

탄소강에서의 용접부 고온균열

정 홍 철

Weld Hot Cracking in C-Mn Steel

H.C.Jeong

정홍철/1964년생/포항
제철 기술연구소 후판연
구그룹/용접야금

1. 서 론

일반적으로 용접부 균열은 발생온도에 따라 크게 고온균열과 저온균열로 분류할 수 있으며, 고온에서 발생하는 고온균열은 용접금속 또는 용접열영향부에서 발생하는 균열로서 외부에서 가해지는 변형이 없어도 발생할 수 있다. 용접 고온균열은 크게 금속학적 인자와 시공적 인자로 그 발생원인을 나눌 수 있는데, 금속학적 인자로서는 주로 S, P 등의 불순물 원소들의 편석에 의한 저용점화합물의 생성에 기인하는 것으로 알려져 있으며 초정 응고상의 종류에 따라 이들 원소의 고용도가 상이하기 때문에 응고모드의 조절이 매우 중요하다. 또한 시공적 인자로서는 용접 비드의 단면 형상 및 구속상태 등이 중요한 요소들로 간주되고 있다. 이러한 균열 발생요인들은 모재 및 용접재료의 화학조성과 용접입열량 등의 용접조건에 따라 단독 또는 복합적으로 작용하기 때문에 용접 고온균열 발생시에는 이들 인자들에 대한 상세한 검토가 반드시 필요하다.

따라서 본 해설에서는 탄소강 용접부에서 발생하는 용접 고온균열의 분류, 지금까지 제안된 고온균열의 발생기구, 고온균열에 미치는 야금적, 시공적 인자의 영향 등에 대하여 보고하고자 한다.

2. 고온균열의 분류 및 특징

고온균열은 고온에서 용접금속 또는 용접열영향부에

서 발생하는 균열로서 미시적으로는 주상정(columnar) 및 수지상정(dendrite)의 경계를 포함한 결정립계에서 발생되며 Fig. 1에 나타난 바와 같이 편석균열(segregation cracking)과 연성저하균열(ductility-dip cracking)로 분류할 수 있다. 편석균열에는 용접금속에서 발생하는 응고균열(solidification cracking)과 용접열영향부 또는 용접금속에서 발생하는 액화균열(liquation cracking)로 세분되고 연성저하균열에는 용접열영향부, 용접금속, 다층용접시의 용접금속에서 발생하는 연성저하균열로 분류할 수 있다.

고온균열의 특징은 약 1000℃이상의 고온에서 발생하며, 연성이 거의 없고 입계를 따라 전파하는 입계균열이란 점이다. 균열이 전파하는 입계에는 대부분의 경우 S 및 P 등의 불순원소의 편석으로 인한 저용점화합물 또는 저용점공정상이 형성되어 있다. Fig. 2는 용접부에서 발생하는 고온균열의 모식도이다. Fig. 2(a)는 고상선(solidus line)온도 이상에서 발생하는 응고균열의 발생기구를 설명하고 있다. 응고균열은 용접열에 의해 용융되었던 금속이 응고되는 과정에서 용접금속내의 최종 응고부에서 발생하기 쉽고 일반적으로 비드 중앙부를 따라서 용접선과 평행한 방향으로 발생하는데 주로 강중에 함유되어 있는 P, S, Cu 등의 불순물 원소의 입계의 편석에 기인한다. Fig. 2(b)는 액화균열 및 연성저하균열을 나타낸 것으로 액화균열 및 연성저하 균열은 고상선(solidus line)온도 이하에서 발생되는데, 액화균열은 용접금속 또는

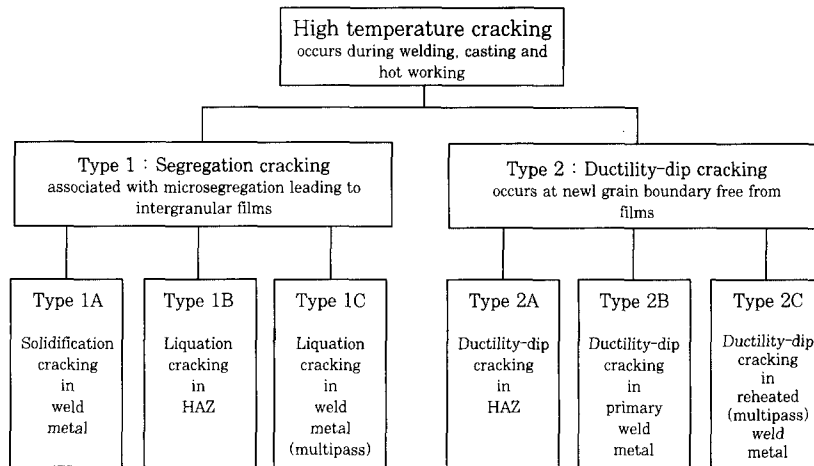


Fig. 1 Classification systems for hot cracking after Hemsworth, boniszweski and Eaton¹⁾

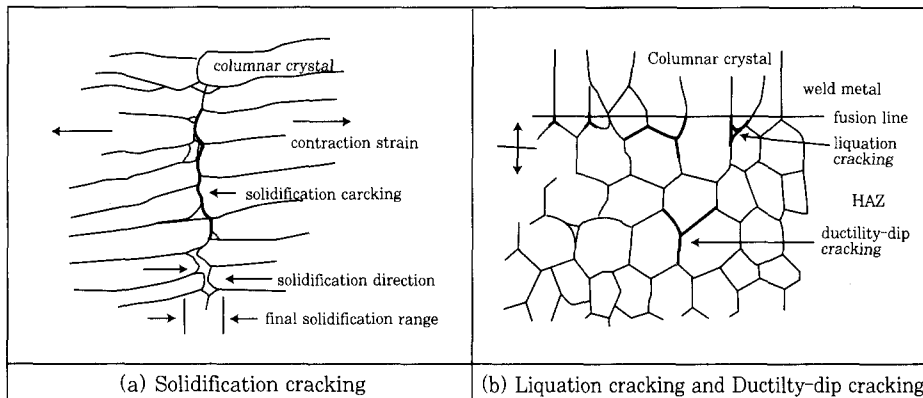


Fig. 2 Schematic illustrating hot cracking

HAZ 조립역에서 고온으로 가열된 결정입계에 불순물 원소가 편석하여 입계가 다시 용융됨으로서 발생한다. 연성저하균열은 냉각중 600~900℃ 범위에서 재결정에 의해 새로이 형성된 입계를 따라서 발생하고 주로 불순물 함량이 매우 낮은 고청정강이 이 균열에 민감하며 표면에는 일반적으로 액화의 흔적이 없고 slip band 및 thermal etch면이 관찰되는 경우가 많다.

Fig. 3은 butt 이음부 및 fillet 이음부 용접금속에서 발생한 고온균열을 보여주고 있다. 고온균열은 최종 응고부인 용접금속 중앙부에서 발생하고 있다. Fig. 4는 발생한 고온균열의 표면을 SEM으로 관찰한 조직사진으로서 표면이 수직상으로 덮여 있는 것을 미루어 이 균열은 용접금속의 응고과정중 발생한 응고균열임을 알 수 있다.

일반적으로 응고균열을 발생시킬 수 있는 불순물이나 합금원소들은 대부분 다음과 같은 특성을 가진다.

- 1) 평형분배계수, k,가 낮다.
- 2) 다른 원소와 반응하여 쉽게 화합물을 형성한다.
- 3) 생성된 화합물은 용점이 낮거나 모재와 반응하여 공정상을 형성한다.

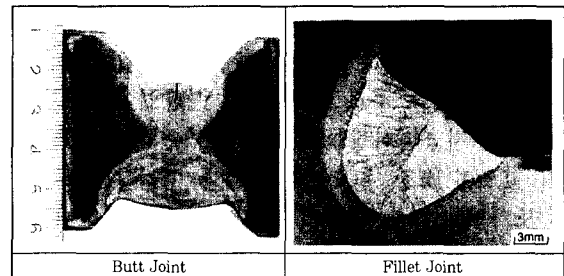


Fig. 3 Examples of hot cracking in butt and fillet welded joint

4) 액상의 화합물과 모재가 이루는 이면각(dihedral angle)이 작아 결정립계를 따라 균열이 쉽게 전파한다.

3. 고온균열 발생기구

지금까지 보고된 응고균열의 발생기구는 Pellini의 Strain theory²⁾, Pumphery의 Shrinkage brittleness theory³⁾, Borland의 Generalized theory⁴⁾, Prokhorov의 Prokhorov theory⁵⁾ 등이 있으며, 이 중에서 Generalized theory가 고온균열의 여



Fig. 4 SEM fractograph of a solidification crack

러 현상을 가장 잘 설명할 수 있는 것으로 알려져 있다.

3.1 Strain theory(변형 이론)

용접부가 응고할 때 응고의 마지막 단계에서는 수지상 또는 수지상 가지 사이에 필름상의 액막(liquid film)이 형성되는데, 이러한 액막에 국부적인 변형이 집중되어 균열이 발생하고 성장한다는 이론이다. 즉, 용접이 진행됨에 따라 아크부근은 처음에 팽창하다가 응고에 의해 수축되며 이 수축력으로 수지상 경계에 잔존해 있는 필름상의 액막과 고체 사이에는 틈이 생기고 계속되는 응고과정에서 수축력이 증가하면 결정립계를 따라 균열이 발생하게 된다.

3.2 Shrinkage-brittleness theory(수축-취성 이론)

응고균열은 균열이 고액 이상역 전 온도구간에서 발생하는 것이 아니라 이상역 온도구간에서 구속력이 작용하기 시작하는 임계온도 이하의 저온역에서 발생한다는 이론이다. 용접부가 응고하기 시작하여 일정시간이 경과하면 양쪽에서 성장하는 수지상들이 서로 연결되게 되며 이 연결된 결합부(solid bridge)를 따라서 구속력이 작용하게 된다. 응고균열은 구속력이 가해지기 시작하는 임계온도와 응고종료온도 사이에서 발생한다. 이 구간이 brittle temperature range로서 이 범위가 넓으면 균열이 발생하기 쉽다. 전율고용체를 형성하는 합금원소는 응고온도범위에 비례하여 균열이 발생하기 쉬우며, 완전히 서로 고용하지 않는 합금계에서는 균열이 잘 발생하지 않는다.

3.3 Generalized theory(Borland 이론)

Shrinkage-brittle theory와 Strain theory를 결합시켜 응고중의 액상의 양과 액상의 결정립계 분포상

태에 따라 응고균열의 발생을 해석한 이론으로 Fig. 5에서와 같이 용접부의 응고과정을 다음과 같이 4단계로 구분하여 용융금속의 응고수축 변형량이 임계응고구간(critical solidification range, CSR)에서 재료가 견딜 수 있는 허용 변형량(accomodation strain)보다 크면 응고균열이 발생한다고 설명하고 있다.

a. 1 단계(Primary dendrite formation) : 용융상태의 용접금속이 응고가 되면서 최초의 고상이 정출되는 단계로서 고상이 액상내에 분산되어 있고 액상이 고상을 둘러싸고 있기 때문에 고온균열은 발생하지 않는다.

b. 2 단계(Dendrite interlocking) : 수지상이 성장하여 서로 연결되는 단계로서 잔류액상이 서로 연결되어 수지상 사이로 쉽게 이동하기 때문에 thermal strain에 의해 수지상 연결부에서 발생한 균열들을 액상이 충전(healing)시켜 균열은 발생하지 않는다.

c. 3 단계(Grain boundary development) : 수지상이 계속 성장하여 잔류 액상을 고립시킴으로서 액상의 입자간 이동이 일어나지 못하는 단계로서 액상 입자 사이의 틈을 충전시켜 주지 못하고 균열이 발생하게 되는 임계응고구간(CSR)에 해당된다.

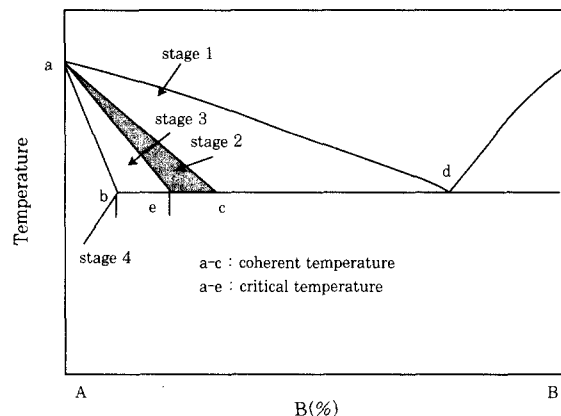


Fig. 5 Borland generalized theory for solidification cracking

d. 4 단계(Complete solidification) : 잔류 액상이 완전히 응고하여 더 이상의 균열은 발생하지 않는다.

3.4 Prokhorov theory(강도이론)

응고균열은 응고중의 용융금속이 임계인장속도(critical extension speed)보다 큰 값의 인장변형을 받을때 발생한다는 이론이다. Prokhorov 등은 응고 온도범위에 취성영역이 있고, 용접중에 일어나는 변형이 이 영역에서 임계값을 넘으면 균열이 일어나는 것으로 설명하고 있다.

4. 고온균열에 미치는 야금적 인자의 영향

4.1 초정상의 영향

탄소강의 응고시 탄소함량에 따라서 초정 응고상이 δ -ferrite 또는 γ -austenite로 결정되는데, 초정상의 종류에 따라서 고온균열감수성이 결정된다. Table 1은 δ -ferrite와 γ -austenite의 S와 P의 최대 고용도를 비교한 표로서 최대 고용도는 δ -ferrite에 비해 γ -austenite에서 매우 작음을 알 수 있다. 따라서 응고가 γ -austenite로 일어나면 불순물 원소의 고용도가 작은 γ -austenite 수지상내에 고용되지 못한 S와 P가 액상에 편석되어 저용점화합물을 형성함으로써 고온균열을 조장하게 된다. 또 고용도의 차이뿐만 아니라 열팽창계수의 차이도 균열 감수성에 영향을 미치는데 γ -austenite의 열팽창계수가 δ -ferrite의 열팽창계수보다 크기 때문에 초정 응고가 γ -austenite로 일어나면 구속력이 증가해 균열 감수성을 증가시키게 된다. 따라서 초정 응고가 δ -ferrite로 일어나게끔 제어하는 것이 고온균열의 방지에 효과적이다.

Table 1 Maximum solubility of S and P in δ -ferrite and-austenite

Element	In δ -ferrite	In γ -austenite
S(wt.%)	0.18	0.05
P(wt.%)	2.8	0.25

4.2 합금원소의 영향

4.2.1 C의 영향

일반적으로 C는 오스테나이트 안정화원소로 고온균열을 촉진하는 원소이다. C 함량 증가는 초정응고모드를 δ -ferrite에서 γ -austenite로 천이시킴으로서 균열 감수성을 증가시키게 된다. Borland⁴⁾는 0.13%C

이하에서는 고온균열이 발생하지 않고, 0.13~0.15%C에서는 고온균열이 발생할 수 있으며, 0.15%C이상에서는 고온균열이 발생한다고 하였다.

4.2.2 S의 영향

S는 고온균열을 조장하는 원소로 알려져 있다. S는 C와 비교해서 확산에 의한 이동속도가 늦어서 응고중에 편석이 심하게 일어나기 때문에 적은 양의 S도 균열 감수성을 크게 증가시킨다. 그러나 S의 나쁜 영향은 Mn이 존재하면 줄어드는데 Mn은 S와 결합하여 고용점의 MnS를 형성함으로써 S에 의한 고온균열 촉진효과를 감소시킨다.

4.2.3 P의 영향

P도 S와 마찬가지로 고온균열을 촉진하는 원소이다. P는 δ -ferrite에서 매우 고용도가 크기 때문에 대부분의 탄소강이 평형상태에서 응고할 때에는 결정입계에 액막을 형성하지 않으나 용접부에서는 응고중에 Fe + Fe₃P의 공정화합물을 형성한다. 이같은 용점이 낮은 공정화합물은 국부적으로 응고온도를 낮추어 고온균열감수성을 증가시킨다. Table 2에 S와 P에 의해 형성되는 저용점화합물들과 이들의 용융온도를 나타냈다.

Table 2 Low-melting temperature compounds by S and P in grain boundary

Material	Melting temperature(°C)
Pure Fe	1540
FeS	1190
FeS-Fe	940
Fe ₃ P-Fe	1048
Fe ₃ P	1166

4.2.4 산소의 영향

산소는 고온균열감수성을 감소시키는 원소이다. 산소량의 증가는 표면장력을 감소시켜 액상의 점성(viscosity)을 감소시키기 때문에 액상이 이동하기 쉽게 되며 따라서 이미 형성되어 있는 고온균열에 액상이 충전되어 고온균열을 방지하게 된다. Widgery⁶⁾에 의하면 산소는 황화물의 형태 및 표면에너지를 변화시키기 때문에 응고균열감수성은 산소의 양 및 분포에 의해서 영향을 받는다. Sims⁷⁾등은 산소량에 따라 강종의 황화물 석출을 다음과 같이 3가지 형태로 분류하였다.

- 1) Type I (globular sulphide) : oxygen > 0.02%
- 2) Type II (net-shape sulphide) : 0.01% <

oxygen < 0.02%

3) Type III (angular sulphide) : C, Si, Al양이 많을 경우

이렇게 분류한 황화물중에서 산소량이 0.02% 이상인 경우에 형성되는 등근 형태의 Type I의 황화물은 고온균열의 발생에는 무관하며 고온균열의 발생에 치명적 역할을 하는 Type II의 황화물의 석출은 피해야 한다.

4.2.5 Si의 영향

Si는 ferrite 안정화 원소이기때문에 강중에 첨가되면 고온균열을 방지하는 역할을 한다. 그러나 Reeve⁸⁾는 Si이 Fe-S-Si-O의 화합물을 형성하여 고온균열을 조장하는 것으로도 보고하고 있다. Si이 다량 첨가되면 재료가 취화될 수 있으므로 주의를 요한다.

4.2.6 Mn의 영향

Mn은 austenite안정화 원소지만 균열발생을 억제하는 역할을 한다. Mn은 S와 반응하여 FeS보다 먼저 MnS를 형성하기 때문에 S의 편석에 의한 저융점화합물의 형성을 방지할 수 있다. 형성된 MnS는 용융온도가 1620℃로 높아 강중에 Mn양이 증가하면 입계의 액상필름 형성이 어려워지기 때문에 고온균열을 피할 수 있다. 반대로 잉여의 S가 존재하면 MnS-FeS 공정상 또는 FeS-(Mn,Fe)S 화합물 조성의 액상 필름이 형성되는데 이들은 응고온도가 낮고 이면각(dihedral angle)이 작기 때문에 고온균열을 촉진한다.

4.2.7 Cu의 영향

Cu는 농도가 클때만 고온균열감수성을 증가시킨다. Brockhurst와 Muir¹⁶⁾는 1% 정도의 Cu는 고온균열을 촉진시킨다고 보고하고 있다. Fe-Cu상태도에서 알 수 있듯이 Cu는 Fe에 대하여 고용도가 매우 크고 austenite의 응고범위를 확장시키는 원소이다. 또한 Cu는 S와 결합하여 저융점화합물인 Cu₂S를 형성시켜 고온균열을 조장한다.

4.2.8 Ni의 영향

Austenite 안정화원소인 Ni은 연강에서 고온균열감수성을 증가시킨다. Rollason과 Roberts⁹⁾는 정해진 S함량에서 Ni이 첨가되면 결정립계에 황화물을 증가시켜 고온균열을 조장한다고 보고하였다. Williams¹⁰⁾는 이러한 고온균열의 촉진은 용융온도가 920℃로 낮은 NiS의 형성과 관계가 있다고 설명하고 있다.

4.2.9 Al의 영향

고온균열감수성에 미치는 Al의 영향은 복합적이다. Borland는 Al이 첨가되면 첫째 산소와 반응하여

Al₂O₃를 형성하기 때문에 산소의 고온균열에 대한 유익한 효과를 반감시키며 둘째로 S와 결합하여 (Al,Fe)S를 형성하기 때문에 S에 의한 고온균열감수성을 감소시키는 복합적인 역할을 하는 것으로 보고하고 있다. 또한 Al의 농도가 0.002%를 초과하면 고온균열을 촉진시키는 type II의 황화물이 형성된다는 보고도 있다.

4.2.10 Nb의 영향

Garland와 Bailey¹¹⁾에 의하면 모재에서의 Nb농도가 0.09%까지 용접금속의 고온균열을 촉진한다고 보고하고 있다. Nb가 첨가되면 Fe-C-Nb 공정화합물 액상이 형성되며 이러한 액상이 고온균열감수성을 증가시킨다.

4.2.11 Ce의 영향

여러 연구자들에 의하면 Ce은 강력한 고온균열을 방지하는 원소이다. Ce은 강력한 탈산, 탈황제이며 가공성을 크게 향상시키는 것으로 알려져 있다. Fe-Ce의 상태도에 의하면 Ce은 응고온도범위를 증가시킴에도 불구하고 고온균열감수성을 크게 감소시키는데 이는 강력한 탈황효과 때문이다. Ce 황화물은 용융온도가 2000℃이상으로 높고, 미세하고 등근 형태의 입자로 형성되기 때문에 S에 의한 (Fe,Mn)S의 액상 형성을 방지한다.

4.2.12 Ti의 영향

Ti의 역할은 연구자들에 따라 의견이 분분하다. Savage와 Lundin¹²⁾에 의하면 ferrite 안정화 원소인 Ti는 함량 약 1.5%까지는 고온균열감수성을 개선한다고 보고하고 있다. 그러나 Garland와 Bailey¹³⁾에 따르면 Ti는 탈산제이기 때문에 Ti가 첨가됨에 따라 고온균열방지에 효과적인 산소를 제거하기 때문에 고온균열을 촉진한다고 보고하고 있다.

4.2.13 B의 영향

Aganav¹⁴⁾등은 B이 0.3~0.4%까지 첨가되면 고온균열감수성을 크게 증가시키나 이 범위를 넘어서는 다시 고온균열감수성을 감소시킨다고 보고하였다. 균열감수성이 증가하는 것은 결정입계를 따라서 boride가 분포하기 때문이다. B 함량 0.05%까지는 boride가 분리된 개재물로 형성하나, 0.05% 이상에서는 boride가 연속적인 network로 형성되며 0.3~0.4%까지 network 형성이 계속된다. 그러나 B양이 더 증가하게 되면 두꺼운 액상의 공정화합물이 형성되고 따라서 넓은 수지상 사이를 액상은 쉽게 이동할 수 있어 발생된 고온균열에 쉽게 충전하기 때문에 고온균열감

수성은 감소한다.

4.2.14 Zr의 영향

γ -ferrite안정화 원소로서 고융점의 황화물을 만들어 유해한 S를 고정시키므로 현저한 고온균열 방지에 효과가 있으나 첨가량이 과다하면 재료를 취화시키는 문제점이 있다.

4.3 액상-고상간의 응고온도범위

일반적으로 응고온도의 범위가 크면 클수록 고온균열감수성이 크다. 응고온도의 범위는 합금원소와 불순물 원소의 함량에 의해 결정된다. 평형상태에서의 응고온도의 범위(ΔT_f)의 크기는

$$\Delta T_f = M_L C_o \frac{(1-k)}{k} \tag{1}$$

여기서 C_o : 용질농도

M_L : 액상선의 기울기($^{\circ}\text{C}/\text{wt.}\%$)

k : 평형분배계수

로 나타낼 수 있다. 이식으로부터 응고온도범위는 합금원소의 양이 많아지거나 평형분배계수 k 가 작은 불순물 원소가 존재하게 되면 증가함을 알 수 있다. Fig. 6은 Fe기 이원계 합금에서 용질농도와 응고온도범위와의 상관관계¹⁵⁾를 나타낸 것이다. S, B, P, C 등의 원소는 k 가 작아 농도가 증가함에 따라 응고온도의 범위

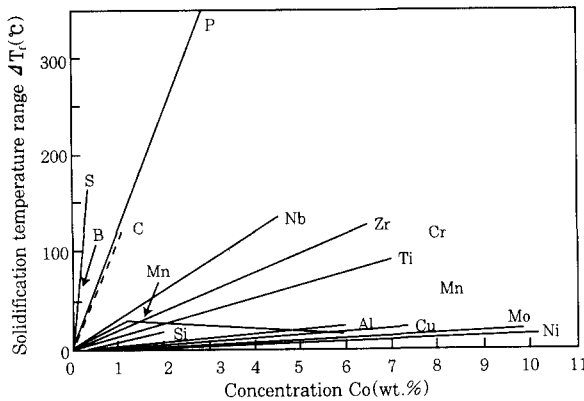


Fig. 6 Effect of solute concentration on solidification temperature range in Fe base-binary system

가 크게 증가하기 때문에 고온균열의 발생을 조장한다. 따라서 응고온도의 범위를 확장시키는 원소의 첨가는 신중히 고려하여야 한다.

4.4 이면각(dihedral angle)의 영향

응고중에 액상은 비교적 넓은 온도범위에 걸쳐 존재

하고 응고된 결정사이에서 생긴 응력을 받게 된다. 이 액상이 얇은 막을 형성하여 결정립계를 균일하게 덮고 있으면 균열이 발생하게 되고, 반면에 주로 grain edge와 grain corner에 분리되어 있으면 응고시의 수축응력에 견딜 수 있기 때문에 균열이 발생하지 않는다. 응고중 액상의 분포는 Fig. 7에서와 같이 고액계면에너지와 결정립 에너지의 비로 나타낼 수 있다.

$$\tau = \frac{\gamma_{LS}}{\gamma_{SS}} = \frac{1}{2\cos(2/\theta)} \tag{2}$$

여기서 LS : 고액계면 에너지

SS : 결정립 에너지

θ : 이면각(dihedral angle)

위 식에서 τ 의 값이 작은 경우에는, 즉 θ 가 0° 에 가까울수록 액상은 완전히 망상으로 존재하여 고온균열감수성이 크고, τ 의 값이 큰 경우에는, 즉 θ 가 180° 에 가까울수록 액상은 구형으로 분포되어 고온균열감수성이 작다. 이면각은 고상의 결정과 접촉하는 액상의

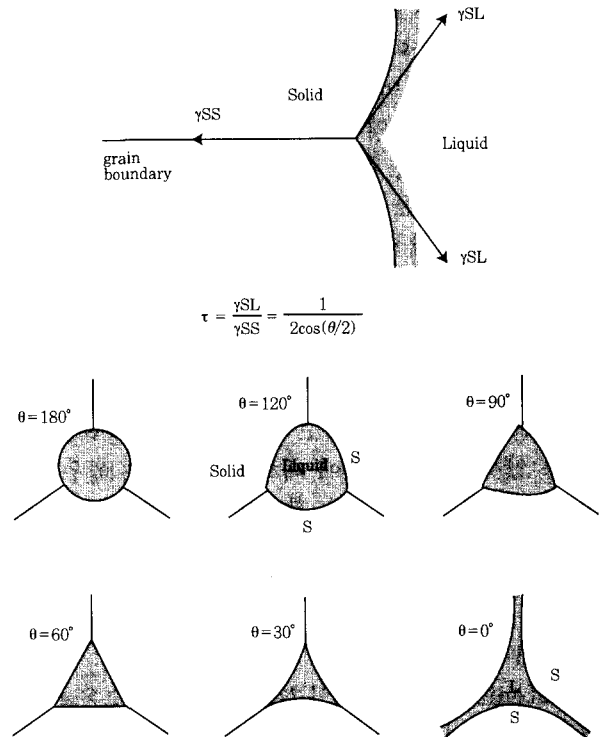


Fig. 7 Dihedral angle of liquid and distribution of liquid during solidification

조성에 의해 결정되는데, 응고된 결정의 조성 과 접촉하는 액상의 조성이 유사한 경우는 이면각(θ)의 값이 작고 조성이 크게 다르면 이면각(θ)의 값이 크다. 그러므로 이면각(θ)의 측정으로 액상의 분포를 실질적이고 편리하게 알 수 있다. 실제로 Fe-S계에서 형성되는 저융점화합물인 FeS의 이면각(θ)의 측정결과에 따

르면 1300℃에서는 이면각(θ)이 0°로 액상이 입계를 따라 망상으로 분포하고 온도가 감소함에 따라 이면각(θ)은 점차로 증가하여 FeS의 형상은 구상으로 변화한다. 따라서 형성되는 액상의 이면각(θ)를 크게 하는 것이 고온균열발생을 억제하는데 효과적이다.

5. 고온균열에 미치는 시공적 인자의 영향

고온균열에 미치는 시공적 인자로는 weld solidification pattern과 용접변형의 인자로 크게 나눌 수 있다.

5.1 용접부의 응고형태

5.1.1 Depth/Width ratio

고온균열 감수성은 용접부의 형상에 의해서도 영향을 받는데, 용접금속의 D/W의 비가 증가할수록 고온균열의 발생위험이 증가하게 된다. Fig. 8에서와 같이 D/W의 비가 큰 경우, 즉 좁고 깊은 용접금속의 모양은 주상정이 내부로 성장하기 때문에 중심부에 편석이 심하게 일어나고 수축변형이 중앙에서 집중적으로 작용하기 때문에 고온균열의 발생가능성이 매우 높다. 따라서 고온균열을 최소화하기 위해서는 주상정 성장 방향을 내부쪽(inward)으로 하는 것보다 위쪽(upward)방향으로 성장시키는 것이 바람직하며 D/W의 비를 작게 하는 것이 필요하다. Fig. 9는 0.18%C강 fillet이음부의 D/W비의 변화에 따른 용

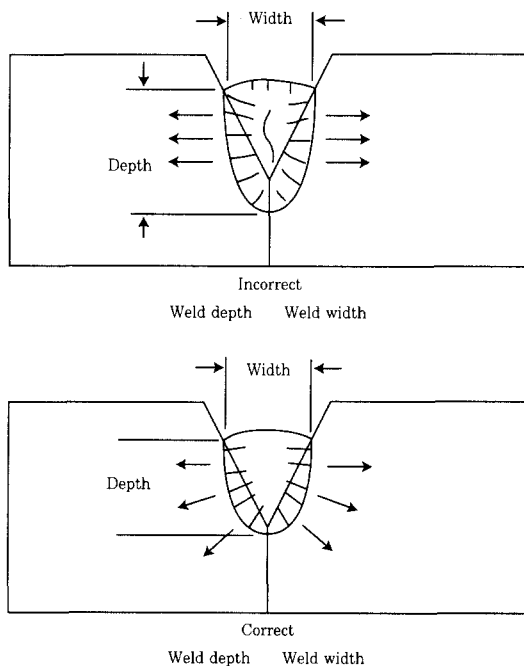


Fig. 8 Effect of weld width to depth ratio on centerline cracking

접고온균열의 발생경향을 조사한 결과로서 D/W비가 증가할수록 용접고온균열의 발생은 현저해지는 경향을 보이고 있다.

5.1.2 용접속도

일반적으로 용접속도가 증가할수록 고온균열감수성은 증가한다. 용접속도가 증가하면 용융지의 길이가 증가하고 응고형상은 teardrop형태가 되어 비드 중심을 향하여 주상정이 거의 직선적으로 성장한다. 이 주상정들이 서로 마주치는 비드 중심부에는 불순물 원소들의 편석이 심하게 일어나 저융점화합물의 액상이 형성되며 용접부의 구속응력은 이 방향(용접방향)에 수직으로 작용하기 때문에 균열이 쉽게 발생하게 된다. 반면에 용접속도가 느린 경우에는 용융지 형상이 타원형 형태로 되어 온도구배가 연속적으로 변화하기 때문에 비드 중심부의 수지상은 서로 평행하게 성장하여 고온균열의 발생가능성이 적다.

5.1.3 결정립도

용접금속의 주상정이 미세하면 할수록 고온균열의 발생가능성은 크게 감소하게 된다. 이것은 주상정이 미세할수록 입계에 편석되는 저융점화합물의 양이 상대적으로 줄어들기 때문이다.

5.1.4 Weld convexity

볼록한 형태의 용접금속(convex-topped weld)이 고온균열 발생방지에는 효과적이다. 오목한 형태의 용접금속(concave-topped weld)의 경우에는 수축응력이 용접금속의 중심부에 집중되고 주상정의 성장방향이 용접금속의 내부쪽(inward)으로 향하게 되어 용접 중심부에서 고온균열의 발생가능성이 크게 된다.

5.2 용접변형

용접변형이 고온균열에 미치는 영향은 정량적으로 서술하기는 어렵다. 용접변형은 거시적인 변형(distortion)과 응고시 국부적인 수축팽창에 의한 미시적인 변형(contraction)으로 나누어진다. Fig. 10은 탄소함량이 다른 동급의 강재에 대하여 Trans-Varestraint시험을 이용하여 변형량과 최대 균열길이 및 총 균열길이(균열 감수성)와의 상관관계를 조사한 결과이다. 두 강재 모두 가해진 변형량이 증가함에 따라 최대균열길이 및 총 균열길이(균열 감수성)가 증가함을 알 수 있다. 또한 동급의 강재라도 탄소함량이 높은 강재가 균열 감수성이 높음을 알 수 있다.

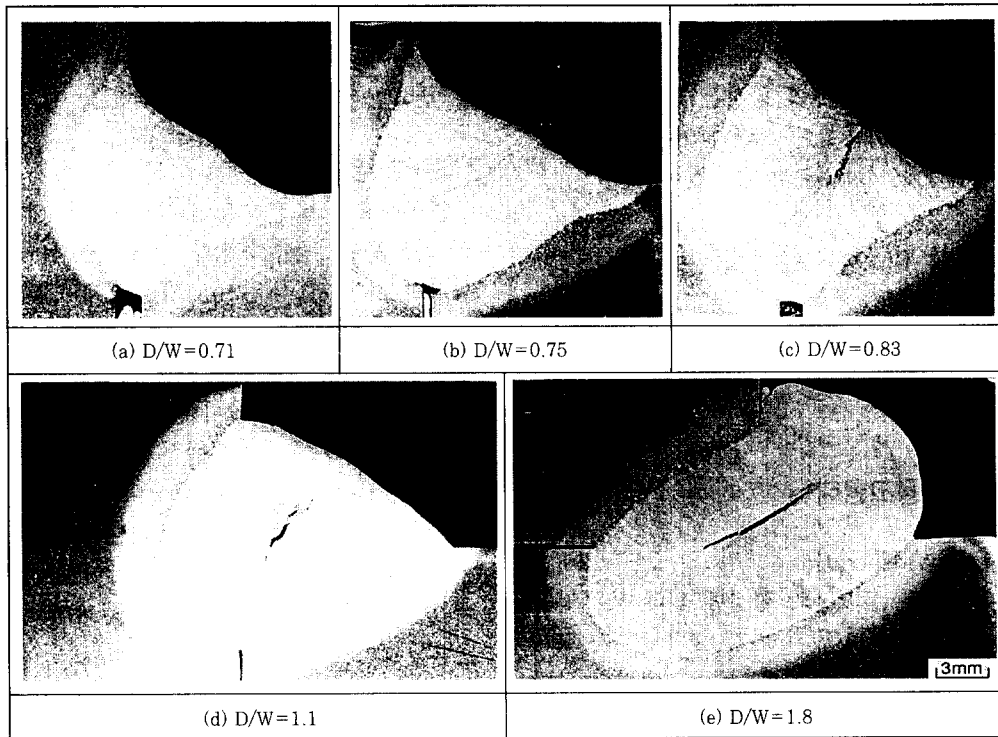


Fig. 9 Effect of D/W ratio on solidification cracking

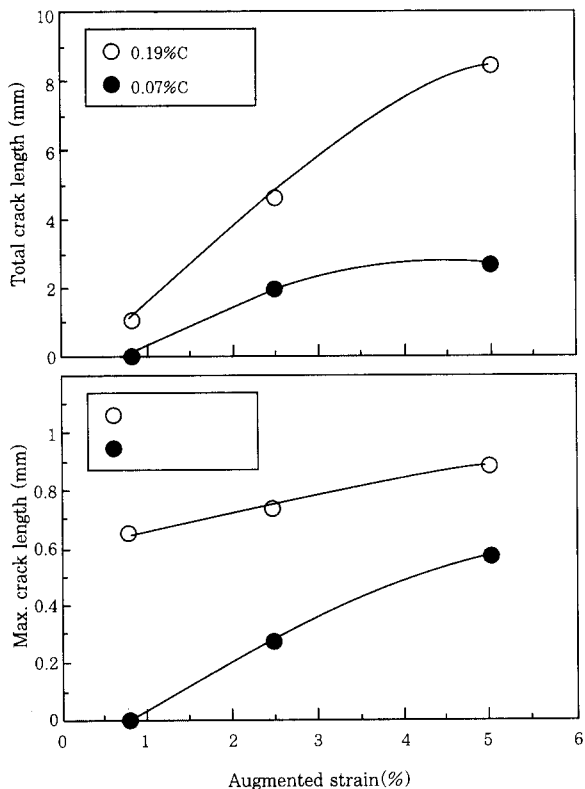


Fig. 10 Changes in max. crack length and total crack length in relation to augmented strain in Trans-Varestraint test

5.2.1 모재강도 및 두께

일반적으로 모재강도 및 두께가 증가함에 따라 고온균열발생의 위험성이 증가하게 된다. 모재강도가 높으면 높을수록 수축응력이 증가하며 유사하게 모재의 두께가 증가할수록 구속도가 증가하기 때문에 균열 감수성이 증가한다. 또한 모재 두께가 증가할수록 강도 확보를 위해 C함량이 증가하기 때문에 고온균열감수성은 증가하게 된다.

5.2.3 예열

고온균열의 발생에 대한 예열의 효과는 다소 복잡하다. 거시적 변형을 방지할 수 있을 만큼 이음부를 구속한 경우의 예열은 효과적이고, 이음부만 예열하는 경우보다는 모재전체를 균일하게 예열하는 것이 고온균열 방지에 효과적이다. 만약 예열을 부분적으로 하면 변형을 일으켜 오히려 고온균열의 발생을 촉진한다. 또한 예열을 심하게 할 경우에는 이음부 간격을 확장시켜 고온균열을 촉진할 수도 있다. 따라서 이음부를 clamp를 사용하여 확실하게 고정시키고 예열을 하는 것이 바람직하다.

5.2.4 이음부 형상

고온균열을 방지하기 위해서는 좁은 그루브 각도는 최대한 피해야 한다. 그루브 형상도 급경사진 V 그루

브보다는 개선각도가 넓은 U 또는 J 그루브가 고온균열의 발생억제에 유리하다.

6. 고온균열 방지대책

일반적으로 고장력강이나 저온용강의 용접부에는 강재 및 용접재료의 S나 P함량이 낮으면 가혹한 구속조건이 아닌 경우에는 용접고온균열은 발생하지 않는다. 그러나 고온균열의 발생이 우려되는 경우에 다음과 같은 대책이 필요하다.

1) 모재 및 용접금속의 화학성분의 검토

연강이나 HT50강에서는 C, S 및 P함량을, 인장강도 60kgf/mm²급이상의 고장력강이나 저온용강에서는 C, S, P 및 Ni함량을 주의해야 한다.

2) 용접조건과 비드형상의 관리

일반적으로 D/W의 비가 큰 비드는 고온균열을 조장한다. 그러므로 용접금속의 형상을 제어하기 위해서는 그루브 형상이나 용접전류등의 용접조건을 선택하여 D/W의 비가 작은 비드의 형상을 유지한다.

3) 대입열용접이나 과도한 예열을 피해야 한다.

4) 이음부 형상, 적층법을 적절히 선택하여 구속조건을 완화시켜야 한다.

7. 맺음말

이상과 같이 용접 고온균열의 분류, 발생기구, 용접 고온균열에 미치는 야금적 및 시공적 인자, 고온균열 방지대책 등에 대하여 기술하였다. 이 자료가 탄소강 용접부 고온균열을 이해하는데 조그만 도움을 줄 수 있으면 하는 바람이다.

참고 문헌

1. Hemsworth, B., Boniszewski, T., and Eaton, N.F.: Metal Construction and British Welding Journal, 1, (1969), p5~16
2. W.S.Pellini : "Stain Theory of Hot Tearing", Foundry, vol. 80, no. 11, (1952), p. 125
3. W.I.Pumphrey : J. of Institute of Metals vol.75, (1948), p235
4. J.C.Borland : "Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds", British Welding Journal, vol.8, (1961), p526
5. N.N.Prokhorov : Lit.Proiz no.10, (1962), p176
6. Widgery, D.J. : "Effect of sulphur and phosphorous on weld metal solidification cracking", Metal Construction, August (1970), p333~338
7. Sims, C.E., Saller, H.A., Bougler, F.H. : "Effect of various deoxidizers on the structures sulphide inclusions", Trans AIME, (1949)
8. Reeve, L. : Trans. Inst. Weld, vol. 8, (1945), p80~88
9. E.C.Rollason, D.F.T.Roberts : Trans. Inst. Welding vol.13, (1950), p129~132
10. A.J.Williams, D.J.Rieppel, C.B.Voldrichs : W.A.D.C. Tech. Report, (1952), p52~143
11. Garland, J.G., Gailey, N. : Welding Research International, 8, (1978), p240~281
12. Savage, W.F., Lundin, C.D. : Welding Journal Res. sup. 45, (1966), p497s~503s
13. Garland, J.G., Bailey, N. : Welding Research International 9, (1979), p85~105
14. Aganaev, Yu.P., Barmin, L.N., Kulishenko, B.A. : Svar. Proiz. 26, No.8, (1979), p7~9
15. 松田福久 : "溶接金屬の凝固割れおよび合金元素の効果について" 日本溶接學會誌, Vol.36 (1967), p973
16. Brockhust D.J. Muir, H : Welding Fabrication and Design, 9 (1965), 980~986