



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](#)

공학석사 학위 논문

오스템퍼드 구상흑연주철의 기계적 성질과 감쇠능의 관계



금속공학과

이 병 략

이 논문을 이 병락의 공학석사 학위 논문으로 제출함

2014년 2 월



주 심 공학박사 정 병 호 (인)

위 원 공학박사 김 권 후 (인)

위 원 공학박사 강 창 룡 (인)

목 차

Abstract	i
1. 서론	1
2. 이론적배경	4
2.1 구상흑연주철	4
2.2 구상흑연주철의 베이나이트 변태	8
2.3 진동감쇠 현상	18
3. 실험 방법	29
3.1 시료	29
3.2 오스템퍼링처리	29
3.3 미세조직관찰	30
3.4 X선 회절 시험	30
3.5 인장시험	30
3.6 감쇠능측정	31
4. 실험결과 및 고찰	32
4.1 미세조직	32
4.2 인장성질과 감쇠능에 미치는 오스템퍼링 온도의 영향	38
4.3 인장성질과 감쇠능의 관계	44
5. 결론	48
참고문헌	49

Relationship between Mechanical properties and dampinp capacity of
austempered ductile cast iron

Byoung Lak Lee

Department of Metallurgical Engineering, The Graduate School of Industry,
Pukyong National University

Abstract

This study was carried out to investigate the relationship of tensile properties and damping capacity in austempered ductile cast iron.

The results obtained from this study are as follow .

Tensile strength an elongation of ductile cast iron increased by austempering treatment, but strength and elongation decreased with on increase of austempering temperature.

Damping capacity of ductile cast iron decreased by austempering treatment, and damping capacity was affected by austempering temperature.

Mechanical properties of austempered ductile cast iron was controlled by bainite and retained austenite structure, but damping capacity was controlled by transformation from ferrite to bainite.

Damping capacity un-changed with increasing of tensile strength and elongation. Thus, there was no propertional relationship between damping capacity and strength, elongation in austempered ductile cast iron.

1. 서론

오스템퍼드 구상 흑연 주철(austempered ductile cast iron)은 구상 흑연 주철을 오스템퍼링 처리하여 제조하기 때문에 기지조직인 강도가 높은 베이나이트와 비교적 연성이 높은 많은 양의 잔류 오스테나이트를 지니고 있다. 따라서 단조강에 필적할만한 높은 강도와 우수한 인성을 지니고 있기 때문에 단조강의 대체재로 많이 사용되고 있다. 뿐만 아니라 주조방법으로 부품을 만든 다음 오스템퍼링처리 하여 제조하고 있기 때문에 비교적 복잡한 형상의 부품도 제조가 용이하여 자동차 및 산업기기 등의 부품에 이르기까지 다양하게 사용되고 있다^{1~3)}.

오스템퍼드 구상 흑연 주철은 기지조직인 베이나이트 조직 외 비교적 많은 양의 잔류 오스테나이트 조직으로 되어 있지만 기계적 성질은 주로 베이나이트 조직에 지배된다고 알려져 있다¹⁾. 그러나 오스템퍼드 구상 흑연 주철에 존재하는 잔류 오스테나이트는 외부에서 가해지는 응력이나, 압연, 단조 등과 같은 소성변형에 의해 마르텐사이트 조직으로 변태하는 가공유기 변태거동과^{4~6)} 서브제로처리에 의해서도 마르텐사이트로 변태되기³⁾ 때문에 구상 흑연 주철의 기계적 성질에도 영향을 미치게 될 뿐만 아니라, 베이나이트 조직에 잔류 오스테나이트 조직이 함께 존재하게 되면 잔류 오스테나이트 조직에서 일어나는 감쇠기구가 베이나이트 조직에서 일어나는 감쇠기구와는 다르기 때문에 오스템퍼드 구상흑연주철의 감쇠능에도 크게 영향을 미칠 것으로 판단된다^{7~9)}.

한편, 최근 소음과 진동은 심리적 불안감 및 난청 등과 같은 질병을

유발시킬뿐만 아니라 정밀기기의 정밀도 저하, 부품의 조기 피로파괴 등과 같은 많은 다양한 형태의 문제들을 초래하고 있기 때문에, 소음과 진동에 관한 사회적 관심이 고조되어 가면서 이에 대한 법적규제도 점차 강화되어 가고 있다. 특히 근래에 와서는 노동환경의 개선 뿐만 아니라 승용차의 승차 시 정음성과 편안함 등에 의한 쾌적한 환경, 그리고 상품의 고부가 가치화 등을 위해서도 정밀기계, 수송기기, 가전기기류 등의 저 소음, 저 진동화가 불가결한 과제로 대두되고 있다. 따라서 이와 관련되는 여러 산업분야에서는 소음과 진동을 억제 또는 방지하기 위한 많은 다양한 연구가 진행되고 있고, 그러한 방법으로서 적용가능한 방법이 다양하게 있지만 그 중 가장 이상적인 방법이 material damping 법이라고 알려지고 있다¹⁰⁾. 이 material damping법은 소음과 진동원에 높은 내부 마찰을 갖는 금속재료를 적용하여 소음과 진동을 흡수하게 하는 적극적인 진동 감쇠방법으로서 그 효과가 큰 것 방법이라고 알려져 있다. 뿐만 아니라 이러한 방법에 적용가능한 금속재료중 철계로서는 가공유기 마르텐사이트 변태를 나타내는 상온에서 오스테나이트 조직을 강과 주철 등이 있는 것으로 알려지고 있다.

주철의 한 종류인 구상흑연주철은 경도와 강도가 높지만 내부마찰계수도 큰 재료로 알려져 있고, 이러한 특성 때문에 내마모성과 높은 진동 감쇠능이 요구 되는 자동차의 브레이크 드럼과 같은 다양한 부위의 부품재료로 사용되고 있다, 그러나 이러한 재료의 사용범위를 더욱더 확대할 뿐만 아니라, 사용 중 보다 높은 안정성을 확보하기 위해서는 강도와 감쇠능의 조합이 우수하여야 하기 때문에 이에 대한 연구가 필요

하다.

현재까지 오스템퍼드 구상흑연주철에 대한 연구는 대단히 많이 수행되어 왔지만^{11~14)}, 주로 구상흑연 주철을 오스템퍼링처리 한 다음 오스템퍼링 처리에 따른 오스템퍼드 구상 흑연 주철의 경도와 강도 등과 같은 기계적 성질, 충격 인성, 내마모성 등에 대하여 국한되어 수행되어 왔다. 따라서 오스템퍼드 구상 흑연 주철의 감쇠능에 관한 연구는 이에 대한 필요성 등이 적어 상대적으로 대단히 적을 뿐만 아니라 특히 기계적 성질과 감쇠능과의 상호관계는 아직 다양하게 연구되지 못하고 있는 실정이다. 뿐만 아니라 일반적으로 금속재료는 강도가 높아질수록 감쇠능은 낮아지는 것으로 알려져 있다^{15~16)}. 그러나 이러한 관계는 그 재료가 갖는 감쇠기구 등에 따라 달라질 것으로 예상되기 때문에 모든 재료에서 동일하게 성립되지는 않는다고 판단되고¹⁷⁾, 특히 오스템퍼드 구상흑연 주철의 기계적 성질은 주로 베이나이트 조직에 지배되고 감쇠능은 잔류 오스테나이트가 베이나이트로 변태되는데 주로 지배되기 때문에 일반적인 금속재료에서 성립되는 강도가 높아지면 감쇠능은 낮아진다는 일반적인 상호관계는 성립되지 않을 것으로 판단된다.

따라서 본 연구는 구상 흑연 주철을 온도를 달리하여 오스템퍼링 처리한 다음 오스템퍼링 처리에 따른 인장성질과 감쇠능의 변화를 조사하였고 더불어 기계적 성질과 감쇠능과의 상호관계도 조사하였다.

2. 이론적 배경

2.1 구상흑연주철

주철은 광범위하게 다양한 성질을 가진 철 합금의 일종으로 고체 상태에서 가공하기보다는 요구되는 형태로 주조하는데 사용되며, 오스테나이트 고용한 이상의 탄소 원자를 함유하는 ferrous metal로 정의된다. 2%C 미만(보통 1%C 미만)을 함유하는 강과는 달리 주철은 보통 약 2~4%C와 1~3%Si을 함유하며, 이 중 구상흑연주철은 적절한 용탕 처리에 의해 기지조직 내에 구형의 흑연상을 갖도록 제조한 주철을 말한다¹⁸⁾. 구상흑연주철은 ferrite 또는 pearlite 기지에 구상흑연이 분포되어 있다. 주방 상태의 구상흑연주철의 미세조직은 pearlite 기지에 구상흑연이 보통 유리 ferrite에 의하여 둘러싸여 있는 Bull's eye structure 형상을 갖는다¹⁹⁾.

구상흑연주철은 흑연의 모양이 편상이 아닌 구상으로 존재하기 때문에 일반 회주철에 비하여 흑연상에 의한 노치 효과가 작아 강도, 인성 및 열간가공성이 뛰어날 뿐만 아니라^{20,21)} 회주철이 지니고 있는 낮은 용점, 좋은 유동성 및 주조성, 훌륭한 절삭성 및 좋은 내마멸성 등의 이점을 가지고 있다. 용탕의 처리에 의해 조직내 구상의 흑연이 형성되는 것은 흑연의 구상화 처리 시 사용되는 Mg에 의해 불순물(S, O)이 제거되고, 용탕 내부의 Mg기화에 의해 형성되는 구형의 기포가 흑연의 정출 시 불균일 핵생성 자리로 작용하기 때문으로 보고되고 있으며²¹⁾, 구상흑연주철은 주강에 비하여 응고 수축이 적고 점도가 낮아 주조성이

매우 좋은 장점을 갖는다. 이는 구상흑연주철의 응고시 비중이 작은 흑연상이 정출하고, 높은 탄소의 함량이 액상 Fe원자의 결합력을 약하게 하기 때문인 것으로 알려져 있다²²⁾.

위와 같이 경제성 및 신뢰성을 갖는 구상흑연주철은 현재 고인성, 고강도, 내마멸성이 요구되는 복잡한 형상의 구조재인 기어, 캠, 엔진, 피스톤, 각종 압연설비 등에 폭넓게 사용되고 있다.

2.1.1 구상흑연주철의 조직

구상흑연주철의 미세조직은 일반적으로 흑연을 구상으로 간주하고 그 기지조직으로 분류한다. 즉, 흑연의 주위에 소량의 ferrite가 석출한 Bull's eye 조직에서 기지 전체가 ferrite 조직으로 되어 있는 ferrite형과 기지가 전부 pearlite로 되어 있는 pearlite형과 기지가 cementite로 되어 있는 백선행으로 구분하는 것이 보통이다. 특별한 열처리나 첨가 원소가 없는 경우 구상흑연주철의 기지조직은 주로 bull's eye로 형성된다. 주방 상태 하에서 이러한 형상의 기지조직을 갖는 이유는 흑연상이 탄소원자의 sink로 작용하여 주변 오스테나이트의 탄소 고용량을 감소시킴으로써 ferrite의 석출을 유도하고 흑연상으로부터 멀리 떨어진 오스테나이트는 높은 탄소 고용량에 의한 상변태의 지연으로 저온에서 속도론적으로 유리한 pearlite 변태를 유도하기 때문이다.

Ferrite의 양이 65%까지 기지는 기본적으로 pearlite로 간주될 수 있으며 ferrite의 양이 증가하여도 경도변화는 거의 없다. 기지 중 ferrite의 양이 85%~90% 이상이면 기지는 기본적으로 ferrite로 간주되고

100%까지 ferrite의 양이 증가하여도 연신율의 증가는 거의 없다²³⁾. Table 1은 각 분류 조직의 결정요소와 성질의 개요를 표시한다. 이 표로서 알 수 있는 바와 같이 구상흑연의 조직을 별도로 생각한다 해도 기지조직은 냉각속도에 민감하게 영향을 받아 냉각속도가 빠르면 백선화하여 cementite가 석출할 뿐만 아니라 때에 따라서는 역 chill현상이 나타난다. 또한 흑연구상화제가 다량이 되는 경우도 동일한 현상이 나타난다.

흑연의 조직에 있어서도 구상흑연주철이라고 할지라도 모든 흑연이 구상으로 되었다고는 할 수 없으며, 편상흑연과 구상흑연의 중간상태의 복잡한 조직도 생기는 경우가 많다. 이와 같은 불완전한 흑연이 그 조직 중에 많이 존재하면 그 재료의 기계적 성질이 대단히 나빠질 수 있다.

2.1.2 구상흑연주철의 기계적 특성

회주철의 기계적 성질은 그 조직을 구성하고 있는 유리흑연에 의해서 지배되며 그 흑연 때문에 주철은 강에 비해서 취약하다. 유리흑연의 양, 형상, 분포상태에 의해서 주철의 기계적 성질이 달라진다는 것은 잘 아는 사실이며 많은 연구가 행해졌다. 이것을 종합하면 유리흑연이 재료를 취약하게 하는 원인으로서 흑연의 길이가 가장 큰 관계를 갖는 것으로 생각되며 흑연에 의한 유효단면의 감소 등에 의한 응력집중 때문인 것으로 생각된다. 따라서 흑연이 구상이 된다면 유효 단면적이 증가되어 그러한 결점이 감소되는 것으로 생각 할 수 있다. 또한 기계적인

성질은 흑연뿐만 아니라 기지조직에도 관계가 크다.

일반 구상흑연주철의 종류 및 기계적 특성은 KS D4302에서 규정한 규격으로 종별 표준규격을 규정하고 있다. 각 규격에 따라 구상흑연주철은 350~800MPa의 인장강도를 갖고 2~22%의 연신율을 가지며, 이때 연신율과 인장강도는 반비례하는 경향을 보인다²⁴⁾.

주방 상태에서의 구상흑연주철의 기계적 특성은 주로 첨가원소에 의한 석출경화 및 고용경화에 의한 요인과 흑연상 주변의 기지조직의 종류에 의해 결정된다. 이중 기지조직은 기계적 특성을 결정하는 주요 인자이며, 일반적인 구상흑연주철의 기지조직은 pearlite, ferrite, 혹은 이들의 혼합조직인 Bull's eye 등이고 다음과 같은 특징이 있다²⁵⁾.

1) 일반조직에서 인장강도 값은 약 40~80kg/mm² 정도이며 그 값은 흑연의 형상 및 기지조직에 의해서 좌우되며 열처리를 하면 80kg/mm² 이상이 된다.

2) 연신율 또한 편상흑연주철에 비하여 큰 약 25%정도이며, 경도는 ferrite 기지의 경우 HB160~210, pearlite 기지의 경우 200~270정도이다. 편상 흑연주철 보다 경도가 높은 이유는 흑연이 구상이라는 것과 기지의 규소 량이 큰 이유에서이다.

3) 구상흑연주철의 충격에 대한 저항성 및 천이온도는 극히 중요한 기계적 성질의 하나이다. 일반적으로 ferrite 기지의 구상흑연주철은 좋은 값을 타내며, pearlite량의 증가에 의하여 충격치는 저하한다. 천이온도는 반대는 상승한다. 이와 같이 구상흑연주철의 충격치는 6~10 kg-m/mm²정도이며 강 및 가단주철에 비하여 낮은 값을 나타낸다.

4) 구상흑연주철은 편상흑연주철에 비해서 내마모성이 좋은 이유는 경도와 강도가 비교적 높고 흑연형이 구상이기 때문이다. 즉, 구상흑연이 비교적 용이하게 기지에서 떨어져 윤활유와 같은 효과를 나타내기 때문이다.

이상의 구상흑연주철 고유특성을 이용하여 기계부품, 주철관, Roll, 및 압연기류, Ingot case, 내열부품 등에 사용되고 있으며 기타 특수 합금의 첨가 및 가공방법, 열처리방법에 의하여 구상흑연주철의 단점을 보완하고 장점을 배가하는 노력이 급진하고 있는 추세이다²⁶⁾.

2.2 구상흑연주철의 베이나이트 변태

구상흑연주철의 오스템퍼링시 bainite 변태에 영향을 미치는 주요인자는 오스테나이트화 온도와 시간, 오스템퍼링 온도와 시간 냉각속도, 재료의 화학적 성분, 염욕의 성분과 로의 크기 등이며 bainite 조직은 이들 각 인자에 따라 좌우된다.

2.2.1 구상흑연주철의 오스테나이트화

오스템퍼드 구상흑연주철의 변태기구상은 강에서의 bainite 변태기구상과 달리 오스테나이트상에 고용된 탄소함유량이 많기 때문에 오스테나이트의 안정성을 증가시키며, 이러한 잔류오스테나이트가 bainite 라스 사이에 고르게 분포함으로써 고강도, 고인성, 및 내마모성 등의 특성을 향상한다.

오스테나이트화에서 주철이 강과 다른 점은 오스테나이트화 온도와

주요원소인 규소량이 기지의 탄소량을 결정하는 것이다. Fig. 1은 E. Schürmann 등²⁷⁾에 의한 안정계 Fe-C-Si계 평형상태도의 일부를 나타낸 것이다. 이 그림에 나타난 바와 같이 온도가 높을수록, 또한 Si량이 적을수록 오스테나이트 중의 탄소의 최대 용해량이 많아진다.

오스테나이트화 온도가 높고 오스테나이트 중의 탄소량이 높으면 오스테나이트는 안정되어 오스테ม퍼링 후 잔류오스테나이트량이 증가하고, 오스테나이트화는 2단계의 과정을 거쳐 평형상태에 도달한다.

제1단계는 초기조직(ferrite 또는 pearlite)의 오스테나이트로의 변태이고, 제 2단계는 오스테나이트 중의 탄소량이 최대고용 한도에 이르기까지 증가하고 확산에 의하여 균일화하는 과정이다.

2.2.2 오스테ม퍼링과 베이나이트 변태

2.2.2.1 T.T.T(Time-Temperature-Transformation)곡선

재료를 A_1 변태온도 이상으로 가열하여 오스테나이트화한 후에 A_1 변태온도 이하의 어느 온도로 급랭시켜서 이 온도에서 시간이 지남에 따라 오스테나이트의 변태를 나타낸 곡선이 TTT곡선이다. TTT곡선의 중요한 특징은 변태가 시작되는 시간과 종료되는 시간을 나타낸다는 것으로 오스테م퍼링은 Fig. 2에서 나타난 TTT선도에서 오스테나이트화 온도로부터 급랭하여 $Nose(Ar')$ 와 $Ms(Ar'')$ 사이의 온도에서 항온변태시켜 기지조직을 bainite화시키는 열처리 방법이다.

Bainite 형성온도에 따라서 $350\sim 550^{\circ}\text{C}$ 에서 형성된 상부 bainite(upper bainite)는 ferrite 주위에 시멘타이트가 석출되는 반면에, $250\sim 350^{\circ}\text{C}$ 온도

범위에서 형성된 하부 bainite(lower bainite)에서는 ferrite 내에 시멘타이트가 석출되어 있으며, 주철이나 일반강에서는 강도 및 인성을 향상시키기 위해서 실시하며, 오스템퍼드 구상흑연주철은 고 탄소를 함유한 안정한 오스테나이트상과 bainite의 2상 혼합조직을 구성하여 강도와 인성을 향상시키고 우수한 내마모 특성을 지니도록 하는 것이다.

2.2.2.2 베이나이트 변태

통상의 구상흑연주철은 2~3%의 Si를 함유하고 있기 때문에 오스템퍼드 구상흑연주철의 bainite 변태는 규소강의 변태와 아주 유사하다. 규소강의 경우와 똑같이²⁸⁾ 오스템퍼드 구상흑연주철에서도 Si가 탄화물(Fe_3C)의 생성을 억제하기 때문에 bainite변태는 변태시 오스테나이트 결정입계에서 ferrite의 핵이 생성되고 이것이 라스상으로 성장하여 bainite상 ferrite 조직이 형성되는 데 이 때 bainite상 ferrite가 성장함에 따라 탄소를 라스와 라스사이로 방출하여 이 부분에서의 오스테나이트 조직은 탄소농도가 평형의 고용 탄소량보다 높은 최대 약 2.0%까지에 이르게 된다. 이와 같이 고 탄소를 함유한 안정한 오스테나이트상은 상온으로 냉각 시 변태를 하지 않고 그대로 잔류하게 된다. 변태는 bainite상 ferrite와 탄소농도가 높은 미 변태 오스테나이트로 변태하는 단계, 미 변태 오스테나이트가 탄화물과 bainite상 ferrite로 분해하는 단계 및 bainite상 ferrite가 bainite상 ferrite와 탄화물로 분해하는 3단계에 걸쳐 일어난다²⁹⁾. 그러나 오스템퍼링처리 시간이 충분치 못하여 충분한 bainite 변태가 이루어지지 않는다면 상온으로 냉각시 탄소함유량이 적

은 오스테나이트상이 국부적으로 martensite로 변태하여 기계적 성질은 달라진다. 즉, bainite 변태가 짧으면 잔류오스테나이트 중의 탄소농도가 낮게 되어 오스템퍼링 후에 냉각할 때 martensite가 생긴다.

오스템퍼링 후의 잔류오스테나이트량은 오스템퍼링 시간이 증가됨에 따라 감소하고 오스템퍼링 시간을 길게하고 탄화물의 석출을 감소시키면 bainite 변태속도를 지연시키므로 잔류오스테나이트량은 증가한다. 오스템퍼링은 오스테나이트(FCC)가 bainite상 ferrite(BCC)로 변화하는 격자변태(lattice transformation)와 Fe_3C 의 탄화물을 석출하는 확산변태(diffusional transformation)로 구분된다. 1단계에서부터 2단계로의 변화는 C량과 Si량에 의존한다. Si가 1.5% 이하인 경우 양 단계는 강과 똑같은 양상을 나타내고 Si가 3%이상이 되면 양 단계는 명확히 분리되어 나타낸다. C량이 적어지면 1단계로부터 2단계로의 변화는 짧은 쪽으로 이동한다.

Fig. 3는 Fe-0.6%C-2.0%Si강에서 bainite 변태량의 증가에 따르는 잔류오스테나이트 중의 탄소의 농축비율을 나타낸 것으로 약350℃ 이상에서 현저히 크고 그 이하의 온도에서는 매우 적다. 약350℃ 이상에서는 철탄화물의 석출이 억제되므로 이 탄화물석출의 잠복 기간을 통하여 과포화된 ferrite로부터 오스테나이트로 탄소의 농축이 이루어지나 그 이하의 온도에서는 잔류오스테나이트중의 탄소의 농축속도는 적고 bainite상 ferrite 생성 후 즉시 ϵ 탄화물이 석출되기 때문이다. 이처럼 약 350℃를 경계로 하여 변태기구가 다르게 되고 고온측에서 생성하는 조직을 상부 bainite, 저온측에서 생성하는 조직을 하부 bainite로 구분하

고 있다.

오스템퍼드 구상흑연주철의 우수한 특성은 고 탄소를 함유한 안정한 오스테나이트와 bainite의 2상 혼합조직에 기인되며²⁹⁾, bainite 조직은 깃털상의 조직을 갖는 상부 bainite조직과 침상의 조직을 갖는 하부 bainite조직으로 나뉘어진다. 상부 bainite의 경우 고온에서의 bainite상 ferrite의 핵생성속도가 성장속도보다도 느리고 또한 탄소의 활발한 확산거동이 bainite변태를 촉진시켜서 라스와 라스사이의 간격이 넓으며 또한 라스의 폭도 커서 고 탄소를 함유한 안정한 잔류오스테나이트 량도 증가하게 된다.



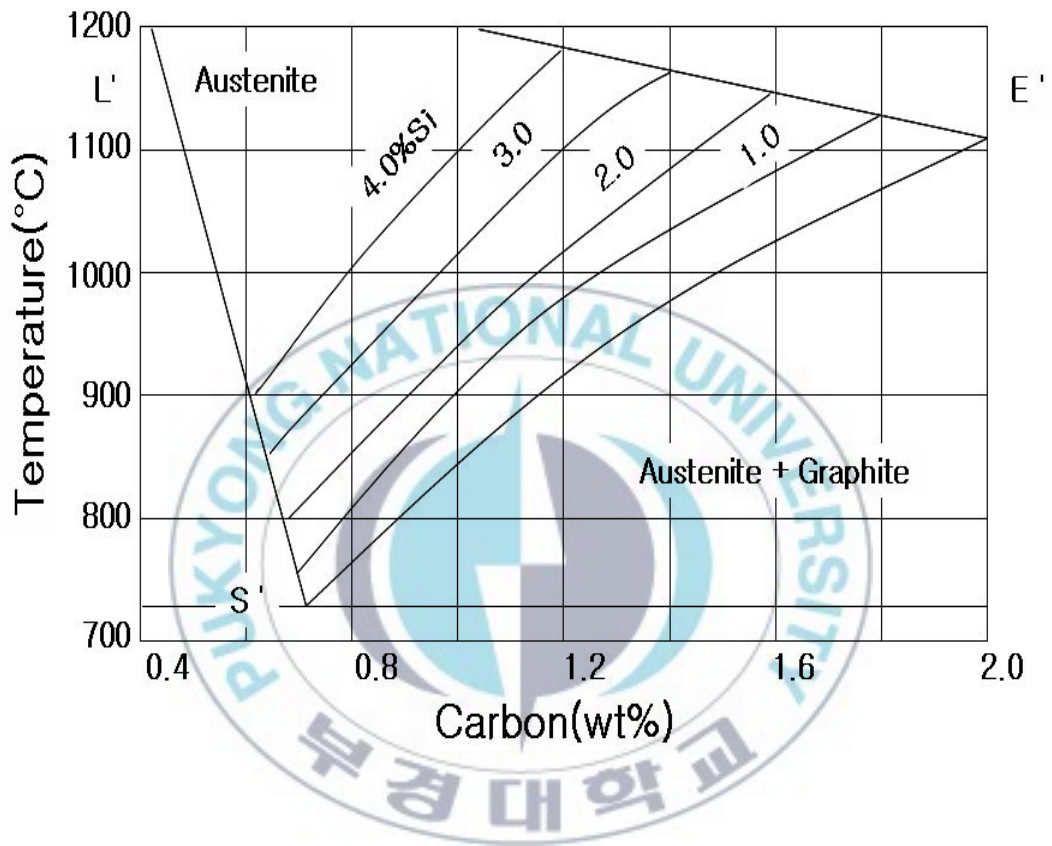


Fig. 1 Fe-C-Si equilibrium phase diagram²⁷⁾.

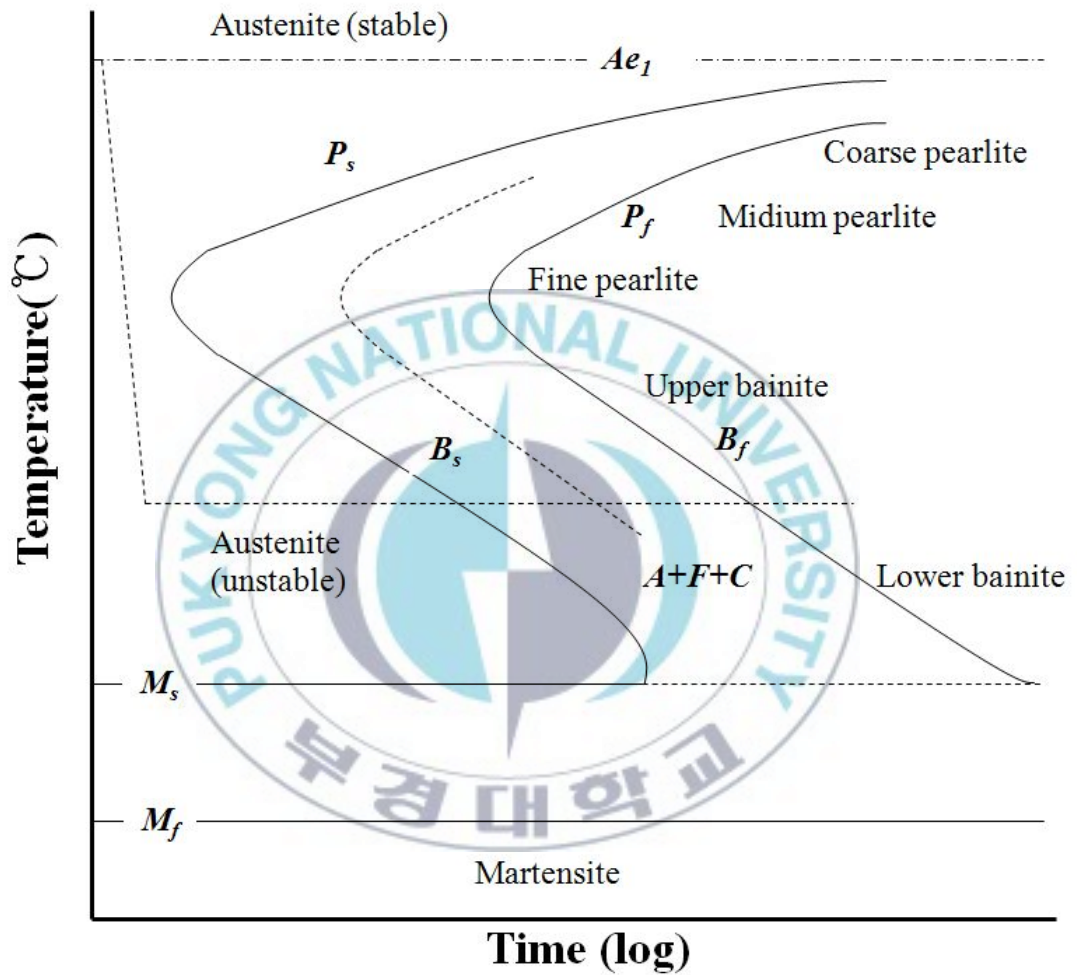


Fig. 2 Time temperature transformation diagram.

상부 bainite의 경우 고온에서의 bainite상 ferrite의 핵생성속도가 성장속도보다도 느리고 또한 탄소의 활발한 확산거동이 bainite변태를 촉진시켜서 라스와 라스사이의 간격이 넓으며또한 라스의 폭도 커서 고탄소를 함유한 안정한 잔류오스테나이트 량도 증가하게 된다. ferrite의 라스가 오스테나이트상으로 성장하고 라스 모양이 두꺼워 질수록 오스테나이트의 탄소량이 많아진다. 따라서 이러한 상부 bainite조직을 갖는 재료는 고 인성을 요구하는 자동차부품, 기계류 및 구조용 소재로 평가받고 있다.

하부 bainite의 경우 낮은 오스템퍼링 온도로 인하여 핵생성속도가 성장 속도보다도 빨라서 bainite 라스의 간격 및 폭이 작고 또한 안정한 잔류오스테나이트 량도 적다. 따라서 연성이나 인성은 상부의 조직보다도 적으나 경도와 강도는 증가하므로 내마모성을 요구하는 기계류 및 자동차 소재로서의 활용이 기대된다.

2.2.2.3 오스템퍼링처리에 의한 베이나이트 생성기구

Bainite 조직을 생성하기 위한 열처리인 오스템퍼링처리는 Fig. 2의 점선과 같이 오스테나이트화 온도로부터 투루사이트(troostite) 변태온도 (A_r')이하와 martensite(A_r'')이상의 온도구역에서(통상적으로 염욕 이용) 퀀칭하고 일정한 시간동안 항온변태 시켜 기지조직을 bainite화하는 열처리를 말한다. bainite변태는 오스테나이트 온도로부터 $A_r' \sim A_r''$ 범위 내로 냉각된 불안정한 오스테나이트의 FCC결정이 항온처리에 의해 ferrite의 BCC결정으로 변하는 격자변태(lattice transformation)와 오스

테나이트로부터 Fe_3C 를 석출하는 확산변태(diffusional transformation)로 이루어지며, bainite조직은 오스테퍼링 온도에 따라 상부 bainite와 하부 bainite로 구분된다.

하부 bainite는 오스테퍼링 온도가 낮을 때 얻어지는 조직으로 Fig. 3 a)와 같이 오스테나이트 입계 및 austenite-graphite 입면에서 bainitic ferrite가 핵생성 되어 침상(acicular)의 얇은 판상으로 성장한다. 오스테퍼링 온도가 낮기 때문에 bainitic ferrite의 탄소함량이 높아진다. 이 탄소가 bainitic ferrite로부터 빠져나가 ϵ -탄화물로 bainitic ferrite내에 석출된다. 하부 bainite 조직에서는 고 탄소 오스테나이트의 탄소 고용도가 낮고 불안정한 상태를 유지하며 bainitic ferrite 같은 라스 간격도 좁은 관계로 잔류오스테나이트 량이 감소한다.

상부 bainite는 높은 오스테퍼링 온도에서 생기는 조직이며 Fig. 3 b)와 같이 오스테나이트 입계 및 austenite-graphite 계면에서 bainitic ferrite 핵이 생성되어 lath상으로 성장한다. 탄소의 확산속도가 bainitic ferrite의 성장속도보다 더 빠르기 때문에 bainitic ferrite가 성장하는 중에 과포화 되어 있던 탄소가 대부분 성장하고 있는 bainitic ferrite로부터 오스테나이트 중으로 확산한다. 철강에서는 Si가 많이 함유되어 있기 때문에 탄화물의 생성이 억제되고 오스테나이트는 탄소가 농축되어 안정화되고 공냉하여도 변태하지 않고 잔류오스테나이트로 된다.

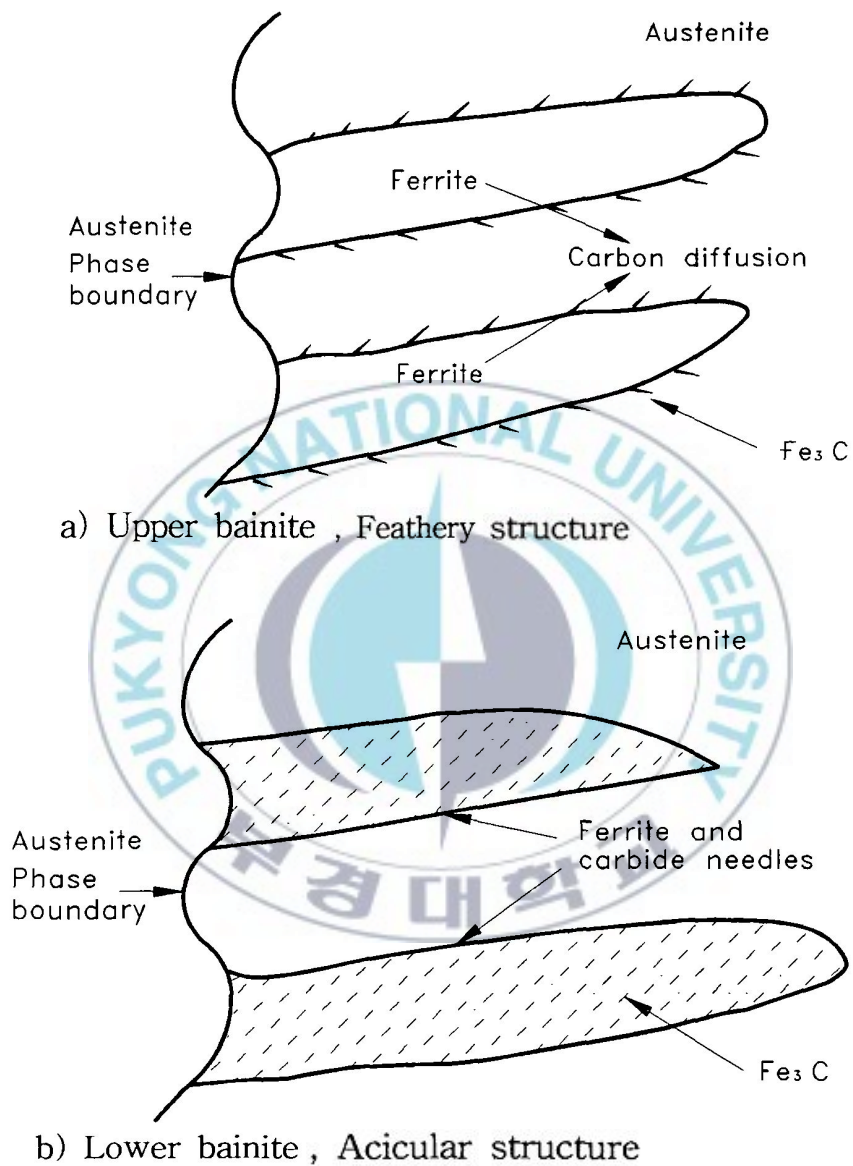


Fig. 3 Formation mechanism of bainite transformation.

2.3 진동감쇠 현상

2.3.1 진동감쇠기구(Damping mechanism)

제진합금은 내부마찰이 커서 외부에서 가한 진동에너지의 대부분을 열에너지로 전환시키는 합금을 말하며, 제진합금의 진동 감쇠기구는 외부응력에 의한 금속 내에 존재하는 결함의 이동에 기인하므로, 재료의 열기계적 이력(thermo-mechanical history) 즉 미세조직에 크게 의존한다.

제진합금은 감쇠기구에 따라서 전위형, 강자성형, 쌍정형, 복합형으로 분류되고 있다³⁰⁾. 이중 복합형 제진합금과 강자성형 제진합금, 전위형 제진합금은 대체로 구조용 재료로 사용되기에는 강도가 낮으며 제조공정이 까다롭고, 비교적 고온에서 사용이 어려운 단점 등을 가지고 있다. 이에 반하여, 쌍정형 방진합금은 기계적 성질과 진동감쇠능이 모두 우수하지만 합금원소의 가격이 고가이고, 가공성이 좋지 않아 특수한 목적에 제한적으로 사용되고 있는 실정이다.

2.3.2 동적이력기구와 정적이력기구³⁰⁾

진동감쇠기구는 응력에 의한 결함(defect)의 이동에 기인한다. 점결함(point defect)은 미약한 진동감쇠를 일으키고, 전위와 같은 선결함(line defect)은 중간정도의 수준, 면결함(planar defect)은 높은 수준의 진동감쇠를 유발한다. 결과적으로 대부분의 제진합금에서 작동하는 진동감쇠기구에는 응력에 의한 전위 혹은 경계(결정립계, 쌍정정계, 자구경계,

martensite 형제정 간의 경계 및 모상/martensite상 경계)의 이동이 포함된다. 진동감쇠기구는 현상학적으로 동적이력기구와 정적이력기구로 분류할 수 있으며, Fig. 4는 a) 동적이력기구와 b) 정적이력기구의 온도, 주파수 및 진폭(amplitude)의존성을 나타낸 것이다. 동적이력기구는 온도와 주파수에 의존하고 진폭에는 의존하지 않는 반면, 정적이력기구는 온도와 주파수에 의존하지 않고 진폭에 의존하는 특성을 나타낸다.

a) 동적이력기구(dynamic hysteresis mechanism)

동적이력은 응력에 의한 결함의 규칙화(ordering)에 의해 발생되며, 그에 따른 의탄성 변형(anelastic strain)의 완화(relaxation)과정을 Fig. 5에 나타내었다³⁰⁾. 순간적인 탄성변형이 응력(σ_0)의 반응으로 발생하고, 시간이 지남에 따라 용질원자의 확산제어(diffusion - controlled)에 의한 재배열에 의한 의탄성 변형이 탄성변형에 추가적으로 나타난다. 응력이 제거되면 즉각적인 탄성회복 후에 내부회복력에 의하여 의탄성 변형이 시간에 의존하여 회복된다. 이 경우 응력-변형거동은 Fig. 6의 a)와 같고 ΔW 만큼의 에너지가 소비된다. Fig. 6의 b)는 이력손실에 의한 진동감쇠능(ΔW)을 온도의 함수로 나타낸 것으로³¹⁾, 저온에서는 작은 의탄성 변형량으로 인하여 진동 감쇠능이 낮아지고, 고온에서는 의탄성 변형이 응력에 즉각적으로 대응하기 때문에 진동감쇠능이 낮아진다.

b) 정적이력기구(static hysteresis mechanism)

정적이력기구는 외부응력에 의한 결함의 이탈(unpinning)로 발생하는 미세한 소성변형에 기인한다. Fig. 7은 정적이력기구의 응력-변형곡선을 나타낸 것으로³¹⁾, 선형적인 탄성변형 후 임계응력(σ_u)에서 이탈에 의한 의탄성 변형이 나타난다. 하중이 제거되는 동안 변형의 회복경로는 하중이 가해질 때와 다르기 때문에, 이로 인하여 이력손실(ΔW)이 발생한다. 결함의 이탈현상은 매우 짧은 시간 동안 임계값 이상의 응력에서 나타나므로, 진동 감쇠능은 주파수에 의존하지 않고 응력(진폭)에 의존하게 된다.



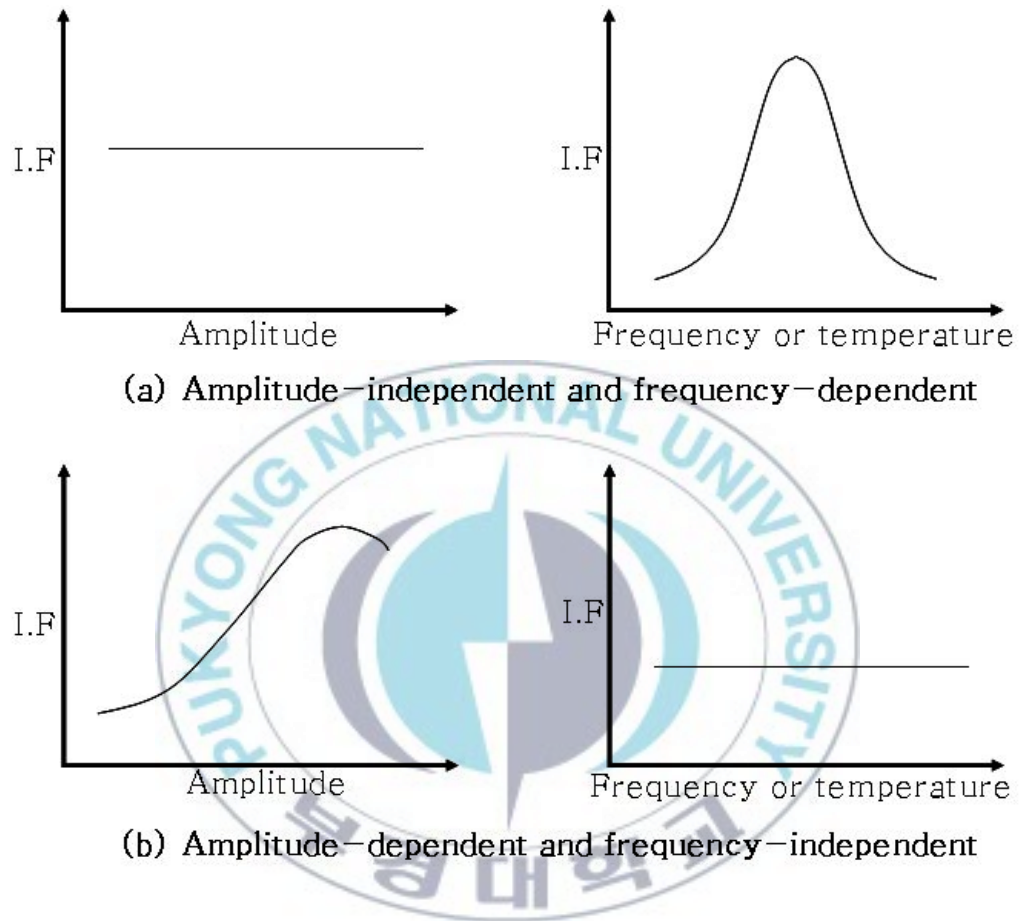


Fig. 4 Schematic diagrams of internal friction as a function of strain amplitude and temperature for

- (a) amplitude-independent (dynamic hysteresis) and
- (b) amplitude-dependent (static hysteresis) damping³⁰.

σ – stress ε – strain

M – Elastic modules

S – Elastic compliance

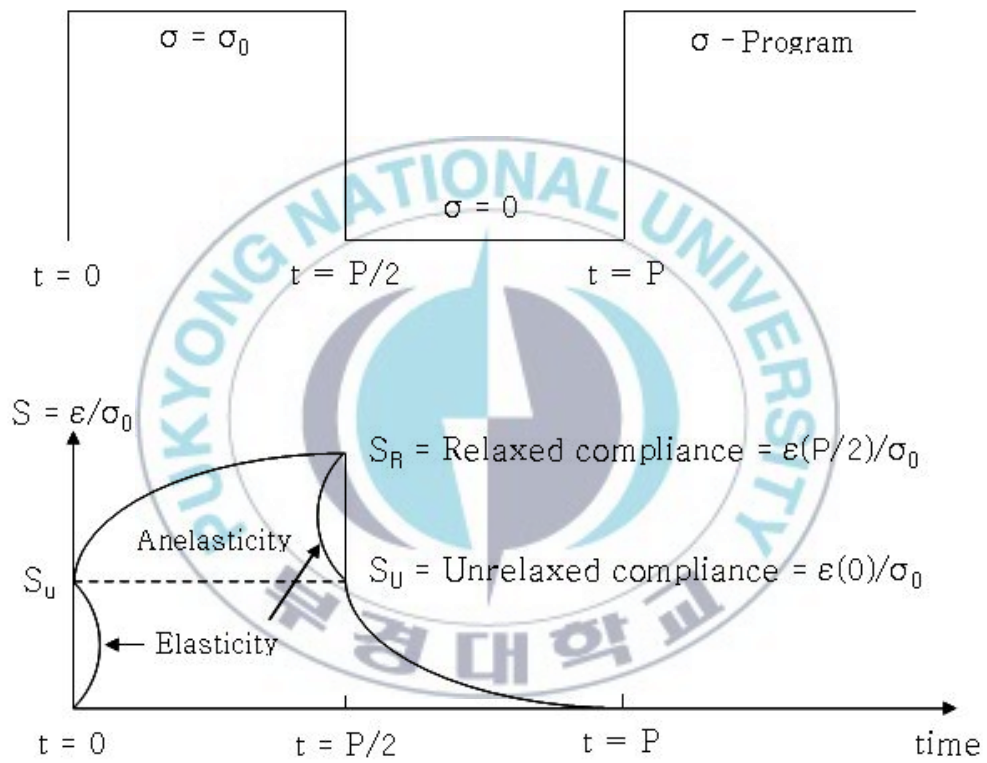


Fig. 5 Schematic diagram of the anelastic response (lower curve) to a stress cycle (upper curve)³⁰⁾.

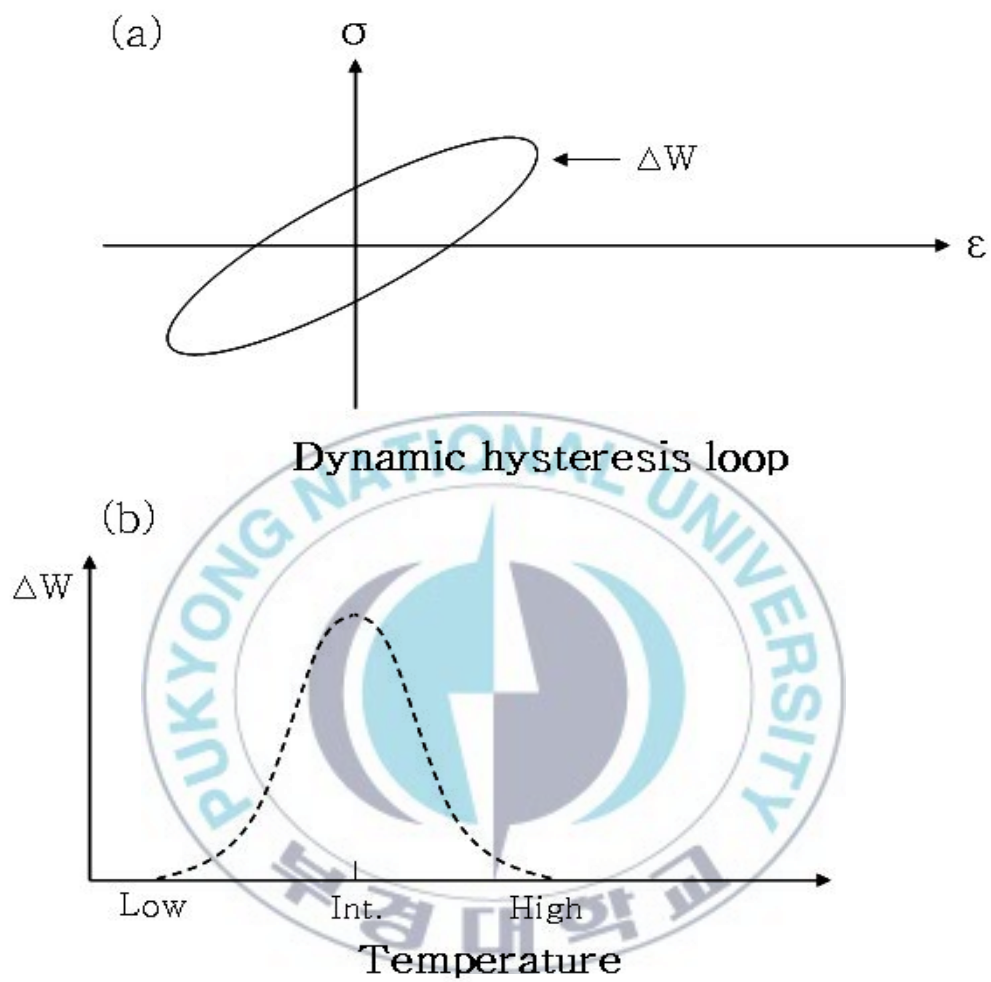


Fig. 6 Dynamic hysteresis behavior.(a) hysteresis loop in the stress-strain plane and (b) the resultant internal friction peak as a function of temperature³⁰⁾.

2.3.3 열탄성(thermoelastic) martensite의 진동감쇠기구^{31,32)}

Cu-Al-Ni 합금, Ni-Ti 합금 및 Cu-Zn-Al 합금과 같은 열탄성 martensite 합금에서 발생하는 내부마찰은 (i) 온도의 하강·상승에 따른 martensite의 성장(growth)·소멸(shrinkage), (ii) 응력에 의한 martensite의 성장, (iii) martensite 내부에 존재하는 쌍정경계와 적층결함 경계의 이동, 그리고 (iv) 형제정의 재배열(reorientation) 등에 수반되는 이력현상에 기인한다.

a) 진동감쇠능의 온도 의존성³¹⁾

Fig. 8은 온도에 따른 열탄성 martensite 합금의 진동 감쇠거동을 나타낸 것이다. 모상의 낮은 진동 감쇠능은 격자결함(Lattice defects)의 이동으로 인한 것이며, martensite의 비교적 높은 진동 감쇠능은 martensite 내부의 적층결함경계(stacking fault boundary), 쌍정경계(twin boundary) 및 martensite 형제정 경계(variant boundary)의 이동에 의하여 유발된다.

이 그림으로부터 온도에 따른 최대의 진동 감쇠능은 martensite 변태 온도구역(냉각시 $M_s \sim M_f$, 가열시 $A_s \sim A_f$)에서 나타나는 것을 알 수 있는데, 이것은 모상/martensite 상 경계(interphase boundary)의 이동에 의한 내부마찰에 기인한다.

b) 진동 감쇠능의 응력의존성³²⁾

Fig. 9은 응력에 따른 열탄성 martensite 합금의 진동 감쇠거동을 나

타낸 것으로³²⁾, 진동 감쇠능이 거의 일정하거나 혹은 미약하게 상승하는 구간(stage I), 응력에 비례하여 진동 감쇠능이 크게 상승하는 구간(stage II)과 감소하는 구간(stage III), 다시 응력이 증가함에 따라 진동 감쇠능이 급격히 증가하는 구간(stage IV) 등 4구역으로 나눌 수 있다. stage I에서는 응력유기 martensite 변태가 일어나지 않아 진동 감쇠능은 모상에 있는 격자결함의 이동에 의존하며, stage II에서 나타나는 진동 감쇠능의 급격한 증가는 외부응력에 우선적인 방향으로 응력유기 martensite가 생성되기 때문이다. stage III에서는 가해진 응력이 응력유기 martensite 변태가 발생하는 응력구간³¹⁾ 이상으로 증가하여 martensite 변태가 발생하지 않기 때문에 진동 감쇠능이 점차 감소하며, stage IV에서 나타나는 진동 감쇠능이 급격한 증가는 이미 생성된 martensite 형제정들이 응력방향으로 재배열(reorientation)되기 때문이다.

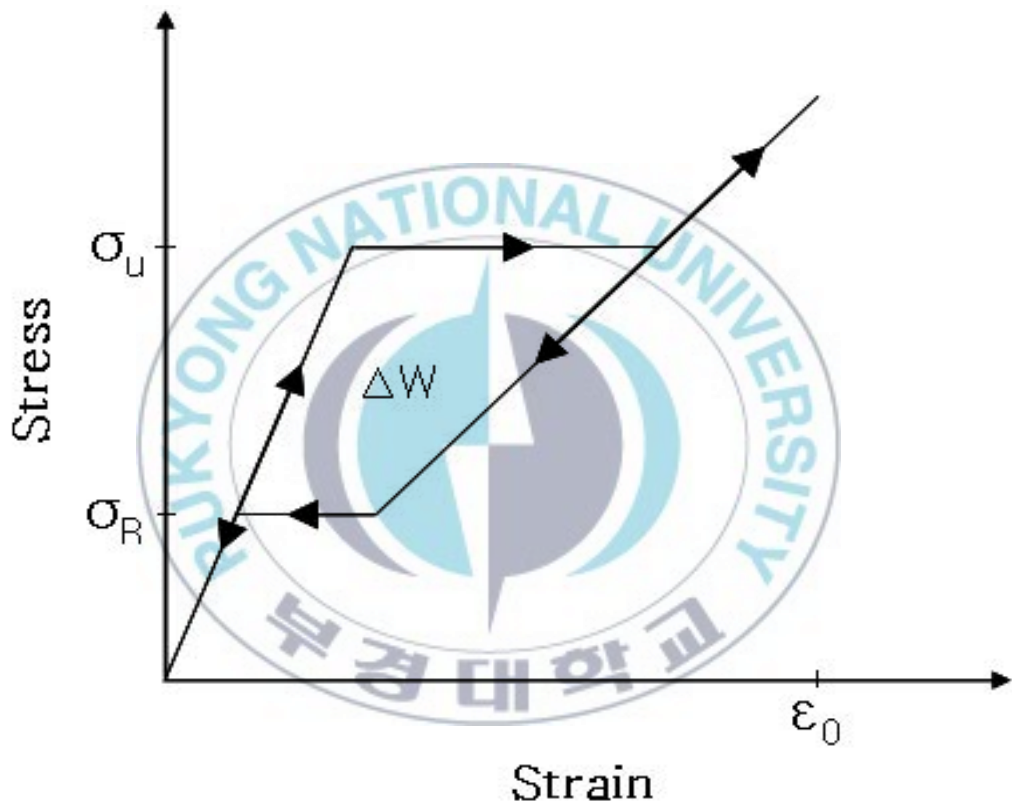


Fig. 7 Static hysteresis behavior. The type of hysteresis loop obtained during defect unpinning³⁰⁾.

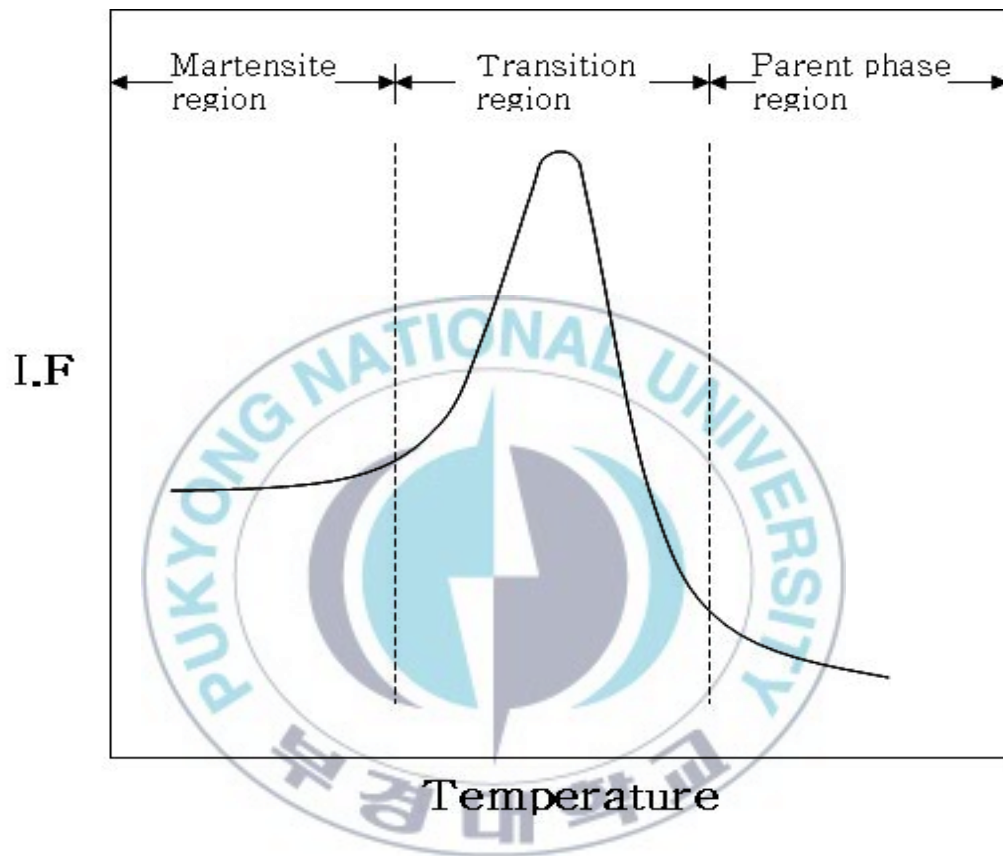


Fig. 8 Schematic diagram showing the internal friction of a thermoelastic martensitic alloy as a function of temperature.

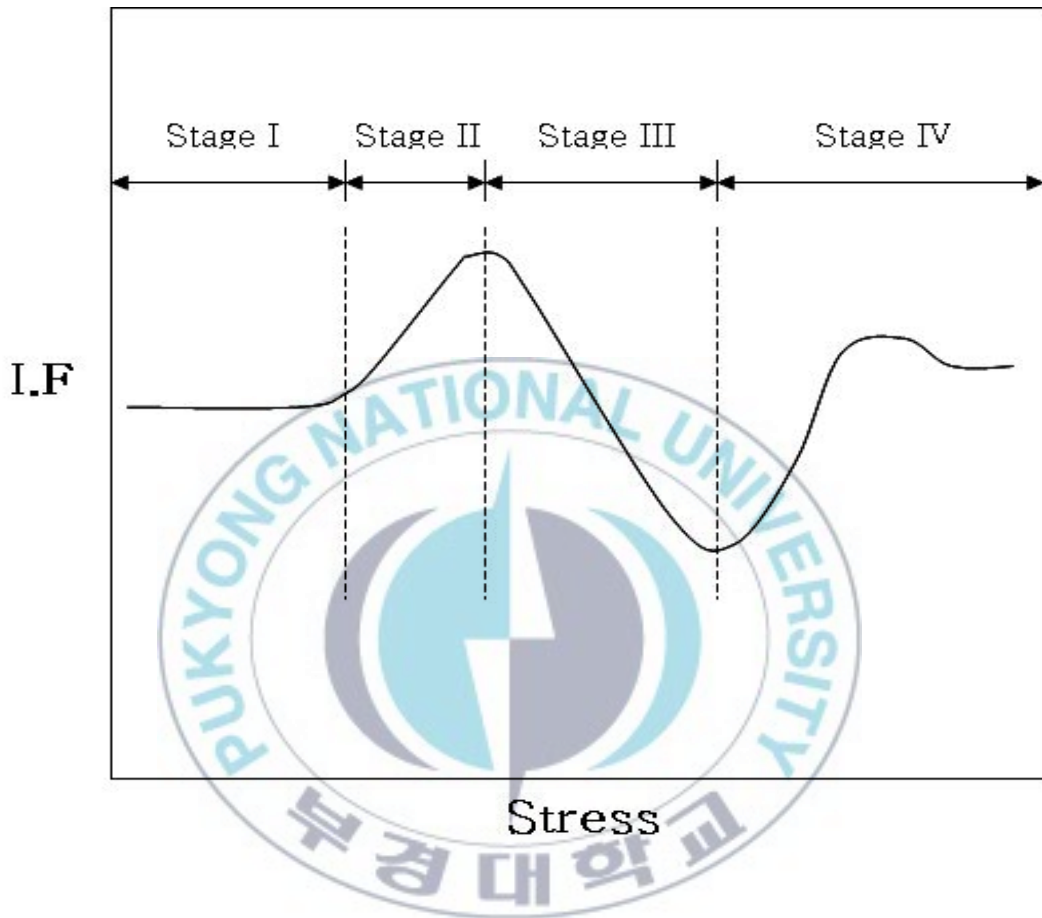


Fig. 9 Schematic diagram showing the internal friction of a thermoelastic martensitic alloy as a function of stress amplitude.

3. 실험 방법

3.1 시료

본 연구에 사용된 시료인 구상흑연주철은 큐폴라 용해로에서 선철, Fe-Si 등의 합금을 사용하여 목적한 화학성분을 갖는 시료로 용해 한 다음 먼저 Y형 블록(KSD 4302 A호)에 주입하여 잉곳을 얻었다. 다음 이 잉곳의 상단부분을 절단한 다음 시료로 사용하였고, 그 시료가 갖는 화학조성을 Table 1에 나타내었으며, 그리고 그 시료가 갖는 주방상태에서의 미세조직을 분석하여 Table 2에 나타내었다.

Table 1 Chemical composition of specimen(wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Fe
3.6	2.6	0.23	0.02	0.01	0.04	0.57	Bal.

Table 2 Microstructural analysis of as casted ductile cast iron

Ferrite(%)	Pearlite(%)	Graphite(%)	Mean diameter of graphite module (μm)
24.3	64.3	11.4	21.6

3.2 오스테퍼링 처리

오스테퍼링처리는 시료를 먼저 요구되는 크기의 인장시험편과 충격시험편 등으로 만들어서 880℃로 유지된 염욕에서 1시간 유지하는 오스테나이트화 처리 한 다음 350℃에서 550℃사이로 유지된 염욕 중에 즉시 투입하여 60분 유지 후 공랭하는 오스테퍼링처리를 하였다.

3.3 미세조직관찰

주방상태의 구상흑연주철과 이를 오스테퍼링 처리 하였을 때 오스테퍼링처리에 따른 미세조직 변화를 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰하였다. 또한, 오스테퍼링처리 시 베이나이트로 변태되지 않고 남아 있는 잔류 오스테나이트는 시료를 얇은 두께로 절단한 다음 연마와 정마 과정을 거친후 최종 jet 연마에 의해 박막으로 만들어서 투과전자현미경(TEM: JEOL, JEM - 2010)을 사용하여 200kV에서 관찰하였다.

3.4 X선 회절 시험

또한 오스테퍼링처리시 생성되는 잔류 오스테나이트의 양은 X-선 회절시험에 의해 측정하였다. 이 때 X-선 회절 시험은 Co-K_α 특성 X-선을 사용하여 20-100°의 범위를 정하여 1°/min의 속도로 회절실험(Rigaku D/Max II A)하였으며, 이 회절시험으로부터 얻은 회절선도로 부터 각 상의 상대 적분강도 값을 이용하여 구하였다³³⁾.

3.5. 인장시험

주방상태의 시료와 이를 오스템퍼링 처리한 시료의 인장성질을 조사하기 위한 인장시험은 시험편을 평행부 길이가 50mm의 크기를 갖는 JIS A 370의 규격을 따라서 제작한 다음 오스템퍼링처리 후 cross head speed를 1mm/min. 속도로 하여 상온에서 시험 하였다.

3.6. 감쇠능측정

주방상태의 시료와 이를 오스템퍼링처리 한 시료의 감쇠능 측정은 주방상태의 시료를 방전가공에 의해 2.0×20×120mm 크기의 시험편으로 제작한 다음 오스템퍼링처리 후 횡 형 내부 마찰 측정 장치(Internal Friction Measurement Machine : 진공이화학, IFT-1500)를 사용하여 대수 감쇠율을 측정하는 방법으로 측정하였다. 이 방법은 진동을 가하는 전극과 진동을 검출하는 전극 위에 시료를 2개의 평행한 세선으로 전극에 접촉되지 않게 배열한 다음 진동을 가하는 전극으로 강제 진동시킨 후 자유 감쇠시켜 진동을 검출하는 전극으로 감쇠할 때까지의 파수를 측정하여 내부마찰계수($\delta=1/n \ln A_0/A_n$, n : 파수, A_0 : 최초파의 진폭, A_n : n 번째 파의 진폭)를 구하는 방법이다³⁴⁾.

4. 실험결과 및 고찰

4. 1 미세조직

Fig. 1은 본 연구에 사용된 구상 흑연 주철의 주방상태 조직을 광학현미경으로 관찰하여 나타낸 것이다.

퍼얼라이트의 기지조직에 구상의 흑연이 존재하고 있고, 이 구상 흑연주위를 따라서 페라이트가 존재하고 있는 전형적인 구상흑연주철에서 나타나는 조직인 황소눈(Bull's eyes) 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있다. 한편 이 주방상태의 시료에서 존재하는 흑연은 평균 크기가 $21.6\ \mu\text{m}$ 였고, 구상화율은 93% 이상이였으며, 그 양은 11.5% 로 나타났다.

Fig. 2는 구상 흑연 주철을 오스템퍼처리 할 때 오스템퍼링처리 온도가 미세조직에 미치는 영향을 알아보기 위하여 Fig. 1의 미세조직을 갖는 시료를 880°C 온도에서 1시간 유지하는 오스테나이트화 후 여러 온도에서 오스템퍼링처리를 하였을 때 미세조직을 광학현미경과 주사전자현미경으로 조사하여 나타낸 것이다.

광학현미경 사진과 주사전자현미경 사진으로부터 알 수 있는 바와 같이 오스템퍼링처리에 의해 퍼얼라이트 조직과 페라이트 조직이 베이나이트 조직으로 변태되어 있는 것을 알 수 있다.

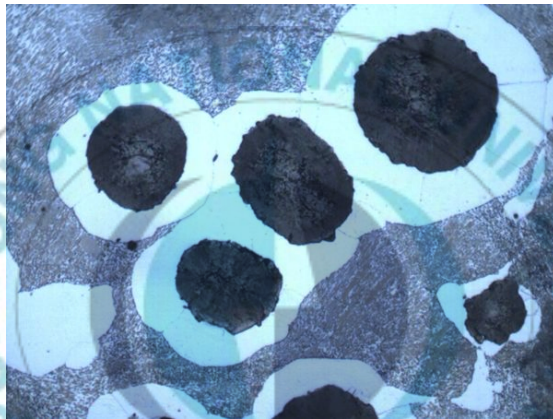


Fig. 1 Optical micrographs of ductile cast iron

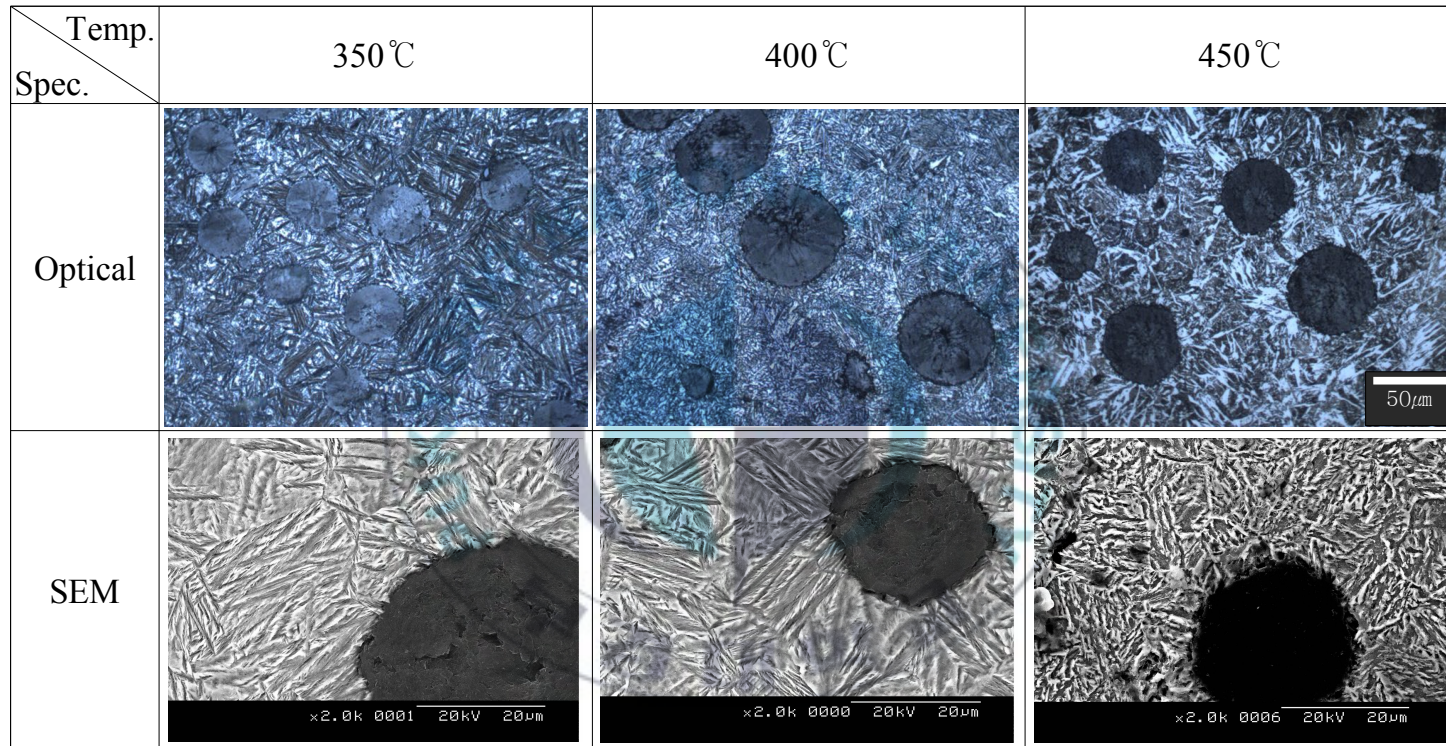


Fig. 2 Optical and SEM micrographs showing the effect of austempering temperature of ductile cast iron

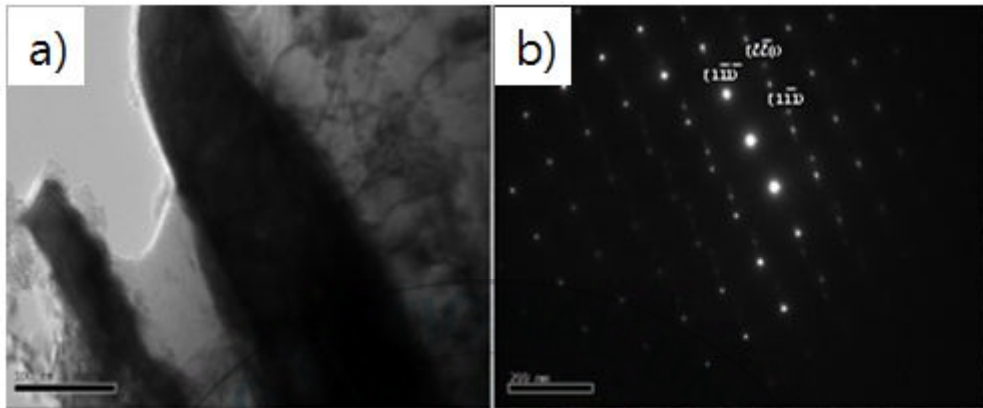


Fig. 3 TEM micrographs showing the retained austenite obtained after austempering treatment at 400°C for 30 min., after austenitizing at 880°C for 60min.

a) Bright field image

b) Selected area diffraction pattern[(211), SAD] and index of SAD patterns

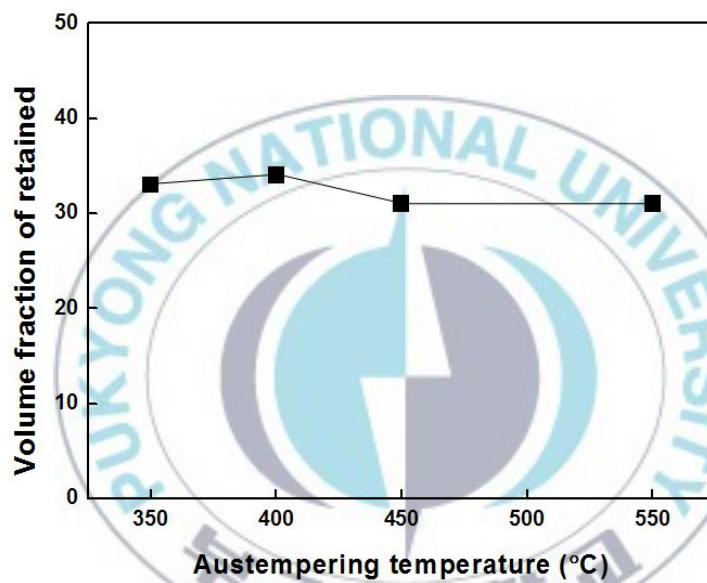


Fig. 4 Effect of austempering temperature on the volume fraction of retained austenite in ductile cast iron

또한 미세조직을 보다 상세하게 조사하기 위하여 나타난 주사전자현미경사진으로 부터 알 수 있는 바와 같이 오스템퍼링처리에 의해 기지조직인 퍼얼라이트와 페라이트 조직이 베이나이트 조직으로 변태되고 있지만, 오스템퍼링처리 온도가 비교적 낮은 350°C 및 400°C 에서는 하부 베이나이트 조직이 생성되어 있는데 반하여 오스템퍼링처리 온도가 이보다 높은 450°C 에서는 하부 베이나이트와 상부 베이나이트 조직이 함께 생성되어 공존하고 있는 것으로 나타났다. 이 결과로부터 오스템퍼링처리에 의해 기지조직이 베이나이트 조직으로 변태되고 있을 뿐만 아니라, 오스템퍼링처리 온도가 낮은 350°C 및 400°C 에서는 주로 하부 베이나이트가 이들보다 온도가 높은 450°C 에서는 주로 상부 베이나이트에 하부베이나이트가 소량 존재하는 조직으로 되고 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 3은 오스템퍼링처리시 베이나이트로 변태되지 않고 남아있는 잔류 오스테나이트 조직을 조사하기 위하여 880°C 에서 1시간 유지하는 오스테나이트화 처리 후 400°C 에서 30분 오스템퍼링처리 한 시료의 미세조직을 투과전자현미경으로 조사하여 나타난 것이다.

여기서 사진 a)는 명시야상으로 촬영하여 나타난 것이며, b)는 명시야상에서 나타난 상의 제한시야 회절패턴과 이를 분석하여 나타난 것이다. 이 투과전자현미경사진의 결과로부터 오스테나이트상임을 알 수 있고, 오스테나이트 상은 밴드 형상으로 생성되어 잔류하고 있는 것을 알 수 있다. 따라서 이 결과로부터 오스템퍼링처리하면 오스테나이트가 전부 베이나이트로 변태되지 않고 일부 잔류하고 있으며, 그 형상은 밴드 또는 봉상의 형상 등을 띄고 있는 것을 알 수 있다³⁵⁾.

Fig. 4은 구상 흑연 주철을 오스템퍼링처리 하였을 때 베이나이트로 변태되지 않고 잔류하고 있는 잔류 오스테나이트의 양에 미치는 오스템퍼링처리 온도의 영향을 정량적으로 알아보기 위하여 여러 온도에서 오스템퍼링처리한 다음 잔류 오스테나이트의 양을 조사하여 나타낸 것이다.

잔류 오스템퍼링처리시 생성되는 잔류 오스테나이트의 양은 오스템퍼링처리 온도가 높아짐에 따라 많아지다가 오스템퍼링처리 온도가 400℃ 이상이 되면 반대로 서서히 낮아지고 있는 경향을 나타내고 있지만 온도에 따른 그 양의 차이는 인식될 만큼 커지 않는 것을 알 수 있다.

4.2 인장성질과 감쇠능에 미치는 오스템퍼링 온도의 영향

Fig. 5는 오스템퍼드 구상 흑연 주철의 인장성질에 미치는 오스템퍼링처리 온도의 영향을 조사하기 위하여 온도를 달리하는 여러 온도에서 1시간 오스템퍼링처리 한 시료의 인장성질을 조사하여 나타낸 것이다.

이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 구상 흑연 주철을 오스템퍼링처리 하면 강도와 연신율이 크게 증가하고 있는 것을 알 수 있다. 이에 반하여 오스템퍼링처리 온도가 증가함에 따라 인장강도와 연신율은 서서히 낮아지고 있는 것을 알 수 있다. 이와 같이 구상 흑연 주철을 오스템퍼링처리 하면 강도가 크게 증가하는 이유는 기지조직인 펄라이트와 페라이트 조직이 자신들 보다도 강도가 높은 베이나이트 조직으로 변태되기 때문이고, 연신율이 크게 증가하는 이유는 오스템퍼링처리시 오스테

나이트 조직이 전부 베이나이트로 변태되지 않고 연성이 높은 오스테나이트로 잔류하고 있기 때문이다. 또한 오스템퍼링처리 온도가 증가함에 따라 강도가 낮아지는 이유는 온도가 증가하면 오스템퍼링처리에 의해 생성되는 베이나이트 조직이 하부 베이나이트 조직에서 상부 베이나이트 조직으로 바뀌는데 기인되기 때문이고³⁶⁾, 연신율이 큰 변화가 없다가 400℃ 이상에서 낮아지는 이유는 오스템퍼링 처리 시 생성되는 베이나이트가 오스템퍼링처리 온도가 높아짐에 따라 상부 베이나이트로 바뀌는데 기인되어 연신율이 낮아져야 하지만 Fig. 1에서 알 수 있는 바와 같이 400℃의 경우는 연성이 높은 잔류오스테나이트가 가장 많이 생성되고 있기 때문에 연신율이 감소하지 않는다. 그러나 온도가 그 보다 높아지게 되면 연성이 높은 잔류 오스테나이트양이 적어지기 때문이라 판단된다.

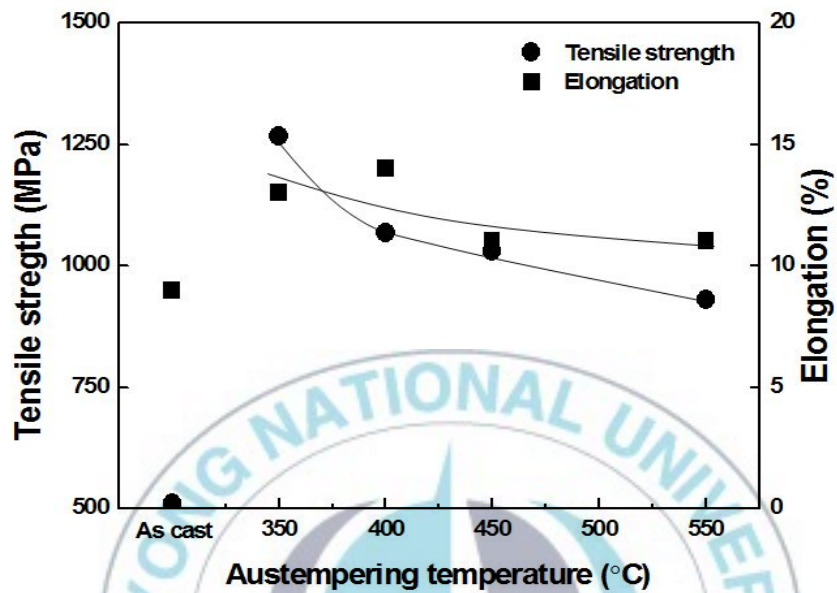


Fig. 5 Effect of austempering temperature on the tensile properties of ductile cast iron

Fig. 6은 감쇠능에 미치는 오스템퍼링처리 온도의 영향을 조사하여 나타낸 것이다.

주방상태의 시료를 오스템퍼링처리하면 감쇠능이 크게 감소하고 있는 것을 알 수 있다. 또한 오스템퍼링처리 온도가 증가하여도 감쇠능은 크게 변화되지 않고 비슷한 값을 나타내고 있는 것을 알 수 있다. 이와 같이 구상흑연주철을 오스템퍼링 처리 하면 감쇠능이 크게 낮아지는 이유는 구상흑연주철에서의 감쇠기구는 주로 흑연과 페라이트 조직의 계면에서 일어나는 소성유동에 의해 진동에너지가 소모되는데 기인되어 감쇠가 일어난다고 알려져 있다³⁶⁾. 따라서 주방상태인 구상흑연주철일 경우에는 황소는 조직을 나타내기 때문에 흑연 주위가 연한 페라이트 조직으로 되어 있다. 때문에 흑연과 페라이트의 계면에서 소성유동이 일어나기가 쉬워 비교적 높은 감쇠능을 나타내지만, 오스템퍼링처리하면 페라이트가 베이나이트로 변태되고 그 결과 베이나이트 조직은 강도와 경도가 페라이트 조직 보다는 크게 높기 때문에 흑연과 베이나이트 조직의 계면에서 소성유동이 일어나기가 어렵게 되어 진동에너지가 잘 소모되지 못하여 감쇠능은 낮아진다고 생각된다⁹⁾. 한편, 오스템퍼트 구상 흑연 주철은 기지조직인 베이나이트 조직외 비교적 많은 양의 잔류 오스테나이트를 가지고, 잔류 오스테나이트는 내부에 쌍정을 지니고 있다. 따라서 이 잔류 오스테나이트의 계면, 잔류 오스테나이트 내 존재하는 쌍정의 경계 등이 진동에 의해 이동하게 됨으로서 진동 에너지를 소모하기 때문에 잔류 오스테나이트가 많으면 감쇠능은 증가 할 것으로 예상된다. 따라서 오스템퍼링처리 온도가 변화되면 잔류 오스테나이트의 양이 변화되고, 그 결과 감쇠능도 변화되어야 하지만 오스템퍼링처리 온도가 변

화되어도 잔류오스테나이트의 양은 약간 변화되고 있지만 감쇠능은 변화되지 않고 있다. 이와 같은 이유는 일반적으로 쌍정이 감쇠능에 영향을 미치는 경우는 기계적 쌍정이나 어닐링 쌍정이 아니라 마르텐사이트 변태시 수반되는 미세한 변태 쌍정이라 알려져 있다³⁷⁾. 따라서 본 실험의 경우 오스테나이트내 쌍정이 생성되고 있지만 전부 어닐링 쌍정이 생성되기 때문에 오스템퍼링처리 온도에 따라 잔류 오스테나이트의 양은 변화되지만 감쇠능은 크게 변화되지 않는다고 판단된다.



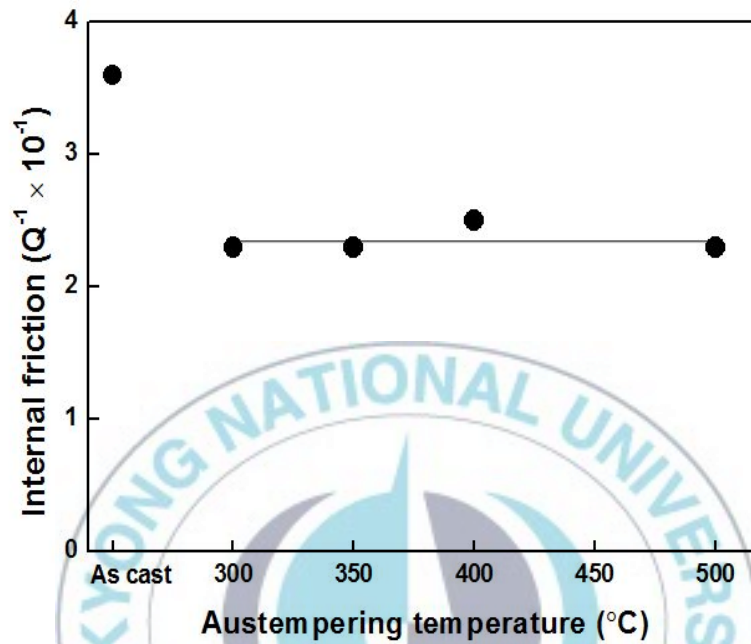


Fig. 6 Effect of austempering temperature on the internal friction of ductile cast iron

4.3. 인장성질과 감쇠능과의 관계

일반적으로 금속재료는 강도가 증가하고 연신율이 낮아지면 감쇠능은 낮아지는 것으로 알려져 있다¹⁰⁾. 그러나 금속재료가 갖는 감쇠 기구는 그 재료가 갖는 감쇠기구에 따라 달라지기 때문에 이러한 상호관계는 모든 금속재료에서 동일하게 성립되지는 않을 것으로 판단된다. 뿐만 아니라 오스템퍼드 구상흑연주철의 기계적성질은 베이나이트에 주로 지배되고, 잔류 오스테나이트는 페라이트조직이 베이나이트조직으로 변태되는데 지배되기 때문에 금속재료에서 일반적으로 성립되는 관계는 성립되지 않을 것으로 판단된다. 따라서 오스템퍼링처리한 오스템퍼드 구상 흑연 주철의 인장성질과 감쇠능과의 상호 관계를 조사하였다.

Fig. 7는 오스템퍼드 구상흑연 주철의 인장강도와 감쇠능과의 관계를 조사 조사하기 위하여 온도를 달리하여 오스템퍼링처리 한 시료의 인장강도와 내부마찰계수와의 관계를 조사하여 나타낸 것이다.

인장강도가 증가하여도 내부마찰계수는 크게 변화하지 않고 비슷한 값을 나타내고 있는 것을 알 수 있다. 따라서 인장강도와 감쇠능과는 일반적인 금속재료에서 성립되는 비례관계는 성립되지 않고 있다는 것을 알 수 있다.

Fig. 8는 오스템퍼드 구상 흑연 주철의 연신율과 감쇠능과의 관계를 조사하여 나타낸 것이다.

동일 연신율에서 내부마찰계수가 높은 값을 나타내는 경우도 있고, 낮은 값을 나타내는 경우도 있으며. 또한 연신율이 증가하여도 내부마찰계수는 큰 변화가 없는 비슷한 값을 나타내고 있는 것을 알 수 있다.

따라서 연신율의 경우에도 인장강도와 경우와 마찬가지로 감쇠능과는 어떤 비례관계도 성립되지 않고 있다는 것을 알 수 있다.

이상의 결과로부터 인장강도가 증가하고 연신율이 증가하여도 감쇠능은 큰 변화가 없는 것을 알 수 있다. 일반적으로 금속재료에서 감쇠능은 강도가 증가하면 낮아지고, 연신율이 증가하면 증가하는 것으로 알려져 있다¹⁰⁾. 그러나 본 연구인 오스템퍼드 구상흑연주철에서는 강도와 연신율이 변화하여도 감쇠능은 큰 변화가 없는 것으로 나타났다. 이와 같은 이유는 오스템퍼드 구상흑연주철은 오스템퍼링처리에 의해 대부분의 오스테나이트 조직이 베이나이트 조직으로 변태되는데 기인되어 베이나이트 조직에 잔류오스테나이트가 존재하고 있는 조직으로 되어 있다. 때문에 강도와 연신율은 베이나이트와 잔류 오스테나이트 조직에 지배되고, 감쇠능은 페라이트조직이 베이나이트 조직으로 변태되는데 지배되기 때문에 베이나이트 조직에는 지배되지 않는다고 판단된다⁹⁾. 따라서 오스템퍼링처리에 따라 강도와 연신율은 변화되지만 감쇠능은 크게 변화되지 않기 때문에 강도와 감쇠능, 연신율과 감쇠능과의 사이에는 일반적인 금속재료에서 성립되는 비례관계는 성립되지 않고 있다는 것을 알 수 있다.

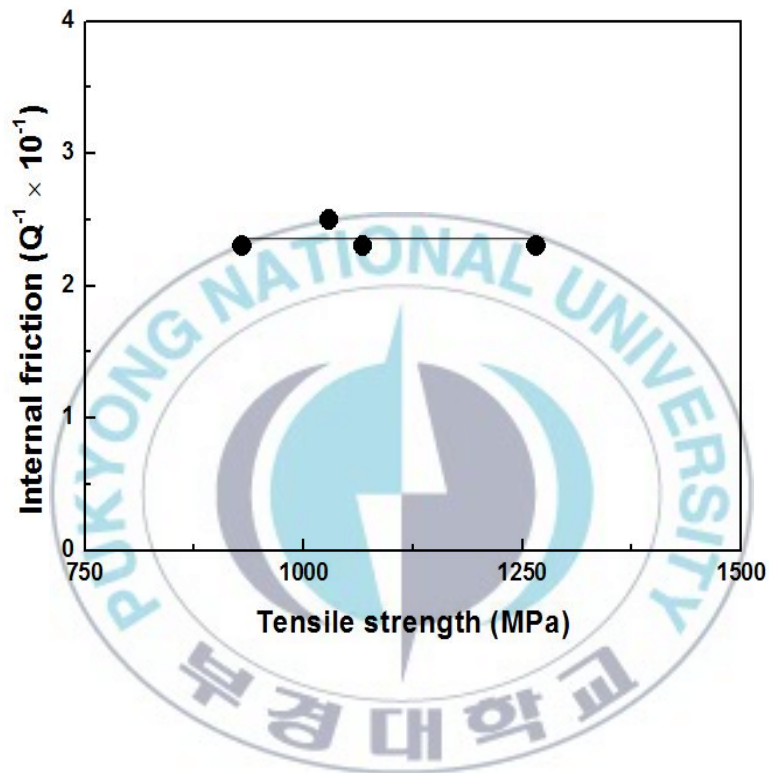


Fig. 7 Relationship between internal friction and tensile strength of austempered ductile cast iron

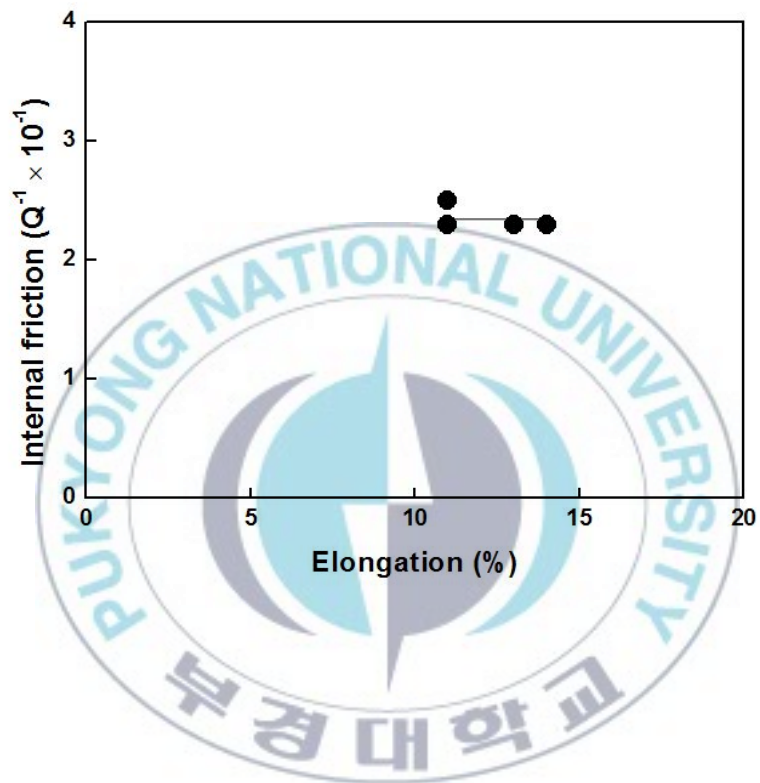


Fig. 8 Relationship between internal friction and tensile strength of austempered ductile cast iron

5. 결론

구상흑연 주철을 오스템퍼링처리 한 다음 인장성질과 감쇠능을 조사한 다음 상호관계를 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 구상흑연 주철을 오스템퍼링처리 하면 강도와 연신율은 증가하였다.
그러나 오스템퍼링 온도가 높아질수록 강도와 연신율은 감소하였다
2. 구상흑연 주철을 오스템퍼링처리 하면 감쇠능은 감소하지만, 감쇠능은 오스템퍼링처리 온도에는 영향을 받지 않았다.
3. 오스템퍼드 구상흑연주철의 기계적성질은 베이나이트와 잔류 오스테나이트에 지배되지만 감쇠능은 페라이트 조직이 베이나이트 조직으로 변태 되는데 지배되었다.
4. 인장강도와 연신율이 증가하여도 감쇠능은 크게 변화가 없었다. 따라서 오스템퍼드 구상흑연 주철에서 감쇠능은 강도와 연신율과 사이에는 비례관계가 성립되지 않았다.

참고문헌

- 1) 日本鑄物協會, 1993, 研究報告63"球狀黑鉛鑄鐵高性能高機能化に開發研究".
- 2) H. Mayer and B. Barbezat, 1986 : "Austempered Ductile Iron", 2nd Int. Conf., 99.
- 3) S. L. Choi, K. H. Yun, W. J. Moon, C. Y. Kang, H. G. Kim, 1998, "Effect of two step Austenizing Treatment Condition on the Microstructural Characteristics of ADI.
- 4) I. Tamura, T. Maki and H. Hato, 1970 : Trans, ISIJ, 10, p.163
- 5) G. H. Gchelman and F. C. Hull, 1953 : Trans, ASM, 45, p.77
- 6) D. V. Neff, T. E. Mitchell and A. R. Troiano, 1969 : Trans of the ASM, 62, p.859
- 7) K. H. Lee and C. Y. Kang, 2008, "Effect of subzerotreatment on the microstructure and mechanicdal properties of aystempered ductile ccast iron", of the Korea Society for Heat Treatment, V. 12, No. 1, p. 47.
- 8) E. Nagy, V. Mertinger, F. Tranta, J. Solyom, 2004. "Deformation Induced Martensitic Transformation in stainless steels" , Mater. Sci. and Engine. A379. p. 308.

- 9) C. Y. Kang et al, 2009, "Effect of subzero treatment on the damping capacity of austempered ductile cast iron, J. Kor. Inst. & Mater. V. 47. No. 3, pp.167~174
- 10) H. Okada et al, 2004 : Materials science & Engineering, 307, p.519~523
- 11) B. Kovacs, 1976; Proc. 2nd International Conference on ADI, Ann Arbor, p.291
- 12) K. Vennemann, K. Hornung, and G. Fischer, 1983; Proc. 2nd International Conference on ADI, Ann Arbor, p.378
- 13) R. B. Gundlach and J. F. Janowak, 1983 ; AFS Trans. 94, p.377
- 14) K. Matsui, A. Matsuno, F. Kizu, M. Takahashi and H. Kanno; J. Jpn. Inst. Met., 40, (1976), p.1061
- 15) D. W. James, 1969, Mat. Cvi. Eng, 4, p.1~12
- 16) K. Sugimoto, Men, 1978, Inst. Sci. Indu. Res., Osaka Univ, 35, p.31
- 17) M. K. Kwon, C. Y. Kang, 2014, The Materials Research Society of Korea, In press
- 18) 양훈영, 1992 ; 신금속재료학, 문우당, 서울 , p.305~348
- 19) S. I. Karsay, 1975 ; Ductile Iron, production practice, AFS
- 20) W. L. Bradley et al, 1990 ; Int. Met. Reviews 35, p.129
- 21) Toshiro Kobayashy et al, 1994 ; Met. Mat. Trans. A 25A , p.2427

- 22) A. F. Spengler et al, 1982 ; The Ductile Iron Process, Miller and company, p.1~30, 299~314
- 23) S. I. Karsay, 1993 ; Ductile Cast Iron, I. Production, Rio Tinto Iron& Titanium Inc. Montreal
- 24) T. Grong er al, 1993 ; Met. Trans. A, 24A, p.2321
- 25) Erich Nechtelberger et al, 1977 ; Gußeisenwerkstoff, fachverlag Schiele & schön GmbH , p.29~32
- 26) Smith, 1982 ; Structure and Properties of Engineering Alloys, p.671
- 27) E. Schurmann and J. Von Hirsch; Giesserei, 53, p.398
- 28) J. Pomey, 1966, Mem, scient; Rev. Met, 63, p.509
- 29) R. Gundlach and J. Janowak, 1987 ; Proc. 2nd International Conference on ADI, Ann Arbor, p.377
- 30) I. G. Ritchie and Z-L. Pan, 1991 ; Metall. Trans. A, 22, p.607
- 31) W. Dejonghe, R. de Batist and L. Delaey, 1976 ; Scripta Metall., 10, p.1125
- 32) T. Xiao and G. P. Johari, 1995 ; Metall. Trans. A, 26A, p.721
- 33) K. K. Jee, S. H. Baik, B. J. Lee and C. S. Choi :
"Measurement of volume fraction of stress-induced ϵ martensite in Fe-Mn-Si alloy", Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 33, No. 12, p. 1901.

- 34) D. Birchon, D. E. Bromiey and D. Healey, 1968 : Metal science Jounal, 2, p. 41~46
- 35) W. J. Moon, J. H. Seng, C. Y. Kang, : “Retaind Austenite Formation and Tensile Properties in Fe-Si-Mn-P Steel” , J, Kor. Inst.&Mater. V. 35, N. 3 (1997) p. 10.
- 36) 金令木浩平 ,1997, "振動を制する, Ohmsha, p.128~192
- 37) 田中良平,1992, “制振材料, 日本規格協会, p 33~54.



감사의 글

산업대학원 석사과정에 입학하여 지난 2년간 본 석사 학위 논문이 완성되기까지 변함없는 사랑과 믿음으로 학문의 길을 인도해 주시고 아낌없는 지도와 조언으로 좋은 논문이 되도록 베풀어 주신 강 창룡 지도 교수님께 진심으로 감사의 말씀을 전해 올립니다.

아울러 바쁘신 중에도 기꺼이 심사를 맡아 주시고 부족했던 많은 부분들을 자상하게 충고해 주신 부경대학교 금속공학과 정 병호 교수님, 김 권후 교수님께 진심으로 감사의 말씀을 전해 드립니다. 석사과정을 하는 동안 많은 관심과 지도를 해주신 이 종문 교수님, 김 현주 교수님 그리고 왕 제철 교수님에게 감사의 말씀을 드립니다.

실험실에서 논문이 작성되기까지 많은 도움을 준 우리 합금설계 연구실의 대학원생 김 슬기, 이 종영, 황 태현군 그리고 오은지양을 비롯한 모든 학부생 후배님들께 고마움을 전해 드립니다.

마지막으로, 제가 오늘날에 이르기까지 저의 곁에서 누구보다 따뜻한 마음으로 응원해주신 부모님과 가족들에게 진심으로 감사의 말씀을 올립니다.

2014년 2월
이 병락 올림