

技術資料

급속응고법으로 제조한 고강도 용접용 Al합금

조성석

High-Strength Weldable Aluminum Alloys Made from Rapidly Solidified powders

S.S.Cho

급속응고법으로 제조한 고강도 용접용 Al합금

이 연구의 목적은 급속응고 분말법을 이용하여 선박용 고강도, 고인성, 내식성 및 내응력부식성 용접용 Al합금을 개발하는데 있다. 기존의 용접성 Al합금의 장점과 단점을 세밀하게 훑어본 후, Al-Zn-Mg(7XXX) 및 Al-Mg(5XXX)합금계로부터 합금을 설계하였다. 이들 두 계의 각각에서 하나의 실험적인 합금의 성질을 제시 하였다. 분사분말은 적절히 탈가스 하고, 압분한 다음 압출 하였다. 열처리용합금 (7XXX)의 시효 거동을 주의깊게 평가 하였다. 두개의 모합금을 다음과 같은 실험으로 평가 하였다. 인장강도, 응력부식 감수성, bead-on-plate용접시 고온균열(hot-cracking) 감수성 시험을 행하였다. RS-PM 7XXX합금은 최대시효(PA)와 과시효(OA)조건 모두에서 항복강도 35kg/mm², 인장강도 42kg/mm²를 크게 능가 하였다. 또한 7XXX 모합금은 응력부식 감수성을 OA조건에서 보이지 않았다. 이것은 용접성 7XXX합금의 괄목할만한 결과이다. 적절한 탈가스 기술은 용접역(weld-zone)의 기공도를 아주 낮은 수준으로 낮추는데 성공적이다. RS-PM 5XXX합금은 모합금에서 최대인장 강도의 목표를 달성했으며 부식환경에 대한 탁월한 저항을 보였다. 또한 이 합금은 bead-on-plate용접시 고온균열(hot-cracking) 감수성을 보이지 않는다.

서론

고강도 Al합금은 밀도가 낮고, 내식성이 우수하고, 가공이 쉽기 때문에 항공기 선박 및 육상

차량용으로 광범위한 용도로 지극히 유용하다. 여러가지 용접성 Al합금은 합금설계자들에게 제조의 용통성을 부여하기 때문에, Al합금계를 압력용기(pressure vessels), 이동가교(mobile bridge), 경량 장갑판(light weight armor plate) 및 missile 주물 등의 용도로 사용한다. 또한 내식성 용접용 Al합금은 선박용으로 지극히 유용하다.

이 연구의 목적은 고강도, 내식성, 용접용 Al합금을 개발 하는데 있다. 이들 성질의 조합이 기존의 용접용 Al합금에서는 부족하기 때문에, 이들 성질의 조합을 개선할 목적으로 급속응고 분말기술을 채택 하였다.

4개의 Al합금계가 중강도에서 고강도까지 가능하다. 즉 Al-Cu합금(2XXX 계열), Al-Mg합금(5XXX 계열), Al-Zn-Mg합금(7XXX 계열), 및 비교적 새로운 Li-함유 Al합금이다. 불행히도 이들 합금계의 각각은 용접성에 관해서는 한계를 가지고 있다. 이들 각 합금계에서는 용접성 합금을 설계하면 강도, 고온균열저항, 내식성, 내응력부식성의 희생을 요구하게 된다. 이들 성질의 교환을 짧게 개관하고, 개발 중에 있는 주 실험 합금의 성질을 제시 하였다.

배경

2XXX

Al-Cu합금은 석출경화형으로 중간강도에서 고강도 (UTS 49kg/mm², 항복강도 42kg/mm²)까지 가능하다. 그러나 이들 합금은 중간정도의 함량 (~4.5wt%)¹에서 고온균열(hot cracking)을 이르기 쉽다. 또한 고온균열 감수성은 Al-Cu합금

충남대 급속응고 신소재 연구소

에 Mg을 첨가하면 증가된다. 왜냐하면 Mg이 응고시에 처음생겨 서로 맞물린 수지상의 온도와 최종 액체가 응고하는 온도 즉 고상선 사이의 차이를 증가시키기 때문이다. 고온균열 감수성은 Cu 함량이 비교적 많을때 감소한다(2219 합금에서 6.3%). 불행히도 2XXX 합금은 내식성 및 내응력 부식성이 나쁜데, 이것은 합금중에 Cu 조성의 구배가 존재하기 때문에 나타나는 것이다. 특히 입계 영역에 Cu 구배가 존재할 때 나타난다. 2XXX 합금은 내식성이 나쁘기 때문에 선박용으로 사용하기가 곤란하다.

5XXX

Al-Mg 합금은 실용 Mg함량(9% 이하)에서는 석출경화가 되지않기 때문에 일반적으로 비열처리용이라고 간주한다. 또한 이들 합금은 I/M 범으로 제조할때 중간정도의 강도만 가능하다. 이들 합금은 Mg의 고용강화와 가공경화로 일차강도를 얻는다. 5XXX I/M합금에서 사용되는 입자미세화제는 Cr과 Mn이다. 5XXX합금은 대부분의 기질에서 높은 인성, 좋은 내식성 및 SCC내성을 보인다. 그러나 이들 합금은 열대성 온도($\sim 40^{\circ}\text{C}$)에서 오랫동안(\sim 수년) 노출하거나 $90\sim 190^{\circ}\text{C}$ 에서 수일간 $3\sim 6$ 유지되면 SCC감수성이 극히 증가된다. 이와 같은 열적노출을 "예민화 현상"이라 하며, 입계에 양극상(anodic phase) $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ 의 반연속적인층의 석출물이 일어난다. Al-Mg 합금에서의 SCC기구의 전통적인 관점은 β 상의 양극용입(anodic dissolution)으로 인하여 균열이 진행된다고 보고 있다. 그러나 최근의 부하방식 실험에서는 대부분의 균열 진전은 실제로 수소취성(HE)⁷ 때문에 나타남을 보이고 있다. 여기서 수소는 β 용입을 받쳐주고 있는 음극반작용(cathodic half-reaction)에서 생성된다.

예민화 성향은 냉간가공과 $\text{Mg}^{2.5}$ 함량에 의해 증가된다. 따라서 최대강도조건에서 5XXX합금을 사용하면 SCC가 일어나기 쉽게 한다. 또한 예민화 조건은 용접의 열영향부(HAZ)에서 종종 나타난다. 따라서 SCC감수성 때문에 용접용 5XXX합금은 본질적으로 비열처리용이므로 높은 강도를 얻기 위해서는 냉간가공을 하여야 하기 때문에, 용접부에서 얻을 수 있는 강도는 오히려 제한되어 있다. 용접을 하면 용접부와 HAZ부에서 냉간가공을 소멸시켜, 자연시효 또는 인공시효로 강도를

회복할 수 있다.

Al-Mg 합금은 매력적인 기계적 성질을 부여하는 Mg의 함량에서 (보통 2.5~6wt%) 고온균열 저항이 매우 우수하다. 따라서 5XXX합금은 선박용의 용접부에 많은 장점을 가지고 있다. 이들 합금은 인성이 있고 내식성이 있을뿐만 아니라 고온균열 감수성이 낮아 쉽게 용접이 가능하다. 그러나 이들 합금의 단점은 예민화에 의한 SCC문제를 피해야 되고, 이 합금에 작용되는 강화기구는 모재와 용접부의 강도를 중간정도 밖에 줄 수 없다는 점이다.

7XXX

7XXX합금은 일반적으로 Al합금계 중에서 최대의 강도를 나타낸다. 일반적으로 사용되는 비열접성 합금의 압연폼에서 인장강도 $63\text{kg}/\text{mm}^2$, 및 항복강도 $59.5\text{kg}/\text{mm}^2$ 를 얻는다.⁹ 이들 합금은 종종 Cu를 함유하고 있는데, 이 Cu는 합금의 강도와 SCC저항을 증가시킨다.^{10,11} 불행히도 강도를 증가시키는 실제적인 함량에서 Cu는 quench sensitivity도 증가시켜 극도의 고온균열 감수성을 부여하게 된다. 따라서 용접용으로 설계된 7XXX합금은 거의 Cu가 없으며 이미 언급한 7XXX합금보다 약 20% 낮은 강도를 갖게된다. Cr은 quench sensitivity를 증가시키나 7XXX합금에 종종 사용되는 입자미세화제이다. Mn과 Ti도 입자미세화제로 사용되며, 지난 20년 동안 Zr은 quench sensitivity가 결정적인 합금에서 강력한 입자미세화제로 채용되었다.

7XXX합금은 주로 Mg와 Zn를 함유하는 GP-zone의 석출과 평형 MgZn_2 상의 준안정 precursor 석출물에 의해 강화된다. 또한 고용강화, 입자강화, 부입자강화로 고강도 수준을 얻는데 기여하고 있다. 열처리용 용접성 7XXX합금은 용접부 및 열영향부에 강도를 회복시킬 수 있다. 용접용 Al-Zn-Mg합금의 물리야금은 Kent¹²의 탁월한 개관(review)에 잘 서술되어 있다. 많은 양의 용질(Mg 및 Zn)이 용접온도에서 공냉될때 고용체 속에 존재할 수 있도록 하여 용접용 7XXX합금의 quench sensitivity를 최소화 하는 것이 바람직하다. 이렇게 하면 강화 석출물의 미세한 분포가 이따른 시효시에 형성된다. 더구나 용접 후 열처리(post-welding heat treatment)없이 강도가 회복될 수 있을만큼 자연시효의 효과가 좋은 것이

이들 합금의 장점이다.

7XXX합금의 유용성은 미시효(underaged, UA)와 최대시효(PA)¹³시 짧은 횡방향(short transverse orientation)에서 격렬한 SCC민감성으로 인하여 제한을 받고 있다. Al-Zn-Mg-Cu합금의 SCC민감성은 과시효(OA)로 제거시킬 수 있으나 15%정도의 강도 손실을 초래한다. 과시효Al-Zn-Mg합금은 SCC민감성¹⁴을 감소시킬 수 있으나 1960년말 연구자는 이 민감성¹⁴을 완전히 제거할 수는 없었다. 7XXX합금의 SCC기구는 입계영역에서 양극용입(anodic dissolution)과 수소취성(HE)^{15~17}에 의한 것이며, 최근의 연구에 의하면 대부분의 균열전진(crack advance)은 수소취성(HE)에 의한 것이라는 보고를 하고 있다.^{18~21}

SCC민감성은 용접성 7XXX합금에 대해 특히 문제가 된다. 왜냐하면 이들 합금은 거의 Cu를 함유치 않기 때문이다. 따라서 Al-Zn-Mg-Cu합금보다 본질적인 SCC내식성이 부족하다. 또한 미시적 조직이 용접부의 HAZ에 종종 존재한다. 용접용 7XXX합금을 개발하는 사람은 SCC민감성을 감소시키기 위해 Cu를 첨가하면 불행히도 고온균열감수성¹이 증가하는 난처한 처지(dilemma)에 직면하게 된다. 몇몇 연구자에 의하면 0.2~0.3% Cu를 Al-Zn-Mg합금에 첨가하면 격렬한 고온균열 감수성을 주지 않으면서 SCC저항을 증가시킬 수 있다고 한다.^{22~23}

Al-Zn-Mg합금의 강도는 (Zn+Mg)의 용질량이 증가함에 따라 증가하나, 고온균열(HC)과 SCC감수성을 감소시키기 위해서는 (Zn+Mg)이 7%이하로 종종 6%¹²이하가 유리하다.

고강도는 Zn/Mg비가 2~4일때 얻어진다. 그러나 이 비가 낮을때 고온변형응력(flow stress)은 더 높을때 특히 2%이상일때 더 크다. 한편 Zn/Mg비가 높으면 고온균열 감수성이 더 나빠게 된다. 또한 Gruhl²⁶과 다른 연구진들²⁷의 최초 연구에 의하면 constant-load SCC시험에서 파괴시간(ttf)으로 측정한 Zn/Mg = 2.8이 용접용 Al-Zn-Mg합금을 설계하는데 최적이라고 예상한다.

Zr은 용접용 7XXX합금의 입자미세화제로 특히 장점이 있다. 또한 Zr은 강력한 재결정 억제제로 weld pool의 입자 크기를 미세화시킬 수 있음으로 고온균열 경향을 감소시킨다.¹² 또한 Zr은 용융 weld pool의 흐름을 개선시킬 수 있다. Zr은 심한 고온균열 민감성¹²을 일으키지 않고

7XXX합금에 첨가할 수 있는 Cu의 양을 약 0.4%까지 증가 시킨다.

용접용 7XXX합금의 SCC민감성은 모재 금속과 용접금속 사이의 계면에서 특히 심할 수 있다. 이 민감성은 용접용 7XXX합금의 유용성을 제한하는 가장 중요한 인자 일것이다.^(12, 18)

종합적으로 볼때 용접용 7XXX합금은 가장 강도가 높은 용접용 Al합금이나 모재와 용접부에서 SCC민감성이 문제가 된다. 고온균열 감수성은 Cu함량이 0.2 또는 0.3%이하 이면 낮으나 SCC감수성은 Cu함량이 감소함에 따라 증가한다. SCC감수성은 Zn+Mg<7%와 Zn+Mg = 2.8로 유지하면 모재와 용접부에서 감소될 수 있다. Zr은 용접성에 대하여 가장 좋은 입자미세화제이나, 인성감소와 주괴균열을 일으키지 않고 통상적인 DC주조에서 첨가할 수 있는 양은 약 0.14%이다.

7XXX합금의 장점은 열처리가 가능하며, 용융 용접 후 강도가 회복될 수 있을 정도로 자연시효성이 좋다는 점이다. 용접부에서의 7XXX합금의 자연시효성을 이용하기 위해서는 quench insensitivity를 합금의 조성으로 설계할때 주의를 기울여야만 한다.

Li함유 Al합금

Al에 Li를 첨가하면 밀도를 감소시키고 강성(stiffness)을 증가 시킨다.²⁹ 항공기의 무게를 줄여 연료소모를 줄여 연료소모를 최소화 하기 위해서는 여러가지 Al-Cu-Li, Al-Li-Cu-Mg 및 Al-Mg-Li합금이 현재 개발되고 있다. Li를 함유 Al합금의 용접성에 관한 최초의 개괄(review)에서 Pickens³⁰는 이들 합금은 용접이 가능하나, 항공기용으로 현재 개발되고 있는 새로운 합금의 용접성은 상상으로나마도 없다. Li함유 Al합금의 용접성에 관한 대부분의 연구는 Soviet합금 01420이 초점을 맞추어 왔다.^(31~37)

공칭 Al-5Mg-2Li합금은 여러가지 입자미세화제를 함유할 수 있으며 아직도 01420호칭도 이것을 나타내고 있다. 즉 0.1Zr, 0.4Mn, 0.1Zr+0.05~0.15Ti 및 0.1Ti+0.05~0.3%Cr을 함유하고 있다.

합금 01420은 실제로 용접이 가능하며 접합효율(joint efficient) {즉 용접부의 UTS/모재의 UTS}은 후열처리 (PWHT)³²없이도 80% 얻을

수 있다. 또한 100% 접합효율을 용접부에 열처리 하므로써 얻을수 있다.³³ 적당한 SCC저항과 내식 성도 얻을 수 있다.^{36~37} 불행히도 합금 01420은 특히 용접역 기공도(weld-zone-porosity)에 민감 하다. 용접전에 NaOH수용액에서 화학적 milling 을 하면 weld-zone-porosity를 수용할 수 있는 정 도로 감소시킬 수도 있다. 01420에 대한 수많은 요구사항을 미국에서도 최초 확인 되었다.³⁸ Al-Li-X합금은 용접성, 내식성, SCC저항, 높은 강 성, 및 밀도가 낮기 때문에 선박용으로 충분히 쓸 수 있을 것으로 보인다.

급속응고 분말야금법을 이용한 합금설계

RS-P /M법의 장점

RS-P /M법은 조직을 미세화하고 기존의 주괴 야금법으로는 할 수 없는 합금설계를 가능하게 한 다.^{39~43} 예를 들면 RS는 핵이 응고시에 빨리 성 장할 수 있도록 하기 때문에 입자를 미세화 시킨 다. 또한 RS는 초과포화(super saturation)를 증 가시켜 Al중에 합금화의 상한을 증가시킨다. 따 라서 해가되는 편석효과도 주지 않으면서 석출강 화가 더욱 크도록 할 수 있다. RS는 불순물을 함 유하는 조성입자(constituent particle)도 미세화 시킨다. 더구나 RS-P /M법을 이용하므로써 액체 Al에서는 상당한 용해도를 가지나 고체 Al에는 전혀 불용성인 원소도 미세하게 분산된 금속간 화 합물 입자를 형성할 수 있다. 천천히 냉각되는 I /M합금에서는 존재하지 않는 비평형 준안정상 이 RS에 의해 생성될 수 있으며, 합금의 성질을 개선하기 위하여 분산시킬 수 있다. 마지막으로 내식성을 저하시키지 않으면서 강도를 개선하는 것은 작은 산화물 입자를 P /M법으로 분산시킬 수 있다. P /M법의 장점은 여러 사람의 종합정 리에 잘 기술되어 있다.^{39~43}

RS-P /M법은 분명히 합금 설계자들에게 커다 란 융통성을 제공하고 있다. 예를 들면 RS-P /M 법은 7XXX합금에 미세하게 분산된 Co₂Al₉을 생 성 시킬수 있다. 이것 때문에 SCC감수성이 감소 된다.^{44~45} Al합금에 Fe, Ce, Mo, V, Zr을 하나 이상 함유하는 입자를 상당량 생성시키므로 고온 강도와 creep 저항을 크기 개선할 수 있다.⁴³ 이 번 연구에서는 RS-P /M법을 이용하여 선박용으

표 1. 용접용 합금의 목표 성질

성질	목표
항복강도	35kg /mm ²
인장강도	42kg /mm ²
용접성	용접부 인장강도 35kg /mm ²
내식성	5456 H111과 동일
SCC(모재)	plateau velocity < 10 ⁻⁵ in /h

로 사용할 용접성 Al합금의 성질을 개선하고자 한다. 이 연구의 목표는 표 1.과 같다.

RS-P /M 용접용 합금설계

7XXX합금은 용접용 Al합금 중에서 최대의 강 도를 가지며 용접 후 자연시효에 의해 강도를 회 복시킬 수 있기 때문에 이번 개발계획에서 중점을 두었다. 7XXX합금은 부식과 SCC문제를 갖고 있 으며, 인성은 일반적으로 5XXX합금 보다 높지 않음을 알고 있다.⁴⁵ 그러나 RS는 미세조직에서 조대한 조성입자를 제거한다. 이 조대한 입자가 7XXX합금의 인성을 크게 제한 한다.⁴⁶

또한 RS-P /M은 미세조직 속에 입자를 미세 하게 분산시켜 7XXX합금의 SCC저항을 증가시 킨다.^{44, 45} 최대 SCC저항을 위해 Zn + Mg = 2. 8이 되도록 하고, 고온균열과 SCC민감성을 감소 시키기 위해 Zn + Mg < 7%, Mg < 2% 되도록 RS-P /M 7XXX합금을 설계 하였다. Zr은 용접 역(weld zone)에서 흐름(flow)을 개선하고, 재결 정을 억제하고, 고온균열 민감성을 증가시키지 않 고 최대 Cu함량을 증가시키고, quench sensi tivity를 생성시키지 않는다는 보고 때문에 입자 미세화제로 사용하였다. 이 RS-P /M 실험 합금 이 사용한 Zr함량은 상용 DC주조에서 실제적으 로 첨가되는 양보다 더 많다. 이 7XXX합금을 MML #10로 표시 하였다.

5XXX합금은 높은 인성, 용이한 용접성 및 좋 은 내식성을 가지고 있으나 강도에는 한계가 있 다. MML #10으로 명명한 5XXX합금은 입자미 세화제로 매우 많은 양의 Cr을 함유하고 있다. Cr을 많이 첨가하여도 5XXX합금의 성질을 해치 지 않고 부조직 강화(substructural strengthen ing)를 증가 시킬 수 있다. 이 두 실험합금의 조

성은 비밀이다.

실험방법

분말은 진공 분무법으로 제조하였으며, CIP로 압분하여 canning 한후 Kaiser사의 특허 dipurative degassing 법으로 탈가스 시켰다.

이것을 100% 이론 밀도로 고온 압축하여, decanning 한후 사각봉으로 압출하였다. 분말 annealing을 최소화 하기 위하여 냉각 시키기 전에 탈가스 한후 즉시 진공고온압축 하였다. 사각봉의 크기는 $5.84 \times 1.37\text{cm}$ 와 $7.62 \times 0.41\text{cm}$ 로서 압출비는 17:1 및 46:1 이었다.

석출 경화형 합금 MML#10은 용체화 시킨후 수냉하고 1.5% stretching 시켜 수냉시 도입된

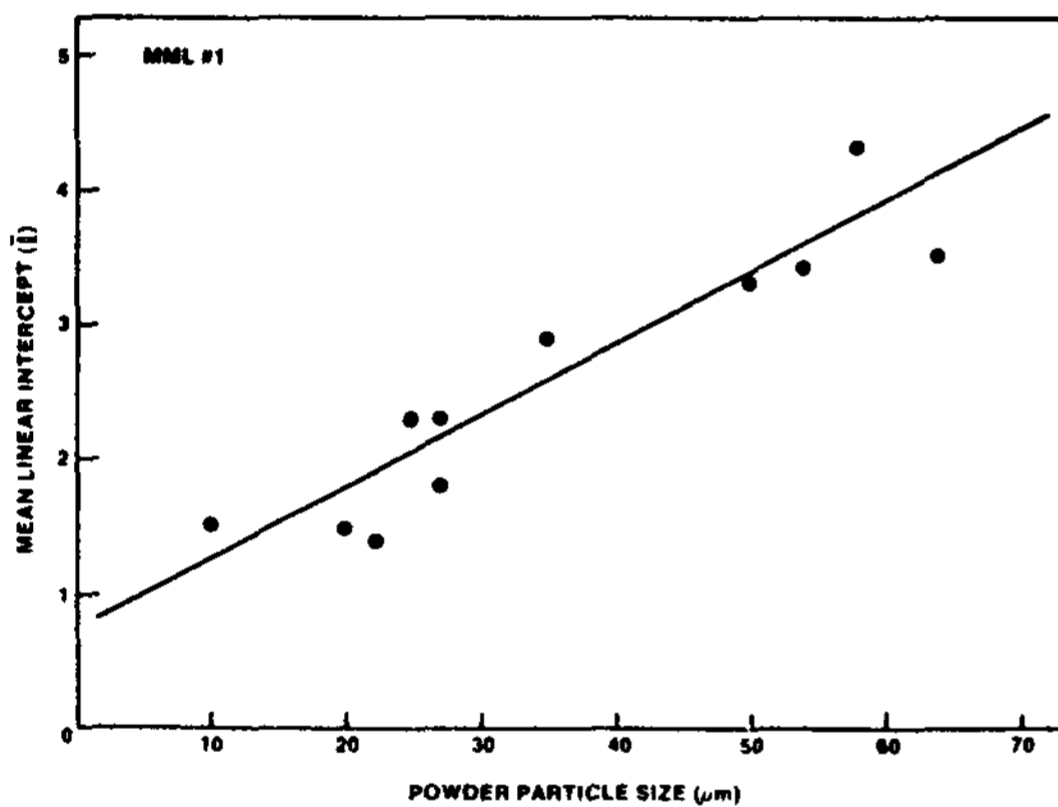


그림 1. MML#1 시료의 분말 크기와 평균선분 길이와의 관계.

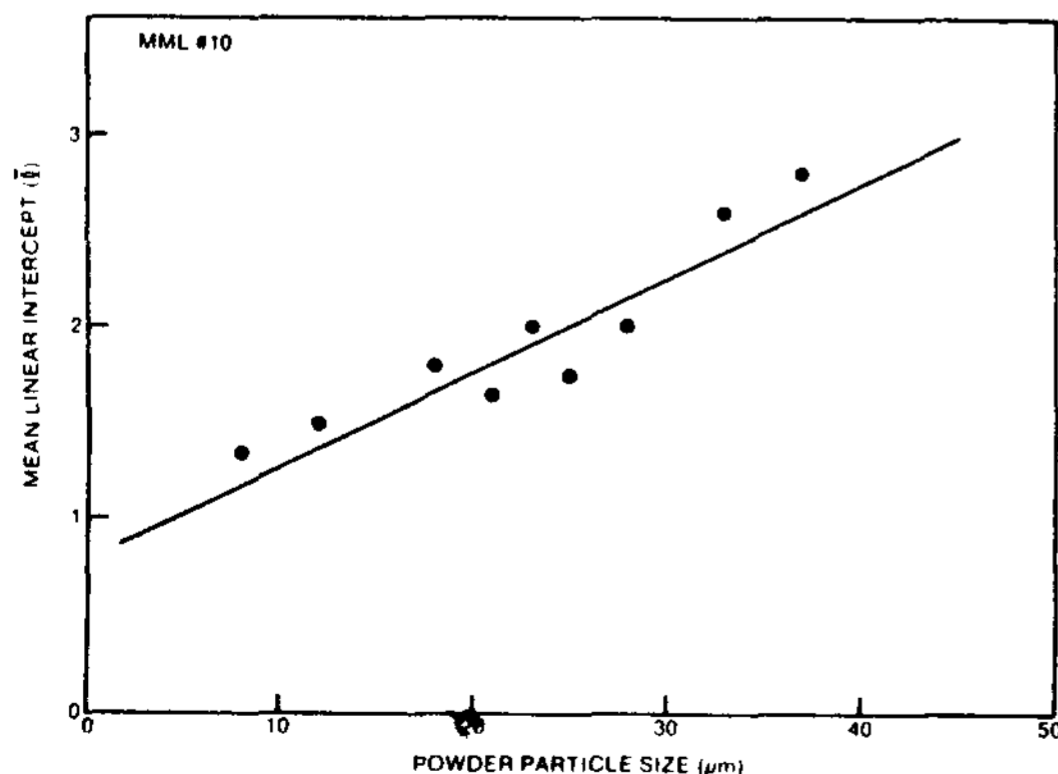


그림 2. MML#10 시료의 분말 크기와 평균선분 길이와의 관계.

잔류 응력과 관련된 문제점을 제거하여 자연시효가 되도록 하였다. 비열처리용 MML#10은 압출 후 2% stretching 하였다.

통상의 I/M 합금 5456은 미해군⁵⁵에서 광범위하게 사용하기 때문에 P/M 합금과 비교하기 위한 I/M 합금의 기준으로 선택 하였다. 또 5456은 용접용 Al합금으로서 강도가 상당히 높다. 5XXX Al합금은 $7.62 \times 1.27\text{cm}$ 와 $7.62 \times 0.64\text{cm}$ 로 냉간 압연하여 가공경화에 의하여 강도를 얻지만 RS합금의 거의 압연재 형태의 재료와 비교될 수 있기 때문에 5456 압출재를 기준재료로 사용 하였다.

MML#1 열처리용 합금에 대하여 자연시효 및 인공시효를 자세히 수행 하였다. 비열처리용 합금이지만 MML#10 합금에 대하여 170°C에서의 시효연구를 하여 이 온도에서 일어나는 시효반응이 없음을 증명하고자 하였다.

인장시험은 여러가지 시효조건에서 길이(L) 방향과 긴횡단 (LT) 방향으로 하였다. 용접부의 인장강도와 용접부를 가로지른 경도시험을 행하였다.

결 과

분말의 크기가 감소 할수록 수지상(dendrite)과 셀(cell) 경계를 가로지르는 평균 선분은 감소 하였다(그림 1,2). 그림 3에 Grant가 제안한 수지상 및 입자크기에 따른 냉각속도를 도시 하였다. $74\mu\text{m}$ 의 MML#1의 가장 큰 입자는 10^4°C/S 였고, 더 미세한 입자는 그림 1,2,3,에서 보는 바와 같이

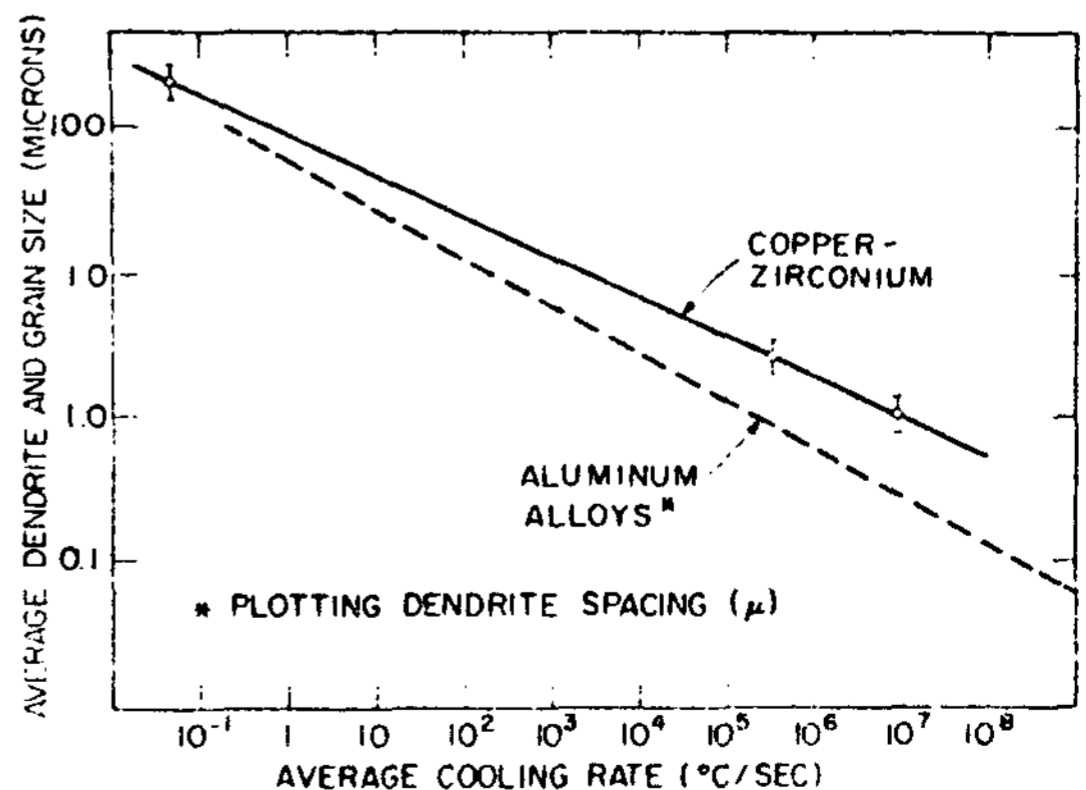


그림 3. Al합금과 Cu-Zr 합금에서의 냉각속도와 수지상 및 입자크기와의 대략적인 관계.

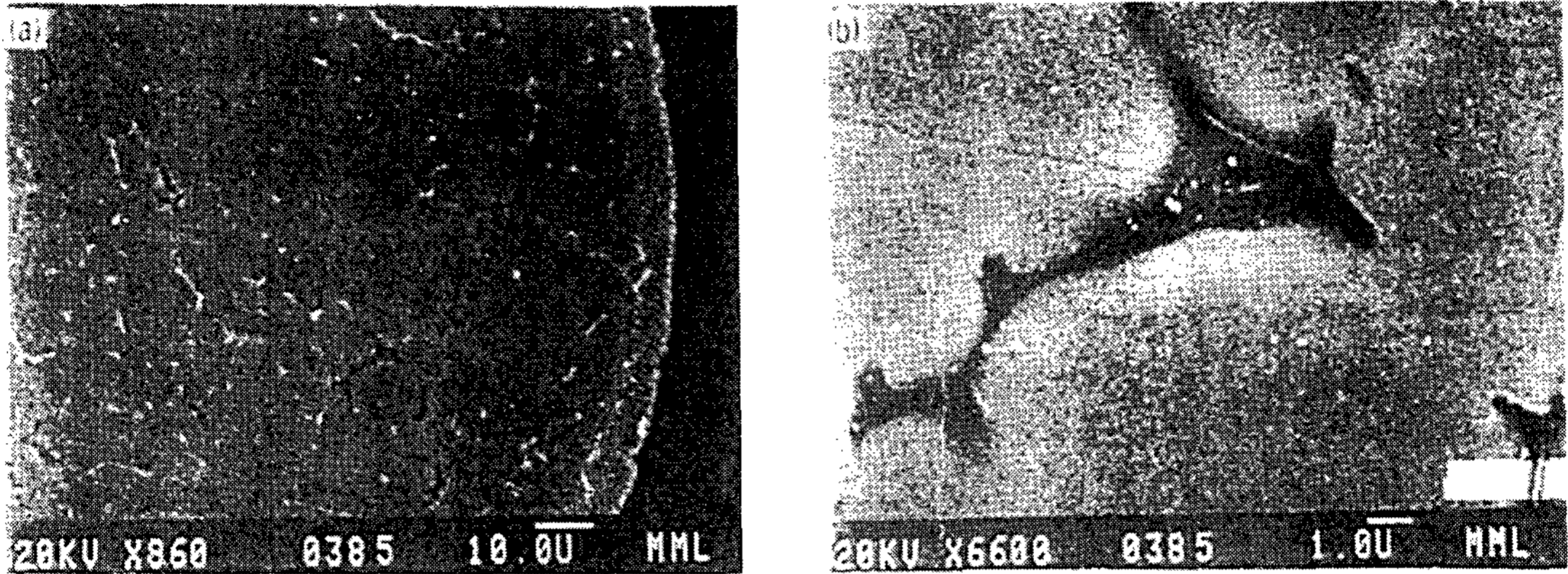


그림 4. a) 비교적 천천히 냉각된 +200mesh의 큰 분무입자. 수축기공을 보이고 있다.
b) 같은 입자를 더 큰 배율로 본 세부 기공영역

표 2. 수소농도(Leco분석)

합금	형태	수소농도 (ppm)	비고
5456 (H1111)	3 × 0.5 압출	0.389	I / M
5456 (H1111)	3 × 0.25 압출	0.393	I / M
MML #1	분말상태	23.29	
MML #1	2.3 × 0.53 압출	1.063	dipurative degassing
MML #1	3 × 0.16 압출	0.689	dipurative degassing
MML #10	분말상태	31.00	
MML #10	2.3 × 0.53 압출	1.784	dipurative degassing

냉각속도가 높다. MML #10 분말도 유사한 냉각속도를 보였다.

그림 4에서 보는 바와 같이 큰 입자(+200 mesh)에서는 수축기공이 존재하는데 이것은 냉각속도가 느리다는 것을 암시하는 것이다. 미세한 분말은 수축기공이 없으므로 이것을 압분 하였다.

모든 RS-P / M 합금의 빌렛은 5 μ m 이하의 압력으로 dipurative degassing 후에 성공적으로 압분 하였다. 사용된 탈가스 인자는 비밀이다. dipurative degassive 를 하면 분말의 수소농도를 크게 감소 시켰다(표 1.).

MML #1 NA

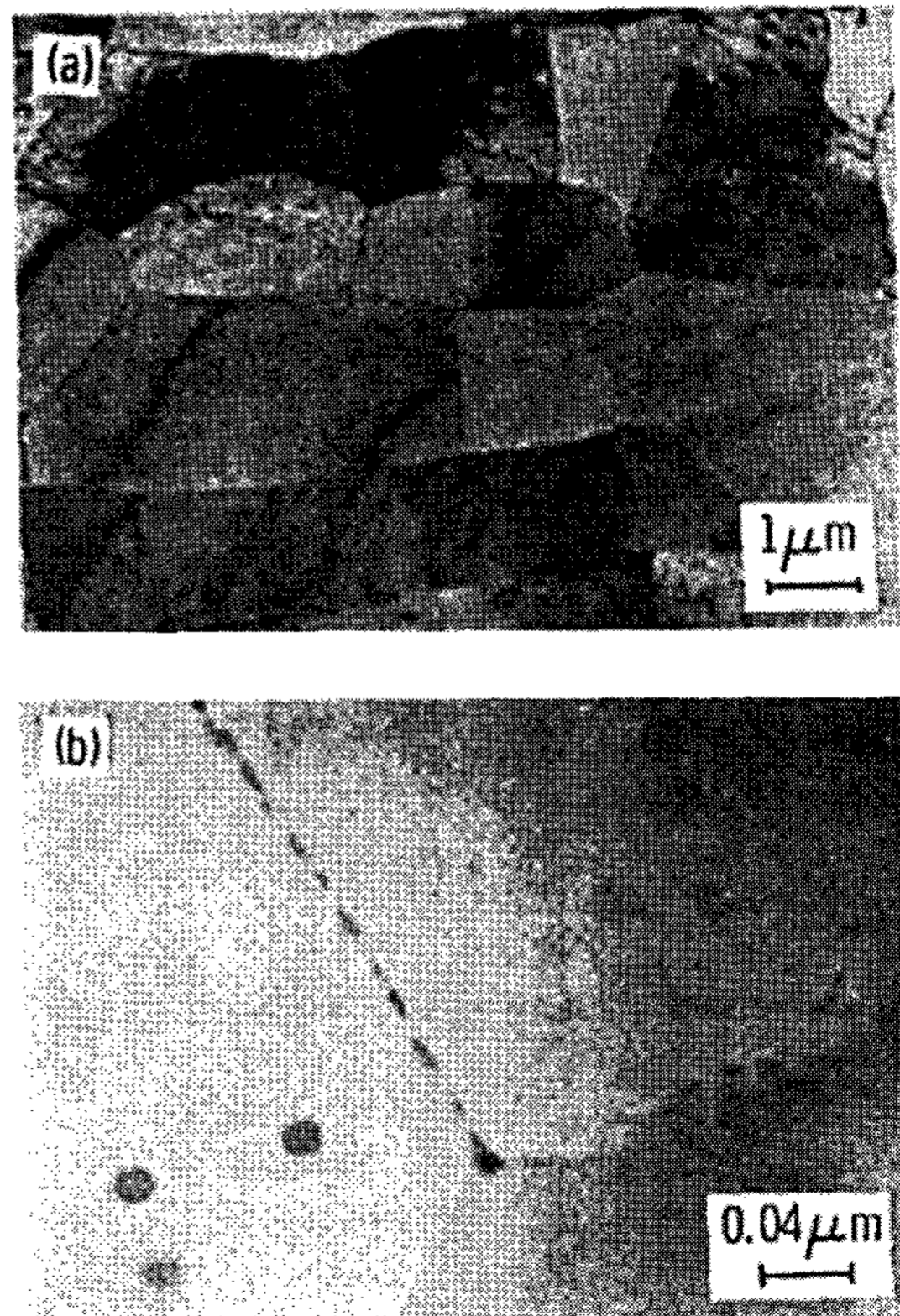


그림 5. MML #1의 TEM사진

- a) 미세입자 크기
- b) 자연시효에 의한 분산물과 입계석출물의 분포

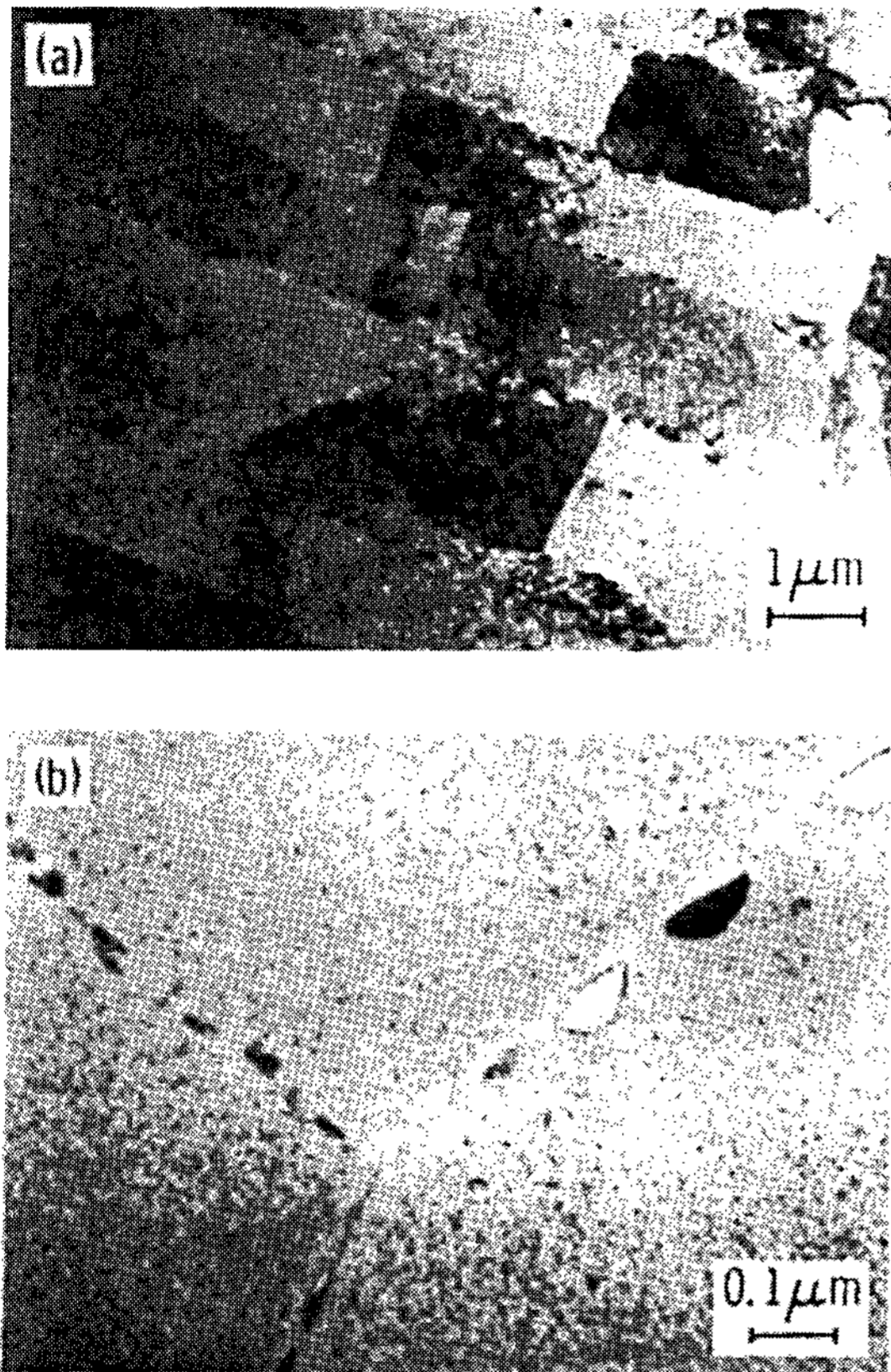


그림 6. MML#1을 120°C에서 24시간 최대시효 시킨 후의 미세조직의 변화. 큰 입계석출물과 석출물이 없는 영역(PFZ) 및 미세한 기지 석출물을 볼수 있다.

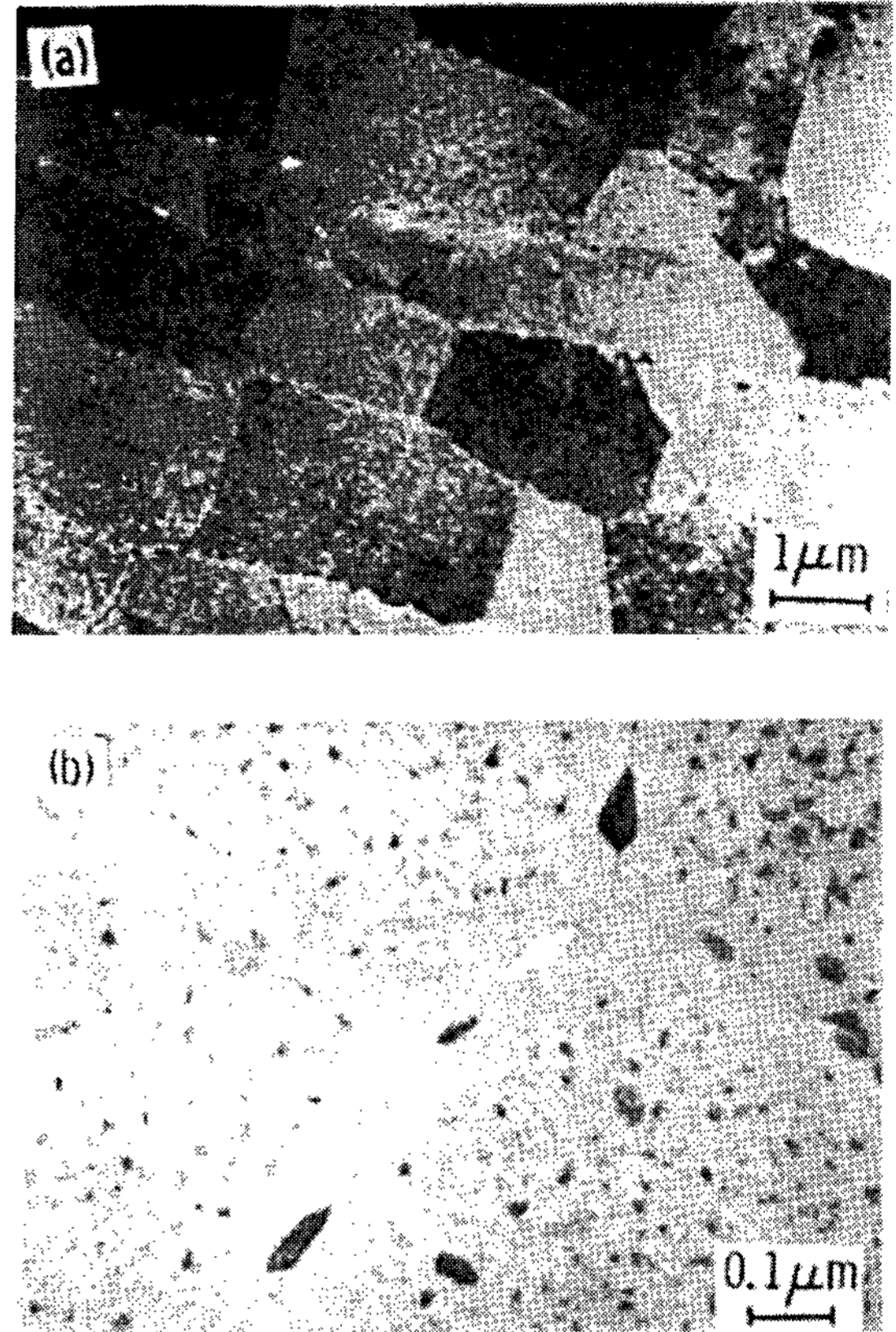


그림 7. MML#1을 과시효(120°C / 24h, 150°C / 4h)시킨 조직. 입계와 기지의 석출물이 성장하였으며 PFZ가 더욱 뚜렷함.

MML#1은 17:1의 압출비로 표면 균열이 일어나지 않는 ram속도로 압출 하였다. 높은 Z값으로 압출한 것은 subgrain size를 미세화 시키며, MML#1(압출비 17:1)의 입자와 subgrain size는 실제로 매우 미세하다(그림 5,6,7). 더구나 비교적 낮은 탈가스 및 압출온도는 0.01~0.04 μ m의 매우 미세한 ZrAl₃의 분산물을 생성 시킨다. MML#10의 입자의 크기도 미세하다(그림 8).

Cr을 함유한 분산물의 크기는 약 0.01~0.1 μ m의 직경을 갖고 있다. MML#1은 강한 자연시효 반응을 보였는데 수냉조건에서 경도 20~30 RB가 1주일간의 자연시효에 의해 74RB로 증가 하였다(그림 9). 이렇게 경도가 증가하는 것은 매우 중

요한 것으로서, 용접 후에 후열처리를 하지 않고도 상당한 강도를 가질 수 있기 때문이다.

MML#1을 120°C에서 인공시효 시키면 10시간 후에 수평강도(plateau strenght)에 도달하여 그 후 30시간이 될때까지도 그대로 유지 된다.(그림 10) 이 합금에서 최대시효(peak agng) 조건을 120°C에서 24시간으로 정하였다. 왜냐 하면 이 합금은 이 plateau strenght에서 더 긴 시효를 할 때 더 좋은 SCC저항을 가져야 하기 때문이다. 120°C에서 24시간 시효 시킨 후 157°C에서 2차 시효 시키면 경도는 급속히 감소 한다(그림 11). 이차 온도에서 4시간 시효한 것을 이 합금의 과시효(OA)상태¹⁵로 정의하였는데, 입계 석출물이 그

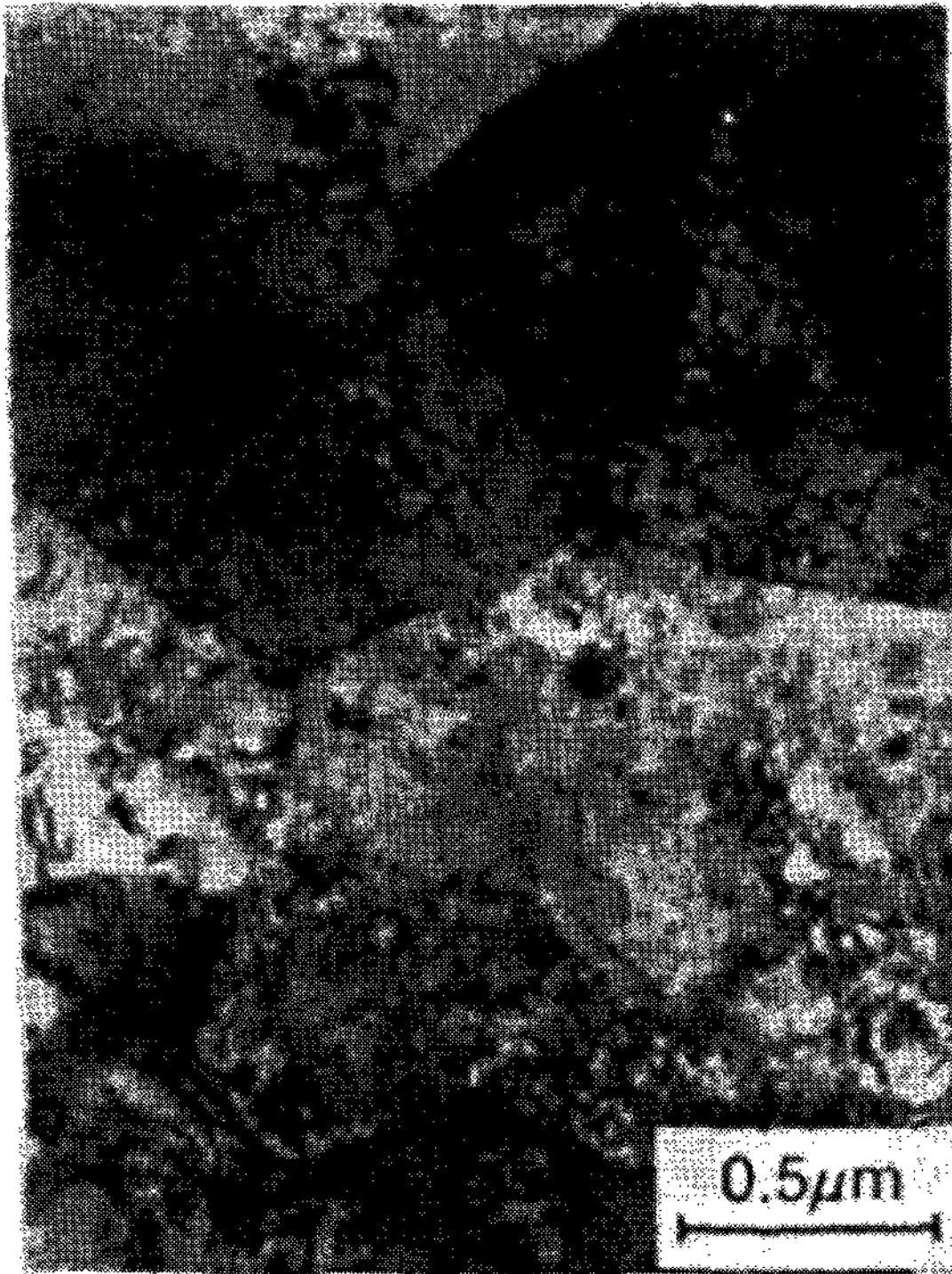


그림 8. MML#1을 압출하고 2% stretching한 조직. 입도가 미세하다.

림 7에서 보는 바와 같이 더 조대해졌기 때문이다. 그러나 아직도 경도는 강도 목표에서 합당할 만큼 충분히 높다. 이와 같은 입계조직은 SCC 저항이 탁월하다. MML#1은 120°C에서 잠시 시효하면 경도가 약간 회복된다. 즉 168시간의 자연시효 후 나타나는 경도 수준이 120°C에서 시효함에 따라 증가하기 전에 약간씩 감소한다. 예상 한대로 MML#10은 즉 5XXX합금은 시효반응을 보이지 않는다(그림 12).

MML#1의 UTS는 최대시효시나 과시효조건 양쪽 다에서 모재의 목표치를 크게 앞지르고 있다(표 3). MML#10은 stretch-straighten 조건에서 목표 인장강도치에 도달 하였다. MML#10은 YS 목표치에 도달하지 못 하였으나 MML#1은 목표치를 크게 앞질렀다.

수평균열속도(plateau crack velocity)로 측정 한 150°C 에서 72시간 민감화 시킨 5456 합금의

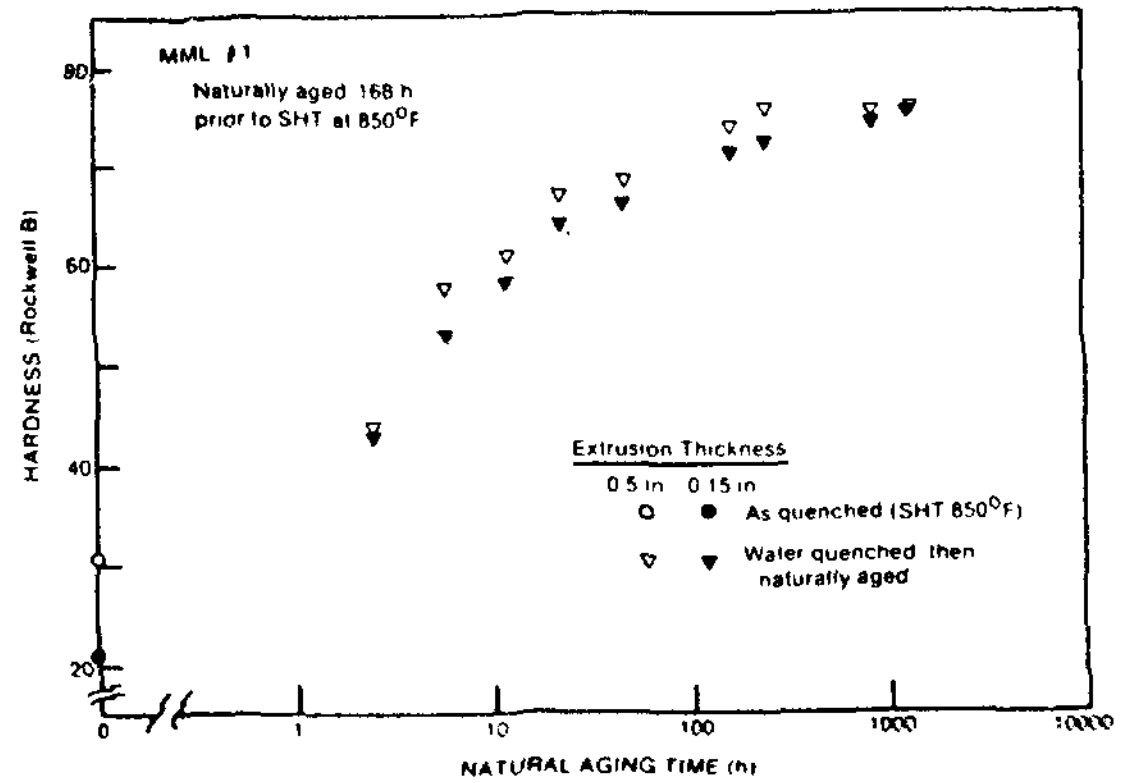


그림 9. MML#1의 자연시효반응.

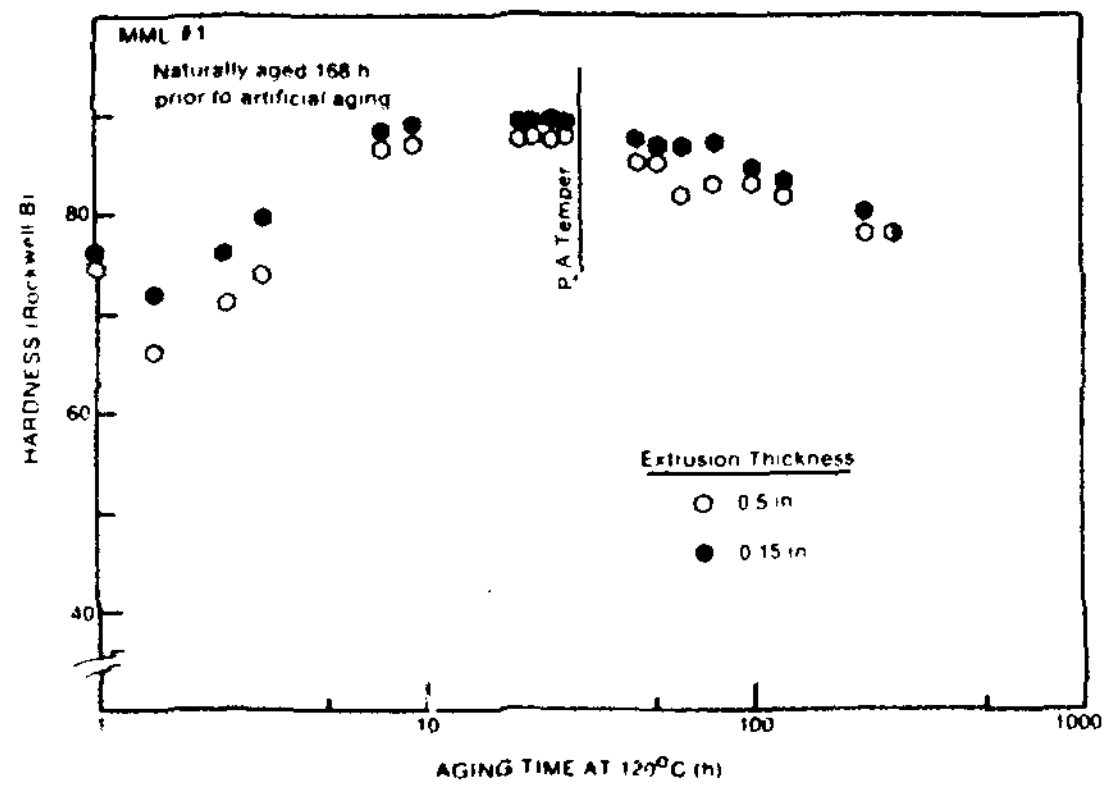


그림 10. 120°C에서의 MML#1의 시효반응.

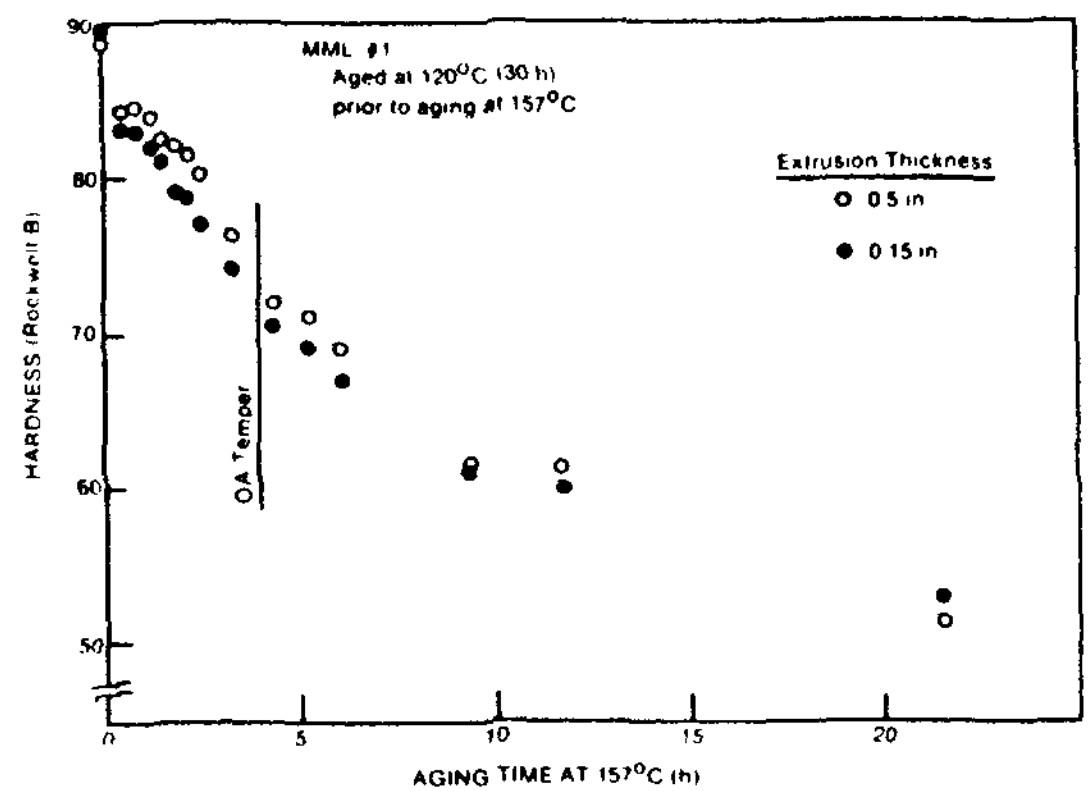


그림 11. 120°C에서 30시간 열처리한 후 157°C에서 열처리 할때의 MML#1의 시효반응

표 3. 합금 압출재의 특성

합금 압출두께 (in)	조질	방위	항복강도 kg / mm ²	인장강도 kg / mm ²	연신율 (%)
목표성질	--	--	35	42	10
5456(0.02)	H111	L	25	38	17
	H111	LT	23	35	24
5456(0.50)	H111	L	25	37	17
	H111	LT	22	34	28
MML #1(0.165)	PA	L	51	56	13
	PA	LT	50	56	13
	OA	L	48	51	8
	OA	LT	46	50	10
MML #1(0.54)	PA	L	54	57	13
	PA	LT	52	54	16
MML #10(0.54)	Stretched 2%	L	30	44	19
		LT	27	42.228	18

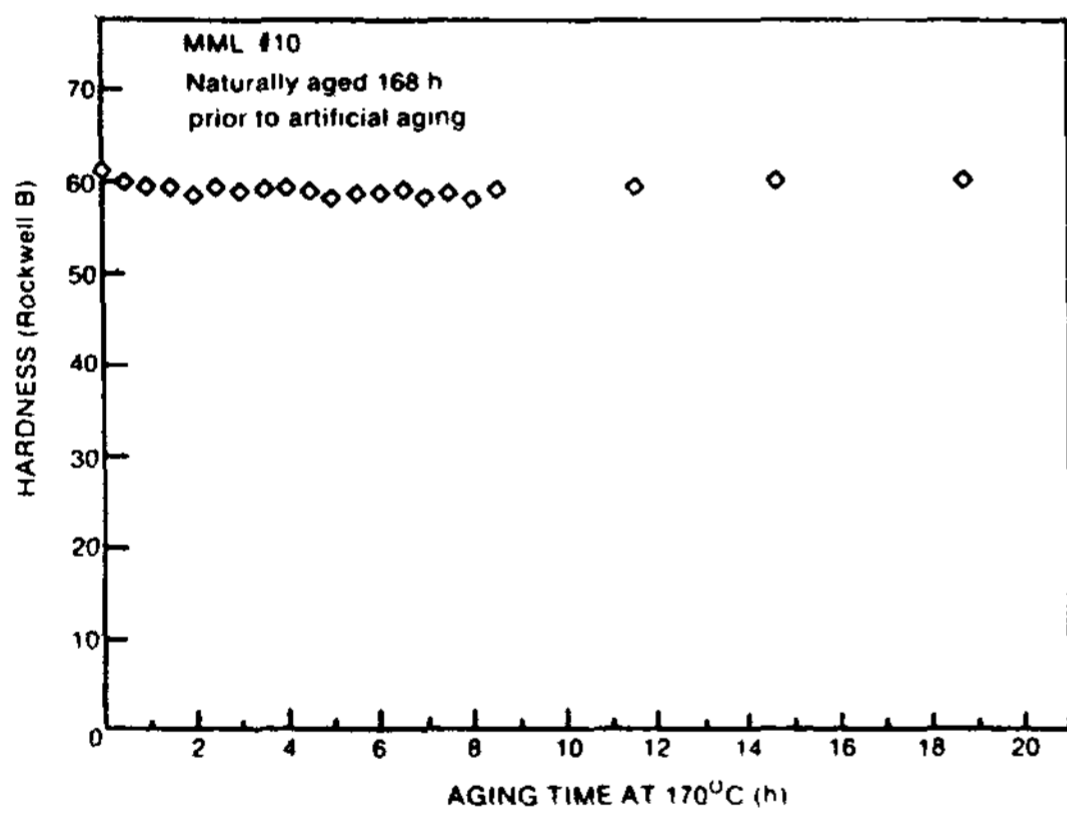


그림 12. MML #10의 170°C에서의 시효반응.
(시효반응이 없음을 보이고 있다.)

SCC민감성은 MML #1 PA의 민감성과 거의 같았다(그림 13). 5456 합금은 Brown과 Srawley의 size기준을 만족시키지 않았다. 따라서 측정된 속도는 평면변형(plane strain) 조건하에서는 실제로 그것을 과소평가할 수도 있다. MML #1 OA는 500시간의 시험 후에도 응력부식이 일어나지 않았다. 이것은 대단한 결과로서 MML #1 OA는 UTS와 YS 목표치를 앞질러 만족시키고 있

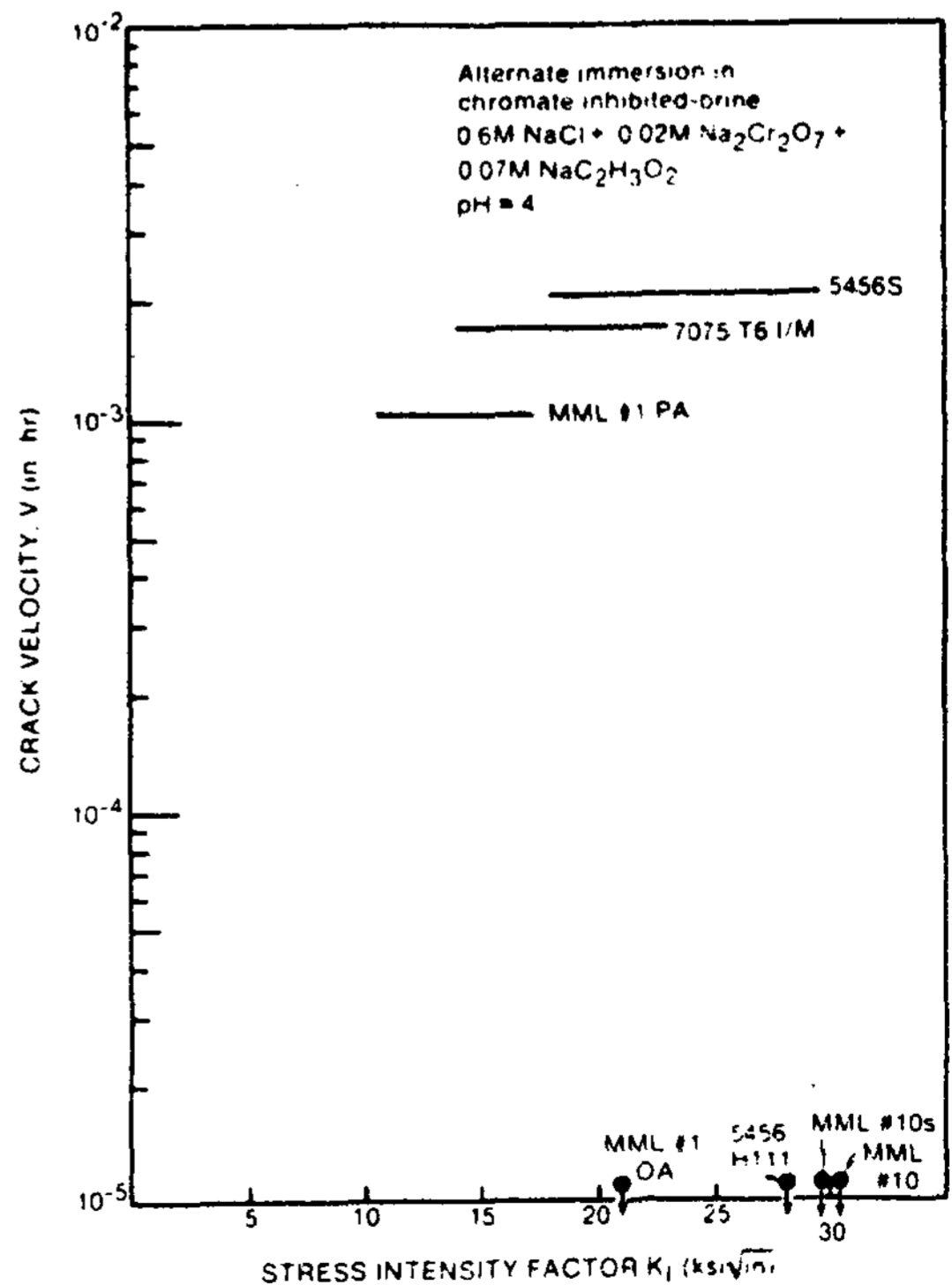


그림 13. RS합금과 I/M 5456에 대한 SCC
속도와 응력집중인자 간의 관계.

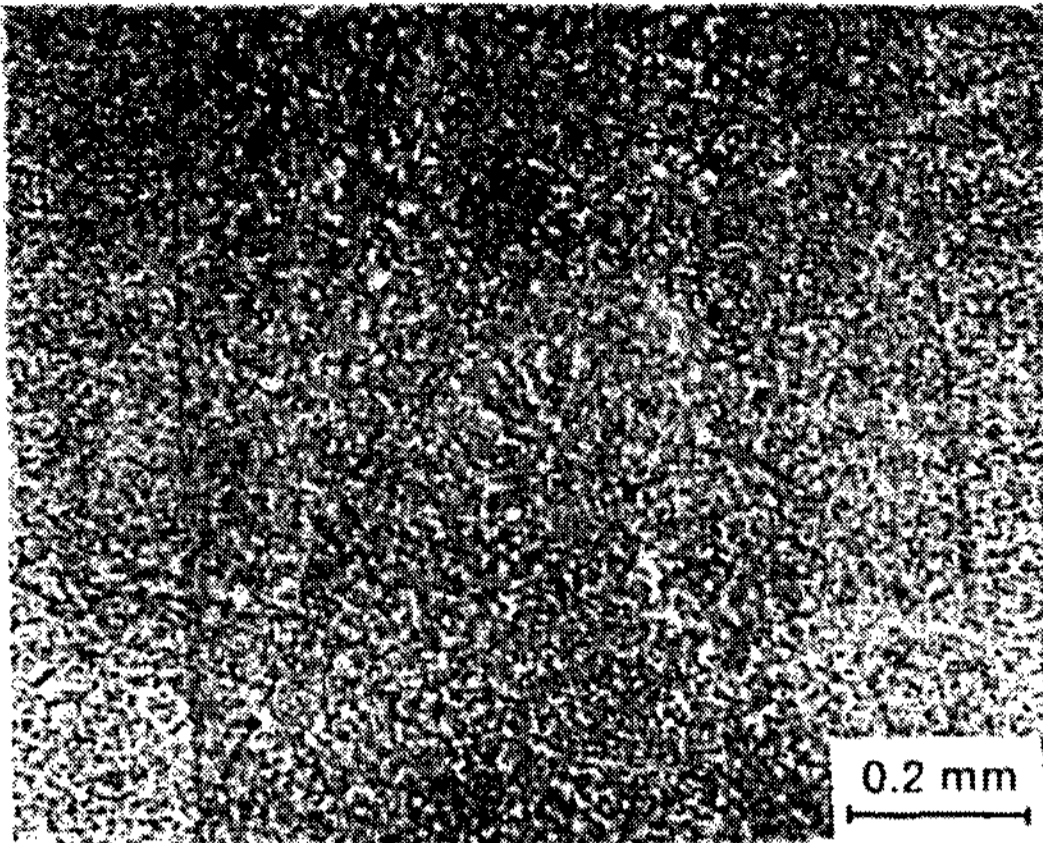


그림 14. 수소함량이 0.69ppm인 MML#1의 모재의 용접부. 기공이 거의없음.

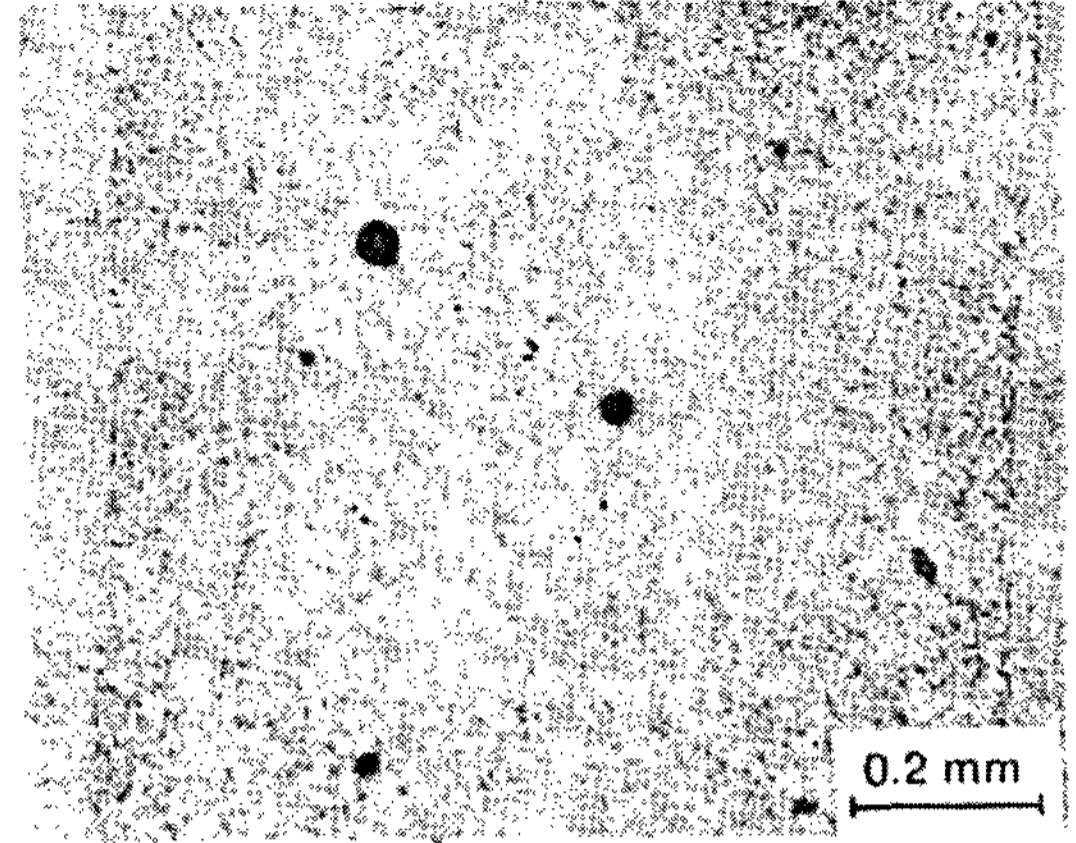


그림 15. 수소함량이 1.06ppm인 MML#1의 모재의 용접부. 기공이 많음.

표 4. 용접부의 성질(LT방향)

합금	조질	항복강도 kg / mm ²	인장강도 kg / mm ²	연신율 (%)	접합효율 (%)
목표값	--	--	35.19	--	
5456	H111	16.218	33.762	15	98
MML#1	PA	33.762	46.42	--	86
MML#1	OA	28.866	38.658	--	76
MML#1	Stretched 2%	21.828	35.904	12	84
MML#1	Stretched 2%	28.866	30.906	--	72

기 때문이다. 예상 한대로 5456 H111은 응력부식이 일어나지 않았다. MML#10 5XXX합금은 가공상태 또는 예민화 상태(그림 13에서의 MML#1 OS)에서 응력부식되지 않았다. 여기서 사용한 예민화 처리는 I/M 합금을 SCC⁷가 되도록 크게 민감화 시키기 때문에 이것은 중요하다.

MML#1 및 MML#10 둘다 전자빔 bead-on-plate 용접에서 약간의 기공을 보여 주며 I/M 합금에서 관찰한 결과와 유사하다. 46:1로 압출한 MML#1은 수소 함량이 0.689ppm이며 용접부나 열영향부에 거의 기포가 없다(그림 14). 반면에 17:1로 압출한 MML#1은 수소 함량이 더 많은 1.063ppm이며 용접부에 기공이 존재하였다(그림 15).dipurative degassing을 하면 용접부

의 기공을 허용수준 이하로 줄일 수 있다는 결과는 매우 중요하다.

PA 조건에서 용접한 UTS 결합효율은 후열처리 없이도 86% 이었다(표 4). 실제로 이와 같은 높은 결합효율은 용접된 상태에서 일주일 이내의 자연시효상태에서 얻었다. OA 조건에서 용접한 MML#1의 결합효율은 그렇게 높지 않은 76%였다. 이들 값은 자연시효 하면 개선될 것이다. MML#1의 결합효율은 84%였다. 이것은 5456 H111 I/M합금에서 측정된 결합효율 85.5%와 유사하다.

고찰

dipurative degassing을 하면 조직을 조대화시

키지 않고 분말의 수소함량을 줄이는데 효과적이다. 실제로 MML#1 압출재는 1~3 μ m의 미세한 입도와 0.01~0.04 μ m의 초미세 분산물 ZrAl₃입자를 나타내고 있다. 46:1로 압출한 MML#1은 수소함량이 0.689ppm 이었고 용접부에는 거의 기공이 없었다. 그러나 17:1로 압출한 MML#1은 수소 함량이 더 많은 1.063ppm이고 용접부에 약간의 기공이 있었다. 두 빌렛의 수소함량이 다른 것은 새로운 분말이 처음 수시간에 탈가스 될 때 불가피하게 존재하는 탈가스 인자의 차이에서 오는 것이라고 생각된다. 7XXX합금 P/M합금의 경우 1ppm 이하의 수소함량은 용접시 용접부에 허용할 수 있는 낮은 기공을 만들것 이라고 생각한다.

MML#1의 모재에 대한 인장성질은 UTS와 YS 목표가 쉽게 만족되며 7XXX-RS P/M 합금은 이를 초과함을 보이고 있다. 5XXX Heat (MML#10)는 UTS 목표를 만족하나 YS 목표는 만족치 못하고 있다. 그럼에도 불구하고 MML#10의 UTS는 5456 H111의 UTS 보다는 한층더 높다. 그 다음 일로는 YS를 증가시키기 위하여 이 합금은 압출후 냉간압연을 한다.

RS-P/M 합금은 대한 압출속도는 press의 부하능력(load capacity)에 접근할 때까지 각각의 합금에 대하여 증가 하였다. 따라서 이들 분산금속간 화합물 및 산화물 함유 합금을 낮은 온도로 빨리(cool and fast) 즉 높은 Z로 압출하면 미세한 부조직과 이와 관련된 강도를 증가 시킨다. 용접시에 이와 같은 부조직 강화는 용접부와 열영향부에서 소실되지만 모재금속에서는 매우 유용하다. 또한 용접부 강도가 접촉강화에 의해 증가되면 crown을 확장하거나 미세한 부조직으로 강화된 모재의 강도가 높기 때문에 새로운 용접기술에 의해 더 높은 강도를 갖는 용접부를 생성시킬 수 있다.

MML#1은 빠른 중요한 시효반응을 보인다. 용체화처리 및 수냉하고 일주일간 자연시효한 후 MML#1의 경도는 74RB로 증가 하였다. RB는 우연히 높은 강도 수준에서 Al합금의 경우 ksi단위로 인장강도는 1:1의 관계가 있다. 따라서 경도 74RB는 인장도 74ksi가 될 것이다. 빠른 자연시효반응은 용접부와 HAZ에서 잃은 강도를 어느 정도 회복하는데 유용하다.

조사하고 있는 7XXX합금은 quench insensitivity를 염두해 두고 설계 하였다. 7XXX합

금의 용접부를 가로질러 얻은 경도 곡선의 예비적인 물증으로 볼때 그들은 quench insensitivity를 보여주고 있다.

MML#1(OA temper)의 SCC 면역은 극히 중요한 결과이다. 과시효(overaging)¹ 하면 Al-Zn-Mg-Cu I/M 합금에서 SCC 민감성을 제거함을 보이니² SCC 민감성을 제거하기 위하여 Al-Zn-Mg I/M 합금을 과시효 시키려는 초기의 의도는 성공적이지 않았다.¹⁴ 이 연구에서는 과시효에 의해 민감성이 감소 되었으니 완전히 제거되지는 않았다.

MML#1 PA와 5456-S의 SCC 민감성은 거의 같다. 5456-S의 시편은 subsize 이기 때문에 대부분의 횡단면은 side groove가 존재 하여도 평면 변형(plain strain)에 있지 않고 평면응력(plain stress) 상태에 있다. 이 평면응력 조건은 시편의 양면에서 crack front pinning 하므로써 균열성장을 감소시키는 경향을 갖는다. 결과적으로 5456-S의 민감성은 MML#1 PA의 민감성보다 더 크게 될 것이다. Al-Zn-Mg-Cu-Cr I/M 7075-T6²⁰ 합금의 수평속도(plateau velocity)를 비교치로서 포함 하였다. MML#1은 500시간의 시험에서 응력부식을 일으키지 않았다. 따라서 I/M 5456 H111 보다 20% 더 높은 강도에서 이 5XXX합금의 SCC저항은 I/M 합금에 비해 떨어지지 않는다. 더욱 중요한 것은 MML#10는 I/M 5456 H111에서 민감성을 유발하는 똑같은 민감화 처리를 했을 때 응력부식이 일어나지 않는다는 사실이다. 예민화에 의한 저항의 원인을 알기 위해서는 더욱더 조사를 해야한다.

앞으로 수행 해야할 가장 중요한 실험중의 하나는 용접부의 SCC 평가이다. 과거에 7XXX I/M 합금의 용접부는 SCC저항이 좋지 않음을 보였다. 이것이 이들 합금의 유용성을 제한하는 주된 인자였다. 특히 7XXX I/M 용접부는 "white zone cracking"을 보였다. 이것은 HAZ에서 격렬한 SCC민감성을 나타내는 것이다. EB bead-on-plate 용접은 SCC 평가를 위하여 사용된다. 이 평가는 dead load stress-ttf 시험으로 구성되었다.

결 론

1. 용접용 RS-P/M 7XXX 합금의 UTS와 YS는 인공시효조건에서는 예상한 강도 목표

를 초과 하였다. 또한 이 합금은 특출한 자연시효반응을 보였으며, 이것은 용접역에서의 강도 회복에 유용하다.

2. 7XXX와 5XXX합금을 dipurative degassing 하면 용접역의 기공이 허용수준 이하로 되도록 수소함량을 감소시키는 효과가 있다.
3. RS-P /M Al-Zn-Mg-Cu-Zr 합금 MML#1을 OA 시킨 모재는 응력부식이 일어나지 않는다.
4. 용접용 RS-P /M 5XXX합금 모재는 I/M 5456 H111의 강도 보다 20% 높은 인장강도에서 SCC민감성을 나타내지 않는다.
5. 5XXX와 7XXX합금계의 실험 소재는 EB bead-on-plate 용접에서 고온 균열을 일으키지 않는다.

* 이 내용은 1985년 TMS-AIME Symposium on Aluminum Powder Metallurgy 중 에서 Pickens의 논문을 발췌한 것임.

참고문헌

1. J.H. Dudas and F.R. Collins : "Preventing Weld Cracks in High Strength Aluminum Alloys," presented at the AWS 47th Annual Meeting, Cleveland, Ohio, April 18-22, (1966).
2. D.O. Sprowls and R.H. Brown : "Strees Corrosion Mechanism for Aluminum Alloys," in Proceeding of the Conference on Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking, R.W. Staehle, A.J. Forty, D. Van Rooyer, eds., pp. 466-506 discussion pp. 506-512, Ohio State University Press, Columbus, OH, (1969).
3. U.R. Evans : "On the Mechanism of Chemical Crackin," in Stress Corrosion Cracking and Embrittlement, W.D. Robertson, ed., John Wiley and Sons, NY, (1956).
4. U.R. Evans : The Corrosion and Oxidation of Metals : Scientific Principles and Practical Application, pp. 665-681, Edward Arnold Pub. Ltd., London, (1956).
5. E.C.W. Perryman : "Metallurgical Aspects of Stress Corrosion Cracking in Aluminum Alloys," in Stress Corrosion Cracking and Embrittlement, W.D. Robertson, ed., pp. 61-80, Symposium of Electrochem. Soc., Boston, October 1954, John Wiley and Sons, NY, (1956).
6. C. Edeleanu : "A Mechanism of Stress-Corrosion on Aluminum Magnesium Alloys", J. Inst. Mtals, 1951-52, vol. 80, pp. 187-191.
7. J.R. Pickens, J.R. Gordon, and J.A.S. Green : "The Effect Loading Mode on the Stress-Corrosion Cracking of Aluminum Alloys 5083," Metall. Trans. A, 1983, vol 14a, pp. 925-930
8. T. Enjo, T. Kurada, and H. Shinonaga : Effects of Relatively Insoluble Compounds and p-phase on Stress-Corrosion Cracking in 5083 Aluminum Alloys," Trans. JWRI, 1979, vol. 8, no. 1, pp. 67-75.
9. Aluminum Standards and Date : 1979, The Aluminum Association, 6th Edition, Washington, DC, (March 1979).
10. J.T. Staley : "Stress-Corrosion Cracking in Aluminum Alloys," Metall. Engin. Q, vol. 13, no. 4, pp. 52-57, (1973).
11. I.J. Polmear : Light Alloys : Metallurgy of the Light Metals, p. 84, ASM, Edward Arnold Pub. Ltd., (1981).
12. K.G. Kent : "Weldable Al-Zn-Mg Alloys," Metall. Rev. 1970. Review 147, pp. 135-136.
13. M.O. Speidel : "Stress-Corrosion Cracking of Aluminum Alloys," Metall Trans. A, 1975, vol. 6A, pp. 631-651
14. K.G. KENT : "Engineering and Metallurgical Factors Affecting the Stress-Corrosion Behavior of Weable Al-Zn-Mg Alloys," Paper 4, in Proceedings of the Select Conference on Weldable Al-Zn-Mg Alloys, pp, 47-56, The Welding Institute, Cambridge, U.K., (1970).
15. J.A.S. Green, H.W. Hayden, and W.G. Montague : "The Influence of Loading Mode on the Stress Corrosion Susceptibility of Various Alloys /Environment Sys-

- tems," in Effect of Hydrogen Behavior on Materials, A.W. Thompson and I.M. Bernstein, eds., p. 200, AIME, Philadelphia, 1975
16. G.M. Scamans, R. Alani, and P.R. Swann: "Pre-exposure Embrittlement and Stress Corrosion Failure in Al-Zn-Mg Alloys," Corros. Sci., 1976, vol. 16, no. 7, p. 443.
 17. J.R. Pickens, T.J. Langan and J.A.S. Green: "Mechanisms of Stress Corrosion Cracking in Al-Zn-Mg and Al-Mg Alloys," to be Published in Proceedings of the conference "Office of Naval Research (ONR) Workshop on Environment-Sensitive Fracture of Metals and Alloys," held at Naval Research Lab, Washington, DC, June 3-4, 1985. Also available as end-of-year report in ONR Contract N0000 14-84-c-0380, June 1985.
 18. J.R. Pickens, J.R. Gordon, and L. Christodoulou: "Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement in P/M x7091 and I/M 7075," in High Performance Aluminum Powder Metallurgy, M.J. Koczak and G.J. Hildeman, eds., pp. 177-192, TMS-AIME, Nov. 1983.
 19. J.R. Pickens: "Techniques for Assessing the Corrosion Properties of Aluminum Powder Metallurgy Alloys," accepted for Publication in the proceedings of the conference Rapidly Solidified Powder Aluminum Alloys, sponsored by ASTM Committee B-9, Philadelphia Centre Hotel, Philadelphia, PA, 4-5 April, 1984.
 20. J.R. Pickens, L. Christodoulou, and T.J. Langan: "Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys from RS and Mechanically Alloyed Powders," Final Report on Army Research office Contract No. DAAG-29-81-C-0031, Oct. 1983.
 21. J.R. Pickens and L. Christodoulou: "The Stress-Corrosion Cracking Behavior of High-Strength Aluminum Powder Metallurgy Alloys," accepted for Publication in Metall. Trans. A
 22. T. Fakai, Y. Sugiyama and Y. Baba: "Effect of Small Amounts of Copper Additions on the Weldability of Al-Zn-Mg Alloys," 1976, vol. 17, pp. 38-45
 23. M.A. Glagola and D.D. Rager: "Fusion Weldability of 7000 Series Aluminum Alloys Used in Automotive Applications," Reynolds Aluminum Co., Richmond, in Proceedings of 1st Int. Aluminum Welding Conf., pp. 11-44 Cleveland, Ohio, Apr. 7-8, 1981, Welding Research Council Pub., NY, Feb. 1982,.
 24. L.F. Mondolfo: Aluminum alloys structures and properties, Butterworth Publishers, Inc., 19 Cumming Park, Woburn, Mass, 1979.
 25. J.R. Pickens: Martin Marietta Laboratories, Baltimore, MD. unpublished research
 26. W. Gruhl: "The Stress Corrosion Behavior of High Strength Al-Zn-Mg Alloys," Aluminum(Dusseldorf) Jan. 1978, vol 5, pp. 323-325.
 27. G.M. Scamans and N.J.H. Holroyd: Alcan Banbury Research Laboratory, England, UK, unpublished research.
 28. J.M. Truscott, V.E. Carter, and H.S. Campbell: "The Stress Corrosion of Welded Aluminum-Zinc-Magnesium Alloys," Paper 5, pp. 61-72, loc. cit. Ref. 14.
 29. G. G. Wald: NASA Contractor Report 16576, May 1981.
 30. J. R. Pickens: "A Review of the Weldability of Lithium-Containing Aluminum Alloys," J. Mater. Sci., Dec. 1985, vol. 20, no. 12, pp. 4247-4285.
 31. I.N. Fridlyander: British Patent. #1,172, 736, Feb. 27, 1967.
 32. G.E. Kainova and T.I. Malinkina: "Weldability of Aluminum Alloys 01420," Met. Sci. Heat Treat. Met., 1969, no. 2, pp. 104-105; translated from Metall. Oved. Termi. Obrab. Met., Feb. 1969, no. 2, pp. 22-23
 33. I.N. Fridlyander, N.V. Shiryayeva, T.I.

- Malinkina, I.F. Anokhin, and T.A. Gorokhova: "Properties of Welded Joints in Alloy 01420," Met. Sci. Heat Treat. Met., 1975, no. 3, pp. 240-241; translated from Metall. Oved. Termi. Obrab. Met. March 1975, no. 3, pp. 53-54.
- 34 V.N. Mironenko, V.S. Evstifeev, and S.A. Korshunkova: "The Weldability of Aluminum Alloy 01420 by Argon-Arc and Electron Beam Welding," Weld. Prod., Oct 1977, vol. 24, no. 10, pp. 30-32.
35. V.N. Mironenko, V.S. Evstifeev, G.I. Lubents, S.A. Karshukova, V.V. Zakherov, and A.E. Litvintsev: "The Effect of Vacuum Heat Treatment on the Weldability of Aluminum Alloys 01420," Weld Prod(Engl. Transl.) Jan. 1979, vol. 26, no. 1, pp. 30-31
36. V.N. Mironenko, V.S. Evstifeev, and S. A. Korshunkova: "The Effect of Filler Material on the Weldability of Alloy 01420," Met. Sci. Heat Treat. Met., 1968, no. 3, pp. 213-214; translated from Metall. Oved. Termi. Obrab. Met., March 1968, no. 3, pp. 52-54.
37. V.A. Fedoseev, V.I. Ryazansev, N.V. Shiryasa, and Yu. p. Arbuzo: Svar. Proizvod., 1978, no. 6, pp. 15-17, pp. 19-22, translated in Weld. Prod., Oct, 1977, vol. 24, no. 10, pp. 30-32.
38. J.R. Pickens, T.J. Langan, and E. Barta: "The Weldability of Al- 5Mg-2Li-0.1Zr Alloy 01420," submitted for publication Aluminum Lithium III.
39. J. R. Pickens: "A Review of Aluminum Powder Metallurgy for High Strength Applications," J. Mater. Sci., 1981, vol. 16, pp. 1437-1457.
40. T.E. Tietz, and I.G. Palmer: "Advanced P/M Aluminum Alloys," in the proceedings of the 1981 ASM Mater. Sci. /Sem. Advances in Powder Metallurgy, Louisville, KY, Oct. 1981.
41. J. R. Pickens and E.A. Starke, Jr.: "The Effect of Rapid Solidification on the Microstructures and properties of Aluminum Powder Metallurgy Alloys" in Rapid Solidification Processing: Principles and Technologies, III, R. Mehrabian, ed., pp. 150-170, National Bureau of Standards, Gaithersbury, MD.
42. F.H. Froes and J.R. Pickens: "Powder Metallurgy of Light Metal Alloys for Demanding Applications," J. Metals, 1984, vol. 36, no. 1. pp. 14-18.
43. J. R. Pickens : "High-Strength Aluminum Alloys Made by Powder Metallurgy: A Brief Overview," in Rapid Quenched Metals, vol. II, S. Steeb and H. Warlimont, eds., in pp. 1711-25, North Holland Pub., Amsterdam, 1985.
44. W.L. Otto, Jr.: Air Force Materials Laboratory Final Report TR 76-60, May 1976.
45. L. Christodoulou, J.R. Gordon, and J. R. Pickens: "The Effect of Co Content on the Strees-Corrosion Cracking Behavior of 7091-Type Aluminum Powder Alloys." Metall. Trans. A., 1985, vol. 16A, pp. 945-951
46. D.S. Thompson: "Metallurgical Factors Affecting High Strength Aluminum Alloy Products," Metall. Trans. A., 1975, vol. 6A, p. 671
47. E.E. Underwood: Quantitative Stereology, pp. 35, 41, Addison Wesley Pub. Co. Inc., 1970.
48. N.S. Grant: Massachusetts Inst. of Technology, Cambridge, MA, private communications with J.R. Pickens, March 1985.
49. S. Ping: Kaiser Center for Technology, Pleassanton, CA, private communications with J.R. Pickens, March 20, 1985.
50. S.G. Roberts: U.S. Army Department of Defense Contract Report DA-04-200-507-ORD-886, p.799.
51. S.G. Roberts: U.S. Patent Number 3,462, 248.
52. C. Zener and J.H. Holloman: "Effect of Strain Rate upon Plastic Flow of Stell." J.

Appl. Phys., 1944, vol. 15, no. 1, pp. 22-32.

53. J.J. Jonas, D.R. Axelrod, and J.L. Ulvira : "On Substructural Strengthening and the High Temperature Deformation of Cubic Metals," Trans. JIM, 1968, vol. 9, suppl., pp. 257-267.

54. A.W. Thompson : Metall. Trans. A., 1977, vol. 8A, p. 833.

55. W. Lukens : David Taylor Naval Shipbuilding R & D Center, Annapolis, MD, private communications with J.R. Pickens and J.S. Ahearn, Sept. 1884.

56. M.O. Speidel : in The Theory of Stress-Corrosion Cracking in Alloys, J.C. Scully, ed., pp. 289-344, NATO, Brussels, 1971.

57. M.O. Speidel, and M.V. Hyatt : in Advances in Corrosion Science and Technology, vol. 2, M.G. Fontana and R.W. Staehle, eds., pp. 115-335, Plenum Press, NY, 1972.

58. D.O Sprowls, and M.B. Shumaker, J.W. Coursen, and J.D. Walsh : "Evaluations of Stress-Corrosion Cracking Susceptibility Using Fracture Mechanics," period July 1, 1968 - August 31, 1972, Contract No, NAS 8-21487, George C. Marshall Space Flight Center, may 31, 1973.

59. W.F. Brown and J.E. Srawley : "Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials," ASTM STP 410 p. 129, American Society for Testing and Materials, 1966.

1992 國內外 鑄物 關聯 行事 日程

7월 10일 ~ 7월 11일
 한국주조공학회
 하계주물기술강연회
 내장산, 정주, 전북

10월 13일 ~ 10월 15일
 일본주물협회
 1st Asian Foundry Congress
 仙臺, 일본

9월 20일 ~ 9월 25일
 CIATF
 59th World Foundry Congress
 Sao Paulo, Brazil

11월 11일 ~ 11월 13일
 FMJ International Publications Ltd.
 Furnace Asia '92
 힐튼호텔, 서울

10월 4일 ~ 10월 7일
 Investment Casting Institute
 Netcast 92 World Congress
 Las Vegas, U. S. A.

11월 12일 ~ 11월 13일
 한국주조공학회
 정기총회, 추계학술발표 및 기술강연대회
 힐튼호텔, 서울