

실험 계획법 및 열역학 계산법을 이용한 초고온가스용 니켈계 초합금 설계 방법론

김성우[†] · 김동진

한국원자력연구원 원자력재료개발부
(2012년 01월 28일 접수, 2013년 06월 05일 수정, 2013년 06월 10일 채택)

Methodology of Ni-base Superalloy Development for VHTR using Design of Experiments and Thermodynamic Calculation

Sung-Woo Kim[†] and Dong-Jin Kim

Nuclear Materials Division, Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon 305-353, Korea
(Received January 28, 2013; Revised June 05, 2013; Accepted June 10, 2013)

This work is concerning a methodology of Ni-base superalloy development for a very high temperature gas-cooled reactor(VHTR) using design of experiments(DOE) and thermodynamic calculations. Total 32 sets of the Ni-base superalloys with various chemical compositions were formulated based on a fractional factorial design of DOE, and the thermodynamic stability of topologically close-packed(TCP) phases of those alloys was calculated by using the THERMO-CALC software. From the statistical evaluation of the effect of the chemical composition on the formation of TCP phase up to a temperature of 950 oC, which should be suppressed for prolonged service life when it used as the structural components of VHTR, 16 sets were selected for further calculation of the mechanical properties. Considering the yield and ultimate tensile strengths of the selected alloys estimated by using the JMATPRO software, the optimized chemical composition of the alloys for VHTR application, especially intermediate heat exchanger, was proposed for a succeeding experimental study.

Keywords : design of experiments, intermediate heat exchanger, Ni-base superalloy, thermodynamic calculation, very high temperature gas-cooled reactor,

1. 서론

초고온가스(VHTR, very high temperature gas-cooled reactor)는 4세대 원자력발전소 노형의 하나로써, 기체 상태의 헬륨(He)을 냉매로 사용한다. 950 °C에 이르는 높은 온도로 가동하므로 수소 생산 분야 또는 고온의 공정열이 필요한 산업 분야에의 열원으로 이용할 수 있다. 따라서 400 °C 이하의 온도에서 가동하는 상용 경수로 원자력 발전소와 달리, 초고온가스(VHTR)의 가동 환경에서 사용되는 구조재는 950 °C의 초고온에서 높은 강도 특성과 우수한 크립 특성을 가져야 하고, 헬륨 환경에서 재료 표면에 안정한 산화막을 형성하여 부식 저항성이 우수한 재료를 사용하여야 한다.¹⁻⁵⁾ 특히 헬륨의 고온측과 저온측의 열교환이 일어나

는 중간열교환기(IHX, intermediate heat exchanger)와 고온가스관(hot gas duct) 등의 경우, 이러한 기계적 특성과 더불어 열전달 효율과 제작 용이성을 고려하여 Inconel사에서 개발한 Alloy 617, 일본에서 개발한 Hastelloy XR 및 Haynes사에서 개발한 Alloy 230 등의 단련용 니켈계 초합금(Ni-base superalloy)이 후보재료로 연구되고 있다.¹⁻¹⁰⁾

Alloy 617은 Ni-Cr-Co-Mo계 합금으로서 우수한 고온 크립 특성을 가지므로 VHTR의 IHX용 구조재로 많은 연구가 진행되었으나, 950 °C 정도의 초고온 헬륨 환경에서 장시간 노출될 경우 연신율이 낮아지고 고온 파단 시간이 짧아지는 한계가 보고되었다.⁴⁻⁷⁾ Hastelloy XR은 Ni-Cr-Fe계 합금으로서 870 °C까지 우수한 고온 기계적 특성을 가지고 산화저항성이 높지만, 재료의 수급이 용이하지 않고 초고온 헬륨 환경에서의 장기 수명 특성에 대한 자료가 많이

[†] Corresponding author: kimsuw@kaeri.re.kr

부족한 실정이며 고온 특성 또한 Alloy 617과 유사하다.^{8,9)} Haynes 230은 Ni-Cr-W계 합금으로서 Alloy 617이나 Hastelloy XR에 비하여 최근에 개발된 합금으로 공기 중에서 산화저항성이 매우 우수하지만, 950 °C 정도의 초고온 헬륨 환경에서 장시간 노출될 경우 산화막의 안정성이 낮아지면서 침탄에 취약하다고 알려져 있다.^{6,10)}

이들 니켈계 초합금은 일반적으로 고용 강화형 합금으로서 탄화물이나 γ' 상의 석출 강화에 의한 고온 기계적 특성 개선도 이루어지고 있으나, 장기적으로 고온에 노출되면 σ , μ 및 라베스(Laves) 상과 같은 TCP(topologically close-packed) 상이 형성되어 고온 기계적 특성, 특히 연성을 저하시키는 문제¹¹⁾ VHTR의 초고온 구조재로서의 건전성 유지에 제한요소가 된다. 따라서 상용 VHTR의 초고온 헬륨 환경에 노출되는 구조재의 장기 수명을 보증할 수 있는 신합금 개발을 위해서, 다양한 합금 조성과 공정 변수에 따른 합금 설계 및 제조를 통한 요소 기술 개발 뿐만 아니라 초고온 헬륨 환경 양립성(compatibility) 평가 기술 개발도 필요하다. 그러나 이러한 실험적 접근은 많은 시행 착오와 비용이 수반되므로, 체계적이고 효율적인 재료 개발을

위해서는 실험 계획법(DOE, design of experiments) 및 열역학 계산법과 같은 이론적 접근법을 활용한 연구를 선행할 필요가 있다.

본 연구에서는 초고온가스용 구조재로서 장기 수명을 보증할 수 있는 새로운 니켈계 초합금의 체계적인 개발을 위하여 실험 계획법과 열역학 계산법을 활용한 합금 설계 방법론을 개발하였다. DOE의 부분요인배치법(fractional factorial design)을 활용하여 다양한 화학 조성을 갖는 Ni-Cr-Co-Mo계 합금에 대해 950 °C까지 고온 안정상에 대한 열역학 계산 결과와 고온 기계적 특성에 대한 예측값을 비교 분석하였고, 이를 기반으로 향후 VHTR IHX용 구조재에 대한 합금 제조 및 조성 최적화 실험에 활용하고자 한다.

2. 합금 설계 및 열역학 계산법

본 연구에서는 VHTR IHX용 구조재로서 950 °C의 초고온 헬륨 환경에서 장수명 특성을 가지는 신합금을 개발하기 위하여, Ni-Cr-Co-Mo계 합금을 기반으로 설계하였다. Ni-Cr-Co-Mo계 합금에서 고용 강화 특성을 개선하기 위

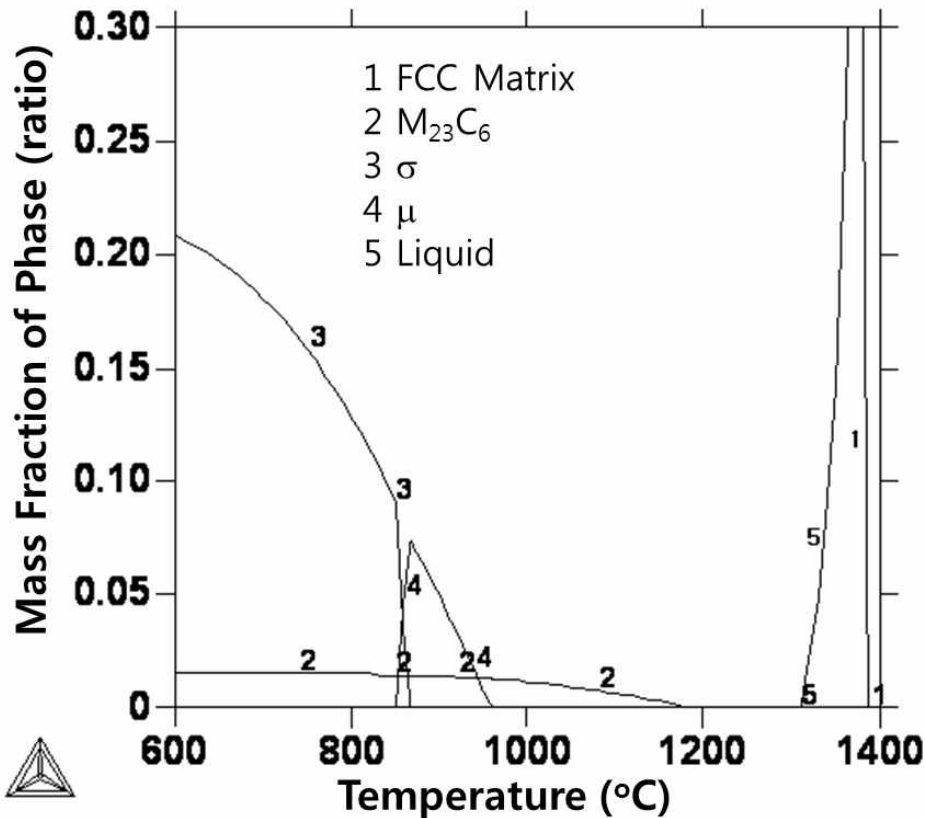


Fig. 1. Mass fraction of thermodynamically stable phases of the superalloy with the chemical composition of 24 wt% Cr, 17 wt% Co, 12 wt% Mo, 0.5 wt% W and 0.08 wt% C calculated as a function of temperature by using THERMO-CALC software.

하여 Ta과 W을 추가하였고, 고온 기계적 특성을 추가적으로 개선할 수 있다고 알려진 γ' 석출상은 대략 800 °C 이상의 온도에서는 열역학적으로 안정하지 않은 상이므로,³⁾ γ' 상을 석출시키는 것으로 알려진 Al과 Ti은 본 연구의 합금 설계 범위에 포함하지 않았다. Table 1에 나열한 바와 같이 각 원소의 함량 범위는 Cr 22~24 wt%, Co 11.5~17.0 wt%, Mo 10~12 wt%, W 0~0.5 wt%, Ta 0~1 wt%, C 0.08~0.12 wt%로 설정하였다. 합금 설계 변수로서 6종의 원소에 대해 화학 조성을 달리하여 DOE의 완전 요인 배치로 설계할 경우 총 64종의 합금이 설계될 수 있으나, 3종 이상의 원소에 의한 상호작용은 무시할 수 있으므로 실험 횟수를 줄이기 위하여 1/2 부분 요인 배치로 구성하였다. 32종의 1차 설계 합금에 대해 열역학적 안정상의 조성 비율은 THERMO-CALC 프로그램의 TCNI5 데이터베이스

를 사용하여 600~1400 °C의 온도 범위에서 계산하였다. THERMO-CALC는 단일 또는 다중 원소로 구성된 금속재료의 다양한 열역학적 물성 데이터베이스를 수록하여, 특정 온도, 압력, 조성에서 열역학적 상평형도 뿐만 아니라 안정상의 분율을 계산할 수 있는 컴퓨터 프로그램이다¹²⁾. VHTR IHX용 구조재의 사용 온도를 고려하여 950 °C에서의 TCP 상의 조성비를 구하였고, MINITAB 프로그램을 사용하여 화학 조성 변화의 영향을 통계적으로 분석하였다. MINITAB은 실험 데이터의 분포, 회귀분석, 상관분석과 같은 기초 통계 분석 뿐만 아니라, 실험 계획법 수립 및 분석, 신뢰성 분석 등의 기능을 수행하는 컴퓨터 프로그램이다¹³⁾. 이 결과를 바탕으로 16종의 2차 합금 조성을 선별한 후, JMA-TPRO 프로그램¹⁴⁾을 이용하여 기지상의 결정립 크기는 10 μm 로 가정하에서 950 °C에서의 항복 강도(0.2% offset)

Table 1. Mass fraction of TCP phase of Ni-base superalloys with different chemical compositions calculated by using THERMO-CALC software

Order	Chemical composition(wt%)						Mass fraction of TCP phase	
	Cr	Co	Mo	W	Ta	C	900 °C	950 °C
1	22	11.5	10	0	0	0.08	0	0
2	24	11.5	10	0	0	0.12	0	0
3	22	17.0	10	0	0	0.12	0	0
4	24	17.0	10	0	0	0.08	0.017	0
5	22	11.5	12	0	0	0.12	0.013	0
6	24	11.5	12	0	0	0.08	0.05	0.007
7	22	17.0	12	0	0	0.08	0.046	0.004
8	24	17.0	12	0	0	0.12	0.067	0.028
9	22	11.5	10	0.5	0	0.12	0.018	0.006
10	24	11.5	10	0.5	0	0.08	0.032	0.018
11	22	17.0	10	0.5	0	0.08	0.028	0.012
12	24	17.0	10	0.5	0	0.12	0.04	0.021
13	22	11.5	12	0.5	0	0.08	0.05	0.025
14	24	11.5	12	0.5	0	0.12	0.065	0.038
15	22	17.0	12	0.5	0	0.12	0.061	0.034
16	24	17.0	12	0.5	0	0.08	0.089	0.059
17	22	11.5	10	0	1	0.12	0	0
18	24	11.5	10	0	1	0.08	0.015	0
19	22	17.0	10	0	1	0.08	0.012	0
20	24	17.0	10	0	1	0.12	0.032	0
21	22	11.5	12	0	1	0.08	0.044	0.002
22	24	11.5	12	0	1	0.12	0.065	0.026
23	22	17.0	12	0	1	0.12	0.062	0.025
24	24	17.0	12	0	1	0.08	0.094	0.059
25	22	11.5	10	0.5	1	0.08	0.028	0.013
26	24	11.5	10	0.5	1	0.12	0.039	0.022
27	22	17.0	10	0.5	1	0.12	0.035	0.017
28	24	17.0	10	0.5	1	0.08	0.058	0.034
29	22	11.5	12	0.5	1	0.12	0.06	0.033
30	24	11.5	12	0.5	1	0.08	0.089	0.058
31	22	17.0	12	0.5	1	0.08	0.085	0.055
32	24	17.0	12	0.5	1	0.12	0.102	0.073

및 인장 강도를 계산하였다. JMATPRO는 단일 또는 다중 원소로 구성된 금속재료의 다양한 열역학적 물성 데이터베이스와 함께 기계적 물성 데이터베이스를 수록하여, 특정 온도, 조성에서 금속재료의 기계적 강도, 경도, 크립 특성, 응력-변형률 곡선을 계산할 수 있는 컴퓨터 프로그램이다¹⁴⁾. MINITAB 프로그램을 사용하여 TCP 상의 조성비에 대한 열역학 계산값과 함께 고온 기계적 특성 예측값을 고려하여 합금 조성의 최적화를 수행하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 32종의 1차 설계 합금 중 Cr 24 wt%, Co 17.0 wt%, Mo 12 wt%, W 0.5 wt%, C 0.08 wt%의 화학 조성을 갖는 합금에 대해 THERMO-CALC 프로그램으로 계산한 온도에 따른 열역학적 안정상의 조성비에 대한 계산 결과를 대표적으로 도시하였다. 예측한 바와 같이 Al과 Ti은 첨가되지 않았으므로 전체 온도 범위에서 γ' (Ni₃Al) 상의 석출은 관찰되지 않았으며, M₂₃C₆ 탄화물은 설계 합금의 목표 사용 온도인 950 °C 이상에서도 안정한 것으로 계산되었으므로, 탄화물의 분포와 크기 등을 제어하여 추가적인 고온 기계적 특성 개선의 여지가 있음을 알 수 있다. 고온 헬륨 환경에서 장기 수명에 악영향을 미치는 σ 와 μ 상과 같은 TCP 상의 조성비는 온도가 증가함에 따라 감소하는 경향을

보이지만, 950 °C에서도 0.007 (0.7 wt%) 정도로 존재함을 알 수 있다. 32종의 1차 설계 합금에 대한 열역학적 계산 결과를 바탕으로, 900 °C와 950 °C에서 TCP 상의 조성비를 Table 1에 도시하였다.

32종의 1차 합금에 대해 950 °C에서 TCP 상의 형성을 최소화할 수 있는 설계 방안을 도출하기 위하여, 1/2 부분 요인 배치 실험 계획법을 이용하여 각 원소의 함량에 따른 TCP 상의 조성비에 대해 통계 분석을 수행하였다. Fig. 2는 950 °C에서 TCP 상의 조성비에 주요한 영향을 미치는 주요 합금 원소를 찾기 위해 MINITAB 프로그램을 이용하여 수행한 정규성 검정 결과이다. 95 % 신뢰구간에서 정규 분포를 따르지 않는, 즉 TCP 상의 조성비에 주요한 영향을 미치는 합금 원소는 C을 제외한 Cr, Co, Mo, W, Ta인 것으로 나타났다. 이들 원소는 고온에서 TCP 상을 형성하는 원소로 잘 알려져 있다.¹¹⁾ 또한 Cr과 Mo, Co와 Mo, Mo와 W, 그리고 Mo와 Ta은 각각 상호작용을 하는 것으로 나타났으므로, 이들 원소의 함량이 단독으로 TCP 상의 조성비에 미치는 영향 뿐만 아니라 2가지 원소의 조합의 영향도 고려해야 함을 알 수 있다. 따라서 이에 대한 상세 분석을 수행하였고 그 결과를 Fig. 3에 도시하였다.

Fig. 3(a)는 6종의 원소별 함량에 따른 TCP 상의 조성비에 대한 주효과도(main effect plot)로서, 본 연구의 합금 설계 범위에서 C을 제외한 나머지 원소들은 그 함량이 증가

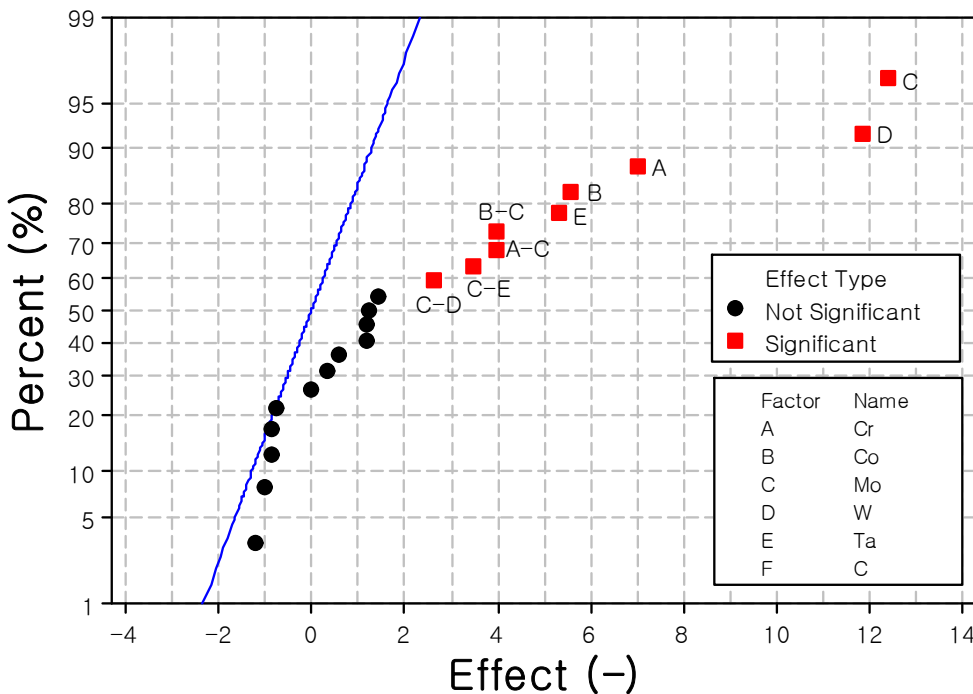


Fig. 2. Normal probability plot of the effects of the composition of chemical elements on the mass fraction of TCP phases at 950 °C with 95 % confidence interval, calculated by MINITAB software.

함에 따라 TCP 상의 조성비가 크게 증가하므로, 주효과를 보이는 원소들의 함량을 낮추어야 TCP 상의 형성을 최소화할 수 있다. 이 때 2가지 원소의 상호작용을 고려해야 한다. Fig. 3(b)는 TCP 상의 조성비에 영향을 미치는 2가지 원소의 조합에 대한 상호작용도(interaction plot)를 도시한 것

이다. 일례로 그림에서 Co-Mo의 경우, Co의 함량이 11.5 wt%로 고정되고 Mo의 함량이 10에서 12 wt%로 증가할 때 TCP 상의 조성비의 변화(그래프의 기울기)보다, Co의 함량이 17.0 wt%로 고정되고 Mo의 함량이 10에서 12 wt%로 증가할 때 TCP 상의 조성비의 변화가 더 큰 것을

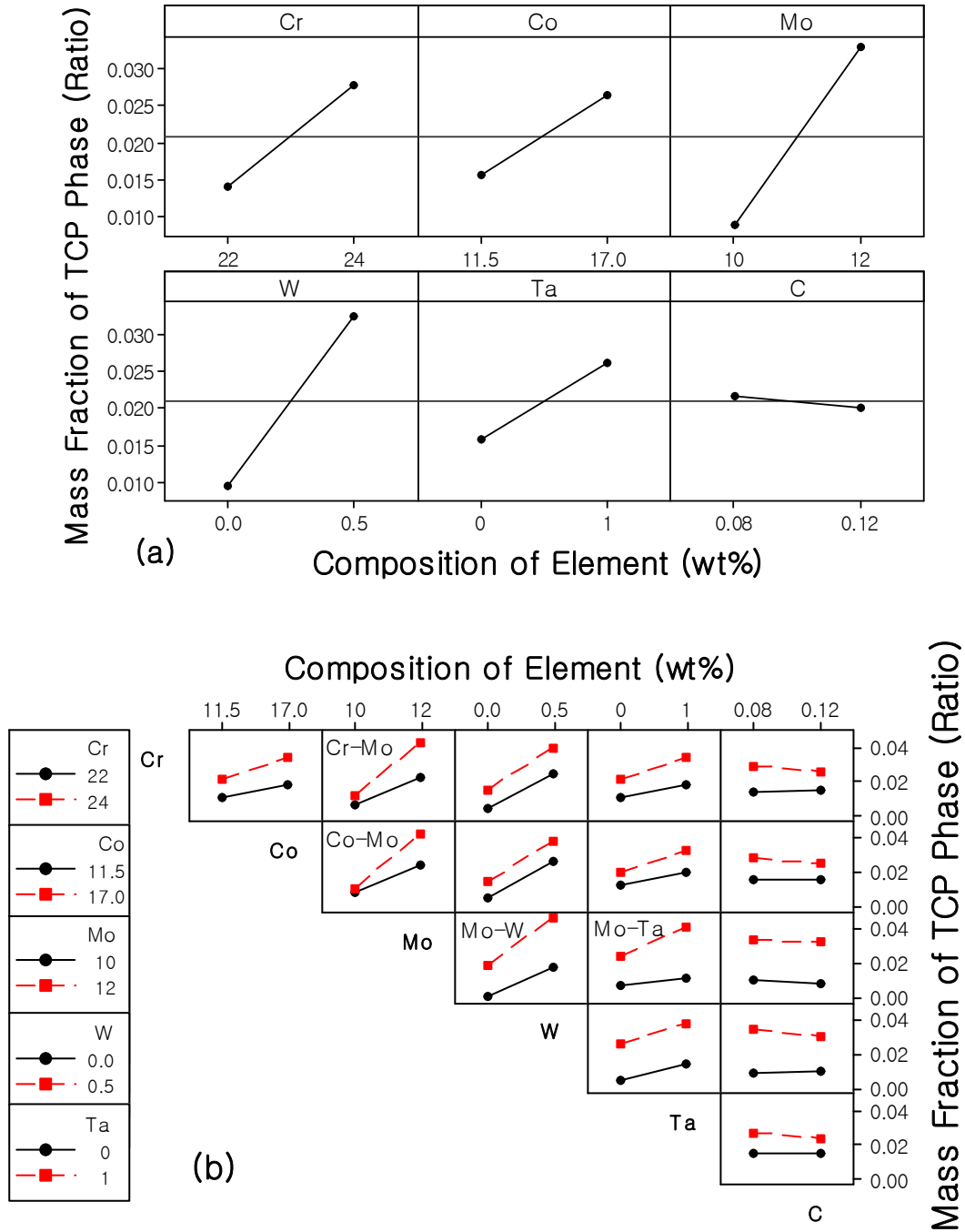


Fig. 3. (a) Main effect and (b) interaction plots of the effects of the composition of chemical elements on mass fraction of TCP phase at 950 °C, calculated by MINITAB software.

알 수 있는데, 이는 Co와 Mo가 단독으로 영향을 주지 않고 서로 상호작용을 할 수 있음을 의미한다. 따라서 Mo의 함량이 10~12 wt% 이내에서 합금을 설계할 경우 Mo의 함량과 무관하게 Co의 함량을 낮추어야 TCP 상의 형성을 최소화할 수 있지만, Mo의 함량이 본 연구의 설계 범위보다 낮아질 경우 오히려 Co의 함량을 높여야 TCP 상의 형성을 최소화할 수 있는 것으로 나타나므로, 이에 대한 주의가 요구된다.

유사한 상호작용이 Cr-Mo, Mo-W 및 Mo-Ta의 조합에서도 나타났다.

이상의 해석 결과를 종합하면 초고온에서 구조재의 장기 수명 특성 개선을 위해서 TCP 상의 형성을 억제하려면 Cr, Co, Mo, W 및 Ta 함량을 낮추는 방향으로 합금 설계가 이루어져야 하지만, 실제 이들 원소들의 고용 강화 효과에 의한 고온 기계적 특성의 개선도 이루어져야 하므로, 이에

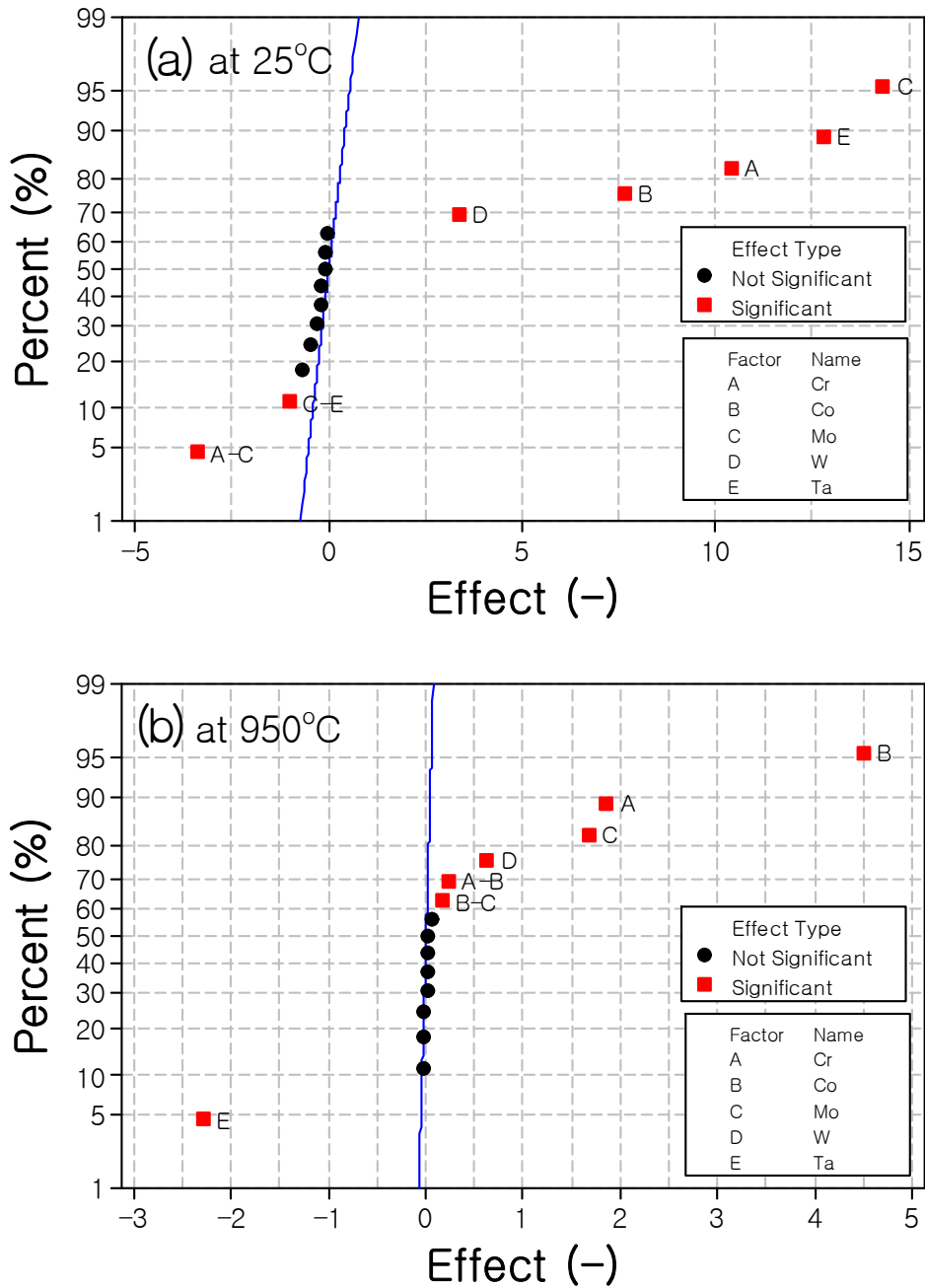


Fig. 4. Normal probability plot of the effects of the composition of chemical elements on the ultimate tensile strength(UTS) at (a) 25 °C and (b) 950°C with 95% confidence interval, calculated by MINITAB software.

대한 분석을 수행하였다. 32종의 1차 설계 합금에서 TCP 상의 조성비에 주요하게 영향을 주는 Cr, Co, Mo, W 및 Ta에 대해서, Table 2에 나열한 바와 같이 16종의 2차 합금을 1/2 부분 요인 배치로 설계하였고, JMATPRO 프로그램을 사용하여 25 °C와 950 °C에서의 항복강도 및 인장강도를 계산하였다.

Fig. 4는 25 °C와 950 °C에서의 인장강도에 주요한 영향을 미치는 합금 원소를 찾기 위해 MINITAB 프로그램을 이용하여 수행한 정규성 검정 결과이다. 2차 설계 합금의 모든 원소가 95 % 신뢰구간에서 정규 분포를 따르지 않는, 즉 인장강도에 주요한 영향을 미치는 합금 원소로 나타났다. 또한 25 °C 인장강도의 경우 Cr과 Mo, 그리고 Mo와 Ta이 각각 상호작용을 하는 것으로 나타났으며(Fig. 4(a)), 950 °C 인장강도의 경우 Cr과 Co, 그리고 Co와 Mo가 각각 상호작용을 하는 것으로 나타났다(Fig. 4(b)). Fig. 5는 5종의 원소별 함량에 따른 25 °C와 950 °C에서의 인장강도에 대한 주효과도(main effect plot)로서, 25 °C 인장강도의 경우 모든 원소들이 고용 강화 효과를 나타내는 것을 확인할 수 있다(Fig. 5(a)). 반면에 950 °C 인장강도의 경우 Cr, Co, Mo 및 W은 고용 강화 효과가 나타나지만, Ta은 오히려 고온 인장 특성을 저하시키는 것으로 나타났다(Fig. 5(b)). Ta은 니켈계 초합금에서 γ' 석출상의 특성을 개선하여 고온 강도와 크립 특성을 향상시키는 것으로 알려져 있지만,^{15,16)} γ' 상이 석출되지 않는 본 연구의 합금 설계 범위에서는 이를 기대하기 어려울 것으로 예상된다. 또한 Ta은 고온에서 탄화물을 잘 형성하는 것으로 알려져 있으므로,¹¹⁾ 상대적으로 다른 원소들에 비해 고용강화 효과가 나타나지

않는 것으로 사료된다. Cr과 Mo, 그리고 Mo와 Ta의 상호작용도 본 연구의 합금 설계 범위에서는 각 원소의 단독 영향에 비해 크게 작용하지 않는 것으로 나타났다. 또한 상온 및 고온의 항복강도에 미치는 각 원소의 주효과 및 상호작용은 인장강도에 미치는 영향과 동일한 경향으로 나타났다.

이상의 실험 계획법에 근거한 TCP 상의 조성비에 대한 열역학적 계산결과와 항복강도 및 인장강도에 대한 계산결과를 종합하여, 향후 VHTR IHX용 구조재에 대한 합금 제조 및 평가 실험에 활용하고자 합금 조성의 최적화 방안을 도출하였다. MINITAB의 반응 최적화 모듈을 이용하여 Table 2에 제시한 16종의 2차 설계 합금에 대해 950 °C에서 TCP 상의 조성비, 25 °C와 950 °C에서 항복강도 및 인장강도의 목표 사양을 특정하여 수행하였다. 최적화 과정은 각 특성치의 목표 사양에 대한 개별 만족도(d)를 계산하고, 이에 가중치를 고려하여 최종적으로 합성 만족도(D)를 최대화하는 인자들의 조합을 찾는 것이다.¹³⁾ Fig. 6은 최적화 과정의 일례로서 950 °C에서 TCP 상의 조성비는 목표치 0(허용치 0.05 이하), 25 °C에서 항복강도는 목표치 450 MPa(허용치 400MPa 이상), 25 °C에서 인장강도는 목표치 850MPa(허용치 800MPa 이상), 그리고 950 °C에서 항복강도와 인장강도는 목표치 55MPa(허용치 50MPa 이상)로 설정한 결과를 도시한 것이다. 본 연구의 합금 설계 범위에서 Cr 22.7 wt%, Co 17.0 wt%, Mo 12.0 wt%, Ta 0.4 wt%, C 0.08 wt%의 합금 조성이 상기 목표 사양을 충족하기 위한 최적 조합으로 예측되었다.

상기 결과는 최적화의 일례로서, 합금의 목표 사양에 따라 최적 조성은 다양하게 결정될 수 있으며, 본 연구에서 고려

Table 2. Mass fraction of TCP phase of Ni-base superalloy with different chemical compositions calculated by using THERMO-CALC software, and their yield strength(YS) and ultimate tensile strength(UTS) estimated by using JMARPRO software

Order	Chemical composition(wt%)						Mass fraction of TCP phase	Mechanical properties at 25°C/950 °C(MPa)	
	Cr	Co	Mo	W	Ta	C	at 950 °C	YS	UTS
1	22	11.5	10	0	0	0.08	0	398.7/49.4	783.0/49.7
2	24	17.0	10	0	0	0.08	0	417.6/55.5	806.3/55.8
3	24	11.5	12	0	0	0.08	0.007	420.6/52.5	810.0/52.9
4	22	17.0	12	0	0	0.08	0.004	420.9/55.2	810.4/55.6
5	24	11.5	10	0.5	0	0.08	0.018	413.3/51.6	801.2/51.9
6	22	17.0	10	0.5	0	0.08	0.012	408.9/54.1	795.7/54.4
7	22	11.5	12	0.5	0	0.08	0.025	417.3/51.5	806.0/51.8
8	24	17.0	12	0.5	0	0.08	0.059	429.9/58.1	821.2/58.4
9	24	11.5	10	0	1	0.08	0	422.1/48.7	811.8/49.0
10	22	17.0	10	0	1	0.08	0	417.0/51.3	805.7/51.6
11	22	11.5	12	0	1	0.08	0.002	425.1/48.6	815.4/48.9
12	24	17.0	12	0	1	0.08	0.059	436.4/55.1	828.9/55.4
13	22	11.5	10	0.5	1	0.08	0.013	413.9/47.7	801.8/48.0
14	24	17.0	10	0.5	1	0.08	0.034	430.7/53.9	822.1/54.2
15	24	11.5	12	0.5	1	0.08	0.058	433.3/50.8	825.2/51.2
16	22	17.0	12	0.5	1	0.08	0.055	433.4/53.6	825.3/53.9

한 인자들 이외에 부식 저항성이나 크립 특성 등의 열화 인자를 추가하면 최적 조성의 예측 정확도를 개선할 수 있다. 또한 이러한 합금의 특성들은 화학 조성과 열역학적 안정성 뿐만 아니라 이론적 접근법으로 예측하기 어려운 결정립, 탄화물 및 석출물의 크기나 분포, 그리고 입계의 형상이나

정합성과 같은 다양한 재료적 인자에 의해 크게 영향을 받을 수 있으므로, 본 연구에서 제시한 실험 계획법과 열역학적 계산법을 이용한 이론적 접근의 한계점이 있다. 그러나 많은 시행 착오와 비용이 수반되는 실험적 접근법에 선행하여, 본 연구에서 제시한 합금 설계 방법론을 활용할 경우, 체계

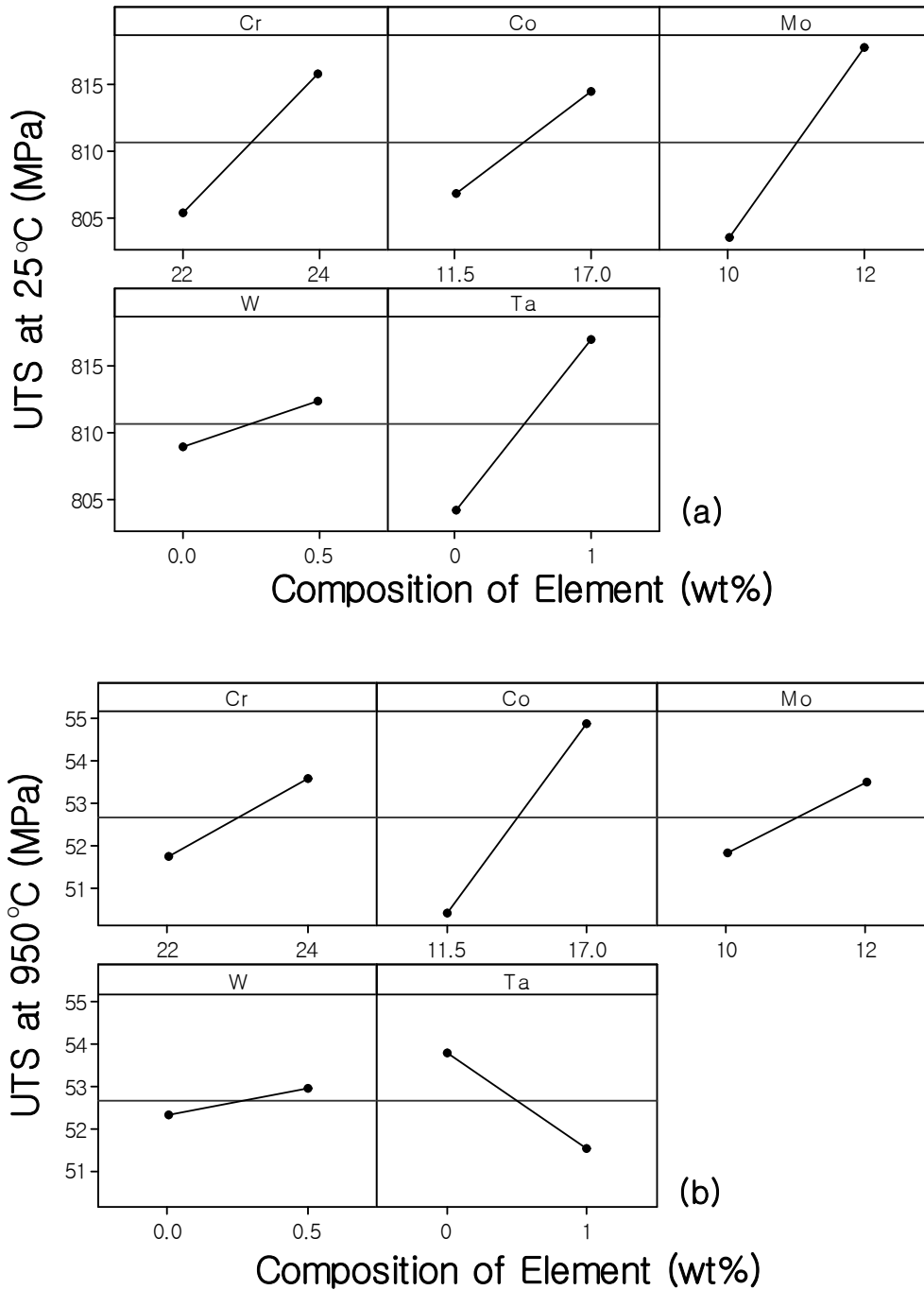


Fig. 5. Main effect plots of the effects of the composition of chemical elements on the ultimate tensile strength(UTS) at (a) 25 °C and (b) 950 °C, calculated by MINITAB software.

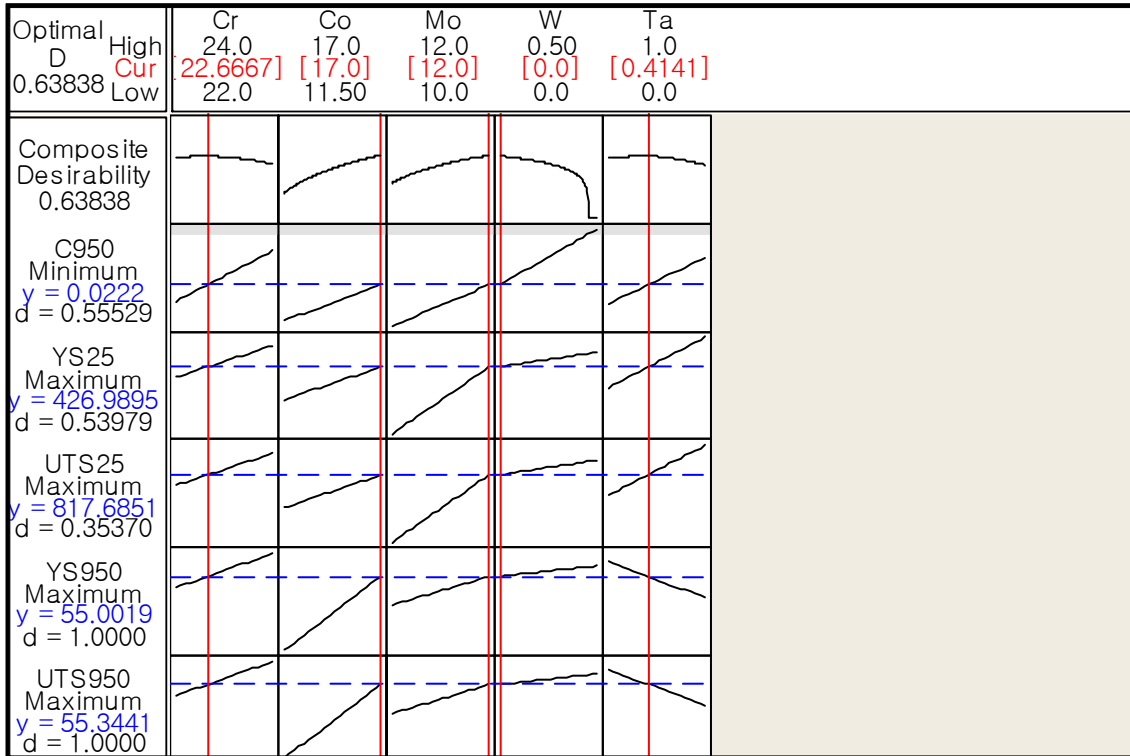


Fig. 6. Optimization plot of chemical composition of a superalloy design having the desired performance for IHX materials of VHTR, estimated by MINITAB software.

적이고 효율적인 합금 개발이 가능하다. 본 연구결과를 바탕으로 향후 합금 제조 및 평가 실험을 통하여 초고온 헬륨 환경에서 기계적 강도 특성, 크립 특성, 부식 저항성 및 장기 수명 특성을 종합적으로 평가한 후 신합금 개발을 진행할 예정이다.

4. 결론

본 연구에서는 VHTR IHX용 구조재로서 950 °C의 초고온 헬륨 환경에서 장기 수명을 보증할 수 있는 새로운 니켈계 초합금의 체계적인 개발을 위하여 실험 계획법과 열역학 계산법을 활용한 합금 설계 방법론을 개발하였다. Ni-Cr-Co-Mo계 합금에 W, Ta 및 C의 함량을 달리한 32종의 1차 설계 합금을 1/2 부분 요인 배치 실험 계획법으로 설계하였고, 각 원소의 함량에 따른 950 °C에서의 TCP 상의 조성비에 대해 주효과 및 상호작용 분석을 수행하였다. C을 제외한 Cr, Co, Mo, W 및 Ta는 TCP 상의 조성비에 주요 영향을 주는 변수로 나타난 분석 결과를 바탕으로, 16종의 2차 합금을 설계하였고, 각 원소의 함량에 따른 25 °C와 950 °C에서의 항복강도 및 인장강도를 계산하였다. TCP 안정상에 대한 열역학 계산 결과와 기계적 강도에 대한 예측값을 비교 분석하였고, 이를 기반으로 최적 합금 설계를

위한 이론적 접근법을 제시하였다.

감사의 글

본 연구는 교육과학기술부의 원자력기술개발사업인 “초고온로 니켈-크롬계 모델합금 설계/제조 요소기술 개발” 과제의 일환으로 수행되었습니다. JMATPRO를 이용한 고온 기계적 특성 계산을 지원해주신 울산과학기술대학교의 김지현 교수와 김종진 연구원께 감사를 드립니다.

참고 문헌

1. C. Cabet and F. Rouillard, *J. Nucl. Mater.*, **392**, 235 (2009).
2. K. G. E. Brenner and L. W. Graham, *Nucl. Technol.*, **66**, 404 (1984).
3. W. Ren and R. Swindeman, *J. Pressure Vessel Technol.*, **131**, 024002-1 (2009).
4. D.-J. Kim, G.-G. Lee, S.-W. Kim and H.-P. Kim, *Corros. Sci. Tech.*, **9**, 164 (2010).
5. D.-J. Kim, G.-G. Lee, S.-J. Jeong, W.-G. Kim and J.-Y. Park, *Nucl. Eng. Tech.*, **43**, 429 (2011).
6. K. Mo, G. Lovicu, H.-M. Tung, X. Chen and J. F. Stubbins, *J. Eng. Gas Turbines and Power*, **133**, 052908-1 (2011).
7. S. Kihara, J. B. Newkirk, A. Ohtomo and Y. Saiga, *Met. Trans. A*, **11A**, 1019 (1980).

8. Y. Kaji, H. Tsuji, H. Nishi, Y. Muto, H.-J. Penkalla and F. Schubert, *J. Nucl. Sci. Tech.*, **39**, 923 (2002).
9. Y. Tachibana and T. Iyoku, *Nucl. Eng. Des.*, **233**, 261 (2004).
10. F. Rouillard, C. Cabet, K. Wolski, A. Terlin, M. Tabarant, M. Pijolat and F. Valdivieso, *J. Nucl. Mater.*, **362**, 248 (2007).
11. M. J. Donachie and S. J. Donachie, *Superalloys - A Technical Guide*, 2nd ed. p. 26, ASM International, Materials Park (2003).
12. P. Shi and B. Sundman, TCC™ Thermo-Calc® Software User's Guide, ver. S, Foundation of Computational Thermodynamics Stockholm, Sweden (2008).
13. S. H. Park, *Modern Design of Experiments Using MINITAB*, Minyoungsa, Seoul (2010).
14. JMatPro User's Guide, Sente Software Ltd., UK (2005).
15. A. K. Jena and M. C. Chaturvedi, *J. Mater. Sci.*, **19**, 3121 (1984).
16. C. Booth-Morrison, R. D. Noebe and D. N. Seidman, *Proceedings of the 11th Int'l Symposium Superalloys 2008*, p. 73, TMS, Pennsylvania (2008).