

Cu 함유 TRIP형 고장력 강판의 잔류오스테나이트 및 인장특성에 관한 연구

강창룡 · 김효정 · 김한군 · 성장현* · 문원진**

부경대학교 공과대학 금속공학과

*동아대학교 공과대학 금속공학과

**名古屋大學 工學部

A Study on the Retained Austenite and Tensile Properties of TRIP Type High Strength Steel Sheet with Cu

C. Y. Kang, H. J. Kim, H. G. Kim, J. H. Sung*, W. J. Moon**

Department of Metallurgical Engineering, Pukyong National University

*Department of Metallurgical Engineering, Dong-A University

**Department of Mater. Science and Engineering, Nagoya University

ABSTRACT Volume fraction and morphology of retained austenite, tensile properties of TRIP type high strength steel sheet with Fe-C-Si-Mn-Cu chemical composition have been investigated.

The retained austenite of granular, bar and film type existing in specimen was obtained after intercritical annealing and austempering. The granular type retained austenite increased with increase of intercritical annealing and austempering temperature. With increase of intercritical annealing temperature, retained austenite and carbon contents increased. Maximum contents of retained austenite was obtained by austempering at 400°C. The maximum tensile strength was obtained by austempering at 450°C and maximum elongation was obtained at 400°C. T.S×E.L value increased with increase of retained austenite contents due to the elongation strongly controlled by contents of retained austenite, but tensile strength was affected with various factors such as bainitic structure etc.

Key Words : Retained austenite, Strength-elongation balance, Transformation induced plasticity, Austenite stability, intercritical annealing, Austempering, Trip type high strength steel sheet.

1. 서 론

자동차용 고강도 강판은 70년대 두 차례의 석유 파동에 따른 에너지 절약의 요구와 연속어닐링 설비와 같은 새로운 설비도입에 따른 생산기법의 개발 등에 의해 비약적인 진보가 이루어져 왔지만,

최근 종래의 안정성과 주행성능에 대한 요구 이외에 환경문제 및 자원의 절약 등의 측면에서, 기존 강 보다 강도와 성형성이 뛰어난 고강도 강판의 필요성이 새롭게 요구되고 있다.

지금까지 알려져 있는 자동차용 고강도 강판은 석출경화형 강판, 제어압연 기술의 발달과 더불어

개발된 2상강판 등이 있지만, V. F. Zackey 등에 의해 보고된²⁾ TRIP형 고장력 강판은 재료의 강도-연성 밸런스가 대단히 우수할뿐만 아니라 roll quenching line으로 제조 가능하여 최근 많은 연구 대상³⁻⁴⁾이 되고 있고, 또한 자동차의 범퍼, 도어 보강재 및 차체 등에 적용하기 위한 연구도 진행되고 있다.

현재까지 진행된 TRIP형 고장력 강판에 대한 연구는 Hayami와 Furukawa³⁾가 2상강(dual phase)에서 잔류오스테나이트를 발견한 이래 상온에서 적정량의 잔류오스테나이트를 얻기 위한 열처리 조건⁴⁻⁵⁾ 및 치환형 합금원소를 변화시켜 이들 변화가 잔류오스테나이트에 미치는 영향⁶⁻⁹⁾, 잔류오스테나이트의 TRIP거동^{10,11)}, 실용화 연구로서 압연 조건에 관한 연구 및 연속어닐링 공정 변수에 관한 연구⁷⁻¹⁰⁾ 등에 관하여 많은 연구가 수행되어 왔다.

본 연구에서는 자동차용 강판의 고강도화에 의해 경량화를 달성하여 연비향상을 도모하고 이를 바탕으로 하여, 에너지 절약 및 환경문제를 극복하기 위해 변태유기 소성거동에 기인되어 강도-연성 밸런스가 뛰어난 TRIP형 고장력강판을 개발하기 위한 자료를 얻고자 한다. 따라서 Fe-C-Si-Mn강에 1%의 Cu를 첨가하여 강판을 제조한 다음 2상영역 및 오스테퍼링 처리조건을 변화시켜 열처리한 다음 열처리 조건변화에 따른 잔류오스테나이트 량과 형상 및 잔류오스테나이트 내 탄소농도 변화 등을 정량 조직학적으로 규명하고 동시에 이들의 변화가 인장성질에 미치는 영향을 함께 조사하였다.

2. 실험방법

2-1 시료 및 열처리

본 실험에 사용된 시료는 고주파진공유도용해로를 사용하여, Table 1과 같은 화학조성을 갖는 시료를 용해 한 다음 Fig. 1에 나타내는 바와 같이 1200°C에서 균질화 처리한 후 열간압연하여 3mm 두께의 판재를 만들었다. 이를 다시 산세 및 냉간압연을 거쳐 최종 1.2mm 두께의 판재로 만들어

각종 시험편으로 사용하였다.

Table. 1 Chemical composition of the specimen (wt.%)

C	Mn	Si	P	Cu	Fe
0.235	1.98	1.47	0.087	0.98	bal

한편 시료의 열처리는 920°C에서 20분간 노르말라이징 처리한 다음, 열팽창 시험에 의해 측정한 가열 및 냉각시의 A₁ 및 A₃ 변태점을 참고로 하여 이상영역 열처리 온도를 760°C와 800°C로 설정하여 10분까지 각각 시간을 달리하는 열처리를 한 후 350~450°C로 유지된 염욕에서 최고 10분까지 시간을 변화시켜 오스테퍼링 처리하였다.

2-2 미세조직 관찰

열처리 이전의 초기조직 및 열처리가 완료된 시료의 미세조직 관찰은 시료가 페라이트 기지에 베이나이트 페라이트, 베이나이트 및 잔류오스테나이트 등의 다상 혼합조직(multiphase structure)으로 이루어져 있기 때문에 이를 구분하기 위하여 Kalling etchant와 Na₂S₂O₈를 기본으로 한 부식액을 개발하여 부식 후 광학현미경과 주사전자 현미경에 의해 조사하였고, 2상영역 열처리 및 오스테퍼링 처리한 시료 내 존재하는 잔류오스테나이트의 형상을 조사하기 위한 투과전자 현미경 관찰은 시

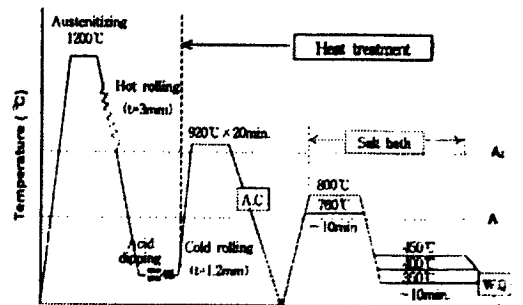


Fig. 1 Schematic diagram of the hot rolling and heat treatment process.

료를 CH_3COOH 및 HClO_4 를 혼합한 용액을 사용하여 상온에서 21V, 0.25mA의 조건으로 jet polishing 하여 박막을 만든 후 관찰하였다.

2-3 X선 회절시험

2상영역 열처리 및 오스템퍼링 처리한 시료내 존재하는 잔류오스테나이트와 잔류오스테나이트내 탄소농도 측정은 X선회절시험기에서 $\text{Co-K}\alpha$ 선을 이용하여 35KV, 17.5mA의 조건으로 회절 시험하였을 때 얻어진 회절선도로부터 잔류오스테나이트량은 Miller¹⁵⁾법에 의해 구하였고, 잔류오스테나이트내 탄소농도는 (111) γ 회절면의 면간거리를 이용하여 구하였다.

2-4 인장시험

열처리 조건변화에 따른 인장성질 및 강도-연성 밸런스 값의 변화를 조사하기 위한 인장시험은 시험편을 ASTM-E8의 규격으로 제작후 열처리 한 다음 인장시험기를 사용하여 cross head speed를 1mm/min로 정한 후 실시하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직

Photo. 1은 본 실험에 사용된 어닐링 처리한 시료의 2상영역 열처리 이전의 조직을 광학현미경에 의해 나타낸 것으로서 페라이트 기지에 펄라이트와 소량의 베이나이트 조직이 분산되어 존재하고 있는 다상혼합 조직으로 이루어져 있음을 알수 있다.

Photo. 2는 구상영역 열처리 온도변화가 미세조직 변화에 미치는 영향을 알아보기 위하여 시료를 760°C와 800°C에서 2상영역 열처리 후 400°C로 유지된 염욕중에 퀘칭하여 오스템퍼링 하였을 때 얻은 미세조직을 주사전자 현미경에 의해 나타낸 것이다. 두 시료 모두 페라이트와 베이나이트 조직에 입상 및 필름상의 잔류오스테나이트가 공존하고

있지만 2상영역 열처리 온도가 증가할수록 베이나이틱-페라이트의 양이 적어짐과 동시에 필름형태의 잔류오스테나이트 보다는 입상형태의 잔류오스테나이트가 증가하고 있음을 알 수 있다.

Photo. 3은 오스템퍼링 온도변화가 미세조직 변화에 미치는 영향을 알아보기 위하여 시료를 760°C에서 이상영역 열처리 후 350°C, 400°C 및 450°C에서 오스템퍼링 하였을 때 얻은 주사전자 현미경 사진이다. 세 시료 모두 페라이트 조직에 베이나이트 및 잔류오스테나이트가 존재하고 있음을 알 수 있고, 또한 오스템퍼링 온도가 증가함에 따라 베이

나이틱-페라이트의 양이 감소함과 더불어 필름 형태의 잔류오스테나이트는 감소하고 입상 형태의 잔류오스테나이트는 증가하고 있음을 알 수 있다.

Photo. 4는 2상영역 열처리후 오스템퍼링처리할 때 생성되는 잔류오스테나이트의 형상을 알아보기 위하여 시료를 760°C에서 2상영역 열처리 후 400°C에서 오스템퍼링 하였을 때 생성된 잔류오스테나이트를 투과전자 현미경에 의해 나타낸 것이다. 사진 a)에서는 페라이트의 입내에서 입상 및 봉상 형태의 잔류오스테나이트가 존재하고 있음을 알 수 있고, b)에서는 베이나이틱-페라이트 라스사

이에 필름형상의 잔류오스테나이트가 존재하고 있음을 알 수 있다.

TRIP형 고장력 강판에 관한 지금까지의 연구결과에 의하면^{13,14} 2상영역 열처리후 오스템퍼링처리할 때 생성되는 잔류오스테나이트는 페라이트 입내와 입계 등에 존재하는 입상과 베이나이트-페라이트 라스 사이에 존재하는 필름형상 및 페라이트 입내에 존재하는 봉상의 3가지 형상이 있다고 알려져 있다. 본 실험에서도 Photo. 4의 결과로부터 알 수 있는 바와 같이 이들 연구 결과와 잘 일치하고 있다.

이상의 미세조직 결과로부터 2상영역 열처리 온도 및 오스템퍼링 온도가 증가할수록 입상의 잔류오스테나이트가 증가하고 있음을 알 수 있고, 잔류오스테나이트의 형상도 입상 및 봉상 그리고 필름형인 3가지 형상의 잔류오스테나이트가 존재하고 있음을 알 수 있다.

3. 2 잔류오스테나이트 함량 및 잔류오스테나이트내 탄소농도 변화

Fig. 2는 2상영역 열처리 온도변화가 잔류 오스

테나이트 함량 변화에 미치는 영향을 알아보기 위하여 시료를 760°C 및 800°C에서 2상영역 열처리후 400°C에서 오스템퍼링처리 하였을 때 얻은 잔류오스테나이트 량을 나타낸 것이다. 이 그림에서 알 수 있는 바와 같이 열처리 온도가 낮은 760°C의 경우가 800°C의 경우보다 더 많은 양의 잔류오스테나이트가 얻어지고 있음을 알 수 있다. 이와 같은 이유는 Photo. 2에서 알 수 있는 바와 같이 760°C의 경우가 800°C 보다 많은 양의 베이나이트-페라이트가 생성되기 때문에 상대적으로 베이나이트-페라이트가 생성되면서 배출된 탄소가 미변태된 오스테나이트내로 확산되어 가는 정도가 많아 오스테나이트의 안정도가 더 높게 되어 오스템퍼링 후 수냉하여도 마르텐사이트로 변태되지 않고 잔류하기 때문이라 생각된다.

Fig. 3은 잔류 오스테나이트 량에 미치는 오스템퍼링 온도와 시간의 영향을 조사하여 나타낸 그림으로서, 잔류 오스테나이트 량은 오스템퍼링 온도가 400°C의 경우가 가장 많고, 오스템퍼링 시간이 증가할수록 초기단계에서는 그 양이 적지만 오스템퍼링 시간이 5분까지는 증가하다 그 이상의 시간

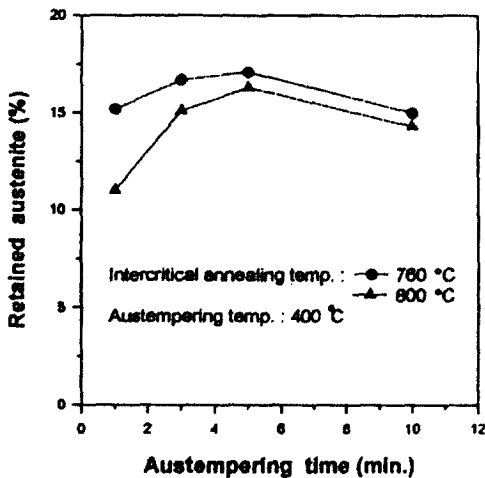


Fig. 2 Effect of intercritical annealing temperature on the amount of retained austenite obtained after annealing at two temperatures followed by austempering at 400°C

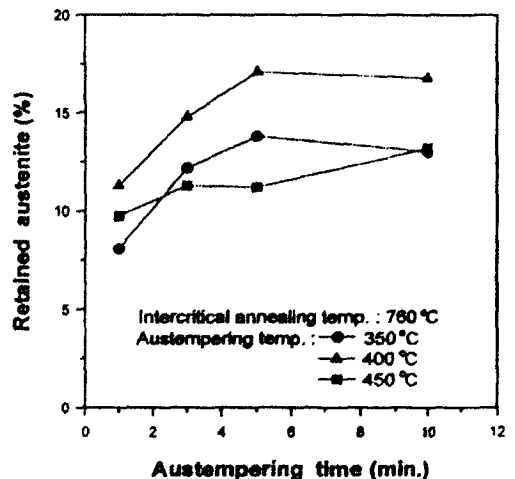


Fig. 3 Effect of time on amount of retained austenite obtained by austempering at various temperature after intercritical annealing at 760°C

이 되면 큰 변화가 없음을 알 수 있다. 이와 같은 이유는 오스테퍼링 초기단계에서 생성되는 탄소농도가 낮은 오스테나이트는 안정도가 낮아 수냉시 쉽게 마르텐사이트로 변태되기 때문에 잔류 오스테나이트량이 적지만, 이후 오스테퍼링 시간이 길어지면 Si가 베이나이트-페라이트의 성장을 촉진하고 이때 베이나이트-페라이트가 성장하면서 배출된 탄소가 미변태된 오스테나이트 내로 확산되어 가는데 기인되어 오스테나이트내 탄소농도가 증가하여 오스테나이트의 안정도는 높게된다. 따라서 오스테퍼링 후 수냉시 마르텐사이트의 변태가 억제되고 그 결과 오스테나이트로 잔류하기 때문이라⁵⁾ 생각된다.

Fig. 4는 2상영역 열처리 온도변화가 잔류오스테나이트내 탄소농도 변화에 미치는 영향을 알아보기 위하여 시료를 760°C와 800°C에서 2상영역 열처리후 400°C에서 오스테퍼링 하였을 때 얻은 잔류오스테나이트 내 탄소농도 변화를 나타낸 것이다. 잔류오스테나이트내 탄소농도는 2상영역 열처리 온도가 높은 800°C의 경우가 낮게 나타났다. 이러한 이유는 이상영역 열처리 온도가 높게 되면,

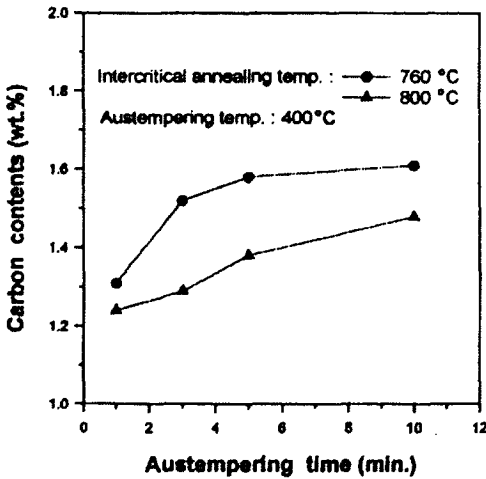


Fig. 4 Effect austempering time on the amount of retained austenite obtained by austempering at 400°C after intercritical annealing at two temperatures

많은 량의 탄화물이 용해되어 오스테나이트내로 고용되기 때문에 탄소농도가 높아야 되지만, 이상영역 열처리 온도가 높게 되면 상대적으로 오스테나이트의 량이 많아지기 때문에 오히려 탄소 농도는 낮아지게 된다⁷⁾. 따라서 2상영역 열처리 온도가 높게 되면 잔류오스테나이트내 탄소농도는 낮게 된다고 생각된다.

Fig. 5는 잔류 오스테나이트 내 탄소농도 변화에 미치는 오스테퍼링 온도와 시간의 영향을 조사하여 나타낸 것이다. 오스테퍼링 온도가 높아질수록 또한 오스테퍼링 시간이 길어질수록 탄소농도가 증가하고 있음을 알 수 있다. 이와 같이 오스테퍼링 시간이 길어질수록 탄소농도가 증가하는 이유는 오스테퍼링 시간이 길어짐에 따라 베이나이트-페라이트의 성장에 따른 미변태된 오스테나이트 내로 탄소의 확산이 많이 일어나는데 기인되어 잔류오스테나이트 내 탄소농도가 증가하기 때문이라 사료된다.

3.3 인장성질 변화

Fig. 6은 2상영역 열처리 온도변화가 인장성질에

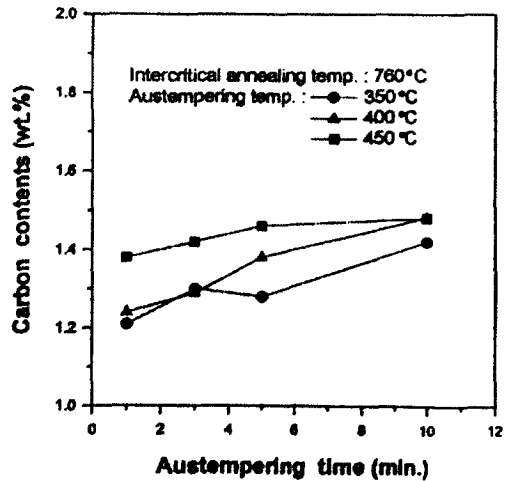


Fig. 5 Effect of austempering time on the amount of retained austenite obtained by austempering at various temperatures after intercritical annealing at 760°C

미치는 영향을 알아보기 위하여 시료를 760°C 및 800°C에서 2상영역 열처리후 400°C에서 오스테퍼링 한 다음 인장시험 하였을 때 얻은 인장강도와 연신율을 나타낸 것이다. 인장강도는 2상영역 열처리 온도에 관계없이 거의 비슷한 값을 나타내고 있는데 반하여, 연신율은 2상영역 열처리 온도가 낮은 760°C의 경우가 약간 높게 나타나고 있다. 이와 같이 2상영역 열처리 온도가 낮은 경우가 잔류오스테나이트의 량이 많아 변태유기 소성거동이 크게 나타났기 때문이다¹³⁾.

Fig. 7은 인장성질에 미치는 오스테퍼링 온도의 영향을 나타낸 것이다. 인장강도는 오스테퍼링 온도가 450°C인 경우가 가장 높게 나타났고, 연신율은 400°C인 경우가 가장 높게 나타났다. 이와 같은 이유는 TRIP형 강판의 인장성질은 잔류오스테나이트에 크게 지배된다고 알려져 있는데¹³⁾, 본 실험에서도 오스테퍼링 처리 온도변화에 따른 잔류오

스테나이트의 량 및 잔류오스테나이트내 탄소농도 변화를 나타낸 Fig. 3과 Fig. 5에서 알 수 있는 바와 같이 오스테퍼링 온도가 450°C인 경우가 잔류오스테나이트의 량이 가장 적을뿐만 아니라 잔류오스테나이트내 탄소농도가 가장 높기 때문에 강도가 최고로 높게 나타났고, 연신율은 400°C 경우가 잔류오스테나이트의 량이 가장 많기 때문에 최고 높게 나타난다고 생각된다. 한편 이 결과로부터 인장성질은 잔류오스테나이트에 지배되고 있다는 것을 알 수 있다. 따라서 인장강도와 연신율에 미치는 잔류오스테나이트의 영향을 조사하였다.

Fig. 8은 인장성질에 미치는 잔류오스테나이트의 영향을 보다 상세하게 알아보기 위하여 시료를 760°C 및 800°C에서 2상영역 열처리후 여러 온도에서 오스테퍼링 한 다음 인장시험 하였을 때 얻은 인장강도와 연신율을 잔류오스테나이트의 량에 대해 나타낸 것이다. 잔류오스테나이트의 량이 증가함에 따라 인장강도는 감소하지만 비례적인 관계는 성립되지 않고 있는데 반하여, 연신율은 직선

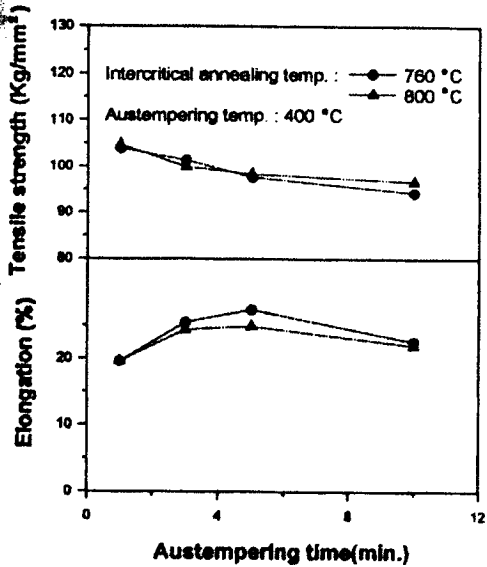


Fig. 6 Tensile properties as a function of austempering time at 400°C after intercritical annealing at two temperatures

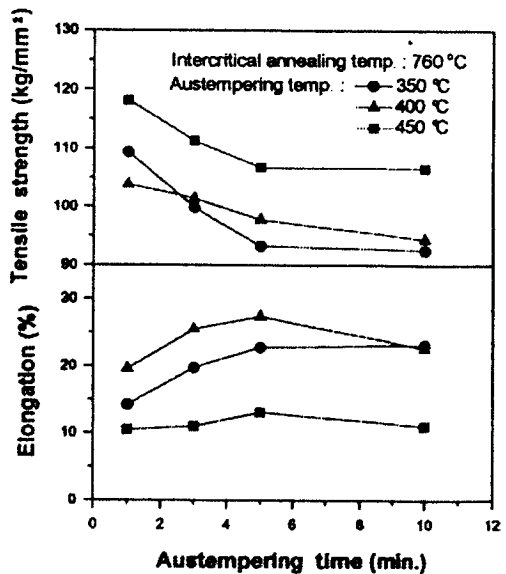


Fig. 7 Tensile properties as a function of austempering time at various temperatures after intercritical annealing at 760°C

직선적인 비례관계로 증가하고 있음을 알 수 있다. 이 결과로부터 본 실험에서 사용된 강판의 연신율은 잔류오스테나이트에 강하게 지배되고 있지만, 인장강도는 잔류오스테나이트의 베이나이트 등과 같은 조직에도 영향을 받고 있음을 알 수 있다¹³⁾.

Fig. 9는 강도-연성 밸런스 값에 미치는 잔류오스테나이트 영향을 알아보기 위하여 Fig. 8의 인장 시험에서 얻은 강도-연성 밸런스 값을 잔류오스테나이트의 량에 대해 나타낸 것이다. 잔류오스테나이트 량이 증가함에 따라 강도-연성 밸런스 값이 직선적인 비례관계로 증가하고 있음을 알 수 있다. 따라서 이 결과로부터 TRIP형 고장력 강판의 강도-연성 밸런스 값은 잔류오스테나이트의 량에 강하게 지배되고 있음을 알 수 있다¹³⁾.

4. 결론

강도-연성 밸런스가 우수한 Fe-C-Si-Mn-Cu 조성물을 갖는 TRIP형 강판에서 이상영역 및 오스템퍼링 온도와 시간을 변화시켜 열처리 한 후 잔류오스테나이트의 양과 형상, 잔류오스테나이트내 탄

소농도 및 인장성질 등을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 2상영역 열처리후 오스템퍼링처리 하면, 페라이트 기지에 베이나이트 페라이트 및 잔류오스테나이트가 얻어지고, 이 때 잔류오스테나이트는 입상과 봉상 및 필름형태로 존재하였다. 또한 2상영역 열처리 온도 및 오스템퍼링 온도가 증가 할수록 입상의 잔류오스테나이트가 증가하였다.
- 2) 2상영역 열처리 온도가 높아질수록 잔류오스테나이트 량 및 잔류오스테나이트내 탄소농도는 증가하고, 오스템퍼링 온도가 높아지면 잔류오스테나이트내 탄소농도가 높아지지만, 잔류오스테나이트 량은 400°C의 경우가 가장 높게 나타났다.
- 3) 2상영역 열처리 온도가 증가함에 따라 인장강도는 큰 변화가 없는데 반하여 연신율은 약간 높게 나타났다. 또한 오스템퍼링 온도가 450°C인 경우가 가장 높은 인장강도 값을 나타내는데 반하여, 연신율은 400°C에서 가장 높게 나타났다.
- 4) 강도-연성 밸런스 값은 연신율이 잔류오스테나이트 량에 강하게 지배되는데 영향을 받아 잔류오스테나이트 량이 증가함에 따라 직선적으로 증가하고 있음을 알 수 있다. 그러나 인장강도는

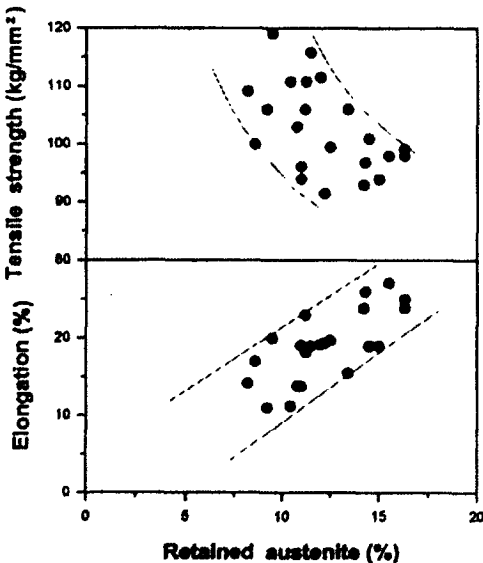


Fig. 8 Tensile properties as a function of retained austenite

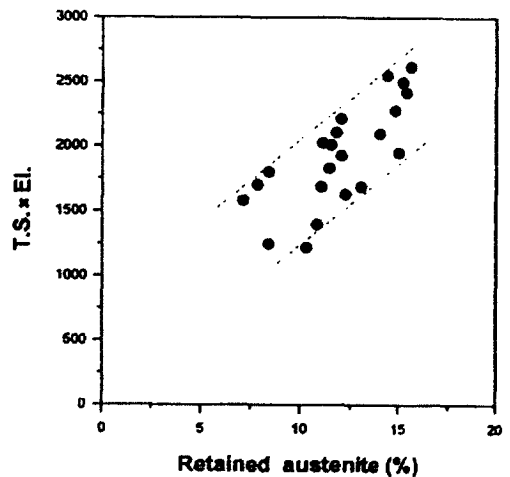


Fig. 9 Relationship between T.S. x EI. balance value and contents of retained austenite

관류오스테나이트의 베이나이트 조직 등에도 영향을 받는 것으로 판단된다.

참고문헌

- 1) Claus Razim, *Advanced Materials & Processes* (1990) Vol. 137, Jan., p. 73.
- 2) V. F. Zackey, E. R. Parler, D. Fahr, R. Bush : *Trans. ASM*, Vol. 60 (1967) p. 252.
- 3) S. Hayami, T. Fukawa : *Microalloying 75*, Union Carbide Corp., New York, (1975) p. 87.
- 4) O. Matsumura, Y. Sakuma, H. Takechi : *Trans.*, Vol. 27 (1987) p. 571.
- 5) 小松原望, 今井規雄, 國重和俊 : *CAMP-ISIJ*, Vol. 6 (1993) p. 1702.
- 6) Y. Sakuma, O. Matsumura, H. Takechi : *Metallurgical Trans. A*, Vol. 22A(1991), p. 489-498.
- 7) I. Tsukatani, T. Kamei, T. Sakai, S. Hashimoto, K. Hosomi : *Microalloyed HSLA Steels*, (1988) p. 541-550.
- 8) 水井直 : *CAMP-ISIJ*, Vol. 6 (1993) p. 1700.
- 9) O. Matsumura, Y. Sakuma, Y. Ishii, J. Zhao : *ISIJ International*, Vol. 32, No. 10, (1992) p. 1110-1116.
- 10) 松村理外 4人 : *CAMP-ISIJ*, Vol. 2 (1989) p. 828.
- 11) 정우창, 최진환 : *CAMP-ISIJ*, Vol. 6 (1993) p. 756.
- 12) 塚谷一郎, 龜井忠, 酒井忠迪 : *CAMP-ISIJ*, Vol. 1 (1988) p. 945.
- 13) 文元振, 姜昌龍, 成章鉉 : *大韓金屬學會誌* Vol. 35, No. 3 (1997) p. 297-304.
- 14) H. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayash, H. Hashimoto : *ISIJ International*, 32 (1992) p. 1311.
- 15) R. L. Miller : *Trans. ASM*, 57 (1964) p. 756.
- 16) W. S. Owen : *Trans. ASM*, 46 (1954) p. 812.
- 17) 杉本公一, 小林光征, 松島英浩 : *CAMP-ISIJ*, 6 (1993) P. 758.
- 18) K. W. Andrews : *JISI*, January 18 (1965) p. 721-727.
- 19) H. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayash, H. Hashimoto : *ISIJ International*, 32 (1992) p. 131.