

工學碩士 學位論文

0.15C-1.5Si-1.5Mn계 TRIP형 냉연강판의
Cu 함량에 따른 기계적 성질

**Effects of Cu Addition on the Mechanical Properties of
0.15C-1.5Si-1.5Mn TRIP-Aided Cold-Rolled Steels**

指導教授 李 成 烈

2002年 8月

韓國海洋大學校 大學院

材料工學科

李 昊 哲

工學碩士 學位論文

0.15C-1.5Si-1.5Mn계 TRIP형 냉연강판의
Cu 함량에 따른 기계적 성질

**Effects of Cu Addition on the Mechanical Properties of
0.15C-1.5Si-1.5Mn TRIP-Aided Cold-Rolled Steels**

指導教授 李 成 烈

2002年 8月

韓國海洋大學校 大學院

材料工學科

李 昊 哲

本 論 文 을 李 昊 哲 의 工 學 碩 士 學 位 論 文 으 로 認 准 함 .

委 員 長 : 工 學 博 士 金 成 俊 ㉠

委 員 : 工 學 博 士 崔 日 東 ㉠

委 員 : 工 學 博 士 李 成 烈 ㉠

2002年 8月

韓 國 海 洋 大 學 校 大 學 院

材 料 工 學 科

李 昊 哲

목 차

1. 서론	1
2. 이론적 배경	3
2.1. 변태유기소성 (TRIP)	3
2.1.1. 변태유기소성 현상	3
2.1.2. 변태유기소성형 강관	7
2.2. 합금원소의 영향	9
2.2.1. C의 영향	10
2.2.2. Si의 영향	10
2.2.3. Mn의 영향	11
2.2.4. Cu의 영향	12
2.3. 변태유기소성의 특성	12
2.3.1. 변태유기소성 강의 미세조직과 특성	12
2.3.2. 변형유기 변태에 의한 연성의 향상기구	15
2.4. 잔류오스테나이트의 형성 및 안정성	17
2.5. 변형유기 마르텐사이트 변태속도식	18
3. 실험 방법	20
3.1. 합금용해 및 압연	20
3.2. 이상영역열처리 및 항온변태처리	22
3.3. 미세조직 관찰	24
3.4. 기계적 성질	24
4. 실험결과	26
4.1. Cu 함량에 따른 미세조직의 변화	26
4.2. 인장 특성	30
4.3. 잔류오스테나이트의 부피분률 및 안정성	36
5. 고찰	43

5.1. 열처리단계에서 합금원소의 영향	43
5.2. 항온변태 시간에 따른 인장특성	45
5.3. Cu 함량에 따른 기계적 특성	46
6. 결 론	48
참 고 문 헌	49
Abstract	52

1. 서 론

지난 수십년간 자동차 산업에서는 고강도 강의 개발을 위한 많은 연구가 시행되어 왔으며, 그 가운데 1967년 Zackay 등이¹⁾ 최초로 연구한 TRIP(transformation induced plasticity)강은 성형성의 감소가 없이 고강도 및 고연성을 가지는 새로운 형태의 강으로 기대되고 있다.

최근 C-Mn-Si계 TRIP형 철강재료가 주목을 받고 있는데, 이 재료의 장점은 다양한 가공 열처리 공정에 적용할 수 있으며, 저 합금화 및 합금 구성 성분이 단순하여 환경조화재료로도 적합하다. TRIP강에 있어서 우수한 기계적 특성을 얻을 수 있는 근본적인 요인은 미세조직 중의 준안정 오스테나이트가 외부응력에 의해서 마르텐사이트로 변태하기 때문이다. TRIP강의 미세조직은 일반적으로 페라이트와 베이나이트, 그리고 잔류오스테나이트가 혼합된 다상조직으로 구성된다. TRIP형 강판 제조에 관한 일반적인 열처리는 다음과 같다. A_1 과 A_3 변태온도의 중간온도 구역인 페라이트와 오스테나이트가 공존하는 2상영역에서 어닐링을 한 후, TTT curve의 Ms 직상의 온도구역인 베이나이트 변태 구역에서 항온변태 시켜 TRIP 현상을 일으키는 잔류오스테나이트를 가지게 된다. 이러한 잔류오스테나이트는 제조공정상의 가공에서 마르텐사이트로 변태를 일으켜 강도와 연성의 향상에 기여하게 된다. 상온에서 잔류오스테나이트의 안정성과 부피분율 및 페라이트와 베이나이트의 연계된 형상은 TRIP형 강판의 기계적 성질에 지대한 영향을 미치게 된다²⁻⁴⁾.

기존의 TRIP형 냉연강판의 경우 탄소함량이 0.2-0.4wt.%를 위주로 연구되었는데, 중탄소 TRIP형 냉연강판이 많은 양의 잔류오스테나이트를 얻을 수 있었으며, 이에 따라 기계적 성질도 우수하여 1000Mpa 이상의 강도와 30% 이상의 연신율을 보이고 있다. 그러나, 탄소함량이 증가

함에 따라 용접성이 저하되는 단점이 있다. 탄소함량을 낮출 경우 다량의 잔류오스테나이트를 얻기 힘들게 되므로, 고강도, 고연성의 저탄소 TRIP강을 제조하기 위해서는 탄소함량 감소에 따른 잔류오스테나이트 양의 감소를 보완하기 위한 적절한 합금원소의 첨가가 요구된다.

한편, 스크랩의 재활용 중 정련공정에서 Cu, Sn, Cr, Zn, P, S, Ni, Mo 등은 제거가 용이하지 않아 재료 내부에 남아 있는데, 이런 원소들을 tramp 원소라 한다. Tramp 원소들은 강의 기계적 성질과 인성에 악영향을 미치며, 특히 Cu의 경우 열간 가공시 입계에 편석되어 고온인성을 떨어뜨리는 적열취성의 원인으로 작용하게 된다.^{5,6)} 그러나 TRIP형 철강재료에서 Cu는 오스테나이트 안정화 원소로 작용하여 더 많은 잔류오스테나이트를 생성시킬 것으로 기대되며 그에 따른 연성 향상도 기대된다. 또한 미세한 ϵ -Cu 석출을 통한 석출강화 효과와 페라이트 결정립의 고용강화 효과로 강도를 증가시키는 것으로 알려져 있다.³³⁾

따라서 본 연구에서는 TRIP거동에 대한 Cu의 효과를 알아보려고 하였다. 저탄소 TRIP형 철강재료에 관한 지금까지의 연구에 의하면, 0.2wt.%C 이하의 경우, Mn과 Si의 함량이 각각 1.5wt.%일 때 TRIP형 강판 가장 우수한 강도-연성의 조합을 나타내는 것으로 보고되고 있다^{7,8)}. 따라서 본 연구에서는 0.15C-1.5Mn-1.5Si를 기본 조성으로 하고, 여기에 Cu를 0.5, 1.0wt.% 첨가한 TRIP형 철강재료에 대한 미세조직과 기계적 성질 및 잔류오스테나이트의 분율에 미치는 Cu의 영향에 관하여 연구하였다.

2. 이론적 배경

2.1. 변태유기소성 (TRIP)

오스테나이트를 임계냉각속도 이상으로 냉각하면, Ms점에 이르러 마르텐사이트 변태를 개시한다. 그러나 상온에서 안정한 오스테나이트를 소성 변형시키면 마르텐사이트로 변태되며, 이와 같이 가공에 의해 마르텐사이트가 발생되기 시작하는 온도를 Md점이라고 부른다. 그리고 오스테나이트를 Ms점과 Md점 사이에서 변형시키면 매우 큰 연성을 나타내는 경우가 있는데 이것을 변태유기소성이라고 한다.

2.1.1. 변태유기소성의 발생 메카니즘

그림 1은 동일한 농도의 오스테나이트와 마르텐사이트의 화학 자유에너지의 온도에 따른 변화를 도식적으로 나타내었다.⁹⁾ 그림 중의 온도 T_0 는 오스테나이트와 마르텐사이트의 자유에너지가 같은 온도이고, T_0 이상의 온도에서는 오스테나이트의 화학적 자유에너지가 낮아서 오스테나이트가 안정하고, T_0 이하의 온도에서는 마르텐사이트의 화학적 자유에너지가 낮게 되어 마르텐사이트가 안정하게 된다. Ms는 임계냉각속도 이상의 급냉에 의해 마르텐사이트가 생성되는 온도이다. 또한 T_0 와 Ms 온도 사이의 온도에서는 마르텐사이트가 생성되지 않는다. 그러므로 급냉시 Ms점에서 오스테나이트의 화학적 자유에너지와 마르텐사이트의 화학적 자유에너지의 차이인 $AB(\Delta G_{Ms}^{\gamma \rightarrow \alpha'})$ 가 마르텐사이트 변태를 위한 구동력이 된다. 그러나 Ms와 T_0 사이의 임의 온도 T_1 에서는 화학적 자유에너지의 차이 $CD(\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha'})$ 가 마르텐사이트 변태 구동력인 $AB(\Delta G_{Ms}^{\gamma \rightarrow \alpha'})$ 보다 작기 때문에 마르텐사이트변태가 발생하기 위해서는 DE 만큼의 자

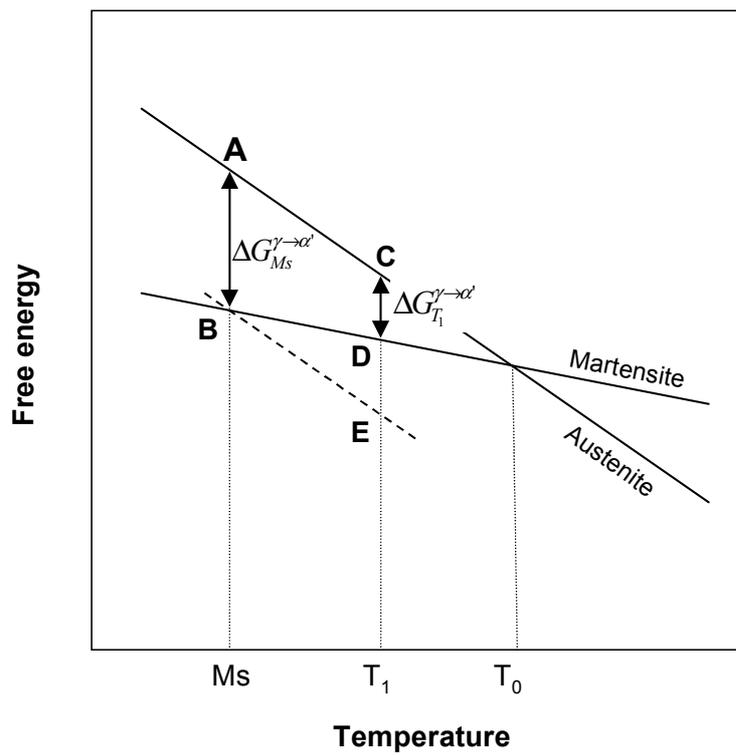


Fig. 1. Schematic diagram showing the free energy change for a martensite transformation from austenite.

유에너지가 더 필요하다. 즉 화학적 자유에너지의 차이에 의한 구동력 CD와 외부구동력 DE가 부가되어야만 마르텐사이트 변태가 일어나게 된다. 따라서 마르텐사이트 변태가 일어나기 위해서는 DE에 해당하는 기계적 구동력(mechanical driving force)이 외부로부터 부가되어야 한다. 이때, 응력이나 변형을 가하는 온도가 높을수록 마르텐사이트 변태량은 적어지며 어느 일정 임계온도 이상에서는 외부에서 응력이나 변형을 아무리 가해도 변태가 일어나지 않는데, 이 임계온도를 M_d 라 한다.

이와 같이, 외력의 도움에 의해 변태가 일어나는 가공유기변태는 일반적으로 다음의 2 가지 형태로 분류되고 있다. 냉각시 생성되는 마르텐사이트 핵생성 위치에서 외부 응력의 도움에 의해 일어나는 변태를 응력유기변태(stress-assisted transformation)라 하고, 소성변형에 의해 새로운 장소에서 핵생성이 일어나서 변태되는 경우를 변형유기변태(strain-induced transformation)라 한다. 두 변태기구에 대한 응력과 온도의 관계를 그림 2에 도식적으로 나타내었다. M_s 온도와 M_s^a 온도 사이에서 일어나는 변태가 응력유기변태로서, 재료의 slip에 요구되는 응력보다 낮은 응력이 가해진 경우 발생하기 때문에 소성변형은 전부 변태소성에 의한 것으로, 마르텐사이트의 부피분율은 변형량과 직선적인 관계를 갖는다.

M_s^a 온도는 마르텐사이트 변태가 탄성응력에 의해 유기될 수 있는 최대온도이다. M_s^a 온도 이상에서는 응력유기변태에 필요한 이론적인 응력에 도달하기 전에 모상 중에 소성유동이 일어나게 되고, 새로 생긴 변형유기 핵생성 장소(site)가 변태에 영향을 주게 된다. 즉 shear band의 교차점이 응력유기 마르텐사이트 변태의 핵생성 장소(site)로 작용하며, 핵생성 장소는 HCP 구조의 ϵ -마르텐사이트, 기계적 쌍정, 적층결함 및 planar slip band 등이 있으며, 소성변형 중에 형성된 결함이다. 즉 M_s^a 온도와 M_d 온도 사이의 온도범위에서 변형유기변태가 일어나며,

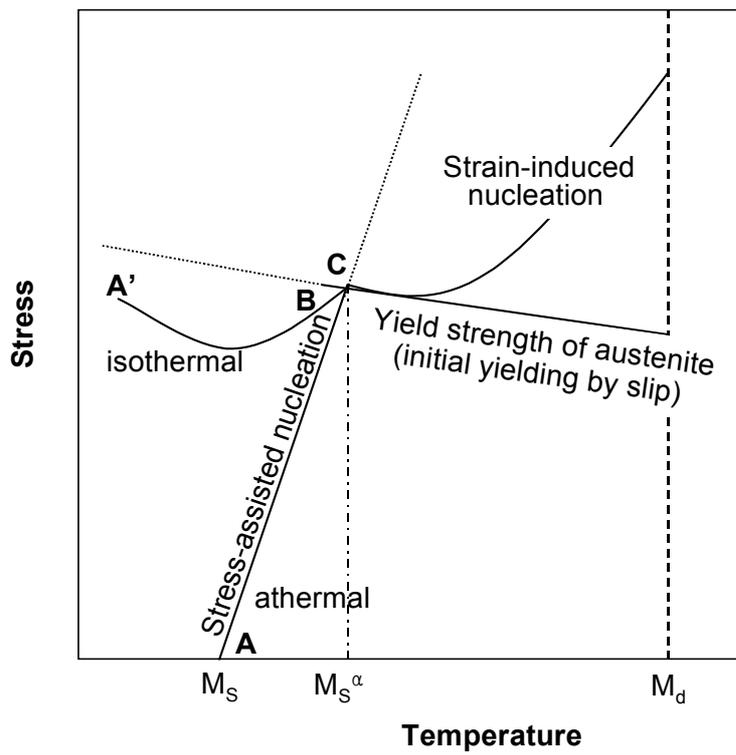


Fig. 2. Schematic representation of the stress-assisted and strain-induced martensitic transformation.

이와 같은 변형유기변태가 일어나는 경우 재료는 매우 큰 소성을 나타내며, 이러한 현상을 이용한 것을 변태유기소성(TRIP)이라 한다.

2.1.2. 변태유기소성형 강판

1967년 Zackay 등¹⁾에 의해 개발된 Fe-Cr-Ni계 준안정 오스테나이트 스테인레스 강은 오스테나이트가 상온에서도 비교적 안정하게 존재하도록 하여 소성변형 과정에서 가공유기 마르텐사이트가 생성되도록 설계되었다. 일반적인 탄소강에서 잔류오스테나이트를 얻기 위해서는 탄소와 합금원소를 많이 첨가하여 Ms점을 상온 근방까지 낮추어야 한다. 최근 저합금강에서도 TRIP현상을 응용한 여러 종류의 고강도-고연성의 합금강이 개발되었다^{10,11)}. TRIP강에 대한 연구가 활발히 진행된 것은 TRIP현상의 응용이 일반적인 재료의 강화법과는 달리 연성이 저하되지 않으면서 강도를 향상시킬 수 있다는 이점 때문이다. 즉, 동일한 강도의 강판과 비교하면, 연신율이 크므로 인장강도×연신율의 값으로 표시되는 가공성 지수가 다른 고강도 강에 비해 높다. 그림 3은 현재까지 개발된 여러 종류의 고강도 강판의 강도-연성의 관계를 보여주고 있다³⁵⁾. 그림 3에서 TRIP 강판은 강도-연성의 조화가 다른 강화기구에 의한 고강도 강판에 비해 높은 수준을 보이고 있음을 알 수 있다. 일반적으로 재료의 강화는 연성의 저하를 유발하고, 특히 철강소재의 경우 강도향상은 연성의 저하와 이에 따른 가공성이 감소한다. 또한 저온인성의 감소, 용접성의 저하도 함께 동반함으로 사용에 제한을 받고 있다. 그러나, TRIP강은 미세조직내 존재하는 잔류오스테나이트의 TRIP 현상에 의해 매우 우수한 인장강도-연성의 조화를 보이며, 아울러 성형성 및 용접성 등도 우수한 것으로 보고되고 있으므로 고연성, 고강도의 철강소재설계에 적용되는 효과적인 방법으로 판단된다.

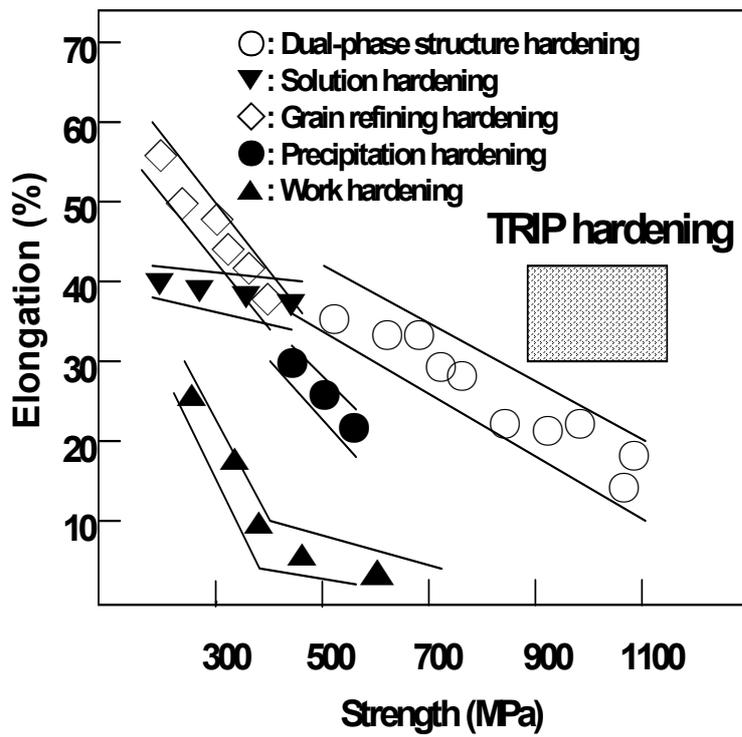


Fig. 3. Strength–elongation balance of the various high strength steel sheets depending on their hardening mechanism^{35,36}.

최근에는 C-Si-Mn계 저합금 TRIP강이 개발되어 그 응용성이 더욱 증대되고 있다. Matsumura 등^{11~13)}은 주로 0.4wt% 수준의 탄소를 함유한 중탄소강의 TRIP형 강에 대하여 연구가 이루어졌으며 인장강도 1000MPa, 연신을 40% 정도의 매우 우수한 특성을 갖는 초고강도 냉연강판을 얻는데 성공하였으나, 탄소함량이 높기 때문에 강재의 용접성이 급격히 저하되므로 그 사용이 극히 제한될 수밖에 없었다. TRIP 강판은 잔류오스테나이트의 TRIP 현상에 의한 연성확보가 가장 중요한 목적의 하나이므로, 적어도 10% 이상의 잔류오스테나이트를 함유하여야 한다. 기존의 이상조직강의 탄소함량(0.1wt.%C 이하)으로는 잔류오스테나이트의 부피분율이 감소하여 TRIP 현상에 의한 연성향상 효과는 제한을 받을 수밖에 없다. 이에 따라, 최근 Sugimoto 등¹¹⁾과 Girault 등^{15,16)}의 보고에서는 탄소함량 0.2wt%(spot 용접이 가능한 탄소 조성 범위)이하의 강재에 대한 연구를 활발히 수행하였으며, 또한 Kim 등^{4,7,8)}은 탄소함량 0.15wt.% 이하의 강재를 이용하여 인장강도 700~800MPa과 연신을 30%이상의 TRIP형 냉연강판을 개발하였다.

2.2. 합금원소의 영향

잔류오스테나이트의 형성에 영향을 미치는 합금성분에는 크게 오스테나이트 형성원소와 페라이트 형성원소가 있다. 이중 오스테나이트 형성원소는 강판을 ($\alpha+\gamma$)이상영역으로 가열할 때 오스테나이트 자체의 안정도를 증가시키는 역할을 하는 것으로 C, N, Mn, Ni 등의 원소가 있으며, 또한 페라이트 형성원소는 가열 후 냉각과정이나 베이나이트 변태처리과정에서 초석페라이트의 생성을 촉진하여 페라이트 중의 탄소를 인접한 오스테나이트로 확산 이동시키는 역할을 하는 합금성분으로서 Si, Al, P, Mo 등이 있다. 이러한 합금성분 중에서 특히 잔류오스테나이트 형성

에 주된 역할을 하는 것은 C, Si, Mn 성분이며, $C > Si > Mn$ 순으로 그 효과가 크다고 알려져 있다.

2.2.1. C의 영향

탄소는 오스테나이트 안정화 원소로서 잔류오스테나이트 형성에 가장 중요한 역할을 하며, C-Mn-Si 계 TRIP형 강의 대부분은 0.2~0.4%의 높은 탄소함량을 가진다. 그러나 탄소함량이 높으면 용접성이 저하되므로 자동차용 강판으로 사용하기 위한 큰 제약조건이 될 수 있다. 이에 따라 최근에는 TRIP형 냉연강판의 탄소함량을 0.2%이하로 낮추는 대신 다른 합금원소 및 열처리 조건을 최적화하는 방향으로 연구가 이루어지고 있다^{7,8)}.

2.2.2. Si의 영향

Si는 이상영역의 열처리 온도에서 대부분 페라이트 내에 고용됨으로 페라이트 기지강화에 기여하며, 일부의 Si가 오스테나이트 내에 고용된다. Si는 오스테나이트 중의 탄소농도를 증가시켜 항온변태 열처리에서 베이나이트에 탄화물이 석출되는 것을 억제함과 동시에 베이나이트와 인접한 오스테나이트 내에서의 탄소농도 증가를 촉진시킴으로서 잔류오스테나이트의 부피분율 및 안정성 증가에 기여하는 것으로 알려져 있다. 또한 저탄소 TRIP형 냉연강판의 경우 Si의 함량을 높이면 잔류오스테나이트 부피분율의 증가와 함께 현저한 기계적 성질의 개선효과를 얻을 수 있다고 보고되고 있다^{13,14,16)}. Sawai 등¹⁷⁾은 C-Mn-Si계 TRIP형 냉연강판에 대한 연구에서 Si가 Mn보다 TRIP효과에 더 큰 역할을 한다고 보고한 바 있다. 또한 Si를 1%이상 첨가하면 C의 활동도를 증가시켜 잔류오스테나이트에 탄소농도를 부화시키고 탄화물의 형성을 억제하는데, 일반적으로 대략 1.0~2.0%가 바람직한 것으로 알려져 있다.

2.2.3. Mn의 영향

Mn은 오스테나이트 안정화 원소이므로 Mn 함량을 높여주면 잔류오스테나이트의 부피분율이 증가할 수 있음이 예상될 수 있다. 그러나, Mn의 함량이 높아지면 잔류오스테나이트의 부피분율과 인장강도는 증가하지만, 이상영역열처리 과정에서 오스테나이트의 경화능이 높아지고 잔류오스테나이트의 안정도가 저하될 수 있다. 또한 최종 미세조직 내에 다량의 마르텐사이트가 형성될 수 있기 때문에 인장연신율은 20%정도의 수준으로 낮아질 수 있다.

Sakuma등¹³⁾은 Mn 함량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트 부피분율도 증가하지만 안정도에는 별 영향이 없으며 잔류오스테나이트의 경화능향상을 억제시키기 위해서 이상영역 열처리 후 냉각속도를 감소시켜야 하며, Mn은 탄소와는 달리 어느 한계이상으로 첨가되면 베이니틱 페라이트를 포함하는 잔류오스테나이트 대신에 안정화된 마르텐사이트가 잔류오스테나이트와 함께 형성되어 강의 특성개선에 한계를 갖게 한다고 보고하였다. 그리고, Mn량이 너무 적게 함유되면 변형중에 오스테나이트가 TRIP에 의한 마르텐사이트로 변태하는데 어려움을 갖게 할 수도 있다고 보고하였다.

앞선 연구보고에서도 Mn의 경우 강도가 증가하는 대신에 연성은 저하된다는 보고가 있었다. 또한 Si의 함량과 관련하여 Si/Mn의 값이 작을수록 미세조직 내의 밴드조직이 강하게 형성되며, 밴드조직이 형성된 경우에는 연성향상의 효과가 작아지므로, 잔류오스테나이트 분율의 증가와 이에 따른 연성 향상을 위해서는 가능한 Si/Mn 값을 높여 밴드조직이 형성되지 않도록 하여야 한다고 보고하였다.⁷⁾

2.2.4. Cu의 영향

Cu가 강에 첨가되면 인장강도 및 탄성한계를 높이고, 부식에 대한 저항성을 증가시킨다고 알려져 있다. Depaul과 Kitchin¹⁸⁾은 열간압연 이후 공랭하는 동안 Cu 석출은 강의 항복강도와 인장강도를 증가시키며 연성을 감소시키고, 결정립 미세화 효과를 가져온다고 하였다. 또한 압연 후에 650°C에서 aging 함으로써 ϵ -Cu 석출물을 얻을 수 있다고 알려져 있다.

또한 Cu는 평형상태도에서 v 의 영역을 확대시키며, 오스테나이트 안정화 원소로써 이상영역열처리와 항온변태처리 이후 공랭을 하는 일반적 TRIP강판의 열처리 과정에서 보다 많은 잔류오스테나이트를 얻을 것으로 기대되며, 그에 따른 연성향상이 기대된다.

2.3. 변태유기소성의 특성

2.3.1. 변태유기소성 강의 미세조직과 열처리 방법

TRIP강은 잔류오스테나이트의 변형 또는 응력 유기 마르텐사이트 변태에 의해 기계적 성질이 향상되기 때문에 미세조직의 잔류오스테나이트의 양이 10% 이상 함유되어야만 TRIP현상에 대한 효과를 볼 수 있으며, $(\alpha+v)$ 의 이상영역열처리와 austempering의 열처리에 의해 다량의 준안정 오스테나이트를 얻을 수 있다. 또한, 합금원소의 분배에 의한 오스테나이트의 M_s 온도저하도 잔류오스테나이트 형성에 가장 중요한 요인으로 인식되고 있다. TRIP현상에 적합한 미세조직을 얻기 위해서는 각각의 열처리 공정 시에 적합한 온도 및 시간이 요구되며, 이에 따라 기계적 성질에도 큰 영향을 미친다. TRIP형 강재 제작에 관련되

는 각각의 열처리 과정과 미세조직 변화를 그림 4에 도식적으로 나타내었다.¹⁹⁾

냉연강판을 (오스테나이트+페라이트) 이상영역 온도에서 어닐링하면 펄라이트가 오스테나이트로 상변태함으로써 오스테나이트와 페라이트의 이상조직이 되며. 이때, 조직의 구성비율은 합금성분에 따른 A_{C1} , A_{C3} 및 가열온도에 의해 결정되어진다. 또한, 압연시에 잔존하는 펄라이트의 밴드조직을 완전하게 분해할 수 있도록 충분한 유지시간도 요구된다. 이상영역 어닐링 후 austempering 온도까지 급냉함으로써 이 과정에서 오스테나이트 상의 펄라이트 변태가 억제되고, 오스테나이트로부터 일부의 초석 페라이트(혹은 변태 페라이트, transformed ferrite)로 변태될 수 있다. 적당한 시간동안 항온유지시켜 오스테나이트의 일부를 베이나이트로 변태시켜 최종조직이 (페라이트+베이나이트+잔류오스테나이트)의 혼합조직이 되도록 한다. Austempering 항온열처리 시에 오스테나이트가 베이나이트로 변태됨에 따라 베이나이트로 변태되지 않은 오스테나이트에 탄소의 농도를 증가시킨다. 따라서 C, Mn 등의 오스테나이트 안정화원소는 오스테나이트에 농축되면서 M_s 온도가 낮아지게 되므로 상당량의 오스테나이트가 안정화되어 상온까지 잔류하게 된다. 한편 TRIP의 열처리 조건은 미세조직에서의 각 상의 양에 연관되며, 이상영역 열처리 온도에서의 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50:50 이고 항온변태 처리 온도가 M_s 직상의 온도라면 미세조직에서 각각의 부피분율은 페라이트를 기지로 하고 2차상(베이나이트+잔류오스테나이트) 분율이 대략 40~50% 정도를 차지하도록 열처리한다. 이중 잔류오스테나이트의 부피분율은 항온변태 시간에 따라 변하며, 일반적으로 전체의 5~20% 정도를 차지하고 있다.

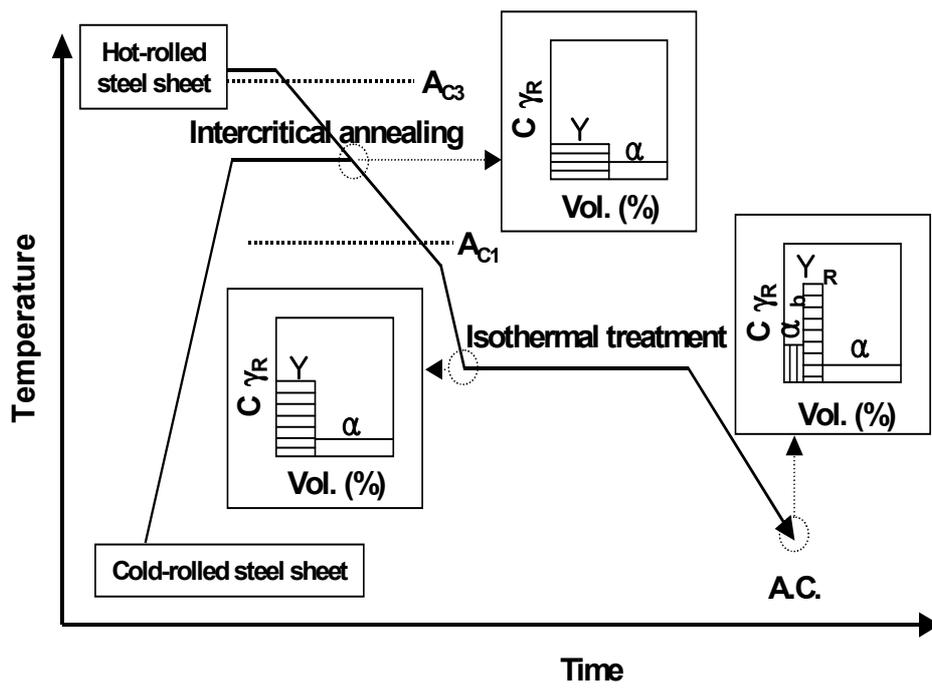


Fig. 4. Schematic drawing of the heat treatment process for producing TRIP steel and microstructural change at each stage of the process.

2.3.2. 변형유기 변태에 의한 연성의 향상 기구

변형 도중에 생성되는 변형유기변태가 연성향상에 기여하는 기구는 준안정 오스테나이트계 합금에 대한 연구에서 출발하였다.⁹⁾

McRaynolds²⁰⁾는 오스테나이트 강의 연구에서 변형 중에 마르텐사이트가 생성되면 준안정 오스테나이트의 가공경화가 촉진되어 necking이 억제된다는 제안을 하였다. 이 제안에 의하면, 오스테나이트 단상조직의 변형시에 생성되는 ϵ -마르텐사이트, α' -마르텐사이트 및 변형쌍정 등과 같은 변형유기상이 강의 연성과 파괴인성을 현저히 향상시키는 역할을 하고 있다. 또한 복합조직강에서 잔류오스테나이트에 의한 연성향상 효과는 Marder²¹⁾와 Rigsbee등²²⁾에 의해 제안되었다. 이들은 이상조직강에 소량으로 존재하는 잔류오스테나이트가 변형 중에 마르텐사이트로 가공유기변태 되고, 이때의 부피팽창에 의해 인접한 페라이트에 가동전위가 발생되어 가공경화 되며, 변형 후기에는 먼저 변태된 마르텐사이트 주위에 전위의 증식이 일어남으로써 가공경화율이 높게 되어 necking이 높은 변형률영역 쪽에서 일어나 강도와 연성이 동시에 향상된다고 설명하였다. 그러나, 강중에 함유된 모든 잔류오스테나이트가 모두 연성향상에 기여하는 것은 아니며, 잔류오스테나이트의 체적분율, 크기, 분포 및 안정도(stability) 등에 따라서 기여하는 정도가 달라지는 것으로 알려져 있다. Geol 등²³⁾은 잔류오스테나이트를 함유한 복합조직강의 변형을 semi-mechanistic model에 의해 계산하였으며, 기계적 성질과 잔류오스테나이트의 안정도와의 관계를 규명하였다. 이에 의하면, 잔류오스테나이트가 지나치게 안정하면 변형도중에 가공유기변태가 발생되지 못하여 강도 및 연성향상에 기여할 수 없으며, 반대로 너무 불안정하면 변형초기에 거의 모든 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태함으로써 복합조직강과 유사한 특성을 나타내어 강도는 증가하지만 연성은 오히려 저하된다.

따라서 적당한 안정도를 갖는 잔류오스테나이트만이 연성과 강도 향상에 기여한다고 보고되어 있다.

또한, 페라이트, 베이나이트 및 잔류오스테나이트로 구성된 3상 조직강에서 연성향상에 기여하는 잔류오스테나이트의 역할은 Rigsbee²²⁾가 제안한 변태에 따른 가공경화율의 증가로 설명되고 있다. Matsumura 등¹⁰⁾은 비교적 많은 양의 잔류 오스테나이트를 함유한 페라이트 및 베이나이트의 3상 조직강에 대한 연구에서 소성변형 중에 변태가 일어나면 모상인 페라이트의 가공경화율을 증가시켜 necking 발생 조건인 $d\sigma/d\varepsilon = \sigma$ 를 보다 높은 변형률영역 쪽으로 이동시킴으로써 균일연신율 향상에 기여한다고 제안하고 있다.

이상의 제안들을 종합해 보면 오스테나이트의 변형유기상은 연질상인 모상(matrix)이 소성변형으로 전위밀도를 증가시키고, 이에 따른 가공경화가 촉진되어 necking을 억제하기 때문에 강도와 연성이 향상된다고 요약할 수 있다. 그러나 모상의 전위밀도만을 고려한다면 강의 가공경화율이 변태시기, 즉 잔류오스테나이트의 안정도에 따라서 달라질 이유가 없다. 따라서, Suzuki⁶⁾와 Chung 등⁹⁾은 잔류오스테나이트의 가공유기변태는 페라이트 기지(matrix)의 응력집중을 완화하는 과정으로 볼 수 있으며, 이러한 응력집중의 완화과정이 점진적으로 일어날수록, 즉 잔류오스테나이트의 마르텐사이트 변태가 점진적으로 일어날수록 강관은 균일하게 변형하여 연성이 향상된다고 보고하고 있다. 따라서 TRIP강의 미세조직 구성에 있어서 잔류오스테나이트의 안정성이 중요하다고 볼 수 있다.

2.4. 잔류오스테나이트의 형성 및 안정성

페라이트, 베이나이트 및 잔류오스테나이트로 구성된 복합조직의 TRIP강이 가지는 높은 연신율은 잔류오스테나이트의 가공유기변태에 크게 의존한다. 더욱이 TRIP강의 연성은 austempering 온도와 베이나이트 변태 후 잔류된 오스테나이트의 부피분율에 의해 영향을 받으며 또한 변형유기변태를 적당히 억제함으로써 연성이 더욱 향상될 수 있다²⁴⁾. 즉 높은 균일연신율을 얻기 위해서는 적당한 안정도를 갖는 잔류오스테나이트를 미세조직 내에 균일하게 분포시키는 것이 바람직하다. 그러나, 잔류오스테나이트가 너무 안정하면 큰 변형을 가하여도 변태되지 않아 단순히 석출물의 효과만을 보이며, 반대로 너무 불안정하면 변형 초기에 마르텐사이트로 변태되어 페라이트와 마르텐사이트로 구성된 이상조직강과 같은 결과를 얻게 된다. 일반적으로 잔류오스테나이트의 안정도는 Ms 온도에 크게 영향을 받는데, 이는 그림 3에 보인바와 같이 가공유기 마르텐사이트 변태가 Ms 온도와 Md 온도 범위에서만 일어나는 현상이기 때문이다. Ms 온도에 영향을 미치는 인자들은 주로 잔류오스테나이트의 조성, 크기 및 형상 등이며, 주로 고용되는 합금원소에 의해 좌우된다. 즉, 잔류오스테나이트내에 오스테나이트 안정화원소인 C, Mn의 고용량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트의 Ms 온도가 낮아지게 되어 결국 잔류오스테나이트의 안정도가 증가하게 된다. Ms 온도에 미치는 합금원소의 함유량에 관한 영향은 아래 식으로 나타내어진다.

$$M_s(^{\circ}C) = 550 - (360 \times \text{wt.\%C}) - (40 \times \text{wt.\%Mn}) \text{-----}(1)$$

여기서, %C는 잔류오스테나이트내의 C 함량이고, %Mn은 잔류오스테나이트내의 Mn 함량이다.

2.5. 변형유기 마르텐사이트 변태율

TRIP강의 우수한 강도와 연성의 조화는 잔류오스테나이트의 변형 및 응력 유기 마르텐사이트 변태에 의존하며, 아울러 각 합금의 인장특성은 잔류오스테나이트의 변태속도 및 잔류오스테나이트의 안정성에 의존하는 것으로 알려져 있다. 잔류오스테나이트의 변형 및 응력 유기 마르텐사이트 변태현상에 대해서는 연구자들에 의해 연구가 진행되고 있으며, 각기 다른 변태속도 실험식을 제시하고 있다. 현재 TRIP강 분야에서 가장 활발한 연구를 수행하고 있는 Sugimoto 등²⁴⁾은 다음의 실험식을 통해 잔류오스테나이트의 안정성을 평가하고 있으며,

$$\log f = \log f_0 - k \cdot \epsilon \text{-----}(2)$$

여기서 f 는 잔류오스테나이트 부피분율, f_0 는 초기 잔류오스테나이트 부피분율, k 는 안정도 계수, ϵ 는 진변형률이다. 식(2)에서 k 값이 작을수록 잔류오스테나이트의 변형에 대한 안정도가 높다는 것을 의미한다.

한편, 오스테나이트에서 마르텐사이트로의 변태율에 관한 식은 안정도계수의 비교가 쉬워야 한다. 또한 오스테나이트에서 마르텐사이트로 변태될 때, 큰 활성화 에너지가 필요하기 때문에 균일 핵생성이 어렵고 복합조직강판에서의 잔류오스테나이트와 304 스테인레스강에서의 오스테나이트상 등이 100% 마르텐사이트로 변태되지 않음을 알 수 있다²⁵⁾. Olson과 Cohen²⁶⁾이 제시한 변태속도식의 단점은 오스테나이트가 모두 마르텐사이트로 변태된다고 가정하고 있기 때문에 잔류오스테나이트의 안정성에 대한 평가가 용이하지 못하다. 소성변형에 의해 마르텐사이트 변태가 일어나는 경우에는 동적연화(dynamic softening)에 의해 많은 연신이 순간적으로 발생하는 현상이 나타나기도 한다. 이것은 변태가 일어

나기 전에 이미 상당량의 전위가 오스테나이트 주위에 집적되고 있음을 의미하는 것이다. 따라서, 변형유기 변태에서 변형량과 변태량의 관계를 밝히기 위해서는 소성변형에 수반되는 결정립내의 전위집적을 고려할 필요가 있다. 이러한 전위집적을 고려하여 최근에 Chung⁹⁾이 제안한 비탄성변형 모델을 이용하여 변형유기 마르텐사이트 변태를 해석하면, 비탄성변형 중에 전위들의 집적으로 인하여 재료내부에 축적된 내부변형에너지를 변형유기 마르텐사이트 변태를 위한 기계적 구동력(그림 1에서 DE)으로 생각하여 아래와 같은 변태율에 관한 식을 제시하였다.

$$\log \left[\ln \left(1 - \frac{f}{f_s} \right)^{-1} \right] = \log a + n \log \epsilon \quad (3)$$

여기서 f 는 마르텐사이트로 변태한 잔류오스테나이트의 부피분율, f_s 는 마르텐사이트로 변태되는 최대 잔류오스테나이트 부피분율, ϵ 는 진변형률이다. a 는 합금조성에 관계되는 오스테나이트의 안정도계수(stability coefficient)이다. 안정도계수가 클수록 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하려는 경향이 강하며, a 값이 작을수록 잔류오스테나이트의 안정성이 높아 변형에 대한 잔류오스테나이트의 마르텐사이트변태 저항이 높다는 것을 의미한다. 변형모드계수 n 값은 마르텐사이트 핵생성율에 관계된 상수로 저합금 TRIP형 냉연강판의 경우 1.0으로 일정한 값을 나타낸다고 보고되고 있다. n 값은 $\log[\ln(1-f/f_s)^{-1}]$ 과 $\log(\epsilon)$ 을 도시한 직선의 기울기로부터 구해지며, 안정도계수 a 는 $\epsilon=1$ 일 때의 절편 값이다^{9,28)}.

3. 실험 방법

3.1. 합금용해 및 압연

본 연구에서는 (Fe-0.15%C-1.5%Si-1.5%Mn)의 합금 및 이 합금에 Cu의 함량이 각각 0.5 1.0wt.%로 되도록 합금조성을 설정하였다. 이 각각의 합금은 전해철과 Fe-Mn, Fe-Si, Fe-Cu등의 합금철을 사용하여 고주파유도용해 하였으며, 주입직전에 봉상의 고순도 알루미늄을 투입하여 탈산처리 하였다. 주조한 강괴는 두께 25mm의 슬라브형태로 조압연한 후 이를 다시 두께 3mm로 다음과 같이 열간압연을 하였다. 열간압연은 각 슬라브를 1,250℃에서 2시간동안 가열하여 균질화처리한 후 열간압연을 하였으며, 이 때 마무리 압연온도는 900℃로 일정하게 하였다. 열간압연된 강판표면의 산화피막을 제거하기 위해 80℃의 10% HCl 수용액 중에 30분~1시간동안 침지하여 산세하였다. 냉간압연하여 두께 0.8mm의 강판을 제조하였다. 기계적 성질을 평가하기 위해 냉연강판으로부터 시편이 길이방향이 압연방향과 평행한 방향으로 채취하였다. 게이지부 길이 25.4mm, 폭 6.3mm이다. 본 연구에서 사용된 냉연강판의 화학조성과 Andrews의 식²⁹⁾으로 계산된 냉연강판들의 A_{C1} , A_{C3} 및 M_s 점을 표 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical compositions (wt.%) and estimated transformation temperatures (°C) using Andrews's equation of the cold-rolled steel sheets used in this study.

Steel	Chemical composition (wt.%)				Transformation Temp.(°C)		
	C	Si	Mn	Cu	Ac ₁	Ac ₃	Ms
ECO-A	0.16	1.42	1.47	-	737	935	430
ECO-B	0.15	1.49	1.51	0.51	750	900	432
ECO-C	0.15	1.50	1.50	1.00	750	898	430

3.2. 이상영역열처리 및 항온변태처리

TRIP형 냉연강판의 잔류오스테나이트 형성과 이에 따른 기계적 성질이 ($\alpha+\gamma$)의 이상영역 열처리(intercritical annealing) 및 항온변태처리(isothermal treatment)온도와 열처리 시간에 따라 변하는 것으로 알려져 있다. 최근 보고에 따르면^{4,7-9)} 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50:50인 이상영역 온도에서 열처리를 실시하여 Ms직상 또는 Ms+20℃에서 항온변태처리 할 경우 가장 높은 잔류오스테나이트 부피분율을 얻을 수 있으며, 그에 따른 기계적 성질 또한 우수한 것으로 알려져 있다. 따라서 본 연구에서는 이상영역 열처리 온도를 페라이트와 오스테나이트와 의 부피분율이 50:50인 온도에서 5분간 실시하였으며, 항온변태온도를 3강종 모두 Ms 온도인 430℃로 하여 항온변태 시간을 1~20분간 실시한 후 공랭 하였다.

이상영역 열처리와 항온변태처리는 냉연강판에서 절취하여 가공된 인장시편을 고온용 및 저온용 염욕로(soln bath)를 사용하여 실시하였으며, 열처리 조건을 그림 5에 나타내었다.

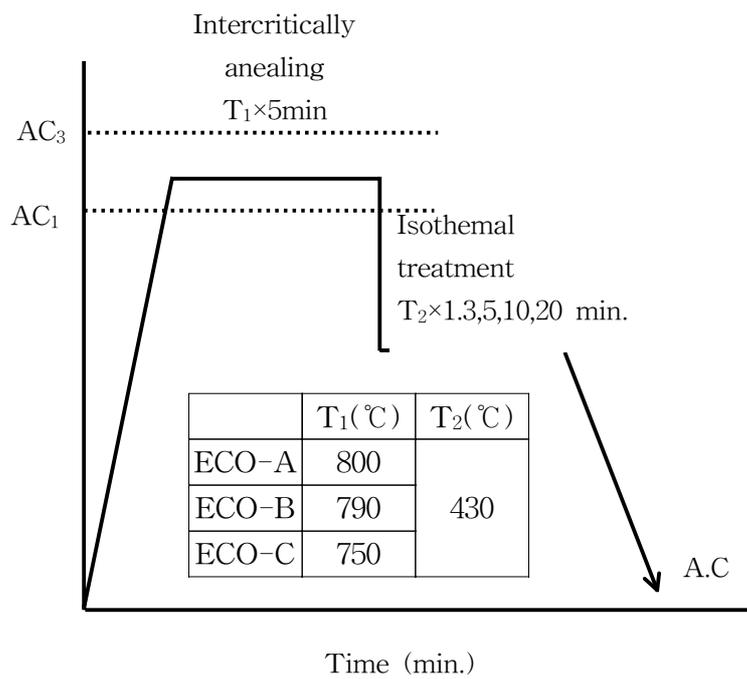


Fig. 5. Schematic diagram of the heat treatment processes for the cold-rolled steel sheets.

3.3. 미세조직 관찰

일반적으로 C-Si-Mn계 TRIP형 복합조직강은 페라이트, 베이나이트, 잔류오스테나이트 및 일부 마르텐사이트로 구성되어 미세조직이 매우 복잡하기 때문에 nital 용액으로 에칭할 경우 각각의 구성상들이 명확하게 구별하기 어렵다. 따라서 본 연구에서는 미세조직 구성상들을 구분하기 위하여 nital 용액과 10% sodium metabisulfite 용액($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ 10g + H_2O 100ml)을 사용하였다. Sodium metabisulfite 용액으로 시편을 에칭하여 광학현미경으로 관찰하면 페라이트는 회색, 베이나이트와 마르텐사이트는 검은 색, 그리고 잔류오스테나이트는 흰색으로 나타나므로 상의 구별이 용이하다.

3.4. 기계적 성질

각 냉연강판의 조성 및 열처리에 따른 기계적 성질은 인장시험기를 사용하여 측정하였다. 냉연강판들은 게이지부 길이 25.4mm, 폭 6.3mm 인 인장시편(ASTM E-8규격)으로 가공하였다. 상온에서 2mm/min.의 crosshead speed로 인장시험하였다. 항복강도는 강도-연신율 곡선으로부터 항복점 연신이 나타나는 경우는 하부항복점을, 연속항복거동을 나타내는 경우에는 0.2% offset값을 취하였다. 인장시험에서 얻어진 공칭응력-공칭변형률 곡선을 진응력-진변형률 곡선으로 변환하여 가공경화 속도 ($d\sigma/d\epsilon$)를 구하였으며, \log 진응력- \log 진변형률 곡선으로 변환하여 균일변형률 5~20% 범위에서 가공경화지수 n 을 결정하였다.

3.5. 잔류오스테나이트의 부피분율 및 C 함량 측정

각 냉연강판의 잔류오스테나이트 부피분율은 X-선 회절분석기(XRD)를 이용하여 측정하였다. XRD 분석용 시료는 열처리된 냉연강판을 2/3 두께까지 기계적 연마를 한 후, 기계적 연마시 일어날 수 있는 잔류오스테나이트의 변태 가능성을 고려하여, 냉연강판의 두께 1/2까지 화학적 연마를 하였는데, 화학적 연마는 (5% HF+95% H₂O₂) 용액을 사용하였다.

XRD 분석은 Mo-K_α 특성 X선을 이용하였으며, 회절에 의해 얻어진 페라이트와 오스테나이트 peak의 적분강도로부터 다음 식을 이용하여 잔류오스테나이트의 부피분율을 계산하였다.^{30,31)}

$$V_v = 1.4 I_v / (I_a + 1.4 I_v) \text{-----}(4)$$

식(4)에서 I_v는 {220}_v, {311}_v peak에서 얻어진 평균 적분강도값이며, I_a는 {211}_a peak로부터 구한 적분강도값이다.

한편 잔류오스테나이트 내의 C 함량은 Co-K_α 특성 X선을 사용하여 {220}_v, {311}_v peak에서 반가폭의 중간위치를 2θ로 하여, 격자 상수(a_v)를 구하였으며, 식(5)로부터 C 함량을 측정하였다.

$$a_v = 3.578 + 0.033C \text{-----}(5)$$

식(5)에서 a_v는 v상의 격자상수이고 단위는 10⁻¹⁰m(Å)이며, C는 잔류오스테나이트 내에 탄소의 함유량(wt.%)이다.

4. 실험결과

4.1. Cu 함량에 따른 미세조직의 변화

그림 6는 3가지 냉연강판의 미세조직을 관찰한 광학현미경사진으로, 10% sodium metabisulfite 수용액으로 시편을 엷칭하여, 광학현미경으로 관찰하였다. 조직상에서의 상의 구분은 페라이트는 회색, 베이나이트 및 마르텐사이트는 검은 색, 그리고 잔류오스테나이트는 흰색으로 나타난다.

ECO-A, ECO-B 및 ECO-C 모두 잔류오스테나이트의 대부분이 페라이트 및 베이나이트와 공존하고 있으며, 전반적으로 비교적 균일하게 분포되어 있다. 잔류오스테나이트의 변태거동에 대해 Chung⁹⁾은 TEM으로 관찰한 in-situ 변형실험에서 잔류오스테나이트를 베이나이트 lath 사이에 존재하는 film 형태와 페라이트 결정립계에 존재하면서 베이나이트와 인접하고 있는 granular 형태, 그리고 페라이트 결정립 내에 고립되어 존재하는 island 형태로 구분하였다. Film 형태의 잔류오스테나이트는 베이나이트나 마르텐사이트와 같은 경질상에 구속되어 있기 때문에 연질의 페라이트 기지(matrix)가 우선적으로 변형되는 초기단계에서는 변태되기 어려우며, 페라이트가 충분히 가공경화된 이후 변형 말기가 되어야 변태된다고 보고하였다. 잔류오스테나이트의 가장 대표적인 granular 형태는 이상영역에서의 오스테나이트가 항온열처리 과정에서 일부가 베이나이트로 변태하고 잔류하는 오스테나이트에 탄소가 농화되어 안정화된 것으로서 가장 우수한 TRIP거동을 나타낸다고 하였다. 또한 island 형태는 페라이트의 변형으로 생성된 전위가 섬형태의 잔류오스테나이트 주위에 집적되어 Orowan loop를 형성하고, 크기가 매우 작기 때문에 size stability 효과로 인해 변형말기까지 변태하지 않고 남아 있어 석출물과

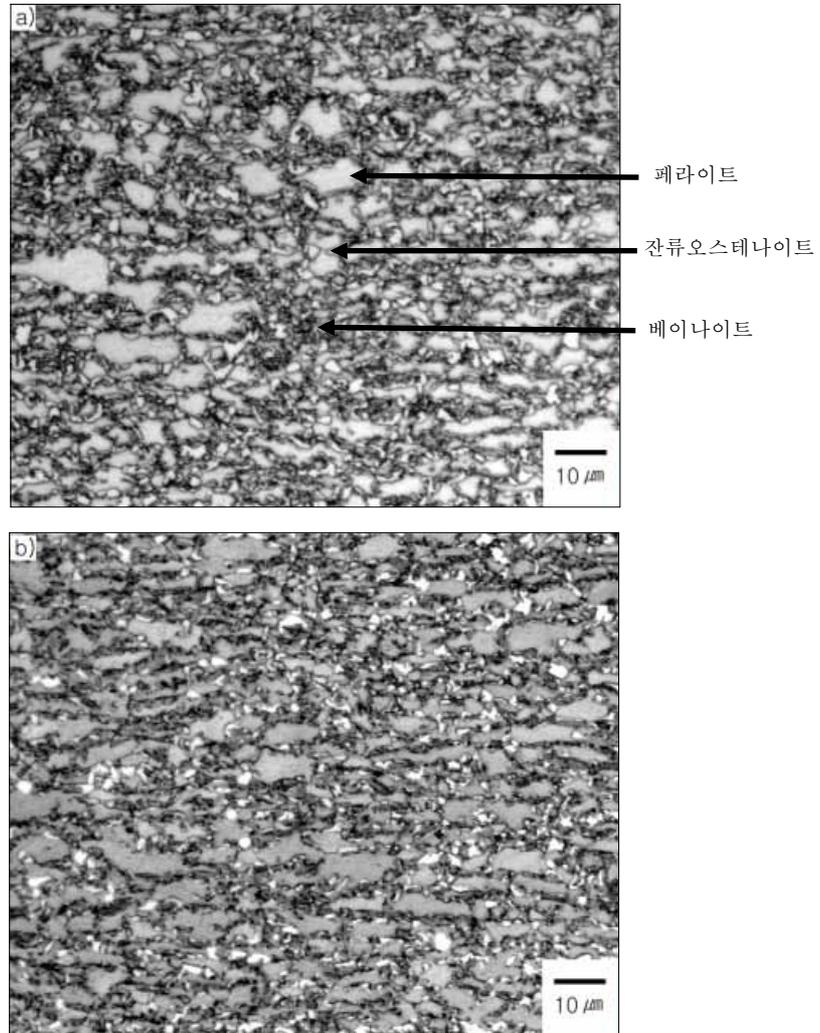


Fig. 6. Optical micrographs of the a) ECO-A, b) ECO-B, and c) ECO-C steel sheets intercritically annealed followed by isothermal treatment for 5min at 430°C.

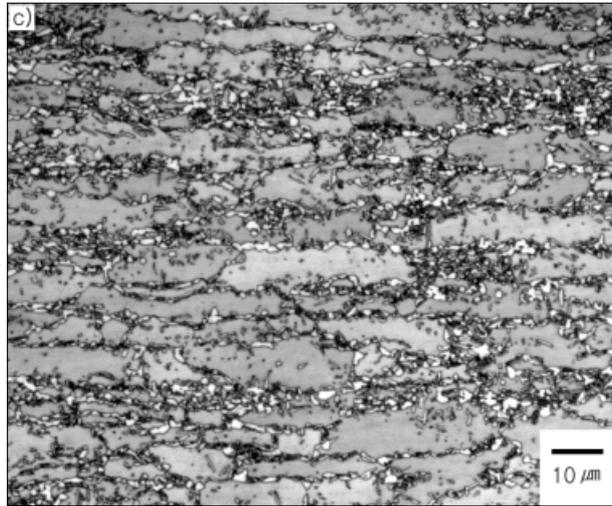


Fig. 6. Continued

유사한 역할을 할 것이라고 하였다. 이러한 island 형태의 잔류오스테나이트는 비교적 큰 페라이트 결정립 내에 $1.0\mu\text{m}$ 미만의 잔류오스테나이트가 고립된 형태로 존재하고, 응력이 가해지면 페라이트 모상에서 많은 slip trace를 남기지만 잔류오스테나이트는 아무런 변화를 보이지 않는다고 보고되고 있다.⁹⁾

미세조직에서는 Cu의 함량이 1.0wt.%인 그림 6의 c)를 보면 a)와 b)에 비해서 island 형태의 잔류오스테나이트가 많이 관찰되었으며, 이러한 island 형태의 잔류오스테나이트는 TRIP 현상으로 인한 연신율 향상에 기여하지 못할 것이다. 또한, island 형태의 잔류오스테나이트는 국부적으로 존재하여 전위의 이동을 막음으로서 granular 형태의 잔류오스테나이트가 소성에 의해 마르텐사이트로 변태될 때 그와 동시에 일어나는 페라이트의 연화에 방해가 될 수 있다. 미세조직상으로만 볼 때 island 형태의 잔류오스테나이트로 인해 ECO-A 및 ECO-B에 비해 ECO-C의 연성이 다소 낮을 것으로 예상되지만, island 형태의 잔류오스테나이트가 전체적으로 균일하게 분포되어 있는 granular 형태의 잔류오스테나이트의 양에 비해 작기 때문에 미세조직상으로 기계적 성질의 차이를 판단하기는 어렵다.

ECO-A, ECO-B 및 ECO-C 모두 film 형태의 잔류오스테나이트는 광학현미경 상으로는 구분하기 어려우며, 전체적으로 granular 형태의 잔류오스테나이트가 베이나이트 및 페라이트와 잘 연계되어 있어 TRIP 현상에 적합한 미세조직임을 확인할 수 있다.

Cu를 첨가한 Fe-Cu계 강에서는 $400\sim 650^\circ\text{C}$ 의 온도 범위 항온열처리 시에 페라이트 결정립 내에 미세한 $\epsilon\text{-Cu}$ 석출로 인한 석출강화 효과를 기대할 수 있다고 보고되고 있다.³³⁾ Cu의 석출을 조사하기 위해 투과전자 현미경(TEM)으로 미세조직을 관찰하였으나, 본 실험에서는 Cu의 석

출을 확인할 수 없었다. 이는 항온변태 온도가 430℃로 낮으며, 변태시간 또한 최대 20분으로 짧기 때문이며, 따라서 석출강화에 의한 ECO-B 및 ECO-C의 강도 증가는 기대하기 어렵다.

4.2. 인장 특성

그림 7은 열처리된 세가지 냉연강판의 인장강도, 항복강도, 연신율 및 강도-연성 balance를 항온변태처리 시간에 따라 나타낸 것이다.

항온변태 시간이 증가함에 따라 3강종 모두 인장강도와 연신율이 감소하며, 항복강도는 증가하는 것을 볼 수 있다. ECO-A, ECO-B 및 ECO-C는 각각 710~770MPa, 800~825MPa 및 835~880MPa의 인장강도를 가지며, 인장강도 및 항복강도가 3분까지 큰 변화를 나타내지만, 5분 이후에서는 다소 작은 변화를 나타낸다. 연신율의 경우 3분에서 최대 값을 가지며, 항온변태 시간이 1분인 경우 3~5분에 비해 강도는 높으나 연신율이 떨어지는 것을 확인할 수 있다.

Cu의 함량이 증가함에 따라 인장강도가 증가한다. 항복강도는 ECO-A와 ECO-B는 큰 차이가 나지 않으며, ECO-C의 경우는 ECO-A와 ECO-B에 비해 50~80MPa의 차이를 보이고 있다. 연신율은 ECO-C가 약 27%로 낮은 반면 ECO-B의 경우 최대 38%로 ECO-A에 보다 높으며, 그에 따른 강도-연성 balance도 ECO-B가 가장 우수하다.

그림 8은 항온변태 시간이 5분일 때의 공칭응력-공칭변형률 곡선을 진응력-진변형률 곡선으로 변환하여 구한 가공경화율($d\sigma/d\varepsilon$)와 진변형률 사이의 관계를 나타낸다. 가공경화율은 ECO-A에 비해 ECO-B가 조금 더 높으며, ECO-C의 경우 변형 초기에 빠른 가공경화율을 가지며 변형이 계속됨에 따라 급격히 떨어진다.

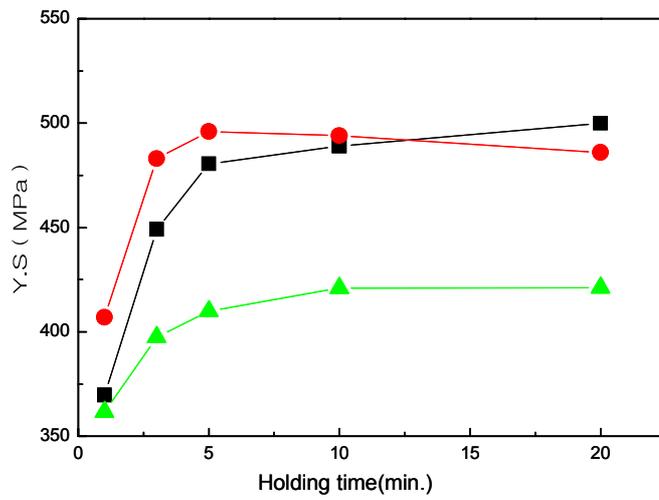
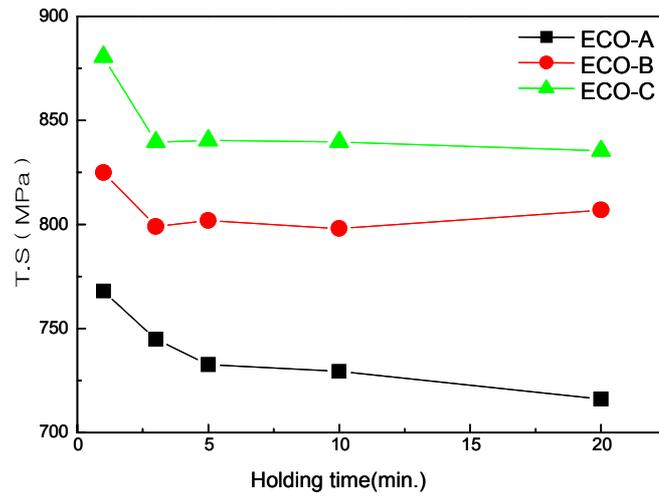


Fig. 7. Tensile properties of the ECO steel sheets.

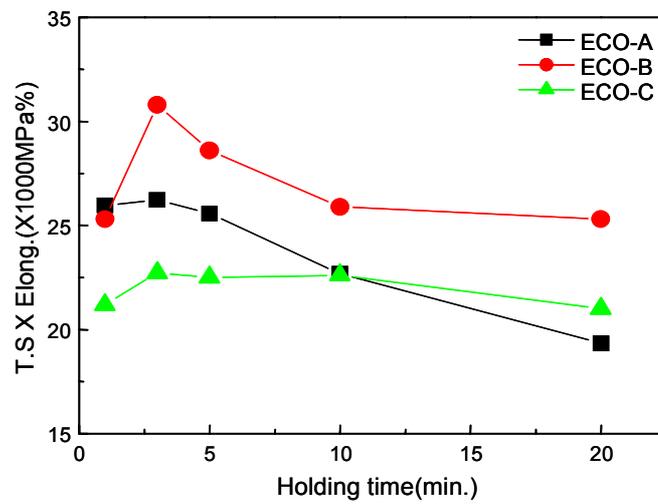
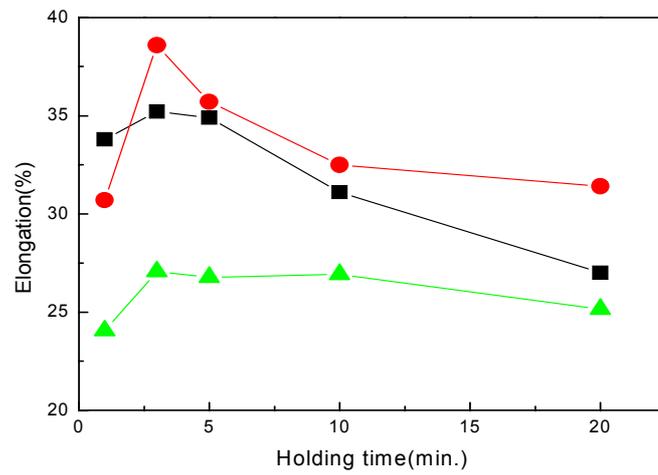


Fig. 7. Continued

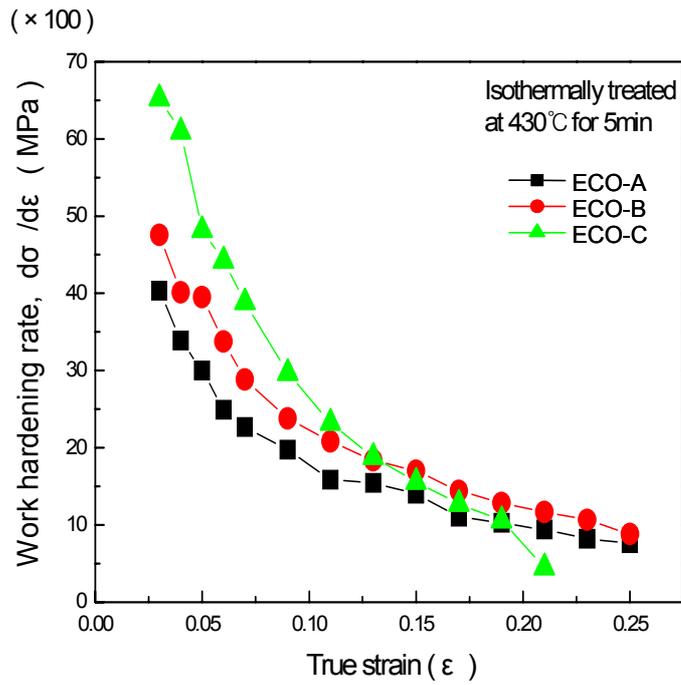


Fig. 8. Work hardening rate ($d\sigma/d\epsilon$) as function of true strain of the ECO steel sheets intercritically annealed followed by isothermal treatment for 5min.

그림 9은 log진응력-log진변형률 곡선으로부터 구한 가공경화지수(n 값)와 진변형률 사이의 관계를 나타내고 있다. ECO-A와 ECO-B는 각각 최대 0.23과 0.27 정도의 값을 가지며 진변형률이 0.15일 때까지 유지하다가 서서히 감소한다. ECO-C는 n 값이 최대 0.38 정도로 매우 높은 값을 가지지만, 진변형률 0.8이후로 급격히 감소하고 있다. 또한 진변형률이 0.10~0.17 사이에서 가공경화율 및 n 값이 ECO-C와 다른 강판들이 서로 교차하는 것을 볼 수 있다. 이는 ECO-C 강판의 잔류오스테나이트가 불안정하여, 변형 초기에 대부분의 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 변태함에 따라 초기에 높은 n 값을 가지는 것으로 판단된다.

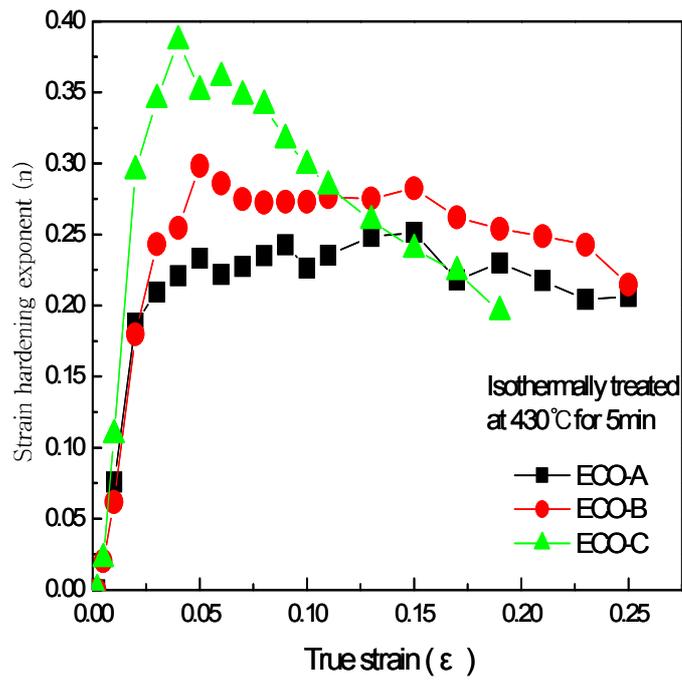


Fig. 9. Strain hardening exponent (n) as function of true strain of the ECO steel sheets intercritically annealed followed by isothermal treatment for 5min.

4.3. 잔류오스테나이트의 부피분율 및 안정성

그림 10은 XRD 회절에 의해 얻어진 페라이트와 오스테나이트 peak의 적분강도를 이용하여 구한 항온변태 시간에 따른 잔류오스테나이트의 부피분율이다. ECO-A는 항온 변태 시간에 따라 약 2% 정도의 감소를 나타내고, ECO-B와 ECO-C의 경우 잔류오스테나이트의 부피분율이 항온변태 시간에 비교적 짧은 1~5분까지는 항온변태 시간에 따라 증가하지만, 5분에서 최대 값을 가진 후에 감소한다.

표 2는 각각의 열처리한 강판 중 항온변태 시간이 3분인 강판의 잔류오스테나이트 내의 탄소함량을 나타낸다. 잔류오스테나이트 부피분율이 가장 많은 ECO-C의 탄소함량이 가장 낮은 것을 확인 할 수 있으며, 다른 합금원소의 영향이 작거나, 거의 없다면 잔류오스테나이트 내의 탄소함량은 잔류오스테나이트의 안정성과 직접적인 관계를 가진다. 또한, 그림 10을 살펴보면 Cu의 함량이 많은 ECO-C의 잔류오스테나이트 부피분율이 가장 많으며, Cu가 없는 ECO-A가 가장 적다. Cu를 1.0wt.% 첨가함으로써 잔류오스테나이트의 부피분율은 약 7% 증가하였으며, 동일한 탄소함량에서 잔류오스테나이트의 부피분율이 증가한다는 것은 잔류오스테나이트의 평균 탄소 농도를 감소시킨다. 그러므로 동일한 탄소함량에서 지나치게 많은 잔류오스테나이트의 부피분율은 잔류오스테나이트 내의 탄소 함량을 감소시켜서 잔류오스테나이트의 안정성을 저하시키며 그에 따른 기계적 성질에도 많은 영향을 끼칠 것으로 추정된다.

그림 11은 진변형율에 따른 잔류오스테나이트의 부피분율 변화를 나타내었다. ECO-A와 ECO-B는 비슷한 경향을 나타내며, 잔류오스테나이트의 양이 많은 ECO-B의 초기 변형속도가 빠르게 나타나며, ECO-C는 급격한 변형속도의 감소를 나타낸다.

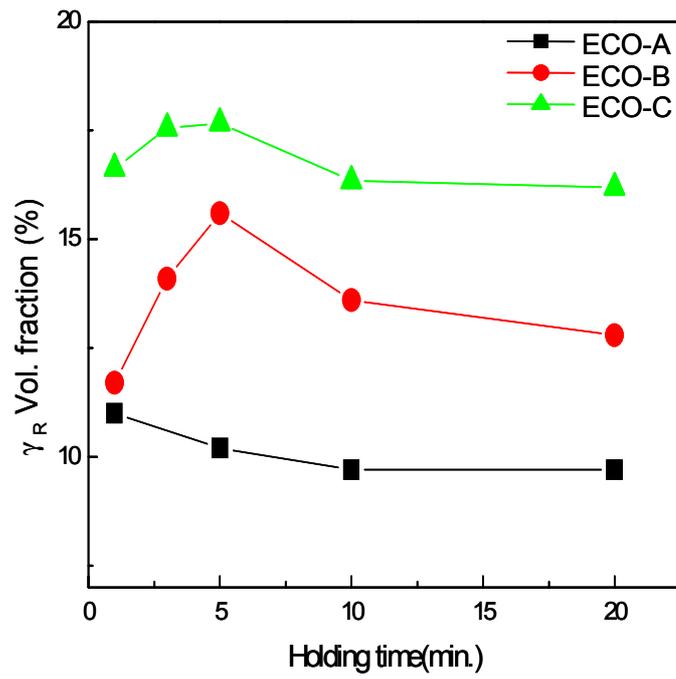


Fig. 10. Volume fraction of retained austenite as a function of isothermal treatment times for the ECO steel sheets

Table 2. Carbon content in retained austenite of the ECO steel sheets intercritically annealed followed by isothermal treatment for 3min.

	C content (wt.%)
ECO-A	1.08
ECO-B	0.91
ECO-C	0.87

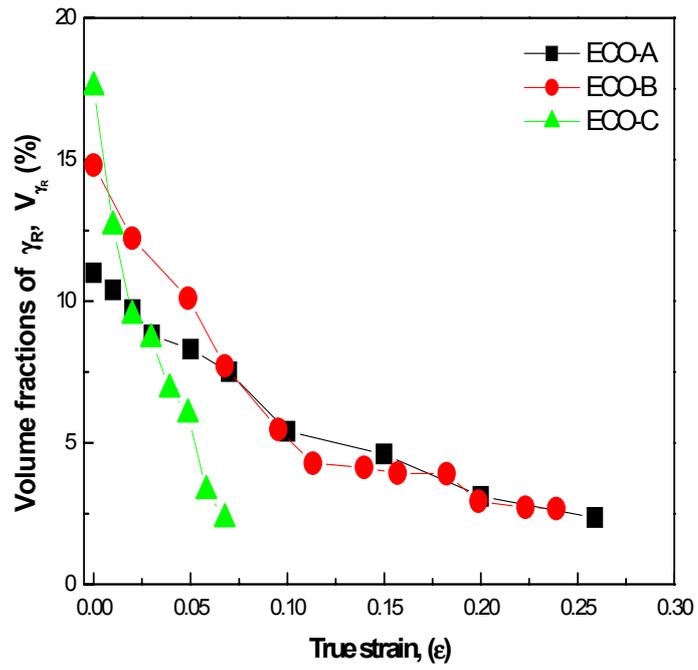


Fig. 11. Volume fraction changes of retained austenite as a function of true strain for the ECO steel sheets by isothermal treatment for 3min.

그림 12는 그림 11의 잔류오스테나이트 변태량으로부터 계산한 변태율 $(1 - V_\gamma / V_{\gamma_0})$ 의 변화를 나타내었다. 초기 잔류오스테나이트의 양에 관계없이 모두 1로 계산함에 따라 잔류오스테나이트의 변태율로서 측정된 값이다. ECO-A는 진변형율 0.25까지 비교적 균일한 변태속도를 보여주고 있으나, ECO-B 및 ECO-C 모두 진변형율이 약 0.11 및 0.07을 전후로 하여 큰 차이를 나타내고 있으며 ECO-C의 전후 차이가 ECO-B보다 더 크다. ECO-C의 경우 ECO-A와 ECO-B에 비해 변태율의 변화가 매우 크다. 진변형율이 약 0.07이 되면 ECO-A와 ECO-B는 30~50%의 변태율을 나타내는 반면 ECO-C는 거의 대부분의 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 변태된 것을 확인 할 수 있다.

그림 13는 그림 11의 잔류오스테나이트 부피분율 변화를 마르텐사이트 변태속도식에 대입하여 $\log[\ln(1-f/f_s)^{-1}]$ 과 $\log(\epsilon)$ 의 관계를 나타내었다. 여기서 α 는 안정도 계수이며, $\log(\epsilon)=0$ 즉 $\epsilon=1$ 일때의 절편 값으로, α 값이 작을수록 잔류오스테나이트의 안정성이 높아 변형에 대한 잔류오스테나이트의 마르텐사이트 변태 저항성이 높다는 것을 의미한다. ECO-A와 ECO-B는 각각 $\alpha=12.87, 10.37$ 로 비슷한 값을 나타내지만, ECO-C는 $\alpha=26.91$ 로 높은 값을 나타내어 잔류오스테나이트의 안정성이 다른 두 시편에 비해 떨어짐을 확인할 수 있다.

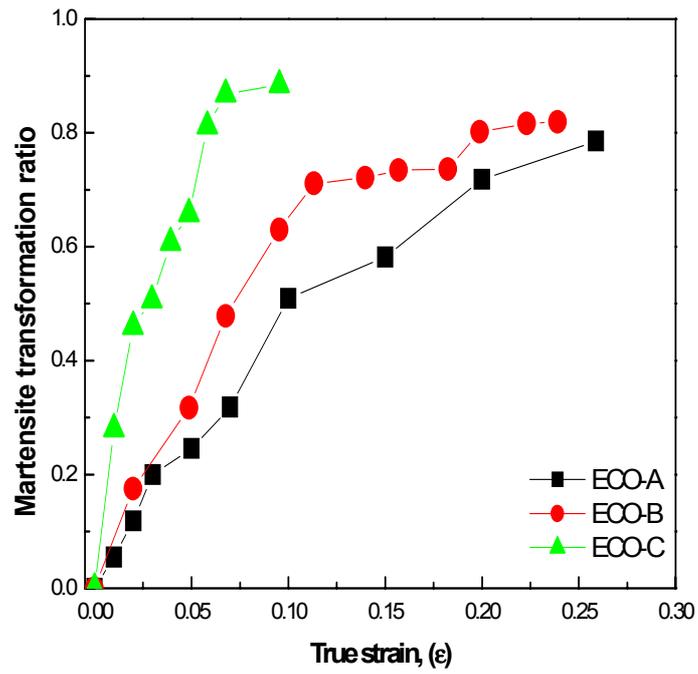


Fig. 12. Martensite transformation ratio changes as a function of true strain for the ECO steel sheets by isothermal treatment for 3min.

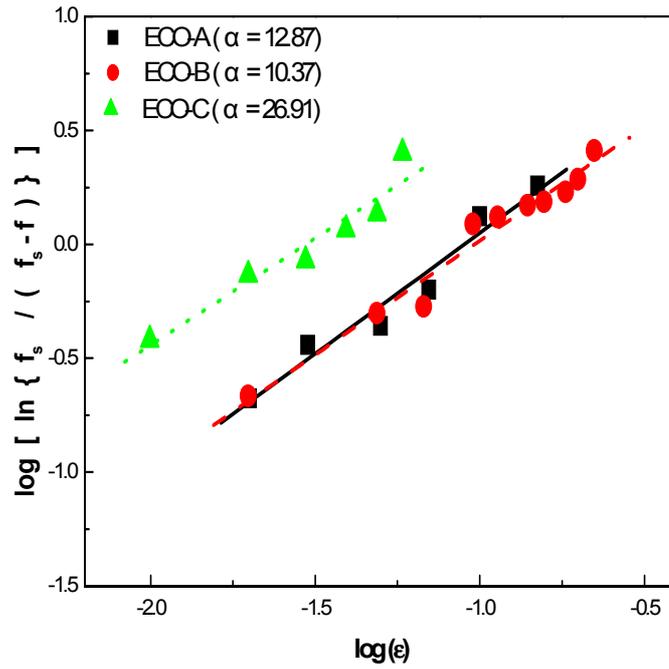


Fig. 13. Relationships between $\log[\ln(1-f/f_s)^{-1}]$ and $\log(\epsilon)$ for the ECO steel sheets by isothermal treatment for 5min.

5. 고 찰

5.1. 열처리단계에서 합금원소의 영향

이상영역 열처리 시 냉간압연된 강판에 존재하는 펄라이트와 탄화물이 완전히 용해되어야 하며, 공업적인 측면에서 가능한 짧은 시간에 탄화물을 용해시켜야 한다. 이상영역 열처리 온도는 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50:50이 되는 온도로 하였으며, 50:50에서 최대의 잔류오스테나이트 부피분율 및 우수한 기계적 성질을 얻을 수 있다^{7~9)}.

이상영역 열처리 시 Si의 대부분은 페라이트에 고용되어 페라이트 내의 탄소 함량을 감소시켜 오스테나이트의 탄소 농축에 기여하며, 일부 오스테나이트에 고용된다. Mn은 대부분 오스테나이트에 고용되어 오스테나이트의 Ms와 Mf를 감소시킨다. 만약 모든 Si가 페라이트에 고용되고 또한 모든 Mn이 오스테나이트에 고용된다면, 본 연구에서 Si 및 Mn의 함량이 1.5wt%이고, C의 함량이 0.15wt.%이므로, 페라이트 내의 Si 농도와 오스테나이트의 Mn농도는 각각 3wt.%가 되고, Si가 페라이트 내에 3wt.% 고용됨에 따라 탄소는 페라이트 내에 약 0.004wt.%의 고용이 가능하다. 그러므로 C의 농도는 대략 오스테나이트 내에서는 0.296wt.%이고 페라이트 내에서는 0.004wt.%가 된다. 이러한 가정에 따라 Andrews의 식²⁹⁾으로 계산된 Ms는 324°C가 된다. Cu의 경우 Ms에는 직접적인 영향을 주지 않으며, Fe-Cu의 상태도에서 약 850°C에서 페라이트에 최대 2.2wt.% 고용되고, 온도가 감소함에 따라 최대 고용한도 급격히 감소한다. 본 실험상의 온도인 790°C 및 750°C에서는 각각 1.5 및 1.0 정도의 최대 고용한을 가지며, ECO-B의 Cu 함량이 0.5wt.%이므로 모두 페라이트에 고용이 가능하지만, 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50:50

임을 감안한다면 ECO-C의 Cu 함량이 1.0wt.%이므로 모두 페라이트에 고용되기 어렵다. 페라이트에 고용되지 못한 Cu는 탄소에 비해 상대적으로 확산속도가 느려서 페라이트내에 쉽게 과포화되거나, 일부가 오스테나이트에 고용될 것으로 판단된다.

항온변태 온도까지 냉각 중 일부 오스테나이트가 초석 페라이트로 변태된다. 오스테나이트 내의 합금원소인 Mn과 일부 첨가되어 있을 것으로 생각되는 Si 및 Cu는 모두 TTT곡선을 장시간 축으로 이동시키는 원소이므로, 초석페라이트의 형성을 방해할 것이며, 냉각과정에서 초석페라이트로 변태되지 않은 오스테나이트는 항온변태 온도에서 일부가 베이나이트로 변태된다. 베이나이트 변태과정에서 형성되는 베이나이트는 탄화물을 가지고 있지 않은 baintic ferrite의 형태를 가지는 것으로 보고되고 있는데^{9,34)}, 이것은 오스테나이트 내의 Si이 베이나이트 형성시 베이나이트내의 탄소를 오스테나이트로 밀어내어 탄화물 형성을 억제하는 것으로 생각되며, 그에 따른 미변태된 오스테나이트의 탄소농축이 일어날 것으로 판단된다. 상온에서 잔류오스테나이트로 남으며, 미변태 오스테나이트는 상온까지 냉각하는 과정에서 일부 불안정한 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태된다. 항온변태 시간은 오스테나이트의 베이나이트 변태량에 관계되며, 항온변태 시간이 증가하면 변태되는 베이나이트의 양이 증가하며, 그에 따른 미변태 오스테나이트는 감소한다. 또한 베이나이트의 양이 증가할수록 미변태 오스테나이트 내의 탄소 농도가 증가한다. 오스테나이트 내의 탄소 농도가 증가함에 따라 Ms와 Mf가 떨어져서 상온에서도 비교적 안정한 잔류오스테나이트를 얻을 수 있다. 즉 항온변태 시간이 증가함에 따라 잔류오스테나이트의 양은 감소하지만, 그 안정성은 상대적으로 증가한다.

5.2. 항온변태 시간에 따른 인장특성

그림 7에서 항온변태 시간이 1분인 경우 베이나이트변태 시간이 짧아서 베이나이트에서 오스테나이트로 탄소의 확산이 충분히 일어나지 못하여, 오스테나이트 내의 탄소함량이 적으며, 그에 따른 안정성도 떨어져 상온에서의 불안정한 잔류오스테나이트로 남을 것으로 판단된다. 또한 인장특성이 잔류오스테나이트의 부피분율 뿐 아니라 안정성과 연관이 있을 것으로 추정된다^{7~10)}.

잔류오스테나이트의 안정성과 인장특성의 관계에 대해 Sangal 등³²⁾은 불안정한 잔류오스테나이트는 변형초기에 변태하여 강도에만 기여하고 연성에는 기여하지 못하며, 매우 안정한 잔류오스테나이트는 연성에는 기여하지만 강도 증가에 기여할 수 없고, 적당한 안정도의 잔류오스테나이트는 연성과 강도 증가에 동시에 기여할 수 있다고 보고하였다.

그림 11의 ECO-B와 ECO-C를 보면 잔류오스테나이트의 부피분율이 1~3분에서 오히려 적은 것을 볼 수 있다. 항온변태 과정에서 베이나이트의 변태량이 적을 것이며, 그에 따른 잔류오스테나이트의 양이 많아야 하지만, 상온으로의 냉각 과정에서 불안정한 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태된 것으로 판단된다. 항온변태시간이 5분인 경우 잔류오스테나이트가 가장 많으나, 인장강도는 오히려 1분에서 더 높다. Sangal³²⁾의 보고에 따르면 인장강도는 잔류오스테나이트의 부피분율에 큰 영향을 받으며, 또한 변형전에 이미 형성되어 있는 마르텐사이트도 강도에 큰 영향을 미친다고 하였다. 결과적으로 강도는 잔류오스테나이트와 마르텐사이트의 양에 의존한다. 즉 항온변태 과정에서 베이나이트로 변태되지 않은 미변태 오스테나이트의 양에 의존한다. 그러므로 항온변태 시간이 증가함에 따라 베이나이트의 증가로 인한 상온에서의 잔류오스테나이트와 마르텐사이트의 양이 감소하여 인장강도가 감소하는 것으로 판단된다.

항복강도의 경우 항온변태 시간이 증가함에 따라 증가한다. 항복강도의 경우 일반적으로 연질의 페라이트에 의해 일어난다. Chung⁹⁾은 베이나이트와 잔류오스테나이트를 합한 제 2상의 양이 동일하다면 베이나이트의 양이 많을수록 항복강도는 증가한다고 보고하였다. 본실험의 경우 제 2상의 양이 동일하여 항온변태 시간에 따라 베이나이트 양이 증가하지만, 냉각 중에 형성되는 마르텐사이트를 고려해 볼 때 단지 베이나이트의 양으로써 항복강도를 규정하기는 힘들다고 판단된다. 또한 페라이트의 탄성영역에서 불안정한 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 변태된다면 항온변태 시간이 1분인 경우 항복강도가 상대적으로 낮은 것은 불안정한 잔류오스테나이트가 페라이트의 탄성영역에서 변태된 것으로 해석할 수 있지만 명확히 판단하기는 힘들다.

5.3. Cu 함량에 따른 기계적 특성

그림 11과 표 2를 보면 Cu의 함량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트의 부피분율이 증가하였으며, 잔류오스테나이트 내의 탄소 농도는 감소하였다 또한, 그림 13에서 Cu의 함량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트의 변태율이 증가하는 것을 확인할 수 있었다. 그림 14에서 Cu의 0.5wt.%의 첨가는 잔류오스테나이트의 변태율을 증가시키며 탄소농도를 감소시키지만 TRIP현상에서의 안정도 계수(α)에는 큰 변화가 없으며, 1.0wt%를 첨가할 경우 잔류오스테나이트의 변태율 및 안정도 계수를 급격하게 증가시킨다.

ECO-C의 항복강도는 ECO-A와 ECO-B에 비해 낮으며, 이것은 다량의 잔류오스테나이트가 불안정하여 변형초기에 변해 버림으로써 항복강도가 떨어진다고 판단된다. 또한 ECO-C가 다른 강판에 비해 잔류오스테나이트의 부피분율이 많아서 강도는 증가하지만, 오히려 연신율이 떨

어지는 것은 불안정한 잔류오스테나이트가 초기에 대부분이 변태하여 변형 초기에 가공경화 속도 및 n 의 증가에 기여하고, 변형이 진행됨에 따라 가공경화 속도는 급속히 떨어져서 연신율 20%가 되면 다른 강판에 비해 n 이 오히려 감소한다. 이러한 결과는 불안정한 잔류오스테나이트는 강도 증가에 기여하고 연신율에는 기여하지 못한다는 Sangal⁹⁾ 보고에 잘 일치한다.

ECO-A의 경우 잔류오스테나이트의 부피분율이 가장 낮으며, 잔류오스테나이트의 안정성이 높다. 잔류오스테나이트의 부피분율이 낮음에 따라 인장강도 역시 가장 낮으며, 잔류오스테나이트가 강도 증가보다는 연신율 향상에 기여하는 안정한 잔류오스테나이트가 많은 것으로 판단되며, 그림 13에서 진변형률 0.15 이후에도 잔류오스테나이트의 변태속도가 비교적 완만함을 확인할 수 있다.

ECO-B의 경우 강판의 강도 및 연신율이 모두 우수하다. 이는 다량의 잔류오스테나이트가 강도 증가 및 연신율 증가 모두에 기여할 수 있는 적당한 안정성을 가짐으로써 가장 우수한 TRIP효과를 나타내는 것으로 여겨진다.

6. 결 론

본 연구에서는 0.15C-1.5Mn-1.5Si-Cu 계 TRIP형 냉연강판에 대하여 인장특성, 잔류오스테나이트의 부피분율 및 안정도의 상관관계 및 Cu의 함량에 따른 영향에 대하여 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 항온변태 시간이 3분인 경우 가장 좋은 기계적 성질을 나타내며, 그때 각각의 인장강도 및 연신율은 ECO-A가 745MPa, 35.2%, ECO-B가 799MPa, 38.6%, ECO-C가 840MPa, 27.1%이다
2. Austempering 조건이 동일할 때 Cu 첨가에 따른 잔류오스테나이트의 부피분율이 증가된다. Cu를 0.5wt% 첨가 할 경우 잔류오스테나이트의 안정성에는 큰 영향을 끼치지 않으면서 잔류오스테나이트의 부피분율을 증가시켜, TRIP효과에 우수한 적당한 안정도를 가지는 다량의 잔류오스테나이트를 얻음으로 기계적 성질을 향상시키며, 그에 따른 TS×EL balance도 가장 우수하다.
3. Cu를 1.0wt% 첨가한 경우 잔류오스테나이트의 부피분율은 증가하지만, 안정성이 크게 떨어져 강도는 증가하고, 연신율을 급격히 감소한다.
4. 강도는 잔류오스테나이트의 부피 분율이 증가함에 따라 증가하며, 초기 마르텐사이트의 부피분율을 고려해야 한다. 연신율은 잔류오스테나이트의 안정성에 따라 증가하며, 부피분율도 영향을 미친다.

참 고 문 헌

1. V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr, and R.Busch : Trans. ASM, 60(1967), 252
2. K. I. Sugimoto, N. Ushi, M. Kobayashi, and S. I. Hashimoto : Metall. Trans., A, 23A(1992), 3085
3. H. C. Chen, H. Era, and M. Shimizu : Metall. Trans., A, 20A (1989), 437
4. C. G. Lee and S. J. Kim : J. Korean Inst. Met. & Mater., 36 (1998), 1024
5. K. Shibata, Y. Mishima : ISIJ Inter., 37 (1997), 197
6. H. G .Suzuki : ISIJ Inter., 37 (1997), 250
7. S. G. Park, C. G. Lee, S. J. Kim, and I. D. Choi : J. Korean Inst. Met. & Mater., 36 (1998), 1234
8. C. G. Lee, S. J. Kim, and C. H. Lee : J. Korean Inst. Met. & Mater., 37(1999), 1324
9. J. H. Chung : "A Study on the Transformation Induced Plasticity in High Strength Cold Rolled Steel Sheet Containing Retained Austenit", Ph.D Thesis, POSTECH, (1993)
10. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi : Trans. ISIJ, 27 (1987), 570
11. K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. I. Hashimoto : ISIJ, Inter., 35 (1995), 1407
12. O. Matsumura, Y. Sakuma, and H. Takechi : Scripta Metallurgica, 21(1987), 1301

13. Y. Sakuma, O. Matsumura, and H. Takechi : Metall. Trans. A, 22A(1991), 489
14. O. Matsumura, Y. Sakuma, and H. Takechi : ISIJ Inter., 32 (1992), 1014
15. E. Girault, A.Mertens, P. Jacques, Y. Houbaert, B. Verlinden and J. V. Humbeeck : Scripta mater. 44 (2001), 885
16. P. Jacques, E. Girault, T. Catlin, N.Geerlofs, T.Kop, S. Vander Zwaag, F. Delannay : Materials Science and Engineering, A273-275. (1999), 475
17. I. Sawai, S. Uchida and E. Kamisaka : Tetsu-to-Hagane, 71 (1985), 1292
18. R. A. Depaul and A. L. Kitchin : Metall. Trans. A1, (1970), 389
19. H.Takechi : Hot and Cold Rolled Sheet Steels, ed. by R. Pradhan and G. Ludkovsky, TMS-AIME, Warrendale, PA, (1988), pp.117-138
20. A. W. McRaynolds : J. Appl. Phys., 20 (1949), 896
21. J. M. Marder : "Formable HSLA and Dual-Phase Steels", A. T. Davenport, ed., TMS-AIME, Warrendale, PA, (1979), pp.87
22. J. M. Rigsbee and P. J. Vander Arend : "Formable HSLA and Dual-Phase Steels", A. T. Davenport, ed., TMS-AIME, Warrendale, PA, (1979), pp.56
23. N. C. Goel, S. Sangal and K. Tangri : Met. Trans. A, 16A(1985), 2013
24. K. Sugimoto, M. Kobayashi, and S. I. Hashimoto : Metall. Trans., A, 23A(1992), 3085

25. D. C. Lydwigson and J. A. Berger : J. Iron and Steel Inst., 207 (1969), 63
26. G. B. Olson and M. Cohen : J. Less-Common Metals, 28 (1972), 107
27. H. J. Sung, K. S. Kim, and Y. W. Chang : J. Korean Inst. Met. & Mater., 31 (1993), 48
28. C. J. Gunter and R. P. Reed : Trans. ASM, 55 (1962), 300
29. K. W. Andrews : J. Iron Steel Inst., 203 (1965), 721
30. R. L. Miller : Trans. ASM, 57 (1964), 892
31. R. L. Miller : Trans. ASM, 61 (1968), 592
32. S. Sangal, N. C. Goel, and K. Tangri : Metall. Trans., A, 16A(1985), 2023
33. A. Deschamp, M. Militzer and W. J. Poole : ISIJ Inter., 41 (2001) 196-205
34. H.K.D.H. Bhadeshia and J.W. Christian : Metall. Trans., A, 21A(1990), 767
35. I. Tsukatani, T. Kamei, S. hashimoto, and K. Hosomi : Microalloyed HSLA Steels, ASM International, Chicago, Illinois, (1988), pp.541

**Effects of Cu content on the Mechanical Properties of
0.15C-1.5Mn-1.5Si TRIP-Aided Cold-Rolled Steels**

Ho-Chul Lee

Department of Materials Engineering

Graduate School

Korea Maritime University

Abstract

In recent years considerable researches have been carried out on the development of high strength steels for applications in automotive industry. The main issues are to reduce weight and increase safety of vehicles by use of high strength and high ductility steels. Among the candidates, so-called TRIP(Transformation Induced Plasticity)-aided multi-phase steels have been regarded as one of the most promising materials due to their excellent combinations of strength and ductility. The high formability of these transforms to martensite by plastic deformation. To lessen economic and environmental burdens, development of TRIP steels have been focused on the investigation of less expensive grades with simple constituents, such as C-Mn-Si steels. In low-alloyed C-Mn-Si TRIP steels, the austenite is stabilized by C and partly by Mn, and cementite formation during isothermal bainitic transformation is suppressed by Si. In order to

further improve mechanical and galvanizing properties, or substituted to Si in the conventional, C-Mn-Si TRIP steels.

Cu as austenite stabilizer is not soluble in cementite like Si, and it has been known that Cu showed beneficial roles in strengthening steels through various mechanism such as, solid solution hardening, refinement of ferrite grain size and precipitation hardening. Therefore, Cu is expected to be an effective alloying element in TRIP-aided steels.

In the present study, effects of copper addition to the C-Si-Mn TRIP-aided multi-phase steels on the mechanical properties, amount of retained austenite and its stability subjected to plastic deformation have been investigated. Three kinds of steels whose basic composition is 0.15C-1.5Mn-1.5Si, ECO-A(no Cu addition), ECO-B(0.5wt.%Cu) and ECO-C(1.0wt.%Cu), respectively, were fabricated according to the conventional two stage treatment at slightly above Ms temperature. Microstructure observation and mechanical tests were carried out, and variations of fraction of retained austenite with straining were determined by X-ray diffraction measurement.

In the three type of steels employed in this study, typical microstructures of TRIP-aided multi-phase steels, which were composed of ferrite, bainite and retained austenite were well developed, and amount of retained austenite were increased with increasing Cu content. Tensile strength was increased with an addition of Cu, however, ductility did not show monotonic increase with Cu contents. In the 1.0wt.% Cu-added steel, amount of retained austenite was increased but its stability with straining is decreased,

which caused to high strength with low ductility. However, in the 0.5wt.% Cu-added steel, stability of retained austenite did not show severe variation against plastic deformation, which was effective to utilize TRIP effect and led to good strength and ductility balance. It is concluded that strength of the TRIP steel is closely related to amount of retained austenite stabilized at room temperature. In addition, martensite formed after cooling from heat treatment might be affect strength of the TRIP steels, which need further study. And it is shown that the stability of the retained austenite is the most important factor governing ductility level of the TRIP steels rather than its volume fraction.