特 輯

TiAl기 금속간화합물의 연구동향

오 명 훈

(금오공과대학교 재료공학과)

'78-'82 고려대학교 금속공학과 (학사)
'86-'88 고려대학교 금속공학과 (석사)
'88-'93 일본 경도대학교 금속가공학과 (박사)
'93-현재 금오공과대학교 전임강사

김 승 언

(재료기술연구부 내열재료그룹)

'79-'83 성균관대학교 금속공학과 (학사)
'85-'87 한국과학기술원 재료공학과 (석사)
'87-현재 한국기계연구원 선임연구원

이 용 태

(재료기술연구부 내열재료그룹)

'70-'74 서울대학교 금속공학 (학사)
'74-'76 한국과학기술원 재료공학 (석사)
'76-'80 국방과학연구소 (선연 및 연구원)
'80-'85 Case Western Reserve Univ. 재료공학 (박사)
'85-'85 Case Western Reserve Univ. 연구원
'85-'90 독일 항공우주연구소(DLR) 연구원
'90-현재 한국기계연구원 책임연구원

1. 서 론

항공기용 가스터빈엔진의 부품을 설계하는데 있어서 중요하게 고려되고 있는 재료선정상의 문제들은 엔진 연소실내의 작동온도가 높아짐에 따른 내열 내식성이 우수한 재료의 개발과, 회전부품의 수명을 증가시키기 위해 내열경량 소재를 사용하여 엔진의 고속회전으로 인한 응력을 최소화시켜야 한다는 것이다. 이러한 관점에서 선진국에서는 현재 항공기 엔진소재에 가장 보편적으로 사용하고 있는 Ni기 초내열합금과 고온에서의 여러가지 물성이 비슷하면서도 비중이 가벼운 대체소재를 개발하려는 노력이 지속적으로 추진되어지고 있다. 이러한 연구결과의 하나로 최근들어 알루미나이드계 금속간화합물의 연구개발이 활성화되어 실용화 단계에 이르고 있다.

금속간화합물중 특히 알루미나이드계 금속간화합물은 다음과 같은 두 가지 특성으로 인해 가장 실용화 가능성이 높은 미래 항공기 엔진의 대체소재로서 주목을 받고 있다. 그 하나는 금속간화합물은 규칙격자 구조를 갖는 합금으로서 강한 원자간 결합력으로 인해 상당한 고온 영역까지 상온에서의 강도가 유지되고, 확산에 의해 좌우되는 여러가지 고온특성, 즉 크리프-파단 강도 및 피로 저항성 등이 아주 우수하다. 또한 알루미나이드계 금속간화합물의 경우 많은 양의 Al을 함유하기 때문에 경량화에 기여함은 물론 내산화성도 뛰어나기 때문이다. 그러나 이들 소재는 고온에서의 우수한 기계적 특성을 제공하는 강한 원자 결합력과 복잡한 결정구조로 인해 오히려 상온에서의 연성 및 인성이 매우 낮아 가공성이 좋지않은 관계로 실용화에 제약을 받고 있고, 따라서 현재 진행중인 대부분의 연구가 상온가공성

을 향상시키는 과제에 집중되고 있는 실정이다.[1,2]

알루미나이드계 금속간화합물중에서도 고온특성과 경량성을 고려할 때 가장 주목을 받고 있는 것이 바로 티타늄 알루미나이드 (Ti-aluminides)인데,[3,4] 이 재료는 크게 Ti_3Al, TiAl, 및 Al_3Ti기 금속간화합물로 구분되어 진다. 이 중에서도 TiAl은 표1에 제시되어 있는 것과 같이 비중이 작으면서도 고융점이고 높은 비강도 및 고온강도를 나타내며, 또한 우수한 내산화성 및 크리프 특성을 나타내기 때문에 기존의 Ti기지 합금 및 Ni기 초내열합금(superalloy)을 대체할 수 있는 가장 유망한 재료로서 평가되고 있다.[5,6] TiAl기 금속간화합물의 연구 개발에 가장 적극적인 나라는 미국과 일본으로, 미국에서는 정부, 군 및 업체가 공동으로 참여하는 IHPTET(Intergrated High Performance Turbine Engine Technology) 협동 프로그램을 통하여 600-1000℃ 범위에서의 최적의 고온엔진용 재료로서 titanium-aluminide를 지목하고 이의 실용화를 위한 연구를 수행하고 있으며,[7] 일본의 경우에도 1989년부터 시작된 HP-MSE(High Performance Materials for Severe Environments)라는 국책산업을 통하여 고온구조용 재료의 개발계획을 수행하면서 그 목표소재로 TiAl을 선정하여 실용화에 박차를 가하고 있는 실정이다.[8]

이 글에서는 차세대 고온구조용 대체소재로서 많은 주목을 모으고 있고 현재 실용화를 위한 발걸음을 힘차게 내딛고 있는 금속간화합물 TiAl에 관한 최근의 국내·외 연구동향 및 부품개발현황에 대하여 살펴보고자 한다.

2. 역사적 고찰

금속간화합물 TiAl의 기계적 성질에 관한 최초의 연구결과는 1956년 McAndrew 및 Kessler에 의하여 이루어졌는데, 그들의 연구보고에 의하면 TiAl은 높은 비강도와 뛰어난 내산화성 및 고온강도등 고온구조용 재료로서의 특성을 갖고 있지만 상온에서의 연성이 절대적으로 부족하며, 따라서 상온연성의 개선이 이 합금의 실용화를 위하여 필수적이라는 연구결과를 보고하였다.[9] 그러나 TiAl에 관한 체계적인 연구는 1970년대 말에서부터 1980년대 초에 이르기까지 집중적으로 수행되었다.[10] Lipisitt등의 연구결과에 의하면 Al-rich 조성을 갖는 단상의 TiAl은 상온에서 취성이 매우 크며, 그 이유로는 〈101] 초격자전위(superlattice dislocation)의 이동이 1/6〈112] 부분전위의 pinning에 의하여 제한을 받기 때문이라고 보고하였다. 거의 같은 시기에 Blackburn 및 Smith는 Ti-48Al-1V-(0.1 C)조성의 TiAl기지 합금이 상온에서 2% 이상의 상온인장 연신율을 나타낸다는 연구결과를 발표하여 실용화의 가능성을 제시하였다.[11] 하지만 실용화를 위해서는 보다 높은 상온인장 연신율이 요구 되었으며, 따라서 이후의 연구는 이 화합물의 상온연성 개선에 집중되어 왔다.

1989년 Huang등은 TiAl의 상온연성에 미치는 조성의 영향에 관한 흥미로운 연구 결과를 발표하였다.[12,13] 그들의 보고에 의하면, Ti-rich 조성인 52at.%Ti의 상온인장변형율이 Al-rich 조성인 48at.%Ti보다 크다는 것이다. 아직까지 이러한 현상에

표 1. TiAl기 금속간화합물과 타합금과의 여러가지 물성 비교

Property	Ti-base	Ti_3Al-base	TiAl-base	Superalloy
Density (g/cm^3)	4.5	4.0-4.7	3.7-3.9	8.3
Modulus (GPa)	96-100	100-145	160-176	206
Yield strength (MPa)	380-1150	700-990	400-650	-
Tensile strength (MPa)	480-1200	800-1140	450-800	-
Creep limit (℃)	600	760	1000	1090
Oxidation limit (℃)	600	650	900	1090
Ductillity (%El.at RT)	20	2-10	1-4	3-5
Ductillity (%El.at HT)	High	10-20	10-60	10-20
Structure	hcp/bcc	DO_{19}	$L1_0$	fcc/$L1_2$

대한 구체적인 원인은 밝혀지지 않았지만, 두 조성의 변형기구에는 차이점이 있는 것으로 보고되었다. 즉, Ti-rich 조성의 경우에는 1/2[110] 완전전위(ordinary dislocation) 및 변형쌍정(deformation twinning)이 주요한 변형기구인데 반해서 Al-rich 조성의 경우에는 초격자전위가 관찰되어서 이러한 변형기구의 차이가 변형율에 영향을 미치는 것으로 추측되고 있다. 또한 이 두 조성의 미세조직에도 차이점이 있는 것으로 관찰되었는데, Ti-rich 및 화학양론조성 (stoichiometric composition)에서는 소량의 $Ti_3Al(\alpha_2)$이 존재하는 반면에 Al-rich 조성의 경우에는 TiAl(γ) 단상의 미세조직을 나타내는 것으로 밝혀졌다. 실제로 Ti-rich 및 화학양론조성을 갖는 TiAl의 주조상태 조직은 다수의 쌍정(thin twins)을 포함하고 있는 것으로 관찰되었으며, Ti_3Al상이 얇은판상(thin plate)의 형태로 쌍정계면(twin boundary)에 존재하여 γ 및 α_2상에 의한 층상구조(lamellar structure)를 이루고 있다는 것이 밝혀졌다. 따라서 Ti-rich TiAl의 층상구조는 이 조성의 화합물의 상온연성과 밀접한 관계가 있는 것으로 추측되었고 이후의 TiAl에 관한 연구가 TiAl/Ti_3Al two-phase Ti-rich TiAl에 집중되게 한 원인이 되었다.

3. 국외 연구 현황

3-1 상태도 연구

그림 1의 점선은 Murray등에 의해서 작성된 TiAl의 화학양론조성부근 상태도이다.[14] 이 상태도에 의하면 50at.%Al 근방에서 L + β → γ의 단일 포정반응 (peritectic reaction)이 일어나는 것으로 되어있다. 하지만 최근의 고온 X-선 분석 및 응고실험에 의하면 화학양론조성 부근의 액상선과 평형을 이루는 상은 bcc 구조의 β-Ti이 아니라 hcp 구조의 α-Ti임이 밝혀졌다[15] (그림 1 실선 부분 참조). 따라서 위의 실험결과에 의하면 Willey와 Margolin[16]이 초기에 발표한 상태도, 즉 고온상의 α-Ti 및 이차 포정반응(L + α → γ)을 포함하는 상태도가 더 정확한 응고과정을 포함하는 것으로 판명되었다. 이러한 연구결과로서

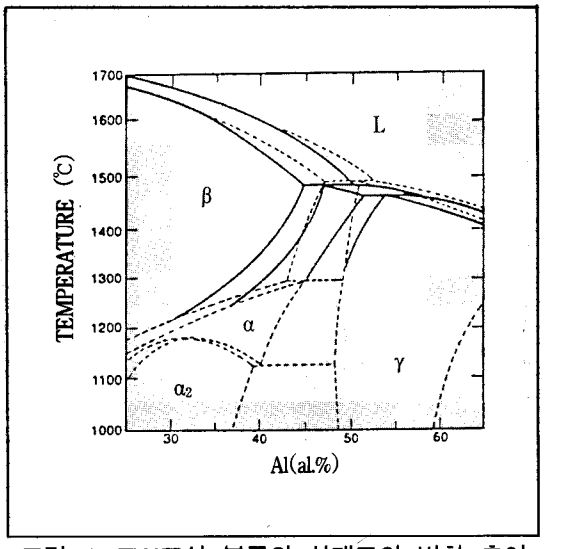

그림 1. TiAl조성 부근의 상태도의 변화 추이

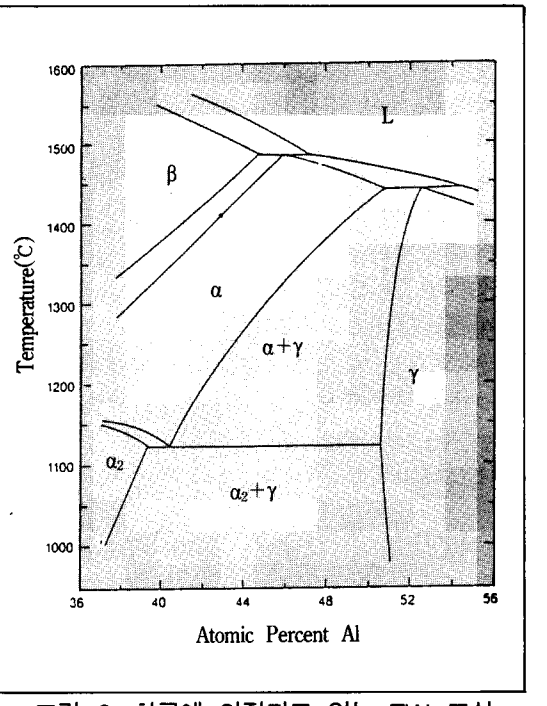

그림 2. 최근에 인정되고 있는 TiAl 조성 부근의 상태도

현재는 그림 2에 나타낸 것과 같이 3개의 고상 (γ-TiAl, α_2-Ti_3Al 및 고온 α-Ti상) 및 2개의 상변태 (L + α → γ의 포정반응 및 α → α_2 + γ의 공석반응)을 포함하는 상태도가 인정되고 있다.[17]

3-2 결정구조 및 변형기구 연구

γ-TiAl은 Ti원자와 Al원자가 (002)면에서 교대로 나열되어 있는 face-centered-tetragonal($L1_0$) 구조를 나타낸다. 조성영역은 48.5at.% Al-66at.%Al이며, 융점인 1450℃부근까지 규칙성을 유지한다.[18] 축비(c/a)는 화학양론조성에서 1.02이며 Al 농도가 증가함에 따라서 그 축비도 1.01에서 1.03까지 변한다.[19]

$L1_0$ 구조에 있어서의 전위운동은 Marcinkoski등[20]에 의해서 보고된 것과 같이 {111}면에서의 〈110〉, 〈101〉 및 〈112〉 방향으로의 운동이 가능한 것으로 알려지고 있다. 따라서 이 3종류의 전위의 Burgers vector는 각각 1/2〈110〉, 〈101〉 및 1/2 〈112〉이다 (그림 3(a) 참조). 1/2〈110〉전위는 최단거리의 Burgers vector를 갖는 것으로서 fcc 구조의 금속에서 일반적으로 볼 수 있는 전위이다. 〈101〉전위는 초격자 전위로서 2개의 1/2〈101〉전위로의 분해가 가능하며 따라서 이러한 분해가 일어날 경우 역위상 경계 (APB)가 형성된다. 1/2〈112〉전위는 2번째로 짧은 Burgers vector를 갖는 완전전위이다. 이외에 TiAl에 있어서는 쌍정(twinning)이 중요한 변형기구가 되는데, 이때에는 fcc에 있어서의 {111}〈11$\bar{2}$〉 쌍정만이 변형기구로서의 역할을 할 수 있으며 그 이외 방향의 쌍정으로 변형이 일어날 경우에는 $L1_0$ 구조를 유지하지 못하게 된다.[21] 이와 같은 슬립계 (slip system) 및 분해과정을 그림 3(b)에 요약하였다.

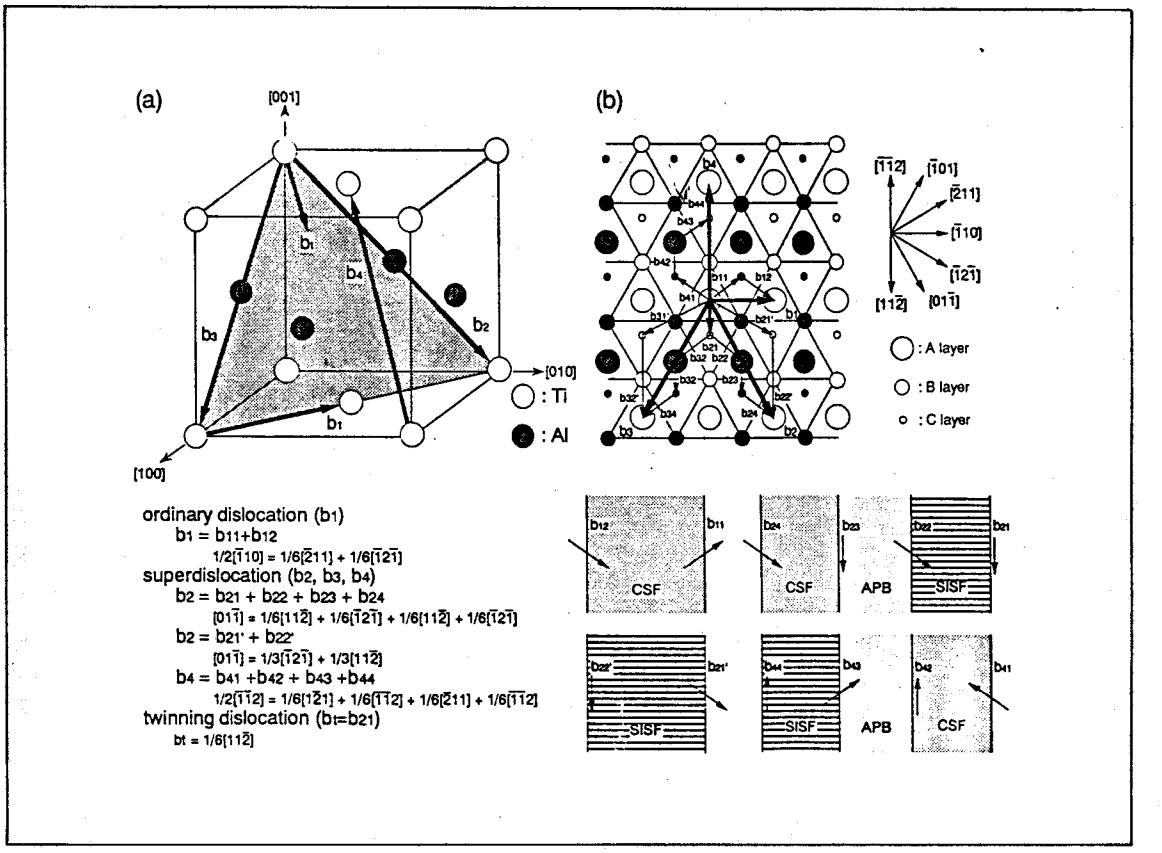

그림 3. (a) TiAl의 결정구조 ($L1_0$ 규칙격자)
(b) (111)면에서 슬립이 가능한 전위들과 분해과정
(1/2[110]완전전위, 〈011〉 & 〈112〉초격자전위, 1/6[112]쌍정전위)

3-3 상온 및 고온 변형 연구

TiAl의 유동응력(flow stess) 및 연성(ductility)에 관한 최초의 체계적인 연구는 Lipsitt등에 의하여 보고 되었는데, 그 결과를 그림 4에 나타내었다.[10] 이때의 조성은 Al-rich 조성인 54at.%Al이며, 이때의 미세조직은 단상(γ)의 등축정이었다. 이 화합물은 상온에서 600℃ 부근까지 인장변형율이 거의 0%에 가까웠다. 그러나 700℃ 부근에서의 파단면 관찰에서부터 벽개파면 및 연성파면의 관찰이 가능했으며 800℃ 부근에서 입내파괴의 양상을 보이기 시작하여 900℃ 이상에서는 연성파면이 주로 관찰되었다. 상온변형시킨 시료의 전자현미경 관찰 결과로서 이 화합물의 변형조직에는 ①변형쌍정(deformation twinning)이 거의 존재하지 않으며, ②½[110] 전위 및 〈101], ½〈112] 전위가 모두 존재한다는 것이 밝혀졌다. 또한 {111} 〈11$\bar{2}$] 변형쌍정의 경우에는 800℃ 이상에서만 주요한 변형기구로서 작용함을 알 수 있었다.[9, 22]

Ni_3Al등 다수의 금속간화합물은 중간온도 범위에서 온도증가에 따라서 강도가 상승하여 최대 강도치를 나타내는 이른바 역온도 의존성이라는 특징이 있는데, TiAl에 대해서도 이러한 역온도 의존성이 있다는 결과가 보고되어 관심을 끌었다. 즉, Al-rich 조성의 단결정 및 결정립이 큰 다결정체의 경우에도 이러한 역온도 의존성을 나타내는 것으로 보고되었다.[23] 그러나 미세한 결정립을 갖는 TiAl의 경우에는 강도의 역온도 의존성이 발견되지 않았으며,[24] 또한 TiAl의 역온도 의존성을 충분히 설명할 수 있는 model도 확립되어 있지 않는 상태로서 이 부분에 대한 보다 구체적인 연구가 필요시 되고 있다.

앞절에서 언급했듯이 Huang등은 45-65at. %Al 조성의 TiAl에 대하여 four-point bending 및 인장실험을 통하여 연성에 미치는 조성의 영향에 대하여 조사하였다.[25] 그 결과 최고의 연성치는 48at.%Al 부근의 조성에 나타났으며, 또한 강도에 관해서도 Ti-rich 조성의 경우가 Al-rich 보다 더 큰 것으로 나타났다. 더욱 흥미있는 연구결과는 두 조성의 최대 인장치는 상온에서 뿐만 아니라 고온에서도 Ti-rich 조성이 크다는 것이었다 (그림 5 참조). 이러한 현상이 나타나는 주요한 원인의 하나로서 Huang등은 변형기구의 차이를 지적 하였다. 즉, Ti-rich 조성의 경우에는 상온에서도 {111} 〈11$\bar{2}$] 쌍정이 주요한 변형기구로 작용하지만 Al-rich의 경우에는 그렇지 아니하다는 것이다. b=1/2 [110] 전위의 경우에는 두 조성 모두에서 관찰되었으나 이 전위의 이동의 용이도에 있어서는 차이가 있을 것으로 예상하였는데 이것은 1/2〈110] 전위를 부동화 시키는 {110)면에서의 four-layer fault의 에너지 및 안정성의 차이 때문이라고 설명하였다. 또한 그들은 두 조성에 있어서의 연성의 차이는 변형기구뿐만 아니라 미세조직의 차이에도 기인한다고 설명하였다. 즉, TiAl 결정립 및 TiAl/Ti_3

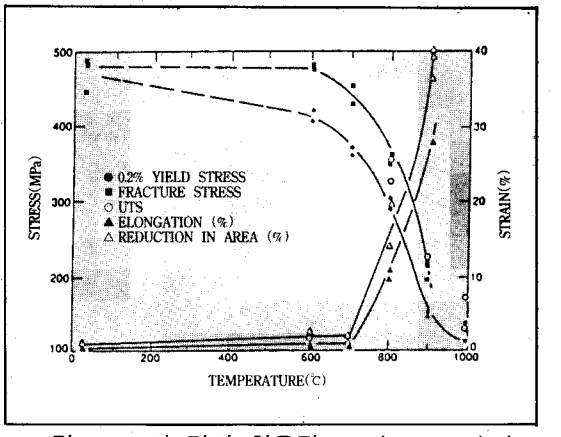

그림 4. Al이 많이 함유된 TiAl(54at%Al)의 온도에 따른 인장성질의 변화

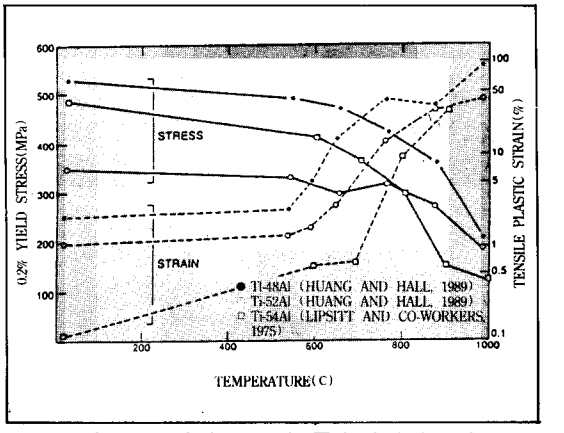

그림 5. 2원계 TiAl기 금속간화합물의 항복응력과 연성

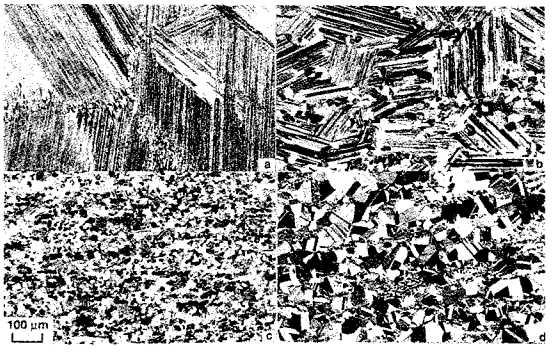

그림 6. 열간가공후 열처리에 의해 조절된 여러 가지 미세조직
(Ti-47Al-1Cr-1V-2.5Nb 합금)
(a) 완전 층상조직 (fully lamellar)
(b) 준층상조직 (nearly lamellar)
(c) 혼합조직 (duplex)
(d) 준감마조직 (near gamma)

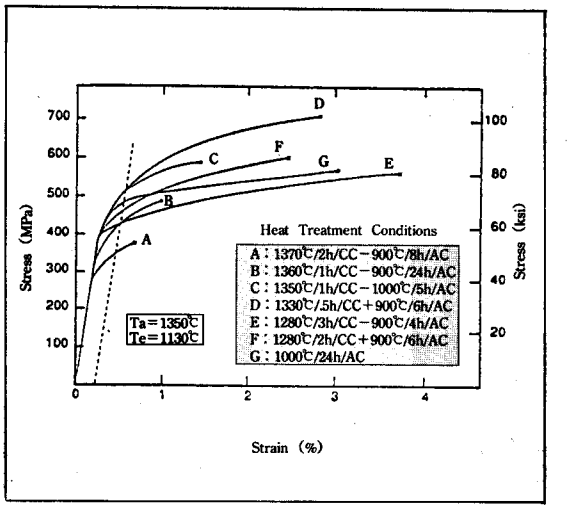

그림 7. 여러가지 열처리에 따른 TiAl 합금의 상온인장 응력－변형 곡선

Al lamellar 결정립으로 이루어지는 two-phase 조직의 경우, 그 연성 및 강도가 미세조직, 특히 결정입도 및 lamellar 결정립의 비율에 크게 좌우된다는 것이다. 이 미세조직의 영향에 대해서는 다음 절에서 자세히 설명하기로 한다.

3－4 미세조직과 기계적성질의 상호관계 연구

가장 최근의 연구로서 흥미를 끄는 것은 가공열처리(thermo-mechanical treatment)법을 이용한 미세조직의 제어를 통한 기계적 성질의 개선가능성이다.[17, 26] 즉, 적절한 열간가공 및 열처리를 행하므로써 여러가지 형태의 미세조직을 얻을 수 있는 것으로 보고되고 있다. 대표적인 예로, Kim등은 Ti-47Al-1Cr-1V-2.5Nb의 5원계 합금을 설계하고 적절한 열간가공 및 열처리를 통하여 그 미세조직을 제어하므로서 기계적 성질을 크게 개선하여 많은 주목을 받고 있다.[26, 27]이 연구에서 얻어진 미세조직은 크게 4가지로 분류할 수 있는데, 이것은,

①near-gamma 조직(조대 γ결정립＋미세γ결정립＋α_2입자)

②duplex 조직(미세γ결정립＋lamellar결정립＋α_2입자)

③nearly lamellar조직(조대 lamellar 결정립＋소량의 미세γ결정립)

④fully lamellar 조직(조대 lamellar 결정립)

등이다 (그림 6 참조). 이러한 조직들은 이 합금의 기계적 성질과 직접적인 연관관계를 갖고 있는데 그 예를 그림 7 및 표 2에 제시하였다. 즉, 복합조직(duplex structure)은 상온에서도 2－4% 정도의 인장변형율을 나타내는데 이러한 인장변형율은 합금조성 및 미세조직의 특성, 특히 결정입도에 크게 의존한다.[26, 27] 반면에 완전층상조직(fully lamellar structure)의 경우에는 상온인장 변형율은 0－2% 정도로 (대부분의 경우 1% 이하) 결정입도가 작아질수록 인장변형율 및 강도가 증가하는 경향을 보인다.[26－29] 그러나 크리프 및 파괴인성에 있어서는 완전층상조직이 다른 미세조직보다 월등히 뛰어나서 복합조직의 파괴인성치(K_{IC})는 10－16MPa$\sqrt{m}$로 낮은 반면에, 완전층상조직은 20－35 MPa$\sqrt{m}$정도로 높은 값을 나타낸다.[29, 30] 이러한 상온특성과 파괴인성 및 크리프 특성과의 역비례

표 2. 열처리 조건에 따른 상온 연성 및 파괴인성

Condition	Heat Treatment	Microstructure	Tensile Property			Toughness
			YS,	UTS,	El,	K_{IC},
	℃/hr	Type/GS, μm	MPa	MPa	%	MPa $\sqrt{m}$
A′	1390/1→900/6	FL/1300	378	428	0.8	26.3
A	1370/2→900/8	FL/1050	348	376	0.7	31.7
B	1370/½→900/24	FL/600	418	487	1.1	25.6
C	1350/1→1000/5	FL/300	508	588	1.1	22.8
D	1330/½+900/6	NL/10−140	511	702	2.8	−
E	1280/3→900/4	Duplex/30	421	557	3.8	12.9
F	1280/2 + 900/6	Duplex/25	455	601	2.5	−
G	1000/24	NG/5−100	485	562	2.9	−

GS : grain size; FL : fully-lamellar; NL: nearly-lamellar; NG : near-gamma.

현상이 일어나는 원인에 대해서는 아직까지 명확하게 규명되지 않고 있으나, 합금원소가 층상구조의 구성상인 TiAl 및 Ti_3Al의 소성변형에 미치는 영향 및 가공열처리 공정상의 차이, 즉 열처리 온도 차이에서 유발되는 결정립 크기 및 형상의 영향 등으로 추측되고 있으며, 특히 톱날 모양으로 상호결합된 결정립계(serrated grain boundary)를 갖는 완전층상조직은 그 파괴인성 및 고온에서의 크리프 저항성을 향상시키는 원인이 되는 것으로 밝혀졌다.[30] 따라서 미세한 완전층상조직 결정립을 갖는 미세조직을 얻을수 있다면 가장 잘 조화된 기계적 성질을 얻을 수 있을 것으로 예상되며 이 분야에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다.

3−5 합금원소 첨가 효과 연구

초기의 첨가원소 연구결과에 의하면 Ti-48at.%Al 조성에 1at.%V을 첨가할 경우 그 상온인장 변형율은 2% 정도까지 증가되며 이외에도 연성, 강도 및 크리프 저항성이 조화를 이루는 우수한 기계적 성질을 얻을 수 있다고 보고되었다.[11] 그 이외에도 최근의 연구결과로서 Mn, Cr 및 Mo 등의 첨가원소가 TiAl의 상온연성 개선에 효과가 있다고 보고되고 있으며, 이러한 제3원소의 첨가에 의한 상온연성 개선효과는 격자상수비(c/a) 및 단위격자 체적의 감소, 첨가원소의 치환위치(site occupation), 적층결함에너지의 감소 및 변형쌍정의 활성화, 그리고 전자구조의 변화등으로 해석되고 있다.[26, 31] 그러나 이러한 첨가원소 효과는 개개의 실험에서 사용된 시료의 조성 및 미세조직이 상이하기 때문에 첨가원소의 단독효과라고 단언하기는 어렵다. 이러한 예로서 연성화 원소로서 제시된 Mn, Cr 및 V의 경우, 복합조직에 대해서는 연성화 효과가 크지만 완전층상조직 및 Al-rich TiAl에 있어서는 효과가 거의 없는 것으로 알려지고 있다. 따라서 two-phase TiAl에서 나타나는 제3원소 첨가효과는 TiAl/Ti_3Al 2상조직의 미세조직변화와 관련이 있을 것으로 생각되어지고 있으며, 이 분야에 대해서도 좀더 체계적인 연구의 필요성이 크게 부각되고 있다. 참고로 현재까지 보고된 연구결과를 종합하여 보면, TiAl의 최적조성으로는 Ti-(45−49) Al−(1−3)X−(1−6)Y−(0−2)Z가 제시되고 있으며, 여기에서 각 합금원소의 영향은 개략적으로 다음과 같이 분류할 수 있다.[26] 즉,

X=상온연성개선을 위한 첨가원소(Mn, Cr, V)
Y=강도 및 내산화성 향상을 위한 첨가원소(Nb, Ta, W, Mo)
Z=다양한 특성 부여
(주조성 향상 : Si, Fe)
(크리프 특성 향상 : N, C)
(결정립 미세화 : Si, B)
(내산화성향상 : Se, P)

등이다. 따라서 이 재료의 실용화를 위한 과제로는 ①열간가공성 및 최종특성에 미치는 합금조성과

미세조직의 영향에 대한 분석, ②제어조직의 공학적인 설계방안, ③각 조직 구성상의 특정성질에 미치는 영향 및 ④기계적 성질을 개선하기 위한 합금조성 및 미세조직의 최적화등이 제시되고 있다.[31, 32]

3-6 환경취성 연구

최근의 금속간화합물 연구에 의하면, 환경취성이 상온연성 저하의 원인이 되고 있는 것으로 밝혀져 많은 관심이 집중되고 있다. 즉 Ni_3Al, Co_3Al 및 FeAl등을 포함한 다수의 금속간화합물의 경우, 대기중에서의 상온인장변형율이 진공 또는 건조산소하에서 보다 낮은 값을 나타내는 것으로 보고되고 있다.[33] 이러한 환경취성의 원인으로는 대기중의 수분이 화합물내의 원소와 반응하여 수소이온을 생성하고, 이 수소이온이 화합물내로 침입하여 벽개파괴(cleavage fracture)를 유도하므로써 취성파괴를 일으킨다는 소위 moisture-induced hydrogen atom모델이 제시되고 있다.[33, 34] 따라서 환경취성에 의한 기계적성질의 저하, 특히 상온연성의 저하 현상은 금속간화합물의 실용화를 위해서는 반드시 극복되어야 할 문제점으로 대두되고 있다.

최근 들어서 TiAl에서도 이러한 환경취성이 일어나는 것으로 보고되고 있는데, Nakamura등은 Mn첨가 복합조직의 TiAl을 사용한 대기 및 진공중에서의 인장실험을 통하여 환경취성에 의한 상온연성저하를 확인한 연구결과를 발표하였다.[35] 또한 Oh등도 Ti-49.3at%Al조성의 완전층상 단결정(polysynthetically twinned (PST) crystal)의 상온인장실험을 통하여 완전층상조직의 TiAl에서도 환경취성이 일어나고 있음을 확인하였다.[34] 또한 Oh등은 이러한 환경취성이 합금원소 첨가에 의하여 억제될 수 있다는 가능성도 3원계 단결정의 실험을 통하여 확인하였다.[36] 즉, 연성화 원소로 알려져 있는 Mn, Cr 및 Mo을 2원계 단결정에 소량 첨가했을 경우, 진공 중에서의 인장변형율은 저하하지만 대기중에서는 증가하는 것으로 나타나서 첨가원소들이 TiAl의 환경취성에 따른 상온연성저하를 억제하는 작용을 하는 것으로 분석하였다(그림 8 참조). TiAl기 금속간화합물의 환경취성에 관한 연구는 이제 초기 단계이며 따라서 그 원인규명 및 대처방안등에 대한 연구가 요구되고 있으며, 또한 TiAl의 실용화장애요소로 지적되고 있는 상온연성 부족이라는 문제점도 미세조직 및 합금조성의 영향등 내적인 요인과 환경취성등의 외적인 요인의 복합적인 결과임이 입증되고 있다. 따라서 이러한 관점에서의 문제점 해결을 위한 보다 체계적이고 지속적인 연구가 요망되고 있다.

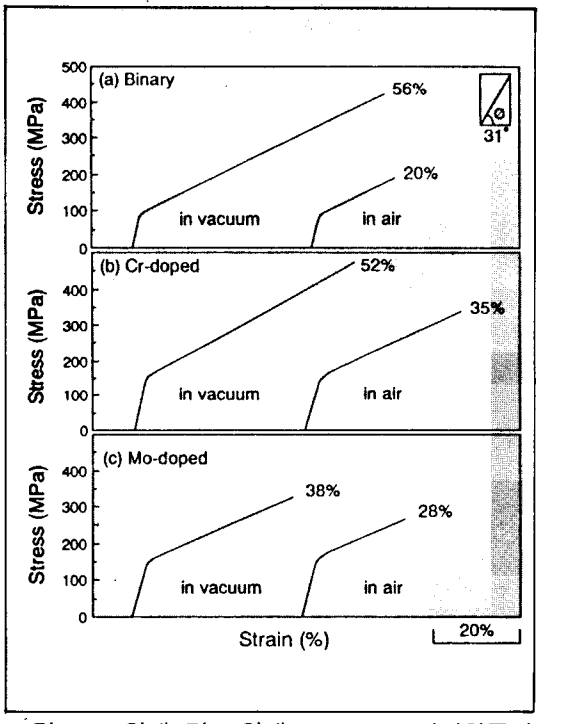

그림 8. 2원계 및 3원계 TiAl PST 결정합금의 진공과 대기 중에서의 상온연성 비교

4. 부품개발 현황

이제까지의 TiAl기 금속간화합물에 관한 연구는 주로 이 재료의 기계적 성질 개선등의 학문적인 연구에 집중되어서 실제 제품화 된 사례는 거의 없으나 낮은 비중을 갖는 내열경량소재라는 점에서 항공기 엔진부품의 대체재료로서의 잠재력은 대단히 크다. 근년에 와서는 정밀주조(Investment

casting) 방법에 의한 일부 부품의 제조시도가 있었는데, 일본의 Ishikawajima Harima(石川島播磨)중공업에서는 Ti-47.3Al-0.7V-1.5Fe-0.7B(at.%) 조성의 합금으로 그림 9(a)에 나타낸 바와 같이 엔진용 터빈 블레이드 및 베인(vane) 시제품을 제조하였으며,[37] Kawasaki(川崎)중공업에서는 그림 9(b)에 제시한 것과 같은 turbocharger rotor의 시제품을 정밀주조법으로 제작하여 현재 엔진시험 중에 있는 것으로 알려지고 있다.[38]

그 외에 미국의 Howmet, GE사등에서는 3-4원계 TiAl기 합금으로 T-700 엔진의 컴프레서 케이스 및 CF6엔진의 제1단계 터빈 블레이드 시제품을 정밀주조하여 시험중이며,[39, 40] 일부 국가연구소 및 대학에서는 컴프레서 블레이드나 디스크를 항온단조 내지는 열간단조 방법으로 제조하려는 노력도 기울이고 있는 것으로 알려졌다. TiAl기 합금은 근본적인 취성으로 인해 가공하기가 매우 어렵다는 문제점때문에 최근에는 정밀주조법 이외에 반응소결(Reactive sintering)과 같은 분말야금법도 부품성형 공정으로서 이용하려는 연구가 활발히 진행되고 있다.

5. 국내 연구 현황

국내에서의 TiAl기 금속간화합물에 대한 연구는 1990년 금속학회 추계 학술대회에서 3건의 논문발표를 시작으로 1993년 말까지 학술발표가 45건, 대한금속학회지에 게재된 연구논문이 총 13편에 불과할 정도로 이제 막 태동기에 있다고 볼 수 있다. 현재 이 분야에서 활발한 연구활동을 하고 있는 그룹들을 살펴보면, 연세대학교, KIST에서는 플라즈마 용해, 유도 용해 등 소재의 제조공정 연구에 상당한 비중을 두고 있으며 압축시험을 통해 상온 및 고온에서의 변형특성을 연구하고 있고, 인하 대학교에서는 분말야금법을 이용한 소재제조 및 열간압출 등의 가공을 통한 소재특성 향상 연구를 진행하고 있으며, KAIST, 서울대학교, 금오공대 등에서는 합금조성 및 열처리에 따른 미세조직 변화를 관찰하여 기계적 특성과의 상호관계를 규명하고 나아가 가공열처리 공정을 통해 미세조직을 제어하는 연구를 수행하고 있다.

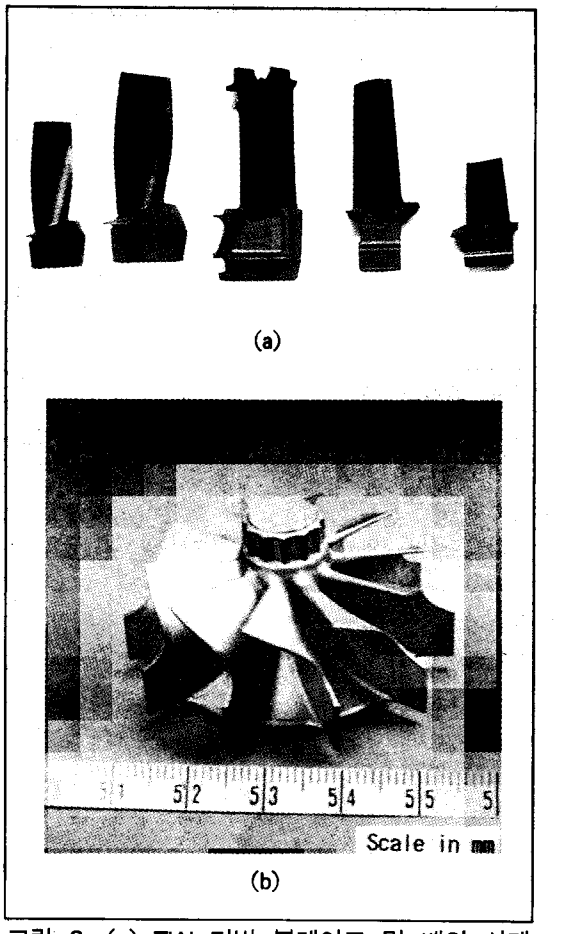

그림 9. (a) TiAl 터빈 블레이드 및 베인 시제품 (일본 Ishikawajima-Harima 중공업 제조)
(b) TiAl 터빈 휠 정밀주조품

한편, KIMM에서는 1992년도 부터 기관주도 첨단요소과제로써 TiAl기 합금에 대한 본격적인 연구 개발을 시작하면서 기존 합금의 상변태 및 변형특성에 대한 분석연구 및 소재의 기계적 특성이 환경에 따라 민감함을 보이는 환경취성 효과에 대한 연구를 수행하였고, 열간압연 방법을 이용한 가공열처리 공정을 통해 미세조직을 제어하는 연구도 진행 중이다. TiAl기 합금의 열간압연법은 국내에서는 처음 도입된 공정으로서 KIMM에서는 pack rolling 방법을 이용해 총압하율 80%까지 압연하는데 성공하였다. 앞으로 KIMM은 합금조성 제어와 미세조직 제어를 통하여 특성이

우수한 TiAl기 합금을 개발하고, 궁극적으로는 정밀주조 및 단조 등의 가공방법을 이용하여 일부 가스터빈 부품을 제조할 계획이며, 이를 위해 일본의 금속재료기술연구소(NRIM), 독일의 우주항공연구소(DLR) 등과도 국제협력연구를 활발히 수행하고 있다.

6. 맺음말

최근 몇 년 동안 TiAl기 금속간화합물에 대한 집중적인 연구개발 결과 실용화의 가능성을 더한층 높여주는 장족의 발전을 보였다. 일부 합금계에서는 상온에서 3-4%의 연성을 얻었으며, 파괴인성과 크리프 강도 또한 현저한 증가를 보였다. 그러나 아직도 이러한 소재특성은 상호 보완적이지 못하고 불완전한 상태에 있으며, 실제 부품을 만드는데는 TiAl기 합금을 사용할 경우 제조단가가 대단히 비싸기 때문에 실용화로 직결시키기에는 많은 문제점들이 있다. 이를 해결하기 위해서는 합금원소 조절 및 미세조직 제어를 통한 소재특성 향상에 더욱 주력하고, 일반적인 부품 성형방법을 이용할 수 있는 공정개선에 대한 연구가 활발히 진행되어야 한다고 본다. 이 같은 문제만 해결된다면 TiAl기 금속간화합물은 차세대 항공기용 엔진재료로서 확고한 자리를 굳힐 것으로 믿어 의심치 않는다.

참고문헌

[1] J. W. Westbrook, "Intermetallic Compounds", P. 464, John Willey and Sons, New York (1967).

[2] M. Yamaguchi and Y. Umakoshi, Prog. Mater, Sci. 34, 1 (1990).

[3] N. G. Tupper, J. K. Elbum and H. M. Brute, JOM 30, 1 (1978).

[4] F. E. Froes, space Age Metals Technology, p. 1. SAMPE, Covina, Ca (1988).

[5] H. Lipsitt, High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys (edited by C. C. Koch, C. T. Liu and N. S. Stoloff), p. 351. MRS, Pittsburg, Pa (1985).

[6] Y. W. Kim and F. H. Froes, High Temperature Aluminides and Intermetallics (edited by S. H. Huang, C. T. Liu, D. P. Pope and J. O. Stiegler), p.465. TMS, Warrendale, Pa (1990).

[7] J. M. Lasen, K. A. Williams, S. J. Balsone and M. A. Stucke, High Temperature Aluminides and Intermetallics (edited by S. H. Huang, C. T. Liu, D. P. pope and J. O. Stiegler), p. 521. TMS, Warrendale, Pa (1990).

[8] M. Yamaguchi, Mater, Sci. Tech. 8, 299 (1992).

[9] J. B. McAndrew and H. D. Kessler, J. Metals 8, 1348 (1956).

[10] H. A. Lipsitt, D. Shechtman and R. E. Shafrik, Metall. Trans. 6A, (1991).

[11] M. J. Blackburn, US Patent No. 4294616 (1981).

[12] S. C. Huang, E. L. Hall and M. F. X. Giglotti, High-Temperature Ordered Alloys II (edited by N. S. Stoloff, C. C. Koch, C. T. Liu and O. Izumi), p.481. MRS, Pittsburg, Pa (1987).

[13] S. C. Huang, E. L. Hall and M. F. X. Giglotti, Proceedings of Sixth World Conference on Titanium (edited by P. Lacombe, R. Tricot and G. Beranger), p. 1109 (1989).

[14] J. L. Murray, Metall. Trans. 19A, 243 (1988).

[15] C. McCullough, J. J. Valencia, C. G. Levi and R.Mehrabian, Acta Metall. 37, 1321 (1989).

[16] L. A. Willey and H. Margolin, Metal Handbook, 8th edn. vol. 8, p. 264. ASM,Metal Park, Oh (1973).

[17] S. C. Huang and E. L. Hall, High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III (edited by C. T. Liu, A. I. Taub, N. S. Stoloff and C. C. Koch), p. 372. MRS, Pittsburg, Pa (1989).

[18] P. Duwez and J. L. Taylor, Trans AIME 196, 70 (1952).

[19] E. S. Bump, H. D. Kessler and H. Hansen, Trans. AIME 194, 609 (1952).

[20] M. J. Marcinkowski, N. Brown and R. M. Fisher, Acta Metall. 9, 129 (1961).

[21] M. H. Yoo, J. Mater, Res. 4, 50 (1989)

[22] S. H. Hwang and Y. D. Hahn, High Temperature Aluminides and Intermetallics (edited by S. H. Huang, C. T. Liu, D. P. Pope and J. o. Stiegler), p. 91. TMS, Warrendale, Pa (1990).
[23] T. Kawabata, T. Kanai and O. Izumi, Acta Metall. 33, 1355 (1985).
[24] S. C. Huang, Scripta Metall. 22, 1885 (1988).
[25] S. C. Huang and E. L. Hall, Metall. Trans. 22A, 427 (1991).
[26] Y. W. Kim, and D. W. Dimiduk, JOM 43, No. 8, 40 (1991).
[27] Y. W. Kim, Acta Metall. Mater. 40, 1121 (1992).
[28] S. C. Huang, and D. S. Shih, Microstructure/Mechanical Property Relationships in Titanim Aluminides and Alloys (edited by Y. W. Kim and R. R. Boyer), p. 105. TMS, Warrendale, Pa (1991).
[29] K. S. Chan and Y. W. Kim, Metall. Trans 23A, 1663 (1992).
[30] S. Mitao, S. Tsuyama and K.Minakawa, Microstructure/Mechanical Property Relationships in Titanim Aluminides and Alloys (edited by Y. W Kim and R. R. Boyer), p. 297. TMS, Warrendale, Pa (1991).
[31] M. Yamaguchi and H. Inui, Proc. Intl. Conf. on Structural Intermetallics, Seven Springs, Pennsylvania (1993), to be published.
[32] Y. W. Kim, Bull. of JOM 32, 73 (1993).
[33] C. T. Liu, High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys V (edited by I. Baker, R. Daloria, J. D. Whittenberger and M. H. Yoo), p. 3. MRS, Pittsburg, Pa (1993).
[34] M.H. Oh, H. Inui, M. Misaki and M Yamaguchi, Acta Metall. Mater. 41, 1939 (1993).
[35] M. Nakamura, K. Hashimoto and T. Tsujimoto, J. Mater. Res. 8(1), 68 (1992).
[36] M. H. Oh, H. Inui, M. Misaki, M. Kobayashi and M. Yamaguchi, High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys V (edited by I. Baker, R. Daloria, J. D. Whittenberger and M. H. Yoo), p. 1001. MRS, Pittsburg, Pa (1993).
[37] M. Yamaguchi, Proc. 34th Japan Cong. on Mater. Ress., p. 1, the Soc. of Mat. Sci., Japan (1991).
[38] Y. Nishiyama, T. Miyashita, S. Isobe and T. Noda, High Temperature Aluminides and Intermetallics (edited by S. H. Huang, C. T. Liu, D. P. Pope and J. O. Stiegler), p. 557. TMS, Warrendale, Pa (1990).
[39] B. London and T. J. Kelly, Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys (edited by Y-W. Kim and R. R. Boyer), p.285, TMS, Warrendale, Pa (1991).
[40] G. Colvin, M. Cianci, B. Kleyn and L. VanderLeest, Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys (edited by Y-W. Kim and R. R. Boyer), p. 361. TMS, Warrendale, Pa (1991).