



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공 학 석 사 학 위 논 문

Haynes 282 초내열합금의 크리프 강도에 미치는 시효처리의 영향



2016년 2월

부 경 대 학 교 대 학 원

재료공학과

김 영 주

공 학 석 사 학 위 논 문

Haynes 282 초내열합금의 크리프 강도에 미치는 시효처리의 영향

지도교수 최 희 락

이 논문을 공학석사 학위논문으로 제출함

2016년 2월

부 경 대 학 교 대 학 원

재료공학과

김 영 주

김영주의 공학석사 학위논문을 인준함

2016월 2월 24일



위 원 장 공학박사 정 해 용 

위 원 공학박사 박 찬 

위 원 공학박사 최 희 락 

감사의 글

2년이라는 시간이 벌써 지났나 싶을 정도로 빠르게 지나간 2년 이었습니다. 대학원을 진학하게 되면서 많은 것을 배우고 많은 사람들을 만나서 좋은 경험이 되었습니다. 석사과정을 하는 동안 부정 대학교 교수님들과 RIST에서 많은 것을 보고 배우는데 도움을 주신 분들께 한분씩 찾아가 감사의 인사를 전하지 못하고 이렇게 글로 감사의 말씀을 전합니다. 석사 진학을 결정하며 학문적으로 정신적으로 많은 조언을 해주신 **안용식** 교수님께 감사를 드립니다. 그리고 인생의 조언과 항상 배부르게 만들어 주신 **박재현** 박사님 감사드립니다. 항상 챙겨주시며 따뜻하게 대해주신 고장분석의 달인 **박중철** 박사님 감사드립니다. 당근과 채찍을 조화롭게 사용하시며 북돋아주신 **이중주** 박사님의 관심에 감사드립니다. 그리고 분석평가 그룹에서 카리스마와 인자한 모습을 가지고 지켜봐주신 **박신화** 그룹장님께 감사드립니다. 인생에 대해서 많은 조언을 해주시고 상담해주신 **김종한** 박사님, 항상 미소를 지으며 편안하게 대해주신 **박상혁** 박사님 감사드립니다. 크리프와 가공의 달인 스승 **조점석** 주임님, 같은 방 쓰는 동안 가족처럼 챙겨주신 **유태복** 과장님과 **이동길** 대리님과 **김재우** 대리님, 점은 면이고 면은 점이라는 것을 알려주신 **김재덕** 매니저님, 라면 받침대 필요하신 **윤준필** 수석님, 전자현미경에 대해 알려주신 **차치호** 주임님, 저녁 약속 미루시는 **강성** 박사님, 유쾌하고 즐거운 **허윤** 박사님, 실험적으로

많은 도움주신 **김학현** 대리님, 잘 자주 못 뵈어도 어색 하지 않은 **김기환** 과장님, 차가운 척 하는데 안 차가운 **김선헌** 매니저님, 문제가 생기면 해결해주는 **김은정** 누나, 그리고 같은 방 쓰며 많은 도움을 준 은유엄마 **조다희** 연구원과 **이상화** 형에게도 감사드립니다. 그리고 부경대학교 Old 그룹 많은 도움과 신경써주어서 고마운 **김화정** 누나, 항상 가면 반겨주고 가족 같은 **김경민** 형에게도 감사드립니다. 찾아 뵈 때마다 항상 많은 가르침 주신 **정해용** 교수님, 학구열을 불타게 만들어주시는 **박찬** 교수님, 걱정해주시고 신경써주신 **최희락** 교수님 감사합니다. 마지막으로 항상 챙겨주며 같이 지내는 **아버지**, **어머니** 그리고 **누나**에게도 항상 고맙다는 말을 전하고 싶습니다. 석사과정의 끝은 곧 스스로 나아가기 위한 시작이라고 생각이 듭니다. 도와주신 분들 모두 하나하나 이름을 하나하나 되새기지 못하여 죄송한 마음입니다. 한단계의 결과에 자만하지 않도록 계속 열심히 살아가도록 하겠습니다.

감사합니다.

2017년 1월 6일

김 영 주

Effect of aging time on creep strength of Haynes 282 superalloy

Young Ju Kim

Department of materials Science & Engineering, The Graduate School
Pukyong National University

Abstract

There are presently various problems in coal-fired power plant. The biggest problems are energy shortages and environmental pollution. The main environment of the coal-fired power plant is up to now the USC(Ultra-Super Critical) stage, which is operated at 600°C, and in which used a austenite heat resistant steel as the main turbine material. Generally, as the steam temperature of the high-pressure turbine rises and steam pressure increases, the power generation efficiency of the coal-fired power generation increases and the emission of environmental pollution decrease. Therefore a lot of efforts to rise the steam temperature with the increase of steam pressure. In the next generation coal-fired generation stage of A-USC(Advanced-USC) the steam operating temperature is higher than 700°C. The suitable material for that should be one of Ni-base superalloys. In this study, a superalloy with the same composition as the commercial wrought alloy 282 was casted. The cast alloy 282 was manufactured in 150 kg scale ingot and heat treated in the same of wrought alloy 282. The mechanical property of the casted 282 alloy was compared with that of commercial wrought 282 alloy. The cast alloy 282 had a lower ultimate tensile strength, yield strength and elongation than the wrought alloy. On the other hand, creep rupture life of both alloys was not significantly

different. Furthermore, the aging time of cast alloy 282 were modified. The creep property of the cast alloy 282 with various aging time was investigated. test was carried out with which gave a change in aging time. The creep test was carried out at the temperature of 750°C. The test results showed that the creep rupture life became shorter with longer of aging time. Microstructure of the crept alloys was investigated and test results was analyzed. Creep rupture life was decreased with the increase of aging time which resulted in the coarsening of γ' precipitation.



목 차

I. 서론	1
II. 이론적 배경	3
2.1 초내열합금	3
2.1.1 합금원소의 영향	3
2.1.2 니켈기 초내열 합금	4
2.1.3 주조 초내열 합금	6
2.1.4 니켈기 초내열합금의 미세구조 및 주요 석출상	6
2.2 Haynes 282	9
2.3 경도시험	10
2.3.1 로크웰 경도 시험	10
2.4 크리프 시험	12
2.4.1 응력 파단 시험	13
2.5 Orowan looping	14
III. 실험 방법	15
3.1 열처리	16
3.2 시험편 준비	17
3.2.1 경도 시험	17
3.2.2 인장 시험	17
3.2.3 크리프 시험	18

3.3 미세조직 관찰	20
IV. 실험 결과 및 고찰	21
4.1 물성 분석	21
4.1.1 인장 시험	21
4.1.2 경도 시험	25
4.2 크리프 시험	27
4.2.1 단조합금 vs 주조합금 크리프강도 비교	27
4.2.2 시효처리별 Haynes 282 주조합금 크리프 시험 ...	29
4.3 미세조직 분석	33
4.3.1 광학현미경	33
4.3.2 주사전자 현미경	38
4.3.3 투과전자 현미경	40
4.3.3.1 탄화물 분석	40
4.3.3.2 γ' 석출상 분석	43
4.3.3.3 시효처리에 따른 γ' 상 비교	46
V. 결론	48
참고문헌	50

I. 서론

현대사회에서의 에너지 사용량 증대와 에너지자원 부족문제에 있어서 화력발전은 다양한 문제점을 가지고 있다. 화력발전소의 전력생산 과정에서 발생하는 CO₂가스의 배출과 환경물질의 배출로 인하여 지구온난화의 문제가 심각하다. 또한 산업의 발달과 에너지 사용량의 증가로 인하여 에너지원의 부족현상도 문제가 된다. 따라서 지속적인 환경오염과 에너지 부족 문제를 해결하기 위하여 기존의 화력발전 효율을 향상시키는 고효율의 화력발전시스템이 필요하다[1]. 기존 화력발전소의 발전환경은 600℃급 USC (USC : Ultra Super Critical) 화력발전소를 1990년대부터 사용하였다. 하지만 에너지 고 효율화를 위해서는 현 단계보다 한 단계 높은 700℃급 차세대 A-USC (A-USC : Advanced Ultra Super Critical) 화력발전 환경의 구축이 필요하다. 표 1 에서는 화력발전소 수준에 따른 발전 효율과 발전환경 조건을 나타내었다. 에너지 고 효율화와 환경오염물질 배출 감소를 위한 핵심 기술은 증기온도의 고온·고압화이다[2]. 따라서 700℃이상의 증기온도 조건에서 장시간 수명이 우수한 소재의 개발이 필요하다. 기존 USC 화력발전에서는 오스테나이트계 내열합금이 사용이 되었지만 A-USC 화력발전에서는 오스테나이트계 내열합금의 사용이 불가능하다[3]. 따라서 700℃이상에서 사용될 합금으로는 니켈기 초내열합금의 사용이 불가피하며 현재 다양한 종류의 합금이 연구, 개발 되고 있다. 이 중에서 화력발전소의 고압터빈 (VHPT : Very High Pressure Turbine)에 사용될 로터와 케이싱에서 사용될 합금으로 니켈기 초내열합금의 사용이 필요하다. 기존 화력발전소 터빈의 구축에

는 주조품을 단일부품으로 구성하여 사용하였지만 경제적으로 비용이 많이 들고 주조과정이 매우 어렵다. 현대는 대형 터빈 구조물을 소형부품으로 제조하여 압연이나 단조 부품과 접합하여 사용하는 방법을 사용하고 있다. 이 방법을 통하여 고강도의 단순구조 단련합금과 복잡한 구조의 주조합금을 동시에 사용하여 기존의 주조방식의 문제점을 해결할 수 있다[4]. 따라서 터빈에 사용될 니켈기 초내열합금의 개발은 A-USC 화력발전소 구층에 가장 핵심적인 필요기술이다. 국내에서는 현재 니켈기 초내열합금의 생산이 용이하지 않으며 현재 니켈기 초내열합금의 경우 수입에 의존하는 것이 대부분이다. 본 연구에서는 국내 주조 생산한 니켈기 초내열합금의 연구, 개발을 위하여 시효처리가 크리프특성에 미치는 영향에 대해서 알아보았다. 니켈기 초내열합금 중에서 크리프 강도와 용접성 및 가공성이 가장 우수한 Ni-Cr-Co-Mo합금 Haynes 282를 주조하여 실험을 진행하였다[5-7]. 연구에서는 주조생산한 합금의 고온 크리프 강도와 시효처리에 따른 크리프 강도 변화 그리고 미세조직의 변화에 대한 분석을 실시하였다 .

II. 이론적 배경

2.1 초내열 합금

초내열 합금이란 고온에서 사용하기 위하여 개발된 합금으로서 일반 재료에 비하여 끊임없는 가혹한 응력을 받고, 표면안정성을 요구하는 합금이다. 초내열합금의 첫 등장은 제 2차 세계대전에 사용된 터보슈퍼차저와 항공터빈의 엔진의 소재이며 고온에서 우수한 성능을 위해 개발되었다. 초내열 합금은 다양한 성분의 조성에 따라 용도와 쓰임새가 달라지며 원소성분 첨가에 의해서 그 성질이 다르게 나타난다. 대표적인 합금원소들은 Ni, Fe, Co, Cr 등이며 미량 원소 성분은 W, Mo, Ta, Ti, Al 등이 있다. 초내열합금에서 가장 중요한 성질은 650℃ 이상의 온도에서 장시간강도와 부식저항성 및 고온부식저항성이다. 대부분의 초내열합금들의 성질이 유사하다. 초내열합금의 종류에는 크게 크롬성분과 니켈성분을 포함한 Fe-base 초내열합금, Ni-base 초내열합금 그리고 Co-base 초내열합금 등이 존재한다[9].

2.1.1 합금원소의 영향

니켈기 초내열합금은 기지상은 Ni, Co, Cr 과 내화성금속(refractory metals)인 Mo 그리고 석출상 형성원소인 Al, Ti, C 과 B 등의 원소를 포함하고 있다. Table 1 에는 니켈기 초내열합금의 주요합금원소의 함유량과 그에 따른 합금효과를 나타내었다.

2.1.2 니켈기 초내열 합금

니켈기 초합금은 성분 원소중 니켈을 50% 이상 포함하고 있는 합금을 의미한다. 니켈기 초내열합금에는 다량의 Cr이 포함되어 있으며 주요 합금 원소로는 Co, Fe, Mo, W 그리고 Ta 등이 있다. 니켈기 초내열합금은 고용강화를 일으키는 원소들의 첨가로 인한 고용강화효과를 받으며 고용강화 원소들은 석출경화 효과를 가지는 합금원소들을 첨가하여 사용하며, 금속간 화합물 형성원소는 Al, Ti 그리고 Nb이 있다. 니켈기 초내열합금의 큰 장점중 하나는 고온슬래그 부식 저항성을 가진다는 것이다. 화력발전의 연료에는 다량의 V 성분이 포함되어있고 고온의 슬래그에는 V 성분이 V_2O_5 형태로 존재하며 대부분의 다른 내열합금에서는 해로운 영향을 미친다. 이러한 니켈기 초내열합금들의 특징들로 인하여 화력발전소 터빈에 사용소재는 니켈기 초내열합금이 최적의 소재이다[9].

Table 1 Effect of element in Ni-based superalloy[10]

Element	Amount found in Ni-base alloy (wt%)	Effect
Cr	5-25	Oxidation and hot corrosion resistant, form carbide, solution hardening
Mo, W	10-12	Form carbide, solution hardening
Al, Ti	0-6	Precipitation hardening
C	0.02-0.10	Form carbide
Co	0-20	Affects amount of precipitates, raises γ' solvus
Ta	0-12	Solution hardening, oxidation resistance
Nb	0-4	Solution hardening, precipitation hardening
Ni	Bal	Stabilizes austenite, form hardening precipitation

2.1.3 주조 초내열 합금

최초의 주조 초내열합금은 간단한 열처리를 통하여 사용되었다. 약 760℃의 온도에서 12시간 시효를 통하여 γ' 상을 완전히 석출 시켰다. 하지만 합금의 성분계가 복잡해질수록 열처리 또한 매우 다양하게 발전하였다. 가스터빈에 사용되는 주조 초내열합금의 경우 γ' 의 강화와 연성을 증가시키고 구조의 균질화 그리고 다양한 효과를 얻기 위하여 엄격한 열처리가 필요하다. 용체화 열처리 이후 주조용 초내열합금은 응고 중 생성된 조대한 공정 γ - γ' 입자가 응고가 종료된 상태에서도 남아있게 된다. 용해되지 않은 공정조직의 물성에 대해서는 알려진 바가 없지만, 합금의 물성 증가에 도움이 되지 않을 것으로 예상된다[11].

2.1.4 니켈기 초내열합금의 미세구조 및 석출상

가. Gamma phase (γ matrix)

γ 상은 니켈기 초내열합금의 기지상을 구성하는 상으로서 면심입방구조인 오스테나이트상이다. 고용강화원소인 Cr, Mo, W, Al 등의 첨가를 통하여 고용강화 효과를 일으킨다. 고용강화 원소들은 Ni과 원자지름의 차이가 약 1%~13% 차이가 있다. 고온 크리프 온도 영역인 $0.6T_m$ 이상인 온도에서는 고온에서의 확산속도에 의하여 강화현상이 일어난다. 합금원소인 Mo, W 은 고온에서의 확산속도가 느려 고온크리프 저항성을 높이는데 가장효과적인 원소이다[12].

나. Gamma prime (γ')

석출경화원소가 포함된 니켈기 초내열합금은 시효경화 처리를 통하여 γ' 상을 석출시킬 수 있다. 니켈기 초내열합금의 기지상에 석출되는 γ' 상은 $L1_2$ 구조의 A_3B 형 화합물이다. γ' 상은 장범위규칙성(long-range order)을 나타내며 기지상인 γ 상과 정합성을 이루어 강화효과를 일으킨다. 기지상에 균질하게 석출이 되며 오랜 시간 안정성을 유지하며 기 지상과의 부정합정도에 따라 γ' 의 입자의 형상이 달라진다[12].

다. MC형 탄화물

MC탄화물의 경우 금속원소인 Ti, Ta, Nb 또는 W과 결합하여 형성되며 응고 시작 시에 생성되는 탄화물이다. 안정성이 매우 높으며 고용체형성이 어려워 결정립성장을 방해한다[12].

라. $M_{23}C_6$ 형 탄화물

$M_{23}C_6$ 탄화물은 주로 Cr에 의하여 생성되지만 일부 철과 결합하여 형성될 수도 있다. 소량의 W, Mo, Co를 함유하며, 열처리 온도가 저온일 때 생성이 된다. 복잡한 입방구조를 가지는 면심 입방 구조의 탄화물이다[12].

마. M_6C 형 탄화물

M_6C 탄화물은 815~980℃ 영역에서 형성되며, $M_{23}C_6$ 와 비슷하지만 Mo와 텅스텐의 조성이 높을 때 주로 생성된다. 이 탄화물은 복잡한 입방조직을 하고 있는 탄화물이며 니켈기 초합금에서 Mo 또는 W 이 약 6%~8% 함유되어있을 때 $M_{23}C_6$ 탄화물을 따라서 형성이 된다[12].

바. TCP 상 (Topologically Closed-Packed Phase)

위상학적 조밀상이란 성분의 조절이 완전하지 않은 니켈기 초합금에서 열처리 중 형성되는 상을 의미하며, 일반적으로 $\{111\}$ 에 평행한 박판으로 형성되어 파괴강도의 감소를 일으키게 된다. TCP상의 종류에는 σ , μ 및 laves상이 있다[12].

2.2 Haynes 282

Haynes 282 초내열합금은 오스테나이트계의 Ni-Cr-Co계 석출경화합금으로 미국 Haynes International 에서 2005년 개발된 합금이다. 부식저항성과 우수한 크리프강도를 가진 니켈기 초내열합금이다. 우주항공 산업에서 Waspaloy 합금의 대체를 위하여 개발되었으며, 용접성이 우수한 니켈기 초내열합금의 개발의 필요성에 의하여 제작되었다. 합금원소인 Co, Cr, Fe를 첨가하여 고용강화 효과를 얻으면서 Al, Ti의 첨가로 석출상인 γ' 의 생성을 통하여 석출경화효과 또한 받게 되는 니켈기 초내열합금이다. Haynes 282 합금의 주사용 온도구간은 649°C - 927°C 이며 Waspaloy 합금보다 우수한 크리프 강도를 가진다. 특징적으로 γ' 의 분율이 낮아서 가공성과 용접성이 좋다. Al과 Ti의 함량이 적으면서도 충분한 기계적 물성치를 나타낸다. 합금은 γ' 석출상 외에도 μ 상이 석출하며 특정온도에서 σ 을 형성하기도 한다. 탄화물의 종류는 MC, M_6C 그리고 M_{23}C_6 이며, 탄화물은 합금 내에 소량 존재하게 된다. 미세조직은 면심입방구조의 γ 상 기지와 L1_2 구조의 γ' 석출상 그리고 입계탄화물로 이루어져 있다.

2.3 경도시험

경도는 일반적으로 변형에 대한 저항성을 의미하며, 금속에서는 소성 변형에 대한 저항력을 나타낸다. 경도의 측정법에는 세 가지가 존재하며, 굽기 경도, 압흔, 경도, 반발 경도인 동적경도 등이 있다. 경도의 측정은 재료공학에서 매우 중요하다[13].

2.3.1 로크웰 경도시험

로크웰 경도시험은 미국에서 가장 널리 사용되는 시험법이다. 경도시험의 장점으로서는 측정이 매우 간단하고 빠르며, 측정자에 따른 오차가 적고, 미세한 경도차이도 구분이 가능하며, 압흔의 크기가 상대적으로 크지 않다는 점이 있다. 경도의 측정순서는 처음에 10kg의 작은 하중을 부과하고 그다음에 주하중이 부과된다. 이때 발생하는 압흔의 깊이가 측정이 된다. 경도가 높은 경우 주하중의 압흔의 침투량이 적을 것이고 경도가 낮은 경우 침투량이 많이 발생하게 된다. 위와 같은 방법으로 측정된 로크웰 경도값은 kg/mm^2 의 단위가 있는 브리넬경도, 비커스경도와는 다르게 임의의 수이다. 로크웰 경도시험의 특징 중 하나는 다양한 압자와 압입하중을 선택하여 넓은 범위의 경도를 전부 측정할 수 있다는 것이 장점이다. 압자의 종류에는 끝이 둥근 원뿔형 120° 다이아몬드와 지름이 1.6mm 와 3.2mm인 강구가 흔히 사용된다. 주하중은 60kg, 100kg, 150kg이 사용이 된다. 로크웰 경도값을 표시에 있어서는 사용된 압자와 주하중을 꼭 표시해 주어야한다. Table 2 에는 사용한 압자와 하중에 따른 표시형식이 나타나 있다.

Table 2 Rockwell Hardness Standard method [14]

Scale Symbol	Hardness Unit	Indenter	Total Test Force (kgf)	Range
A	HRA	diamond	60	20~88
B	HRB	(1.5875-mm) ball	100	20~100
C	HRC	diamond	150	20~70
D	HRD	diamond	100	40~77
E	HRE	(3.175-mm) ball	100	70~100
F	HRF	(1.5875-mm) ball	60	60~100
G	HRG	(1.5875-mm) ball	150	30~94
H	HRH	(3.175-mm) ball	60	80~100
K	HRK	(3.175-mm) ball	150	40~100

2.4 크리프 시험

금속의 강도는 일반적으로 온도가 증가할수록 감소하게 된다. 온도에 증가에 따라서 원자들의 이동속도가 빨라지고, 그로인한 내부 확산에 의하여 금속의 기계적 성질이 변한다. 공공의 평형농도 증가와 전위 상승 기구에 의하여 새로운 변형 기구가 발생하게 된다. 따라서 상온에서의 기계적 성질 만으로는 고온에서 금속에 일어나는 현상들을 예측할 수가 없다. 현시대의 기술은 보다 높은 강도와 내산화성을 요구하고 있으며 그에 따른 고성능의 재료의 개발과 사용을 위해서는 고온에서의 재료의 거동에 대해서 깊은 분석이 필요하다. 고온에서의 재료의 거동에 있어서 중요한 점은 상온과는 다르게 시간의 함수라는 것이다. 시험에 작용하난 하중과 마찬가지로 시험에 걸린 시간 또한 재료의 고온에서의 강도에 큰 영향을 미치게 된다. 따라서 고온에서 노출된 금속이 응력을 받을 경우 크리프현상을 일으키게 된다. 우리는 크리프 시험을 통하여 금속이 고온에서 일정한 온도, 하중에서의 변화량을 알 수 있고, 금속이 일정한 온도, 하중에서 견디어내는 시간을 알 수 있다. 또한 크리프시험을 하게 되면 시간에 따른 크리프 변화량데이터를 얻을 수 있다. 이것을 크리프 곡선이라고 하며 Fig.1 과 같이 나타낸다. 금속 재료는 일반적으로 3가지의 크리프 단계를 가진다. 크리프곡선은 흔히 3 개의 단계로 구분한다. 1차 크리프 영역에서는 금속의 변형회복속도보다 가공경화속도가 더 빠른 상태로 크리프변형의 속도가 시간에 따라서 감소하게 된다. 2차 크리프 영역에서는 가공경화와 회복이 균형을 이루게 되어 일정한 속도의 크리프 속도가 나타난다. 이때의 크리프 곡선의 기울기를 최소크리프 속도라고 한다. 3차 크리프 영역에서는 유효단면적의 감소로 인하여 크리프 속도가 가속화 되고 최종적으로 파단에 이르는 구간이다[15].

2.4.1 응력 파단 실험

응력 파단 실험은 기본적으로 크리프 실험과 동일한 방법으로 실시한다. 하지만 큰 차이점은 파단시험의 경우 시험을 재료의 파단이 발생할 때 까지 실시한다는 점이다. 따라서 응력 파단 실험에서는 크리프 실험보다 상대적으로 높은 응력 하에서 진행이 되며 크리프 진행속도 또한 빠르다. 일반 크리프 실험에서는 최소 크리프 속도를 정확하게 측정하는 것이 가장 중요하지만 응력 파단 실험에서는 재료가 일정 온도, 하중 하에서 견딜 수 있는 수명을 측정하는 것이 중요하다.

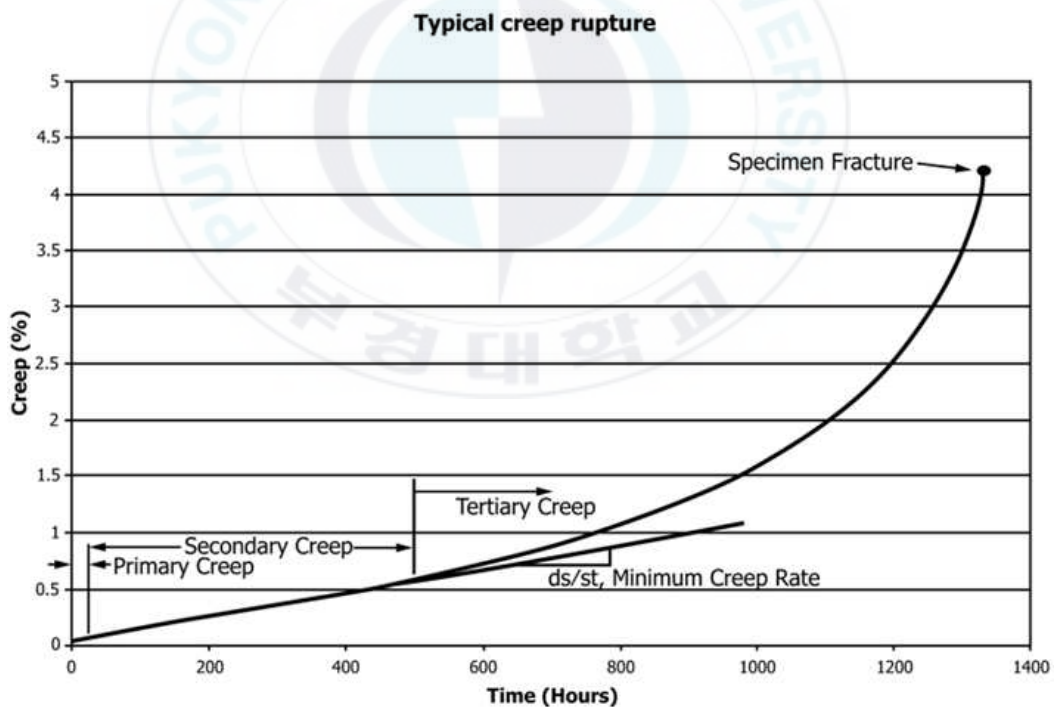


Fig. 1 Creep vs Time curve

2.5 Orowan looping

과시효된 석출물을 전위선이 통과하게 될 경우에 대해서 Orowan이 제안하였다. 항복응력은 거리 $\lambda(\lambda > R)$ 만큼 떨어진 두 개의 입자의 사이를 통과하는데 필요한 전단응력에 비례하게 된다. 전위선의 이동은 Fig.2와 같이 진행되며 최종적으로 석출물 주변에 전위의 루프를 형성하게 된다. 장애물을 통과하기 위한 응력은

$$\tau = \frac{Gb}{\lambda}$$

이다. 생성된 루프는 전위선에 응력을 가하기 때문에 슬립이 일어나려면, 전위선에 가해지는 응력보다 초과하는 응력을 받아야한다. 그 결과 전단응력은 증가하여야 되고, 따라서 석출상은 기지의 가공경화를 더 빠르게 일으키게 된다[15].

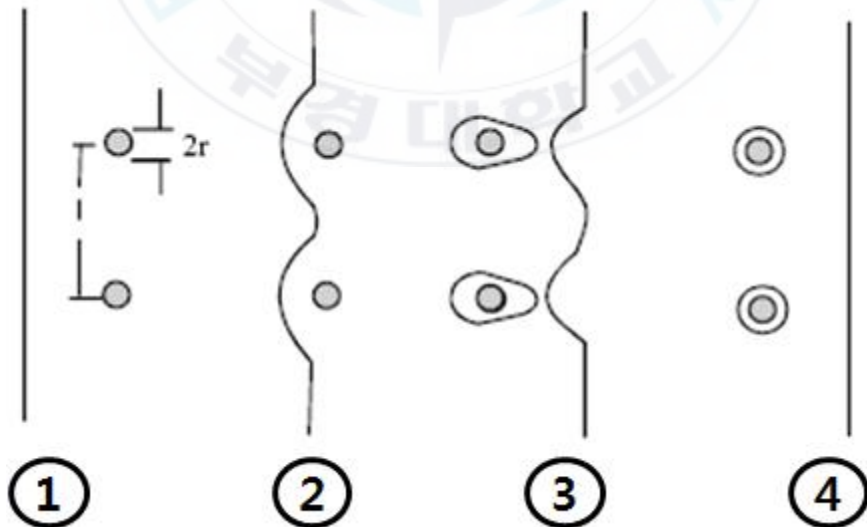


Fig.2 Orowan looping

Ⅲ. 실험 방법

실험에 사용된 합금은 상용 단조합금과 주조제작한 주조 282합금이다. 각각의 합금들의 화학조성 분석결과를 Table 3 에 표시하였다. 실험에 사용된 상용 단조합금은 Haynes International에서 구입하였고, 주조 합금은 KPCM社에서 제작한 150kg의 주괴이다.

Table 3 Chemical composition for wrought & casted Haynes 282 superalloy : (A) commercial wrought 282 alloy (B) casted alloy 282

	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Fe	C	S	Mn	Ni
A	20	10	8.5	1.5	2.1	1.5*	0.06	<0.002	0.3*	Bal.
B	19.98	10.06	8.76	1.42	2.15	0.5	0.048	<0.002	0.087	Bal.

3.1 열처리

합금의 열처리 조건은 Table 4 와 같이 실시하였다. 용체화 처리는 동일하게 1130℃에서 1시간동안 열처리를 실시하고 시효처리를 진행하였다. 단조합금의 열처리 조건은 Alloy 1 이고, 주조합금의 열처리 조건은 시효시간을 다르게 변경한 Alloy 1, Alloy 2, Alloy 3조건이다. Haynes 282 합금은 일반적으로 이중 시효처리를 할 경우 크리프 특성이 가장 우수한 것으로 알려져 있다[16]. 1단계 시효조건은 1010℃에서 2시간 시효처리 후 공랭 과정을 거치고 788℃에서 8/12/48 시간동안 시효처리 후 공랭처리 하였다.

Table 4 Heat treatment of Haynes 282 superalloy

Heat Treatment	Alloy #	Temperature/Time	
		1step	2step
Aging	Alloy 1		788℃/8hr
	Alloy 2	1010℃/ 2hr	788℃/12hr
	Alloy 3		788℃/48hr

3.2 시험편 준비

3.2.1 경도 시험

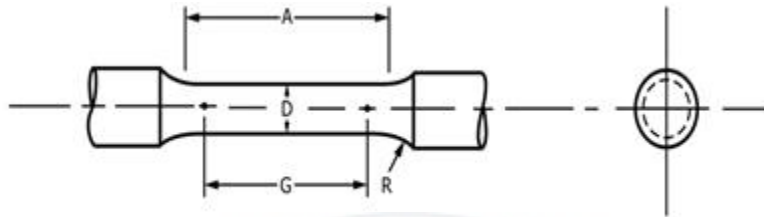
경도측정은 로크웰 경도기를 사용하여 B scale로 측정하였다. 사용된 압자는 1.533mm의 초경구이며, 시료의 표면은 물리적으로 연마 후에 Diamond 연마제를 이용하여 최종적으로 1 μ m까지 폴리싱 하였다. 측정은 총 7회 반복하여 실시하였고 최소값과 최대값을 제외한 평균값을 사용하였다.

3.2.2 인장 시험

합금을 Fig.3-A 형상으로 가공을 실시하였다. 상온 인장 시험과 고온 인장 시험은 각각 ASTM E8, ASTM E21 규격에 준하여 실시하였다. 상온 인장 시험은 시효처리 조건 8시간의 시편을 사용하여 변형률 속도 1.5mm/min으로 실시하였고, 고온 인장 시험은 시효 처리 조건 8시간의 시편을 0.125mm/min의 변형률 속도로 실시하였다. 인장 시험을 통하여 관찰된 응력-변형률 선도를 통하여 항복 강도와 인장 강도를 측정하였고 파단 후 시료의 통하여 연신률을 측정하였다. 상온 인장 시험은 단조 합금과 주조합금의 상온 인장 시험을 비교하고, 주조합금의 고온 인장 시험을 통하여 온도에 따른 고온 강도의 변화를 관찰하였다.

3.2.3 크리프 실험

실험에 사용된 주괴는 300x260x260cm의 입방형으로 제작되었다. 실험에 사용된 시편의 형상은 Fig.3-B 이다. 크리프 실험의 온도는 750℃이며, 크리프 실험의 이방성을 줄이기 위하여 정중앙인 등축정 위치에서 시료를 제작하였으며, 실험 중 온도의 제어는 $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 를 유지하였다. 크리프 실험에 사용된 장비는 R&B社의 크리프 시험기를 사용하였다. 실험중의 변위 변화량은 연신계를 사용하여 측정하였고, 크리프 시험이 끝난 시편은 만능 투영기를 사용하여 연신률과 단면수축률을 계산하였다. 실험 진행과 관련된 사항들은 ASTM E139 규격에 준하여 실시하였다. 크리프 실험은 1000시간 이내의 응력 파단 실험으로 진행하였으며, 시효 처리에 따른 응력 파단 수명의 영향을 320MPa과 340MPa 조건에서 비교하였다.

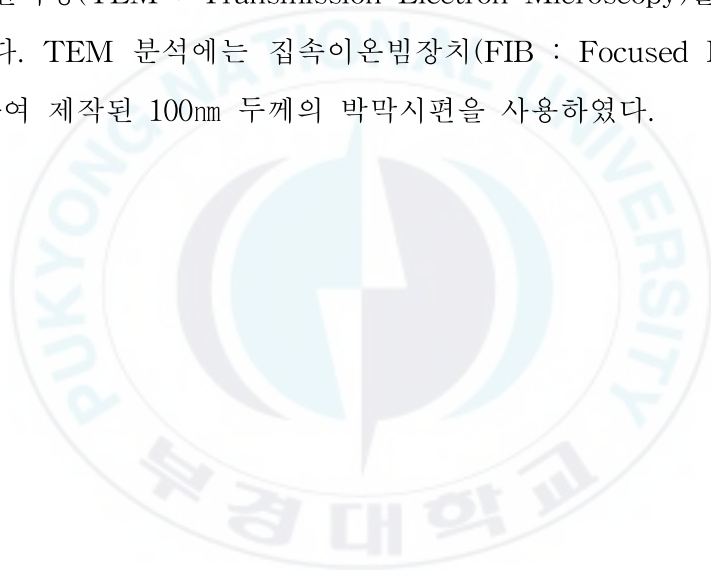


	Gage length (mm)	Diameter (mm)	Radius of fillet (mm)	Length of reduced section (mm)
A	30	6.00	6.0	39.0
B	27	6.00	5.0	32.0

Fig.3 Test specimen used this experiment in accordance with ASTM standard : (A) tensile test specimen (B) creep test specimen

3.3 미세조직 관찰

미세조직 분석을 위하여 현미경 관찰을 실시하였다. 사포를 사용하여 기계적인 연마 과정을 거치고, 다이아몬드 연마제를 사용하여 $1\mu\text{m}$ 수준으로 최종연마를 진행하였다. 광학현미경(OM : Optical Microscopy)과 주사전자현미경(SEM : Scanning Electron Microscopy)을 통한 관찰을 위하여 증류수 : 질산 수용액에서 전해연마를 실시하였다. 미세석출상은 투과전자현미경(TEM : Transmission Electron Microscopy)을 사용하여 분석하였다. TEM 분석에는 집속이온빔장치(FIB : Focused Ion Beam)를 사용하여 제작된 100nm 두께의 박막시편을 사용하였다.



IV. 실험 결과 및 고찰

4.1 물성분석

4.1.1 인장 시험

Fig.4 에서 인장 시험을 통하여 단조합금대비 주조합금의 인장 특성을 비교하고 온도에 따른 주조재의 고온 강도의 변화를 관찰하였다. 동일 열처리 조건의 단조합금과 주조합금의 인장 특성을 비교하였다. 인장 강도는 단조합금에서 평균 1038MPa 주조합금에서 평균 498MPa 로 측정 이 되었다. 단조합금과 주조합금의 인장 강도의 차이는 결정립의 크기의 차이로 인하여 발생한 것으로 예상된다. 항복 강도는 단조합금은 평균 629MPa 주조합금은 평균 469MPa로 측정이 되었다. 연신율의 경우 단조합금의 경우 약 46%이고 주조합금의 경우 약 1.5% 로 측정이 되었다. 단조합금과 주조합금의 인장 특성을 비교하여 보았을 때 단조합금보다 주조합금의 인장 강도가 낮은 원인은 결정립크기의 영향으로 보인다. 조대한 결정립으로 연신율이 나빠지며 그에 따라서 최대 인장 강도 또한 낮게 측정된 것으로 예상된다. 또한 주조합금의 고온에서의 인장 강도 변화를 알아보기 위하여 고온 인장 강도를 측정하였다. 282 주조합금의 고온에서의 인장 강도와 항복 강도 그리고 연신율을 Fig.5 에 나타내었다. 인장 강도와 항복 강도는 온도가 증가함에 따라 감소하는 경향을 보이며, 750℃에 도달 시 강도가 증가하였다가 다시 감소하는 결과를 나타낸다. 연신율 또한 온도상승에 따라서 점차 증가하는 경향을 보이며 75

0℃에서 일시적으로 감소한 후 다시 증가하였다. 750℃ 부근에서 나타나는 강도 변화는 니켈기 석출경화형 초내열합금에서 발생하는 비정상항복 거동의 영향으로 보인다[17]. 현재 282 주조합금의 경우 온도 상승에 따른 강도의 감소가 적으며 오히려 고온에서 연신율의 증가로 인하여 고온 크리프 강도에 이로운 영향을 미칠 것으로 예상된다.





cast wrought

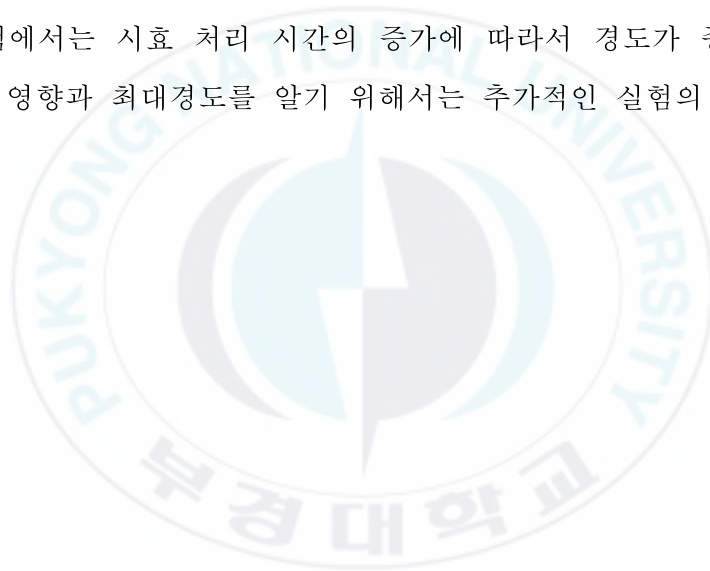
Fig.4 Tensile test result of cast & wrought 282 alloy



Fig.5 High temperature tensile strength of cast 282 alloy

4.1.2 경도 실험

시효 처리 시간에 따른 합금의 경도를 비교하기 위하여 로크웰 경도기를 사용하여 경도를 측정하고 그 결과를 Fig.6 에 나타내었다. 로크웰 경도기를 사용하여 경도 값을 측정한 결과 경도는 8시간 시효 처리 후 약 90.2HRBW의 값을 나타내었고, 12시간 시효 시에는 90.3HRBW으로 8시간 시효 처리 조건과 크게 경도차이가 나지 않았다. 48시간 시효 처리한 282합금의 경도는 93.5HRBW로 소폭 상승한 결과를 나타내었다. 현재까지의 시험에서는 시효 처리 시간의 증가에 따라서 경도가 증가하였다. 과시효의 영향과 최대경도를 알기 위해서는 추가적인 실험의 진행이 필요하다.



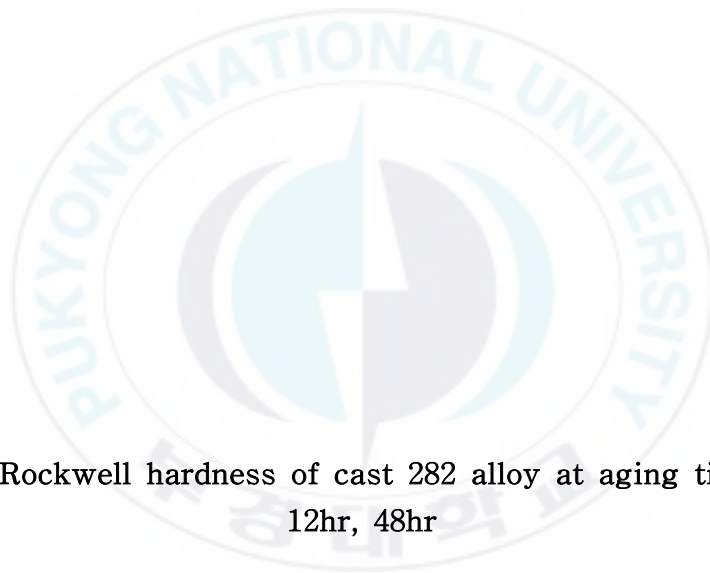


Fig.6 Rockwell hardness of cast 282 alloy at aging time 8hr,
12hr, 48hr

4.2 크리프 시험

4.2.1 단조합금 vs 주조합금 크리프 강도 비교

Haynes 282 주조합금의 크리프 시험결과를 Fig.7 에 나타내었다. 단조합금의 크리프 강도는 HAYNES INTERNATIONAL에서 제공하는 단조합금의 크리프 파단수명 데이터이다. 현재 1000시간 미만의 크리프 파단 시험의 결과 값은 단조합금과 주조합금에서 큰 차이가 발생하지 않았다. 일반적으로 알려진 크리프 특성에 대한 결정립크기의 영향으로 인하여 인장강도측정에서는 큰 결정립크기가 단점으로 작용하였지만, 크리프 시험결과에서는 조대한 결정립크기가 장점으로 작용한 것으로 보인다[18]. 따라서 현재 인장특성의 차이에 비하여 크리프 시험의 결과 값이 차이가 나지 않는 것으로 보아 상온에서의 강도가 높아질 경우 크리프 강도는 단조합금에 비하여 주조합금에서 더 우수할 것으로 예상된다.

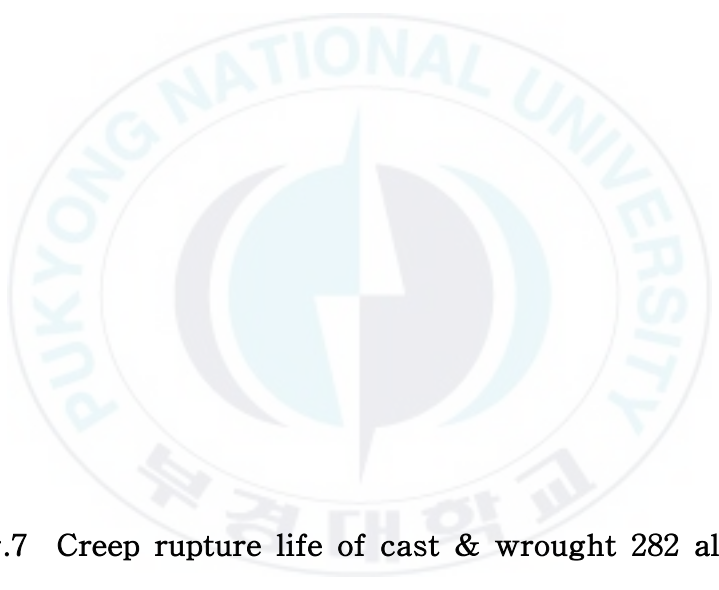


Fig.7 Creep rupture life of cast & wrought 282 alloy

4.2.2 시효처리별 Haynes 282 주조합금 크리프 시험

시효열처리의 조건을 변화시킨 Haynes 282 주조합금의 크리프 시험을 통하여 열처리에 따른 크리프 강도변화를 비교하였다. Fig.8 에 시효처리에 따른 크리프 곡선변화를 나타내었다. 320MPa/750℃ 시험에서는 시효시간에 따른 크리프 곡선의 기울기가 약 200시간 이후로 차이가 발생한다. 파단수명은 시효시간 8시간 조건에서 597시간, 시효시간 12시간 조건에서는 383시간, 시효시간 48시간 조건에서는 276시간의 수명이 각각 나타났다. 시효처리시간이 길어질수록 크리프 파단수명은 짧게 측정되는 경향이 나타났다. 340MPa/750℃ 시험에서는 마찬가지로 파단수명은 8시간>12시간>48시간 순으로 나타났으며 12시간 조건과 48시간 조건에서는 파단수명의 차이가 크게 발생하지는 않았다. 크리프 시험의 결과 시효처리시간이 길어질수록 파단수명에는 좋지 않은 영향을 미치는 것으로 판단되었다. Fig.9 에서는 각 조건에 따른 최소크리프 속도를 나타내었다. 최소 크리프 속도는 시효처리시간이 길어지고 응력이 높을수록 증가하는 경향을 나타내었다. 특징적으로 8시간 시효 조건에서는 최소크리프 속도가 일정하게 관찰되었다. 최종 크리프 시험의 결과를 Fig.10 에 나타내었다. 그래프와 이전의 비교데이터를 통하여 응력과파단시험의 수명은 시효처리 시간과 반비례하는 결과를 나타내었으며, 750℃/340MPa 시험에서 크리프 곡선의 기울기가 일정하지 않은 것은 고 응력에서 단시간의 크리프 파단시험을 진행하였기 때문에 크리프의 영향보다는 인장특성의 영향을 많이 받은 것으로 보고 있다. 시효처리에 따라서 크리프 수명이 달라지는 원인에 대해서는 미세조직 관찰에서 비교를 진행하였다.

A

Aging 12hr Aging 8hr
Aging 48hr

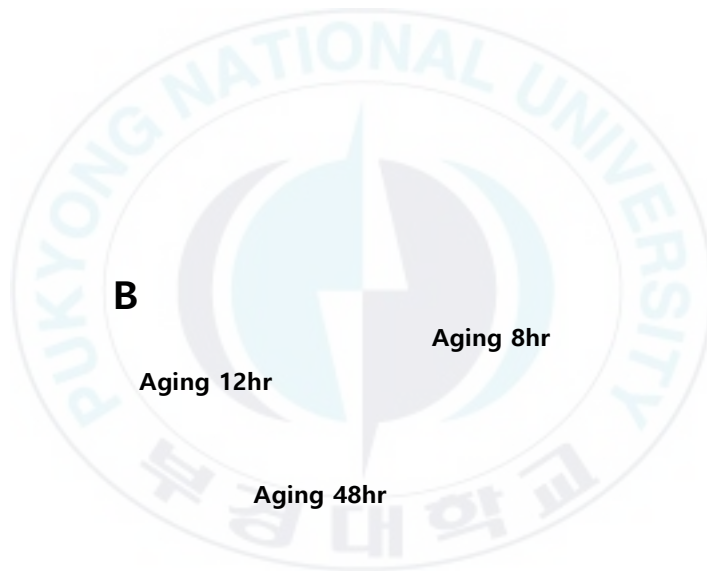


Fig.8 Creep strain vs time curve of various aging time :
(A) 750°C/320MPa (B) 750°C/340MPa



Fig.9 Minimum creep rate of creep test

750°C

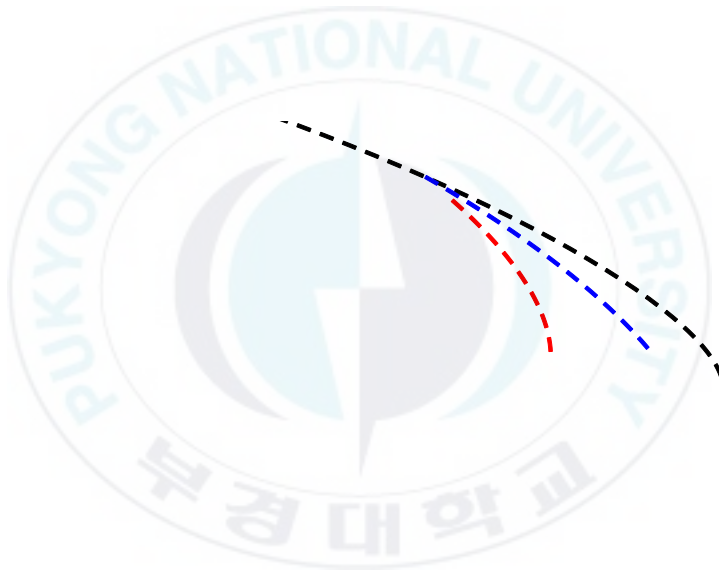


Fig.10 Cast Haynes 282 various aging time of Stress vs Rupture Time curve

4.3 미세조직 분석

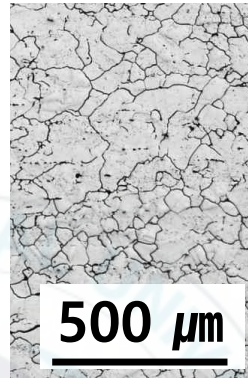
4.3.1 광학현미경 분석

Fig.11은 Haynes 282 주조합금과 단조합금의 광학현미경 조직사진이다. 주조합금의 경우 결정립의 사이즈가 매우 조대하며 불규칙적으로 관찰이 되어 평균적인 결정립크기는 $500\mu\text{m}$ 이상을 나타내었다. 정방형 주괴의 중심부의 느린 냉각속도의 영향으로 인하여 결정립의 크기가 매우 조대한 것으로 보인다. 입계영역에는 탄화물로 추정되는 상들이 연속적으로 관찰되며 수지상정간 영역에서는 두 가지의 형태의 석출물들이 관찰이 되었다. Fig 12-A 에서 주조 282 합금의 광학현미경분석을 실시하였다. 침상의 석출물과 MC탄화물이 반복적으로 수지상정간 영역 구간에 분포되어있다. 또한 침상의 탄화물과 MC탄화물은 형성된 입계 주변에도 분포하고 있었다. 주조조직의 DAS(Dendrite Arm Spacing)을 측정하였다. 측정된 DAS의 크기는 평균적으로 약 $223\mu\text{m}$ 의 크기를 나타내었다. 기존 연구를 통하여 Haynes 282 합금을 VIM (Vacuum Induction Melting)을 통하여 소규모 제조한 경우 DAS의 크기는 약 $83\mu\text{m}$ 를 나타내었다[19]. 기존연구에 비하여 매우 큰 DAS 의 크기를 가진 결과로 보아 일반 소량시편에 비하여 대형주조품의 경우 냉각속도가 매우 느린 것으로 판단하였다. 시험에 사용된 소재는 150kg급 대형주조품상태로 생산하였기 때문에 결정립크기가 매우 조대하게 형성이 되었다. 결정립의 조대화로 인하여 상온에서의 인장강도에는 좋지 않은 영향을 미치게 되었지만, 반대로 크리프 시험에서는 수명에 이로운 영향을 미치게 되었다[20]. 단조 합금의 미세조직을 관찰한 결과 결정립크기는 약 $100\mu\text{m}$ 로 관찰되었다. 또한 크리프 시험후의 미세조직의 변화를 관찰하기 위하여 조

직 관찰을 실시하였다. Fig.13 은 750℃/320MPa에서 597시간 크리프 시험 후에 미세 조직이다. Fig.13-A을 보았을 때 크리프 시험을 통하여 열 노출 전에 비하여 수지상정간 영역의 탄화물의 영역이 높아지는 것이 관찰이 된다. 또한 Fig.13-B, C 의 보았을 때 고온에서 장시간 노출 될 경우 MC탄화물은 시간에 따른 변화가 크게 나타나지 않고 침상의 탄화물은 시간에 따라 길이방향의 성장이 발생하고 있다. 따라서 MC탄화물은 매우 안정적인상태로 존재하고 있다는 것을 알 수 있고 침상의 탄화물은 열 노출에 의해 영향을 받으며 길이방향의 성장이 일어난다는 것을 알 수 있다.



A



B

500 μm

Fig. 11 Optical Microstructure of Haynes 282 cast & wrought alloy : (A) commercial wrought 282 alloy (B) cast 282 alloy

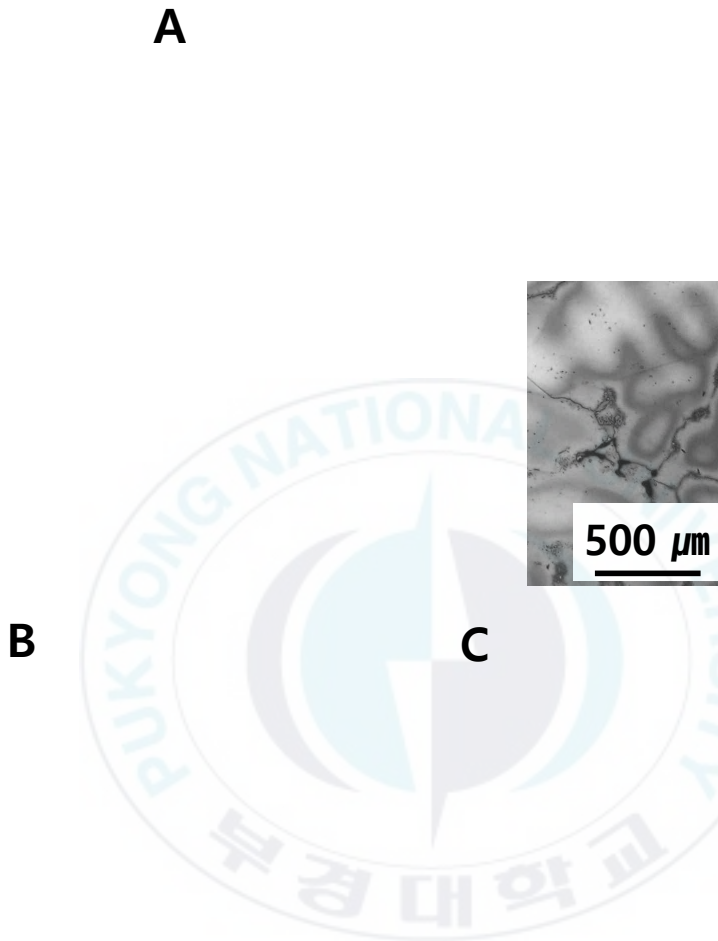


Fig. 12 As heat treated Cast Haynes282 superalloy microstructure (aging time 8hr) : (A) grain boundary and dendrite (B) interdendritic MC carbide & plate-like carbide (C) grain boundary carbides

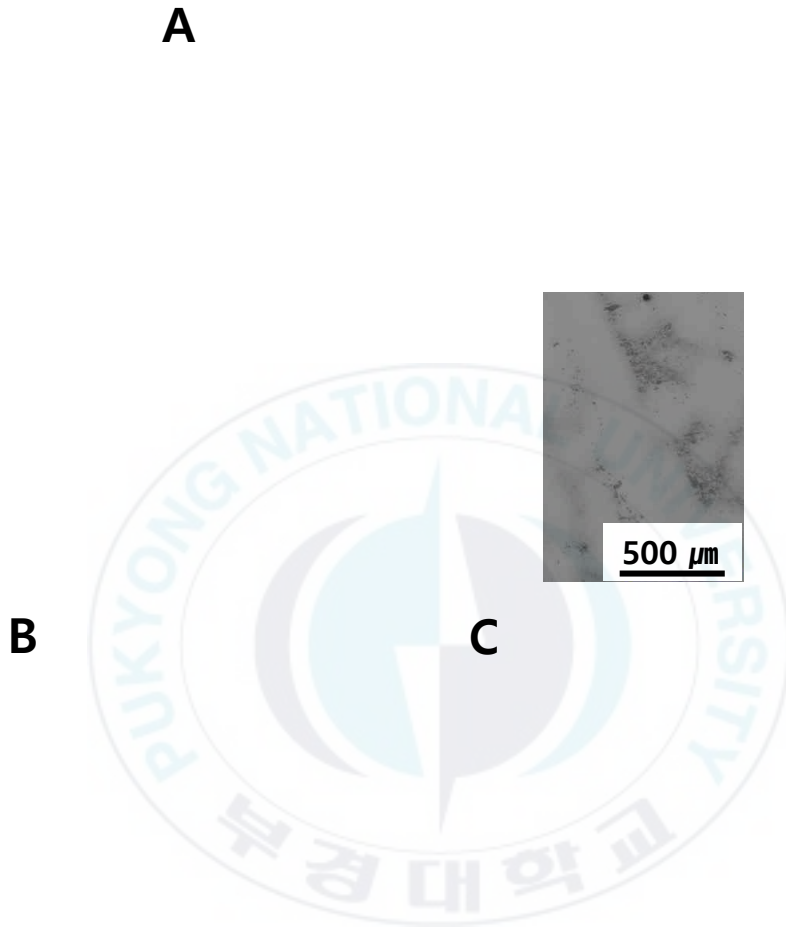


Fig. 13 After creep test precipitation phase : (A) thermal exposure microstructure of interdendritic area and grain boundary (B) after thermal exposure 474hr (C) after thermal exposure 597hr

4.3.2 주사현미경(SEM) 분석

광학현미경을 통하여 관찰된 석출상을 좀 더 자세히 알아보기 위하여 SEM을 사용하여 관찰을 실시하였고 Fig.14 에 석출물을 나타내었다. SEM을 통하여 관찰된 상들의 EDS(Energy Dispersive Spectroscopy) 분석을 실시하였다. Table 5 에는 SEM을 통하여 관찰한 상에 대한 EDS 결과를 표시하였다. 광학현미경을 통하여 관찰하였을 때 관찰되던 2가지의 석출상인 MC탄화물과 침상의 탄화물의 성분을 분석한 결과 MC탄화물은 Mo성분을 다량포함하고 있다. 따라서 MC탄화물은 1차 탄화물인 Mo탄화물로 판단하였다. MC탄화물은 매우 안정적이며 응고진행 시 응고온도 바로아래에서 생성되는 탄화물이다. MC형 탄화물은 결정립 성장을 방해하며 미세하게 석출될 경우 기지상의 강도를 증가시키는 효과를 가진다. MC탄화물은 고온에서 $M_{23}C_6$ 탄화물이나 M_6C 탄화물로 변형이된다[19,12]. 입계에 생성된 탄화물은 Cr 성분이 많이 포함된 합금에서 일반적으로 Cr성분이 함유된 니켈기 초내열합금에서 형성되는 $M_{23}C_6$ 탄화물로 판단하였다[11]. $M_{23}C_6$ 탄화물은 입계강화효과를 일으켜 파단강도를 증가시키고 입계 미끄럼을 방지한다. 하지만 때때로 파단의 발생점으로 작용하기도 한다. 입내의 Cr탄화물은 입계의 $M_{23}C_6$ 탄화물과 마찬가지로 강도향상에 영향을 미치지만 균열의 발생지점으로 작용하기도 한다. 현재 Cr탄화물은 수지상정간 영역에 집중적으로 분포하고 있으며 입계 주변에도 석출이 되어있다. 따라서 크리프 시험에서 파단이 발생하거나 파단이 진전하는 경로는 수지상정간 영역이나 입계를 따라서 파단 할 것으로 예상된다.

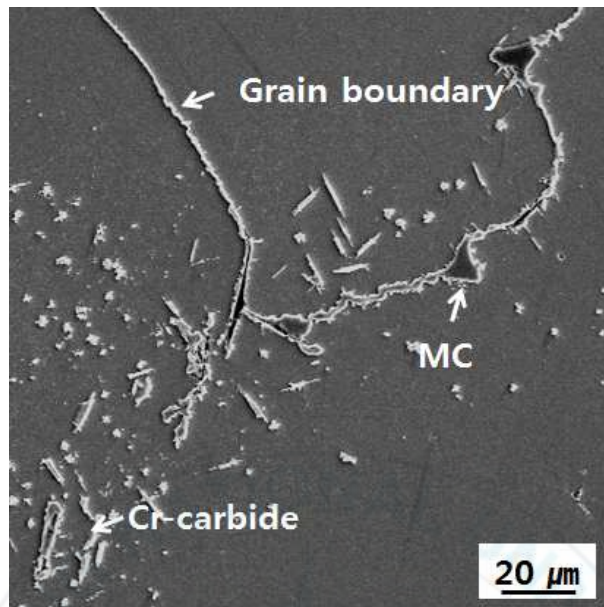


Fig.14 SEM image of cast Haynes 282 alloy

Table 5 Chemical composition in wt% Grain boundary, MC, Cr-carbide as obtained through EDS analyses

Phase	Chemical composition in wt%		
	Grain Boundary	MC	Cr-carbide
C	7.34	7.97	7.63
Ti	1.79	1.74	2.58
Cr	42.99	20.49	41.06
Co	6.76	5.4	8.06
Ni	40.1	30.19	40.67
Mo		34.22	

4.3.3 투과전자현미경(TEM) 분석

4.3.3.1 탄화물 분석

Haynes282 주조합금의 분석을 위하여 TEM을 사용하여 관찰하였다. Fig.15-16 에 주조합금의 입계에 형성되어있는 탄화물의 TEM 사진과 EDS를 통한 Mapping결과를 나타내었다. 입계에서는 두 종류의 탄화물이 관찰되었다. 불연속적인 Cr탄화물과 연속적인 Mo탄화물이 입계에서 관찰이 되었다. EDS를 통하여 성분분석을 한 결과 bulky한 탄화물의 경우 Cr_{23}C_6 탄화물로 추정되며 사슬형태의 탄화물은 M_6C 탄화물로 추정된다. 일반적으로 입계에 생성된 탄화물들의 형상이 연속적인 사슬형태를 나타낼 경우 입계에서의 파괴의 경로를 제공하게 되어 고온에서의 크리프강도에 좋지 않은 영향을 미치게 된다. 이상적인 탄화물의 형상은 입계내부에 불연속적으로 석출되는 것이다. 따라서 현재 관찰된 M_6C 탄화물은 입계에서 파괴의 시작점을 제공할만한 형태라고 판단이 된다.

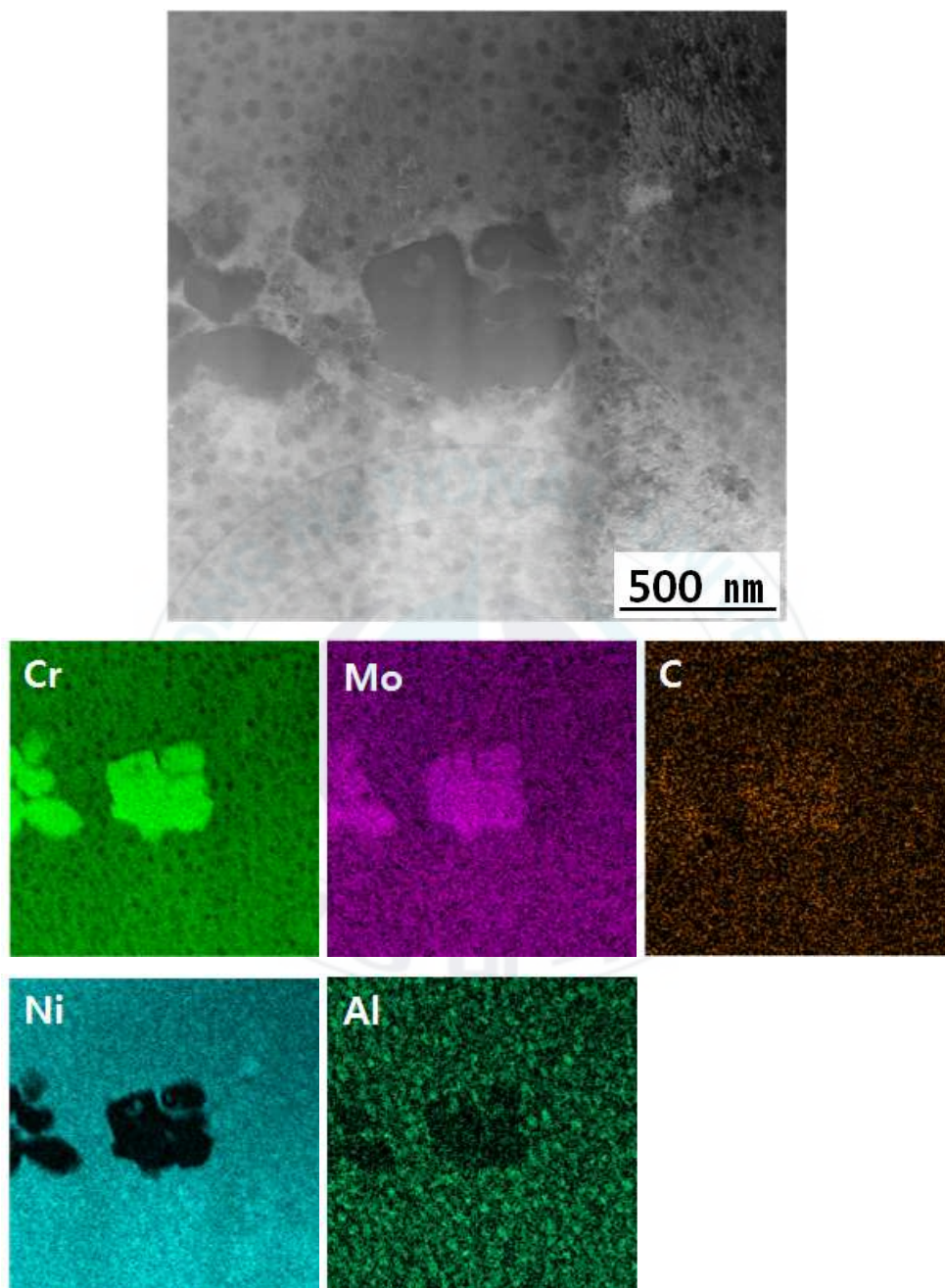


Fig.15 EDS-mapping images of Haynes 282 Grain boundary Cr-carbide

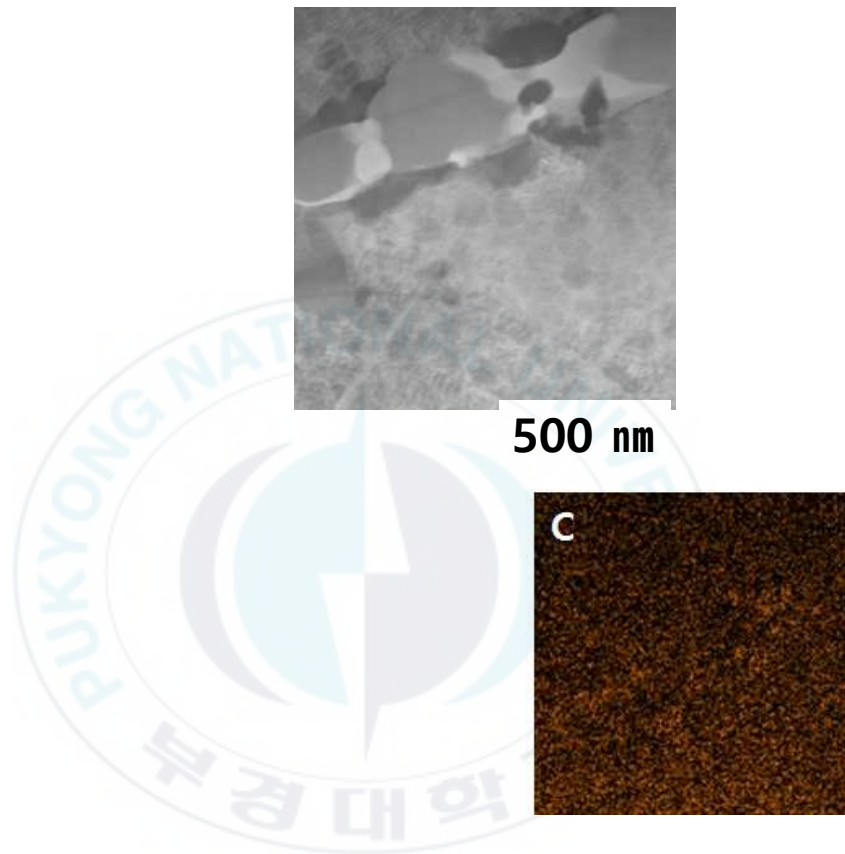


Fig.16 EDS-mapping images of Haynes 282 grain boundary
Mo-carbide(aging 8hr condition)

4.3.3.2 γ' 석출상 분석

Fig.17 는 Haynes 282 주조합금의 입내미세석출상의 분석 결과이다. 입내에 석출된 석출상은 Al, Ti, Ni등의 성분이 주로 포함되어있으며 기지상에 균일하게 분포되어 있는 것을 발견하였다. 성분분석결과 미세석출상은 석출경화계 니켈기 초내열합금에서 주로 생성되는 γ' 상으로 예상된다. γ' 상은 A_3B 형태의 금속간 화합물로서 고온에서 강도유지에 가장 중요한 석출상이다. γ' 상의 크기 및 분율은 고온에서의 크리프 강도에 큰 영향을 미치게 된다. 현재 8시간 시효 처리된 상태의 Haynes282 주조합금이 γ' 의 크기는 약 40nm~50nm 범위이다. 주조 초내열합금의 경우는 결정립크기가 조대하기 때문에 크리프 기구는 입계슬라이딩보다는 입내 석출상의 크기, 형상 등의 영향을 많이 받게 된다. 따라서 미세석출상인 γ' 의 크기는 Haynes 282 주조합금의 크리프강도에 큰 영향을 미칠 것으로 판단된다.

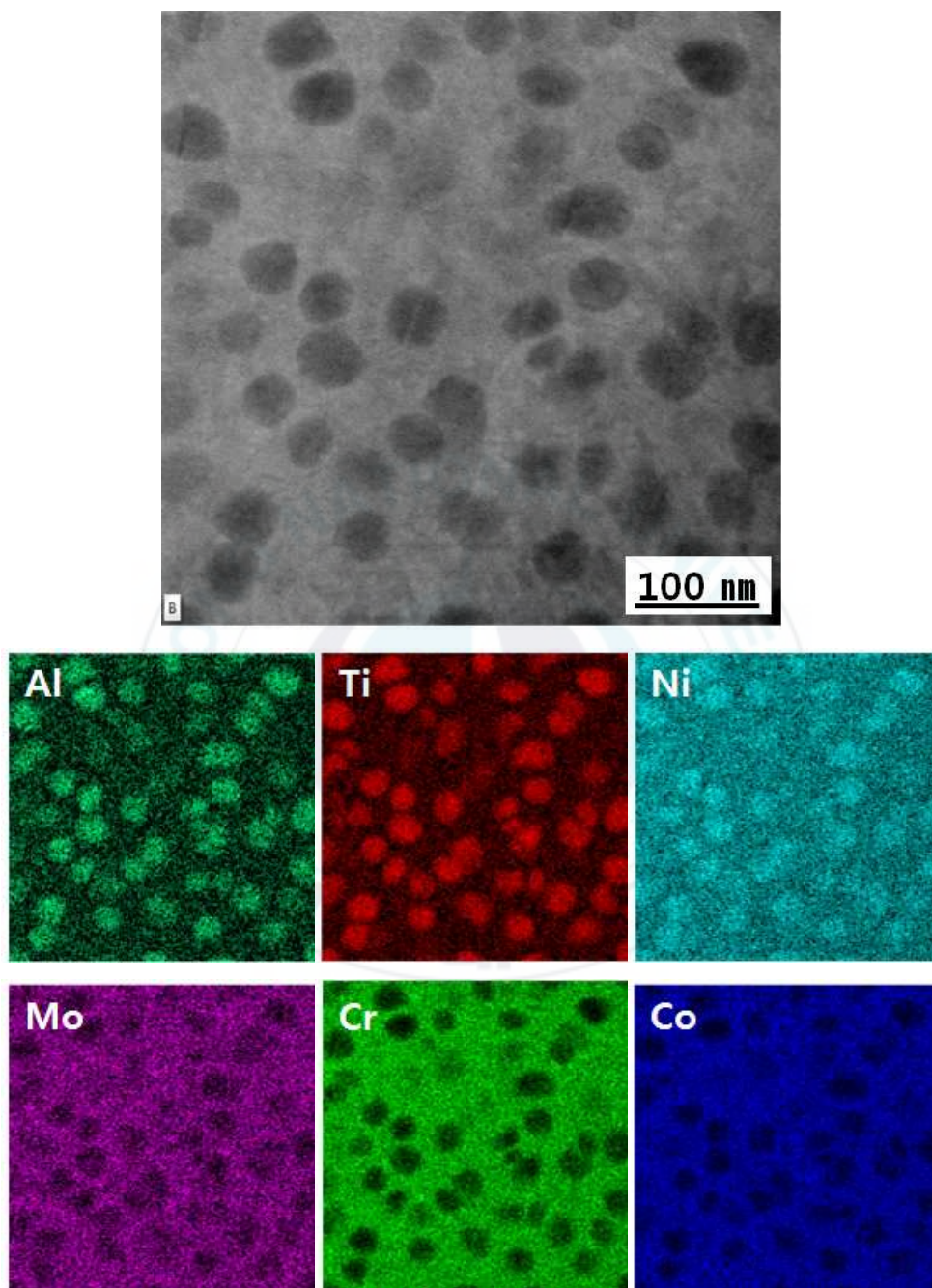


Fig.17 EDS-mapping image of cast 282 alloy fine precipitation phase (aging 8hr condition)

4.3.3.3 시효처리에 따른 γ' 상 비교

광학현미경과 주사전자현미경을 통하여 시효처리에 따른 미세조직을 관찰한 결과 큰 차이를 발견하지 못하였다. TEM을 사용하여 미세조직을 관찰한 결과 미세조직에서 미세석출상인 γ' 의 크기변화가 관찰되었다. Fig.18 에는 시효처리 조건에 따른 γ' 의 석출상 크기차이를 나타내었다. 미세석출상의 크기는 시효시간에 비례하여 크기가 증가하는 경향을 보이고 있다. Fig.19 에서는 시간에 따른 γ' 석출상의 크기를 측정하였다. 8시간 시효조건에서는 평균 γ' 의 직경이 약 40nm 크기로 분포되어 있었고, 12시간 시효조건에서는 72nm로 측정되고 48시간 시효조건에서는 평균 78nm의 직경을 나타내었다. 시효처리시간이 길어질수록 γ' 미세 석출상의 크기 또한 증가하는 경향이 나타났다. 또한 크리프 파단시험의 결과와 비교하였을 때 γ' 의 평균직경이 커질수록 크리프파단수명이 짧아지는 경향이 발생하였다. 또한 γ' 석출상의 크기는 12시간 시효처리단계에서는 크게 증가하였으나 이후 48시간 시효처리에서는 증가량이 줄어드는 경향을 나타내었다. γ' 석출상의 형상과 크기는 고온에서의 니켈기 초내열합금의 강화에 주요한 영향을 미치는 인자이다[21]. 따라서 현재 주조 Haynes 282 합금에서는 γ' 미세석출상의 크기가 약 40nm일 때 크리프 특성이 가장 좋다고 판단 할 수 있으며, 그 원인은 Orowan looping mechanism을 통하여 석출상의 조대화로 인한 입자간 거리의 증가가 원인이다.

A



B



C

Fig.18 γ' precipitaion phase of cast 282 alloy : (A) aging 8hr
(B) aging 12hr (C) aging 48hr



Fig.19 Average γ' precipitation phase size of different aging time

V. 결론

본 연구에서는 니켈기 초내열합금인 Haynes 282합금을 사용한 연구를 진해하였다. 제작한 주조합금을 단조합금과 비교실험을 진행하였고, 주조합금의 열처리 조건의 변화를 주어 크리프 시험을 하여 다음과 같은 결과를 얻을 수 있었다.

1. Haynes 282 주조합금은 단조합금에 비하여 인장강도, 항복강도, 연신률의 값이 낮다. 그에 비하여 1000시간 이하 크리프 시험의 결과 파단 수명은 단조합금과 비슷한 수치를 나타내며 원인은 조대한 결정립 크기이다.
2. 주조합금은 수지상정간 영역과 입계에서 MC탄화물과 $M_{23}C_6$ 탄화물이 형성되어있으며, 침상 형태의 $M_{23}C_6$ 은 크리프시험중 시간이 지남에 따라 길이방향으로 성장하게 되며, 크리프파단의 경로를 제공 할 것으로 판단된다.
3. 주조합금의 시효처리조건의 조절을 통한 크리프 시험의 결과 시효처리의 시간이 길어질수록 크리프 수명이 감소하는 결과가 나타났다. 크리프 파단수명의 차이는 TEM분석을 통하여 미세석출상인 γ' 상의 조대화가 그 원인으로 보이며, 미세석출상의 크기의 증가는 크리프 파단 수명과 반비례의 관계로 나타났다.

4. γ' 상은 니켈기 초내열합금에서 크리프강도에 영향을 미치는 주요한 인자이다. 시험결과 γ' 상의 크기가 40nm일때 크리프 파단수명이 가장 우수하게 나타났다. 현재까지 최적의 시효 열처리 조건은 1010℃에서 2시간 유지 후 공랭과정을 거치고 788℃에서 8시간 유지 후에 공랭시키는 시효처리조건이 최적의 시효조건으로 판단된다.
5. 파단수명의 감소 원인은 orowan looping model을 적용 하였을 때 석출상의 조대화로 인하여 석출상간의 간격감소로 인한 항복강도의 저하가 그 원인으로 추정된다.



참고문헌

- [1] Chang. S. H, Kim. B. S, Development Ultra-Supercritical Power Plant, The Korean Society of Mechanical Engineering, vol. 36, pp205-210, (2012)
- [2] R. Viswanathan, A.F. Armor, and G. Booras, A Critical Look at Supercritical Power Plants, Power, 4, pp 42-49, (2004)
- [3] W. S. Jung, D. I. Kim, 화력발전용 내열강 개발동향, 대한금속 재료학회, vol23, No.5, pp. 14-28, (2015)
- [4] Andersson, J. Weldability of Precipitation Hardening Superalloys - Influence of Microstructure. Ph.D. Dissertation, Chalmers University of Technology Göteborg, Göteborg, Sweden, (2011)
- [5] Haynes International, HAYNES 282 ALLOY: Report # H-3173, Haynes International, Kokomo, IN, (2005)
- [6] L.M. Pike, Long Term Thermal Exposure of Haynes 282 Alloy, Proc. 7th International Symposium on Superalloy 718 & Derivatives, Vol 2, TMS, Warrendale, pp. 645-660, (2010)
- [7] R. Viswanathan, J. Shingledecker, and J.A. Hawk, Effect of Creep in Advanced Materials for Use in Ultrasupercritical Coal Power Plants, 2nd International ECCC Conference on Creep and Fracture in High Temperature Components-Design and Life Assessment, DEStech Publications, Inc. Lancaster, p 31-43, (2009)
- [8] Haynes International Alloy Brochure, HAYNES 282 ALLOY , (2008)

- [9] E. F. Bradley , Superalloys A Technical Guide (1988)
- [10] C. Joseph, Microstructural Characterization of Haynes 282 after heat treatment and forging, Department of Materials and Manufacturing Technology, No 101, (2015)
- [11] C. T. Sims, N. S. Stoloff, W. C. Hangel, SUPERALLOYS II, (1987),
- [12] W. F. Smith , Structure and Properties of Engineering Alloys , pp.507–513, (2009)
- [13] W.D. Callister, Fundamentals of Materials Science and Engineering, The University of Utah, pp 236–237, (2006)
- [14] ISO 6508-1, Metallic materials - Rockwell hardness test, (1999)
- [15] G. E. Dieter, Mechanical Metallurgy, University of Maryland, (1990)
- [16] S.K. Sricastava, J.L. Caron, Recent Developments in the Characteristics of HAYNES 282 Alloy for Use In A-USC Applications, Haynes International Inc, Kokomo, In 46904-9013, (2013)
- [17] I. S. Kim, B.G. Choi, Mechanisms of Tensile and Creep Deformation at Elevated Temperatures in a Ni-Base Superalloy Alloy 263 Kor. J. Met. Mater, Vol 49, No7, pp.535–540 (2011)
- [18] A. Lasalmonie, J. L. Strudel, Influence of grain size on the mechanical behaviour of some high strength materials, Journal of Materials Science Vol.21, No. 6 1837–1852, (1977)
- [19] H. Matysiak, M. Zagorska, Microstructure of Haynes 282 Superalloy after Vacuum Induction Melting and Investment Casting of Thin-Walled Components, Materials 2013, 6, pp5016–5037, (2013)

- [20] J.P. Shingledecker, N.D. Evans, Influences of composition and grain size on creep-rupture behavior of Inconel alloy 740, *Materials Science & Engineering A* 578, pp 278-286, (2013)
- [21] S.H. Kang, B.H. Choe, A study on the γ' size and creep properties of Mar-M247LC Superalloy, *J. Korea Inst of Met. & Mater*, vol. 33, No. 2, (1995)

