

解 說

大韓熔接學會誌
第10卷第3號 1992年 9月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 10. No. 3, Sep., 1992

알루미늄 합금의 용접특성 (Part I : 균열 및 기공)

이창희* · 장래웅*

Weldability of Al Alloys, Part I : Cracking and Porosity

C. H. Lee*, R. W. Chang*

Key Words : solidification cracking, porosity, hydrogen, constitutional supercooling, epitaxial growth

Abstract

A literature review was conducted to survey informations available on the welding metallurgy of aluminum alloys and its effect on fusion weldability, especially on solidification cracking and pore formation.

Solidification cracking behavior of Al weld is a complicate matter as compared to other high alloys, where a relatively simple Fe-X(most detrimental elements S, P, B, Si, etc) binary diagram can be successfully applicable. Both additive and synergistic effects of elements should be considered together. A same element play a different role from system to system. Porosity, caused by hydrogen contamination of the weld is one of the most troublesome welding problems. The primary sources of hydrogen are believed to be an absorbed moisture on the filler metal or base metal and in the shielding gas. It is extremely important that reliable quality-control procedures be employed to eliminate all possible sources of hydrogen contamination. Selection of proper process and parameters is sometimes more important than controlling of alloying elements in order to make a defect-free weld.

*정회원 산업과학기술연구소, 용접연구센터

1. 서 언

알루미늄 합금은 높은 강도/중량비, 내식성, 인성 및 저온특성을 보유하기 때문에 우주, 항공기 부품에서 선박, 자동차 같은 수송장비 등, 여러 분야에 사용되고 있으며 그 적용은 해가 갈수록 증가하는 추세이다. 일반적으로 이러한 용도에는 용접성이 우수한 고강도 합금이 사용되며, 종종 용접성과 더불어 내식성 혹은 내응력부식균열성을 함께 요구할 때가 많다. 하지만 현재까지 상업화된 대부분의 합금은 요구되는 모든 특성을 완전히 만족하지 못하고 있다. 예를 들면, 강도를 만족하는 합금은 용접성이 좋지 못하고, 용접성이 우수한 합금은 강도가 미흡한 상태이다.

그러므로, 본 해설에서는 용접부가 확보해야 할 기본 특성인, 1) 균열성 및 기공성, 2) 내식성 및 응력부식균열, 3) 기계적 특성 중에서 용접시 가장 큰 문제가 되는 균열과 기공의 형성 및 원소의 영향 등을 발표된 논문을 기초로하여 요약정리 하므로써 용접성이 우수한 고강도 Al합금을 개발하고자 하는 연구자들에게 도움이 되고자 한다. 다른 특성은 향후 part II 및 III에서 언급할 예정이다.

2. 용접부의 특성

2.1. 용접부의 구분

알루미늄 합금의 용접부는 일반적으로 용융부(fusion zone), 부분용융부(partially melted zone), 열영향부(heat affected zone, HAZ) 및 모재(unaffected base metal)의 4지역으로 구분된다. 열영향부는 모재 조건(heat-treatable 혹은 nonheat-treatable) 및 상온에서의 조직에 따라 용체화지역(solution zone), 국부 소둔 및 과시효지역(partially annealed and overaged zone), 소둔지역(annealed zone)으로 세분화된다.¹⁾

1) 용융부(fusion zone) : 모재와 용접봉(filler metal)이 완전히 혼합된 지역으로 주조직을 형성한다. 특성 및 열처리 효과는 사용된 용접봉과 모재와의 혼합된 정도에 의존한다. 이지역의 냉각속도는 빨리

용체화 처리한 경우와 유사한 특성을 보여주기 때문에 heat-treatable합금일 경우 열처리에 의해 강화될 수 있다.

2) 부분용융부(partially melted zone) : 이 지역은 용융부와 HAZ의 중간지역으로서 액상선과 고상선(공정온도)온도사이로 가열된 지역이다. 그결과로 결정립계에 석출한 공정조직 및 저용점상이 국부적으로 용융된다. 이 지역은 낮은 강도 및 연성을 가지는 부위로서 고온균열, 입계부식, 입계부식균열 등 용접부에서 가장 많은 문제를 유발시키는 지역이다.

3) 열영향부(HAZ) : 이 지역은 모재의 조성, 가열 최고온도 및 석출(시효)정도에 따라 다르게 구분된다. Heat-treatable합금인 경우 이지역은 가열된 온도 및 석출(시효) 정도에 따라, 온도가 용체화 온도까지 상승되었으나 냉각속도가 빨라 냉각시 경화가 되지 않은 용체화지역(solution zone)과 상대적으로 낮은 온도로 가열되어 국부적으로 소둔되거나 석출물의 조대화가 일어나는 과시효 지역(overaged zone)으로 구분된다.

Nonheat-treatable합금의 경우 용접열에 의해 냉간 가공된 조직이 재결정 및 성장이 되기 때문에 열영향부 대신에 소둔지역(annealed zone)이라 칭하기도 한다.

4) 모재(unaffected base metal) : 용접열에 의해 조직적 변화가 전혀 일어나는 않는 지역이다.

이러한 용접부의 구분은 Fig.1에 주어져 있다.

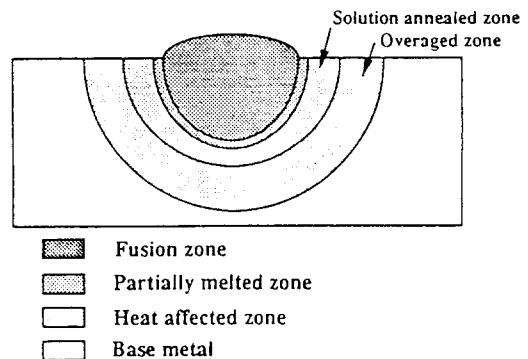


Fig. 1 A schematic representation of Al weld zones.

2.2. 용접특성

알루미늄 합금을 용접하는데 가장 큰 문제점은 고

온균열과 기공이다. 이들 문제점은 알루미늄 합금을 용접하기 시작한 이래로 계속 언급된 문제이고 강도가 높은 합금이 개발되면 될수록 이들 결함 발생 방지는 더욱 더 중요시되고 있다. 이 절에서는 먼저 용착금속의 일반적인 응고기구 및 균열이론을 간략하게 언급한 후 알루미늄의 균열특성 및 기공발생에 대하여 서술했다.

2.2.1. 용착금속의 응고 및 균열이론

용착금속의 응고

용착금속의 특성은 재료의 화학성분 뿐만 아니라 응고시 발생하는 여러가지 금속학적 요인과 응고 기구 등에 의하여 결정된다.¹⁻⁷⁾ 그러므로, 응고조직을 이해하지 않고서는 용착금속의 균열특성, 기공생성 및 기계적특성 파악은 불가능하다. 따라서, 여기서는 용접시 용착금속의 응고 이론에 대하여 간단하게 서술하고자 한다.

일반적으로 금속의 응고 과정은 핵생성 및 성장으로 이루어지며, 응고는 평형 반응온도(equilibrium reaction temperature)이하로 과냉되었을 경우에만 유한한 속도로 진행된다. 그러나, 용착금속의 응고에서 핵생성 과정은 그다지 중요하지 않다. 왜냐하면, 용접은 일종의 이동하는 열원(moving heat source)에 의한 국부적인 용융 및 응고의 반복이며, 용융지(weld pool)에는 고상-액상 계면이 항상 존재하여 계면과 접촉하고 있는 고상의 결정립이 직접 성장할 수 있기 때문이다. 바꾸어 말하자면, 고액 계면에 존재하는 고상 결정립이 이미 형성된 핵으로 작용하여 약간의 과냉이 있다고 하더라도 쉽게 성장을 한다(epitaxial growth).

통상의 용융용접에서는 대부분의 경우 용착금속과 모재의 성분이 동일 혹은 비슷하여 같은 결정형태를 보유하고 있으므로, 성장하는 용착금속 결정립의 결정학적 방위가 용융 경계선(fusion line)에 존재하는 고상 결정립과 동일하다면 결정성장은 새로운 결정립계를 생성하는데 소요되는 표면에너지를 소비할 필요없이 쉽게 일어날 수 있다.³⁻⁶⁾ 응고는 일반적으로 쉽게 성장할 수 있는 방향을 따라 진행이 되는데, 용접 공정에서 이 방향은 용융금속내의 최대 온도 기울기 방향인 고액 계면의 수직 방향이므로 결정립의 형태도 용접속도 제어 등을 통하여 용융지의 형태 변화를 유도하므로써 어느정도 쉽게 제어할 수 있다.

용착금속이 응고 구간을 통하여 냉각될 때, 용질은 전진하는 고상-액상 경계면에서 액상쪽으로 밀려

난다. 이때, 경계면 주위의 액상에서의 기계적인 혼합이 거의 일어나지 않기 때문에 밀려난 용질은 확산에 의해서만 재분배된다. 이 경우 응고 속도가 상당히 빠르기 때문에 동적 평형 상태가 도달하기 전까지 확산에 의한 과잉 용질의 완전제거는 일어나지 않는다. 이 결과로 경계면에서 액상쪽으로 얼마간의 구간 사이에 농도구배가 존재하므로써 실질적인 액상선 온도가 농도구배에 맞추어 변화^{3,6)}하게 된다(조성적 과냉). 조성적 과냉의 정도는 응고형식과 미세 응고 조직에 상당한 영향을 미치며, 응고 패턴은 G와 R의 변화에 의해 조성적 과냉 정도가 증가할수록 planar, cellular, cellular dendritic, columnar 그리고, equiaxed dendrite로 변화한다. 용착금속에서의 조성적 과냉 정도는 용접 경계선에서 가장 낮고 용융지 중심으로 갈수록 증가하여 여러조직이 함께 존재한다(Fig. 2). 이상과 같이, 용착금속의 응고는 일반적인 응고 이론으로 쉽게 설명될 수 있으나, 핵생성 과정이 무시될 수 있고 용접열영향부(HAZ)의 결정립 크기 및 특성에 따라 결정성장(epitaxial 및 competitive growth) 형태가 결정되므로 모재의 특성도 용착금속 응고도중 또는 후의 특성에 큰 영향을 미치게 된다. 그리고, 각 성분의 응고조직에 미치는 영향을 고찰할 때에는 각 원소 그 자체 보다 상호작용적인(synergistic) 영향이 더 중요할 때가 있으므로 항상 함께 고려해야 한다.

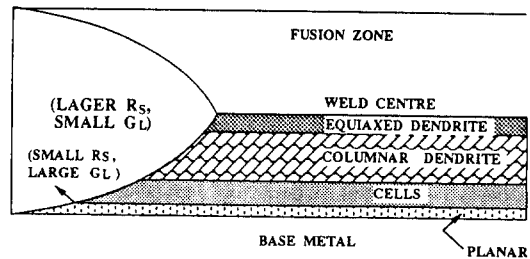


Fig. 2 Typical substructures in the weld fusion zone.

용착금속의 고온균열 이론

용착금속의 고온균열 이론중에는 액상이론이 중요하게 다루어지고 있다. 액상이론에서 가장 중요한 점은 고온균열 발생을 위하여는 결정립계에 액막(liquid film)의 존재를 필요조건으로 들고 있는 점이다. 고온균열의 이론중에서는 Boland⁸⁾의 일반화 이론이 가장 적합한 이론이라고 알려져 있다. 일반화 이론은

수축취화설과 변형설을 일반화시킨 이론으로서 용착 금속의 응고를 다음 4가지 단계로 구분하여 설명하였다(Fig. 3).

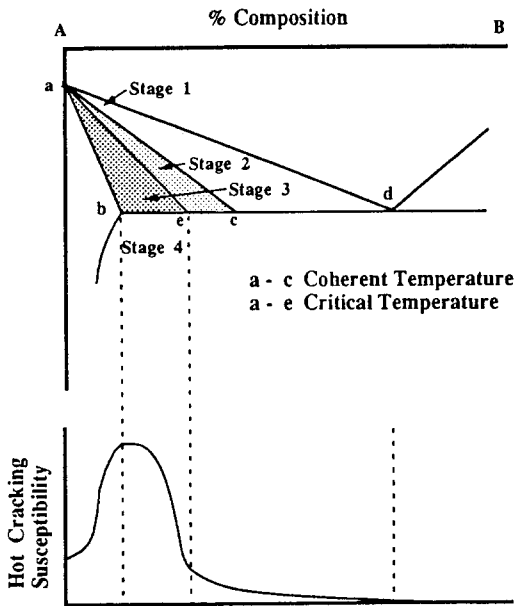


Fig. 3 Generalized theory for weld solidification cracking.

제1단계에서는 균열이 발생할 수 없고, 제 2단계에서는 균열이 발생할 수는 있으나, 액상이 고상 사이에 연속적으로 존재하기 때문에 형성된 균열을 메워(healing)줄수 있으므로 이미 형성된 균열도 소멸된다. 제 3단계에서는 액상 이동이 제한되어 있고 healing현상도 일어나지 않는다. Boland는 이와 같은 제 3단계를 고온균열 발생에 있어서 가장 중요한 온도 구간이고 이 구간을 임계 응고구간(critical solidification range)이라고 명명하였다. 용착금속의 응고는 비평형조건 응고 과정이므로 액상선과 고상선이 낮아 지는데, 특히 고상선은 용착금속의 빠른 냉각에 따라 용질 원자들의 확산이 시간을 제한하기 때문에 더 낮아질 수 있다. 그래서, 임계 온도구간이 확대되기 쉽고 나아가서 균열 발생 확률도 증가된다. 그러나, 임계 온도구간 증가만이 균열발생의 필요 충분조건은 아니다. 아무리 응고구간(특히 임계 응고구간)이 넓다 하더라도, 만약 응고된 고상이 발생한 변형을 균열 형성없이 저항할 수 있다면 고온균열은 형성되지 않는다. 따라서, Boland는 결정립 표면에 거의 일정하게

액상이 존재한다면 결정립 사이에 응력이 집중되어 균열이 쉽게 일어나지만, 액상이 결정립 일부(edge and corner)에만 존재하면 높은 응력을 작용하지 않는다고 주장한다. 그러므로, 액상이 결정립 표면에 어떻게 존재하느냐에 따라 재료의 균열성 여부가 결정되는데 이 액상의 분포는 결정립계(solid/solid)와 상 경계에 상대적인 자유에너지 크기에 의해 결정된다.

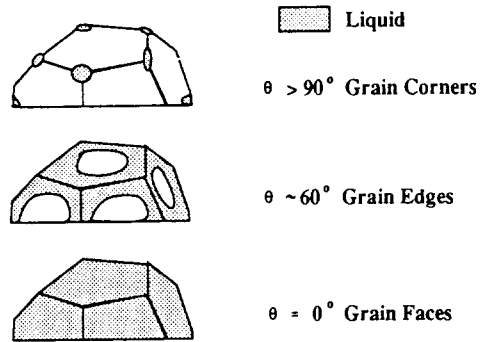
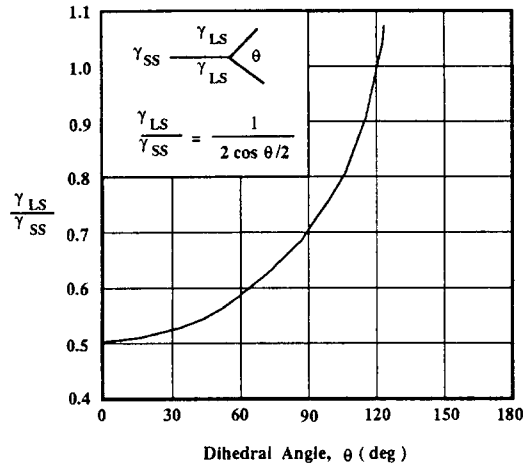


Fig. 4 Liquid coverage in grain surface in terms of contact angle.

표면에너지는 Fig. 4에서 보인 바와 같이, 두면의 접촉각과 깊은 관계가 있다. 즉, 표면에너지의 비를 τ 라고 할 때,

$$\tau = \frac{\gamma_{SL}}{\gamma_{SS}} = \frac{1}{2 \cos \theta/2}$$

γ_{SL} : 고상/액상의 표면에너지(interphase energy)

γ_{SS} : 고상/고상의 표면에너지(grain boundary energy)

θ : 접촉각도(dihedral angle)

또, Fig. 4에서 $\theta=0^\circ$ 일 때 액상은 결정립 전 표면을 덮고 있고, θ 가 증가할수록 표면적(비율)은 감소하여 90° 보다 큰 영역에서는 결정립 모서리에만 액상이 존재하는 것을 알 수가 있다. 그러므로, θ 를 60° 이내로 유지하기 위해서는 γ_{SL} 과 γ_{SS} 의 비율을 0.5이내로 하여야 한다(그렇게 되어야 고온균열이 쉽게 발생한다). Boland의 일반화이론을 요약하면 아래와 같다.

- 액막이 거의 연속적으로 존재할 때 고온균열은 쉽게 일어난다. 이렇게 액막이 전면에서 존재할 때에는 비록 주어진 응력이 낮을지라도 주상정 사이의 좁은 구간에서는 높은 응력이 작용된다. 그러나 만약, 액막이 불연속으로 존재할 때는 균열을 발생시키기 위해서 보다 높은 응력을 필요로 한다.
- 액상의 분포는 표면에너지 비율(τ)에 의해 결정되고 τ 값이 0.5근처를 보일 때 균열 발생 확률이 가장 높다.
- 임계 온도구간은 응고하는 재료의 균열 발생 가능성을 결정한다.

대부분의 열영향부 고온균열이론은 용착금속 균열이론과 거의 같다. 열영향부에서의 고온균열 발생도 결정립계에 액막이 존재할 때 형성되고 이러한 액막은 다음과 같은 이유 및 과정에 의해 형성된다.¹⁰⁾

- 선택적인 결정립계의 용융(preferential grain boundary melting)
- 저 용융점을 가진 석출 및 편석(low melting segregates)
- 용융된 용착금속으로 부터의 침투 및 흡수(absorption from molten pool)

용접시 용접 경계부인 열영향부의 결정립계에 존재하는 석출물들이 녹기 시작한다. 그 용융 넓이(경계부에서의 거리)는 석출물, 혹은 편석의 종류나 열영향부에서의 온도 편차에 의하여 결정된다. 용접 열원이 전진함에 따라, 열영향부는 용착금속의 수축에 의하여 인장 응력을 받는다. 이 때, 이 인장 응력이 액막을 보유하고 있는 결정립 경계를 분리 시켜 균열을 발생시킨다. 균열의 위치나 상대적인 크기는 존재하는 액막의 양, 변형량(응력 크기) 및 액상의 수명에 의해 좌우된다.

2.2.2. Al합금의 용접균열

고온(응고)균열

알루미늄 합금 용접부에서 발생하는 균열은 고상 선을 기점으로 발생온도에 따라 above-solidus균열(응고/고온균열)과 below-solidus균열(인성저하균열)로 구분된다. 이들중 고온균열이 주종을 이루고 있으며, 이는 용융부와 열영향부에서 발생하며 균열은 100% 입계균열(intergranular cracking)이다. 인성저하균열도 용융부와 열영향부에서 발생하며 대부분 입계 균열이지만 가끔 입간균열(transgranular cracking)형태를 보여줄 경우도 있다.

상기의 균열이론에 의하면 균열은 간단히 말해서 임계온도구간에서 액막에 의해 약해진 결정립계 응력(수축응력 및 구속력)을 견디지 못할 경우 형성되며, 임계온도구간이 클수록 감수성은 증가한다. 이러한 사실에 근거를 두고 임계온도구간 측정 및 균열시험을 해본 결과, Fig. 5에서 보여주듯이 Al-Si합금에서의 Si의 함량에 따른 임계 온도구간의 변화는 최고 solubility(1.65%)에 도달할때까지 증가하다가 그 이상이 되면 서서히 감소하여 약 6% 이상에서 0가 되고 있어

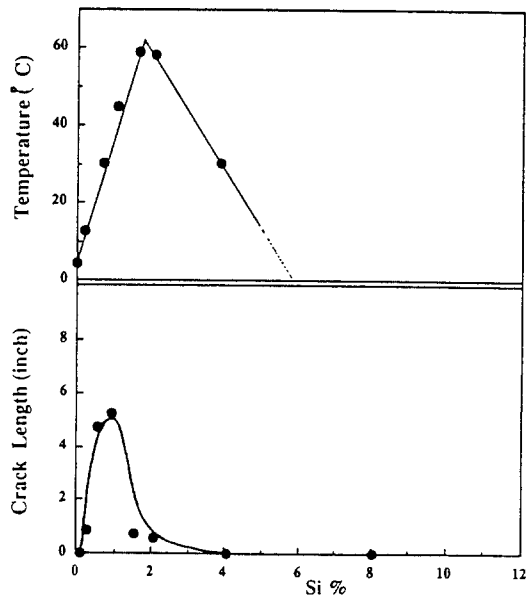


Fig. 5 Measured critical temperature range and cracking susceptibility as a function of Si content in Al-Si.

최고용해도 성분에서 균열감수성이 최고 높을 것으로 예상된다.¹¹⁾ 그러나 Fig. 5b에 주어진 Singer 및 Jennins^{12, 13)}의 실제 균열시험 결과에 의하면 최고균열감수성은 0.8% Si에서 발생하고 있어 상태도에서의 최고임계구간을 나타내는 Si량보다 작은것을 알 수가 있다. 이는 용접부의 응고는 평형상태가 아니고 비평형 급속 냉각이기 때문이다. 일반적으로 급속 냉각시의 고상선은 낮은 용질함량쪽으로 이동하여 최고 용해도는 낮아진다.

한편, Si함량이 약 2% 이상에서는 균열이 발생하지 않는것을 알 수가 있는데 이는 임계온도간 외에도 다른 요소가 균열감수성에 영향을 준다는 것을 암시한다. 연구자들에 의하면^{12~15)} 균열이 발생하였을 때 잔류하던 액상의 양이 임계량보다 많을 경우 균열이 발생 하더라도 쉽게 "healing"이 되어 균열 감수성을 낮춘다고 발표하고 있다. 그러므로, Al-Si합금에서 Si의 함량이 약 2% 이상일 때 균열이 발생 할 수 있는 온도구간이 존재할지라도 형성된 공정액상이 충분하여 쉽게 healing이 되어 균열 감수성이 낮다고 볼 수 있다.

Al합금에서 대부분의 주된 첨가원소인 Cu, Mg, Li, Fe등은 Si과 유사하게 Al과 공정을 형성하므로 상기와 비슷한 현상을 나타낼 것으로 예상되는데, 이는 Fig. 6, 7에 주어진 Pumphery¹⁶⁾의 연구결과를 보면 알 수 있다. 대부분의 원소는 넓은 성분범위에서 Al과 넓은 응고구간을 형성하여 균열을 쉽게 유발시키지만 Fe 및 Mn의 경우 응고구간이 좁아 균열특성은 상대적으로 양호한 것을 알 수가 있다. 하지만 Zn의 경우 공정반응이 상당히 높은 Zn함량에서 형성되므로 균열은 Zn가 증가할수록 증가하는 것을 알 수가 있다. 하지만 복잡한 Al-Zn계를 상기의 단순한 binary-eutec-

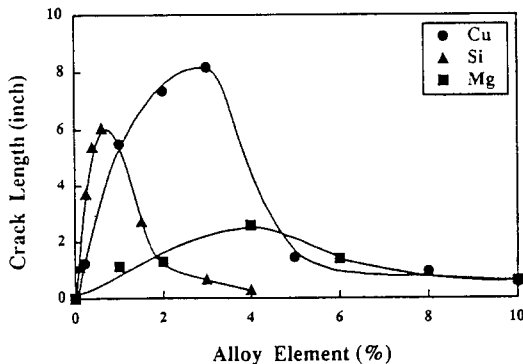


Fig. 6 Relative susceptibility to hot cracking in Al-X (Cu, Si, Mg) binary systems.

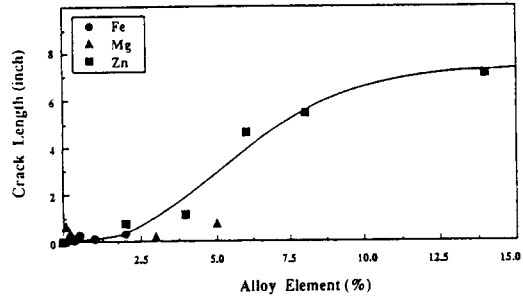


Fig. 7 Relative susceptibility to hot cracking in Al-X (Fe, Mn, Zn) binary systems.

tic이론으로 설명하기엔 어려울 것으로 사료된다.

상기의 binary 성분-균열특성표는 다른 성분이 첨가되면 상당히 다른 양상을 보여준다. Fig. 8에 주어진 Al-Si-Fe의 균열diagram¹⁷⁾에 의하면 Fe를 첨가할

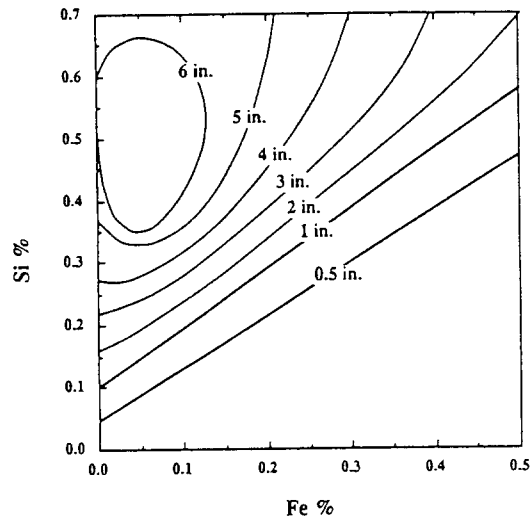


Fig. 8 Effect of Fe addition on degree of cracking of Al-Si system.

경우 Al-Si-binary경우보다 전반적으로 낮은 최고균열정도를 나타내고 Fe함량이 증가할수록 감소함을 알 수가 있다. 이와 유사하게 Al-Cu binary의 경우 최고 균열은 약 3% Cu에서 형성이 되었으나 Mg를 첨가하므로써 최고균열을 발생하는 Cu는 약 0.7%로 하향함과 동시에 Mg가 약 0.8%가 될때까지 균열은 증가하다가 그 이상이되면 균열은 감소함을 알 수가 있다(Fig. 9)¹⁸⁾. 이러한 양상은 ternary에서 제4의 원소를 첨가하면 더욱 복잡할 것으로 예상할 수가 있다. Fig. 10에는 Al-Mg-Zn에 Cu가 첨가된 경우와 없을때의

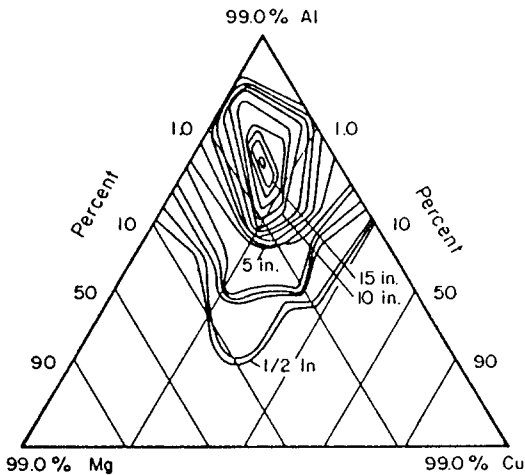


Fig. 9 Effect of Mg content on cracking in Al-Cu system.

고온(응고)균열을 방지하기 위하여 제시한 여러 방법중에서 Ti, B, Zr등을 첨가하여 결정립을 미세화 하는것이 가장 효과적이라고 알려져 있다^{18, 20~25}. 이들 원소들의 주된 역할은 탄화물, boride 혹은 Al과의 포정반응을 통하여 금속간 화합물을 형성하여 heterogeneous 핵생성을 유도하여 결정립을 미세화 한다고 보고하고 있다. 한편, Yunjia등²¹에 의하면 Fig. 11에서 보여주는 바와 같이 Ti, Zr의 첨가에 의해 용융지의 형태가 변화 하고 응고 속도를 증가시켜 조성적과냉 정도를 크게하여 등방조직(equiaxed grain)형성을 가속화하여 결정립 미세화 된다고 발표했다. 하지만 이러한 heterogeneous 핵생성 및 조성적과냉 증가는 별개로 역할하기 보다는 두요소가 함께 작용할 것으로 예상되어 더많은 연구가 필요하다.

용접 균열특성은 상기에서 간략하게 언급한 화학 성분 외에도 용접공정, 사용된 보조가스 및 용접조건

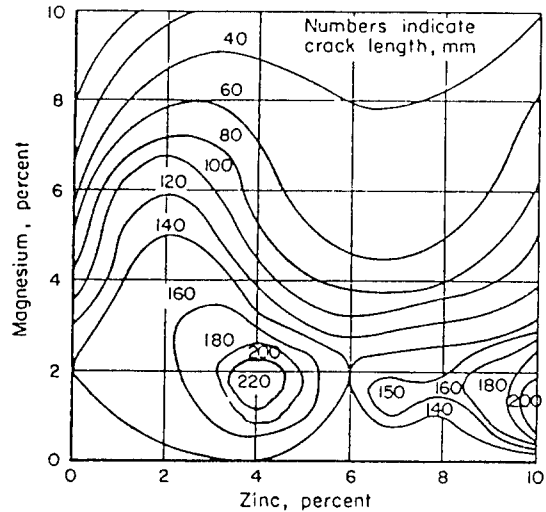
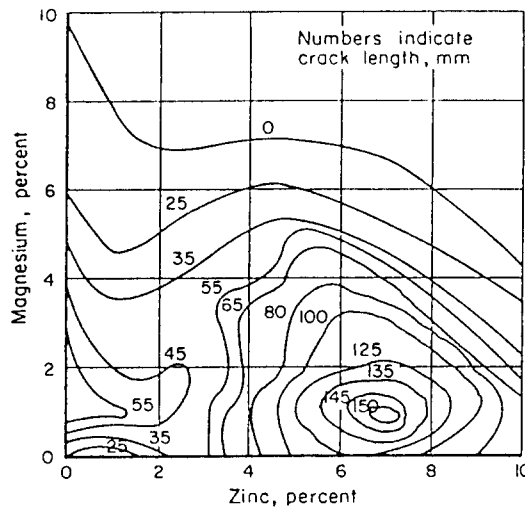


Fig. 10 Effect of Cu addition on cracking susceptibility in Al-Mg-Zn, without (a) and with (b) Cu addition.

균열 diagram을 보여주고 있다¹⁹. Cu의 첨가로 인해 균열정도는 전반적으로 악화가 됨을 알 수가 있고 최고 균열정도를 발생하는 성분이 약 6%Zn-1% Mg에서 에서 4%Zn-2%Mg로 이동한 것도 알 수가 있다. 그러므로, Al합금의 균열 특성은 binary상태도로부터 각 원소의 대략적인 영향을 파악할 수 있으나 제3 혹은 4의 원소가 첨가될때 균열특성은 복잡해지고 단순히 각원소의 additive 영향만 고려해서는 아니되고 원소간의 상호적인 영향을 함께 고려해야 한다.

등에도 큰 영향을 받는다. Fig. 12에 따르면 용접 process 및 보조가스의 선택이 얼마나 중요한가를 보여 주고 있다^{26, 27}. 입열량이 큰 공정을 사용하면 균열 정도가 전반적으로 증가할 뿐 아니라 균열발생 성분 구간도 확대가 된다.

인성저하균열(Ductility dip cracking)

용접부의 고온균열은 상기에서 언급한 응고도중

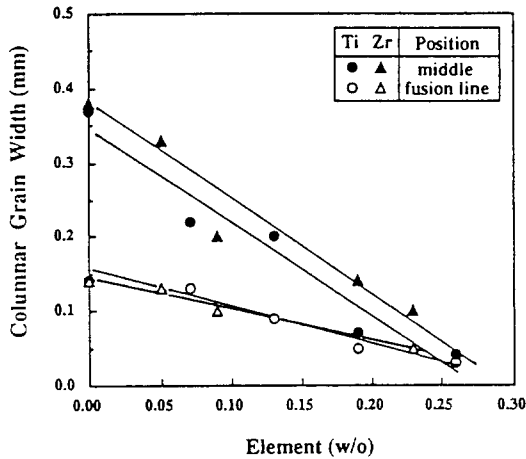


Fig. 11 Effect of Ti, Zr addition on size of columnar grain in the fusion zone.

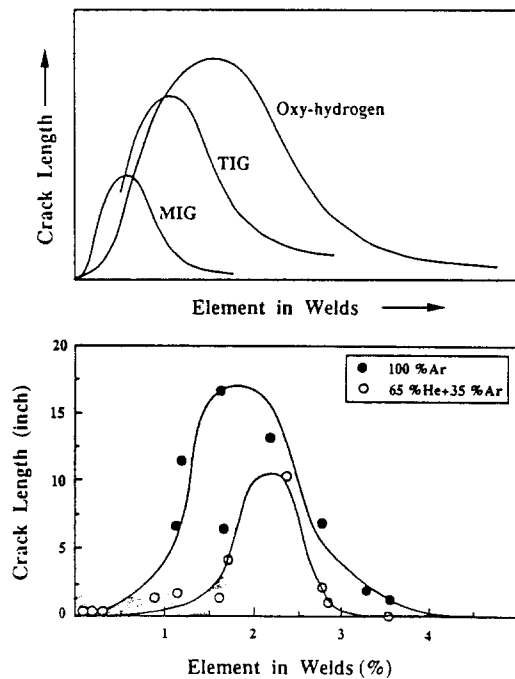


Fig. 12 Influence of weld process and shielding gas composition on the degree of cracking.

발생하는 경우가 주류를 이루지만 종종 응고가 완료된 후에도 조직학적 불연속 때문에 고상선보다 낮은 온도에서도 균열을 일으킬 수 있다. 이러한 균열에는 두가지가 있다. 그 첫번째는 응고도중 저용점상을

형성하는 원소 혹은 공정상의 응고온도를 공정온도 이하로 저하시키는 원소들이 결정립계에 편석하여 고상선 이하 온도(주로 50~100°C 내외)에서 실질적인 응고는 완료 되었으나 결정립계에는 액상이 잔류하여 용융부의 수축응력에 의해 결정립계를 따라 균열을 유발 시키는 것이다. 이러한 균열은 종종 응고(고온) 균열에 포함시키는 경우가 많다.

다른형태의 균열은 공정온도보다 상당히 낮은 온도(재결정온도 이상)에서 형성되는 균열로써 이는 단순한 결정립계를 따라 특정원소들의 고갈(precipitation free zone, PFZ)에 따른 강도 저하가 주원인으로 알려져있다. 특정원소의 고갈은 결정립계를 따라 연속적으로 second phase가 석출되기 때문인 것으로 알려져 있다. 그러므로 이런 형태의 균열발생 온도는 특정 석출물의 석출시기와 일치할 경우가 많다²⁰⁾. Fig. 13에서 보여주다시피 이러한 형태의 균열은 응고균열과 상반되게 합금원소의 양이 많을경우 발생할 확률이 높다. 그리고 고온에서 형성된 균열이 낮은 온도에서 성장하여 외관상 연성 저하균열을 발생시키는 경우도 많다²⁰⁾.

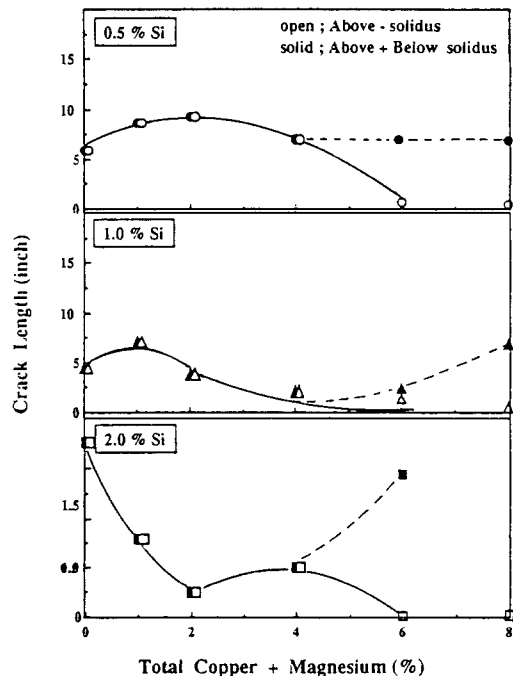


Fig. 13 Effect of Si content on sub-solidus cracking of Al-Cu-Mg alloy.

2.2.3. 기공(porosity)

Al합금 주조시에 발생하는 기공의 연구결과로 수소가 기공 발생에 주 원인이라는 사실은 널리 알려져 있으며 용접부의 기공을 이해하는데 상당히 도움이 되어왔다. 하지만 용접에서의 수소의 근원지는 다양하고 용접 반응의 열역학은 매우 복잡하기 때문에, 수소가 범인인줄 알면서도 기공발생을 감소 및 방지시키는 것은 간단한 문제가 아니다.

수소가 Al 용접부에 기공을 발생시키는 것은 간단하게 말하자면 고온 용융상태와 응고구간에서의 수소의 용해도의 급격한 변화 때문이다. 알루미늄의 수소 용해도는 용접 바로 밑에서는 약 0.036cc/100g인 반면에 용점온도에서는 약 20배인 0.7cc/100g이다. 그러므로 용접 용융지가 응고할 때 고상의 용해도 이상의 수소는 가스 bubble로 제거 되어지며, 표면으로 부유하지 못하고 주상정 및 결정립 계면에 잔류하게 되면 기공이 된다. 기공은 수소원자가 응고시 partition에 의해(평형분배계수, K=0.05) 편석이 되는 고액계면(solid-liquid interface)에 핵생성한다. 조그만 핵이 생성되기 위해서는 기공내부 압력이 대기압력과 표면장력의 합보다 최소한 같거나 커야한다. 일단 핵이 생성되면 주상립계에서 성장하거나 아니면 떨어져나와 다른핵과 합쳐(coalescence)성장한다⁴¹⁾. 이러한 기공 발생은 용융지 뿐 아니라 열영향부, 특히 부분용융부(partially melted zone)에도 발생한다.

수소 source

수소의 근원지를 종합해보면 연구자들 마다 어느 정도 차이는 있으나 대략 아래의 3가지로 집약할 수 있다.

- 1) filler metal과 모재에 포함된 수소^{29~34)}
- 2) filler metal과 모재 표면에 형성된 수소화합물 등의 불순물^{31, 32, 35, 39)}
- 3) 보조가스에 포함된 수소 및 수분^{30, 31, 35, 40)}

이들 중에는 filler metal 및 모재의 표면에 포함된 수소가 가장 큰 영향을 미치고 그다음으로는, 보조가스, 모재에 포함된 수소의 순으로 영향을 미친다⁴¹⁾. 알루미늄은 대기에 노출되면 산화 피막이 쉽게 형성되고 피막은 단순한 흡수 혹은 화학적 반응에 의해 수분을 포함한다.

Collins⁴⁰⁾ 및 Saperstein³⁵⁾에 의하면 보조가스에 포함된 습기가 기공형성에 큰 영향을 미치는데 arc가

불안정할때 더욱 큰 영향을 미치며 순수 Ar보다는 He을 혼합한 경우 기공발생을 줄일 수 있다고 발표했다. Fig. 14에 의하면 보조가스의 dew point가 -40F 이하일때 기공은 거의 발생하지 않으며 그 이상으로 증가할수록 기공 발생량은 증가함을 알 수 있다. 또한 보조가스에 산소, 질소, 공기 등이 혼합된 경우 Boeing 연구소의 결과⁴²⁾에 의하면, 기공 발생에 큰 영향을 미치지 않는 것을 발견했다. 한편, 일부 연구자^{40, 43~45)}에 의하면 보조가스에 chlorine을 첨가한 경우 기공발생을 줄일 수 있다고 발표했다. 그 이유는 chlorine이 Al과 반응하여 형성된 aluminum chloride가 용융지로부터 빠져 나갈때 수소를 동반하기 때문인 것으로 알려져 있다.

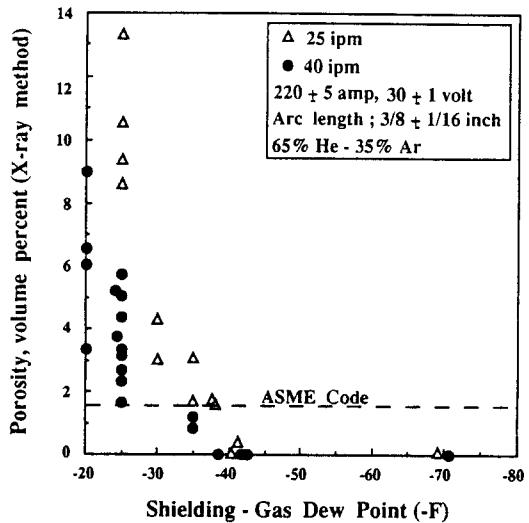


Fig. 14 Dependence of porosity formation on the dew point of shielding gas.

결론적으로 언급하자면 어떤 경로를 통하든지간에 용융지에 흡수된 수소는 기공발생에 근본적인 원인을 부여하기 때문에 용접전 수소혼입 방식에 심혈을 기울여야 한다.

용접조건의 영향

기공형성은 핵생성 및 성장 단계를 거쳐야 하므로 모든 조건이 동일 할때 용접조건 변화에 따라 상당히 달라진다. Fig. 15에 의하면, 용접속도가 중간일 때 가장 크고 많은 기공을 발생시키는 반면에 용접속도가 느릴 경우 양은 작지만 큰 기공을 발생하고 속도가

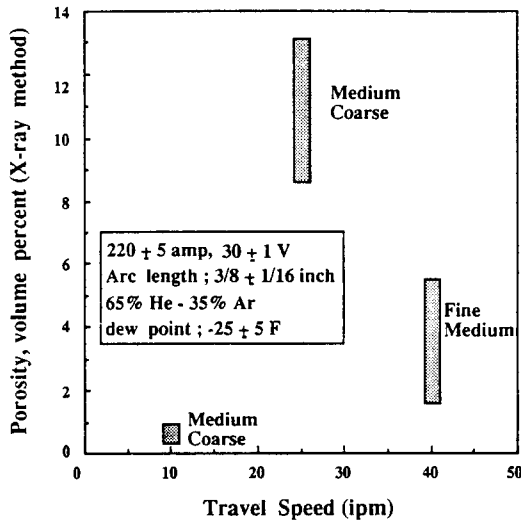


Fig. 15 Significance of weld travel speed in porosity formation.

빠를경우 작은 기공을 형성한다. 그러므로 기공의 크기 및 분포는 기공이 핵생성 및 성장에 필요한 시간에 의존함을 알 수가 있다.

이와 다르게 Terente^{ve46)}는 용접 변수의 영향은 용융지의 온도와 밀접한 관계가 있는 것으로 발표했

다. 그에 의하면 속도를 20에서 32m/hr(GTA)로 증가시키면 용융지 온도는 850°C에서 760°C로 하락하고 기공량은 약 1/4로 감소한 것을 발견했으며, 이는 온도가 감소함에 따라 용융지에 들어간 hydrate가 바로 arc 바로밑을 제외하고는 분해되지 않기 때문에 흡수된 전체 수소량이 감소하기 때문인 것으로 설명하고 있다. 또한 기공을 감소하려면 용융지 온도를 가능한 800°C이하로 유지시키고 응고속도를 빠르게하여 액상이 존재하고 있는 시간을 줄여야 한다고 주장하고 있다.

용접속도, 전류 등에 의한 입열량의 영향외에도 Fig.

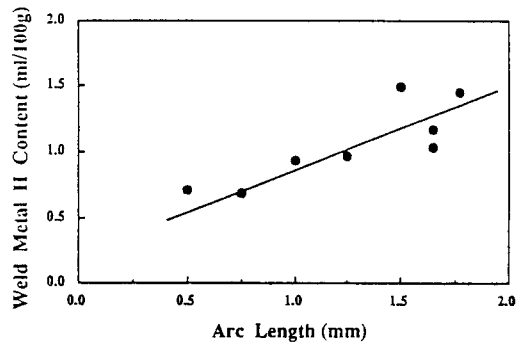


Fig. 16 Effect of arc length on hydrogen content in weld metal.

Table 1 Effect of element addition on hydrogen solid solubility

Absorption Rates and Solid Solubilities of Various Alloy Systems			
	Alloy	Absorption rate ^a (ml/SPC = 10 ³)	Solid solubility (ml/100g)
GTA Welding	1100	2.63	0.7
	Al+1% Mg	2.64	0.75
	Al+6.5% Mg	1.58	1.25
	5083	1.62	1.1
	Al+1% Zn	3.45	1.15
	Al+6.5% Zn	1.93	0.5
	7039	3.15	2.3
	3003	2.78	0.95
	2219	1.16	0.45
GMA Welding	1100/1100	15.23	0.7
	5183/5083	11.22	1.2
	4043/6061	9.55	1.0

(a) The absorption rate was calculated for an arc contamination level at 400 ppm hydrogen.

16에 나타낸 것과 같이 arc길어도 기공 형성에 큰 영향을 준다. Woods³⁰⁾에 의하면 arc길이를 증가하면 더욱 큰 용융지가 형성되어 수소가 흡수될 면적을 증가시켜 기공 발생량이 증가한다는 것을 발견했다. 또한 보조가스의 유속이 증가할수록 용융지의 냉각을 빠르게하여 수소 흡수량을 감소시킨다.^{30,47)}

화학성분의 영향

화학성분의 영향은 일반적으로 다른 인자(용접조건, process, 보조가스 등)에 비해 상대적으로 작은 영향을 주며, 동일강종의 규격 내에서의 성분변화는 기공 정도에 큰 영향을 주지 않는다.

화학성분의 영향은 주로 수소의 용해도 변화^{30,40)} 및 응고구간 변화⁴¹⁾와 밀접한 관계를 가지고 있다. 그예는 Table 1에 주어진 바와 같이, Cu, Si, Zn 첨가는 Al의 수소 용해도를 감소시키는 반면에 Mg첨가는 용해도를 증가 시킨다.

기계적 성질에 미치는 영향

기공이 알루미늄 합금 용접부의 기계적 특성에 미치는 영향에 대한 연구는 다른분야에 비해 불행하게도 상당히 저조하다. 하지만 일반적으로 용접부의 강도는 단면적이 감소할수록 감소하기 때문에 기공 발생에 의한 실질적인 (effective) 단면감소는 강도를 저하시킬 것으로 예상할 수 있다. 이러한 사실은 Fig. 17에 잘 나타나 있다. 그러나, 일부 연구에서는 작은량의 기공은 인장강도 및 피로강도에 큰 영향을 미치지 않는다고 발표했다. 하지만 현재까지 acceptable한 기

공의 크기 및 분포도에 대한 명확한 기준선이 없으므로 기공이 미치는 기계적 특성 변화는 더욱 많은 연구가 필요하다.

3. 결 언

Al합금은 적절한 process의 선정과 용접조건을 사용하고 강도와 균열성을 함께 고려한 합금성분의 조절이 선행되면 건전한 용접을 할 수가 있다.

Al합금의 용접균열은 다른 일반강과 같이 단순한 2원 합금계에서 예측할 수 있는 것 보다 상당히 복잡하고, 같은 원소의 첨가 일지라도 합금계에 따라 전혀 다른 영향을주므로 합금원소들간의 상호작용을 함께 고려해야 한다. 균열특성은 종종 화학성분의 영향보다는 용접조건 등의 외부적인 요소에 의해 상당히 달라질 수 있다.

수소에 의한 기공형성은 용접부의 기능에 심각한 결과를 초래할 수 있으므로 발생방지에 심혈을 기울여야 한다. 수소의 근원은 용착금속, 모재 및 보조가스에 흡수된 수분과 표면에 형성된 hydrated oxide 등이다. 그러므로, 적절한 방법을 통하여 가능한 모든 수소근원을 제거해야 한다. 기공의 형성도 균열과 같이 재료의 화학성분 보다는 용접조건에 의해 좌우될 경우가 많으므로 가능한 적절한 입열량을 사용하여 용접해야 한다.

참 고 문 헌

1. Meister R. P. and Martin D. C. : DMIC Report 236, 4, 1967, p.1
2. Savage W. F. : Welding in the World, 18(5~6), 1980, p.89
3. Savage W. F., Lundin C. D. and Aronson A. H. : Welding Journal, 44(4), 1965, p.175s
4. Savage W. F. and Aronson A. H. : Welding Journal, 45(2), 1966, p.85s
5. Garland J. G. : Metal Construction and British Welding J., 6(4), 1974, p.2
6. Savage W. F., Lundin C. D. and Chase T. F. : Welding Journal, 47(11), 1968, p.522s
7. Davis G. J. and Garland J. G. : International Meta. Reviews, 20, reviews 196, 1975, p.83

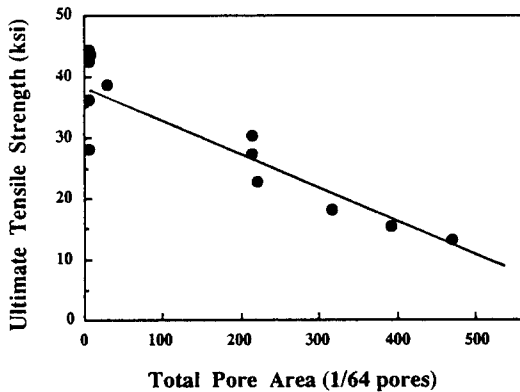


Fig. 17 Effect of porosity area on reduction of weld tensile strength.

8. Boland J. C. : British Welding J., 7(8), 1960, p.508
9. 田村 : 溶接學會誌, 第41卷, 第2號, 1972, p.127
10. Apblett W. R. and Pellini W. S. : Welding Journal, 33(2), 1954, p.83s
11. Singer A. R. and Cottrell S. A. : Journal of Institute of Metals, 1946, p.34
12. Singer A. R. and Jennings P. H. : Journal of Institute of Metals, 72, 1947, p.212
13. Singer A. R. and Jennings P. H. : Journal of Institute of Metals, 73, 1947, p.274
14. Dundas J. H. and Collins F. R. : Welding Journal, 45(6), 1966, p.241s
15. Koziarski J. : Welding Journal, 32(10), 1953, p.970
16. Pumphrey W. I. and Lyons J. V. : Journal of Institute of Metals, 74, 1947, p.439
17. Pumphrey W. I. and Lyons J. V. : Journal of Institute of Metals, 71, 1946, p.273
18. Redstone Arsenal : Metals Progress, 76(1), 1959
19. Engler S. : Aluminum, 35, 1959, p.124.
20. Drits W. E., Kadaner E. S. and Vaschenko A. A. : Atomic Welding, 18(8), 1965, p.30
21. Yunjia H., Frost R. H., Olson D. L. and Edwards G. R. : Welding Journal, 68(7), 1989, p.280s
22. Kou S. and Sun D. K. : Met. Trans. 16A(2), 1985, p.203
23. Kou S. : Welding Research Council Bulletin No. 320, 1985, p.1
24. Pumphrey W. I. and Moore D. C. : British Welding Journal, 2, 1955, p.206
25. Terrill J. R. : Aluminum Company of America, report 2-64-16, 1964, p.1
26. Yong J. G. : British Welding Journal, 8(12), 1961, p.568
27. Dowd J. D. : Welding Journal, 35(4), 1965, p.207s
28. Pumphrey, W. I. and Moore D. C. : Journal of Institute of Metals, 74, 1947, p.425
29. Eastwood L. W. : Gasee in Non-ferrous Metals and Alloys, ASM, Metals Park, 1953.
30. Woods R. : Welding Journal, 53, 1974, p.97s
31. Andrew R. C. : Proceedings, Metals Technology Conference, Vol A, paper 3, IIW, Sydney, Australia, 1976
32. Cheever D. L., Kammer P. A., Monroe R. E. and Martin D. C. : Welding Journal, 48(8), 1969, p.348
33. Cheever D. L., Mishler H. W., Monroe R. E. and Martin D. C. : Report NAS8-20303, Battelle Memorial Institute, 1966
34. Martukanitz R. P. and Michnuk P. R. : Trends in Welding Research, ASM, Metals Park, OH, 1982, p.315
35. Saperstein Z. P. Prescott G. R. and Monroe E. W. : Welding Journal, 43(10), 1964, p.443s
36. Tyulpokova R. V., Arbuzaova L. A. and Chernykh N. E. : Automatic Welding, 3, 1977, p.24
37. Kotieva L. V. and Nikiforov G. D. : Welding Production, 23(4), 1976, p.32
38. Geridonmez O. : Metallurgy, 30(12), 1976, p.1137
39. Saperstein Z. P. and Kizer D. E. : Report, NAS8-20363, IIT Research Institute, 1966
40. Collins F. R. : Welding Journal, 37(6), 1958, p.589
41. Delvletian J. H. and Wood W. E. : Welding Research Bulletin No. 290
42. The Boeing Company, Report, NAS8-20168
43. Rabkin D. M. and Steblovski B. A. : Automatic Welding, 14(4), 1961, p.72
44. Kadalov V. D. and Sorokin V. N. : Welding Production, 9(12), 1962, p.29
45. Kasen M. B. and Pflager A. R. : Welding Journal, 37(6), 1958, p.269s
46. Terent'ev S. M., Barutkin F. E. and Konoralov G. S. : Welding Production, 12(10), 1965, p.29
47. Salter G. R. and Milner D. R. : British Welding Journal, 7, 1960, p.89