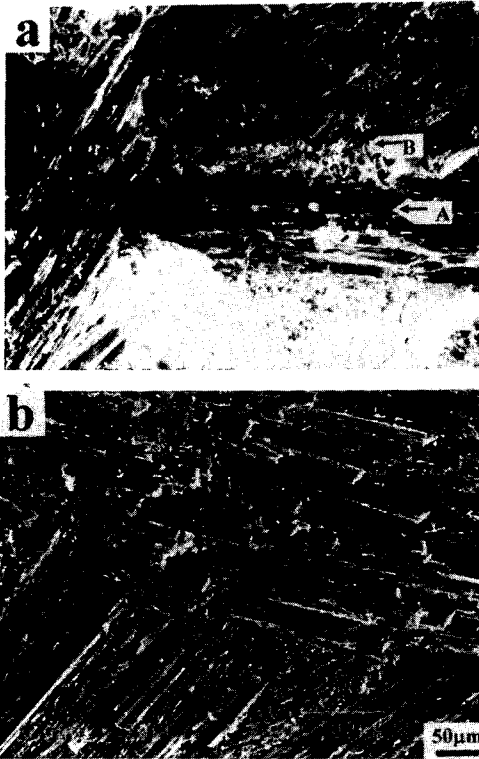


Photo 4. (a) Fractographs of the fracture toughness specimens of the No.6 alloy, (b) SEM micrographs of primary chromium carbides and eutectic chromium carbides in hardfacing weld deposits of the No.6 alloy containing 61.8%CVF.

표 B 부분)은 파단면이 매우 울퉁불퉁하게 형성되어져 있다.

Photo. 4 (b)는 과공정합금인 No.6합금을 전해 에칭을 하여 오스테나이트 기지상을 제거하고 남은 일차크롬탄화물 및 공정크롬탄화물의 형상 및 성장방향을 보여 준다. 크롬탄화물의 성장방향이 아공정합금의 경우와는 달리 불규칙하게 여러 방향으로 성장했음을 보여 준다. 그리고 조대한 일차크롬탄화물과 함께 공정크롬탄화물 또한 일차크롬탄화물의 성장 방향과 동일한 방향으로 성장했음을 알 수 있다. 즉 다수의 일차크롬탄화물 및 공정크롬탄화물들이 균을 이루어서 임의의 방향으로 서로 각각 성장 하였다.

따라서 Photo. 4 (a), (b)를 종합하면 과공정 오

버레이합금의 경우 일차크롬탄화물들이 여러 방향으로 성장했기 때문에 굴곡이 심한 파단면을 형성하게 된 것이다.

과공정 오버레이합금의 경우 크롬탄화물들의 성장 방향이 일정하지 않은 것은 오버레이용접층의 제조공정상과 밀접한 관련성이 있다. 실제 오버레이재에 있어서의 탄화물 성장 방향은 아공정합금재의 경우는 공정탄화물들이 파단면과 평행한 방향(CT 시편의 두께 방향, 노치 발생면)으로 성장했으나(Photo. 3 (a)), 과공정합금의 경우는 일차크롬탄화물 및 공정크롬탄화물들의 성장은 일정한 방향이 없이 여러 방향으로 성장했음을 Photo. 4 (B)에서 살펴 보았다. 오버레이용접재에 있어서 기본적으로 모재인 기지금속 방향으로 열이 빠져나가므로 모재에서 오버레이 표면부 쪽(CT 시편의 두께 방향) 즉 노치 발생면과 평행하게 크롬탄화물들이 성장할 것으로 예상된다. 그러나 크롬탄화물형 철/크롬 합금에 있어서 일방향 응고 실험에 의한 크롬탄화물의 성장 방향을 연구한 T. Ohide and G. Ohira²⁵⁾의 연구 결과에 의하면 공정크롬탄화물은 응고속도에 무관하게 응고방향으로 성장하나, 일차크롬탄화물은 응고속도가 0.1mm/min. 이상에서 부터는 응고방향과는 무관한 방향으로 성장하였다. 따라서 본 연구에 사용한 오버레이용접재의 경우는 응고속도가 0.1mm/min. 보다는 최소한 10배 이상 훨씬 빠른 조건이므로 일차크롬탄화물들은 불규칙한 방향으로 성장했을 것이다. 그러므로 일차크롬탄화물의 양이 많은 시험체일수록 용착금속 중의 성장방향이 서로 다른 일차크롬탄화물의 존재 또한 양적으로 증가하게 된 것이다.

4. 고 찰

철/크롬 오버레이용접재의 파괴인성에는 크롬탄화물 인자(양, 종류, 성장방향, 크기, 분포, 모양)와 기지상 인자(종류, 양, 결합)에 크게 좌우될 것이다. 본 연구에서는 동일한 오스테나이트 기지상에서 크롬탄화물 양 및 종류를 달리 했을 때의 파괴인성값을 살펴 보았다(Fig.3참조).

크롬탄화물의 파괴인성값이 3내외¹²⁾인 점 그리고 조대한 일차크롬탄화물이 다량 존재하는 과공정합금의 경우 미세조직 중에서 조대한 일차크롬탄화물들은 낮은 하중 하에서도 쉽게 균열이 발생

하고, 이 균열은 인접 일차크롬탄화물에 발생한 균열과 연결되면서 전파된다.²²⁾는 점을 고려할 때 크롬탄화물의 양이 증가한다는 것은 균열발생의 진원지가 늘어난다는 점과 파괴인성값이 낮은 상이 많아진다는 점에서 파괴인성값이 저하되는 것을 의미한다. 그러나 철/크롬 오버레이합금에 있어서 크롬탄화물의 양이 증가함에 따라 파괴인성값은 크롬탄화물의 양 및 종류에 무관하게 18~20MPa^{m^{1/2}}로 큰 변화를 보이지 않았다.

크롬탄화물의 양이 증가함에 따라 파괴인성값의 변화 거동은 아공정합금과 과공정합금의 경우를 서로 구분하여 살펴볼 필요가 있다.

아공정 철/크롬 오버레이합금의 파괴인성 거동은 파단면이 주로 파단면과 평행관계를 가지면서 성장한 공정조직에서 발생함으로 인해서 크롬탄화물의 양에 크게 의존하지 않았다.

과공정합금에서는 일차크롬탄화물의 양이 많아질수록 불특정 방향으로 성장하는 일차크롬탄화물은 많아지므로 그 결과 파단면의 형상이 보다 불규칙해진 만큼 파괴에 필요한 에너지를 더 필요로 한다는 점은 앞에서 언급하였다. 그리고 과공정 철/크롬 오버레이합금의 파괴인성 시험 시 크롬탄화물의 성장 방향이 노치발생면과 평행 관계에 놓였을 경우에는, 다수의 결함이 존재하는 크롬탄화물에서 쉽게 균열이 발달될 수 있는 prism plane 또한 수평관계를 가지므로, 크롬탄화물의 성장 방향이 노치발생면과 수직 관계에 놓였을 경우에 비해서 보다 낮은 응력하에서 크롬탄화물에 균열이 발생되었을 것이다. 크롬탄화물의 성장 방향이 노치발생면과 수직 관계에 놓였을 경우에는 크롬탄화물들이 fiber형상으로 연성을 가지는 기지상인 오스테나이트에 박혀있는 형상이 되면서 fiber 배열방향에 수직 되게 응력이 걸리는 형국이 된다. 크롬탄화물의 성장방향에 대해 수직방향으로 응력이 걸리는 경우에는 공정크롬탄화물들은 균열을 발생시키지 않은 상태에서 어느 정도 변형된다⁹⁾. 따라서 이 경우는 일차크롬탄화물 및 공정크롬탄화물의 성장 방향이 파단면과 수평인 관계를 가지는 경우에 비해서 크롬탄화물에 균열을 발생시키기에 보다 많은 에너지가 소요될 것이다. 그 결과 크롬탄화물의 성장 방향이 파단면과 수직관계를 가지는 경우에는 수평관계를 가지는 경우 보다 높은 파괴인성을 가지게 될 것이다.

결과적으로 파면상에는 크롬탄화물의 성장 방향이 노치발생면과 수평 관계에 놓인 지역에서 우선적으로 파면이 형성될려고 하기 때문에, 오버레이 용접제의 일차크롬탄화물 양이 증가할 수록 일차크롬탄화물의 성장 방향이 보다 불특정 방향으로 성장함에 따라 실제 파단면의 형상은 불규칙하게 발생되며, 동시에 크롬탄화물의 성장 방향이 파단면과 수직관계를 가지는 곳에서의 파면발생 또한 많아지게 되는 만큼 파괴인성값은 보상되어 크롬탄화물 양이 증가해도 파괴인성값은 저하하지 않았던 것이다.

따라서 철/크롬 오버레이합금의 경우 크롬탄화물 양이 많을 수록 내마모성이 우수^{7,9)}할 뿐만 아니라 본 연구에서 살펴 본 바와 같이 파괴인성 또한 저하하지 않으므로 가능한 많은 양의 크롬탄화물을 함유하는 것이 가장 우수한 내마모 철/크롬 오버레이합금재임을 알 수 있었다. 그러나 균열발생이 조대한 일차크롬탄화물에서 우선적으로 발생하므로 가능한 크기가 작은 크롬탄화물일수록 내부 결함이 적게되어 균열발생에 대한 저항성이 높아질 것으로 예측되므로 일차크롬탄화물의 크기를 줄이는 것 또한 본 재료의 파괴인성을 개선시킬 수 있는 하나의 방안이 될 수 있을 것이다.

5. 결 론

- 1) 크롬탄화물의 양에 따른 철/크롬 오버레이용접층의 파괴인성은 탄화물 양이 28%에서 62% 까지 증가할수록 큰 변화를 보이지 않았다.
- 2) 아공정합금의 경우는 공정크롬탄화물의 성장 방향과 노치발생면이 서로 평행관계를 가짐으로써 파단면이 비교적 평탄하게 발생된 반면에 과공정합금의 경우는 크롬탄화물의 양이 증가함에 따라 노치발생면의 방향과 무관하게 점차 불규칙적으로 성장한 일차크롬탄화물 및 공정크롬탄화물의 양 또한 많아짐에 따라 파단면 또한 매우 불규칙적으로 발생하였다.
- 3) 과공정합금의 경우 일차크롬탄화물 양이 증가될수록 낮은 응력하에서 쉽게 균열이 발생하는 일차크롬탄화물 양이 증가되었음에도 불구하고 불규칙 방향으로 성장한 크롬탄화물들이 불규칙 파단면을 조장함으로서 파괴인성은 저하하지 않았다.

후 기

파괴인성 시험 결과 해석에 많은 도움을 주신 포항공과대학교 김 낙준교수, 포항산업과학연구원의 안 상호박사, 파면 관찰에 많은 도움을 주신 추성훈씨께 감사 드립니다.

참 고 문 헌

1. K. G. Budinski : "Surface Engineering for Wear Resistance, Prentice-Hall", Englewood Cliffs, NJ (1988), pp. 267-269
2. T. E. Normal, A. Solomon and D. V. Doane : A. F. S. Trans., Vol. 69 (1959), pp. 242
3. U. S. Patent No. 3, 410, 682 (1968)
4. W. F. Smith : "Structure and Properties of Engineering Series", McGraw-Hill (1981), pp. 350
5. ASTM A532-87, "Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Iron", Philadelphia, PA, ASTM
6. 백응률, "고크롬철계 육성합금의 굽힘마모 및 파괴현상", 박사학위논문, 포항공대 (1997), pp. 54
7. 백응률, "고크롬 철계 오버레이용접층의 굽힘마모 거동에 미치는 크롬산화물 양의 영향", 대한용접학회지, 제16권, 제1호, (1998) pp. 125
8. 백응률, "고크롬 철계 오버레이용접층의 굽힘마모 거동에 미치는 기지상의 영향", 대한용접학회지, 제16권, 제1호, (1998) pp. 114
9. 백응률, "저응력하의 철/크롬 오버레이합금의 굽힘마모기구", 대한용접학회지, 제16권, 제2호, (1998), pp. 73
10. C. P. Tabrett, I. R. Sare and M. R. Ghomashchi : "Microstructure-Property Relationships in High Chromium White Iron Alloys", International Materials Reviews, Vol. 41, No. 2, (1996), pp. 59-82
11. D. E. Diesburg and F. Borik : "Optimizing Abrasion Resistance and Toughness in Steel and Irons for the Mining Industry", in Proc. Symp. 'Materials for the Mining Industry', Vail, Co, July 1974, Climax Molybdenum Co., pp. 15-38
12. K-H Z. Gahr and W. G. Scholz : "Fracture Toughness of White Cast Irons", J. Metals, Vol. 32, (1980), pp. 38~44
13. R. W. Durmann : "Fractography of High Chromium Alloys", Br. Foundryman, Vol. 74, (1981), pp. 45~55
14. F. Maratray : "Choice of Appropriate Compositions for Chromium-Molybdenum White Irons", AFS Trans., Vol. 79, (1971), pp. 121~124
15. Z. -B. Kuang : Eng. Fract. Mech., Vol. 16, (1982), pp. 19~33
16. R. O. Ritchie, B. Francis and W. L. Serve : Metall. Trans. A, Vol. 7A, (1976), pp. 831~838
17. R. O. Ritchie, R. M. Horn : Metall. Trans. A, Vol. 9A, (1978) pp. 331~341
18. Y. H. Kim, D. Kwon and S. Lee : Acta Metall. Mater., Vol. 42, (1994), pp. 1887~1891
19. S. Lee, T. H. Kim and D. Kwon : Metall. Trans. A, Vol. 25A, (1994), pp. 2213~2223
20. ASTM Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM E399-83, ASTM, Philadelphia, PA, (1983), pp. 447~582
21. K-H. Z. Gahr : "Fracture Analysis of White Cast Iron", Z. Metallkd., Vol. 71, (1980), pp. 103~109
22. S. H. Lee, S. H. Choo, E. R. Baek, S. H. Ahn and N. J. Kim : "Correlation of Microstructure and Fracture Toughness in High-Chromium White Iron Hardfacing Alloys", Metall. Trans., Vol. 27A, (1996), pp. 3881~3891
23. D. J. Dyson and K. W. Andrews : J. Iron Steel Inst., Vol. 207, (1969), pp. 209
24. J. T. H. Pearce : "The Use of Transmission Electron Microscopy to Study the Effect of Abrasive Wear on the Matrix Structure of a High Chromium Cast Iron", Wear, Vol. 89, (1983), pp. 333~344