〈기술자료〉

고온구조용 초내열합금 열처리

박노광
한국기계연구원 재료공정연구부
경남 창원시 상남동 66번지

Heat Treatment of Superalloys for High Temperature Applications

Nho-Kwang Park
Materials Processing Department, KIMM,
Kyungnam 641-010, Korea

Abstract Superalloys which can be devided into three categories, i.e. Ni-base, Co-base, and Fe-base alloys are widely used for high temperature applications. Since superalloys contain many alloying elements and precipitates, its chemistry and processing parameters need to be carefully designed. In this review, current state-of-the art in the superalloy technologies is described with special attention to the heat-treatment for the control of the microstructures and mechanical properties.

Key Words: *Superalloys, Heat treatment, CalPhad, Precipitates, Thermo-mechanical treatment*

1. 머리말

초내열합금은 발전용 가스터빈을 위시하여 항공기 및 선박 등 추진기관에 사용되는 고온용 소재를 일컬으며, 일반적으로 Ni, Co, Fe계 합금이 상용화되고 있다. 초내열합금은 주조용과 단조용 합금이 있는데, 대부분 10여종 이상의 다량의 합금원소를 함유하고 있다. 주조용 합금은 상대적으로 고온강도가 우수한 반면 성형성이 떨어지기 때문에 용해 및 주조법으로 블레이드, 베인 등 부품 제조에 사용된다. 단조용합금은 비교적 고온성형성이 양호하기 때문에 압출, 단조 등 소성가공에 의해 추진기관용 부품, 선박용 내연기관 등 부품제조에 다량 이용된다. 중간재의 생산기술도 두합금의 경우에 판이하게 다른데, 주조용합금은 주로 진공에서 용해주조기술을 이용하여 부품제조에 이용되고 있으나, 단조용합금의 경우에는 진공용해에 의해서 모합금을 제조하고, 진공아크재용해, 일렉트로슬래그재용해 등 기술을 이용하여 균일한 잉고트를 만들고, cogging을 통해 균질 빌렛을 만든 후 형단조 등 공정을 통해서 최종 부품을 제조하게 된다. 원천적으로 주조된 합금의 경우 주조결함을 가질 소지가 많으며 용해주조설계를 통해서 이들 결함을 최소화 할 필요가 있고, 필요하면 열간정수압 성형 등을 통해 기공 등 주조결함을 제거하게 된다. 본 소고에서는 초내열합금에 대한 금속조직학적 기초적 개념과 내부에 존재하는 석출상을 이용한 열처리 기술 현황 및 연구추세 등 전반적인 초내열합금 기술에 대해서 소개하고자 한다.

2. 초내열합금 일반

2.1. 초내열합금의 종류

초내열합금은 기지조성에 따라 Ni합금, Co합금, Fe합금 등으로 구분지을 수 있다. 이중에서 고온강도가 우수하여 가장 보편적으로 사용되고 있는 합금이 Ni합금이다. Ni합금은 고온에서 기계적 강도와 내열산화성이 우수하여 가장 개발이 많이 된 합금으로, Inconel, Incoloy, Nimonic, Mar-M, Hastelloy, Hayens, RENE, Udimet, Waspaloy, Astroloy 등 다양한 합금이 소개되고 있다. 초내열합금에는 Table 1과 같이 다양한 합금원소를 함유하기 때문에 기지조직의 고용강화효과와 함께 다양한 석출물에 의한 강화효과를 보인다. Table 2는 초내열합금에 존재할 수 있는 다양한 석출상을 나타낸다. 가장 많이 존재하는 것이 $L1_2$ 규칙구조를 갖는 금속간화합물인 $Ni_3(Al,Ti)$형 γ'석출물이고, 그 외에도 다양한 석출상

이 존재하며 고온에서의 소성가공성, 사용중 재료의 기계적 특성에 영향을 미치게 된다. 특히 초내열합금에는 Co, Cr. Mo, W 등 다량의 금속원소를 함유하기 때문에 취약한 TCP 상을 형성할 수 있고, 또한 내부에 존재하는 C은 다양한 탄화물을 석출하며 TCP상의 석출에 영향을 미치게 된다.

Ni기 초내열합금의 기계적 강도는 $Ni_3(Ti,Al)$형 화합물인 γ' 석출에 의해 주로 결정되며, 이 상은 기지조직 γ에 정합변형 (coherency strain)과 전위이동시 역위상경계 (anti-pahse boundary)를 유발함으로써 고온에서의 전위유동성을 저하시키며 기계 강도를 증가시키게 된다. 이에 따라 Ni기 초내열합금은 온도증가에 따라 일정온도에 까지 항복강도가 상승하는 역온도 의존성을 나타낸다[1]. $Ni_3(Ti,Al)$ 화합물은 fcc 구조를 가지며 기지조직과 정합을 이루고, 표면에너지가 상대적으로 적기 때문에 고온에서의 상안정성이 좋다. 소성변형시 전위가 슬립면을 따라 이동하다가 γ' 석출상을 만나게 되면 이들 상을 절단하던가 Orowan loop을 형성하며 지나가게 된다[2]. 한편 전위가 cutting mechanism에 의해서 석출상을 절단하며 지나갈 경우에는 내부에 APB (anti-phase domain boundary)를 형성하며 합금을 강화시킨다[3]. Gamma prime 석출상의 크기와 강도와의 관계에 있어서는 그 크기가 대부분 전위가 입자를 통과할 수 있는 크기의 범위를 가지며 이 경우 재료의 강도는 석출물 입자크기의 제곱근에 비례한다. 한편 사용중 이들 입자가 성장할 경우에는 Orowan looping을 형성하게 되는 데 이 경우에는 입자크기가 커짐에 따라 상대적으로 입자간 간격이 넓어짐으로 인해 재료의 강도는 오히려 저하하게 된다[4].

Table 1. Effects of alloying elements in superalloys

Effect(a)	Fe-base	Co-base	Ni-base
Solid-solution strengtheners	Co, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Face-centered cubic matrix stabilizers	C, Ni, Co	Ni	Co
Carbide form:			
MC type	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M_7C_3 type	...	Cr	Cr
$M_{23}C_6$ type	Cr	Cr	Cr, Mo, W
Carbonitrides:			
M(CN) type	C,N	C,N	C,N
Promotes general precipitation of carbides	P	...	...
Forms γ' $Ni_3(Al, Ti)$	Al, Ti, Nb	...	Al, Ti
Retards formation of hexagonal η (Ni_3Ti)	Al, Zr	...	...
Raises solvus temperature of γ'	...	...	Co
Lowers solvus temperature of γ'	...	...	Cr
Hardening precipitates and /or intermetallics	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti(b), W, Ta	Al, Ti, Nb
Oxidation resistance	Cr	Al, Cr, Ta	Al, Cr, Ta
Improves hot corrosion resistance	La, Y	La, Y, Th	Na, Th
Sulfidation resistance	Cr	Al, Cr, Ta	Al, Cr, Ta
Enhances creep-rupture properties by grain-boundary morphology changes	B	B, Zr	B(c), Zr
Improves intermediate-temperature ductility	...	...	Hf
Causes grain-boundary segregation	...	...	B, C, Zr
Facilitates working	...	Ni_3Ti	...

(a) Not all of these effects necessarily occur in a alloy. (b) Hardening by precipitation of Ni_3Ti also occurs if sufficient Ni is present. (c) If present in large amounts, borides are formed.

Table 2. Precipitation Phases formed in superalloys

Phase	Crystal structure	Formula	comments
γ'	fcc	Ni_3Al	Principal strengthening phase in many Ni-Fe-base superalloys; crystal
		Ni_3(Al, Ti)	latice varies slightly in size(0-0.5%) from that of γ
η	hcp	Ni_3Ti(no solubility for other elements)	Found in Fe-, and Ni-base suerallys with high Ti/Al ratios after extended exposure
γ''	bct	Ni_3Nb	Principal strengthening phase in Inconel 718; γ'' is metastable and coherent disk-shaped; form on the {100} planes (~60 Å dia.,~50 to 90 Å thick)
δ	orthorhomb ic	Ni_3Nb	Observed in overaged Alloy 718; acicular type between 815 and 980°C; cellular type at low temp. aging and intragranular at high Tag-ing
MC	cubic	TiC, TaC, NbC	Composition is variable; globular, irregularly shaped particles that are gray to lavender
		HfC, ThC, ZrC	
$M_{23}C_6$	fcc	$Cr_{23}C_6$	Films, Globules, Platelets, Lamellae, and cells; usually forms at g.b.; "M" is uaually Cr, but Ni-Co, Fe, Mo, and W can substitute
M_6C	fcc	Fe_3Mo_3C	
		Fe_3W_3C-Fe_4W_2C	Randomly distributed carbide; may appear pinkish; "M" is generally Mo and W; some solubility for Cr, Ni-Nb, Ta, and Co
		Fe_3Nb_3C, Nb_3Co_3C	
		Ta_3Co_3C	
M_7C_3	hexagonal	Cr_7C_3	Normally blocky intergranular shape; observed only in alloys such as Nimonic 80A after exposure above 1000°C, and W; some Co-base alloys
M_3B_2	tetragonal	Ta_3B_2	
		V_3B_2	Observed in Fe-Ni-and Ni-base alloys with about > 0.03%; Similar to carbides, but not attacked by preferential carbide etchants; "M" can be Mo, Ta, Nb, Ni, Fe, or V
		Nb_3B_2, Mo_2FeB_2	
		$(Mo, Ti, Cr, Ni, Fe)_3B_2$	
MN	cubic	TiN, NbN	
		(Ti, Nb, Zr)N	Observed in alloys containing Ti, Nb, or Zr; insoluble at temperatures below Tm; easily recognized as-polished, having square to rectangular shape and yellow to orange color
		(Ti, Nb, Zr) (C,N)	
		ZrN	
μ	rhombohedr al	Co_7W_6	Generally observed with high levels of Mo or W; appears at high T as coarse, irregular Widmanstatten platelets
		$(Fe, Co)_7(Mo,W)_6$	
Laves	hexagonal	Fe_2Nb, Fe_2Ti	
		Fe_2Mo	Most common in Fe-base and Co-base superalloys; usually appears as irregularly shaped globules, often elongated, or as platelets after extended high T exposure
		Co_2Ta	
		Co_2Ti	
σ	tetragonal	FeCr	
		FeCrMo	Most often observed in Fe- and Co-base superalloys, less commonly in Ni-base alloys; appears as irregularly shaped globules, often elon-gated; forms after extended exposure between 540 and 980°C
		CrFeMoNi	
		CrCo	
		CrNiMo	

2.2. 합금설계기술

열역학을 바탕으로 상태도를 계산하여 조성에 따른 안정상에 대한 연구를 수행함으로써, 임의의 합금에 대하여 미세조직 관리를 통한 합금최적화에 대한 연구개발이 진행되고 있다. 열역학에 근거한 상태도계산을 위한 전산모사 엔진이 소개되고 있는 데, ThermoCalc, PANDAT, JMatPro, MTDATA, FACT, ChemSage, Gemini 등이 소개되고 있다. Fig. 1에는 ThermoCalc와 Ni합금에 존재하는 상에 대한 열역학 DB를 이용하여 계산한 초내열합금 Alloy718에서 합금원소에 따른 안정상의 변화에 대한 예를 나타낸 것으로, Nb함량 증가에 따라 γ상이 감소하며 δ 혹은 γ'' 와 함께 σ상이 존재할 가능성이 커지며 Cr 및 Mo의 경우 일정함량 이상에서 α, σ, μ 등 상을 형성할 가능성이 커짐을 확인할 수 있다.

PHACOMP 소프트웨어를 이용하여 σ상의 형성에 대한 예측을 할 수 있다[5]. PHACOMP은 평균전자공동수를 이용하는 것으로, 그 유용성 및 원리에 대해서는 여러 가지 이론이 제기되고 있다. 일례로, Ni-Cr-Mo 삼원합금계와는 달리 Ni-Cr 혹은 Ni-Mo 이원합금계에서 σ상이 발견 안 되는 이유에 대해서 설명할 수 없다. 그러나 열역학적인 상태도 계산(CALPHAD)에 의해서 이들 상의 존재를 정량적으로 확인할 수 있다[6]. 최근 CALPHAD에 의한 상태도 계산을 바탕으로 Ni합금에 대한 열역학적 구조 DB에 대한 자료를 바탕으로 10원합금계 이상에서의 상용 Ni합금 상태도를 계산할 수 있게 되었다. 이 방법을 통해, 용해구간, γ' 고용온도, σ, μ, Laves, η 등에 대한 조성과 평형온도구간, 탄화물 석출구간 등을 구할 수 있으며, 열역학적 해석법을 이용하여 NI기 초내열합금의 상변태에 대한 해석을 보다 정확히 할 수 있다.

한편, 초내열합금의 고온사용중 일어나는 안정상에 대한 해석도 가능하게 되어, 각 합금에 대한 우량여부를 판가름 할 수 있게 되었다. 일례로 U720합금과 U720Li 합금과의 열역학적 계산식에서 구한 바, 전자의 경우 σ상이 상대적으로 용이하게 형성되는 반면 U720Li 합금에서는 이들 상의 석출속도가 매우 느리게 되어 고온에서의 석출상 및 기계적 성질의 안정성이 우수하게 된다. 초내열합금에서는 고온강도를 향상시키기 위해서 고강도합금원소를 함유하지만 대부분 조성의 안정성한계영역에 까지 설계되어 사용되고 있다. 이들 합금원소 함량이 매우 높을 경우 상의 안정성이 저하하며 사용중 강도저하가 나타날 수 있다. γ' 상은 과도한 Ti 이나 Ta를 함유하지 않으나, 그렇지 않을 경우 고온에서 η상 (hcp)을 형성하게 된다[7].

3. 초내열합금 기계적 특성과 열처리

3.1. 고온 기계적 특성

초내열합금은 고온구조용 재료로 사용되기 때문에 사용조건에 맞는 인장, 피로, 크리프 특성 등 기계적 특성을 요구한다. 특히 고온에서의 크리프 변형거동에 대한 설계요구조건이 중요한데, 고온에서 재료가 응력을 받을 경우 발생하는 소성변형기구에 대하여

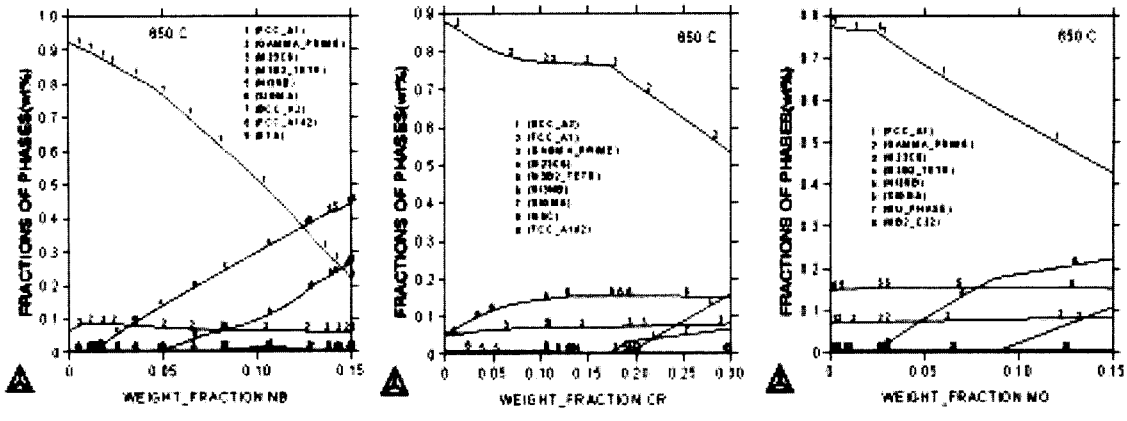

Fig. 1. Effects of alloy composition on the formation of high temperature phases in Alloy 718.

작성한 변형거동을 도식적으로 나타낸 변형기구도는 설계 가이드라인으로 이용할 수 있다. 일례로, Frost와 Ashby는 응력-온도를 좌표축으로 한 변형기구도를 제안하였는 데, 부품의 노출조건에 따라 변하는 iso-strain rate 곡선을 이용하여 크리프변형이 주요 설계조건으로 작용하는 부품에 대한 수명을 예측할 수 있다[8]. 표준화된 응력과 homologous temperature를 축으로 하여, 각 소성변형기구를 도식화하고 부과응력에 따른 변형속도를 쉽게 구할 수 있도록 하였다. 초내열합금은 진공 용해 및 주조기술을 이용하여 단조용 모합금을 제조하거나 최종제품을 정밀주조법에 의해서 제조하는 데, 용해 및 응고조건에 따라 기계적 특성은 현저한 차이를 보일 수 있다. 일례로 합금용해시 모합금에서 미량원소에 대한 관리가 안되고, 용해주조시 진공도가 떨어지거나 도가니에서 이물질이 혼입될 경우에는 재료의 고온특성이 현저히 저하할 수 있는데 후열처리 등 방법으로는 그 특성을 개선할 수 없으므로 주의 하여야 한다.

초내열합금에는 고온기계적 특성을 향상시키기 위한 열처리 방법이 주로 활용된다. 일례로 주조용초내열합금의 경우 단조용합금에 비해서 고온에서 사용되기 때문에 고온에서의 기계적 특성을 향상시키기 위한 방법으로 γ' 및 탄화물의 석출을 조절하기 위한 방법이 주로 동원되며, 크리프 특성을 향상을 위해서 결정립의 크기는 조대화시켜 사용된다. 또한 결정립계의 특성을 변화시켜 고온저응력에서 일어날 수 있는 결정립미끄럼 현상을 저지하기 위해서, Fig. 2와 같이 파형입계 (serrated grain boundary)를 임의로 형성하기 위한 방법이 동원된다. 니켈기 합금에서 파형입계는 균질화온도에서 유지 혹은 서냉시킬 때 γ'이 형성되며 입계가 평면형태에서 파형으로 변하는 양상을 지칭한다[9-11].

한편 단조용초내열합금의 경우 결정립계의 크기를 변화시키기 위하여 가공열처리를 주로 수행하며, 이 경우 합금의 종류에 따라 결정립계에 여러 가지 석출상을 존재하게 하여 결정립성장을 저지하며 동적재결정에 의해 결정립 크기를 조절할 수 있다. 결정립 크기는 이들소재의 고온기계적 성질을 변화시키는 데 결정립크기가 작을수록 인장강도, 피로강도, 고온성형성 등은 향상되는 반면 고온저응력하에서의 크리프 파단강도는 저하된다. 결정립을 조절하여 기계적 특성을 변화시키는 예로써, 초내열합금 사용량의 35% 정도를 점유하여 이용되고 있는 Alloy718의 경우 결정립계에 delta상을, Incoloy901 소재의 경우 η상을 석출시켜 결정립성장을 저지할 수 있다. Fig. 3에 Alloy718에서 결정립계에 석출된 γ'의 존재를 확인할 수 있다.

3.2. 초내열합금의 열처리 기술

초내열합금에 적용되는 열처리법은 크게 2 종류로 구분지을 수 있다. 즉, 주로 고용강화합금에 적용할 수 있는 어닐링 혹은 연화처리가 있다. 이 경우 주로 재결정과 약간의 크롬탄화물의 용해가 수반된다. 석출경화형 합금에 적용되는 연화처리는 고온성형성을 향상시키기 위한 방법으로 일부 이용된다. 두 번

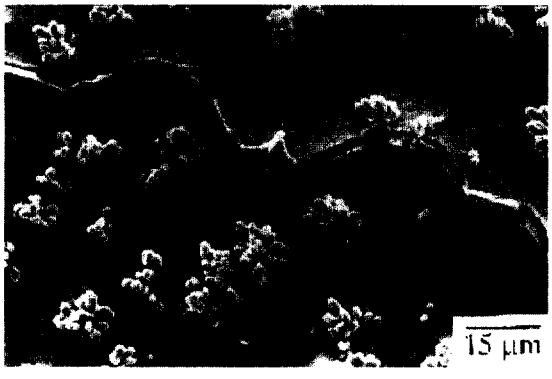

Fig. 2. Grain boundary serrations in a Ni base superalloy (by the courtesy of Y.S. Yoo).

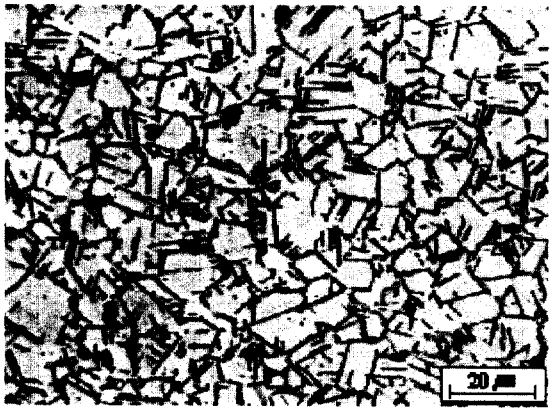

Fig. 3. Alloy718 showing the distribution of δ phase at grain boundaries.

째로 적용되는 열처리법으로 석출경화형 합금의 고온강도를 증대시키기 위한 열처리법이 있다. 고온강도를 증가시키기 위하여 수행하는 열처리에는 균질화를 위한 용체화처리, γ′ 상 석출을 통한 기계적 강도를 증가시키기 위한 시효경화열처리, 용접 및 접합 등 응력집중이 생기는 경우에 적용하는 응력이완열처리 등이 있다.

일반적으로 초내열합금은 합금원소의 함량이 많기 때문에 편석이 발생되어 국부적으로 용해온도가 다를 수 있다. 특히 주조합금의 경우에는 이러한 현상이 심한데 이 경우 용체화처리 온도까지 가열시 국부용해를 방지하기 위하여 다단계 가열방식을 도입한다. 또한 주조합금에서 용체화처리온도에 까지 가열이 잘 못되어 결정립계에 탄화물이 연속적으로 film 형상으로 석출될 경우 고온크리프 특성이 현저히 저하되는 양상이 있으므로 주의를 기울여야 한다.

초내열합금에서 γ′의 석출은 냉각중에 비교적 빠른 속도로 이루어져 평형체적율에 까지 도달하게 된다. 따라서 엔지니어링에서 접하게 되는 초내열합금의 석출물 체적율은 조성이 일정할 경우 거의 유사하게 결정된다. 그러나 고온에서의 기계적 성질은 γ′상의 크기와 분포, 제2상 존재, 결정립 크기 및 형태 등에 의해 결정되기 때문에, 냉각속도 및 시효열처리 등에 의해 영향을 받는다. 일례로 1차 냉각중에 형성되는 γ′상의 경우 대부분 약 1.0 μm 크기 육면체 형태와 소형의 구형 형태의 γ′입자로 이루어진 bimodal distribution을 나타낸다. 또한 Alloy718의 경우 γ′외에도 γ″상에 의해서 기계적 성질이 주로 변하기 때문에 이를 석출시키기 위해서 718C 및 625C에서 이단 시효처리가 이용된다. 한편 Yo-Yo treatment가 이용되기도 하는데, 이 열처리는 전위의 이동을 효과적으로 저지하기 위한 균일크기의 γ′석출을 저온에서 하여 줌으로써 핵생성을 촉진하고 이의 성장을 통해 일정크기의 γ′상으로 조대화시켜 이용되기도 한다.

초내열합금은 다량의 원소를 함유하고 있으므로 고온에 노출될 경우 산화반응이 일어날 수 있다. 특히 산소와의 친화력이 좋은 Al, Ti, Cr, Nb, Ta 등 원소는 선택적으로 산화된다. 이들 표면산화는 열처리 온도와 유지시간에 따라 다를 수 있으나 표면에 100 μm 수준의 산화층을 형성하여 피로균열을 촉진시킬 우려가 있으므로, 표면연삭하거나 필요할 경우 분위기에서 열처리를 수행할 필요가 있다. 그러나 저온에서 수행하는 시효열처리에서는 비교적 표면산화 반응은 무시가능하기 때문에 최종제품에 대하여 대기 열처리를 수행할 수 있다.

초내열합금은 S에 특히 취약하기 때문에 가열시 저S 연료를 이용할 필요가 있고 특히 표면에 윤활제 등이 있을 경우 반응할 우려가 있으므로 잘 제거하고 열처리를 수행하여야 한다. 초내열합금은 상대적으로 열전달속도가 낮기 때문에 가열 혹은 냉각시 clinking과 같은 균열이 형성될 가능성이 크기 때문에 가열 혹은 냉각시 주의를 기울여야 한다.

한편 초내열합금의 경우 가공열처리에 의한 고온강도개선에 대한 노력을 기울이고 있는데, 일례로 Alloy718 합금에서 direct aging 열처리법은 고온에서 열간소성가공을 통해 미세한 조직을 얻고 바로 시효온도로 냉각하여 2단열처리를 통하여 γ′및 γ″상을 석출시키기 위한 열처리법이 이용되고 있다[12]. 이 경우 단순인장강도가 여타 용체화 및 시효처리를 이용한 표준열처리법에 비하여 고온인장강도가 현저히 상승함을 알 수 있다. 하지만 이 경우 냉각속도 등 공정관리를 철저히 함으로써 기계적 성질의 산포도를 줄일 수 있으므로 주의를 요한다.

단조용초내열합금의 경우 결정립크기는 기계적 성질을 결정하는 주요요소로 작용하는 데, 현재 고온성형시 일어나는 재결정 과정에 대한 정량적 해석을 통해 열간소성가공후 결정립 크기를 예측하고자 하는 노력이 경주되고 있다. 결정립 변화를 해석하는 방법으로는 Fig. 4와 같이 크게 연계법 (coupled method) 와 비연계법 (decoupled method)의 두가지 방법이 있으며, 열간소성변형과정을 몇 개 구간으로 나누어 해석하며 전자는 구간별 최종상태의 상태함수 (온도, 변형량, 유지시간 등)에 대한 평형조직을 구하는 방법이고, 후자는 각 구간중에 발생되는 작동환경과 조직변화를 실시간 기준으로 해석하는 방법이다. 물리적으로는 후자가 적합한 방법이지만, 실제는 비교적 간편한 전자의 방법을 통해 어느 정도 정량적인 조직변화에 대한 해석을 할 수 있는 기술수준에 도달해 있다[13, 14]. 이들 방법을 통해 결정립을 조절하고 후열처리를 통해 기계적 특성을 최적화함으로써 기계적 특성에 대한 설계요구조건에 맞추어

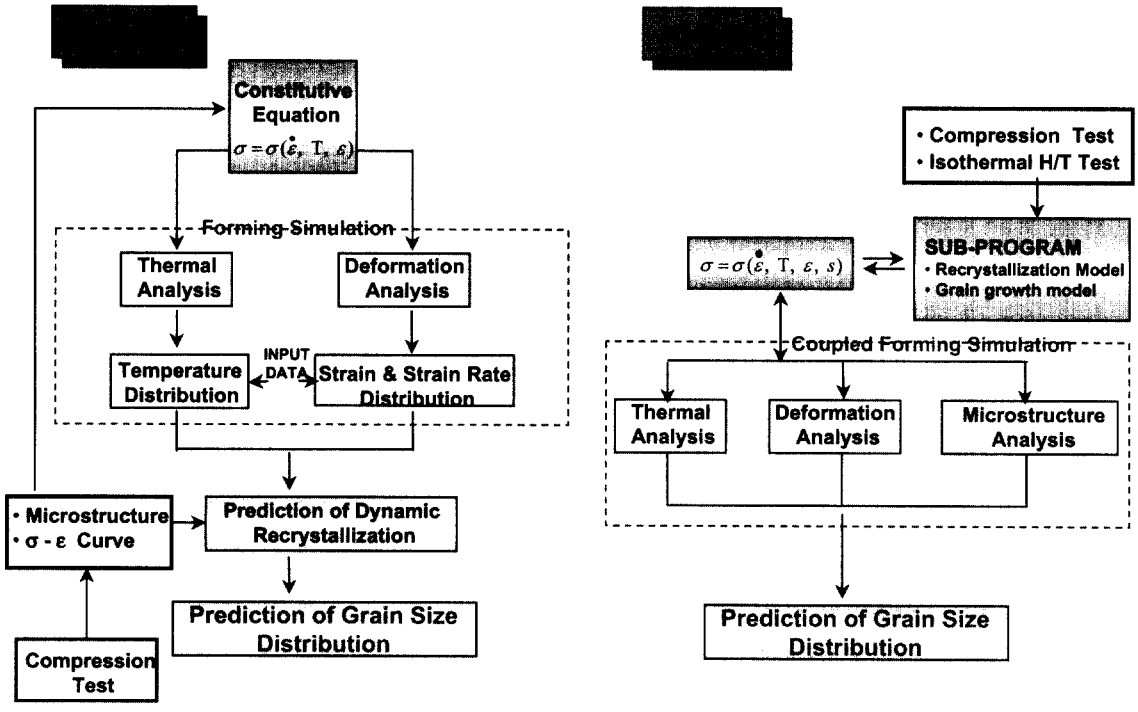

Fig. 4. Simulation of microstructural evolutions during superalloy forming.

특성을 발현할 수 있다. 한편 고온에서의 결정립 성장에 대한 통계적 해석방법으로써 Monte-Carlo 해석법에 대한 연구가 최근 활발히 추진되고 있으며, 고온에서의 결정립성장거동을 예측하고 해석하기 위한 도구로 각광을 받을 것으로 판단된다[15].

한편 초내열합금은 열처리시 γ'형상제어에 의한 특성발현을 위해 냉각속도 및 가열속도를 관리할 필요가 있다. 대부분 현장에서는 경험에 의존하지만 Wyman-Gordon사에서는 수치해석에 의해서 복잡형상에 있어서 부위별 냉각속도, 열응력, 부품의 칫수 및 형상변화 등을 제어할 수 있는 수준에 있다[16].

4. 결 언

초내열합금은 항공기엔진 등 고온에서의 우수한 기계적 특성을 필요로 하기 때문에 10종 이상의 다양한 합금원소를 함유하고 이에 따라 안정상태에서 존재할 수 있는 상도 다양하다. 현재 이들 상의 존재를 감안하여 CALPHAD를 이용한 합금설계 및 해석이 상용합금 개발에 적용되고 있으며, 공정설계시에도 이들 다양한 상의 존재를 감안한 공정설계가 이루어진다. 예로써, 주조합금에서 편석이 심하기 때문에 이를 감안한 주조 및 열처리 공정설계, 조직 및 부품 칫수변화를 감안한 열처리 해석, 소성가공설계를 위한 공정설계 등이 추진된다. 현재 국내에는 초내열합금에 대한 주조, 단조, 열처리, 접합 등에 대한 다양한 기술개발과 함께, 국내 에너지 및 교통분야 관련산업의 진작과 함께 관련기술의 현장적용에 대한 노력이 경주되고 있다.

후 기

본 기술해설은 차세대소재성형사업의 일환으로 추진되고 있는 고강도 초내열합금의 ADB 기술개발사업과 민군겸용기술개발과제로 추진되고 있는 고청정 Alloy718 잉고트 및 빌렛제조기술개발 과제의 일환으로 작성되었다.

참고문헌

1. P. H. Thornton, R. G. Davies and T. L. Johnston: Metall. Trans., 1 (1970) 207.
2. E. Orowan: Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys, Inst of Metals, London, (1948) 451.
3. R. O. Williams: Acta Met., 5 (1957) 241.
4. A. Kelly, and R. B. Nicholson: Strengthening Methods in Crystals, Elsevier, (1971) 551.
5. H. Harada, K. Ohno, T. Yamagata, T. Yokokawa, & M. Yamazaki, Superalloys 1988 (ed. S. Reichman, et. al.,), TMS, Warrandale, PA, (1988) 733.
6. N. Saunders: High Temperature Structural Materials, eds. R. W. Cahn, A. G. Evans and M. McLean, Chapman & Hall, (1996) 125.
7. J. R. Mihalisin and R. F. Decker: Phase Transformations in Nickel-Rich Nickel-Titanium-Aluminum Alloys', Trans. AIME, 218, June 1960.
8. H. J. Frost and M. F. Ashby, Deformation Mechanism Maps, Pergamon Press, (1982).
9. A.K. Koul and G. H. Gessinger, Acta Metall. 31 (1983) 1061.
10. J.M. Larson, Metall. Trans. 7A (1976) 1497.
11. 유영수, Ph.D Thesis, 한국과학기술원 (1993).
12. E. Loria, J. Metals, (July 1988) 36.
13. N. K. Park, I. S. Kim, Y. S. Na and J. T. Yeom, J. Mater. Proc. Techn., 111 (2001) 98.
14. 최민식, 강범수, 염종택, 박노광, 한국소성가공학회지, Vol. 7 No. 11 (1998) 197.
15. E. A. Holm and C. C. Battaile, JOM, (Sept. 2001) 20.
16. R. I. Ramakrishnan and T. E. Howson, JOM, (June 1992) 29.