

용접구조용 7000 계열 고장력 Al-Zn-Mg 합금의 용접특성과 용접균열에 관한 고찰

김환태* · 황선효* · 남수우**

Weld Cracking of High Strength Al-Zn-Mg Alloy Weldment

H. T. Kim*, S. H. Hwang* and S. W. Nam**

1. 서 론

고강도 알루미늄 합금은 중량이 가벼우면서 인장강도와 항복강도가 높고 가공성, 성형성, 내식성이 우수하여 항공기, 자동차, 선박 등 수송용 재료로 각광을 받고 있다. 특히 이들 고강도 알루미늄 합금 중에서 Zn와 Mg를 주성분으로 하고 Mn, Cr, Cu, Zr 등의 합금원소를 첨가하여 기계적 특성을 향상시킨 Al-Zn-Mg 계통의 고강도 알루미늄 합금은 시효경화성이 우수하여 높은 비강도가 요구되는 구조물용 부재에 많이 사용된다.

알루미늄 합금은 철강재료와 비교하여 여러면에서 다른 특성을 지니고 있는데 용접과 관련하여 볼때, 열팽창계수가 철강재료의 약 2배이고 용융금속의 응고수축율이 철강재료(2.2%)의 2.7 배인 6.5%를 갖기 때문에 용접열에 의한 용접변형이 일어나기 쉬우며 또한 합금조성에 따라 solidus 온도 이상의 입계 온도구간에서 용착금속(weld metal)과 용접열

영향부(heat affected zone, HAZ)의 결정립계가 용융점이 낮은 liquid film에 의해 결정립간의 결합력이 약화되어 급속냉각에 따른 수축응력에 의한 수축변형을 견디지 못하고 intergranular 형태로 파단되는 용접 고온균열이 발생할 확률이 철강재료에 비해 높다.

Senda¹⁾ 등은 알루미늄 합금이 구조용강이나 stainless 강에 비해 응고취성온도역인 BTR이 넓어 용접 중에 고온균열이 많이 발생하는 것을 관찰하였으며 Matsuda²⁾ 등은 알루미늄 합금 중에서 Al-Zn-Mg 계통의 고강도 알루미늄 합금의 고온균열 감수성이 높은 것으로 보고하였다.

따라서 공학적인 측면에서 Al-Zn-Mg 계통 합금의 용접부에 나타나는 고온균열 발생현상을 정밀하게 검토하고 분석해야 하며 또한 Al 7039, Al 7020 등 용접용 합금으로 실용화되고 있는 고강도 알루미늄 합금에 필수적으로 요구되고 있는 용접성에 대한 체계적인 평가가 이루어져야 한다.

한편 Park과 Nam³⁾은 Mn을 이용한 분산 강화가

* 정회원, 한국기계연구원 용접기술연구부

** 비회원, 한국과학기술원 재료공학과

Al-Zn-Mg 합금의 연신율의 큰 감소없이 항복강도 및 인장강도를 높이는데 효과적임을 밝혔으며 이에 따라 최근 개발된 Mn-modified Al-Zn-Mg 합금에서 미량의 합금원소를 첨가하는데 따른 용접부의 고온균열 감수성 특성을 분석할 필요가 있다.

본 소고에서는 Al-Zn-Mg 계통의 고강도 알루미늄 합금의 제조과정에서 실시하는 열처리 공정을 통해 얻어지는 시효경화 효과, 합금원소 첨가에 따른 석출물의 생성과 이에 따른 석출경화 효과와 용착 금속의 응고균열 발생과의 상호관계를 조사하고 용접열영향부의 용질원자 확산과 입계의 liquid film에 의한 액화(liquation) 균열의 생성을 분석하여 설명하고자 한다.

2. Al-Zn-Mg 계통 고강도 알루미늄 합금의 특성

2.1. 일반적 특성

Al-Zn-Mg 계통의 알루미늄은 열처리 가능형(heat treatable) 석출경화형 합금으로 Al 7075와 Al 7050과 같이 강도는 높으나 용접성이 떨어지는 비용접용 알루미늄 합금과 Al 7039와 Al 7017 등과 같이 인장성질은 비용접용 알루미늄 합금에 비해 떨어지지만 용접이 가능한 용접용 알루미늄 합금으로 나뉘어지는데 용접용 알루미늄 합금은 일반적으로 Zn량이 3~5%, Mg량은 1.2~2.8% 정도이며 동시에 Zn + Mg량이 용접성 유지때문에 5~7%로 제한되어 있다. 그리고 Cu는 소입민감도를 크게 증가시키기 때문에 비용접용 알루미늄과는 달리 거의 첨가되지 않고 있으며, Zr, Mn, Cr과 같은 천이금속들은 합금의 재결정 방지나 결정립 미세화를 위해서 하나 또는 두 종류를 첨가하고 있다.

Al-Zn-Mg 계통의 합금을 고온에서 용체화처리시킨후, 급냉시킨 다음 시효처리할 때 미세한 석출물이 기지에 균일하게 생성되어 강도가 크게 증가되는데 시효처리 온도에 따라 190 °C이하에서는 η ($MgZn_2$)^{4,5)} 190 °C 이상에서는 T ($(Al,Zn)_{48}Mg_{32}$)⁶⁾ 이 석출하며 용체화 처리후 약 1개월 자연시효를 하면 강화효과에 의해 최대강도의 85~95%까지 강화된다⁷⁾. 시효처리는 80~100°C에서 1차 시효처리한 후 130~150 °C에서 2차 시효처리를 하고 있는데 이는 1단 시효처리보다 2단 시효처리가 소입민감도를 아주

작게 하고 기계적 성질을 향상시킬 수 있기 때문이다⁸⁾.

2.2. 천이원소의 영향

Zr은 알루미늄과 합금될 경우 500 °C에서는 약 0.05 wt%의 용해도를 가지며 재결정 억제와 결정립 미세화에 가장 강력한 효과를 나타내는 원소로서 현재는 많은 Al-Zn-Mg 계열 합금에 0.1~0.25 wt% 정도 첨가되고 있다. Zr은 알루미늄 합금에서 준안상인 Al_3Zr 의 분산상(dispersoid)을 형성하는데, 이 Al_3Zr 은 알루미늄 합금에서 생성되는 각종 분산상중에서 크기가 0.03~0.05 μm 로 가장 작고 유일하게 기지와 정합(coherency)을 이루고 있으며 결정립 미세화에 의해 연신율과 강도를 동시에 증가시키는 효과가 있고⁹⁾, 다른 천이 금속과는 다르게 소입민감도를 증가시키지 않는 특징이 있다¹⁰⁾.

Cr은 알루미늄 합금에서 300 °C에서는 약 0.15 wt%의 용해도를 가지면서, 재결정 억제에 효과적인 것으로 보고되어 있고¹¹⁾, Al-Zn-Mg 계통의 고강도 알루미늄 합금에서는 0.2~0.3 wt% 정도가 첨가되고 있다. Cr은 알루미늄 합금에서 E-phase($Al_{18}Cr_2Mg_3$)라 불리는 분산상을 형성하는데¹²⁾, 기지와 비정합관계를 가지며, 크기는 Zr-dispersoid 보다는 큰 0.03~0.3 μm 의 중간 크기를 가지고 있다¹³⁾. Al-Zn-Mg계 합금에서 Cr은 석출물 형성을 크게 촉진시키므로 강도를 현저히 증가시키게 된다¹⁴⁾ Hunsicker¹⁵⁾는 Cr이 항복강도 및 인장강도 증가와 함께 소입민감도를 크게 증가시키며, 강도 증가의 효과면에서 Zr이나 Mn 등의 천이금속보다는 훨씬 큰 효과가 있다고 보고하였고, 연신율도 Cr첨가시에 오히려 증가되는 것으로 Thompson 등¹⁶⁾의 결과와 일치되게 보고하였다. 한편 Jeon¹⁷⁾은 Al-4.7 Zn-2.0 Mg-0.15 Zr-xCr합금의 기계적 성질에 미치는 Cr의 영향에 관한 연구에서 Cr을 0 wt%, 0.1 wt%, 0.2 wt%로 변화시키면 0.1 wt%의 Cr이 첨가되었을 때가 연신율, 항복강도, 인장강도 및 파괴 인성이 최대치가 된다고 보고 하였다.

알루미늄 합금에서 Mn의 용해도는 Fe가 증가함에 따라 조금씩 증가 하는데, Fe가 0.05 wt% 존재시에는 500°C에서 0.34 wt% 정도이다¹¹⁾. 고강도 Al-Zn-Mg 계통의 합금에서 Mn도 다른 천이금속과 마찬가지로 분산상을 형성하나, 조성과 결정구조는 확실하게 알

려져 있지 않으며, Fe나 Si가 포함되지 않는 Mn 분산상의 성분으로는 $Al_{24}Mn_5Zn$ 이라는 보고¹⁸⁾가 있다. Al-Zn-Mg계 합금에서는 Mn은 Cr이나 Zr 만큼 강력한 재결정 억제제로서 작용하지는 않으나, 약간의 재결정에 영향을 주는 것으로 알려져 있다. Al-Zn-Mg 계열 합금에서 Mn이 기계적 성질에 미치는 영향에 관한 정도를 Truscott 등¹⁹⁾의 결과를 통해 고찰해보면, 0.5 wt% 정도 첨가시에는 항복강도 및 인장강도가 현저하게 증가하는 것을 알 수 있으며 Park 등²⁰⁾에 따르면 Mn은 Al, Zn와 결합하여 기지내에 막대 형태의 분산상을 형성하여 강도를 크게 향상시킨다고 하였다. 또, 그는 같은 합금에서 Mn의 함량이 증가할수록 크기나 모양이 변하지 않는 막대 모양의 Mn-dispersoid의 밀도가 증가되어 연신율(ϵ_t)은 점차 감소하나, uniform elongation(ϵ_u)은 변함이 없이 항복강도와 인장강도가 점차 증가한다고 보고하였으며, 이는 증가된 Mn-dispersoids에 의한 분산강화 효과와 slip band 간격을 좁히는 변형의 균질화 효과때문이라고 설명하였다.

3. 고강도 알루미늄 합금의 용접성

3.1 용접시 용융금속의 응고거동

알루미늄 합금의 일반적인 응고조직은 용접 비드에서의 위치에 따라 주상정(columnar), stray, 등축정(equiaxed) 조직으로 구분된다²⁰⁾. 모재와의 경계부인 용융선(fusion line)은 응고조직이 등축성장(epitaxial growth) 하는 곳으로 용융지(weld pool)에는 고상/액상간 계면(solid-liquid interface)이 항상 존재하여 계면과 접촉하고 있는 고상의 결정립이 직접 성장할 수 있으므로 고상/액상간 계면에 존재하는 고상 결정립이 이미 형성된 핵으로 작용하여 쉽게 등축 성장을 하는 형태를 보인다²¹⁾.

알루미늄 합금의 용접시 용융금속은 응고속도가 매우 빠르기 때문에 고상에서 합금원소의 확산 이동은 거의 무시되며, 용접중에 전진하는 고상/액상간 계면에서 액상 성분의 기계적 혼합 현상은 거의 없고 성분의 변화는 확산에 의해서 이루어지며 결과적으로 이곳에서 액상과 고상간에 미시적 평형이 이루어지게 된다. 용착금속이 응고구간을 통하여 냉각될 때, 용질(solute)은 전진하는 고상/액상간 계면에서 액상쪽으로 밀려나며 경계면에서 액상쪽으로 얼마간의 구간

사이에 농도구배가 존재하여 실질적인 액상선 온도가 농도구배에 맞춰 변화하고 다음과 같이 확산이 수반되지 않는 Case III 응고 거동을 보인다²²⁾. 먼저 응고 초기단계에는 전진하는 고상/액상간 계면에서 고상으로부터 액상으로 방출되는 용질원자는 확산에 의해서만 재배열되는 초기 천이상태(initial transient stage)를 거친다. 이 결과 냉각속도가 매우 빠르므로 용질원자가 효과적으로 이동하지 못하게 되고 두번째 단계인 정상상태(steady state stage, dynamic equilibrium)로 들어간다. 마지막 단계인 말기 천이상태(terminal transient stage)에서는 과잉의 용질 원자가 고상/액상간 계면에 몰려 있고 이곳에서 얼마 떨어지지 않은 곳의 액체에서는 표준 조성보다 용질원자의 농도가 떨어지게 되므로 결과적으로 전진하는 고상/액상간 계면의 선단부위에서는 조성적과냉(constitutional supercooling)이 나타나게 되는데²³⁾ 조성적 과냉의 정도는 Fig. 1, 2와 같이 G와 R의 크기에 따라 등축 수지상(equiaxed dendrite), 주상정 수지상(columnar dendritic), 세포형 수지상(cellular dendritic), 세포상(cellular), 그리고 평형상(planar) 형태로 변화한다. 여기서 G는 액상에서의 온도구배이며 R은 전진하는 고상/액상 경계면의 성장속도이다.

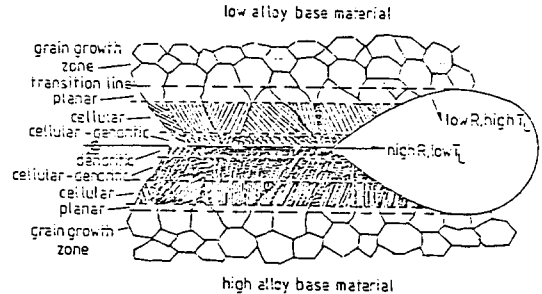


Fig. 1 Schematic Illustration of the Solidification Microstructure

즉 용접시 입열량이 증가하면 냉각속도가 느려지고 용착금속의 R은 증가하게 되어 그 결과 전진하는 고상/액상간 계면에서 조성적 과냉의 정도가 증가하게 되고 등축조직의 형성이 촉진되며 또한 냉각속도가 느려지게 되면 수지상의 조대화에 시간이 할당되어 수지상 가지간격(dendrite arm spacing)이 넓어진다. 반면에 입열량이 작게 되면 미세한 수지상 조직이 생성된다. 한편 용융역에서 수지상 응고가 일어나게 되면 합금성분의 미시편석(microsegrega-

tion)이 발생하게 된다. 합금원소와 2차의 수지상간 비평형상은 1차 수지상 조직에서 보다 더 균일하게 분포되는 경향이 있으며 이 결과 용착금속의 기계적 성질이 향상하게 된다. 또한 용접속도를 빠르게 하거나 예열온도를 높게하면 용고속도가 늦어지게 되며 그 결과 수지상 세포의 크기를 크게하고 조성들의 크기와 조직을 증가시킨다. 다시 말해 용접속도를 빠르게 하면 주상정 입자가 성장하며 용접속도를 느리게 하면 등축정 입자 조직을 생성시킨다²⁴⁾

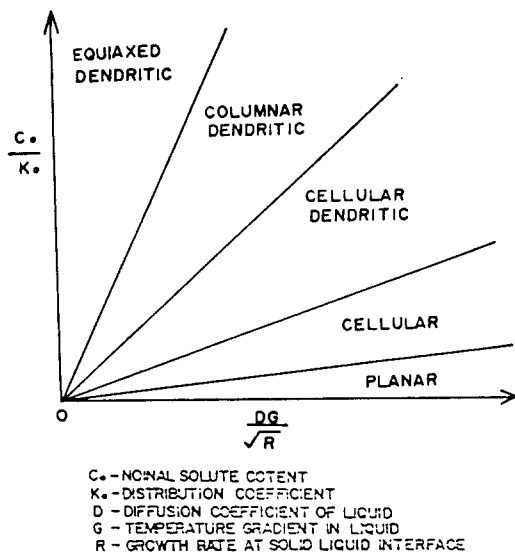


Fig. 2 Influence of the Parameters on the pattern of Solidification

3.2 용접열영향부(HAZ)의 변태

용접작업은 주조에 비해 매우 짧은 시간 동안 반응이 진행되고 비평형적인 가열과 냉각을 거치게 되어 비정상적인 야금학적 반응을 일으키는데 열처리용 알루미늄 합금인 Al-Zn-Mg 계통 합금 모재는 용접열에 의해 용체화, 급냉, 석출반응을 겪게되고 이 결과 Al-Zn-Mg 계통의 고강도 알루미늄 합금 용접열영향부는 용융경계선부터 다음과 같이 3종류의 변화 구역이 나타난다²⁵⁾.

① 과열역(overheated zone) : 이곳은 용접열에 의해 액상선과 고상선 온도사이로 가열되어 부분적으로 용융이 일어난 곳이며(partially melted zone) 결정립계에 석출한 공정조직 및 저용접상이 국부적

으로 용융된다. 이 지역은 낮은 강도 및 연성을 가지는 부위로서 고온균열, 입계부식, 입계부식균열 등이 일어나기 쉬우며 Al-Zn-Mg 계통 고강도 알루미늄 합금 용접부에서 가장 많은 문제를 유발시키는 지역이다.

② 용체화 지역(solution zone) : 이 곳은 가열된 상태 및 석출(시효) 정도에 따라 최고 가열온도가 용체화 온도까지 상승되었으나 냉각속도가 빨라 경화가 되지 않은 상태로 되어 있으며 시효를 받기 쉽다.

③ 석출물 조대화 지역(overaged zone) : 이 곳은 최고 가열온도가 상대적으로 낮아 국부적으로 소둔되거나 석출물의 조대화가 일어난 곳이며 부분적으로 소둔되거나 과시효가 된다.

Al-Zn-Mg 계통의 고강도 알루미늄 합금은 용체화 처리후 자연시효를 통하여 높은 강도가 얻어지는 재료이다. 그러므로 용접후의 인공시효 처리가 필요한 다른 열경화 합금과는 달리 후열처리를 하지 않고 사용하는 경우가 많다. Bartle²⁶⁾은 최고 가열온도에 따른 용접열영향부의 변태조직 형태와 과시효 지역에서 과도한 석출물을 관찰하고 기계적 성질을 조사하였다. 즉, 최고 가열온도가 약 260 °C에 도달하면 알루미늄 합금에 포함된 대부분의 원소는 석출을 하기 시작하여 이 곳은 용접후 어떠한 열처리를 받아도 강도가 완전히 회복되지 않는다. 최고 가열온도가 약 370~540 °C에 도달한 지역은 용체화 처리가 일어나서 자연시효를 통하여 재석출 강화를 시킬수 있다. 만일 모재가 T4일 경우 용접열에 의해 상온 석출물은 재용체화처리(reversion)가 되지만 용접전의 temper가 T6일 경우 열영향부의 크기는 고온석출물의 재용체화처리의 정도에 따라 결정된다. 최고온도가 약 540 °C 이상인 용접선 주위에서는 결정립계에서 부분 용융이 발생하는 구간(partially melted zone)이 존재한다. 이와같은 열영향부 결정립계의 부분 용융이나 석출물의 재용해 및 조대화는 Al-Zn-Mg 계통 고강도 알루미늄 합금 용접부의 기계적 성질 저하와 함께 용접부의 취화를 가져오게 된다.

4. 고강도 알루미늄 합금 용접부의 고온균열

4.1 고온균열 발생기구

알루미늄 합금의 용접부는 용접시 아크열에 의한 불균일한 가열과 냉각의 thermal cycle에 따른 열응력 및 비평형 조직변화에 의해 취화를 일으킨다. 특히 Al-Zn-Mg 계통의 고강도 알루미늄 합금 용접부의 취화는 고온균열이 주를 이루고 있으며 Fig. 3과 같이 응고취성 온도범위에서(brittleness temperature range, BTR)의 편석균열인 응고균열과 액화균열, 연성저하 온도범위에서 일어나는 연성저하균열이 있으며 다음과 같이 발생한다.

첫째는 응고균열(solidification cracking)로서 이는 용접열에 의해 용융되었던 금속이 응고되는 과정에서 용착금속에 발생하는 것이다.

둘째는 액화균열(liquation cracking)로서 열영향부의 입계에서 합금의 편석과 저용점 석출물에 의한 결정립계에서 액막(liquid film) 형성에 의해 발생한다.

셋째는 연성저하균열(ductility dip cracking)로서 고상선이하에서 냉각중의 조직적 변화 및 석출거동에 의해 결정립계의 취화에 의하여 발생한다.

용착금속에 발생하는 응고균열의 발생기구는 Pumphery의 shrinkage brittleness theory²⁷⁾, Pellini의 strain theory²⁸⁾, Borland의 generalized theory²⁹⁾, 그리고 Prokhorov theory³⁰⁾ 등으로 정리되어 있으며^(31, 32) 이 중에서 generalized theory가 고온균열의 여러 현상을 잘 설명할 수 있는 것으로 알려져 있다.

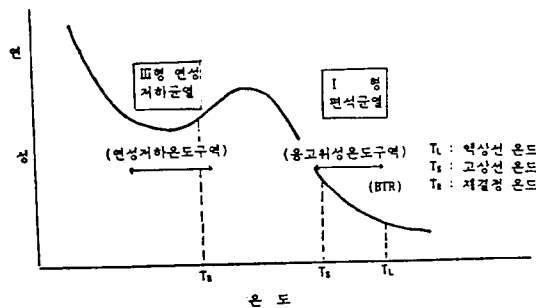


Fig. 3. Representation of hot cracking and hot ductility curve

4.1.1 Strain Theory

용융금속의 응고과정에서 고상이 분리되어 있는 liquid film 단계에서 변형응력이 최소화되고 온도구배에 따라서 일어나는 국부적인 변형이 liquid film에 집중하여 균열이 발생하고 성장한다³⁰⁾ 즉 용접의 진행에 따라 arc 부근은 팽창에서 수축으로 변화하며 이 수축력으로 모재의 입자 사이에 저용점 금속의 용융에 의해 경계의 모재축 조립 결정 사이 입자에 틈이 생기고 이것이 일종의 노치역할을 하여 용착금속의 온도 강하과정에서 최종 결정 성장 단계의 liquid film과 중첩되면 용착금속의 입계를 따라 균열이 발생하게 된다.^{33,34)}

4.1.2 Shrinkage-Brittleness Theory

용융금속의 응고과정중 재료가 취약해지는 온도 범위로서 고상선에 가까운 구역인 Fig. 4의 brittle range에서 응고시 점차로 성장해 온 초정거리 먼저 접촉하여 결합이 일어나기 시작하는 ac선(coherent 온도)를 지나 냉각이 진행됨에 따라 이 결합부에 수축변형이 점차로 커지고 그 결합부가 견딜 수 있는 한도 이상의 외력이 가해질때 균열이 발생하게 된다.

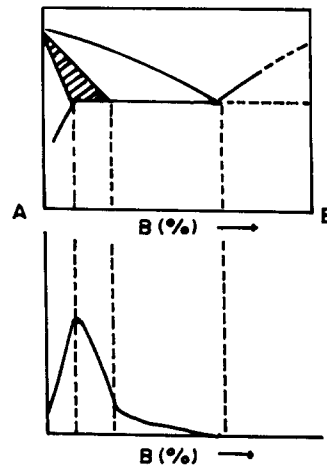


Fig. 4. Shrinkage-Brittleness Theory & Brittle Range

이 경우 균열은 brittle range가 넓을수록 일어나기 쉽고 완전고용체를 형성하는 합금원소는 응고범위에 비례하여 균열이 발생하기 쉬우며 완전히 서로 고용하지 않는 합금계에서는 균열이 발생하지 않는다.

4.1.3 Generalized theory

Generalized theory은 shrinkage-brittleness theory와 strain theory를 조화하여 응고중의 액상의 양과 결정립계(면)에서의 분포상태에 따라 응고균열의 발생을 분석한 이론으로 용접부의 응고과정을 다음과 같이 4단계로 구분하여 용융금속의 응고수축 변형량이 임계응고구간(critical solidification range, CSR)에서 재료가 견딜수 있는 허용 변형량(accommodation strain)보다 크면 응고균열이 발생한다고 설명하고 있다. (Fig. 5)

① primary dendrite formation : 용융상태의 용접액이 응고가 시작되면서 최초의 고상이 정출되는 시기로서 이때는 고상이 액상내에 분산되어 있고 액상이 고상을 둘러싸고 있으므로 균열이 발생하지 않는다.

② dendrite interlocking : dendrite가 성장하여 서로 연결되는 단계인데 잔류액상도 상호 연결되어 있어서 dendrite 사이로 유동하고 있다. Thermal strain이 발생하여 grain들을 서로 분리시키지만 액상의 분리된 틈을 충전(healing)시켜 균열이 발생하지 않는다.

③ grain boundary development : dendrite가 계속 성장하여 잔류 액상을 고립시켜 유동을 방지하는 단계로서 액상이 grain사이의 틈을 충전시켜 주지 못하고 균열이 발생하는 되는 임계응고구간(CSR)에

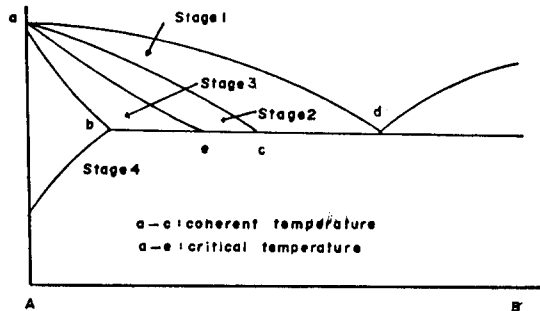


Fig. 5. Illustration of solidification stage and Generalized Theory

해당된다.

④ complete solidification : 잔류 액상이 완전히 응고하고 더 이상의 균열은 발생하지 않게 된다.

4.1.4 Liquid Film Theory

냉각과정에 있는 pasty 상태의 용융금속은 liquid film에 의해 분리된 고상물질을 에워싸고 있으며 응고가 계속 진행됨에 따라 금속단면은 인장응력을 받아 고상부분이 변형을 일으키게 되며 누적된 변형량이 임계치에 도달하면 liquid film에서 균열이 발생하게 된다³⁵⁾. 이 이론의 특징은 액상에 힘이 가해지면 그 표면장력에 의해 발생하는 힘만큼 하중을 받으며 균열에 대한 저항력은 표면에너지와 liquid film의 두께에 의해 결정된다.

4.1.5 Critical Speed Theory

균열은 응고중의 용융금속이 임계인장속도(critical extension speed)보다 큰 값의 인장변형을 받을때 일어난다³⁶⁾. Prokhorov³⁷⁾등은 Fig. 6과 같이 응고온도 범위에 취성영역이 있고(곡선 D) 용접중에 일어나는 변형이 이 영역에서 임계값을 넘으면(P₂) 균열이 일어나는 것으로 설명하고 있다.

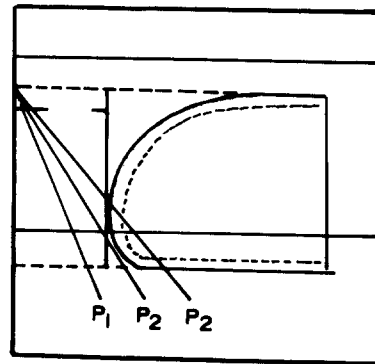


Fig. 6. Solidification Cracking by Critical Speed Theory

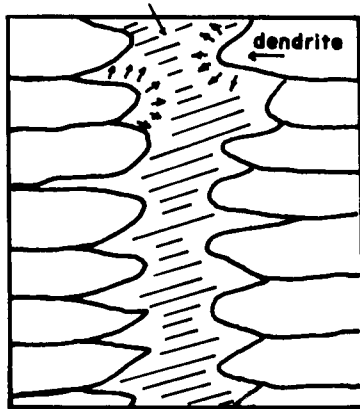
4.1.6 Liquid Filled Crack Theory

균열의 선단에 액상이 존재하며 그것이 응고과정에서 노치역활을 하여 응력집중을 일으키는 경우로서

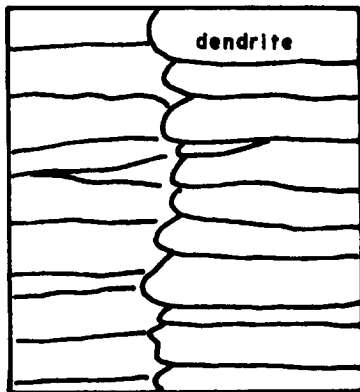
Stoloff³⁸⁾ 등에 의해 설명되고 있다. 그러나 균열의 선단에 액상이 존재하더라도 균열이 발생하는데 필요한 응력수준이 유지되어야 한다.

4.1.7 Segregation Theory

용착금속이 응고시 용접액중에 있어서 Fig. 7과 같이 잔류액상에 저용점 화합물의 농축화가 일어나며 액상의 응고온도가 저하한다. 이때의 액상과 고상의 분포는 액상조직, 고상조성 및 온도에 의해 결정된다³⁹⁾. 지금 주상정 입계와 고상,액상계면의 진행방향 선단에 합금원소들이 농축되어 편석이 생기게 되면 이 편석은 저용점의 상이 되거나 모재와 반응하여 공정상으로 되어 결정립계에 습윤피막(wetting film)을 형성하는데 이들 피막은 냉각중에 발생하는 잔



(a) before dendrite forms



(b) after dendrite forms

Fig. 7. Segregation Theory

류인장응력에 의해 입계에서 균열을 발생시킬 정도로 구조적으로 취약하다.

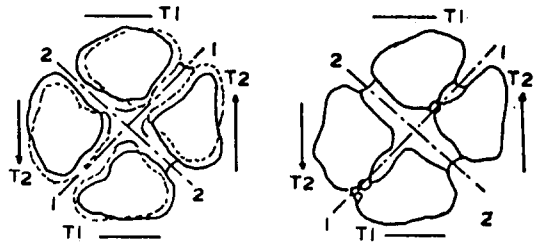
응고균열을 발생시킬수 있는 불순물이나 합금 구성원소들의 대부분은 다음과 같은 특성을 지니고 있다,

- ① 낮은 분배계수, k
- ② 금속과 반응하여 쉽게 혼합물을 만든다.
- ③ 생성된 혼합물은 용점이 낮거나 모재와 반응하여 공정상으로 된다.
- ④ 혼합물이 모재와 이루는 습윤각(wetting angle)이 작으므로 결정립계를 따라 균열이 쉽게 퍼져 나간다.

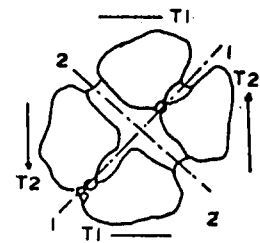
편석에 대한 불순물의 영향을 최대한으로 줄이기 위한 합금화처리(alloying process)는 매우 유용하다.

4.1.8 Grain Boundary Sliding Theory

액상이 입계에 존재하면 입계 slip을 일으켜 고온 균열을 일으킨다는 이론으로⁴⁰⁾ Prokhorov는 Fig. 8과 같이 결정립 전체가 액상에 의해 완전히 둘러 싸여서 2개의 접선 방향의 힘 T_1 과 T_2 가 작용하면 (a) 그림의 파선과 같이 액체의 회전에 의해 결정립이 이동하여 균열이 발생하는 것으로 설명하고 있다. 여기서 어느 단계가 지나가면 (b) 그림과 같이 A와 B 점에서 접촉하여 억누르게 된다. 그래서 그것 이상의 변형이 일어나게 되면 액체의 유동성이 나쁠 때에는 입계가 부서지기 쉬워 균열이 발생하게 된다.



(a) equilibrium state



(b) under stress state

Fig. 8. Grain Boundary Sliding of Prokhorov

4.1.9 Critical Strain Rate Theory

응고균열의 발생은 금속학적 원인 외에 응고중에 걸리는 역학적 요인이 크게 작용한다. Fig. 9는 역학적 요인을 가미한 응고균열의 발생기구를 설명하고 있

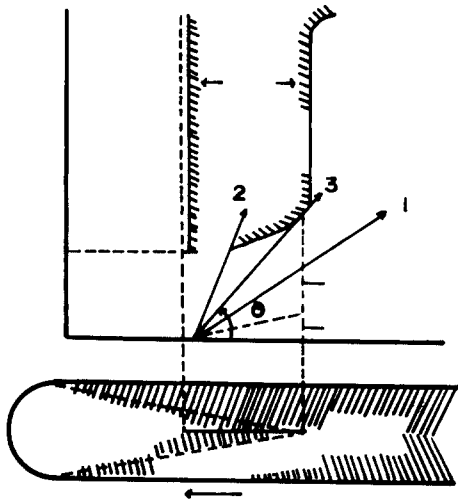


Fig. 9. Critical Strain Rate Theory

다. 하도 액상선 온도(T_L)와 고상선 온도(T_S) 사이에 액상과고상이 공존하는 형태이며, 이 온도범위가 취화역(BTR)으로 외부로부터 인장응력을 받으면 작은 연신율로 인해 쉽게 균열이 발생하게 된다⁴¹⁾.

상도는 $T_L - T_S$ 사이에 균열발생까지의 변화를 나타낸 연성곡선을 보여준다. 사선범위가 BTR에서 저연성을 나타내고 있다. 연성곡선과 변위곡선 ①, ②, ③의 관계에서 알수있는 것과 같이 곡선 ①은 연성곡선과 교차하지 않으므로 균열을 발생하지 않고 응고가 완료된다. 그러나 곡선 ②에서는 연성곡선과 교차하므로 이 온도에서 균열이 발생하고 용접 arc의 이동과 함께 균열은 전진한다. 또 곡선 ③은 균열발생의 한계를 나타내는 한계변위곡선이다. 즉 이 직선의 구배를 θ 로 하면 $CST = \tan \theta$ 로 표시되며 $\tan \theta$ 는 이 재료의 응고균열에 대한 한계변위속도를 나타내는 것이 되며 재료의 응고균열감수성을 나타내는 값이 된다. 그러므로 $\tan \theta$ 를 한계변위율이라고도 부르며 일반적으로 CST(critical strain rate for temperature drop) 값으로서 재료의 고온균열감수성을 평가하는데 쓰이고 있다. 즉 CST 값이 큰 재료일수록 응고균열이 발생하기 힘든 양호한 재료가 된다.

앞질의 용융금속 응고거동에서 고찰된 바와 같이 용접은 주조와 달라 응고속도가 매우 빠르므로 고상/액상간 계면에서 액상속으로 방출되는 여분의 용질 원소들이 액상과 완전히 혼합되지 못하고 계면으로부터 액상 방향으로 조성의 편차(concentra-

tion gradient)가 생기며 이 결과 용융금속의 조성적 과냉 현상이 발생하게 된다²⁴⁾. 이와같은 관점에서 볼때 Al-Zn-Mg 고강도 알루미늄 합금 용착금속에서 발생하는 고온균열은 Zn와 Mg 같은 주합금성분외에도 Mn, Cr 및 Zr와 같은 천이원소 계통의 용질원소의 재분배에 따른 영향을 많이 받을 것으로 판단된다. 즉, 용질원소의 재분배는 용융금속의 응고온도구간($T_L - T_S$)을 크게하고 낮은 분배계수(partitioning coefficient) k 를 갖게하여 용질원소의 편석을 야기시키며 비평활응고(nonplanar solidification)를 일으켜 결과적으로 용융금속의 응고균열 발생에 밀접한 관련이 있을 것으로 보여진다. 만일 용질원자의 재분배가 없다면 냉각속도가 가파른 상태에서 고온균열이 쉽게 발생하지 않는다. Al-Zn-Mg 계통 고강도 알루미늄 합금 용접열영향부의 고온균열은 Owczarski⁴²⁾가 Ni base 합금에서 관찰한 것처럼 특히 이 중에서 결정립계를 따라 거의 연속적인 liquation을 일으키는 부분용융역(PMZ)에서 발생할 확률이 많다. 그리고 결정립계 편석은 용융선에 가까운 입계의 용융을 일으켜 열영향부의 액화균열(liquation cracking)을 발생시킨다⁴³⁾. 그런데 이 경우 용접열영향부의 입계는 용착금속과는 달리 입계의 액상선과 고상선 사이에서 용융되며 이때 matrix내에서 용해도가 낮은 불순물들이 입계로 확산되어 들어온 후 뒤이은 냉각 과정에서 저융점 입계에 액막이나 저융점 eutectic을 형성하게 된다.

한편 용접열영향부에 대한 비평형상태의 가열과정에서 일어나는 석출물을 중심으로 나타나는 조성적 액화(constitutional liquation)에 의해 부분용융지역의 입계에 용융액막을 생성시켜 PMZ를 넓히고 결과적으로 액화균열의 발생을 촉진시키는 현상이 여러 금속재료의 열영향부에서 보고되어 있다. 즉 Al-Mg-Si (Gitto)⁴⁴⁾, 18Ni maraging 강(Pepe)⁴⁵⁾, Hastelloy X(Thompson)⁴⁶⁾, AISI 347 stainless steel(Lundin)⁴⁷⁾과 같은 합금 재료의 열영향부에 발생한 액화균열은 비평형 용질 원소들이 입계로 확산(solute segregation)하고 석출물 주위에 조성적 액화가 일어나 입계에서 액막이 생성되고 이에따라 합금 재료의 용접성이 저하되는 결과를 가져오는 것으로 설명되고 있다.

4.2 고온균열에 미치는 천이원소의 역할

Al-Zn-Mg 계통의 고강도 알루미늄 합금의 용착금속은 주조시 첨가된 Zn, Mg, Cu, Fe 및 Si 등 정출상을 형성하는 합금원소와 Mn, Cr 및 Zr 등 분산상(dispersoid)을 석출하는 합금원소들이 응고 중에 용질원소의 재분배를 일으켜²³⁾ 응고균열 생성에 영향을 미친다. 즉, 열간 또는 냉간 가공 후 주용질 원소인 Zn과 Mg를 고용시키기 위한 용체화 처리과정에서 일어나는 재결정 내지는 재결정립의 조대화를 억제할 목적으로 첨가하는 천이금속 원소들은 균질화처리시 matrix 조직내에 다량의 0.05~0.5 μm 크기의 미세한 분산상(dispersoid)을 형성하여 고강도 알루미늄 합금의 기계적 성질에 결정적인 역할을 하는데 용접시 고온균열과 관련된 이들 각 원소들의 기능을 살펴보면 다음과 같다.

Zr은 용융금속의 유동성을 개선하고 결정립도를 미립화시키는 역할을 할 뿐 아니라, 고온균열에 대한 저항성을 높여주는데, 이는 Zr이 용접부의 주상정 또는 우모상정과 같은 조대한 조직의 발생을 억제하고, 미세한 입상조직의 형성을 도와 결정립의 형상을 균일화함으로써 고온균열 발생을 억제하기 때문이다⁴⁶⁾. 응고균열과 관련한 Zr의 효과는 많은 연구가 이루어져 0.1~0.2% 범위에서 용융금속의 입자 미세화를 통해 응고균열이 크게 감소하고 0.3~0.4%에서 응고균열이 발생하지 않아 고온균열 방지에 매우 효과적인 것으로 보고되고 있다^{49, 50)}. 또한 Zr의 수소에 대한 반응활성화 energy가 다른 금속 원소보다 월등하기 때문에 수소는 Zr의 강한 친화력에 의해 구속되어 안정된 수소화합물을 형성하는데, 이렇게 수소화합물이 된 수소 성분은 단체로 독립하여 존재하고 있는 수소와는 달리 입계 energy를 저하시키지 못하므로 용접금속의 유동성이 좋아질 뿐만 아니라, 결정입도도 미세화되어 고온균열의 발생이 둔화되는 효과를 가져다 준다⁵⁰⁾.

Cr은 알루미늄과 포정반응계를 이루며 Cr 분산상을 형성함으로써 재결정 억제효과를 가져와 강도는 크게 증가시키거나 소입감수성이 증가하여 용접성이 나빠지므로 용접용 알루미늄 합금에서는 사용량이 크게 제한되어 있다¹⁴⁾. 응고균열과 관련한 Cr의 효과는 0.1~0.2% 범위에서 균열발생량이 약간 감소하나 0.2% 이상에서는 다시 발생량이 증가하여 Cr 함유량의 증가에 관계없이 일정한 발생량을 보이고

있다⁵⁰⁾.

Mn은 알루미늄과 금속간 화합물을 생성하는 공정반응계를 이루고 있으며 0.2% 이상이 되면 재결정에 영향을 주어 0.7%에서 기계적 성질을 크게 개선시킨다. 또한 Mn은 고강도 알루미늄 합금에서 석출물인 η상이나 GP zone의 석출 과정에는 거의 영향을 주지 않으면서 Mn-dispersoid를 형성하여 전위이동에 방해작용을 하고 주로 분산강화와 같은 역할을 하는 동시에 연신률의 큰 감소없이 항복강도와 인장강도를 크게 향상시키는 효과를 가져다 주고 있다³⁾. 용접성과 관련된 연구는 Fukui가 Al-Zn-Mg 계통 고강도 알루미늄 합금에서 Mn이 0.1% 이하에서 균열발생량이 약간 감소하나 0.1% 이상에서 다시 발생량이 증가하여 0.2%까지 계속되다가 0.2% 이상이 되면 Mn의 증가에 관계없이 일정한 발생 상태를 유지한다고 설명하고 있다⁵⁰⁾.

이상과 같이 Mn과 Zr 같은 천이원소들은 용접부의 조직을 미세화시키고 분산상들을 석출시켜 고강도 알루미늄 용접부의 기계적 성질을 향상시키고 있으므로 이런 관점에서 볼때 고강도 알루미늄 합금이 지니고 있는 야금학적 특성과 천이원소가 상호 복합적인 작용을 하여 Al-Zn-Mg 계통 고강도 알루미늄 합금 용접부의 고온균열 감수성에 미치는 영향은 응고조직의 결정립 크기와 미세화 정도외에도 응고중에 일어나는 용질 원자의 재분배에 따른 잔류 액상의 결정립계에서의 분포와 용점온도 및 이에 따른 용질 원자의 편석 상태, 그리고 조성적 과냉(constitutional supercooling) 등을 고려하여 종합 검토가 이루어져야 한다.

5. 참고 문헌

1. T. Senda et al : Journal of JWS, Vol. 41(1972), p. 709
2. F. Matsuda et al : Journal of JWS, Vol. 42(1973), p. 48
3. D.S. Park & S.W. Nam : “용접가능하고 방탄성능 우수한 고장력 알루미늄 합금 개발에 관한 연구 (I)”, 한국과학기술연구원 연구보고서
4. L. F. Mondolof et al : Trans. AIME, Vol. 206 (1956), p. 1378
5. G. Thomas & J. Nutting : J. Inst. Metals, Vol. 88 (1965), p. 81

6. J. D. Embury & R. B. Nicholson : *Acta Metall.*, Vol. 13(1965), p. 403
7. I. Taylor : *Metal Progress*, Nov.(1963), p. 96
8. I. Taylor : *Metal Progress*, Dec.(1963), p. 74
9. R. E. Sanders et al : *J. Mater. Sci. Eng.*, Vol. 28 (1977), p. 53
10. H. A. Holl : *J. Inst. Metals.*, Vol. 97(1969), p. 200
11. Van Lancker : *Metallurgy of Aluminum Alloy*, ed. John Willy & Sons, 1967, p. 116
12. Eric A. Brande : *Smithells Metal Reference Book*, 1983, p. 11-57
13. Joseph S. Santer : *Metall. Trans.*, Vol. 9A(1978), p. 769
14. W. F. Smith & N. J. Grant : *Metall. Trans.*, Vol. 2A(1971), p. 1333
15. H. Y. Hunsicker et al : *Metall. Trans.*, Vol. 3A (1972), p. 201
16. D. S. Thompson et al : *Metall. Trans.*, Vol. 2A (1971), p. 114
17. J. M. Jeon : "A Study on the Effect of Cr on the Mechanical Properties in an Al-Zn-Mg Alloy", M.S. Thesis, KAIST(1991)
18. D. Adenis et al : *Mem. Sci. Rev. Metall.*, Vol. 66(1966), p. 135
19. J. M. Truscott et al : *J. Inst. Metal*, Vol. 99(1971), p. 57
20. S. Kou : *Welding Research Council Bulletin*, No. 320(1986), p. 6
21. A. Uchida : *Journal of JWS*, Vol. 38(1969), p. 955
22. W. Kurz : *Fundamentals of Solidification*, 3rd Ed., 1989, p. 127
23. W. F. Savage : *Welding in the World*, Vol. 18 (1980), p. 89
24. Y. Arata : *Trans. of JWRI*, Vol. 3(1974), No. 1, p. 89
25. R. P. Meister : *Welding of Aluminum and Aluminum Alloy*, DMIC Report 236(1967), p. 27
26. P. M. Bartle et al : *Proceeding of 2nd British Commonwealth Welding Conference*, 1965, p. 16
27. W. I. Pumphrey : *J. of Institute of Metals*, Vol. 75(1948), p. 235
28. W. S. Pellini : *The Foundry*, Vol. 80(1952), p. 125
29. J. C. Borland : *British Welding Journal*, Vol. 8 (1961), p. 526
30. B. F. Dixon : *Metal Construction*, Vol. 4(1984), p. 232
31. J. W. Yoon & H. T. Kim : *KIMM Report*, 1986, P. 5
32. J. P. Jung & B. Y. Lee : *KIMM Report*, 1990, P. 11
33. W. R. Applett : *Welding Journal*, Vol. 33(1954), p. 835s
34. P. P. Ruzak : *Welding Journal*, Vol. 35(1956), p. 95s
35. V. N. Saveiko : *Lit. Proiz* (1960), No. 8, P. 33
36. Y. A. Smolyanitskii : *Izvest. Vuz. Chem. Met.* (1960), P. 124
37. N. N. Prokhorov : *Welding Production*, Vol. 9 (1962), No. 4, P. 1
38. N. S. Stoloff : *Acta Met.* (1963), No. 4, P. 251
39. N. N. Prokhorov : *Lit. Proiz* (1962), No. 10, P. 176
40. R. G. Baker : *Rosenheim Centenary Confer. Proceeding*, (1975), P. 129
41. F. Matsuda : *Trans. of JWRI*, Vol. 5(1976), p. 53
42. W. A. Owczarski : *Welding Journal*, Vol. 45(1966), p. 145s
43. C. F. Nippes et al : *Welding Journal*, Vol. 55 (1976), p. 181s
44. M. F. Gitto : *The Welding Institute Research Bulletin*, Vol. 27 (1986), p. 231
45. J. J. Pepe : *Welding Journal*, Vol. 46(1967), p. 411s
46. R. G. Thompson : *Advance in Welding Technology*, ASM Conference, 1990, p. 33
47. C. D. Lundin et al : *Welding Research : The State of the Art*, ASM Symposium, 1985, p. 33
48. Y. Nishio et al : *Journal of JWS*, Vol. 4(1986), p. 115
49. K. Nakata et al : *Journal of JWRI*, Vol. 12(1983), p. 93
50. T. Fukui et al : *Journal of JWS*, Vol. 35(1966), p. 70