

금속간화합물

韓 昌 錫

호서대학교 국방과학기술학과

Intermetallic Compounds

Chang-Suk. HAN.

Dept. of Defense Science & Technology, Hoseo University 165 Sechul-Ri, Baebang-Myun,
Asan City, Chungnam 336-795, Korea

1. 서 론

금속간화합물이란 주기율표상의 제2 장주기 이하의 원소 중에서, III_B족 원소 B와 VII_B족 원소 At를 연결하는 선으로부터 좌측에 있는 원소를 금속원소, 선상 및 그 주변에 있는 금속과 비금속의 중간 성질을 나타내는 원소를 반금속원소라고 부른다. 금속간화합물이라는 명칭은 일반적으로는 이러한 반금속원소를 포함하고 금속적 성질을 나타내는 원소들로서 구성되는 2원계 및 그 이상의 다원계에 나타나는 중간층을 목표로 하여 이용되고 있다. 예를 들면, 그림 1에 나타난 상태도로부터 알 수 있듯이, Ni-Al계에는 NiAl₃, Ni₂Al₃, NiAl 및 Ni₃Al 등과 같은 4종류의 중간상이 존재하며, 이 모든 상을 금속간화합물이라고 부른다. 이와 같이, 금속간화합물에 대해서는, 조성비에 관하여 일반적 의미의 원자가 법칙이 성립하지 않으며, NiAl₃와 같이 정비례 조성만으로 존재하는 것이 있다면, NiAl과 같이 정비례 조성 주위에 넓은 조성영역을 갖는 것도 많다. 결정구조도 단순한 구조에서부터 매우 복잡한 구조까지 금속간화합물에 따라 여러 가지가 존재한다. 상기한 설명은, 어떠한 금속간화합물이 어떠한 조성이나 결정구조를 가지며, 그 물리적·화학적 특성이 금속간화합물에 따라 천차만별이다. 따라서, 물성도 또한 천차만별이라는 것을 시사하는 것이다.

자연계에 존재하는 원소 중에서 80% 이상이 금속 혹은 반금속 원소이기 때문에 구성원소로서 형성되는 금속간화합물의 수는 셀 수 없을 만큼 많다. 더욱이,

금속·반금속 원소의 질화물이나 유화물 중에서, 금속에 가까운 성질을 나타내는 것도 금속간화합물에 포함시키는 경우가 많으며, 금속간화합물이라고 총칭되는 물질그룹에는 여러 가지 성질을 가진 무한히 많은 종류의 물질이 포함되어 있다. 더구나, 대부분이 물성에 관한 체계적 연구가 진행되어 있지 않은 미지의 물질이다. 금속간화합물은 재료분야에 남아 있는 광대한 미로의 하나라고 말할 수 있다.

본 기술해설에서는, 금속간화합물의 종류와 개발현황 및 차세대재료로서의 전망에 대하여 기술하겠다.

2. Ni-Al계 금속간화합물

2.1 안정한 조성 영역

그림 1에 나타난 Ni-Al 2원계 상태도를 보면, β -phase(NiAl), γ -phase(Ni₃Al) 모두 화학양론조성을 중심으로 하는 조성영역을 갖는 Berthollide형의 금속간화합물이다. 상태도로부터 알 수 있듯이 NiAl은 화학양론조성에서 최고의 용점을 갖는 一致화합물(congruent)인 것에 반해서 Ni₃Al은 포정반응에 의해서 생성되는 화합물이다. Ni-rich에서 2원계 조성의 Ni₃Al 단결정의 제작은 Bridgman법으로 가능하지만 Al-rich에서는 Ni₃Al 단결정 제작이 불가능하다. 이것을 해결하기 위해서는 2원계에 존재하는 포정반응을 제3원소를 첨가하여 3원계 상태도내로 이동시킬 필요가 있다. Al-rich에서는 제3원소로 치환한 Ni₃(Al,X)와 같은 3원계 조성으로 하면 단결정을 제작할 수 있다. 이에 반해서 NiAl은 비교적 간단하게

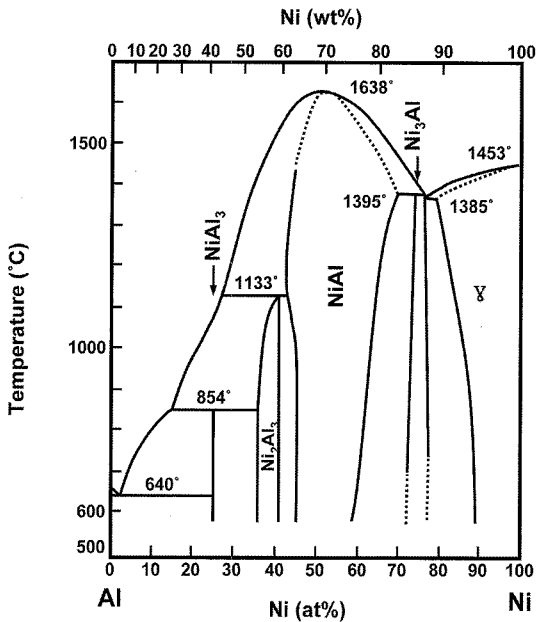


그림 1. Ni-Al계 2원계 상태도.

단결정을 제작할 수 있다. 단지, 단결정에 관한 data는 Ni_3Al 이 $NiAl$ 보다 훨씬 많으며, 다결정에 대해서도 마찬가지이다. 투고된 논문의 편수도 Ni_3Al 이 훨씬 많다. 가장 큰 이유는 Ni_3Al 의 특이한 강도의 온도 의존성 때문에 연구자들의 흥미가 Ni_3Al 에 집중되었다는 것과 Ni-base 초내열합금의 주요한 조직구성 요소의 하나라는 것 때문이라고 생각된다.

2.2 물리적 성질

최조밀 충전구조가 아닌 bcc를 기본으로 하는 $NiAl$ 은 경량원소인 Al의 비율이 높기 때문에 비중은 $5.86(g/cm^3)$ 이며, $TiAl$ 의 3.91에는 미치지 못하지만, Ni_3Al 의 7.50과 비교해 보면 생각보다 작은 것을 알 수 있다. 이것이 $NiAl$ 에 대하여 관심이 높아지게 된 이유의 하나일 것이다. Young을 등을 표 1에 $TiAl$ 과 비교하여 나타내었다.

2.3 비화학양론조성의 영향

큰 조성폭을 갖는 Berthollide형의 금속간화합물이 비화학양론조성에서도 안정하게 존재하기 위해서는 그 결정구조 안에 어떠한 구조결합이 도입되어야 한다. 여기서 생각해야 할 것이 공공형 구조결합과 치환형 구조결합이다. 공공형 구조결합이란 과잉원자는

표 1. Ni_3Al , $NiAl$ 및 $TiAl$ 의 결정구조, Young을, 용점, 밀도의 비교

Alloy	Type	E (GPa)	T_m (K)	Density (g/cm^3)
$TiAl$	$L1_0$	25.5	1773	3.91
$NiAl$	B2	42.7	1913	5.86
Ni_3Al	$L1_2$	25.9	1663	7.50

본래의 격자위치를 고집하여 존재하며, 그 외의 원자는 다른 한쪽의 격자위치를 모두 만족시키기에는 부족하기 때문에 그곳은 공공인체로 남게 되는 구조결합이다. 반면에, 치환형 구조결합은 다수의 원자가 부족한 원자의 격자위치로 치환하기 때문에 구조적 공공은 존재하지 않는 구조결합이다.

Ni_3Al 에서는 Ni-rich와 Al-rich 양쪽에서, $NiAl$ 에서는 Ni-rich에서 치환형 구조결합이 도입되며, Al-rich에서는 공공형 구조결합이 도입된다.

$NiAl$ 은 일종의 전자화합물이며, 단위포 중의 전자·원자비를 일정하게 유지하려고 하는 성질 때문에 구조적공공이 형성된다고 생각된다. 여기서 Al은 3가이지만 공공의 전자수는 당연히 0이며 Ni도 전자수는 0이다. 공공형 구조결합은 $NiAl$ 과 같은 B2형 결정구조를 갖는 $CoAl$, $CoGa$, $NiGa$, $PdIn$ 등의 3B족 원소-rich측에서 나타난다. 이때의 격자상수변화는 그림 2에 나타난 것과 같이 1:1의 조성비에서 peak를 나타낸다[1]. 이 점으로부터도 이들 화합물의 B족 원소-rich측에서는 공공형 구조결합을 갖는다는 것을 증명해 준다.

이와 같은 구조결합은 물리적 성질은 물론 기계적 성질에도 커다란 영향을 준다. 특히, 공공형 구조결합의 영향이 큰 것은 그림 3(a)와 (b)에 나타난 것과 같이 양화합물의 비화학양론조성에 미치는 강도의 영향이다[2, 3]. 그래프로부터 알 수 있듯이 Al-rich에서의 강화가 현저하다. $NiAl$ 에서는 공공형 구조결합이 도입되기 때문에 강화되며, Ni_3Al 의 Al-rich가 Ni-rich에 비해서 강화가 현저한 것은 Al이 최근접 위치에 오는 것과 관계가 있다고 생각된다. 그러나, 구조결합강화에 대한 이론적 고찰은 아직 확립되어 있지 않은 실정이다. 특히, Ni_3Al 의 Al-rich에서 77 K의 강도보다 실온 데이터가 비화학양론조성에 따라 강도가 증가하는 것은 강도의 (+)온도 의존성이 Al양

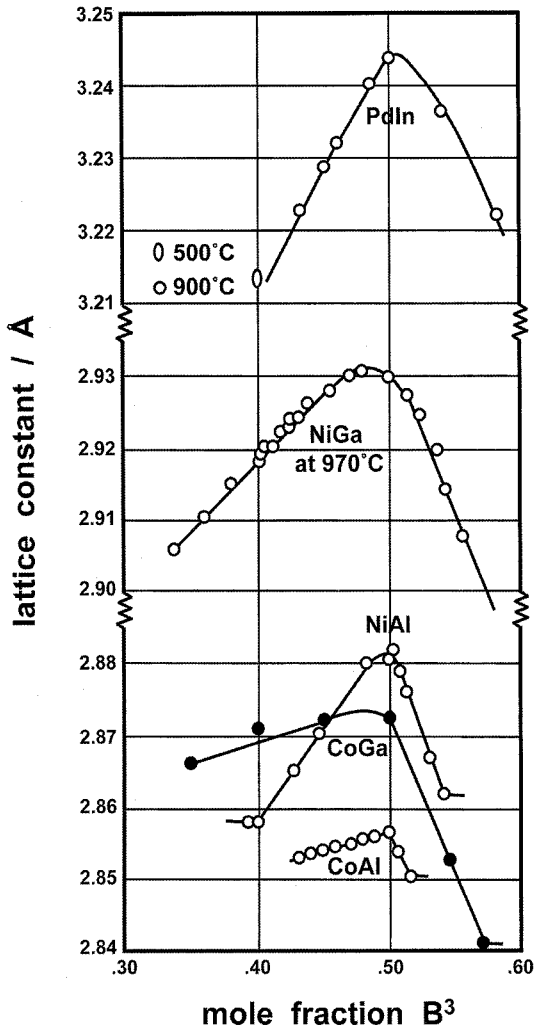
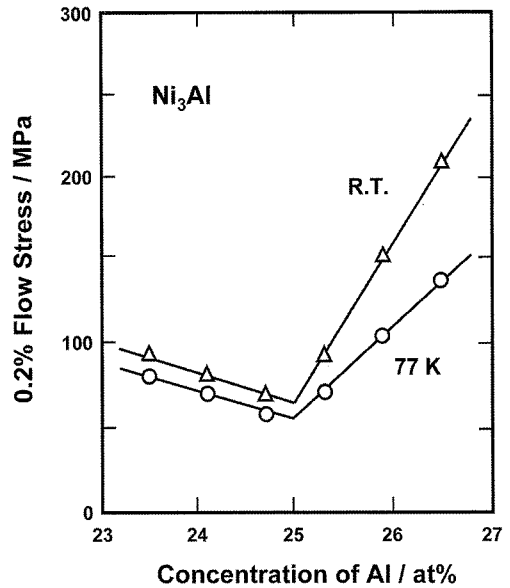


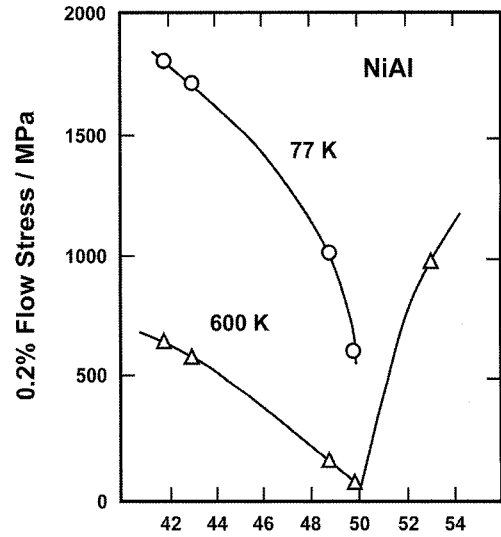
그림 2. 각종 B2형 금속간화합물의 격자상수 변화.

의 증가에 따라 현저하게 되기 때문이다.

비화학양론조성은 연성이나 인성에도 커다란 영향을 미친다. 예를 들어, Ni_3Al 이나 Ni_3Ga 에서는 Ni-rich에서 B첨가에 의한 연성의 개선은 효과적이지만 Al-rich에서는 효과가 없다. 또, $NiAl$ 에는 이와 같은 B의 첨가효과는 없다. Ni_3Al 과 같은 $L1_2$ 형 구조를 갖는 화합물중에서 연성을 나타내는 것은 Co_3Ti , Cu_3Au , Cu_3Pt , Ni_3Fe , Ni_3Mn 등이며, $NiAl$ 과 같은 B2 구조를 갖는 화합물중에서 연성을 나타내는 것은 $NiTi$, $FeCo-V$, $CuZn$ 등이 있다. 한편, 취약한 화합물은 B족 원소를 포함하는 것에서 많이 나타난다. 이러한 점으로부터 금속적 결합요소가 강한 화합물, 즉, 천이금속간의 화합물, 규칙-불규칙 변태점을 갖는



(a)



(b)

그림 3. (a) 상온과 77 K에서 Ni_3Al 의 강도에 미치는 비화학양론조성의 영향, (b) 77 K과 600 K에서 $NiAl$ 의 강도에 미치는 비화학양론조성의 영향.

화합물, 공공형 구조결합이 없는 화합물 등이 연성이 우수하다고 생각된다. Ni-rich의 Ni_3Al 이나 Ni_3Ga 의 연성이 B첨가에 의해 개선되는 것도 이것과 관계가 있다. 이와 같은 성질은 $NiAl$ 의 연성개선을 위한 힌트가 될 것이다. 예를 들어, Al과 치환하는 천이금속

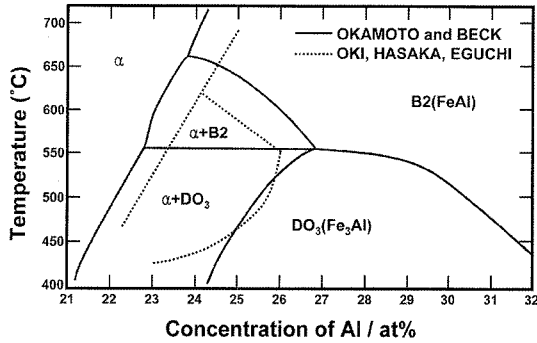


그림 4. Fe-Al계 2원계의 부분 상태도.

원소의 첨가는 연성개선에 커다란 효과가 있다고 생각된다.

조성 차에 의해 어떠한 구조결합이 나타날지는 결정구조의 형태나 조합시키는 구성원소의 종류에 따라서 결정된다. 공공형성에너지나 원자간 결합에너지를 기초로 한 고찰에 의하면 공공형 구조결합은 최조밀 구조의 화합물이나 규칙-불규칙 변태점을 갖는 Kurnakov 화합물에서는 나타나기 어렵다는 것을 알 수 있다.

3. Fe-Al계 금속간화합물

3.1 Fe₃Al계 합금

Fe₃Al은 가격이 저렴하며, 비중이 작고 내산화성 및 내유화성이 우수하며, 특히 600°C까지 높은 강도를 갖는 점으로부터 9Cr-1Mo강이나 316강 등의 대체 재료로서 주목받고 있는 금속간화합물이다. 그림 4에 2원계 평형상태도의 Fe₃Al과 관련 있는 부분만을 나타내었다[4, 5]. Fe-Al계에서는 약 550°C에 변태온도가 존재하기 때문에 열처리에 의하여 조직이나 구조를 제어할 수 있다.

그림 5에 Fe₃Al의 실온특성에 미치는 Al 농도의 영향을 나타내었다[35]. Al양 26 at% 전후에서의 커다란 강도변화는 α+DO₃/DO₃ 상 경계에 대응하고 있는 것을 알 수 있다. Mckamey et al.[6]은 이러한 합금의 고온산화나 유화특성 등을 포함하여 종합적으로 판단하였으며, 다소 강도는 저하하여도 수%의 연성을 나타낸 Fe-28 at%Al이 가장 유망한 합금이라고 보고하였다. Fe₃Al의 상온연성개선에 Cr의 첨가 효과적이다. Cr을 첨가한 합금의 특성을

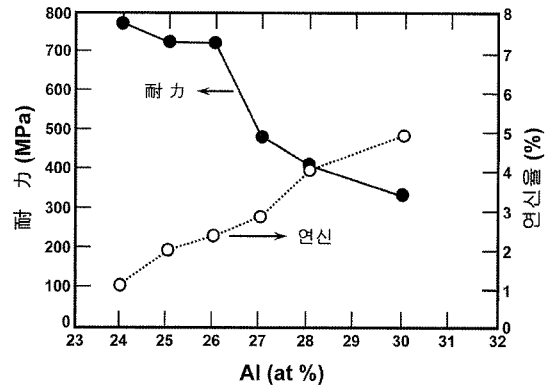


그림 5. Fe-Al 합금의 실온특성에 미치는 조성의 영향.

표 2. Fe-Al-Cr 합금의 인장특성

특성	Fe-28at%Al	Fe-28at%Al+Cr		
		2%	4%	6%
[실온]				
내력 (MPa)	279	247	228	232
인장강도 (MPa)	514	638	553	535
연신율 (%)	3.7	9.4	8.2	8.4
[600°C]				
내력 (MPa)	345	349	347	358
인장강도 (MPa)	383	401	409	415
연신율 (%)	33	43	32	34

표 2에 나타내었다[7]. Cr 첨가의 효과는 APB(역위 상경계) 에너지를 저하시켜 부분전위가 독립하여 운동할 수 있게 되기 때문이다. 또한 이 합금의 연성을 향상시키기 위해서는 oil quenching에 의한 정밀한 조직제어도 이용되고 있다. 수증기에 의한 수소취화를 제외한다면, 내환경성은 양호하다고 생각된다. 또한 Fe₃Al계 합금은 모두 plate나 pipe로 성형하는 것이 가능하기 때문에 부식환경에서 사용할 수 있는 구조재료로서 실용화되어 있다.

3.2 FeAl계 합금

FeAl 합금의 용점은 약간 낮지만, 비중은 작고 우수한 내산화성을 나타내기 때문에 중간온도 영역에서 사용하는 Ni-base합금의 대체재료로서 연구되고 있다. 그러나, 이 온도영역에서의 경합재료는 많기 때문에 폭 넓게 이용되지는 않을 것이라고 생각된다.

NiAl과 다르게 FeAl에서는 <110>{100}의 slip계가 작용하기 때문에 상온에서 어느 정도의 연성을

기대할 수 있다. 그러나, 부분전위의 APB 에너지는 Al 함유량과 같이 증가하기 때문에 연성은 Al 함유량의 영향을 받게 된다. Fe-40 at%Al 합금에서는, 상온에서 수%의 연신을 얻을 수 있지만, 이 연신은 B 첨가나 열처리에 의하여 향상시킬 수 있다.

FeAl계 합금은 600°C에서 강도와 연신율이 함께 저하하는 즉, 중간온도 취성을 나타낸다.

4. Ti-Al계 금속간화합물

Ti-Al 2원계에는 적어도 Ti₃Al, TiAl 및 TiAl₃의 3종류의 안정한 금속간화합물이 존재하며, 모두 경량 고온재료로서의 가능성을 충분히 가지고 있다. TiAl₃는 축비가 2에 가까운 정방정의 구조로 변형능력이 부족하기 때문에 변형능력의 개선을 목표로 합금원소 첨가에 의해서 결정구조를 입방정으로 하기 위한 연구가 진행되었으며, 또한, 경량성과 내산화성이 우수하기 때문에 경량고온재료로서 연구개발 되고 있다. 그리고, 입방정화 시킨 TiAl₃를 베이스로 하여 열응력에 견딜 수 있을 정도의 연성을 갖는 내산화 코팅재의 개발이 가능하여, 이 방면의 재료와 프로세스의 개발도 진행되고 있다. 표 3에 Ti-Al계 금속간화합물의 특성을 나타내었다[8].

Ti₃Al은 조밀육방구조를 기본으로 규칙구조로 결정화 되는 금속간화합물이다. Ti-Al 2원계에서는 α₂상이라고 불리며, 온도의 상승과 함께 α₂ → α → β와 같은 상변태를 나타낸다. 여기에서, α, β상은 각각 조밀육방구조와 체심입방구조를 갖는 Ti-Al 합금이다. Ti₃Al계 합금의 경우에는, 상기한 상변태에 유래하는 여러 가지 복잡한 상의 조직이 존재하며, 이 상변태를 이용한 macro 조직제어가 행하여지고 있다. Ti₃Al은 본래 상온연성의 성질이 부족한 금속간화합

물이지만, Nb를 10 at% 정도 첨가하여 상온연성이 크게 개선되었다. β상 안정화 원소인 Nb를 다량으로 첨가하면 β상이 안정화 되어 α₂/β의 2상 조직으로 되며, 이 β상의 존재에 의하여 상온연성과 고온가공성이 대폭적으로 개선된다. β 안정화 원소인 Nb를 소량으로 첨가한 합금을 β상 영역으로부터 quenching하면 martensite적으로 α₂상이 형성되며, 그 후 1170 K 정도로 가열하는 것에 의하여 β상을 석출시키는 것이 가능하다. Quenching시 martensite를 미세화 하는 것과 함께, 그 후 가열에 의한 β상의 석출을 이용한다면 조직을 매우 미세화 하는 것이 가능하며, 상온에서의 기계적성질을 개선하는 것도 가능하다. 그러나, 체심입방구조인 β상은 creep 강도가 낮기 때문에 β상이 존재하는 것은 Ti₃Al계 합금의 내 creep 성을 열화시키는 원인이 된다. 따라서, 이 합금계의 최고 사용온도는 고온용 Ti 합금의 최고 사용온도를 뛰어넘지 못하며, 더구나 대량의 Nb첨가는 비중의 증가를 초래한다. 따라서, Ti₃Al계 합금은 TiAl 합금에 비하여 매력적이지 못하다.

TiAl 합금은, Ti-Al 2원계에서 거의 화학양론조성으로부터 Al-rich로 넓은 고용범위를 갖는 화합물(γ상)이지만, 일반적으로 사용되고 있는 'TiAl'이라는 명칭은 반드시 TiAl 단상 화합물을 가리키는 것이 아니라, 상기한 Ti₃Al(α₂) 상을 소량 포함하는 γ/α₂ 2상 합금을 가리켜 사용되는 것이 많다. γ/α₂ 2상 합금은, 고용상태에서는 γ상과 α₂ 상이 서로 적층하여 특이한 층상(lamella) 조직을 형성한다. γ/α₂ 2상 합금의 조직은 고온가공과 그 후의 열처리에 의하여 여러 형태로 변화하지만, 기본적으로는 전형적인 lamella 조직과 등축인 lamella 조직상과 γ상으로 부터 형성된 등축상 조직이 중요하다. 전형적인 lamella 조직은 용해 주조 후 혹은 γ/α₂ 2상 합금을

표 3. 고온재료의 특성

	Ti 합금	Ti ₃ Al 계 합금	TiAl 계 합금	super alloy
밀도 (g/cm ³)	4.5	4.15~4.7	3.76	8.3
상온 Young 율 (GN/m ²)	110~96	145~110	176	206
900°C의 Young 율 (GN/m ²)	70*	110~90	140	150~140
creep 耐用限 (°C)	538	815	1038	1093
산화 耐用限 (°C)	593	649	1038	1093
실온 연성 (%)	~20	2~5	1~3	3~5
사용온도에서의 연성 (%)	20~40	5~8	7~12	10~20

* 650°C에서의 값

α 단상영역까지 가열하여 냉각처리에 의하여 등축상 조직은 $(\alpha+\gamma)$ 2상 영역에서 유지 혹은 가공 후 냉각처리에 의하여 얻을 수 있다. $(\alpha+\gamma)$ 2상 영역에서 두 상의 체적율이 거의 같은 온도에서 유지 또는 가공한다면 입계장상이 제어되어 등축립조직을 미세화 할 수 있다. 등축립조직 특히 미세한 등축립조직은 상온연성은 우수하지만, 고온에서의 강도나 파괴인성은 전형적인 lamella 조직이 우수하다. 우수한 역학적특성을 나타내는 γ/α_2 2상 합금을 개발하는 관점에서 보면, lamella 조직의 결점인 상온연성의 개선을 우선 생각할 수 있으며, 이 방면의 연구가 γ/α_2 2상 합금 연구의 커다란 흐름 중의 하나라고 말할 수 있겠다.

Lamella 조직의 상온연성을 개선하기 위한 하나의 방법은 lamella 조직상을 적절하게 미세화 하는 것이다[9, 10]. Lamella 조직상을 미세화하면 상온연성은 개선되지만, 동시에 lamella 조직의 우수한 점인 고온에서의 강도나 파괴인성이 저하한다. 그래서, 이 2가지의 형평성을 고려하여 적절하게 lamella 조직상을 미세화 하여야 한다. 구체적으로 lamella 조직상이 100~200 μm 정도가 가장 바람직하다. 예를 들어, 분말성형재에 고온가공열처리를 하는 것에 의하여 이 정도로 미세화 된 lamella 조직상태를 얻게 되면, 실온에서의 항복강도가 971 MPa, 인장연성이 1.4%에 달하며, 또한 1073 K까지 강도가 거의 저하하지 않는 γ/α_2 2상 합금을 얻을 수 있다고 보고되었다[11]. Lamella 조직의 상온연성을 개선하기 위하여 lamella 조직의 이방성을 이용한 연구도 보고 되었다[12].

Lamella 조직의 항복응력은, lamella 조직경계와 하중축과의 각도에 의존하는데, 인장축이 lamella 경계에 수직할 때에 항복응력이 최대가 되며, 평행한 경우에는 그 다음의 항복응력을 나타낸다. 그러나, 전자의 경우의 인장연성은 0인 것에 반하여 후자의 경우에는 충분한 인장연성을 나타낸다[13]. 또한, crack이 lamella 경계에 수직으로 진전하는 경우 파괴인성은 높아진다는 연구보고가 있다[14]. 따라서, 응고방향과 평행하게 lamella 조직이 성장한 일방향 응고 합금을 제작할 수 있다면, 그 합금은 응고방향으로 응력이 작용하기 때문에 높은 강도, 높은 연성 및 높은 인성을 나타낸다. 즉, γ/α_2 2상 합금의 상

온연성 뿐만 아니라 고온강도, 파괴인성을 비약적으로 개선하기 위한 방법으로서 일방향응고는 대단히 매력적이다. Ni-base super alloy의 일방향응고재의 경우, 주상정이 [001]방향으로 성장하여 각각의 주상정에서 Ni-Al계의 γ 상과 γ' 상이 cube-on-cube의 방위관계를 가지고 공존한다. γ/α_2 2상 합금의 경우에는, 각각의 주상정이 γ/α_2 lamella 조직을 가지며, 특히 lamella 경계가 응고방향에 평행하다. Cr, W 등의 β 상 안정화 원소를 첨가하여 초정 β 상의 주상정이 $\langle 001 \rangle$ 방향을 따라 우선성장하는 것을 이용하여, γ/α_2 lamella 조직의 방위를 제어하는 방법, 또한 여러 가지 종류의 결정을 이용하여 직접 α 상의 방위를 제어하는 방법 등이 있다. 후자의 방법에 대하여 실험실 규모이긴 하지만 성공한 예가 보고되었다[12]. 또한, lamella 조직의 방위제어를 고온가공에 의한 시도도 있었으며, 원리적으로 lamella 조직의 이방성을 이용한 고강도, 고연성, 고파괴인성 단조재의 제조도 불가능한 것만은 아니다.

5. 고용점 금속간화합물

1200°C 이상에서 사용할 수 있는 가능성을 가진 것은 고용점 금속간화합물일 것이다. 이 중에서 기대할 수 있는 것은 Nb_3Al (용점 1960°C)과 MoSi_2 (용점 2250°C)이다. Be 화합물은 경량이며 용점이 높기 때문에 일부 연구자에게 주목되었지만, Be 화합물이 증발하기 쉬우며, 맹독성 물질이기 때문에 사용하기에 많은 문제점이 있다.

Nb-Al계에는 Nb_3Al , Nb_2Al 및 NbAl_3 와 같이 3가지 종류의 금속간화합물이 존재하는데, 이 중에서 NbAl_3 계 합금은 경량이며 내산화성이 우수하고, 용점도 1605°C로 높기 때문에 상당히 높은 온도에서 사용할 수 있는 가능성이 있다. 이 화합물이 갖는 DO_{22} 형 결정구조는 면심입방정으로부터 유도되는 구조이기 때문에, 이 결정구조 그대로 연성을 개선하는 것이 NbAl_3 계 구조용 재료개발의 하나의 방향일 것이다. 연성을 개선하기 위해서는 적합한 slip계나 쌍정변형이 작용할 수 있게 조성을 제어하여야 하며 [15], 결정립 미세화나 제2상의 분산 등의 조직제어가 필요하다.

Nb_3Al 계 합금은 입방정이지만, A15형이라는 복잡

한 결정구조를 갖는다. 이 화합물은 700°C 이하의 온도영역에서의 압축시험에서도 변형을 나타내지 않는데, 이러한 현상은 5개 이상의 독립한 slip계가 작용하기 때문이다. 이것은 화합물의 조성이나 조식을 제어하는 것에 의하여 연성을 얻을 수 있다는 가능성을 의미한다. 한편, Nb₂Al은 결정구조가 너무 복잡하여 변형을 얻는 것은 어렵다고 생각된다.

Nb-Al계에서는, Nb와 Nb₃Al의 공존재료나 Nb₃Al과 Nb₂Al의 공존재료를 연구하는 것도 하나의 방향일 것이다. 이 경우에는, Nb나 Nb₃Al의 고용도 한계의 온도에 의한 변화가 조직제어를 위해서 효과적으로 이용될 수 있다고 생각한다. Nb상을 포함하는 합금에서는 연성은 개선될 수 있지만, 내산화성은 악화되기 때문에 그 대책이 강구되어야 할 것이다.

C11_b형인 MoSi₂는 발열체로서 사용되고 있지만, 변태능력은 Nb₃Al과 동등한 정도이다. 이 화합물은 (110) slip면 (slip이 용이함)과 (113) slip면 (slip이 어려움)을 가지며, 독립적인 slip계는 5개 이상이지만, MoSi₂는 조성폭을 가지지 않기 때문에 Nb₃Al에 비하여 불리하다. C11_b형을 갖는 화합물로서는 MoSi₂ 이외에 WSi₂가 있고, 또한 VSi₂와 CrSi₂는 C40형 구조를 갖는다. 그러나, 이와 같은 고용점화합물은 MoSi₂에 비하여 상당히 취약하다.

6. 결 론

본 기술해설에서는 여러 종류의 금속간화합물에 대하여 설명하였다. 금속간화합물은, 그와 같은 물질이 자연계에 존재하여 흥미의 대상이 된다고 하는 의미에서의 가치가 아니라, 연구자들이 금속간화합물을 base로 합금설계를 하여 대상물질로 변화시킨다고 하는 것에 가치가 있다고 생각한다. 여러 종류의 금속간화합물 중에서 몇 가지는 잠재적인 가능성을 충분히 갖추고 있다고 생각한다.

참고문헌

1. G. Nover and K. Schubert : Z. Metallkde., **71** (1980) 329.
2. T. Suzuki, Y. Mishima and S. Miura : ISIJ Int., **29** (1989) 1.
3. R. T. Pascoe and C. W. A. Newey : Met. Sci. J., **2** (1968) 138.
4. K. Oki, M. Hasaka and T. Eguchi : Jpn. J. Appl. Phys., **12** (1973) 1552.
5. H. Okamoto and P. A. Beck : Metall. Trans., **2** (1971) 519.
6. C. G. McKamey, J. A. Horton and C. T. Liu : MRS Symposia Proceedings, "High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II", **81** (1987) 321.
7. C. G. McKamey, J. A. Horton and C. T. Liu : Scripta Metall., **22** (1988) 22.
8. H. A. Lipsitt : MRS Symposia Proceedings, "High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys", **39** (1985) 3.
9. H. Inui, K. Kishida, M. Kobayashi, M. Yamaguchi, M. Kawasaki and K. Ibe : Philosophical Magazine A, Physics of Condensed Matter, Defects and Mechanical Properties, **74** (1996) 451.
10. S. Nishikiori, S. Takahashi, S. Satou, T. Tanaka and T. Matsuo : Materials Science & Engineering, Properties, Microstructure and Processing A, Structural materials, **329** (2002) 802.
11. C. T. Liu, P. J. Maziasz, D. R. Clemens, J. H. Schneibel, V. K. Sikka, T. G. Nieh, J. Wright and L. R. Walker : Gamma Titanium Aluminides, ed. by Y. W. Kim, R. Wagner and M. Yamaguchi, TMS, (1995) 679.
12. D. R. Johnson, H. Inui and M. Yamaguchi : Acta Mater., **44** (1996) 2523.
13. J. F. Nie, J. M. Howe, V. K. Vasudevan and H. I. Aaronson : Metallurgical and Materials Transactions A, **31** (2000) 2377.
14. S. Yokoshima and M. Yamaguchi : Acta Mater., **44** (1996) 873.
15. M. Yamaguchi, U. Umakoshi and T. Yamane : MRS Symposia Proceedings, "High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II", **81** (1987) 275.