

技術資料

ADI의 열처리 및 재료특성

정재환, 김봉완, 안종필

Heat Treatment and Material Properties of ADI

J. H. Chung, B. W. Kim and J. P. Ahn

1. 서 언

회주철은 편상의 흑연을 가지며 인장강도 ~ 400N/mm²이고 연성과 인성이 대단히 부족하지만, 이것이 가지는 주조성, 열전도성, 진동감쇠능, 경제성 등의 이점을 살려 폭넓게 이용되고 있다. 또한 용탕주입전이나 후에 접종처리를 함으로써 흑연의 형상을 구상화할 수 있다. 이 구상흑연주철은 페라이트형(최소인장강도 350~420N/mm², 최소연신을 22~12%)과 퍼얼라이트형(최소인장강도 700~800N/mm², 최소연신을 ~2%)으로 대별되며, 또한 이들을 소입·소려 처리하여 소려마르텐사이트조직으로 만듦으로써 인장강도와 연성은 퍼얼라이트 주철과 비슷하면 서도 인성을 증가시킬 수 있다.[1]

ADI는 이 구상흑연주철에 오스템퍼 열처리를 가하여 높은 강인성을 가지는 주철품의 총칭으로, 그 인장강도는 대략 1000MPa, 신율은 10%를 넘는 값을 나타내므로, 단강품이나 압연재를 ADI로 대체하여 원가절감이나 경량화를 꾀할 수 있다.[2]

양호한 품질의 ADI를 얻기 위해서는 양호한 품질의 주물이 선행요건이다. ADI부품용 주물은 품질이 좋고, 건전하며, 야금학적으로 청정하며, 공정탄화물과 기포, 크랙이 없어야 하며, 100 Nodules/mm 이상 및 최소한 90%의 Nodularity를 가져야 한다. 열처리과정 동안 기계적성질이 크게 향상된다.[1]

본고에서는 ADI의 열처리 및 재료특성을 간략히 알아보려고 한다.

2. 열처리 사이클

ADI열처리 사이클은 3단계로 나눌수 있다. 1) 오스테나이트화, 2)소입, 3) 오스템퍼링

그림 1은 오스템퍼링 열처리사이클의 개략도를 보여준다.[3] :

1) 오스테나이트화 : 주물을 840~950°C 온도 영역으로 가열하고(그림 1의 A-B) 이 온도에서 전체 기지가 탄소로 포화된 FCC 오스테나이트로 변태할 때까지 유지시킨다(그림 1의 B-C). 오스테나이트화 온도가 상부임계온도보다 훨씬 높으면 모든 기계적 성질은 저하한다.(그림 2) 높은 오스테나이트화 온도에서는 오스테나이트의 탄소용해도와 함량이 높아져 오스테나이트를 안정화시키고 오스템퍼링반응이 더욱 느려지게 된다. 오스테나이트 부피는 증가하며, 그중 얼마는 준안정이거나 불안정이다. 반면에 오스테나이트화 온도가 상부임계온도보다 낮으면, 조대한 초석페라이트가 오스테나이트와 흑연과 평형을 이루고 있다(그림 3). 이 온도에서 오스테나이트화 시간의 길이에 상관없이 완전 오스테나이트화를 얻을 수는 없다. 초석페라이트가 존재하면 ADI

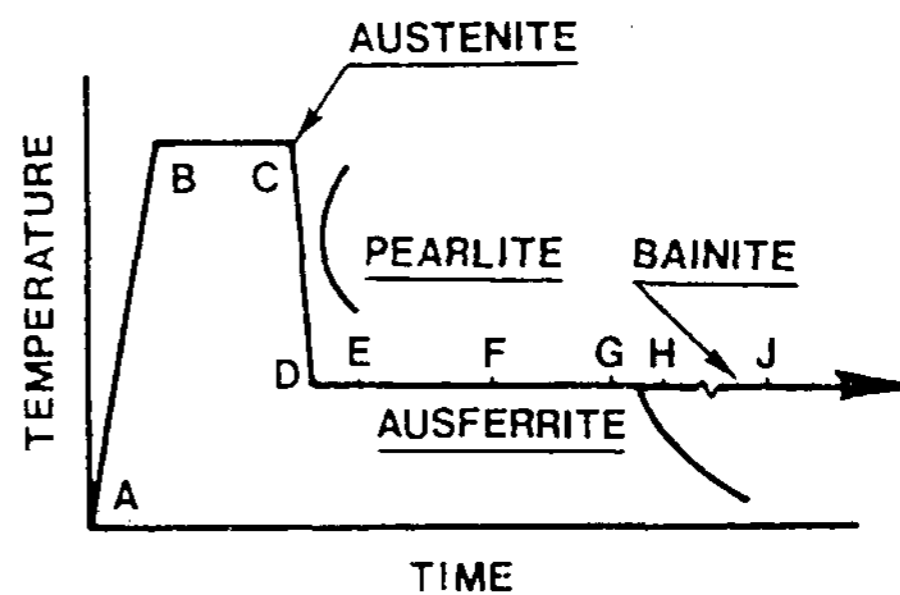


그림 1. Schematic diagram of the austempering heat treatment cycle.

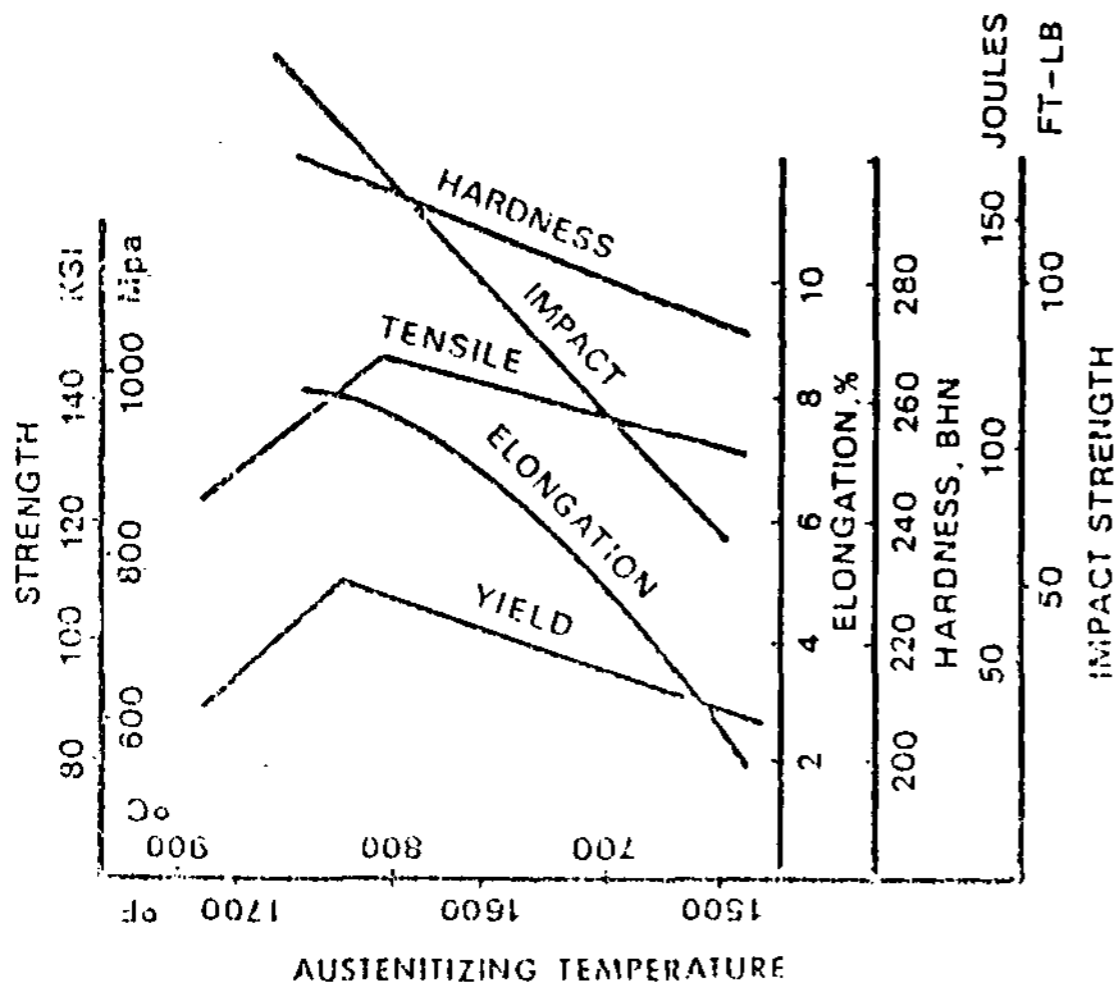


그림 2. Effect of austenitizing temp. on the mechanical properties in a Grade 1 ADI casting.



그림 3. Pro-eutectoid ferrite around the graphite nodules.

의 인장성질들이 급격히 저하한다.

2) 소입 : 그리고 나서 230~400°C의 오스템퍼링 온도까지 소입, 급냉처리하여(C-D)이 온도에서 유지시킨다. 적절한 소입에 대해서는 2가지의 기준이 있다 : 1) 소입중 퍼얼라이트의 변태를 피할 수 있도록 냉각속도를 충분히 높게 하여야 한다. 2) 오스템퍼링반응(페라이트핵생성)이 시

작되기에 앞서 주물이 소정의 온도에 도달되어야 한다. 이러한 기준을 만족시키기 위해서는 급속도로 소입하거나 다량의 합금원소를 첨가하여야 한다. 주물에 Mo, Ni, Cu같은 경화능매개체를 합금화함으로써 퍼얼라이트와 오스페라이트반응을 지연시킨다.

3) 오스템퍼링 : 소입이 바르게 이루어지면, 오스템퍼링반응(페라이트 핵생성)이 시작되기(E) 전에 주물 전체가 목표 오스템퍼링온도까지 냉각된다. 주물 전체가 침상페라이트와 오스테나이트로 변태할(F)때까지, 주물을 오스템퍼링반응온도에서 유지시킨다.

대부분의 사람들은, 이 단계에서 오스템퍼링이 완성되었으며 주물을 실온까지 냉각시켜야 한다고 믿는데, 이것은 가장 흔한 실수 중의 하나이다. E-F간의 기간 중 탄소는 잔존하는 오스테나이트 속으로 확산되어 오스테나이트의 탄소함량은 1.2~1.6%의 어느 값으로 증가된다. 이 탄소함량을 가지는 오스테나이트는 단지 준안정상태로 된다.[3]

오스테나이트는 실온에서 기지에 존재할 수도 있으나 반드시 안정상태에 있는 것은 아니다. 주물을 실온이하로 냉각하거나, 기계가공과 같이 응력을 받으면 준안정 오스테나이트는 BCT 마르텐사이트로 변태할 수 있다. 이것은 기계가공 문제, 치수변화 및 연성소실의 문제를 야기한다.

그림 1 열처리사이클의 F-G영역에서는 인식할 만한 페라이트 핵생성은 일어나지 않으나, 기존의 페라이트 결정립은 여전히 성장하여 더 많은 탄소를 잔존 오스테나이트로 몰아넣음으로써 오스테나이트의 탄소함량은 더욱 증가된다. 이 기간중에 전형적인 오스테나이트의 탄소함량은 주물의 화학조성에 따라 1.8~2.2%까지 증가한다. 이러한 탄소농도에서 등급 1 & 2 ADI의 오스테나이트는 열적으로 및 기계적으로 안정하다. 적절히 열처리되어 안정된 오스테나이트를 가지는 ADI의 현미경조직을 그림 4에 나타내었다. 오스템퍼링온도가 감소함에 따라(즉, 등급번호가 증가됨에 따라) 조직은 더욱 미세해진다.

주물을 그림 1의 열처리사이클의 점G가 나타내는 것보다 더 오래 유지시키면 오스테나이트는 더이상 탄소를 함유하고 있지 못하고 탄화물핵생성이 시작된다. 마침내 점 J에서 오스테나이트는

모두 페라이트로 변태하고 탄소는 거의 모두 베이나이트 ε탄화물을 형성한다. 주물은 베이나이트가 된다(그림 5). 등급 1 & 2에서 전형적인 오스테나이트의 최고 탄소함량은 약 2.2%이다. 이 최고치는 주물의 화학조성에 따라 변한다. 오스테나이트 탄소함량이 2.2%를 초과하면 베이나이트변태가 일어나기 쉽다.

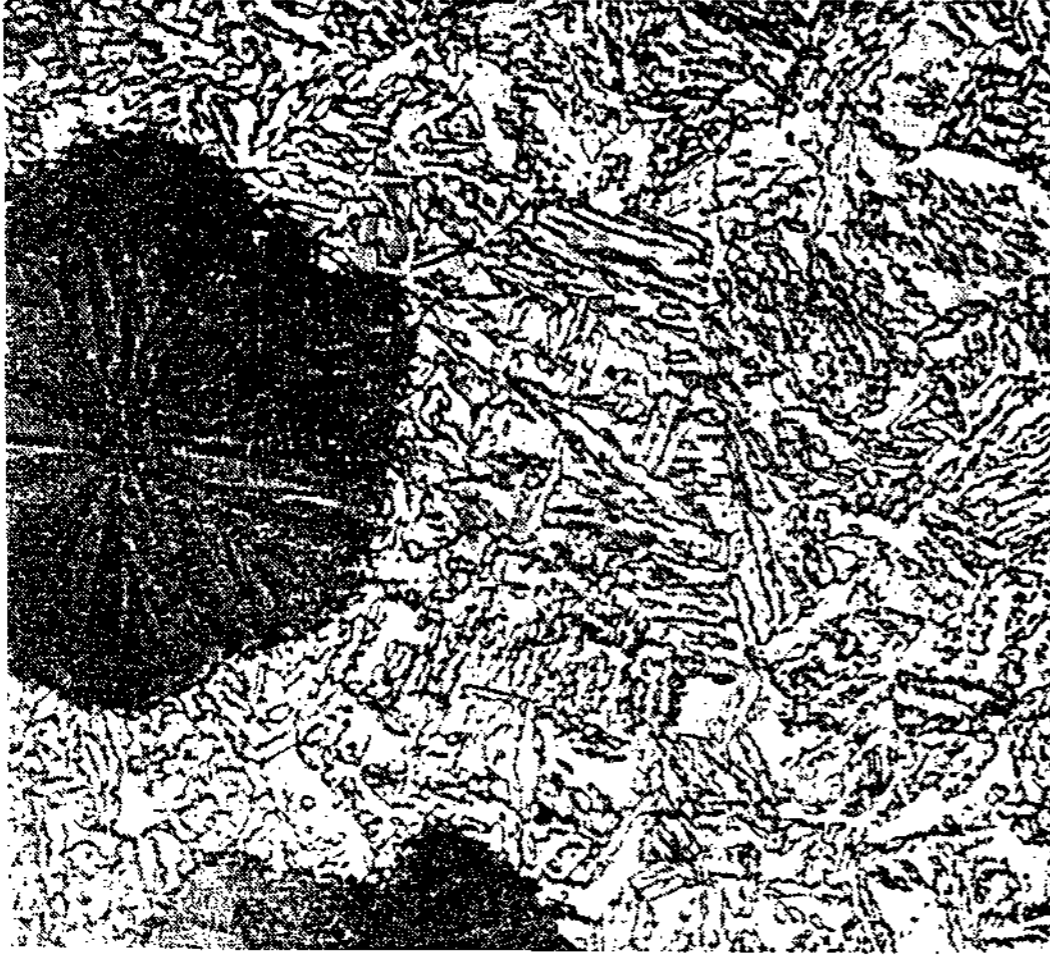


그림 4. A properly heat-treated grade 1 ADI microstructure.

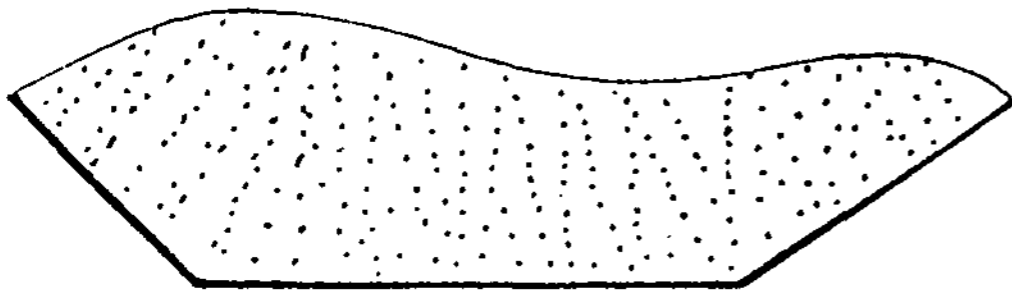


그림 5. A Schematic illustration of the bainitic structure.

3. 화학조성이 열처리사이클에 미치는 영향

그림 6를 보면 350°C에서 오스텨퍼링하는 경우 18mmφ 이하의 환봉에서만 완전 오스테라이트조직이 얻어지고 이 보다 더 커지면 퍼얼라이트가 만들어지기 시작하여 32mmφ이상에서는 완전 퍼얼라이트조직으로 된다. 또한 오스텨퍼링온도가 낮아짐에 따라 완전 오스테라이트조직(퍼얼라이트 無)을 얻을 수 있는 최대 직경은 증가한다.(이는 오스텨퍼링온도가 낮아짐에 따라 소입속도가 높아지기 때문이라 할 수 있다)

일반적으로 완전 오스테라이트조직으로 만들려고 하며, 소량의 합금원소를 첨가함으로써 오스테나이트의 퍼얼라이트로의 변태개시를 지연시키는 것이다. 경화능을 증가시키는 여러 원소 중 구상흑연주철에서는 탄화물형성원소(예컨대 Cr, V같은)는 피하고 Ni, Cu, Mo, (Mn)를 흔히 첨가한다. Ni, Cu, Mg의 효과를 그림 7,8에 나타냈다. Mo가 가장 유력하다. 이 4원소들이 가지는 단점을 보면; 원가상승(Ni, Mo), 고용도 제한(Cu), 강한 편석경향(Mn, Mo).

합금원소는 단독첨가보다는 복합첨가가 선호되며, 전형적인 예로는 0.3%Mo+1.5%Ni, 혹은 0.2%Mo+1.0%Cu.

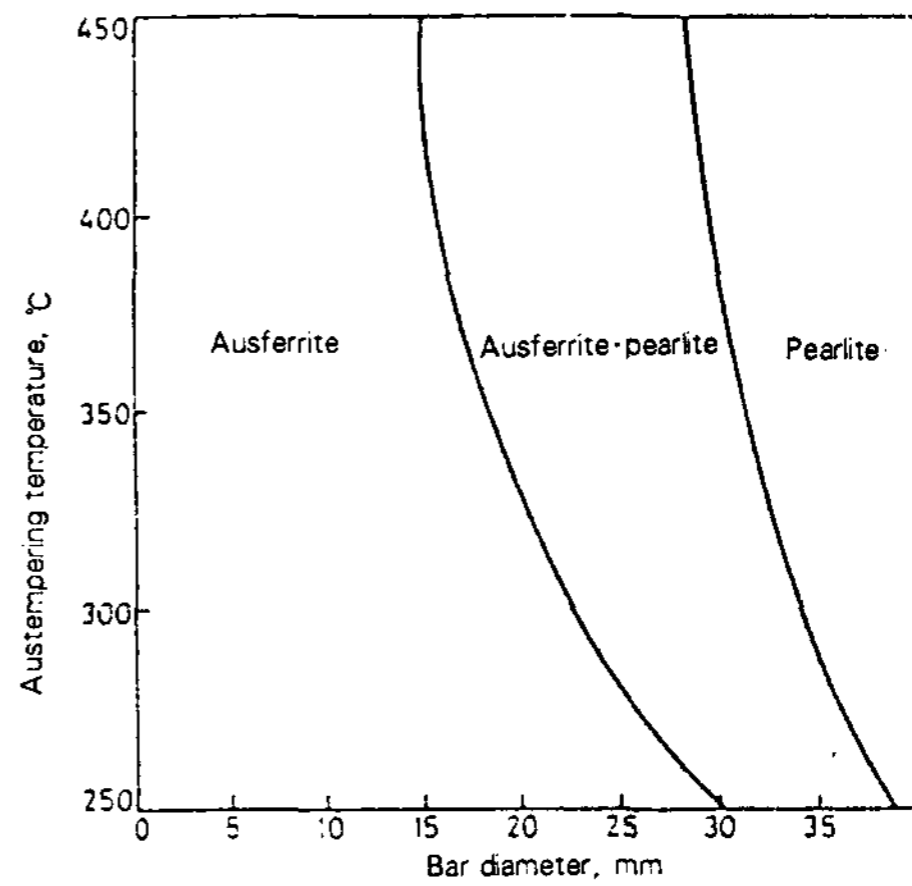


그림 6. Effects of bar diameter & austempering temp. on the microstructural constituents produced at the bar center.

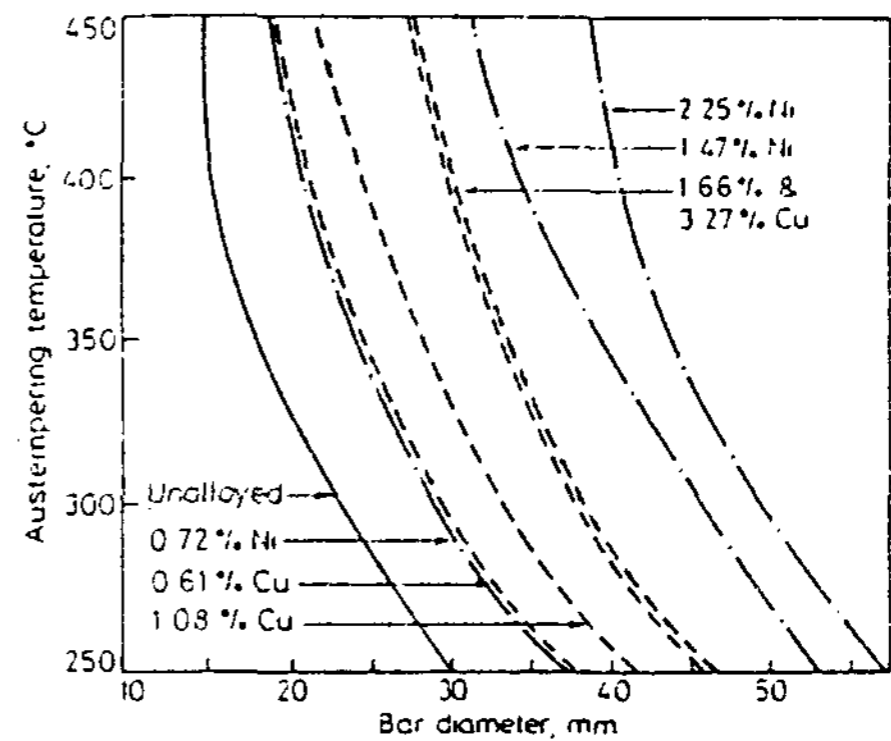


그림 7. Effect of Cu & Ni contents on the max. bar diameter that can be austempered without pearlite formation; base-iron : 3.5% C, 2.0% Si, 0.25% Mn.

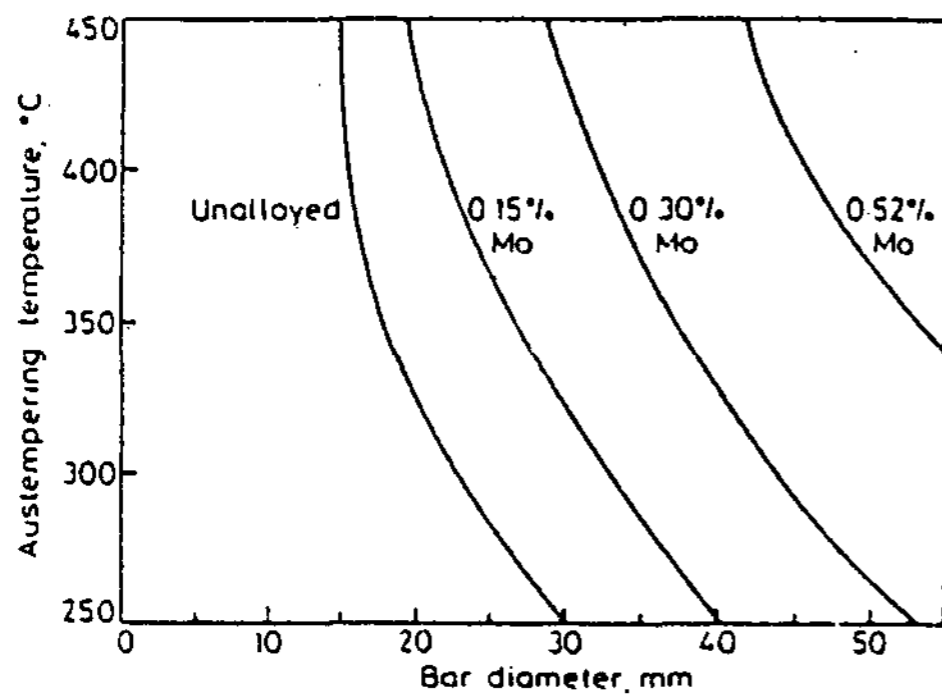


그림 8. Effect of Mo contents on the max. bar diameter that can be austempered without pearlite formation;

한편 Sasaki 등[2]은 2단계[승온] 오스텨퍼법(그림 9)을 적용하면 살두께 25mm까지의 제품에서는 비합금의 구상흑연주철을 실동상태에서 완전히 ADI화할 수 있다는 것을 분명히 보였다.

노들수는 오스테나이트화 시간길이에 현저한 영향을 준다. 노들수가 높으면 셀크기와 기지의 확산경로가 작아진다. 대형주물은 소형주물보다 오스테나이트화에 더 오래 걸린다. 대형주물에서 여분의 시간을 가지게 되는 것은 노들이 크고 간격이 넓기 때문이다. 그러한 주물에서는 기지가 탄소로 포화되는데 시간이 더 오래 걸린다.

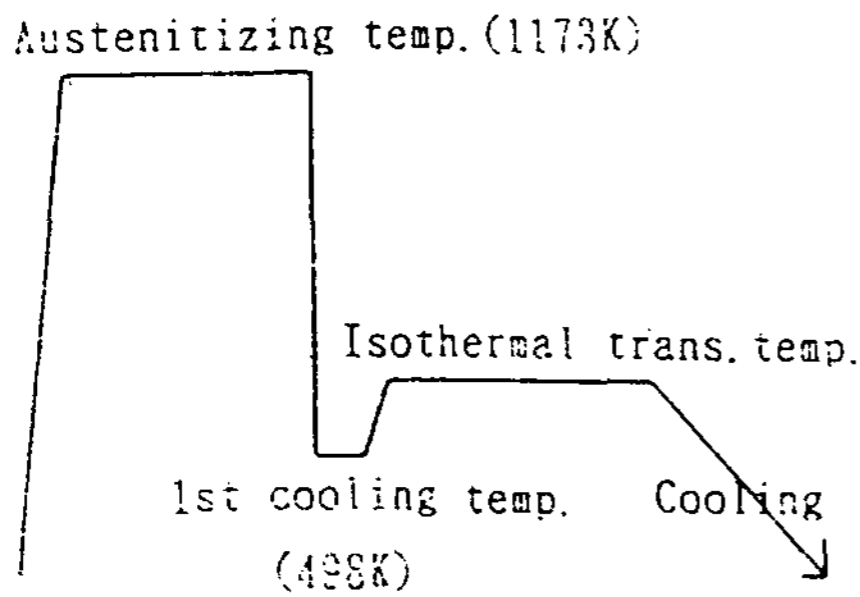


그림 9. Elevated temp. austempering.

4. ADI의 재료특성

4.1 충격성질 및 파괴인성

종래의 구상흑연주철의 충격거동은 대부분의 강과 비슷하여 충격시험온도를 낮추어감에 따라 연성파괴에서 취성파괴로 천이(Transition)를 나타낸다. ADI는 충격하중을 받을 때 다소 주목할

만한 성질을 나타낸다. 연성-취성천이온도는 소둔 페라이트 DCI 및 주방 퍼얼라이트 DCI의 중간에 놓이지만, 연성영역에서 얻은 충격치는 완전 페라이트 DCI에서 얻어지는 높은 값에 가깝다. 그리하여 ADI는 충격하중하에서 대단히 현저한 소성변형을 받고나서 파괴되며 대단히 높은 수준의 인성을 나타낸다.(ADI의 인장강도가 소둔 페라이트주철의 약 3배임을 감안해 보라)

4.2 피로성질

고강도주물과 단강의 대체재로 이용되는 ADI는 피로하중이 가해지는 부품에 응용될 수 있다. 따라서 ADI에 대한 광범위한 피로자료가 가용하다면 매우 유용할 것이다. 오스텨퍼링 소영역에 걸쳐 처리한 ADI에 대하여 폭넓은 피로시험의 결과 및 다른 출처로부터 구한 회전굽힘피로자료를 그림 8에 정리하였다. 결과치의 분산이 큰 것은 합금원소, 시편직경, 오스텨퍼링조작, 피로한의 정의가 다르기때문에 발생한다.

그림 10에 나타난 결과는 두가지 주요한 특성을 보여준다. 첫째로 인장강도가 증가함에 따라 피로강도가 감소함을 알 수 있는데, 이는 대부분의 재료가 나타내보이는 거동과 반대이다. 둘째로 오스텨퍼링온도 350~400°C 범위에서 최대피로강도가 얻어지며 이때 잔류오스테나이트의 비

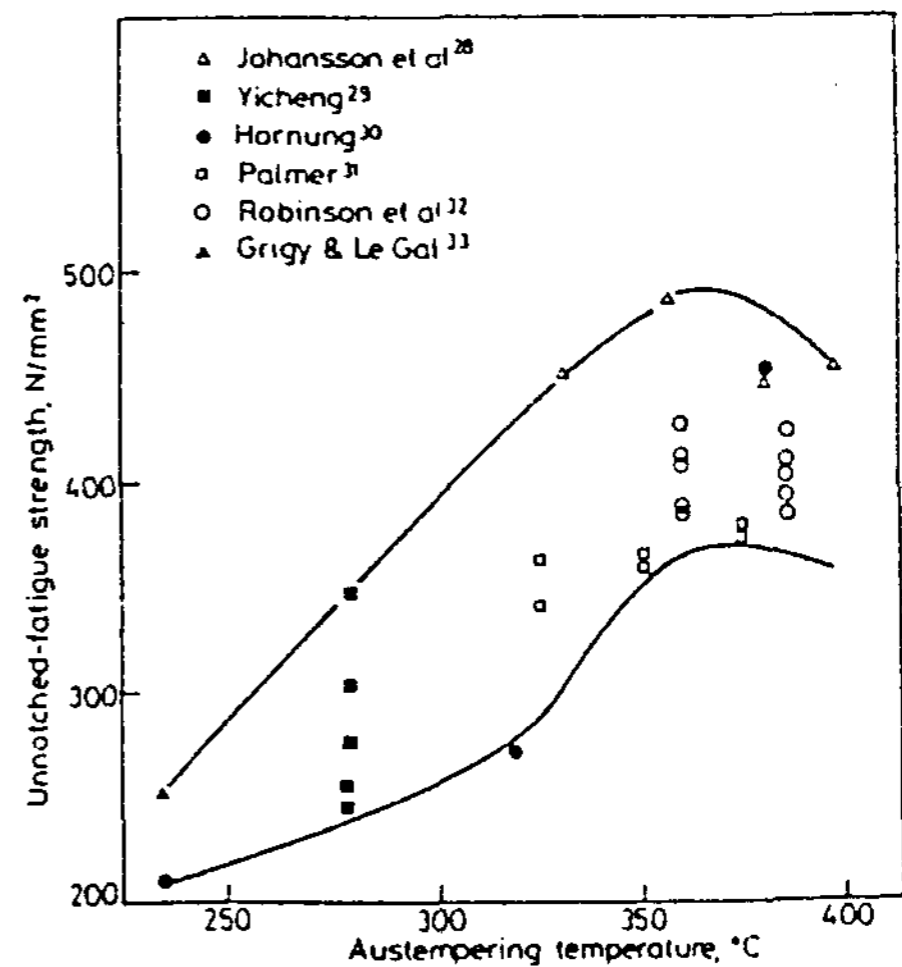


그림 10. Effects of austempering temp. on the unnotched rotating-bending fatigue strength.

율이 높다. 이에 대한 설명으로는 성장하는 피로 크랙의 선단에 있는 소성변형장으로 인하여 잔류 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하며 그 결과 부피변화가 일어나 소성유기 크랙폐쇄를 유발하고 피로크랙성장속도를 저하시킨다는 것이다.

제어된 숏피닝이나 필릿압연과 같은 냉각가공 조작은 ADI부품의 피로성질을 향상시킬 것이다. 구상흑연주철을 저온(235~300°C)에서 오스템퍼링하여 경질의 오스페라이트조직으로 된 부품은 인장잔류응력을 가진다. 이탈리아 피아트사에서 연구에 의하면 표면 냉각가공은 3점 굽힘 피로시험의 결과로부터 알 수 있듯이 피로강도가 크게 향상될 수 있다. 이 결과에 의하면 숏피닝 한 ADI는의 물성은 표면처리한 단강의 물성에 가깝게 된다.

330~400°C에서 오스템퍼하여 조대한 오스페라이트조직으로 한 부품의 잔류응력에 관해서는 알려진 게 별로 없다. 그렇지만 이 경우 역시 냉간가공으로 피로한이 증가하며, 이의 상당부분은 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 소성유기변태함으로써 압축응력이 야기되기 때문이라고 생각된다.

그림 11에 굽힘피로강도에 대한 롤가공의 효과를 나타냈는데, 미가공품에 대하여 축부의 롤가공으로 피로강도 증가가 약 2.5배까지 향상되기도 되어 신뢰성의 확보에 극히 유효하였다.[5]

4.3 마모저항

일반적으로 어떤 재료에서나 가능하면 높은 경도를 확보해야 좋은 마모저항을 얻게 된다. 저온(235~250°C) 오스템퍼링을 하면 ADI의 경도가 높고(480~550HB) 마모저항이 좋다. 오스템퍼링온도가 증가함에 따라 경도(및 여기서는 마모저항)가 점차 감소된다. 그렇지만 전형적인 경도 280~320HB인 연질 재료는 다량의 잔류오스테나이트를 함유한다. 이 잔류오스테나이트는 표면 변형을 유발하는 숏피닝, 표면압연 혹은 마모과정과 같은 국부냉간가공의 작용을 받으면 표면에서 가공경화되며 심지어 마르텐사이트로 변태하기까지 한다. 사용중 경화층을 형성하는 능력은 ADI의 부품의 주용한 특성인 바, 경화표면이 닳아 없어지면 계속해서 경화 내마모층이 새로이 형성되어 연속적으로 대체되는 것이다.

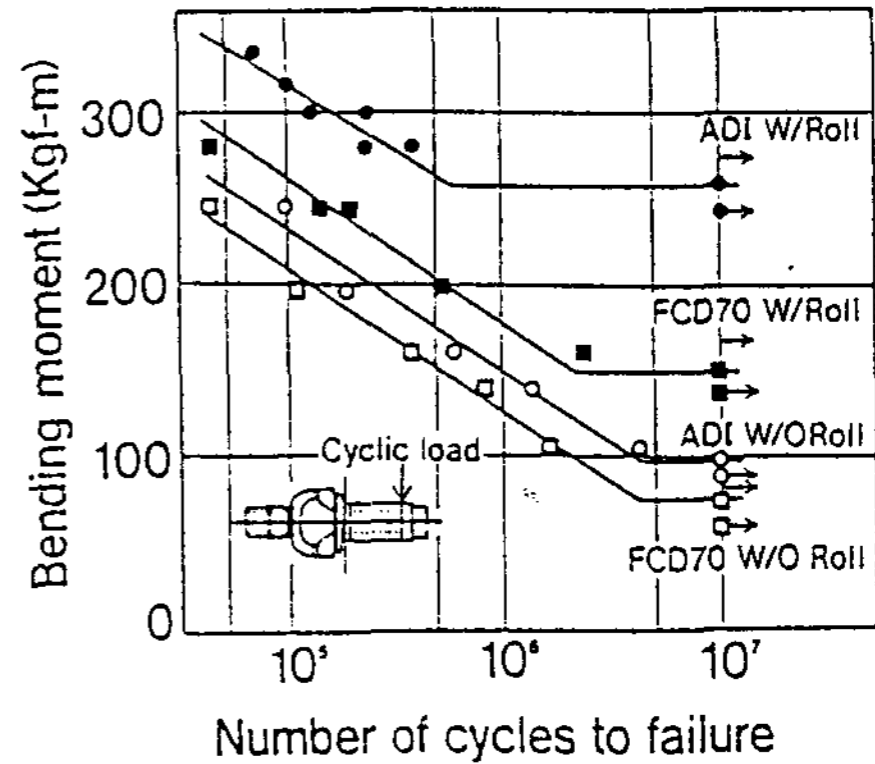


그림 11. Effect of fillet rolling on rotating bending fatigue strength.

4.4 기계가공성

채택한 열처리조건에 따라 ADI부품은 높은 경도를 가지거나, 높은 가공경화속도를 가진다. 등급에 따라 기계가공성의 차이는 있지만 대부분의 기계가공은 열처리전 가장 연한 상태일 때 수행한다. 경험적으로 구상흑연주철은 비슷한 강도의 단강보다 기계가공이 쉽다는 것이 확인된다.

이상적으로는 기계가공은 오스템퍼링전에 수행해야 하지만, 오스템퍼링중 발생하는 소량의 팽창을 예측할 수 있는 정보가 요구된다. 주물을 기계가공전에 소둔하여 퍼얼라이트가 10% 이하로 함유된 페라이트기지로 하면, 후속 오스템퍼링중 팽창이 더욱 일관성이 있다는 보고가 있다.

한편 Takita 등[6]은 치수정밀도 및 원가상의 요구가 엄격한 경우는 오스템퍼처리후의 절삭가공이 유효하다고 판단하고서, 적극적으로 잔류오스테나이트를 저감하여 피삭성의 향상 및 요구품질의 확보를 양립시키는 오스템퍼처리법의 개발을 실시하여 왔다. 통상의 오스템퍼처리에 있어서 잔류오스테나이트를 저감시키고 완전한 오스테나이트조직으로 하는 방법인 항온보지시간의 장시간화나 항온보지온도의 상승은 실용적인 면에서 문제를 안고 있다. 그래서 종래 살두께가 두꺼운 대형부품의 냉각속도향상을 목적으로 검토되고 있는 2단 오스템퍼처리법을 발전적으로 응용하여 내마모성이나 피로강도 향상을 목적으로 첫번째의 냉각으로 경도를 확보하고 피삭성향상을 위해 2단계의 恒溫保持에서 단시간에 잔류오스테나이트를 저감하고 완전한 오스테나이트

기지로 하는 특수한 2단 오스템퍼처리법을 확립하는 것을 시도하여 양호한 품질 및 양산가능한 피삭성을 가지는 것을 확인하였다.

5. 결 언

구상흑연주철을 고강도 및 고인성의 공업용재료로 바꾸어주는 오스템퍼링 열처리를 오스테나이트화, 급냉(소입) 및 항온 오스템퍼링의 3단계로 구분하여 각 단계의 특징을 살펴보았다. 또한 화학조성이 이 오스템퍼링 열처리사이클에 미치는 영향 및 ADI의 재료특성을 간략히 알아보았다. 이러한 ADI의 재료특성을 간략히 정리하였으며, 이 재료의 특징을 잘 살려 자동차 소재 등 폭넓은 활용을 기대한다.

참 고 문 헌

- [1] BCIRA : Selected Case Studies of ADI Components 중
- [2] T. Sasaki 외 : 鑄物, Vol. 65 (1993) No. 6, P. 491
- [3] B. Kovacs : AFS-Trans., 91-75 (1991) P. 281
- [4] B. V. Kovacs : AFS-Trans., 94-83 (1994) P. 417
- [5] K. Okazaki외 : 鑄物, Vol. 65 (1993) No. 6, P. 506
- [6] M. Takita외 : 鑄物, Vol. 61 (1989) No. 9, P. 620