주조용 초내열합금 및 그 응용부품

최 백 규 · 홍 현 욱 · 김 인 수 · 조 창 용

재료연구소 내열재료연구그룹

Cast Superalloys and Their Applications

Baig Gyu Choi, Hyun Uk Hong, In Soo Kim, Chang Yong Jo

High Temperature Materials Research Group, Korea Institute of Materials Science

1. 서 론

발전 및 고출력 동력원으로서의 가스터빈 개발은 지난 약 50년간 출력의 증가, 연료 소모 감소 및 저공해 연소 등의 측면에서 괄목할만한 발전을 해왔다. 따라서 가스터빈 엔진은 항공기 엔진에서 독보적인 응용과 아울러 발전용 엔진에서도 가장 우선적으로 고려되어지는 동력원이다. 지난 50여 년간 발전용량의 증가를 가져온 큰 요인 중의 하나는 저비용, 청정발전방법인 천연가스를 연료로 하는 복합발전가스터빈의 출현이라고 할 수 있다[1]. 가스터빈은 석유, 가스 산업에서의 사용이 계속적으로 증가되고 있으며, 가장 효율적인 에너지절약형 동력원으로서 위치를 차지하고 있다.

이와 같은 고효율 가스터빈 개발은 유체역학에 의한 높은 압축비 및 고온연소가 가능한 설계와, 실제 작동에 가장 중요한 역할을 하는 고온에서의 강도와 내식성을 유지할 수 있는 고온용 소재개발과 그 공정개발이 병행되었기 때문에 가능하였다. 현재까지 개발되어온 엔진의 연소온도는 지난 50년간 평균적으로 1년에 약 12.5℃ 정도씩 상승되어져 왔으며[2], 특히 지난 20년 동안에는 연평균 20℃의 급격한 상승과 압축비가 7에서 17 정도까지 증가되었다[1]. 그림 1에 15MW급 이하 엔진의 압축비와 연소온도의 증가 동향 예를 나타내었다[1].

가스터빈의 작동온도에 가장 큰 영향을 미치는 요인은 고온강도를 유지할 수 있는 소재의 개발이며 아울러 부품의 설계와 관련 공정기술의 조합된 개발이

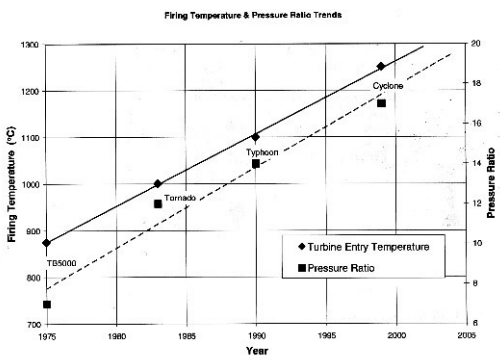


그림 1. 가스터빈 엔진의 연소온도 및 압축비의 향상 추이[1]

다. 본고에서는 주로 관련 소재인 주조용 초내열합금(superalloy)의 개발, 관련 강화기구 및 부품의 제조공정을 소개하고 국내외 환경에 대해 검토하였다.

2. 주조용 초내열합금 및 부품 제조공정 개발

가스터빈의 작동에 가장 중요한 역할을 하는 부품은 터빈 블레이드(turbine blade)와 베인(vane)이다. 특히 터빈 블레이드는 고온에서 빠른 회전에 따른 원심응력과 연소가스에 의한 부식성 환경이 조합된 조건에서 작동하기 때문에 그 소재의 고온 온도수용성(temperature capability)이 엔진의 작동온도에 큰 영향을 미친다.

초내열합금은 코발트기(Co-base), 니켈기(Ni-base), 철-니켈기(Fe-Ni base)로 구분할 수 있다. 코발트기 합금은 연성이 부족하여 터빈 블레이드 소재로 사용되는 것이 거의 불가능하며, 연소기에서 연소된 가스가 가장 먼저 접촉하는 노즐(nozzle)과 같은 초고온의 정익부품(stationary component)에 주로 사용된다. 반면 철-니켈기 합금은 대부분 고온에서의 강도가 니켈기에 비해 부족하므로 단련재로서 중간온도 영역에서 작동하는 부품이나 축류 등에 많이 사용된다. 현재 초내열합금으로 대표되는 것은 니켈기 합금으로, 단련재(wrought superalloys)와 주조재(cast superalloys)로 구분된다.

터빈 블레이드 및 초내열합금 개발은 소재와 공정 및 설계 측면으로 구분할 수 있다. 소재측면의 개발과 발전은 소재와 그 부품의 제조공정 개발이 병행되었다. 초기 가스터빈이 개발되었을 때 고온 내식성이 우수한 전기저항재료인 80Ni-20Cr 합금을 단조하여 제조하였으나, 크리프 파단성질이 부족하여 소량의 Al, Ti을 첨가시켜 기계적 성질을 개선한 Nimonic 80과 같은 합금이 개발되었다. 니켈기 합금에서 Al, Ti의 역할은 Ni_3Al 형태의 분자식으로 구성되는 Ll_2 규칙격자 강화상 γ'을 형성시킴으로써 재료에 고온강도를 부여하는 것이다. γ'상의 특징은 금속간화합물로서 규칙격자 구조를 갖고 있고, 상온에서부터 약 800℃까지 온도를 높임에 따라 기계적 강도(항복강도)가 증가하는 현상을 가지는 것이다. 이는 일반적인 금속재료는 온도를 높임에 따라 기계적 강도가 저하되는 것과 반대되는 현상으로, 역온도의존성(abnormal temperature dependence)이라 부른다. 이와 같은 γ'의 역온도의존성으로 인하여 오늘날과 같은 엔진의 성능이 얻어졌다고 할 수 있을 정도로 초내열합금에서 γ'상의 역할이 중요하다.

그러나 γ'상을 증가시키기 위해 Al, Ti, Nb, Ta와 같은 원소를 계속 증가시킬 경우 대기 중에서 합금을 만들기 위한 용해시 반응이 심하여 제조가 불가능하게 되었다. 이를 해결하기 위해 진공용해법이 도입되어 이들 강화원소를 다량 첨가할 수 있게 되었으나 많은 양의 γ'상 형성에 따라 고온강도가 높아지고 고온에서 단조를 할 수 있는 온도구간(forging window)이 좁아져 단조에 의해 성형하는 것이 불가능하게 되었다. 따라서 도입된 것이 진공정밀주조공정(vacuum investment casting process)이다. 주조용 초내열합금에서 γ'상의 체적율을 증가시킴에 따라 고온강도의 개선은 가능하였으나 중간온도구간의 연성이 부족하게 되었다. 이를 보완하기 위해 결정립계(grain boundary)에 편석하는 원소들을 첨가시켜 결정립계를 보강한 재료들이 개발되었다. 진공용해법의 도입으로 γ'상 형성원소의 첨가와 다량의 내화원소(refractory element)를 첨가시키는 것은 가능하였으나, 이들 강화원소의 첨가에 따라 중간온도 영역에서 크리프 혹은 열간노출에 따라 TCP(topologically close-packed) 상의 석출에 의한 연성과 고온기계적 성질의 급격한 저하가 발생하였다. TCP의 생성을 방지하기 위해 PHACOMP(Phase computation)계산법[3], d-electron계산법[4] 등의 방법이 개발되었고, 이들은 오늘날의 합금설계 software들의 기본 개념의 일부로 적용되고 있다.

터빈 블레이드가 가스터빈의 작동 중에 받는 가장 큰 응력은 고온에서 연소가스와 직접 접촉하면서 수천-수만 rpm으로 회전에 따른 원심력(터빈축에 수직한 방향)이다. 따라서 터빈 블레이드가 고온에서 작동될 때 터빈 블레이드의 길이방향(즉, 터빈 축과 수직방향)으로 크리프와 유사한 형태의 응력이 걸린다. 또한 반복적인 작동에 의한 열피로 및 작동조건에서 기인된 저주기, 고주기 피로응력 등 복잡한 응력에 노출된다. 일반적인 진공정밀주조법(conventional casting)에 의해 제조된 터빈 블레이드는 등축다결정(equiaxed) 조직을 갖는다. 등축다결정 조직은 부분적으로 많은 결정립계들이 터빈 블레이드에 걸리는 응력과 수직 또는 일정한 각도를 이루게 되어 고온에서 균열생성 장소의 역할을 하게 된다. 이와 같은 고온에서 결정립계의 취약한 문제점과 중간온도 영역에서의 부족한 연성을 해결하기 위해 Pratt & Whitney 사에서 응력과 수직한 결정립계를 제거하는 공정인 일방향응고법을 도입하고 발전시켜 단결정주조법을 개발하게 되었다[5].

단결정 터빈 블레이드 제조공정 개발은 결정립계의 제거에 의한 크리프 수명 향상뿐만 아니라 열피로 및 저주기피로 수명을 획기적으로 향상시킬 수 있게 되었다. 이는 면심입방격자(fcc)에서 영율(Young's Modulus)이 가장 낮은 [001] 방위가 우선 응고 방위와 일치하고 이를 터빈 블레이드의 주응력 방향과 일치시킴에 따른 것이다[5]. 그러나 단순히 주조용 초내열합금으로 터빈 블레이드를 단결정으로 제조하여도 합금에 따라 기계적 특성을 개선할 수 없는 경우가 있을 수 있다. 단결정은 결정립계가 없기 때문에 입계를 강화시킬 탄화물(carbide)을 형성시킬 필요가 없고, 결정립계에 편석하여 입계를 강화시키는 원소를 필요로 하지 않는다. 특히, 탄화물은 오히려 피로균열의 생성을 촉진할 수 있다. 따라서 단결정합금은 결정립계 강화와 관련된 원소들을 첨가하지 않는 것이 일반적이며, 이에 따라 합금의 용융온도와 γ'상의 고용온도가 높고 강화원소를 더 첨가할 수 있기 때문에 합금의 온도수용성을 더 높일 수 있는 장점이 있다.

가스터빈 엔진의 작동온도를 높이기 위해서는 이미 언급한 바와 같이 터빈 블레이드의 온도수용성과 고온강도가 필수요소이다. 단결정공정과 단결정합금의 개발에 따라 가스터빈의 작동온도를 높일 수 있었으나, 추가적인 합금의 온도수용성 증대는 고가의 Re을 합금원소로 채택하면서 많은 진전이 이루어졌다. Re의

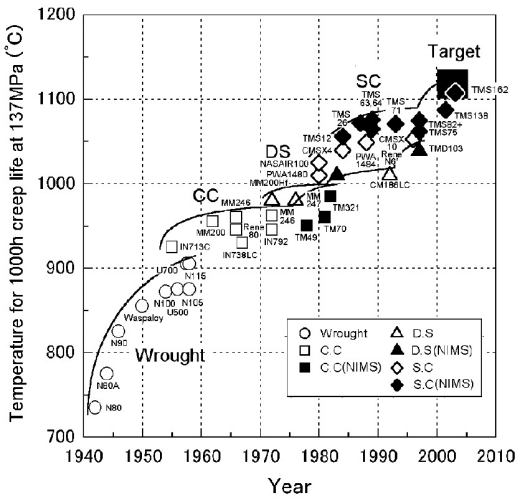


그림 2. 터빈 블레이드용 초내열합금의 개발과 향후 방향[6]

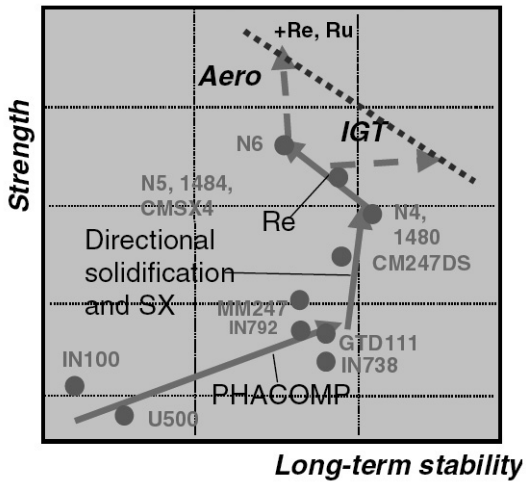


그림 3. 초내열합금 개발 추이[1]

함량에 따라 0wt%는 1세대 단결정합금, 3wt%는 2세대 단결정합금, 6wt%는 3세대 단결정합금으로 분류하며, Re 등 내화원소의 과다한 첨가는 앞에 언급한 TCP 생성을 촉진할 수 있으므로 Ru을 추가로 첨가한 4세대 단결정합금, Ir 등을 첨가한 5세대 단결정합금 등이 개발되어 합금의 온도수용성이 1100℃ 정도에 이른다. 이들 주조용 합금개발 역사와 강도와의 관계를 그림 2[6]에 나타냈으며, 그림 3[1]에 합금개발 동향을 도식적으로 나타냈다.

3. 국내외 관련 기술현황 및 동향

3.1 외국의 현황

(1) 미국

초내열합금은 군사용 엔진 부품에 적용하기 위해 개발되기 시작하여 일반 산업용으로 파생된 것이 많고 현재에도 군사용 엔진 부품에서 수요가 많은 비중을 차지하고 있다. 따라서 초내열합금 및 고온 부품 관련 기술을 지금까지 실질적으로 주도하고 있는 나라는 미국이다. 초내열합금 관련 기술이 현재의 가스터빈의 성능과 효율을 지니도록 한 실질적인 기술 개발은 대부분 미국에서 진행되었다. 미국은 초내열합금 및 부품과 관련된 기술을 군사적으로 뿐만 아니라 상업적 측면으로도 유출을 엄격히 통제하고 있다. 현재에도 미국은 군사적 측면에서 고성능 제트엔진의 개발을 위한 초내열합금의 개발과 HSCT(High Speed Civil Transport)에 사용할 합금을 개발하는 EPM(Enabling Propulsion Materials) 프로그램 등을 NASA를 중심으로 수행하고 있다[7].

제조기술 측면에서도 다결정 등축조직, 방향성 응고, 단결정 주조 기술 등을 최초로 개발하였으며 가장 앞선 기술을 보유함과 함께 군사적 목적에 적용되는 기술이므로 철저히 보호하고 있다. 특히, 항공 및 발전용 엔진의 대표적인 제조회사들인 GE(General Electric), P&W(Pratt and Whitney), Siemens-Westinghouse 등이 많은 기술을 보유하고 세계적으로 산업을 주도하고 있다.

(2) 유럽

미국 다음으로 이 분야의 앞선 기술을 보유한 나라들은 영국, 프랑스이며 독자적으로 엔진 개발과 함께 각각 고유의 초내열합금을 개발하여 엔진에 장착하고 있다. 영국의 Rolls-Royce는 민항기 엔진, 군용기 엔진, 발전용 가스터빈 등을 공급하고 있으며, RR-series 합금들을 독자적, 또는 해외의 기관들과 공동으로 개발하고 있다. Rolls-Royce는 일본의 NIMS에서 개발한 4세대 및 5세대 합금을 민항기용 대형엔진의 터빈 블레이드에 적용을 검토 하고 있으며, NIMS와 공동연구센터를 설립하여 1150℃까지의 온도수용성을 갖는 합금의 개발을 추진하고 있다[8].

프랑스도 SNECMA 등 엔진회사를 보유하고 있으며, 정부연구기관인 항공우주연구소(ONERA)를 중심으로 합금개발과 공정개발을 독자적으로 수행하여 일본 다음으로 높은 온도수용성을 갖는 합금개발 능력을 보유하고 있다.

(3) 일본

일본은 많은 분야에서 한국과 유사한 환경을 가지고 있으나 초내열합금이나 가스터빈 분야는 타 분야에 비해 한국보다 훨씬 앞선 능력을 보유하고 있다. 일본은 Moonlight Plan이 시작될 때부터 가스터빈 개발과 함께 독자합금 개발에 많은 연구개발을 시작하였다. 현재 일본은 차세대 단결정 초내열합금 개발에서 온도수용성이 가장 높은 합금을 개발하였으며 가장 앞선 나라이다. 그 결과 영국의 Rolls-Royce가 민항기용 대형엔진의 블레이드 소재개발을 공동으로 수행하기 위해 공동연구센터를 NIMS에 설립하여 실용화를 추진하고, 현재보다 온도수용성이 약 100℃정도 높은 1150℃까지 사용 가능한 합금 개발을 추진하고 있다[8]. 산업용

가스터빈 분야도 MHI(Mitsubishi Heavy Industries)가 Siemens-Westinghouse의 모델을 기초로 개량하여 새로운 모델을 개발하고, 독자합금을 개발하여 자체엔진에 적용하고 있다.

(4) 중국

중국은 중소국경분쟁 이후 군사용 엔진에 적용할 목적으로 초내열합금과 고온부품 제조기술을 독자적으로 개발하기 시작했다. 중국과학원산하 금속연구소(Institute of Metal Research: IMR), 북경항공재료연구소(Beijing Institute of Aeronautical Materials: BIAM) 등을 중심으로 초내열합금 및 부품 제조공정에 대한 연구를 수행하였다. 현재 중국은 젠(殲)-10, 젠-20 등 독자적인 군사용 항공기 엔진을 개발하여 장착하고 있다. 특히, 스텔스기인 젠-20 항공기 개발에서 중국의 국사 주석으로부터 최고의 훈장을 받은 스창쉬 박사(91세, 중국과학원)가 1950년대 미국에서 귀국하여 연구개발을 주도하였고, 훈장을 받은 사유도 제트엔진용 초내열합금 개발[9] 공적으로서 중국은 초내열합금의 중요성에 대해 미국 등 선진국 다음으로 깊이 인식하고 있다. 현재 IMR의 Z.Q. Hu교수(82세) 등의 노과학자들이 이 분야의 연구를 아직도 현직에서 지휘하고 있으며, 노과학자들의 지식과 경험을 국가가 직접 관리하고 해외출장을 제어할 정도로 기술과 인력보호에 주의를 기울이고 있다.

3.2 국내

한국은 수백 대의 민항기 및 군용기를 운용하고 있고 100여기의 발전용 가스터빈을 가동하고 있다. 국산 고유모델이 없고 모든 엔진은 수입하여 운용하고 있다. 엔진뿐만 아니라 초내열합금을 소재로 하는 소모성 고온부품도 현재 거의 전량 수입에 의존하고 있다. 일부 부품의 국산화 개발이 최근 10여년에 걸쳐 진행되었으며 아직도 국산 부품을 일부에만 적용하고 있는 실정이다. 특히, 고유모델의 엔진이 없기 때문에 소재나 부품도 엔진회사의 선택에 따를 수밖에 없는 실정이다.

현재 국내 대기업에서 5MW급 소형 가스터빈을 국산화하기 위한 연구개발이 진행 중에 있으며, 향후 그 구성부품을 국산화할 계획이다. 지식경제부의 지원 하에 100MW급 대형가스터빈의 국산화 개발이 추진되고 있으며, 향후 고유모델을 보유할 경우 부품의 국산화도 가능할 것으로 판단된다.

초내열합금 소재개발은 현재 재료연구소를 중심으로 진행되고 있으며, 고유 조성의 단결정합금을 개발하여 국내외에 특허를 출원한 상태이고[10], 향후 국내 고유모델의 가스터빈 개발에 따른 국산소재의 적용을 기대하고 있는 실정이다. 한편, 국내의 대형가스터빈 개발 기획 사업의 진행과 함께 관련 기업들에서도 발전용 가스터빈에 사용하기 위한 초내열합금 부품을 제조할 수 있는 장비들을 경쟁적으로 도입하여 운용하고 있다. 그러나 아직까지 체계적인 공정기술을 개발한 기업은 일부에 불과하다. 초내열합금에 대한 완전한 이해가 없이 기존 정밀주조공정을 진공정밀주조공정으로 적용할 경우 많은 문제점들이 예상되는 바, 소재-공정의 입체적인 지식을 기반으로 관련 전문가들의 긴밀한 협력이 필요한 실정이다.

4. 결 언

초내열합금은 앞 절에서 언급한 바와 같이 그 개발은 군사용 제트엔진 부품 적용을 목표로 진행되었다. 따라서 본 합금과 그 제조공정은 선진국의 철저한 기술보호와 시장독점 하에 있는 상태이다. 이에 대응하기 위해 일본에서 추진하였던 Moonlight plan과 같은 국가적 차원의 기술개발과 활용계획을 갖추는 것이 미래를 대비하는 효과적인 대응일 것으로 판단된다. 특히, 일본이 세계에서 온도수용성이 가장 높은 합금을 개발하게 된 것도 이와 같은 정책과 지원이 뒷받침된 결과로 판단된다.

본 분야는 군사적 목적의 연구개발이 민수용으로 발전용 가스터빈에 기술이 파생된 전형적인 사례이다. 발전용 가스터빈의 핵심부품과 관련된 기술이 가스터빈의 hot section 소재와 부품인 것은 주지의 사실이다. 선진국의 가스터빈 제조업체들이 가장 중요시하는 부분이며 가장 큰 영업이익을 남기는 분야가 바로 초내열합금과 그 응용부품이다. 향후 발전용 가스터빈의 국산화뿐만 아니라 이익의 창출, 현재 사용 중인 발전용 가스터빈 소모성 부품의 국산화 대체 등에도 가장 중요한 기술로 국내에서 적극적으로 활성화시키고 정책적 차원에서 지원해야 할 것으로 판단된다.

참고문헌

1. F. Carchedi: Proceedings of the 6th International Charles Parsons Turbine Conf. 2003, pp. 3-23
2. M. Toulios and D.O. McKenzie: Proceedings of Materials for Advanced Power Engineering 1994, pp. 1807-1830
3. J. Boesch and J. Staney: Metals Progress 86, 109, Reference 9 of The Development of Gas Turbine Materials (edited by G.W. Meetham) Chap. 4.
4. N. Yukawa, Y. Murata and T. Noda: Proceedings of Superalloys 1984, pp. 83-92
5. C.H. White: The Development of Gas Turbine Materials (edited by G.W. Meetham; Applied Science Pub.), Chap. 4.
6. Y. Koizumi, T. Kobayashi, T. Yokokawa, J. Zhang, M. Osawa, H. Harada, Y. Aoki, and M. Arai: Proceedings of Superalloys 2004, pp. 35-43
7. S. Walston, A. Cetel, R. MacKay, K. O'Hara, D. Duhl and R. Dreshfield: Proceedings of Superalloys 2004, pp. 15-34
8. NIMS Newsletter 2009, October
9. 조선일보보도 2011.01.18일자
10. B.G. Choi et al.: Ni-base single crystal superalloy with good creep property, US patent application, 12/847, 449, 2010

고효율 석탄화력 발전용 니켈기 초내열합금 개발 동향

김 인 수 · 최 백 규 · 홍 현 욱 · 유 영 수 · 조 창 용

한국기계연구원 부설 재료연구소 내열재료그룹

Development of Ni-base Superalloys for High Efficiency Coal-Fired Power Plants

In Soo Kim, Baig Gyu Choi, Hyun Uk Hong, Young Soo Yoo, Chang Young Jo

High Temperature Materials Research Group, Korea Institute of Materials Science

1. 서 론

1970년대 에너지 위기 이후 석탄을 이용한 화력발전소의 건설이 꾸준히 증대되고 있으며, 최근에는 환경문제에 대응하기 위하여 발전효율을 향상시키고, 화석연료의 연소로 인해 발생하는 공해물질과 탄소배출을 저감하기 위한 차세대 저공해 고효율 석탄화력발전 시스템의 개발이 선진국을 중심으로 활발하게 진행되고 있다[1]. 연소가스를 간접 사용하는 증기발전소인 초초임계압 미분탄연소(USC-PC: Ultra Super-Critical Pulverized Coal)발전은 이러한 고효율 석탄화력발전 설비 중의 하나이다. 현재 선진국들은 700℃ 이상 급의 차세대 초초임계압 석탄화력발전 설비 개발에 역량을 집중하고 있으며, 이러한 차세대 초초임계압 화력발전 기술 개발에 있어 가장 중요한 문제점 중의 하나는 증기온도와 압력 증가에 따른 고온소재 개발이다. 현재 약 600℃급 발전설비의 부품에는 철계 합금이 사용되고 있지만 700℃ 이상 급의 차세대 초초임계압 발전설비의 핵심 부품은 고온특성과 안정성이 우수한 니켈기 초내열합금을 반드시 사용해야 한다. 700℃ 이상급의 초초임계압 발전용으로 적용될 수 있는 니켈기 초내열합금은 대부분 단조, 압연 또는 압출 공정 및 일련의 열처리 공정에 의하여 합금의 특성과 미세조직을 제어하는 단련용 초내열합금(Wrought Ni-base superalloy)이 중요한 부분을 차지하고 있으며, 인장과 크리프 특성 등 고온특성이 우수하면서 가공성과 내식성, 내산화성, 그리고 고온에서의 장시간 상안정성이 뛰어난 초내열합금의 개발과 기존합금의 특성 개량을 위한 많은 연구가 진행되고 있다.

본고는 차세대 고효율 석탄화력발전 설비에 적용하기 위한 최근의 니켈기 초내열합금의 개발 및 연구 동향에 대하여 간략하게 소개하고자 한다.

2. 니켈기 초내열합금 개발의 필요성

초초임계압 석탄화력발전 기술의 핵심은 증기의 고온 · 고압화 기술이며 증기온도가 10℃ 상승할 때마다 발전효율은 약 0.5% 상승하며, 증기압력이 10bar 상

승할 때마다 발전효율은 약 0.2% 상승하기 때문에 세계 각국에서 증기온도의 상승에 기술 개발 역량을 집중하고 있다. 그림 1에는 유럽, 일본, 미국 및 중국의 석탄화력발전소 증기조건 변화를 나타내었다. 일본이 가장 먼저 600℃급 초초임계압 조건에 도달했으며 유럽과 미국이 그 뒤를 따르고 있고, 최근에 전 세계적으로 증기의 온도와 압력이 계속해서 증가하여 몇 년 내에 700℃급의 초초임계압 조건에 도달할 것을 계획하고 있다.

600℃급 초초임계압 석탄화력발전을 위하여 기존의 합금보다 우수한 장기간의 크리프 파단강도를 갖는 페라이트/마르텐사이트 강에 대한 광범위한 연구가 수행되었고[3], 최근에는 650℃급 증기조건에서 사용 가능한 페라이트-마르텐사이트 강을 개발하기 위한 연구가 일본과 유럽에서 수행되었다[4,5]. 50% 이상의 효율을 얻기 위하여 700℃ 이상의 증기조건에서 운용되는 초초임계압 발전에 대한 연구가 유럽의 Thermie 700 프로젝트와[6] 미국의 Vision 21 프로젝트를[7] 통하여 수행되고 있다.

그림 2에는 발전소의 증기의 온도와 압력 조건에 따라 주요 부품별 사용 가능 소재를 나타내었다. 약 600℃ 이하의 온도까지는 페라이트/마르텐사이트계 합금

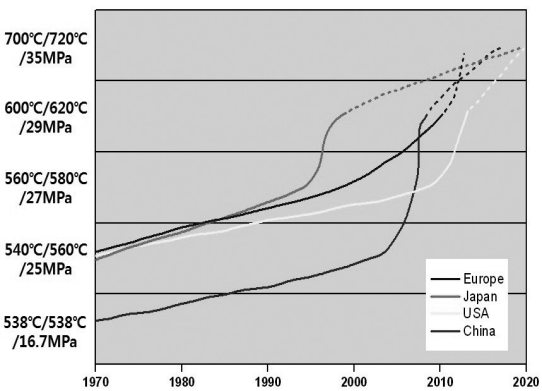


그림 1. 유럽, 일본, 미국 및 중국의 석탄화력발전소 증기조건 변화[2]

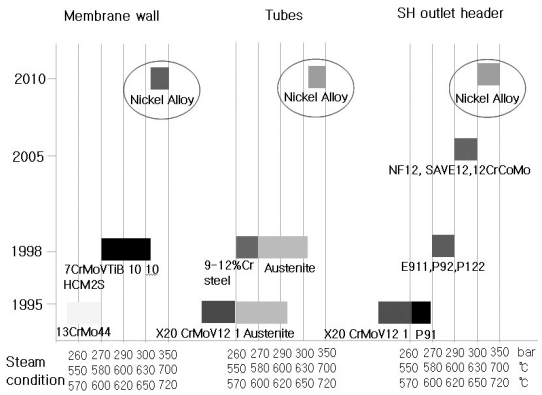


그림 2. 발전소 증기의 온도와 압력 변화에 따른 주요 부품별 사용 가능 소재[8]

이 사용 가능하고, 오스테나이트계 강은 약 670℃ 정도까지 사용 가능하지만, 700℃ 이상의 온도에서는 니켈기 초내열합금이 반드시 사용되어야 한다. 즉, 700℃ 이상 급의 고효율 석탄화력발전소 프로젝트의 핵심적인 소재기술은 철계 합금을 니켈기 내열합금으로 대체하고 성능을 개선해야 하는 것이다. 그림 3에는 550MW 규모의 단일 재열기 보일러 시스템에서 증기의 온도와 압력에 따라 사용되는 페라이트계 및 오스테나트계 강과 니켈기 초내열합금의 사용량을 비교하였다. 250bar/540℃/540℃ 증기조건에서는 100% 페라이트계 강의 사용이 가능하지만 360bar/700℃/720℃ 증기조건에서는 약 25%의 니켈기 초내열합금이 사용되어야 한다.

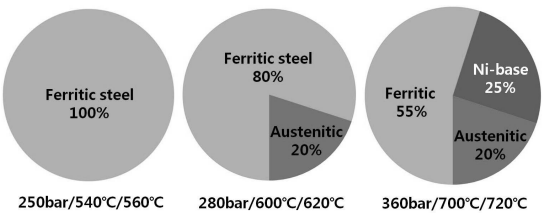


그림 3. 550MW 단일 재열기 시스템에서 온도에 따른 사용 소재 비교[9]

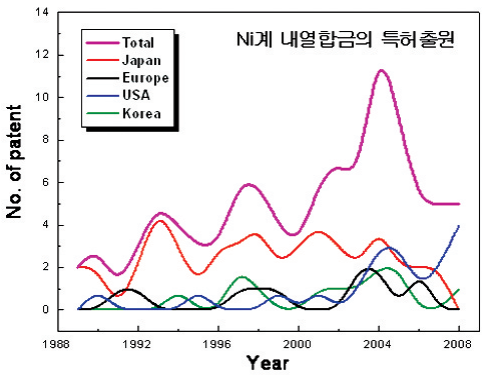


그림 4. 전 세계 연도별 니켈기 초내열합금 출원건수 추이

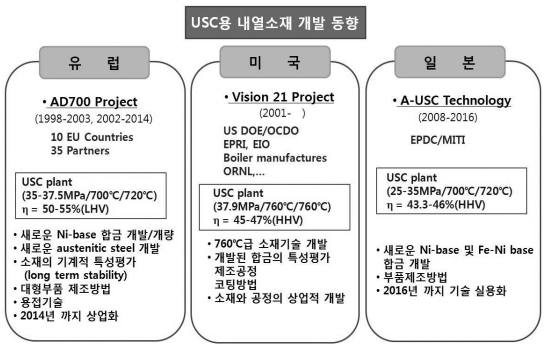


그림 5. 선진국의 초초임계압 석탄화력발전 시스템 적용을 위한 소재 관련 연구동향

그림 4에는 1989년부터 2008년까지 니켈기 초내열합금 개발과 관련하여 출원된 특허를 조사한 결과, 국가별 점유율은 일본 48.6%, 미국 38.7%, 유럽 11.4% 순으로 집계되어, 전 세계적으로 고온구조물에 필수적으로 사용되며, 극한환경 하에서도 고기능성을 확보할 수 있는 초내열합금의 개발이 이들 일본, 미국, 유럽 등의 선진국 주도로 이루어지고 있음을 확인 할 수 있다. 또한, 한국을 포함한 연도별 특허출원 건수를 살펴보면 2000년도 이후로 특허출원 건수가 증가하고 있으며, 이는 전 세계적으로 각각 출범한 초초임계압 석탄화력발전 프로젝트와 시기적으로 볼 때 많은 상관이 있음을 알 수 있다.

3. 니켈기 초내열합금 개발 동향

위에서 살펴본 바와 같이 초초임계압 석탄화력발전 시스템에 적용하기 위한 초내열합금 개발은 주로 유럽과 미국 및 일본 등 선진국에 의해서 독점적으로 진행되고 있다. 그림 5에는 선진국의 700℃ 이상 급 초초임계압 석탄화력발전용 소재 관련 연구를 간략하게 요약하였고 각 나라별 연구동향은 다음에 나누어 서술하였다.

3.1 유럽의 초내열합금 개발 동향

유럽의 초초임계압 화력발전소용 소재 관련 연구는 1983~1997년 기간에 COST(European Co-Operation in Scientific & Technical Research) 501 연구 프로그램과 1998~2003년 기간에 진행된 COST522 연구 프로그램을 통하여 300bar/620℃/650℃의 조건에서 작동되는 소재와 부품에 대한 연구가 수행되었다. COST501 프로그램 개발 이후, 40여 개의 유럽회사들이 참여하여 700℃급 차세대 석탄화력발전소 실증을 위하여 Thermie 프로그램을 계획하고 375bar /700℃ /720℃ 증기조건에서 사용하기 위한 니켈기 초내열합금의 제조기술과 재료 특성의 적합성, 대형부품 제작성 및 소재의 장시간 특성에 대한 연구를 수행하였다. Thermie 프로그램의 일환으로 계획된 AD700 프로젝트에는 모든 유럽의 중요한 발전기 제작사들이 참여하고 있으며, 이 프로젝트에서는 새로운 증기조건으로 특징 지워지는 차세대 미분석탄발전소의 핵심부품에 니켈기 초내열합금을 적용하여 증기온도를 700℃ 근처까지 증가시킴으로써 발전효율을 향상시키고, 이산화탄소 배출을 억제하는 것을 계획하고 있다.

AD700 프로젝트의 가장 중요한 점은 고온에서 작동하는 핵심부품을 철계합금에서 니켈기 초내열합금으로 대체하는 것이다. 니켈기 초내열합금은 이미 항

공기용 및 발전용 가스터빈 또는 석유화학플랜트에서 사용되고 있는 것들이므로 기술의 이전이 가능하나 증기터빈에서는 현재 가스터빈이나 석유화학플랜트보다 훨씬 큰 부품들이 요구되므로 대형 부품을 제조하기 위한 기술개발이 수행되었다. 이러한 부품들이 온도와 응력, 환경이 상당히 다른 조건 하에서 작동되기 때문에 제조 능력이나 적절한 소재의 특성 평가가 동반되었다. 또한 초초임계압 석탄화력발전소가 요구하는 더 높은 성능을 충족하기 위하여 기존의 초내열합금을 개량하거나 새로운 초내열합금을 개발하는 과제도 수행되었다. 적절한 소재의 개발과 이들 소재의 실증을 위하여 고온에서 장시간 사용을 위한 충분한 크리프 강도뿐만 아니라 보일러 가스와 증기산화 조건에서의 부식저항성, 열기계적 피로에 대한 저항성, 두꺼운 부분의 가공성과 용접성 등이 평가되었다. 이와 같이 700℃급 초초임계압 석탄화력발전 시스템의 부품에 따라 사용조건과 요구조건이 차이가 있어서 소재를 개발할 때 보일러 재료, 터빈 재료 등으로 나누어 연구를 수행하였다.

3.1.1 보일러 재료

700℃급 초초임계압 석탄화력발전소의 보일러를 운용하기 위해서는 가장 혹독한 조건에 노출되는 핵심부품인 화로수벽(Furnace panels), 과열기(Superheaters), 두꺼운 부품 및 증기관(Thick section components and steam lines) 등 세 그룹에 대한 니켈기 초내열합금의 실증을 포함하는 폭넓은 소재개발과 시험이 필요하다[10].

AD700 프로젝트에서 초임계 보일러의 화로수벽에서 물/증기 온도는 일정하게 상승하고, 증기조건은 350bar에 달한다. 이를 위하여 내열강인 HCM12를 대신하여 니켈기 초내열합금인 Alloy 617의 사용 가능성이 연구되었는데, Alloy 617이 훨씬 우수한 기계적 특성과 내식성 등을 갖고 있으며, HCM12보다 훨씬 높은 온도에서 사용될 수 있는 것으로 나타났다.

AD700 프로젝트에서 과열기 튜브에 대한 연구목표는 650℃ 근처의 증기온도에서 작동하기 위하여 충분한 강도와 내식성을 가진 오스테나이트계 튜브 소재를 개발하고, 700℃ 증기온도까지 사용할 수 있는 니켈기 초내열합금을 개발하는 것이다. 이 프로젝트를 통하여 700℃/100MPa 조건에서 100,000시간 파단강도를 갖는 적당한 오스테나이트계 튜브소재와 750℃/100MPa 조건에서 100,000시간 파단강도를 갖는 니켈기 튜브 소재를 개발하기 위한 연구가 진행되었다. 니켈기 내열합금으로는 상업적으로 널리 사용되는 Nimonic263 합금과 이 합금에 기초하여 내식성과 내열성을 더 향상시킨 IN740 합금을 개발하여 여러 가지 시험을 수행하고 있다.

두꺼운 보일러 부품 및 증기관에 적용하기 위한 초내열합금 개발 목표는 700℃/150MPa에서 100,000시간의 크리프 강도를 가지는 니켈기 초내열합금을 개발하는 것이다. AD700 프로젝트와 독일의 국가프로젝트인 MARCKO DE2에서의 연구 결과, Nimonic263과 Alloy 617을 개량한 CCA617이 700℃ 증기온도에서 outlet header와 증기관에 요구되는 사항들을 만족하는 것으로 나타났다. 또한, AD700 프로젝트에서 이들 초내열합금의 실용성에 대한 실증을 위하여 두꺼운 부품의 제조와 대형 잉곳의 생산 및 압출시험을 하였고, 용접시험 시편의 장시간 크리프 시험과 미세조직적 안정성 시험을 수행하였다.

3.1.2 터빈 재료

터빈 재료는 대형 부품을 생산하기 위한 요구조건에 따라 대형 주단조품의 생산을 고려하여 Alloy 155, 230, 263, 617, 625, 706, 718, 901과 Waspaloy 등의 합금이 선정되어 여러 가지 시험을 수행되었다. 또한, 기존 합금의 열처리 공정 개선을 통하여 합금의 특성을 향상시켰는데, 뚜렷한 성과의 하나로는 Alloy 718의 열처리 방법을 개선한 것이다. 이 합금은 일반적으로 720℃와 620℃ 근처에서 두 단계의 시효처리를 하는데 이 시효처리 온도를 30-40℃정도 상승시킴으로

써 장시간 크리프 강도를 상당히 증가시켰다.

대형 단조품 개발을 위한 합금에는 용접성이 우수한 Alloy 617과 625 및 몇 개의 초내열합금이 추가적으로 선택되었다. 원래의 Alloy 718은 장시간 크리프 강도가 부족하지만 열처리 공정 개선을 통하여 617과 625 합금을 대신할 수 있는 저가의 합금이 사용 가능하므로 계속적인 개발을 위해서 연구 중에 있으며, 마지막으로 이들 세 개의 합금의 크리프 강도가 장시간 시험에서 기대 이하로 나타나는 경우를 대비하여 높은 강도를 갖는 Alloy 263 합금을 적용하기 위한 연구가 수행되었다.

3.2 미국의 초내열합금 개발 동향

미국에서 보일러 제조사들에 의해 적극적으로 추진된 초초임계압 석탄화력발전소의 건설은 터빈 제조사인 General Electric(GE)사나 Westinghouse사 및 전력회사들의 관심을 끌지 못했기 때문에 60년대 후반 이후에는 오히려 활발하지 않았다. 그러나 오일쇼크 이후 다시 발전소의 효율향상에 대한 관심이 고조됨에 따라, 1978년부터 EPRI(Electrical Power Research Institute) 주관으로 3가지 증기조건에 대한 검토 결과, 발전소 신뢰성(Reliability) 저하 없이, 상대적으로 저렴한 연구 개발비로서 발전소 효율을 향상시킬 수 있는 증기조건으로 2단 재열 방식의 311bar/593℃/593℃/593℃가 제안되었고, 1986년부터는 2단 재열 방식인 310bar/593℃/593℃/593℃ 조건의 터빈 설계 및 재료 개발을 위하여 GE, Toshiba, GEC Alstom, MAN 컨소시엄과 EPRI 간의 연구계약이 체결되었다.

2001년부터 미국에서 착수한 중앙 집중식(Central Power) 발전 기술에 대한 중요 연구는 “Power Plant Improvement Initiative”와 “Vision 21” 프로그램이 있다. 이 중 Vision 21은 미국 에너지부에서 추진 중인 종합적인 에너지 관련 장기 프로그램으로서 현재 기술로서는 도달하기 힘든 목표를 설정하고 연구를 진행하여 2015년에 완료 예정이다. 고효율, CO_2 무배출 발전기술 개발을 목표로 한 Vision 21 프로젝트의 일환으로 기존 유럽과 일본의 기술개발 수준을 훨씬 초과하는 760℃급 초초임계압 석탄화력발전용 재료의 시험 및 평가에 대한 계획을 수립하였다. 미국은 유럽이나 일본에 비해 초초임계압 석탄화력발전소에 대한 연구는 늦었지만 니켈기 초내열합금에 대한 강력한 산업 및 연구기반을 바탕으로 곧바로 760℃급 발전소 건설을 계획 중에 있다.

목표로 하는 760℃/35MPa 초초임계압 조건에서 후육부, 고온 헤더, 파이프, 과열기/재열기 튜브에 적합한 니켈합금 소재를 Haynes 230, IN 740, CCA 617 등으로 선정하였고, ORNL 국립연구소에서는 이들 소재에 관련해 장기간 크리프 시험을 수행중이며, 이를 통해 미세구조 변화, 제조방법, 용접 등이 미치는 영향과 각 소재의 USC 적합성 등을 파악할 계획이다. 이 연구결과를 활용하여, 개발합금과 제조공정의 상용화를 위한 가격목표 제정, 특성 평가, ASME code 승인을 받기 위한 기본 작업 등을 합금개발자, 제조자, 설비공급자, 발전사 등과 공동으로 참여하는 컨소시움을 추진 중이다. 모재 대비 크리프 강도가 떨어지는 용접이음부(Weld strength reduction factor 0.8이하)에 대해서도 성능을 향상시키기 위해 용접방법, 용접재료, 용접후 열처리 등의 최적화 연구도 진행 중이며, 이외에도 후보소재들에 대한 증기산화저항성, 부식저항성, 가공성 등을 광범위하게 평가 중에 있다. 표 1에는 유럽과 미국의 초초임계압 석탄화력발전 시스템의 작동온도에 따른 적용소재 및 후보소재를 정리하였다.

3.3 일본의 초내열합금 개발 동향

일본에서도 차세대 화력발전 분야에서 일본정부(MITI, Ministry of International Trade and Industry)의 지원을 받는 EPDC(Electric Power Development Company) 주관 하에 NIMS 같은 연구기관, Toshiba, Kobe steel, Sumitomo, MHI 등 기업들이 연계하여 700℃ 이상의 온도에서 사용할 수 있는 단련용 니켈기

초내열합금의 개발에 대한 연구를 최근 시작하였다.

일본에서는 증기터빈에 대한 적용성을 고려하여 독자적인 재료 개발이 이루어지고 있다. 예를 들어 로터의 후보재료로서 일본에서 개발되고 있는 LTES700 이나 USC141은 저열팽창성을 지향하여 개발된 니켈기 합금이고 FENIX700은 IN706을 기본으로 대형 강괴의 제조성을 향상시켜 개발된 합금이다. 그 밖에도 일본에서는 Alloy 617을 기본으로 한 TOSIX 라는 재료도 개발 중에 있으며, 이들 재료들은 대형 강괴를 제조할 때 편석과 단조성을 고려한 조성의 최적화 및 제조법 확립이 해결돼야 할 과제로서 현재 일본의 여러 터빈회사에서 개발을 추진하고 있다. 또한 초초임계압 석탄화력발전용 터빈로터 재료의 개발과 용접기술의 개발은 2006년 NEDO가 공모한 위탁연구 항목에도 포함되어 있어 개발이 가속화되고 있다. 표 2에는 일본에서 진행 중인 초초임계압 석탄화력발전 시스템의 부품별 후보소재로 연구되는 합금들을 정리하였다.

3.4 국내 초내열합금 개발 동향

국내에서는 1980년대 초부터 대학과 연구소를 중심으로 연구를 시작하여 1988년부터 대체에너지개발촉진법에 따라 정부차원에서 기술개발을 주도해 오고 있

표 1. 유럽과 미국의 초초임계압 석탄화력발전 시스템 적용소재 및 후보소재

Component	593°C	620°C	700°C	760°C
SH Outer Header / Main steam pipe	P91, P92, E911	P91, P92, E911, SAVE12	Alloy 263* CCA617*	IN740*
RH Outer header / RH pipe	P91, P92, E911	P91, P92, E911	Alloy 263*	IN740*
SH panels	Super304H, HR3C, 347HFG	Super304, HR3C, 347HFG	Super304H Sannicro 25, HR3C, 310N	IN617*, 347HFG
Finish SH	Super304, HR3C 347HFG	Super304H, HR3C 347HFG	Super304H, HR3C 347HFG	304H, 347HFG
Finish RH	Super304H, HR3C 347HFG	Super304H, HR3C 347HFG	IN617* IN740*	Haynes230* Super304H, HR120*
Lower Waterwall	T11, T12, T22	T22	T23	T23
Upper Waterwall	T23, HCM12	T23, HCM12	T23, HCM12	T92, HCM12
Casings/shells(Valves; steam chests; nozzle box; cylinders)		9-10%Cr(W) 12CrW(Co)	CF8C+, CCA617* Alloy625*, 718* Alloy263	CCA617* IN740*
Rotors/Discs		9-12%CrWCo 12CrMoWNbN	CCA617* Haynes230* Alloy263*, IN740*	CCA617* IN740*
Vanes/Blades		9-12%CrWCo	Wrought, Ni-base*	Wrought, Ni-base*
Bolting		9-12%CrMoV A286, Alloy 718	Nimonic105*, Nimonic115* Waspaloy*, Alloy718*	U700*, U710*, U720*, Nimonic105*, Nimonic115*

* : 니켈기 초내열합금

표 2. 일본의 700℃급 초초임계압 석탄화력발전 시스템의 후보소재

Parts(Boiler)	Candidate Materials	Parts(Turbine)	Candidate Materials
Heat Exchanger Tube	KaSUS310J2TB(NF709R) KaSUS310J1TB(HR3C) HR6W Alloy617*, CCA617*, Alloy230*, Alloy263*, IN740*	Rotor	LTES700, USC141 FENIX-700# Alloy625*, Alloy617*, TOS1X# 12Crsteel
Header, Pipe	KaSUS304J1HTB(Super304H) KaSUS321J2HTB(TEMPALOY AA-1) KaSUS347J1TB(XA704) KaSUS310J2TB(NF709R) KaSUS310J1TB(HR3C) HR6W# Alloy617,CCA617, Alloy230, Alloy263, IN740	Blade	U500, U520, X750, IN713C, M252 USC141#
		Nozzle	MAR-M509*, X-45*, IN713C*, USC141#
		Inner Casing	LTES700(Cast)# Alloy625*, Alloy617(Cast)* Austenitic cast steel 12Cr cast steel
Header, Pipe (<650C)	Advanced 9CrWCo Steel 9Cr-3W-3Co Steel Low C-9Cr-2.4W-1.8Co steel	Out Casing, Bolt	12Cr cast steel LTES700# USC141, U500*, Waspaloy*

* : 니켈기 초내열합금 # : 일본에서 개발된 합금

으며 국내 발전소 건설을 위한 기본설계기술 확보를 목표로 기술개발을 추진하였다.

니켈기 초내열합금 개발 연구는 재료연구소(KIMS)에서 20여 년간 꾸준히 연구해 왔으며, 주로 터빈블레이드용 단결정, 방향성 응고방법을 이용한 정밀 주조용 니켈기 초내열합금과 다결정 주조합금의 부품화 기술개발에 집중하여 왔다. 또한 1995년에 시작된 영국 롤스로이스와의 국제공동연구사업을 통해 초내열합금 개발의 경험과 노하우를 축적하고, 데이터 모델링 분야의 획기적인 방법으로 등장한 neural network 모델링을 활용하고 롤스로이스의 풍부한 재료데이터 베이스를 공급받아 NNADP(Neural Network Alloy Design Program : NNADP)을 개발하였다. 산업체에서는 소형 정밀주조 부품의 생산을 하고 있으며, 발전용 가스터빈의 동익과 정익과 같은 대형 부품의 국산화 개발에 대한 연구를 수행하고 있다. 또한, 재료연구소에서는 700℃ 이상 급 초초임계압 석탄화력발전에 필요한 소재기술에 능동적으로 대처하기 위하여 기존의 초내열합금보다 특성이 우수한 합금 개발에 대한 연구를 시작하였고 최근에는 단련용 니켈기 초내열합금을 개발하여 특허를 출원하였다[11].

니켈기 초내열합금 개발의 요소기술에는 기존 합금에 비해 비용절감이나 성능을 향상시킬 수 있는 합금설계기술, 용해, 주조 압연 및 단조 등의 성형가공기술, 열처리설계기술 등이 있다. 이 중 국내 소재의 성형가공기술 개발 대부분이 철합금에 치중되어 있고, 니켈기 합금부품 등 고온용 소재의 가공성형기술에 대해서는 일부 기술 개발 경험이 있으나 공정 및 금형설계 등 해결하여야 할 문제가 많고 산업계 기술 개발 의지와 수요가 적어 실용화에 어려움을 겪고 있다. 현재 국내 소재부품산업의 활로를 전통산업에서 에너지, 환경, 교통산업에서 요하는 고부가가치 산업용 부품제조 능력을 갖춤으로써 궁극적으로 산업경쟁력을 키우려는 기업, 정부의 노력이 활발히 전개되고 있으며, 초내열

합금의 요구수요처가 방위산업, 에너지산업 등에서 점차 증대되고 있는 추세에 맞추어 이들 합금을 소성가공에 의해 부품 제조하는 공정에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다. 최근 국내에서도 700℃급 이상의 초초임계압 발전설비용 초내열합금 개발의 중요성에 대한 인식이 확산되고 있고 일부 연구소, 대학 및 기업체에서 관심이 고조되고 있으나, 현재로는 대형설비 부족, 연구비의 부족 등으로 인하여 기초적인 합금설계 연구에 머무르고 있는 실정이다.

4. 맺음말

700℃ 이상 급 초초임계압 석탄화력발전과 같은 고효율 발전설비산업은 전력산업의 안정적인 유지발전, 국가 및 기업 경쟁력 제고, CO_2 가스 배출저감에 따른 녹색 신성장동력 확보, 수입대체 및 수출에도 크게 기여하며, 국내 기계 및 항공우주산업 등 전후방 연관산업에 대한 기술 파급효과도 매우 크다. 이러한 고효율 발전설비산업의 국제 시장선점 및 독자기술을 확보하기 위해 선행되어야 할 필수적인 것이 바로 소재개발 관련 연구이며 고온 고압의 극한환경에서 신뢰성을 제공할 수 있는 니켈기 초내열합금 기술은 그 핵심이라 할 수 있다. 고효율 발전설비용 니켈기 초내열합금 기술 개발은 국내 연구기반이 취약한 니켈기 초내열합금 연구에 대한 본격적인 동기부여에 이바지할 것 이다. 부품소재산업에 있어서는 선진국에서만 독점하는 니켈기 초내열합금의 국산화 및 국내외 사업기회를 확대시킬 수 있으며, 니켈기 합금산업의 국내 신성장동력으로 자리매김하는 데 초석이 되어 국가경쟁력을 제고할 수 있을 것으로 기대된다.

참고문헌

1. R. Viswanathan, K. Coleman, U. Rao, Int'l J. of Pressure Vessels and Piping, 83 778-783 (2006)
2. T. U. Kern, K. Wieghthardt, K. Kirchner, Proc. 4th Int. Conf. on Advances in Materias Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, SC, USA, 20-34 (2004)
3. T. Otsuka, M. Kaneko, Int. Conf. on Power Eng. Hangzhou, China 214-218 (2007)
4. F. Abe, H. Okada, S. Wanikawa, M Tabuchi, T. Itagaki, K Kimura, K. Yanaguchi, M. Igarashi, Proc. of the 7th Liege Conf. on Mater. for Advanced Power Eng. Liege, Belgium, 1397-1406 (2002)
5. R. Blum, R. W. Vansone, Proc. of the 6th Int'l. Charles Parsons Turbine Conf. Dublin, Ireland 489-510 (2003)
6. J. Bugge, S. Kjær, R. Blum, Energy, 31 1437-1445 (2006)
7. R. Viswanathan, J. F. Henry, J. Tanzosh, G. Stanko, J. Shingledecker, B. Vitalis, R. Purgert, JMEPEG, ASM Intl. 281-292 (2005)
8. J. F. Henry, J. D. Fishburn, Proceedings of 29th Int'l Conf. on Coal Utilization and Fuel System, US DOE, ASME, 1028-1042 (2004)
9. Q. Chen, A. Helmrich, G. N. Stamatelopoulos, VGB Workshop, "Materials and Quality Assurance", Copenhagen (2009)
10. R. Blum, R. W. Vanstone, C. Messelier-Gouze, Proc. 4th Int. Conf. on Advances in Materias Technology for Fossil Power Plants, Hilton Head Island, SC, USA, 116-136 (2004)
11. I. S. Kim, B. G. Choi, H. U. Hong, Y. S. Yoo, C. Y. Jo, H. W. Jeong, S. M. Seo, Korean Patent pending, No. 10-2010-00114867

초초임계 화력발전용 터빈 및 보일러 소재

공 병 욱 · 강 성 태 · 이 연 수 · 김 동 진

두산중공업 기술연구원 소재기술개발팀

Turbine & Boiler Materials for Ultra Supercritical Fossil Power Plant

Byeong Ook Kong, Sung Tae Kang, Yeon Soo Lee, Dong Jin Kim

Materials Technology Development Team, Corporate R&D Institute, Doosan Heavy Industries & Construction

1. 서 론

전기에너지는 각 국가의 삶의 질과 복지 개선의 자원이기는하나 에너지생산 자체가 지구환경보호를 위해 엄격한 배출 규제에 직면하고 있는 실정이다. 특히 지구상에 고루 분포되어 있고 매장량이 풍부한 석탄 의존도가 높아질 것으로 예상되나, 공해 배출량을 감축하기 위해서 발전소의 효율을 개선시킬 필요성이 보다 높아질 것이다. 석탄화력발전소의 열효율 개선은 그림 1과 같이 연료비 절감뿐만 아니라 SO_x, NO_x와 CO_2 배출량을 감소시키는 부가적인 효과가 있다. 이산화탄소 배출량 감소는 현 정부에서도 2020년 BAU 기준 30% 감축 목표(2005년 기준 4% 감축)를 가지고 정책을 추진하고 있다. 가장 배출량이 많은 화력발전소의 경우 800MW 발전소 효율 1% 개선은 발전소 수명 동안 약 1,000천 톤의 CO_2 배출량을 줄이는 효과가 있는 것으로 평가되므로 이러한 환경적 요인 등의 부가적인 이점으로 USC 발전소 건설에 대한 관심이 높아지고 있다.

이들 Advanced 운전 조건은 고온에서 견디고, 발전비용 상승에 영향을 미치는 발전소 건설 투자 비용을 최소화하기 위해서는 보일러와 터빈용 주요 부품 소재로 사용 가능성이 가장 높은 것이 Martensitic 강이다. 특히 9-12%Cr계의 강은 대형 단조품, 주조품과 후육 파이프의 제조 용이성과 함께 고온 · 고압의 증기조건에서의 산화 저항성과 장기간 높은 크리프 강도가 요

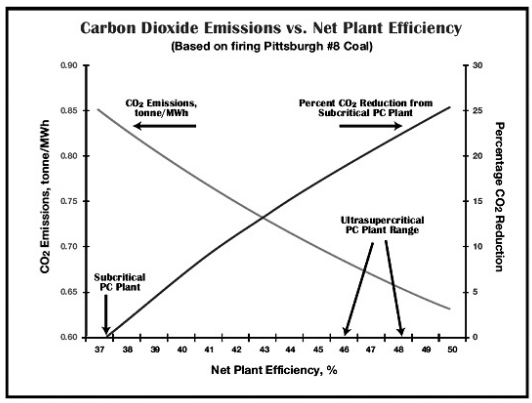


그림 1. 발전효율과 이산화탄소 배출량과의 관계[1)]

구된다. 이러한 요인 때문에 대용량의 경제적인 USC 발전소 건설에 주요한 challenge가 재료기술 분야에 집중되어 왔다[2]. 본 글에서는 USC 발전소에 사용될 수 있는 재료를 중심으로 발전용 소재를 소개하고자 한다.

2. 터빈 재료

증기 터빈용 핵심 부품 소재는 고압(high pressure: HP)/중압(intermediate pressure: IP) 로터, 회전 블레이드, Bolt/Nut, Casing 및 제어 밸브용 단조 및 주조 소재이다. 이들 부품들은 터빈에서 가장 높은 온도에서 가동되기 때문에 가장 엄격한 요구조건을 충족시켜야 한다. 각 부품의 소재가 지녀야 할 특성은 표 1에 나타내었다. 이들 부품은 크리프가 발생되는 고온에서 사용되기 때문에 크리프 강도를 개선하는 합금원소들의 영향을 고려해 합금설계가 진행되었고[3], 현재까지 개발한 9-12%Cr 터빈소재의 진척상황을 그림 2에 나타내었다[4].

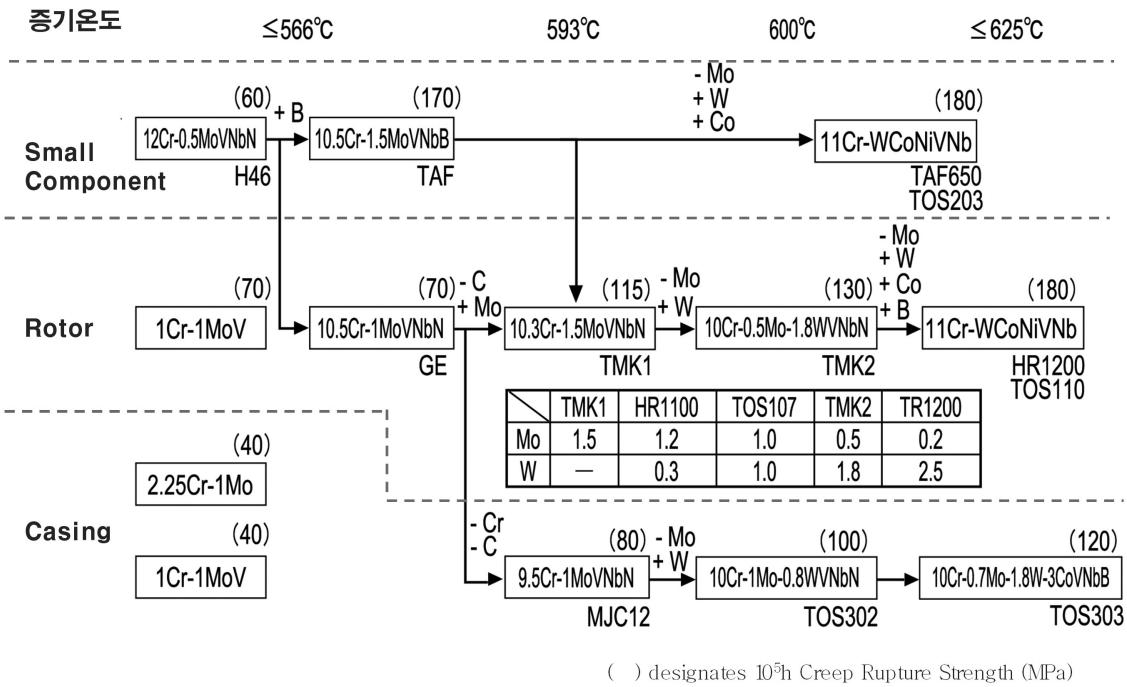
이들 advanced 증기조건의 터빈들에 사용 가능한 재료들은 표 2에 나타내었다. 각 부품의 사용조건에 부합되는 규정에 기초한 각 소재의 개발 현황과 실적을 아래 절에서 각각 설명한다.

2.1 HP/IP 로터

HP/IP 로터는 블레이드를 원심운동시키는 대형 단조강이며, 고압 혹은 중압 재열 증기조건에서 고속회전(3,600rpm)에 의한 원심력을 받고, 기동/정지 천이동안 열응력을 받는다. 이러한 운전조건에 따라 요구되는 소재의 특성은 높은 크리프 강도와 크리프 파단연신율 및 노치 민감성이 없을 것, 높은 저주기 피로강도 및 파괴인성과 강도와 인성의 균형이다. 또한, 제조성을 고려한 요구 특성으로는 직경 1200mm 중심부

표 1. 주요 터빈 부품에 요구되는 특성

Requirements	HP&IP IP-Rotor	LP-Rotors, LP-Discs	HP, IP Casings	HP,IP Blades	LP-Blades	HP,IP Bolts
Tensile Properties	◎	◎	◎	◎	◎	◎
Creep Properties	◎		◎	◎		◎
Toughness :						
Low cycle fatigue(LCF)	◎	◎	◎	◎	◎	◎
High cycle fatigue(HCF)	◎	◎		◎	◎	
Crack growth :						
Static - Creep CG	◎		◎			◎
Fatigue CG	◎	◎	◎			◎
Corrosion :						
Local corrosion		◎		◎	◎	◎
SCC		◎			◎	◎
Corrosion fatigue		◎			◎	
Erosion behaviour	◎	◎	◎	◎	◎	
Oxidation behaviour	◎		◎	◎		◎
HP=High pressure turbine, IP=Intermadiate pressure trubine, LP= Low pressure turbine						



	TMK1	HR1100	TOS107	TMK2	TR1200
Mo	1.5	1.2	1.0	0.5	0.2
W	—	0.3	1.0	1.8	2.5

그림 2. 터빈소재의 개발 동향

표 2. 발전소 운전조건에 따라 주요 터빈 부품에 사용되는 합금

	31MPa(4500psi) 565/565/565℃	31MPa(4500psi) 593/593/593℃	31MPa(4500psi) 620/620/620℃	31MPa(4500psi) 650/650/650℃
HP/IP rotor	CrMoV AISI 422 SS TOS 101 11Cr1MoVNbN (GE original)	TR1100 X12CrMoVWNbN101-1 TOS 10 GE-modified steel7	X18CrMoVNbB91 TOS 110 EPDC alloy B TR1200 HR1200	HR1200
Blade	AISI 422 SS 12Cr1Mo1WV (Westinghouse)	TOS 202 GE-modified steel	TOS 203 EPDC candidate	M252 Naimonic 90 Refractalloy 26
Bolting	CrMoV AISI 422 SS Refractalloy 26	M252 Refractalloy 26	EPDC candidate Naimonic 80 Inco X750 Refractalloy 26	Inco 718 Naimonic 80 Refractalloy 26
Nozzle box	CrMo steel(cast)	9%Cr steel cast	Advanced 9-12%Cr steel, Cast Similar to 92, P122 GX12CrMoWNiV NbN10-1-1	316 austenitic stainless steel

표 3. 증기온도별 HP/IP 로터강에 사용되는 합금의 조성

Steam Temperature	Alloy designation	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ta	N	W	B	Co
≤ 560℃	X21CrMoV121	0.23	0.55	-	0.55	11.7	1	0.3	-	-	-	-	-	-
≤575℃	11Cr1MoTaV	0.17	0.6	-	0.35	10.6	1	0.22	-	0.07	0.05	-	-	-
	GE-Original	0.19	0.5	0.3	0.5	10.5	1	0.2	0.08	-	0.06	-	-	-
	11CrMoVNbN	0.16	0.62	-	0.38	11.1	1	0.22	0.07	-	0.05	-	-	-
	Whestinghouse	0.23	0.8	0.4	0.75	13	1	0.25	-	-		1	-	-
≤593℃	10CrMoVNbN	0.14	0.5	0.05	0.6	10.2	1.5	0.17	0.06	-	0.04	-	-	-
	TOS 107	0.14	-	-	0.7	10	1	0.2	0.05	-	0.05	1	-	-
	X12CrMoWVNbN1011 (COST E)	0.12	0.4	0.01	0.75	10.5	1	0.19	0.05	-	0.06	1	-	-
≤621℃	TMK2(TR1150)	0.13	0.5	0.05	0.7	10.2	0.4	0.17	0.06	-	0.05	1.8	-	-
	X18CrMoVNbB9	0.18	0.07	0.06	0.12	9	1.5	0.25	0.05	-	0.02	-	0.01	-
	TR1200	0.12	0.5	0.05	0.8	11.2	0.3	0.2	0.08	-	0.06	1.8	-	-
≤630℃	TOS110	0.11	0.08	0.1	0.2	10	0.7	0.2	0.05	-	0.02	1.8	0.01	3
≤650℃	HR1200	0.1	0.55	0.06	0.5	11	0.23	0.22	0.07	-	0.02	2.7	0.02	2.7

까지 단상 tempered 마르텐사이트를 유냉 냉각조건에서도 얻을 수 있는 경화능 확보, 용접성, 제조 용이성 및 경제성이 있어야 한다.

크리프 강도는 블레이드 부착부 혹은 중심공에서 변형과 균열 생성에 견딜 정도로 높아야 하며, 이를 위해서 증기온도에서 10만 시간 요구 크리프 파단강도는 최저 100MPa로 알려지고 있다[3]. 저주기 피로강도는 발전소 운전 사이클에 기인한 열응력으로부터 야기될 수 있는 파손(cracking)을 방지하는 데 필요하며, 파괴인성은 기동 정지 천이 조건에서 취성파괴의 가능성을 억제하는 데 요구되는 성질이다. 그리고 열피로에 대한 위험을 최소화하기 위해서는 오스테나이트강보다 열팽창계수가 작은 페라이트강이 선호되고 있다.

크리프 파단강도를 개선하여 개발한 사용 가능한 증기온도별 HP/IP 로터강의 대표화학조성은 표 3에 나타내었다[5,6]. 증기터빈 운전온도 조건에 적합한 강들의 크리프 시험조건에 따라 얻은 대표적인 크리프 파단 데이타를 Larson-Miller 인자로 환산하여 그림 3에 나타내었다.

일반적으로 560℃ 이상의 고온에서는 12%Cr 강이 크리프 강도와 내식성을 위해서 적용되고 있으나 초기 개발된 12%Cr 강은 560℃까지 사용 가능한 X21CrMoV121이였다. 12%Cr 강의 3가지 대체용으로 개발한 Nb+N 첨가강은 GE가, W 첨가 version은 Westinghouse가, 그리고 Ta+N을 첨가한 TOS101 강은 일본에서 사용하고 있다.

이러한 강들은 Nb과 Ta은 탄질화물(carbon nitrides)의 생성에 의한 석출강화로 X21CrMoV121 강에 비하여 증기온도를 15℃ 높일 수 있는 것으로 평가되고 있으며 565℃까지 성공적으로 적용되고 있다.

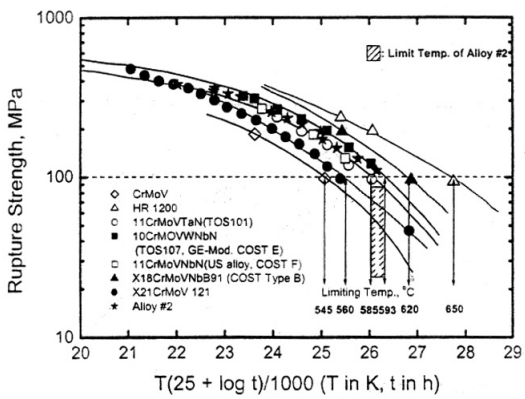


그림 3. 로터에 사용되는 터빈소재의 크리프 강도

그 이후에는 고용강화 효과를 얻기 위해서 Nb+N 혹은 Ti+N 첨가 개량강에 W을 첨가하여 일본에서는 GE-origin을 개량한 TOS 107과 유럽에서의 COST 501프로젝트 사업으로 COST E(X12CrMoVWNbN10-1-(1))를 개발하여 80,000시간 실제 크리프시험을 수행하였고, 이들 강을 이용하여 허용 운전온도를 593℃까지 높여 현재 발전소가 가동되고 있다. 593℃까지 적용 가능한 또 다른 강은 C 함량을 낮추고 M_6C와 $M_{23}C_6$ 탄화물을 안정화시키는 Mo 함량을 1%에서 1.5%로 증가시켜 고용강화 효과를 높인 TMK1 혹은 TR1100을 일본에서 개발하였고, 유럽의 COST 501 과제에서 COST F(X12CrMoVNbN) 강을 개발하였다.

유럽에서는 COST 501[7] 과제에서 W이 포함되지 않은 100ppm의 B첨가 X18CrMoVNbB91 강(COST FB2)을 55,000시간 이상 크리프시험하여 625℃에서 요구하는 크리프 강도를 얻을 수 있음을 확인하였다. 이 연구과정에서 1.0% W 첨가에 의한 크리프 강도 개선 효과가 없음을 보고한 것은 크리프 파단강도 개선을 위한 연구에 중요한 시사점을 던져 주는 것으로 확인되어 현재는 EU지역을 중심으로 개발(COST 522 program)된 COST F, E 소재가 상용화되어 최근 대부분의 USC 운전조건의 발전소에 사용되고 있다.

2.2 블레이드

기존의 블레이드 재료는 422 스테인레스강이 550℃까지 사용되어 왔으며, 그 이상의 온도에서는 크리프 파단강도가 낮아 사용이 곤란하다. 따라서 온도와 압력이 증가되는 USC 발전소에 적용될 수 있는 새로운 블레이드 소재의 개발 필요성이 대두되었으며, 미국 GE사에서는 566℃까지 사용 가능한 11%CrMoVNbN 소재를 개발하였으며, 593℃까지 사용 가능한 재료는 일본의 Toshiba사에서 로터 소재인 TOS107을 고려하여 TOS202(11%Cr1Mo1WVNbN) 소재를 개발하였다. TOS202 소재의 특징은 W을 1% 이상 첨가하고, Nb 함량을 로터 소재보다 많이 첨가하였으며, 담금질 온도를 높여서 크리프 파단강도를 크게 향상시켰다. TOS202 블레이드 소재로 제작된 고압 및 중압 1단과 2단 블레이드 소재는 주증기와 재열증기 온도가 각각 566℃/593℃ 조건인 USC 발전소에 1991년에 처음 적용되어 현재까지 문제없이 잘 운전되고 있다.

593℃ 이상의 운전 온도에서 사용 가능한 새로운 블레이드 소재 또한 일본의 Toshiba사에서 TOS203이란 소재로 개발하였으며, 주증기와 재열증기의 온도가 각각 593℃/593℃인 USC 발전소에 1998년부터 적용하고 있다. TOS203 블레이드 소재는 TOS202에 비해 탄소의 함량을 0.16%에서 0.11%로 줄이고, Mo 함량을 최소화하고 W 함량을 크게 증가시켰으며, Re을 0.2% 정도 첨가하였다. Re의 효과는 단독으로 탄화물이나 다른 상을 형성하지 않지만, Mo와 W이 Laves 상이나 탄화물을 형성하는 것을 억제하여 고용상태의 Mo와 W 양을 증가시켜 고용강화 효과를 활용하였다.

표 4는 운전온도별 적용 가능한 블레이드 소재에 대한 화학조성을 나타냈다[8]. 621℃ 이상의 운전온도에 적용될 수 있는 블레이드 소재는 현재까지 12Cr계 합금강은 개발된 것이 없는 실정이며, 주로 Nimonic 80 또는 Inconel 718 초합금 소재가 사용될 것으로 사료된다.

표 4. 터빈소재 합금성분표

Steam Temperature	Materials	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	W	Co	Nb	B	N	Re
≤ 593℃	TOS202	0.16	0.05	0.5	0.7	11	1	0.2	1.1	-	0.2	-	0.05	-
	GE Modified	0.14	0.06	0.4	0.69	10	1	0.18	1	-	0.05	-	0.04	-
≤ 621℃	TOS203	0.11	0.03	0.6	0.6	10.5	0.1	0.2	2.5	1	0.1	0.01	0.03	0.2

3. 보일러 재료

현재 및 향후 USC보일러용 재료로 사용 가능한 튜브 및 파이프 소재는 2.25Cr-1Mo 강의 개량형, 9~12Cr 강, 18Cr-8Ni계 오스테나이트강의 개량형으로 분류할 수 있으며 이들 소재에 대한 특성을 간략히 소개하고자 한다.

3.1 2.25Cr-1Mo계 소재

기존의 2.25강의 용접성을 개량하고자 Mo함량을 0.1%로 낮추고, 1.6W과 V, Nb 등을 첨가한 HCM2S가 일본에서 개발되어 1995년 ASME Code Case 2199에 비용접 2.25Cr-1.6W-V-Cb소재, SA-213 T23로 등재되었다. 합금성분은 표 5에 나타내었다. 이 소재는 기존의 STBA24에 대해 약 200% 이상의 고온강도를 가지고 있기 때문에 관 두께를 현저히 얇게 하여 중량 감소에 의한 원가 절감을 현저하게 할 수 있게 되었다. 또한 탄소량이 0.06% 수준으로 매우 낮게 제어되어 용접균열 감수성이 극히 낮은 것으로 알려져, 예열 및 후열처리를 생략할 수 있는 것으로 제안되었으나, 최근 운전 중 발생되는 재열균열 현상으로 그 사용량이 급격하게 감소되고 있는 실정이다.

3.2 9~12Cr계 소재

보일러의 과열기관과 재열기관의 재료 선정은 관벽

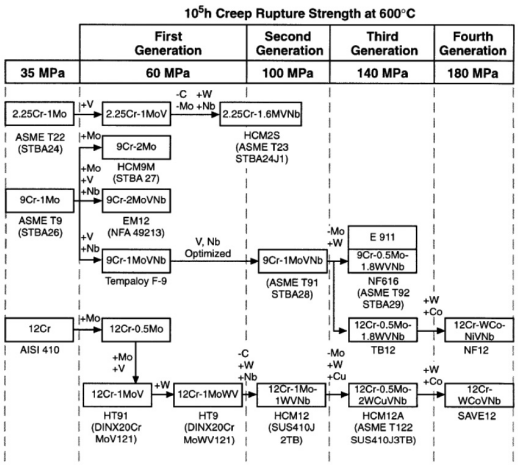


그림 4. 2~12Cr계 보일러 재료의 개발 과정[9]

표 5. 2~12Cr계 보일러 재료의 대표 화학성분

Steel		Specification		Chemical Composition (mass %)												제조사
		ASME	JIS	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	Co	V	Nb	B	N	Others	
1.25Cr	T11	T11		0.15	0.50	0.45	1.25	0.50	-	-	-	-	-	-	-	
2Cr	T22	T22	STBA24	0.12	0.30	0.45	2.25	1.00	-	-	-	-	-	-	-	
	HCM2S	T23	STBA24J1	0.06	0.20	0.45	2.25	0.10	1.60	-	0.25	0.05	0.003	-	-	S
9Cr	T9	T9	STBA26	0.12	0.60	0.45	9.00	1.00	-	-	-	-	-	-	-	V
	HCM9M		STB27	0.07	0.30	0.45	9.00	2.00	-	-	-	-	-	-	-	S
	T91	T91	STBA28	0.10	0.40	0.45	9.00	1.00	-	-	0.20	0.08	-	0.05	0.8Ni	V, S
	E911			0.12	0.20	0.51	9.00	0.94	-	0.20	0.06	-	0.060	-	0.25Ni	
12Cr	HT91	(DIN x20CrMoV121)		0.20	0.40	0.60	12.00	1.00	-	-	0.25	-	-	-	0.5Ni	V
	HT9	(DIN x20CrMoWV121)		0.20	0.40	0.60	12.00	1.00	0.50	-	0.25	-	-	-	0.5Ni	V
	HCM12	SUS410J2TB		0.10	0.30	0.55	12.00	1.00	1.00	-	0.25	0.05	-	0.03	-	
	HSCM12A	T122	SUS410J3TB	0.11	0.10	0.60	12.00	0.40	2.00	-	0.20	0.05	0.003	0.06	1.0Cu	
	NF12			0.08	0.20	0.50	11.00	0.20	2.60	2.50	0.20	0.07	0.004	0.05	-	N
	SAVE12			0.10	0.30	0.20	11.00	-	3.00	3.00	0.20	0.07	-	0.04	0.07Ta, 0.04Nd	S

S : Sumito metal, V : Vallourec & Mannesmann

온도, 압력 및 내식성을 고려하여 선정된다. 통상 관별 온도가 590℃까지는 2.25Cr-1Mo계 강이 사용 가능하나, 590℃를 초과하는 고온영역에서는 오스테나이트 스테인리스강이 사용되어 왔다. 그러나 오스테나이트계 스테인리스강은 가격이 비싸고, 페라이트강에 비해 열팽창계수가 크고, 열전도율이 낮기 때문에 배관 구속점이나 노즐에서 커다란 열응력이 발생되는 문제점이 있다. 따라서 현재는 기존 페라이트강의 사용 한계를 초과하는 고온영역에서는 오스테나이트 스테인리스강 대신 9~12Cr 강이 사용되고 있다. 9%Cr계는 T9(9Cr-1Mo)를, 12%Cr계는 SS410(12Cr)을 기초로 다양한 합금원소를 조절하여 고온강도를 확보하는 방향으로 개발되었다. 보일러용 2~12Cr 강의 발전과정과 크리프 파단강도를 그림 4에 나타내었다

60MPa급의 재료는 Cr-Mo 강에 V, Nb 및 Mo을 첨가함으로써 가능하고, 100MPa급 소재는 탄소 및 V, Nb량을 60MPa 소재보다 적게 최적화시킨 동시에 Mo와 W을 복합 첨가시킴으로써 강도를 확보할 수 있도록 개발되었다. 또 140MPa급은 Mo의 대부분을 W으로 치환시킴으로써 달성되었다.

기본적으로 9~12Cr 강의 크리프 강도 향상은 V, Nb, N 첨가에 의한 석출강화와 W, Mo에 의한 고용강화에 의존하고 있다. 그리고 고온강도를 확보하기 위해서는 Ni을 가능한 적게 첨가하고, 변태점을 높여 사용조건보다 높은 조건에서 고온 템퍼링이 가능하도록 성분이 조절되었다.

9Cr-1Mo 강의 대체용으로 9Cr-2Mo 강(HCM9M, STBA27)이 일본에서 개발되었고, 이는 탄소량을 저하시키고 V및 Nb가 첨가되지 않기 때문에 우수한 용접성 및 가공성을 가지게 되었다. T91은 미국에서 9Cr-1Mo 강에 V, Nb 등을 첨가하여 개발한 개량형 9Cr-1Mo 강으로 550~600℃에서 고온강도가 종래의 9Cr-1Mo 강이나 2.25Cr-1Mo 강에 비해 2배이며, 304 스테인리스강과는 비슷한 값을 가지고 있다. 또한 용접성 및 가공성도 매우 우수한 것으로 알려지고 있다. 이를 바탕으로 1983년 ASTM에 정식으로 등록되어 ASTM A213 T91로 추가되었다. 또한 1986년 5월 ASME Boiler and Pressure Vessel Code case 1943에 화학조성, 기계적 성질과 허용인장응력이 등재되고, ASME SA335에 P91로, SA182에는 F91로 정식 규격으로 등록되었다. 그리고 Grade 91을 개량한 NF616은 Mo의 함량을 0.5%로 낮추고, W을 1.8% 첨가해 1995년 ASME Code case 2170에 seamless 9cr-2W(SA-213 T92, SA-335 P92)가 등재되어 현재까지 사용되고 있다.

12% 강의 경우 HT9(DIN X20CrMoV121)은 12%Cr과 0.2%C를 함유하고, V과 W으로 고온강도를 증대시킨 합금으로 높은 고온강도와 δ-ferrite량을 줄이기 위해 0.5%Ni을 첨가한 것이 특징이다. 그러나 이 재질은 크리프 파단시간이 증가할수록 연성이 감소하는 경향을 보이고, DBTT가 사용시간이 증가됨에 따라 급격하게 증가되는 단점이 보고되고 있다. 그리고 이 합금의 용접은 상대적으로 높은 탄소함량으로 인해 제작시 주의가 요구되어 유럽을 제외한 일본, 미국에서는 용접성에 대한 심각한 우려 때문에 사용이 제한되고 있다. 한편 HCM21A는 Mo함량을 0.4%로 낮추고, W을 2% 정도 첨가한 재료로 일본에서 개발되어 1995년 ASME Code Case 2180에 seamless 12Cr-2W 소재(SA-213 T122, SA-335-P122)와 NF616(ASME Code Case 2179, T92/P92)는 T91/P91보다 고온강도가 140% 높고, 650도 이하에서는 316HTB 등의 오스테나이트계 강보다 높은 허용응력을 가지는 것으로 ASME code case에 등재되었으나 최근 장시간 노출시 creep 강도가 급격히 낮아지는 현상으로 현재는 거의 사용되지 못하고 있다.

3.3 18Cr-8Ni계와 20~25Cr계 오스테나이트강

오스테나이트계 스테인리스강은 보일러의 고온부 적열관에 적용되고 있다. 대표적인 강종으로는 304H, 316H, 347H 등이 있다. 최근에는 과열기 등의 고온강

표 6. 오스테나이트계 보일러 재료의 대표 화학성분

Alloy	Specifications		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Others
	ASME	JIS									
18Cr-8Ni	TP304H	SUS304HTB	0.08	0.6	1.6	8.0	18.0	-	-	-	-
	Super 304H	SUS304J1HTB	0.10	0.2	0.8	9.0	18.0	-	0.40	-	3.0Cu, 0.10N
	TP321H	SUS321HTB	0.08	0.6	1.6	10.0	18.0	-	-	0.5	-
	Tempaloy A-1	SUS321J1HTB	0.12	0.6	1.6	10.0	18.0	-	0.10	0.08	-
	TP316H	SUS316HTB	0.08	0.6	1.6	12.0	16.0	2.5	-	-	-
	TP347H	SUSTP347HTB	0.08	0.6	1.6	10.0	18.0	-	0.8	-	-
	TP347 HFG		0.08	0.6	1.6	10.0	18.0	-	0.8	-	-

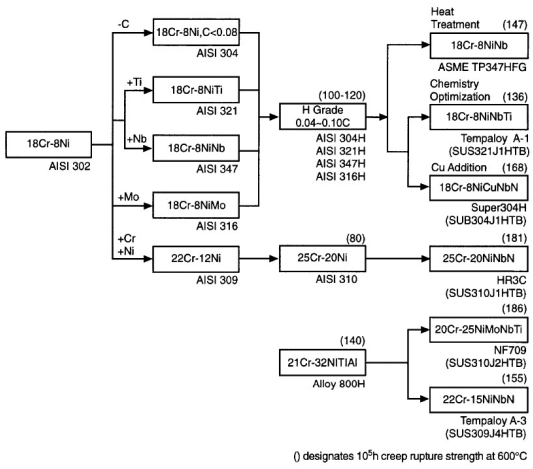


그림 5. 오스테나이트계 보일러 재료의 개발 과정[9)]

도와 고온부식에 대한 대책으로 Tempaly A-1, Super 304H 및 Fine grain TP347H, HR3C, Tempaloy A-3, 및 NF709 등이 개발되어 사용되고 있다. 이들 오스테나이트계 강의 개발과정을 그림 5에, 주요성분을 표 6에 나타내었다.

오스테나이트계 강의 기원은 SS 302(18Cr-8Ni)로 Ni, Nb의 복합 첨가 또는 Nb의 단독 첨가에 의한 석출강화에 의하여 고강도화가 진행되었다. 또한 Ti이나 Nb 첨가량을 크리프 강도가 최고가 되도록 탄소량을 상대적으로 적게하여 고강도를 목적으로 하는 오스테나이트를 얻는 방향으로 개발이 진행되었다.

과열기와 재열기의 외측은 고온부식이, 내측은 수증기 산화가 문제가 된다. 그런데 재료 표면에서의 수증기 산화스케일을 방지하기 위해서는 고크롬강과 동시에 결정입도가 미세하고 냉간가공(Shot balst처리)을 하는 경우 우수한 효과를 기대할 수 있다. 따라서 18-8계 스테인리스강 중에서 347HFG가 내식성 및 내산화성이 우수하여 많이 사용되고 있다. 이 밖에 크리프 강도를 향상시키기 위하여 새로운 합금원소를 적용한 예가 Super 304H이다. 3%의 Cu를 첨가한 합금이다.

4. 요 약

증기온도와 압력을 상승시켜 효율을 높일 수 있는 초초임계(USC) 증기터빈 화력발전소의 경제적 건설과 운영은 소재의 기술이 Critical Key를 갖고 있으며, 현재 증기온도 610℃와 증기압력 30MPa의 USC 조건의 발전소를 상업적으로 건설할 수 있는 재료 engineering 기술이 가능하고, 국내의 경우 세계 최고 수준의 621℃, 26.5MPa의 USC 조건의 발전소가 2010년부터 상용화 개발을 통한 건설이 진행되고 있다.

보다 효율적인 건설 및 운전을 위해서는 우수한 내열재료의 개발과 이해가 필수적이고, 신재료의 사용은 강도 향상 및 수명 증대에 따라 건설비 및 유지보수비용 절감에 매우 큰 영향을 미치게 되므로 지속적으로 신재료에 대한 정보 수집과 이와 관련된 연구가 요구된다.

참고문헌

1. R. Viswanathan, J. F. Henry, J. Tanzosh, G. Stanko, J. Shingledecker, B. Vitalis, Advances in Materias Technology for Fossile Power Plant (2005)
2. D. T. Llewellyn and R. C. Hudd; steel: Metallurgy and applications, Third edition. Butterworth-Heinenmann, 1998
3. T. -U. Kern, M. Staubli, K. H. Mayer, K. Escher, G. Zeiler : 7th Liege COST Conference 30 Sep. ~2 Oct., 2002, Liege, Belgium. P. 5
4. Fujimitsu Masuyama: Trends in power Engineering in Japan and Requirements for Improved Materials and Components, 7th Liege COST Conference 30 Sep. ~2 Oct., 2002, Liege, Belgium.
5. R. Viswanathan and W. T. Bakker, J. mater. Eng. performance, vol. 10(1) Feb. (2001), pp. 96-101
6. Klaus, M. Retzlsff and W. Anthony Ruegger, “Steam Turbines for Ultersupercritical Power Plants”, 39th GE Turbine state-of-the Art Technology Seminar, Ref. No. GER-3945, (1996) GE Company.
7. European Cooperation in the field of Scientific and Technical Research (COST)
8. M. Miyazaki, M. Yamada, Y. Tsuder and R. Ishii : In Advanced heat Resistant Steels for Power Generation, R. Viswanathan and J. Nutting, eds., IOM Communications Ltd., London, (1999) pp. 574-585
9. F. Masuyama, ISIJ International, vol. 41 (2001), pp. 612-625

차세대 초초임계압 화력발전 보일러용 니켈계 초내열합금의 연구 개발 동향

오 준 학 · 최 인 철 · 신 경 수 · 이 동 복* · 김 선 진 · 장 재 일

한양대학교 신소재공학부, *성균관대학교 신소재공학부

The State-of-the-Art of Nickel-Based Superalloy Development for Advanced Ultra-supercritical Fossil Power Plant Boilers

Jun-Hak Oh, In-Chul Choi, Gyeong-Su Shin, Dong Bok Lee*, Seon-Jin Kim, Jae-il Jang

Division of Materials Science & Engineering, Hanyang University
*School of Advanced Materials Science & Engineering, Sungkyunkwan University

1. 서 론

에너지 경제연구원에 따르면 우리나라의 전력수요는 향후 20년 간 지속적으로 늘어날 것으로 전망되는데, 이렇다 할 대체연료가 없는 우리나라의 경우 기저부하용 원자력발전소와 함께 국내 주력기종을 담당할 고효율/대출력/환경친화형 차세대 석탄화력발전 기술 개발이 필요한 실정이다. 이러한 고효율화 및 청정화가 가능한 차세대 석탄 연소 발전 시스템에는 USC(Ultra-SuperCritical), PFBC(Pressurized Fluidized Bed Combustion), IGCC(Integrated Gasification Combined Cycle) 기술 등이 있지만, 주력기종의 요구특성을 만족시킬 수 있는 발전 방식은 초초임계압(USC) 화력발전소가 가장 유력한 방법으로 대두되고 있다. 초초임계압 석탄화력발전소는 기존의 화력발전소 시스템에서 증기조건을 고온, 고압화시켜 효율을 높이기 때문에 보일러와 터빈의 고온, 고압부에 사용할 수 있는 내열재료의 개발은 초초임계압 발전소 건설의 핵심 요소이다. 최근에는 기존의 초초임계압 발전보다 증기온도와 압력을 더욱 높인 차세대 초초임계압(Advanced Ultra-SuperCritical, A-USC) 화력발전에 대한 연구가 활발히 이루어지고 있으며, 이 글에서는 차세대 초초임계압 발전에 적용하기 위한 Ni계 초내열합금 후보소재의 개발 및 연구 동향을 간략하게 소개하고자 한다.

2. 증기조건에 따른 보일러 소재의 변천

화력발전의 효율은 증기온도와 압력에 가장 큰 의존성을 나타내므로, 1970년대 에너지 위기 이후부터 전 세계적으로 이러한 증기조건을 높이기 위한 노력이 본격적으로 이루어졌다. 보일러의 고온/고압 배관에 사용되는 재료는 높은 크립 강도, 우수한 내산화/내식성, 그리고 반복적인 열응력에 견딜 수 있는 열피로 강도가 기본적으로 요구되는데, 그 요구성능의 정도는 적용하는 증기온도에 따라 달라진다. 아임계압(subcritical) 발전의 저효율을 극복하기 위해 1960년대에 처음 소개된 초임계압(supercritical, SC, 주증기

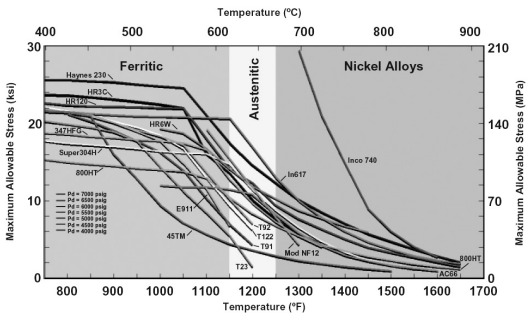


그림 1. 다양한 내열합금의 온도별 최대 허용응력[2)]

온도 538~565℃) 화력발전 보일러에 사용되었던 대표적인 재료로는 페라이트계의 2.25Cr-1Mo 강과 오스테나이트계의 18Cr-10Ni 강 등이 있다. 1980년대부터 초초임계압(USC, 주증기온도 566℃ 이상) 화력발전용 보일러 재료의 개발이 본격적으로 이루어져 왔는데, 페라이트계 9Cr 강, 12Cr 강에 Mo, W, V, Nb 등을 첨가해 크립 강도 및 내식성을 개선한 강재들이 실용화되어 왔다. 이러한 강들은 지난 30여 년간 주요 보일러 재료로 사용되어 왔지만, 증기온도 593℃ 이상에서는 크립-파단강도와 산화/부식 저항성이 낮아 사용이 제한되고 있다. 따라서 600℃ 이상의 증기온도 범위에서 운용되는 보일러 재료로는 18Cr-8Ni 강에 Mo, N, Cu 등의 원소를 첨가하여 크립 강도를 향상시킨 오스테나이트계 스테인리스강의 사용이 적극 검토되었다. 하지만, 오스테나이트계 스테인리스강은 높은 크립-파단강도 및 우수한 산화/부식 저항성을 가지는데 비해 열응력과 열피로 강도가 낮다는 문제점을 가지고 있다[1)]. 이로 인해 주증기온도를 700℃ 이상으로 올린 차세대 초초임계압(A-USC) 화력발전용 보일러 소재로는 Ni계 초내열합금이 주목받아 왔다. 그림 1은 앞서 소개한 다양한 화력발전용 소재의 온도별 최대 허용응력을 보여준다[2)].

3. 차세대 초초임계압(A-USC) 발전용 후보소재

700℃ 이상의 주증기온도와 높은 압력(미국의 경우, 목표증기조건은 760℃/35MPa)이 요구되는 차세대 초초임계압(A-USC) 보일러의 헤더, 파이프, SH/RS 파이핑 등에 모두 적용 가능한 유일한 소재로 Ni계 초내열합금의 적극적인 활용이 검토되었다. 이를 위한 후보재료로서 미국의 전력연구소(EPRI)를 중심으로 한 산학연 컨소시엄 연구에서 주목한 초내열합금은 Special Metals사의 Inconel 740(50Ni-25Cr-20Co-2Ti-2Nb-Al), VDM의 CCA 617(controlled chemistry version of alloy 617: 55Ni-22Cr-3W-8Mo-11Co-Al), Haynes사의 Haynes 230(57Ni-22Cr-14W-2Mo-La)이다[3)]. 예를 들어, 이중 CCA 617 합금은 alloy 617을 개선한 합금이다. Alloy 617은 기존 Ni계 초내열합금에 Mo과 Co의 고용강화 효과를 통해 고온강도를 향상시킨 재료인데, 시험과정, 제조과정, 온도의 영향에 따라 크립-파단강도가 큰 편차를 보이는 단점이 있다. CCA 617은 이를 개선하기 위해 C, Si, Mn, S, Al, B, Co, Cr, Cu, Ti, Fe의 조성을 엄격하게 조절하여 제작되었고 그 결과 그림 2에 나타낸 바와 같이 700℃ 아래에서 alloy 617보다 높은 크립 강도를 가지게 되었다[4,5)].

하지만 미국 컨소시움 연구를 통해 A-USC용 발전

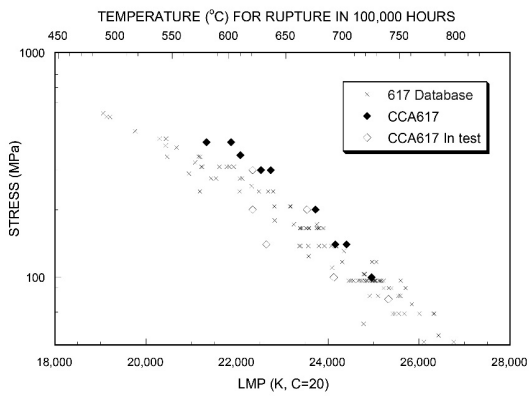


그림 2. CCA 617과 alloy 617의 Larson-Miller Parameter(LMP)-응력 데이터[5)]

표 1. Inconel 740의 조성[6)]

C	Ni	Cr	Mo	Co	Al	Ti	Nb	Mn	Fe	Si
0.03	Bal	25.0	0.5	20.0	0.9	1.8	2.0	0.3	0.7	0.5

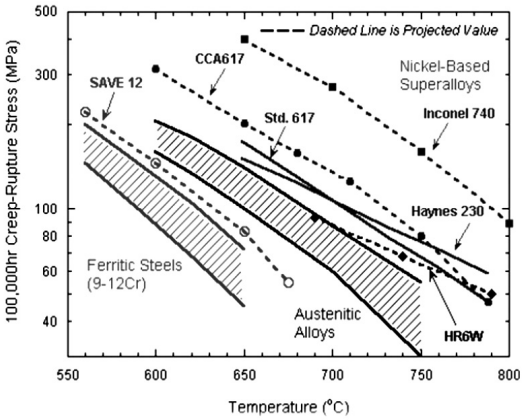


그림 3. 다양한 내열합금의 온도별 10만시간 크립-파단 응력[6)]

소재로 CCA 617 및 Haynes 230보다 더욱 적합하다고 평가 받은 초내열합금은 미국의 Special Metals사가 2000년대 들어 개발한 Inconel 740 합금이다[6)]. Ni계 초내열합금 가족의 막내 격인 Inconel 740은 Nimonic 263을 기반으로 하여 첨가원소들의 함량을 조절, 750℃, 10만 시간에서 100MPa 이상의 크립 강도를 가지도록 만든 합금으로, 표 1에 상용합금이 가진 합금원소들의 일반적인 조성을 나타내었다. 기본적으로 미세한 크기(20~30nm)의 감마프라임(γ') 석출물에 의한 석출강화 효과로 우수한 고온크립강도를 나타내는 이 합금에서 Cr, Co 등은 감마(γ) 기지에 분배되어 고용강화의 역할을 하고, 특히 Cr은 Cr_2O_3 산화막의 형성을 촉진시켜 고온내식성에 결정적인 역할을 한다. 그리고 Ti, Nb는 γ'의 Ni_3Al 자리에서 Al을 치환해 들어감에 따라 γ' 석출물을 강화시키는 것으로 알려져 있다[7)]. 재료 내부에 포함된 C는 Nb, Ti과 결합, MC탄화물을 형성하며, 고온 노출 시에는 MC탄화물이 분해되어 $M_{23}C_6$ 탄화물을 형성시키는데, Cr이 주성분인 이 $M_{23}C_6$ 탄화물은 입계에 형성되어 재료의 크립물성을 향상시킨다.

4. Inconel 740의 특징

전술한 바와 같이, Inconel 740 합금은 A-USC 환경에서 다른 후보소재에 비해 단연 우수한 크립-파단 강도(그림 3), 내산화성, 내식성을 지니고 있어, 차세대 초초임계압 발전소재 중 최적합 소재로 알려져 있다[6)]. 본 절에서는 이 재료와 관련된 최근의 연구결과를 간단히 정리하였다.

4.1 미세조직의 안정성

Inconel 740은 다른 석출강화형 초내열합금과 마찬가지로, γ 기지에 다량의 γ' 석출물과 소량의 MC 석출물이 분포하는 미세조직으로 구성되어 있는데, 이때 γ'의 크기는 다른 초내열합금보다 작은 20-30nm 크기이고 분율은 대략 15-20% 정도이다. 제조시에는 잉곳을 1200℃에서 16시간 정도 균질화 처리하고, 1050℃에서 30분 정도 열간가공한 후 수냉한다. 이어서 γ'상의 석출을 위해 800℃에서 16시간 동안 열처리(표준열처리)를 한 후 공냉함으로써 제조가 완성된다. 상용재료의 결정립 크기는 10-120㎛이며, 평균적으로 50㎛의 크기를 가진다[8)].

당 재료의 초기 연구는 주로 시효열처리에 따른 미세조직의 안정성에 집중되었는데, 750℃ 이상에서의 시효시, 시효시간에 따라 γ'상의 크기가 Lifshitz-Slyozov-Wagner(LSW) 이론에 부합하게 증가하며, 모양 또한 구형에서 큐빅형으로 변화되지만 그 정도가 다른 초내열합금에 비하여 크지 않아 미세조직 안정성이 높은 것으로 보고되고 있다[7-10)]. 그림 4에는 810℃

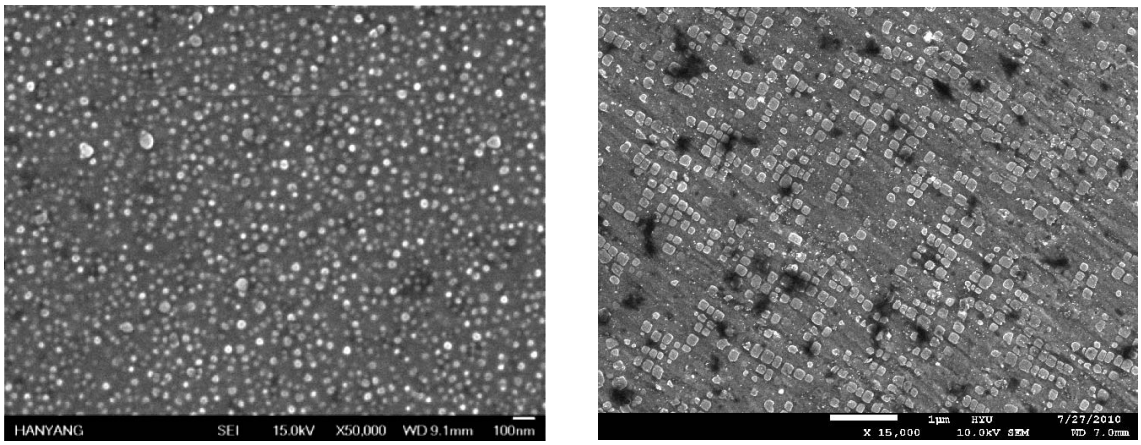


그림 4. Inconel 740에서 γ' 석출물의 SEM 이미지: 810℃에서 시효처리 전(왼쪽)/후(오른쪽)[11]

에서 1000시간 동안 시효처리 전/후에 대한 SEM 이미지를 나타내었다.

그리고 시효열처리시, γ' 석출물의 조대화뿐만 아니라, $M_{23}C_6$ 탄화물이 입계에서 석출되고, TCP 상의 일종인 판상형 석출물이 입계 또는 쌍정경계(twin boundary)에서 결정립 내부로 성장함을 확인할 수 있는데, Inconel 740의 경우 이 TCP 상은 높은 Ti 함량으로 인해 HCP 구조를 가지는 에타(η) 상으로, γ' 석출물을 소비하여 생성되는 것으로 알려져 있다[7,12]. 이와 같은 η 상 및 탄화물의 입계형성을 그림 5에 예시하였다. 이와 관련하여 다양한 열역학적 조건에 따른 γ'상, 탄화물, 그리고 η 상 사이의 복잡한 석출 및 성장 거동에 대한 많은 연구가 진행되어 왔다[7-12].

4.2 고온강도 및 크립특성

Inconel 740의 기계적 물성에 대해서는 고온에서 장시간 노출되었을 때의 강도 변화뿐 아니라, 그 열화기구, 그리고 이를 조절하기 위한 당 재료의 근원적인 강

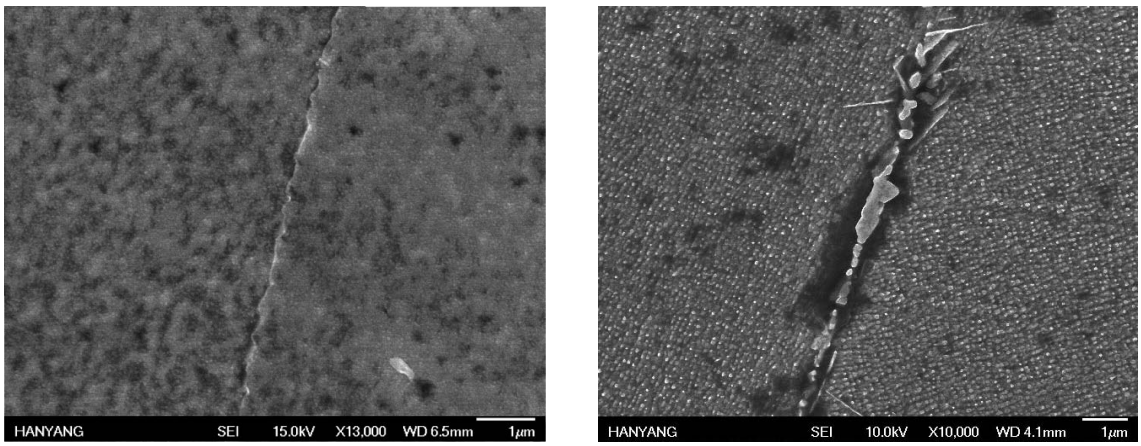


그림 5. Inconel 740에서 결정립계 SEM 이미지: 810℃에서 시효처리 전(왼쪽)/후(오른쪽)[11]

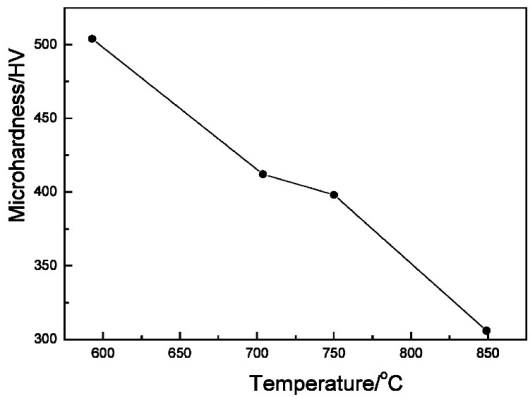


그림 6. Inconel 740 합금의 시효온도에 따른 상온 경도 변화[8)]

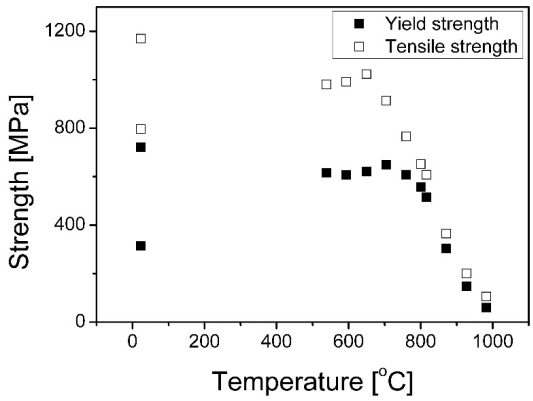


그림 7. Inconel 740 합금이 나타내는 항복강도와 인장강도의 온도의존성[16)]

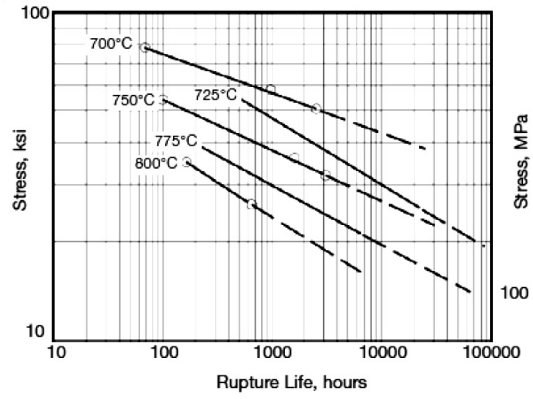


그림 8. 온도에 따른 Inconel 740 합금의 크립-파단 곡선[16)]

화기구 등에 대한 폭넓은 연구가 진행되고 있다[2,6,8,11,13-15)]. 그림 6에서 8까지 기계적 물성 시험 결과의 다양한 예를 나타내었는데, 그림 6은 1000시간 시효시 시효온도에 따른 상온 경도 변화를 나타내었고, 그림 7은 강도의 온도 의존성을, 그리고 그림 8에는 크립-파단곡선을 나타내었다. 그림 8에서 점선은 실험데이터의 외삽법으로 얻은 곡선으로 European Thermie AD 700 project에서 연구가 진행 중에 있다[16)]. 본고의 저자들도 당 재료의 γ'에 의한 석출강화가 전위절단(cutting)기구에 의해 지배되는지, 아니면 Orowan 기구에 의해 지배되는 지에 대한 연구를 수행한 바 있다[13)].

한편, 시효시 입계와 입내에 생성되는 탄화물은 고온에서의 강도와 크립 특성에 영향을 미치는데, 입계에 불연속적으로 분포한 탄화물은 연성을 해치지 않으면서 입계 균열(grain boundary cracking) 또는 입계 미끄러짐(grain boundary sliding)을 방해하여 크립 특성에 좋은 영향을 줄 수 있으나, η 상은 분명히 강도 측면에서는 악영향을 미치게 된다는 것이 정설이다[8)].

4.3 내산화/내식성

보통 16% 이상의 Cr을 함유한 Ni계 초내열합금은 700℃ 이상에서 얇고, 균일하고, 보호적인 산화막을 형성하여 내산화성을 높이는 것으로 알려져 있는데, Inconel 740의 경우 이보다 훨씬 높은 Cr 함량 때문에 탁월한 내산화성, 내탄화성, 그리고 내황화 특성을 가지는 것으로 보고되고 있다[17-19)]. 이는 Cr 함량에 따른 부식의 영향을 나타낸 그림 9에서 잘 알 수 있는데, 25%의 Cr을 가진 Inconel 740에서 부식에 대한 최대 저항성을 나타냄을 알 수 있다[10,20)]. 또한 Ni계 초내열합금의 강화원소인 Ti, Al, Nb 등은 특정 조건 아래에서 산화물을 형성함으로써 열기계적 안정성(thermomechanical stability)을 높여 준다[21)]. 그림 10으로부터 Inconel 740 합금이 고온 화석연료발전 시스템에서 필요조건인 coal-ash corrosion 저항성 또한 우수함을 확인할 수 있다[12)].

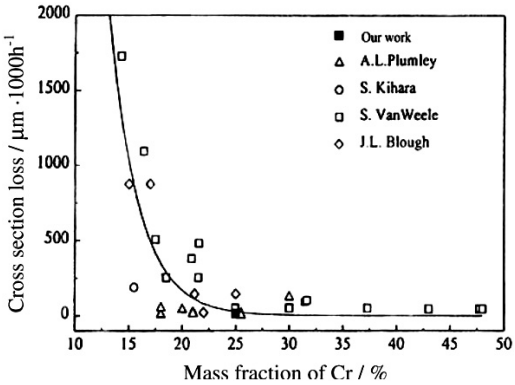


그림 9. Cr 함량이 부식에 미치는 영향[8)]

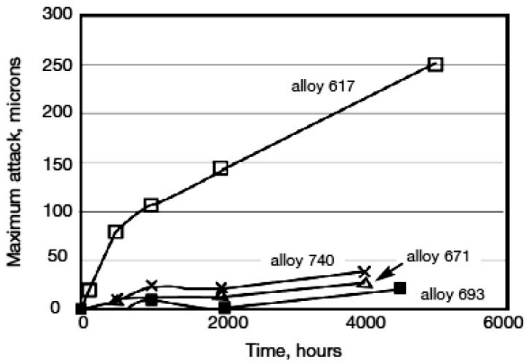


그림 10. 시효시간에 따른 다양한 합금의 부식 거동[12)]

5. 맺는 말

화석에너지자원의 고갈과 CO_2 배출과 관련한 환경 문제, 이 두 마리 토끼를 동시에 잡을 수 있는 고효율/대출력/환경친화형 차세대 초초임계압(A-USC) 발전소 건설의 핵심요소 중 하나는 높은 증기조건에 적용할 수 있는 보일러 재료의 개발이다. 700℃ 이상의 높은 주증기온도에서 운영 가능한 보일러 소재로 Ni계 초내열합금의 적극적인 활용이 검토되고 있으며, Inconel 740, CCA 617, Haynes 230 등이 주목 받고 있다. 특히 Inconel 740은 A-USC용 보일러의 최적합 소재로 알려져 있는데, 지금까지는 당 재료의 미세조직 안정성, 기계적 물성 등에 대한 기초연구와 물성 향상을 위한 공정연구가 실험실적으로 진행되어 왔다. 하지만 2000년대 들어 새로 개발된 초내열합금인 Inconel 740 합금은 크립 특성이 우수한 반면, 대형 파이프로 제작 시의 가공성과 용접성이 떨어지고, 장시간 크립 데이터가 아직 부재하다는 단점이 있으므로 실용화를 위해서는 이에 대한 보완이 요구된다. 한편, 이러한 세계적 연구 추세에 발맞추기 위해서는 국내에서도 Inconel 740 급의 A-USC 보일러용 Ni계 초내열합금에 대한 개발 노력이 필요하고, 이에 대한 기반기술의 체계적 정립이 시급한 것으로 판단된다.

후 기

본 연구는 2010년도 지식경제부의 재원으로 한국에너지기술평가원(KETEP)(인력양성사업; 20101020300460)의 지원을 받아 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. R. Viswanathan, W. Bakker, Journal of Materials Engineering and Performance, 10, 81 (2001)
2. B. Vitalis as cited by R. Viswanathan, R. Purgert, U. Rao, Proceedings to The Seventh Liege Conference on Materials for Advanced Power Engineering 2002, Forchungszentrum Julich GmbH, p. 1109 (2002)
3. R. Viswanathan, J. F. Henry, J. Tanzosh, G. Stanko, J. Shingledecker, B. Vitalis, R. purgert, Journal of Materials Engineering and Performance, 14, 281 (2005)
4. J. P. Shingledecker, R. W. Wsindeman, Q. Wu, and V. K. Vasudevan, Proceedings to the Fourth International Conference on Advances in Materials

Technology for Fossil Power Plant, ASM-International, Materials Park, OH p. 1198 (2005)
5. Q. Wu, V. K. Vasudevan, J. P. Shingledecker, R. W. Swindeman, Proceedings to the Fourth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plant, ASM-International, Materials Park, OH, p. 748 (2005)
6. G. Smith, L. Shoemaker, Advanced Materials & Processes, 162, 23 (2004)
7. N. D. Evans, P. J. Maziasz, R. W. Swindeman, G. D. Smith, Scripta Materialia, 51, 503 (2004)
8. S. Q. Zhao, X. S. Xie, G. D. Smith, S. J. Patel, Materials Science and Engineering A, 355, 96 (2003)
9. C. J. Cowen, P. E. Danielson, P. D. Jablonski, Journal of Materials Engineering and Performance, in press
10. S. Q. Zhao, X. S. Xie, G. D. Smith, S. J. Patel, Materials and Design, 27, 1120 (2006)
11. J.-H. Oh, I.-C. Choi, Y.-J. Kim, B.-G. Yoo, J.-i. Jang, Materials Science and Engineering A (in press)
12. S.Q. Zhao, Y. Jiang, J. X. Dong, X. S. Xie, Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 19, 425 (2006)
13. J.-H. Oh, B.-G. Yoo, I.-C. Choi, M. L. Santella, J.-i. Jang, Journal of Materials Research (in press)
14. J. P. Shingledecker, R. Swindeman, "Strengthening issues for high temperature Ni based alloys for use in USC steam cycles", Nineteenth Annual Conference on Fossil Energy Materials, Knoxville, Tennessee, USA, May 9-11 (2005)
15. J. P. Shingledecker, I. G. Wright, "Evaluation of the Materials Technology Required for a 760℃ Power Steam Boiler", Eighth Liege Conference on Materials for Advanced Power Engineering, Liege, Belgium, September 18-20 (2006)
16. Available online at: http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20740.pdf.
17. N. Otsuka, H. Fujikawa, Corrosion, 47, 240 (1991)
18. H. E. McCoy, B. McNabb, Oak Ridge National Laboratory Report No. ORNL/TM-5781 (1977)
19. J. C. Griess, W. A. Maxwell, Oak Ridge National Laboratory Report No. ORNL-5771 (1981)
20. S. Q. Zhao, X. S. Xie, G. D. Smith, S. J. Patel, Materials Chemistry and Physics, 90, 275 (2005)
21. J. P. Shingledecker, I. G. Wright, Proceedings to the Eighth Liege Conference on Materials for Advanced Power Engineering 2006. Forschungszentrum Jülich GmbH p. 107 (2006)

가스터빈 사용부품의 정비주기 연장

유근봉 · 김두수 · 윤완노* · 김준성*

한전전력연구원 수화력발전연구소, *엔지니어링센터

An Increase of Repair Cycle of used Component in Gas Turbine

Keun Bong Yoo, Doo Soo Kim, Wan No Yun, Jun Sung Kim

KEPCO Research Institute, Power Generation Lab.
*KEPCO Research Institute, Engineering Center

1. 서 론

발전용 가스터빈은 기술개발이 급속도로 이루어져 국내에 최신 기종들이 계속적으로 도입되고 있으며, 고온부품의 재질과 정밀주조, 코팅 등 제작방식도 매우 다양하다. 이러한 가스터빈 각 모델마다 고온부품에 대한 교체주기나 정비기준은 거의 제작사의 추천에 의존하고 있는데, 실제적으로 대부분의 제작사에서는 정상적인 운전조건 하에서 얻은 자료들을 바탕으로 하고 있다. 그러나 제작사별로 교체주기나 정비기준이 다르고 현재 국내 가스터빈 설비는 다른 나라의 설비와는 달리 계통운용상 빈번한 기동정지로 인해 매우 가혹한 환경에서 운전되고 있어서 고온부품의 수명에 미치는 영향도 상당히 크다. 따라서 정확한 설비 열화평가 및 수명평가에 의한 독자적인 교체나 정비기준 개발이 시급하다고 할 수 있다. 이러한 평가의 주된 기준은 일정시간 사용된 이후의 고온부품의 상태이다[1,2].

가스터빈 고온부품 중에서 다른 부품보다 운전환경이 열악한 가스터빈 1단 블레이드(회전날개)는 대부분 Ni기 초내열합금으로 제작되는데, 고온에 장시간 노출됨에 따라 크리프, 피로 등의 기계적 특성이 저하된다. 따라서 블레이드 모재 γ'상에 대한 평가는 열화의 정도를 알 수 있게 해주는 중요한 파라미터이므로[3] 모재에 대해서는 블레이드 위치별로 감마프라임(γ')형상과 크기변화, 늘어남(rafting), 탄화물의 분해 그리고 TCP(topologically closed packed phase)의 형성 등에 대한 평가가 필요하다. 또한 모재의 경도, 크리프 파단강도 및 열기계 피로특성도 수명을 예측할 수 있는 파

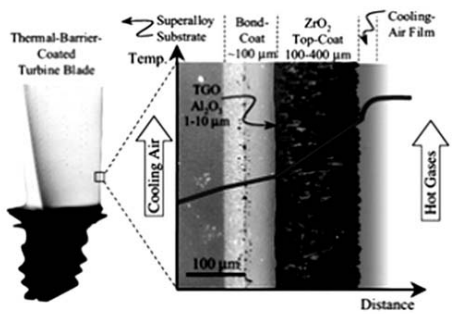


그림 1. 블레이드 열차폐코팅 모식도

라미터로 사용된다[4]. 가스터빈 사용품의 평가에 있어서 또 하나 중요한 것이 열차폐 코팅층이다. 열차폐 코팅층은 가스터빈의 운전, 정지에 의한 부품의 팽창, 수축 시 발생하는 열응력과 장시간 고온 산화 및 부식 분위기에 노출됨으로 인해 열화되고 수명이 감소하므로 표면손상상태를 조사하는 것도 모재의 손상을 예측하는 데 있어서 매우 중요하다[5]. 따라서 top 코팅층과 bond 코팅층 계면 균열 및 TGO(thermally grown oxide)의 두께 및 bond 코팅층 내 Al 두께 등에 대한 평가가 필요하다[1,2].

한편 가스터빈 고온부품은 약 1,100~1,300℃의 고온 영역에서 운전되기 때문에 주기적으로 교체정비가 필요하며, 일반적으로 가스터빈 고온부품의 교체정비 주기는 hot gas path 중 가장 critical한 부위의 부품을 기준으로 결정된다. 고온부품의 교체주기 결정방법은 실제 사용시간 또는 기동정지 횟수 중 선도래를 적용하는 미국 계열과 기동정지 횟수를 등가운전시간으로 환산하여 적용하는 유럽 계열의 두 가지가 있다. 등가시간으로 계산하는 방식은 실제 사용시간 또는 기동횟수 선도래 방식보다 운전시간이 짧으며, 어느 방식이 더 적절한가는 실제 사용 후의 부품 상태, 재생회수율, 재생정비 기술의 한계, 경제성 분석 결과 등에 따라 다르다.

본 연구에서는 국내에서 아직 재생정비 실적이 없으며, 부품을 1회 사용 후 교체하고 있는 단결정(Single crystal) 초내열합금으로 제작된 보령복합 GT24 가스터빈의 고온부품 교체 및 재생정비 주기에 대해 검토하였다.

2. 목적 및 배경

본 연구에서 다루고자하는 국내 GT24 기종의 경우 등가운전시간으로 고온부품 교체정비를 시행하고 있는데, 제작사에서 제시한 가스터빈의 교체정비주기는 표 1과 같다. 표 1에서 고온부품 교체정비주기는 온도가 가장 높은 고압터빈(HPT)과 저압터빈(LPT) 1단 블레이드와 베인(고정익)에 의해 결정되며, 등가운전시간(EOH : equivalent operating hour) 24,000시간마다 교체하고 재생정비 후 1회 더 사용할 수 있도록 되어 있다. 특이한 것은 HP 1단과 LP 1단 블레이드는 24,000시간 운전 후 신품으로 교체하라고 되어 있고, 모든 가스터빈 고온부품에서 일상적으로 적용되고 있는 재생정비 후 1회 더 사용하라는 지침이 없다. 이는 부품의 설계적 특성으로 인해 1주기 사용 후 부품의 손상이 재생정비 한계를 초과하여 재생정비가 불가하다는 것을 의미한다. 따라서 24,000시간 운전 후 핵심 고온부품을 폐기해야 하는데, 제작사에서 제시한 24,000시간의 정비 주기를 고수하는 것은 경제적인 손실이 크므로 GT24 기종은 가스터빈 고온부품 교체정비주기에 대한 재검토가 필요하다.

고온강도 특성이 우수한 초내열금으로 제작된 블레이드는 고온에 견디도록 하기 위해 블레이드 내부에 냉각홀을 가공하여 공기 등의 냉각 매체로 냉각시키고 표면에 열차폐 코팅을 실시하는데, 블레이드 크기에 따라 다소 차이가 있지만 상기와 같은 이유 때문에 고온부품의 제작 가격은 회전 블레이드 한 개당 대략 2~3천만 원으로 값이 비싸며, 1단이 100개일 경우 30억, 4개단일 경우 회전블레이드 가격만 120억이 된다. 여기에 고정익과 연소실 부품 가격까지 합치면 호기당

표 1. 제작사 추천 교체정비주기(EOH)

No	품 명	재생주기	교체주기
	Turbine Blades		
1	Blade Row 1A		24,000
2	Blade Row 1		24,000
3	Blade Row 2, 3	24,000	48,000
4	Blade Row 4	48,000	72,000
	Turbine Vanes		
1	Vane Row 1A		24,000
2	Vane Row 1, 2, 3	24,000	48,000
3	Vane Row 4	48,000	72,000

고온부품의 가격은 대략 300억 정도가 된다. 총 5단으로 구성되어 있는 GT24의 경우 호기당 고온부품의 가격은 약 350억이며, 총 8기가 설치되어 있으므로 2,800억이 된다. 이렇게 고가의 고온부품이 가스터빈의 설계운전 특성 때문에 주기적(등가운전 24,000시간, 대략 2~4년 주기)으로 교체하여야 하므로 막대한 정비비용이 소요되고 있으며, GT24 가스터빈과 같이 신규 대용량 가스터빈의 고온부품은 전량 제작사로부터 구입하고 있기 때문에 막대한 비용의 외화가 소요되고 있는 실정이다. 따라서 고온부품을 제작 공급하고 있는 제작사에서 추천하는 교체주기가 적정한지를 확인할 필요가 있으며, 1주기 사용 부품의 손상 상태나 재생가능 여부, 고온부품 운용의 경제성 검토 등을 통해 고온부품 교체비용의 절감 방안 마련이 시급한 실정이다.

가스터빈 고온부품의 교체정비주기는 통상적으로 제작사에서 제시하는 기준을 준수하고 있으나, 1주기 사용한 부품의 손상 상태, 재생정비 가능 여부, 재생회수율(1주기 사용한 부품을 재생정비 하여 재사용할 수 있는 비율), 설계 제작 및 운전 특성 등을 고려하여 이를 조정하여야 한다.

GT24 기종의 경우 기동정지 횟수를 등가운전시간으로 환산하여 운전시간에 합산 적용하는 등가운전시간 방식을 적용하고 있고 등가운전 24,000시간마다 고온부품을 교체하도록 제작사에서 제시하고 있는데, 1,300℃급의 타기종 가스터빈 설비와 비교할 때 1주기 사용시간은 너무 짧다. 고온부품의 설계 특성이나 운전 특성에 따라 차이는 있을 수 있으나, GT24의 경우 정비주기에 결정적 영향을 미치는 1단 블레이드와 베인이 단결정 구조로 되어 있고, 동급 타기종 설비에 비해 운전 온도가 낮으며(7FA+e 1,327℃, GT24 1,280℃), 블레이드 냉각방식도 별도의 열교환기에서 냉각된 냉각 매체를 사용하는 등의 장점이 있는데도 불구하고, 정비주기가 타기종보다 짧게 운영되고 있다. 따라서 1주기 사용하고 보관 중인 GT24 고온부품의 상태를 면밀히 분석하여, 손상특성과 재생가능 여부를 확인하고, 타기종 설비와의 재생정비주기, 설계 및 운전 특성을 면밀히 비교분석하여 최적의 교체정비주기를 확립할 필요가 있다.

3. GT24 가스터빈의 특성

가. 2단 연소 시스템

재열 가스터빈의 형태로서 HPT 입구에 설치된 연소실에서 연소하여 HPT 블레이드를 회전시키고, HPT를 통과한 가스가 다시 HPT와 LPT 1단 사이에 설치된 연소실에서 2차로 연소시켜 가스의 온도를 올려 LPT 1~4단을 회전시키는 2단 연소 구조로 되어있다. 이러한 재열 싸이클은 연소 온도를 타기종보다 낮게 유지하면서도 높은 출력과 효율을 얻기 위해 적용되었으며, 이러한 2단 연소방식이 적용된 육상용 대형 가스터빈은 세계 최초이다.

나. 높은 공기 압축비

보통 가스터빈의 공기 압축비는 16~18 : 1로 설계되는데, GT24의 압축비는 30 : 1로 설계되었다. 브레이튼 싸이클로 운전되는 가스터빈은 압축비가 높을수록 가스터빈 효율이 상승하나, 연료로 사용되는 LNG 가스 압력이 높아야 하며, 압축공기 누설 등의 문제를 발생시킬 수 있다.

다. 단결정 재질

HPT 블레이드와 베인, LPT 1단 블레이드가 단결정으로 제작되었다. 단결정 조직의 경우 다결정이나 일방향 조직보다 크리프 강도와 열피로 특성이 우수하고, 고온 산화 특성이 우수한 장점이 있으나, 제작이 어렵고 재생정비가 어렵다는 단점을 가지고 있다.

라. 신뢰도 검증

국내 GT24(#1~8호기) 가스터빈은 97. 5~98. 4월에

준공되어 운전되었으나, 초기의 설계적 결함으로 인해 01. 10~02. 4월에 제작사에서 #1~8호기를 후속 model로 설비 개조공사를 실시하였다. 초기의 GT24 model인 GT24A를 GT24B로 개조하면서 명칭도 GT24AB로 바꾸었다. 따라서 GT24AB model로 개조된 후 현재까지 운전시간은 약 8년 정도에 불과하며, 타기종의 가스터빈에 비해 최신기술이 많이 적용되어 운전 및 정비 분야의 신뢰도 검증이 미흡한 상태라 할 수 있다. 또한 고온부품의 정비 절차나 기준도 아직 연구가 진행 중인 상태이며, 제작사측에서 HPT 및 LPT 1단 단결정 블레이드는 재생정비 없이 1주기 사용 후 신품으로 교체하도록 추천하고 있는 상태이다.

4. 검토내용 및 결과 요약

고온의 연소가스에 노출되어 운전되는 모든 설비에 대한 분석이 어려우므로 가장 열악한 환경에서 운전되어 손상이 많이 발생하는 핵심부품을 선정하였으며, 분석결과를 향후 수명평가나 정비를 위한 자료로 활용하고, 또한 데이터의 신뢰성을 높이기 위하여 모든 검토 및 분석은 6시그마 기법을 이용하였다.

가. 요인분석 및 집중분석 부품 선정

가스터빈은 압축기, 연소기, 터빈으로 구성되어 있는데, 고온부품(hot gas path component)이라 함은 연

교체주기 연장관련 요인분석

- 운전시간별 사용품 상태측정 및 분석(외관, 모재, 절단면)
- 고온부품 손상 이력과 유형 분석
- 제작사별 설계특성과 고온부품 교체정비주기 비교분석
- 경제성 분석

집중 분석 대상 선정

- 교체주기는 HGP중 가장 critical한 부위의 부품을 기준으로 결정
- 보통 고온 영역에서 회전되는 터빈1단 회전익에 의해 결정
- GT24기종에서 LPT1단의 운전온도가 가장 높음
  - HPT회전익 입구온도 1140℃, LPT회전익 입구온도 1280℃
- 고온부품중 LPT1단에서 고온산화, 냉각홀 균열 많이 발생

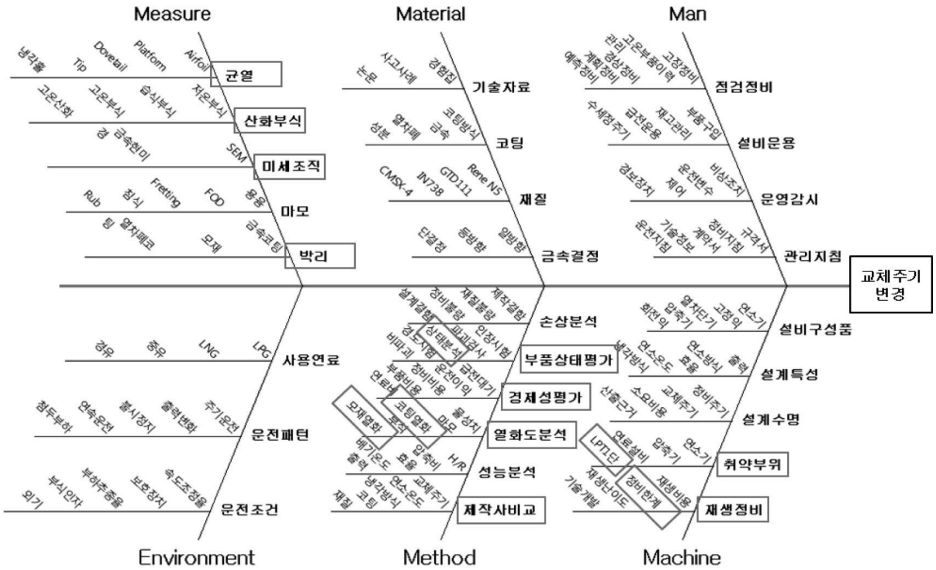


그림 2. 요인분석 및 집중분석 대상부품 선정

소기 부품을 포함하여 연소기 이후의 터빈 베인과 블레이드, 터빈 내부의 heat shield 등의 각종 부품을 말한다. 일반적으로 가스터빈 고온부품의 교체정비주기는 hot gas path 중 가장 critical한 부위의 부품을 기준으로 결정되며, 보통 고온 영역에서 회전되는 터빈 1단 블레이드에 의해 결정된다. 2단 연소 시스템으로 구성되어 있는 GT24 가스터빈은 HPT 블레이드 입구 온도가 1,140℃, LPT 1단 블레이드 입구 온도가 1,280℃로 설계되어 있다. HPT 블레이드와 베인, LPT 1단 블레이드는 고온 내구성이 우수한 단결정 조직으로 제작되어 있으며, HPT와 LPT 블레이드는 압축기 출구 공기를 외부에서 냉각시켜 약 350℃의 공기로 냉각된다. GT24 가스터빈에서 가장 고온 영역(1,280℃)에서 회전하고 있는 LPT 1단 블레이드는 1,300℃급으로 분류될 수 있으며, 실제로 1주기 사용한 부품의 상태를 보면 고온 산화 및 열화, 냉각홀 균열 등이 많이 발생되고 있어, LPT 1단 블레이드를 고온부품 교체정비주기에 결정적인 부품으로 볼 수 있다. HPT 블레이드는 입구 온도가 1,140℃이므로 1,100℃급으로 분류될 수 있으며, 그림 2와 같은 블레이드 내부 냉각 구조와 단결정 조직의 모재, 열차폐 코팅의 적용, 블레이드에 작용하는 응력 등을 고려할 때 타 1,100℃급 1단 블레이드보다 월등히 유리한 조건으로 제작되었으므로 GT24 기종의 교체정비주기에 결정적인 핵심부품으로 볼 수 없으며, 실제 1주기를 사용한 부품의 상태도 상대적으로 건전한 상태를 유지하고 있다. 따라서 교체주기에 결정적 영향을 주는 핵심부품은 LPT 1단 블레이드로 선정하였으며, LPT 1단 블레이드의 상태를 집중적으로 검사 분석하였다.

나. LPT 1단 블레이드 집중분석 결과

Video 현미경을 이용하여 외관검사 및 코팅제거(stripping) 후 모재 표면을 검사하였으며, 운전시간별로 선정된 블레이드를 8등분하여 절단면을 광학현미경과 주사전자현미경을 이용하여 분석하였다.

1) 냉각홀 주변 코팅층 및 모재 표면 균열검사

- 블레이드 6set를 대상으로 사용시간별 균열상태 및 균열진전 여부를 조사한 결과 구조적 형상으로 인한 기동정지시의 열피로 균열로 사용시간 증가에 따라 길이가 증가되지 않았음.
- 또한 코팅층 균열은 stripping 완료 후 완전 제거되었음.

2) 절단면 코팅층 및 모재 균열검사

- 기존 코팅의 경우 운전시간 증가에 따라 균열 깊이와 균열 개수가 증가하는 경향을 나타내었으며, 모재까지 진전된 균열의 깊이를 확인한 결과, 27,000 EOH는 냉각홀이 모재표면을 관통하는 예각 모서리 부위에 미세 균열이 간혹 발견되고 있으나, blending으로 쉽게 제거 가능한 정도인 것으로 확인되었음.
- 코팅을 확대 적용한 경우는 균열의 개수가 기존 코팅의 경우에 비해 훨씬 적게 나타났고, 열차폐 코팅이 확대 적용된 leading edge(LE)의 코팅층에서도 균열이 매우 미약한 상태였음. 그러나 suction side(SS) 제1냉각홀 부위에서는 냉각홀이 서로 연결되는 금속 코팅 균열이 발생되었는데, 대부분 코팅과 모재 경계면까지 발생되어 있고, 모재에는 약 0.03mm 정도 영향을 준 것으로 보이므로 blasting 만으로도 제거 가능할 것으로 판단됨.

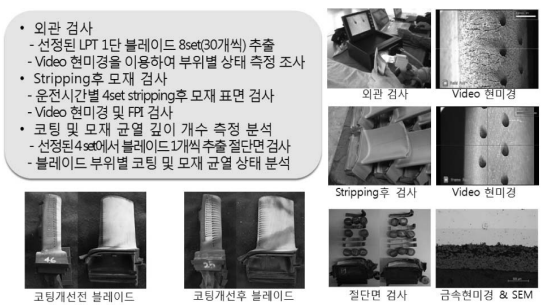


그림 3. LPT 1단 검사방법

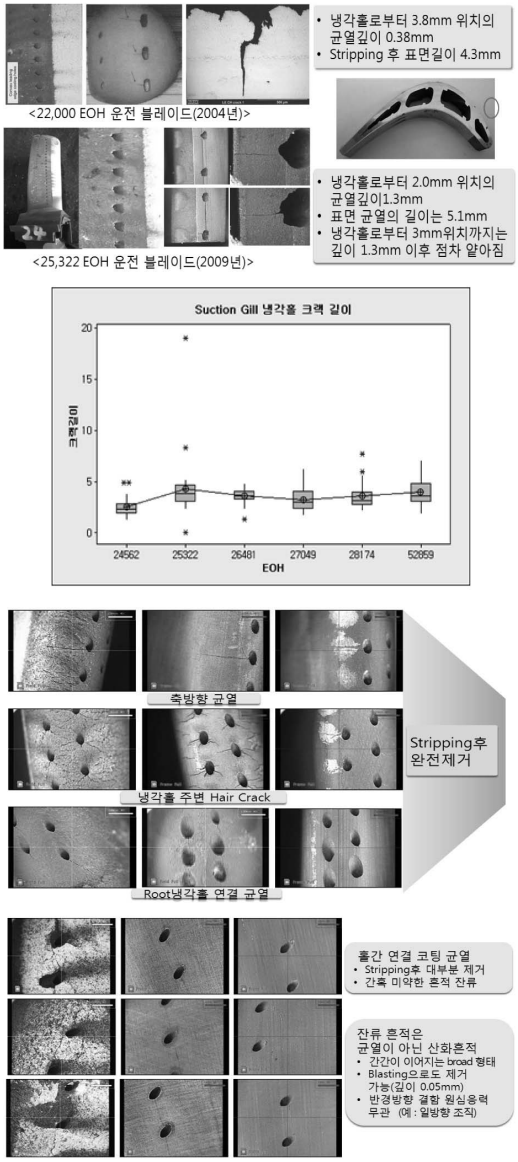


그림 4. 코팅층 및 모재 표면 균열검사 결과

- Leading edge 이외의 부위에서는 기존 코팅의 경우 suction side 제1냉각홀과 gill 냉각홀 주변의 코팅 부위에 많은 hair crack이 발생되어 있고, 모재 부위까지 진전된 균열이 간혹 발생되어 있었으며,

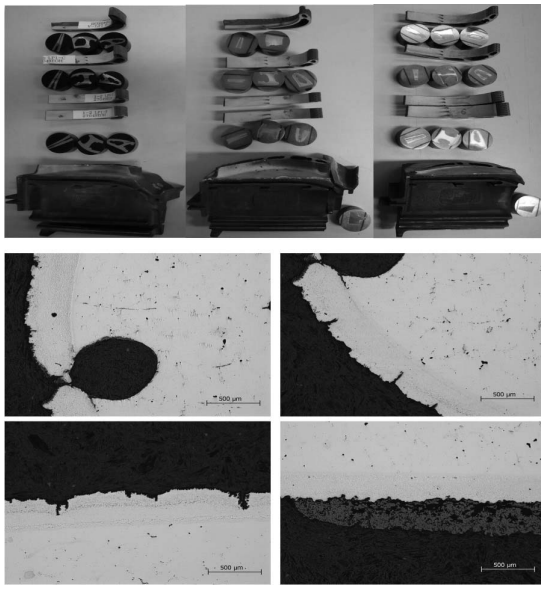


그림 5. 블레이드 절단 및 광학현미경 검사

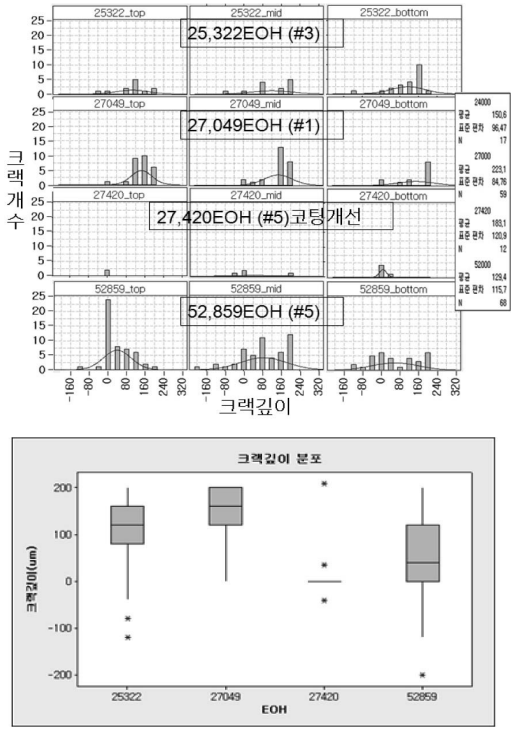


그림 6. 균열개수 및 깊이 통계 결과

코팅이 확대 적용된 경우는 suction side의 gill 냉각홀 부위에 균열이 전혀 발생되지 않았고 제1냉각홀에서는 반경방향의 코팅 균열만 발견되었음.

3) 코팅 및 모재 열화도 분석

- 건전한 상태의 루트부 미세조직을 보면 입방형 감마프라임이 균일하게 배열되어 있음을 확인할 수 있음. 위치별로 살펴보면, 상부영역에서 감마프라임의 조대화, 구상화 및 rafting이 확인되었으며 상대적으로 하부영역은 고온에 노출되지 않은 루트부와 유사한 미세조직을 나타내고 있음. 또한 미세조직 열화가 심한 리딩에지 영역에서도 냉각홀 주변은 상대적으로 건전한 미세조직을 나타내었으며, 중앙 부분은 전체적으로 건전한 상태이었음. 운전시간 증가에 따라 상부 리딩에지 그리고 상부와 중간부 트레일링에지 영역에서는 감마프라임의 조대화, 합체 및 늘어남의 진행이 확인되었는데, 이러한 미세조직상의 열화는 인장강도와 크리프강도를 저하시키는 것으로 알려져 있음[5].
- 871℃에서의 위치별 인장시험 결과의 평균값을 보면, 루트부에서는 인장강도가 900MPa, 25,000 EOH에서는 970MPa이었으며, 52,000 EOH 블레이드의 경우는 940MPa로 감소하였는데 상부 에어포일에서 감소폭이 다소 컸음. 982℃, 345MPa에서 응력파단 시험 결과 소형 판상 시험편을 사용하였기 때문에 표준시험편을 사용한 경우보다 다소 수명이 짧을 수는 있으며, 두 블레이드 모두 제작사의 신재 기준 수명인 70시간에 비해 파단시간이 다소 감소한 것으로 나타났음. 인장강도와 마찬가지로 52,000 EOH 블레이드 상부에서는 하부에 비해 약간 더 감소하였는데 미세조직의 열화와 유사한 경향을 나타내고 있으며, 운전시간에 따라서는 큰 차이가 발생하지 않은 것으로 나타났음.
- 장시간 고온에서 운전함에 따라 본드 코팅층 내의 알루미늄은 표면으로 확산하여 계면산화층(TGO)

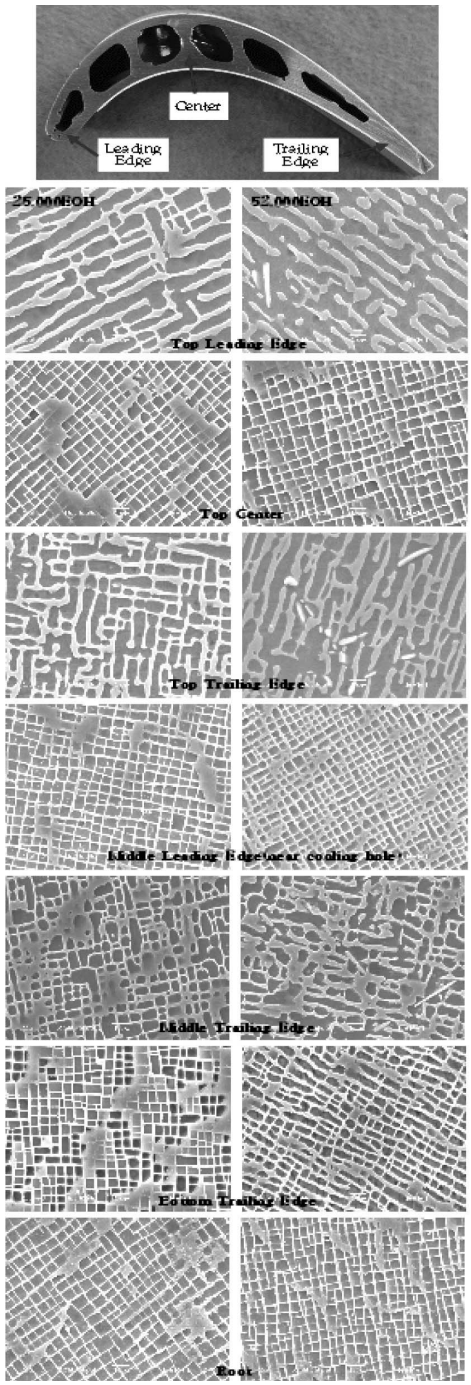


그림 7. 운전시간 및 위치별 미세조직

을 형성하기 때문에 본드 코팅층 내 알루미늄의 함량은 일반적으로 감소하게 되는데[6], 25,000과 52,000 EOH 블레이드 각각 시험편의 계면산화층(TGO) 두께는 5㎛ 이하였으며, 표 4와 같이 25,000과 52,000 EOH 시험편의 알루미늄 함량은 5~7wt%로서 운전시간이 경과함에 따라 모재(substrate)와 같은 수준으로 감소하였음. 블레이드 위치별로 코팅층 성분분석을 실시한 결과 압력부와 비교해 리딩에지와 트레일링에지 영역의 크롬과 알루미늄 함량이 낮은 경향을 나타내었는데, 이는 고온의 산화환경에서 알루미늄과 크롬산화물이 표면에 형성되었기 때문임.

표 2. 인장시험 결과(MPa)

No.	Root	24,000EOH	52,000EOH
1	922.4	958.4	911.3
2	886.5	977.8	926.4
3	902.2	969.3	967.3
4	890.2	958.2	955.5
5	-	955.3	926.3
6	-	981.2	959.2
7	-	981.5	955.6
8	-	979.0	916.3
AVG.	900	970	940

표 3. 응력파단시험 결과(시간)

No.	Root	24,000EOH	52,000EOH
1	29.4	56.1	42.3
2	32.9	39.5	54.6
3	38.9	48.1	58.8
4	41.6	56.0	45.6
5	-	63.3	79.0
6	-	80.0	63.5
7	-	54.3	66.2
8	-	67.5	52.5
AVG.	36	58	58

표 4. 본드 코팅층 조성(wt%)

구분	24,000EOH			52,000EOH		
	LE	PS	TE	LE	PS	TE
Al	5.38	6.44	6.79	5.38	6.76	6.04
Cr	19.31	25.82	21.59	19.31	25.64	24.57
Co	1.28	0.46	0.91	1.28	0.79	1.08
Ni	74.02	67.29	70.71	74.02	66.81	68.32

다. 제작사별 고온부품 교체주기 환산 비교 및 주기 연장에 따른 경제성 분석

동급 타기종 설비와 비교 분석한 결과 단결정 부품을 적용하고 낮은 연소온도임에도 불구하고 정비 주기는 동급 타기종 대비 2/3 수준이었다. 또한 평균운전시간, 이용율 및 정비비 등 각종 조건을 고려했을 때 교체주기를 연장함에 따라 상당한 경제적 효과가 있음을 알 수 있다.

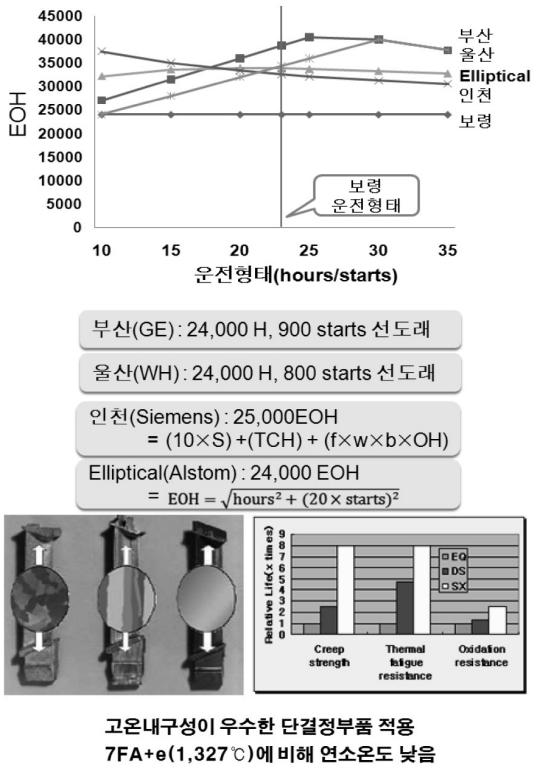


그림 8. 교체주기 검토

부품 그룹	부품명	기존주기		변경주기		주기연장에 의한 절감비용			
		정비	교체	정비	교체	신품 구입	재생 정비	발전 이익	공사비
1	HPT blade & vane LPT1단 blade 연소기 부품 일부		24000		32000	102.6	-	-	-
2	LPT 2,3단 blade LPT 1,2,3단 vane Heat Shield 연소기 부품 일부	24000	48000	32000	64000	108.0	36.0	-	-
3	LPT4단 blade & vane	48000	72000	64000	96000	9.1	3.0	-	-
소계						219.7	39.0	27.2	3.1
합계						289억원 / 8개호기.년			

- 연간운전시간 : 12,303EOH/호기('04, '05 8개호기 평균운전시간)(이용률 50%)
- 발전이익 : 0.5억원/일(GT 100% 부하 + ST 50% 부하)
- 신품가격 총 337억원/Set(그룹1 : 100억, 그룹2 : 211억, 그룹3 : 26억)
- 재생정비비 : 신품가격의 30%
- 계획예방정비는 96,000EOH마다 1회 감소(공사비 및 기간 : 3억원, 53일)

그림 9. 교체주기 연장에 따른 경제성 분석

라. 분석결과 종합

고온부품의 정비 주기에 결정적 핵심부품인 LPT 1단 블레이드의 외관, 절단면, stripping 후 모재 검사 등 결과를 종합해 볼 때, 교체정비주기는 현행 24,000 EOH에서 32,000 EOH로 연장하는 것이 가능할 것으로 판단된다. 일반적으로 고온부품의 교체주기는 가장 critical한 부위의 부품을 기준으로 설정하며, 실제 사용실적이나 운전온도 등을 고려할 때, LPT 1단 블레이드 이외의 고온부품은 LPT 1단의 교체주기와 동일하게 적용하여도 무방하다. 실제로 HPT 및 LPT 2단 블레이드의 상태를 분석한 결과 32,000 EOH까지 연장 운전이 가능한 것으로 분석되었다. 동급 타기종 가스터빈과 비교할 때, GT24는 더 낮은 온도에서 운전되고 고온내구성이 우수한 단결정 부품을 적용했는데도 동급 타기종 가스터빈보다 고온부품 교체정비주기가 2/3 수준으로 짧은 상태이고, 최근 HPT 및 LPT 1단 블레이드의 열차폐 코팅을 보강한 상태이므로 고온부품 교체정비주기를 연장 재설정할 필요가 있다. 가스터빈 critical 고온부품은 1회 사용 후 재생하여 1회 더 사용한 후 폐기하는 것이 일반적인데, GT24의 경우 제작사에서 1회 사용 후 신품 교체토록 추천하고 있다. 그 이유는 gill 냉각홀에 발생된 재생정비가 불가한 균열 때문인 것으로 보이는데 이 균열이 운전시간의 경과와 함께 진전되지 않는다는 것이 확인되었고, 최근 공급되는 블레이드는 gill 냉각홀 주변에 열차폐 코팅을 확대 적용하고 있으므로 교체주기를 연장하는 것이 타당할 것으로 판단된다.

5. 결 론

지식경제부 지원 하에 가스터빈 소재 물성평가 및 데이터베이스 개발 과제와 단결정 가스터빈 고온부품의 손상복원 기술개발 과제가 수행되고 있는데, 단결정 소재를 비롯하여 모든 초내열합금에 대한 각종 기초 물성, 크리프, 피로 등 기계적 특성, 미세조직 및 코팅 특성 등에 대한 데이터베이스를 구축하고 있으며, 국내에 도입된 가스터빈 모든 기종의 사용품에 대해서는 운전시간별 모재 및 코팅층의 열화특성, 손상품의 원인분석 등 다양한 분석을 통해 데이터를 축적하고 있다. 또한 국내에서는 재생정비 실적이 없으며, 단지 제작사에서 추천한 시간 운전 후 교체를 함으로써 막대한 외화가 부품교체비용으로 들어가는 단결정 부품에 대한 정비기술과 정비주기 연장 및 수명평가 기술을 확보하고자 노력하고 있다. 이렇게 가스터빈 전반에 걸친 기술개발은 국내 독자 가스터빈 운용 및 정비기술을 확립하고 나아가서 대형 가스터빈 기술을 확보함으로써 해외 시장으로 진출하는 데 크게 기여할 것으로 기대된다.

후 기

본 연구는 지식경제부 전력산업기술개발사업의 연구비 지원으로 수행되었습니다.

참고문헌

1. V. P. Swaminathan, N. S. Cheruvu, J. M. Klein, W. M. Robinson, 1998, "Microstructure and

property assessment of conventionally cast and directionally soilidified buckets refurbished after long-term service", *International Gas Turbine & Aeroengine Congress & Exhibition Proceedings,* 98-GT-510, Sweden

2. Y. Yoo, B, Choi, H, Jeong, S, Seo, K, Yoo, 2009 "발전용 가스터빈에 적용되는 일방향응고 및 단결정 Ni기 초내열합금", *Proc. of the 23rd Conference on Advanced Structural Materials,* pp. 284-295
3. E. Lvov, D. Norsworthy, 2000, "Influence of previous service history on the microstructure of rejuvenated superalloy gas turrbine blades after their return to service", *4th International RRAC conference,* Welding and repair technology for power plants, Florida
4. S. A. Sajjadi, S. Nategh, R. I. L. Guthrie, 2002, "Study of microstructure and mechanical properties of high performance Ni-base superalloy GTD-111", *Material Science Engineering A,* 325:484-89
5. R. Viswanathan, 1989, "Damage mechanisms and life assessment of high-temperature components", *ASM International,* pp. 448~476
6. J. Kameda, T. E. Bloomer, Y. Sugita, A. Ito, S. Sakurai, 1997, "High temperature environmental attack and mechanical degradation of coatings in gas turbine blades", *Material Science & Engineering A,* 229, pp. 42~44