

재질적 불균질이 강용접부의 파괴인성에 미치는 영향에 관한 고찰

장재일 · 양영철* · 김우식* · 이백우 · 권동일

서울대학교 재료공학부
한국가스공사 연구개발원*

(1999년 3월 28일 접수, 1999년 5월 3일 채택)

Review on the Effects of Material Heterogeneity on Fracture Toughness in Steel Weldment

J.-i. Jang · Y.-c. Yang* · W.-s. Kim* · B.-W. Lee and D. Kwon

*School of Materials Science and Engineering, Seoul National University,
Seoul 151-742, Korea*

*Research and Development Center, Korean Gas Corporation,
Ansan 425-150, Korea**

(Received 28 March 1999 ; Accepted 3 May 1999)

요 약

각종 발전설비 및 LNG 저장탱크 등 대형산업구조물의 구조적 건전성을 확보하기 위해서는 강구조물을 형성하는 강용접부의 파괴인성 평가가 필수적이다. 강용접부는 모재와는 달리 다양한 재질적 불균질성을 가지는 경우가 대부분인데, 이러한 불균질성은 파괴변수 및 인성치에 대하여 역학적, 야금학적으로 많은 영향을 미치게 되므로 파괴인성 시험시에는 불균질 인자들의 영향을 반드시 고려해 주어야 한다. 하지만 국내의 경우는 강용접부의 불균질성에 대한 체계적인 연구가 이루어져 있지 않은 상태이므로, 본 논문에서는 강용접부가 가지는 인성적, 강도적 불균질에 대하여 정리하고 이에 따른 문제점을 리뷰하였다.

Abstract - The evaluation of fracture toughness in weldment is necessary for the safety performance of industrial structures with large scale such as various power plants, LNG (liquefied natural gas) storage tanks, etc. It is generally known that weldments have material heterogeneity, which results in the serious changes in fracture characteristics of HAZ (heat-affected zone). Nevertheless, the systematic study on material heterogeneity of weldment has not been performed yet in Korea. Therefore in this paper, the effects of material heterogeneity on the fracture toughness of structural steel HAZ were introduced and reviewed.

Key words : Steel weldment, Fracture toughness, Material heterogeneity,
Local brittle zone, Strength mismatch

¹주저자 : jangji@plaza1.snu.ac.kr

1. 서 론

최근의 고성능, 고기능에 관한 요구에 따라 복잡화 되어가는 경향에 있는 재료는 일반적으로 취성적인 특성을 나타내는 것이 많아서 파괴강도가 재료의 강도를 결정하는 경우가 많다. 따라서 불균질 재료의 파괴특성에 대한 연구의 필요성이 증가되는 추세이다.

강의 용접부는 불균질재의 대표적인 예가 될 수 있는데, 산업의 발달에 따른 구조물의 대형화 경향에 따라 용접이 차지하는 비중이 커지면서 용접부의 파괴특성에 대한 연구 역시 깊이 진행되어 왔으며 이에 따른 강재 개발이 뒤를 이어 연구되어 왔다. 표 1에는 강재의 강도, 파괴특성에 주목한 강재 개발사례와 그 계기가 되었던 사건들을 연도별로 나타내었다. 표 1에서 알 수 있듯이 80년대 후반부터는 용접부의 재질적 불균질성에 관한 문제가 용접부 파괴특성의 주요한 관심거리로 부상하였다.

강용접부에서 나타나는 재질적 불균질은 크게 강도적 불균질과 인성적 불균질로 나눌 수 있는데, 이 두 불균질성은 용접부의 파괴인성에 동시에 영향을 미치게 된다. 파괴의 조건(criterion)은 파괴를 일으키는 균열의 변형(응력확대계수, 응력집중계수와 같은 균열 변수로 대표된다)과 파괴시의 한계값(균열변수의 한계값 즉, 파괴인성)의 대소관계의 판단에 의해 결정된다. 여기서 강도적 불균질은 주로 균열 변수 쪽에 영향을 미치고, 인성적 불균질은 주로 파괴발생거동, 즉 파괴인성에 영향을 미친다. 이와 같은 관계를 그림 1[1]에 나타내었다. 그러나, 이러한 점들은 일반적인 경향을 의미할 뿐이고, 실질적인 면에서 이들 불균질 인자 사이는 더욱 복잡한 관계를 가지게 된다. 이들에 대한 다양한 연구들은 주로 일본과 유럽을 중심으로 활발히 진행되었는데, 아직까지 국내에서는 체계적인 연구가 이루어지지 않은 상태이다.

Table 1. Failure cases of welded structures and their effects on the development of steel-making and welding.

연 대	사 항	영향 · 효과
1943~1947	미국전시표준선의 취성파괴사고	요구 vE =15ft·lb
1950년대	탱크톱 : 용접결합의 다발생	Al-killed 강의 안정등급
1954	World Concord호의 침몰	요구 vE = 35ft·lb 파면천이온도기준
1960년대	대입열용접의 적용	대입열대책강의 개발
1965~1970	HT80 구형탱크의 파괴	고장력강용접시 임열량제한 인성개선 노력
1969~	알라스카의 라인파이프강의 대량건설	제어압연강의 개발 및 실용화
1970년대	Lamellar tearing문제 HT80강의 교량통에의 본격 사용	내lamellar tearing강의 개발 고용집성 HT80강의 개발
1972~	해양구조물에서 CTOD특성문제 지적	용착금속 CTOD요구
1975	저온사용강재의 고인성화	
1980~	극한지에 인공섬건설:-60°C요구, F급강	수냉형 TMCP강의 개발
1980	A. K 호 사고	HAZ-CTOD 요구
1982	O. R 호 사고	
1985	강구조용재의 내진성능 요구, 저YR화	저 YR고장력강의 개발
1988		
1987	API RP2Z EEMUA	LBZ문제 HAZ의 CTOD시험법에 대한 연구
1989	건축용 부가치강의 개발요구	내화강의 개발
1990년경	용착금속 강도 mis-matching의 문제대두 (강도적 불균질의 영향)	용착금속 요구강도에 대한 연구 파괴인성시험후의 분석법 발달

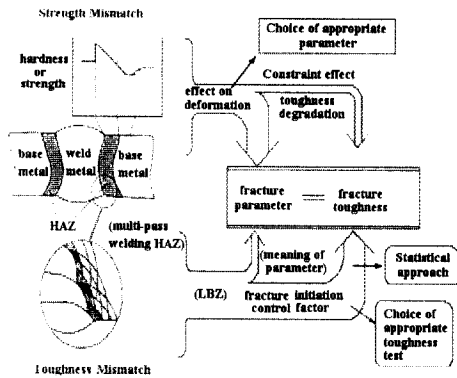


Fig. 1. Materials inhomogeneity in weldment and its effects on fracture[1].

이에 본 논문에서는 기존의 연구들 가운데서 중요한 내용들을 정리하여 소개하고자 하였다. 그 중심내용으로 재료의 불균질성이 파괴에 미치는 영향과 그에 따른 인성평가시의 문제점들을 정리해보았는데, 세부사항으로는 파괴특성의 관점에서의 재질적 불균질성의 분류와 영향, 즉, 인성적 불균질(특히 국부적 취화부)의 특성과 그 영향 및 강도적 불균질이 균열재료의 변형특성에 미치는 영향과 파괴강도 평가의 문제점 등에 대해 정리해 보았고, 그 중요한 예들을 설명하였다. 그리고 이러한 불균질효과로 인한 문제점의 극복에 관한 연구 또한 리뷰하였다.

2. 용접부의 인성적 불균질

2.1. 용접부에서의 인성저하 및 국부적 취화부(LBZ-Local Brittle Zone)

인성적 불균질을 이루는 주된 원인은 강 용접부에서 인성저하가 일어나기 때문이다. 강 용접부에서의 대표적인 인성저하현상으로 오랫동안 연구되어온 것은 용접용융선(weld fusion line)주위의 조대한 결정립 지역(coarse grained region)에서의 취화인 접합취화(bond embrittlement), 용접영향부(Heat-Affected Zone-이하 HAZ)의 최고 가열온도(T_p)가 A_{c1} 점 이하의 온도에서 일어나는 열변형취화

(HSE - Hot Straining Embrittlement)가 있고 이 외에도 경한 용접부에 대한 용접후열처리(PWHT)에 의해 일어나는 SR(Stress Relief)취화와, 사용중에 일어나는 취화 현상 등이 있다.

그러나 이러한 용접부의 일반적인 취화현상과는 달리 80년대의 주요관심대상은 HAZ내 국부적 취화부의 존재로 모아졌다. 1980년대 북해의 ODIN 필드에서의 해양구조물의 파괴 사례는 HAZ 파괴인성요구에 일대 전기를 마련하게 되었다. 용접 HAZ의 인성에 대한 상세한 연구를 수행한 결과, 극히 낮은 인성을 나타내는 경우에는 HAZ내에 존재하는 국부적인 취약부의 역할이 크다는 결론을 얻을 수 있었다. 이후 인성적 불균질 현상중 가장 많이 연구되고 있는 주제는, HAZ의 취화현상으로, 특히 최근의 구조용 강재에서 볼 수 있는 특징인 취화부의 크기가 sub-mm단위인 국부적 취화부(Local Brittle Zone - LBZ라 불린다)의 존재이다. 이러한 LBZ의 존재는 용접부의 파괴인성평가에 큰 영향을 미치게 되고, 나아가서 구조물 전체의 취성파괴강도에도 중요한 영향을 미치게 되므로 이는 큰 문제점으로 인식되고 있다.

일반적으로 LBZ라 통칭하지만, 실제로는 강의 종류와 강도레벨에 크게 의존하게 된다. 용접용융선(fusion line)근처에서의, 조대한 결정립을 가진 HAZ(Coarse Grained HAZ, CGHAZ)는 일반적으로 결정립 조대화 효과에 의한 인성저하를 나타내므로 후속열사이클에 의하여 재결정이 일어나 결정립이 미세화된 영역을 제외하고는(즉, 후속열사이클 범위가 재결정온도범위에 있는 경우를 제외하고는) CGHAZ 전체를 LBZ라고 부르는 것이 공업적 견지에서는 일반적이라고 할 수 있다. CGHAZ의 인성열화특성은, 용접 입력량(heat input)과 강재 조성의 영향이 크다. 한편, 이러한 CGHAZ는 다중열사이클을 받는 경우 다시 여러 가지 세부조직으로 분류되는데, 이 세부 조직중에서 가장 낮은 인성치를 나타내고 따라서 가장 중요하게 다루어저온 LBZ는 CGHAZ부에서 후속 열사이클로 A_{c1} 과 A_{c3} 온도의 사이에서 가열된 ICCGHZ (Intercritically Reheated Coarse Grained HAZ)영역으로서, 이 영역에서 많이 생성되는 M-A조직(Martensite-Austenite constituent), 혹은 도상(島狀) 마르텐사이트(martensite island)라고 불리는 조직에 의한 국부적인 취화가 가장 큰 문

제로 취급되어져 왔다. 이 M-A 조직은 모재의 탄소함량과는 무관하게 1%이상의 탄소를 가진 고탄소 조직으로서, 경도가 Hv=700 정도로 아주 높아서 다음 장에서 후술할 강도적 측면에서는 국부적 경화부(LHZ-Local Hard Zone)라 불리기도 하는데, 다양한 파괴인성시험과 파괴후의 시편 분석을 통하여 파괴발생점으로서의 확률이 가장 높은 곳으로 확인되었다. ICCGHAZ를 중심으로한 LBZ에 대하여 다양한 연구들이 진행되었는데, 대부분은 파괴후의 균열전파경로와 M-A조직의 관찰[2-9] 및 FEM에 의한 M-A 조직주위의 응력해석[10-13], 최근에 널리 사용되고 있는 in-situ 파괴시험을 통한 직접적인 파괴기구관찰[14] 등을 통하여 이루어졌다. 그 일반내용을 정리하면 다음과 같다.

M-A 조직의 생성 및 분해

단일 용접열사이클을 받은 HAZ는 크게 결정립 조대화 HAZ(CGHAZ)와 최고온도가 재결정온도역에 있는 결정립 미세화 HAZ(FGHAZ-Fine Grained HAZ), 최고온도가 A_{c1} 과 A_{c3} 온도사이인 ICHAZ(Inter-critical HAZ) 및 최고온도가 A_{c1} 온도이하인 SCHAZ(Subcritical HAZ)의 4가지 조직으로 크게 나눌 수 있다. 이 조직들에 대하여 다중용접을 행하면, 가장 큰 구(III) 오스테나이트(prior austenite) 결정립 크기를 가진 CGHAZ 영역은 다시 후속 열사이클의 최고가열온도에 따라 UACGHAZ(Unaltered CGHAZ)와 FGHAZ(이는 경우에 따라서 Supercritically Reheated CGHAZ라고 일부에서 표현하고 있지만, 후속사이클의 최고가열온도가 재결정온도영역에 속해 있을 때는 단일 사이클 시의 FGHAZ와 전혀 차이가 없다는 것이 정설로 되어지고 있다), ICCGHAZ(Inter-critically Reheated CGHAZ) 및 SCCGHAZ(Subcritically Reheated CGHAZ)의 4가지 영역으로 다시 나뉘게 된다. 이 중에서 ICCGHAZ영역의 경우에는 오스테나이트는 구(III) 오스테나이트 결정립계나 마르텐사이트(혹은 베이나이트)의 래스입계에서 우선적으로 핵생성하여 성장하게 된다. 이 도상(島狀) 오스테나이트는 오직 탄소만이 농화되어 있고, 그 외의 치환형원소의 확산은 불충분하게 된다. 이 도상 오스테나이트가 냉각되면, 이상입자로

변태하는데, 이가 도상 마르텐사이트, 혹은 M-A 조직이다. 이 M-A 조직은 도상 오스테나이트 크기, 경화능과 냉각속도 등에 의하여 결정되게 되고 일반 강의 탄소량(0.06wt%)보다 훨씬 큰 1.07~1.32 wt%의 탄소량을 가지고 매우 경하게 된다. 이 M-A를 포함한 조직이 다중용접시 약 450°C 이상의 온도에서 tempering 열 사이클을 후속패스로 받는 경우, M-A조직은 페라이트와 세멘타이트로 분해되어, 결과적으로 인성이 회복된다. 이러한 열사이클에 의한 M-A 조직의 발생 및 분해에 대한 관련한 열사이클 과정을 그림 2[15]에 나타내었다.

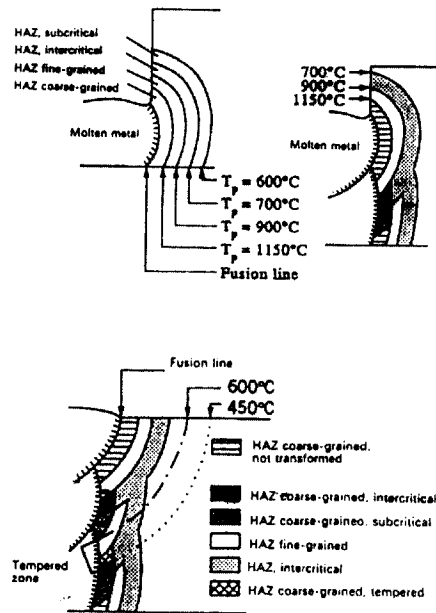


Fig. 2. Sequences of welding thermal cycles for formation and decomposition of M-A constituents[15].

M-A에 의한 파괴기구

M-A조직은 하중부과시, 미세균열의 발생원 혹은 균열전파경로로서 작용하게 되는데, 미세균열의 형태는 M-A조직을 가로지르는 경우와 M-A와 인접한 기지의 경계에서 균열이 발생

하는 경우의 두 가지가 있다. 이에 대한 기구들을 정리하면 다음의 4가지 기구로 요약할 수 있다[16-20 등].

첫째, M-A 조직은 매우 경하고 취약한 상이므로 그 자체에서 미세균열이 쉽게 발생한다. M-A 조직은 형상에 따라 두가지로 나뉠 수 있는데 하나는 구(III) 오스테나이트의 결정립계에서 발달하는 3~5 μ m의 지름을 가진 덩어리 형태(massive, 혹은 blocky type)의 M-A 조직이고, 다른 하나는 마르텐사이트(혹은 베이나이트) 래스경계에서 주로 발달하는 연신된 형태(elongated, 혹은 stringer type)의 M-A 조직이다. 이 중에서 두 번째인 연신된 형태의 M-A 조직은 전위집적과 용력집중 등에 의하여 쉽게 깨어지며 균열전파의 장애물로도 작용하지 못한다.

둘째, 변태유기 잔류인장응력이 M-A 조직 주위의 페라이트 모재에 발생하고 이 인장응력은 벽개파괴를 도운다. 도상 오스테나이트는 고탄소 마르텐사이트로 변태하는데, 이러한 변태는 0.22의 전단 변형성분과 변태중의 변형에너지를 최소화하기 위한 0.03의 부피팽창 변형성분을 발생시킨다. 이러한 변형성분은 변태유기 인장잔류응력을 M-A 주위에 형성시키고, 이는 벽개파괴경향을 증가시키게 된다.

셋째, M-A 조직은 주위 페라이트보다 높은 경도를 가지고 있고, 이는 페라이트 기지에 용력집중을 일으키고, 이 용력집중이 벽개파괴를 도운다. 즉, M-A 조직이 기지보다 경한 경우에는, 어떠한 시점에서 기지가 소성변형을 일으키며 M-A 조직으로 용력을 전달하게 된다. 이러한 용력이 계면에서 발달하면, 이미 탄소편석등에 의하여 취화된 M-A 조직/기지의 계면은 쉽게 분리된다. 이러한 계면분리는 용력집중효과에 의하여 근접한 M-A 조직사이의 기지에서 용력을 증가시키고, 이가 벽개파괴를 돕게 된다.

넷째, 미소균열이 M-A 조직과 페라이트 기지 사이의 계면에서 형성되고 이것이 페라이트 기지의 벽개파괴를 일으킨다. 미소균열이 계면분리에 의하여 형성되고, 취성적 방법이나 다른 분리영역과의 연결에 의하여 전파하게 된다.

하지만 위에 기술한 M-A의 역할 만으로 파괴기구를 모두 설명하는 것은 무리가 있고, 입자의 통계적 분포, 형상 및 기지와 의 정도차이 등이 파괴기구 규명시 모두 고려되어야 한다.

2.2. LBZ로 인한 문제점 및 극복방안

앞 절에서 LBZ의 본질에 대해 정리해 보았는데, LBZ로 통칭되는 이러한 저인성부의 경우, 특히 최근에 현실적으로 요구되는 파괴인성시험방법, 즉 시편채취법과 한계평가법에서 문제를 일으키게 된다. 특히 용접HAZ부의 CTOD시험법과 시험결과의 해석에 대한 여러 가지 방법이 연구되어지고 있다.

인성적 불균질을 가진 재료에서의 파괴인성치의 의미

앞에서 설명한 것처럼 LBZ가 균열선단부근에 존재할 경우, 가장 어려운 문제점은 얻어지는 파괴인성이 목표하는 파괴인성을 잘 나타내고 있는가를 규정하는 일이다. 인성시험으로부터 얻어지는 인성치의 의미는, 시험방법과 지표가 되는 변수에 따라 달라지는데, 인성적 불균질(LBZ 효과)이 인성치에 미치는 영향은 첫째, 균열주위의 가장 인성이 낮은 부분의 인성이 지배적이게 되는 weakest link형과 둘째로 주위의 재질이 파면을 점유하는 면적을 기초로 한 rule of mixture형의 두가지로 나뉠 수 있다. 전자의 경우에는 벽개파괴 발생시의 δ_c , J_c , K_c , 연성균열발생시의 δ_i , J_i 등에 주로 적용된다고 알려져 있으며, 후자의 경우에는 샤피 충격시험에서 천이온도영역에서의 샤피에너지에 잘 적용된다고 알려져 있다. 즉, 균열로부터의 파괴의 발생거동은, 주로 균열첨단주위에 존재하는 저인성부가 지배적인 weakest link형으로 영향을 받게 되는데, 예를 들어 균열첨단이 고인성부에 위치해 있더라도 조금 떨어져 존재하는 취화부의 영향을 받게 된다. 이에 비해 샤피 흡수에너지의 경우에는, 완전취성 파괴형태의 경우, 파괴발생까지의 에너지는 대체로 무시되고, 파면에 점유한 재질의 rule of mixture형을 따르지만, 연성파면을 가지는 경우에는 파괴발생은 weakest link형에 따르고 전파에너지는 rule of mixture형을 따르는 복잡한 상황을 가지고 있어서 재질이 균질한 재료로부터 얻을 수 있는 흡수에너지와는 다른 분석을 행하여야 된다.

위와 같은 점들로부터 용접부가 인성적 불균질을 가지는 경우에는 샤피충격시험치와 파괴발생한계값인 한계CTOD의 상관관계에서 일정한 상관관계가 나타나지 않는 경우가 많다. 이러한 점들을 극복하려는 시도가 있었는데, 예

를 들면 HAZ부에서 두께방향으로 채취한 샤프 충격시험편을 채취하여 얻은 흡수에너지중의 최저치와 한계CTOD사이에 일정한 상관관계가 있음을 발견하기도 하였다[21]. 하지만 이러한 경험적이고 통계적인 분석의에는 인성치들의 의미를 규명하기에는 아직 많은 연구가 이루어져있지 않으므로 상당한 연구가 요구된다.

LBZ 크기효과와 인성평가

다층용접부에서 채취한 파괴인성시험편에는 전술한 바와 같이 균열전선에 다양한 조직을 포함하고 있게 된다. 따라서 시험결과는 균열선단을 점유하는 조직, 특히 LBZ의 크기에 영향을 받으므로 시험편채취의 방법에 의해 크게 좌우된다.

채취법의 문제는 시험의 목적에 크게 의존하므로, 시험방법의 명확화가 중요한 과제이다. 통상의 시험에서는 HAZ부의 lower bound toughness의 평가가 주요 목적인 경우가 많은데, 이러한 경우에는 저인성부가 균열전선에 어느 정도 이상 포함되어 있어야 한다. 균열전선을 차지하는 LBZ크기의 영향은, 그 크기가 클수록 평균적인 인성치를 저하시키지만, lower bound level 자체는 크기의 영향을 적게 받는다. 또 균열전선의 LBZ크기가 작을수록 인성치는 당연히 크게 나온다. 여러 가지 규격에서 이 LBZ크기(공업적 견지에서 이러한 시험법상에서는 CGHAZ 전체를 일컫는다)를 명시하고 있는데, API RP 22[22]는 CGHAZ가 균열선단의 15%이상일 것을 요구하고 있고, IIW Welding Guideline[23-24]은 주목하는 LBZ 크기가 균열선단에서 적어도 7~8mm 이상을 요구하고 있는 실정이다. 이 LBZ 크기효과는, weakest link형의 파괴특성을 가진, lower bound 인성을 평가할 경우에도, 균열선단을 점유하는 LBZ크기의 최소값이 일정 이상이 되어야 함을 필요로 한다. 한편, 이러한 LBZ에 의하여 시험시 하중-변위 곡선에 다양한 형태의 pop-in을 경험하게 되는데, 이러한 pop-in의 평가기준에 관한 연구도 진행중에 있다[25-26].

강재 개발의 측면에서의 LBZ 해결 연구

80년대후반부터 LBZ가 없는 강재(LBZ-free steel)와 LBZ가 생기지 않는 시공법(LBZ-free

production)의 개발이 활발히 진행중이다. 이러한 대표적인 강재들은 Ti-N, Low N type(High Al-Low N-Micro Ti), Low Al-Low Si-B, REM-B type, Ti-B type, Low N-Ti-B, Ti-O type 및 LBZ free Al-B-Ti-N type 등이 있다[27-28].

3. 용접부의 강도적 불균질

3.1. 강도측면에서 보는 거시적 불균질과 미시적 불균질

용접부의 재질은 거시적으로 볼 때도 균질하지 않다는 것은 오래전부터 알려진 사실인데, 일반적으로 용착금속의 강도는 모재에 비해 50~100MPa 정도 높다. 이러한 overmatching 이음부가 일반적이지만, 이외에도 용접부에는 여러가지 경화와 연화 현상에 의해 강도적 불균질성을 가지게 된다.

강 용접부에서 강도적 불균질을 일으키는 주요 원인을 살펴보면, 첫째로 모재와 강도레벨의 차이가 있는 용착금속의 사용이나, 또는 같은 강도레벨을 사용했다라도 용접과정에 의해 일어나는 모재와 용착금속의 강도차이다. 둘째는 용접열사이클에 의해 일어나는 열영향부의 경화(통상의 저강도탄소강의 이음부)와 연화(조질고장력강, 가공경화AI합금의 SCHAZ)이고, 셋째는 용접성을 고려하여 모재보다 강도가 낮은(undermatching) 연질 용착금속을 사용한 연질 용접 이음부(9% Ni강, 고장력강), 마지막으로 다층 용접에서의 복잡한 열사이클에 따른 용접열영향부내의 강도분포 등으로 나눌 수 있다.

이러한 강도적불균질은 거시적인 관점에서의 불균질과 미시적인 관점에서의 불균질로 나눌 수 있는데, 먼저 거시적 관점이란, 용접부를 용착금속(WM-weld metal), 열영향부(HAZ), 모재(BM-base metal)의 3부분으로 분류하였을 때 이들 사이의 응력-변형률 곡선의 차이를 기준으로 하는 것으로서 그림 3에 일반적인 예를 나타내었다. 대표적인 형태는 그림에서 보듯이 용착금속이 경질(overmatching), 또는 연질(undermatching)이지만 경우에 따라서는 응력-변형률 곡선이 교차하는 경우도 나타난다.

미시적인 관점에서의 강도적 불균질은, 금속 조직학적으로 금속재료는 불균질하고, 다결정체에서 이방성이 존재하므로 야기되는 것으로, 불균질 변형과 변형의 집중을 가지게 되어 파

괴의 발생원이 되는 것이다. 특히, 강도가 낮은 모재에, 경한 제 2상이 포함되어 있을 때에 파괴거동상의 문제를 일으킨다. 이에 대해 현장에서 많이 볼 수 있는 예로, 전술한 바와 같이 ICCGHAZ내에 비교적 연한 페라이트 기지에 경한 M-A조직이 포함된 경우를 들 수 있다. 이러한 M-A조직은 강도적 불균질의 입장에서 보면 국부적 경화부(LHZ-Local Hard Zone)로서 작용하게 되는데, 파괴는 앞서 말한 바와 같이, 이러한 경한 제2상을 가로지르고 일어나거나 기지와 의 계면에서 일어나게 된다. 최근 강재의 CGHAZ에서의 미세균열발생거동에 관한 관찰결과에 따르면, 계면 균열이 많음이 보고되고 있다.

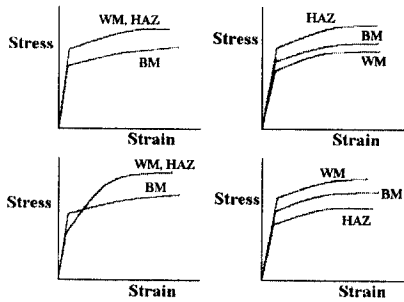


Fig. 3. Examples of stress-strain curves in weldment with strength mismatch.

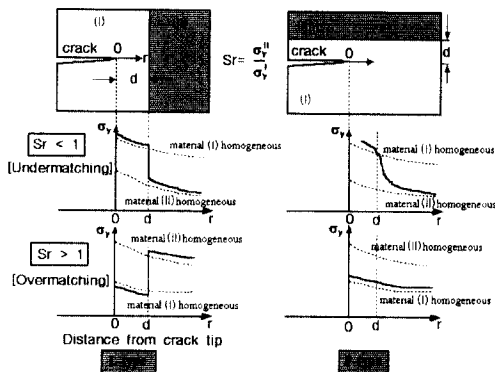


Fig. 4. Stresses near crack tip in heterogeneous materials[1, 10].

3.2. 강도적 불균질로 인한 문제점 및 극복 방안

강도적 불균질이 용접이음부에 미치는 영향에 대해서는 오래전부터 정적강도, 취성파괴, 피로파괴, 크리프 강도 등에 관하여 실험적으로 연구되어져 왔는데, 최근에 와서는 이들 영향에 대한 보다 역학적 관점의 깊이 있는 연구가 활발히 진행되고 있다. 이에 관한 연구의 기초가 되는 것은 강도가 다른 두 재료의 이음부에 존재하는 균열주위의 응력특성의 분석이다. 강도비 $Sr(= \sigma_{y,WM} / \sigma_{y,BM})$, 여기서 $\sigma_{y,WM}$ 과 σ

y_{BM} 는 각각 용착금속과 모재의 항복강도)로서 판단되는 강도적 불균질을 가진 균열재의 기본 모델은 그림 4와 같이 L-타입과 P-타입의 2가지로 나눌 수 있다[1, 10]. L-타입은 재료I에 존재하는 균열침단의 소성역이 재료II에까지 확장된 경우이고 균열 선상의 응력 분포는, 재료I 영역과 재료II 영역에서 각각, 재료I과 II의 균열재 경우의 균열선상에서의 응력분포를 나타낸다. 하지만 그림에서 보는 바와 같이 P-타입은 두 가지의 경우로 나뉘게 되는데, 우선 응력비 Sr 을 $\sigma_{y,II}/\sigma_{y,I}$ 이라 하였을 때, Sr 이 1보다 작을 경우를 보면(즉, 재료II가 저강도인 경우) 균열선상의 응력분포는 재료II의 균열재의 응력분포에 가깝다. 따라서 균열침단 주위에 저강도재가 존재하는 경우에는 균열은 고강도재II의 내부에 존재함에도 불구하고 응력분포는 저강도재I에 지배당하므로 응력집중의 완화가 일어난다. P-타입에서 Sr 이 1보다 클 경우에는(즉, 재료II가 고강도인 경우) 재료II의 영향을 받지 않게 된다. 용접부의 파괴인성평가시 사용되는 균열의 도입형태는 P-타입이 대부분으로 이 경우, 소성역이 비대칭이고 이에 따라 소성축적량도 비대칭이므로 소성변형의 양상이 비대칭이 되는 큰 문제점을 가지게 된다. 미시적 관점의 LHZ역시 그림 5[1, 10]와 같이 이 두 가지 타입에 적용가능하다.

이러한 경향들로부터 강도적 불균질의 존재는 다음과 같은 문제들을 불러 일으킨다. 첫째로 균열침단 부근에서의 응력과 변형률의 변화가 일어나므로, 적절한 파괴지표변수를 설정해야 하는 문제점이다. 특히 샤피 충격시험치와 J 적분의 경우에는 시험편 전체의 변형의 적분치를 나타내는 지표로서 응력과 변형률의 분포를 가지고 있는 이와 같은 경우에는 사용할 수 없다. 또, P-타입의 경우, 즉 대개의 용접부 파괴인성시험경우, 전술한 대로 균열면을 중심으로 비대칭의 소성변형이 일어나고, 균열개구 변형도 비대칭이 되므로 종래의 CTOD의 개념으로는 사용이 불가능하므로 local CTOD의 도입[29-31] 등 이를 극복하기 위하여 다양한 연구가 이루어지고 있는 실정이다. 또한, 이러한 소성축적량의 비대칭효과는 CTOD시험시에 전파하는 균열의 진행방향을 휘게하므로 시험 후 시험편의 절단 및 관찰을 통해, 원하였던 영역의 결과인지를 확인하는 작업도 필요하게 된다. 강도적 불균질에 따른 두번째 문제점은 균열침단주위의 소성구속도, 즉 응력다축도의 변화에 기인

한 파괴한계에의 영향이다[32-35 등]. 강도적 불균질은 균열침단부근의 소성구속의 정도를 변화시켜 파괴발생인성에 영향을 미친다. 특히 균열침단 부근에 고강도재가 존재하는 경우에는 고강도재에 의해 변화가 구속되어서 얻어지는 파괴인성이 그 재료의 고유의 파괴인성보다 작게 나타나게 된다.

예를 살펴보면, Minami 등[36-37]은 고장력 TMCP강의 overmatching 이음부에 대하여, CGHAZ, 즉 LBZ의 인성레벨이 양호한 경우와 아주 취약한 경우의 각각에 대해 강도적 불균질의 효과를 연구하였는데 결과를 간단히 정리하면 그림 6과 같다. 즉, LBZ의 인성이 어느 정도이상인 경우에는 균열성장시 소성축적량이 큰 모재쪽으로 경로가 휘어서 이러한 만곡현상에 의해 인성이 과대평가되었고, LBZ가 아주 취약성인 경우에는 주위의 경한 용착금속에 의해 소성구속이 일어나 인성이 오히려 과소평가되는 결과를 보였다. 또, undermatching 이음부에 대해서는 9% Ni강의 용접부에 대한 본 저자들[38]의 연구에 따르면 P-타입의 특징인 응력집중의 완화에 따라 균열의 만곡발생 가능성이 높아지고, 따라서 시험시 소성축적량이 큰 용착금속쪽으로 균열전파경로가 휘어서 인성이 과대평가됨을 확인할 수 있었다. 그림 7은 이 연구에서의 균열의 만곡현상을 보여주고 있다.

Fig. 7. Example of deviation of crack propagation path in undermatched joint[38].

4. 결 언

용접부의 파괴특성에 대한 연구중, 최근에 세계적으로 가장 활발히 연구가 진행되고 있는 주제인 인성적 불균질과 강도적 불균질에 대해 정리해 보았다. 이중 인성적 불균질인 LBZ문제의 경우, 파괴기구에 관한 연구가 거의 완성단계임에도 불구하고 꾸준히 새로운 구조용강에 대하여 연구되고 있으며 실제 LBZ가 없는 강재개발로 연구범위를 넓혀가고 있고, 강도적 불균질의 경우는 현재 용접부 파괴에 관한 연구의 핵심을 이루는 테마중 하나로서 아직까지 다양한 연구가 필요한 실정이다. 이러한 불균질성은 역학적 해석을 통하여 재료의 변형방식을 검토하고 이를 기초로 재료를 제어하는 기술로 발전되고 있다. 그럼에도 불구하고 아직까지 국내에서는 이러한 인자들에 관한 연구가 체계적으로 이루어지고 있지 않고, 실제 대형구조물을 이루는 용접부의 인성평가에 있어서 이러한 불균질 효과가 무시되는 경우가 많다. 그러므로 대형사고를 유발할 수 있는 대형구조물의 안정성확보를 위해서는 실제 용접부가 가진 불균질 개념에 대한 학문적인 분석과 이를 기초로한 현장에서의 효과적인 도입이 요구된다. 이러한 기초 연구 및 실제 적용을 통하여 국내 용접구조물의 안전에 관한 신뢰성을 한층 높일 수 있으리라 기대된다.

참 고 문 헌

1. Toyoda, M. : Journal of Japanese Welding Society, 59, 166(1990).
2. Kim, B.C. *et al.* : Met. Trans. A, 22A, 139(1991).
3. D.P. Fairchild *et al.* : Welding Journal, Dec., 321-s(1991).
4. Nakanishi, M. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 4, 447(1986).
5. Okada, H. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 12, 126(1994).
6. Okada, H. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 12, 236(1994).
7. Okada, H. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 12, 398(1994).
8. Komizo, Y. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 6, 41(1988).
9. Chen, J.H. *et al.* : Acta. Metall., 32, 1779(1984)
10. Toyoda, M. : IIW Doc. X-F-006-94(1994)
11. Suzuki, S. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 13, 293(1995).
12. Suzuki, S. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 13, 302(1995).
13. Okada, H. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 13, 99(1995).
14. 이 성학 등 : 포철 연구기보, 5, 531(1991).
15. Devillers, L *et al.* : Welding International, 9, 128(1995).
16. Akselsen, O.M. *et al.* : Mater. Sci. Technol., 3, 649(1987).
17. Haze, T. *et al.* : Proceeding of 7th Int. Conf. on OMAE, 515(1988).
18. Uchino, K. *et al.* : Proceeding of 6th Int. Conf. on OMAE, 159(1987).
19. Lee, S. *et al.* : Scripta Metall., 23, 995(1989).
20. Aihara, S. *et al.* : J. Met., 39(10), 7(1987).
21. 日本 溶接協會, 鐵鋼部會, RTW 委員會 綜合 報告書(1987).
22. API RP 2Z, "Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures"(1992).
23. Satoh, K. *et al.* : IIW Doc. X-1113-86(1986).
24. Toyoda, M. : IIW Doc. X-1217-91(1991).
25. Isaka, K. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 3, 624(1985).
26. Watanabe, I. *et al.* : Journal of Japanese Welding Society, 52, 161(1983).
27. Haze, T. *et al.* : IIW Doc. IX-1423-86(1986).
28. Arimochi, K. *et al.* : Proceeding of 10th Int. Conf. on OMAE, IIIA, 213(1991).
29. Toyoda, M. : IIW Doc. X-1192-89(1989).
30. Satoh, K. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 2, 447(1984).
31. Satoh, K. *et al.* : Journal of Japanese Welding Society, 52, 154(1983).
32. Michiba, K. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 14, 406(1996).
33. Michiba, K. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 14, 748(1996).
34. Tang, W. *et al.* : Eng. Frac. Mech., 51, 649(1995).
35. Toyoda, M. *et al.* : IIW Doc. X-F-017-95(1995).
36. Minami, F. *et al.* : IIW Doc. X-F-008-94(1994).

37. Minami, F. *et al.* : Quarterly Journal of JWS, 13, 508(1995).
38. Jang, J.-i. *et al.* : Metals and Materials, 3, 230(1997).