

技術資料

고융점 금속간화합물의 용해 및 주조공정

윤우영*

Melting and Casting Processes for High-Temperature Intermetallics

W. Y. Yoon

고융점 금속간화합물의 제성질에 대해서는 많은 연구가 있었지만, 이들의 용해나 주조공정에 대한 발전은 그렇지 못하다. 여러 금속간화합물의 용해방법중 알맞는 적절한 공정의 선택에는 용탕의 청정성, 응고조직 및 합금의 형태에 관련된 많은 조건들을 참작하여야 한다. 방향성 응고나 단결정 성장같은 기술을 금속간화합물에 적용하려면 더 많은 노력이 있어야 한다.

1. 서론

모든 열기관이 그러하듯이 상업용 또는 군사용 제트 엔진의 성능은 사용되어지는 온도가 높을 수록 좋아진다. 그러므로 1000-1600°C 구간에서 상당기간 견딜수 있는 재료에 대한 수요가 증가되고 있다. 더우기 차세대 엔진과 터빈등에서는 사용온도가 2000°C에 가까워질 것으로 예견되고 있다. 그러나 이러한 재료의 용도는 단순히 항공기엔진의 구조부부분이나 추진부에만 국한되어 있지않다. 즉 우주선 부품, 로켓, 미사일 심지어는 지상에서의 터빈이나 고온반응기등의 넓은 영역에 필요하다.

고온용재료들은 극한 환경에서 사용되어질 것이므로 이 재료들은 그러한 환경 실험을 미리 거쳐야 한다. 이상적인 항공용 고온재료는 높은 용융점과 낮은 비중, 고온 강도, stiffness뿐만 아니라 상온 ductility, 크리프저항, 내산화성 및 내부식성등의 성질을 모두 가져야 한다. 그러나 한 재료로서 이 모든 성질을 갖는다는 것은 매우 어렵다.

기존의 합금들보다 금속간 화합물은 고융점, 낮은 밀도, 큰 고온강도등의 잇점이 있기 때문에,

지난 수십년간 니켈계, 타이타늄계 및 알루미늄계 금속간화합물이 차세대 고온용 재료로 많은 연구가 되어왔다. 표 1에 상업용으로 사용 되어질 수 있는 금속간 화합물들의 성질을 표로 정리하였다.

그러나 이 분야의 많은 진전에도 불구하고, 금속간화합물의 매우 낮은 저온 ductility와 고온 creep성질의 부족으로 이 재료에 대한 회의적인 시각이 아직도 존재한다. 이상과 같은 장점과 결점을 종합하기 위해 먼저 금속간화합물의 중요한 성질을 재고 하는 것이 필요하다.

금속간 화합물의 독특한 성질

대부분의 순금속들은 일반적으로 원자들의 전자구조, 좀 더 정확히는 최외각 결합원자들의 밀도(density of the outer shell bonding electrons)에 따라^(1,2) 체심입방격자 (bcc), 면심입방격자 (fcc) 또는 조밀육방정(hcp)의 3가지 기본 구조로 결정화 한다. 기존의 합금들에서는 제 2 원소가 순금속에 첨가될때, 용질원자들을 격자내의 용매 원자들과 임의적으로 치환되며 이러한 치환은 비교적 넓은 조성범위에서 일어난다. 그러나 금속간화합물에서는 용질원자의 양이 어느 정도를 넘어서면 용질원자들은 격자내의 특정위치를 차지하기 시작한다⁽³⁾. 이러한 규칙구조는 동족원소간의 친화력보다 이종원소끼리의 친화력이 훨씬 더 세기때문에 일어난다⁽³⁾.

저온에서의 변형은 전위의 이동으로 좌우되나 고온에서는 점결함의 확산이 전체 변형기구에 큰 영향을 준다⁽⁴⁾. 그러나 변형기구에 관계없이 이종원소간의 큰 결합력은 격자유동 기구의 activation barrier를 증가시키고, 그러므로 강도의 큰 증가를 가져오게 되는 것이다.

* 고려대학교

** 본 기술자료는 J of Metals 1991.5월호 30쪽에 실린 S.Sen D.M. Stefanescu 기술자를 번역한 것임

표 1. Important intermetallic systems and their relevant properties^(5, 11, 18, 20, 24)

Alloy	Crstal Structure	Melting Point (°C)	Density (ρ /cm ³)	Yield Strength (MPa)	Room Temp. Ductility (%)	Creep Limit (°C)
Ni ₃ Al	L1 ₂ (ordered bcc)	1,390	7.50	250-500*	2-50†	760
NiAl	B ₂ (ordered bcc)	1,640	5.86	250-475	2	~1,200‡
Fe ₃ Al	DO ₃ (ordered bcc) B ₂ (ordered bcc)	1,540	6.72	385-392	2-12§	~700
FeAl	B ₂ (ordered bcc)	1,250	5.56	360-380	2-17§	~827
TiAl	L1 ₀ (ordered tetrag- onal)	1,460	3.91	400-650	1-4	1,000
Ti ₃ Al	DO ₁₉ (ordered hcp)	1,600	4.20	700-990	2-10	760

* 0.2 wt.% B.

† 0.1wt.% B.

‡ Alloyed with Nb.

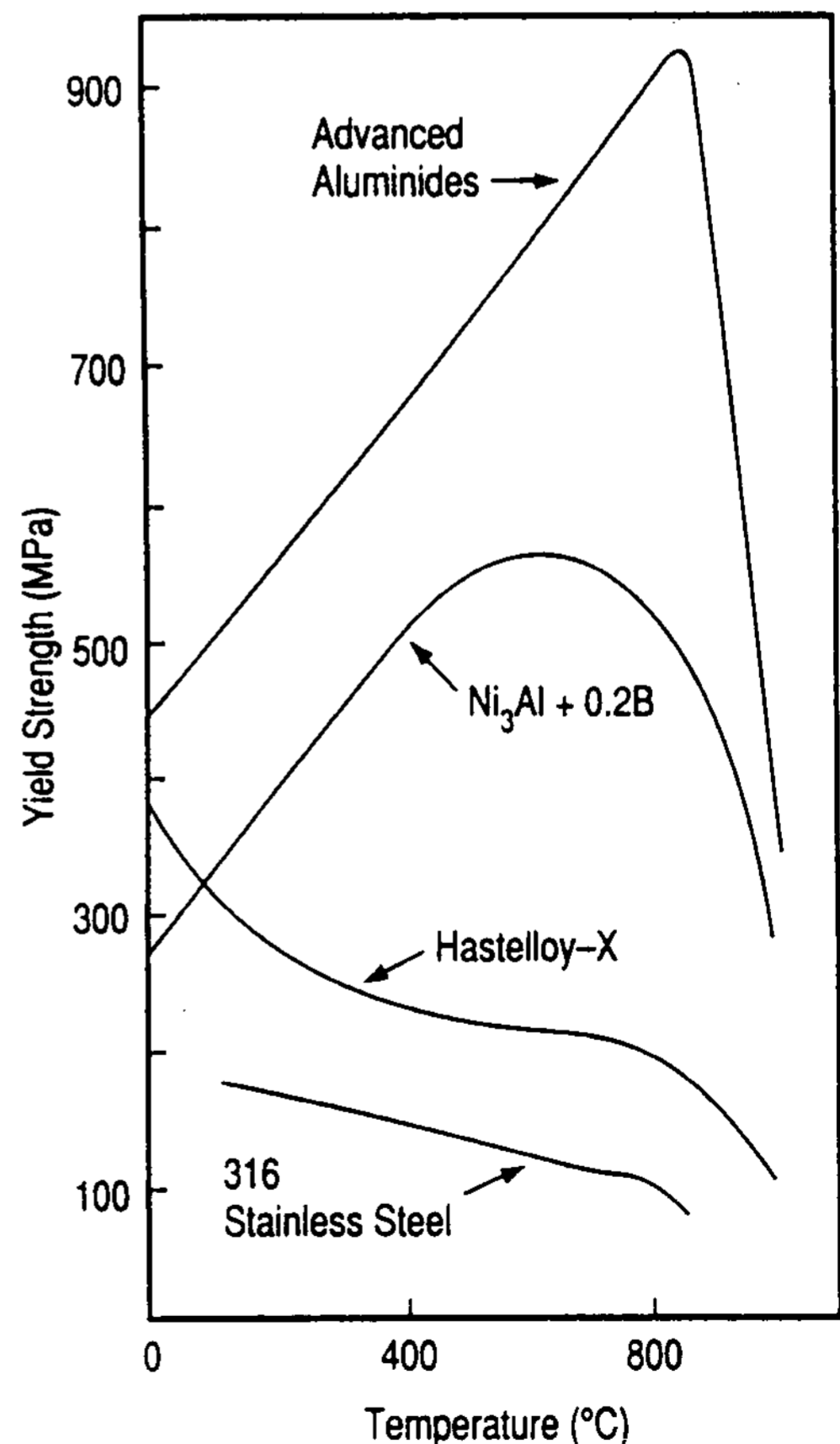
§ Depending on atmosphere.

그림 1에 금속간화합물과 슈퍼알로이, 기존의 고온재료들의 항복강도와 밀도보정 파괴강도를 나타내었다. 그림1-a에서 보듯이 알루미늄 화합물들은 뛰어난 항복강도를 차지하고도 온도가 증가함에 따라 항복강도가 증가하는 특이성도 보이고 있다. 상온 항복강도는 금속간화합물의 높은 ordering에너지에 기인한 것인 반면, 온도가 증가함에 따라 항복강도가 커지는 것은 {100}과 {111}면들간의 교차슬립현상에 의해 설명되어질 수 있다. 600-700°C 온도이상에서의 강도저하는 slip system이 {111}면에서 부터 {100}면으로 완전히 바뀌는 것으로 설명될 수 있다⁽⁵⁾. 그림1-b에서는 알루미늄계 화합물의 우수한 비무게 강도를 보여 준다.

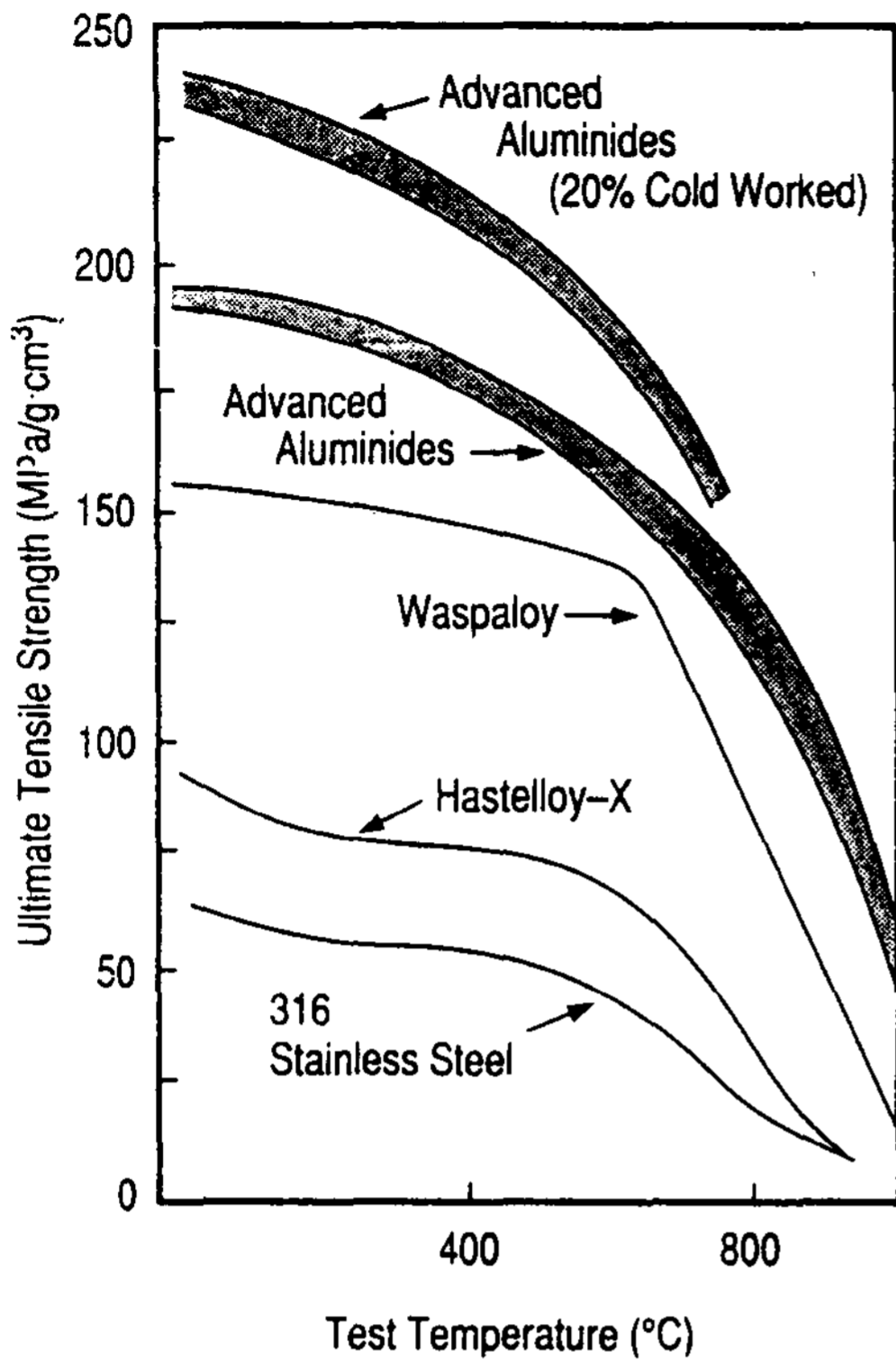
규칙화 현상은 특정온도, T_c 이하에서만 일어나며, 이것에 기인된 금속간화합물의 제성질들도 이 온도 이하에서만 유지되므로, 고온재료로 쓰이는 금속간화합물은 높은 T_c를 갖는 것일수록 유리하다. 예를들면 Ni₃Al은 자신의 용융점까지 규칙구조를 유지하고 그러므로 규칙화 에너지가 훨씬 적은 Ni₃Fe보다 높은 온도까지 사용되어질 수 있다.

금속간화합물의 경우 고온용 재료가 가능하도록 한 바로 그 성질이 결점이 된다. 몇몇 계에서는 장범위 규칙에 기인한 소성변형에 저항하는 힘이 너무 세기때문에 상온에서 매우 brittle하게 된다. 그러므로 이러한 재료의 기계작업이나 운반 및 설치가 매우 어렵다. 이러한 문제를 극복하기

위한 시도에는 slip계를 증가시키기 위한 micro-alloying, 입자크기 및 조직의 조절, 단결정성장등



a



b

그림 1. (a) A comparison of the yield strength of intermetallics and conventional high-temperature alloy.⁽¹⁸⁾ (b) The superior strength-to-weight ratios of intermetallics compared to conventional high temperature alloys.⁽¹⁸⁾

으로 이러한 문제만 해결한다면 상품으로 큰 가능성이 있다.

2. 용해 및 주조기술

상업적인 견지에서 유망한 대부분의 금속간화

표 2. Compositions of selected commercially viable intermetallic Alloys

Alloy	Composition (wt.%) [*]												Ref.
	Al	Ni	Ti	Cr	Zr	B	Hf	C	N	O	Si	Mn	
IC-50	11.3	88.0	-	-	0.1	0.02	-	-	-	-	-	-	9,10
IC-218	8.5	82.2	-	7.8	1.7	0.02	-	-	-	-	-	-	9
IC-72	11.7	84.3	-	-	-	0.5	3.5	-	-	-	-	-	21
Ti-33.5Al	33.5	-	66.4	-	-	-	-	-	-	0.04	0.01	0.02	11

*A dash (-) indicates that the element is not present.

합물계는 산화가 잘되는 재료(예 Al)내지는 매우 반응성이 좋은 재료(예 Ti)로 구성되어 있다. 그러므로 용해 및 주조 기술면에서 여러 문제가 제기될 수 있다. 상업적으로 중요한 금속간화합물(표 2)과 그들의 용해 및 주조기술을 표 3에 정리했다.

Vacuum Induction Melting

진공유도용해(VIM)는 O₂나 N₂가 없는 분위기에서 용융되어야 할 재료를 위해 개발되어 Superalloy의 용융에 성공적으로 적용되었고⁽⁷⁾, 금속간화합물에도 응용되고 있다.

유도로 용해의 주요 장점은 휘발성 불순물들을 표면으로 이동시켜 정련효과를 기대할 수 있는 용탕교반이 있다는 것이다. 그러나 제품의 현미경조직은 추후냉간 및 열간 가공에 적절치 못하다. 일반적인 VIM 공정에서는, 용탕은 고정된 잉곳모울드에 부어지며 결과적인 응고 조직의 비균질성과 미세 및 거대편석은 다시 추후에 용융공정을 거쳐야 할 정도이다^(7,8). 한편 금속간 화합물의 진공, 심지어는 대기중의 유도 용해도 direct casting에는 성공적으로 적용되었다. 즉 Ni-Al 금속간 화합물들에서, 대기유도 용해에서 Al은 95%의 recovery를, 또 Cr, Zr, B들의 합금원소들은 100%의 recovery를 보였다⁽⁹⁾. 그러나 일반적으로 산화 개재물들이 ductility와 fatigue성질에 큰 영향을 주기때문에 VIM이 선호되는 공정이다.

Ni-Al금속간 화합물을 유도 용해로 제조한 direct casting의 예를 그림 2에 보였고 그림 3-a는 direct cast로 제조된 coil의 as-cast 현미경 사진으로, 치밀하고 균일한 columnar조직을 나타내고 있다.

후가공이 요구될때는, 가공하기 쉬운 미세등축 조직을 얻기위해 아닐링이 행해진다. IC-50 bar의 주조후 아닐된 조직사진이 그림 3-b~d에 보였다. Coil의 바깥부에서 안으로 가면서 columnar가

표 3. Processing Techniques for Selected Commercially Viable Intermetallic Alloys

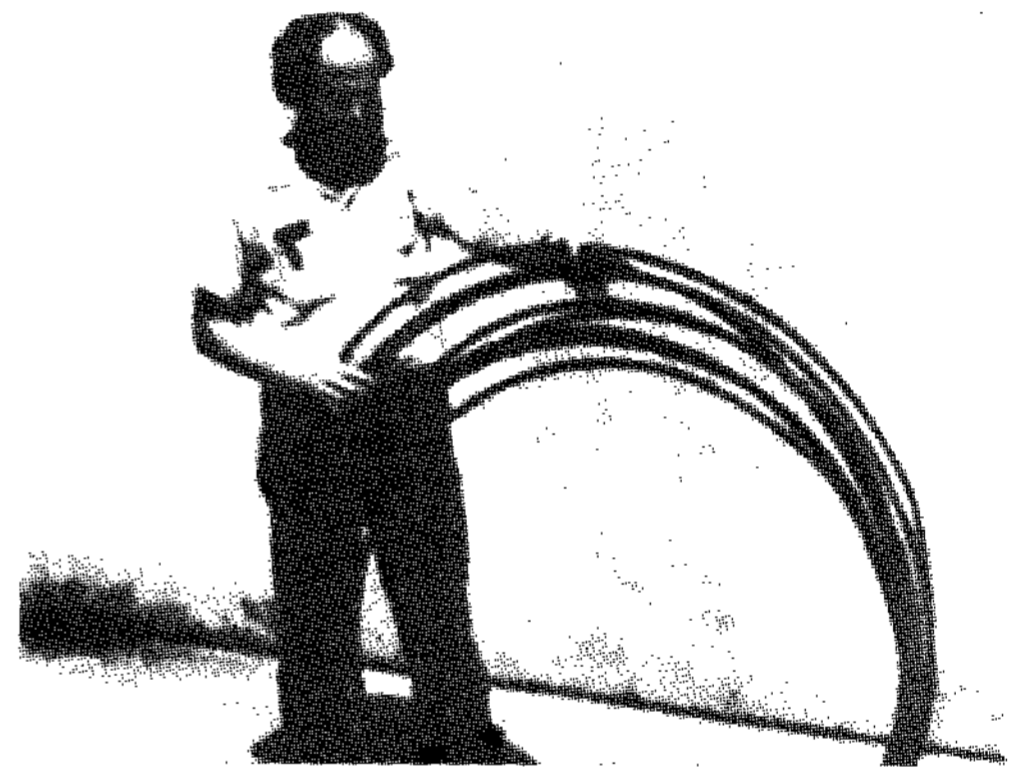
Alloy	Melting Process	Casting Process	Comments	Ref
IC-50	VIM and Air Induction	Direct Casting of Sheets and Bars	Sheets have a fine-grained columnar structure with no porosities ; bars have inhomogeneities in microstructure with columnar to dendritic from edge to center	9,10
IC-281	ESR	Ingots	Uniform grain size, isolated porosities	9
IC-72	VIM	DS	Columnar grains with aspect ratio and porosity level dependent on translation rate	21
Ti-33.5Al	PSC	Ingots, Buttons Turbocharger Wheel	Lath-like structure, oxygen pickup between 400-800 ppm Oxygen pickup of 0.3 wt.%	11

VIM-Vacuum induction melting ; ESR-Electroslag refining ; PSC-Plasma skull casting ; DO-Directional solidification ; CLV-Counter gravity low pressure casting.

*본 기술자료는 J of Metals 1991. 5월호 30쪽에 실린 S.Sen과 D. M. Stefanescu의 기술자료를 번역한 것임

dendrite로 바뀔을 보이고 있다. 1차 아닐링 후에도 보이는 비균질성에 대해서도 주의가 요구된다. 즉 후 열가공 작업전에 2차 아닐링이 요구됨.

TiAl 터빈휠을 VIM과 저압주조법으로 주조된 사례도 있다(11). 이 공정은 기본적으로 3단계로 이루어졌다. 첫째 진공하에서의 용해후 단절된 계는 Ar으로 채워진다. Mold에 부착된 snorkel이 metal pool에 담겨지고 모울드에 진공을 걸어주



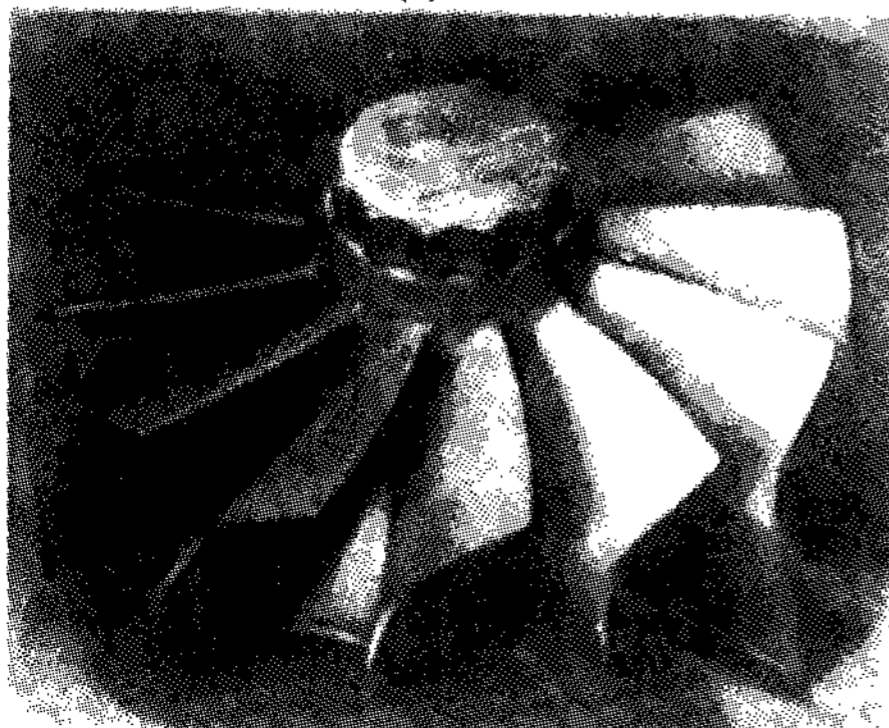
(c)

그림 2. Direct-cast intermetallic products.

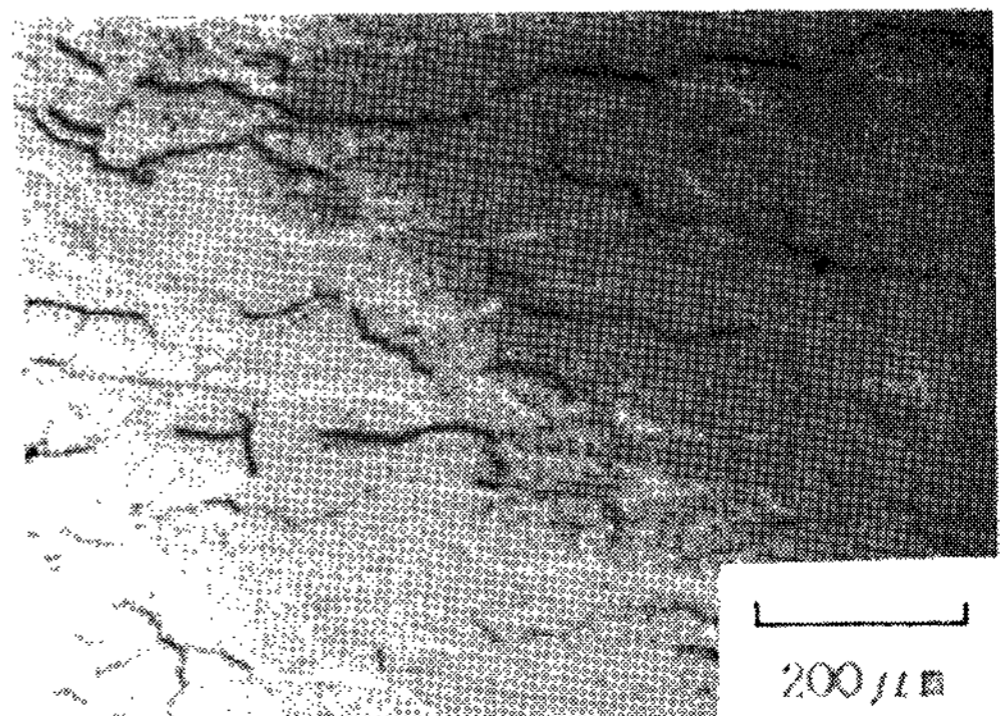
(a) Direct cast coils of IC-50.(9) (b) A precision cast turbocharger of IC-396. (9) (c) Direct cast IC-50 bar with a diameter of 12.5 mm.(10)



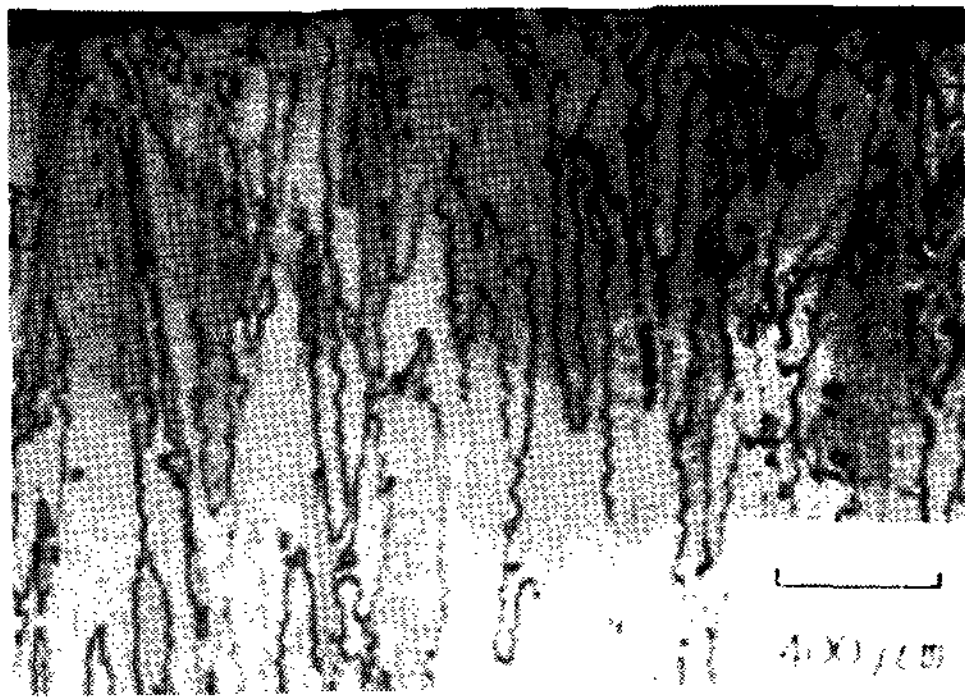
(a)



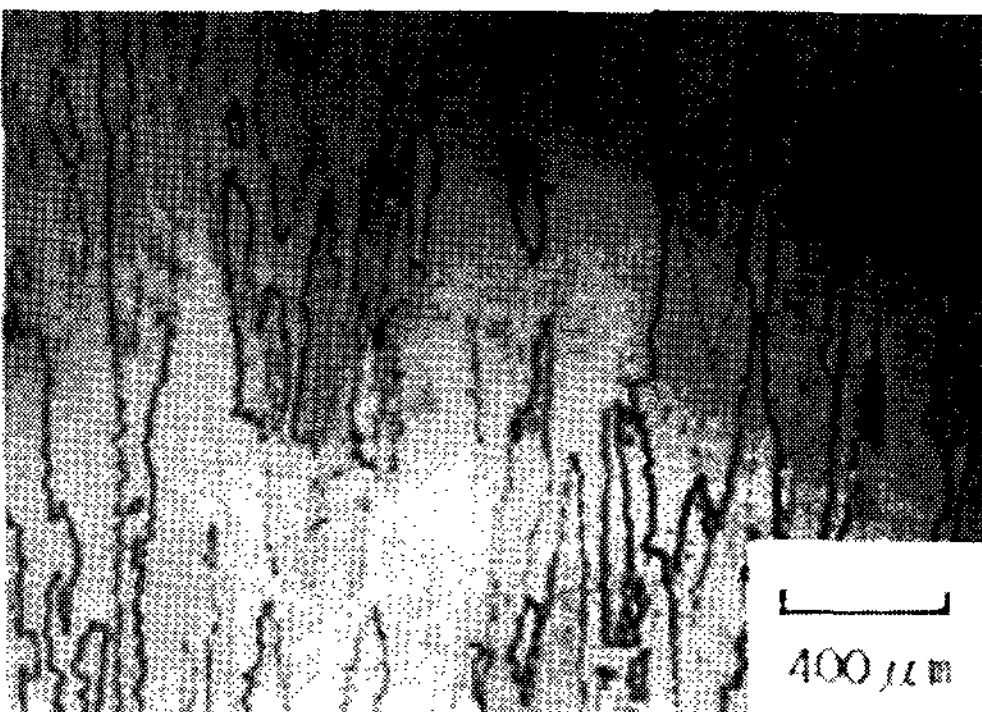
(b)



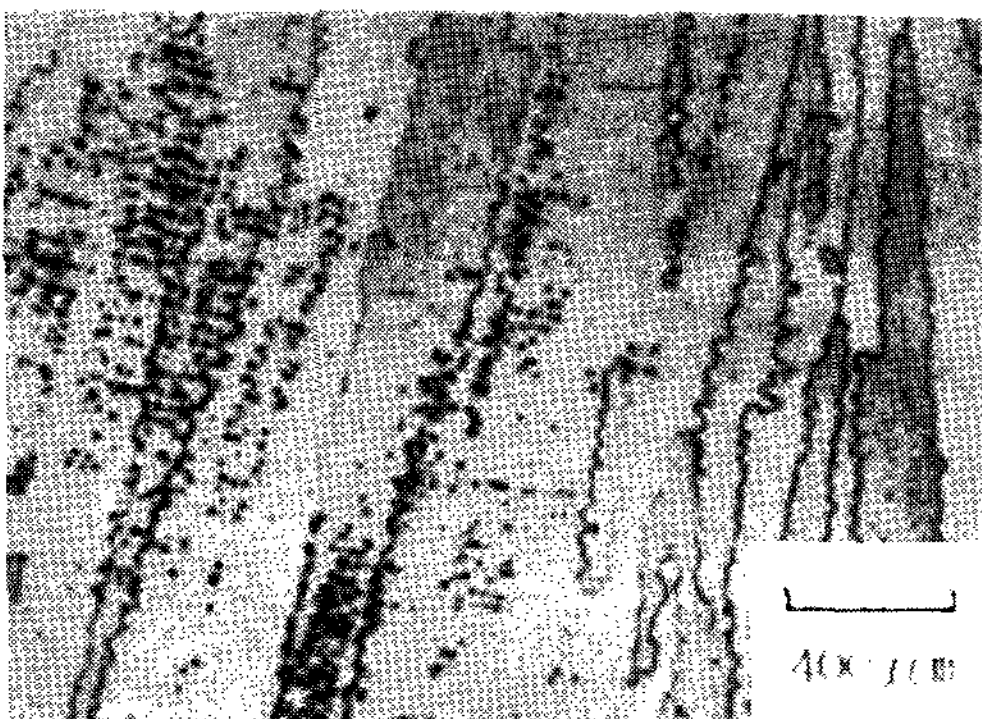
(a)



(b)



(c)



(d)

그림 3. Optical micrographs.

- (a) Direct cast IC-50 sheet.⁽¹⁰⁾
- (b) Transverse section of direct-cast IC-50 bar at edge.⁽¹¹⁾
- (c) Transverse section of direct-cast IC-50 bar at one-half radius.⁽¹¹⁾
- (d) Transverse section of direct-cast IC-50 bar at center.⁽¹¹⁾

면 용탕이 모울드내로 장입된다. 마지막으로 mold內的 용탕이 응고된 후 진공을 제거함으로써 남은 용탕은 다시 노내로 떨어진다. 이 설명의 3 단계를 그림 4에 도식적으로 표시하였다. 이 방법으로 제조된 TiAl터보차저 휠을 그림 5에 나타내었다.

고온합금들의 유도로 용해시 적절한 도가니 선택이 매우 중요하다. Ni-Al 금속간화합물에는 지르코니아나 알루미늄 도가니가 쓰여왔으나, 이들이 열 속크에 민감하여 반복사용에 한계가 있다⁽⁹⁾. Ti계는 Ti이 반응성이 높아 더욱 문제가 된다. 이러한 문제를 극복하기 위해 Inductotherm과 Alabama대학의 공동연구로 용융금속을 유도 코일내에 자력을 이용하여 띄워 용융 시키는 기술이 개발되었다⁽¹⁰⁾. 이 방법은 도가니의 필요성을 없앴고 특히 superalloy나 금속간화합물의 용해에 매우 유망하다. 더우기 전자력장에서의 부수효과인 교반효과로 조직이 미세한 제품을 얻을 수 있다. 이 무용기 응고공정을 도식적으로 그림 6에 표시하였다.

Vacuum Arc Remelting

VAR법은 금속간화합물의 잉곳제조적측면에서 매우 효과적인 방법으로 VIM에서 얻은 잉곳을 electrode로 사용한다. 이 방법은 도가니와 electrode사이에서 arc를 발생시켜 시작하며 electrode와 도가니 사이의 arc길이와 electrode의 power를 조절하여 용융속도와 열제거 속도등을 조절할 수 있어 응고조직을 조절할 수 있다^(6, 13). 더우기 VAR법은 수냉 도가니를 사용하여 도가니와 Ti의 반응을 극소화 할 수 있어 특히 Ti계합금에 적합하다⁽¹⁴⁾.

Electroslag Refining

ESR법은 VIM잉곳의 응고조직을 개선하기 위한 공정으로 발달되어왔다. 이 공정은 열간 또는 냉간가공을 받을 잉곳에 적용된다. VAR과는 달리 진공중에서의 electrode와 도가니 사이의 Arc로 용해가 일어나지 않는다. 대신 VIM에서 얻어진 잉곳이 electrode로 이용되고 수냉 mold에서 과열된 slag에 의해 용융점이 일어난다⁽⁸⁾. 용탕 청정 작용과 산화방지 작용을 하는 slag는 합금의 성질에 따라 염기성, 산성 또는 중성으로 결정되며 Ni-Al 금속간화합물에는 중성 또는 약 염기성이 좋은 결과를 나타냈다⁽⁹⁾.

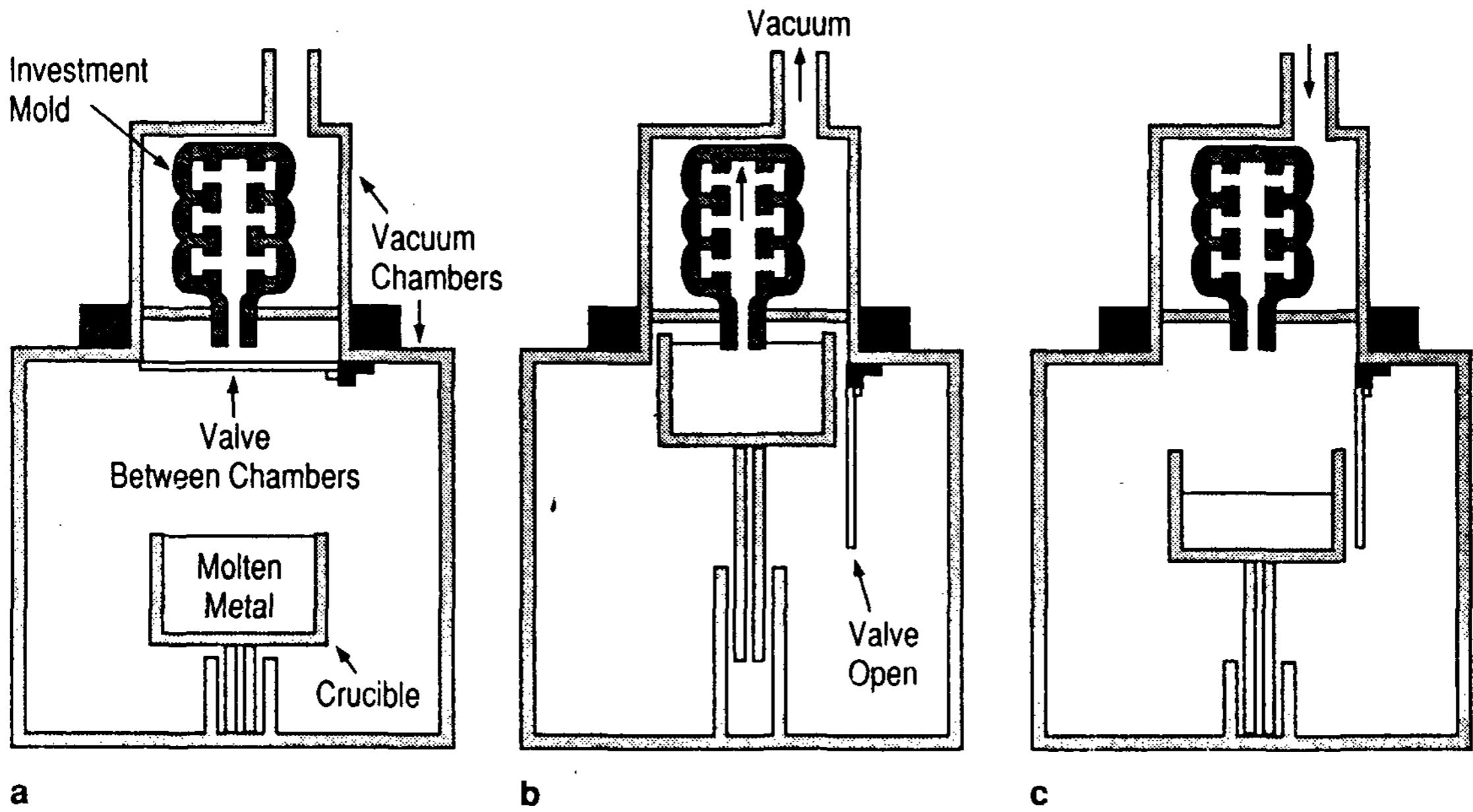


그림 4. A schematic representation of the steps involved in the counter-gravity low-pressure casting process.⁽¹¹⁾ (a) The charge is melted in vacuum and the enclosure is filled with argon. (b) The molten metal is aspirated into the mold. (c) The material in the mold solidifies and the vacuum is released.

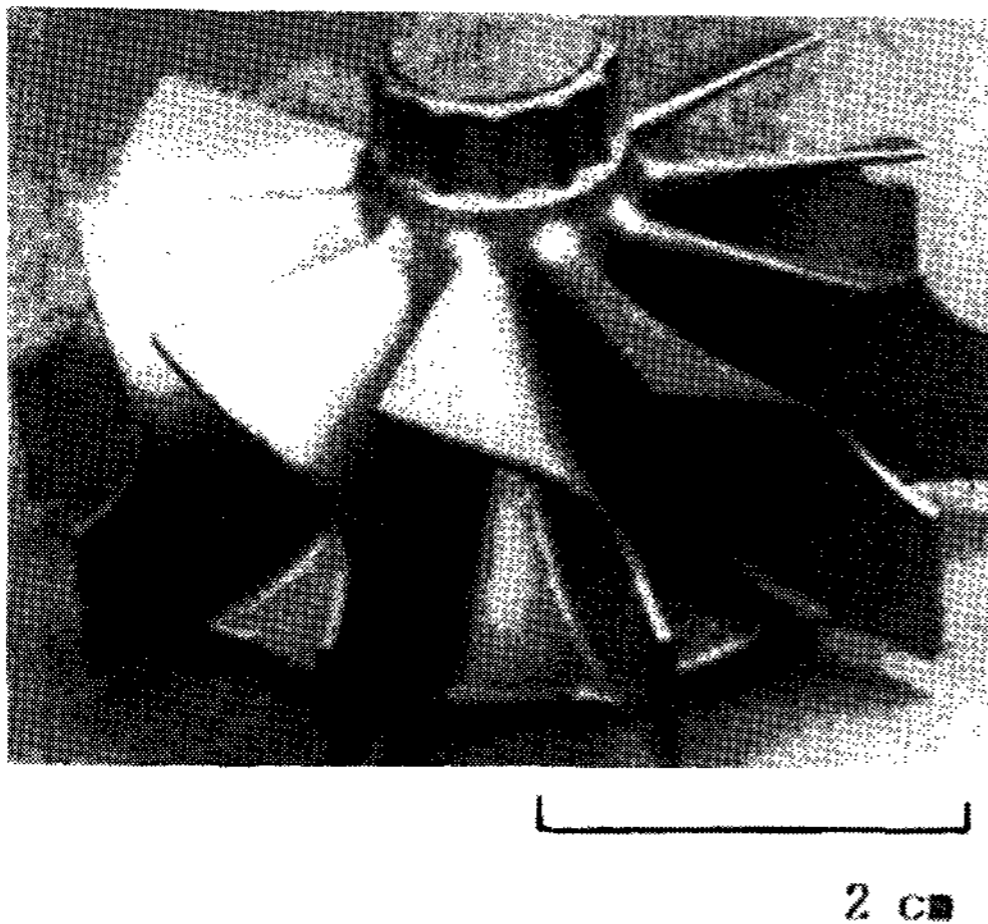


그림 5. A TiAl turbine wheel cast using the conter-gravity, low-pressure casting process.⁽¹¹⁾

이 공정의 가장 중요한 특징은 밑에서 위로의 방향성 응고조직을 얻을 수 있는 것이다. ESR제품은 조직의 균질성과 편석과 공공이 없다는 장점

을 갖고 있어 후속적인 변형작업에 유리하다. ESR IC-218 Ni-Al ingot의 길이 방향의 미세조직이 그림 7에 나타나 있다. 사진에서 보듯이 조직이 균질하고 미세공공이 드문 특징을 보이고 있다.

Plasma Arc Melting

PAM은 전류의 흐름에 의한 gas의 이온화를 이용한다. Gas의 이온화는 두 electrode사이에서 발생하는 Arc에 의해 발생하며 결과적인 plasma의 센열로 고온재료(superalloy등)를 용융하는데 이용된다.⁽¹⁵⁾ PAM은 금속간화합물에는 아직 널리 쓰이지 않는다. 그러나 TiAl의 plasma skull melting(or plasma skull casting)이 수냉 구리도가니와 세 plasma torch를 이용하여 성공했음이 보고되었다⁽¹¹⁾. 이 연구에서는 5-8kg의 잉곳이 주철 mold에 장입되었고 그림 8에 그 장치를 도식적으로 나타냈다.

PAM의 주 장점은 휘발성 합금원소의 손실을 극소화 할 수 있는데, 이는 이 공정이 VIM과 VAR에서와 같이 고진공을 요구하는 것이 아니며

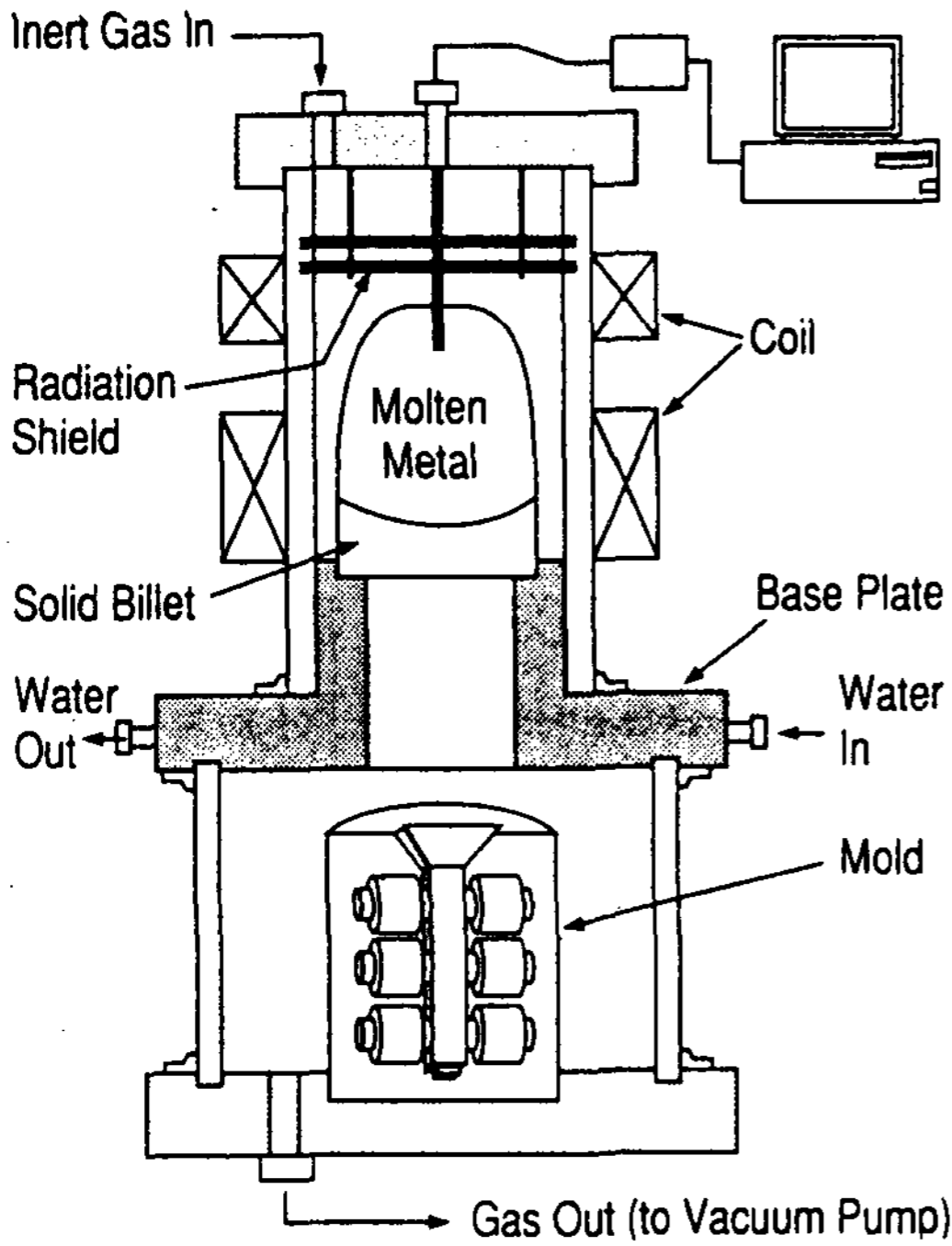


그림 6. A schematic diagram of a containerless induction melting and casting process.⁽¹²⁾

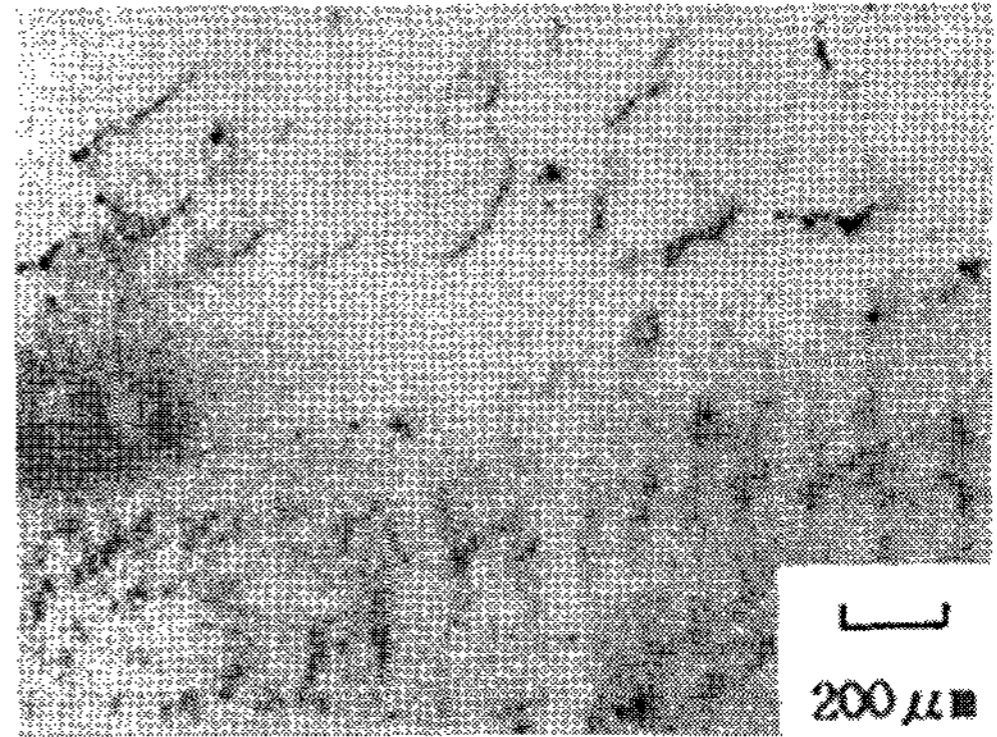
로, 대기를 조절하면서 수행할 수 있기 때문이다. 그러나 잉곳의 Microstructure상의 결함때문에 후처리로서 VAR이나 ESR로 처리해주어야 한다⁽¹⁸⁾.

Spray Casting

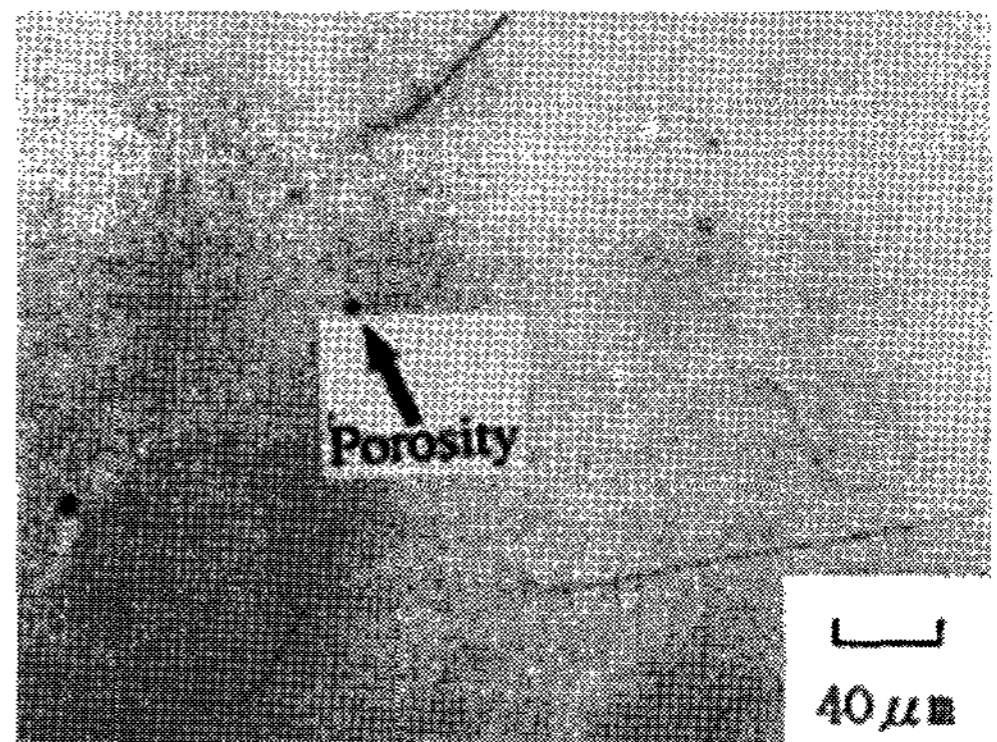
S.C 또는 Osprey process는 처음에는 near-net-shape부품제조에 이용되었다. 얇은강판이 이 방법으로 제조되었다.⁽¹⁶⁾ 이 공정은 도가니속의 금속을 용융시키고 도가니 밑의 노즐을 통해 용탕이 분출되며 N이나 Ar을 이용 fine droplet으로 transform되는 atomization 단계를 거쳐 gas에 의해 냉각되고 substrate로 가속되어 near-net-shape으로 응결된다.

SC법을 최근에 Ni₃Al계에 적용한 것이 보고되었다⁽¹⁷⁾. Ni₃Al에 Zr, B, Cr등을 첨가한 잉곳을 용융시킨후 N₂에 의해 atomize되고 회전판에 적층되었다. 이 방법으로 제조된 preform은 18kg에 달했다.

SC법의 주 장점은 미세하고 편석없는 균질한 조직을 얻을 수 있는 것이다. 따라서 SC법을



(a)



(b)

그림 7. Micrographs of a longitudinal section of an IC-218 ESR ingot, showing (a) uniform microstructure and (b) isolated porosity.⁽⁹⁾

VIM법등의 후처리 작업으로 선택할 수도 있다. 또한 공정중의 비행시간이 짧아 aluminide의 취성을 야기시키는 이유중의 하나인 O₂나 H₂의 포획이 전형적인 용해법이나 분말야금법보다도 적다.

Directional Solidification

대부분의 금속간화합물의 상온 연성결핍은 입계취성 때문으로 알려져 있다. 그러나 약간의 B의 첨가로입계의 상호결합력을 증가시켜 연성이 크게 증가되고 있음이 보고되었다⁽¹⁸⁾. 상온 연성부족을 극복하기위한 또 다른 방법은 방향성 응고조직을 갖는것이다. Ni₃Al에 B첨가없이 columnar조직을 갖음으로서 ductility의 큰 증가가 보고되었다⁽¹⁹⁾. 인장강도가 증가된 예를 그림 9에

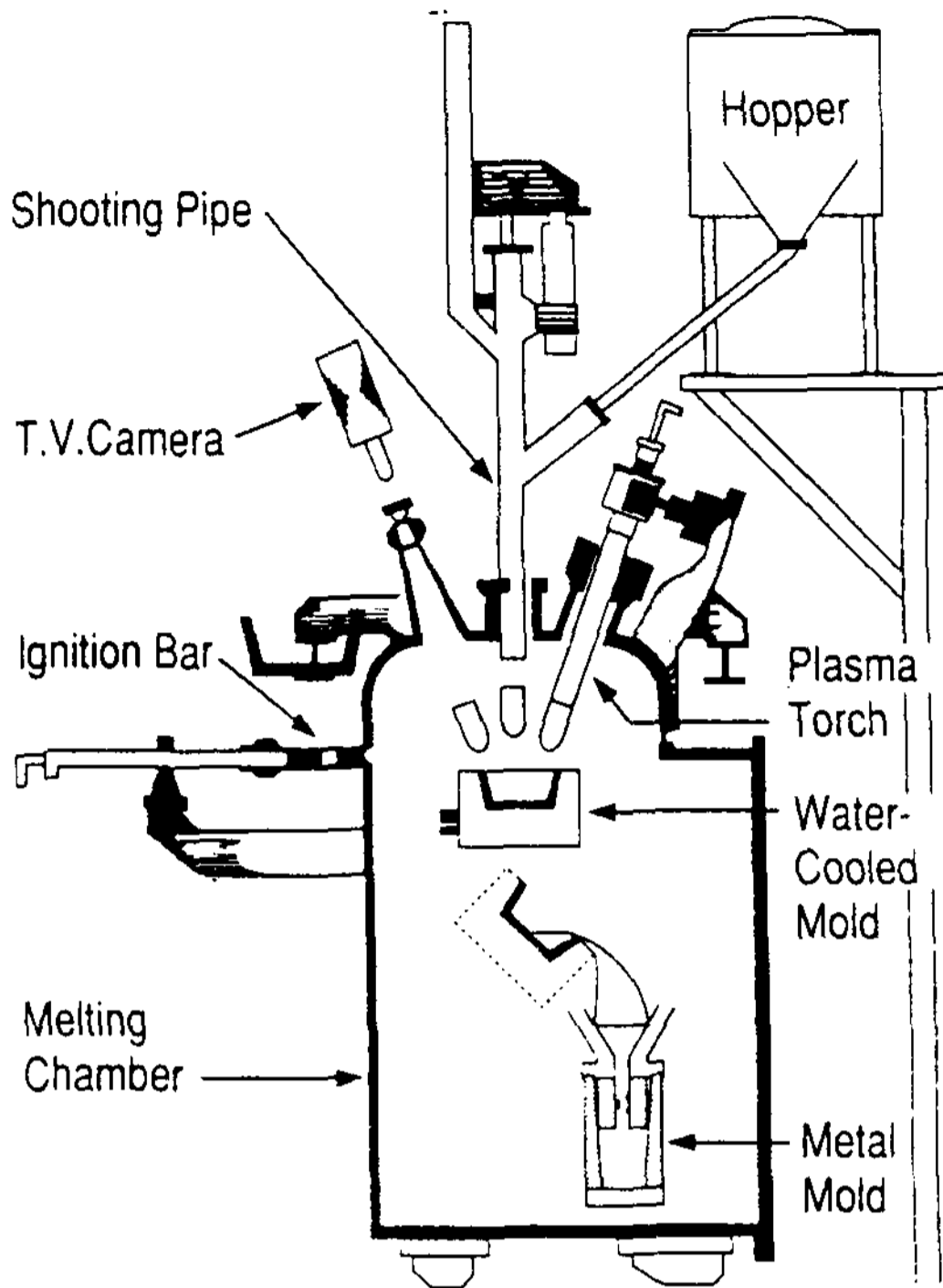


그림 8. A schematic of the plasma skull melting technique.⁽¹¹⁾

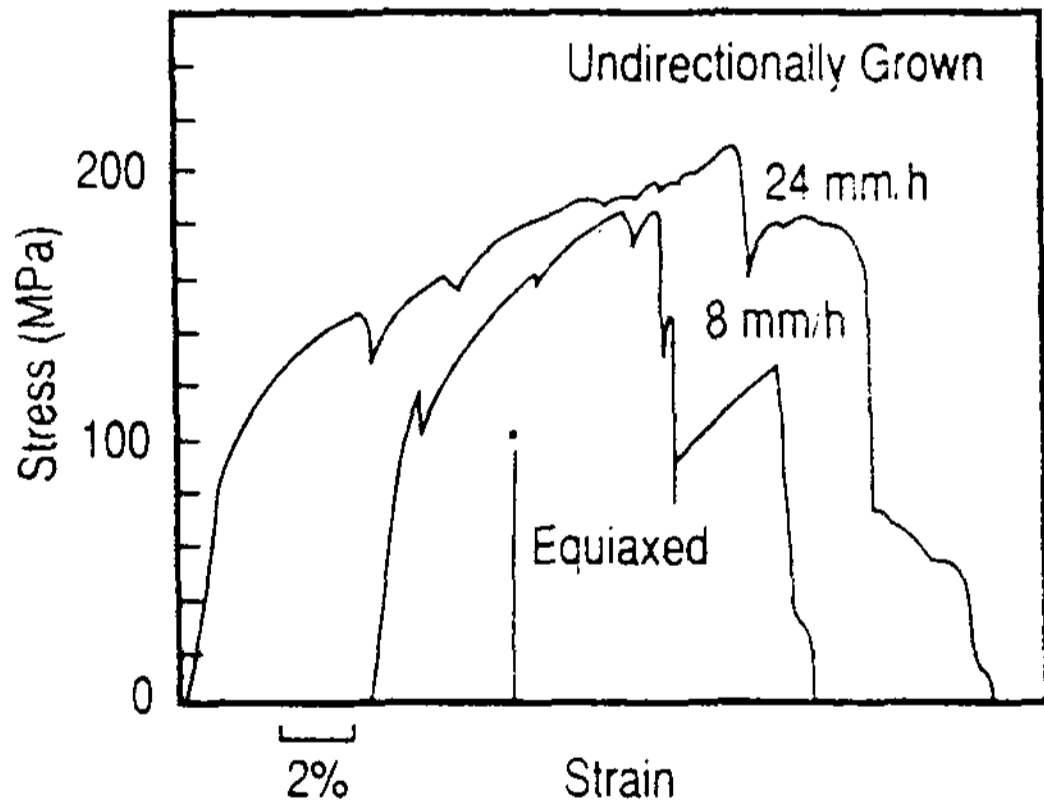


그림 9. Improved strength in directionally solidified Ni₃Al as opposed to an equiaxed structure.⁽¹⁹⁾

나타내었다. 이 외에도 Fe-40Al 금속간화합물계에서도 비슷한 결과가 보고되었다⁽²⁰⁾.

1/2T_m이상의 온도에서는 입계가 creep성질의 주된 장소이므로 columnar조직을 만들어 줌으로

서 고온 creep 성질의 개선을 꾀할 수 있다. porosity의 파괴비 또한 equiaxed보다는 columnar 조직으로 제조된 Ni₃Al에서 더 잘 조절할 수 있으며 그 예를 그림 10에 나타내었다. 그림에서 보듯이 columnar조직에서는 porosity의 양이 응고속도에 정비례함을 보이고 있다⁽²¹⁾. 비록 방향성 응고조직을 만들어 줌으로서 기계적 성질은 좋으나 제조함수의 최적화에는 많은 연구가 필요하다. 예를들면 Ni₃Al조정에서 24mm/h로 일방향 응고시킬때는 Ni₃Al만 나오지만 13mm/h이하의 속도로 일방향 응고시킬때는 Ni₃Al이 NiAl과 섞여나온다고 보고되었다⁽¹⁹⁾. 더우기 B나 Hf으로 개량된 Ni₃Al의 일방향응고는 이들간의 포정 반응이 있기때문에 더욱 어렵다⁽²¹⁾. 여러 금속간화합물계에서 적절한 응고조건(growth rate와 Temperature Gradient)을 잡는것에 더욱 많은 연구가 필요하다. 이러한 결과의 부족으로 금속간화합물을 일방향응고 시켜 gas터빈 블레이드 같은 상업적으로 유용한 부품을 제조하지 못하고 있다.

3. 결론

금속간화합물의 일반적인 용해와 주조기술은 아직 개발단계이다. 반면 이들의 분말 제조는 큰 발전이 있어왔는데 Melt spinning등의 RSP로

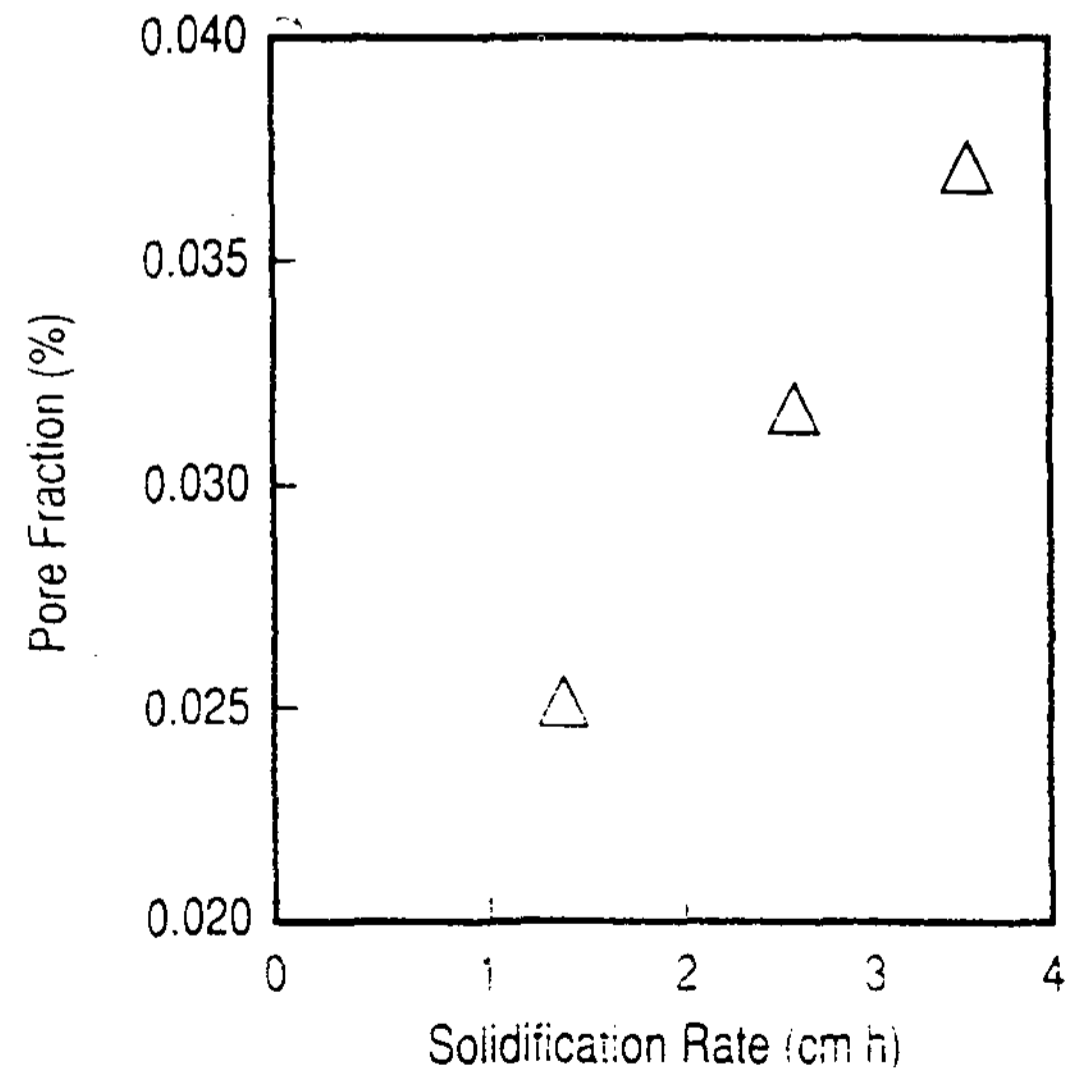


그림 10. Dependence of pore fraction on the solidification rate in unidirectionally solidified Ni₃Al.⁽²¹⁾

Ni-Al이나 Ti-Al의 금속간화합물 제조가 보고되었다^(22,23). 이 경우 1차제품들을 잘 부수어 잉곳이나 billet을 HIP법으로 제조하였다. 이러한 제조방법의 주 장점은 후 열처리가 쉬운 미세한 균일 조직을 얻을 수 있는 것이다.

비록 분말야금과 열기계적 공정의 조합이 독특한 장점이 있으나 고전적인 용해와 주조법도 무시되어질 수 없다. 특히 터빈 블레이드나 터보차저 등의 부품제조에 그 효용성이 있다. 금속간화합물의 용해에는 여러 용융법이 가능하나, 적절한 공정의 선택은 합금계, 함유원소들의 회수율 및 불순물의 제거율등에 따라 결정되어야 한다. 얇은 판재나 잉곳의 연속주조법은 이미 개발되었고 또 야금학적으로도 성공적이다. 그러나 보다 진보된 방법인 방향성 응고나 단결정 성장법(특히 superalloy 에 매우 유용)등은 금속간화합물에 적용하기에는 많은 연구가 필요하다.

참 고 문 헌

1. J. H. Westbrook, "Intermetallic Compounds: Their Past and Promise," *Met. Trans. A*, 8A (September 1977), p. 1327.
2. L. Brewer, "Nature of Bonding in Transition-Metal Aluminides," *J. Phys. Chem.*, 94, (3) (1990), p. 1196.
3. A. I. Taub and R. L. Fleisvher, "Inter-metallic Compounds For High-Temperature Structural Use," *Science*, 24 (February 1962), p. 617.
4. O. D. Sherby, "Factors Affecting The High Temperature Strength of Polycrystalline Solids," *Acta. Met.*, 10 (February 1962), p. 135.
5. D. P. Pope and S. S. Ezz, "Mechanical Properties of Ni₃Al and Ni-based Alloys with High Volume Fraction of γ ," *Int'l Metals Rev.*, 29, (3), p. 136.
6. R. L. Fleischer and A. I. Taub, "Selecting High-Temperature Structural Intermetallic Compounds: The Materials Science Approach," *JOM*, 41, (9) (September 1989), p. 8-11.
7. A. Choudhury and H. Kemmer, "Vacuum Induction Melting (VIM)," *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 15 (Metals Park, OH: ASM, 1988), p. 393.
8. L. W. Lherbier, "Melting and Refining," *Superalloy II*, ed. C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. C. Hagel (New York: John Wiley & Sons, 1987), p. 387.
9. V. K. Sikka, "Commercialization of Nickel Aluminides," *High Temperature Aluminides & Intermetallics*, ed. S. H. Wang, C. T. Liu, D. P. Pope and J. O. Steigler (Warrendale, PA: TMS, 1990), p. 505.
10. V. K. Sikka, "Near-Net-Shape Casting of Sheet and Bar of Ordered Nickel Aluminides Alloys," *Casting of Near Net Shape Products*, ed. Y. Sahai, J. E. Battles, R. S. Carbonara and C. E. Mobley (Warrendale, PA: TMS, 1990), p. 315.
11. Y. Nishiyama, T. Miyashita, S. Isobe and T. Noda, "Development of Titanium Aluminides Turbo-Charger Rotors," *High Temperature Aluminides & Intermetallics*, ed. S. H. Wang, C. T. Liu, D. P. Pope, and J. O. Stiegler (Warrendale, PA: TMS, 1990), p. 557.
12. "Levitation-Melting Method Intrigues Investment Casters," *Adv. Mat. & Proc.*, 139, (3) (March 1991), p. 42.
13. A. Choudhury and E. Weingarter, "Vacuum Arc Remelting (VAR)," *Metals Handbook*, 9th., vol. 15 (Metals Park, OH: ASM, 1988), p. 406.
14. H. B. Bomberger and F. H. Froes, "The Melting of Titanium," *JOM* 36, (12), (December 1984), p. 39.
15. H. Pannen and G. Sick, "Plasma Melting & Casting," *Metals Handbook*, 9th., vol. 15 (Metals Park, OH: ASM, 1988), p. 419.
16. P. Mathur, S. Annavarapu, D. Apelian and A. Lawley, "Process Control, Modeling and Applications of Spray Casting," *JOM* 41, (10), (October 1989), p. 23.
17. L. Z. Zhuang, I. Majewska-Glabus, R.

Vetter and J. Duszczuk, "Microstructure of the Osprey Processed Ni₃Al-X Intermetallic in Conjunction with Solidification Model at the Deposition," Scripta Met., 24, (11), (1990), p. 2030.

18. C. T. Liu and J. O. Stiegler, "Ductile Ordered Intermetallic Alloys," Science, 226 (Novembdr 1948), p. 636.

19. T. Hirano, "Improvement of Room Temperature Ductility of Stoichiometric Ni₃Al by Unidirectional Solidification," Acta Met., 38, (12), p. 2667.

20. K. M. Chang, "Tensile and Impact Properties of Directionally Solidified Fe-40Al Intermetallic," Met. Trans. A, 21A (November 1990), p. 3072.

21. C. H. Lee, T. Caulfield and J. K. Tien, "The Characterization of the Process Parameters For The Directional Solidefication of Ni₃Al," Scripta Met., 21 (1987), p. 925.

22. S. Nourbakhsh and P. Chen, "Microstructure and Mechanical Properties of Rapidly Solidified and Annealed Ni-Al Intermetallic Alloys," Acta Met., 37, (6) p. 1573.

23. S. C. Jha, T. A. Mozhi and R. Ray, "Rapidly Solidified Al-Ti Alloys via Advanced Melt Spinning," JOM 41,(5), (May 1989), p. 27.

24. C. T. Liu and J. O. Stiegler, "Ordered Intermetallic," Metals Handbook, 10th ed., vol. 2 (Materials Park, OH: ASM, 1990), p.913.

'91국내외한국과학기술자학술회의 추계WORKSHOP

목 적

- 가. 첨단과학기술의 전달·습득으로 산업기술 향상과 국제경쟁력 강화
- 나. 국내외한국과학기술자들과의 학문·기술정보 및 인적교류도모
- 다. 국책특정연구사업과 연계된 기술 및 산업체 애로기술 개발

주 최

한국과학기술단체총 연합회

후 원

과학기술처·한국과학재단

기 간

1991. 10. 15(화) - 10. 16(수)

분과·과제·장소

분 과	과 제	장 소
생산기술	- 센서기술 - 가공기술	생산기술연구원 대회의실 (서울 역삼동 소재)
정보산업	- 통신과 Protocol	한국통신 연구센터 대회의실 (서울 우면동 소재)
신 소 재	- 신소재연구 및 개발을 위한 전자현미경기술의 기초 및 응용	서울대신소재공동연구소 회의실
항공우주	- 항공우주비행체 설계 및 재료	서울대학교수회관 대회의실