

차량구조용 변태유기소성(TRIP)형 복합조직강의 인장성질에 미치는 화학조성의 영향

이 기 열* · 방 일 환 · 마 아 람 · 김 영 순

(재)전남테크노파크 신소재기술산업지원센터

Effect of Chemical Composition on Tensile Property in TRIP-assisted Multiphase Steel for Automobile Structure

Kiyeol Lee* · Ilhwan Bang · Ahram Ma · Youngsun Kim

Jeonnam Advanced Materials Industrialization Center, Haeryong-myeon, Suncheon-si, Jeonnam 540-856, Korea

(Received 11 September 2006 / Accepted 7 November 2006)

Abstract : The effect of chemical composition on the microstructural change and tensile property in TRIP-assisted steels with different chemical composition was investigated by using SEM, TEM, XRD and UTM. As a result of microscopic observation, the morphology of retained austenite could be identified as two types : a granular type in a steel containing higher silicon and a film type in a steel having higher carbon. For the case of higher carbon-containing steel with a tensile strength of 860 MPa and a total elongation of 38 %, film-typed retained austenite could be observed between lath bainitic ferrite. Actually, metastable retained austenite was a requisite for the good formability, which means that chemical composition plays a significant role in the microstructure and tensile property of TRIP-assisted steels. With respect to tensile property, the steels containing suitable silicon and manganese, respectively, showed a typical TRIP effect in stress-strain curve, while a steel containing higher manganese content exhibited the assimilar behavior shown in dual phase steel.

Key words : TRIP(변태유기소성), Microstructural change(미세조직 변화), Tensile property(인장성질), Chemical composition(화학조성), Metastable retained austenite(준안정 잔류 오스테나이트)

1. 서론

TRIP형 복합상강은 Fe-Mn-Si-C 계를 기본성분으로 하여 이상조직강 제조시 이용되는 이상영역 열처리(Intercritical annealing)에 베이나이트변태 온도구간의 항온변태처리(Isothermal treatment)를 접목시킴으로써 얻어진다.¹⁻³⁾

항온변태처리시 오스테나이트의 일부가 베이나이트로 변태되고 이 과정에서 적절한 양의 잔류 오

스테나이트가 준안정상태로 상온에서 존재하게 된다. TRIP형 복합상강에서 잔류 오스테나이트는 향후 인장변형시 기계적인 변형에 의하여 마르텐사이트로 변태되면서 변태유기소성(TRIP ; Transformation Induced Plasticity)에 크게 기여하게 되며, 그 결과 아주 우수한 연신율을 보여준다.^{2,3)}

항온변태처리후 공냉시 상온에서 3개의 상($\alpha + B + \gamma_R$)으로 이루어지는 복합조직을 나타내는 TRIP형 복합상강에서의 강도와 연신율의 조화는 이 복합조직강을 자동차 산업에 적용되는 고장력강의 범

*Corresponding author, E-mail: leeky@jamc.re.kr

주 가운데 높은 반열로 올려다 주고 고인성 충격흡수강재로서의 응용을 가능하게 한다.^{4,5)}

페라이트, 베이나이트, 마르텐사이트, 잔류 오스테나이트가 적절한 체적분율을 가지고 혼재되어 있는 TRIP형 복합강은 높은 강도와 풍부한 연신율의 기계적 성질에 기인하여 차량 충돌시 충격에너지를 흡수함으로써 차량 안정성에 기여하며 향후 자동차 산업에서 차량 보강재, 도어 임팩트 빔, 범퍼 등의 폭넓은 적용성을 시사해준다.

기존의 TRIP형 강에 관한 많은 연구 결과들을 검토해 보면 강재의 상변태 및 기계적 성질에 미치는 열처리 조건 및 잔류 오스테나이트의 특성에 대하여 많이 언급되어 온 것이 사실이다.¹⁻⁵⁾ 반면, TRIP 효과를 유발하는데 있어서 합금설계시 강재의 기계적 성질에 영향을 미치는 화학조성에 관하여는 그 수가 많지는 않다. 이에 합금조성이 TRIP 효과를 유발하는데 있어 중요변수로 작용한다는 전제하에 화학조성을 달리하여 열처리함으로써 각 합금원소가 강재의 기계적 성질에 어떠한 영향을 미치는가에 대한 체계적인 연구검토가 필요한 것이 사실이다.

본 연구에서는 화학조성을 달리하는 세 종류의 TRIP형 강에 대해 이상영역 열처리후 항온변태처리를 실시할 때에 C, Si 및 Mn이 강재의 미세조직 및 인장성질에 미치는 영향에 대하여 연구하였다. 특히, 잔류 오스테나이트가 어떠한 형상을 갖는가를 미세조직 사진을 통해 조사하였으며, 항온변태처리 후 잔류 오스테나이트의 체적분율을 비교·분석하였다. 아울러 인장변형후 응력-변형률 곡선상의 변화를 강재의 화학조성(특히 C, Si, Mn)과 관련하여 고찰하였다.

2. 실험 방법

2.1 합금설계 및 용해

Fe-Mn-Si-C계를 기본성분으로 하여 C, Si 및 Mn의 화학조성을 각기 달리한 세 종류의 TRIP형 강재를 설계하여 고주파 진공유도로에서 합금을 용해하였으며 강재의 화학조성은 Table 1과 같다. HS 강 경우 저탄소 TRIP형 강 화학조성의 하나인 Fe-0.12C-1.37Si-1.93Mn 조성을 갖도록 설계하였으며, 이에 비해 HC 강은 C의 함량을 0.27%로 증가시켰으

Table 1 Chemical composition of steels used in this study (wt.%)

	C	Si	Mn	Fe
HS	0.15	1.37	1.93	bal.
HC	0.27	1.38	1.88	bal.
HM	0.16	0.86	1.82	bal.

며, HM 강은 Si의 함량을 0.86%로 감소시켜 합금을 제조하였다.

2.2 균질화처리 및 열처리

합금 잉곳은 1,250°C에서 12시간 유지하여 균질화처리하였으며 균질화처리후 마무리온도를 900°C로 유지하면서 열간압연을 실시하여 최종두께 1.5mm인 열연판재를 제조하였다. 이후 900°C의 오스테나이트 단상영역에서 5분간 어닐링처리를 실시하였다.

다음 주요한 이단계 열처리공정으로서 780°C에서 5분간 이상영역열처리를 하였으며 항온변태처리는 410°C의 염욕로(NaCl : KCl = 1 : 1)에서 100초 동안 유지한 후 공냉하였다. 이단계 열처리 공정은 Fig. 1과 같다.

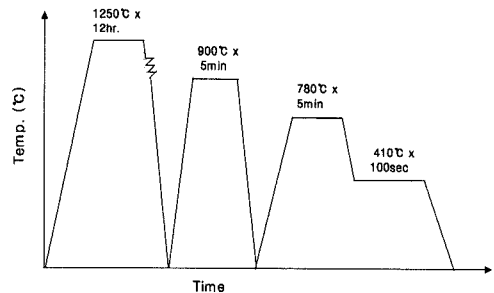


Fig. 1 Schematic diagram showing heat treatment in TRIP-assisted steel

2.3 미세조직 관찰

항온변태처리후 상온에서 존재하는 잔류 오스테나이트의 형태를 비교하기 위하여 미세조직을 관찰하였으며, 투과전자현미경(JEOL; 2000 FX-II) 관찰용 시편은 상온의 CH₃COOH + HClO₄ 혼합용액에서 21 V 및 0.25 mA의 조건으로 젯트 연마하여 천공하였고, 주사전자현미경 관찰용 시편은 2% 나이탈

(nital)로 에칭하였다.

2.4 엑스선 회절분석 및 인장시험

화학조성에 따른 잔류 오스테나이트의 체적분율을 비교하기 위하여 X-선 회절시험을 하였다. X-선 회절분석은 CuK α 특성 X-선을 이용하여 2°/min.의 주사속도로 2 θ = 60°~90° 범위에서 실시하였다. 이 단계 열처리후 화학조성에 따른 인장특성을 비교하기 위하여 상온에서 1mm/min.의 변형속도로 인장시험을 실시하였다. 여기서 인장용 시편은 폭 6.0mm, 표점거리 40mm인 판재 형상으로 제작하였고, 이 때 인장축의 방향은 압연방향과 동일하도록 하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 잔류 오스테나이트의 체적분율

Fig. 2는 이상영역열처리 및 항온변태처리를 실시한 HS, HC 및 HM 강의 주사전자현미경 사진을 각각 나타낸다. 전체적으로 페라이트 기지에 제 2상, 즉 베이나이트 및 잔류오스테나이트 조직을 갖는 전형적인 복합조직을 나타내고 있으며 강재의 화학조성에 따라 이들의 형태 및 체적분율은 다르게 나타났다. HS 강의 경우 기지 페라이트의 입계다중점에 걸쳐 제 2상이 입상형으로 존재하고 있는 미세조직을 나타냈으며 주로 입상의 잔류 오스테나이트가 관찰되었다. HC 및 HM강의 경우에는 제 2상의 체적분율이 보다 증가하였으며 잔류 오스테나이트 이외에 항온변태처리시 오스테나이트로부터 변태한 베이나이트 역시 관찰되었다. 이 경우 주사전자현미경을 통하여 각 강재의 잔류오스테나이트의 형상이 granular 혹은 film type인 것을 관측할 수는 없었다.

한편 Fig. 3은 Fig. 2와 같은 미세조직을 가지는 HS, HC 및 HM 강의 X-선 회절시험 결과치를 나타낸 것으로서 세 강재에서 모두 페라이트 피크 이외에 잔류 오스테나이트 피크가 관찰되었다. Fig. 3(a)와 (b)는 HS 및 HC강재의 X-선 회절 피크를 보여주고 있으며 두 강재 공히 피크의 양상에 있어 큰 차이를 보이지는 않았다. Fig. 3(c)는 HM강재의 X-선 회절 피크를 보여주고 있으며, 피크 끝단의 미소한 양

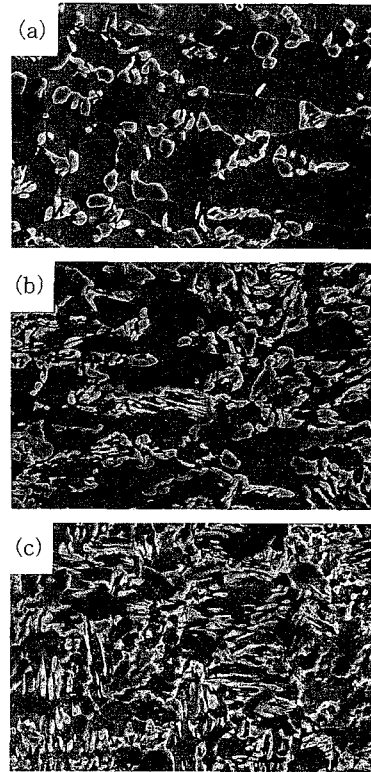


Fig. 2 SEM micrographs showing the microstructure of the secondary phase; (a) HS, (b) HC, (c) HM steels

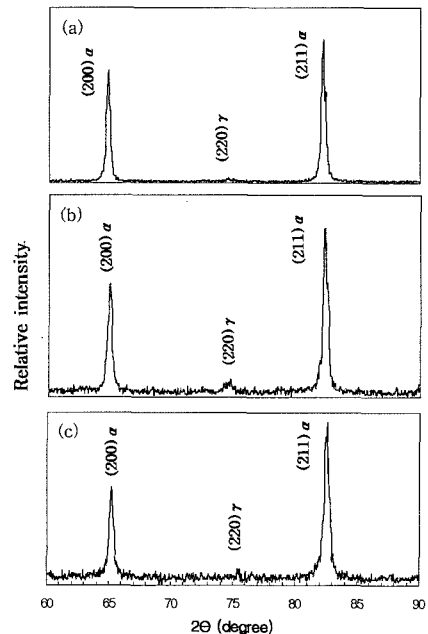


Fig. 3 X-ray diffraction profiles of (a) HS, (b) HC and (c) HM steels

분은($2\theta = 82^\circ$ 부근) 마르텐사이트의 존재 가능성을 시사해준다. 이는 상온에서 냉각 마르텐사이트가 상당량 형성되어 복합적으로 존재하고 있음을 의미한다.

Fig. 4는 X-선 회절 시험 및 화상분석을 통하여 구한 HS, HC 및 HM 강에서의 제 2상의 체적분율, 즉 베이나이트 및 잔류 오스테나이트의 양을 각각 나타낸다. 전체적으로 HS, HC 및 HM 강에서의 제 2상의 체적분율은 각각 34, 38 및 44%로 측정되었다. 이 중 HS 강의 잔류 오스테나이트 체적분율은 3.6%인 반면, HC 강은 7.2%로서 상대적으로 많은 양의 오스테나이트가 잔류하는 것을 알 수가 있었다. 이러한 차이를 보이는 이유는 HC 강의 높은 C 함량에 기인하여 잔류 오스테나이트가 안정화되었기 때문이다.

반면에, Mn에 비해 Si의 함량을 적게 첨가한 HM 강의 경우에는 HS 및 HC와 비교시 잔류 오스테나이트의 체적분율은 보다 높게 나타났다. HM 강의 경우 Mn이 초기 오스테나이트에 주로 고용되면서 전반적으로 높은 수준의 잔류 오스테나이트 체적분율을 나타낼 수 있었다. 이러한 변화를 보여준 이유는 Mn이 오스테나이트 확장원소이므로 이상영역 열처리시 Mn의 첨가효과에 기인하여 초기 오스테나이트의 체적분율이 증가하였기 때문이다.⁶⁾ 즉, 이상영역 열처리시 어닐링처리시간을 5분 정도로 유지함에 따라 초기 오스테나이트 중에 고용되는 Mn의 농도(Mn %)가 시간의 변화와 더불어 계속 증가하였기 때문이다.

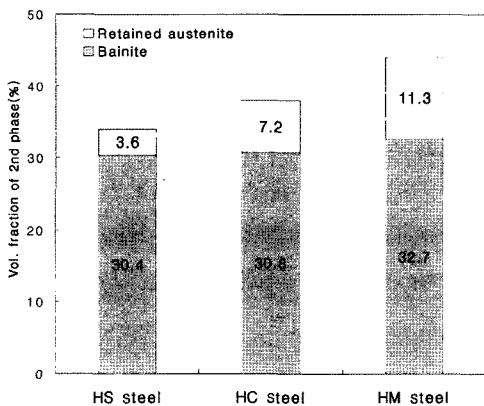


Fig. 4 The change of the volume fraction of the 2nd phase in HS, HC and HM steels

3.2 잔류 오스테나이트의 형상

Fig. 5는 HS, HC 및 HM 강의 항온변태처리후 잔류 오스테나이트의 형상을 관찰한 투과전자현미경 사진을 나타낸다. Fig. 5(a)는 HS 강의 미세조직 사진으로서 기지 페라이트상에서 베이나이트와 인접하여 다양하게 존재하는 granular type의 잔류오스테나이트 형상을 보여준다. 미세조직 관찰상 잔류 오스테나이트가 기지 페라이트의 다중점에 주로 위치하면서 베이나이트(미세한 실선모양)와 주로 인접하여 존재하고 있음을 관찰할 수가 있다. Fig. 5(b)는 HC 강에서 다양한 film type의 잔류 오스테나이트가

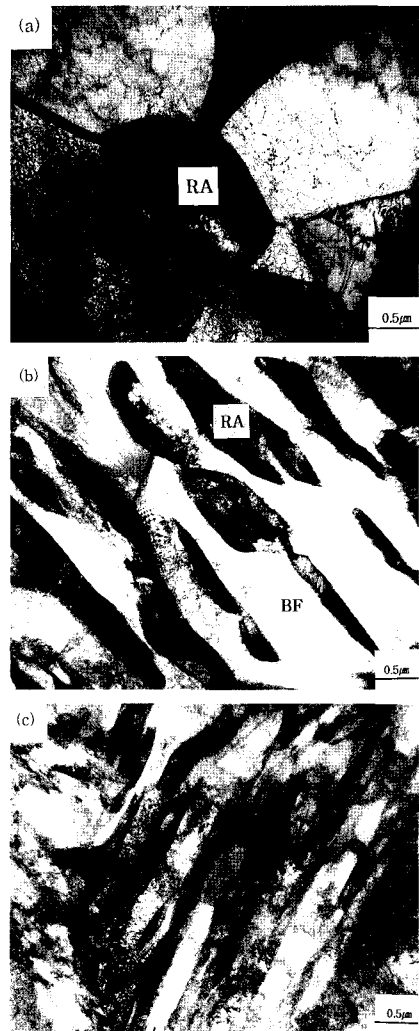


Fig. 5 TEM micrographs showing morphology of retained austenite; (a) HS, (b) HC and (c) HM steels

기지 페라이트에서 래스상의 베이니틱 페라이트와 인접하여 존재하고 있는 미세조직을 보여준다. HC 강의 경우 탄화물이 석출되지 않은 베이니틱 페라이트가 종종 관측이 되었고 film type의 잔류오스테나이트가 베이니틱 페라이트와 인접하여 존재하고 있음을 알 수가 있었다. 여기서 베이니틱 페라이트는 베이나이트가 페라이트와 탄화물로 이루어져 있는 혼합물이라고 고려할 때 Si에 의해 탄화물이 석출되지 않은 페라이트상을 의미한다.^{2,7,8)}

Si은 베이나이트 변태처리시 초석 페라이트 중의 과포화 탄소를 주변에 있는 잔류오스테나이트로 확산 이동시키는 역할을 하게 된다.⁸⁾ 이 과정에서 Si은 잔류 오스테나이트상에서의 탄화물 석출을 억제하며 탄소농도를 증가시켜 잔류 오스테나이트의 안정화에 크게 기여를 한다. 그 결과 적절한 탄소농도를 갖는 잔류 오스테나이트가 상온에서 형성되며 베이 나이트와 인접하여 존재하는 미세조직을 나타낸다.⁸⁾ 한편 Mn과 비교시 Si의 함량을 적게 첨가한 HM 강의 경우에는 Fig. 5(c)에서 보는 바와 같이 잔류오스테나이트의 형태와 관련하여 독특한 형상을 보여주었으며 HS 및 HC 강과는 다르게 granular type와 film type의 중간정도의 미세조직을 나타냈다.

3.3 강재의 인장성질의 비교

Fig. 6은 화학조성을 각기 달리하는 HS, HC 및 HM 강의 인장변형에 따른 응력-변형률 곡선을 나타낸다. 이 결과로부터 강재의 기계적 성질은 강재의 화학조성에 의해서 상당히 영향을 받는 것으로 분석이 되었다.

Si와 Mn의 함량을 비슷하게 첨가한 HS 및 HC 강의 경우 전형적인 TRIP효과를 나타냈으며, 특히 C의 함량이 높은 HC 강의 경우에는 860 MPa의 인장강도와 38%의 우수한 연신율을 보여 주었다. HM 강의 경우에는 다른 강재와 비교시 높은 인장강도와 상대적으로 낮은 연신율을 보여 주면서 TRIP 효과를 보여주지 못했다. 이는 Mn과 비교시 상대적으로 Si를 적게 함유한 HM 강재의 화학조성에 우선적으로 기인한다고 여겨진다.⁶⁾

HM 강의 경우에는 항복강도가 낮고 인장강도가 높아서 낮은 항복비(yield ratio)를 나타내어 (페라이트 + 마르텐사이트)로 구성된 이상조직강의 전형적

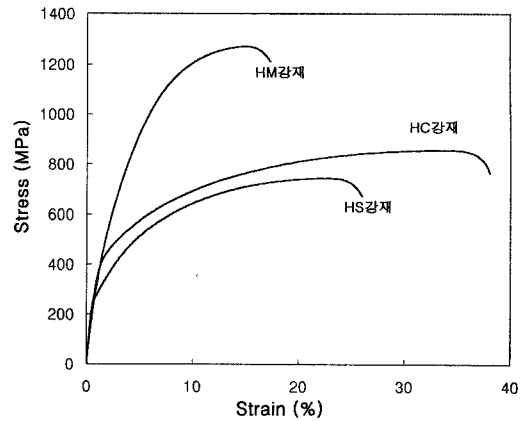


Fig. 6 Stress-strain curves of HS, HC, HM steels

인 특징을 보이고 있다. HM강의 경우, 상온에서 안정도가 낮은 잔류 오스테나이트가 생성되어 인장변형시 저조한 TRIP 효과를 나타낸 것으로 판단된다. 이는 강재의 화학조성과 연계한 잔류 오스테나이트의 불안정성과 관련하여 고찰을 할 수가 있는 바, HM 강재의 경우 Si의 효과가 약화되어 잔류오스테나이트 내의 탄소농도는 저하하게 되고 불안정하게 되면서 잔류 오스테나이트에 탄화물이 석출하게 된다.⁶⁾

HM 강재와 같이 불안정한 상태로 존재하는 잔류 오스테나이트는 향후 인장변형시 조기에 마르텐사이트로 변태하게 되고 그 결과 TRIP 효과는 저조하게 된다. 아울러 인장강도는 증가하는 반면 상대적으로 연신율은 감소한다는 점에서 이상조직강과 비슷한 거동을 보여준다.

한편, HS 및 HC 강은 공히 인장변형시 TRIP 효과를 보여주었으며, HC강의 경우 아주 우수한 기계적 성질을 보여 주었다. 화학조성과 관련하여 HS와 HC 강의 차이점은 Si와 Mn의 함량은 비슷하게 하고 C만 변화시켰다는 점에서 C가 강재의 인장강도와 연신율의 향상에 우선적으로 기여를 하였다는 것을 알 수가 있다.^{7,8)}

P. Jacques 등⁶⁾에 의하면 TRIP형 복합상강의 미세조직 및 인장성질은 잔류 오스테나이트의 양 뿐만 아니라 잔류 오스테나이트 내의 탄소농도, 즉 안정도에 의해서도 강하게 영향을 받고 있는 것으로 알려져 있다. HC 강과 같이 높은 탄소농도를 함유하는 잔류 오스테나이트는 항온변태처리후 공냉시 마르

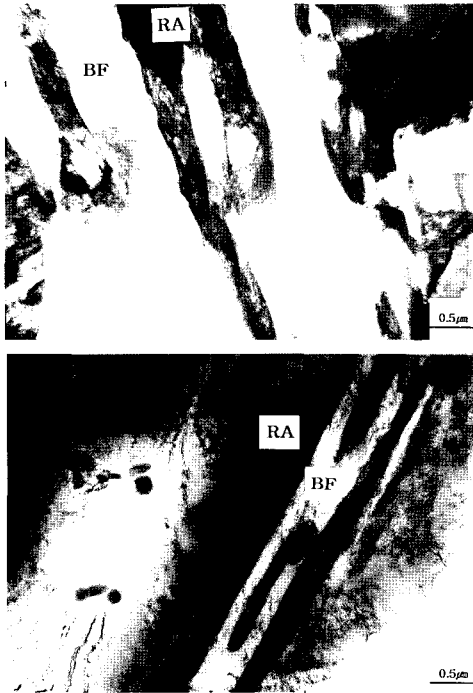


Fig. 7 TEM micrographs showing the various film type of retained austenite with suitable stability in HC steel

텐사이트로 변태하지 않고 그대로 준안정상상태 상온에서 존재한다. 이는 잔류오스테나이트의 마르텐사이트 변태개시온도가 상온보다 낮다는 것을 시사하는 바, 항온변태처리후 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하지 않고 준안정상상태(metastable state)로 상온에서 존재할 수 있는 배경을 제시해준다.

Fig. 7은 우수한 기계적 성질을 보여준 HC 강에 대하여 잔류 오스테나이트의 다양한 형상을 나타내는 투과전자현미경 미세조직 사진이다. HC 강의 경우 전반적으로 탄화물이 석출되지 않은 베이니틱 페라이트가 종종 관측이 되었고, 적절한 안정도를 가지는 film type의 잔류 오스테나이트가 베이니틱 페라이트와 인접하고 있음을 관찰할 수가 있었다. 이것으로 보아 강재의 화학조성에 기인한 잔류 오스테나이트의 안정도가 잔류 오스테나이트 체적분율과 더불어 강재의 성형성에 기여하였다고 판단이 된다.

3.4 강재의 파단 후의 미세조직

HS, HC 및 HC 강의 파단 후의 파단면을 주사전자

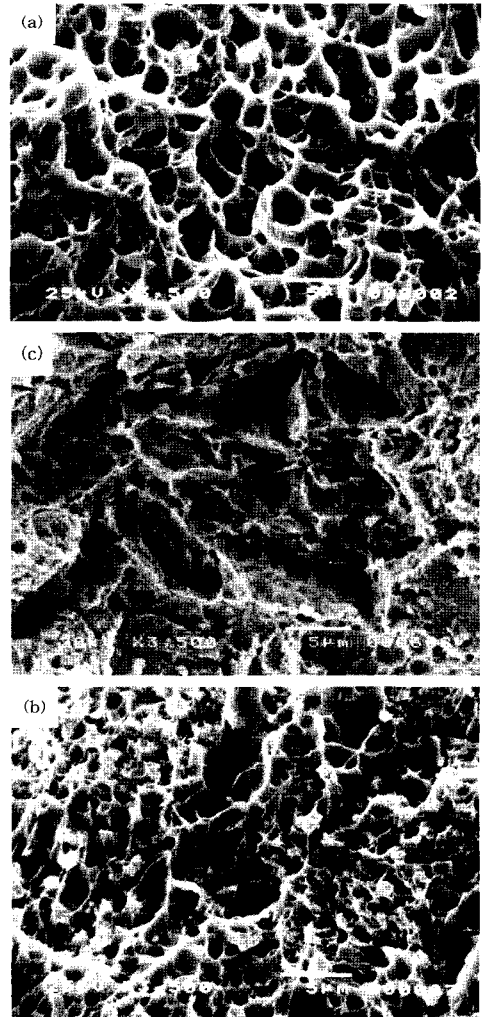


Fig. 8 Fractography showing the fractured surface after tensile testing; (a) HS, (b) HC and (c) HM steels

현미경으로 관찰하였으며 그 결과는 Fig. 8과 같다.

Fig. 8(a)는 연성파괴를 보여준 HS강재의 파단 조직을 나타낸 것으로서 여러 곳에서 dimple이 관찰되며 dimple의 생성과 성장과정을 통해서 파괴가 일어났다고 하는 것을 알 수가 있었다. Fig. 8(b)는 HC 강의 파단 조직으로서 HS 강에 비해 더욱 미세한 dimple들이 관찰되었으며 이는 HC 강의 높은 연신율에 기여하는 것으로 판단된다. 한편, Fig. 8(c)는 HM 강의 파단 조직으로서 미세한 dimple 이외에 일부 벽개 파단면이 관찰되었다.

Fig. 9는 HS, HC 및 HM 강의 인장변형후의 미세조직을 보여주는 투과전자현미경 사진이다. 인장변

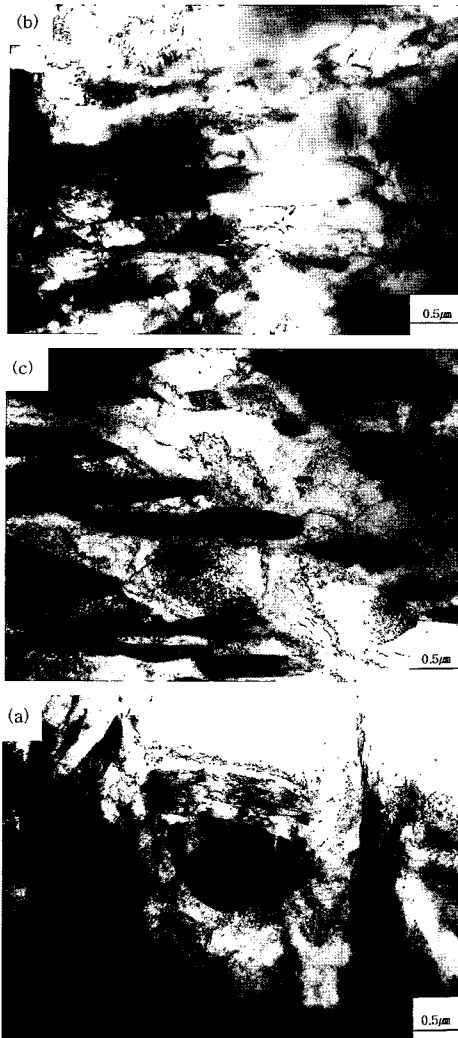


Fig. 9 TEM micrographs showing microstructure change after tensile testing; (a) HS, (b) HC and (c) HM steels

형후의 미세조직은 Fig. 5의 미세조직과는 대조적으로 기지 페라이트가 소성변형을 받아 많은 전위가 축적되어 분포하는 복합조직을 보여준다.

Fig. 9(a)는 인장변형전 granular type의 잔류 오스테나이트 형상을 보여준 HS 강에 대해 인장변형후의 미세조직을 보여주고 있다. 이 조직사진은 소성 변형중 전단응력이 가해질 경우 변형이 개시되어 기지 페라이트상에서 많은 slip trace를 남기며 축적된 전위를 보여주고 있으며 잔류 오스테나이트가 변형을 받아 변형쌍정이 생긴 흔적을 보여주고 있다. Fig. 9(c)는 HM 강의 인장변형후의 미세조직으

로서 많은 전위가 축적된 혼합상 조직을 보여주고 있으며 변형쌍정이 존재하는 것으로 관찰이 되었다. 이러한 이유로는, 인장변형시 기지 페라이트의 슬립변형이 일어나면서 잔류 오스테나이트의 계면에 전위가 집적이 되는 바, 변형속도가 빠를 경우 잔류 오스테나이트 주위에 집적된 전위가 변형쌍정에 필요한 구동력으로 작동하게 되어 잔류오스테나이트에서 변형쌍정이 일어나게 된다고 사료가 된다.

마지막으로, Fig. 9(b)는 높은 강도와 우수한 연신율을 보여준 HC 강의 인장변형후의 미세조직을 나타낸 것으로서 film type의 잔류오스테나이트가 소성변형을 받아 변형쌍정이 생긴 흔적을 역시 보여주고 있다. 이 경우 변형쌍정과 더불어 잔류오스테나이트로부터 변태된 마르텐사이트가 상당량 존재하는 것으로 관찰되었으며, 아울러 매우 높은 안정도를 보이는 잔류오스테나이트의 경우에는 변태되지 않은 상태로 미세조직상에 존재하는 것으로 판단이 된다. film type의 잔류오스테나이트와 인접하는 베이니틱 페라이트 역시 계속되는 인장변형을 통하여 전위가 축적되어 변형 전과는 매우 상이한 미세조직을 나타내었다.

4. 결론

화학조성을 달리하는 세 종류의 TRIP형 강의 경우 미세조직 및 인장성질에 미치는 HS, HC 및 HM의 영향에 대하여 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 잔류 오스테나이트 체적분율과 관련, HS 및 HC 강의 경우 900°C에서 어닐링처리후 이단 열처리를 하였을 때 HC 강이 HS 강보다 높은 수치를 보여 주었다. 반면, HM 강의 경우 잔류 오스테나이트 체적분율은 보다 높게 나타났다.
- 2) 잔류 오스테나이트 형상과 관련하여 HS 강은 granular type의 잔류 오스테나이트 형상을 보여 주었으며, HC 강의 경우 film type의 잔류 오스테나이트가 래스 베이니틱 페라이트와 인접하여 존재하였다.
- 3) Si와 Mn의 함량을 적절하게 첨가한 HC 강의 경우 860 MPa의 인장강도와 38%의 연신율을 보여 주었고, Si을 적게 함유한 HM 강은 높은 인장강

도와 상대적으로 낮은 연신율을 보이며 이상조직강과 비슷한 거동을 보여 주었다.

- 4) HS, HC 및 HM 강의 파단조직을 관찰시 덩플조직이 많이 관찰되는 바, 연성파괴라고 하는 것을 알 수가 있었다. 상기 강재들의 파단조직 관찰시 여러 곳에서 void가 관찰되었고, void의 생성과 성장과정을 통해서 파괴가 일어났다.

References

- 1) V. F. Zackay, E. R. Parker and R. Busch, "Enhancement of Ductility in Steels," Transaction of ASM, Vol.60, p.252, 1967.
- 2) Y. Sakuma, O. Matsumura and H. Takechi, "Mechanical Properties and Retained Austenite in Intercritically Heat Treated Bainite Transformed Steel," Met. Trans. Vol.22A, p.489, 1991.
- 3) G. Krauss, "Steels : Heat Treatment Processing Principles," ASM International, OH, USA, pp.78-80, 1989.
- 4) O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi, "Enhancement of Elongation by Retained Austenite in Intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn Steel," Transaction of ISIJ, Vol.27, p.570, 1987.
- 5) S. K. Liu and J. Zhang, "The Kinetics of the Bainite Transformation," Met. Trans., Vol.21A, p.1517, 1990.
- 6) P. Jacques, E. Girault, J. Van Humbeeck, E. Aernoudt and F. Delannay, "Experimental Characterization of the Bainitic Transform Kinetics," Journal de Physique, Vol.IV, p.459, 1997.
- 7) H. C. Chen, H. Era and M. Shimizu, "Effect of Phosphorus on Formation of Retained Austenite and Mechanical Property in Si-containing Steels," Met. Trans., Vol.20A, p.437, 1989.
- 8) H. K. D. H. Bhadeshia and D. V. Edmonds, "Bainite in Silicon Steels," Acta Metall, Vol.28, p.1265, 1980.