

# 최근의 용접용 고장력 강재의 기술동향\*

金 永 植

한국해양대학 기관학과 교수

## 1. 머리 말

고장력강이란 일반적으로 용접성을 고려한 인장강도  $50\text{kg/mm}^2$  ( $490\text{N/mm}^2$ ) 이상의 저탄소 저합금계의 구조용 강을 말한다. 고장력강의 사용 목적은 구조물의 중량경감, 재료의 절약 및 용접공 수의 단축화를 도모하여 구조물을 경제적이고 효율적으로 제작하고, 또한 그 사용성능을 향상시키는 데 있다.

이러한 고장력 강재는 이미 사용되어 왔던 건축, 교량, 펜스톡(penstock), 저장탱크 및 조선분야로부터 최근에 이르러서는 특히 해양구조물분야에 그 채용이 급격히 신장되고 극지구구조물의 관심이 높아짐에 따라 고장력 강재의 요구특성에 대한 관심이 더욱 높아지게 되었다.

고장력 강재의 요구특성은 고강도, 고인성, 고내식성 외에 양호한 용접성 등으로 요약될 수 있다. 이러한 특성은 서로 상반된 특성으로서 고강도에 치중하다 보면 인성과 용접성이 저하하는 경향이 나타난다. 특히 고장력 강재를 이용하여 구조물 조립시는 용접공법이 이용되는데 이러한 용접시 열사이클로 인해 고장력 강재의 기계적 특성의 열화현상이 수반되며 이러한 현상은 고강도 강재일수록 현저하게 된다.

따라서 이와같은 서로 상반된 요구특성을 어떻게 개선하느냐 하는 것이 고장력 강재 개발에 있어 가장 중요한 요건이라 할 수 있다. 이러한 목적을 달성하기 위해 현재로서는 탄소당량을

낮게 유지하고 결정립 미세화를 위한 각종 원소의 첨가처리, 고순도 강재 제조기술 및 각종 조질 열처리 기술이 개발되어 있으며 최근에 이르러 TMCP(thermo-mechanical controlled process) 방법이 개발되어 고장력 강재의 기계적 특성 향상에 큰 발전을 가져오게 되었다<sup>(1)</sup>. 또한 강도 레벨면에 있어서는 현재로서는  $50\text{kg/mm}^2$  ( $490\text{N/mm}^2$ )급의 고장력 강재가 전 고장력 강재의 약 85%를 차지하고 있으나 앞으로 교량, 건축, 심해용 해양구조물 분야에서는  $60\text{kg/mm}^2$  ( $580\text{N/mm}^2$ )급 이상의 고강도 고장력 강재의 사용빈도가 증가될 추세에 있다.

국내에 있어서는 현재 포항종합제철에서 해양구조물 내 라멜라 테어(lamellar tear) 강, 저장탱크용  $60\text{kg/mm}^2$  ( $580\text{N/mm}^2$ )급 및 건축, 교량용  $80\text{kg/mm}^2$  ( $784\text{N/mm}^2$ )급 고장력 강재가 개발되어 있고, 앞으로  $100\text{kg/mm}^2$  ( $980\text{N/mm}^2$ )급 강재 개발을 목표로 꾸준한 노력이 계속되고 있다.

본고에서는 이상과 같은 용접구조용 고장력 강재에 대해 그 요구특성을 구체적으로 살펴보고, 고장력 강재 제조기술 동향을 살펴보고자 한다.

## 2. 용접용 고장력 강재로서의 요구특성

### 2.1 파괴인성

고장력강 모재나 용접열영향부에 대한 요구인성치는 과거에는 취성파괴 사고 데이터에 기초하여 경험적으로 구해져 왔으나, 최근에는 파괴역학의 발달에 의해 이론적으로 결정되게 되었다. 즉 고장력 강재의 모재나 열영향부에 있어서의 인성치는 구조물의 내압시험 또는 사용중 취

\* 이 글은 '87년도 본 학회 재료 및 파괴부분 학술강연회(3.21)에서 강연한 내용임.

성파괴가 발생치 않도록 하는데, 또는 여타의 원인에 의해 취성파괴의 고속전파가 발생했을 경우 이것을 정지시키는데 필요한 인성치를 요구한다. 일반구조물의 경우는 취성파괴가 발생치 않도록 하는 성능만으로 충분하나, 원자로용 압력용기, 잠수함, 고압 파이프라인등에 있어서는 취성파괴의 고속전파를 정지시키는 성능이 필요하다. 취성파괴비발생 성능 시험은  $K_{IC}$  시험, 한계 COD 시험,  $J_{IC}$  시험 등에 의해 평가될 수 있고, 취성파괴의 정지 성능은 NDT(nil ductility test) 시험, 동적  $K_{IC}$  시험, 2중인장시험(double tension test) 등에 의해 평가될 수 있다. 여기서 취성파괴의 고속전파를 정지시키는 성능을 확보하기 위해서는 취성파괴비발생 성능을 확보하는 경우보다 훨씬 큰 인성치를 요구하게 된다.

실재로는 파괴인성치를 실측하는 것은 매우 복잡하기 때문에 현장에서는 일반적으로 파괴인성치와 연관성을 갖고있는 V Charpy 충격치를 대용하고 있다.

용접용 고강력 강재로서 요구 충격인성의 예를 표 1에 보인다. 판두께나 강도레벨에 따라 표 1과 같이 다른 특성치를 요구하는 것은 이러한 요인에 따라 취성파괴 발생 가능성이 달라지기 때문이다<sup>(2)</sup>.

고강력강재 모재, 용접열영향부의 파괴인성을 좌우하는 요인으로서는 (1) 미세 조직의 조립화 (2) 석출물의 양, 형상 및 분포 (3) 고용효과 불순물과 비금속재물을 들 수 있다. 이 중에서 미세조직의 조립화가 가장 중요한 요인이며 이의 대책으로서는 합금원소의 첨가, 열처리 제어압연, 특수압연법 등이 개발되어 실용화되어 있다.

고강력강 모재로서는 충분한 인성치를 확보하고있다고 하더라도 이것을 용접시는 열사이클로 인해 잔류응력과 같은 역학적 요인과 변태, 석출물과 같은 야금학적 요인이 중첩되기 때문에 용접부에서의 인성 저하현상이 나타난다. 특히 최근들어 구조물의 대형화와 병행하여 건조의 효율화를 도모하기 위하여 매일 열 용접법의 채용이 급격히 증가하게 되었는데 이때는 미세조

표 1 고강력 강재의 요구 충격특성  
(일본용접협회 규격안)

강재의 인장특성		강판의 두께 $t$ (mm)	충격시험 (V Charpy)	
항복점 또는 내력 (kg/mm <sup>2</sup> )	인장강도 (kg/mm <sup>2</sup> )		온도 (°C)	흡수 에너지 (kgf-m)
36	53~65	$t \leq 13$	—	
		$13 < t \leq 20$	+15	4.8이상
		$20 < t \leq 32$	0	4.8이상
		$t > 32$	-5	4.8이상
40	57~69	$t \leq 13$	—	
		$13 < t \leq 20$	+15	4.8이상
		$20 < t \leq 32$	0	4.8이상
		$t > 32$	-5	4.8이상
46	60~72	$t \leq 13$	—	
		$13 < t \leq 20$	+10	4.8이상
		$20 < t \leq 32$	-5	4.8이상
		$t > 32$	-10	4.8이상
50	62~74	$t \leq 13$	—	
		$13 < t \leq 20$	+5	4.8이상
		$20 < t \leq 32$	-10	4.8이상
		$t > 32$	-15	4.8이상
56	68~82	$t \leq 13$	—	
		$13 < t \leq 20$	-5	4.8이상
		$20 < t \leq 32$	-10	4.8이상
		$t > 32$	-15	4.8이상

지의 조대화 현상이 매우 현저하여 용접부의 인성 열화 현상이 더욱 현격하게 된다. 따라서 매일 열 용접에 의한 용접열영향부의 인성저하를 최소한으로 하여 가능한 한 입열량이 큰 고능률 용접이 가능하도록 하기 위해서 매일 열 용접용 강재가 개발되어 있고, 사용환경이 가혹한 구조물의 용접시는 용접입열량을 제한하는 방법등이 취해지고 있다.

매일 열 용접용 고강력 강재 개발시 인성저하

표 2 대입열 용접열영향부의 취화원인과 취화경감법

요 인	취 화 원 인	취 화 경 감 법		대상강종
		야금적인 수단	구체적인 방법	
결 정 락	오오스테나이트 락의 조대 화	고온에서 안정한 석출물의 미세분포	TIN의 미세분산	
	상부 베이나이트의 생성 (M-A constituent의 생성)	미세 페라이트·퍼얼라이트의 생성	· 페라이트 변태 핵으로 되는 TIN, BN, REM 화합물, Ca화합물등의 분산 · Ceq값을 낮게 유지	HT-50 HT-60
		상부 베이나이트 조직중의 M-A constituent량의 저감	· Ceq 값을 낮게 유지 · Si 량을 낮게 유지	HT-60 HT-80
		하부 베이나이트의 생성	· 담금질성을 향상시키는 원소 (Ni, Cr, Mo)등의 첨가	HT-80 HT-100

표 3 용접용 고장력 강재의 화학성분과 Pcm

항복점 또는 내력 (kg/mm <sup>2</sup> )	구 분	화 학 성 분 %			*Pcm %				
		C*	P*	S*	A 급		B 급		
					조 질 강		조 질 강		
					강판의 두께 mm		강판의 두께 mm		
50이하	50~75	50이하	50이하	50~75					
36		0.20	0.030	0.025	—	—	0.32	—	—
40		0.20	0.030	0.025	—	—	0.34	—	—
46		0.18	0.030	0.025	0.28	0.30	0.35	0.26	0.28
50		0.18	0.030	0.025	0.28	0.30	0.39	0.26	0.28
56		0.18	0.030	0.025	0.30	0.32	—	0.28	0.30
63		0.18	0.030	0.025	0.31	0.33	—	0.29	0.31
70		0.18	0.025	0.020	0.33	0.35	—	0.30	0.32
80		0.18	0.025	0.020	0.35	0.37	—	0.33	0.35
90		0.18	0.025	0.020	0.36	0.38	—	0.34	0.36

\* 최고값

$$P_{cm} = C + \frac{1}{30}Si + \frac{1}{20}Mn + \frac{1}{20}Cu + \frac{1}{60}Ni + \frac{1}{20}Cr + \frac{1}{15}Mo + \frac{1}{15}V$$

원인과 이의 완화법을 요약하면 표 2와 같다<sup>(3)</sup>.

### 2.2 균열 감수성

고장력 강재의 용접시는 용접부에서의 균열발생이 큰 문제점이다. 이러한 균열은 용접후 M, 변태점 또는 약 300°C 이하에서 주로 발생하는

저온균열로 용접후 수분에서부터 수일후에 이르는 사이에 발생하며 결정입계나 입내 어느쪽에나 전파한다. 그 형태는 루우트균열(root crack) 비이드 밑 균열(under bead crack), 토우 균열(toe crack) 등 여러가지로 분류되나 그 본질은 수소가 응력집중부의 공공(空孔)이나 비금속 개

재물의 주위에 집중하여 발생하는 지연균열 (delayed cracking) 현상으로 알려져 있다<sup>(4)</sup>. 이의 기본적 원인으로서 (1) 용접후의 경화조직 (2) 용접시에 침입하는 확산성수소 및 그 확산 (3) 용접이음부에서 발생하는 구속응력의 요인을 들 수 있다.

용접저온균열은 용접시 용접부에서 발생하는 구속응력이 (1), (2)항과 같은 요인들의 상관관계에 의해 결정되는 균열 발생에 대한 재료의 저항력(균열 발생 한계 응력)보다 클 때에 발생한다고 볼 수 있다. 그러므로 용접균열을 방지하기 위해서는 용접부에서 경화성이 낮게 되는 소재를 선택해야 하고 용접 시공시 예열이나 입열조건을 조정하여 냉각속도를 느리게 하는 방법을 강구하여야 한다.

고장력 강재 용접부의 경화성에 영향을 미치는 화학성분의 영향을 정량적으로 나타내는 것으로서 탄소당량식이 제안되어 있는데 가장 널리 사용되고 있는 JIS 규격의 탄소당량식(Ceq)을 표시하면 다음과 같다.

$$Ceq = C + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{14}V(\%) \quad (1)$$

그러나 경화성이 큰 것은 용접균열 감수성이 크다는 것은 사실이나 경화성과 용접균열감수성과는 반드시 일치하지 않는다는 관점에서 용접균열 시험결과로부터 도출한 다음과 같은 용접균열 감수성 조성(Pcm)에 관한 당량식을 널리 이용한다.

$$Pcm = C + \frac{1}{30}Si + \frac{1}{20}Mn + \frac{1}{20}Cu + \frac{1}{60}Ni + \frac{1}{20}Cr + \frac{1}{15}Mo + \frac{1}{15}V \quad (2)$$

일반적으로 인장강도 58~73kg/mm<sup>2</sup>(569~716 N/mm<sup>2</sup>)인 고장력 강재의 경우 용접부의 인성 및 내균열성 확보하기 위해서는 상술한 탄소당량값이 0.44 이하일 것이 요구되고 있다<sup>(5)</sup>. 또한 용접균열 감수성 조성 Pcm값의 구체적인 값과 이러한 Pcm값을 갖기 위한 화학성분을 예시하면 표 3과 같다<sup>(2)</sup>. 표 3에서 A급 강은 용접

구조물에 널리 적용되는 경우이며 B급 강은 용접저온균열의 위험성이 높은 용접구조물에 적용되는 경우로 더욱 엄격하게 제한되어 있다.

최근에는 크랙프리(crack free)강이라고 하여 거의 예열을 실시하지 않고도 용접균열을 완전히 방지할 수 있도록 Pcm값을 극도로 맞춘 고장력 강재가 개발되어 있다<sup>(6)</sup>. 이 강재의 화학성분과 Pcm값을 표 4에 보인다. 일반 고장력 강재의 경우는 용접저온균열을 방지하기 위해 예열을 필요로하나, 용접시공시 작업을 어렵게 만들고, 비경제적이기 때문에 예열을 실시하지 않거나 예열온도가 낮을수록 효율적이다. 따라서 크랙 프리(free) 강을 이용하면 그만큼 효율적인 용접구조물 조립이 가능하다.

표 4 크랙 프리급 강재의 화학조성과 Pcm값

재료구분 (내력, kg/mm <sup>2</sup> )	화학조성					Pcm%
	C	Si	Mn	P	S	
46 CF	0.09	0.40	1.60	0.030	0.025	0.20
50 CF	이하	이하	이하	이하	이하	이하

$$Pcm = C + \frac{1}{30}Si + \frac{1}{20}Mn + \frac{1}{20}Cu + \frac{1}{60}Ni + \frac{1}{20}Cr + \frac{1}{15}Mo + \frac{1}{15}V$$

### 2.3 내 라멜라 테어링

인장강도 50kg/mm<sup>2</sup>급 이상의 고장력 강재를 이용하여 해양구조물 등 대형의 복잡한 용접구조물을 조립할 경우 HAZ 또는 그 근방에 라멜라 테어(lamellar tear)라고 하는 압연방향과 평행한 층상의 균열이 발생하는 경우가 많다.

오래전부터 선박, 건축 등에 있어서 판두께 방향의 박리성 균열이 문제로 되었으나, 라멜라 테어로서 특히 주목을 끌게 된 것은 1970 년경부터 해양구조물의 건조가 성행하면서 부터였다.

이러한 라멜라 테어는 용접시에 판두께 방향으로 작용하는 구속응력과 강제속에 길게 늘려진 상태로 존재하는 비금속 개재물이 그 요인으로 작용한다. 비금속 개재물로서는 MnS계, SiC<sub>2</sub>계, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>계를 들 수 있으나, MnS계가 가장 큰 요

인이라 할 수 있다. 이것은 MnS계 개재물의 경우 압연에 의해 편평하게 늘려지기 쉽고 SiO<sub>2</sub>계 등에 비해 초음파를 투과하기 쉽기 때문에 상당히 큰 개재물이라도 초음파 탐상으로 검출하기 어렵기 때문이다. 따라서 강재속에 포함된 S 함량은 라멜라 테어와의 상관성이 가장 높기 때문에 구속조건의 정도에 따라 표 5 와 같이 S 함량을 제어한 강재가 사용되도록 하고 있다<sup>(7)</sup>.

또한 강재의 내 라멜라 테어성을 평가하는 기준으로서 강 판 두께 방향의 단면수축율이 널리 사용되고 있다. 구속정도에 따라 두께방향의 단면수축율이 다른 값의 강재를 사용함으로써 라멜라 테어 발생 방지를 도모하고 있다. 표 6 은 강재의 사용 목적에 따른 판두께 방향의 단면수축율을 제시한다<sup>(11)</sup>.

제강추진에 있어서는 용강(溶鋼)중에 Ca 분사법에 의해 개재물 형태의 제어 및 S 저감법이 개발되어 현재 S < 0.001%까지 저감시킬 수 있는 기술이 확립되어 있다<sup>(8)</sup>.

표 5 내 라멜라 테어용 강재의 유효함량의 제한값

기 호	구속조건의 정도	함량%
Z15	라멜라 테어의 위험성이 있는 구조물이나 그 부재에 쓰이는 강	0.01 이하
Z25	라멜라 테어의 위험성이 높은 구조물이나 그 부재에 쓰이는 강	0.008 이하
Z35	라멜라 테어의 위험성이 높고 또한 안정성이 중요시되는 구조물 또는 그 부재에 쓰이는 강	0.006 이하

표 6 두께방향의 단면 수축률

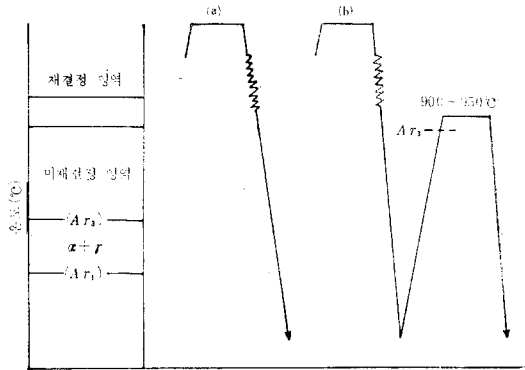
기 호	두께방향의 단면 수축률 %	
	6개 시험편의 평균값	각각 시험편의 값
Z15	15이상	10이상
Z25	25이상	15이상
Z35	35이상	25이상

### 3. 고장력 강재 제조공정의 개발현황

#### 3.1 열간압연과 불림처리공정

고장력강은 그 강도나 용도에 따라 제조법이 다르다. 인장강도 50kgf/mm<sup>2</sup>(490N/mm<sup>2</sup>) 급이나 일부의 60kgf/mm<sup>2</sup>(588N/mm<sup>2</sup>)급의 고장력강은 비조질이라고 불리는 제조방법, 즉 as-rolled 나 불림, 뜨임, 처리를 통하여 제조하는 것이 경제적이다. 그러나 HT60의 일부나 HT70, HT80의 대부분은 담금질, 뜨임 처리를 하여 제조하는 조질강이다.

비조질 고장력 강재의 열간압연과 불림처리공정을 그림 1에 보인다<sup>(9)</sup>. 연속 주조로 생산된 슬라브를 그림 1(a)에 보인바와 같이 1100~1200°C 정도로 재가열하여 최종 제품의 두께에 이를 때까지 압연을 행한 후 대기중에 방치하여 냉각시킨 판재를 as-rolled plate라 한다. 여기서 행하여지는 압연을 열간압연이라고 하여 오오스테나이트의 고온영역인 재결정 영역에서 행하여지는 것으로 이때 조직은 압연후 바로 재결정되고 재결정된 오오스테나이트 결정립은 다음 패스(pass)가 진행될 때까지 성장하게 된다. 그러므로 여러번의 압연이 가하여져도 각 압연공정사이 에 재결정된 결정립이 성장할 수 있는 시간이 있어서 이 방법으로는 미세한 조직을 얻기가 어렵다. 따라서 이러한 as-rolled 상태의 강재는 조직의 조대화로 인하여 강도 및 인성이 낮기 때문에 저급 강도의 생산에 사용되고 있다. 반면



(a) As-Rolled (b) Normalized  
그림 1 보통압연 공정

에 고강도의 생산을 위해서는 합금원소를 첨가하여 고강도화를 도모하고 인성을 증가시키기 위해서는 열간압연으로 생산된 강재에 불림처리를 하여 조직을 미세화함으로써 필요한 강도와 인성을 얻고 있다. 그림 1(b)는 불림처리를 보여주는 그림으로 최종 제품의 두께까지 열간압연으로 압연한 강판을 냉각후 다시  $Ac_3$  온도 이상( $900^{\circ}\sim 950^{\circ}C$ )으로 가열후 공기중에 방치하여 냉각시킴으로서 조직을 미세화하는 것이다.

### 3.2 제어압연공정

불림처리를 생략하면서도 그에 상응하는 또는 그보다 좋은 재질을 압연 상태에서 얻고져 개발된 것이 제어압연(controlled rolling)법이다.

이 방법은 Nb, V, Ti 등의 탄화물 형성원소를 미량 첨가한 저탄소 강에 대해서 압연과정(압연온도와 pass schedule)을 엄밀히 제어하여 (1) 페라이트, 퍼얼라이트 조직의 미세화에 의해 인성을 개선하고 (2) 석출강화를 이용하여 강도향상을 도모하는 비조질 고장력강의 강인화 기술이다.

그림 2는 제어압연 공정을 도식적으로 나타낸 것이다<sup>(10)</sup>. 여기서 그림 2(a)는 합금원소가 첨가되어 있지 않는 단순 Si-Mn 강의 경우로  $850^{\circ}$

$\sim 800^{\circ}C$ 의 낮은 온도범위에서까지 압연을 실시함으로써 결정립의 재결정을 미세하게 하여 변태후의 페라이트 결정의 미세화를 도모하는 것이다.

그림2(b)는 Nb 등 미량합금원소 첨가강의 경우로 탄화물 형성원소인 Nb 등의 합금원소는 페라이트·퍼얼라이트 계 제어압연 강에서 미량 첨가되어 열간압연중에 오오스테나이트 미재결정의 경계온도를 약  $100^{\circ}C$  정도 높이는 효과를 가져와 비교적 높은 온도에서 압연을 행하더라도 오오스테나이트로 재결정되지 않고 바로 변태되어 변태후의 페라이트 결정을 미세하게 함으로써 압연재의 강도, 인성을 높인다. 뿐만 아니고 이러한 미량합금 원소는 변태후의 페라이트 상에 Coherent 스트레인을 갖는 미세한 Nb(C, N)과 같은 석출물을 석출시킴으로써 압연재의 강도를 높이는 효과를 가져온다.

이상과 같이 미량합금원소를 첨가한 제어압연 강에서는 이를 합금원소의 석출경화에 의해 강도가 확보될 수 있기 때문에 종래의 강보다도 C의 감소가 가능하게 되어 한층인성, 용접성의 개선이 가능하게 되었다. 그러나 C가 감소되면 오오스테나이트/페라이트 변태온도의 상승이 불가피하게 되고 이로 인해 페라이트 결정립의 조

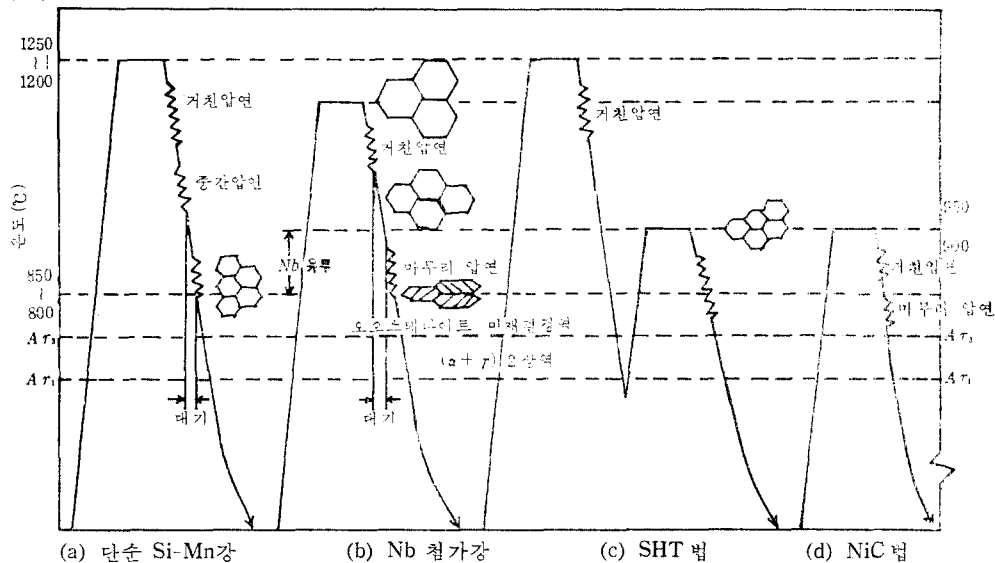


그림 2 제어압연공정(비수냉형 TMCP)

대화 및 Nb(C, N), VN의 석출입자를 조대하게 하여, 강도나 인성이 저하하기 때문에 Mn의 증가나 Ni, Cu의 첨가에 의해  $A_{r3}$  온도를 낮게 유지하는 것이 필요하다.

그림 2(c)의 SHT(Sumitomo heat treatment) 법은 앞서 설명한 공정을 좀더 개량한 것으로 그 특징은 다음과 같다. 일반 제어압연에서는 고온으로부터의 압연과 냉각과정만으로 세립화를 도모하기 때문에 균일한 크기의 결정립을 얻기가 어려워 결정립이 불균일하게 되기 쉽다. 따라서 제어압연후 불림처리 과정을 거치게 하는 것이 필요하나 이 불림처리만으로는 결정립의 현저한 미세화를 얻을 수 없기 때문에 불림처리 후 다시 제어압연과정을 거치게 하는 것이다. 이렇게 하면 결정립의 균일화와 미세화가 얻어질 수 있기 때문에 기계적 특성은 우수하나 그만큼 경비가 많이 드는 결점이 있다.

그림 2(d)의 NiC(Nippon Steel)법은 Ti-Ca 처리한 슬랩을 이용하여 1,000°C 정도의 낮은 온도로 가열후 압연을 행하는 것이 특징이다. 이는 가열온도를 낮게 유지함으로써 오오스테나이트 결정립의 성장을 억제하면서 TiN 석출물을 생성시켜 재결정 결정립의 성장을 최대로 억제하며 미세한 조직을 얻고자 하는 것이다. Ca의 첨가는 유화물의 구상화를 목적으로 첨가하는 것으

로 이로 인하여 강재의 이방성이 감소하고 라멜라 태어에 대한 저항성이 증가하게 된다.

### 3.3 가속 냉각 TMCP 공정

현재 신제어압연기술(thermo-mechanical control process: TMCP 또는 thermo-mechanical processing)이라고 불리우는 것은 가공 열처리 방법의 하나로, 슬랩가열조건의 제어, CR(공기 냉각 TMCP), 압연후의 가속냉각프레스(물냉각 TMCP)까지를 포함하는 기술이다. TMCP 공정은 1회 가열, 열간성형, 냉각과정을 통해서 종래의 열처리장 내지는 그 이상의 특성을 부여할 수 있는 기술이다.

가속냉각 TMCP 법은 최종 압연후 가속 냉각 장치를 이용하여 냉각속도를 증가시키는 방법이다. 이의 기본적인 냉각 패턴이 그림 3에 나타나 있다<sup>(11)</sup>.

CR 후 가속냉각을 시키면 냉각속도가 빨라져서 변형된 오오스테나이트가 회복될 시간적 여유가 없게 된다. 따라서 기존 핵 생성 사이트(site)의 포텐셜(potential)이 더욱 높아질 뿐만 아니라 공냉할 때는 핵생성 사이트로 되지 못하였던 하부조직에서도 핵생성이 가능하여 공냉했을 때 보다 더욱 미세한 조직을 얻게 된다. 뿐만 아니고 냉각속도의 증가에 따라 퍼일라이트의 생성

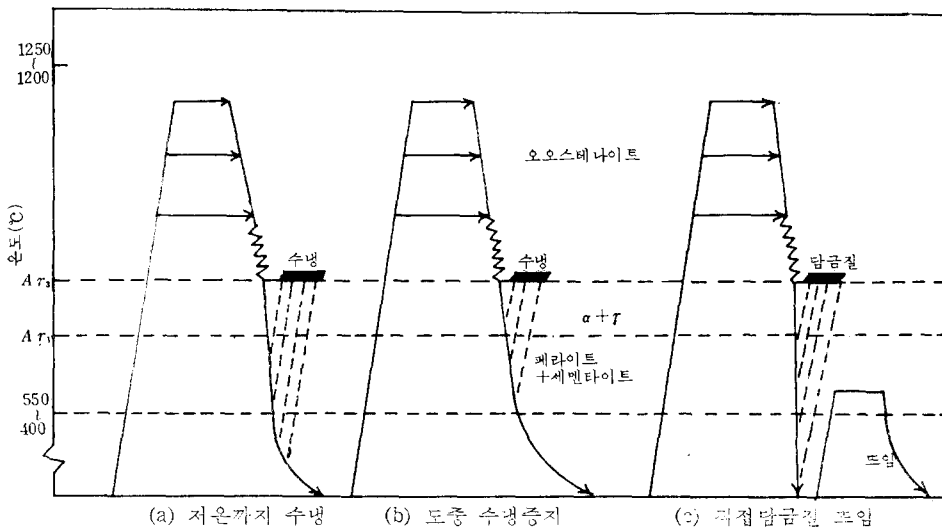


그림 3 제어압연공정(수냉형 TMCP)

이 억제되는 대신에 베이나이트가 생성되어 결국 페라이트와 베이나이트의 복합조직으로 되어 강도 향상 효과가 나타난다.

그림 3(a)의 경우는 Ar<sub>3</sub> 이상의 온도에서부터 수냉을 개시하여 저온까지 곧 바로 수냉을 계속 하는 경우로 저온변태생성물을 증가시켜 강도향상을 증시하는 경우이다. (b)의 경우는 도중에서 수냉을 중지하여 공냉으로 돌아오는 공정으로 어느정도 항온변태적 효과로 말미암아 조직의 안정화를 도모하는 방법이다.

그림 3(c)는 일종의 직접담금질 템퍼링방법으로 종래의 조질강(Q, T강)의 특성을 살린 공정법이라 할 수 있다.

#### 4. 맺음 말

이상에서 지면관계상 용접용 고장력 강재의 요구특성과 이러한 요구특성을 만족시키기 위한 제조기술의 개발현황에 대해서만 기술하였다.

현재로서는 강도 레벨면에서 50kg/mm<sup>2</sup>(490N/mm<sup>2</sup>)급 고장력 강재가 주류를 이루고 있으나 앞으로 해양구조물 및 극한지 구조물용 고장력 강재의 수요가 증가될 추세에 따라 더욱 고강도이면서도 고인성, 대입열 용접성 및 내식성 등 그 특성이 더욱 엄격히 요구될 전망이다. 따라서 이러한 요구 특성에 부합하는 강종 개발을 위해서는 강재의 합금기술이나 제조 공정면에서 더

욱 많은 기술 발전이 기대되고 있다.

#### 參 考 文 獻

- 1) 日本鐵鋼協會, 1985, 鐵鋼技術の進歩, 鐵と鋼, Vol. 71, No. 3, p. 565.
- (2) 日本溶接協會, 1982, 溶接用高張力鋼板規格(案), WES-3001-1982.
- (3) 笠松裕, 1981, 新しい構造用鋼材とその諸特性 日本鋼構造協會, p. 103.
- (4) 金永植, 1982, “高張力鋼 熔接時의 問題點” 大韓機械學會誌, 第22卷, 第3號, p. 175.
- (5) 稱垣道夫, 伊藤慶典, 1980, “高張力鋼低溫用鋼の溶接”, 産報出版, p. 31.
- (6) 日本溶接協會, 1982, “低溶接割水感受性高張力鋼板の特性(案)”, WES-3001-1982.
- (7) 日本溶接協會, 1981, “耐ラメラテア鋼材の特性”, WES-3008-1981.
- (8) 日本鐵鋼協會, 1985, “鐵鋼技術の進歩”, 鐵と鋼, Vol. 71, No. 3, p. 379.
- (9) 김희진, 1986, “TMCP 강의 개발 및 적용” 大韓熔接學會誌, 第4卷, 第2號, p. 2.
- (10) 日本鐵鋼協會, 1985, “鐵鋼技術の進歩”, 鐵と鋼, Vol. 71, No. 3, p. 567.
- (11) 田中淳一, 佐藤守, 1984, “最近の氷海船舶および氷海構造物用鋼材”, 鐵と鋼, Vol. 70, No. 1, p. 29.



### '87 國際粉體·流體 및 空調機器展

- 주 관 : 중소기업협동조합중앙회
- 주 최 : 한국기계공업협동조합연합회
- 기 간 : 1987년 7월 10일(금)~14일(화)
- 장 소 : 한국기계공업진흥회 전시관(KOSAMI)
- 문의처 : 한국기계공업협동조합연합회 전시사업부

전화 : (02) 715-7172~62